

**Softsensor basiertes multimodales zerstörungsfreies
Prüfsystem zur in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge in
42CrMo4 (AISI4140) beim Außenlängsdrehen mittels Analyse der
Prozess-, Emissions- und Randschichtcharakteristika**

Dissertation

zur Erlangung des Grades

des Doktors der Ingenieurwissenschaften

der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät

der Universität des Saarlandes

von

David Böttger

Saarbrücken

2024

Tag des Kolloquiums:	26. Juli 2024
Dekan:	Prof. Dr.-Ing. Michael Vielhaber
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Ute Rabe
	Prof. Dr.-Ing. Dirk Bähre
Vorsitz:	Prof. Dr.-Ing. Paul Motzki
Akad. Beisitzer:	Dr.-Ing. Amine Othmane

I. Vorwort

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer-Institut für Zerstörungsfreie Prüfverfahren im Rahmen des DFG-Forschungsprojekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ (Projektnummer 401821233) im laufenden DFG Schwerpunktprogramm SPP2086 „Oberflächenkonditionierung in der Zerspanung“.

Ich danke Frau Prof. Dr.-Ing. Ute Rabe für die wissenschaftliche Betreuung, sowie Herrn Bernd Wolter für die persönliche und fachliche Unterstützung.

Die Kooperationspartner seitens des wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruhe Instituts für Technologie KIT (KIT) sind oder waren hierbei Benedict Stampfer, Daniel Gauder, Alpcan Güray und Alexander Geiser. Ich möchte meine Dankbarkeit gegenüber diesen ausdrücken, die maßgeblich an der Durchführung der Experimente beteiligt waren. Deren Unterstützung, die Bereitstellung von Materialien und Ressourcen und deren Zusammenarbeit hat einen wesentlichen Beitrag zu meiner Forschung geleistet. Diese Arbeit weist gewisse Überschneidungen mit der Arbeit von Stampfer [111] am KIT auf. Stampfers Dissertation konzentriert sich auf die Entwicklung eines multimodalen Prozessmodells zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4, welches durch experimentelle Versuche und FE-Simulationen entwickelt wurde. Im Gegensatz dazu differenziert sich die hier dargestellte Arbeit, indem sie den Fokus auf die Detektion ultrafeinkörniger Gefüge mittels eines Softsensors, angepasster zerstörungsfreier Prüfsysteme und die Erforschung der Entstehungsmechanismen legt.

Des Weiteren möchte ich den Kolleginnen und Kollegen, Studierenden und Hilfwissenschaftlern des Fraunhofer-Institut für Zerstörungsfreie Prüfverfahren IZFP für die hilfreichen Diskussionen und Ideen danken, die zur Weiterentwicklung meiner Forschungsansätze beigetragen haben. Die wertvollen Einsichten und kritischen Überlegungen haben einen bedeutenden Einfluss auf die Qualität meiner Arbeit gehabt.

Zuletzt möchte ich meiner Familie und Lebenspartnerin danken. Eure Unterstützung ist für den Erfolg dieser Dissertation von unschätzbarem Wert.

II. Kurzfassung

Die vorliegende Arbeit behandelt den Aufbau eines multimodalen Softsensor-Prüfsystems für die hochproduktive Drehbearbeitung. In experimentellen Versuchen wurden zylindrische Stäbe aus Vergütungsstahl 42CrMo4 mit variierender Anlasstemperatur und variierenden Prozessparametern verwendet. Die Ergebnisse zeigen, dass während des Zerspanungsprozesses Außenlängsdrehen thermomechanisch veränderte Randschichten entstehen, welche sich im Schliffbild als ultrafeinkörniges Gefüge (UFG) zeigen. Für die Analyse der komplexen Prozess- und Materialeinflüsse wurden sowohl zerstörende als auch zerstörungsfreie Prüfverfahren (ZfP) eingesetzt. Die Mikromagnetische Multiparametrische Mikrostruktur- und Spannungs-Analyse (3MA) in Kombination mit der Hauptkomponentenanalyse (principle component analysis PCA) ermöglicht eine zeit- und orts aufgelöste in-situ Detektion von UFG. Darüber hinaus wird die Schallemissionsanalyse (acoustic emission analysis AE) auf Basis von Körperschall genutzt, um den Werkzeugverschleiß über mehrere Prozessschritte zu verfolgen. Die Sensordaten werden in einem digitalen Zwilling (DT) verknüpft und die Anwendungsmöglichkeiten sowie Grenzen eines darauf aufbauenden Softsensors untersucht. Die Integration eines Flussdiagramms ermöglicht ein proaktives Eingreifen in den Herstellungsprozess zur Vermeidung von UFG. Dieser Ansatz begegnet steigenden Anforderungen an Bauteilqualität und Lebensdauer sowie der Ressourceneffizienz bei energieeffizienten Herstellungsprozessen.

III. Abstract

The present work describes the development of a multimodal softsensor inspection system for high-productivity turning processes. Experimental trials were conducted using cylindrical bars made of quenched and tempered steel AISI4140, with variations in tempering temperature and process parameters. The results indicate the formation of thermomechanically altered surface layers during the machining process (external longitudinal turning), identifiable in the microstructure as ultrafine-grained (UFG) microstructures. Destructive and non-destructive testing methods (NDT) capture the complex process and material influences in-situ, both time-resolved and spatially, using suitable signal characteristics. The Micromagnetic Multiparametric Microstructure and Stress Analysis (3MA) combined with principal component analysis (PCA), enables the detection of UFG. Acoustic emission analysis (AE) based on structure-borne sound allows monitoring tool wear across multiple process steps. The sensor data linked in a digital twin (DT) and the potential applications and limitations of a built-up softsensor were investigated. The incorporation of a flowchart enables proactive intervention in the manufacturing process to prevent the formation of UFG. This addresses the increasing demands for component quality and lifespan, facilitating resource-efficient and energy-efficient manufacturing processes.

IV. Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	1
2	STAND DER WISSENSCHAFT UND TECHNIK	5
2.1	AUßENLÄNGSDREHEN	5
2.2	OBERFLÄCHENKONDITIONIERUNG DES STAHL 42CrMo4	9
2.2.1	<i>Kornfeinung</i>	18
2.3	ZERSTÖRENDE UND ZERSTÖRUNGSFREIE PRÜFVERFAHREN ZUR PROZESSÜBERWACHUNG	21
2.3.1	<i>Mikromagnetische Prüfverfahren</i>	24
2.3.2	<i>Schallemissionsanalyse</i>	29
2.4	SOFTSENSORIK	31
2.4.1	<i>Maschinelle Lern- und Regressionsverfahren zur Dimensionsreduktion</i>	33
3	MOTIVATION UND ZIEL DER ARBEIT	37
4	CHARAKTERISIERUNG UND IN-SITU DETEKTION ULTRAFEINKÖRNIGER GEFÜGE AN 42CRMO4	41
4.1	EINFLUSSFAKTOREN BEIM AUßENLÄNGSDREHEN	41
4.2	AUSGANGSMATERIAL UND WÄRMEBEHANDLUNG	42
4.3	VERSUCHSPLANUNG	44
4.4	VERSUCHSAUFBAU UND WERKZEUGSYSTEM	45
4.5	RANDSCHICHTCHARAKTERISTIKA	46
4.5.1	<i>Mikromagnetische Charakterisierung von Referenzproben aus 42CrMo4</i>	48
4.5.2	<i>Mikromagnetische Charakterisierung der Proben aus 42CrMo4 und Arbeitspunktbestimmung für In-Prozess 3MA</i>	70
4.5.3	<i>Thermischer Einfluss des Werkzeuges während des Außenlängsdrehens</i>	75
4.5.4	<i>Mikrostrukturelle Charakterisierung von 42CrMo4 nach dem Außenlängsdrehprozess mit hohen thermomechanischen Lasten</i>	84
4.6	ANPASSUNG UND ÜBERPRÜFUNG DER PRÜFSYSTEME	99
4.6.1	<i>Hochgeschwindigkeits-Datenaufnahme mit 3MA-II</i>	99
4.6.2	<i>Einfluss des Prüfabstands bei 3MA On-Machine Messung am bewegten Bauteil</i>	106
4.6.3	<i>Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit des Bauteils bei 3MA On-Machine Messung</i>	111
4.6.4	<i>Einfluss der Bauteiltemperatur auf das 3MA-Prüfergebnis bei On-Machine Messung</i>	116
4.7	MODELLBILDUNG DER IN-SITU RANDSCHICHTCHARAKTERISTIKA	127

4.7.1	<i>Merkmalsextraktion und Merkmalsselektion</i>	129
4.7.2	<i>Klassifikation und Validierung</i>	131
4.7.3	<i>Modellerweiterung zur Detektion nanokristalliner Schichten</i>	138
4.8	MODELLBILDUNG DER AKUSTISCHEN IN-SITU EMISSIONSCHARAKTERISTIKA	142
4.9	MODELLBILDUNG DER IN-SITU PROZESSCHARAKTERISTIKA	151
4.10	ZUSAMMENFASSUNG	156
5	SOFTSENSORKONZEPT FÜR DIE FERTIGUNG ZUR VERMEIDUNG ULTRAFEINKÖRNIGER	
GEFÜGE		159
5.1	QUALITATIVER ZUSAMMENHANG ZWISCHEN DEN MODELL- UND PROZESSSTELLGRÖßEN UND DEM HÄRTEANSTIEG ΔHV	160
5.2	IDENTIFIKATION DES WERKZEUGVERSCHLEIßES VB	163
5.3	IDENTIFIKATION VON UFG-AUSBILDUNG	164
5.4	DIGITALE BAUTEILAKTE – DIGITALER ZWILLING (DT)	164
5.5	ANSATZ FÜR EINE PROAKTIVE PROZESSSTEUERUNG ZUR VERMEIDUNG ULTRAFEINKÖRNIGER GEFÜGE	167
5.6	ANSATZ FÜR SOFTSENSORBASIERTE PROZESSREGELUNG – CLOSED-LOOP-ZERSPANUNG	170
6	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	175
7	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	179
8	TABELLENVERZEICHNIS	185
9	SYMBOLVERZEICHNIS	187
10	ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS	189
11	PRÜFGRÖßENVERZEICHNIS 3MA-II	191
12	VERÖFFENTLICHUNGEN	193
13	LITERATURVERZEICHNIS	197
14	ANHANG	207
14.1	ANHANG ZU KAPITEL 4.4	207
14.2	ANHANG ZU KAPITEL 4.5	209
14.3	ANHANG ZU KAPITEL 4.7	218
14.4	ANHANG MATERIALPARAMETER UND WERKSZEUGNIS 42CrMo4	219
14.5	ANHANG AUSSCHNITT ÜBERSICHT VERSUCHSTABELLE	221

1 Einleitung

Die Materialwissenschaft spielt eine zentrale Rolle in nahezu jedem Aspekt des modernen Lebens und bildet ein großes Fundament für Fortschritt und Wohlstand. Dabei liefert Sie Beiträge zu neuen Technologien, treibt wirtschaftliches Wachstum voran, beeinflusst politische Entscheidungen, verbessert die Lebensqualität und hilft die großen Herausforderungen unserer Zeit insbesondere die Ressourcenknappheit zu bewältigen.

Große Bedeutung hat die Materialwissenschaft für die industrielle Forschung, Entwicklung und Innovation in Deutschland und liefert wichtige Impulse für die Bereiche Technologie, Wissenschaft und Wirtschaft. Maßgeblich trägt sie zu innovativen Produkten in den Bereichen Energie, IT, Elektronik, Gesundheit und Umwelt bei. Der weitreichende Einfluss für das produzierende Gewerbe spiegelt sich in der Bruttowertschöpfung (BWS) wider. Diese beschreibt den Gesamtwert aller Waren und Dienstleistungen, die innerhalb einer bestimmten Periode in einem Land hergestellt werden, abzüglich des Wertes aller Vorleistungen. Laut dem Statistischen Bundesamt hat das produzierende Gewerbe im Jahr 2021 einen Anteil von etwa 24 % an der BWS in Deutschland [1]. Die wichtigsten Industriezweige, die zur BWS beitragen, sind Maschinenbau, Automobilindustrie, Chemie- und Pharmaindustrie sowie die Metall- und Elektroindustrie. Einer der Faktoren, die die BWS beeinflussen, ist der Energieverbrauch. Die herstellende Industrie ist ein wesentlicher Verbraucher von Energie. Gemäß Umweltbundesamt betrug der Primärenergieverbrauch in Deutschland im Jahr 2022 etwa 3269 Terawattstunden [2]. Davon entfallen 30 % auf die privaten Haushalte und 70 % auf alle Produktionsbereiche. Ein hoher Energieverbrauch stellt nicht nur einen wirtschaftlichen Kostenfaktor dar, sondern hat auch negative Auswirkungen auf die Umwelt. Aus diesem Grund wird in Deutschland und weltweit vermehrt nach Möglichkeiten gesucht, die Energieeffizienz in der herstellenden Industrie zu verbessern und den Energieverbrauch zu reduzieren.

Im verarbeitenden Gewerbe in Deutschland ist der Primärenergieverbrauch für verschiedene Bereiche unterschiedlich hoch. Der Primärenergieverbrauch bezieht sich auf die Gesamtmenge an Energie, die für eine bestimmte Tätigkeit oder einen Prozess benötigt wird und schließt dabei auch die Energiemenge ein, die für die Gewinnung, Übertragung und Verteilung dieser Energie aufgewendet wird. Das verarbeitende Gewerbe hat von allen Produktionsbereichen den höchsten Energieverbrauch mit einem

Einleitung

Anteil von 42 % [3]. Der Bereich „Metallerzeugnisse“ ist hierbei einer der größeren Verbraucher von Energie. Laut Umweltbundesamt betrug der Primärenergieverbrauch für den Bereich „Metalle und Metallerzeugnisse“ in Deutschland im Jahr 2019 etwa 23 Terawattstunden. Dies entspricht einem Anteil von 19,4 % am Gesamtenergieverbrauch des verarbeitenden Gewerbes in Deutschland. Es ist zu beachten, dass der Primärenergieverbrauch in der metallverarbeitenden Industrie von verschiedenen Faktoren beeinflusst wird, wie z.B. der Größe und Effizienz der Anlagen und dem Einsatz von energieeffizienten Technologien, die für die Herstellung von Metallerzeugnissen erforderlich sind. Um den Primärenergieverbrauch in der metallverarbeitenden Industrie zu reduzieren, werden in Deutschland und weltweit Maßnahmen ergriffen, um die Energieeffizienz zu verbessern und den Einsatz erneuerbarer Energien zu fördern. Beispielsweise erhöhte sich die Energieeffizienz für die Herstellung einer Tonne Stahl, Glas oder Nichteisenmetalle wie Aluminium und Kupfer im Vergleich zum Jahr 1995 um 7 % [3]. Auch der Energieverbrauch der Industrie im Verhältnis zum Produktionswert fällt seit dem Jahr 2020 kontinuierlich um 12 % innerhalb von 10 Jahren [4]. Redecker [5] beschreibt, dass sich dieser Energieverbrauch in 64 % kinetische Energie, 26 % Prozesswärme, 5 % Beleuchtung, 4 % Informations- und Kommunikationstechnik und 1 % Raumheizung aufteilt. „In einer Studie des Ifo-Institutes 2011 geben 64,8 % der Befragten im verarbeitenden Gewerbe an, dass die Bedeutung der Energieeffizienz in der Produktion in den vergangenen drei Jahren zugenommen hat.“ [5]. Steigende Energieeffizienz wirkt einer Steigerung des Bruttoinlandsprodukts entgegen, da diese miteinander gekoppelt sind. Das IFO-Institut schreibt dazu: „Steigt die Energieeffizienz nur so stark wie bisher, müsste das Bruttoinlandsprodukt um 14 % sinken“ [6]. Der Rat für nachhaltige Entwicklung fordert deshalb ein Abkoppeln des Energieverbrauchs bei der Bemessung des Wachstums des Bruttoinlandsproduktes [7].

Im industriellen Umfeld sind Maschinen, Anlagen und Rohmaterialien natürlichen Qualitätsschwankungen ausgesetzt, die einen direkten Einfluss auf den Herstellungsprozess und somit auch auf den Primärenergieverbrauch einzelner Bauteile haben. In verschiedensten Industriezweigen, beispielsweise im Fahrzeug- und Flugzeugbau aber auch in der Medizintechnik gilt es, auftretende fertigungstechnische Problemstellungen zu meistern. Die Herausforderung bei der Bauteilherstellung durch etwa einen Zerspanungsprozess ist es, den steigenden Anforderungen an Bauteillebensdauer, Gewicht, Kosten und Energieeinsatz gerecht zu werden.

Einleitung

Redecker [5] beschreibt in ihrem Werk Thesen zur Steigerung der Effizienz in der spanenden Fertigung. Dies umfasst die Maximierung des Zeitspanvolumens, die Förderung der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung und die Bewertung des Energiebedarfs. Auf dem Weg der Produktion durchläuft jedes Material mehrere material- und anwendungsspezifische Herstellungs-, Verarbeitungs- und Behandlungsprozesse. Die Qualität, Eigenschaften und Lebensdauer der Bauteile hängt dabei maßgeblich von ihrer Randschicht ab. Die wissenschaftliche Analyse wird seit 1964 als Surface Integrity bezeichnet, wie erstmals von Field & Kahn beschrieben [8]. Um die verschiedenen Ansprüche auf auch in Zukunft erfüllen zu können, bedarf es der gesamtheitlichen Betrachtung von „Material – Prozess – Anwendung“ immer als Einheit, wenn neue Materialien entwickelt oder bestehende verbessert, Prozesse optimiert oder neue Anwendungsfelder erschlossen werden. Um dies zu ermöglichen, bieten digitale Zwillinge und Softsensoren eine Vielzahl von Vorteilen. Durch Verknüpfung der Material- und Prozesseigenschaften und der Speicherung von anwendungsnahen Metadaten kann es gelingen, Werkstoff- und Bauteil-Eigenschaften nach der Bearbeitung gezielt einzustellen, zu bewerten und durch Analyse der vielschichtigen Wechselwirkungen zu verbessern. Beispielsweise ist es möglich, Eigenschaften eines Materials vom Rohzustand über die Herstellung mittels zerstörungsfreier Prüfung (ZfP) gezielt zu überwachen, einzustellen und während ihres Produktlebenszyklus zu analysieren und sogar mittels Rechenmodellen und entsprechenden Materialkonzepten vorherzusagen.

Auf dem Weg zu geschlossenen Materialkreisläufen bieten zerstörungsfreie In-Prozess-Prüfsysteme kombiniert mit entsprechender Softsensorik ein enormes Potenzial, um Bauteile beispielsweise während des Herstellungsprozesses auf minimale Qualitätsabweichungen zu prüfen und in Echtzeit mittels proaktiver Prozessführung qualitäts- und energieoptimiert herzustellen. Dies erhöht die Lebensdauer und hilft, ihr Gewicht, ihre Produktionskosten und den Primärenergieverbrauch von Produkten und der industriellen Fertigung insgesamt zu senken.

Diese Arbeit entstand im Rahmen des DFG-Forschungsprojekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ im zugehörigen Schwerpunktprogramm SPP2086 „Oberflächenkonditionierung in der Zerspanung“. Projektpartner waren dabei Stampfer und Gauder vom wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruher Institut für Technologie (KIT).

2 Stand der Wissenschaft und Technik

2.1 Außenlängsdrehen

Außenlängsdrehen ist ein Fertigungsprozess der zerspanenden oder spanenden Fertigungsverfahren. DIN 8580 gruppiert das Zerspanen zur Hauptgruppe Trennen, worin die wichtigsten Verfahren auch hinsichtlich ihrer industriellen Relevanz das Drehen, Fräsen, Bohren und Schleifen darstellen. Beim Zerspanen dringt ein Zerspanungswerkzeug, auch Schneide genannt, in ein Werkstück ein und trägt Material in Form von Spänen ab. Die trennenden Verfahren stehen u. a. in Konkurrenz mit den Fertigungsverfahren Urformen und Umformen, welche im direkten Vergleich Vorteile bezüglich Produktivität und Flexibilität besitzen [9]. Auch hinsichtlich Energieaufwand (30 MJ bis 50 MJ) und Werkstoffausnutzung (75 % bis 90 %) sind diese den zerspanenden Verfahren überlegen, da hier nur Werte von 60 MJ bis 80 MJ beziehungsweise 50 % bis 60 % erreicht werden. Der größte Vorteil zerspanender Verfahren liegt demgegenüber jedoch in der Erreichbarkeit von sehr hohen Genauigkeiten und Oberflächenqualitäten. Erreichbare Genauigkeiten liegen in ISO-Toleranzen nach Fritz [10] beim Gießen zwischen IT16 bis IT10, beim Schmieden zwischen IT16 und IT12, bei spanenden Verfahren IT10 und IT7 und beim Schleifen auch bis IT5. Bei den Oberflächenqualitäten, gemessen als gemittelte Rautiefe, verhält es sich ähnlich. Beim Gießen und Schmieden liegen die Werte zwischen 1000 μm und 10 μm , beim Zerspanen dagegen meist nur zwischen 250 μm und 10 μm , beim Schleifen sogar zwischen 16 μm und 0,25 μm .

Das Außenlängsdrehen als Fertigungsverfahren mit geometrisch bestimmter Schneide wird durch seine Bewegung charakterisiert. Die Hauptbewegung beim Drehen, Fräsen, Reiben, Senken, Bohren ist rotatorisch, wobei diese hingegen beim Hobeln, Stoßen und Räumen translatorisch erfolgt. Die Größen und deren Richtungen beim Außenlängsdrehen sind in Abbildung 1 gezeigt, die zugehörigen Bezeichnungen sind im Formel- sowie Abkürzungsverzeichnis zu finden.

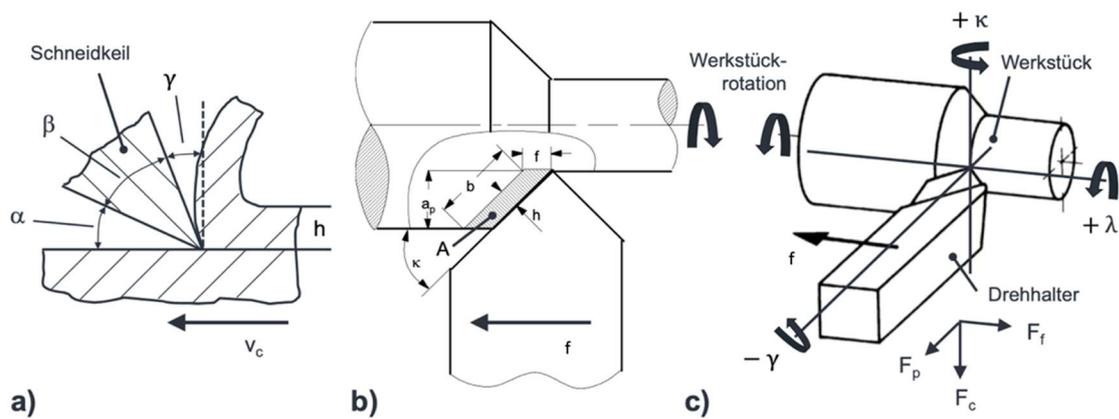


Abbildung 1: Die Größen und Richtungen des Außenlängsdrehens a) Winkel des Schneidkeils b) Größen des Spanungsquerschnitts c) Drehhalter mit Kräften und Winkel (nach DIN 8589-1) nach [10].

Die Prozessstellgrößen Schnittgeschwindigkeit v_c , Vorschub f und Schnitttiefe a_p bestimmen die Kinematik beim Außenlängsdrehen. Zusätzlich haben die Eingriffsbedingungen des Werkzeugs wie Winkel des Schneidkeils und die Geometrie des Werkzeughalters einen essenziellen Einfluss auch auf die entstehenden Kräfte in dreidimensionaler Richtung F_p , F_c , F_f . Zur Einstellung der Prozessstellgrößen eignen sich CNC-Maschinen (computerized numerical control) da diese durch Steuerungstechnik eine hohe Präzision der Bewegungsabläufe erreichen. Zudem werden die Stellgrößen einer Konstruktionsanalyse unterzogen, um die mechanischen Eigenfrequenzen der Maschine konstruktionsbedingt so anzupassen, dass diese das zu bearbeitende Werkstück nicht durch mechanische, akustische oder dynamische Belastungen mit kritischer Resonanz anregen. Um dies auch bei langen Werkstücken zu gewährleisten, können Zentrierspitzen (Reitstock), Dämpfer oder Lünetten zum Einsatz kommen. Die genannten Stellgrößen und Bedingungen führen als Auswirkungen des Prozesses einerseits zu Prozesskenngrößen, welche sich als Bauteilschwingungen, Werkzeugkräfte, Werkzeug- und Bauteiltemperaturen und hinzukommend Emissionen in physischer und akustischer Natur äußern. Andererseits bewirken die genannten Stellgrößen eine Modifikation der Randschicht des Werkstücks. Diese beiden Auswirkungen sind untrennbar gekoppelt und führen zu der als thermomechanisch bezeichneten Kopplung zwischen den mechanischen und thermischen Spannungen der Randschicht.

Einen guten Überblick über die Fertigungsverfahren Drehen und Spanen mit Prozessgrößen und Verschleißarten geben die Grundlagenbücher von Fritz und Schulze, König und Tönshoff [9–11].

Eine Werkzeugmaschine ist ein Gerät, das zum Formen oder Bearbeiten von Metall und anderen starren Materialien verwendet wird. Die typischen Werkzeugmaschinen umfassen Drehmaschinen, Fräsmaschinen, Schleifmaschinen, Bohrmaschinen und Pressen. Diese Maschinen sind unerlässlich in verschiedenen Fertigungsprozessen, in welchen die Abtragung von Material für die Herstellung von Präzisionsbauteilen erforderlich ist [12]. Schwingungssysteme in Werkzeugmaschinen bezeichnen das dynamische Verhalten der Maschine während der Bearbeitung. Schwingungen können durch die Wechselwirkung zwischen dem Werkzeug und dem Werkstück, durch Ungleichgewichte in den rotierenden Teilen oder durch die strukturellen Eigenschaften der Maschine selbst verursacht werden. Schwingungen können zu einer verminderten Oberflächengüte, einer erhöhten Werkzeugverschleißrate und sogar zum Ausfall der Maschine führen [13]. Der Werkzeughalter spielt eine wichtige Rolle bei der Stabilität des Zerspanungsprozesses. Die Art, wie der Werkzeughalter das Zerspanungswerkzeug fixiert, beeinflusst die Dämpfungseigenschaften des Systems und kann damit die Amplitude und Frequenz der Schwingungen beeinflussen. Ein gut entworfener und korrekt installierter Werkzeughalter kann Schwingungen minimieren und die Lebensdauer des Werkzeugs verlängern [14]. Das Zerspanungswerkzeug selbst kann auch einen erheblichen Einfluss auf die Dynamik des Zerspanungsprozesses haben. Die Geometrie, das Material, die Ausrichtung und der Zustand des Werkzeugs können die Schwingungen und somit die Qualität der bearbeiteten Oberfläche und die Werkzeuglebensdauer beeinflussen. Die dynamischen Effekte in Zerspanungsprozessen sind vielfältig und komplex. Sie umfassen thermische Effekte, Schwingungen, Kräfte und Materialdeformationen, die alle die Qualität des Endprodukts und die Effizienz des Prozesses beeinflussen können. Ein genaues Verständnis dieser Effekte ist entscheidend für die Entwicklung effektiver und effizienter Zerspanungsprozesse [15].

Werkzeugkräfte können beispielweise über die Kienzle Formel modelliert werden [16]. In der Untersuchung von Lochmann [17] werden Parameter für zahlreiche Prozesse und Werkzeug-Werkstoff-Kombinationen ermittelt. Allerdings können keine Parameter identifiziert werden, die eine Verknüpfung zwischen verschiedenen Wärmebehandlungszuständen, Werkzeugeigenschaften und Werkzeugverschleiß herstellen. Generische Prozesskraftmodelle für verschiedene Zerspanungsprozesse existieren, jedoch sind für die eingesetzten Modellparameter orthogonale Schnittversuche notwendig [18].

Temperaturermittlung in Werkzeug, Werkstück und Span ist für die Ausbildung von Randschichtzuständen wichtig. Diese können häufig mittels Werkzeug-, Bauteilwärmeströmen und Prozessstellgrößen modelliert und berechnet werden [19], sind jedoch meist nur in engen Grenzen für spezifische Prozesse und Randbedingungen gültig [20]. Verschiedene Literaturquellen [21], [22], [23] zeigen auf, dass beim Zerspanen mit Hartmetallwerkzeugen die Temperaturen an der Freifläche in Abhängigkeit von den spezifischen Randbedingungen Werte über 800 °C erreichen können. Der Wärmestrom in der Bauteilrandzone ist von Interesse, da dieser die Randschichtzustände maßgeblich beeinflusst. Um diese berechnen zu können, kann die Péclet-Zahl benutzt werden, welche die Leistung mit Schnittgeschwindigkeit, Spanungsdicke und Temperaturleitfähigkeit verknüpft [24]. Auch kann ein mathematischer Ansatz für unterschiedliche Prozesse und Stahlbauteile zur Beschreibung des Wärmestroms dienen [25]. Der modellierte Anteil der Wärme im Werkstück wird als eine von vielen Randbedingungen bei numerischen Verfahren wie der Finite-Elemente-Methode (FEM) zur Simulation und Modellierung verwendet, um die komplexen Zusammenhänge bei der Spanbildung oder sich ausbildenden Eigenspannungen zu untersuchen.

In der Fertigungsindustrie wird danach gestrebt, die Produktivität in Außenlängsdrehprozessen zu maximieren. Die Produktivität stellt eine ökonomische Kennzahl dar, die das Verhältnis zwischen dem Wert der produzierten Güter und den dafür eingesetzten Ressourcen widerspiegelt. Sie dient als Indikator für die Effizienz des Produktionsprozesses und spielt eine entscheidende Rolle in Bezug auf die Rentabilität und Wettbewerbsfähigkeit von Unternehmen. Typischerweise werden verschiedene Maßstäbe der Produktivität wie Arbeitsproduktivität, Maschinenproduktivität und Gesamtproduktivität gemessen und analysiert. Die Arbeitsproduktivität misst den Wert an produzierten Einheiten pro Arbeitsstunde, während die Maschinenproduktivität den Wert an produzierten Einheiten pro Betriebsstunde der Maschine erfasst. Die Gesamtproduktivität hingegen berücksichtigt alle eingesetzten Ressourcen und misst den Wert an produzierten Einheiten pro Gesamtzahl der eingesetzten Ressourcen. Die Steigerung der Produktivität senkt die Herstellungskosten, kann die Qualität verbessern und steigert die Wettbewerbsfähigkeit. Die Analyse der Produktivität in der Herstellung ist somit eine wichtige Aufgabe der Betriebswirtschaft und der Produktionstechnik. Es gibt einige aktuelle wissenschaftliche Standardwerke, die sich mit der Produktivität in der

Herstellung befassen, diese bieten eine umfassende und aktuelle Darstellung der Forschung und Praxis zur Produktivität in der Herstellung [26].

2.2 Oberflächenkonditionierung des Stahls 42CrMo4

Eisen ist ein wichtiger Werkstoff in der Industrie und wird in vielen verschiedenen Anwendungen genutzt. In der Werkstoffkunde wird Eisen häufig als reiner Werkstoff oder in Form von Stahl verwendet. Reines Eisen ist ein chemisches Element mit dem Symbol Fe und der Ordnungszahl 26. Es gehört zu den Übergangsmetallen und ist das am häufigsten vorkommende Metall auf der Erde [27]. Eisenwerkstoffe werden seit Jahrtausenden von Menschen für verschiedene Zwecke genutzt, insbesondere zur Herstellung von Werkzeugen, Waffen und Bauwerken.

Eisen kommt häufig in der Natur vor und wird in der Regel in Form von Eisenerzen gewonnen. Die häufigsten Eisenerze sind Hämatit Fe_2O_3 und Magnetit Fe_3O_4 . Die Gewinnung von Eisen aus Eisenerzen erfolgt durch Reduktion mit Koks bei hohen Temperaturen im Hochofen. Das so gewonnene Eisenerz wird als Roheisen bezeichnet und muss weiterverarbeitet werden, um es für die verschiedenen Anwendungen nutzbar zu machen. Reines Eisen ist ein relativ weiches Metall und daher für viele Anwendungen nicht geeignet. Es kommt jedoch in bestimmten Bereichen, wie beispielsweise der Elektrotechnik als Leitermaterial zum Einsatz. Es ist auch ein guter Wärme- und Stromleiter und besitzt eine hohe magnetische Sättigung. In seinem natürlichen Zustand ist Eisen jedoch anfällig für Korrosion, wodurch es leicht oxydiert und sich an der Luft verfärbt. Um die Korrosionsbeständigkeit von Eisen zu erhöhen, wird es häufig in Legierungen mit anderen Metallen wie Chrom oder Nickel gemischt. In der Regel wird Eisen jedoch als Stahl verwendet, da Stahl durch Zugabe von Kohlenstoff und anderen Legierungselementen eine höhere Festigkeit und Härte besitzt. In der Werkstofflehre wird Eisen häufig als reiner Werkstoff oder in Form von Stahl, welcher aus Eisen und weniger als 2 % Kohlenstoff besteht, verwendet. Es gibt viele verschiedene Arten von Stahl, die sich in ihren Eigenschaften und ihrem Einsatzbereich, abhängig von seiner Zusammensetzung und Behandlung, unterscheiden. DINEN10020 beschreibt, dass Stähle nach sowohl chemischer Zusammensetzung, Hauptgüteklassen oder ihrem Verwendungszweck eingeteilt werden können. Einige gängige Klassifikationen nach DIN sind:

- Baustähle nach DIN EN 10025): Baustähle werden für die Herstellung von Bauteilen und Konstruktionen in der Bauindustrie verwendet. Beispiele sind S235, S275 und S355, die unterschiedliche Festigkeitsklassen repräsentieren.
- Automobilstähle nach DIN EN 10149: Diese Stähle werden in der Automobilindustrie für Karosserieteile und andere Komponenten verwendet. Beispiele sind HSLA-Stähle (High Strength Low Alloy) wie S315MC, S500MC.
- Vergütungsstähle nach DIN EN 10083: Vergütungsstähle zeichnen sich durch ihre gute Härte und Zähigkeit aus und werden für Werkzeug- und Maschinenbauteile verwendet. Beispiele sind C45E, 42CrMo4.
- Edeltähle nach DIN EN 10088: Edeltähle sind korrosionsbeständige Stähle, die in verschiedenen Industrien, einschließlich Lebensmittelverarbeitung und Medizintechnik, verwendet werden. Beispiele sind X5CrNi18-10 (1.4301), X2CrNiMo17-12-2 (1.4404).
- Rostfreie Stähle nach DIN EN 10088: Rostfreie Stähle sind spezialisierte Edeltähle mit erweiterter Korrosionsbeständigkeit und werden in anspruchsvollen Umgebungen wie der chemischen Industrie eingesetzt. Beispiele sind X6CrNiTi18-10 (1.4541), X6CrNiMoTi17-12-2 (1.4571).
- Federstähle nach DIN EN 10089: Diese Stähle sind aufgrund ihrer Elastizität und Festigkeit für die Herstellung von Federn und ähnlichen Bauteilen geeignet. Beispiele sind C55S, C75S.

Stähle sind im Allgemeinen Konstruktionswerkstoffe und müssen verschiedene Beanspruchungs- und Belastungsarten aushalten. Zu den Beanspruchungsarten zählen beispielsweise Zug, Druck, Abscherung, Torsion und Biegung. Dabei können konstante (statische) oder permanent in Größe oder Richtung variierende (dynamische) Belastungen auftreten. Beanspruchung bezeichnet hierbei die Art der Kraftwirkung, hingegen kennzeichnet Belastung den zeitlichen Verlauf der Kraftwirkung. Meist treten Beanspruchungsarten kombiniert auf, bei Zerspanungsprozessen wird meist ein rotierendes Bauteil bewegt und mittels translatorisch (unidirektional) bewegten Werkzeug bearbeitet. Hier kommen die sechs Grundbeanspruchungen eines Bauteiles wie Zug, Druck, Biegung, Schub, Querkraft und Torsion zum Tragen [28]. Zum Einsatz kommt in dieser Arbeit der Stahlwerkstoff 42CrMo4 (nach der europäischen Norm) mit der Stahlnummer 1.7225. Außerhalb des europäischen Normungssystems wird er

beispielweise vom „American Iron and Steel Institute“ (AISI) als AISI4140 oder SCM440 (nach der japanischen Norm) bezeichnet. Die Zahl "42" gibt an, dass der Stahl etwa 0,42 % Kohlenstoff enthält, durch die Legierungselemente 1 % Chrom (Cr), 0,25 % Molybdän (Mo) und geringe Mengen anderer Elemente wie Silizium (Si), Mangan (Mn) und Schwefel (S) besitzt er eine hohe Festigkeit, Härte und Zähigkeit. Es handelt sich um einen legierten, mittelharten Stahl mit hohen Festigkeiten, Zähigkeiten, hoher Dauerfestigkeit, Schlagfestigkeit und Schlagzähigkeit sowie hoher Anlasssprödigkeit. Meist wird dieser vergütet (abgeschreckt und angelassen, quenched and tempered QT) um seine mechanischen Eigenschaften weiter zu verbessern. Seine Härte lässt sich nach Abschrecken und Anlassen bei verschiedenen Temperaturen gut einstellen. Im Anschluss lässt sich der Stahl besser bearbeiten. Wegen der besonderen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften wird er in einem breiten Anwendungsfeld, beispielsweise für die Herstellung von Getrieben, Hinterachsen, Ölbohrungen und Kunststoffformen eingesetzt.

Die Bearbeitung von Stahlbauteilen bestimmt deren Randschichtzustand. Insbesondere die Endbearbeitung durch beispielsweise Außenlängsdrehen oder Schleifen trägt maßgeblich zur Beeinflussung der funktionalen Bauteileigenschaften bei [29].

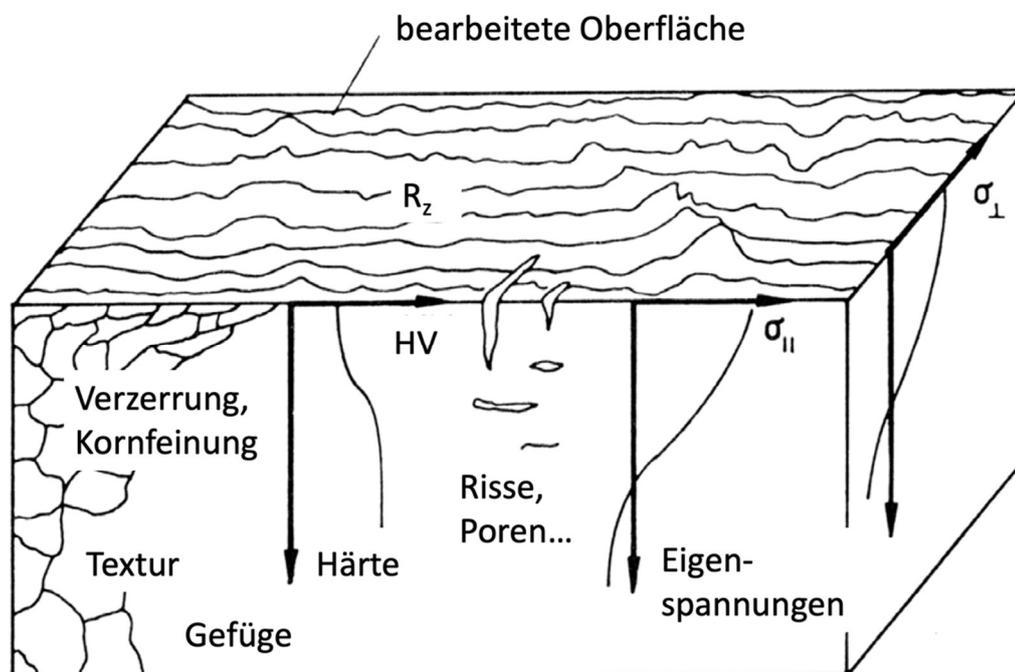


Abbildung 2: Beeinflussung der Randzone in Anlehnung an [29], [30].

Härte, Eigenspannung und Oberflächenrauheit sind wichtige Parameter, die durch diese Prozesse beeinflusst werden können.

- Härte: Die Härte eines Bauteils kann durch Wärmebehandlungsverfahren oder mechanische Bearbeitung wie Schleifen beeinflusst werden. Bei Stahl können Oberflächenhärtungstechniken, wie z. B. das Induktionshärten oder das Einsatzhärten verwendet werden, um die Oberflächenhärte zu erhöhen, während das Innere des Bauteils zäh bleibt. Schleifprozesse können jedoch die Härte beeinträchtigen, wenn sie zu einer Erhitzung der Oberfläche führen, die das Material weicher machen kann. Die Härte ist ein Maß für die Widerstandsfähigkeit eines Materials gegenüber Verformung durch Eindringen und ist eine wichtige physikalische Eigenschaft, insbesondere bei Materialien wie Metallen und Legierungen. Die Härte kann auf verschiedene Arten gemessen werden, wobei jede Methode unterschiedliche Aspekte der Härte bewertet. Häufig wird die Härte durch Druck auf eine Probe mit einem härteren Material gemessen und die resultierende Eindringtiefe oder -fläche bestimmt.

HV0,005 ist ein spezifischer Härtemesswert, der durch die Vickers-Härteprüfung (HV steht für "Vickers Hardness") ermittelt wird. Bei dieser Methode wird eine pyramidale Diamant-Spitze mit einer bestimmten Kraft in das Material gedrückt und die resultierende Eindringfläche vermessen. Die Zahl nach dem "HV" in "HV0,005" steht für die Last, die auf die Diamant-Spitze ausgeübt wird, in diesem Fall 0,005 Kilogramm-Force (Kgf). Da die Vickers-Prüfung eine der genauesten Härteprüfungen ist, wird sie oft für sehr harte oder sehr weiche Materialien verwendet, sowie für Materialien, die eine sehr dünne Oberfläche haben oder bei denen eine minimale Verformung erforderlich ist. Sie ist auch besonders nützlich für Materialien, die nicht homogen sind oder eine stark strukturierte Oberfläche haben, da die Last auf der Spitze sehr gering sein kann. Für die spezifische Last von HV0,005 in der Vickers-Härteprüfung kann die ISO 6507-1:2018 Norm herangezogen werden [31].

- Eigenspannungen sind Spannungen, die in einem festen Körper vorhanden sind, ohne dass äußere Kräfte auf ihn einwirken. Sie können während der Herstellung oder Bearbeitung eines Materials entstehen und beeinflussen das mechanische Verhalten des Materials unter Belastung. Eigenspannungen können sich auf die Festigkeit, Härte, Zähigkeit und Ermüdungsverhalten eines Materials auswirken. Es gibt drei grundlegende Typen von Eigenspannungen. Thermische

Eigenspannungen entstehen, wenn verschiedene Teile eines Bauteils hohen Temperaturgradienten ausgesetzt sind. Wenn ein Material erwärmt oder abgekühlt wird, dehnt es sich aus oder zieht sich zusammen. Wenn verschiedene Teile eines Bauteils unterschiedlich schnell abkühlen oder erwärmen, kann dies zu Eigenspannungen führen. Mechanische Eigenspannungen entstehen durch mechanische Bearbeitungsverfahren, wie Schmieden, Biegen oder Ziehen. Hierbei wirken Kräfte auf das Material, die zu Verformungen führen können. Wenn diese Verformungen nicht gleichmäßig über das Bauteil verteilt sind, können Eigenspannungen entstehen. Auch die mechanische Bearbeitung, wie das Drehen und Schleifen, kann in der Oberfläche eines Bauteils Eigenspannungen erzeugen. Diese Spannungen entstehen durch die mechanischen Kräfte, die während des Bearbeitungsprozesses auf das Material ausgeübt werden. Chemische Eigenspannungen können durch chemische Reaktionen entstehen, zum Beispiel bei der Diffusion von Atomen während der Wärmebehandlung, oder durch Phasenumwandlungen im Material.

- Eigenspannungen können beispielsweise mittels Röntgenbeugung gemessen werden, dies beschreibt die ISO 15305:2003. Eigenspannungen werden in vielen Fällen bewusst erzeugt, um bestimmte Bauteileigenschaften zu verbessern. Ein gutes Beispiel hierfür ist das Einspannen von Glas, bei dem die Oberfläche absichtlich in Druckspannung versetzt wird, um die mechanische Festigkeit und die Bruchfestigkeit zu erhöhen. Ein weiteres Beispiel ist das Kugelstrahlen, bei dem die Oberfläche eines Bauteils absichtlich verformt wird, um Druckspannungen zu erzeugen, die das Ermüdungsverhalten verbessern [35]. Eigenspannungen können sowohl negative als auch positive Auswirkungen haben. Sie können die Ermüdungsfestigkeit eines Bauteils beeinflussen und zu vorzeitigem Versagen führen, wenn sie nicht richtig kontrolliert werden.
- Oberflächenrauheit: Oberflächenrauheit, oft auch als Oberflächenrauigkeit bezeichnet, ist ein Maß für die Textur oder Rauheit einer Oberfläche. Sie betrifft die feinen Unregelmäßigkeiten in der Höhe, Tiefe oder Richtung der Oberflächenbeschaffenheit, die von den idealen Merkmalen der perfekt glatten Oberfläche eines Materials abweichen. Begriffe und Kenngrößen sind in der DIN EN ISO 4287:2010-03 sowie Regeln und Verfahren für die Beurteilung in DIN EN

ISO 4288:1998-04 beschrieben. Die Rauheit einer Oberfläche hat erhebliche Auswirkungen auf die Leistung und Haltbarkeit von mechanischen Bauteilen und kann die Funktionalität eines Bauteils, z. B. dessen Reibungs-, Verschleiß-, Schmier- oder Dichtungseigenschaften, erheblich beeinflussen. Die Oberflächenrauheit wird in der Regel mit einem Oberflächenprofilometer gemessen und kann als Rauheitstiefe, Rautiefe, mittlere Rauheit oder auf andere Weise angegeben werden, je nach den genauen Details der Oberflächenbeschaffenheit, die von Interesse sind. Es gibt verschiedene Faktoren, die die Oberflächenrauheit beeinflussen können, darunter das Material, die Fertigungstechniken und Bedingungen (wie Schleifen, Drehen und Fräsen), die Art der verwendeten Werkzeuge und die angewandten Nachbearbeitungsverfahren. Die Oberflächenrauheit eines Bauteils ist direkt von der Endbearbeitung abhängig. Dreh- und Schleifverfahren können sehr glatte Oberflächen erzeugen, wenn sie korrekt ausgeführt werden. Allerdings können ungeeignete Bedingungen oder Techniken zu einer erhöhten Rauheit führen, welches die funktionalen Eigenschaften des Bauteils negativ beeinflussen kann. Daher ist die Kontrolle der Oberflächenrauheit oft ein wichtiger Aspekt bei der Herstellung von mechanischen Bauteilen [32].

Maderbacher [33] untersucht die Eigenspannungsentstehung beim Drehen mittels experimenteller Versuche an 43CrNiMo6 und FE-Simulationen von 42CrMo4. Aufgrund einer geringen Versuchsanzahl, bedingt durch aufwendige experimentelle Eigenspannungsmessungen, treten qualitative Unterschiede zwischen Experiment und Simulation auf. In den Simulationsergebnissen treten erhebliche Zugspannungen auf, die nur in geringem Maße von den Schnittparametern abhängen. Die resultierenden Druckspannungen korrelieren linear mit der ursprünglichen Dicke des unverformten Spans, auch als ungeschnittene Spandicke bezeichnet. Zugspannungen treten in oberflächennahen Randbereichen mit einer Tiefe von bis zu 30 μm auf, insbesondere bei geringen Vorschüben und niedrigen Schnittgeschwindigkeiten. Diese Zugspannungen erstrecken sich in den Druckbereich bis zu einer Tiefe von 100 μm . Abweichend hiervon ergeben die experimentellen Ergebnisse Druckspannungen bis zu einer Tiefe von 200 μm . Daraus ergibt sich die Schlussfolgerung, dass die Beseitigung von Zugspannungen durch die Modifikation spezifischer Schnittparameter nicht realisierbar ist. Stattdessen kann jedoch durch eine geeignete Anpassung erreicht werden, dass die auftretenden

Zugspannungen an der Oberfläche minimiert und dabei die Druckspannungen in der Tiefe verstärkt werden.

Signifikante Abhängigkeiten der Zerspankräfte bei 42CrMo4 von Schnittgeschwindigkeit und Ausgangshärte des Werkstoffs sind bekannt. Bei Zunahme der Ausgangshärte nimmt die Segmentierung der Späne zu. Bei der Hochgeschwindigkeitszerspannung von 42CrMo4 ist zu beobachten [34], dass eine erhöhte thermische Beeinflussung der Randzone nicht primär zu einer Entfestigung führen muss. Weiterhin existiert eine Abhängigkeit zwischen der Oberflächeneigenspannung und der Schnittgeschwindigkeit des Prozesses. Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit bewirkt eine gesteigerte Zerspanleistung und infolgedessen eine intensivere thermische Beeinflussung der Randzone. Bei weiterer Steigerung erreicht diese thermische Beeinflussung ein konstantes Niveau oder zeigt eine leichte Abnahme. Die Tiefenwirkung der Eigenspannungen bei verschiedenen Vergütungszuständen verringert sich mit Zunahme der Schnittgeschwindigkeit, da die Kontaktzeit zwischen Werkstück und Schneidkeil abnimmt.

Die in dieser Arbeit behandelten Werkstücke, in Kapitel 4.2 beschrieben, kommen in ähnlicher Form beispielsweise als An- oder Abtriebswellen in Elektromotoren, Getrieben und Zahnrädern zum Einsatz. Hier gilt es, durch vorteilhafte Oberflächenkonditionierung der Randzone die Bauteiltragfähigkeit und Lebensdauer zu erhöhen. Oft spielen dabei Wälz- und Gleitbeanspruchungen und Ermüdungsprozesse eine Rolle. Schwägerl [35] zeigt Änderungen des mikrostrukturellen Gefüges bei thermisch geschädigten Wälzelementen durch Belastung. Gartner [36] untersucht thermisch beeinflusste Zonen in Überrollversuchen von Innenringen von Schrägkugellagern. Hämmerl [37] untersucht Proben mit verschiedenen Oberflächenhärtewerten im Rollenprüfstand. Alle belegen, dass es durch die Beanspruchung zu einer Abnahme der Härte mit gleichzeitiger Erhöhung der Zugeigenspannungen, Verringerung von Druckeigenspannungen in thermisch beeinflussten Bereichen und somit Abnahme der ertragbaren Wälzbelastung kommt. Käser et al. [38] beschreibt das Einlaufverhalten (Shakedown) eines Werkstoffs während des Wälzkontaktes von elastischen und plastischen Prozessen. Anfängliche örtliche Plastifizierung beim elastischen Shakedown wird durch Eigenspannungsänderung und Verfestigung des Werkstoffs vollständig abgebaut. Plastischer Shakedown beschreibt einen stationären Werkstoffzustand unter elastisch-plastischer-Dehnung, worin keine

Summierung von Dehnungsanteilen stattfindet. Dies kann ein praktisches Problem darstellen, da Entfestigungsprozesse zu neuer Plastifizierung führen können und wiederholte plastische Deformation zur Schädigung wie beispielsweise Anrissbildung oder Formänderung führt. Irreversible Werkstoffänderungen nach zyklischer Wälzbeanspruchung sind belegt. Hirschmann [39] untersucht Gefügeänderungen während des Wälzvorgangs von 100Cr6 und kategorisiert diese in drei dynamischen Phasen. Shakedown gilt als Phase 1, worin Restaustenit in Martensit mit Volumenzunahme transformiert und Verfestigung durch Gefügeverformung eintritt. Zugeigenspannungen können sich in Druckeigenspannungen von -400 N/mm^2 umwandeln. Die Phase 2 ist eine Stabilitätsphase ohne Gefügeveränderungen mit maßgeblich elastischen Werkstoffverhalten. In Phase 3 mit Lastspielzahl $> 10^8$ treten mikrostrukturelle Veränderungen durch starken Verfall von Martensit und Restaustenit und das Ausbilden hoher Druckeigenspannungen auf. Metallografisch lassen sich diese als sogenannte „dark etching layer“ nachweisen, welche mit Kohlenstoffdiffusion durch kurzzeitige Temperaturerhöhung gekennzeichnet sind. Kobińska [40] beschreibt in ihrer bis zum Jahr 1999 durchgeführten Literaturrecherche den Einfluss der Schleifleistung, des Zeitspanvolumens und der Art des Schleifstoffs auf die Bildung von Neuhärtungszonen und Zugspannungen. Als wesentliche Einflussfaktoren werden dabei die Schleifgeschwindigkeit, der Einsatz von Kühlschmierstoffen, die Geschwindigkeit des Werkstücks und der Fortschritt des Werkzeugverschleißes identifiziert.

Beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 Stahl kommt es zu einer thermischen und mechanischen Beeinflussung der Randschicht. Grundlegend tritt eine Randzonenschädigung infolge des Drehprozesses ein, wobei mechanische Energie beim Kontakt des Werkzeugs mit dem bewegten Werkstück durch Reibung in thermische Energie umgewandelt wird. Wenn diese Wärme nur unzureichend abgeführt wird, steigt die Temperatur in der Bauteilrandschicht an. Vergleichbar ist dies mit dem Schleifprozess, auch hier greifen dieselben Mechanismen. Sogenannter Schleifbrand kann entstehen und geht mit der Ausbildung von Zugeigenspannungen sowie Härteabfall und das Auftreten von dünnen Neuhärtungszonen einher, es tritt eine Kohlenstoffumlagerung auf. Eine gewisse Gefügeänderung bedingt durch den Herstellungsprozess muss toleriert werden [41].

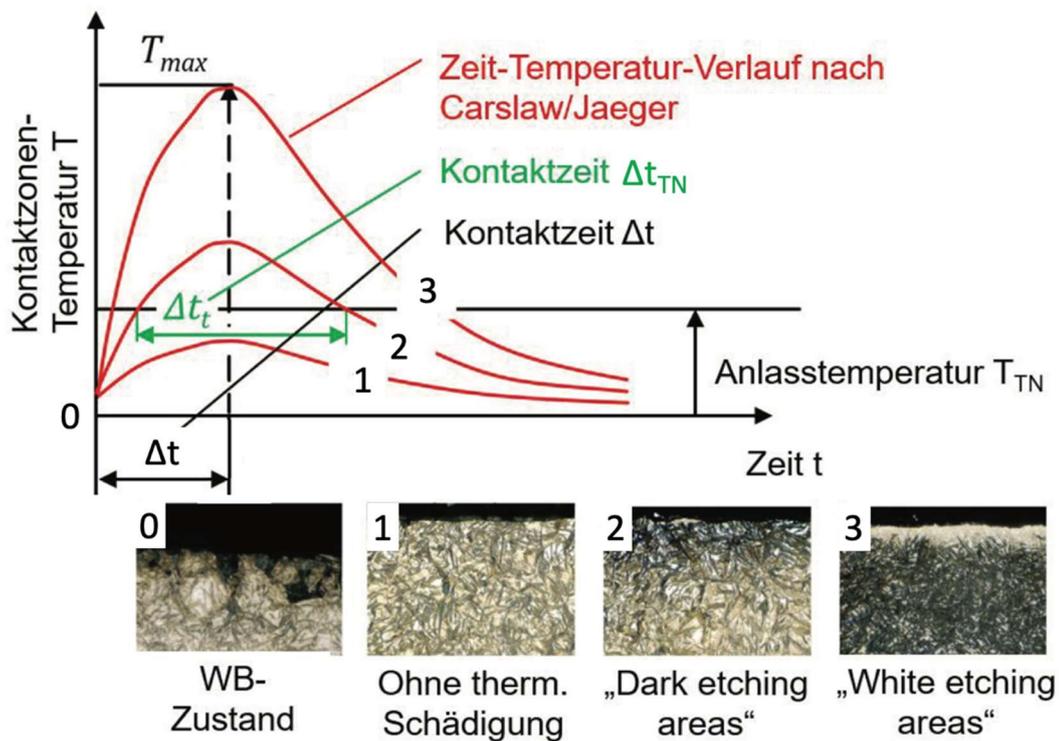


Abbildung 3: Schematische Darstellung des Temperatureinflusses auf das Schleifergebnis in Anlehnung an [42].

Die Kontaktzonentemperatur wird als bedeutender Einflussfaktor in Schleif- und Drehbearbeitungsprozessen betrachtet. Schleifbrand, der mit weißen Schichten oder nanokristallinen Schichten gleichgesetzt werden kann, tritt bei extrem hohen Kontaktzonentemperaturen auf, wie in Abbildung 3 gezeigt. Hierbei spielen der Zeit-Temperatur-Verlauf nach Carslaw/Jaeger [43], die Kontaktzeit des Werkzeugs, die Anlasstemperatur und die Kontaktzeit oberhalb der Anlasstemperatur eine Rolle. Nach [42] entstehen je nach Kontaktzonentemperatur Bereiche mit keiner thermischen Schädigung, dunkle (dark etching) oder weiße (white etching) Schichten.

2.2.1 Kornfeinung

Die Verfeinerung der Korngröße im Werkstoffgefüge wird als Kornfeinung bezeichnet. Dies kann durch geeignete Wärmebehandlung oder Zugabe geeigneter Kristallisationskeime in die Schmelze, auch bekannt als Impfen, erreicht werden. Kornfeinung trägt dazu bei, die Festigkeiten von metallischen Werkstoffen zu erhöhen. Zusätzlich kann die Zähigkeit metallischer Werkstoffe gesteigert werden, indem die Übergangstemperatur und der Schermodul an den Korngrenzen reduziert werden, was die Bildung von Versetzungen begünstigt [44]. Dies trägt auch dazu bei, die Neigung zur Rissbildung bei heißen Verarbeitungsprozessen zu verringern.

Auf der anderen Seite führt die Verkleinerung der Korngröße zu einer erhöhten Anzahl von Korngrenzen, was wiederum die Korrosionsanfälligkeit erhöhen kann. Ein geringerer durchschnittlicher Korngrößendurchmesser bedeutet einen größeren Unterschied in den Festigkeiten. Dies wird durch die Hall-Petch-Beziehung verdeutlicht, welche einen empirischen Zusammenhang zwischen der Korngröße eines metallischen Werkstoffs und seiner Härte beschreibt [45].

Im Stand der Technik ist auch die dynamische Rekristallisation bekannt, welche während der Warmumformung von Metallen auftreten kann. Wenn ein Metall bei hohen Temperaturen, üblicherweise oberhalb der Rekristallisationstemperatur, plastisch verformt wird, können die dadurch induzierten Versetzungen und Verformungsenergien zur Neubildung von Körnern führen. Dieser Prozess wird als dynamische Rekristallisation bezeichnet, da er "dynamisch" während der Verformung stattfindet, im Gegensatz zur statischen Rekristallisation, die nach der Verformung während einer Wärmebehandlung auftritt. Schlüsselemente der dynamischen Rekristallisation sind:

- Entstehung neuer Körner: Durch die hohe Temperatur und die Verformung werden Versetzungen generiert, die sich bewegen und anlagern können. Wenn die Versetzungsdichte einen kritischen Wert erreicht, kann es zur Bildung neuer Körner kommen, die frei von Versetzungen sind.
- Abbau von Spannungen: Die dynamische Rekristallisation hilft, die durch die plastische Deformation aufgebauten Spannungen abzubauen, da die neu gebildeten Körner weniger oder keine Versetzungen aufweisen.

Stand der Wissenschaft und Technik

- Kornverfeinerung: Oft führt die dynamische Rekristallisation zu einer Verfeinerung des Korngefüges, was die mechanischen Eigenschaften des Stahls verbessern kann, insbesondere die Zähigkeit.
- Einfluss der Verformungsbedingungen: Die Geschwindigkeit und das Ausmaß der dynamischen Rekristallisation hängen von mehreren Faktoren ab, einschließlich der Verformungstemperatur, der Verformungsgeschwindigkeit, dem Verformungsgrad und der chemischen Zusammensetzung des Stahls.

Dynamische Rekristallisation bezeichnet die Entstehung von Großwinkelkorngrenzen und somit die Bildung neuer Körner. Hohe Spannungen, Dehnungen und Temperaturen begünstigen diese Vorgänge [46]. Randschichten, die auf diese Weise verfestigt sind, zeigen im Vergleich zu phasentransformierten Schichten eine geringere Sprödigkeit, da die feinkörnige Struktur das Risswachstum hemmt. Die Gefügekörner, die kleiner als die Wellenlänge des sichtbaren Lichts sind und nicht im optischen Mikroskop aufgelöst werden können, erscheinen aufgrund der Lichtstreuung weiß. Diese werden als weiße Schichten oder White Layer bezeichnet [47], [48], [49].

Die Erforschung und industrielle Anwendung von nanokristallinen oder ultrafeinkörnigen Gefügen, insbesondere als oberflächennahe Werkstoffstrukturen, erstreckt sich über einen längeren Zeitraum. Diese Materialstrukturen weisen erhebliches Potenzial für Strukturwerkstoffe aufgrund ihrer herausragenden mechanischen Eigenschaften auf. Im Gegensatz zu Funktionswerkstoffen, die durch spezielle akustische, elektrische, magnetische und optische Eigenschaften charakterisiert werden, zeichnen sich Strukturwerkstoffe durch ihre mechanischen Merkmale wie Festigkeit, Härte, Dichte, elastische Steifigkeit und Verschleißbeständigkeit aus [50].

Nach Niehuesbernd [51] wird die „Abgrenzung ultrafeinkörniger Gefüge (UFG) gegenüber nanokristallinen und klassischen grob- und feinkörnigen Gefügen ... kontrovers diskutiert“. Die Bezeichnung „nanokristallines Gefüge“ wird oft verwendet, wenn sich die Korngrößen oder Dimensionen der Körner in mindestens einer Raumrichtung im Bereich von 1 nm bis 100 nm oder auch maximal 1 nm bis 10 nm befinden. Niehuesbernd bezeichnet ultrafeinkörnige Werkstoffe als solche, bei denen die Korngrößen im Bereich zwischen 100 nm und 1 µm liegen. Ein weiteres Kriterium betrifft den Anteil von Großwinkelkorngrenzen (GWKG). Valiev und Pragnell setzen einen GWKG-Anteil von

mindestens 50 % bzw. 70 % voraus, wohingegen Pragnell einen Anteil von über 70 % als notwendig erachtet [52], [53].

UFG lassen sich gezielt mittels „bottom-up“-Verfahren durch Ansammlung nanoskaliger Partikel oder mittels „top-down“-Verfahren durch hochgradige plastische Verformung (Severe Plastic Deformation) SPD herstellen [54]. Die Herstellung solcher UFG mittels SPD erfordert die Einbringung extremer Dehnungen kombiniert mit hohem hydrostatischem Druck. Bei metallischen Werkstoffen findet plastische Verformung über Versetzungsprozesse statt, hier dienen die Korngrenzen als Versetzungsquellen [55].

Karpuschewski [56] beschreibt die Analyse der Mechanismen wie der Martensitbildung und legt nahe, dass der maximale Temperaturgradient eine geeignete Größe für die Generierung von Eigenspannungen für mehrere Prozesse ist. Die Tiefe der transformierten Zone kann mit dem Quadrat des maximalen Temperaturgradienten und multipliziert mit dem Wurzelquadrat der Kontaktzeit korreliert werden.

UFG können bei diversen Fertigungsprozessen bei der Bearbeitung von Werkstoffen entstehen oder werden gezielt erzeugt. Darüber hinaus kommen in der Automobilindustrie beispielsweise feinkörnige Stahlbelche zum Einsatz. Auf der einen Seite werden die damit einhergehenden positiven Effekte genutzt, wie höhere Festigkeiten mit Verringerung des Gewichts durch dünnere Blechstrukturen [57]. Auf der anderen Seite führt dies zu einer Erhöhung der Korrosionsanfälligkeit des Werkstoffs und muss durch geeignete Maßnahmen zum Korrosionsschutz abgefangen werden, wie etwa durch das Aufbringen dünner Zinkschichten.

Thermomechanische Lasten haben einen großen Einfluss auf die Randschichtmodifikation beim Fertigungsprozess Außenlängsdrehen, insbesondere qualitätskritische UFG, oft auch als weiße Schichten bezeichnet, können dabei entstehen. Im Rahmen dieser Arbeit werden auftretende Effekte der UFG untersucht, da diese beim Drehen des Werkstoffes 42CrMo4 auftreten und zu veränderten Bauteileigenschaften sowie einem nachteiligen Korrosionsschutz und nachteiliger Bauteillebensdauer führen können.

2.3 Zerstörende und zerstörungsfreie Prüfverfahren zur Prozessüberwachung

Grundsätzlich lassen sich Verfahren zur Werkstoffprüfung in zwei Kategorien einteilen. Bei der zerstörenden Werkstoffprüfung findet eine Beschädigung des Werkstücks oder Bauteils an der Messstelle oder des ganzen Bauteils statt. Dieses kann im Anschluss in der Regel nicht mehr für seine ursprünglichen Aufgaben eingesetzt werden. Häufig kommen extra angefertigte und genormte Werkstoffproben zur Vergleichsermittlung zum Einsatz, um exakte Werkstoffkenngrößen oder Bauteilkennwerte zu ermitteln. Die für die zerstörende Werkstoffprüfung ermittelten Kenngrößen sind beispielsweise bei der Bauteilentwicklung wichtig, um je nach Beanspruchung und Belastung geeignet zu dimensionieren. Zu den zerstörenden Prüfverfahren zählen auf der mechanischen Seite die Härte-, Zug-, Druck-, Biege-, Kerbschlagbiege-, Dauerschwing-, Zeitstand- und Relaxationsversuch sowie weitere Verfahren. Auf der chemischen und thermischen Seite existieren die Kristallographie und Metallografie.

Meist können bei der Bauteilherstellung nicht alle Wechselwirkungen zwischen den Beanspruchungs- und Belastungsfällen als Werkstoffkenngrößen erfasst werden. Das wird problematisch, wenn durch Bauteilversagen Menschenleben in Gefahr sind. Deshalb besitzen sicherheitskritische Bauteile engere Toleranzbereiche und müssen in kurzen, regelmäßigen Abständen geprüft werden. Meist ist es dabei unrentabel oder technisch schwer umsetzbar, Bauteile mittels zerstörender Prüfung vollumfänglich zu prüfen. Darüber hinaus ist es kaum oder nur mit hohem Zeit- und Kostenaufwand möglich, ein komplettes Abbild eines Bauteils zu bekommen, um dessen komplexen und inhomogenen Werkstoffverteilungen auf der Bauteiloberfläche und im Bauteilinneren zu beschreiben.

Die beschriebenen zerstörenden Methoden sind durch kostenintensive Zusatzgeräte, Zeit- und Ortsauflösung und eingeschränkte Systemrobustheit begrenzt. Abhilfe können hier bedingt zerstörungsfreie Prüfverfahren schaffen, bei denen eine kleine Probe entnommen oder der zu prüfende Bauteilbereich freigelegt werden muss, wie dies bei der mobilen Härteprüfung, der Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochverfahren oder dem Nitalätzen nötig ist. Bei allen genannten Methoden wird jedoch die Gebrauchstauglichkeit des Prüfobjekts beeinträchtigt und sie eignen sich nicht, um während laufender Fertigungsprozesse in Echtzeit Informationen über beispielsweise den Werkstoffzustand oder den Verschleißfortschritt der eingesetzten Werkzeuge zu bekommen.

Stand der Wissenschaft und Technik

Um diese Einschränkungen der zerstörenden und bedingt zerstörungsfreien Methoden zu überwinden, werden zerstörungsfreie Prüfverfahren, bei denen das Werkstück unbeschädigt bleibt, eingesetzt und entwickelt (beschrieben in DIN EN ISO 9712). Sie werden auf der einen Seite zur Charakterisierung der Makrostruktur sowie zum Nachweis (qualitativ) und Bewertung (quantitativ) von Bauteilfehlern wie beispielsweise Rissen, Blasen, Poren, Lunker oder Delaminationen eingesetzt. Weiterhin werden sie zur Werkstoffcharakterisierung von Gefügemerkmalen wie der Korngröße, von Werkstoffkennwerten wie Härte, Festigkeit und Eigenspannungen, Schichtdicken oder zur Detektion von Schleifbrand eingesetzt.

Zu den ZfP-Methoden zählen viele teils genormte Verfahren wie beispielsweise Sichtprüfung, Magnetpulverprüfung, Eindringprüfung oder Ultraschallprüfung.

Weitere Arten sind bspw. Wirbelstrom-, Dichtheits- oder Thermografieprüfung. Aber auch teils ungenormte Verfahren wie Schallemissionsanalyse und Elektromagnetische Prüfung kommen zum Einsatz. Mit ZfP-Verfahren können nicht nur begrenzte Probenanzahlen, sondern jedes Bauteil geprüft werden. Darüber hinaus können Materialkennwerte nicht nur an einem Punkt, sondern an größeren Bereichen und sogar während des Produktlebenszyklus von Herstellung über Betrieb und Recycling verfolgt und überwacht werden.

Prüfen im Allgemeinen nach DIN 1319 Teil 1 ist das Feststellen, ob ein Prüfgegenstand vorgeschriebene, vereinbarte oder erwartete Bedingungen erfüllt und ob Fehlergrenzen eingehalten werden. Qualitätsprüfung wird in DIN 55350 Teil 11 definiert als Feststellung, inwieweit die Einheit gewisse Qualitätsanforderungen erfüllt.

Bei der Messdatenaufnahme an einem Prüfobjekt beispielsweise zur Werkstoffcharakterisierung entsteht im ersten Schritt kein Werkstoffkennwert, sondern einen Messwert. Dieser ist der ermittelte Wert der physikalischen Messgröße. Um daraus eine objektive Aussage ableiten zu können ist es notwendig die Messtechnik mit einer Lehre oder Kalibrierungsfunktion zu verknüpfen. Dies kann einerseits mittels direkter Messtechnik erfolgen, indem die Messgröße mit einem Maßstab oder Normal verglichen wird. Andererseits wird bei indirekter Messtechnik die eigentliche Mess- oder Zielgröße aus anderen direkt gemessenen Messgrößen bestimmt, wobei zwischen diesen ein bekannter, eindeutiger Zusammenhang, oft mittels geeigneter mathematischer

Stand der Wissenschaft und Technik

Methoden und Modelle ermittelt, besteht. Hierdurch lässt sich eine Verknüpfung von Mess-, Referenz- und Zielgröße und somit ein Anlernen der Prüfsysteme durchführen. Die Prüfung kann teilweise in Normen (DIN-Normen, ASTM) durch Normverfahren beschrieben sein.

Im Stand der Technik existieren auch nicht oder nur teilweise genormte Prüfverfahren, welche durch ihre Neuartigkeit noch nicht zugelassen sind oder durch das Transferieren von Normverfahren in neue Anwendungsbereiche ihre Zertifizierung verlieren. Abhilfe könnte hier nach DIN EN ISO/IEC 17025 die flexible Akkreditierung eines Prüflabors schaffen, welches die Kompetenzautorität besitzt, um neuartige zerstörungsfreie Prüfverfahren rascher in die industrielle Praxis zu überführen, zu qualifizieren und zu validieren. Diese würde auch im Rahmen des ILAC-MRA-Abkommens international anerkannt und einen schnellen Transfer qualifizierter, normenkonformer Neuentwicklungen oder Anpassungen innovativer ZfP-Technologien auch in bisher nicht genormten Aufgabenfeldern bis zur Marktreife sicherstellen.

Die Zerstörungsfreie Prüfung 4.0 (ZfP 4.0 oder auch nondestructive testing NDT 4.0 genannt) ist ein Konzept, welches die Anwendung von zerstörungsfreien Prüfverfahren in der Industrie 4.0 umfasst. Dabei kommen Methoden zur Untersuchung von Werkstücken ohne Funktions- oder Strukturbeschädigung zum Einsatz. Sie werden häufig in der Qualitätssicherung und Instandhaltung von industriellen Anlagen eingesetzt. NDT 4.0 bezieht sich auf die digitale Vernetzung von Prüfverfahren und -geräten in der Industrie 4.0. Ziel ist es, die Qualität und Effizienz von zerstörungsfreien Prüfungen zu verbessern. Durch die Verwendung von Sensoren und künstlicher Intelligenz könnten beispielsweise Prüfverfahren automatisiert und robuster gegenüber Störeinflüssen entwickelt werden. Der Anwendungsbereich der zerstörungsfreien Prüfung erstreckt sich über alle Phasen des Lebenszyklus eines Produkts, einschließlich Rohmaterial, Produktion, Betrieb, Entsorgung und Recycling [58]. Die zerstörungsfreie Prüfung ist zu einem wesentlichen Bestandteil der modernen Industrie geworden, insbesondere im Bereich der Produktion, wo die Charakterisierung von Werkstoffen in Bezug auf Mikrostruktur, Zustand und Eigenschaften entscheidend ist [59].

In dieser Arbeit kommen nicht genormte mikromagnetische und Schallemissions-Verfahren basierend auf akustischem Körperschall (KS) zum Einsatz. Diese eignen sich insbesondere für die Prozessüberwachung bei der Bearbeitung von Bauteilen aus Stahl.

2.3.1 Mikromagnetische Prüfverfahren

Mikromagnetische Prüfverfahren basieren auf der Erzeugung (Senden) und Detektion (Empfangen) von magnetischen Feldern, hervorgerufen durch elektrische Größen wie Spannung und Strom. Im Rahmen einer mikromagnetischen Prüfung können elektrische und magnetische Größen wie Gleichwert, Scheitelwert, Frequenz, Phasenlage, magnetische Feldstärke und viele weitere bestimmt und mit zerstörend gemessenen Größen verknüpft werden. Träger der Information können, wie in DIN 40146 und DIN 1319-1 beschrieben und aus der Nachrichtentechnik bekannt, die Signale direkt oder darüber hinaus mittels Modulation (Trägersignal) aufgeprägte Größen sein. In der Hardware mikromagnetischer Prüfsysteme findet die Übertragung der analogen Signale über elektrische Leiter und über in Beziehung stehenden Messketten, sowie einer Darstellung der Signale in zeit-diskret abgetasteter und digitalisierter Form statt. Bei den mikromagnetischen Prüfverfahren wird ein Magnetfeld H mit dem Prüfkopf erzeugt. Anschließend bildet sich in der zu messenden Probe ein Magnetfeld aus.

Die in einem Werkstoff auftretenden Magnetfelder werden als magnetischen Momente mit der Quantenmechanik beschreiben. Unter anderem trägt der Eigendrehimpuls (Spin) der Elektronen auf ihrer Bahn um den Kern zum magnetischen Moment bei. Der Gesamtdrehimpuls J ist mit dem magnetischen Moment $\vec{\mu}$ über den Landé-Faktor g und über das Bohrsche Magneton μ_B verknüpft. Der Gesamtspin ergibt sich aus den drei Komponenten Spin, Bahnmoment und Kernmoment, wobei die letzteren beiden hierbei vernachlässigbar sind. Die magnetischen Momente von Atomen im Grundzustand können über die Hundschen Regeln und den Langevin-Paramagnetismus, Atome in angeregten Zuständen über den Van-Vleck-Paramagnetismus beschrieben werden, magnetische Momente der Leitungselektronen über den Pauli-Paramagnetismus.

Bei diamagnetischen Materialien wie beispielsweise Helium, Ethanol, Blei oder Gold ist der Gesamtbahndrehimpuls und Gesamtspin durch gepaarte Elektronen insgesamt Null. Diese Werkstoffe zeigen nach außen auch kein magnetisches Moment. Hingegen ist bei ferromagnetischen Werkstoffen der Gesamtspin durch ungepaarte Elektronen wie bei Eisen, Cobalt und Nickel ungleich Null. Bei den meisten Elementen ist eine antiparallele Ausrichtung der Elektronen in der Regel in den beiden Elementarzellen kubisch-raumzentriert (krz) oder kubisch-flächenzentriert (kfz) energetisch günstiger. Die

Stand der Wissenschaft und Technik

einzelnen magnetischen Momente richten sich parallel entlang der Elementarzellachsen aus, somit ergibt sich in Summe ein magnetisches Moment, dies wird als paramagnetisches Verhalten bezeichnet. Bei Eisen im speziellen geschieht dies entlang der $\langle 001 \rangle$ Richtung, dies wird als magnetisch weiche Achse bezeichnet. Die Magnetisierung M ist proportional zum angelegten Magnetfeld. Bei den Elementen sind nur Eisen, Cobalt, Nickel bei Raumtemperatur ferromagnetisch. Chrom weicht jedoch mit seiner antiparallelen Ausrichtung in krz ab und besitzt antiferromagnetische Eigenschaften.

Wenn in einer Probe alle Atome perfekt angeordnet wären, würde dies zu einem großen äußeren magnetischen Feld führen und hohe Streuverluste erzeugen. Dies versucht die Natur mittels Energieminimierung zu vermeiden. Eine Möglichkeit dafür stellen die Ausbildung unterschiedlicher Bezirke oder Domänen in der Probe dar, in denen die magnetischen Momente gleich ausgerichtet sind, während aber über alle Domänen hinweg sich die Felder in Summe nach außen aufheben. Diese magnetischen Domänen werden Weißsche Bezirke genannt und können mittels Kerr-Mikroskop, durch Ablenkung polarisierten Lichts, sichtbar gemacht werden. Erkennbar werden 90° und 180° Wände, welche die Weißschen Bezirke begrenzen. Die Übergänge zwischen den Bezirken werden Blochwände genannt. Weißsche Bezirke sind in der Regel kleiner als die Körner des Werkstoffs. Ein harter Übergang zwischen den Weißschen Bezirken ist energetisch ungünstig, weshalb Blochwände eine gewisse Breite in der Probe aufweisen. Daraus ergeben sich gewisse Gleichgewichte um den energetisch günstigsten Zustand. Blochwände können durch äußere Magnetfelder bewegt werden, bei geringen Magnetfeldern findet nur eine Verschiebung der energetisch ungünstigen Bereiche entlang der äußeren Magnetfeldrichtung statt. Bei weiterer Erhöhung werden auch energetisch günstige Bereiche bewegt, bis eine vollständige Ausrichtung aller Bereiche erreicht wird. Dies wird als magnetische Sättigung bezeichnet. Ferromagnetische Stoffe werden bei hohen Temperaturen paramagnetisch. Da die thermische Energie größer wird als die Austauschwechselwirkung der Elektronen wird die parallele Ausrichtung der Elektronenspins zerstört. Der Temperaturübergang, bei welchem dies eintritt, wird als Curie-Temperatur bezeichnet [60].

Auf der makroskopischen Seite äußern die sich ausgebildete magnetische Domänen als messbare magnetische Hysterese. Wenn ein Werkstoff anfänglich nicht magnetisch ist,

heben sich die magnetischen Domänen nach außen hin auf. Die Neukurve beschreibt beim Anlegen eines magnetischen Feldes mit Feldstärke H die Ausbildung der Induktion B , hier werden anfänglich die leicht beweglichen Blochwände bewegt. Dies führt anfänglich zu einem schnellen Anstieg der Induktion B , im weiteren Verlauf wird eine Bewegung erschwert, bis die magnetische Sättigung erreicht ist. Wenn in der Mikrostruktur des Bauteils Hindernisse wie beispielsweise Korngrenzen oder Ausscheidungen vorhanden sind, behindern diese die Blochwandbewegung. Die Magnetisierungskurve verläuft hierbei Treppenförmig. Dies ist als Barkhausenrauschen bekannt und führt einerseits dazu, dass größere magnetische Feldstärken zur Überwindung der Hindernisse zur Blochwandbewegung notwendig sind (reversibler Anteil erkennbar als Anstieg des Treppenabsatzes) und andererseits bei Wegnahme des äußeren Feldes die Hindernisse ein vollständiges Rückorientieren an den Ursprungsort behindern können (irreversibler Anteil erkennbar als Höhe des Treppenabsatzes). Dies führt zur Ausbildung einer Restmagnetisierung (Remanenz) und der Ausbildung einer magnetischen Hysterese.

Blochwandbewegungen haben einen ähnlichen Bewegungsmechanismus wie Versetzungen, deren Neubildung über den Orowan-Mechanismus beschrieben werden können. Es gibt also eine Analogie zwischen den Versetzungsmechanismen und den Blochwandbewegungen. Aus diesem Grund reagieren Blochwände auf Verfestigungsmechanismen, welche auch für Versetzungen gelten. Hierzu zählen beispielsweise Mischkristallhärtung durch Erhöhung der Fremdatomkonzentration, Kaltverfestigung durch Erhöhung der Versetzungsdichte, Kornfeinung abhängig von der Korngröße oder Teilchenhärtung durch beispielsweise Ausscheidungen mit Festigkeit abhängig von der Konzentration und der Korngröße.

Die Fläche unter der magnetischen Hysteresekurve beschreibt die Ummagnetisierungsarbeit. Diese Hysteresekurve kann sowohl magnetisch weiche Werkstoffe mit geringer, als auch magnetisch harte mit hoher Ummagnetisierungsarbeit beschreiben. Stahlwerkstoffe können über ihre Mikrostruktur von weichmagnetischen Ferrit-Perlit Gefüge, über oberer und unterer Bainit bis in den hartmagnetischen Bereich dem Martensit eingestellt werden.

Oft treten auch Wirbelstromeffekte im Material auf, wobei diese nach der Lenz'schen Regel so gerichtet sind, dass diese ihrer Ursache entgegenwirken. Dies führt zu einer Abschwächung des Primärfeldes und einer Verlagerung an die Bauteiloberfläche (Skin-

Effekt). Veränderungen im Gefüge und Eigenspannungen wiederum verursachen eine Änderung der elektrischen Leitfähigkeit und magnetischen Permeabilität μ_r . Dies hat direkten Einfluss auf die Änderung der Impedanz der Prüfspule durch sich ändernde Wirbelströme.

Schwienbacher [61] ermittelte den Einfluss der Schleifbearbeitung von Zahnflanken auf deren Randzoneneigenschaften. Übliche zerstörende Verfahren wie das Nitalätzen und das zerstörungsfreie Mikromagnetische Multiparameter-, Mikrostruktur- und Spannungs-Analyse (3MA) Verfahren sowie Barkhausenrausch-Analysen mittels des Geräts ROLLSCAN der Firma Stresstech kamen zum Einsatz um starken Schleifbrand zu detektieren. Auch konnte gezeigt werden, dass zerstörungsfreie 3MA-Messungen mit röntgenografisch ermittelten Eigenspannungen und Härtemessungen korrelierten. Weiterhin wird gezeigt, dass eine Oberflächenhärteminderung und Erhöhung des Eigenspannungsmaximums zu einer Erhöhung des maximalen Barkhausenrauschpegels führt. Die Ermittlung von Randzonenkennwerten mittels 3MA wurde wegen der aufwändigen Kalibrierprozedur, unterschiedlicher Prozesseinflüsse, Probenprofilformen und Eigenspannungstiefenverläufen nicht weiterverfolgt. Zur Materialprüfung bei verschiedenen Herstellungsprozessen kamen mikromagnetische Prüfverfahren zum Einsatz. Beispielsweise kann mittels Barkhausenrauschen und Nitalätzung ein sensibler Nachweis von Schleifbrand und weißen Schichten erfolgen.

Die Korngröße des Stahlwerkstoffs stellt Hindernisse für Versetzungen und Blochwände dar. Dies spiegelt sich in der steigenden Streckgrenze nachvollziehbar über die Hall-Petch-Gleichung wider. Durch Verkleinerung der Körner steigt die Anzahl der Hindernisse, wodurch das Material wiederum hartmagnetischer wird und H_c ansteigt. Bei weichmagnetischen Materialien 50NiFe, Permalloy und FeSi6 [62] gilt dies jedoch nur für Korngrößen $\geq 1 \mu\text{m}$, bei Korngrößen $\leq 1 \mu\text{m}$ ist ein Absinken von H_c zu beobachten.

Der Artikel von Wolter et. al gibt einen Überblick über die Entwicklung mikromagnetischer Methoden [63], im Folgenden wird dieser zusammengefasst. Die Entwicklung hat streng genommen vor mehr als 80 Jahren begonnen [64]. In dieser frühen Studie werden die elektromagnetischen Eigenschaften des Materials mit anderen Materialeigenschaften wie elastischen Parametern in Beziehung gesetzt. Die Anfangsphase der Entwicklung mikromagnetischer Methoden wurde maßgeblich durch den Beitrag von Friedrich Förster geprägt [65], [66]. Die Idee, die mikromagnetische

zerstörungsfreie Prüfung für die produktionsintegrierte Überwachung, insbesondere für die Materialsortierung zu nutzen, wurde erstmals im Jahr 1955 dokumentiert [67], [65]. Seit mindestens 1964 werden mikromagnetische Methoden zur zerstörungsfreien Prüfung der Härtetiefe bei karbonisierten Stählen eingesetzt [68]. Kurz darauf wurde nachgewiesen, dass magnetische Barkhausen-Rauschmessungen dazu dienen können, den Spannungszustand in magnetischen Materialien zu untersuchen [69]. Spätere grundlegende physikalische Untersuchungen, wie die von Kronmüller [70], trugen dazu bei, ein besseres Verständnis für die Zusammenhänge zwischen den elektromagnetischen Eigenschaften eines Materials und seiner Mikrostruktur zu gewinnen [70]. In den frühen 1970er Jahren diskutierten Förster und seine Mitforscher die Beziehung zwischen der Rockwell-Härteklasse C (HRC) und der magnetischen Permeabilität in technischen Stählen [71]. Ende der 1970er Jahre markierte die Weiterentwicklung der Barkhausen-Rauschtechnik einen großen Fortschritt bei der Verbesserung der Mikrostruktur- und Spannungsempfindlichkeit. Seitdem haben mikromagnetische Methoden zur zerstörungsfreien Bewertung die Aufmerksamkeit mehrerer Forschungsgruppen auf sich gezogen. Zur gleichen Zeit begannen die Forscher des Fraunhofer IZFP mit der Untersuchung und Entwicklung mikromagnetischer zerstörungsfreier Prüfmethode. Ein erstes Projekt widmete sich der "Bestimmung der Mikrostruktur in Druckbehälterstählen mit magnetisch induzierten Messparametern" im Auftrag des damaligen deutschen Bundesministeriums für Forschung und Technologie. Die Hauptergebnisse führten zur Entwicklung eines speziellen Oberflächensensors mit einem offenen U-förmigen Jochdesign und der Verwendung eines Hall-Sensors zur Steuerung eines magnetischen Tangentialfeldes in der Probe. Die Korrelation zwischen dem mikromagnetischen Messparameter und der entstehenden makroskopischen Spannung als Zielparameter wird berichtet. Es zeigt sich, dass verschiedene Messparameter empfindlich auf Zielgrößen reagieren, wie beispielweise die Mikrostruktur- und Spannungsparameter. Basierend auf diesem Ansatz wurde erstmals die Trennung zwischen Mikrostruktureffekten und dem Einfluss von Eigenspannungen diskutiert [72].

3MA ist eine methodische und technische Kombination von vier mikromagnetischen Methoden: Barkhausen-Rauschen (BR), Harmonische-Analyse der tangentialen magnetischen Feldstärke (HA), Mehrfrequenz-Wirbelstrom (WS) und Inkrementelle-Permeabilität (IP). Die Abkürzung „3MA“ steht für Mikromagnetische Multiparameter Mikrostruktur- und Spannungs-Analyse. Ein 3MA-System besteht aus einer Prüfhardware

und Prüfsoftware. Die Prüfhardware besteht aus einer Anrege- und Empfangsseite, welche über einen Prüfkopf magnetische Signale aussendet und empfängt. Typischerweise besteht solch ein Prüfkopf aus den folgenden Komponenten: Gehäuse, Elektronikplatine (Vorverstärker), magnetisches Joch, Magnetisierungsspulen, Verbindungskabel, Hall-Sensor, Sender-Spulen und Empfänger-Spulen.

Das Messprinzip von 3MA basiert auf der direkten Messung der mikromagnetischen Eigenschaften von ferromagnetischen Werkstoffen und deren Korrelation mit Merkmalen der Mikrostruktur und mit mechanisch-technologischen Eigenschaften des Werkstoffs. Dies bedeutet, dass die mechanischen und mikrostrukturellen Werkstoffeigenschaften des Werkstücks anhand von geeigneten Modellen aus den zerstörungsfrei gemessenen elektromagnetischen Werkstoffeigenschaften (mikromagnetische Parameter) direkt bestimmt werden können.

Die Prüfsoftware berechnet aus den Rohsignalen der vier mikromagnetischen Methoden charakteristische Größen. Diese finden sich am Ende dieser Arbeit im 3MA-Prüfgrößenverzeichnis.

Zusammenfassend liegen einige klare Vorteile der mikromagnetischen Messtechnik auf der Hand, viele makro- und mikrostrukturelle Effekte von Werkstoffen sind messbar. Unter den verschiedenen Techniken, die in der produktionsintegrierten ZfP zum Einsatz kommen, ragen die mikromagnetischen Verfahren als prominente Vertreter heraus. Diese Methoden ermöglichen die zerstörungsfreie Charakterisierung ferromagnetischer Werkstoffe, indem sie magnetische Wechselwirkungen mit der Mikrostruktur und Spannungen auf mikroskopischer Ebene aufzeigen. Einflussfaktoren seitens des Stahls können Korngröße, Ausscheidungen, Versetzungsdichten, Spannungszustände, Temperatur oder Oberflächenrauheit sein. Weiterhin spielen Faktoren des Prüfkopfdesigns eine Rolle, wie etwa physikalischer Aufbau und dessen Ansteuerung insbesondere die Messfrequenz. Von Nachteil ist die oftmals schwierige Trennung der genannten Einzeleffekte und eine anschließende Kalibrierung.

2.3.2 Schallemissionsanalyse

Die Schallemissionsanalyse (Acoustic Emission Analysis AE) ist eine wichtige Technik zur Überwachung und Diagnose von Maschinen und Anlagen in vielen Industriezweigen. Sie basieren auf dem Prinzip, dass jedes mechanische System beim Betrieb Schallwellen

emittiert, die charakteristisch für den Betriebszustand und mögliche Defekte sind. Die Schallemissionen werden mit speziellen Sensoren gemessen und aufgezeichnet, die in der Nähe der zu prüfenden Maschine oder Anlage platziert werden. Die aufgezeichneten Schallsignale werden dann analysiert, um mögliche Defekte oder Anomalien zu identifizieren.

Die Technologie der Schallemissionsanalyse hat in den letzten zehn Jahren in der Fertigungstechnik, insbesondere in der Prozessüberwachung beim Außenlängsdrehen, erhebliche Fortschritte gemacht. Diese Technologie hat eine wachsende Bedeutung in der zerstörungsfreien Prüfung von Bearbeitungsprozessen erlangt, wie mehrere Studien in jüngster Vergangenheit verdeutlichen [73]. Schallemissionen beim Drehprozess resultieren aus den Schwingungen, die durch Änderungen in den Span- und Schneidbedingungen beeinflusst werden. Bei der Schallemissionsanalyse kommen Sensoren auf Basis von Körperschall zum Einsatz. Diese zeichnen können Schallemissionen aufzeichnen. Eine anschließende Analyse ermöglicht eine kontinuierliche Überwachung von Zerspanungsprozessen [74]. Die Miniaturisierung von AE-Sensoren hat die Integration dieser Technologie in die Prozessüberwachungssysteme erheblich erleichtert. Zudem hat die Kombination von AE-Techniken mit anderen Überwachungstechnologien, wie beispielsweise Kraft- und Vibrationsmessungen, die Möglichkeiten für eine umfassende Prozessüberwachung und -kontrolle erweitert [75]. Trotz der Fortschritte in der AE-Technologie gibt es immer noch Herausforderungen, insbesondere in Bezug auf die Interferenz von Umgebungsgeräuschen und die Interpretation von AE-Signalen. Verbesserte Algorithmen für Signalverarbeitung und Mustererkennung werden weiterhin benötigt, um diese Herausforderungen zu überwinden [76].

Beim Hochleistungslängsdrehen werden alle Eigenschaften durch die Prozessgrößen wie Schnittgeschwindigkeit und Vorschub, sowie Prozessstörgrößen, wie Werkzeugverschleiß, beeinflusst [77]. Bähre [78] beschreibt die komplexen Ursache-Wirkungs-Zusammenhänge von Zerspanungsprozessen und deren ganzheitliche Betrachtung auf die Bearbeitbarkeit. Darüber hinaus entwickelte er unter anderem basierend auf AE einen Verschleißfaktor VF , der das Werkzeugverschleißverhalten auf Basis von Beschleunigungsdaten für den Längsdrehprozess von 42CrMo4 vorhersagen kann.

Während der Zerspanung können Schallemissionen mittels Körperschall- oder Luftschallsensoren detektiert und ausgewertet werden, um die Zerspanungsproduktion insbesondere bei Dreh- und Schleifprozessen zu überwachen [79], [80]. Eine Diagnose des Werkzeugverschleißes und -bruchs, sowie der Rissbildung, Detektion von Oberflächenanomalien und auch die Bildung von Schleifbrand beim Schleifprozess sowie Drehprozess ist mittels AE möglich [81].

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Schallemissionsanalyse ein vielversprechendes Werkzeug für die Überwachung und Kontrolle von Außenlängsdrehprozessen darstellen. Trotz einiger noch zu überwindender Herausforderungen können die kontinuierlichen Fortschritte in der AE-Technologie dazu beitragen, eine effektivere Prozesskontrolle und Qualitätssicherung in der Fertigung zu erreichen.

2.4 Softsensorik

Im Allgemeinen sind industrielle Verarbeitungsanlagen mit einer beträchtlichen Anzahl von Sensoren ausgestattet, die hauptsächlich zur Prozessüberwachung und Prozesssteuerung dienen. Seit den letzten zwei Jahrzehnten werden die umfangreichen Datenmengen, die in der Prozessindustrie gemessen und gespeichert werden, nutzbar gemacht. Die gemessenen Daten werden mittels Modellen verknüpft, um Vorhersagen zur beispielsweise Qualitätssteigerung daraus abzuleiten.

Der Begriff Softsensoren setzt sich aus den Wörtern "Software" und "Sensoren" zusammen, da die Modelle in der Regel als Computerprogramme implementiert werden und ähnliche Informationen wie traditionelle Hardware-Sensoren liefern. In der Prozessindustrie gibt es auch andere gängige Bezeichnungen für vorhersagende Sensoren wie inferentielle Sensoren [82], virtuelle Online-Analysatoren (im Kontext von Six Sigma) [83] und beobachterbasierte Sensoren [84]. Methodische Ansätze der Sensor- und Datenfusion werden von Ruser [85] beschrieben und können in konkurrierende, komplementäre oder kooperative Verfahren eingeteilt werden. Haberjahn [86] beschreibt die Hierarchie dieser Verfahren und wie sie in Abhängigkeit von den verfügbaren Datenquellen und dem angestrebten Ziel des Softsensors ausgewählt werden sollten.

Allgemein können zwei Klassen von Softsensoren unterschieden werden, nämlich modellgesteuerte und datengesteuerte Softsensoren. Die modellgesteuerten Softsensoren basieren in der Regel auf First-Principle-Modellen. Es wird jedoch auch an modellgesteuerte Softsensoren unter Verwendung von erweiterten Kalman-Filtern [87] oder adaptiven Beobachtern [88] geforscht. First-Principle-Modelle beschreiben den physikalischen und chemischen Hintergrund des Prozesses und werden hauptsächlich zur Planung und Gestaltung von Verarbeitungsanlagen verwendet. Daher konzentrieren sie sich in der Regel auf die Beschreibung der idealen stationären Zustände des Prozesses, was einer ihrer Nachteile ist und es schwierig macht, Softsensoren auf ihnen aufzubauen. Datengesteuerte Softsensoren werden in der Prozessindustrie immer beliebter, da sie auf den in den Verarbeitungsanlagen gemessenen Daten basieren und damit die realen Prozessbedingungen beschreiben. Im Vergleich zu modellgesteuerten Softsensoren sind datengesteuerte Softsensoren realitätsbezogener und beschreiben die tatsächlichen Bedingungen des Prozesses besser. Dennoch müssen bei der Entwicklung von datengesteuerten Softsensoren verschiedene Probleme berücksichtigt werden. Gängige Modellierungstechniken für die Modellidentifikation datengesteuerter Softsensoren sind die Hauptkomponentenanalyse (PCA) [89] in Kombination mit einem Regressionsmodell, partielle kleinste quadrate, künstliche neuronale Netze [90], Neuro-Fuzzy-Systeme [91] und support vector machines (SVMs) [92].

Softsensoren finden Anwendung für ein breites Spektrum von Aufgaben. Der ursprüngliche und immer noch dominierende Einsatz von Softsensoren besteht in der Vorhersage von Prozesskenngrößen, die entweder nur mit niedriger Abtastrate oder durch Offline-Analyse bestimmt werden können. Da diese Kenngrößen oft eng mit der Prozessausgabequalität verbunden sind, sind sie von entscheidender Bedeutung für die Prozesskontrolle und das Prozessmanagement. Darüber hinaus besteht oftmals ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen den Prozessstell- und Störgrößen [93]. Aus diesem Grund besteht großes Interesse daran, zusätzliche Informationen über diese Kenngrößen mit höherer Abtastrate und/oder zu geringeren Kosten bereitzustellen. Die Modellierungsmethoden, die in diesen Anwendungen eingesetzt werden, umfassen statistische und Soft-Computing-Supervised-Learning-Ansätze. Dieser Anwendungsbereich von Softsensoren wird als Online-Vorhersage bezeichnet.

Ein weiterer wichtiger Anwendungsbereich von Softsensoren liegt in der Prozessüberwachung und der Erkennung von Prozessfehlern. Diese Aufgaben betreffen die Erkennung des Zustands des Prozesses und im Falle einer Abweichung von den normalen Bedingungen die Identifizierung der Quelle der Abweichung. Traditionell wird der Prozesszustand von Prozessoperatoren in den Kontrollräumen der Verarbeitungsanlagen überwacht. Die Beobachtung und Interpretation des Prozesszustands beruht oft auf univariaten Statistiken, und es ist die Aufgabe des Prozessoperators, die relevanten Variablen in Beziehung zu setzen und Entscheidungen über den Prozesszustand zu treffen. Softsensoren für die Prozessüberwachung erstellen basierend auf historischen Daten multivariate Merkmale, die für die Beschreibung des Prozesszustands relevant sind. Durch die Vorhersage des Prozesszustands oder der multivariaten Merkmale können Softsensoren die Prozessoperatoren unterstützen und ihnen ermöglichen schnellere, bessere und objektivere Entscheidungen zu treffen. Softsensoren zur Prozessüberwachung basieren in der Regel auf der Hauptkomponentenanalyse und Selbstorganisierenden Karten [94].

Trotz der Vielzahl von Anwendungsbereichen von Softsensoren und einer umfangreichen Literatur zu diesem Thema bestehen immer noch ungelöste Probleme bei der Entwicklung und Wartung. Viele dieser Probleme resultieren aus den Prozessdaten, die zur Erstellung der Softsensoren verwendet werden. Gängige Probleme umfassen Messrauschen, fehlende Werte, Daten-Ausreißer, kollineare Merkmale und sich ändernde Abtastraten. Die Lösung dieser Probleme erfordert in der Regel eine erhebliche manuelle Arbeit. Ein weiteres Problem besteht darin, dass Verarbeitungsanlagen dynamische Umgebungen darstellen, die sich während des Betriebs allmählich entwickeln können oder plötzlichen, abrupten Änderungen unterliegen können, zum Beispiel bei Veränderungen in der Qualität der Prozesseingabe. Softsensoren haben Schwierigkeiten, auf diese Veränderungen zu reagieren, was häufig zu einer Verschlechterung der Vorhersagegenauigkeit führt. Derzeit werden diese Probleme meist ad hoc gelöst, was zu unnötig hohen Kosten bei der Entwicklung und Wartung von Softsensoren führt.

2.4.1 Maschinelle Lern- und Regressionsverfahren zur Dimensionsreduktion

Die lineare Regression ist ein statistisches Verfahren zur Modellierung des Zusammenhangs zwischen einer abhängigen Variablen (auch Zielgröße genannt) und einer oder mehreren unabhängigen Variablen (auch erklärende Variablen genannt). Das

Ziel der linearen Regression besteht darin, eine mathematische Gleichung zu finden, die den linearen Zusammenhang zwischen den Variablen beschreibt. In der linearen Regression wird angenommen, dass der Zusammenhang zwischen den Variablen durch eine lineare Funktion dargestellt werden kann. Das Ziel besteht darin, die Werte der Regressionskoeffizienten zu schätzen, die die beste Anpassung der Daten liefern. Um die Regressionskoeffizienten zu bestimmen, wird häufig die Methode der kleinsten Quadrate verwendet. Diese Methode minimiert die Summe der quadrierten Abweichungen zwischen den beobachteten Werten der abhängigen Variable und den Werten, die durch die Regressionsgleichung vorhergesagt werden. Die Ergebnisse der linearen Regression umfassen normalerweise die geschätzten Regressionskoeffizienten, die statistischen Signifikanztests für die Koeffizienten, das Bestimmtheitsmaß welches die Güte der Anpassung des Modells an die Daten angibt, sowie weitere statistische Kennzahlen zur Bewertung der Modellgüte. Die lineare Regression wird häufig in verschiedenen Fachbereichen angewendet, einschließlich der Wirtschaftswissenschaften, Sozialwissenschaften, Ingenieurwissenschaften und anderen Bereichen, in denen der Zusammenhang zwischen Variablen untersucht werden soll.

Wenn die Eingangsdaten einer linearen Regression eine hohe Anzahl von Dimensionen aufweisen, spricht man von hochdimensionalen Eingangsdaten. Das bedeutet, dass die Anzahl der unabhängigen Variablen (Dimensionen) in Bezug auf die Anzahl der Beobachtungen groß ist.

Die Anwendung der linearen Regression auf hochdimensionale Eingangsdaten kann einige Herausforderungen mit sich bringen. Hier sind einige wichtige Punkte zu beachten:

- **Overfitting:** Bei hochdimensionalen Eingangsdaten besteht die Gefahr des Overfittings, bei dem das Modell zu stark an die Trainingsdaten angepasst wird und die Fähigkeit zur Verallgemeinerung auf neue Daten verliert. Es ist wichtig, Overfitting zu vermeiden, indem angemessene Regularisierungstechniken wie L1- oder L2-Regularisierung angewendet werden.
- **Multikollinearität:** In hochdimensionalen Daten können die unabhängigen Variablen untereinander korreliert sein, was als Multikollinearität bezeichnet wird. Dies kann zu Instabilität der Schätzer führen und die Interpretation der Koeffizienten erschweren. Um Multikollinearität zu bewältigen, können Techniken

wie Variable Selection oder der Hauptkomponentenanalyse (PCA) angewendet werden. Bei der PCA handelt es sich um eine nicht überwachte Methode, welche die Dimension der Daten reduziert, die Beibehaltung der Varianz steht im Vordergrund, wodurch der Datenverlust während der Transformation minimiert wird. Dies geschieht durch Projektion der Daten auf die optimale Achse, bei welcher eine maximale Streuung der Daten auftritt.

- **Dimensionsreduktion:** Bei hochdimensionalen Daten kann die Anwendung von Techniken zur Dimensionalitätsreduktion sinnvoll sein, um die Anzahl der unabhängigen Variablen zu reduzieren. Methoden wie PCA, Factor Analysis oder Feature Selection-Algorithmen können helfen, die relevanten Informationen in den Daten zu extrahieren und redundante oder irrelevante Variablen zu eliminieren. Die gängigen Methoden zur Dimensionsreduktion sind die PCA und die lineare Diskriminanzanalyse (LDA). Bei der LDA handelt es sich um eine überwachte Methode, die auf dem Fisher-Kriterium basiert, das Klassenetiketten erfordert und davon ausgeht, dass die Klassen die gleiche Kovarianz haben. LDA erzeugt zusätzliche Dimensionen (auch diskriminante Variablen genannt) aus der linearen Kombination der unabhängigen Merkmale, die eine maximale Streuung zwischen den Klassen und gleichzeitig eine minimale Streuung innerhalb der Klassen zu erzeugen. Die sich daraus ergebenden Variablen können eine maximale Trennbarkeit der verschiedenen Klassen in einem reduzierten Raum erreichen.
- **Regularisierung:** Regularisierungsmethoden wie das least absolute shrinkage and selection operator (LASSO) oder ridge regression können bei hochdimensionalen Daten eingesetzt werden, um die Anzahl der Variablen zu reduzieren und gleichzeitig die Modellkomplexität zu kontrollieren. Diese Techniken helfen dabei, die besten Subset-Modelle zu identifizieren und die Koeffizienten zu schrumpfen, um Overfitting zu verhindern.
- **Validierung:** Bei der Modellvalidierung ist es wichtig sicherzustellen, dass das Modell auf neuen Daten gut funktioniert. Dies kann durch die Verwendung von Kreuzvalidierungstechniken oder anderen Methoden der Modellvalidierung erreicht werden.

Aufgrund des zunehmenden Einsatzes von Sensoren, Prüfdaten und Data-Mining-Methoden werden Algorithmen des maschinellen Lernens im technischen und

Stand der Wissenschaft und Technik

wissenschaftlichen Bereich eingesetzt. Diese dienen zum Auffinden von Informationen, welche bisher aus den Daten nicht extrahiert werden konnten und diese im Anschluss für Modellierungs- und Überwachungstechniken einsetzen zu können. Durch die Verwendung mehrerer Messmethoden als Input kann der "Fluch der Dimensionalität" zu einem Problem werden [95]. Mit zunehmenden Dimensionen der Eingaben (Merkmale) steigt die Menge der für ein stabiles Modell erforderlichen Trainingsdaten exponentiell an. Um dieses Problem zu bewältigen, kommen in der Vorverarbeitungsphase der Daten häufig Methoden zur Dimensionsreduktion zum Einsatz.

3 Motivation und Ziel der Arbeit

Moderne Hochleistungswerkstoffe spielen für die aktuellen Entwicklungen zur Ressourcenschonung und Energieeffizienz hin zu fehlerfreien, nachhaltigen und effektiven Prozessen eine entscheidende Rolle. Bei der hochproduktiven Drehbearbeitung ist ein grundlegendes Technologieverständnis des Zerspanungsprozesses Voraussetzung zur Beherrschung der auftretenden komplexen Prozess- und Materialeinflüsse. Beim Außenlängsdrehen von Stahl 42CrMo4 haben sogenannte thermomechanische Lasten einen großen Einfluss auf die Randschichtmodifikation. Diese begünstigen die Entstehung qualitätskritischer ultrafeinkörniger Gefüge (UFG), auch als nanokristalline Neuhärtezone bekannt, welche unter anderem mit Zugeigenspannungen an der Bauteiloberfläche einhergehen und sich negativ auf die Bauteillebensdauer auswirken können. Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung eines Prüfsystems basierend auf einem Softsensor, welcher die während eines Zerspanungsprozesses auftretenden Prozess-, Emissions- und Randschichtcharakteristika betrachtet.

Mit Hilfe eines solchen Softsensors kann eine Vorhersage und Beeinflussung von Randschichtzuständen beim Außenlängsdrehprozess ermöglicht werden. Dabei spielen sowohl die Auswahl und Entwicklung von geeigneter verlässlicher Prüftechnik aus dem Bereich der zerstörungsfreien Prüfung als auch umfangreiche Analysen der aufgenommenen Messdaten mit klassischen und maschinellen Lernmethoden sowie dessen Validierung eine große Rolle.

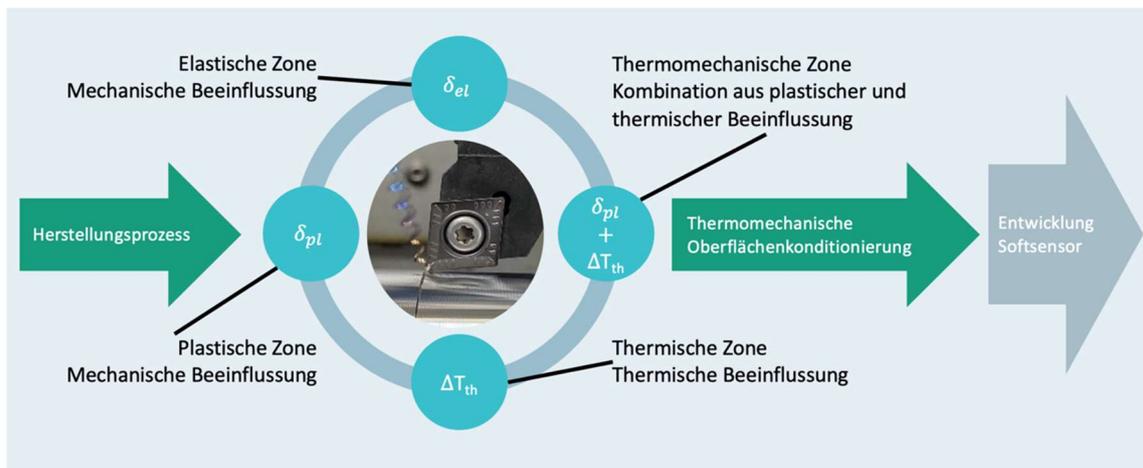


Abbildung 4: Wechselwirkung der vier Hauptzonen der thermomechanischen Oberflächenkonditionierung.

Motivation und Ziel der Arbeit

Das Kapitel 4 dieser Arbeit beschreibt die für einen Prozessregelkreis nötigen Bestandteile der Softsensorik. Wie in Abbildung 4 gezeigt, gilt es, die Wechselwirkung der vier Hauptzonen der thermomechanischen Oberflächenkonditionierung mit elastischer, plastischer, thermischer und thermomechanischer Zone zu verstehen. Dabei werden mögliche Stell-, Stör- und Zielgrößen beschrieben und Modelle entwickelt, welche die Prozessstellgrößen und multisensorischen Prüfgrößen basierend auf zerstörungsfreier In-Prozess Prüftechnik, miteinander verknüpft. Diese münden in Kapitel 5 in ein Softsensor-konzept für die Fertigung. Das Kapitel beschreibt die benötigten Komponenten des Softsensors und deren Interaktion untereinander. Es wird diskutiert, welche Vorteile sich für die Oberflächenkonditionierung im Hinblick auf die Echtzeiterfassung von abweichenden Prozesseigenschaften während der Drehbearbeitung von 42CrMo4 ergeben. Abschließend beschreibt das Kapitel, welche Ziele basierend auf dem Konzept für eine in-situ Anwendung während des Drehprozesses umgesetzt und für eine softsensorbasierte Prozessregelung verfolgt werden können.

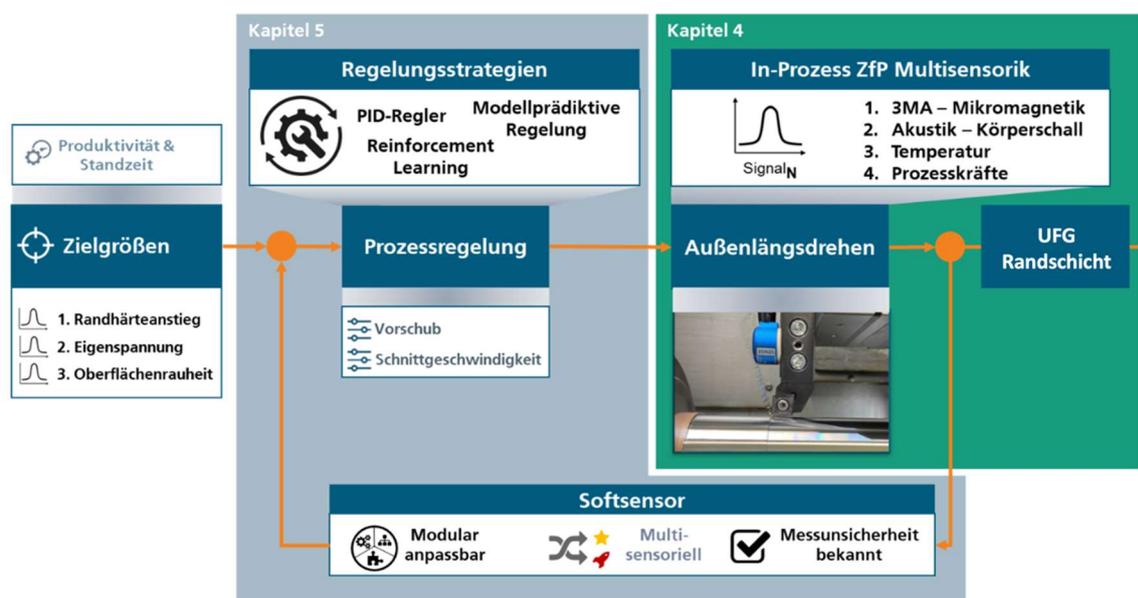


Abbildung 5: Darstellung der Kapitel 4 und 5 der Arbeit anhand des Prozessregelkreises in Anlehnung an das DFG-Projekt „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ SPP2086.

Diese Arbeit beinhaltet Wissensgebiete der Fachbereiche Material- und Werkstoffwissenschaften, Mechatronik, Zerstörungsfreie Prüfung, Fertigungstechnik, Mathematik, Sensortechnik sowie Signal- und Datenverarbeitung. Die Arbeit zielt nicht auf fachspezifische Weiterentwicklungen in den Bereichen der statistischen Methoden

Motivation und Ziel der Arbeit

oder Korrelationsverfahren ab, sondern benutzt diese als Werkzeug um eine interdisziplinäre und pragmatische Lösungsstrategie zur Anwendung in der Praxis zu entwickeln. Letztendlich soll durch die Entwicklung eines ZfP 4.0 fähigen Softsensors ein Mehrwert für die 100%-Prüfung von industriell produzierten Serienkomponenten geschaffen werden. Darüber hinaus können während des Prozesses eingesetzte Softsensoren in Kombination mit Wissen aus Prozess-, Geometrie- und Materialmodellen, dynamische Vorsteuerungen oder Regelungen für Zerspanungsprozesse ermöglichen. Diese Vorsteuerungen oder Regelungen sollen definierte Geometrien und Randschichtzustände in metallischen Bauteilen ermöglichen. Dadurch können Randschichtzustände und Eigenschaften gefertigter Bauteile gezielt hergestellt werden, selbst wenn beobachtbare Störgrößen (wie Halbzeugtoleranzen, Werkzeugeinstellwinkel, anfänglicher Zustand des Werkzeugverschleißes und Maschinenschwingungen) oder versteckte Störgrößen (wie Werkzeugverschleiß bzw. -schärfe während des Eingriffs und variierende Materialeigenschaften) vorhanden sind [96]. Das relativ neue Gebiet der Oberflächenkonditionierung in der Zerspanung erfordert eine gemeinsame Terminologie, die es zu etablieren gilt. Daher hat eine Arbeitsgruppe des DFG-Schwerpunktprogramms 2086 ("SPP 2086") ein Glossar erstellt. Die Begriffe und Erläuterungen sind mit dem DFG-Sonderforschungsbereich 926 "Mikroskalige Morphologie von Bauteiloberflächen" und dem Sonderforschungsbereich 136 "Prozesssignaturen" abgestimmt, um das Ziel einer universellen Terminologie zu erreichen. Das Glossar definiert Softsensoren in Anlehnung an [97] wie folgt: „Die Kombination von einem oder mehreren physikalischen Messprinzipien mit anderen Informationsquellen, wie z. B. Erfahrungswissen, unter Verwendung eines mathematischen Modells wird als Softsensor bezeichnet. Ein Softsensor ist in der Lage, in Echtzeit Messinformationen und Korrelationen zu ermitteln, die auf der Basis physikalischer Sensoren allein nicht zugänglich sind“ [v.3].

4 Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

Ziel dieses Kapitels ist es, geeignete Methoden zur Charakterisierung und Überwachung zur in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge (UFG) bei der Herstellung von außenlängsgedrehten Wellen aus dem Werkstoff 42CrMo4 zu entwickeln. Diese liefern eine Datenbasis für die Erstellung eines darauf aufbauenden Softsensors welcher in Kapitel 5 beschrieben wird.

4.1 Einflussfaktoren beim Außenlängsdrehen

Dieser Teil des Kapitels beschreibt die vielfältigen Einflussfaktoren, welche beim Außenlängsdrehen auftreten können, Abbildung 6 fasst diese zusammen. Maßgeblich tragen die Maschine, das verwendete Werkzeug, das Werkstück, der entstehende Span sowie die Umgebung zur Entstehung ultrafeinkörniger Gefüge bei.

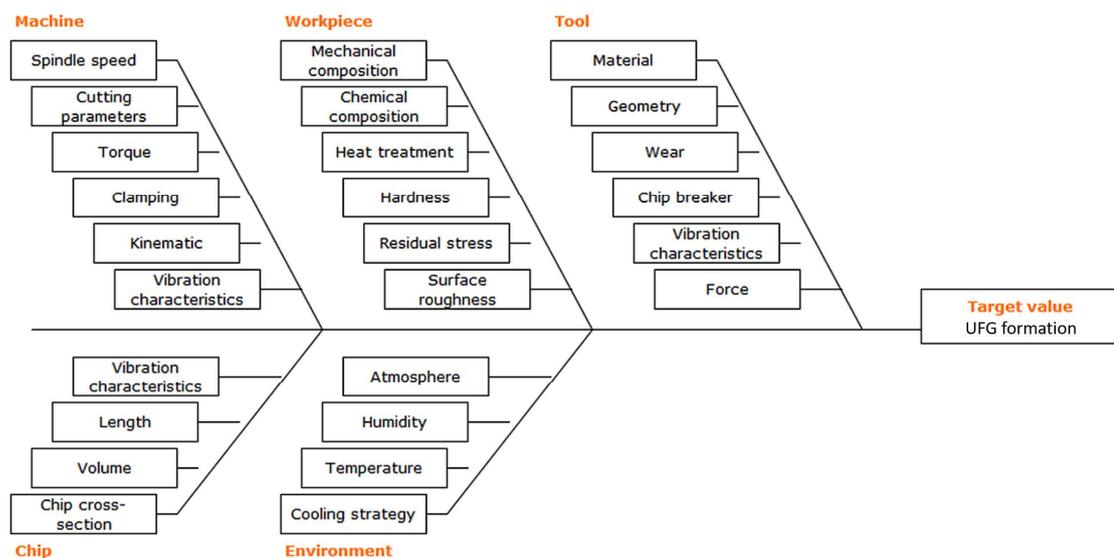


Abbildung 6: Ursache-Wirkungs-Diagramm (Ishikawa-Diagramm) zur Darstellung der Einflussfaktoren zur Entstehung ultrafeinkörniger Gefüge [v.1].

Die Maschine umfasst die Eigenschaften und Leistung der verwendeten Drehmaschine, wie z. B. die Genauigkeit der Achsen, die Stabilität, die Schmierung und die Steuerung. Auch die Prozessparameter, welche verwendet werden, einschließlich Schnittgeschwindigkeit, Vorschub und Schnitttiefe spielen eine große Rolle.

Werkzeugmaterialien wie Hartmetall, Keramik oder Schnellarbeitsstahl weisen verschiedene Eigenschaften auf, die sich auf die Schneidleistung, Verschleißfestigkeit und

Hitzebeständigkeit auswirken. Die Schneidengeometrie des Werkzeugs, einschließlich Spanwinkel, Freiwinkel und Spanflächenkontur, beeinflusst die Spanbildung, Schnittkräfte und Oberflächenqualität. Eine geeignete Schneidengeometrie kann zu geringerem Verschleiß, geringeren Schnittkräften und besseren Bearbeitungsergebnissen führen. Eine Werkzeugbeschichtung kann die Verschleißfestigkeit, Wärmebeständigkeit und Reibungseigenschaften verbessern. Gängige Beschichtungen umfassen Titannitrid (TiN), Titancarbonitrid (TiCN), Titanaluminiumnitrid (TiAlN) und diamantartige Kohlenstoffbeschichtungen (DLC). Eine geeignete Beschichtung kann die Standzeit des Werkzeugs verlängern und die Bearbeitungsleistung verbessern.

Das Werkstück bezieht sich auf die Eigenschaften des zu bearbeitenden Materials. Die Werkstoffeigenschaften, wie z. B. Werkstoffart, die Kristallstruktur, Härte, Verformbarkeit können die Wahl der Schnittgeschwindigkeit, des Vorschubs und anderer Parameter beeinflussen. Die Geometrie des Werkstücks, wie Durchmesser, Länge, Oberflächenbeschaffenheit und Form, beeinflusst die Auswahl der Drehwerkzeuge, die Bearbeitungsstrategie und die erforderlichen Maßtoleranzen. Bei der Vorbereitung des Werkstücks können Faktoren wie Oberflächenreinheit, Rundlaufgenauigkeit und Entgratung die Bearbeitungsqualität und -präzision beeinflussen. Bei der Umgebung spielt hauptsächlich die Kühlung eine große Rolle, hier wie effektiv diese während der Bearbeitung die Wärmeableitung verbessert und somit Einfluss auf thermisch beeinflusste Randzonen nimmt.

4.2 Ausgangsmaterial und Wärmebehandlung

In dieser Arbeit werden zwei unterschiedliche Proben-Geometrien aus Ausgangsmaterial 42CrMo4 hergestellt:

- Referenzproben mit 8 mm Durchmesser für mikromagnetische Charakterisierung mit definierten Werkstoffeigenschaften, beschrieben in Kapitel 4.5.1. und in dieser Arbeit als Referenzproben bezeichnet.
- Proben mit 40 mm Durchmesser für konventionelle Außenlängsdrehversuche und in-situ Prüftechnik und mikromagnetischer Charakterisierung und in dieser Arbeit als Proben bezeichnet.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

Dieses Kapitel beschreibt nachfolgend die Proben für die konventionellen Außenlängsdrehversuche. Die chemische Zusammensetzung, weitere physikalische Eigenschaften und das Werkzeugsymbol des Ausgangsmaterials 42CrMo4 ist im Anhang 14.4 aufgeführt. 42CrMo4 ist in Anlehnung an DIN EN 10083-3 ein Vergütungsstahl, welcher für hochbeanspruchte Bauteile mit hoher Festigkeit, Verschleißfestigkeit und Zähigkeit zum Einsatz kommt. Die zylindrischen Stäbe besaßen einen Ausgangsdurchmesser $D_{\text{aus}} = 50 \text{ mm}$ und eine Länge von 2 m. Die Abtrennung der Stäbe erfolgte auf eine Länge von 200 mm mittels Metallsäge. Beide Enden wurden plan gedreht und mit einem geeigneten Absatz für die Einspannung in der Drehmaschine versehen. Die Bauteiloberfläche wurde für die spätere Bearbeitung mittels Schruppdrehen auf den Feinbearbeitungsdurchmesser $D_{\text{fein}} = 40 \text{ mm}$ abgedreht. Die Abbildung 7 zeigt eine typische Rundstahl-Probe bei einer Anlasstemperatur von 300 °C nach dem Schruppdrehen. Nach längerer Lagerung entsteht Korrosion.



Abbildung 7: Vergüteter Rundstahl bei einer Anlasstemperatur von 300 °C nach dem Schruppdrehen mit Korrosion hervorgerufen durch lange Lagerung.

Die Proben wurden am KIT in Karlsruhe in einem Vakuumofen austenitisiert und mittels Öl abgeschreckt. Beim Härten betrug die Austenitisierungstemperatur 850 °C . Nach dem Abschreckhärten wurden die Proben mit unterschiedlichen Anlasstemperaturen von 300 °C , 450 °C und 650 °C und 60 Minuten Haltezeit wärmebehandelt. Hierdurch wird eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit erreicht, was die Eignung und den Einsatz für hohe Bauteilbeanspruchungen gewährleistet.

4.3 Versuchsplanung

Dieses Kapitel beschreibt die Versuchsplanung. Der Fokus bei der Versuchsplanung liegt auf die Erzeugung von UFG. Hierzu musste ein geeignetes Prozessparameterfenster ermittelt werden. Zudem wurden verschiedene Anlasstemperaturen des Rohmaterials betrachtet.

Tabelle 1: Konstante und variierte Prozessparameter für den Versuchsplan.

Parameter	Stufe	Einheit
Schnittgeschwindigkeit v_c	100; 200; 300; 400	m/min
Vorschub f	0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25; 0,3	mm/U
Schnitttiefe a_p (Zustellung)	0,2	mm
Anlasstemperatur T_a	300; 450; 600	°C
Schneideckenradius r_ε	400; 1200	μm
Verschleißmarkenbreite VB	0 bis 500	μm
Kühlschmierstoff	ohne (trocken)	-

Die betrachteten Prozessparameter sind Schnittgeschwindigkeit v_c , Vorschub f , Schnitttiefe a_p (Zustellung), Anlasstemperatur T_a (abgeschreckt und angelassen), Schneideckenradius r_ε und Verschleißmarkenbreite VB , wie in Tabelle 1 dargestellt. Die Werkstücke wurden trocken bearbeitet, d. h. es kommt kein Kühlschmierstoff zum Einsatz. Der Fokus der Analyse liegt auf der Endbearbeitung mit niedrigen Vorschüben und Schnitttiefen, jedoch wurden zur Schaffung eines grundlegenden Prozessverständnisses auch höhere Schnitttiefen untersucht.

Ein anfängliche gewählter zweistufiger teilfaktorieller Versuchsplan für jede Anlasstemperatur mit Variation von v_c , f , a_p , r_ε sowie neuer Wendeschneidplatte ohne Werkzeugverschleiß führt nicht zur Erzeugung von UFG. Eine anschließende Erweiterung mit Werkzeugverschleiß lässt eine Erzeugung von UFG zu. In Anhang 14.5 ist ein Ausschnitt der wichtigsten durchgeführten Versuche als Versuchstabelle dargestellt.

4.4 Versuchsaufbau und Werkzeugsystem

Dieses Kapitel beschreibt den Versuchsaufbau und das verwendete Werkzeugsystem. Die Drehversuche wurden mit einer Werkzeugmaschine (CNC-Drehmaschine) der Firma Index Typ G200 durchgeführt. Die Abbildung 8 zeigt den Versuchsaufbau mit Kraftmessplattform und verwendetem Werkzeughalter.

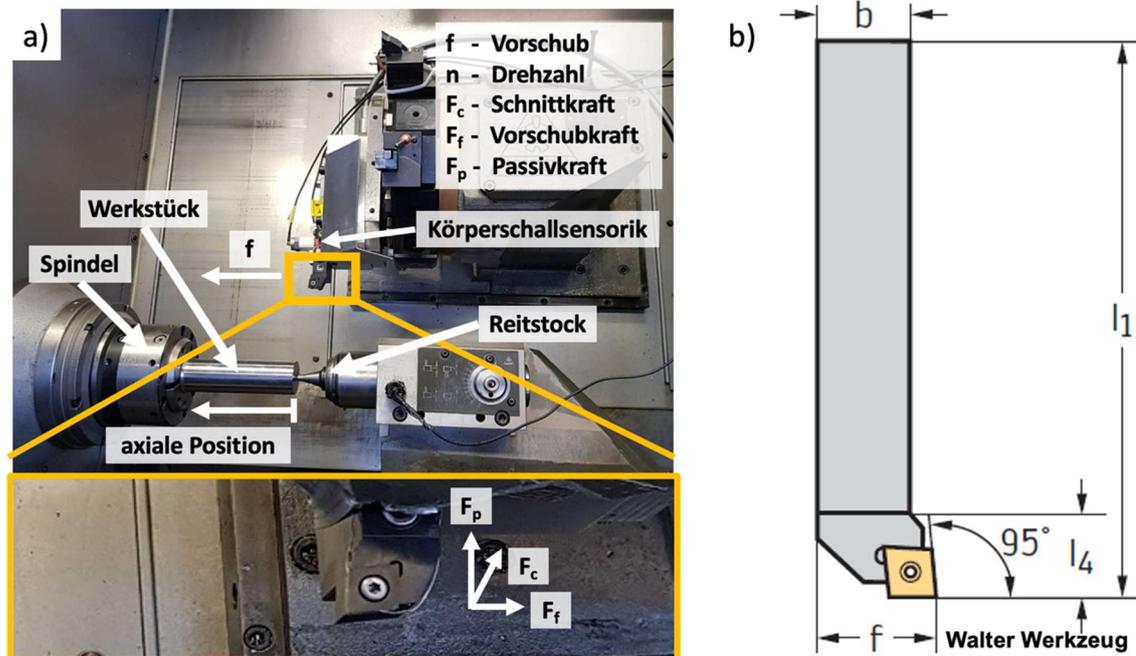


Abbildung 8: a) Versuchsaufbau des Außenlängsdrehens mit Kraftmessplattform und Werkzeugkraftrichtungen, b) Maße des verwendeten Werkzeughalter Typ SCLCR2020K12.

Für die Zerspanungsversuche wurden TiCN-beschichtete Wendeschneidplatten der Firma Walter Typ CCMT120404-RP4 und CCMT120412-RP4 WPP20S und ein Halter vom Typ SCLCR2020K12 zum Einsatz. Die zylindrischen Werkstücke wurden in der Spindel der Werkzeugmaschine über einen Spannsitz mit Länge 40 mm eingespannt und gegenüberliegend mit einem Reitstock zentriert. Im unbearbeiteten Zustand wiesen die Werkstücke eine Gesamtlänge von 200 mm auf, wobei die maximal mögliche Zerspanungslänge 145 mm betrug.

Tabelle 2: Konstante Größen des Werkzeughalters.

Parameter	Stufe	Einheit
Einstellwinkel κ	95	°
Neigungswinkel λ	0	°
Spanwinkel γ	0	°
Freiwinkel α	7	°

Die Größen Einstellwinkel κ , Neigungswinkel λ , Spanwinkel γ und Freiwinkel α des Werkzeughalters aller Versuche sind konstant.

4.5 Randschichtcharakteristika

Dieses Kapitel beschreibt die Randschichtcharakteristika beim Außenlängsdrehen von Stahl 42CrMo4. Bei der Bearbeitung kommt es zu einer thermischen und mechanischen Beeinflussung der Randzone. Zusammenfassen lassen sich die thermomechanischen Einflüsse in Abbildung 9. Es bilden sich vier Hauptdomänen aus, die plastische, die thermische, die thermomechanische und die elastische Zone. Direkt in der Prozesszone an der Vorderseite des Werkzeugs werden Werkstückveränderung maßgeblich durch die plastische Zone herbeigeführt. Hierbei entsteht eine plastische Verformung mit Tiefenwirkung ins Material.

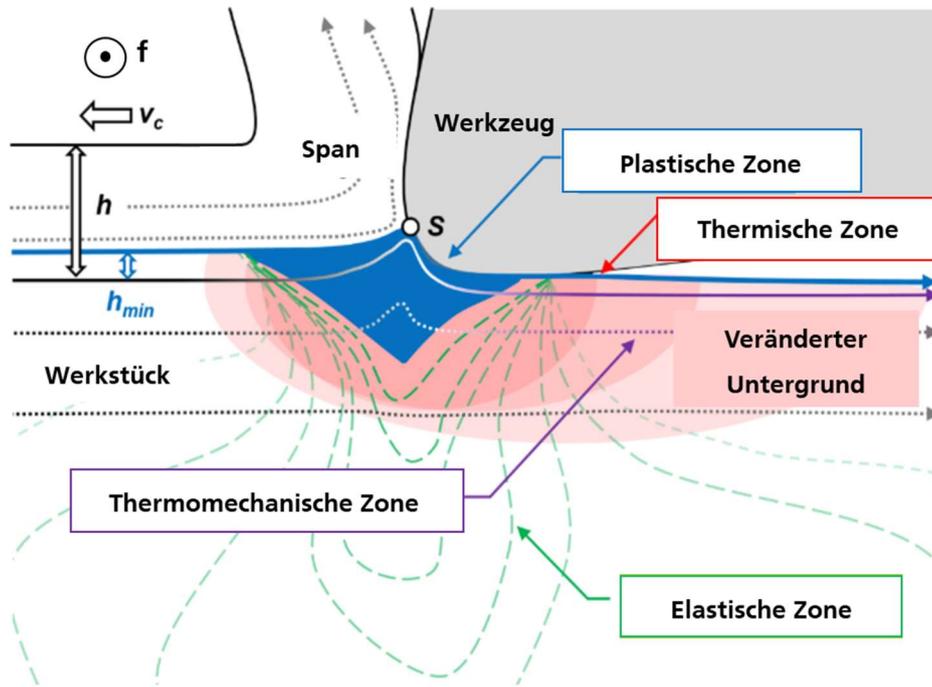


Abbildung 9: Schematischer Überblick der vier Hauptdomänen bei der thermomechanischen Oberflächenkonditionierung. Mit den Prozessgrößen Vorschubrichtung f in axialer Bauteilrichtung, Schnittgeschwindigkeit v_c in tangentialer Bauteilrichtung, Spannungsdicke h in radialer Bauteilrichtung und minimale Spannungsdicke h_{min} in Anlehnung an [98].

Durch geeignete Zustellung entsteht ein Span mit Spannungsdicke h . Die minimale Spannungsdicke h_{min} beschreibt die minimale Zustellung, ab welcher ein Span entsteht. Hierzu ist ein geeigneter Solldruck des Werkzeugs nötig. Die mechanische Energie, die während des Zerspanungsprozesses eingesetzt wird, wird nahezu vollständig in thermische Energie umgesetzt. Als Folge der Wärmebilanz bilden sich im Werkstück, Werkzeug und Span Temperaturfelder aus. Da die Orte der Wärmeerzeugung mit den Zentren der Materialdeformation übereinstimmen, stellen sowohl die Scherzone als auch die Reibungsbereiche am Werkzeug die primären Quellen der Wärmeentwicklung dar. An der Freifläche des Werkzeugs tritt hohe, an der Spanfläche die höchste Temperatur auf, daraufhin bildet sich eine thermische Zone im Werkstück aus. Je nach gewähltem Vorschub überlagern sich die plastische Zone bei der nächsten Werkstückumdrehung mit der thermischen Zone. Im Anschluss entsteht die thermomechanische Zone, welche sowohl durch plastische als auch thermische Einflüsse gekennzeichnet ist. Die elastische Zone spiegelt die Bereiche um die Prozesszone wider, welche zwar mechanische und thermische Einflüsse erfahren aber keine oder nur marginale dauerhafte Veränderungen

im Werkstück hinterlassen. In den folgenden Kapiteln werden die Randschichtcharakteristika mittels geeigneter ZfP-Verfahren untersucht.

4.5.1 Mikromagnetische Charakterisierung von Referenzproben aus 42CrMo4

Dieses Kapitel beschreibt die Herstellung von Referenzproben und führt eine Analyse der mechanischen, mikrostrukturellen und mikromagnetischen Charakteristika durch. Im Rahmen dieser Untersuchung kommen Referenzwellen aus Stahl 42CrMo4 mit unterschiedlicher Wärmebehandlung zum Einsatz, darunter QT300, QT450 und QT600. Das Vergütungsverfahren erlaubt durch die sorgfältige Auswahl der Wärmebehandlungsparameter die gezielte Anpassung der Werkstoffhärte sowie des Gehalts an Restaustenit RA, um sie optimal auf die jeweiligen Anwendungsfälle abzustimmen [99].

Der Einfluss ausgewählter Gefügeeigenschaften auf einzelne mikromagnetische Parameter ist in mehreren Publikationen beschrieben [100–102]. Die daraus resultierenden Schlussfolgerungen konzentrieren sich auf einen bestimmten Werkstoff- oder Werkstoffzustand. Um die Zusammenhänge zwischen mikromagnetischen, mikrostrukturellen und mechanischen Parametern bei einheitlicher Versuchsanordnung umfassend für 42CrMo4 darzustellen, werden diese im Folgenden für verschiedene Werkstoffzustände untersucht. Eine weitere Herausforderung für den praktischen Einsatz der mikromagnetischen Verfahren zur Detektion ultrafeinkörniger Gefüge ist die Analyse der Überlagerung der Einflussfaktoren, die zu Mehrdeutigkeiten bei den magnetischen Hystereseparametern (z. B. Koerzitivfeldstärke H_c und Remanenz B_r) führen. Insbesondere wird die Empfindlichkeit der magnetischen Messgrößen gegenüber mikrostrukturellen und mechanischen Materialunterschieden bestimmt. Der Schwerpunkt liegt dabei auf der Härte und dem röntgenographisch bestimmten Restaustenitanteil, da diese Werkstoffeigenschaften einen direkten Einfluss auf die Bearbeitbarkeit und die Gebrauchseigenschaften wie die Verschleißfestigkeit und die Ermüdungslebensdauer haben [100]. Es wird untersucht, ob die Trennung der verschiedenen Einflussfaktoren auf der Grundlage der Messung der vollständigen magnetischen Hysterese und ihrer charakteristischen Werte an speziell hergestellten Proben möglich ist.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

Die Referenzproben sind aus dem Rohmaterial 42CrMo4 mit einem Durchmesser von 20 mm durch das Außenlängsdrehen hergestellt, wobei zylindrische Stäbe von 200 mm Länge und 8 mm Durchmesser entstehen. Die chargenspezifischen chemischen Zusammensetzungen der Referenzproben wurden mittels optischer Emissionsspektroskopie bestimmt und sind in der Tabelle 3 aufgeführt.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Charge aus 42CrMo4, in Anlehnung an [v.10].

Legierungselement	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	N	Mo	Co	Fe
in wt. %	0,39	0,24	0,72	0,008	0,026	1,07	0,16	0,027	0,006	0,208	0,014	96,92

Die Referenzproben erhalten eine Wärmebehandlung und sind dabei in senkrechter Position unter Vakuum im Ofen austenitisiert. Dies gewährleistet eine homogene Temperaturverteilung und damit Minimierung des Verzugs über alle Referenzproben hinweg. Probenbezeichnung und angewandte Wärmebehandlung sind in Tabelle 4 gezeigt.

Tabelle 4: Referenzprobenbezeichnung und angewandte Wärmebehandlung, in Anlehnung an [v.10].

Referenzprobe	Kurzbezeichnung	Austenitisieren	Abschrecken	Anlassen
4140-300C	QT300	bei 30 min 850 °C	Helium gas	300 °C bei 60 min
4140-450C	QT450			450 °C bei 60 min
4140-600C	QT600			600 °C bei 60 min

Abgeschreckt wurden die Referenzproben mittels Heliumgas. Dabei sind die erreichbaren Kühlraten mit konventionellem Ölabschrecken vergleichbar, jedoch wurde eine gleichmäßigere Kühlung zur Minimierung des Verzugs erreicht [103]. Die Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Wärmebehandlung sind in Abbildung 10 schematisch dargestellt.

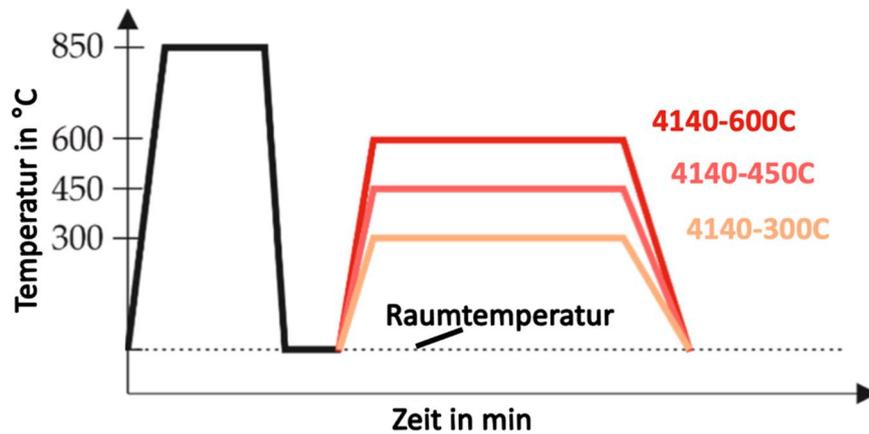


Abbildung 10: Schematische Darstellung der Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Wärmebehandlung der 42CrMo4 Referenzproben, in Anlehnung an [v.10].

Verschiedene Anlasstemperaturen ermöglichen die Einstellung unterschiedlicher Materialeigenschaften mit unterschiedlicher Mikrostruktur. Die Referenzproben mit den Kurzbeschreibungen QT300, QT450 und QT650 werden nachfolgend messtechnisch erfasst. Die Abbildung 11 zeigt unter a) die Hysterese-Rahmenvorrichtung für die Bestimmung der B-H-Hysterese (magnetische Hysterese messung).

Weiterhin ist unter b) schematisch die Position der Erregerspule zur Magnetisierung der Probe und der Magnetfeldsonde zu sehen. Die Probensegmente für die magnetischen (160 mm) und mikrostrukturellen Untersuchungen (40 mm) sind in c) dargestellt. Weitere Bestandteile des Messaufbaus sind ein Leistungsverstärker, ein Sensorsystem (basierend auf Spule und Magnetfeldsonde) und die Datenerfassungs- und Auswertesoftware des Typs MMS-Hystrometer des Fraunhofer IZFP.

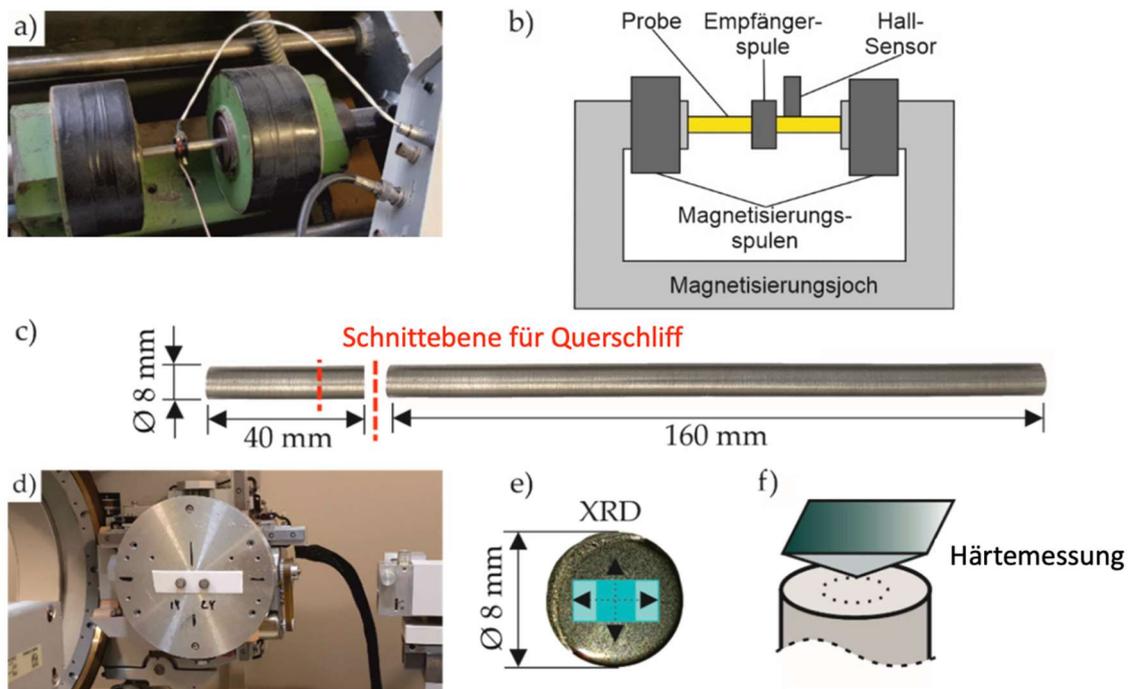


Abbildung 11: Referenzprobe a) im Hysterese Messplatz, b) mit schematischer Darstellung des magnetischen Feldes, c) Bauteilgeometrie für die mikrostrukturellen und mikromagnetischen Untersuchungen, d) befestigt am Goniometer für die XRD-Messung, e) Probenquerschnittsgeometrie mit XRD-Messfleckgröße zur Phasenanalyse und Darstellung der Richtungen der Eigenspannungsmessung, f) Messpositionen der Härtemessung, Anlehnung an [v.10].

Die Magnetisierungsspule am Joch erzeugt ein alternierendes Magnetfeld, welches in die untersuchte Probe geleitet wird. Das Magnetfeld direkt an der Oberfläche der Probe wird mit einer transversalen Hallsonde des Typs SS495A der Firma Honeywell gemessen. Im Kontext der Magnetfeldberechnung wird in der Regel mit den H- und B-Feldern gearbeitet. Hierbei wird H als magnetische Feldstärke (Magnetfeldstärke) und B als magnetische Flussdichte bezeichnet. Die Bezeichnung von H als magnetische Feldstärke wird auf historische Gründe zurückgeführt. In aktuellen Lehrbüchern wird teilweise stattdessen das B-Feld als magnetische Feldstärke und das H-Feld als magnetische Erregung bezeichnet.

Mit der Hallsonde wird die tangentielle Komponente des magnetischen Feldes gemessen. Diese Tangentialkomponente wird als H_t bezeichnet und ist stetig. Da die Hallsonde exakt in der Mitte des langen Stabes (Länge \gg Durchmesser) platziert wird, kann davon ausgegangen werden, dass das Magnetfeld im Material an dieser Position nur eine Tangentialkomponente und keine Normalkomponente aufweist. Normalerweise ist das Magnetfeld H keineswegs stationär, da oft zyklisch mit einer bestimmten Frequenz

magnetisiert wird. Die gemessene Hysterese ist wegen Wirbelstromeffekten frequenzabhängig. Wenn die Frequenz sehr klein ist (~ 1 Hz oder kleiner) können die Wirbelstromeffekte vernachlässigt werden. Man spricht dann von „quasi-statischer“ Magnetisierung. Das an der Hallsonde gemessene H_t entspricht somit betragsmäßig der Magnetfeldstärke H im Material. Dieses H ist für die Hystereseemessung nötig. Zusätzlich wird die magnetische Flussdichte B gemessen. Diese wird mittels der in eine umschließende Empfängerspule induzierten Spannung bestimmt.

Mit dieser Anordnung werden die im nachfolgenden Abschnitt dargestellten B-H-Hystereseschleifen unter variierenden Magnetisierungsparametern, Erregerspannung V_E zwischen 0,3 V und 1,5 V und konstante Magnetisierungsfrequenz $f_{mag,ref} = 1,4$ Hz ermittelt.

Die kürzeren Probensegmente werden mit einem Rasterelektronenmikroskop, einem Röntgendiffraktometer und einem Härtemessgerät auf mechanische und strukturelle Eigenschaften untersucht. Die Analysen des RA sowie der Eigenspannungen wird mit einem Röntgendiffraktometer X'Pert PRO MRD der Firma Malvern Panalytical (siehe Abbildung 11) unter Verwendung von Cu-K α 1-Strahlung bei 40 kV Röhrenspannung und 40 mA Röhrenstrom durchgeführt. Da für alle untersuchten Referenzproben eine recht homogene Verteilung der mikrostrukturellen Eigenschaften zu erwarten war, konzentrierten sich die Untersuchungen auf das Kernmaterial. Die genauen Parameter der verschiedenen röntgendiffraktometrischen Messungen sind in [v.10] beschrieben.

Die Eigenspannungen sind an der gleichen Stelle in horizontaler und vertikaler Richtung zueinander vermessen. Die ermittelten Eigenspannungen zeigen, dass bei allen Referenzproben nach der Wärmebehandlung ein nahezu eigenspannungsfreier Zustand vorliegt, da alle gemessenen Eigenspannungen innerhalb des schmalen Bereichs von +/- 50 MPa liegen. Daher wird in den folgenden Analysen des Einflusses des Werkstoffzustandes auf die magnetischen Eigenschaften die Eigenspannungen als vernachlässigbar angesehen.

Die beiden Ansätze sind:

- Einregeln der Erregerspannung V_E des Magnetjochs, um für alle Referenzproben dasselbe maximale Magnetfeld H_{max} gemessen mit der Hallsonde, zu erzielen.

- Einregeln der Erregerspannung V_E des Magnetjochs, um für alle Referenzproben dasselbe B_{max} gemessen mit der umschließenden Spule, zu erzielen.

Diese werden zur Charakterisierung der mikromagnetischen Eigenschaften, die aus den jeweiligen magnetischen Hysteresekurven gewonnen werden, vorgestellt. Erstens musste hierzu jeweils die Erregerspannung V_E für jede einzelne Probe angepasst werden, um dasselbe B_{max} , gemessen mit der umschließenden Spule zu erzielen. Mit dieser Methode ist ein expliziter Vergleich der physikalisch begründeten mikromagnetischen Eigenschaften der Hysterese möglich. Zweitens werden die Magnetisierungsparameter, d. h. die Erregerspannung des Magnetjochs, die dem maximalen mit der Hallsonde gemessenen Magnetfeld H_{max} entspricht, und die Magnetisierungsfrequenz f der Hysterese-Rahmenvorrichtung für alle Materialzustände konstant gehalten. Diese Parameter wurden zuvor empirisch bestimmt, um sicherzustellen, dass alle Materialzustände innerhalb der systemspezifischen Grenzen berücksichtigt werden. Dies ermöglicht einen anwendungsorientierten Vergleich der Ergebnisse mit artverwandten mikromagnetischen Messsystemen, bei denen dieselben Magnetisierungsparameter gewählt werden können. Darüber hinaus werden die mikromagnetischen Materialeigenschaften im Folgenden mit den mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften verglichen und die Zusammenhänge werden diskutiert.

Die Hysterese zeigt die irreversible, nichtlineare Reaktion eines ferromagnetischen Materials auf eine äußere Magnetisierung, d. h. seine Flussdichte B in Abhängigkeit von der Magnetfeldstärke H . Die Magnetisierungsprozesse sind mit der Bewegung der Domänenwände und der Magnetisierungsrotation in magnetischen Domänen korreliert. Wird ein anfänglich unmagnetisches Bauteil durch ein angelegtes Magnetfeld magnetisiert, kann bei Zunahme der Feldstärke H eine steigende Flussdichte B im Material beobachtet werden. Der Zusammenhang der beiden Größen ist nichtlinear. Bei großen Feldstärken geht das Material in die Sättigung über, dem magnetischen Sättigungspunkt B_s . Wird anschließend die magnetische Feldstärke langsam bis zur Feldstärke Null reduziert ($H = 0$ T) verbleibt eine magnetische Restinduktion im Material, genannt Remanenz B_r . Diese Restmagnetisierung kann durch Anlegen eines entgegengesetzt gerichteten Magnetfeldes, mit einer negativen magnetischen Feldstärke H , reduziert werden. Die Feldstärke H , bei der der Fluss den Wert $B = 0$ T

erreicht, wird als magnetische Koerzitivfeldstärke H_C bezeichnet. Wenn die Stärke des entgegengesetzt gerichteten Feldes H weiter erhöht wird, geht das Material in die magnetische Sättigung mit umgekehrter Polarität, d. h. $B = -B_s$ über. Wenn die Stärke des entgegengesetzten Feldes auf $H = 0 \text{ A/cm}$ abnimmt, geht die Hysterese über den unteren Teil zur negativen Remanenz $-B_r$ über. Auch hier erreicht die Induktion B nicht Null, bevor H die Koerzitivfeldstärke erreicht. Die Änderungen der magnetischen Hysteresekurven sind abhängig von den Magnetisierungsparametern wie der Erregerspannung V_E und der Magnetisierungsfrequenz $f_{mag,ref}$.

Die Abbildung 12 zeigt die Bildung der magnetischen Hysteresekurven von 4140-300C, gemessen mit dem Hysterese-Messgerät mit einer Erregerspannung V_E , welche das B-Feld erzeugt, zwischen 0,3 V und 1,5 V mit $f_{mag,ref} = 1,4 \text{ Hz}$.

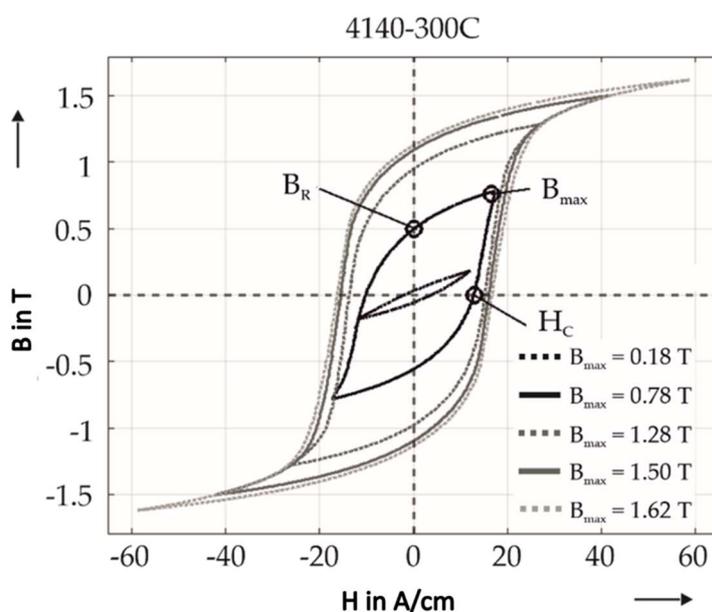


Abbildung 12: Magnetische Hysterese mit verschiedenen Arbeitspunkten an 42CrMo4 mit Anlasstemperatur 300 °C, in Anlehnung an [v.10].

Beim Verändern der Parameter ergibt sich eine maximale magnetische Flussdichte B_{max} , die zwischen 0,18 T und 1,62 T liegt. Die weiteren charakteristischen Punkte B_r und H_C sind von den Magnetisierungsparametern abhängig. Die Ähnlichkeit zwischen den Hysteresekurven mit hohen B_{max} im Bereich von 1,28 T bis 1,62 T im Hinblick auf ihre Werte von B_r und H_C ist auffällig. Es zeigt sich, dass B_r und H_C nicht weiter zunehmen, obwohl V_E weiter steigt. Es ist allgemein bekannt, dass die meisten Stähle ab einer Induktion B von etwa 2 T gesättigt sind. Daraus lässt sich schließen, dass der

asymptotische Wert von H_c von 16 bis 18 A/cm auch dann noch gilt, wenn die Erregerspannung weiter erhöht wird. Die gezeigten Hysteresemessungen eignen sich für den Vergleich von Materialzuständen, da diese für $f_{mag,ref}$ bei 1,4 Hz und damit im quasistatischen Bereich, aufgenommen sind.

Alle Hysteresen im Folgenden sind mit konstanter maximaler magnetischer Flussdichte B_{max} bei 1 T und bei $f_{mag,ref}$ bei 1,4 Hz aufgenommen. Die Wahl einer konstanten maximalen magnetischen Flussdichte ermöglicht den Vergleich verschiedener Material- und Wärmebehandlungszustände und der entsprechenden Charakteristika der magnetischen Hysterese. Für jeden Wärmebehandlungszustand wurden 10 Messungen mit B_{max} bei 1 T an der gleichen Probenposition aufgenommen. Die Mittelwerte für jede Wärmebehandlungstemperatur sowie die jeweiligen Standardabweichungen und Varianzen von H_c und B_r sind in der Tabelle 5 angegeben.

Tabelle 5: Wiederholungsmessung der magnetischen Hysterese an 42CrMo4 mit Angabe der magnetischen Koerzitivfeldstärke H_c und Remanenzflussdichte B_r . Berechnung von Mittelwert Mean ($\bar{}$), Standardabweichung Std (σ) und Varianz Var (σ^2) bei B_{max} von 1 T, in Anlehnung an [v.10].

42CrMo4	Mean (H_c)	Std (H_c)	Var (H_c)	Mean (B_r)	Std (B_r)	Var (B_r)
300C	12.82 A/cm	0.05 A/cm	0.00 A/cm	0.73 T	0,00 T	0,00 T
450C	10.19 A/cm	0.06 A/cm	0.00 A/cm	0.79 T	0,00 T	0,00 T
600C	9.84 A/cm	0,06 A/cm	0.00 A/cm	0.86 T	0,01 T	0,00 T

Die Standardabweichungen und Varianzen sind kleiner als 1 % des entsprechenden Mittelwertes, was auf eine gute Reproduzierbarkeit der gemessenen Hysteresekurven hinweist.

Die Abbildung 13 zeigt unter a) die magnetischen Hysteresekurven der untersuchten Referenzproben unter Verwendung des in Abbildung 11 dargestellten Messaufbaus.

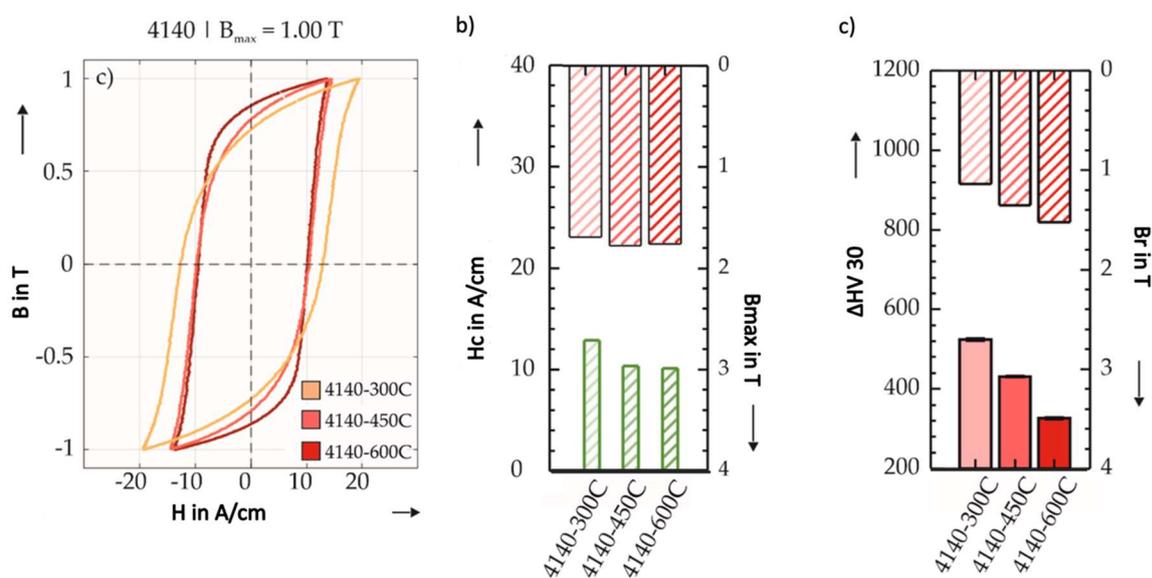


Abbildung 13: Magnetische Hysterese der untersuchten Referenzproben in verschiedenen Anlasszuständen. a) konstante magnetische Flussdichte B_{max} von 1 T, b) konstante Erregerspannung V_E von 1,8 V mit sich ergebenden H_c und B_{max} und c) Vergleich zwischen der aus der magnetischen Hysterese ermittelten Härte und Remanenz ebenso bei konstanter Feldstärke. In Anlehnung an [v.10].

Um B_{max} konstant bei 1 T für jede HystereseMessung einzustellen, mussten je nach Werkstoffzustand verschiedene Erregerspannungen verwendet werden und zwar 0,6 V für 4140-300C und 4140-450C sowie 0,7 V für 4140-600C und 4140-600C. Der 300C Zustand zeigt eindeutig eine breitere Hysterese und eine leichte Erhöhung von H_c , während 450C und 600C hinsichtlich dieser Werte nahezu identisch sind. Darüber hinaus steigt B_r von 300C über 450C bis 600C nahezu linear an.

Aufgrund der meist schwierigen Geometrien zu prüfender Bauteile erfolgt die klassische mikromagnetische Prüfung meist über Prüfköpfe, welche ein Magnetfeld von der Außenfläche des Bauteils in einen kleinen lokalen Bereich des Materials einleiten. Da diese Prüfköpfe nicht den gesamten Durchmesser des Materials erfassen und meist auch keine durchwegs homogenen Werkstoffeigenschaften im Probenmaterial vorliegen, kann die komplette magnetische Hysterese in diesen Referenzproben nicht gemessen werden. Dies ist nur mit der zuvor beschriebenen Methode an homogenen Werkstoffzuständen mittels der Hysterese-Rahmenvorrichtung möglich. Vergleichswerte der magnetischen Flussdichte, wie B_r oder B_{max} können mit 3MA erst nach vorangegangener Kalibrierung und damit nur indirekt bestimmt werden. Dagegen kann die Koerzitivfeldstärke H_c direkt aus dem Signal der Harmonische-Analyse (Hco) oder den Profilkurven des Barkhausenrauschens (Hcm) und der Inkrementelle Permeabilität (Hcu) bestimmt

werden. Die Bauform der 3MA-Prüfköpfe begrenzt dabei, mit ihrem kleinen Spulen- und Magnetfeldjoch-Maß im Vergleich zur Hysterese-Rahmenvorrichtung, die Magnetfelderzeugung hinsichtlich der maximal möglichen Amplitude und Frequenz. Da bei 3MA ein aufgesetztes Magnetjoch verwendet wird, ist die eingeprägte Magnetfeldverteilung immer inhomogen. Die verwendete Aufsatz-Spule kann nicht zur Bestimmung der magnetischen Flussdichte B über die induzierte Spannung verwendet werden. Daher sind „klassische“ Hysterese-messungen mit einem 3MA-Prüfkopf nicht möglich. Somit sind Absolutwerte der einerseits mit der Hysterese-Rahmenvorrichtung und andererseits mit dem 3MA-Prüfkopf gemessenen mikromagnetischen Prüfgrößen nicht identisch. Es lassen sich jedoch die qualitativen Änderungen der Prüfgrößen vergleichen.

Aus diesem Grund wurde, um eine Vergleichbarkeit zu ermöglichen, in einer weiteren Messreihe in der Hysterese-Rahmenvorrichtung die Erregerspannung V_E von 1,8 V und die Frequenz f von 1,4 Hz konstant gehalten. Die Ergebnisse sind in Abbildung 13 b) und c) sowie Abbildung 14 dargestellt. Die Abbildung 14 stellt einen direkten, qualitativen Vergleich der charakteristischen magnetischen Hysteresekurven mit gleicher Skalierung, den drei verschiedenen Materialzuständen, mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) gemessen und dem Restaustenitgehalt RA sowie der Härte HV30 dar.

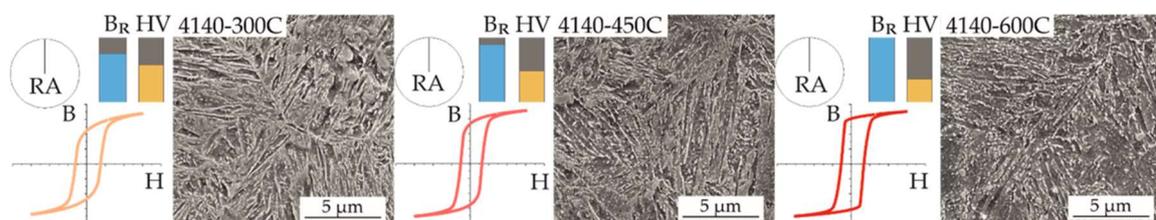


Abbildung 14: Restaustenitgehalt RA, magnetische Remanenz B_r , Härte HV30 im quantitativen Vergleich zur Hysterese und REM-Bilder mit 15.000x Vergrößerung. In Anlehnung an [v.10].

Ziel dieser Darstellung ist es, einen Überblick über den Zusammenhang zwischen mikrostrukturellem Aufbau und den mechanischen und mikromagnetischen Eigenschaften zu geben, indem die Unterschiede zwischen den Materialzuständen vergleichend dargestellt werden. Es wird hervorgehoben, dass einerseits die signifikanten Unterschiede in den Materialzuständen anhand des Hystereseverlaufs beschrieben werden können. Andererseits können diese Unterschiede durch physikalisch begründete Parameter wie Remanenz, Koerzitivfeldstärke und maximaler Fluss quantifiziert werden.

Mit zunehmender Anlasszeit bei 180 °C sowie mit zunehmender Anlass temperatur und konstanter Anlasszeit konnten korrespondierende Veränderungen in der Hysterese kurve, wie beispielsweise eine vertikale Streckung der magnetischen Hystereseform sowie eine Zunahme der resultierenden Remanenz beobachtet werden. In diesem Zusammenhang nimmt auch die entsprechende Vickershärte HV30 deutlich ab. Restaustenit ist nur in sehr geringem Umfang vorhanden und konnte bei den Röntgendiffraktometermessungen im Rahmen der Messunsicherheit nicht nachgewiesen werden. Die Mikrostruktur-Aufnahmen weisen erkennbare Unterschiede auf, im speziellen bei der Anlass temperatur 300 °C. Die Mikrostruktur zeigt eine Verzerrung und Rundung der Gefügestruktur. Es wird vermutet, dass hier eine Latten-Martensit-Struktur (Lanzett-Martensit) vorliegen könnte, weitere Untersuchungen dazu folgen in Kapitel 4.5.

In Abbildung 13 b) ist die maximal ermittelte Koerzitivfeldstärke bei konstanter Erregerspannung und Frequenz (V_E von 1,8 V und $f_{mag,ref}$ von 1,4 Hz) sowie maximal gemessenem magnetischen Fluss B_{max} gezeigt. Hier ist eine inverse Korrelation erkennbar, bei steigender Koerzitivfeldstärke fällt der magnetische Fluss ab. In der Remanenz ist ein noch ausgeprägteres inverses Verhältnis erkennbar, insbesondere im Verhältnis zur Härte, vgl. Abbildung 13 c), wird dies deutlich. Bei steigender Härte fällt die Remanenz deutlich ab.

Mit zwei unterschiedlichen Untersuchungsansätzen zur mikromagnetischen Charakterisierung können die individuellen Materialeigenschaften der Referenzproben reproduzierbar erfasst werden. Dabei wurden die verschiedenen Werkstoffzustände durch Abschrecken und Anlassen mit definierten Anlasszeiten und -temperaturen auf die gewünschten Anlasszustände eingestellt. Die wesentlichen Ergebnisse dieser Untersuchungen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Die untersuchten Referenzproben können hinsichtlich ihrer technischen und physikalischen Eigenschaften in Bezug auf mikromagnetische, röntgenografische und mechanische Härte einheitlich charakterisiert werden.
- Die Korrelation von Härte zu B_r sowie H_C und B_{max} wird aufgezeigt. Dies zeigt die Beziehung zwischen mechanischen und mikromagnetischen Eigenschaften, wobei die Remanenz nahezu proportional mit abnehmender Härte zunimmt. Darüber hinaus ist bei abnehmender Härte ein zunehmendes B_{max} und eine abnehmende Koerzitivfeldstärke zu beobachten.

- Die Verwendung zweier unterschiedlicher Untersuchungsmethoden (konstante Feldstärke oder konstanter Fluss) zeigt ein vergleichbares Verhalten der magnetischen Hysteresen und ermöglicht die Übertragbarkeit auf artverwandte Messsysteme.

Allgemein ist bekannt, dass die gemessene magnetische Permeabilität μ_r des Materials abhängig von den Parametern Magnetisierungsamplitude $MagAmp$, $MagFreq$, der Prüfkopfhebung $LiftOff$ und dem hier vernachlässigbaren Geometrieinfluss des Bauteils ist. Es besteht ein nichtlinearer Zusammenhang:

$$\mu_r = F(MagAmp, MagFreq, LiftOff) \quad 4-1$$

Abbildung 15 zeigt die Prüfgrößen H_C und B_r in Abhängigkeit von B_{max} für die drei Anlasszustände 300 °C, 450 °C und 600 °C. Aus dem Kurvenverlauf kann der Bereich der magnetischen Sättigung des Materials bestimmt werden.

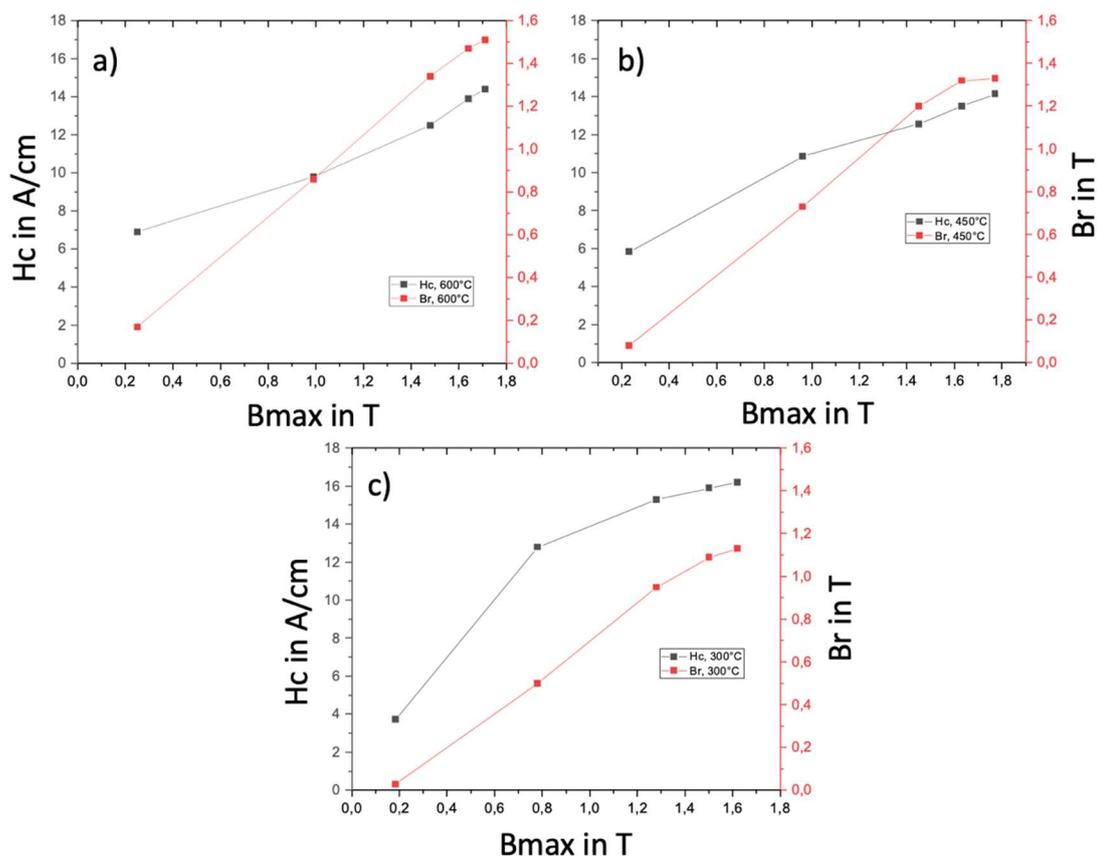


Abbildung 15: Vergleich der Messergebnisse vom Hysterese messplatz in Darstellung B_{max} über H_C und B_r für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

Es zeigt sich die magnetische Sättigung, charakterisiert durch B_{max} , beim Übergang vom linearen zu asymptotischen Verhalten, für die drei Anlasszustände 300C, 450C und 600C für B_{max} im Bereich 1,6 T bis 1,7 T. Die Sättigungen werden zusätzlich durch die zugehörigen Werte für B_r , H_c charakterisiert.

Weiterhin lässt sich die magnetische Leitfähigkeit (Permeabilität) μ_r , welche von der Frequenz f und der Feldstärke H abhängt, mit folgender Gleichung bestimmen:

$$\mu_r = \frac{B_{max}}{H_c * \mu_0} \quad 4-2$$

$$\text{Magnetische Feldkonstante: } \mu_0 = 1,25664 * 10^{-6} \frac{H}{m}$$

Aus dieser Formel ergibt sich ein klar definierter Wert der Permeabilität μ_r , der in der Hysterese bei B_{max} bestimmt wird. Man kann diesen Wert, bei dem H_c konstant wird, verwenden, um verschiedene Materialzustände miteinander zu vergleichen. Die zugehörigen Werte für B_r , H_c mit berechnetem μ_r sind in der Tabelle 6 gezeigt.

Tabelle 6: B_r , H_c bei B_{max} , H_{max} für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C und μ_r .

Referenzprobe	300C	450C	600C
B_{max} in T	1,62	1,77	1,71
H_{max} in A/cm	59	57,88	58
B_r in T	1,13	1,33	1,51
H_c in A/cm	16,2	14,14	14,4
μ_r in H/m	218,50	236,48	293,55

Die Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung, die mit dem Hystereseemessplatz erzielt wurden, werden im Folgenden mit 3MA-Messungen, welche ebenfalls an den Referenzproben durchgeführt werden, verglichen. Generell ist bekannt, dass 3MA zur Unterscheidung verschiedener Materialzustände oder Wärmebehandlungszustände eingesetzt werden kann. Dazu muss ein geeigneter 3MA-Prüfkopf verwendet und ein geeigneter Arbeitspunkt respektive Einstellungssetup mit geeigneten Magnetisierungseinstellungen eingesetzt werden. Für die weiteren Untersuchungen in dieser Arbeit wird ein Sonderprüfkopf entwickelt, welcher aus einem festen und nicht

beweglichen Hall-Sensor und angepassten Sende- und Empfängerspulen besteht. Dies ermöglicht einerseits Messungen in Abhebung mit Luftspalt, um auch bei bewegten Werkstücken mikromagnetische Messungen durchführen zu können und andererseits eine Kontaktmessung an den zuvor beschriebenen Referenzproben zu ermöglichen. Der aufgebaute 3MA-Prüfkopf wird zur Kontaktmessung in eine 3D gedruckte Haltevorrichtung zur Vermessung der Referenzproben eingespannt. Die vordere Kontaktfläche des Magnetpolschuhs mit Pyramidenform, Abbildung 16, hat einen Innendurchmesser von 6 x 6 mm und einen Außendurchmesser von 12 x 6 mm.

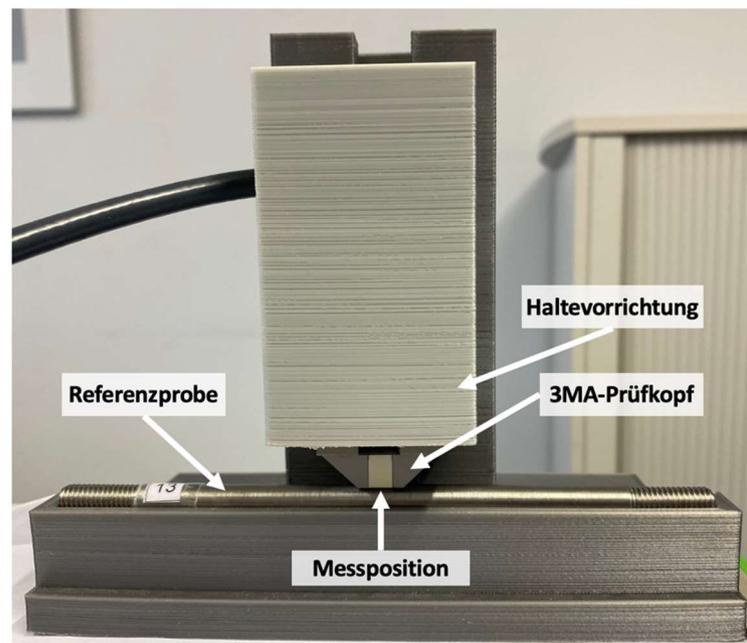


Abbildung 16: Aufgebauter 3MA-Prüfkopf in 3D gedruckter Haltevorrichtung zur Vermessung der Referenzproben.

Der 3MA-Prüfkopf liefert sinnvolle Messergebnisse im Arbeitsbereich der Magnetisierungsamplitude $MagAmp$ von 20 A/cm bis 60 A/cm und der Magnetisierungsfrequenz $MagFreq$ von 100 Hz bis 350 Hz (für den Fall der 3MA-Messungen wird die Magnetisierungsfrequenz nicht als $f_{mag,ref}$ sondern $MagFreq$ bezeichnet). Es erfolgten Messungen an 4140-300C, um den Einfluss der Magnetisierungsfrequenz zu untersuchen. Die Tabelle 7 zeigt die gewählten Einstellparameter.

Tabelle 7: Variation der Magnetisierungsfrequenz und zwei ausgewählter Magnetisierungsamplituden der 3MA-Messung an Referenzproben 4140-300C zur Ermittlung des Magnetisierungsfrequenzeinflusses.

Parameter	Stufe	Einheit
Magnetisierungsamplitude <i>MagAmp</i>	20; 45;	A/cm
Magnetisierungsfrequenz <i>MagFreq</i>	von 350 bis 100 in Schritten von 10 bezeichnet als [350:10:100] in Hz auf horizontaler Achse	Hz

Die Abbildung 17 zeigt ausgewählte 3MA-Prüfgrößen, welche das charakteristische Verhalten für jeweils eines der vier Prüfverfahren darstellt. Auf der x-Achse wird die Magnetisierungsfrequenz *MagFreq* wie in Tabelle 7 beschrieben variiert.

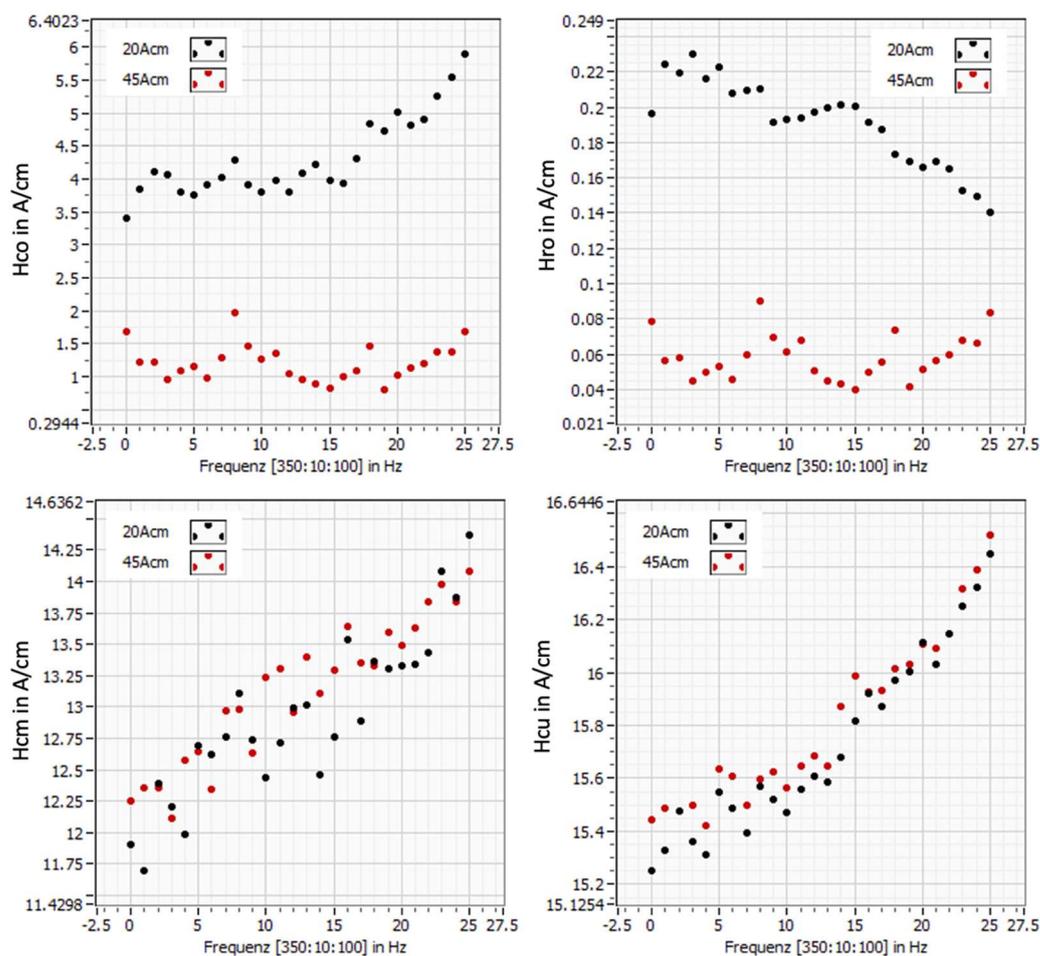


Abbildung 17: Darstellung der 3MA-Prüfgrößen *Hco*, *Hro*, *Hcm* und *Hcu* jeweils bei Magnetisierungsamplituden 20 A/cm und 45 A/cm mit Variation der Magnetisierungsfrequenz an Referenzprobe 4140-300C.

Da die Referenzproben nachgewiesenermaßen homogene Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der Härte und keine nennenswerten Eigenspannungen aufweisen, kann davon ausgegangen werden, dass keine Änderung in den Materialeigenschaften in Tiefenrichtung auftritt. Bei allen Abbildungen ist jedoch ein Anstieg oder Abfall der Amplitude der vier Prüfgrößen H_{co} , H_{ro} , H_{cm} und H_{cu} im Bereich $MagFreq$ von 100 Hz bis 150 Hz und bei beiden gewählten $MagAmp$ zu beobachten. Dies bedeutet, dass der Prüfkopf in diesen niedrigen Frequenzbereichen nicht optimal reagiert und nur bedingt für einen Einsatz geeignet ist. Weiterhin ist bei den Prüfgrößen H_{co} und H_{ro} im Bereich $MagFreq$ 150 Hz bis 350 Hz ein nahezu konstantes Verhalten mit höherer Messwertstreuung bei 350 Hz zu beobachten, wohingegen H_{cm} und H_{cu} einen linearen Anstieg bei beiden gewählten $MagAmp$ zeigen. Da keine Neupositionierung des Prüfkopfes stattfindet, sind die Geometrieinflüsse der Probe bei allen Messungen identisch. Darüber hinaus liegen homogene Werkstoffeigenschaften vor. Der Anstieg der Koerzitivfeldstärken der Prüfgrößen H_{cm} und H_{cu} bei niedrigeren Frequenzen deutet auf den direkten Einfluss sich ausbildender Wirbelströme hin. Diese bilden sich auf Grund des wechselnden magnetischen Feldes in der Probe aus und werden je nach Frequenz stärker oder schwächer gedämpft. Wie aus dem Stand der Technik bekannt, führen Wirbelströme zu einer Verringerung der Amplituden der Prüfgrößen bei höheren Frequenzen. Darüber hinaus zeigt die Abbildung 18 die Abhängigkeit von V_{mag} zur eingestellten Frequenz bei Magnetisierungsamplituden 20 A/cm und 45 A/cm.

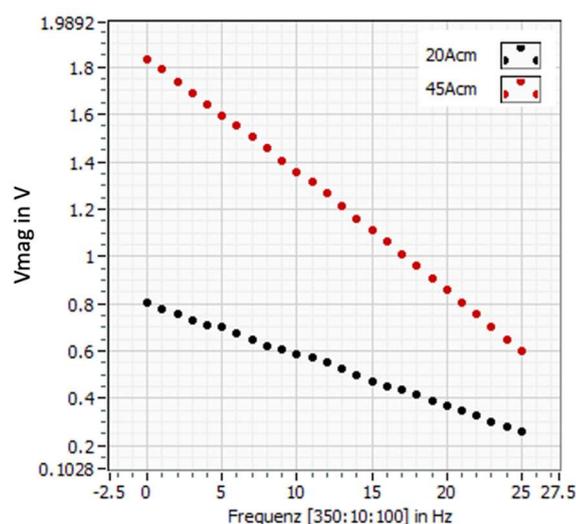


Abbildung 18: Darstellung der 3MA-Prüfgröße V_{mag} bei Magnetisierungsamplituden 20 A/cm und 45 A/cm mit Variation der Magnetisierungsfrequenz an Referenzprobe 4140-300C.

Hierbei ist zu sehen, dass die Amplitude von V_{mag} zu niedrigeren Frequenzen abnimmt. Bei 45 A/cm ist die Abnahme höher als bei 20 A/cm. Dies ist ebenso auf die Dämpfung der Wirbelströme zurückzuführen, welche das Ausbilden des H- und B-Feldes erschwerenden. Die Nachregelung der Magnetisierungsspannung (höhere Werte von V_{mag}) zur Erreichung des gewünschten H-Feldes für höhere Magnetisierungsfrequenzen und Magnetisierungsamplituden wird ersichtlich.

Anschließend findet eine Vermessung zur Ermittlung des Einflusses der Magnetisierungsamplitude statt. Dabei wurden drei Materialzustände 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C ohne Abhebung, somit in Kontakt mit der Probe, mit den folgenden Einstellparametern aus Tabelle 8 vermessen.

Tabelle 8: Variation der Magnetisierungsamplitude der 3MA-Messung an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C zur Ermittlung des Magnetisierungsamplitudeneinflusses.

Parameter	Stufe	Einheit
Magnetisierungsamplitude $MagAmp$	20:5:60	A/cm
Magnetisierungsfrequenz $MagFreq$	250	Hz

Um eine schnelle Messdatenaufnahme für die In-Prozess Messung zu ermöglichen und stabile Messdaten zu erhalten, wird die Magnetisierungsfrequenz $MagFreq = 250$ Hz gewählt.

In Abbildung 19 bis Abbildung 22 sind die Messergebnisse ausgewählter 3MA-Prüfgrößen aus den vier Verfahren Harmonische-Analyse (HA), Barkhausenrauschen (BR), Inkrementelle Permeabilität (IP), Mehrfrequenz-Wirbelstrom (WS) an den vermessenen Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C dargestellt. Im Stand der Technik ist beschrieben, dass diese ausgewählten Prüfgrößen auf Härteveränderungen im Material sensitiv reagieren.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

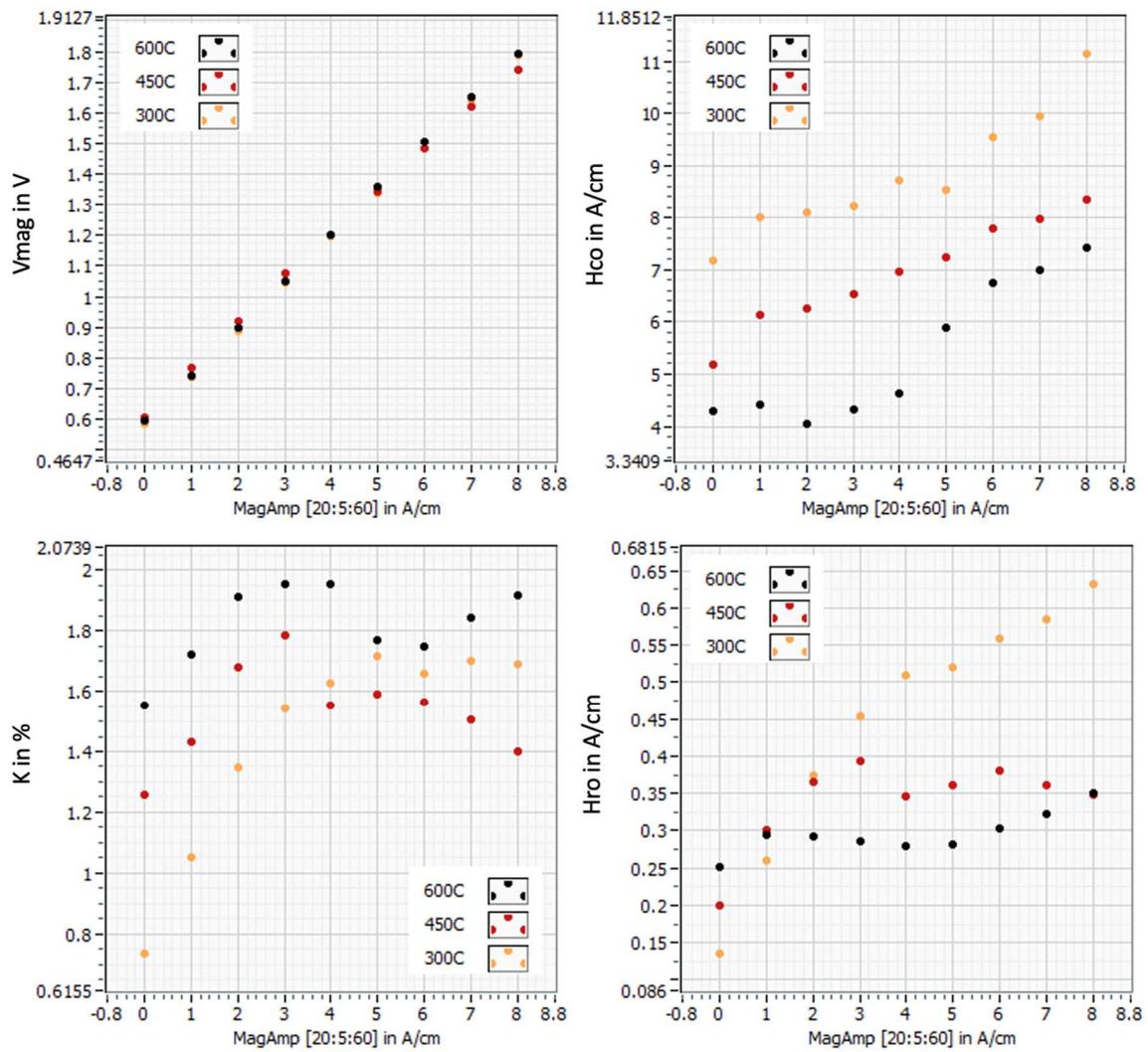


Abbildung 19: 3MA-II-Prüfgrößen V_{mag} und H_{co} , K , H_{ro} der Harmonische-Analyse, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

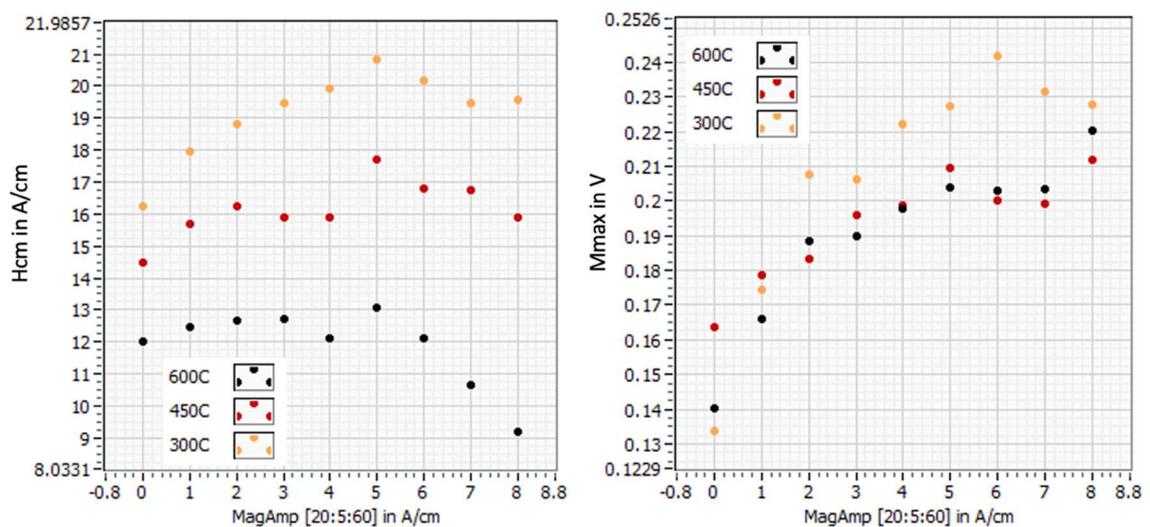


Abbildung 20: 3MA-II-Prüfgrößen H_{cm} und M_{max} des Barkhausen-Rauschen, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

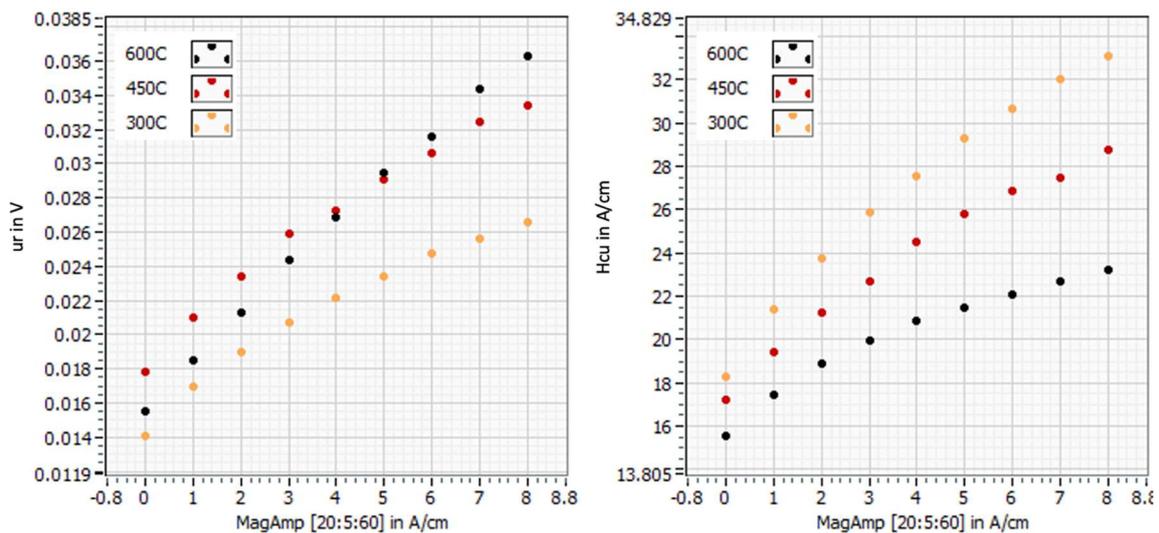


Abbildung 21: 3MA-II-Prüfgrößen u_r und H_{cu} der Inkrementelle Permeabilität, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

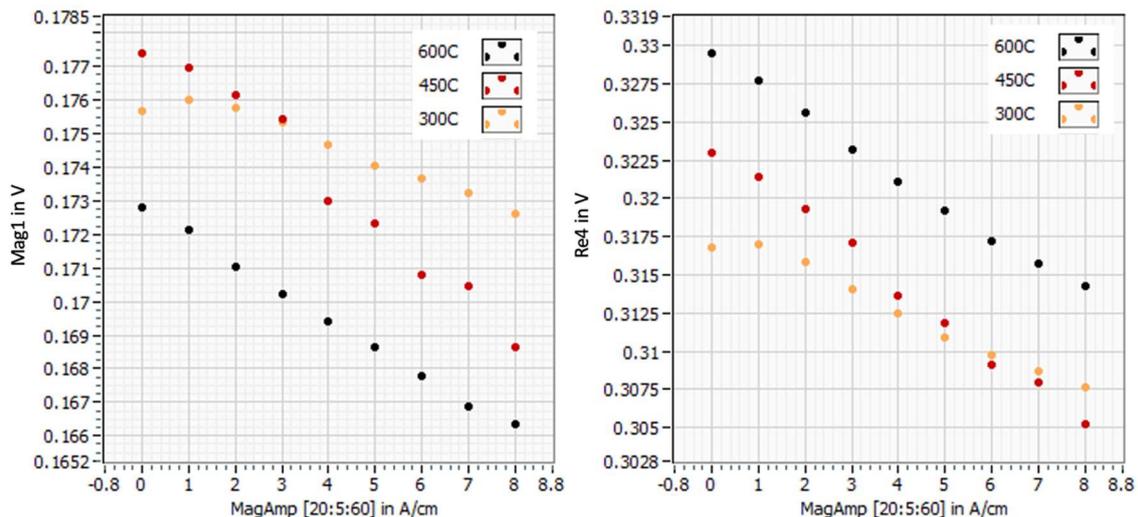


Abbildung 22: 3MA-II-Prüfgröße $Mag1$ und $Re4$ des Mehrfrequenz-Wirbelstroms, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

Eine Erhöhung der Magnetisierungsfrequenz führt zu einer niedrigeren Magnetisierungsspannung V_{mag} . Dies ist in Abbildung 18 gezeigt und ist auf das mit zunehmender Frequenz abnehmende erfasste Bauteilvolumen mit insgesamt kleinerer Magnetisierungsenergie zur Erreichung des gewünschten H-Feldes zurückzuführen.

Alle gezeigten Prüfgrößen zeigen bei Erhöhung von $MagAmp$ ein unterschiedlich starkes Ansteigen oder Abfallen, jeweils charakteristisch für den jeweiligen Anlasszustand der Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C. Bei einigen Prüfgrößen führen geringe Werte von $MagAmp$, beispielsweise 25 A/cm, zu nur sehr geringen

Abweichungen der Prüfgrößen M_{max} , ur , H_{ro} für alle Anlasszustände. Andererseits führen höhere Werte von $MagAmp$, beispielsweise 60 A/cm, zu sehr großen Abweichungen der meisten Prüfgrößen wie H_{co} , K , H_{ro} , H_{cm} , M_{max} , ur , H_{cu} , $Mag1$ und teilweise $Re4$ abhängig vom Anlasszustand. Damit lassen sich bei höheren Werten von $MagAmp$ die drei gewählten Anlasszustände mittels mehrerer 3MA-Prüfgrößen optimal trennen und identifizieren.

Wie beschrieben gilt es, einen geeigneten Arbeitspunkt hinsichtlich der Magnetisierungsamplitude zu bestimmen, welcher einen geeigneten Frequenzbereich in Kombination mit einer maximalen Trennung der drei Referenzproben und damit der Härte auf Basis der 3MA-Prüfgrößen erlaubt. Aufgrund der sich ausbildenden Verläufe der Prüfgrößen könnte der Eindruck entstehen, es wäre nötig, für jede Prüfgröße einen eigenen optimalen Arbeitspunkt zu bestimmen. Dies ist wegen praktikabler Umsetzung und der in dieser Arbeit nötigen schnellen Datenaufnahme nicht möglich. Es muss somit für alle Prüfverfahren ein gemeinsamer Arbeitspunkt bestimmt werden. H_{cm} und M_{max} wurden zur Bestimmung herangezogen. Hier ist ersichtlich, dass sich von $MagAmp$ 20 A/cm bis 60 A/cm eine Erhöhung der Prüfgröße und Spreizung der Werte der drei Anlasszustände für H_{cm} ergibt, sich bei $MagAmp$ jedoch bei 45 A/cm die beste Trennung zeigt. Tendenziell ist der Übergang von linearem Verhalten in ein asymptotisches Verhalten ersichtlich, was den Bereich der magnetischen Sättigung kennzeichnet. Deshalb wird für die Verfahren Harmonische-Analyse (HA) und Barkhausenrauschen (BR) ein optimales $MagAmp$ von 45 A/cm gewählt. Für das Verfahren der Inkrementelle Permeabilität (IP) eignet sich zur maximalen Spreizung die größtmögliche $MagAmp$ von 60 A/cm. Der Mehrfrequenz-Wirbelstrom (WS) hingegen reagiert am empfindlichsten auf die niedrigste $MagAmp$ von 20 A/cm. Diese Arbeitspunkte sind in der Tabelle 9 noch einmal aufgeführt.

Tabelle 9: Gewählte Arbeitspunkte an Referenzproben für den 3MA-Sonderprüfkopf für die 3MA-Verfahren HA, BR, IP, WS.

	<i>MagAmp</i>	<i>MagFreq</i>
Einheit	A/cm	Hz
HA	45	250
BR	45	250
IP	60	250
WS	20	250

Im Anschluss kann die Tiefenwirkung der 3MA-Prüftechnik mittels des Skin-Effekts bestimmt werden. Dieser stellt unter Verwendung der endlichen Leitfähigkeit des Leiters, der Maxwell-Gleichung und des Ohm'schen Gesetzes eine Diffusionsgleichung auf, welche die frequenzabhängige Standardeindringtiefe δ elektromagnetischer Wechselfelder in einen Leiter (hier Eindringtiefe vom Randabstand des Messpunktes der Referenzprobe) beschreibt:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot \sigma \cdot \mu_0 \cdot \mu_r \cdot \text{MagFreq}}} = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot \sigma \cdot \frac{B_{max}}{H_{max}} \cdot \text{MagFreq}}} \quad 4-3$$

Beispielhaft ergibt sich für 300C die Eindringtiefe, mit ermittelten *MagAmp* des 3MA-Verfahrens BR (entspricht hier H_{max}) und entsprechendem B aus der HystereseMessung (hier B_{max}) mit der Leitfähigkeit von Stahl $8,6 \cdot 10^6$ S/m zu:

$$\delta_{BR,300C} = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot 8,6 \cdot 10^6 \frac{S}{m} \cdot \frac{1,55 T}{45 \frac{A}{cm}} \cdot 250 \text{ Hz}}} = 656 \mu\text{m} \quad 4-4$$

In Tabelle 10 bis Tabelle 12 sind die Eindringtiefen jeweils für 4140-300C, 4140-450C, 4140-600C und die 3MA-Verfahren BR, IP und WS zusammengefasst.

Tabelle 10: Eindringtiefe δ_{BR} für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

Parameter	300C	450C	600C
B in T (aus Hysteresemessung)	1,55	1,66	1,66
H in A/cm (aus 3MA-Messung)	45	45	45
Standardeindringtiefe δ_{BR} in μm	656	634	634

Tabelle 11: Eindringtiefe δ_{IP} für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

Parameter	300C	450C	600C
B in T (aus Hysteresemessung)	1,62	1,72	1,71
H in A/cm (aus 3MA-Messung)	60	60	60
Standardeindringtiefe δ_{IP} in μm	740	719	720

Tabelle 12: Eindringtiefe δ_{WS} für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.

Referenzprobe	300C	450C	600C
B in T (aus Hysteresemessung)	0,96	1,33	1,3
H in A/cm (aus 3MA-Messung)	20	20	20
Standardeindringtiefe δ_{WS} in μm	555	472	477

Die minimalen Eindringtiefen der 3MA-Verfahren über alle drei Wärmebehandlungszustände konnten zu $\delta_{BR} = 634 \mu\text{m}$, $\delta_{IP} = 719 \mu\text{m}$ und $\delta_{WS} = 472 \mu\text{m}$ bestimmt werden.

4.5.2 Mikromagnetische Charakterisierung der Proben aus 42CrMo4 und Arbeitspunktbestimmung für In-Prozess 3MA

Dieses Kapitel beschreibt die Proben für die konventionellen Außenlängsdrehversuche und führt eine Arbeitspunktbestimmung für die In-Prozess 3MA-Prüftechnik durch.

Anfangs wird überprüft, ob Restmagnetisierung (Remanenz) nach dem Drehprozess in den bearbeiteten Bauteilen auftritt. Dies könnte zu einer Beeinflussung der 3MA-Messung führen. Dazu wird eine Welle mit großer thermomechanischer Belastung hergestellt, welche einen hohen Werkzeugverschleiß und Werkzeugbruch nach 20 mm zur Folge hat. Mittels eines 3D-Magnetfeldsensors wird die Oberfläche im Abstand 0,5 mm am langsam rotierenden Bauteil vermessen. Die Abbildung 23 zeigt den Versuchsaufbau und die sich jeweils ergebenden Restmagnetisierungen aufgetragen in b) X- Richtung, c) Y-Richtung, d) Z-Richtung.

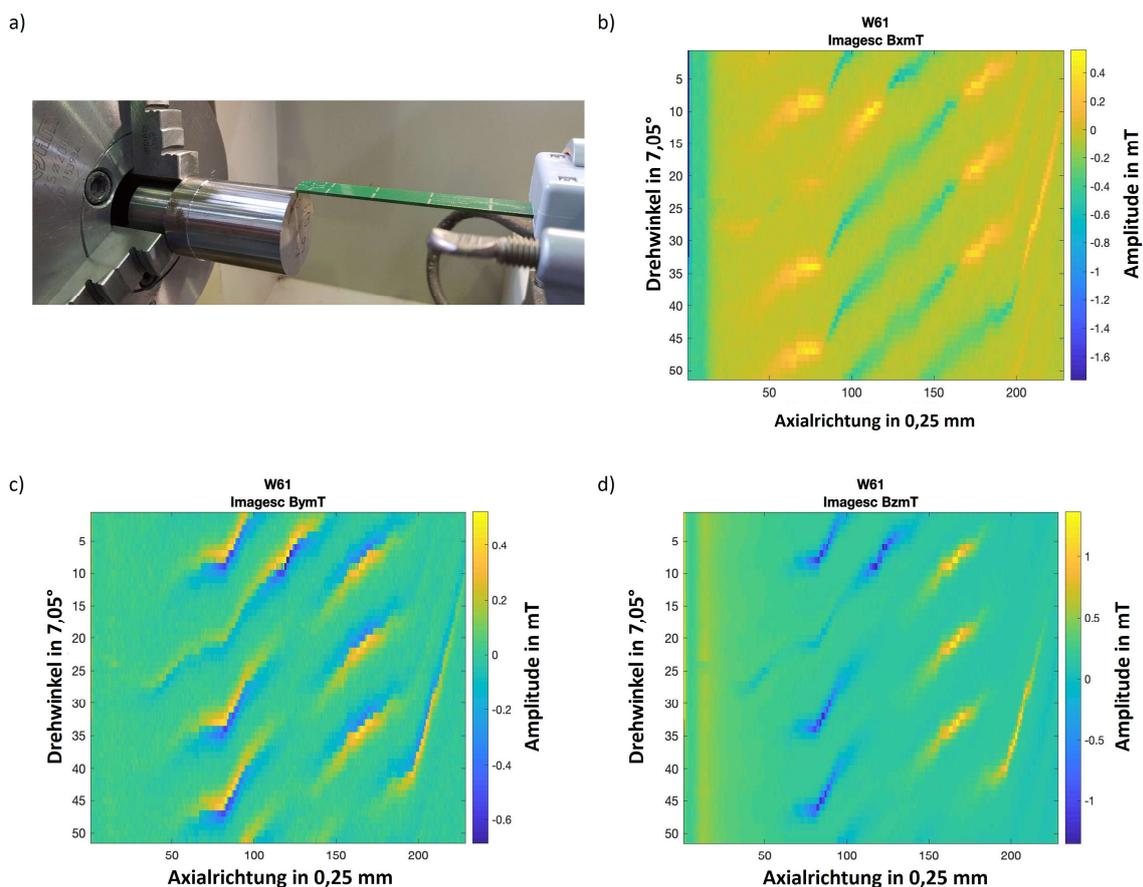


Abbildung 23: a) Versuchsaufbau mit 3D-Magnetfeldsensor und Bauteil, Restmagnetisierung in b) X- Richtung, c) Y-Richtung, d) Z-Richtung.

Es ergeben sich Bereiche mit Restmagnetisierungsamplituden von minimal -1,5 mT bis maximal +1,5 mT. Am Prozessanfang von 10 mm bis 30 mm in den Abbildungen b) bis d) tritt keine Remanenz auf. Im Anschluss zeigen sich, beginnend bei einigen Millimetern vor Auftreten des Werkzeugbruchs bei 30 mm, Bereiche mit positiver und negativer Restmagnetisierung. Diese verteilen sich ab Werkzeugbruch schraubenförmig um den Umfang der Welle. In Umfangsrichtung ergeben sich in γ -Richtung Bereiche ($< 5^\circ$ Winkelauflösung) mit steilem Änderungsgradienten von positiver zu negativer Amplitude. Ursächlich dafür kann einerseits das verwendete Werkzeug sein, dieses wies nach dem Versuch eine Verschleißmarkenbreite von 500 μm mit Ausbrüchen an der Werkzeugschneide auf. Die gemessenen Amplituden tragen nicht zu einer Beeinflussung einer anschließenden 3MA-Messung bei, da bei dieser weitaus höhere Magnetisierungs- und Entmagnetisierungsamplituden erzeugt werden.

Im Anschluss wird mit dem 3MA-II System eine Arbeitspunktbestimmung für den in Kapitel 4.5.1 beschriebenen und in Abbildung 16 gezeigten 3MA-Sonderprüfkopf durchgeführt. Ziel dabei ist es, einen optimalen Arbeitspunkt mit hoher Sensitivität zu bestimmen. Dazu wird, wie in Abbildung 47 gezeigt, der 3MA-Sonderprüfkopf in eine Drehmaschine eingebaut, um eine genaue planparallele Positionierung zu ermöglichen. Dabei kommt ein breites Fenster an möglichen Messparametern, in Tabelle 13 aufgeführt, zum Einsatz.

Tabelle 13: Parameter des 3MA-II Systems zur Arbeitspunktbestimmung des 3MA-Sonderprüfkopfes mit Variation in Magnetisierungs-amplitude (*MagAmp*), -frequenz (*MagFreq*) und Abhebung (*LiftOff*).

<i>MagAmp</i>	<i>MagFreq</i>	<i>LiftOff</i>
A/cm	Hz	mm
20; 25; 30; 35; 40; 45; 50; 55; 60; 65; 70; 75; 80	50; 100; 150; 200; 250; 300; 350	0; 0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0

Für die Erzeugung des Magnetfelds wurde die Magnetisierungsamplitude (*MagAmp*) in 5 A/cm Schritten von 20 bis 80 A/cm und die Magnetisierungsfrequenz (*MagFreq*) in 50 Hz Schritten von 50 Hz bis 350 Hz variiert. Darüber hinaus wurde die Abhebung (*LiftOff*) des Prüfkopfes in 0,1 mm Schritten von 0 mm bis 1,0 mm variiert. Als Bauteil wurde ein Absatz des 42CrMo4 QT300 mit niedrigen Prozessparametern v_c von 100 m/min, f von

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

0,1 mm/U und a_p von 0,2 mm mit nicht verschlissenenem Werkzeug gewählt, um die thermomechanische Randschichtbelastung für die Arbeitspunktbestimmung möglichst gering zu halten und die durch eine hohe Ausgangshärte nötigen hohen Magnetisierungsamplituden abdecken zu können. Abbildung 24 zeigt zwei charakteristische Verläufe von H_{cm} aus dem Prüfverfahren Barkausenrauschen, aufgetragen über verschiedenen $MagAmp$ und unterschiedlichen Prüfkopfabhebungen bei a) $MagFreq$ 350 Hz und b) $MagFreq$ 100 Hz. Die restlichen Magnetisierungsfrequenzen sind im Anhang Abbildung 86 dargestellt.

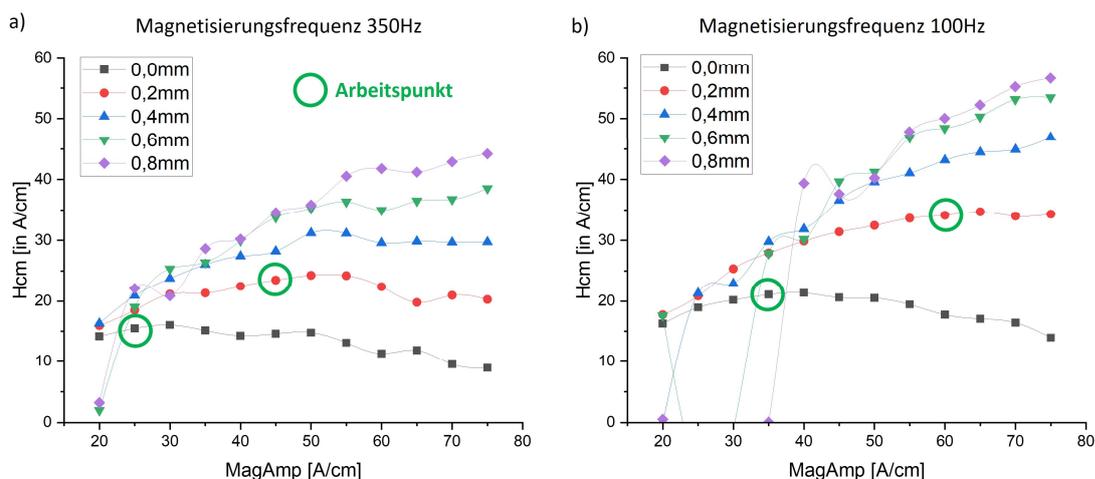


Abbildung 24: Vergleich des Verlaufs der Prüfgröße H_{cm} bei Variation von $MagAmp$ bei unterschiedlichen Abhebungen (0,0 mm bis 0,8 mm) des Prüfkopfes und gewähltem Arbeitspunkt (grüner Kreis) der magnetischen Amplitude bei $MagFreq$ a) 350 Hz und b) 100 Hz.

Auf Grund der Ähnlichkeit der Messwerte von H_{cm} bei den Abhebungen $\geq 0,6$ mm kann geschlussfolgert werden, dass die Sensitivität bezogen auf die Abhebung bei 0,6 mm bei dem Verfahren Barkhausenrauschen erreicht ist. Für kleine Abhebungen ergibt sich für H_{cm} sowohl bei der hohen Magnetisierungsfrequenz 350 Hz als auch bei niedrigerer Magnetisierungsfrequenz 100 Hz ein stabiles Signal über den ganzen $MagAmp$ -Bereich.

Ein konstantes Annähern und leichtes Abfallen der Messwerte im asymptotischen Bereich für niedrige Abhebungen ist kennzeichnend für den Sättigungsbereich des Materials. Dieser verschiebt sich zu größeren $MagAmp$ bei höherer Abhebung. Das maximal mögliche Signal-Rausch-Verhältnis ist jeweils im Wendepunkt von H_{cm} in der Übergangszone von annähernd linearem zu asymptotischem Verhalten zu finden. Die Messwerte ergeben in Abbildung 24 beispielsweise bei 0,2 mm Abhebung $H_{cm} = 22$ A/cm

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

sowie $MagAmp = 45 \text{ A/cm}$. Die grünen Kreise kennzeichnen dabei den jeweils besten Arbeitspunkt pro Abhebung. Eine Abhebung von maximal 0,4 mm erscheint plausibel.

Die nächste Abbildung beschreibt den Einfluss des jeweils besten Arbeitspunktes pro Abhebung über alle Messfrequenzen für die Prüfgröße H_{cm} und $MagFreq$.

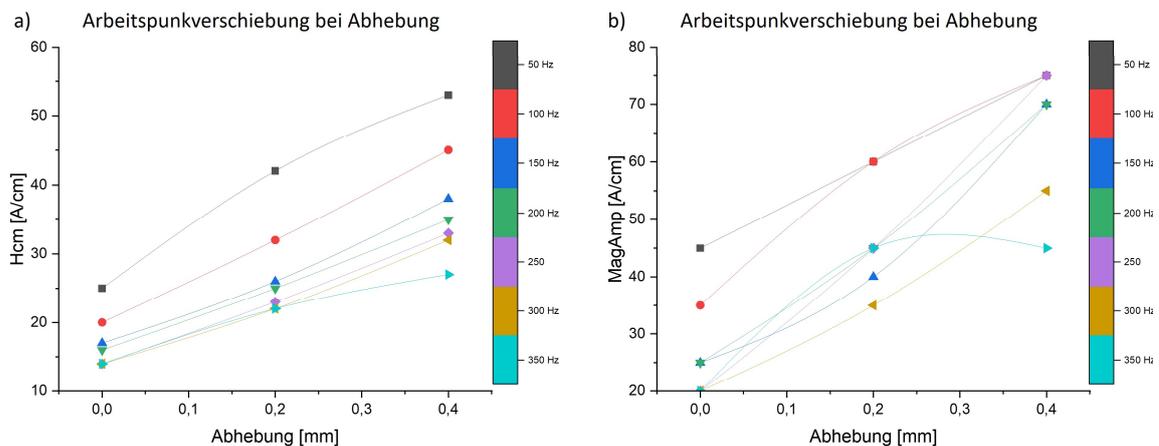


Abbildung 25: Arbeitspunktverschiebung bei Variation der Abhebung und Magnetisierungsfrequenz für die 3MA-Prüfgröße a) H_{cm} und b) $MagAmp$.

Beide Abbildungen zeigen ein ähnliches Verhalten bei Vergrößerung der Abhebung. Eine Verringerung von $MagFreq$ führt einerseits zu einer Erhöhung von H_{cm} sowie Erhöhung von $MagAmp$. Eine Erhöhung der Abhebung zeigt dieselbe Tendenz. Gleichzeitig zeigt sich, dass bei a) für 0,0 mm Abhebung eine Spreizung zwischen minimalen (hohe Frequenz) und maximalen (niedrige Frequenz) H_{cm} von ~11 A/cm entsteht, bei Abhebung 0,4 mm wächst diese Spreizung auf bis ~30 A/cm an. In b) zeigt $MagAmp$ ein ähnliches Verhalten jedoch weicht $MagFreq$ mit 350 Hz deutlich vom generellen Trend ab.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass kein gemeinsamer Arbeitspunkt für verschiedene Magnetisierungsfrequenzen und Abhebungen des Prüfkopfes bestimmt werden kann. Um verschiedene Abhebungen des Prüfkopfes zu berücksichtigen, sind verschiedene Arbeitspunkte und somit verschiedene Konfigurationsdateien für das 3MA-System nötig. Dies ist für den geplanten In-Prozess Einsatz in der Drehmaschine nicht nötig. Der Arbeitsabstand des 3MA-Prüfkopfes kann hier genau eingestellt werden.

Um das Ziel der Detektion nanokristalliner Randschichten zu erreichen, ist eine möglichst geringe Eindringtiefe (hohe Messfrequenz), möglichst im Mikrometerbereich und gleichzeitig hohe Sensitivität im oberflächennahen Bereich, nötig. Für die weiteren

Analysen in dieser Arbeit wird deshalb ein Arbeitspunkt bei 250 Hz und 0,1 mm Abhebung gewählt, welcher die nötigen Anforderungen erfüllt und gleichzeitig eine stabile kontinuierliche In-Prozess Datenaufnahme mit hoher Zeit und Ortsauflösung ermöglicht. Analog zum beschriebenen Weg für das Barkhausenrauschen, wird dies für die restlichen Verfahren Harmonische Analyse, Inkrementelle Permeabilität und Mehrfrequenz Wirbelstrom durchgeführt. Nötig ist dies, da die vier Verfahren im 3MA-II System nacheinander durchgeschaltet werden und jeweils eigene Arbeitspunkte besitzen. Die ermittelten Werte sind in der Tabelle 14 aufgeführt:

Tabelle 14: Gewählte Arbeitspunkte für den 3MA-Sonderprüfkopf und die 3MA-Verfahren HA, BR, IP, WS mit Prüfkopfhebung LiftOff.

	<i>MagAmp</i>	<i>MagFreq</i>	<i>LiftOff</i>
	A/cm	Hz	mm
HA	45	250	0,1
BR	45	250	0,1
IP	60	250	0,1
WS	15	250	0,1

Bei der mikromagnetischen Prüfung handelt es sich um eine integrale Messung aller Materialbestandteile von der Oberfläche des Bauteils bis ins Bauteilinnere zur Frequenz- und Material- abhängigen Eindringtiefe. Die minimalen Eindringtiefen der 3MA-Verfahren bewegen sich analog zu Tabelle 10 bis Tabelle 12 im Bereich 472 µm bis 719 µm. Die Signalanteile einer möglichen UFG-Randschicht mit einer Dicke in Tiefenrichtung von beispielsweise 20 µm können somit nicht ausschließlich detektiert werden, sondern liefern Bestandteile zur integralen Messung der mikromagnetischen Prüfung.

Die ermittelten Arbeitspunkte der Proben für die Verfahren *HA*, *BR*, *IP* und *WS* decken sich mit dem Arbeitspunkt der Referenzproben. Das Verfahren *EC* weicht mit 15 A/cm leicht ab.

4.5.3 Thermischer Einfluss des Werkzeuges während des Außenlängsdrehens

Dieses Kapitel beschreibt den thermischen Einfluss des Werkzeuges und die Auswirkungen auf das Bauteil bedingt durch die Kontaktdauer. Daraus lässt sich ein Vorhersagemodel für die Umwandlungstiefe UWT und damit Dicke in Tiefenrichtung möglicher entstehender UFG ermitteln.

Für die Versuche wurde eine einzelne Wendschneidplatte verwendet und nach jedem Schnitt die Verschleißmarkenbreite VB gemessen. Aufgrund des vorhandenen Schneideckenradius des Werkzeuges wurde eine anfängliche Flankenverrundung von $60\ \mu\text{m}$ angenommen. Dieser Radius wird auch bei allen nachfolgenden und weiteren Verschleißmessungen innerhalb dieser Arbeit berücksichtigt. Abbildung 26 zeigt die Wendschneidplatte unter a) vermessen mittels eines optischen Mikroskops und b) mit leicht und stark verschlissenen Zustand.

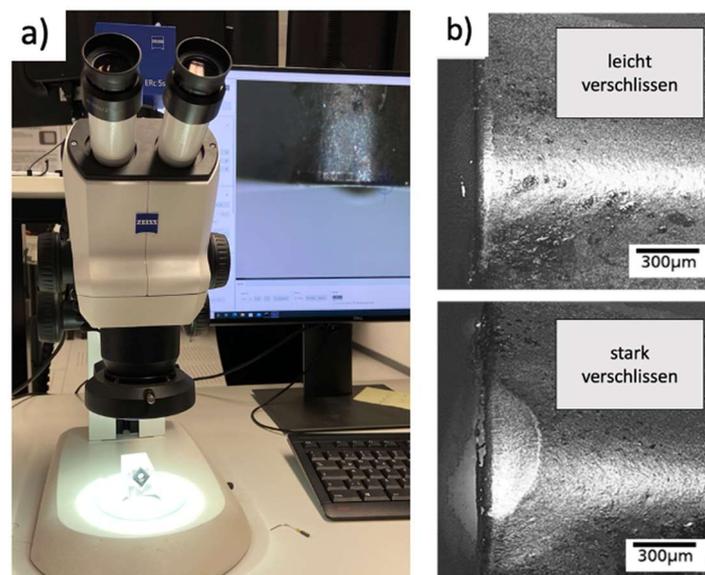


Abbildung 26: Wendschneidplatte a) vermessen mittels optischen Mikroskops, b) leicht und stark verschlissen.

Die Werkzeugtemperaturen wurden analysiert, um grundlegende Erkenntnisse über die Auswirkungen des Werkzeugverschleißes auf den Zerspanungsprozess zu gewinnen. Dazu kamen zwei Thermoelemente des Typs N mit einer Messfrequenz von $200\ \text{Hz}$ zum Einsatz. Die Positionen der Thermoelemente und Entwicklung der Werkzeugtemperaturen bei fortlaufendem Flankenverschleiß sind in der Abbildung 27 dargestellt. Das mit TC A bezeichnete Thermoelement befindet sich innerhalb der

Wendeschnidplatte, während das mit TC B bezeichnete Thermoelement unterhalb der Wendeschnidplatte im Werkzeughalter angebracht ist.

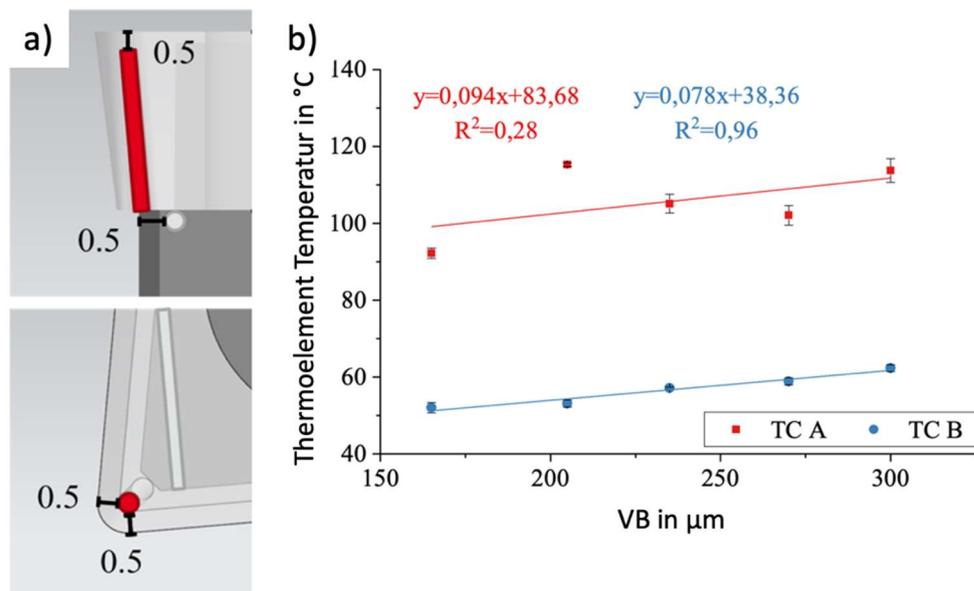


Abbildung 27: a) Position der Thermoelemente in der Wendeschnidplatte, b) Entwicklung der Werkzeugtemperatur bei Werkzeugverschleiß. In Anlehnung an [v.1].

Die Werkzeugtemperatur T_W wurde immer 3,3 s nach Beginn des Schneidprozesses ausgewertet. Der Anstieg am Thermoelement A ist höher als am Thermoelement B, was auf den unterschiedlichen Abstand zur Schneidzone zurückzuführen ist. Für beide Thermoelemente wurde ein moderater Temperaturanstieg mit dem Werkzeugverschleiß beobachtet, Thermoelement A zeigt jedoch eine größere Abweichung vom linearen Trend. Mögliche Gründe sind Prozessschwankungen, z. B. eine vorübergehende Ansammlung von heißen Spänen an der Spanfläche oder auch Änderungen der Materialeigenschaften und Wärmeleitfähigkeit in der oberflächennahen Randzone. Eine Abschätzung des Werkzeugverschleißes mit Hilfe der vorgestellten Thermoelementmessungen aufgrund der geringen Empfindlichkeit und der damit verbundenen Fehleranfälligkeit ist nicht zu empfehlen. Dennoch können die gemessenen Temperaturen bei der Wahl der thermischen Randbedingungen in FEM-Spanbildungssimulationen berücksichtigt werden. Da die Thermoelemente nicht direkt in der Prozesszone messen und Thermografie-Kameras wegen des metallischen Bauteilglanzes und des Spanflugs für Messungen direkt in der Prozesszone nicht eingesetzt werden können, ist keine exakte Temperaturbestimmung in der Prozesszone möglich. Ein sehr aufwendiges Verfahren zur Temperaturbestimmung im Werkzeug sind

eingebaute Temperaturelemente, um das Temperaturfeld punktweise bestimmen zu können und anschließendes wiederholtes Abschleifen der Span- und Freifläche, um eine relative Verschiebung des Thermoelements zu ermöglichen. Da die Temperatur in der eigentlichen Kontaktzone von Werkzeug und Bauteil also meist nicht exakt gemessen werden kann, müssten umfangreiche Spanbildungssimulationen durchgeführt werden, um exakte Werte der Temperaturverteilung in der Prozesszone des Werkzeugs und innerhalb des Materials zu ermitteln. Insbesondere welchen Einfluss die in diesem Kapitel nicht betrachteten mechanischen Kräfte und Spannungen auf die Wirtiefe der Temperatur haben, könnte simulativ untersucht werden, dies ist jedoch nicht Gegenstand dieser Arbeit.

Generell ist aus dem Stand der Technik bekannt, dass einzelne Volumensegmente des Bauteils bei Berührung mit der Spanfläche des Werkzeugs eine kurzzeitige Temperaturerhöhung erfahren, welche bei hohen Schnittgeschwindigkeiten größer 800 °C und sogar bis in den Bereich von 1200 °C reichen kann.

Diese Temperatur variiert je nach tatsächlich vorherrschender Werkzeugtemperatur und Größe der Kontaktfläche zwischen Werkzeug und Bauteil während der Bearbeitung und des Werkzeugeingriffs.

Zum besseren Verständnis der Wirkzusammenhänge wird im Folgenden untersucht, ob über die Werkzeugtemperatur eine Abschätzung der Temperaturtiefenwirkung mittels Simulationen möglich ist. Grundlage dafür ist das Fourier'sche Gesetz:

$$\dot{Q} = -K_W \cdot A_W \cdot \text{grad } T_W \quad 4-5$$

Dieses beschreibt den Wärmestrom \dot{Q} durch ein Flächenelement, wie die Kontaktfläche des Werkzeugs A_W und zu \dot{Q} normal orientierten Fläche. Weiterhin ist der Wärmeleitfähigkeit K_W (materialabhängige und meist temperaturabhängige Proportionalitätskonstante) mit dem vorhandenen Temperaturgradienten $\text{grad } T_W$ verknüpft. Die ergibt sich aus der Lösung der Wärmeleitungsgleichung:

$$k \cdot \Delta T_W = \frac{dT_W}{dt} \quad 4-6$$

Dabei ist $k = \frac{K_W}{c \cdot \rho}$ die Temperaturleitfähigkeit, ρ die Dichte und c die spezifische Wärmekapazität des Stoffes (Δ ist der Laplace-Operator).

Eine Vergrößerung des Werkzeugverschleißes, beispielsweise von 200 μm auf 400 μm , führt zu einer Vergrößerung der Kontaktfläche A_W und gleichzeitig der Kontaktzeit t_{kontakt} und bewirkt damit eine Änderung der thermischen Energie. Die Kontaktzeit kann aus der Verschleißmarkenbreite VB von 215 μm und maximal vorkommendem Schnittgeschwindigkeit v_c von 300 m/min zu t_{kontakt} zu 0,043 ms mittels des folgenden Zusammenhangs berechnet werden:

$$t_{\text{kontakt}} = \frac{VB}{v_c} \quad 4-7$$

Mittels der Simulationssoftware ANSYS 2021 R2 des Herstellers Ansys wurde eine einfache thermisch-transiente Analyse durchgeführt, die nur die lokale Temperatur an der Oberfläche berücksichtigt. Als Randbedingungen werden sowohl die im vorherigen Kapitel beschriebene gemessene Schichtdicke der nanokristallinen Randschicht mit Dicke 15 μm , sowie die Oberflächentemperatur in drei Schritten von 800 °C, 1000 °C und 1400 °C variiert. Die Bauteiltemperatur beträgt beim Start der Simulation 22 °C. Die Aufheizdauer, welche der Kontaktzeit gleicht, muss auf Grund einer Limitierung in ANSYS zu 0,0435 ms gesetzt werden. Die gewählte Meshgröße beträgt 7,5 μm .

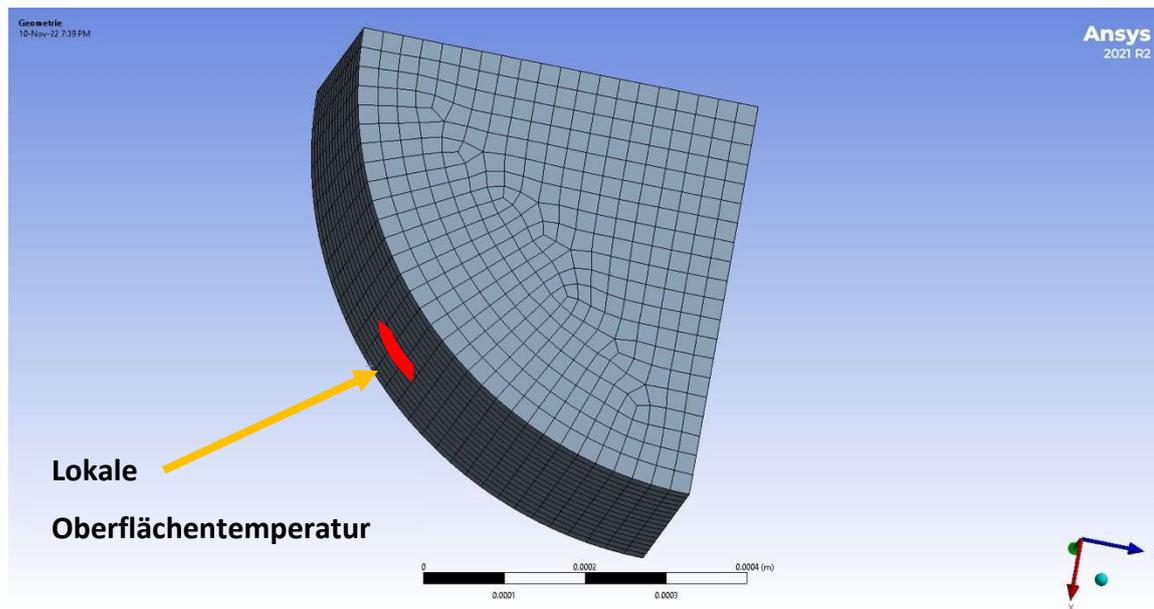


Abbildung 28: 3D-Modell in ANSYS eines Teilsegments des Bauteils aus 42CrMo4 und aufgebrachte lokale Oberflächentemperatur als Fläche in Rot.

Die Abbildung 28 zeigt das 3D-Modell eines Teilsegments der Welle mit Einbringung der lokalen Oberflächentemperatur auf der Oberfläche der Welle.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

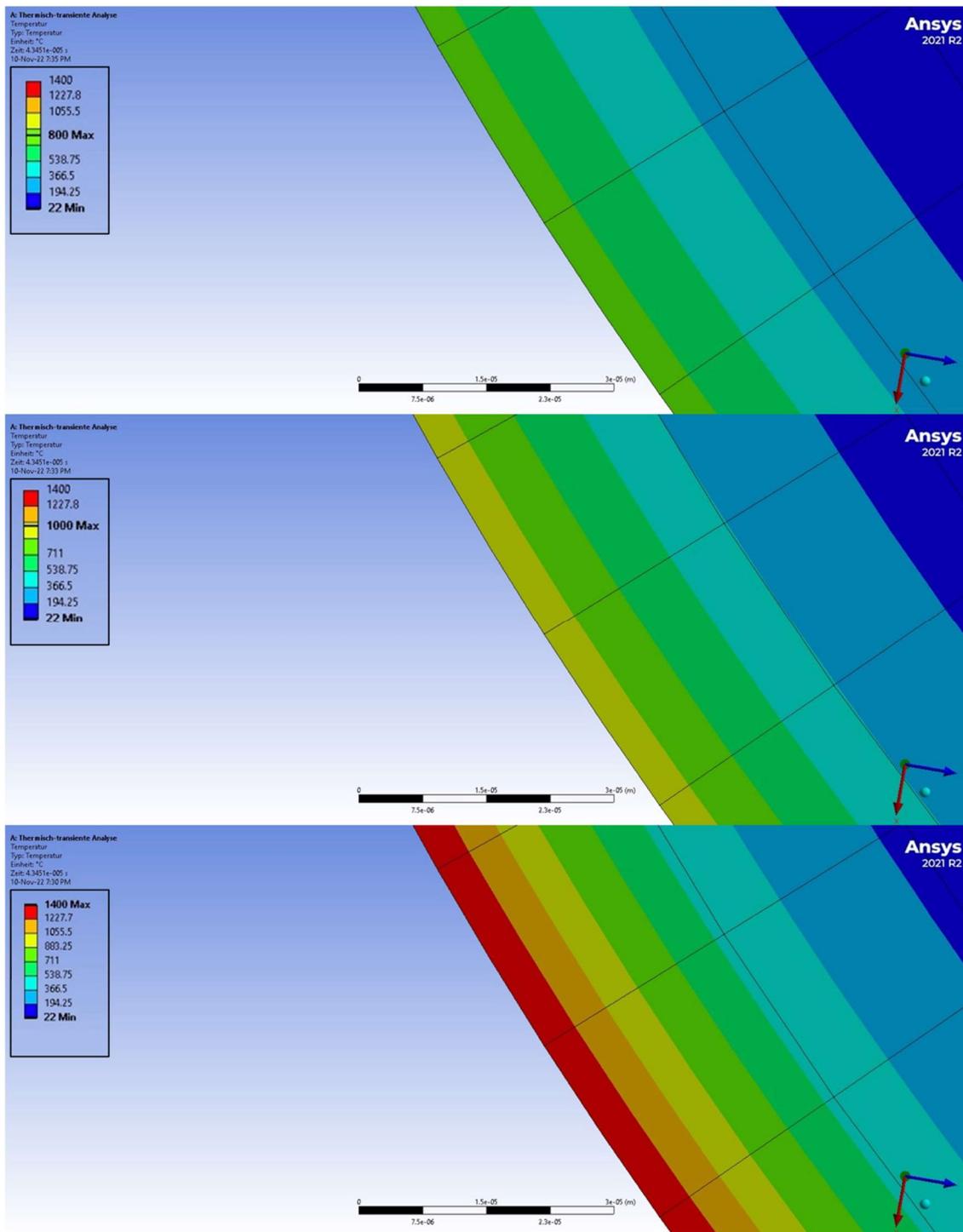


Abbildung 29: Schnittbilder des 3D-Modells in ANSYS nach thermisch-transienter Analyse mit maximaler Oberflächentemperatur von a) 800 °C, b) 1000 °C, c) 1400 °C.

Aus der ANSYS-Simulation kann die Wirtiefe der Temperatur bei verschiedenen Oberflächentemperaturen abgelesen werden. Dabei wird beispielsweise, siehe Abbildung 29 c), bei einer Oberflächentemperatur von 1400 °C in einer Tiefe von 5 µm eine maximale Temperatur von 711 °C erreicht.

Die Abbildung 30 fasst die gewonnenen Erkenntnisse aus den ANSYS-Simulationen zusammen.

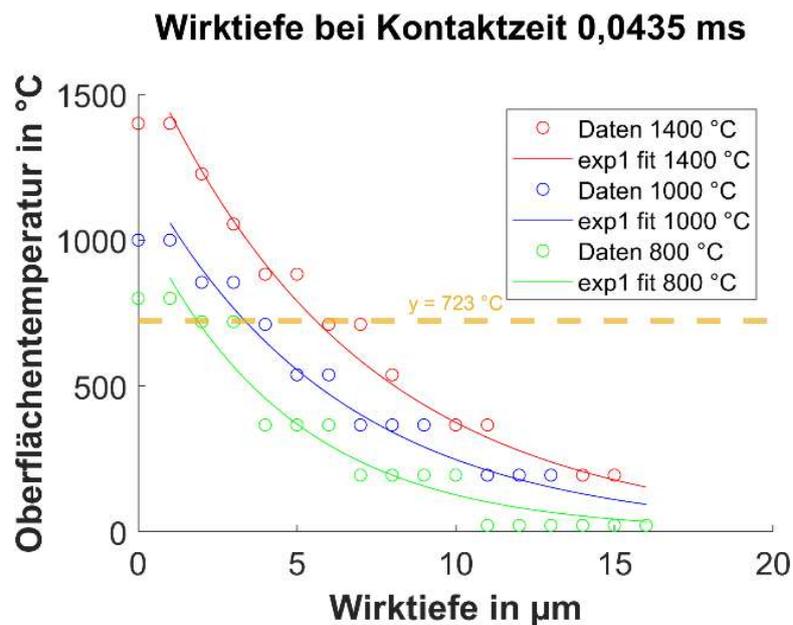


Abbildung 30: Zusammenfassung der Wirtiefe der Oberflächentemperatur nach thermisch-transienter Analyse mittels ANSYS bei Kontaktzeit des Werkzeugs von 0,0435 ms.

Hierin ist zusammenfassend die Wirtiefe nach thermisch-transienter Analyse bei drei verschiedenen Oberflächenanfangstemperaturen, welche in ANSYS als Starttemperaturen vorgegeben werden, gezeigt. Als Zeitdauer für die Berechnung ist eine konstante Kontaktzeit $t_{kontakt}$ des Werkzeugs mit 0,0435 ms gewählt. Weiterhin ist die 723 °C (Ac_1) eingezeichnet. Diese Temperatur stellt unter anderem bei Abkühlung des Stahls Haltepunkte dar, bei welchem eine Umwandlung von Austenit zu Perlit (oder bei schneller Abkühlung zu Martensit) stattfindet. Wie dargestellt wird Ac_1 bei einer Wirtiefe von 2 µm (800 °C Oberflächentemperatur), bei 4 µm (1000 °C Oberflächentemperatur) und bei bis zu 7 µm (1400 °C Oberflächentemperatur) überschritten. Die Tabelle 15 zeigt den Zusammenhang zwischen Werkzeugverschleiß VB , Kontaktzeit des Werkzeugs und Wirtiefe bei vorausgesetzter Oberflächentemperatur des Bauteils T_B .

Tabelle 15: Zusammenhang Werkzeugverschleiß VB , Kontaktzeit des Werkzeugs und Wirtiefe der P-S-K-Temperatur (723 °C, Ac1) bei vorausgesetzter Oberflächentemperatur T_B .

Oberflächen- temperatur T_B °C	Werkzeugverschleiß VB µm	Kontaktzeit $t_{kontakt}$ ms	Wirtiefe der P-S-K-Linie µm
800	215	0,0435	2
800	430	0,0870	4
1000	215	0,0435	4
1000	430	0,0870	8
1400	215	0,0435	7
1400	430	0,0870	14

Auf Grund des linearen Zusammenhangs zwischen $t_{kontakt}$, Wirtiefe führt eine Verdoppelung von VB zu einer Erhöhung der Wirtiefe um den Faktor 2. Diese Erkenntnisse korrelieren mit der bei der Versuchsdurchführung aufgetretenen UFG-Bildung. Es werden klar zum darunterliegenden Gefüge abgegrenzte weiße Schichten bis zu einer Tiefe von 15 µm sichtbar. Die Abbildung 31 zeigt den Zusammenhang zwischen der aus obiger Tabelle entnommenen Umwandlungstiefe und Oberflächentemperatur T_B ($T_B - Ac1$) bei Kontaktzeit $t_{kontakt}$ von 0,087 ms respektive Werkzeugverschleiß 430 µm.

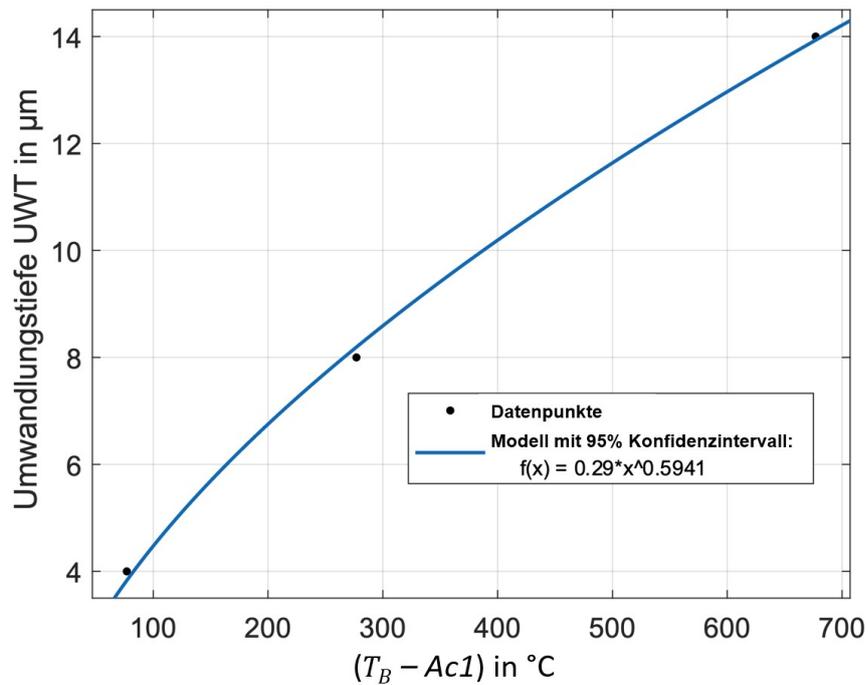


Abbildung 31: Zusammenhang zwischen der Umwandlungstiefe und $(T_B - Ac1)$ bei Kontaktzeit 0,087 ms und Werkzeugverschleiß 430 μm .

Daraus lässt sich ein generalisiertes Vorhersagemodel für die Umwandlungstiefe UWT in μm ermitteln:

$$UWT = 0,29 \frac{\mu\text{m}}{^\circ\text{C}} \cdot (T_B - 723 \text{ } ^\circ\text{C})^{0,59} \cdot t_{\text{kontakt}} \cdot 11494,25 \frac{1}{\text{s}} \quad 4-8$$

Bei Schleifprozessen wird ein ähnliches Verhalten durch Karpuschewski beschrieben, auch hier ist ein Zusammenhang zwischen dem maximalen Temperaturgradient bis zum Erreichen von Ac1 an der Materialoberfläche, der Kontaktzeit und der erreichbaren Umwandlungstiefe UWT gegeben [56].

4.5.4 Mikrostrukturelle Charakterisierung von 42CrMo4 nach dem Außenlängsdrehprozess mit hohen thermomechanischen Lasten

Im Rahmen dieser Arbeit treten bei hohen Prozessparametern und hohem Werkzeugverschleiß die Ausbildung von ultra-feinkörnigen Gefügen (UFG) auf. Dieses Kapitel führt mikrostrukturelle Untersuchungen an UFG durch, welche an der Bauteilrandschicht entstanden sind. Dabei werden die folgenden Verständnisfragen geklärt:

- Lassen sich die aufgetretenen UFG mikrostrukturell charakterisieren?
- Treten UFG homogen- oder inhomogen verteilt auf? Gibt es Unterschiede in axialer- und tangentialer Richtung?
- Welche Korngrößen treten bei der Bildung von UFG an 42CrMo4 auf?

UFG in der Randschicht tritt nur bei QT300 und QT450 Ausgangsmaterial mit großer mechanischer Belastung (Prozessparametern $f \geq 0,3$ mm/U und $v_c \geq 200$ m/min) auf und bei einem Werkzeugverschleiß von mindestens 50 μm . Zur Charakterisierung kommen auf der makroskopischen Seite die korrelative Mikroskopie mit Elektronenrückstreubeugung (EBSD) und lichtmikroskopische Aufnahmen zum Einsatz. Auf der mikroskopischen Seite hingegen Rasterelektronenmikroskopie (REM), EBSD, Röntgenbeugung (XRD) und Transmissionselektronenmikroskopie (TEM). Um die Proben untersuchen zu können sind jeweils einige Probenvorbereitungen nötig.

Für die makroskopischen Untersuchungen wurden die Proben eingebettet und mittels Diamantsuspension poliert. Die Abbildung 32 c) zeigt die eingebetteten Probensegmente und unter a) im Koordinatensystem der Versuchswellen in radialer und axialer Richtung. b) zeigt das Messsystem und d) eine Detailaufnahme der Mikrohärteprüfung mit den sich ergebenden Messpunkten. Für die instrumentierte Eindringprüfung (ISO 14577-1, ASTM E2546) wird ein Nanoindenter Modell NHT² der Firma Anton Paar verwendet.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

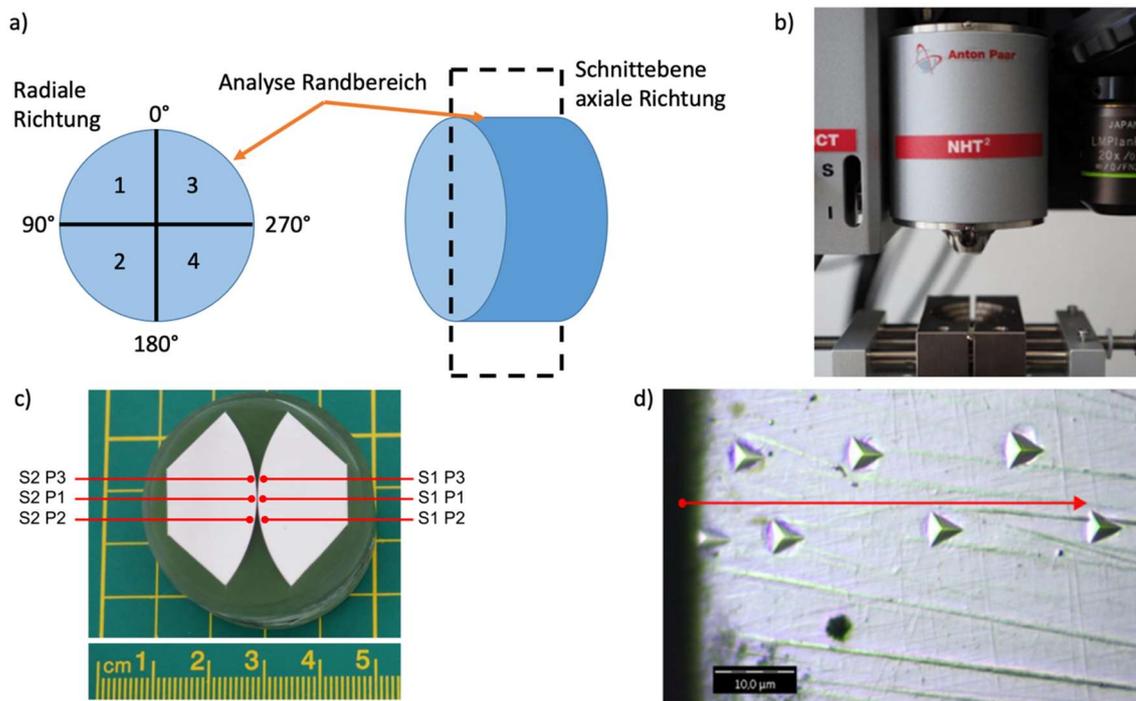


Abbildung 32: a) Eingebettete Probensegmente im Koordinatensystem der Bauteile in radialer- und axialer-Richtung, b) Messsystem NHT² zur Mikrohärtprüfung c) eingebettete Probensegmente und d) Detailaufnahme der Mikrohärtprüfung an einer Probe in Umfangsmessung mit sichtbaren Härteeindrücken. In Anlehnung an [v.5].

Zur Untersuchung des Härteverlaufs an der Referenzwelle wurden zwei Segmente für die instrumentierte Eindringprüfung vorbereitet und eingebettet. Für jedes Segment wurden drei Härtekurven mit jeweils zehn Eindringversuchen ausgewertet. Für den Härteverlauf der zehn Messungen wurde ein minimaler Kantenabstand von 5 µm und ein maximaler Abstand von 200 µm gewählt. Der Abstand zwischen den drei Härtekurven pro Segment beträgt 500 µm. Die Prüfungen werden mit einer Prüfkraft von 49,04 Nm, einer maximalen Eindringtiefe von 0,7 µm bei einem linearen Lastprofil und einer Haltezeit von 10 s durchgeführt. Die Abbildung 33 zeigt zwei Härtekurven der Mikrohärtprüfung von zwei ausgewählten Probensegmenten mit der ID 61A QT300 und 53A QT450 (genauere Angaben zu den Proben 14.5 Anhang Ausschnitt Übersicht Versuchstabelle) mittels höchstmöglichen Prozessparametern v_c von 300m/s und f von 0,3 mm/U hergestellt.

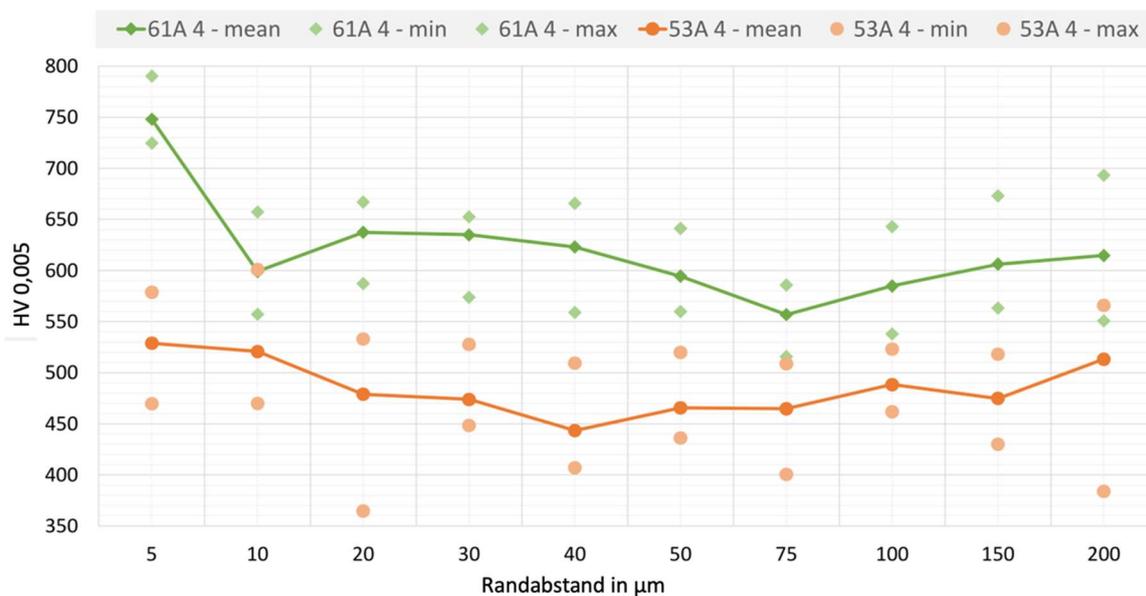


Abbildung 33: Härtekurve der Mikrohärteprüfung von zwei ausgewählten Probensegmenten 61A (QT300, VB = 500 μm), 53A (QT450, VB = 0 μm). In Anlehnung an [v.5].

Das Härteprofil der durchgeführten Wiederholungsmessungen zeigt, dass die Streuung der Härte im Bereich der nanokristallinen Neuhärtezone mit einem Randabstand von 5 μm geringer ist als in dem Bereich mit größerem Randabstand. Die Inhomogenität des Probenmaterials hat einen wesentlichen Einfluss auf die Messunsicherheit. Beim Randabstand 200 μm beträgt die Grundwerkstoffhärte, welche auf den Anlasszustand zurückzuführen ist, für QT300 zu 600 HV0,005 sowie für QT450 zu 500 HV0,005. Findet kein Werkzeugverschleiß statt, so ändert sich die Randhärte im Rahmen der Messunsicherheit kaum, bei großem Werkzeugverschleiß von 500 μm ist eine Erhöhung der Randhärte in den ersten 5 μm Randabstand auf 748,15 HV0,005 ersichtlich, wobei die Härte in einer Tiefe von 10 μm stark abnimmt. Zudem könnte eine Härte von im Mittel 750 HV0,005 (730-790 HV0,005) auf martensitisches Gefüge hinweisen.

Die nächste Abbildung 34 zeigt Schlifffbilder von Proben getrennt in axialer Richtung (Wellenquerschnitt), links zeigt sich an Probe 61A eine nanokristalline Neuhärtezone, rechts an Probe 53A ist keine zu sehen.

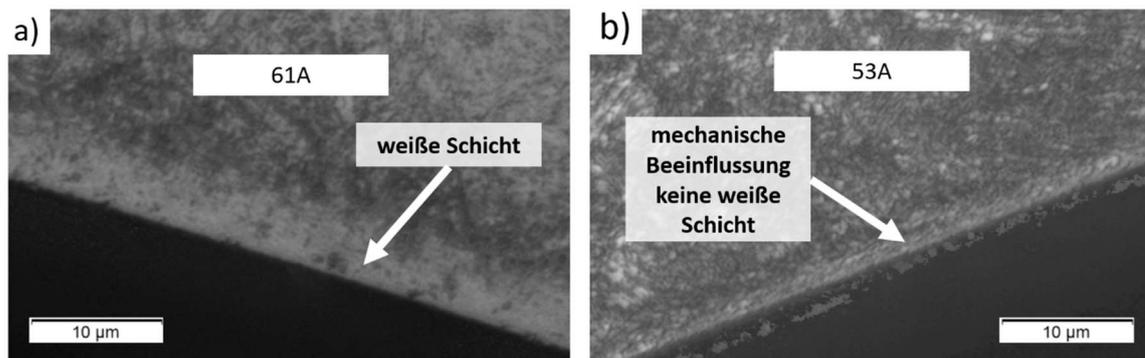


Abbildung 34: Schlichtbild in axialer Richtung (Wellenquerschnitt), a) Probensegment 61A, b) Probensegment 53A.

Darüber hinaus zeigt Abbildung 35, dass auch in Umfangsrichtung (Wellenlängsschnitt) nanokristalline Neuhärtezonen im Schlichtbild auftreten (a). Diese zeigen sich an der Randschicht mit einer Tiefenwirkungsdicke hier bis 10 µm.

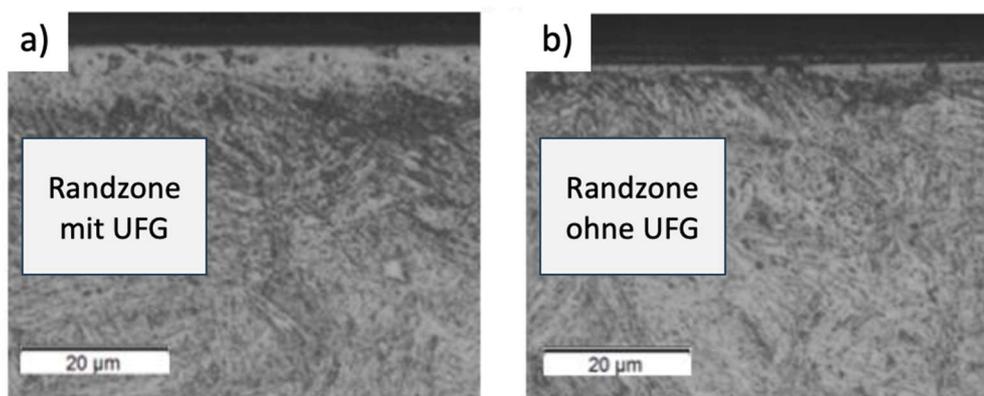


Abbildung 35: Schlichtbild in Umfangsrichtung (Wellenlängsschnitt), a) Probensegment QT300 90° mit UFG, b) Probensegment QT300 ohne UFG. In Anlehnung an [v.2].

Die Methode der Mikrohärteprüfung bietet eine präzise Möglichkeit Härtemessungen an kleinen Strukturen durchzuführen. Dabei werden kleine Lasten und kleine Eindringspitzen eingesetzt. Um auftretende Störeinflüsse aufgrund der sehr randnahen Messung und Materialinhomogenitäten in der Randzone zu minimieren, wurde ein genaueres Augenmerk auf die Messunsicherheit der Mikrohärteprüfung gelegt. Dabei wurde eine erweiterte Messunsicherheit U für die Härteprüfung gemäß DIN 6507 NA an der Stelle, an der sich UFG-Gefüge gebildet haben, ermittelt. Für die Ermittlung der Kalibrierunsicherheit u_{CRM} wurden auf einer referenzierten Härtevergleichsplatte aus Fused Silica mit einem zertifizierten E-Modul E^* von $(75,3 \pm 0,3)$ GPa insgesamt 25 Wiederholmessungen mit einer Prüfkraft von F_m von 49,04 mN durchgeführt. Die

Untersuchungen wurden mit einem Berkovich Prüfkörper durchgeführt. Der an der Härtevergleichsplatte resultierende Mittelwert entspricht einem effektiven E-Modul E^* von $(74,3 \pm 0,1)$ GPa. Die nach DIN EN ISO 14577 geforderte Wiederholpräzision von $< 5,0\%$ konnte bei einem Variationskoeffizient v von $0,82\%$ erreicht werden. Für die Ermittlung der erweiterten Messunsicherheit U kann neben der Kalibrierunsicherheit U_{CRM} auch die Wiederholpräzision der Prüfmaschine u_H , die Standardunsicherheit des Messsystems u_{MS} , der Drift der Härtevergleichsplatte U_{CRM-D} und die Standardabweichung für die Inhomogenität der Materialprobe u_x im Messunsicherheitsbudget angegeben werden.

Die erweiterte Messunsicherheit ergibt sich folglich zu:

$$U = k * \sqrt{u_{CRM}^2 + u_H^2 + u_{MS}^2 + u_{CRM-D}^2 + u_x^2} \quad 4-9$$

Es ergibt sich ein Messergebnis U von $(748,15 \pm 22,74)$ HV 0,005 mit einem Erweiterungsfaktor von 2, welcher einer statistischen Sicherheit von 95 % entspricht.

Anschließend erfolgen Schlibbilduntersuchungen an einer UFG-Probe, in axialer Richtung herausgetrennt. Die Ergebnisse sind in gemeinsamer Arbeit und Betreuung von Saravanapavan [a.4] entstanden. Angelehnt an ISO-Norm 14104 beziehungsweise ANSI/AGMA-Norm 2007 erfolgt eine Schleifbrandprüfung durch Nitalätzung im Tauchbad. Dies wurde mittels verdünnten Ethanol und Salpetersäure in mehreren Vorgängen durchgeführt. Es werden damit nicht nur weiße Schichten sondern primär Anlasszonen als Schleifschädigungen geprüft. Diese zeigen sich als Zonen mit dunkler Färbung nach dem Nitalätzen. Die Abbildung 36 zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme der Probe.

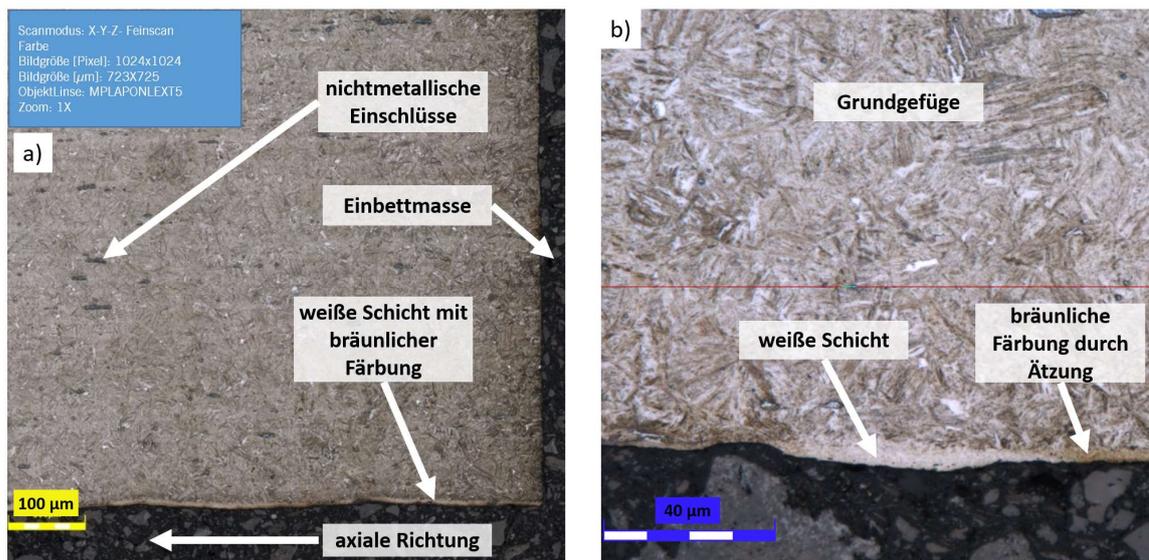


Abbildung 36: Schlifffbild einer Probe mit Darstellung der axialen Richtung. a) lichtmikroskopische Aufnahme mit 500x Vergrößerung, b) Detailaufnahme mit 1000x Vergrößerung.

In a) im unteren Bereich ist identisch zur Umfangsrichtung eine weiße Schicht erkennbar. Diese verteilt sich flächig in axialer-Richtung, wobei die sich ergebende Schichtdicke beziehungsweise Tiefe variiert. Darüber hinaus sind Einbettmasse und nichtmetallische Einschlüsse erkennbar. Abbildung 36 b) zeigt eine Detailaufnahme der weißen Schicht. Die ersten 5 µm der weißen Schicht erscheinen als Anlasszone braun eingefärbt und die darunterliegenden Gefüge davon abgehoben etwas heller. Hieraus kann vermutet werden, dass an der Oberfläche angelassener Martensit innerhalb der weiß erscheinenden Schicht entsteht. Der restliche Teil der weißen Schicht besteht vermutlich aus teilweise angelassenem Martensit und Restaustenit, dies wurde mit weiteren Verfahren innerhalb dieses Kapitels untersucht. Die Abbildung 37 zeigt unter a) eine lichtmikroskopische Aufnahme der weißen Schicht mit höherer Vergrößerung. Die dabei sichtbaren Kristallite sind sehr klein und erscheinen fast flächig weiß, somit können womöglich vorkommende Martensitnadeln nicht in dieser Aufnahme sichtbar gemacht werden. In der darüber liegenden Anlasszone können Martensitnadeln vermutet werden.

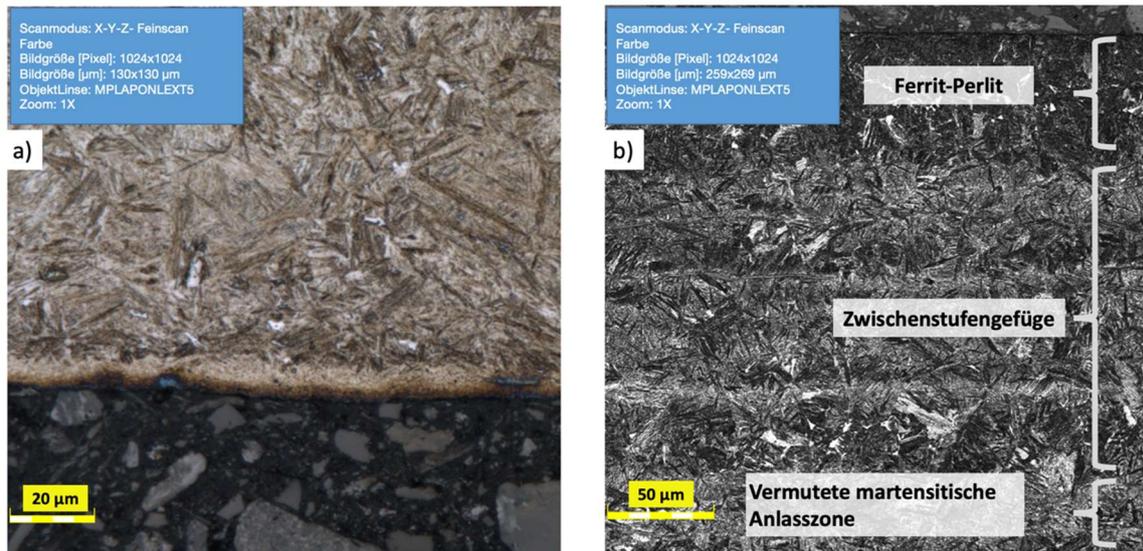


Abbildung 37: Lichtmikroskopische Aufnahme a) mit entstandener weißer Schicht, b) Detailaufnahme des Grundgefüges 42CrMo4 mit vermuteter martensitischer Anlasszone.

Unter b) ist eine Detailaufnahme des Grundgefüges 42CrMo4 dargestellt. Hierbei zeigt sich ein Vergütungsgefüge, das im Kern ferritisch-perlitische Strukturen aufweist. Außerdem sind Karbidausscheidungen in Seigerungszeilen ersichtlich und ein Zwischenstufengefüge sowie Martensit mit typischen Martensitnadeln erkennbar. Das Zwischenstufengefüge kann auch als Bainit bezeichnet werden, wobei oberer Bainit hell und unterer Bainit dunkel erscheint. Das Zwischenstufengefüge wurde bei QT300 mit 600 HV0,005 gemessen, dies deckt sich mit Erkenntnissen aus dem Stand der Technik.

Die Abbildung 38 zeigt ein Sekundärelektronenbild aufgenommen am Rasterelektronenmikroskop des Fraunhofer IZFP mit Sekundärelektronen (SE)-Detektor. Anhand der Abbildung lässt sich die weiße Randschicht mit ihrer feinen Kornstruktur erkennen. An vielen Stellen weist sie Risse auf und innerhalb beziehungsweise unter der weißen Schicht sind Abplatzungen erkennbar.

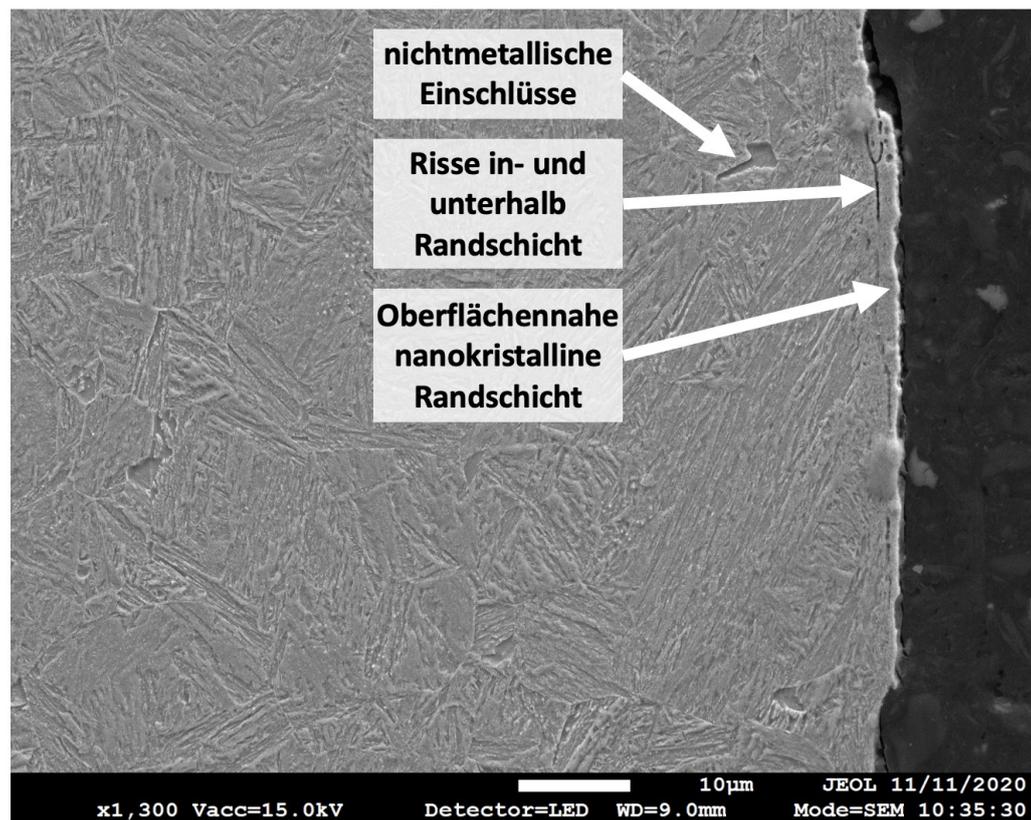


Abbildung 38: Sekundärelektronenbild einer Probe mit nanokristalliner Randschicht aufgenommen mittels Rasterelektronenmikroskop mit SE-Detektor.

Die Auflösung der REM-Messung reicht jedoch nicht aus, um die Korngröße innerhalb der nanokristallinen Randschicht zu bestimmen. Nachfolgend wurde mittels korrelativer Mikroskopie untersucht, ob die nanokristallinen Körner aufgelöst werden können. Die Aufnahmen sind in der Abbildung 39 gezeigt.

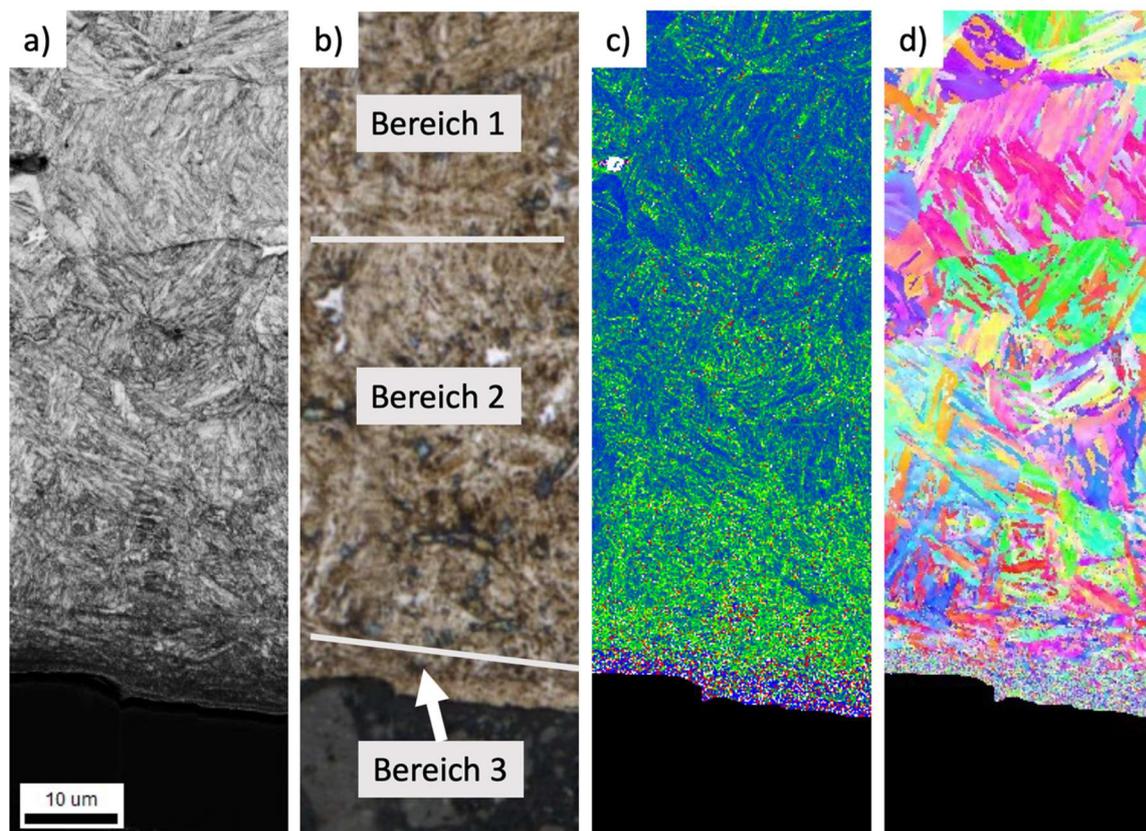


Abbildung 39: REM-Ergebnisse aus korrelativer Mikroskopie mittels EBSD-Technik ausgewertet a) IQ-Mapping, b) Lichtmikroskopische Aufnahme, c) Missorientierungskarte, d) Orientierungskarte.

Dabei zeigt a) ein Image Quality (IQ)-Mapping, welches die Qualität des Kikuchi-Patterns, mit niedrigstem Wert in schwarz und höchstem Wert in weiß sowie Zwischenwerten in einer linearen Grauwertskala darstellt. In b) ist eine lichtmikroskopische Aufnahme zu sehen. In a) ist eine Kornfeinung im Randbereich nicht kontrastreich genug zu sehen und auch in b) kann dies nur erahnt werden. Hingegen zeigt c) die Missorientierungskarte und d) die Orientierungskarte der korrelativen Mikroskopie, hier kommen die aufgetretenen UFG jedoch gut zur Geltung und grenzen sich deutlich von dem darunterliegenden Gefüge ab. Es können drei charakteristische Bereiche identifiziert werden, Bereich 3 mit Kornfeinung, Bereich 2 ohne Kornfeinung sowie sehr hohen Orientierungen und Missorientierungen, Bereich 1 dagegen ohne Kornfeinung mit niedrigen Orientierungen sowie Missorientierungen. Die hohen Missorientierungen und damit Verzerrungen in der Randschicht können durch frisch angelassenen Martensit in Kombination mit hohen Zugeigenspannungen an der Oberfläche sowie großen Druckeigenspannungen in tieferen Werkstoffbereichen entstanden sein. Es lässt sich

schlussfolgern, dass die UFG-Gefügebereiche klar erkennbar und zuzuordnen sind, jedoch eine Korngrößenbestimmung nicht möglich ist.

Zur Korngrößenbestimmung kommt ein weiteres Verfahren zum Einsatz. Mittels Elektronenrückstreubeugung (EBSD) wurden Probenausschnitte vermessen, welche mittels Focused Ion Beam (FIB) hergestellt wurden. Die FIB-Schnitte wurden aus einer Probenoberfläche, in welcher sich UFG gebildet hat, entnommen. Dabei besitzen die Schnitte eine Größe von 10 – 15 µm mit einer Dicke von < 100 nm. Die FIB-Präparation wurden am Lehrstuhl für Funktionswerkstoffe der Universität des Saarlandes durchgeführt. Dabei kam ein FIB/REM Gerätetyp FEI Helios NanoLab 600 und Thermo Fisher Helios G4 PFIB CXe mit Schottky-Feldemitter und Gallium-Ionen-Quelle, bei einer Beschleunigungsspannung von 30 kV zum Einsatz. In der Abbildung 40 ist die EBSD-Aufnahme einer 42CrMo4 Probe mit Nickelbeschichtung dargestellt. Die Nickelbeschichtung diente der besseren Sichtbarkeit der UFG Randschicht.

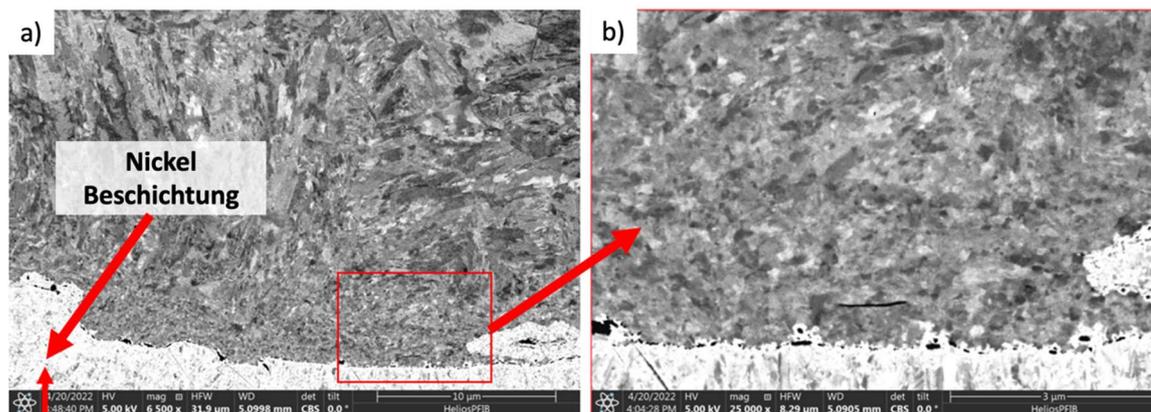


Abbildung 40: EBSD-Aufnahme mit Kornfeinung an der Randschicht.

Am Rand der Probe in a) lässt sich eine Kornfeinung erkennen, darunterliegend in weiß ist die Nickelbeschichtung zu sehen. Rechts unter b) ist eine Detaildarstellung zu sehen, diese ermöglicht sichtbare kleine Körner mit unterschiedlicher Grauwertskalierung, Orientierung und Größe. Die Abbildung 41 zeigt den IQ-Map und Orientierung der Körner mittels Farbkodierung an.

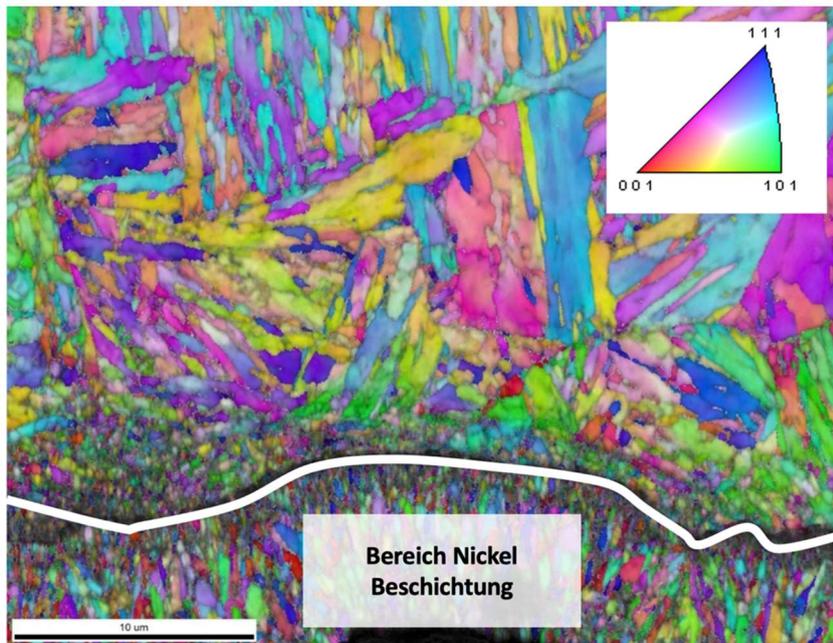


Abbildung 41: IQ-Map und Orientierung der Körner mittels Farbkodierung an einer ausgewählten Stelle mit Kornfeinung.

Der Bereich unterhalb der eingezeichneten weißen Linie ist der Nickelbeschichtung zuzuordnen und kann vernachlässigt werden. Die Körner darüber weisen eine nanokristalline Struktur bis maximal hier 5 – 10 µm Tiefe in Richtung des Grundgefüges auf. Die Körner werden zum Rand der Probe hin kleiner und gehen ab 20 µm Tiefe in eine langgestreckte Form über. Dies deutet auf plastische Verformung hin. Auf Grund der diffusen Farbverteilung können die Körner in der Randschicht nicht eindeutig einer Orientierung zugewiesen werden. Auch hier können keine Korngrößen bestimmt werden.

Weitere hochauflösende Methoden wurden am Lehrstuhl für Experimentalphysik der Universität des Saarlandes an einem Rasterelektronenmikroskop von JSM-700F Hersteller Jeol durchgeführt. Ein zusätzliches EBSD Digiview 3 Detector Hersteller EDAX-TSL kommt zum Einsatz. Die Abbildung 42 zeigt die Aufnahme der Transmission Kikuchi Diffraction (TKD) einer FIB-Lamelle der nanokristallinen Schicht.

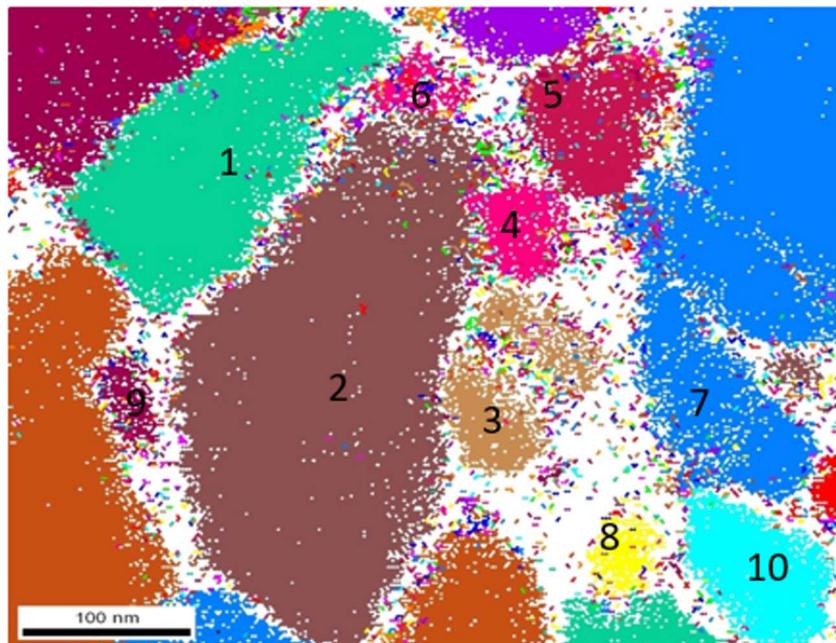


Abbildung 42: TKD-Aufnahme einer FIB-Lamelle mit nanokristalliner Struktur mittels Rasterelektronenmikroskop JSM-700F gemessen, mit Erkennung von 10 unterschiedlichen Körnern.

Die weißen Bereiche sind nicht identifizierbare Kristallite, eventuell auf Grund zu kleiner Körngrößen. Die restlichen Bereiche sind flächig eingefärbt. Sie kennzeichnen einzelne Kristallite mit einem Orientierungsunterschied von $< 5^\circ$. Die Tabelle 16 zeigt die Korngrößen der entsprechend nummerierten Kristallite 1 – 10.

Tabelle 16: Korngrößen der unterschiedlichen Körner der Transmission Kikuchi Diffraction (TKD) Aufnahme einer FIB-Lamelle mittels Rasterelektronenmikroskop JSM-700F gemessen.

Kristallit	Korngröße in nm
1	340
2	220
3	40
4	60
5	100
6	40
7	280
8	40
9	48
10	150

Es zeigt sich eine Verteilung von nanokristallinen Körnern im Größenbereich 40 – 340 nm und einem Mittelwert von 132 μm . Anschließend erfolgte ein Phasenmapping der FIB-Lamelle.

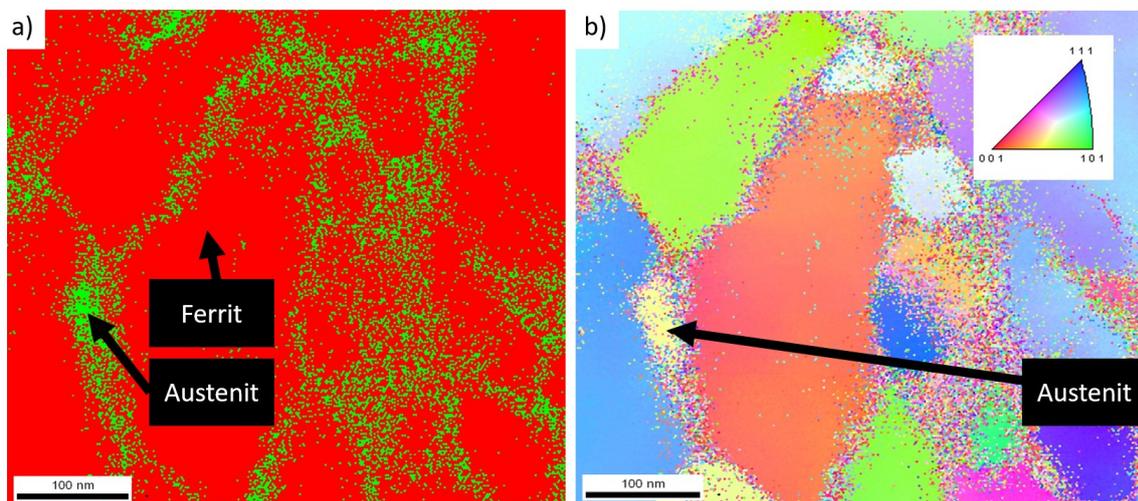
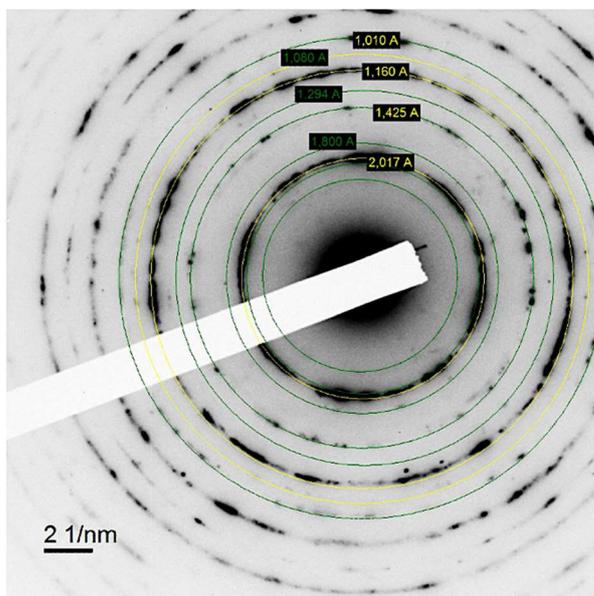


Abbildung 43: a) Phasenmapping und b) Orientierungsmap einer FIB-Lamelle mit nanokristalliner Struktur mittels Rasterelektronenmikroskop JSM-700F gemessen.

Im Phasenmapping unter a) werden von der Auswertesoftware die roten Bereiche zu Ferrit und die diffusen grünen Bereiche zu Austenit zugeordnet. Im Orientierungsmap unter b) ist der Austenit gelb gefärbt, dieser ist als abgegrenzter Bereich sichtbar mit einheitlicher Orientierung. Somit stellen die diffusen kleineren grünen Bereiche im Phasenmapping Messungenauigkeiten dar. Da Ferrit und Martensit beide eine raumzentrierte Kristallstruktur besitzen, kann innerhalb des ferritischen Bereichs auch Martensit vorhanden sein, dies lässt sich anhand dieses Messverfahrens nicht trennen.

Darüber hinaus wurde überprüft, ob durch Vermessung einer FIB-Lamelle im Transmissionselektronenmikroskop auf Martensit geschlossen werden kann, die ist in der Abbildung 44 gezeigt.



Millersche Indizes (hkl)	Martensit	Alpha-Eisen	Austenit
1 0 1	2,071	2,029	2,107
1 1 0	2,013	1,435	1,825
0 0 2	1,509	1,172	1,290
2 0 0	1,424	1,015	1,101
1 1 2	1,207	0,908	1,054

Abbildung 44: Debye Scherer Bild aus Transmissionselektronenmikroskopie (TEM), dessen Millersche Indizes (hkl), gemessen an einer FIB-Lamelle mit UFG.

Über die Millerschen Indizes (hkl) können die grünen Ringe zu Austenit und die gelben Ringe zu Ferrit zugeordnet werden. Da die Abweichung der Netzabstände sehr gering ist, kann auch hier keine Unterscheidung getroffen werden, ob es sich beim Ferrit um Martensit handelt.

Im Eisen-Kohlenstoff-Phasendiagramm (siehe Anhang Abbildung 88) wird ersichtlich, dass beim Erwärmen von 42CrMo4, einem typischen legierten Stahl, die erste bedeutende Umwandlung die Austenitisierung ist. Diese beginnt bei der sogenannten Austenit-Starttemperatur Ac1 (723 °C) und ist abgeschlossen, wenn die Austenit-Endtemperatur

Ac₃ (790 °C) überschritten wird. Während der Austenitisierung lösen sich die ursprünglichen Phasenstrukturen auf, und es entsteht eine kubisch-flächenzentrierte (kfz) Hochtemperatur-Austenitphase. Aus dem Stand der Technik ist bekannt, dass die Martensittransformation ein kritischer Prozess in der Wärmebehandlung von Stählen ist, bei dem die Hochtemperaturphase (γ -Phase, Austenit) durch rasches Abkühlen in eine Niedertemperaturphase (α -Phase, Ferrit) überführt wird. Es entsteht in der Regel eine nadelförmige Martensitstruktur. Um diese Umwandlung zu induzieren, dargestellt als Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild im Anhang Abbildung 87, muss die Abkühlung die Gleichgewichtstemperatur signifikant unterschreiten, um die notwendige Triebkraft für die Umwandlung zu schaffen. Wie in Abbildung 60 gezeigt, beträgt die Temperatur der Bauteiloberfläche 33 ms nach dem Prozess nur noch maximal 56,4 °C. Damit findet ein Abschrecken mit recht hoher Geschwindigkeit an Luft statt und unterbindet diffusionsbedingte Veränderungen. Zudem begünstigt die eingebrachte Verformungsenergie durch den Prozess als treibende Kraft die dynamische Rekristallisation. Die in Kapitel 4.5.3 dargelegten Berechnungen erweisen sich als aufschlussreich für das Verständnis der Entstehung von UFG. Sie zeigen, dass ein deutlicher Zusammenhang zwischen der Wirtiefe der Temperatur und der Bildung von UFG durch Phasenumwandlung besteht, wenn die Temperatur über Ac₁ (723 °C) hinausgeht und eine rasche Abkühlung stattfindet.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass innerhalb der weißen Schicht ultrafeinkörnige Gefüge mit nanokristallinen Körnern mit Größenbereich von 40 nm bis 340 nm auftreten. Messungen mittels EBSD, REM und TEM lassen keine Schlussfolgerung auf das Vorhandensein von Martensit zu. Eine Nitalätzung und anschließende lichtmikroskopische Untersuchungen zeigen jedoch eine weiße bräunliche oberflächennahe Randzone bis in Tiefen von 20 μ m an, welche auf das Vorhandensein von Martensit schließen lässt. Im Phasenmapping ist Austenit erkennbar, welcher im Kontext des martensitischen Gefüges als Restaustenit bezeichnet werden kann. Zudem konnte darunterliegendes Zwischengefüge nachgewiesen werden.

Für das Gesamtziel der Arbeit lässt sich schlussfolgern, dass inhomogen auftretende ultrafeinkörnige Gefüge (UFG), welche beim Außenlängsdrehprozess auftreten können, vermieden werden müssen. Eine inhomogene Verteilung in der Bauteiloberfläche würde während eines späteren Einsatzes des Bauteils, beispielsweise als Abtriebswelle in

Verbrennungs- oder Elektromotoren, zu frühzeitigem Bauteilversagen führen. Im nächsten Kapitel 4.6.4 wird untersucht, ob durch eine Reduktion der Prozessstellgrößen wie Schnittgeschwindigkeit oder Vorschub eine Temperaturreduktion an der Bauteiloberfläche eintritt. Kapitel 5 dieser Arbeit setzt die gewonnenen Erkenntnisse zusammen um eine gezielte Anpassung von Prozessstellgrößen durch einen geeigneten Softsensor zur Prozesskontrolle und Vermeidung auftretender UFG zu entwickeln.

4.6 Anpassung und Überprüfung der Prüfsysteme

In diesem Kapitel werden die zum Einsatz kommenden In-Line Messsysteme, die zerstörungsfreien Prüfverfahren 3MA- und Körperschall-Sensorik beschrieben und für die Hochgeschwindigkeitsdatenaufnahme angepasst.

Beim Einsatz von Messsystemen können Störgrößen zufälliger oder vorhersagbarer Natur auftreten, welche eine Änderung der eigentlichen Messgrößen hervorrufen. Zufällige Störgrößen können immer auftreten und nicht vorhergesagt werden, diese müssen bei ihrem Auftreten untersucht und in gewissen Grenzen in Kauf genommen werden. Vorhersagbare Störgrößen wiederum können durch Analyse der Messeinrichtung ermittelt und bestimmt werden.

4.6.1 Hochgeschwindigkeits-Datenaufnahme mit 3MA-II

Um Messungen an einem sich bewegenden Bauteil in einer Drehmaschine mit der erforderlichen hohen Ortsauflösung durchzuführen, erwies sich das 3MA-II System als unzureichend. Daher wurden im Fraunhofer IZFP Anforderungen für ein 3MA Hochgeschwindigkeitssystem definiert und umgesetzt. Als Antwort darauf wurde eine Datenaufnahme mit hoher Geschwindigkeit entwickelt, was als Novum betrachtet werden kann. Dieses Kapitel beschreibt die entwickelte hochgeschwindigkeits-Datenaufnahme des 3MA-II Systems. Mit ihrer Hilfe wird eine hohe Messgeschwindigkeit, eine kontinuierliche In-Prozess-Datenaufnahme und Zeit-Ortskorrelation der Messdaten auf dem Prüfobjekt ermöglicht.

Viele 3MA-Messdaten in kurzer Zeit während einer bewegten Bauteilmessung aufnehmen zu können bedeutet, ein Abbild des gesamten Bauteils zu ermöglichen. Hohe

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

Zeit- und Ortsauflösung ermöglichen eine genauere Identifikation der vorherrschenden Materialeigenschaften. Die dazu verwendete Software 3MA Studio II HS ist eine Spezialversion, entwickelt am Fraunhofer IZFP, welche für die Hochgeschwindigkeits-3MA Datenaufnahmen ausgelegt wird. Abbildung 45 zeigt die genannte Software und deren Dashboard. Beispielhaft ist hierin die Darstellung der Prüfgröße Mmean zu sehen.

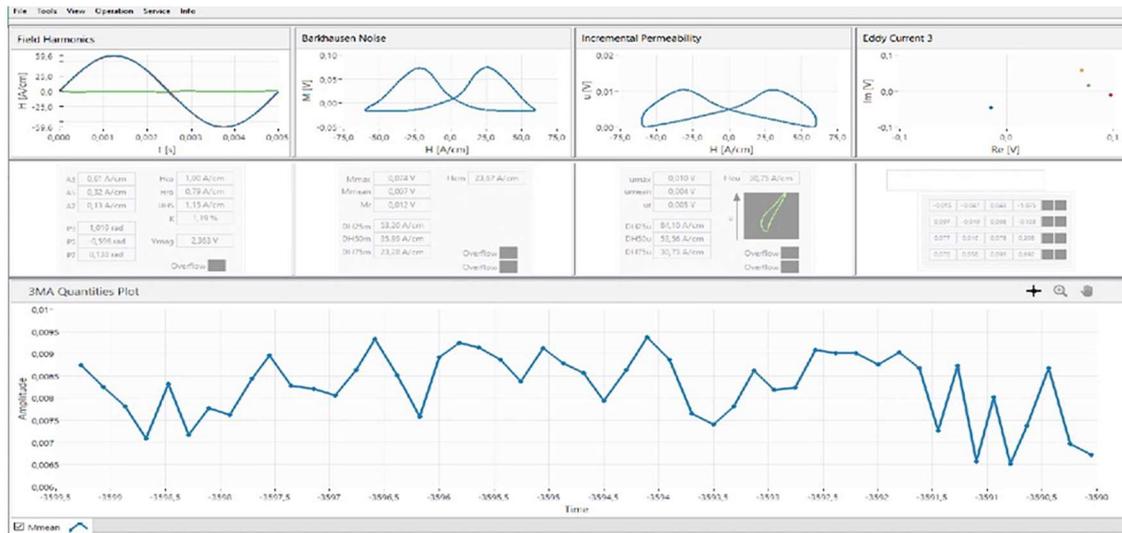


Abbildung 45: Dashboard der Hochgeschwindigkeits-Software 3MA Studio II HS mit variierender Messgröße Mmean gemessen in Umfangsrichtung des Bauteils.

Diese zeigt eine leichte Variation in Umfangsrichtung des Bauteils. Aufgenommen und abgespeichert werden alle 40 Merkmale der 3MA-Prüfgrößen (siehe Anhang 11), diese werden während der Laufzeit der Messung in einen Datencontainer im technical data management streaming Datenformat (TDMS) gespeichert. Die Abtastgeschwindigkeit der Prüfsignale liegt in der gezeigten Abbildung im Bereich 5 – 10 Hz. Es wurde ein neues Softwaremodul entwickelt, welches jeder Messgröße der vier 3MA-Verfahren einen genauen Zeitstempel zuweist. Durch geringe Abweichungen in der Übertragungstrecke von der 3MA-Hardware zur 3MA-Software kommt es zu einer ungleichmäßigen zeitlichen Messdatenaufnahme.

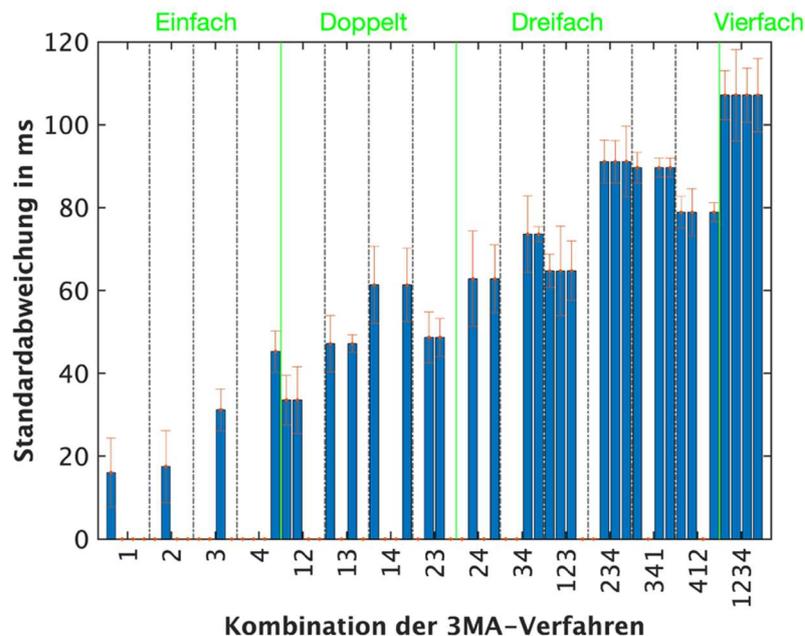


Abbildung 46: Standardabweichung der Messgeschwindigkeit im Highspeed-Modus der vier 3MA-Verfahren (1-4) und dessen Kombination (einfach, doppelt, dreifach, vierfach) untereinander.

Die Abbildung 46 zeigt die Ungleichmäßigkeiten in der Geschwindigkeit mit der die Messdaten empfangen werden, als Standardabweichung der Messgeschwindigkeit im Highspeed-Modus mit maximal vier 3MA-Verfahren gleichzeitig und deren Kombination untereinander. Hierin zeigt sich, dass bei der Messung mit nur einem Verfahren (Einfach) sich die geringsten Abweichungen zwischen den einzelnen Messungen ergeben. Die Standardabweichung liegt dabei für Verfahren 1 und 2 bei 18 ms und erhöht sich für Verfahren 4 auf bis zu 45 ms. Für zwei Verfahren (Doppelt) treten Variationen von 35 ms bis 61 ms auf. Für drei Verfahren (Dreifach) ergeben sich 62 ms bis 92 ms. Alle vier Verfahren zusammen kommen auf bis zu 108 ms. Somit lässt sich die maximal mögliche Messfrequenz mit 55,55 Hz angeben. Die niedrigste Messfrequenz beträgt 9,26 Hz.

Im Folgenden wird das Einschwingverhalten des 3MA-Prüfsystems anhand von Messdaten einer On-Machine Messung verglichen. In der Abbildung 47 ist der eingebaute 3MA-Prüfkopf On-Machine zu sehen.

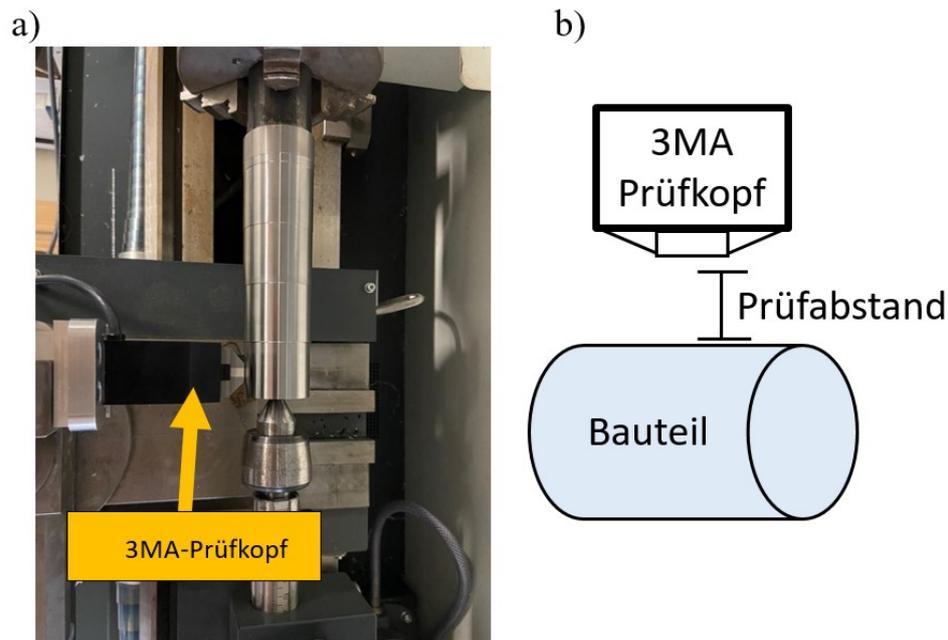


Abbildung 47: Links Aufbau des 3MA-Systems mit Prüfkopf in Drehmaschine zum Testen der highspeed-3MA-Software am eingespannten bearbeiteten Bauteil. Rechts schematische Darstellung von 3MA-Prüfkopf mit Prüfabstand d .

Dabei beträgt der Prüfkopf Abstand $d = 100 \mu\text{m}$. Das Bauteil rotiert dabei mit konstanter niedriger Rotationsgeschwindigkeit $n = 30 \text{ U/min}$. Nach dem Starten einer highspeed-3MA-Messung zeigen die vier mikromagnetischen Prüfverfahren ein unterschiedliches Anlaufverhalten. Dieses ist in der Abbildung 48 anhand von Prüfgrößen an einer Beispielwelle darstellt.

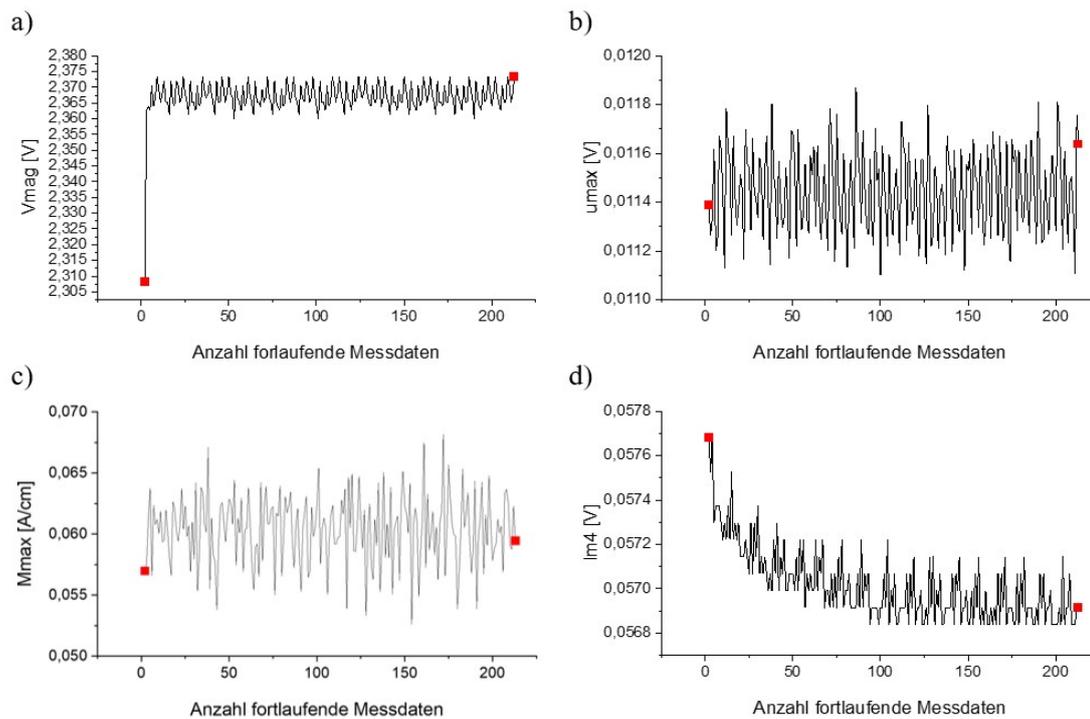


Abbildung 48: Darstellung des Einschwingverhaltens bei einer highspeed-3MA-Messung für die Prüfverfahren mit Luftspalt 0,1 mm bei a) V_{mag} , b) u_{max} , c) M_{max} , d) Im_4 an einer Prüfwellen mit den Parametern QT450, $v_c = 200$ m/min, $a_p = 0,2$ mm.

Die Prüfgröße V_{mag} steht dabei stellvertretend für die Prüfgrößen aus der Gruppe der Harmonische-Analyse, u_{max} für Barkhausenrauschen, M_{max} für Inkrementelle Permeabilität und Im_4 für die Prüfgrößen des Wirbelstroms, da die Verlaufsformen große Ähnlichkeit zu ihren Gruppenpendants zeigen. Es ist ersichtlich, dass die Harmonische-Analyse eine geringe Anzahl von sechs fortlaufenden Messwerten benötigt (Mittelwert bei 2,367 V), beim Wirbelstrom hingegen ist eine Anzahl von 100 fortlaufender Messwerte nötig (Mittelwert bei 0,057 V) um einen eingeschwungenen Anlaufzustand zu erreichen. Die Harmonische-Analyse und das Barkhausenrauschen liefern schon ab dem ersten Messwert verlässliche Ergebnisse.

Anschließend wurde überprüft ob die aufgenommenen 3MA-Prüfgrößen aus einer normalverteilten Grundgesamtheit stammen, dazu wurde der erste Baueilabsatz beispielhaft vermessen. Bei homogen verteilten Materialeigenschaften in Umfangsrichtung würde man eine Normalverteilung erwarten. Tests aus der deskriptiven Statistik mittels Shapiro-Wilk wurden durchgeführt. Hierin wird der Mittelwert, Standardabweichung und Standardfehler für alle 3MA-Prüfgrößen ermittelt. Im Anhang Tabelle 35 sind die jeweiligen berechneten Kennwerte gezeigt. Es ergibt sich eine

Normalverteilung für die Prüfdaten der Prüfverfahren Barkhausenrauschen und der Inkrementelle-Permeabilität. Hingegen führt der Test bei der Harmonische-Analyse und dem Mehrfrequenz-Wirbelstrom zu keiner Normalverteilung. Abbildung 49 zeigt beispielhaft das Histogramm und Wahrscheinlichkeitsdiagramm der Prüfgröße a) V_{mag} und b) I_{m4} bei einer highspeed-3MA-Messung mit Luftspalt 0,1 mm.

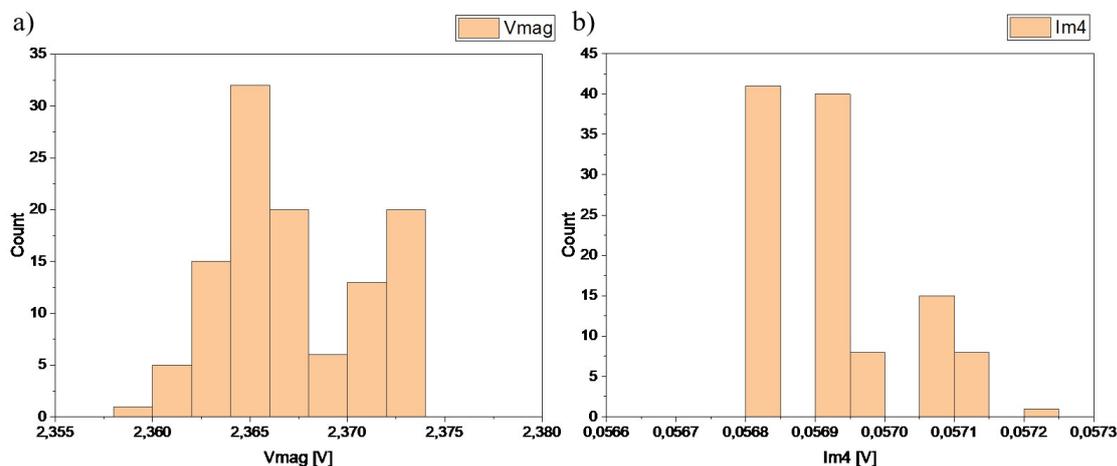


Abbildung 49: Histogramm und Wahrscheinlichkeitsdiagramm der Prüfgröße a) V_{mag} und b) I_{m4} bei einer highspeed-3MA-Messung mit Luftspalt 0,1 mm.

Im Histogramm wird ersichtlich, dass die Verteilung von V_{mag} (stellvertretend für die Harmonische-Analyse) eine leicht rechtsschiefe Kurtosis (Wölbung der Verteilung) und damit eine Abweichung von der Form einer Normalverteilung aufweist. Bei I_{m4} (stellvertretend für den Mehrfrequenz-Wirbelstrom) ergibt sich eine Verteilung mit linksschiefer Kurtosis. Um dies für alle von der Normalverteilung abweichenden 3MA-Prüfgrößen zu testen, wurde der K2-Test von D'Agostino-K eingesetzt, dieser basiert auf Transformationen der Stichprobenkurtosis und -schiefe und liefert effektiv im Fall von nicht normalverteilten Werten Abweichungen von der Normalität. Im Anhang Tabelle 37 ist das Ergebnis zu sehen, der Test klassifiziert die Verteilung für alle 3MA-Prüfgrößen anhand der drei Verfahren D'Agostino Omnibus, - Kurtosis und -Schiefe mit Signifikanz-Niveau 0,05 um eine Fehlerwahrscheinlichkeit von 5 % zu akzeptieren. Der Test zeigt für insgesamt 8 3MA-Prüfgrößen eine Schiefe und / oder Kurtosis. Unklar ist die Ursache der Abweichung der Messwerte von der Normalverteilung. Dies kann beispielweise von sich ändernden Materialeigenschaften herrühren. In Umfangsrichtung können nicht homogen verteilte Materialeigenschaften auftreten. Weiterhin sind Einflüsse aus dem Messaufbau

möglich, wie etwa die Abhebung und Änderung des Luftspaltes des 3MA-Prüfkopfes. Dies wird in späteren Kapiteln untersucht.

Weitere Untersuchungen zur Zeit-Ortskorrelation der Messdaten wurde durchgeführt. Abbildung 50 verdeutlicht die Möglichkeit der Zeit-Ortskorrelation der Messdaten auf dem Prüfobjekt, welche mit Hilfe des entwickelten 3MA-II Systems und dessen Hochgeschwindigkeitszeitstempel möglich ist.

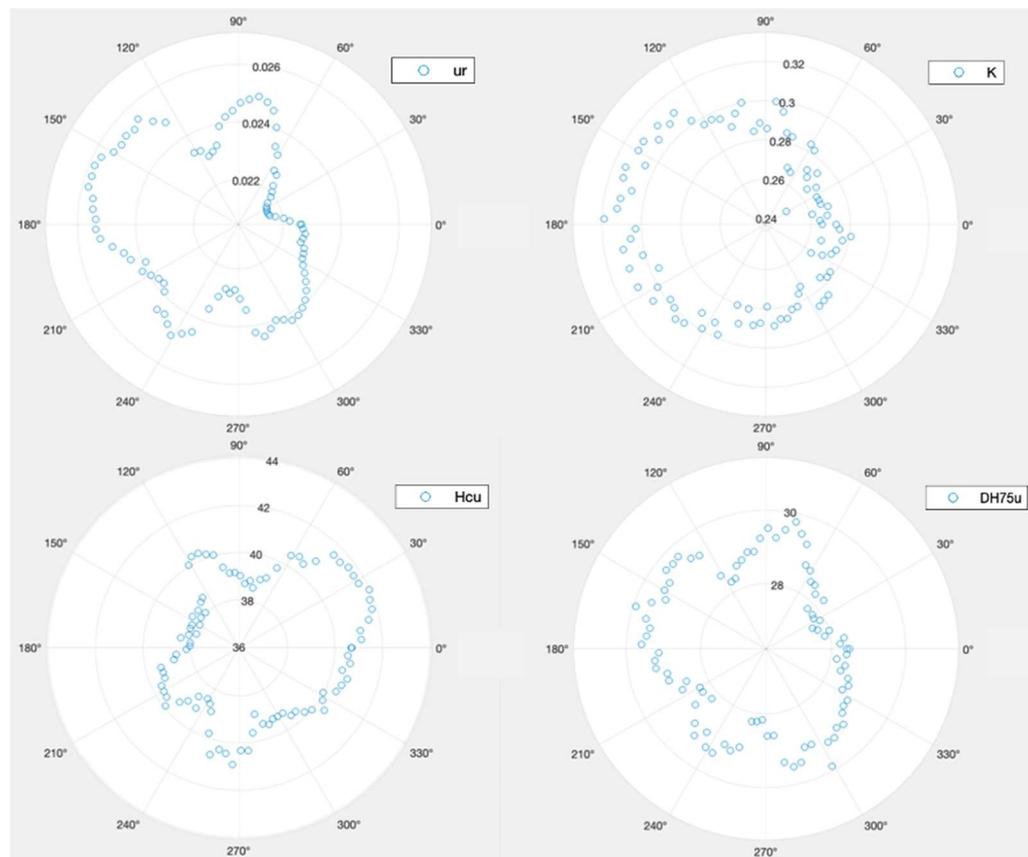


Abbildung 50: Polarkoordinatenplot ausgewählter Prüfgrößen.

Exemplarisch wurde ein ausgewähltes Bauteil vermessen und die Messdaten wurden unter Verwendung eines Zeitstempels jeweils Polarkoordinaten zugeordnet, wodurch sie einzelnen Winkeln in der Umfangsrichtung des Prüfobjekts entsprechen. Die Messdaten werden als Polarkoordinatenplot dargestellt, wobei die Streuung der Messwerte deutlich wird, da sie in der Umfangsrichtung variieren. Bei *K* zeigt sich eine Verschiebung zu höheren Werten zwischen 90° und 330°. *Ur*, *Hcu* und *DH75u* weisen keine gleichmäßige Verteilung auf und schwanken in der Umfangsrichtung stark. Mit Hilfe des Zeitstempels ist es möglich, eine Zeit-Ortskorrelation der Messdaten in Umfangsrichtung auf dem Prüfobjekt herzustellen. Auf Grund der beschriebenen Phänomene der UFG aus

Kapitel 4.5, maßgeblich durch deren ungleichmäßige Verteilung in Umfangsrichtung, konnte eine Korrelation zwischen den 3MA-Prüfgrößen und den aufgetretenen UFG mittels klassischer Regressionsanalyse nicht durchgeführt werden. Kapitel 4.7 widmet sich deshalb einem anderen Modellierungsverfahren, welches den späteren Kern des Softsensorsystems darstellt.

4.6.2 Einfluss des Prüfabstands bei 3MA On-Machine Messung am bewegten Bauteil

Ein Absatz aus 42CrMo4 QT300 (v_c mit 100 m/min, f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1 mm) wurde verwendet. Die Messposition wurde dabei in axialer Richtung nicht variiert. Die Rotationsgeschwindigkeit des bewegten Bauteils wird im Folgenden nicht angegeben, stattdessen wird zur Vergleichbarkeit mit der Schnittgeschwindigkeit der Außenlängsdrehversuche die Tangentialgeschwindigkeit der rotierenden Welle relativ zum Prüfkopf an der Oberfläche des Bauteils angegeben. Die Abbildung 51 zeigt die gemessenen ausgewählten 3MA-Prüfgrößen V_{mag} , K , H_{cm} an rotierender Welle mit Tangentialgeschwindigkeit der Welle v_{tan} von 100 m/min. Der Prüfabstand wurde schrittweise verändert, während alle anderen Parameter konstant gehalten wurden. Die horizontale Achse der Diagramme zeigt die Anzahl der fortlaufenden aufgenommenen Messdaten.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

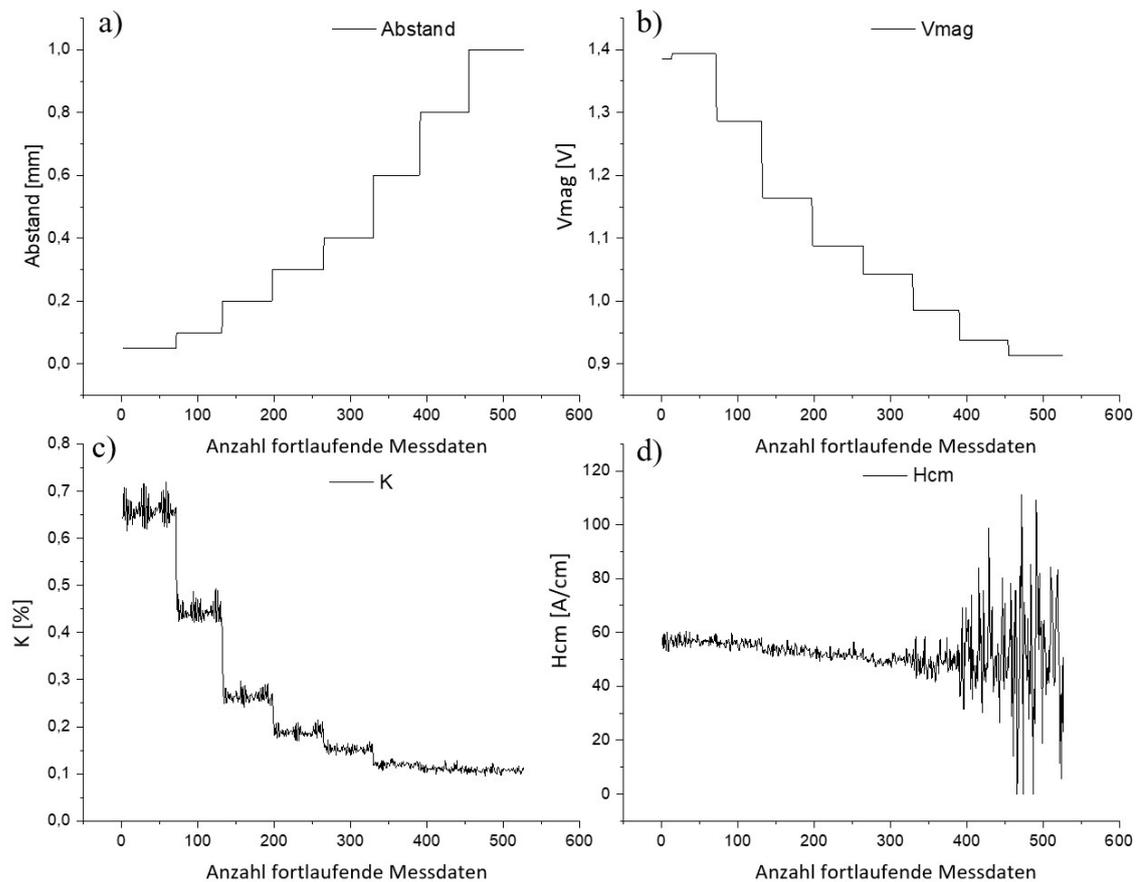


Abbildung 51: Einfluss des Prüfabstands ausgewählter 3MA-Prüfgrößen V_{mag} , K , H_{cm} an rotierender Welle (v_{tan} von 100 m/min) und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300 (v_c mit 100 m/min, f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1 mm).

Bei Änderung des Abstandes von 0,05 mm auf 0,1 mm und 0,15 mm sowie 0,2 mm sinkt V_{mag} von 1,4 V auf 0,95 V ab. Der Klirrfaktor K verhält sich ebenso und sinkt von im Mittel 0,65 auf bis 0,18 ab. Bei weiterer Erhöhung fallen die Werte für K bis auf 0,1 und V_{mag} 0,9. H_{cm} verhält sich konträr, dieses sinkt mit Erhöhung des Abstandes leicht von 58 bei 0,05 mm auf 50 bei 0,4 mm und geht anschließend in starkes Rauschen mit schwankenden Werten von 0 bis 105 über. Aus dem Stand der Technik ist bekannt, dass dem störenden Abhebeeffekt, der durch die Erhöhung des Abstandes entsteht, durch Nachregelung der Feldstärke nicht entgegengewirkt werden kann. Bei 400 μm weist sowohl H_{cm} konstant bleibende Werte auf als auch K mit 0,15. K ist dabei noch nicht auf den kleinsten vorkommenden Wert (0,1) abgefallen. Somit gilt 400 μm als möglicher maximaler Abstand, welcher für weitere Messungen benutzt werden kann, dies deckt sich mit den Ergebnissen der Analyse des Einflusses der Prüfkopfabhebung in Kombination mit Arbeitspunktbestimmung aus Kapitel 4.6.2.

Anschließend kann geprüft werden, ob aus den hochgeschwindigkeits-3MA-Prüfdaten, mittels der Hauptkomponentenanalyse PCA und anschließender Klassifikation eine Identifikation des Prüfabstandes möglich ist. Als unüberwachtes Verfahren kommt die PCA aus dem Themenfeld der multivariaten Statistik zum Einsatz, welche eine Gruppierung und Interpretation der Prüfdaten erlaubt. Sie strukturiert höherdimensionale Datensätze basierend auf der Berechnung von Eigenvektoren der Kovarianzmatrix, wodurch eine möglichst geringe Anzahl von aussagekräftigen Hauptkomponenten als Linearkombination der einzelnen Datensätze entsteht. Hierzu wurde die Varianz als Maßstab für den Informationsgehalt maximiert. Als Software für die Berechnungen kommt MATLAB R2022a der Firma MathWorks zum Einsatz. An einem Wellenabsatz an einer vorbearbeiteten Welle aus 42CrMo4 im Grundzustand QT450, wurden in der Mitte eines Wellenabsatzes bei 0° an einem Messpunkt 3MA-Messdaten aufgenommen. Eine Merkmalsextraktion fand über die 3MA-II-Software statt, es wurden 40 mikromagnetische Messgrößen pro Messpunkt abgespeichert. Darüber hinaus wurden 19 Prüfkopfabstände von 100 µm bis 1000 µm im Abstand von 50 µm eingestellt und variiert. Die Berechnung der PCA basiert auf 760 Messdaten. Mittels der Funktion ‚zscore‘ wurde eine Standardisierung der Trainingsdaten basierend auf den Messdaten durchgeführt. Anschließend wurde die PCA mittels der MATLAB-Funktion `pca()` berechnet.

Die Abbildung 52 fasst die Ergebnisse der PCA zusammen. Die 760 Messdaten wurden je nach ihrer Abstandgruppenzugehörigkeit eingefärbt.

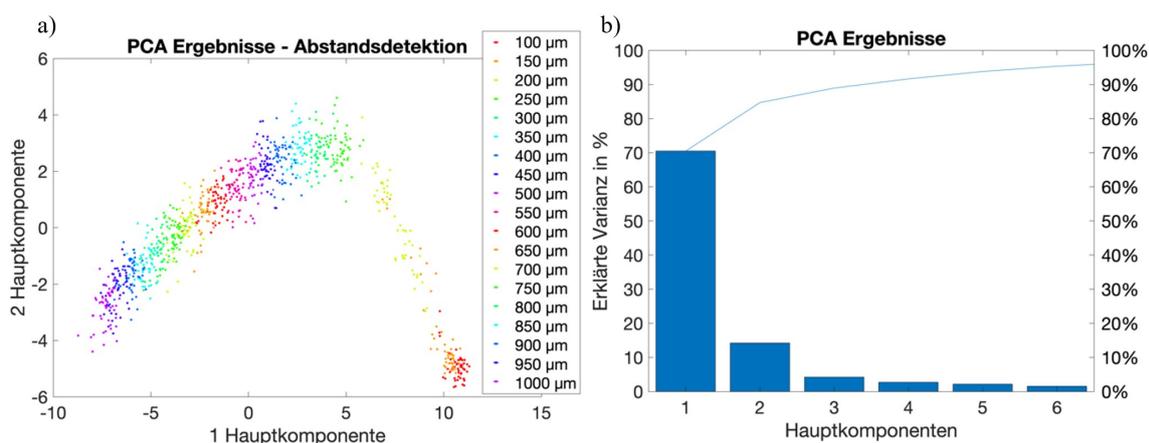


Abbildung 52: a) Hauptkomponentenanalyse PCA basierend auf den vorverarbeiteten Daten und b) zugehöriges Pareto-Diagramm der Varianz.

Die Abbildung 52 a) zeigt die Ergebnisse der PCA-Hauptkomponenten 1 und 2. Hierin wird eine Auftrennung der Trainingsdaten in separierbare und teils überlappende

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

Gruppen ersichtlich. Die kleinen Prüfabstände der Gruppe 100 μm und 150 μm liegen sehr dicht im Quadrant IV beieinander. Die nächste Gruppe 200 μm entfernt sich von diesen deutlich bis in den Quadrant I hinein. Alle weiteren Gruppen ab 300 μm bewegen sich von Quadrant I über II bis III. Abbildung b) zeigt die Varianz nach Beitrag der einzelnen Hauptkomponenten und dessen kumulative Verteilung bis 95%. Es ist ersichtlich, dass die Komponente 1 schon rund 70 % der Varianz erklärt und 6 Komponenten für eine 95 % Varianz nötig sind.

Die Abbildung 53 visualisiert sowohl die orthonormalen Hauptkomponentenkoeffizienten für jede Variable der mikromagnetischen Prüfdaten als auch die Hauptkomponenten-Scores für jede Beobachtung in einem einzigen Diagramm.

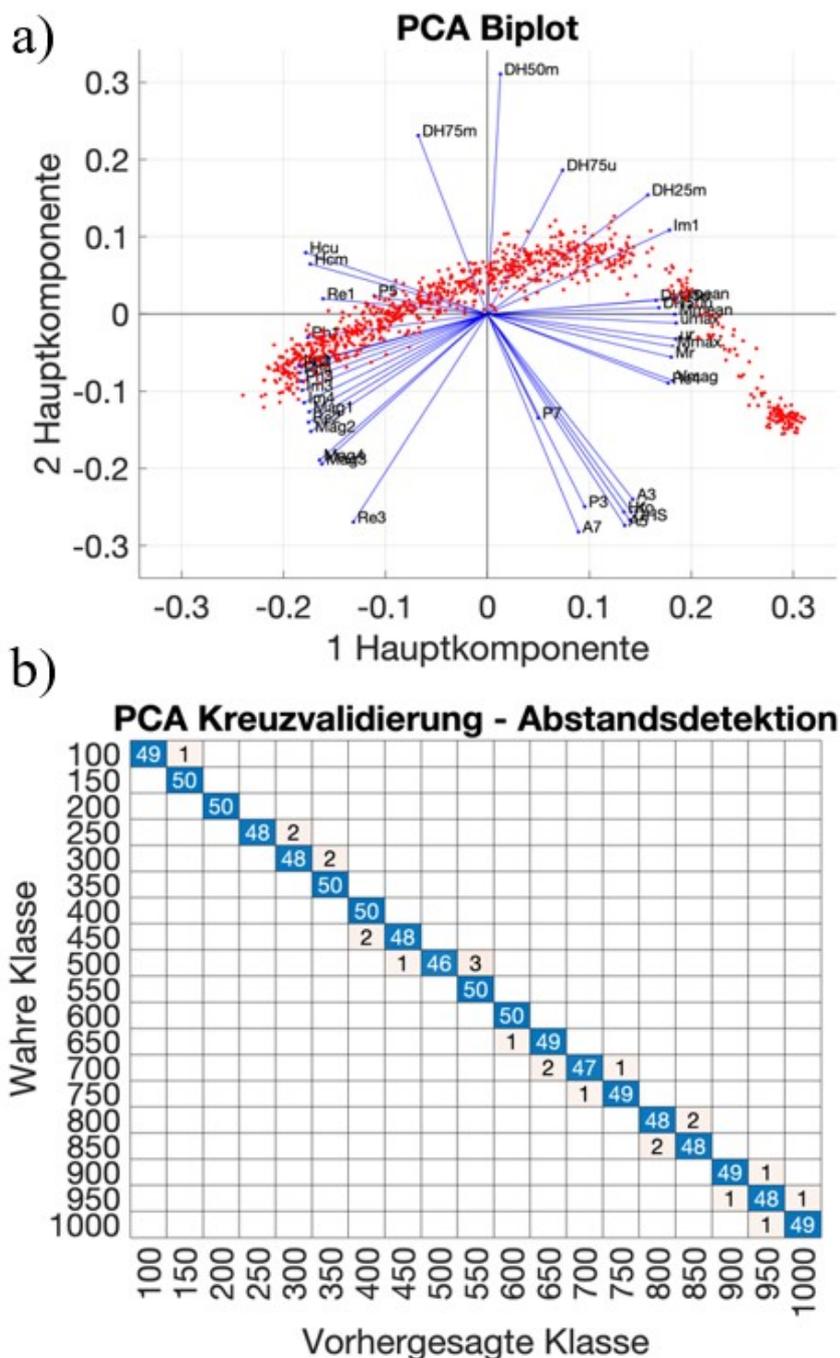


Abbildung 53: a) Visualisierung der PCA-Ergebnisse als Biplot für Hauptkomponente 1 und 2, b) PCA – Konfusionsmatrix zur Abstandsdetektion.

In a) sind die Hauptkomponenten 1 und 2 für alle 40 Variablen jeweils durch einen Vektor dargestellt. Die Richtung und Länge des Vektors geben an, wie viel jede Variable zu den beiden Hauptkomponenten im Diagramm beiträgt. Es lässt sich feststellen, dass alle Variablen aus dem 3MA-Verfahren einen starken Zusammenhang mit der Änderung des Prüfabstandes aufweisen. Im nächsten Schritt wurde ein support vector machine (SVM) Klassifikator mit 50-facher Kreuzvalidierung für die drei Gruppenzugehörigkeiten

trainiert, woraus sich 19 Prüfabstände zu 50 Beobachtungen mit 50 Testsätzen mit Trainingsgröße 50 und Testgröße 50 ergeben. Die Abbildung b) zeigt die Konfusionsmatrix der detektierten wahren und vorhergesagten Klassen. Es ist zu beobachten, dass die am schlechtesten vorhergesagte Klasse eine Vorhersagequote von 92 % besitzt, die beste Klasse dabei zu 100 % vorhergesagt wird.

Aus den durchgeführten Experimenten wird geschlussfolgert, dass der Abstand des 3MA-Prüfkopfes einen systematischen Einfluss hat. Im Falle einer prozessbegleitenden 3MA-Messung ist der Abstand des Prüfkopfes von entscheidender Bedeutung. Wird ein 3MA-Prüfkopf zur Überwachung oder Regelung eines Bearbeitungsprozesses eingesetzt, werden bei Prüfkopfabstandsänderungen die Oberflächeneigenschaften mit einem erheblichen Fehler gemessen. Dieser stört eine ordnungsgemäße Prozesssteuerung. Ein wichtiger Parameter für die In-Line-Messung ist der Prüfabstand. Es wird ein Ansatz zur Fehlerkompensation vorgeschlagen, indem eine konstante Abhebung von 100 μm mit kleinen Gruppenabweichungen gewählt wird. Mit Hilfe der trainierten PCA und anschließendem Klassifikator kann der Prüfabstand des 3MA-Prüfkopfes eingestellt werden. Dies kann den Vergleich von In-Prozess erfassten 3MA-Prüfdaten und die prozessbegleitende Steuerung oder gar Regelung eines Bearbeitungsprozesses erlauben.

4.6.3 Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit des Bauteils bei 3MA On-Machine Messung

Dieses Kapitel beschreibt den Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit des Bauteils bei 3MA On-Machine Messung am rotatorisch bewegten Bauteil. Aus dem Stand der Technik ist bekannt, dass die Parameter H_{cm} , M_{max} und weitere eine wichtige Rolle bei der Detektion von Schleifbrand und somit auch nanokristallinen Randschichten spielen.

Um den Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit untersuchen zu können, ist als erstes der Vergleich zum unbewegten Bauteil zu ziehen. Hier können sich beispielsweise in Umfangsrichtung Änderungen im Prüfabstand des 3MA-Prüfkopfes ergeben, welche einen Einfluss auf die Messergebnisse haben. In der folgenden Messung wurde daher der Abstand gradgenau in Umfangsrichtung bei 0,1 mm Abhebung konstant gehalten, um den Einfluss bei sowohl unbewegter als auch langsam rotierender Welle (v_{tan} mit 3 m/min) zu

untersuchen. Die Abbildung 54 zeigt den Vergleich des Verhaltens der Prüfgröße H_{cm} bei bewegter und unbewegter Welle.

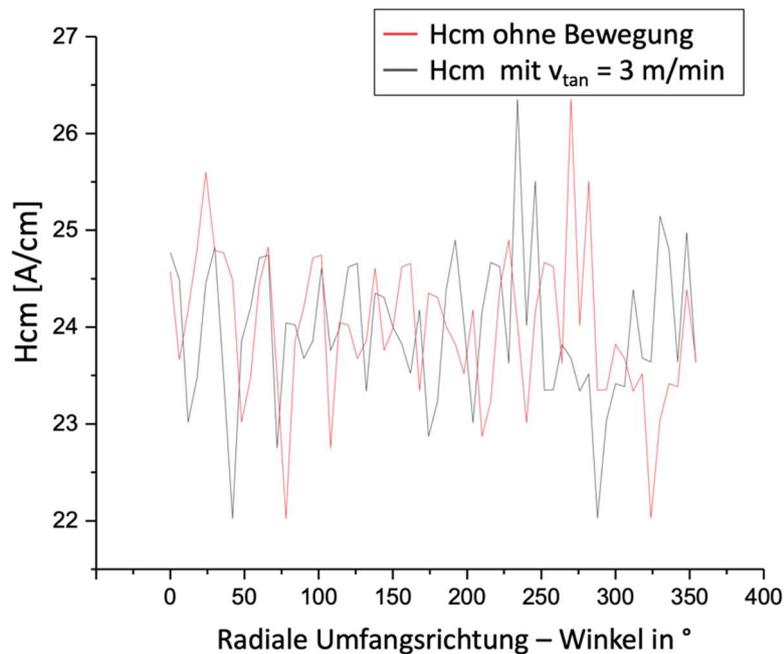


Abbildung 54: Vergleich der 3MA-Prüfgrößen H_{cm} bei unbewegter und langsam rotierender Welle an axial fixierter Messposition 42CrMo4 QT300, $LiftOff = 0,1$ mm.

Zwischen unbewegter und bewegter Messung, bedingt durch eine Anfahrverzögerung der Maschine, ergab sich ein Versatz der Messdaten von 70° . Es zeigt sich darüber hinaus kein Unterschied in den Messdaten zwischen unbewegter als auch langsam rotierender Welle. H_{cm} steht hier beispielhaft für alle weiteren 3MA-Prüfgrößen, welche ebenso keine Abweichung zwischen der stehenden und sich langsam bewegenden Welle zeigen. Einzig fällt die Streuung $\pm 2,2$ A/cm der Messwerte um den Mittelwert 24 A/cm auf. Dies ist auf in Umfangsrichtung ändernde mikromagnetische- und somit auch makroskopische Materialeigenschaften zurückzuführen.

Am rotierenden Bauteil wurde der Einfluss höherer Bewegungsgeschwindigkeiten auf die 3MA-Prüfkopfgrößen bei Prüfkopfhebung $LiftOff = 0,1$ mm an einem ausgewählten Absatz an 42CrMo4 QT300 (f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1) untersucht. Die Messposition wurde dabei in axialer Richtung nicht variiert. Die Variation der Tangentialgeschwindigkeit v_{tan} des bewegten Bauteils ist in der Tabelle 17 gezeigt.

Tabelle 17: Variierte Tangentialgeschwindigkeit v_{tan} zur Überprüfung des Einflusses auf 3MA-Prüfgrößen.

Parameter	Stufe	Einheit
Tangentialgeschwindigkeit v_{tan}	3; 6; 12; 50; 100; 150; 200; 250; 300;	m/min

Die Tangentialgeschwindigkeit wurde stufenweise erhöht. Die in den nächsten Abbildungen gezeigte Zeilennummern (x-Achse) stehen dabei für die Anzahl der aufgenommenen Messdaten. Tendenziell führt die Erhöhung von v_{tan} zu einer Erhöhung von V_{mag} , dies ist in der Abbildung 55 gezeigt.

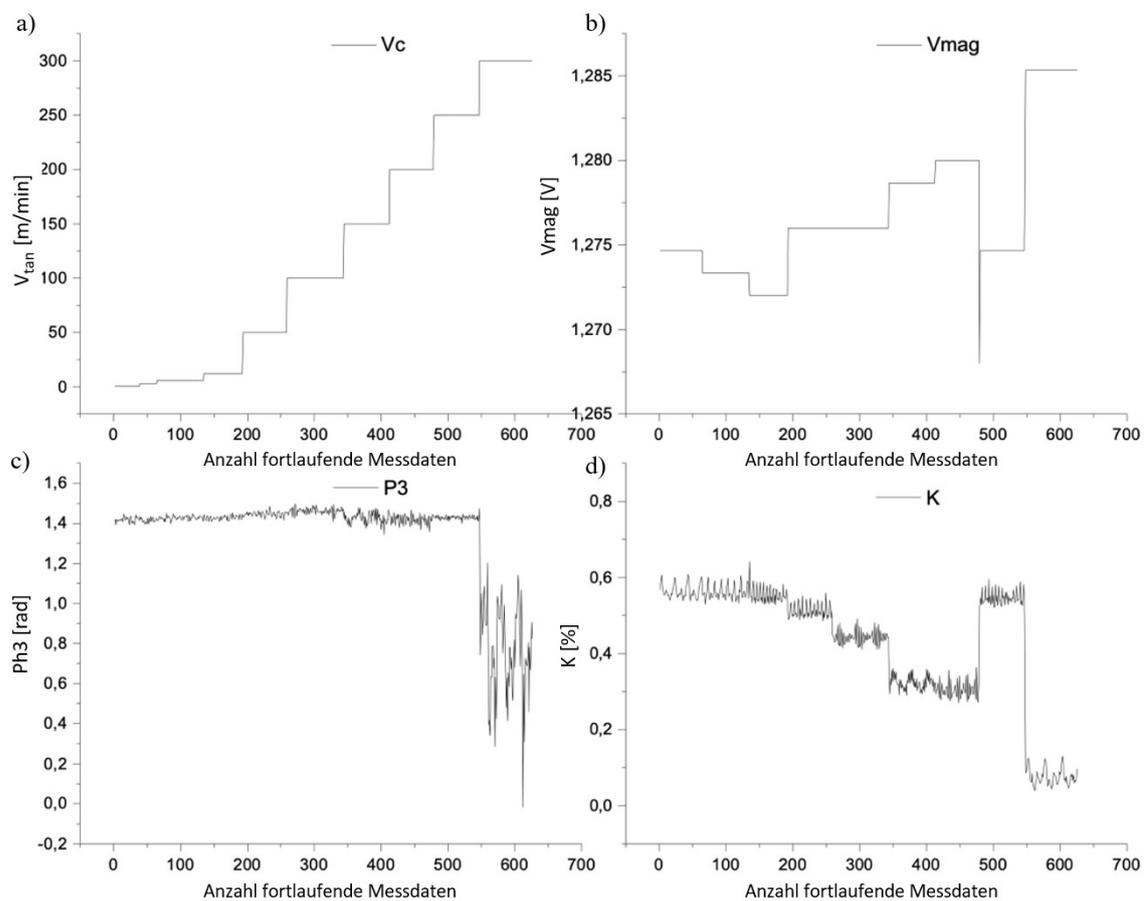


Abbildung 55: Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit v_{tan} auf ausgewählte 3MA-Prüfgrößen V_{mag} , $Ph3$, K an rotierender Welle und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300, $l_{iftOff} = 0,1$ mm, $f = 0,1$ mm/U, $a_p = 0,1$.

Weiterhin ist eine Abnahme der Prüfgröße K , ähnlich zu 4.6.2, von 0,59 bei v_{tan} von 3 m/min auf unter 0,1 für 300 m/min zu beobachten. Die Prüfgröße $P3$ nimmt konstante Werte um 1,4 rad bis v_{tan} von 250 m/min an und sinkt schlagartig bei v_{tan} von 300 m/min

auf 0,7 % mit Abweichungen von $\pm 1,2$ % um den Mittelwert. Ähnlich zu $P3$ und K verhalten sich auch die Prüfgrößen ur , Hcu , $DH25u$, $DH50u$, Hcm , $DH25m$, $DH50m$, $Mmax$ wie in Abbildung 56 und Abbildung 57 ersichtlich.

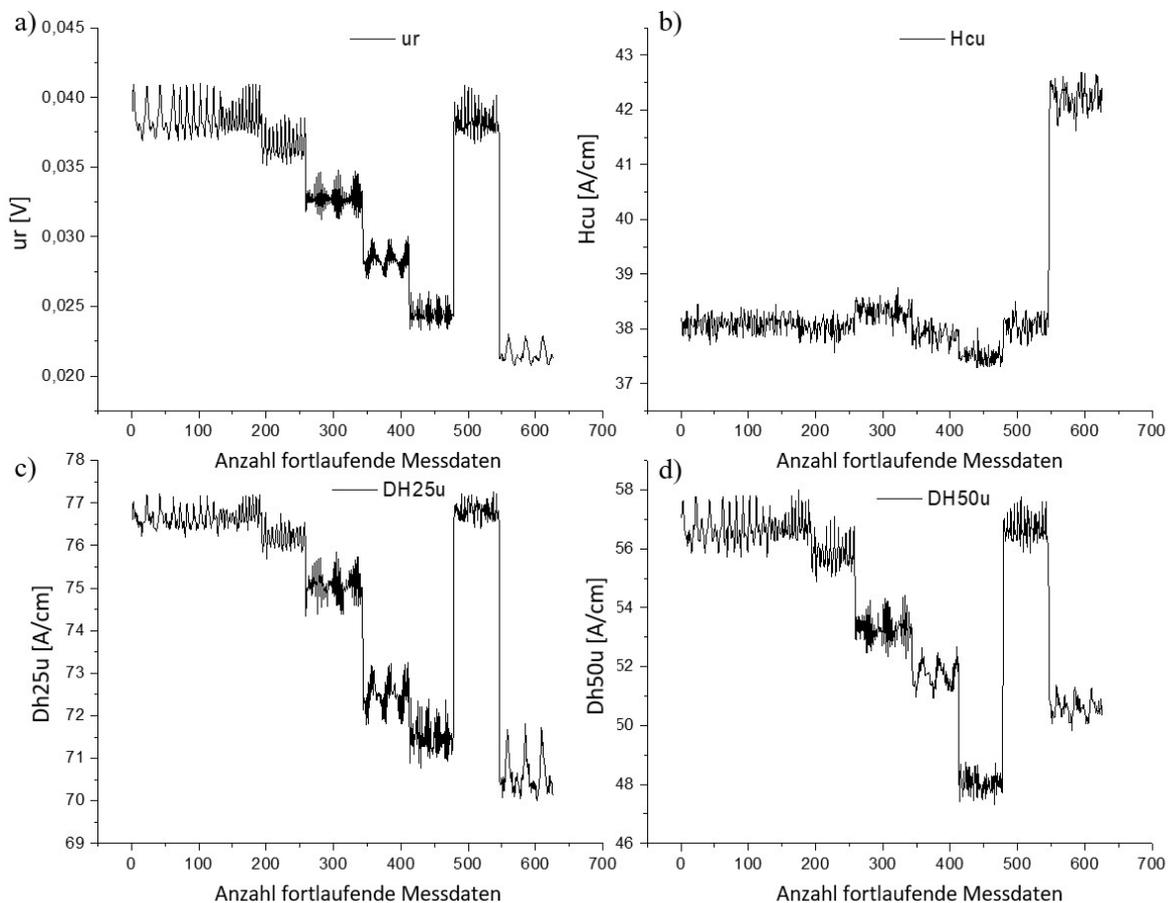


Abbildung 56: Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit v_{tan} auf ausgewählte 3MA-Prüfgrößen ur , Hcu , $DH25u$, $DH50u$ an rotierender Welle und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300, LiftOff = 0,1 mm, f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1.

Auch die Prüfgrößen ur , $DH25u$, $DH50u$ sinken ähnlich wie K bei Erhöhung v_{tan} von 0 m/min bis 200 m/min stark ab. Eine Ausnahme bildet die Stufe mit der Bewegungsgeschwindigkeit 250 m/min, diese ähnelt der Stufen < 20 m/min und geht vermutlich auf Resonanzverhalten (Messung am gleichen Punkt mit gleichem Messabstand) zurück. Hcu bleibt bei Erhöhung von v_{tan} 0 m/min bis 250 m/min recht stabil um den Mittelwert 38.

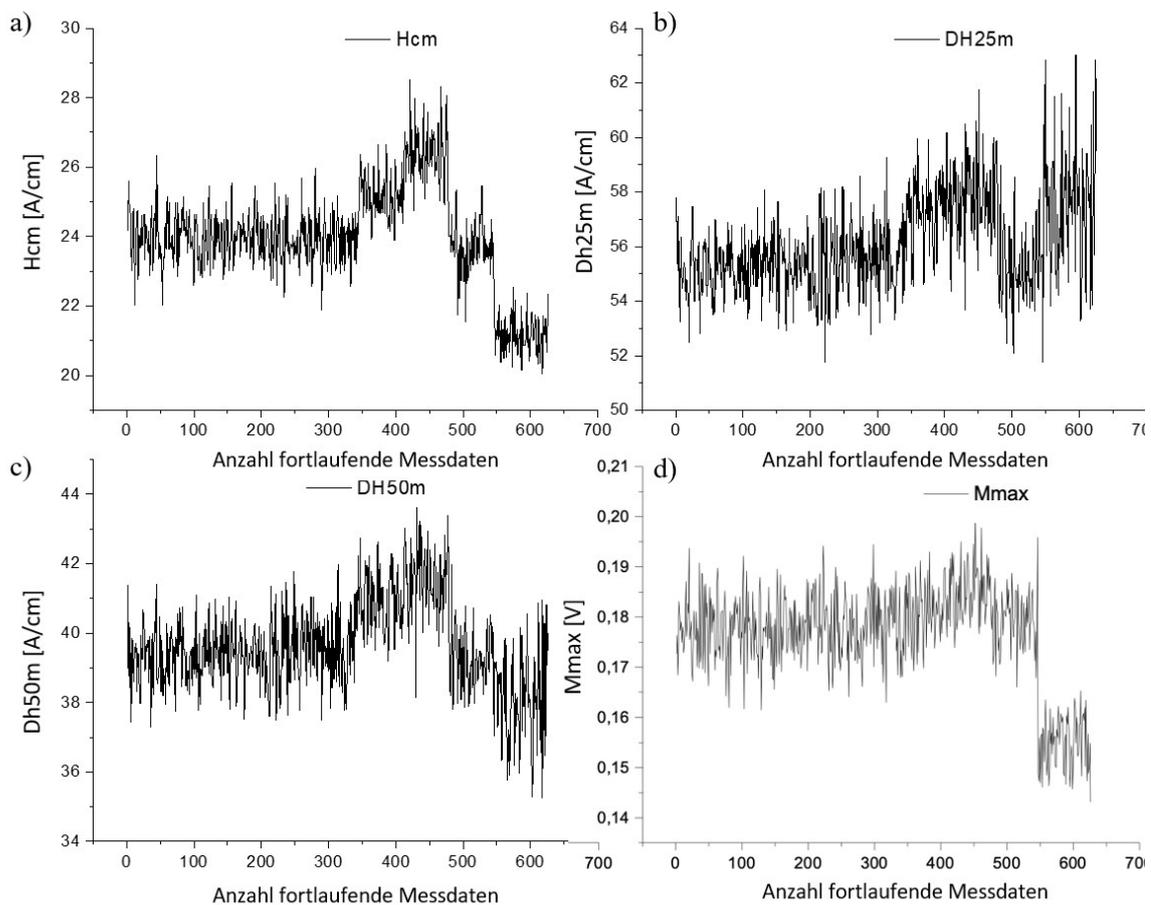


Abbildung 57: Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit v_{tan} auf ausgewählte 3MA-Prüfgrößen H_{cm} , DH_{25m} , DH_{50m} , DH_{75m} an rotierender Welle und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300, LiftOff = 0,1 mm, f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1.

Die Prüfgrößen H_{cm} , DH_{25m} , DH_{50m} , M_{max} sind neben ihrer verrauschten Grundtendenz bis zu v_{tan} von 100 m/min stabil um das gleiche Niveau pendelnd, steigen bis v_{tan} von 200 m/min leicht an und fallen für noch größere Bewegungsgeschwindigkeiten wieder ab.

Eine höhere Bewegungsgeschwindigkeit des rotierenden Bauteils bis v_{tan} von 250 m/min hat einen systematischen Einfluss auf die 3MA-Prüfgrößen H_{cm} , DH_{25m} , DH_{50m} gleichermaßen. Der systematische Einfluss könnte mittels eines geeigneten Modells kompensiert werden kann. H_{cu} , H_{cm} , DH_{25m} , DH_{50m} , DH_{75m} besitzen bis v_{tan} von 250 m/min einen geringen systematischen Einfluss. Alle Prüfgrößen weisen Abweichungen bei v_{tan} von 300 m/min auf.

Aus den durchgeführten Experimenten wird geschlossen, dass die Geschwindigkeit des rotierenden Bauteils einen systematischen Einfluss auf die 3MA-Messung hat. Im Falle einer prozessbegleitenden 3MA-Messung ist der Abstand des

Prüfkopfes von entscheidender Bedeutung. Ein wichtiger Parameter für die In-Line-Messung ist der Prüfabstand. Wird ein 3MA-Prüfkopf zur Überwachung oder Regelung eines Bearbeitungsprozesses eingesetzt, darf für eine 3MA-Prüfung am rotierenden Bauteil eine maximale Tangentialgeschwindigkeit der Welle von $v_{tan} = 250$ m/min nicht überschritten werden. Dies ist für die prozessbegleitende Steuerung oder gar Regelung eines Bearbeitungsprozesses von entscheidender Bedeutung.

4.6.4 Einfluss der Bauteiltemperatur auf das 3MA-Prüfergebnis bei On-Machine Messung

In Kapitel 4.5.3 wurde der thermische Einfluss des Werkzeuges und damit der Temperatur auf das Bauteil untersucht. Dieses Kapitel bezieht sich auf den Einfluss der Proben temperatur auf die Hochgeschwindigkeits-3MA-Messung von 42CrMo4 Bauteilen. Es wird ein Ansatz zur Fehlerkompensation aufgezeigt, dieser ist veröffentlicht und wird in Anlehnung an [v.8] im Folgenden beschrieben.

Die vermessenen Bauteile wurden in einem Laborofen auf experimentell ermittelte Oberflächentemperaturen beim Drehen erwärmt. Anschließend wurden die mikromagnetischen Eigenschaften mittels Hochgeschwindigkeits-3MA gemessen. Mit Hilfe der Pearson-Korrelation können temperaturabhängige 3MA-Parameter bestimmt und modelliert werden. Schließlich wurden die Modelle verwendet, um den durch die Temperatur verursachten Messfehler zu kompensieren.

Während eines Drehvorgangs erhöht sich die Werkstücktemperatur aufgrund der plastischen Verformung des Werkstoffs in der primären Scherzone und aufgrund der Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück. Zur Bestimmung der Werkstücktemperatur wurden Außenlängsdrehversuche ohne Kühlschmierstoff an einer Index G200 CNC-Drehmaschine durchgeführt. Als Werkstückmaterial diente 42CrMo4 QT650. Bei insgesamt neun Versuchen wurden TiCN-beschichtete Hartmetallplatten verwendet. Der Werkzeugverschleiß wurde nach jedem Versuch überprüft. Die jeweiligen Schnittparameter und die Geometrie der Schneidplatte sind in der Tabelle 18 zu sehen.

Tabelle 18: Schnittparameter und Wendschneidplattengeometrie für die Temperaturmessungen.

v_c	f	a_p	α	γ	κ	λ	r_ϵ	a_p
m/min	mm/U	mm	°	°	°	°	mm	mm
100; 300	0,05; 0,3	0,2; 0,5 ;1	7	0	95	0	0,4	0,2; 0,5; 1

Drehversuche mit der höchsten Vorschub- und Schnittgeschwindigkeit wurden nicht durchgeführt, da die fliegenden Späne die Messungen stören.

Die Temperatur der Werkstückoberfläche wurden mit einer Infratech ImageIR 5385 S Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera und einem Makroobjektiv erfasst (Temperaturmessbereich von -40 bis 1200 °C). Mit der Kamera und dem Makroobjektiv kann die Temperatur in einem Bereich mit Pixelgröße 150 µm x 150 µm mit einem Fehler von ± 1°C erfasst werden. Der Versuchsaufbau ist in der Abbildung 58 dargestellt.

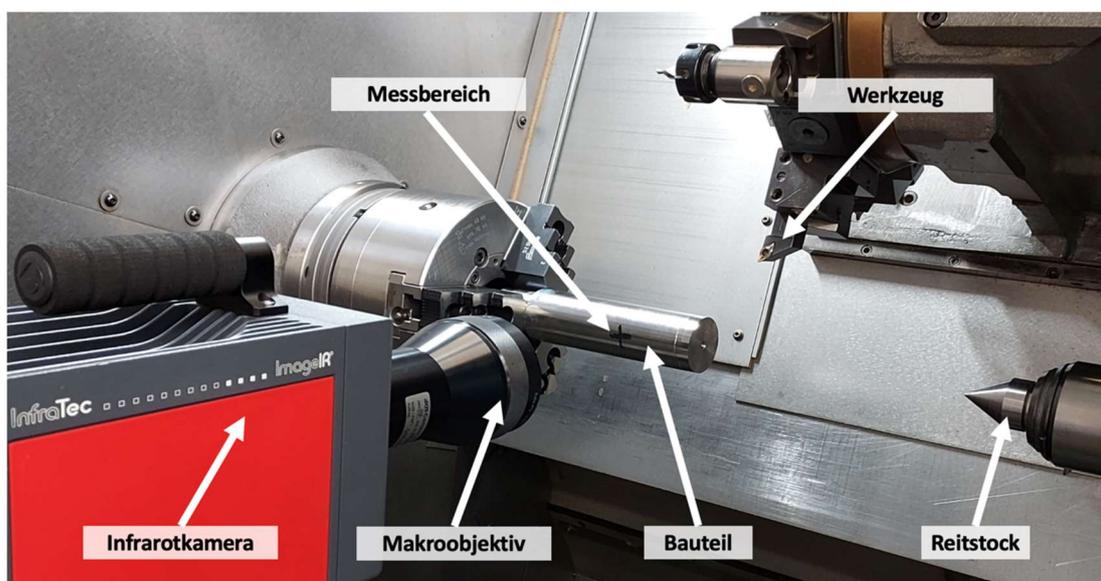


Abbildung 58: Versuchsaufbau der Temperaturmessung mit Infrarotkamera und Makroobjektiv.

Der Eingriffspunkt des Werkzeugs und der Messpunkt für die Temperaturmessung liegen 215° in radialer Richtung auseinander. Dies ermöglichte die berührungslose Messung der Oberflächentemperatur beim Drehen mit einer Infrarotkamera, da durch eine Messung senkrecht zum Bauteil der metallische Glanz weniger ins Gewicht fällt. In der Abbildung 59 sind die aufgenommenen Wärmebilder bei unterschiedlichen Schnitttiefen dargestellt, wobei v_c mit 300 m/min und f mit 0,05 mm konstant gehalten

werden. Die Werkstückoberfläche wurde am Eingriffspunkt des Werkzeugs erhitzt und kühlt ab, während dieser Bereich in den Messbereich der Kamera rotiert, wobei die Zeitdauer, bis der Eingriffspunkt den Messpunkt erreicht, 33 ms beträgt.

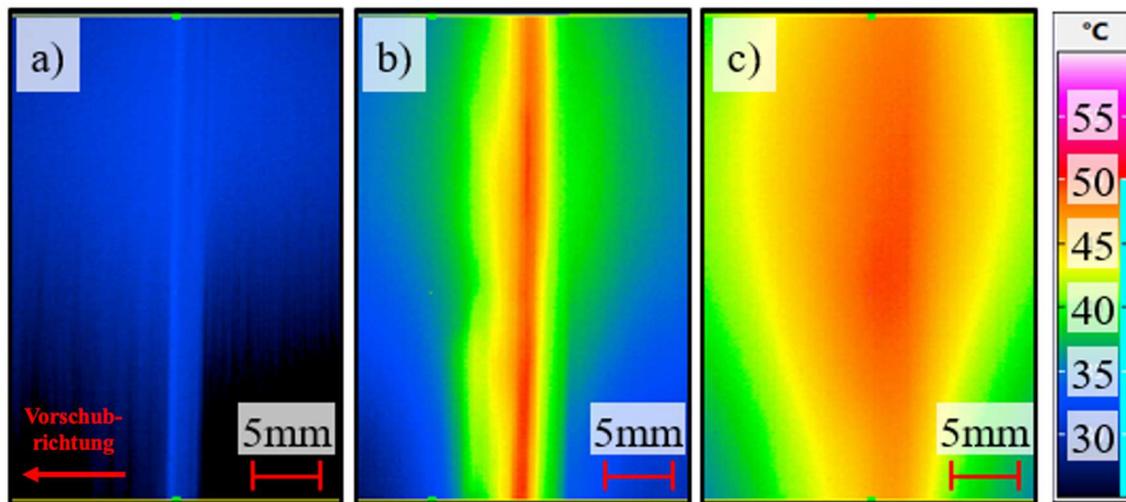


Abbildung 59: Temperaturbilder a) α_p mit 0,2 mm, b) α_p mit 0,5 mm, c) α_p mit 1,0 mm [v.8].

Die beobachtete Zunahme der Oberflächentemperaturen der Werkstücke bei steigender Schnitttiefe führt zu einer beschleunigten Wärmeübertragung an das Werkstück. Dies ist insbesondere relevant, da die Hochgeschwindigkeits-3MA-Messungen aufgrund der Prüfkopfkonstruktion nur einen Sensitivitätsbereich von 4 mm x 4 mm aufweisen. Da beim Drehen ein größerer Bereich des Bauteils als der Sensitivitätsbereich der 3MA-Messung erwärmt wird, wird im Folgenden untersucht, ob die übertragene Wärme des Bauteils die Ergebnisse der 3MA-Messungen beeinflussen könnte. Die Abbildung 60 zeigt die während der jeweiligen Drehbearbeitungen gemessenen Maximaltemperaturen in einem 4-D-Diagramm. Eine Erhöhung aller drei untersuchten Schnittparameter führte zu erhöhten Temperaturen aufgrund des erhöhten Materialabtrags, wobei die Schnitttiefe den größten Einfluss auf die Oberflächentemperatur des Werkstücks hatte. Eine mögliche Erklärung hierfür ist die linear zunehmende Scherflächenbreite an der primären Verformungszone, welche die an das Werkstück abgegebene Wärme erhöht.

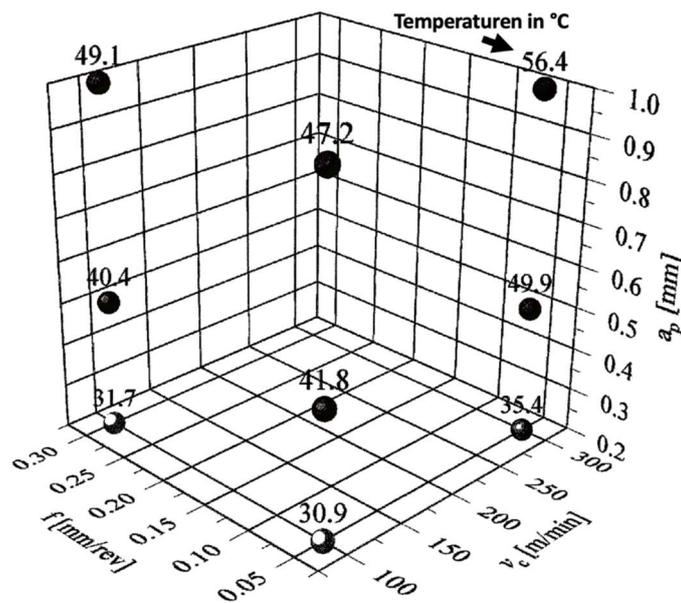


Abbildung 60: Maximale Temperaturen ermittelt mit Infrarotkamera.

Die Schnittgeschwindigkeit und der Vorschub haben im Vergleich zur Schnitttiefe einen geringeren Einfluss auf die Oberflächentemperaturen. Höhere Schnittgeschwindigkeiten führen zu höheren Temperaturen an der Scherebene, die wiederum die Oberflächentemperatur des Werkstücks erhöhen. Ein Großteil der Wärme wird jedoch mit den Spänen vom Werkstück abtransportiert, wie aus dem Stand der Technik nach Kronenberg [104] bekannt, was zu einem geringfügigen Temperaturanstieg an der endbearbeiteten Oberfläche führt. Wird der Vorschub erhöht, vergrößert sich die Länge der Scherebene, was zu einem proportionalen Anstieg der Wärmeerzeugung in der Scherebene führt. Ein Großteil der Wärme wird jedoch wieder abtransportiert, was zu einem geringen Temperaturanstieg an der endgültigen Oberfläche des Werkstücks führt. Kronenbergs Untersuchungen ergeben ähnliche Ergebnisse, bei denen der Prozentsatz des Wärmetransports durch Späne nichtlinear von 69 % auf 75 % ansteigt, wenn die Schnittgeschwindigkeit von 20 m/min auf 60 m/min erhöht wird [104].

Um den Einfluss der Werkstücktemperatur auf die Hochgeschwindigkeits-3MA-Messung zu quantifizieren, wurden drei zuvor bearbeitete Proben während Rotation mit 300 U/min vermessen. Die Proben sind zuvor gemäß DIN 10083 wärmebehandelt, wie in Kapitel 4.2 genauer beschrieben und bei 300 °C, 450 °C bzw. 600 °C angelassen. Jede Probe ist in 17 Abschnitte unterteilt. Experimente mit der Kombination aus höchstem Vorschub und 300 m/min Schnittgeschwindigkeit wurden nicht durchgeführt. Alle Proben

wurden in einem Ofen auf 100 °C aufgeheizt. Nach dem Einspannen der Proben in das Drehfutter beträgt die Oberflächentemperatur des Werkstücks 90 °C. Zwischen dem Werkstück und dem 3MA-Kopf wurde ein Abstand von 50 µm eingestellt. Für jede Probe wurden 17 aufeinanderfolgende Hochgeschwindigkeits-3MA-Tests von Anfangsabschnitt bis Endabschnitt durchgeführt. Die Temperaturmessungen wurden vor dem ersten und nach dem letzten Abschnitt mit einem Thermoelement vom Typ K durchgeführt, welches einen Messfehler von $\pm 2,5$ °C besitzt. Da die Proben nach 17 aufeinanderfolgenden Messungen auf 67 °C abkühlen, wurden die 3MA-Prüfungen vom Endabschnitt bis zum vorderen Abschnitt durchgeführt (mit nur 90 °C Starttemperatur). Die Abbildung 61 zeigt den Versuchsaufbau für die Hochgeschwindigkeits-3MA-Tests.

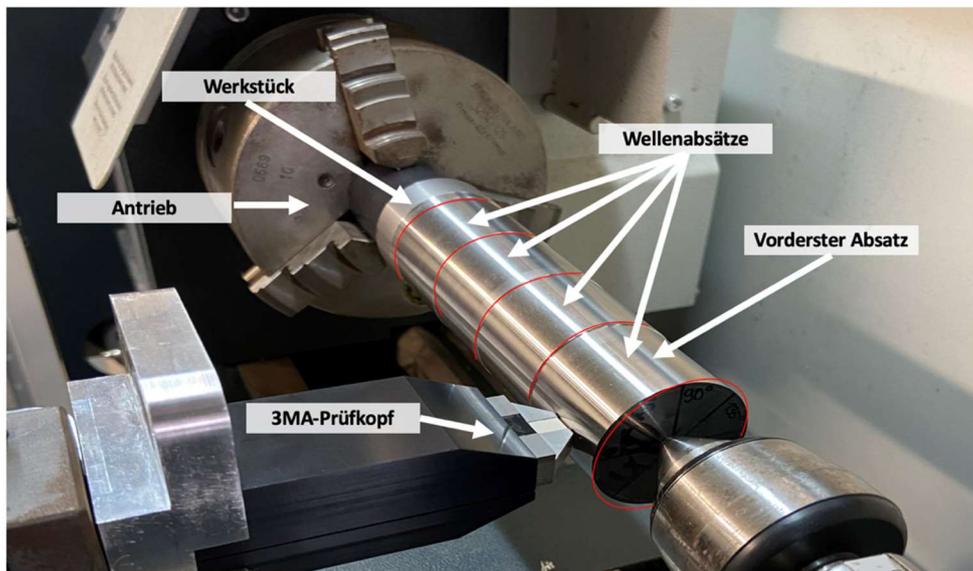


Abbildung 61: Experimentelles Messsetup der Hochgeschwindigkeits-3MA-Prüfung von erwärmten Bauteilen.

Alle drei Proben wurden mit dem 3MA-Prüfkopf bei Raumtemperatur (24°C) vor und nach der Erwärmung vermessen. Dies stellt sicher, dass durch die Erwärmung keine mikrostrukturellen Veränderungen verursacht werden. Da die geprüften Proben während des Versuchs schnell abkühlen, wurde zwischen den Abschnitten keine Temperaturmessungen durchgeführt. Dies führt jedoch dazu, dass die Temperaturen der Abschnitte bei den Hochgeschwindigkeits-3MA-Messungen unbestimmt sind. Um die Temperatur der jeweiligen Abschnitte zu ermitteln, wurde eine thermische Simulation im instationären Zustand in der FEM-Software ANSYS durchgeführt. Ein Zylinder mit 47 mm Durchmesser und 100 mm Länge wurde modelliert und mit 2016 Elementen mit einer

homogenen Anfangstemperatur von 100 °C vernetzt. Die temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeits- und spezifischen Wärmekapazitätskoeffizienten von AISI 4140-Stahl (gehärtet bei 650 °C) wurden aus der ANSYS-Datenbank übernommen und betragen im simulierten Temperaturbereich etwa 43,25 W/(m·K) und 445 J/(kg·K). Konvektion und Wärmestrahlung wurden von allen Zylinderoberflächen zugelassen. Aufgrund der reflektierenden Probenoberfläche wurde ein Emissionsgrad von 0,275 festgelegt, der zwischen dem Emissionsgrad von polierten und gewalzten Stahloberflächen liegt. Durch Kalibrierung des Simulationsmodells mit Temperaturmessungen vor und nach einer 3MA-Messung wurde ein konvektiver Wärmeübergangskoeffizient von 28 W/(m²·K) ermittelt. Um den 3MA-Prüfkopf zwischen den Abschnitten neu zu positionieren, wurde die Drehmaschine angehalten. Der verwendete Wärmeübergangskoeffizient ist somit ein Ergebnis der freien Konvektion. Die Abbildung 62 zeigt die simulierte Oberflächentemperatur des Werkstücks und die gemessenen Oberflächentemperaturen des Werkstücks in Abhängigkeit von der Zeit.

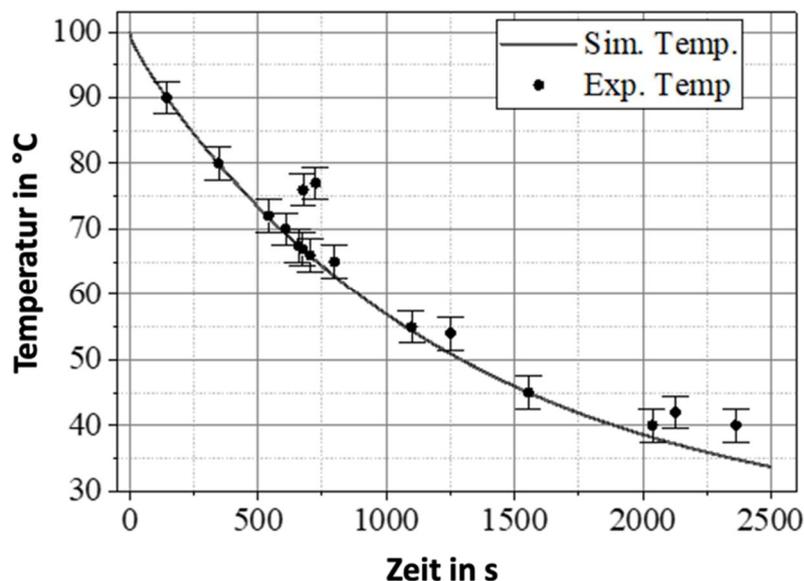


Abbildung 62: Simulierte- und experimentell ermittelte Oberflächentemperaturen des Werkstücks über die Zeit [v.8].

Die Kalibrierung des Wärmeübergangskoeffizienten erfolgte unter Verwendung eines Paares von Zeitstempeln. Diese sind mit den 3MA-Daten und der Temperaturmessung vor dem ersten und nach dem letzten Abschnitt der jeweiligen Probe verknüpft. Der mittlere absolute Fehler zwischen den simulierten und den experimentellen Messungen beträgt 1,3 °C wobei der maximale Fehler zwischen der Simulation und der experimentellen

Messung bei 8 °C liegt. Die dargestellten Kalibrierfehler sind auf Messfehler des Thermoelements, sowie auf die Verzögerung zwischen der letzten 3MA-Messung und der Temperaturmessung zurückzuführen. Insgesamt wurden die Temperaturabfälle zwischen dem ersten und dem letzten Abschnitt der Welle simuliert. Die simulierten Temperaturen wurden für die weiteren Versuche verwendet, um die Oberflächentemperaturwerte zum Zeitpunkt der 3MA-Messung zuzuordnen.

Um die Auswirkungen der Werkstücktemperatur auf die 3MA-Prüfung zu ermitteln und zu kompensieren, wurden Messungen an drei verschiedenen erwärmten Proben mit fünf verschiedenen Anfangstemperaturen durchgeführt. Jede Probe hatte ein anderes Temperierungsniveau und jeder Wellenabschnitt (17 Stück) hatte zudem unterschiedliche Bearbeitungsbedingungen erfahren. Insgesamt wurden 255 3MA-Prüfungen durchgeführt, wobei die gemessenen Oberflächen aufgrund der unterschiedlichen Bearbeitungs- und Temperierungsbedingungen 51 Oberflächeneigenschaften aufwiesen.

Eine einzelne 3MA-Messung ergab mittels Highspeed-Modus 40 verschiedene Prüfgrößen, indem die elektromagnetischen Eigenschaften der Probe mit den vier verschiedenen 3MA-Methoden analysiert wurden. Da die gemessenen Proben unterschiedliche Mikrostrukturen und Oberflächeneigenschaften aufweisen, variieren die 3MA-Messungen bei Raumtemperatur und bei erhöhten Temperaturen. Dies stellt eine Herausforderung dabei dar, den Einfluss der Temperatur auf die 3MA-Messdaten zu verstehen. Um dieses Problem zu lösen, wurden die Messungen an den jeweiligen Abschnitten bei unterschiedlichen Temperaturen normalisiert. Dabei wurden die Prüfgrößen von den bei Raumtemperatur gemessenen Prüfgrößen subtrahiert. Dieses Verfahren ermöglicht es, den Einfluss der anfänglichen Mikrostruktur auf das jeweilige 3MA-Prüfergebnis bei Raumtemperatur sowie erhöhten Temperaturen zu kompensieren.

In der Abbildung 63 wird das Verfahren der Datennormalisierung am Beispiel der 3MA-Prüfgröße Ph3 veranschaulicht. Wie in a) zu sehen ist, zeigen die normalisierten Daten nur eine Abhängigkeit von der Werkstücktemperatur.

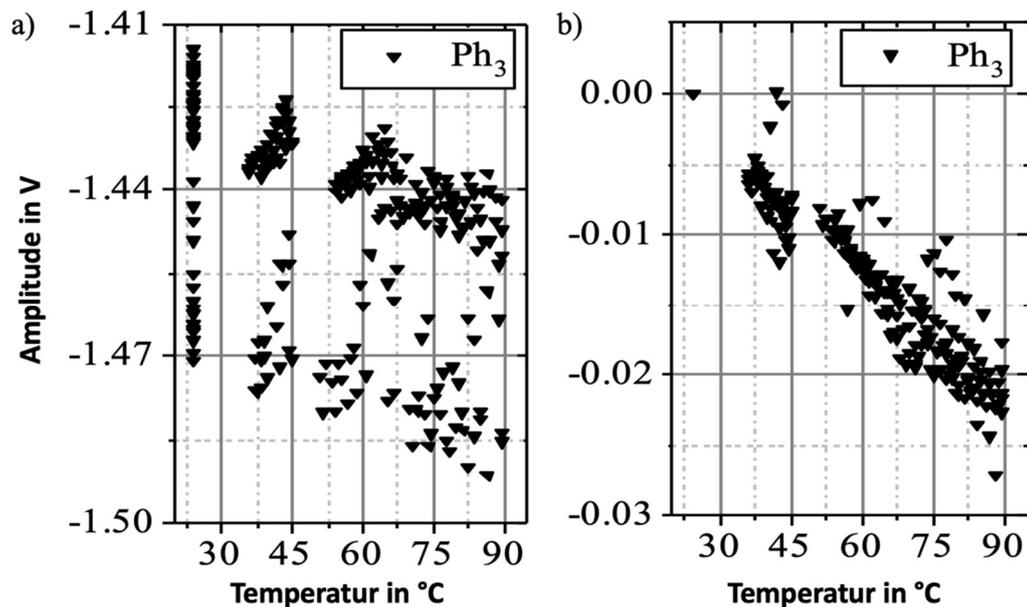


Abbildung 63: 3MA-Prüfgröße Ph_3 a) vor der Normalisierung, b) nach der Normalisierung [v.8].

Die nicht normalisierten Daten in b) zeigen eine starke Abweichung bei Raumtemperatur und bei höheren Temperaturen, was auf das unterschiedliche Gefüge in den jeweiligen Abschnitten der Probe zurückzuführen ist. Bei $25^{\circ}C$ (Umgebungstemperatur) überschneiden sich alle 51 Messungen der normalisierten Daten im selben Punkt.

Nach dem Normalisierungsverfahren besteht der nächste Schritt darin, temperaturabhängige 3MA-Prüfgrößen zu finden, da nicht alle der 40 gemessenen Prüfgrößen temperaturabhängig sein müssen. Um die temperaturabhängigen Merkmale zu finden, wurde der Korrelationskoeffizient nach Bravian-Pearson (PCC) zwischen dem 3MA-Prüfgrößen und der jeweiligen Werkstücktemperatur während der Messung berechnet. Der PCC misst die lineare Korrelation zwischen dem jeweiligen 3MA-Merkmal und der Temperatur. Eine PCC von -1 und +1 würde einer perfekten negativen bzw. positiven Korrelation auf einer Linie entsprechen. Als Faustregel gilt, dass eine Korrelation über 0,5 oder unter -0,5 eine moderate Korrelation bedeutet [105].

In der Tabelle 19 sind die 3MA- Prüfgrößen, die eine überdurchschnittliche Korrelation mit der Werkstücktemperatur aufwiesen, mit ihren jeweiligen PCCs aufgeführt. Mit Ausnahme von $Vmag$ sind alle 3MA-Prüfgrößen, die eine mäßige Korrelation mit der

Werkstücktemperatur aufwiesen (*Re*, *Im*, *Ph*, *Mag*), den Wirbelstrommessungen zuzuordnen.

Tabelle 19: Absoluter Pearson Korrelationskoeffizient (PCC) der 3MA-Prüfgrößen [v.8].

PCC	0.5 – 0.6	0.6 – 0.7	0.7 – 0.8	0.8 – 0.9	0.9 – 1.0
3MA-Prüfgrößen	<i>Vmag</i> , <i>Re1</i>	<i>Im1</i> , <i>Mag1</i> , <i>Ph1</i> , <i>Mag2</i>	<i>Re2</i> , <i>Im3</i> , <i>Mag3</i>	<i>Ph2</i> , <i>Im4</i> , <i>Mag4</i>	<i>Re3</i> , <i>Ph3</i> , <i>Ph4</i>

Die Wirbelstrommessungen sind zudem besonders wichtig, da sie zur Bestimmung der Eigenspannungen [106] und des α' -Martensitgehalts [107] verwendet werden können.

Zur Modellierung des Temperatureinflusses wurde eine lineare Regression für 3MA-Prüfgrößen verwendet, deren PCC eine signifikante lineare Korrelation zeigt. Für die Untersuchung wurde ein absoluter PCC über 0,6 als signifikanter temperaturbedingter Fehler für die 3MA-Messung angesehen. Die Abbildung 64 zeigt vier lineare Regressionslinien mit den entsprechenden normierten 3MA-Messungen.

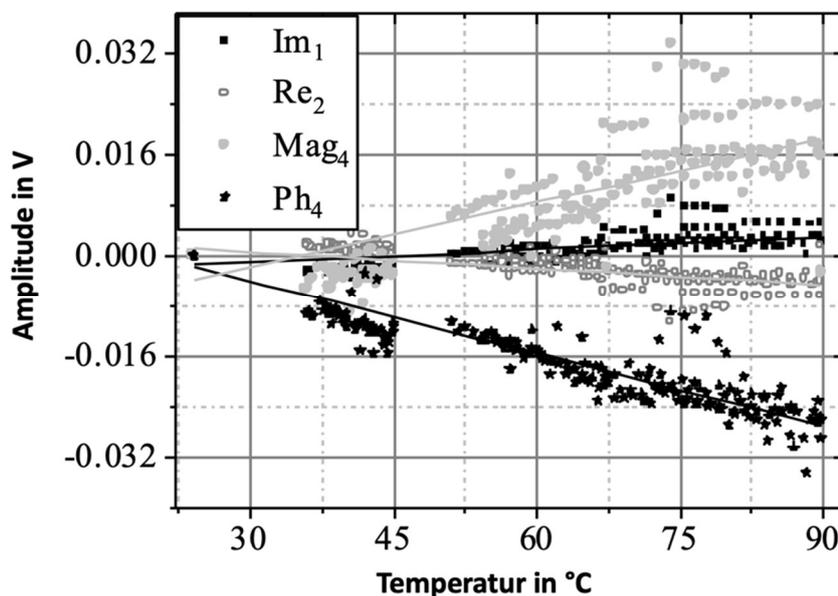


Abbildung 64: Regressionslinien mehrerer normalisierter 3MA-Prüfgrößen [v.8].

Die dargestellten Prüfdaten decken jeweils einen anderen PCC-Bereich ab (siehe Tabelle 19), um die Wirksamkeit der Methode zu verdeutlichen. Vergleicht man die Leistung der jeweiligen Modelle anhand des R²-Wertes, so wird für *Ph4* mit 0,9 die beste

Anpassung erzielt. Die Prüfdaten $Im1$ schnitten mit einem R^2 -Wert von 0,4 am schlechtesten ab. Die Regressionslinien von $Re2$ und $Mag4$ erreichten R^2 -Werte von 0,57 bzw. 0,67. Vergleicht man die R^2 -Werte der Prüfdaten mit den jeweiligen PCC-Werten, so ist zu erkennen, dass bei Prüfdaten mit niedrigeren PCC-Werten niedrigere R^2 -Werte erzielt werden, was eine schlechtere Anpassung bedeutet. Bei genauer Betrachtung zeigt sich jedoch, dass die Regressionslinien den Temperatureinfluss im Bereich von 36 °C bis 45 °C systematisch überbewerten. Wie zu sehen ist, ist die Kühlsimulation in diesem Temperaturbereich ungenau und es ergeben sich niedrigere simulierte Temperaturen.

Die lineare Regression eignet sich für 16 der 3MA-Prüfgrößen, welche einen absoluten PCC über 0,6 haben. Die in der vorherigen Abbildung dargestellten Fehler bei niedrigen Temperaturen sind das kombinierte Ergebnis des Messfehlers des Thermoelements und der Simulation. Da die getesteten Proben unterschiedliche Temperierungsgrade aufwiesen und unter verschiedenen Bedingungen bearbeitet sind, ist bei allen Prüfgrößen ein geringer Fehler zwischen den gemessenen Daten und der Regressionslinie vorhanden. Insgesamt kann die lineare Regression die temperaturbedingte Änderung der 3MA-Signale im geprüften Bereich genau vorhersagen.

Im letzten Schritt wurden die aus den experimentellen Daten ermittelten Regressionsgeraden zur Kompensation des temperaturbedingten Fehlers verwendet. In Abbildung 65 ist die 3MA-Prüfgröße $Re3$ vor (a) und (b) $Re3_{comp}$ nach der Temperaturkompensation dargestellt.

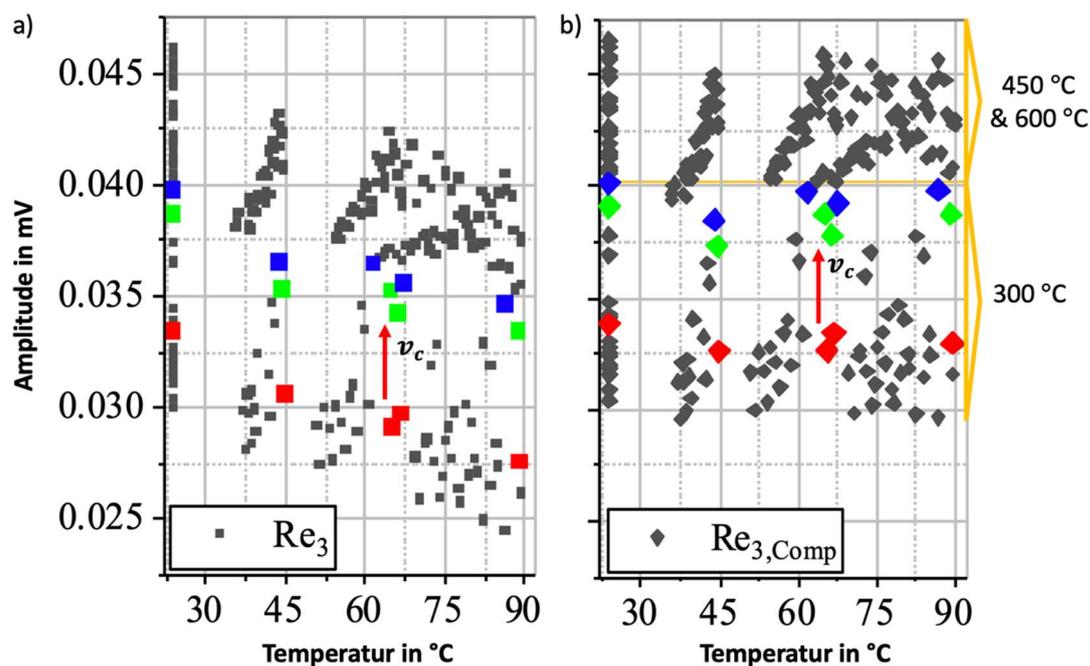


Abbildung 65: 3MA-Merkmal Re_3 a) ohne Kompensation des temperaturbedingten Fehlers, b) nach Kompensation des temperaturbedingten Fehlers.

Die rot, grün und blau gefärbten Punkte repräsentieren Messungen an Abschnitten, die unter gleichen Bedingungen, aber mit einer Schnittgeschwindigkeit von 100 m/min, 200 m/min bzw. 300 m/min bearbeitet wurden. In a) schwankt die Prüfgröße des Realteils des Wirbelstromsignals der 3. Frequenz Re_3 bei Raumtemperatur zwischen 30 mV und 46 mV, was auf das unterschiedliche Gefüge und die Eigenspannungen der Wellenabschnitte zurückzuführen ist. Die unterschiedlichen Oberflächeneigenschaften führen zu einer Änderung von Re_3 um 16 mV. In ähnlicher Weise führt eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit von 100 m/min auf 300 m/min zu unterschiedlichen Oberflächeneigenschaften, was wiederum zu einem Anstieg der Prüfgröße Re_3 um 7 mV führt. Wie jedoch ersichtlich, sinkt Re_3 um etwa 4 mV an einer Probe bei Erhöhung der Temperatur auf 60 °C gegenüber Raumtemperatur. Dies würde einen erheblichen Messfehler verursachen.

Wie in b) dargestellt, zeigt das auf linearer Regression basierende Modell eine gute Leistung und kompensiert den durch die Werkstücktemperatur bedingten Fehler der 3MA-Prüfgröße Re_3 . Im Idealfall sollten die Messpunkte nach der Fehlerkompensation auf genau horizontalen Linien liegen, die trotz steigender Proben temperatur keine Schwankungen aufweisen. Aufgrund von Messfehlern und möglichen Unterschieden beim

Abheben des Prüfkopfes zwischen den Experimenten liegen nicht alle Daten nach der Fehlerkompensation auf einer perfekten Linie. Trotz des breiten Spektrums an Schnittparametern, die für die Bearbeitung verwendet wurden und der daraus resultierenden unterschiedlichen Oberflächeneigenschaften der Proben, funktioniert die Kompensation robust. Eine Unterscheidung zwischen den Bauteilen mit höheren Anlasstemperaturen 450 °C und 600 °C und denen mit niedrigeren Anlasstemperaturen bei 300 °C über ist über den gesamten Bauteil-Temperaturbereich möglich.

Bei den durchgeführten Experimenten wurden keine höheren Schnitttiefen von mehr als 0,2 mm oder Vorschubgeschwindigkeiten von mehr als 0,3 mm/U verwendet, da fliegende Späne die Temperaturmessungen stören. In der Realität ist eine Bearbeitung mit höherer Schnitttiefe plausibel und kann zu Werkstückoberflächentemperaturen an der Messstelle von über 60 °C führen. Daher wäre die Modellierung und Kompensation der mit der Werkstücktemperatur verbundenen Fehler im Falle einer prozessbegleitenden 3MA-Messung von entscheidender Bedeutung. Wird ein 3MA-Prüfkopf zur Überwachung oder Regelung eines Bearbeitungsprozesses eingesetzt, bei dem der Prüfkopf nahe an der Schneidzone positioniert ist, werden die Oberflächeneigenschaften mit einem erheblichen Fehler gemessen. Dieser stört eine ordnungsgemäße Prozesssteuerung. Mit dem vorgeschlagenen Ansatz zur Fehlerkompensation werden temperaturbedingte Fehler eliminiert, was eine Messung und den Vergleich von In-Prozess erfassten 3MA-Daten ermöglicht und die prozessbegleitende Steuerung oder gar Regelung eines Bearbeitungsprozesses erlaubt.

4.7 Modellbildung der in-situ Randschichtcharakteristika

Dieses Kapitel beschreibt die Modellbildung der in-situ Randschichtcharakteristika auf Basis der 3MA-Prüfgrößen. Wie bereits in den Kapitel 4.5.1, Kapitel 4.5.2 beschrieben, können Randschichten, welche nach dem Außenlängsdrehen eine thermomechanische Oberflächenkonditionierung erfahren haben, mittels geeigneter ZfP charakterisiert werden. Auf Grund der beschriebenen Phänomene der UFG, maßgeblich durch deren ungleichmäßige Verteilung in Umfangsrichtung, konnte eine Korrelation zwischen den 3MA-Prüfgrößen und den aufgetretenen UFG mittels klassischer Regressionsanalyse nicht durchgeführt werden. Daher widmet sich dieses Kapitel einem anderen Modellierungsverfahren. Mittels maschineller Lernmethoden ähnlich wie beschrieben

von Youssef [108], erfolgte daher eine Vorverarbeitung der Versuchsdaten nach qualitätskritischen Merkmalen mittels Linearer Diskriminanzanalyse und der Hauptkomponentenanalyse.

Ziel dieses Kapitels ist es, ein Modell basierend auf dem mikromagnetischen 3MA-Verfahren zu entwickeln. Dieses soll eine Vorhersage der Anlasstemperatur des verwendeten Bauteils basierend auf den 3MA-Prüfgrößen und darüber hinaus eine Detektion von auftretenden thermomechanischen Randschichtlasten, hervorgerufen durch unterschiedliche Prozessparameter erlauben. Darüber hinaus wird überprüft, ob sich dieses Modell auch zur Detektion extremer thermomechanischer Randschichten und nanokristalliner Randschichten eignet. Die Datenaufnahme fand mit dem in vorherigen Kapiteln entwickelten 3MA-Prüfkopf statt, dabei wurden die verwendeten Bauteile mittels der in 4.6.1 beschriebenen hochgeschwindigkeitsfähigen 3MA-Software, mit Versuchsaufbau wie in Kapitel 4.6.1 Abbildung 47 gezeigt und mit einer Abhebung des Prüfkopfes von 0,1 mm vermessen. Gedreht wurden Bauteile mit unterschiedlichen Anlasstemperaturen 300 °C, 450 °C, 600 °C mit den in Tabelle 20 genannten Prozessparametern, wobei die Zustellung $a_p = 0,2$ mm konstant gehalten wurde. Dabei entstanden jeweils 18 Wellenabsätze pro Bauteil.

Tabelle 20: Variierte Schnittparameter der Bauteile für die Modellbildung.

Absatz	18	17	16	15	14	13	12	11	10	9	8	7	6	5	4	3	2	1
v_c in m/min	300	200	100	300	200	100	300	200	100	300	200	100	300	200	100	300	200	100
f in mm/U	0,3	0,3	0,3	0,25	0,25	0,25	0,20	0,20	0,20	0,15	0,15	0,15	0,10	0,10	0,10	0,05	0,05	0,05

Die einzelnen Wellenabsätze weisen hierbei eine axiale Größe von 0,5 mm auf. Die ausgegrauten Werte für Wellenabsatz 1 ausgelassen, da dies zu unerwünschten Effekten in der 3MA-Prüfung führen könnte. Wird der Mindestabstand zum Bauteilrand unterschritten, treten Randeffekte bei der Messung auf.

4.7.1 Merkmalsextraktion und Merkmalsselektion

Aus Kapitel 4.6.1 in dem gezeigt wurde, dass der Hochgeschwindigkeits-Sensor auf sich ändernde Materialeigenschaften in Umfangsrichtung empfindlich ist, folgt die Annahme, dass die 3MA-Prüfgrößen hinreichend genaue Aussagen über die Materialeigenschaften liefern. Es wurden Messungen an den drei Wellen à 17 Wellenabsätzen (siehe Tabelle 20) durchgeführt. Dabei wurde der Messabstand zur Welle mit einer Abhebung von 0,1 mm eingestellt. Die Wellen rotieren dabei mit konstanter Drehgeschwindigkeit von 30 U/min. Die während der Messung leicht variierende Abhebung des Prüfkopfes, resultierend aus Werkzeugmaschinen- und Bauteilschwingungen, beträgt zwischen minimal 0,1 mm und maximal 0,2 mm. In Umfangsrichtung wurden 50 Messwerte pro Wellenabsatz aufgenommen. Eine Merkmalsextraktion fand über die 3MA-II-Software statt, es wurden 40 mikromagnetische Messgrößen pro Messpunkt abgespeichert. Insgesamt wurden somit 102.000 Messdaten zur Modellbildung in diesem Kapitel genutzt.

Wie in den vorherigen Kapiteln gezeigt, können Schwankungen der Materialeigenschaften sowohl in axialer als auch in Umfangsrichtung auftreten. Dies führt dazu, dass eine 3MA-Kalibrierung mit klassischen Methoden nur schwer oder nicht möglich ist, da bei einer Handprüfung nicht alle Materialzustände auf Grund von Positionierungsgenauigkeiten und Zeitaufwand auf den jeweiligen Bauteilen in die Kalibrierfunktion mit aufgenommen werden können. Die Kalibrierung kann mittels erhöhter Genauigkeit und Anzahl an Messpunkten mit der Hochgeschwindigkeits-3MA-Prüfung verbessert werden. Hierbei fallen jedoch große Datenmengen an ohne Zeit- und damit Ortsauflösung. Eine klassische Regressionsanalyse kommt hier an ihre Grenzen, da es aufwendig oder gar unmöglich sein kann, ohne Ortsreferenz oder referenzierte Materialeigenschaften ein Modell zu kalibrieren. Abhilfe für die hochfrequenten 3MA-Prüfdaten können Verfahren des Maschinellen Lernens schaffen. Die Idee ist zu prüfen, ob sich mittels überwachten und unüberwachten Verfahren relevante Informationen über die Versuchsbedingungen wie unterschiedliche Anlasstemperaturen der Bauteile oder unterschiedliche Prozessparameter aus den Hochgeschwindigkeits-3MA-Prüfdaten extrahieren lassen und welches der gewählten Modelle das beste Ergebnis liefert. Als Software für die Berechnungen kommt MATLAB R2022a zum Einsatz. Die Berechnung der PCA basiert auf den genannten 102.000 Messdaten. Mittels der Funktion ‚zscore‘ wurde eine Standardisierung der Trainingsdaten basierend auf den Messdaten durchgeführt.

Als unüberwachtes Lernverfahren kommt die PCA aus dem Themenfeld der multivariaten Statistik zum Einsatz, welche eine Gruppierung, Interpretation und Dimensionsreduktion der Prüfdaten erlaubt. Sie strukturiert höherdimensionale Datensätze basierend auf der Berechnung von Eigenvektoren der Kovarianzmatrix, wodurch eine möglichst geringe Anzahl von aussagekräftigen Hauptkomponenten als Linearkombination der einzelnen Datensätze entsteht. Hierzu wurde die Varianz als Maßstab für den Informationsgehalt maximiert. Die Trainingsdaten wurden mittels der Matlabfunktion `zscore` standardisiert. Anschließend wurde eine PCA mittels der Matlabfunktion `pca(X)` berechnet. Abbildung 66 zeigt die Ergebnisse der PCA.

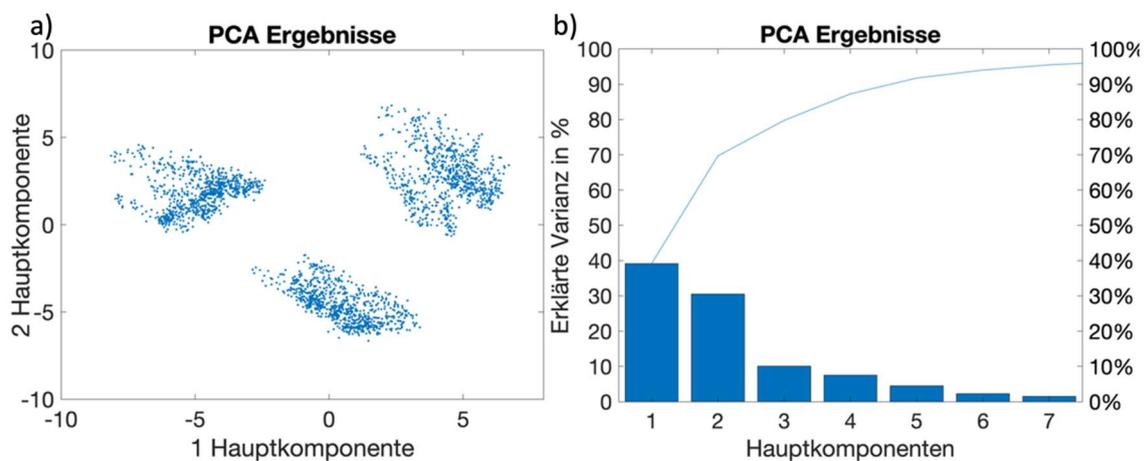


Abbildung 66: a) Hauptkomponentenanalyse PCA basierend auf den vorverarbeiteten Daten und b) zugehöriges Pareto-Diagramm der Varianz.

Abbildung a) zeigt die Ergebnisse der PCA-Hauptkomponenten 1 und 2. Hierin wird eine Auftrennung der Trainingsdaten in drei voneinander getrennte Hauptgruppen ersichtlich. Auf die Bedeutung der drei Gruppen wird im folgenden Kapitel eingegangen.

4.7.2 Klassifikation und Validierung

Die im vorherigen Kapitel mittels PCA analysierten Testdaten wurden entsprechend der Werkstoffparameter Anlasstemperatur oder der Prozessparameter eingefärbt und klassifiziert. Die Klassen ergeben sich aus den drei Gruppenzugehörigkeiten der Versuche mit Anlasstemperatur T_a , Vorschub f und Schnittgeschwindigkeit v_c . Abbildung 67 zeigt die jeweiligen eingefärbten Testdaten.

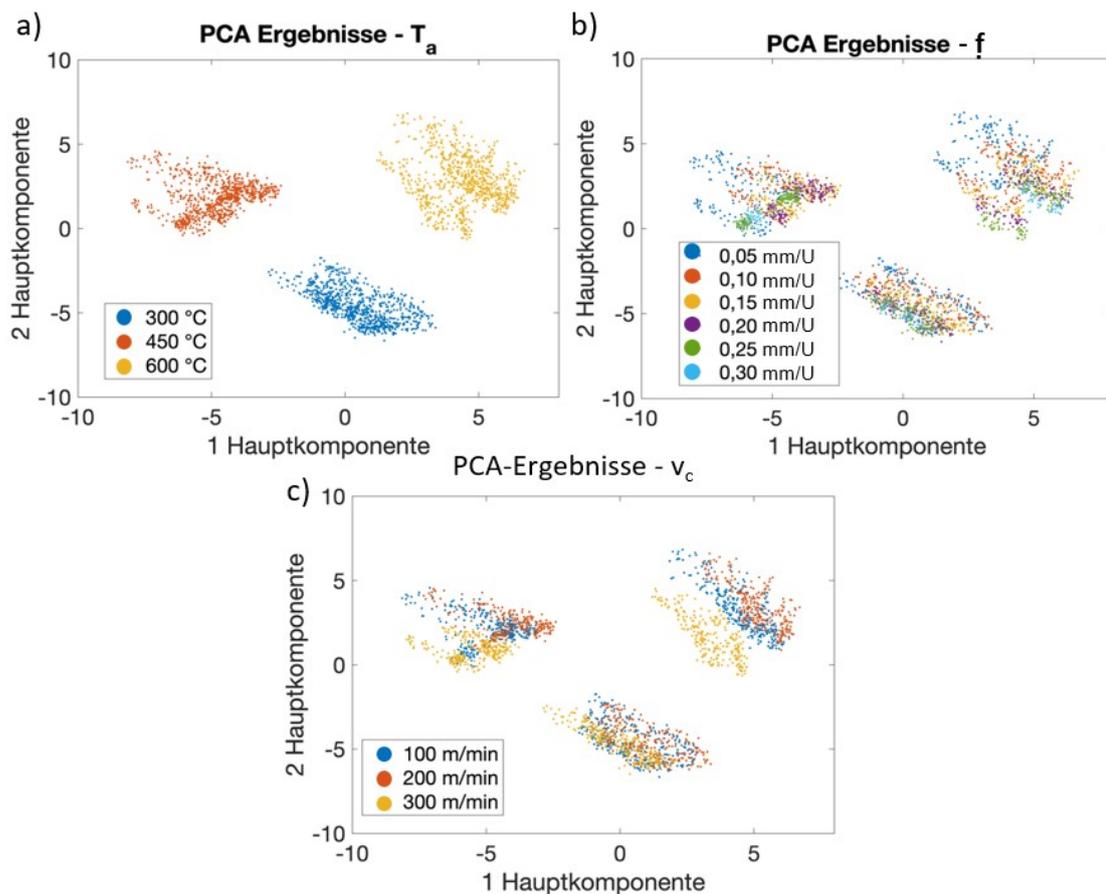


Abbildung 67: PCA – 1 und 2 Hauptkomponente der a) Anlasstemperatur T_a , b) Vorschub f und c) Schnittgeschwindigkeit v_c .

Hierin wird ersichtlich, dass das PCA-Modell bei a) eine eindeutige Trennbarkeit der Anlasstemperatur ermöglicht, die Gruppe 600 °C ist dabei im Quadrant I, 450 °C im Quadrant II und 300 °C im Quadrant III+IV zu finden. Bei b) Vorschub ergeben sich die Gruppenzugehörigkeiten für 0,05 mm/U bis 0,3 mm/U innerhalb der zuvor genannten Gruppen für die Anlasstemperatur. Dabei liegen die Gruppen für den Vorschub innerhalb der Anlasstemperatur-Gruppen und überlappen sich teilweise. Niedrige Werte von $f \leq 0,20$ mm/U zeigen eine größere Streuung während hohe Werte von $f \geq 0,20$ mm/U eine kleinere Streuung aufweisen. Bei c) Drehzahl v_c ergeben sich ebenso die

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

Gruppenzugehörigkeiten innerhalb der Gruppen für die Anlasstemperatur. Dabei überlappen sich die Gruppen für 100 m/min bis 300 m/min teilweise innerhalb der drei Anlasstemperaturen-Gruppen. Im nächsten Schritt wurde ein Klassifikator basierend auf support vector machine (SVM) mit 50-facher Kreuzvalidierung für die drei Gruppenzugehörigkeiten trainiert, woraus sich bei drei Anlasszuständen zu 800 Beobachtungen mit 50 Testdatensätzen. Die Abbildung 68 zeigt die Konfusionsmatrix der detektierten a) Anlasstemperatur, b) Vorschub und c) Schnittgeschwindigkeit.

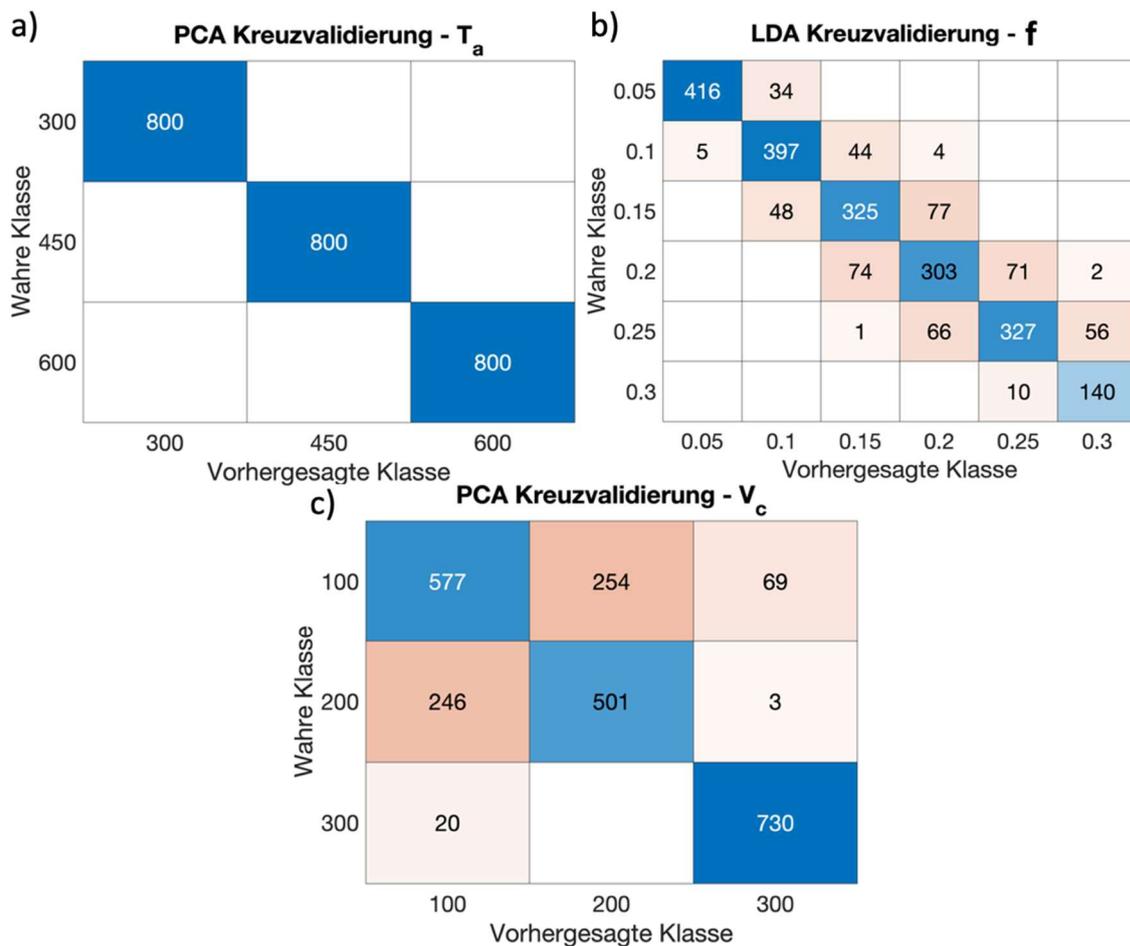


Abbildung 68: PCA – Konfusionsmatrix der a) Anlasstemperatur T_a , b) Vorschub f und c) Schnittgeschwindigkeit v_c .

Es ist zu beobachten, dass bei a) die vorhergesagten Klassen der Anlasstemperaturen mit jeweils 800 Beobachtungen mit einer Vorhersagequote von 100 % zuverlässig erkannt werden. Die Anlasstemperatur hat somit einen systematischen Einfluss. Bei b) werden die vorhergesagte Klasse des Vorschubs mit jeweils 450 Beobachtungen teilweise durch die darüber- oder darunterliegenden Klasse fälschlicherweise erkannt. Dies führt zu einer reduzierten Vorhersagequote bei $f = 0,2$ mm/U von minimal 67 % (303 aus 450 Beobachtungen) bis $f = 0,05$ mm/U von 92 % (416 aus 450 Beobachtung). Die Änderung des Vorschubs kann mit 92 % Genauigkeit mit Hilfe des Modells detektiert werden. Daraus wird geschlussfolgert, dass der Vorschub einen systematischen Einfluss auf den Bearbeitungsprozess und die daraus resultierenden variierenden Werkstoffeigenschaften besitzt. Bei c) werden die vorhergesagte Klasse mit 750 Beobachtungen teilweise durch die darüber- oder darunterliegenden Klasse fälschlicherweise erkannt. Dies führt zu einer reduzierten Vorhersagequote bei v_c von 200 m/min minimal von 64 % (577 aus 900 Beobachtung) bis v_c von 300 m/min von 97 % (730 aus 750 Beobachtung). Hieraus wird geschlussfolgert, dass der Vorschub einen systematischen Einfluss hat.

Als zweites Verfahren kommt die lineare Diskriminanzanalyse (LDA) zum Einsatz, welche als klassifizierendes überwachtetes Verfahren eingesetzt wird. Abbildung 69 fasst die Ergebnisse der LDA, welche mit der Matlabfunktion `fitcdiscr()` berechnet werden, zusammen.

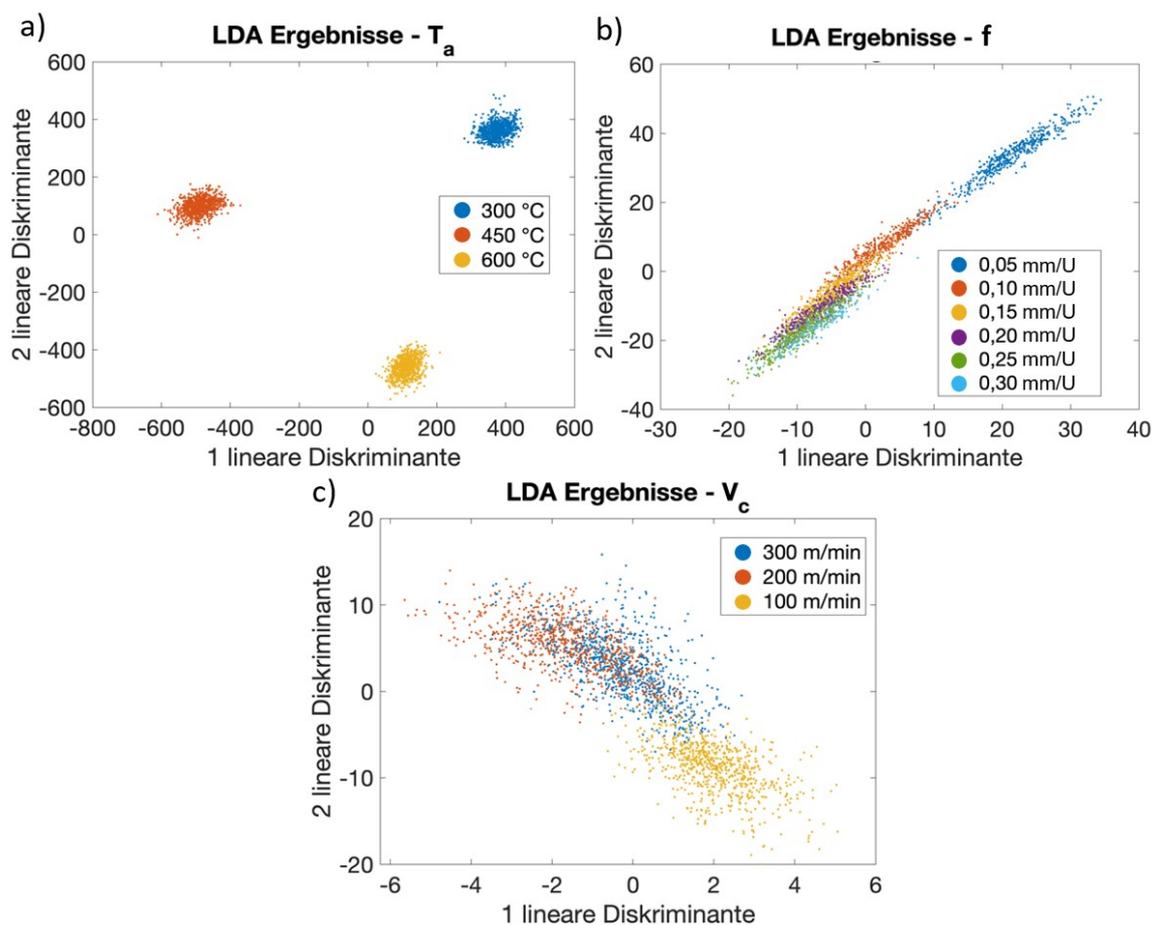


Abbildung 69: LDA – 1 und 2 Hauptkomponente der a) Anlasstemperatur T_a , b) Vorschub f und c) Schnittgeschwindigkeit v_c .

Auch hierin wird ersichtlich, dass das LDA-Modell bei a) eine eindeutige Trennbarkeit der Anlasstemperatur T_a ermöglicht, die Gruppe 300 °C ist dabei im Quadrant I, 450 °C im Quadrant II und 600 °C im Quadrant IV zu finden. Bei b) Vorschub f ergibt sich für 0,05 mm/U bis 0,3 mm/U eine kontinuierliche Aneinanderreihung. Die Diskriminante 1 und 2 allein betrachtet hätte hier keine Trennung hoher Werte von f ermöglicht, in Kombination lassen sich die Gruppen jedoch trennen. Dabei überlappen sich die Gruppen für hohe Vorschübe f teilweise. Ähnlich wie bei der PCA zeigen niedrige Werte von $f \leq 0,20$ mm/U eine größere Streuung wobei hohe Werte von $f \geq 0,20$ mm/U eine kleinere Streuung aufweisen. Bei c) Schnittgeschwindigkeit v_c ergeben sich große Überlappungen der Gruppe 100 m/min und 200 m/min. Die Gruppe 300 m/min lässt sich gut von den anderen beiden abgrenzen. Im nächsten Schritt wurde ein SVM-Klassifikator mit 50-facher Kreuzvalidierung für die drei Gruppenzugehörigkeiten trainiert, woraus sich bei drei Anlasszuständen zu 800 Beobachtungen mit 50 Testsätzen als Trainingsgröße 2352 und

Testgröße 48 ergeben. Die Abbildung 70 zeigt die Konfusionsmatrix der detektierten a) Anlasstemperatur, b) Vorschub und c) Schnittgeschwindigkeit.

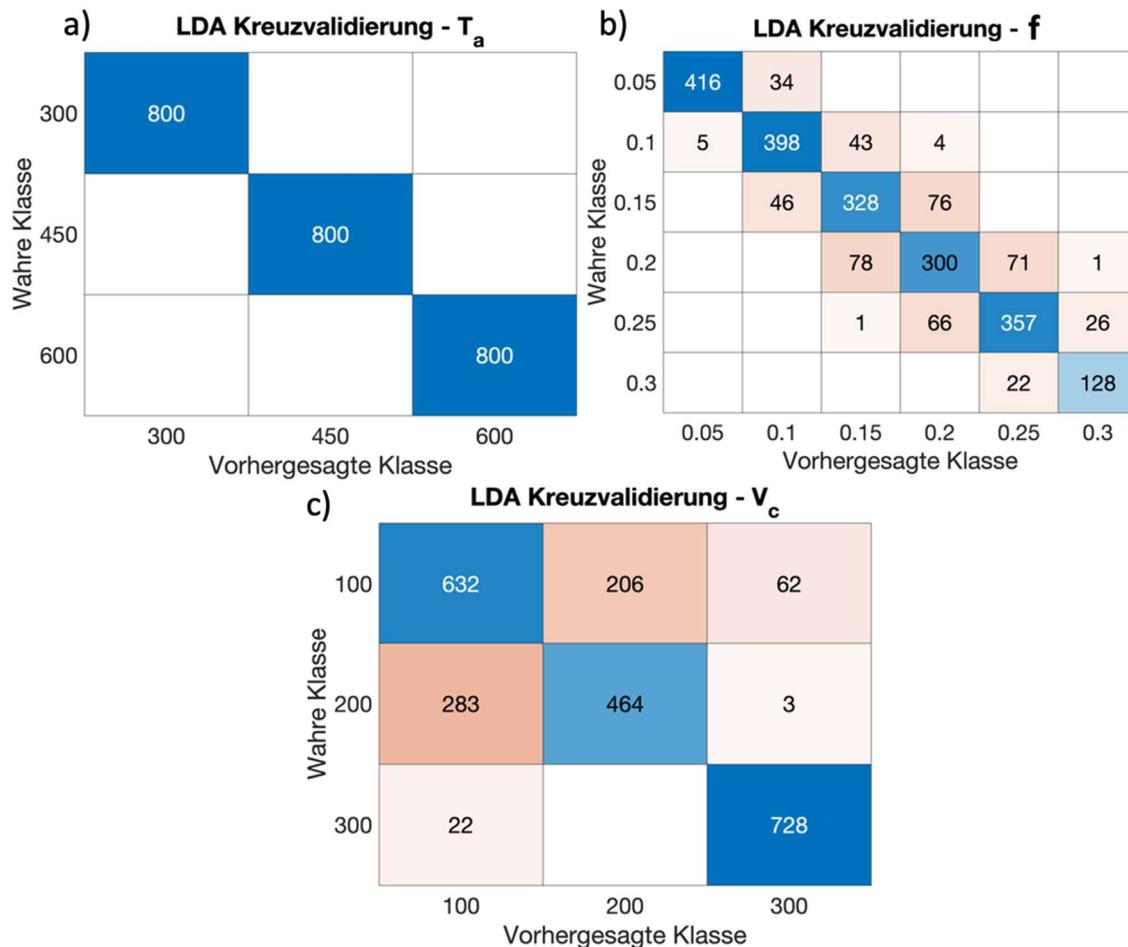


Abbildung 70: LDA – Konfusionsmatrix der a) Anlasstemperatur T_a , b) Vorschub f und c) Schnittgeschwindigkeit v_c .

Es ist zu beobachten, dass bei a) die vorhergesagten Klassen der Anlasstemperaturen mit jeweils 800 Beobachtungen mit einer Vorhersagequote von 100 % zuverlässig erkannt werden. Die Anlasstemperatur hat somit einen systematischen Einfluss. Bei b) werden die vorhergesagte Klasse des Vorschubs mit jeweils 450 Beobachtungen teilweise durch die darüber- oder darunterliegenden Klasse fälschlicherweise erkannt. Dies führt zu einer reduzierten Vorhersagequote bei f mit 0,2 mm/U von minimal 66 % (300 aus 450 Beobachtungen) bis f mit 0,05 mm/U von 92 % (416 aus 450 Beobachtung). Auch hier kann geschlussfolgert werden, dass der Vorschub einen systematischen Einfluss hat. Bei c) werden die vorhergesagte Klasse mit 750 Beobachtungen teilweise durch die darüber- oder darunterliegenden Klasse fälschlicherweise erkannt. Dies führt zu einer reduzierten

Vorhersagequote bei v_c mit 200 m/min minimal von 66 % (464 aus 750 Beobachtung) bis v_c mit 300 m/min von 97 % (728 aus 750 Beobachtung).

Sowohl die PCA als auch LDA liefern gute Ergebnisse für eine Klassifizierung. Da die PCA die Varianzen der einzelnen Gruppendaten maximiert, ist es mit einem einzelnen PCA-Modell und drei Klassifikatoren möglich, eine Clusteranalyse für alle drei Gruppenzugehörigkeiten T_a, f, v_c durchzuführen. Zudem beschreiben die Richtungen der größten Streuung auch die interessanten Merkmale der mikromagnetischen Prüfdaten. Im Falle der LDA wären drei einzelne LDA-Modelle nötig mit jeweils eigenen Klassifikatoren. Für die weitere Analyse in dieser Arbeit wird deshalb das PCA-Modell weiterverfolgt. Die Hauptkomponentenkoeffizienten sind in der Datenmatrix (inklusive Koeffizienten) im Anhang 14.3. dargestellt. Die Zeilen entsprechen den Koeffizienten (coeff) der Hauptkomponentenanalyse und die Spalten entsprechen den Variablen der Daten. Jede Spalte enthält Koeffizienten für eine Hauptkomponente und diese sind in absteigender Reihenfolge angeordnet. Das zugehörige Pareto-Diagramm ist in Abbildung 71 gezeigt.

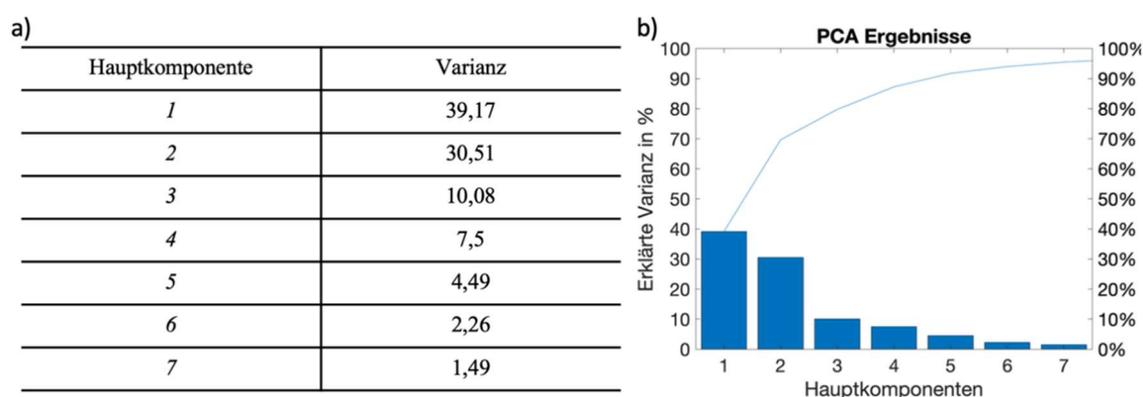


Abbildung 71: Pareto-Diagramm mit Varianz der Hauptkomponentenanalyse PCA.

Hierin ist die Varianz nach Beitrag der einzelnen Hauptkomponenten gezeigt und deren kumulative Verteilung bis 95 %. Es ist ersichtlich, dass die Komponenten 1 und 2 zusammengerechnet 69,68 % der Varianz erklären und 7 Komponenten für eine 95 % Varianz nötig sind. Mittel der PCA lässt sich somit eine Dimensionsreduktion der mikromagnetischen Prüfdaten durchführen, worin mittels 7 Komponenten bereits 95 % der ursprünglichen Information erklären lassen.

Abbildung 72 visualisiert sowohl die orthonormalen Hauptkomponenten-Koeffizienten für jede Variable der mikromagnetischen Prüfdaten als auch die Hauptkomponenten-Scores für jede Beobachtung in einem einzigen Diagramm.

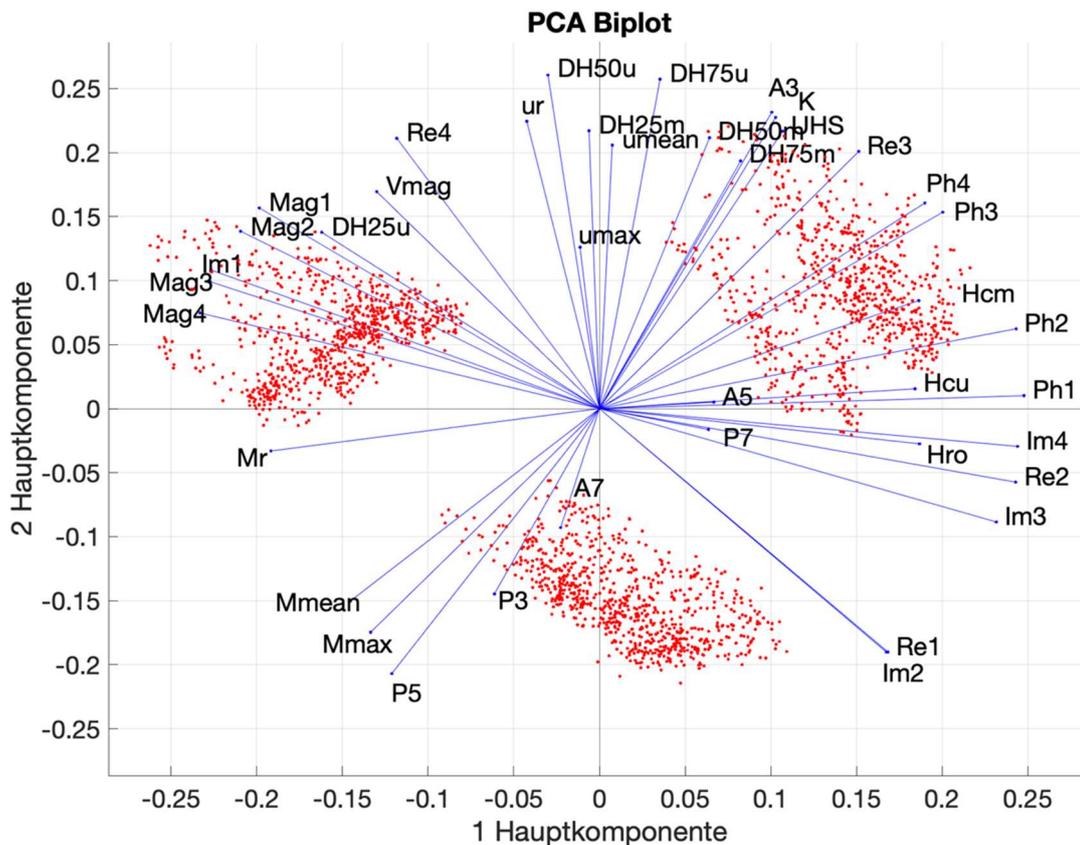


Abbildung 72: Visualisierung der PCA-Ergebnisse als Biplot für a) Hauptkomponente 1 und 2.

In a) sind die Hauptkomponenten 1 und 2 für alle 40 Variablen jeweils durch einen Vektor dargestellt. Die Richtung und Länge des Vektors geben an, wieviel jede Variable zu den beiden Hauptkomponenten im Diagramm beiträgt. Die erste Hauptkomponente auf der horizontalen Achse hat zum Beispiel positive Koeffizienten für 22 Variablen (nach rechts gerichtet) und negative Koeffizienten für 18 Variablen (nach links gerichtet). Die Koeffizienten größer oder kleiner 0,2 in der ersten Hauptkomponente sind die Variablen *Ph1*, *Ph2*, *Re2*, *Im3*, *Im4* gefolgt von *Ph3*, *Mag4*, *Mag3*, *Im1*, *Mag2*, *Mag1*. Die Koeffizienten größer oder kleiner 0,2 in der zweiten Hauptkomponente sind die Variablen *DH50u*, *DH75u*, *ur*, *A3*, *K*, *DH25m*, *DH50m*, *UHS*, *Re4* und *P5*.

Es lässt sich feststellen, dass die Variablen aus dem 3MA-Verfahren Harmonische-Analyse den größten, andere Verfahren allerdings auch einen großen Einfluss erzeugen. Es lässt sich feststellen, dass die 3MA-Verfahren einen großen Einfluss besitzen.

Das PCA-Modell liefert ausreichend gute Genauigkeiten für die gewählten Gruppen. Auf Grund der Tatsache, dass aus den 3MA-Messdaten mit einem einzigen PCA-Modell die drei Gruppen Anlasstemperatur, Vorschub und Schnittgeschwindigkeit identifiziert werden können, wird dieses im folgenden Kapitel weiterentwickelt.

4.7.3 Modellerweiterung zur Detektion nanokristalliner Schichten

In diesem Kapitel wird untersucht, ob das in den vorherigen Kapiteln beschriebene PCA-Modell eine Aussage über während des Prozesses entstehende hohe thermomechanische Randschichtmodifikationen ermöglicht und ob dabei auftretende nanokristalline Schichten erkannt werden können.

Wie in Kapitel 4.6 dargestellt, ist ein qualitativer Zusammenhang der thermomechanischen Belastung in Kombination mit Werkzeugverschleiß mit den auftretenden nanokristallinen Randschichten plausibel. Dies ist in der Tabelle 21 dargestellt. Definiert wird eine mittlere mechanische Belastung (Prozessparametern $f \leq 0,3$ mm/U und $v_c \leq 200$ m/min) und große mechanische Belastung (Prozessparametern $f \geq 0,3$ mm/U und $v_c \geq 200$ m/min). Die thermische Belastung wird maßgeblich durch den Werkzeugverschleiß hervorgerufen.

Tabelle 21: Qualitative Gegenüberstellung zwischen auftretenden nanokristallinen Randschichten und thermomechanischer Belastung in Kombination mit Werkzeugverschleiß. Die Anlasstemperatur der Bauteile ist bei den gezeigten Daten ≤ 450 °C.

Mechanische Belastung	Thermische Belastung	Werkzeugverschleiß VB	Nanokristalline Randschicht
klein	klein	-	-
mittel	klein	klein ($VB \leq 50 \mu\text{m}$)	-
groß	klein	klein ($VB \leq 50 \mu\text{m}$)	-
groß	mittel	mittel ($50 \mu\text{m} \leq VB \leq 130 \mu\text{m}$)	kaum messbar
groß	groß	groß ($VB \geq 130 \mu\text{m}$)	klein, mittel, groß

Ebenso geht eine kleine thermische Belastung mit kleinem ($VB \leq 50 \mu\text{m}$), mittlere thermische Belastung mit mittlerem ($50 \mu\text{m} \leq VB \leq 130 \mu\text{m}$) und große thermische Belastung mit großem ($VB \geq 130 \mu\text{m}$) Werkzeugverschleiß einher. Daraus wird ersichtlich, dass ein neues Werkzeug mit keinem Werkzeugverschleiß und kleinen thermomechanischen Belastungen, also in Kombination mit kleiner thermischer und kleiner oder mittlerer mechanischer Belastung nicht zur Ausbildung von nanokristallinen Randschichten führt. Erst mittlerer Werkzeugverschleiß in Kombination mit großen mechanischen Belastungen führt wiederum zu großen thermischen Belastungen und damit zu einer Begünstigung der Ausbildung nanokristalliner Randschichten.

Die Tabelle 22 zeigt (mittels Schliffbild bestätigt) die Anzahl insgesamt aufgetretener UFG und dessen aufgetretene maximale Schichtdicke über alle durchgeführten Drehversuche hinweg.

Tabelle 22: Anzahl und Stärke der aufgetretener UFG mittels Schlibfbild, Ätzung und Lichtmikroskop bestätigt.

UFG und aufgetretene maximale Schichtdicke	Probenanzahl bei 450 °C	Probenanzahl bei 300 °C
klein (UFG < 5 µm)	8 x	2 x
mittel (5 µm < UFG < 10 µm)	4 x	2 x
groß (UFG > 10 µm)	-	2 x

Die aufgetretenen UFG hatten in allen Proben eine Dickenvariation in Umfangsrichtung. Die Proben, bei denen UFG auftraten, wurden mit dem gleichen 3MA-Messaufbau wie in Kapitel 4.6.1 beschrieben vermessen.

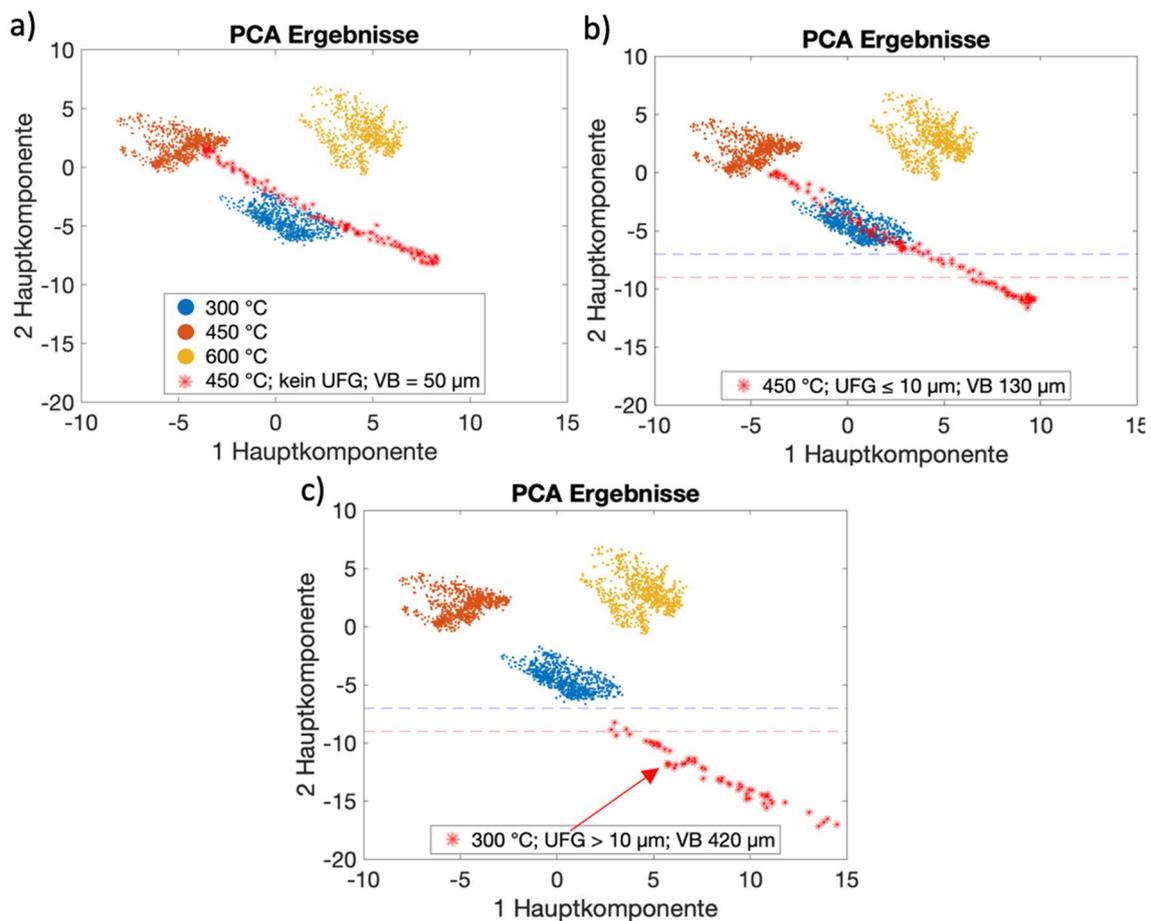


Abbildung 73: 3MA-Prüfdaten als Testdaten im PCA-Modell mit a) keine Ausbildung von UFG bei 450 °C, VB = 50 µm bei mittlerer mechanischer Belastung, c) Ausbildung von UFG ≤ 10 µm bei 450 °C, VB = 130 µm bei hoher mechanischer Belastung, d) Ausbildung von UFG ≥ 10 µm bei 300 °C, VB = 420 µm, hohe mechanische Belastung. Die Angaben der UFG in µm beziehen sich auf die Tiefenwirkung.

Abbildung 73 zeigt die dabei aufgenommenen 3MA-Prüfdaten bei ausgewählten Anlass- und UFG-Zuständen, dabei sind diese als Testdaten in das PCA-Modell für die 1 und 2 Hauptkomponente geplottet.

Da keine UFG bei Anlasszuständen von 600 °C auftreten, sind keine Testdaten in der Trainingsgruppe 600 °C anzutreffen. Im Fall a) ordnen sich die Ergebnisse in einem weiten Bereich von Überlappung der Trainingsgruppe 450 °C im II-Quadrant bis über die Trainingsgruppe 300 °C im III und IV-Quadrant hinaus hin zu Werten von -8 bei der 1 Hauptkomponente und 8 bei der 2 Hauptkomponente an. Dies deutet trotz mittlerer mechanischer Belastung auf eine Zunahme des thermischen Einflusses auf Grund des Werkzeugverschleißes hin, da die Testdaten bis über die Trainingsgruppe 300 °C hinausgehen. Es kann nachgewiesen werden, dass eine Verfestigung der oberflächennahen Randschicht mit Zunahme der Härte zwischen 700 - 800 HV ähnlich der Trainingsgruppe 300 °C eingetreten ist.

Ein ähnliches Verhalten ergibt sich für b), wobei hier keine Überlappung der Trainingsgruppe 450 °C und insgesamt niedrigere Maximalwerte von -2 bei der 2.-Hauptkomponente und 10 bei der 1. Hauptkomponente auftreten. Dies deutet auf eine Zunahme des thermischen Einflusses auf Grund des Werkzeugverschleißes durch große thermomechanische Belastung hin. Mittels Lichtmikroskop konnten UFG mit Dickenvariation in Umfangsrichtung von 0 - 10 µm nachgewiesen werden. Es wird eine Abstandsgröße x_{PCA} auf Basis der 2. Hauptkomponente ermittelt. Bei Achsenabschnitt -9 wird eine Grenze definiert, wobei bei Unterschreiten des Wertes eine Ausbildung von UFG stattfindet. Unter b) ist dieser Wert als gestrichelte Linie in Rot eingezeichnet, die gestrichelte Linie in Blau bei Achsenabschnitt -7 soll als Sicherheitsfaktor beziehungsweise Startgröße für steuerungstechnische Aspekte im späteren Kapitel 5 dienen.

4.8 Modellbildung der akustischen in-situ Emissionscharakteristika

In diesem Kapitel wird die Modellbildung der akustischen in-situ Emissionscharakteristika im Zusammenhang mit dem Werkzeugverschleiß beschrieben.

Für die Modellbildung der in-situ Körperschall (KS) Emissionscharakteristika wurden Schallemissionsanalysen durchgeführt. Wie in Abbildung 74 dargestellt, wurde der Körperschallsensor mit einer M5 Durchgangsschraube und einem Drehmoment von 8 Nm an einem Gewinde des Werkzeughalters befestigt. Der Abstand von der Mitte des Sensors zur Prozesszone betrug 2 cm. Die spezifischen Messkonfigurationen sind in Tabelle 23 aufgeführt.

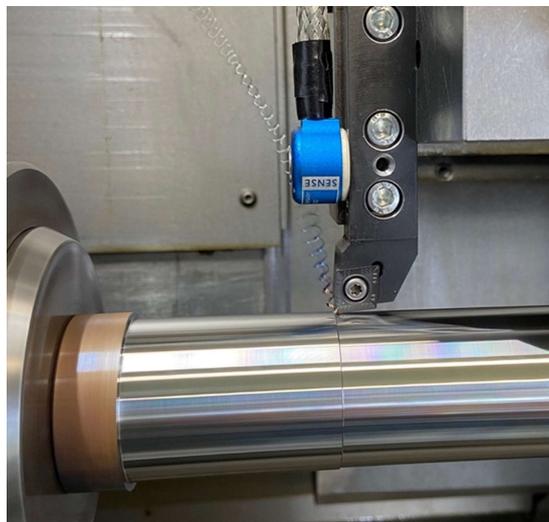


Abbildung 74: Körperschallsensor an Werkzeughalter in Werkzeugmaschine Index G200.

Die Einflüsse der Messkette wurden beachtet. Hierbei ist insbesondere auf eine korrekte Kabelführung der Signalleitung zwischen Sensor und Vorverstärker zu achten. Der Körperschallsensor überträgt analoge Spannungssignale über die Signalleitung, weshalb die Signalleitung nicht in direkten Kontakt mit möglicherweise stromführenden Bauteilen gebracht werden darf. Darüber hinaus wurde die Signalleitung nicht in Schleifen gelegt und so kurz wie möglich gehalten. Dies ermöglicht eine Reduktion von elektromagnetischen Störeinflüssen, welche sich von außen auf das Kabel übertragen können. Die Kabelführung zwischen Vorverstärker und Messsystem ist weniger kritisch, da bereits digitalisierte Signale über ein abgeschirmtes Ethernet Kabel übertragen werden.

Tabelle 23: Messkonfiguration des Körperschallprüfsystems.

Typ	Bezeichnung	Spezifische Einstellungen
Körperschallsensor	QWT-Micro - CiS.01 Firma QASS	Frequenzbereich 0,01 MHz – 5 MHz. M5 Durchgangsschraube, Drehmoment 8 Nm, Abstand Prozesszone zur Werkzeugspitze 2 cm.
Sensorkabel	Microdot Firma QASS	Länge 2,5 m, zusätzliche Metallgewebeabschirmung als Spanflugschutz
Datenaquisition (DAQ)	QASS Optimizer4D Firma QASS	Vorverstärkungsfaktor 800, Abtastfrequenz 6,25 MHz

Wie im Stand der Technik und in [v.1] beschrieben, entwickelte Bähre [78] einen Verschleißfaktor VF zur Angabe des Werkzeugverschleißes VB durch Korrelation von Daten eines Beschleunigungssensors mit dem tatsächlichen sich ausbildenden Werkzeugverschleiß VB . Der Verschleißfaktor VF kann durch die folgende Gleichung angegeben werden:

$$VF = \frac{\text{rms}_{10_50_ref} - \text{rms}_{10_50_i}}{\text{rms}_{10_50_i}} * 100 \quad 4-10$$

In dieser Gleichung wird $\text{rms}_{10_50_ref}$ als Referenzwert gewählt, indem der Effektivwert des KS im Frequenzbereich zwischen 10 kHz und 50 kHz während des ersten Schnitts des Schneidwerkzeugs berechnet wird. Der Faktor $\text{rms}_{10_50_i}$ beschreibt dagegen den Effektivwert der Beschleunigung im Frequenzbereich zwischen 10 kHz und 50 kHz des tatsächlichen Schnittes i zu einem gewählten Zeitpunkt. Die Übertragbarkeit des Ansatzes von Bähre auf die hier beschriebene Arbeit ist aufgrund der gleichen Bearbeitungsmethode und Materialkategorie gegeben. Um den ermittelten Faktor VF für diese Arbeit zu verifizieren, wurden die in den vorherigen Kapiteln beschriebenen Körperschalldaten während des Zerspanungsprozesses und der sich ausbildende Werkzeugverschleiß VB analysiert. Zum Einsatz kamen Wendeschneidplatten der Firma Walter (CCMT120404-RP4 WPP20S und WPP10S). Mittels MATLAB R2022a wurden die Daten analysiert. VB wird im Anschluss an den Bearbeitungsprozess mittels

Lichtmikroskop verifiziert. Kapitel 4.5.3 in Abbildung 26 zeigt den sich dabei ergebenden Werkzeugverschleiß als Freiflächenverschleiß.

Während des laufenden Prozesses wurde KS zunächst mit einer Samplerrate von 10 MHz aufgezeichnet. Oberhalb von 1 MHz konnten jedoch keine signifikanten Signalanteile beobachtet werden. Um die Datengröße zu reduzieren, wurde deshalb für weitere Versuche die Abtastfrequenz auf 2 MHz reduziert. Nach dem Nyquist-Shannon-Abtasttheorem können somit Frequenzen des zeitdiskreten Systems bis 1 MHz berechnet werden. Jedes aufgezeichnete Zeitsignal ist in zehn Zeitabschnitte aufgeteilt. Zur Berechnung der Messpunkte wurde jeweils eine Bandpassfilterung von 10 Hz bis 50 kHz für jeden Abschnitt durchgeführt und im Anschluss der Effektivwert berechnet. Daraufhin fand eine Mittelwertbildung über alle zehn Abschnitte statt. Die Abbildung 75 zeigt die Schallemissionsdaten eines unverschlissenen Werkzeugs im Vergleich zu einem verschlissenen Werkzeug als einseitiges Leistungsspektrum.

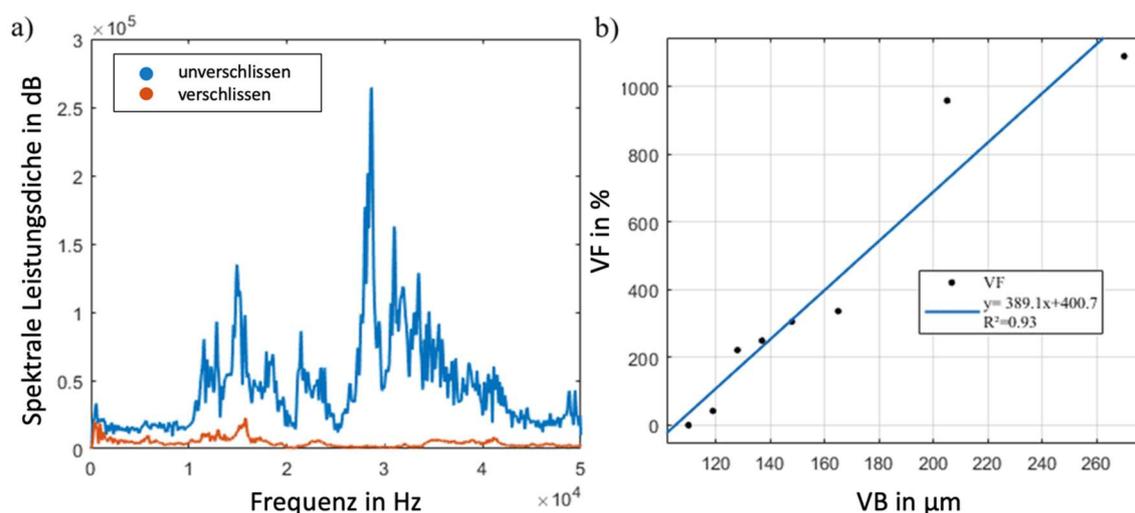


Abbildung 75: Einfluss eines stark verschlissenen und unverschlissenen Werkzeuges (CCMT120404-RP4 WPP20S) an 42CrMo4 QT450 auf a) das Leistungsspektrum der Körperschallemission und b) den Verschleißfaktor VF mit konstanten Prozessparametern $v_c = 200 \text{ m/min}$, $f = 0,2 \text{ mm/U}$, $a_p = 0,1 \text{ mm}$ in Anlehnung an [v.1].

Es zeigt deutlich eine Abnahme des Leistungsspektrums des verschlissenen Werkzeuges (orange Linie) für KS im Frequenzbereich von 10 kHz bis 50 kHz. Dieser Zusammenhang korreliert mit Untersuchungen, bei denen der ursprüngliche Verschleißfaktor VF eine Leistungsabnahme des KS im gleichen Frequenzbereich aufgrund einer mechanischen Prozessdämpfung des verschlissenen Werkzeuges beschreibt. Die Entwicklung von VF mit fortschreitendem VB an 42CrMo4 QT450 ist unter b) dargestellt. Es zeigte sich

erwartungsgemäß eine Zunahme des Faktors VF bei einer Zunahme des Werkzeugverschleißes VB von 110 μm bis 270 μm . Der Zusammenhang kann mit einer Polynomfunktion ersten Grades mit Bestimmtheitsmaß $R^2 = 93\%$ beschrieben werden:

$$VF(VB) = 389,1 \frac{1}{\mu\text{m}} * VB + 400,7 \quad 4-11$$

Da mit dem zuerst gewählten Werkzeug der Werkzeugverschleiß schon nach mehreren Schnitten merklich von 0 – 150 μm zunahm (< 5 km Schnittweg) und es oft im Anschluss zu Werkzeugbruch kam, wurde in weiteren Verschleißversuchen mit größerem Versuchsumfang eine härtere Schneidstoffqualität mit gleicher Grundgeometrie und Beschichtung der Firma Walter (CCMT120404-RP4 WPP10S) eingesetzt.

Meist wurde nach jedem Schnitt der Werkzeugverschleiß gemessen. Ein Werkzeugverschleiß bis $\sim 150 \mu\text{m}$ stellte sich bei WPP10S deutlich schneller ein (< 2,5 km Schnittweg) im Vergleich zur WPP20S, jedoch blieb dieser im Anschluss über einen längeren Schnittweg konstant, und es trat kein Werkzeugbruch auf. Auch hier wurde überprüft, ob sich der aus KS berechnete Verschleißfaktor VF zur Bestimmung von VB eignet. Tabelle 24 zeigt die verschiedenen Schnittparameter der Werkzeuge, die bei den Verschleißmessungen gewählt wurden, um die Korrelation mit den Körperschalldaten zu untersuchen. Ein Verschleiß von 200 μm bis 400 μm gilt nach Stand der Technik bei bis zu ~ 25 km Schnittweg meist als Standzeitende.

Tabelle 24: Schnittparameter der Werkzeuge bei der Verschleißmessung zur Untersuchung der Korrelation mit den Körperschalldaten. Wendeschneidplatte (CCMT120404-RP4 WPP10S)

Wendeschneidplatte WSP CCMT120404-RP4 WPP10S	WSP1	WSP2	WSP3	WSP4
Werkzeugverschleiß in μm	0	100	200	400
v_c in m/min	100; 200; 300			
f in mm/U	0,05; 0,15; 0,3			
a_p in mm	0,2			
Schnittweg des Werkzeugs in km	0	0,1	~ 15	~ 25

Abbildung 76 zeigt das Schwingungssignal eines Werkzeugs (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit $VB = 0 \mu\text{m}$. Unter a) sind das Rohsignal (Original, blau) eines Schnittes und das Bandpass-gefilterte Signal (orange) (Passbandfrequenz 10 kHz bis 100 kHz) dargestellt. Auffällig sind die deutlich erhöhten kurzzeitigen Amplitudenanteile bis $6 \cdot 10^6$ a.u. im Rohsignal am Anfang und Ende des Schnittes und Zeitabschnitte mit niedriger Amplitude im Zeitbereich Bereich um 18 s, 22 s und 32 s. Das Bandpass-gefilterte Signal zeigt ein ähnliches Verhalten. Abbildung b) zeigt das Powerspektrum des Roh- und Bandpasssignals. Hier ist im Rohsignal zu sehen, dass bis zu einer Frequenz von ungefähr 140 kHz die höchsten Amplituden zwischen 90 dB und 100 dB auftreten und die Amplituden bei höheren Frequenzen auf bis zu 40 dB abfallen.

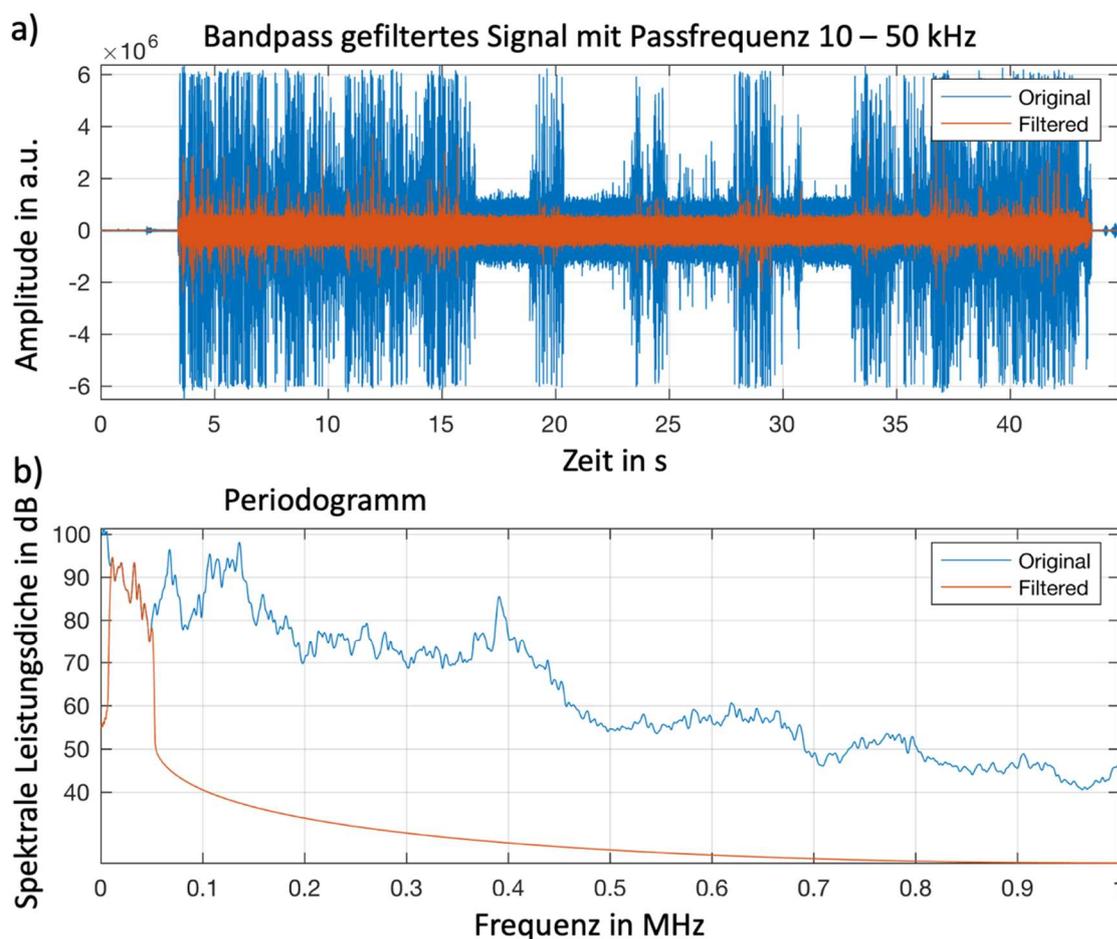


Abbildung 76: Schwingungssignale eines Werkzeugs (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit $VB = 0 \mu\text{m}$ a) Rohsignal (blau) eines Schnittes an 42CrMo4 QT300 mit Bandpassgefiltertem Signal (orange) mit Passbandfrequenz 10 kHz bis 50 kHz, b) Powerspektrum des Rohsignals und Bandpasssignals.

Im Vergleich dazu zeigt Abbildung 77 a) das Schwingungssignal eines Werkzeugs (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit $VB = 150 \mu\text{m}$. Auffällig sind die ebenso deutlich erhöhten

Amplitudenanteile im Rohsignal über den gesamten Schnitt und im Vergleich zu keinem Werkzeugverschleiß ein über die Schnittzeit hinweg gleichmäßigerer Signalverlauf. Es konnte mittels Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen ermittelt werden, dass die sehr hohen kurzzeitigen Signalamplituden (bis $6 \cdot 10^6$ a.u.) auf Spanbruch zurückzuführen sind. Das Bandpass-gefilterte Signal zeigt ein ähnliches Verhalten, wobei im Vergleich zu $VB = 0$ eine doppelt so hohe durchschnittliche Amplitude auffällt.

Im Powerspektrum des Rohsignals ist zu sehen, dass ebenso bis zu einer Frequenz von ungefähr 140 kHz die höchsten Signalanteile mit Amplituden zwischen 90 dB und 100 dB auftreten und die Amplituden bei höheren Frequenzen nur bis zu 50 dB (anstatt bei $VB = 0$ bis zu 40 dB) abfallen.

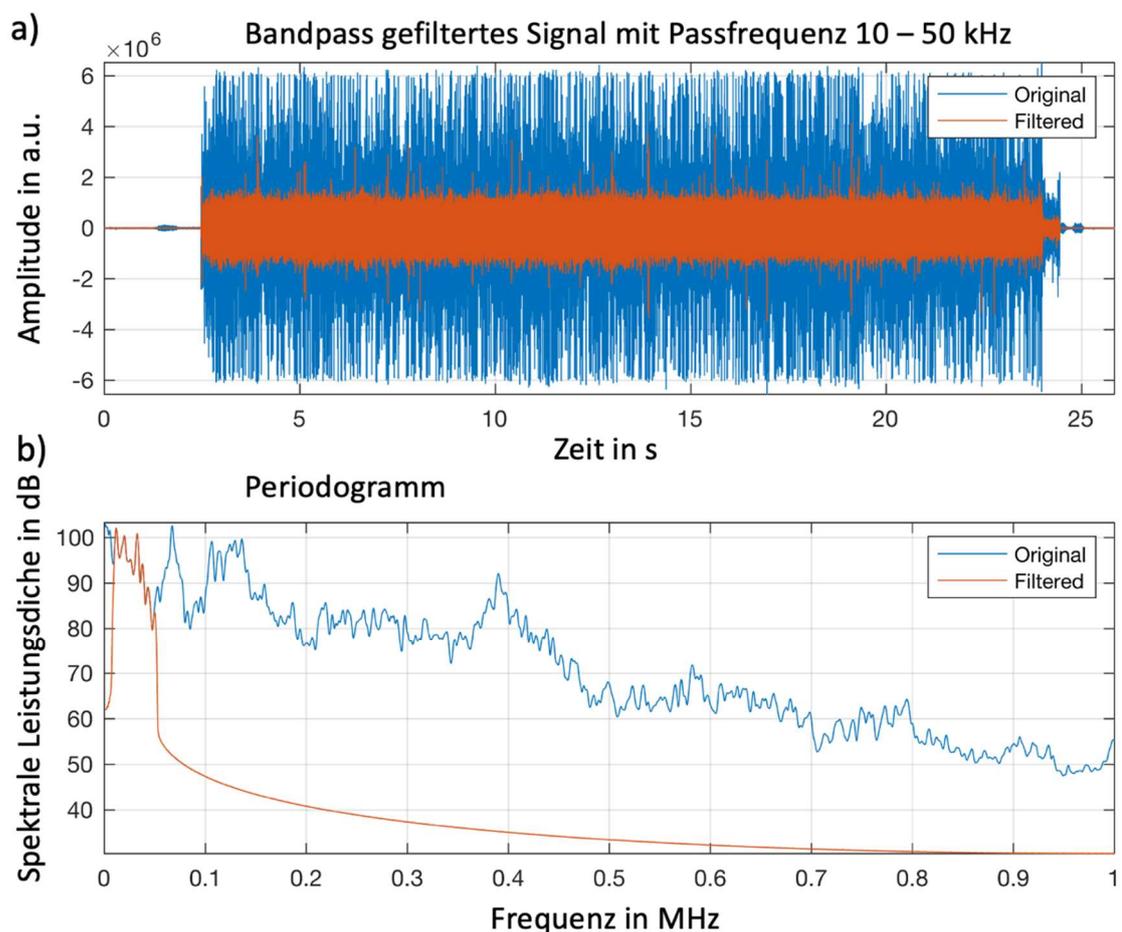


Abbildung 77: Schwingungssignale eines Werkzeugs (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit $VB = 150 \mu\text{m}$ a) Rohsignal (blau) eines Schnittes 42CrMo4 QT300 mit Bandpassgefiltertem Signal (orange) mit Passbandfrequenz 10 kHz bis 50 kHz, b) Powerspektrum des Rohsignals und Bandpasssignals.

Anschließend wurde mittels der Formel 4-11 der Verschleißfaktor für verschiedene variierte Schnittparameter und Wendeschneidplattenpaare aus Tabelle 24 berechnet. Dazu wurde das gefilterte Schwingungssignal benutzt. Es ergeben sich die in Abbildung 78 gezeigten Verläufe.

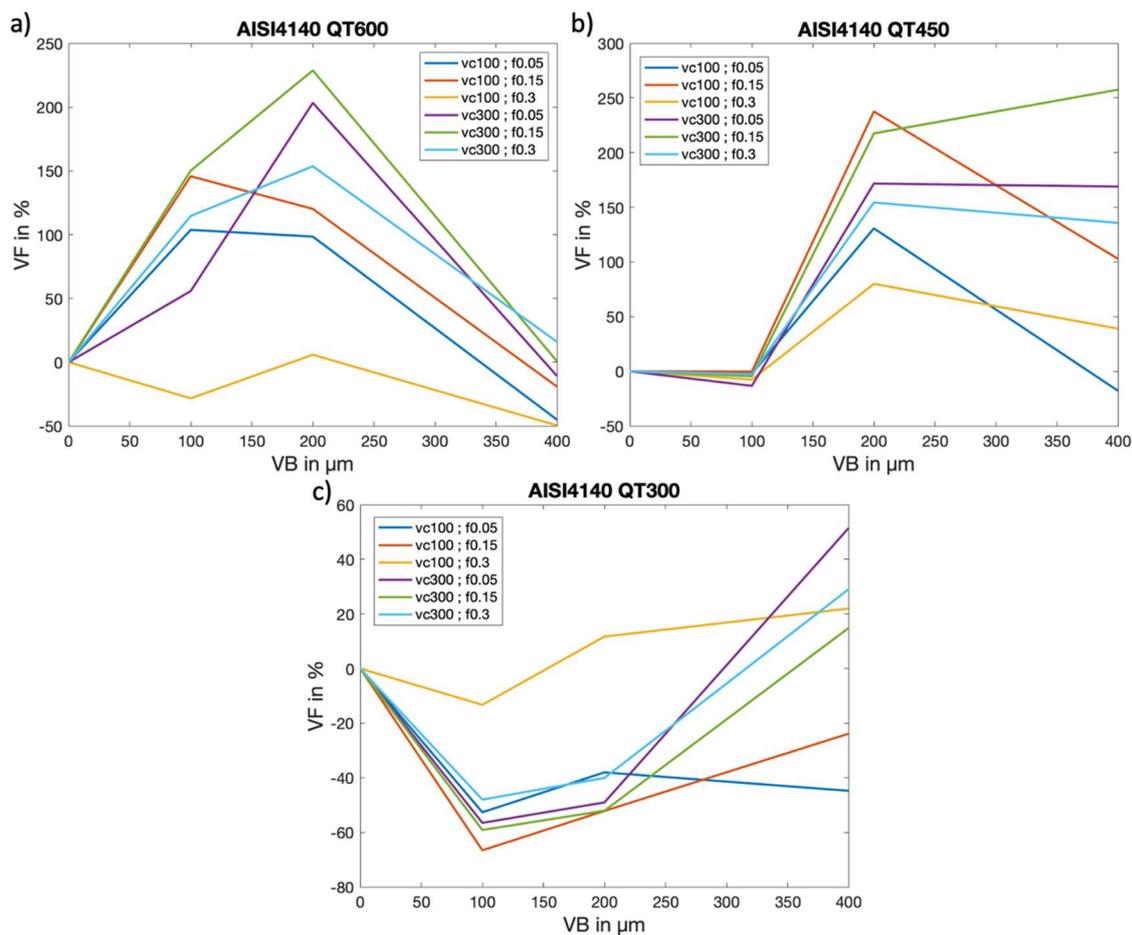


Abbildung 78: Entwicklung des Verschleißfaktor VF mit unterschiedlichen Prozessparametern und Werkzeugverschleiß VB an 42CrMo4 QT600, QT450 und QT300 und Wendeschneidplatte CCMT120404-RP4 WPP10S.

Für QT600 ergibt sich über die gewählten Prozessparameter ein Ansteigen von VF bis zu einem Werkzeugverschleiß von $VB = 100 \mu m$ für v_c mit 100 m/min (f mit 0,05 mm/U und f mit 0,15 mm/U) und bis zu $VB = 200 \mu m$ für v_c mit 300 m/min. Die Messung mit v_c mit 100 m/min und mit f mit 0,3 mm/U weicht vom generellen Trend ab. Im Anschluss fällt VF bis 0 % bei 300 – 400 μm und sinkt teilweise zu negativen Werten bei weiterer Erhöhung von VB .

Bei QT450 ist bis 100 μm eine minimale Änderung von VF ($< \pm 10 \%$) zu beobachten. Im Anschluss ist ein ähnliches Verhalten zu QT600 mit ansteigenden Werten bis 200 μm und

anschließendem Abfallen festzustellen. v_c mit 300 m/min mit f mit 0,15 mm/U weicht vom generellen Trend ab und steigt ab 200 μm weiter an.

Bei QT300 ist bis $VB = 100 \mu\text{m}$ ein Abfallen von VF bis unter 40 % mit anschließendem Ansteigen bis teils in den positiven VF -Bereich zu beobachten. Dies steht im konträren Verhältnis zum Verhalten mit Wendeschneidplatte WPP20S (vergleiche Abbildung 75) und erzeugt ein abweichendes Verhalten des Parameters VF . Dies ist auf die andere Werkstoff-/Werkzeugkombination (hier WPP10S) zurückzuführen.

Bei einer Vorschubgeschwindigkeit v_c mit 100 m/min mit f mit 0,3 mm/U zeigt sich tendenziell ein ähnliches Verhalten, jedoch einen deutlich niedrigeren negativen sowie positiven Amplitudenbereich von VF . Bei allen Vorschüben findet anfänglich keine Erhöhung von VF bei Erhöhung von VB statt, sondern es ist sogar eine Zunahme der Amplitude durch niedrigere VF -Werte ersichtlich. QT300 unterscheidet sich somit grundlegend vom Verhalten von QT450 und QT600.

Zusammenfassend kann geschlussfolgert werden, dass verschiedene Anlasstemperaturen und Prozessparameter zu einem charakteristischen Verhalten von VF bei fortschreitendem VB mit charakteristischen Minima beziehungsweise Maxima führen. Eine mechanisch hervorgerufene Prozessdämpfung bei erhöhtem VB für QT450 und QT600 ist bis 200 μm mittels VF zu beobachten. QT300 unterscheidet sich grundlegend von QT450 und QT600 hinsichtlich seines Schallemissions-Verhaltens, hier findet erst bei sehr hohen Werten von VB eine Prozessdämpfung statt.

Im Anschluss wird die folgende Hypothese überprüft:

- Kann während des Außenlängsdrehens bei einer prozessbegleitenden Überwachung des Verschleißfaktor VF der Werkzeugverschleiß VB geschätzt werden?

Um dies zu überprüfen, wurden zwei Wendeschneidplatten bis zu einer Verschleißmarkenbreite von rund 200 μm bei konstanter Schnittgeschwindigkeit v_c von 300 m/min mit unterschiedlichem Vorschub f von 0,1 mm/U und 0,2 mm/U an QT300 verschlissen. Dazu waren Schnitte an mehreren Bauteilen nötig. Wie oben beschrieben, wurde das Körperschallsignal KS im Frequenzbereich von 10 kHz bis 50 kHz bandpassgefiltert und anschließend wurde VF für jeden Schnitt berechnet. Nach jeweils

10 – 20 Schnitten wurde der Werkzeugverschleiß ermittelt. Der sich ergebende Verlauf ist in der Abbildung 79 unter a) gezeigt.

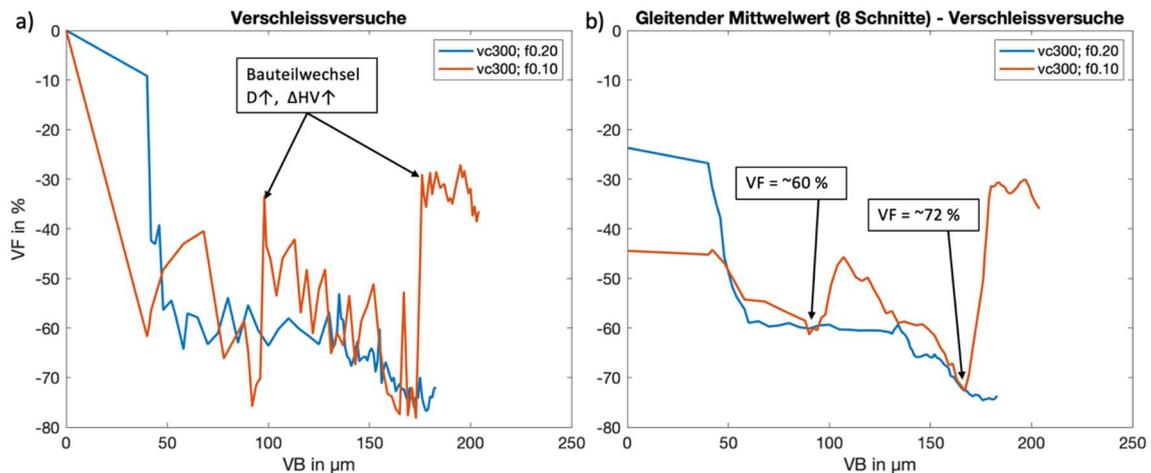


Abbildung 79: Material 42CrMo4 QT300 a) VF im Vergleich zu VB, b) Gleitender Mittelwert über 8 Schnitte von VF über VB. Jeweils für zwei Werkzeuge WSP (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit konstantem a_p mit 0,1 mm und unterschiedlichem Vorschub f mit 0,2 m/min (blau) und f mit 0,1 m/min (orange), der Pfeil zeigt jeweils auf den Schnitt eines Bauteilwechsels mit einhergehender Erhöhung des Durchmessers D und Härte ΔHV .

VF zeigt identisch zu Abbildung 78 einen abfallenden Verlauf bei fortschreitendem VB. Zudem ändert sich der relative Wert von VF bei Änderung des Vorschubs f nur marginal. Ein zwischenzeitlicher Bauteilwechsel scheint sich für v_c mit 300 m/min und f mit 0,2 mm/U nicht im Kenngrößenerlauf widerzuspiegeln, hingegen sind zwei Sprünge bei v_c mit 300 m/min und f mit 0,1 mm/U ersichtlich. Minimale Schwankungen des Bauteildurchmessers und der Härte des Ausgangsmaterials bedingt durch die Wärmebehandlung führt dazu, dass der kleinere Vorschub sensibler auf einen Bauteilwechsel reagiert. Die Messwerte können innerhalb einer Messreihe um bis zu $\pm 30\%$ schwanken. Unter b) sind die gleichen Daten mit einer zusätzlichen gleitenden Mittelwertberechnung über 8 Schnitte gezeigt. Hiermit kann die Streuung der Daten minimiert werden. Beide Verläufe f mit 0,1 mm/U und f mit 0,2 mm/U (in Abbildung f0.1 und f0.2 genannt) erreichen bei $VF = -60\%$ ein VB von 60 bis 100 μm und bei $VF = -72\%$ ein VB von 180 μm . Wie aus Abbildung 78 zu erwarten, zeichnet sich somit ein Minimum für VB im Bereich 100 – 200 μm ab.

Während die Wendeschneidplatte WPP20S in Kombination mit den Prozessparametern $v_c = 200$ m/min, $f = 0,2$ mm/U und $a_p = 0,1$ mm einen ungefähr

linearen Anstieg des Verschleißfaktor VF mit zunehmendem Werkzeugverschleiß VB liefert, wie in Abb. 75 b) zu sehen, ist dies für die verschleißfestere Wendeschneidplatte nicht der Fall. Zusammenfassend ergibt sich, dass die Änderung des Schneidstoffs von WPP20S auf WPP10S einen gravierenden Unterschied auf VF ausübt. VF kann als Vorhersage des fortschreitenden Werkzeugverschleißes genutzt werden, wenn das Modell für das jeweilige Werkzeug separat trainiert wird.

4.9 Modellbildung der in-situ Prozesscharakteristika

In diesem Kapitel wird die Modellbildung der in-situ Prozesscharakteristika bei der Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 beschrieben. Neben den Daten der zerstörungsfreien In-line Prüfverfahren sind die Prozessgrößen entscheidend bei der Steuerung des Außenlängsdrehens. Ein Modell, das den Zusammenhang der Prozessgrößen mit den Oberflächeneigenschaften des Bauteils beschreibt, muss daher in den Softsensor einfließen. Die Modellbildung der in-situ Prozesscharakteristika wurde von B. Stampfer im Rahmen des gemeinsamen DFG-Forschungsprojekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ im zugehörigen Schwerpunktprogramm SPP2086“ am wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruher Institut für Technologie (KIT) bearbeitet. Aus Gründen der Vollständigkeit werden die Ergebnisse von Stampfer hier zusammenfassend dargestellt. Dabei werden die generierten Modelle aus der gemeinsamen Veröffentlichung [v.6] für das Drehen von Oberflächen mit einem definierten Härteanstieg beschrieben, wobei nur die Trockenbearbeitung berücksichtigt wurde. Für den Härteanstieg ist die Kenntnis des aktuellen Werkzeug- und Werkstoffzustandes erforderlich. Eine Änderung des Werkzeugverschleißes kann weitere Parameteranpassungen erfordern, um die Anforderungen noch zu erfüllen. Die kreuzvalidierten Oberflächenzustandsmodelle sind eine Voraussetzung für das Steuern und Regeln beim Drehen von 42CrMo4.

Die Härte HV0,005 wurde, wie in vorherigen Kapiteln beschrieben, an Querschleifen vermessen. Beim Drehen von 42CrMo4 verringern mögliche Glüheffekte die Härte, während Phasenumwandlungen zu einem starken Härteanstieg führen können. Das Drehen von 42CrMo4 QT450 oder den entsprechenden Werkstoffen mit höherer Anlasstemperatur, führt sowohl zu Kornfeinung als auch Kaltverfestigung und damit zu

einem allmählichen Härteanstieg [v.4], [46]. Um nur die letztgenannten Mechanismen zu modellieren und Nichtlinearitäten zu vermeiden, wurden die bei 300 °C angelassenen Proben aus den Eingabedaten für das Härtemodell ausgeschlossen. Die Vickers-Eindrücke in Oberflächenabständen von 5 μm bis 200 μm zeigten eine tiefliegende Materialveränderung bis in eine Tiefe von weniger als 50 μm . Dies deckt sich mit ergänzenden Schlibfbildern und Veränderungen, die nach dem Bohren von 42CrMo4 auftreten [109], [110]. Daher wird die mittlere Differenz ΔHV zwischen 5 und 50 μm als Zielwert für das Härtemodell festgelegt. Für jeden Oberflächenabstand wurden sechs Wiederholungen durchgeführt. Der Härteanstieg wird für 47 Proben ausgewertet.

Die verwendeten Ansätze sind multilineare und vollständig quadratische Polynome aller Prozessparameter und deren Kombinationen. Während der quadratische Ansatz in der Lage ist, nichtlineare Abhängigkeiten zu modellieren, birgt die hohe Anzahl von Freiheitsgraden das Risiko einer Überanpassung. Außerdem führt die Einbeziehung von multiplizierten Prozessparametern zu Kollinearität und damit zu willkürlichen Anpassungskonstanten. Aufgrund dieser Probleme werden die Techniken der schrittweisen Regression (SWR), des Least Absolute Shrinkage and Selection Operator (LASSO) und des elastischen Netzes angewendet. Die Modelle werden durch eine zehnfache Kreuzvalidierung verglichen.

Die Datenanalyse und Prozessmodellierung wurde mit der Programmiersprache R (freie Statistiksoftware) und den Paketen tidyverse, caret und glmnet durchgeführt. Vor der Modellierung wird die Datenbank mithilfe einer paarweisen Korrelationsmatrix analysiert, die in Abbildung 80 dargestellt ist. Im unteren Abschnitt der Matrix werden die Prozessparameter und der Härteanstieg paarweise verglichen. Die Datenpunkte werden im Raum platziert, der von den jeweiligen Parametern aufgespannt wird. Um die Größe und Lesbarkeit der Matrix zu verbessern, wurden die vertikalen Skalen weggelassen. Die Bereichsgrenzen und Zahlen entsprechen jedoch den Beschriftungen unten für die jeweiligen Parameter. Die Diagramme auf der Hauptdiagonalen (orange) zeigen die Parameterwerte und die Verteilung der Beobachtungen.

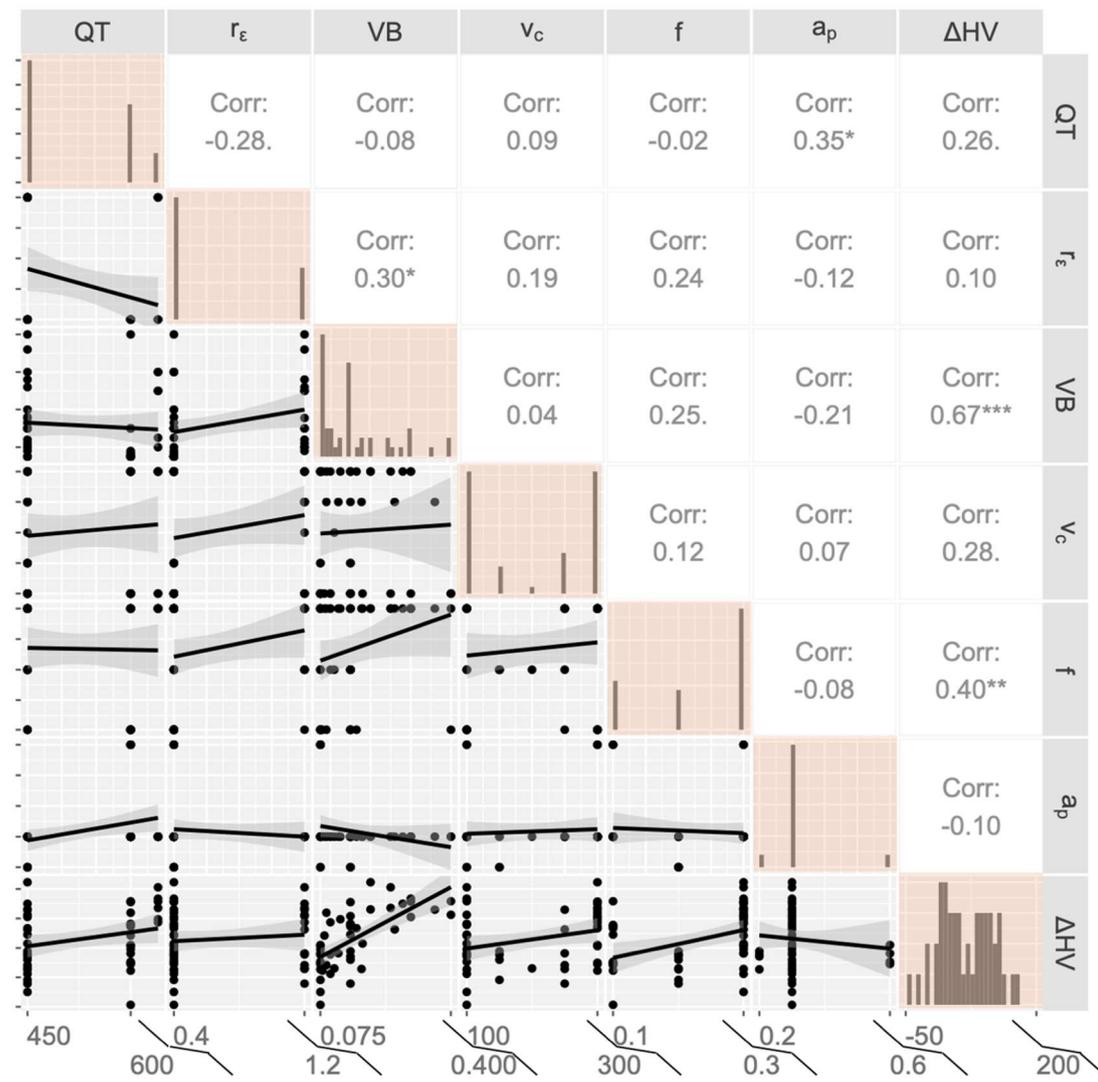


Abbildung 80: Parameterverteilung der paarweisen Korrelationsmatrix. In Anlehnung an Publikation [v.6].

Die schwachen Korrelationen der Eingangsgrößen deuten auf einen ausgewogenen Datensatz hin. Die Korrelationen der Härte mit dem Vorschub und dem Werkzeugverschleiß sind physikalisch sinnvoll. Beide Eingangsgrößen erhöhen die mechanischen Oberflächenbelastungen und sind treibende Kräfte für Verfestigung und Kornverfeinerung. Die Schnittgeschwindigkeit erhöht primär thermische Belastungen, die bekanntermaßen die Kornverfeinerung verstärken. Dies könnte die vorliegende Korrelation mit der Härtezunahme erklären. Die positive Korrelation mit der Vergütung QT deutet darauf hin, dass ein ursprünglich weiches Material ein höheres Potenzial für durch Mechanik induzierte Verfestigung hat.

Nach der Datenanalyse wurden verschiedene Modelle für den Härteanstieg erstellt. Die resultierenden Qualitätsindikatoren dieser Modelle sind in der Tabelle 25 gezeigt.

Tabelle 25: Qualitätsindikatoren der ΔHV -Modelle [v.6].

Model approach	Parameter selection	DOF after selection	10 fold cv. RMSE	10 fold cv. R^2
Linear	none	7	31.25 HV	0.65
Quadratic	none	25	53.79 HV	0.65
Quadratic	SWR	14	57.4 HV	0.56
Quadratic	LASSO	5	30.43 HV	0.73
Quadratic	Elastic Net	6	30.72 HV	0.71

Verglichen mit dem linearen Modell führt die vollquadratische Herangehensweise und der SWR-Algorithmus zu einer größeren Anzahl von Freiheitsgraden (DOFs), größeren Fehlern und gleichwertigen oder schlechteren Bestimmtheitskoeffizienten. Dies deutet auf eine starke Überanpassung hin. Der Elastic Net Algorithmus erzielt eine gute Leistung mit wenigen DOFs. In diesem Fall ist die Qualität des LASSO-Modells am höchsten, während die Anzahl der DOFs sogar auf 5 reduziert wird. Für eher kleine Datensätze mit vielen Eingabeparametern ist diese Fähigkeit besonders wertvoll. Die so ermittelten Parameter sind in Tabelle 26 gezeigt.

Tabelle 26: Koeffizienten des LASSO ΔHV -Modells [v.6].

Parameter	Intercept	$v_c \cdot f$	$f \cdot QT$	$QT \cdot VB$	$v_c \cdot v_c$
Coefficient	-10.6	0.282	0.114	0.244	$5.07 \cdot 10^{-5}$

Die von LASSO ausgewählten Polynome mit einem Term beziehen die Prozessparameter ein, die in Abbildung 80 als signifikant eingestuft sind.

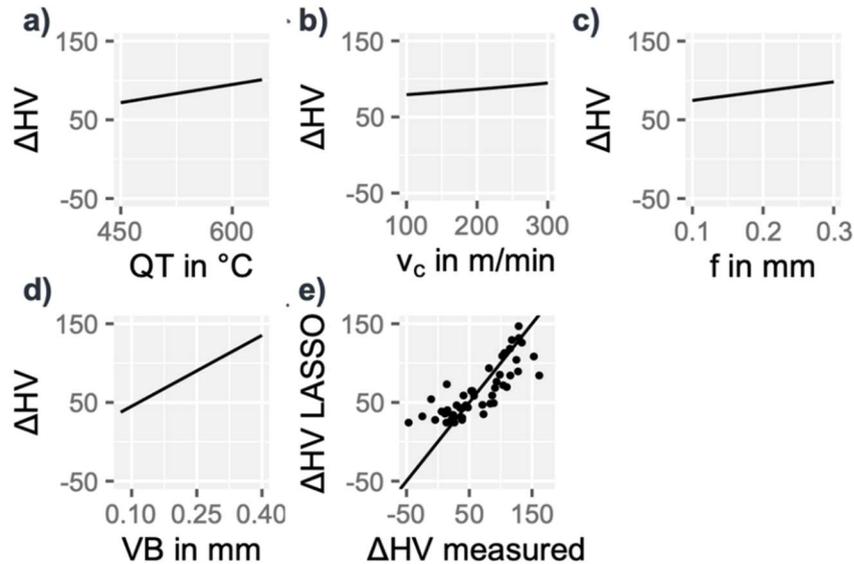


Abbildung 81: a) – d) Sensitivitäten des ΔHV -LASSO Modells für die Prozessparameter, e) Übereinstimmung der Vorhersage für LASSO [v.6].

Die Empfindlichkeit hinsichtlich ΔHV wurde an den zentralen Punkten der Eingabeparameterintervalle ausgewertet und ist in Abbildung 81 a) bis d) visualisiert. Die Diagramme zeigen, dass der Werkzeugverschleiß einen erheblichen Einfluss auf Oberflächenveränderungen hat. Während die verbleibenden Sensitivitäten moderat erscheinen, muss die bilineare Modellstruktur beachtet werden, wie etwa der teils quadratische Anstieg von ΔHV . Zum Beispiel wird eine quadratische Härtezunahme durch höheren Vorschub und Vergüten in den Diagrammen nicht dargestellt. Wenn ein solches quadratische Modell in einer Prozesssteuerung verwendet würde, könnten die Parameterempfindlichkeiten im aktuellen Arbeitspunkt durch partielle Differentiation der Modellgleichung bestimmt werden. Die Übereinstimmung von gemessenen und vorhergesagten Härtezunahmen ist in Abbildung 81 e) dargestellt. Unter Berücksichtigung der unvermeidlichen Abweichungen bei der Härteprüfung aufgrund von Materialinhomogenitäten ist die Modellqualität zufriedenstellend.

Die für diese Arbeit wichtigen Erkenntnisse für 42CrMo4 QT450 und QT600 sind:

- Es zeigt sich eine starke Zunahme der Härte ΔHV bei Erhöhung des Werkzeugverschleißes.

- Man erkennt eine moderate Zunahme der Härte ΔHV bei Erhöhung der Anlasstemperatur QT , Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit v_c sowie Vergrößerung des Vorschubs f .

Wenn in Zukunft eine weitere Erhöhung der Modellgüte erzielt werden soll, könnte dies über eine Datenanalyse mit support vector machine (SVM) oder neuronalen Netzen erreicht werden. Die hier dargestellten Zusammenhänge fließen im Kapitel 5 in die qualitative Darstellung der Steuerung der Oberflächenhärte ΔHV ein.

4.10 Zusammenfassung

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die in Kapitel 4 beschriebenen Methoden es ermöglichen, entstandene thermomechanische Randschichten bei Bauteilen aus 42CrMo4 auf Basis zerstörender und zerstörungsfreier Prüfung zu detektieren. Zusammengefasst liefern die Methoden die folgenden Ansätze:

- Auf Basis zerstörungsfreier mikromagnetischer Prüfdaten und anwendungsfreundlicher ML-Verfahren wie der prinzipiellen Komponentanalyse (PCA) können thermomechanische Lasten In-Line detektiert werden. Da die Messinformationen teilweise redundant sind, kann durch eine geeignete Dimensionsreduktion die Datenmenge reduziert werden, während die Nutzinformation weitgehend erhalten bleibt. Dies erhöht die Auswertegeschwindigkeit. Zum einen können die Messeinflüsse des Prüfabstands bei On-Machine Messung am bewegten Bauteil modelliert werden. Dies ermöglicht eine Abstandsdetektion und Neupositionierung des 3MA-Prüfkopfes, um optimale Messergebnisse bei der On-Machine Messung zu erzielen. Zum anderen können die Einflüsse der thermomechanischen Lasten nach Anlasstemperatur respektive Grundhärte modelliert und innerhalb des kanonischen Variablenraums verfolgt werden. Eine Bewertung der Versuchsdaten nach qualitätskritischen Merkmalen basierend auf der Hauptkomponente 1 und 2 ist möglich. Anhand der ermittelten Abstandsgröße x_{PCA} kann eine Identifikation auftretender weißer Schichten bei den Anlasstemperaturen 450 °C und 300 °C ermöglicht werden.

Charakterisierung und in-situ Detektion ultrafeinkörniger Gefüge an 42CrMo4

- Auf Basis zerstörungsfreier Körperschallanalyse und dem Verschleißfaktor VF ist eine In-Prozess Detektion des auftretenden Werkzeugverschleißes für die Anlasstemperaturen 600 °C, 450 °C und 300 °C möglich.
- Basierend auf dem LASSO-Verfahren kann ein Modell der in-situ Prozesscharakteristika erstellt werden. Dieses zeigt, dass der Werkzeugverschleiß den größten Einfluss, Schnittgeschwindigkeit v_c sowie Vergrößerung des Vorschubs f einen moderaten Einfluss auf eine Erhöhung der Härte ΔHV in der Randschicht haben. Das Modell fließt in die qualitative Steuerbarkeit des Prozesses in Kapitel 5 ein.

5 Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

Ziel dieses Kapitels ist es, die in den vorherigen Kapiteln beschriebenen Methoden und Entwicklungen zusammenzuführen und daraus

- ein Softsensorkonzept für die Fertigung des Herstellungsprozesses Außenlängsdrehen zu entwickeln
- sowie aufbauend auf dem Softsensor eine proaktive Prozesssteuerung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge zu ermöglichen.

Hierzu kommen die validierten Modelle des vorherigen Kapitel 4 zum Einsatz und werden in eine Softsensorstruktur eingebettet. Es wird eine Methode gezeigt, mit Hilfe deren eine proaktive Prozesssteuerung umgesetzt und zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge beigetragen werden kann.

Das Ziel des Softsensors ist es, über seine trainierten und validierten Modelle eine Erkennung von UFG zu ermöglichen. Der Softsensor soll die auftretenden UFG durch ein Modell vorhersagen. Wie in Abbildung 82 a) gezeigt, besteht dieses aus einem Datenpool und Prüfsystemen inklusive Sensoren, Hardware sowie Prozess-, Material- und Simulationswissen. Der Datenpool wird gespeist durch:

- Sensordaten (z. B. von Sensoren gemessene physikalische Informationen)
- Analysedaten (z. B. physikalisch, materialbasierte Information)
- Prozess-, Simulations- und Expertenwissen

Das Softsensormodell setzt sich aus zwei Teilmodellen zusammen. Zum einen das in Kapitel 4.8 beschriebene Modell der akustischen in-situ Emissionscharakteristika, welches in einem Werkzeugverschleißmodell mündet. Zum anderen das in Kapitel 4.7 beschriebene Modell zur Erkennung der Charakteristika der Randschicht, insbesondere die Detektion ultrafeiner Gefüge. Ausgehend von diesen Erkenntnissen wird in Kapitel 4.9 ein Modell für die Anpassung der Stellgrößen der Werkzeugmaschine unter Verwendung von Prozesscharakteristika entwickelt. Hierbei ist die geschickte Verknüpfung relevanter Daten aus dem Datenpool des digitalen Zwillings von entscheidender Bedeutung. Die Darstellung in Abbildung 82 a) verdeutlicht die genannten Teile des Softsensormodells für die effektive Drehbearbeitung. Hierbei spielen die Prüfsysteme (mit Sensoren, Prüfköpfen

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge und Hardware), sowie der digitale Zwilling und die ermittelten Softsensormodelle (Werkzeugverschleiß und Ermittlung ultrafeinkörniger Gefüge) eine zentrale Rolle. Darüber hinaus kann der digitale Zwilling von externen Daten aus Prozess-, Material- und Simulationswissen gespeist werden. Der Softsensor ermittelt eine Vorhersage zur Entstehung von UFG. Mit entsprechender Ausstattung an Schnittstellen zur Werkzeugmaschine, kann der Softsensor anschließend proaktiv eine Anpassung von Prozessstellgrößen vornehmen.

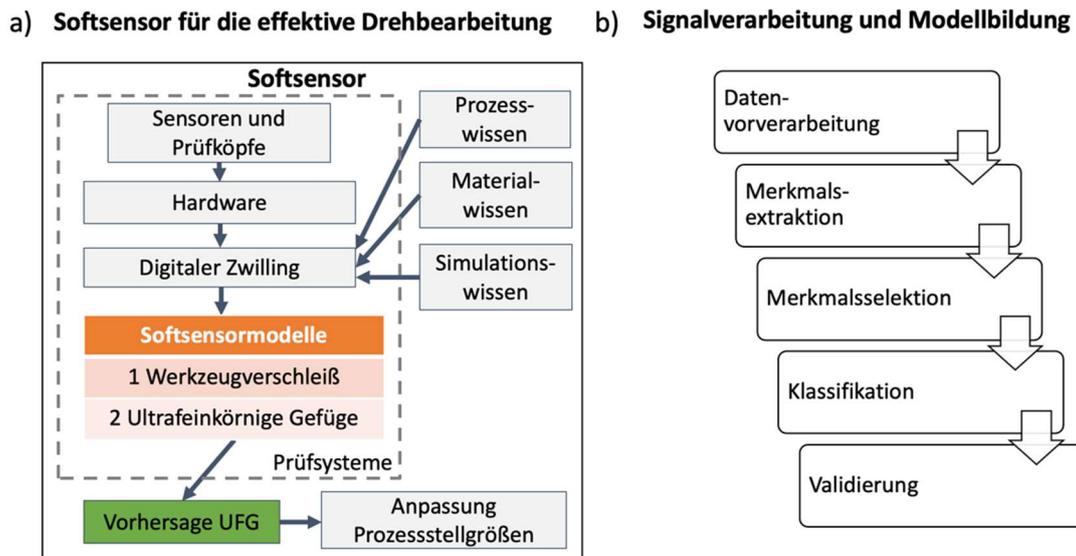


Abbildung 82: a) Softsensor für die effektive Drehbearbeitung zur Vorhersage von auftretenden ultrafeinkörnigen Gefügen, b) klassische Kette der Signalverarbeitung und Modellbildung.

Die Entwicklung der einzelnen Softsensormodelle erfolgt über die klassische Signalverarbeitung und Modellbildung, welche die in Abbildung 82 b) dargestellten Schritte von der Datenvorverarbeitung, der Merkmalsextraktion über die Merkmalsselektion bis zur Klassifikation und Validierung umfasst.

5.1 Qualitativer Zusammenhang zwischen den Modell- und Prozessstellgrößen und dem Härteanstieg ΔHV

Die im Folgenden dargestellten qualitativen Zusammenhänge beruhen auf den in Kapitel 4.9 erläuterten Modellen und auf Ergebnissen der Dissertation von Stampfer [111]. Stampfer zeigte, dass die Reduzierung der axialen Oberflächeneigenspannung durch eine Verringerung des Vorschubs und die abnehmende Überlagerung mehrerer

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

Werkzeugeingriffsbahnen begründet werden kann. Darüber hinaus sind qualitative numerische Modelle entwickelt worden, welche die Prozessparameter und -kräfte in Beziehung zur resultierenden Rautiefe und dem Härteanstieg ΔHV nach dem Fertigungsprozess setzen. Wenn aufwands- und kostentechnisch möglich, sollte laut Stampfer auch heute noch eine direkte Kraftmessung bei Zerspanungsprozessen zur Ermittlung von Kraftmodellen und zur Messung absoluter Werkzeugkräfte durchgeführt werden. Zur Vermeidung auftretender UFG ist der Härteanstieg in der Randschicht und die jeweilige Anlasstemperatur des Ausgangsmaterials von Interesse. Das bedeutet, umso niedriger die Grundhärte (niedrige Versetzungsdichte) ist, desto größer ist das Potenzial für eine vorwiegend mechanisch induzierte Randschichtmodifikation ohne oder mit wenig thermischen Einfluss, als wenn im Gegensatz dazu eine große Grundhärte vorliegt. Große Härteanstiege treten bei 42CrMo4 QT300 nur durch eine Kombination von hohen thermischen und mechanischen Belastungen auf, welche wiederum die Bildung von UFG begünstigen. Thermische Lasten können bei der Zerspanung von 42CrMo4 QT300 zu Anlasseffekten führen. Es ist zu erwarten, dass 42CrMo4 QT450 und höhere Anlassstufen weniger anfällig für zerspanungsinduzierte Anlasseffekte sind, was Stampfer über den Verlauf der Integralbreiten bei der Röntgenprüfung bestätigt. Die Tabelle 27 fasst die Ergebnisse der qualitativen Steuerbarkeit der Oberflächenhärte ΔHV für 42CrMo4 QT450 und QT600 zusammen.

Tabelle 27: Qualitative Steuerbarkeit der Oberflächenhärte ΔHV für 42CrMo4 QT450 und QT600.

Parameter	Änderung	Härte ΔHV
Werkzeugverschleiß VB in μm	↑	++
Anlasstemperatur T_a in $^{\circ}C$	↓	+
Schneideckenradius r_{ξ} in mm	↑	*
Schnittgeschwindigkeit v_c in m/min	↑	+
Vorschub f in mm/U	↑	++

Legende:

++ stark positive Auswirkung + positive Auswirkung ↑ Vergrößerung
 * keinen Einfluss
 -- stark negative Auswirkung - negative Auswirkung ↓ Verringerung

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

Bei der Analyse von Proben aus 42CrMo4 QT300 konnte Stampfer ermitteln, dass der Härteanstieg ein weniger belastbares Maß für die Randschichtmodifikation ist. Zurückgeführt wird dies, jedoch nur vermutet, auf Anlasseffekte. Die Anlasstemperatur während der Zerspanung wird überschritten. Seine Ergebnisse dazu sind:

- Bei röntgenografischen Analysen äußert sich dies darin, dass Anlasseffekte die Versetzungsdichte und damit auch die Härte verringern.
- In randnahen Bereichen findet eine Überlagerung von Anlasseffekten und mechanisch induzierter Verfestigung statt, sodass die Härte ansteigen.
- Hohe thermische und mechanische Lasten können Randschichtmodifikationen bewirken, wobei sich die verschiedenen Effekte gegenseitig aufheben und kein Härteanstieg stattfindet. Dies erklärt die auftretende schwache Sensitivität des Härteanstiegs gegenüber den Prozessstellgrößen im Vergleich zu den anderen Anlasstufen.

Somit trägt die Erhöhung des Werkzeugverschleißes und des Vorschubs zu einer erhöhten thermomechanischen Randschichtlast bei und treibt die Kaltverfestigung und dynamische Rekristallisation voran.

5.2 Identifikation des Werkzeugverschleißes VB

Im Sinne der hochproduktiven Fertigung sind hohe Schnittgeschwindigkeiten im Bereich 300 m/min bei gleichzeitig möglichst geringem Werkzeugverschleiß von Interesse. Die beschriebenen Ergebnisse aus Kapitel 4.8 Abbildung 78 und Abbildung 79 sind in Tabelle 28 qualitativ zusammengefasst:

Tabelle 28: Durchschnittliche qualitative Entwicklung des Trends des Verschleißfaktor VF bei $v_c = 300$ m/min mit unterschiedlichen Prozessparametern und Werkzeugverschleiß VB an 42CrMo4 QT300 mit Wendeschneidplatte CCMT120404-RP4 WPP10S.

Werkzeugverschleiß VB	VB 0 – 100 μm	VB 100 – 200 μm	VB 200 – 400 μm
VF bei QT300	↓	↓ und ↑	↑

Legende:

++ stark positive Auswirkung	+ positive Auswirkung	↑ Vergrößerung
* keinen Einfluss		
-- stark negative Auswirkung	- negative Auswirkung	↓ Verringerung

Eine Trendumkehr von VF bei QT300 bei VB = 180 μm ist deutlich erkennbar, diese kann zur Dauerüberwachung des Werkzeugverschleißes VB herangezogen werden und kann den Zeitpunkt definieren, ab welchem eine Einbindung der 3MA Prüftechnik sinnvoll ist.

5.3 Identifikation von UFG-Ausbildung

Dieses Kapitel baut auf den Erkenntnissen aus Kapitel 4.7.3 auf. Es wird ein Parameter UFG_{3MA} definiert. Dieser führt eine Fallunterscheidung, basierend auf der Größe x_{PCA} (welche wiederum auf der 2 Hauptkomponente der PCA basiert, beschrieben in Kapitel 4.7.3) durch. Zwischen $x_{PCA} > -7$ und $x_{PCA} \leq -9$ wird mit UFG_{3MA} ein prozentuales Verhältnis gebildet, welches sich zwischen 0 (0 %) und 1 (100 %) bewegt. Der Parameter UFG_{3MA} wird wie folgt definiert:

$$UFG_{3MA}(x_{PCA}) = \begin{cases} 0, & x_{PCA} > -7 \\ -0,5 * x_{PCA} - 3,5, & -7 \geq x_{PCA} > -9 \\ 1, & x_{PCA} \leq -9 \end{cases} \quad 5-1$$

Es gilt anzumerken, dass bei Werten zwischen $0 < UFG_{3MA} < 1$ keine UFG entstehen, dies jedoch als Sicherheitsfaktor einer baldigen Entstehung von UFG dient. Bei $UFG_{3MA} \geq 1$ sind definitiv UFG entstanden. Da die berechnete PCA aus Kapitel 4.7.3 die drei Anlasszustände 300 °C, 450°C und 600 °C beinhaltet, wäre theoretisch eine UFG-Identifikation basierend auf UFG_{3M} für alle drei Anlasszustände möglich, jedoch konnte in dieser Arbeit nur bei 450 °C und 300 °C Anlass temperatur eine UFG-Bildung beobachtet werden.

5.4 Digitale Bauteilakte – Digitaler Zwilling (DT)

Eine digitale Bauteilakte beinhaltet als digitale Dokumentation das Abbild eines digitalen Zwillings (digital twin DT). Ein digitaler Zwilling ist eine virtuelle Darstellung eines realen Objekts oder Systems. Im Kontext des Außenlängsdrehens von Wellen bezieht sich hier ein digitaler Zwilling auf eine virtuelle Repräsentation eines Bauteils und des zugehörigen Bearbeitungsprozesses. Er umfasst alle relevanten Informationen und Daten, die für den Prozess benötigt werden. Die vielfältigen zusammenfassenden Informationen sind in Tabelle 29 dargestellt. Der DT kann auch als digitale Akte verstanden werden und ist im Sinne einer möglichen Prozesssteuerung aufgebaut. Er beinhaltet drei Untergruppen, nämlich die möglichen Informationen über die Historie des Bauteils bevor es bearbeitet wird (Pre-Prozess), während der Bearbeitung (In-Prozess) und im Anschluss an die Bearbeitung (Post-Prozess). Diese Begriffe sind im Glossar [v.3] definiert.

Tabelle 29: Digitale Bauteilakte / Digitaler Zwilling eines Wellenabsatzes.

Digitale Bauteilakte – Digitaler Zwilling (DT)		
Wellenabsatz Nummer		
Prozesssteuerung	Pre-Prozess	<p>1. Rohmaterial 42CrMo4 - weitere Infos (LINK - Chemische Zusammensetzung...)</p> <ul style="list-style-type: none"> a. Bearbeitungsprozess Strangguss - weitere Infos (LINK - Prozessbeschreibung...) <p>2. Wärmebehandlung</p> <ul style="list-style-type: none"> a. Bearbeitungsprozess - weitere Infos (LINK - Prozessbeschreibung...) <p>3. Vorbearbeitung Schruppbearbeitung</p> <ul style="list-style-type: none"> a. Prozessparameter, Maschinenparameter wie bspw. Werkzeugverschleiß - weitere Infos (LINK) <p>4. Bauteilprüfung</p> <ul style="list-style-type: none"> a. Zerstörende Prüfung <ul style="list-style-type: none"> i. Bspw. Schliffbilder, Härteprüfung, usw. b. Zerstörungsfreie Prüfung <ul style="list-style-type: none"> i. Bspw. 3MA
	In-Prozess	<p>1. Bearbeitungsprozess Außenlängsdrehen/Feindrehen an WZM Index G200 - weitere Infos (LINK)</p> <ul style="list-style-type: none"> a. Maschinenparameter <ul style="list-style-type: none"> a. Prozess <ul style="list-style-type: none"> 1. Parameter Schnittgeschwindigkeit, Vorschub, Zustellung, Schnittweg... b. Kühlschmierstoff - weitere Infos (LINK) <ul style="list-style-type: none"> 1. Parameter JA/NEIN <p>2. Bauteilprüfung</p> <ul style="list-style-type: none"> a. Zerstörungsfreie Prüfung <ul style="list-style-type: none"> a. 3MA Prüfsystembeschreibung, Einstellparameter, Kalibrierbeschreibung - weitere Infos (LINK) <ul style="list-style-type: none"> 1. Messgröße Steuerparameter in %: <i>UFG_{3MA}</i> b. Körperschallanalyse Prüfsystembeschreibung, Einstellparameter - weitere Infos (LINK) <ul style="list-style-type: none"> 1. Messgröße Werkzeugverschleiß/Verschleißmarkenbreite in µm: <i>VB</i>
	Post-Prozess	<p>1. Nachbearbeitung</p> <p>2. Bauteilprüfung</p> <ul style="list-style-type: none"> b. Zerstörende Prüfung <ul style="list-style-type: none"> a. Bspw. Schliffbilder, Härteprüfung... c. Zerstörungsfreie Prüfung <ul style="list-style-type: none"> a. Bspw. 3MA...

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

Innerhalb des Reiters Pre-Prozess befinden sich beispielweise Informationen über das Rohmaterial der Welle, wie zum Beispiel Werkstoffbezeichnung, mechanische Eigenschaften und Wärmebehandlungsinformationen sowie Vorbearbeitungsschritte oder Bauteilprüfungen. Weiterführend können Maße, Toleranzen, Konturen und andere geometrische Eigenschaften sowie Spezifikationen und Anforderungen an das Bauteil festgehalten werden, wie z. B. Oberflächengüte, Härte, Rauheit oder andere spezifische Eigenschaften. Innerhalb des Reiters In-Prozess befinden sich hauptsächlich Informationen über den Bearbeitungsprozess wie z. B. Schnittgeschwindigkeit, Vorschubrate, Werkzeugauswahl und Kühlschmierstoffe. Der Reiter Post-Prozess beinhaltet Informationen zur Nachbearbeitung und nachgelagerter Bauteilprüfung wie beispielsweise Schliffbilder oder Härteprüfung. Die Bezeichnung LINK dient der Verdeutlichung, dass auch externe Dateien oder Informationen im Allgemeinen (beispielsweise mittels einer Art Hyperlink) innerhalb der digitalen Bauteilakte verlinkt werden können.

Zur Langzeitspeicherung der Daten des digitalen Zwillings kann sich als geeignetes Datenformat beispielsweise DICONDE genutzt werden, und zur Übertragung der Daten würde sich eine OPC UA Schnittstelle eignen. Auch Rohdaten können hierdurch zur Dokumentation abgelegt werden. Zur Steuerung oder Regelung des Fertigungsprozesses müssen die Daten jedoch echtzeitfähig lesbar und schreibbar sein, hierfür eignet sich beispielsweise JSON oder das TDMS-File.

Durch die digitale Erfassung und Verwaltung dieser Informationen in der Bauteilakte und die Verknüpfung mit dem digitalen Zwilling der Welle kann eine umfassende Überwachung und Analyse des Außenlängsdrehprozesses ermöglicht werden. Das ermöglicht eine bessere Planung, Simulation, Optimierung und Qualitätssicherung des Prozesses und der hergestellten Wellen.

5.5 Ansatz für eine proaktive Prozesssteuerung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

In diesem Kapitel wird untersucht, ob die gezielte Anpassung von Prozessstellgrößen durch einen geeigneten Softsensor zur Prozesskontrolle und Vermeidung auftretender UFG eingesetzt werden kann. Wie in Kapitel 4.6.4 gezeigt, erzeugt eine Reduktion der Prozessstellgrößen Schnittgeschwindigkeit oder Vorschub eine Temperaturreduktion an der Bauteiloberfläche. Zudem zeigten sich UFG bei sehr hohen mechanischen- und thermischen Belastungen in Kombination mit hohem Werkzeugverschleiß. Kapitel 5.1 zeigte die qualitative Steuerbarkeit der Oberflächenhärte ΔHV auf.

Nachfolgend die wichtigsten Kenngrößen zur Steuerung des nächsten Prozessschrittes (Fertigung des nächsten Wellenabsatzes) sind VB , UFG_{3MA} , v_c , f , gezeigt in Tabelle 30.

Tabelle 30: Wichtige Kenngrößen zur Prozesssteuerung eines Bauteils aus 42rMo4.

Wellen- absatz	Wärme- behandlung QT	Parameter VB in μm	Parameter UFG_{3MA} in %	Schnittgeschwindigkeit v_c und Vorschub f in m/min
Absatz 1	QT Wert A	VB Wert A	UFG_{3MA} Wert A	v_c und f Wert A
Absatz 2	QT Wert B	VB Wert B	UFG_{3MA} Wert B	v_c und f Wert B
Absatz 3	QT Wert C	VB Wert C	UFG_{3MA} Wert C	v_c und f Wert C
...

Jede Zeile repräsentiert einen spezifischen Prozessschritt zur Fertigung eines Wellenabsatzes mit den entsprechenden Parametern. Diese Parameter dienen im Folgenden als Grundlage für die proaktive Prozesssteuerung. Um eine hohe Produktivität in der Fertigung zu ermöglichen sind die Parameter v_c und f möglichst maximal zu wählen.

Das Flussdiagramm in Abbildung 83 a) beschreibt verschiedenen Schritte und Aktivitäten zur Prozesssteuerung in chronologischer Reihenfolge. Am Anfang steht das Starten des Programmes, das Einlegen eines Bauteils, das Definieren beziehungsweise Auslesen der spezifischen Prozessparameter aus dem Digitalen Zwilling, der Initialisierung des Anpassungsfaktors AF zur Prozesssteuerung und der Berechnung der

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

Prozessparameter $v_{c,neu} = v_c \cdot AF$ und $f_{neu} = f \cdot AF$. Anschließend wird ein neuer Prozessschritt gestartet. Aus den Körperschalldaten KS wird der Werkzeugverschleiß berechnet und im DT abgespeichert. Ist der Werkzeugverschleiß nicht größer als 100 μm und ist der aktuelle Prozessschritt nicht der letzte Prozessschritt, wird die Routine über den Verknüpfungspunkt A neugestartet. Ist dies der letzte Prozessschritt, wird die Routine beendet. Ist der Werkzeugverschleiß größer als 100 μm und noch keine 3MA Initialisierung durchgeführt, wird die 3MA Initialisierungsroutine, dargestellt in Abbildung 83 b), gestartet. Dabei wird ein Starten des Prüfsystems inklusive Positionierung des Prüfkopfes an der Welle durchgeführt. Es erfolgt eine Temperaturkompensation der 3MA-Prüfdaten mit anschließender Wellenabsatzprüfung zur Ermittlung des Parameters UFG_{3MA} . Zusätzlich könnte an dieser Stelle auch eine Schnittgeschwindigkeitskompensation der 3MA-Prüfdaten durchgeführt werden. Ist der Wert 0 (keine UFG vorhanden), wird der Anpassungsfaktor auf 1 gesetzt und der Prozess über A_P erneut gestartet. Schwankt hingegen der Wert zwischen 0 und 1 (keine UFG vorhanden aber kurz vor dessen Ausbildung), wird der Anpassungsfaktor auf 0,8 gesetzt und die Routine über A_P neugestartet. Ist der Wert jedoch 1 (UFG vorhanden), wird ein Merkmal im DT gesetzt, welche anzeigt, dass definitiv UFG aufgetreten sind und das Bauteil gegebenenfalls nachbearbeitet werden muss. Im Anschluss wird die Routine über A_P erneut gestartet.

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

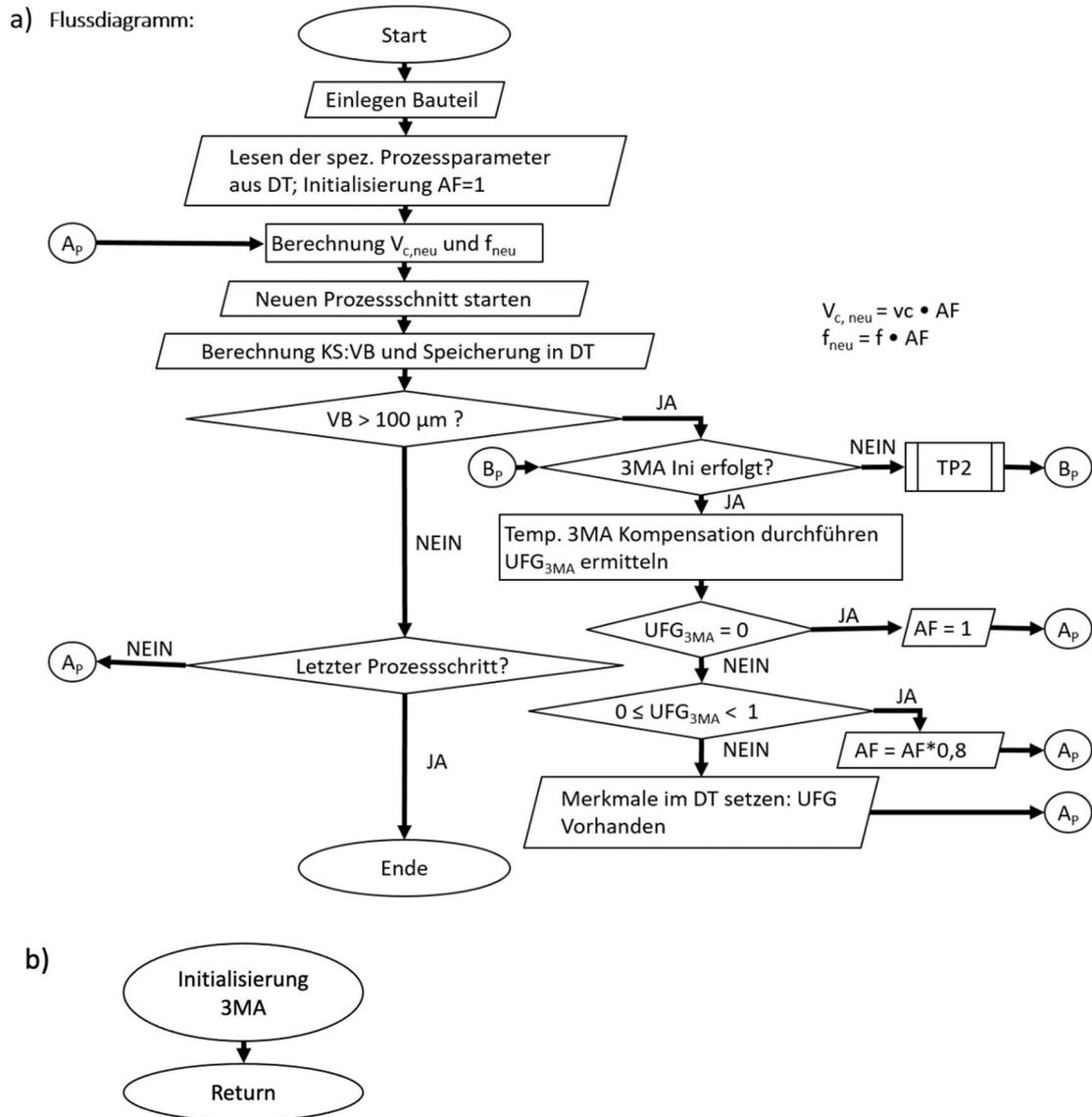


Abbildung 83: a) Flussdiagramm für Steuerung der WZM zur Vermeidung von UFG, b) Teilprozess zur 3MA Initialisierung.

Die Kombination aus Messung des aktuell vorherrschenden Verschleißmarkenbreite und gezielter 3MA-Prüfung erhöht die Standzeit des Werkzeugs und ermöglicht eine 100-Prozent Prüfung der Bauteile auf UFG-Bildung. Durch den gezeigten Ansatz kann eine Reduktion der Maschinenstillstandzeiten und erhöhte Werkzeugausnutzung und damit Prozessproduktivität ermöglicht werden.

5.6 Ansatz für softsensorbasierte Prozessregelung – Closed-Loop-Zerspanung

Für eine Closed-Loop-Zerspanung wird der Softsensor mit geeigneten Schnittstellen zur Ankopplung an die Werkzeugmaschine ausgestattet.

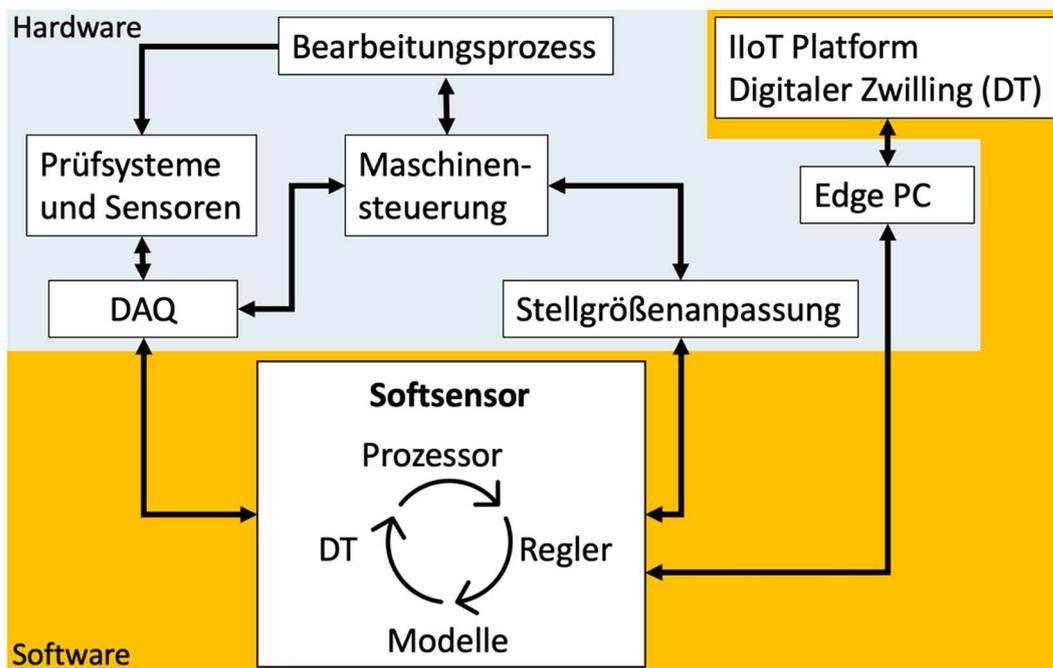


Abbildung 84: Basiskonzept Closed-Loop-Zerspanung

Das Gesamtsystem besteht, schematisch in Abbildung 84 gezeigt, aus den folgenden Teilen:

- Hardware
 - Bearbeitungsprozess: Die Werkzeugmaschine Index G200
 - Prüfsysteme und Sensoren: Das körperschallbasierte Messsystem und das 3MA-Prüfsystem und dessen Sensoren.
 - DAQ: Ein geeignetes Datenakquisitionssystem, Digitalisierung von Messdaten der Prüfsysteme. In diesem Fall könnte das ein modularer Industrie PC wie beispielsweise ein NI PXI sein.
 - Maschinensteuerung: Stellt die Schnittstellen der Werkzeugmaschine zur Ankopplung von externen Geräten und zur Übermittlung von Steuersignalen dar.
 - Stellgrößenanpassung: Ein geeignetes externes Gerät, das eine Änderung von Prozessparametern wie Schnittgeschwindigkeit v_c und Vorschub f im Bearbeitungsprozess zulässt

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

- Edge PC: Ein Hardwaresystem zur Anbindung an nicht in direkter Umgebung zum Bearbeitungsprozess stehenden Systeme. Der Edge-PC könnte auch innerhalb des DAQ-Systems eingegliedert werden.
- Software
 - Softsensor: Beinhaltet das Softwaremodul mit kontinuierlicher Berechnung auf einem Prozessor (beispielsweise im DAQ-Hardwaresystem). Dieses basiert auf den zuvor beschriebenen Modellen und Messdaten des digitalen Zwillings (DT). Darüber hinaus ein oder mehrere geeignete Regler zur Weitergabe der Variation der Stellgrößen an die Stellgrößenanpassung.
 - Internet der Dinge (IOT) Plattform und Digitaler Zwilling: Eine mögliche Darstellung der Messdaten und Regelgrößen des Softsensors in beispielsweise Cloud basierten Anwendungen durch Kommunikation über einen Edge-PC. Weiterhin die Möglichkeit der dauerhaften Abspeicherung der Messdaten in einer digitalen Bauteilakte / digitaler Zwilling (DT).

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Closed-Loop-Zerspanung nicht mehr umgesetzt. Unter Zugrundelegung des vorangegangenen, vorgestellten Flussdiagramms mit Anpassung der Prozessgrößen für den nächsten Schnitt, kann eine mögliche Regelung qualitativ anhand der Messgröße UFG_{3MA} wie in Abbildung 85 aussehen.

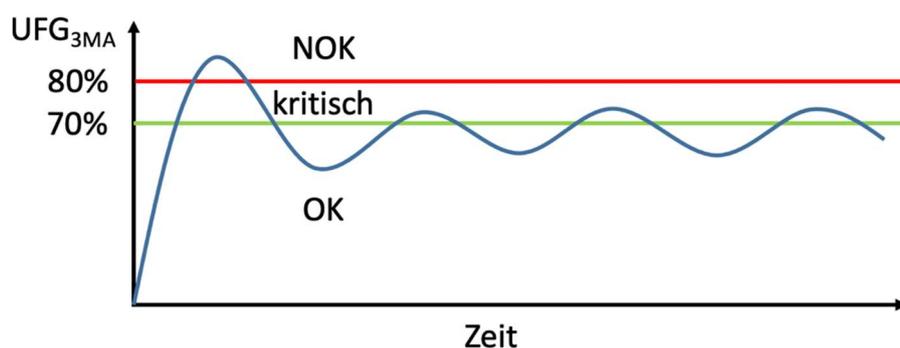


Abbildung 85: Qualitative Darstellung einer möglichen Regelung der Messgröße UFG_{3MA} .

Beim Überschreiten des Wertes in den schlechten Bereich (NOK) $UFG_{3MA} > 80\%$ setzt die Regelung ein. Nach Abfallen in den guten Bereich (OK) $UFG_{3MA} < 70\%$ versucht die

Softsensorkonzept für die Fertigung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge

Regelung die Prozessparameter unter Berücksichtigung einer hochproduktiven Fertigung so anzupassen, dass im kritischen oder nahe am kritischen Bereich ohne Übergang in den schlechten Bereich der Parameter UFG_{3MA} geregelt wird. Somit kann die Entstehung von UFG vermieden werden.

Die entsprechende Entwicklung von Modellen für die geplante Closed-Loop-Zerspanung wurde in dieser Arbeit beschrieben und weitere Modelle zusätzlich in der Veröffentlichung [v.8] diskutiert. Die folgenden Schritte sind unter anderem für eine erfolgreiche Umsetzung der Closed-Loop-Zerspanung erforderlich:

- Identifikation der Regelstrecke: Um die Regelung zu implementieren, ist es wichtig die Eigenschaften und das Verhalten der Regelstrecke zu verstehen. Dies kann durch Experimente, Messungen und Modellierungstechniken erreicht werden. Die Identifikation der Regelstrecke ermöglicht die Erstellung eines mathematischen Modells, welches das Verhalten des Systems beschreibt.
- Analyse der Totzeiten: Durch die Analyse der Reaktionszeiten des Systems kann die Länge der Totzeiten bestimmt werden. Dies ist wichtig, um geeignete Kompensationsstrategien zu entwickeln.
- Kompensation von Totzeiten: Es gibt verschiedene Ansätze, um Totzeiten zu kompensieren. Ein häufig verwendeter Ansatz ist die Implementierung eines vorgeschalteten Steuerelements. Hierbei wird mittels eines Modells ein Steuersignal ermittelt um die Auswirkungen der Totzeiten vorherzusagen und entsprechend zu korrigieren [115].
- Closed-Loop-Zerspanung: Basierend auf dem Verständnis der Regelstrecke und der Kompensation von Totzeiten kann ein geeigneter Regelalgorithmus entwickelt werden. Dieser Algorithmus berücksichtigt die gemessenen Ausgangsgrößen, die gewünschten Sollwerte und die Kompensationsstrategien, um das Steuersignal anzupassen und die Regelstrecke zu regeln. Dabei wird die Regelung kontinuierlich angepasst. Für die Regelung könne verschiedene Methoden zum Einsatz kommen. Die modellprädiktive Regelung (MPC) verwendet ein mathematisches Modell des Prozesses, um die zukünftige Entwicklung der Prozessvariablen vorherzusagen [116]. Durch die Integration von Modellvorhersagen in den Regelalgorithmus kann die Regelung frühzeitig auf Veränderungen und Störungen reagieren und ermöglicht eine effektive Kompensation von Totzeiten und eine bessere Steuerung von

Flaschenhälsen. Es ist möglich einen PID-Regler (Proportional-Integral-Derivative controller) um ein Steuerelement zu erweitern. Durch diese Kombination kann eine Regelung schneller und präziser auf Störungen und Totzeiten reagieren. Bei einer adaptiven Regelung wird der Regelalgorithmus kontinuierlich an den Prozess angepasst, um Veränderungen der Totzeiten zu berücksichtigen. Das Kalman-Filter ist ein statistischer Algorithmus, der verwendet werden kann, um Schätzungen von Prozessvariablen zu verbessern und Totzeiten zu berücksichtigen. Der Filter verwendet sowohl Messungen als auch Vorhersagen basierend auf einem mathematischen Modell, um eine Schätzung der aktuellen Prozesszustände zu erhalten [87]. Dadurch können Flaschenhäse erkannt und kompensiert werden. Es kann auch erforderlich sein, verschiedene Ansätze zu kombinieren. Modellbasierte Regler benötigen die Kenntnis von nicht direkt gemessenen Größen. Dafür können in der Regel Zustandsschätzer wie Beobachter oder Kalman-Filter genutzt werden [117], [118].

- Überwachung und Anpassung: Während des Betriebs wird die Closed-Loop-Zerspannung kontinuierlich überwacht, um Abweichungen von den Sollwerten zu erkennen. Bei Bedarf können die Regelparameter und Kompensationsstrategien angepasst werden, um eine Regelung trotz möglicher Änderungen in der Regelstrecke sicherzustellen.

Der entwickelte Softsensor fungiert als Beobachter oder auch kognitive Instanz, um die Zustände des dynamischen Systems zu schätzen und darüber hinaus proaktiv in den Herstellungsprozess eingreifen zu können. Allgemein ist festzuhalten, dass das Ziel des zu entwickelten Regelungssystems die Vermeidung von ultrafeinkörnigen Gefügen durch Anpassung der Stellgröße Schnittgeschwindigkeit v_c und Vorschub f ist. Dies kann erreicht werden indem die Regelgröße UFG_{3MA} , wie in Abbildung 85 gezeigt, Werte kleiner 80 % und damit außerhalb des Bereichs der Entstehung ultrafeinkörniger Gefüge annimmt.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Diese Arbeit entwickelt ein Softsensor-basiertes multisensorielles zerstörungsfreies Prüfsystem für den Zerspanungsprozess Außenlängsdrehen. Während des Zerspanungsprozesses werden Prozess-, Emissions- und Randschichtcharakteristika aufgenommen. Diese Charakteristika können sowohl mittels zerstörungsfreier Prüfverfahren (ZfP) in-situ detektiert, als auch im Nachgang mittels zerstörenden Prüfverfahren (ZP) zeit- und orts aufgelöst detektiert und analysiert werden. Während des Bearbeitungsprozesses kann es bei hohem Werkzeugverschleiß und der damit verbundenen erhöhten Kontaktdauer des Werkzeuges zu einem gesteigerten Wärmeeintrag in das Werkstück und damit zur Bildung ultrafeinkörniger Gefüge (UFG) kommen. Die Entstehungsmechanismen und Eigenschaften von auftretenden ultrafeinkörnigen Gefügen (UFG) beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 können mittels mikrostruktureller Untersuchungen, Temperatursimulationen und Temperaturmessungen beschrieben werden:

- Mittels TKD-Aufnahme (Transmission Kikuchi Diffraction) lassen sich nanokristalline Körner im Größenbereich von 40 – 340 nm darstellen.
- Auf Grund einer ähnlichen Kristallstruktur zwischen Ferrit und Martensit lassen Messungen mittels EBSD, REM und TEM keine eindeutigen Schlussfolgerungen auf das Vorhandensein von Martensit zu. Jedoch zeigen Nitralätzung und anschließende lichtmikroskopische Untersuchungen in Kombination mit Mikrohärteprüfung eine weiß bräunliche oberflächennahe Randschicht bis in Tiefen von 20 µm, welche einen Härtewert von 750 HV_{0,005} aufweist. Das lässt auf das Vorhandensein von Martensit schließen.
- Das Vorhandensein von Restaustenit zeigt sich durch Debye Scherer- und TKD-Aufnahmen (Transmission Kikuchi Diffraction).
- Durch mikrostrukturelle Charakterisierung und Temperatursimulationen zur Wirttiefe kann ein Überschreiten der Temperatur an der Bauteiloberfläche während des Herstellungsprozesses von 723 °C (AC1 Austenitisierung) als Ursache der UFG-Entstehung ermittelt werden.
- Temperaturmessungen mittels Thermografie ergeben eine Abkühlzeit der Bauteiloberfläche auf 60 °C innerhalb von 33 ms nach einem Bearbeitungsprozess.

Zusammenfassung und Ausblick

Dies bedeutet eine sehr hohe Abkühlgeschwindigkeit von $> 6000 \text{ K/s}$, welche bei Überschreitung der Austenitisierungstemperatur zur Martensitbildung führen kann.

Um das Auftreten von UFG während des Bearbeitungsprozesses zerstörungsfrei zu detektieren und proaktiv zu prognostizieren, wurde ein Softsensor entwickelt. Die Grenzen des Softsensorsystems werden aufgezeigt. Mittels des Softsensors können die folgenden Einflussfaktoren identifiziert und In-Prozess eingesetzt werden:

- **Werkzeugverschleiß:** Der Werkzeugverschleiß als maßgeblicher Einflussfaktor kann mittels akustischer in-situ Emissionsanalyse basierend auf Körperschall detektiert werden. Es wird eine Methode aufgezeigt, um den Werkzeugverschleiß zu überwachen.
- **UFG-Ausbildung:** Ultrafeinkörnige Gefüge können mittels der Mikromagnetischen Multiparametrischen Mikrostruktur- und Spannungs-Analyse (3MA) detektiert werden. Es kann eine Modellgröße UFG_{3MA} ermittelt werden, welche die Bestimmung von UFG ermöglicht. Darüber hinaus wird die Software des 3MA-Systems optimiert, um geeignete Zeitstempel zu jeder Messgröße ausgeben zu können, womit eine Ortslokalisierung und ein gezieltes Nachbearbeiten der Bauteiloberfläche zur Ausschussvermeidung ermöglicht wird.
- **Proaktive Prozesssteuerung:** Auf Basis des Softsensors wird ein Ansatz für eine proaktive Prozesssteuerung zur Vermeidung ultrafeinkörniger Gefüge basierend auf einem Digitalen Zwilling und einem Prozessablauf-/Flussdiagramm aufgezeigt. Es wird erkennbar, wie erfolgreich und effektiv eine Optimierung des Prozesses von einem Prozessschritt zum nächsten mittels des Softsensors und proaktiver Prozesssteuerung ermöglicht wird.
- **Regelungskonzept:** Abschließend wird ein mögliches Regelungskonzept für eine softsensorbasierte Prozessregelung, die sogenannte Closed-Loop-Zerspannung, aufgezeigt.

Weiterhin ermöglichen die beschriebenen quantitativen Zusammenhänge zwischen mikromagnetischen und mikrostrukturellen bzw. mechanischen Eigenschaften spezifisch hergestellter Referenzproben einen Vergleich ähnlicher oder artverwandter mikromagnetischer Messsysteme, da die Bezugsfähigkeit zu den jeweiligen definierten Materialbedingungen der Referenzproben gewährleistet ist. Die geschilderten Maßnahmen stellen erste Schritte zur Verallgemeinerung und Standardisierung

Zusammenfassung und Ausblick

verschiedener mikromagnetischer Messverfahren dar und ermöglichen damit eine geräte- oder prüfkopfunabhängige Kalibrierung.

Die vorliegende Arbeit trägt zur Steigerung der Energieeffizienz in der spanenden Fertigung bei, die einen wichtigen Teil der industriellen Wertschöpfung darstellt. Die gezeigten Untersuchungen erhöhen die Prozessproduktivität beim Drehen von 42CrMo4 und tragen zur Vermeidung der Entstehung von UFG bei. Aus den durchgeführten Versuchen und ausgewerteten Messdaten wird ein praxistauglicher Ansatz vorgestellt, aus welchem sich Empfehlungen für eine energieeffiziente spanende Fertigung ableiten lassen. Die Energieeinsparung und die Reduzierung von Ausschuss hängen von verschiedenen Faktoren ab, wie beispielsweise der spezifischen Maschinenkonfiguration, den bearbeiteten Werkstücken, den Prozessparametern und anderen betrieblichen Bedingungen. Um konkrete Zahlen zur Energieeinsparung durch Ausschussvermeidung beim Außenlängsdrehen zu erhalten, sind Fallstudien im verarbeitenden Gewerbe nötig. Es ist ebenso anzumerken, dass die Einsparungen durch Ausschussvermeidung nicht nur auf die Energieeffizienz bezogen werden können, sondern auch auf reduzierte Materialkosten, verbesserte Produktqualität und Effizienzgewinne in der Produktion. Weiterhin ist durch die Zeit- und Ortskorrelation der mikromagnetischen Prüfdaten eine Lokalisation auftretender UFG auf der Bauteiloberfläche möglich, was wiederum gezieltes Nachbearbeiten des Bauteils ermöglicht und damit zu einer Verringerung von Ausschuss führt.

Eine Presseinformation des Fraunhofer-Verbunds Mikroelektronik in Kooperation mit Leibniz FBH und IHP [8] prognostiziert eine steigende Bedeutung von Informations- und Kommunikationstechnologien, welche als Basis für viele große Zukunftsmärkte wie Künstliche Intelligenz, New Mobility oder Smart Home und weitere fungieren. Ressourcenbewusste Informations- und Kommunikationstechnologien werden in Zukunft immer wichtiger. Dies spiegelt sich insbesondere in Initiativen wie die des Kompetenzzentrums für eine ressourcenbewusste Informations- und Kommunikationstechnik »Green ICT @ FMD« der Forschungsfabrik Mikroelektronik Deutschland als Kooperation des Fraunhofer-Verbunds Mikroelektronik mit den Leibniz-Instituten FBH wider. Eine sensornahe dezentrale Datenverarbeitung (EDGE Computing) mittels Softsensorik ist eine der entscheidenden Technologien, da sich im Vergleich zur

Zusammenfassung und Ausblick

zentralen Datenverarbeitung (Cloud-Computing) Energieeinsparungen seitens der Informations-, Daten- und Kommunikationstechnik von bis zu 50 % realisieren lassen [9].

Die sich aus dieser Arbeit ergebenden Effizienzsteigerungen für die spanende Fertigung stehen in Einklang mit den Thesen von Redecker [5]:

- Zeitspanvolumen maximieren: Hohe Prozessparameter und damit einhergehendes hohes Zeitspanvolumen bei der Bearbeitung ermöglichen eine effiziente Zerspanung. Wenn die nötige Oberflächengüte es zulässt, sollte der größtmögliche Vorschub und Zustellung verwendet werden.
- Hochgeschwindigkeitsbearbeitung forcieren: Eine Hochgeschwindigkeitsbearbeitung hat auf Grund des hohen Zeitspanvolumens einen geringeren Energiebedarf als eine konventionelle Bearbeitung.
- Energiebedarf erfassen und bewerten: Der Digitale Zwilling und dessen Erweiterung auf Kenngrößen der Energieeffizienz lassen Echtzeitanalysen während des laufenden Fertigungsprozesses zu. Eine anschließende Bewertung mittels geeigneter Kenngrößen ermöglicht eine Effizienzermittlung und Optimierung des Produktionsablaufs.

Zukünftig soll im weiteren Verlauf des DFG-Projekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ und im Rahmen des DFG Schwerpunktprogramms 2086 „Oberflächenkonditionierung in Zerspanungsprozessen“ der Prozess gesteuert und geregelt werden. Die vorgestellte Methodik des Softsensors wird dabei zum Einsatz kommen. Insbesondere das Verhalten des Werkzeugverschleißes und dessen Auswirkungen auf das Verhalten des Verschleißfaktors sollte überprüft werden, da dies gegebenenfalls Anpassungen an der Prozesssteuerungs- und Prozessregelungsstrategie impliziert. Eine proaktive Prozesssteuerung erfordert zudem die Weiterentwicklung der bisher in dem DFG-Projekt genutzten Maschinenteknik. Über diese Arbeit hinaus können die gewonnenen Erkenntnisse auf andere Fertigungsverfahren, Werkzeugmaschinen oder Werkstoffe übertragen werden.

7 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Die Größen und Richtungen des Außenlängsdrehens a) Winkel des Schneidkeils b) Größen des Spanungsquerschnitts c) Drehhalter mit Kräften und Winkel (nach DIN 8589-1) nach [10].	6
Abbildung 2: Beeinflussung der Randzone in Anlehnung an [29], [30].	11
Abbildung 3: Schematischer Darstellung des Temperatureinflusses auf das Schleifergebnis in Anlehnung an [42].	17
Abbildung 4: Wechselwirkung der vier Hauptzonen der thermomechanischen Oberflächenkonditionierung.	37
Abbildung 5: Darstellung der Kapitel 4 und 5 der Arbeit anhand des Prozessregelkreises in Anlehnung an das DFG-Projekt „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ SPP2086.	38
Abbildung 6: Ursache-Wirkungs-Diagramm (Ishikawa-Diagramm) zur Darstellung der Einflussfaktoren zur Entstehung ultrafeinkörniger Gefüge [v.1].	41
Abbildung 7: Vergüteter Rundstahl bei einer Anlasstemperatur von 300 °C nach dem Schruppdrehen mit Korrosion hervorgerufen durch lange Lagerung.	43
Abbildung 8: a) Versuchsaufbau des Außenlängsdrehens mit Kraftmessplattform und Werkzeugkrafttrichtungen, b) Maße des verwendeten Werkzeughalter Typ SCLCR2020K12.	45
Abbildung 9: Schematischer Überblick der vier Hauptdomänen bei der thermomechanischen Oberflächenkonditionierung. Mit den Prozessgrößen Vorschubrichtung f in axialer Bauteilrichtung, Schnittgeschwindigkeit vc in tangentialer Bauteilrichtung, Spannungsdicke h in radialer Bauteilrichtung und minimale Spannungsdicke h_{min} in Anlehnung an [98].	47
Abbildung 10: Schematische Darstellung der Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Wärmebehandlung der 42CrMo4 Referenzproben, in Anlehnung an [v.10].	50
Abbildung 11: Referenzprobe a) im Hysterese Messplatz, b) mit schematischer Darstellung des magnetischen Feldes, c) Bauteilgeometrie für die mikrostrukturellen und mikromagnetischen Untersuchungen, d) befestigt am Goniometer für die XRD-Messung, e) Probenquerschnittsgeometrie mit XRD-Messfleckgröße zur Phasenanalyse und Darstellung der Richtungen der Eigenspannungsmessung, f) Messpositionen der Härtemessung, Anlehnung an [v.10].	51
Abbildung 12: Magnetische Hysterese mit verschiedenen Arbeitspunkten an 42CrMo4 mit Anlasstemperatur 300 °C, in Anlehnung an [v.10].	54
Abbildung 13: Magnetische Hysterese der untersuchten Referenzproben in verschiedenen Anlasszuständen. a) konstante magnetische Flussdichte B_{max} von 1 T, b) konstante Erregerspannung VE von 1,8 V mit sich ergebenden Hc und B_{max} und c) Vergleich zwischen der aus der magnetischen Hysterese ermittelten Härte und Remanenz ebenso bei konstanter Feldstärke. In Anlehnung an [v.10].	56
Abbildung 14: Restaustenitgehalt RA , magnetische Remanenz Br , Härte HV30 im quantitativen Vergleich zur Hysterese und REM-Bilder mit 15.000x Vergrößerung. In Anlehnung an [v.10].	57

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 15: Vergleich der Messergebnisse vom Hysteresemessplatz in Darstellung B_{max} über HC und Br für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.	59
Abbildung 16: Aufgebauter 3MA-Prüfkopf in 3D gedruckter Haltevorrichtung zur Vermessung der Referenzproben.	61
Abbildung 17: Darstellung der 3MA-Prüfgrößen H_{co} , H_{ro} , H_{cm} und H_{cu} jeweils bei Magnetisierungsamplituden 20 A/cm und 45 A/cm mit Variation der Magnetisierungsfrequenz an Referenzprobe 4140-300C.	62
Abbildung 18: Darstellung der 3MA-Prüfgröße V_{mag} bei Magnetisierungsamplituden 20 A/cm und 45 A/cm mit Variation der Magnetisierungsfrequenz an Referenzprobe 4140-300C.	63
Abbildung 19: 3MA-II-Prüfgrößen V_{mag} und H_{co} , K , H_{ro} der Harmonische-Analyse, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.	65
Abbildung 20: 3MA-II-Prüfgrößen H_{cm} und M_{max} des Barkhausen-Rauschen, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.	65
Abbildung 21: 3MA-II-Prüfgrößen μ_r und H_{cu} der Inkrementelle Permeabilität, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.	66
Abbildung 22: 3MA-II-Prüfgröße Mag_1 und Re_4 des Mehrfrequenz-Wirbelstrom, gemessen an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.	66
Abbildung 23: a) Versuchsaufbau mit 3D-Magnetfeldsensor und Bauteil, Restmagnetisierung in b) X- Richtung, c) Y-Richtung, d) Z-Richtung.	70
Abbildung 24: Vergleich des Verlaufs der Prüfgröße H_{cm} bei Variation von $MagAmp$ bei unterschiedlichen Abhebungen (0,0 mm bis 0,8 mm) des Prüfkopfes und gewähltem Arbeitspunkt (grüner Kreis) der magnetischen Amplitude bei $MagFreq$ a) 350 Hz und b) 100 Hz.	72
Abbildung 25: Arbeitspunktverschiebung bei Variation der Abhebung und Magnetisierungsfrequenz für die 3MA-Prüfgröße a) H_{cm} und b) $MagAmp$	73
Abbildung 26: Wendeschneidplatte a) vermessen mittels optischen Mikroskops, b) leicht und stark verschlissen.	75
Abbildung 27: a) Position der Thermoelemente in der Wendeschneidplatte, b) Entwicklung der Werkzeugtemperatur bei Werkzeugverschleiß. In Anlehnung an [v.1].	76
Abbildung 28: 3D-Modell in ANSYS eines Teilsegments des Bauteils aus 42CrMo4 und aufgebrachte lokale Oberflächentemperatur als Fläche in Rot.	79
Abbildung 29: Schnittbilder des 3D-Modells in ANSYS nach thermisch-transienter Analyse mit maximaler Oberflächentemperatur von a) 800 °C, b) 1000 °C, c) 1400 °C.	80
Abbildung 30: Zusammenfassung der Wirtktiefe der Oberflächentemperatur nach thermisch-transienter Analyse mittels ANSYS bei Kontaktzeit des Werkzeugs von 0,0435 ms.	81
Abbildung 31: Zusammenhang zwischen der Umwandlungstiefe und ($T_B - A_{c1}$) bei Kontaktzeit 0,087 ms und Werkzeugverschleiß 430 μm	83

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 32: a) Eingebettete Probensegmente im Koordinatensystem der Bauteile in radialer- und axialer-Richtung, b) Messsystem NHT ² zur Mikrohärtprüfung c) eingebettete Probensegmente und d) Detailaufnahme der Mikrohärtprüfung an einer Probe in Umfangsmessung mit sichtbaren Härteeindrücken. In Anlehnung an [v.5].....	85
Abbildung 33: Härtekurve der Mikrohärtprüfung von zwei ausgewählten Probensegmenten 61A (QT300, VB = 500 µm), 53A (QT450, VB = 0 µm). In Anlehnung an [v.5].....	86
Abbildung 34: Schliffbild in axialer Richtung (Wellenquerschnitt), a) Probensegment 61A, b) Probensegment 53A.....	87
Abbildung 35: Schliffbild in Umfangsrichtung (Wellenlängsschnitt), a) Probensegment QT300 90° mit UFG, b) Probensegment QT300 ohne UFG. In Anlehnung an [v.2]..	87
Abbildung 36: Schliffbild einer Probe mit Darstellung der axialen Richtung. a) lichtmikroskopische Aufnahme mit 500x Vergrößerung, b) Detailaufnahme mit 1000x Vergrößerung.....	89
Abbildung 37: Lichtmikroskopische Aufnahme a) mit entstandener weißer Schicht, b) Detailaufnahme des Grundgefüges 42CrMo4 mit vermuteter martensitischer Anlasszone.....	90
Abbildung 38: Sekundärelektronenbild einer Probe mit nanokristalliner Randschicht aufgenommen mittels Rasterelektronenmikroskop mit SE-Detektor.	91
Abbildung 39: REM-Ergebnisse aus korrelativer Mikroskopie mittels EBDS-Technik ausgewertet a) IQ-Mapping, b) Lichtmikroskopische Aufnahme, c) Missorientierungskarte, d) Orientierungskarte.....	92
Abbildung 40: EBSD-Aufnahme mit Kornfeinung an der Randschicht.	93
Abbildung 41: IQ-Map und Orientierung der Körner mittels Farbkodierung an einer ausgewählten Stelle mit Kornfeinung.	94
Abbildung 42: TKD-Aufnahme einer FIB-Lamelle mit nanokristalliner Struktur mittels Rasterelektronenmikroskop JSM-700F gemessen, mit Erkennung von 10 unterschiedlichen Körnern.....	95
Abbildung 43: a) Phasenmapping und b) Orientierungsmap einer FIB-Lamelle mit nanokristalliner Struktur mittels Rasterelektronenmikroskop JSM-700F gemessen.	96
Abbildung 44: Debye Scherer Bild aus Transmissionselektronenmikroskopie (TEM), dessen Millersche Indizes (hkl), gemessen an einer FIB-Lamelle mit UFG.	97
Abbildung 45: Dashboard der Hochgeschwindigkeits-Software 3MA Studio II HS mit variierender Messgröße Mmean gemessen in Umfangsrichtung des Bauteils.	100
Abbildung 46: Standardabweichung der Messgeschwindigkeit im Highspeed-Modus der vier 3MA-Verfahren (1-4) und dessen Kombination (einfach, doppelt, dreifach, vierfach) untereinander.....	101
Abbildung 47: Links Aufbau des 3MA-Systems mit Prüfkopf in Drehmaschine zum Testen der highspeed-3MA-Software am eingespannten bearbeiteten Bauteil. Rechts schematische Darstellung von 3MA-Prüfkopf mit Prüfabstand d.....	102

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 48: Darstellung des Einschwingverhaltens bei einer highspeed-3MA-Messung für die Prüfverfahren mit Luftspalt 0,1 mm bei a) V_{mag} , b) u_{max} , c) M_{max} , d) l_{m4} an einer Prüfwelle mit den Parametern QT450, $v_c = 200$ m/min, $a_p = 0,2$ mm.	103
Abbildung 49: Histogramm und Wahrscheinlichkeitsdiagramm der Prüfgröße a) V_{mag} und b) l_{m4} bei einer highspeed-3MA-Messung mit Luftspalt 0,1 mm.	104
Abbildung 50: Polarkoordinatenplot ausgewählter Prüfgrößen.	105
Abbildung 51: Einfluss des Prüfabstands ausgewählter 3MA-Prüfgrößen V_{mag} , K , H_{cm} an rotierender Welle (v_{tan} von 100 m/min) und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300 (v_c mit 100 m/min, f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1 mm).....	107
Abbildung 52: a) Hauptkomponentenanalyse PCA basierend auf den vorverarbeiteten Daten und b) zugehöriges Pareto-Diagramm der Varianz.	108
Abbildung 53: a) Visualisierung der PCA-Ergebnisse als Biplot für Hauptkomponente 1 und 2, b) PCA – Konfusionsmatrix zur Abstandsdetektion.....	110
Abbildung 54: Vergleich der 3MA-Prüfgrößen H_{cm} bei unbewegter und langsam rotierender Welle an axial fixierter Messposition 42CrMo4 QT300, LiftOff = 0,1 mm.	112
Abbildung 55: Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit v_{tan} auf ausgewählte 3MA-Prüfgrößen V_{mag} , $Ph3$, K an rotierender Welle und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300, LiftOff = 0,1 mm, $f = 0,1$ mm/U, $a_p = 0,1$	113
Abbildung 56: Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit v_{tan} auf ausgewählte 3MA-Prüfgrößen u_r , H_{cu} , $DH25u$, $DH50u$ an rotierender Welle und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300, LiftOff = 0,1 mm, f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1.	114
Abbildung 57: Einfluss der Bewegungsgeschwindigkeit v_{tan} auf ausgewählte 3MA-Prüfgrößen H_{cm} , $DH25m$, $DH50m$, $DH75m$ an rotierender Welle und axial fixierter Messposition an 42CrMo4 QT300, LiftOff = 0,1 mm, f mit 0,1 mm/U, a_p mit 0,1.	115
Abbildung 58: Versuchsaufbau der Temperaturmessung mit Infrarotkamera und Makroobjektiv.	117
Abbildung 59: Temperaturbilder a) a_p mit 0,2 mm, b) a_p mit 0,5 mm, c) a_p mit 1,0 mm [v.8].....	118
Abbildung 60: Maximale Temperaturen ermittelt mit Infrarotkamera.	119
Abbildung 61: Experimentelles Messsetup der Hochgeschwindigkeits-3MA-Prüfung von erwärmten Bauteilen.....	120
Abbildung 62: Simulierte- und experimentell ermittelte Oberflächentemperaturen des Werkstücks über die Zeit [v.8].....	121
Abbildung 63: 3MA-Prüfgröße $Ph3$ a) vor der Normalisierung, b) nach der Normalisierung [v.8].....	123
Abbildung 64: Regressionslinien mehrerer normalisierter 3MA-Prüfgrößen [v.8].	124
Abbildung 65: 3MA-Merkmal $Re3$ a) ohne Kompensation des temperaturbedingten Fehlers, b) nach Kompensation des temperaturbedingten Fehlers.	126

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 66: a) Hauptkomponentenanalyse PCA basierend auf den vorverarbeiteten Daten und b) zugehöriges Pareto-Diagramm der Varianz.	130
Abbildung 67: PCA – 1 und 2 Hauptkomponente der a) Anlasstemperatur Ta , b) Vorschub f und c) Schnittgeschwindigkeit vc	131
Abbildung 68: PCA – Konfusionsmatrix der a) Anlasstemperatur Ta , b) Vorschub f und .. c) Schnittgeschwindigkeit vc	132
Abbildung 69: LDA – 1 und 2 Hauptkomponente der a) Anlasstemperatur Ta , b) Vorschub f und c) Schnittgeschwindigkeit vc	134
Abbildung 70: LDA – Konfusionsmatrix der a) Anlasstemperatur Ta , b) Vorschub f und c) Schnittgeschwindigkeit vc	135
Abbildung 71: Pareto-Diagramm mit Varianz der Hauptkomponentenanalyse PCA.	136
Abbildung 72: Visualisierung der PCA-Ergebnisse als Biplot für a) Hauptkomponente 1 und 2.	137
Abbildung 73: 3MA-Prüfdaten als Testdaten im PCA-Modell mit a) keine Ausbildung von UFG bei 450 °C, VB = 50 µm bei mittlerer mechanischer Belastung, c) Ausbildung von UFG ≤ 10 µm bei 450 °C, VB = 130 µm bei hoher mechanischer Belastung, d) Ausbildung von UFG ≥ 10 µm bei 300 °C, VB = 420 µm, hohe mechanische Belastung. Die Angaben der UFG in µm beziehen sich auf die Tiefenwirkung.	140
Abbildung 74: Körperschallsensor an Werkzeughalter in Werkzeugmaschine Index G200.	142
Abbildung 75: Einfluss eines stark verschlissenen und unverschlissenen Werkzeugs (CCMT120404-RP4 WPP20S) an 42CrMo4 QT450 auf a) das Leistungsspektrum der Körperschallemission und b) den Verschleißfaktor VF mit konstanten Prozessparametern $v_c = 200$ m/min, $f = 0,2$ mm/U, $a_p = 0,1$ mm in Anlehnung an [v.1].	144
Abbildung 76: Schwingungssignale eines Werkzeugs (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit VB = 0 µm a) Rohsignal (blau) eines Schnittes an 42CrMo4 QT300 mit Bandpassgefiltertem Signal (orange) mit Passbandfrequenz 10 kHz bis 50 kHz, b) Powerspektrum des Rohsignals und Bandpasssignals.	146
Abbildung 77: Schwingungssignale eines Werkzeugs (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit VB = 150 µm a) Rohsignal (blau) eines Schnittes 42CrMo4 QT300 mit Bandpassgefiltertem Signal (orange) mit Passbandfrequenz 10 kHz bis 50 kHz, b) Powerspektrum des Rohsignals und Bandpasssignals.	147
Abbildung 78: Entwicklung des Verschleißfaktor VF mit unterschiedlichen Prozessparametern und Werkzeugverschleiß VB an 42CrMo4 QT600, QT450 und QT300 und Wendeschneidplatte CCMT120404-RP4 WPP10S.	148
Abbildung 79: Material 42CrMo4 QT300 a) VF im Vergleich zu VB, b) Gleitender Mittelwert über 8 Schnitte von VF über VB. Jeweils für zwei Werkzeuge WSP (CCMT120404-RP4 WPP10S) mit konstantem a_p mit 0,1 mm und unterschiedlichem Vorschub f mit 0,2 m/min (blau) und f mit 0,1 m/min (orange), der Pfeil zeigt jeweils auf den Schnitt eines Bauteilwechsels mit einhergehender Erhöhung des Durchmessers D und Härte ΔHV	150

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 80: Parameterverteilung der paarweisen Korrelationsmatrix. In Anlehnung an Publikation [v.6].....	153
Abbildung 81: a) – d) Sensitivitäten des ΔHV -LASSO Modells für die Prozessparameter, e) Übereinstimmung der Vorhersage für LASSO [v.6].....	155
Abbildung 82: a) Softsensor für die effektive Drehbearbeitung zur Vorhersage von auftretenden ultrafeinkörnigen Gefügen, b) klassische Kette der Signalverarbeitung und Modellbildung.	160
Abbildung 83: a) Flussdiagramm für Steuerung der WZM zur Vermeidung von UFG, b) Teilprozess zur 3MA Initialisierung.	169
Abbildung 84: Basiskonzept Closed-Loop-Zerspanung.....	170
Abbildung 85: Qualitative Darstellung einer möglichen Regelung der Messgröße UFG3MA.	171
Anhang Abbildung 86: Weitere Abbildungen zur Arbeitspunktbestimmung.....	208
Anhang Abbildung 87: Beispielhaftes ZTU-Diagramm Vergütungsstahl Werkstoff Nr. 1.7225, 42CrMo4 [112].	216
Anhang Abbildung 88: Beispielhaftes Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff [113].	217

8 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Konstante und variierte Prozessparameter für den Versuchsplan.....	44
Tabelle 2: Konstante Größen des Werkzeughalters.	46
Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Charge aus 42CrMo4, in Anlehnung an [v.10].	49
Tabelle 4: Referenzprobenbezeichnung und angewandte Wärmebehandlung, in Anlehnung an [v.10].	49
Tabelle 5: Wiederholungsmessung der magnetischen Hysterese an 42CrMo4 mit Angabe der magnetischen Koerzitivfeldstärke H_c und Remanenzflussdichte B_r . Berechnung von Mittelwert Mean ($\bar{}$), Standardabweichung Std (σ) und Varianz Var (σ^2) bei B_{max} von 1 T, in Anlehnung an [v.10].....	55
Tabelle 6: B_r , H_c bei B_{max} , H_{max} für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C und μ_r	60
Tabelle 7: Variation der Magnetisierungsfrequenz und zwei ausgewählter Magnetisierungsamplituden der 3MA-Messung an Referenzproben 4140-300C zur Ermittlung des Magnetisierungsfrequenzeinflusses.	62
Tabelle 8: Variation der Magnetisierungsamplitude der 3MA-Messung an Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C zur Ermittlung des Magnetisierungsamplitudeneinflusses.	64
Tabelle 9: Gewählte Arbeitspunkte an Referenzproben für den 3MA-Sonderprüfkopf für die 3MA-Verfahren HA, BR, IP, WS.....	68
Tabelle 10: Eindringtiefe δBR für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.	69
Tabelle 11: Eindringtiefe δIP für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.	69
Tabelle 12: Eindringtiefe δWS für Referenzproben 4140-300C, 4140-450C und 4140-600C.....	69
Tabelle 13: Parameter des 3MA-II Systems zur Arbeitspunktbestimmung des 3MA-Sonderprüfkopfes mit Variation in Magnetisierungs-amplitude (MagAmp), -frequenz (MagFreq) und Abhebung (<i>LiftOff</i>).	71
Tabelle 14: Gewählte Arbeitspunkte für den 3MA-Sonderprüfkopf und die 3MA-Verfahren HA, BR, IP, WS mit Prüfkopfhebung <i>LiftOff</i>	74
Tabelle 15: Zusammenhang Werkzeugverschleiß VB, Kontaktzeit des Werkzeugs und Wirtiefe der P-S-K-Temperatur (723 °C, Ac1) bei vorausgesetzter Oberflächentemperatur T_B	82
Tabelle 16: Korngrößen der unterschiedlichen Körner der Transmission Kikuchi Diffraction (TKD) Aufnahme einer FIB-Lamelle mittels Rasterelektronenmikroskop JSM-700F gemessen.....	96
Tabelle 17: Variierte Tangentialgeschwindigkeit v_{tan} zur Überprüfung des Einflusses auf 3MA-Prüfgrößen.....	113

Tabellenverzeichnis

Tabelle 18: Schnittparameter und Wendeschneidplattengeometrie für die Temperaturmessungen.	117
Tabelle 19: Absoluter Pearson Korrelationskoeffizient (PCC) der 3MA-Prüfgrößen [v.8].	124
Tabelle 20: Variierte Schnittparameter der Bauteile für die Modellbildung.	128
Tabelle 21: Qualitative Gegenüberstellung zwischen auftretenden nanokristallinen Randschichten und thermomechanischer Belastung in Kombination mit Werkzeugverschleiß. Die Anlasstemperatur der Bauteile ist bei den gezeigten Daten ≤ 450 °C.....	139
Tabelle 22: Anzahl und Stärke der aufgetretener UFG mittels Schliffbild, Ätzung und Lichtmikroskop bestätigt.	140
Tabelle 23: Messkonfiguration des Körperschallprüfsystems.	143
Tabelle 24: Schnittparameter der Werkzeuge bei der Verschleißmessung zur Untersuchung der Korrelation mit den Körperschalldaten. Wendeschneidplatte (CCMT120404-RP4 WPP10S).....	145
Tabelle 25: Qualitätsindikatoren der ΔHV -Modelle [v.6].	154
Tabelle 26: Koeffizienten des LASSO ΔHV -Modells [v.6].	154
Tabelle 27: Qualitative Steuerbarkeit der Oberflächenhärte ΔHV für 42CrMo4 QT450 und QT600.	161
Tabelle 28: Durchschnittliche qualitative Entwicklung des Trends des Verschleißfaktor VF bei $v_c = 300$ m/min mit unterschiedlichen Prozessparametern und Werkzeugverschleiß VB an 42CrMo4 QT300 mit Wendeschneidplatte CCMT120404-RP4 WPP10S.	163
Tabelle 29: Digitale Bauteilakte / Digitaler Zwilling eines Wellenabsatzes.	165
Tabelle 30: Wichtige Kenngrößen zur Prozesssteuerung eines Bauteils aus 42rMo4. ...	167
Tabelle 31: Harmonische-Analyse (HA) - charakteristische Größen.....	191
Tabelle 32: Mehrfrequenz-Wirbelstrom (WS) - charakteristische Größen.	191
Tabelle 33: Barkhausenrauschen (BR) - charakteristische Größen.	192
Tabelle 34: Inkrementelle-Permeabilität (IP) - charakteristische Größen.....	192
Anhang Tabelle 35: Deskriptive Statistik zu Highspeed-3MA-Messung aus Kapitel 4.5.	209
Anhang Tabelle 36: Shapiro-Wilk Test auf Normalverteilung mit Signifikanzniveau 0,05 zu Highspeed-3MA-Messung aus Kapitel 4.5.	211
Anhang Tabelle 37: D'Agostino-Test – K-Quadrat auf Normalverteilung mit Signifikanzniveau 0,05 zu Highspeed-3MA-Messung aus Kapitel 4.5.....	213

9 Symbolverzeichnis

Formelzeichen	Beschreibung	Einheit
v_c	Schnittgeschwindigkeit	m/min
$v_{c,neu}$	Neue Schnittgeschwindigkeit vorgegeben durch proaktive Prozesssteuerung	m/min
v_{tan}	Tangentialgeschwindigkeit der Welle	m/min
f	Vorschub	mm/U
f_{neu}	Neuer Vorschub vorgegeben durch proaktive Prozesssteuerung	mm/U
a_p	Schnitttiefe	mm
r_ε	Schneideckenradius	μm
VB	Verschleißmarkenbreite des Werkzeugs	μm
κ	Einstellwinkel	°
λ	Neigungswinkel	°
γ	Spanwinkel	°
α	Freiwinkel	°
F_p, F_c, F_f	Kräfte Werkzeughalter, dreidimensionale Richtung	N
T_a	Anlasstemperatur	°C
μ_r	Magnetische Permeabilität	H/m
VF	Verschleißfaktor nach Bähre	%
h	Spanungsdicke	mm
h_{min}	Minimale Spanungsdicke	mm
B_r	Magnetische Remanenz	T
H	Magnetische Feldstärke (Magnetfeldstärke)	A/cm
H_t	Tangentiale Komponente des magnetischen Feldes	A/cm
H_C	Koerzitivfeldstärke	A/cm
B	Magnetische Flussdichte	T
$MagFreq$	Magnetisierungsfrequenz (in 3MA-II Software <i>MagFreq</i> genannt)	Hz
$f_{mag,ref}$	Referenzierte Magnetisierungsfrequenz bei HystereseMessung	Hz
V_E	Erregerspannung	V
H_{max}	Maximales Magnetfeld	A/cm
B_{max}	Maximaler magnetischer Fluss	T
B_s	Magnetische Sättigung	T
$MagAmp$	Magnetisierungsamplitude	A/cm
$LiftOff$	Prüfkopfabhebung	mm

Symbolverzeichnis

μ_0	Magnetische Feldkonstante	H/m
δ	Standardeindringtiefe elektromagnetischer Wechselfelder	μm
δ_{BR}	Eindringtiefe Barkhausen-Rauschen	μm
δ_{IP}	Eindringtiefe Inkrementelle-Permeabilität	μm
δ_{WS}	Eindringtiefe Mehrfrequenz Wirbelstrom	μm
σ	Leitfähigkeit von Stahl	$8,6 \cdot 10^6 \text{ S/m}$
T_W	Werkzeugtemperatur	$^{\circ}\text{C}$
\dot{Q}	Wärmestrom	W
K_W	Wärmeleitfähigkeit	W/(m·K)
k	Temperaturleitfähigkeit	m^2/s
ρ	Dichte	g/cm^3
c	Spezifische Wärmekapazität	J/(kg·K)
A_W	Kontaktfläche des Werkzeugs	μm^2
t_{kontakt}	Kontaktzeit des Werkzeugs	ms
UWT	Umwandlungstiefe ultrafeinkörniger Gefüge	μm
T_B	Oberflächentemperatur des Bauteils	$^{\circ}\text{C}$
$Ac1$	Starttemperatur der Umwandlung von Austenit zu Perlit (Kohlenstoffgehalt > 0,02 %)	723 $^{\circ}\text{C}$
$Ac3$	Endtemperatur der Umwandlung von Austenit für 42CrMo4	790 $^{\circ}\text{C}$
u_{CRM}	Kalibrierunsicherheit	%
U	Messunsicherheit	%
v	Variationskoeffizient	%
u_H	Wiederholpräzision der Prüfmaschine	%
u_{MS}	Standardunsicherheit des Messsystems	%
U_{CRM-D}	Drift der Härtevergleichsplatte	%
u_x	Inhomogenität der Materialprobe	%
F_m	Prüfkraft	mN
E^*	E-Modul	GPa
$Re3_{\text{comp}}$	3MA-Prüfgröße $Re3$ nach Temperaturkompensation	mV
x_{PCA}	Abstandsgröße (zweite Hauptkomponente PCA)	a. u.
R^2	Bestimmtheitsmaß	%
AF	Anpassungsfaktor zur Prozesssteuerung	a. u.
UFG_{3MA}	Definierter 3MA-Parameter zur UFG-Detektion	%

10 Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bezeichnung
3MA	Mikromagnetische Multiparametrische Mikrostruktur- und Spannungs-Analyse
3MA-II	Zweite Generation des Hardwaresystems 3MA
42CrMo4	Verwendete Stahlsorte (vergüteter legierter Stahl), engl. AISI4140, jap. SCM440
AE	Schallemissionsanalyse, engl. acoustic emission analysis
BR	Barkhausen-Rauschen
BWS	Bruttowertschöpfung
Cloud Computing	Zentralen Datenverarbeitung
CNC	Computerized numerical control
DOF	Anzahl von Freiheitsgraden, engl. degree of freedom
DT	Digitaler Zwilling
EBSD	Elektronenrückstreubeugung
EC	Mehrfrequente Wirbelstromanalyse
EDGE Computing	Dezentrale Datenverarbeitung
Fe ₃ C	Perlit, lamellenförmige Struktur aus Ferrit und Zementit
FEM	Finite-Elemente-Methode
GWKG	Großwinkelkorn Grenzen
HA	Harmonische-Analyse der tangentialen magnetischen Feldstärke
HRC	Rockwell-Härteklasse C
HV0,005 und HV30	Härtemesswert der Vickers-Härteprüfung, in diesem Fall 0,005 oder 30 Kilogramm-Force (Kgf) als Lastausübung auf Diamant-Spitze
In-Prozess	Während des Bearbeitungsprozesses
IOT	Internet der Dinge
IP	Inkrementelle-Permeabilität
IQ-Mapping	Image quality map
kfz	Elementarzellen kubisch-flächenzentriert
krz	Elementarzellen kubisch-raumzentriert
KS	Körperschall
LASSO	Least absolute shrinkage and selection operator
LDA	Lineare Diskriminanzanalyse
Mn	Mangan
MPC	Modellprädiktive Regelung
PCA	Hauptkomponentenanalyse, engl. principle component analysis
PCC	Pearson Korrelationskoeffizient

Abkürzungsverzeichnis

PID-Regler	Proportional-Integral-Derivative controller, Regler mit proportionalem, integralen und differenzierendem Anteil
Post-Prozess	Nach dem Bearbeitungsprozess
Pre-Prozess	Vor dem Bearbeitungsprozess
QT, QT300, QT450, QT600	Abgeschreckt, engl. quenched and tempered, und angelassener Stahl bei Anlasstemperatur 300 °C, 450 °C, 600 °C
RA	Restaustenitgehalt
REM	Rasterelektronenmikroskop
S	Schwefel
Si	Silizium
SPD	Hochgradige plastische Verformung, engl. severe plastic deformation
SVM	Support vector machine
SWR	Schrittweisen Regression
TDMS	Technical data management streaming Datenformat
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
TKD	Transmission Kikuchi Diffraction
UFG	Ultrafeinkörniges Gefüge
WS	Mehrfrequenz Wirbelstrom
XRD	Röntgenbeugung
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfverfahren
ZfP 4.0, NDT 4.0	Zerstörungsfreie Prüfung 4.0, engl. nondestructive testing 4.0
ZP	Zerstörende Prüfung
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfung (ZfP)
Δ HV	Mittlere Differenz Δ HV zwischen 5 und 50 μ m Tiefe)
3MA	Mikromagnetische Multiparametrische Mikrostruktur- und Spannungs-Analyse

11 Prüfgrößenverzeichnis 3MA-II

Tabelle 31: Harmonische-Analyse (HA) - charakteristische Größen.

Parameter	Einheit	Beschreibung
<i>A3, A5, A7, A9</i>	A/cm	Amplituden der 3., 5., 7., 9. Harmonischen von Ht.
<i>P3, P5, P7, P9</i>	Rad	Phasen der 3., 5., 7., 9. Harmonischen von Ht.
<i>UHS</i>	A/cm	Summe aller höheren Harmonischen, $UHS = A3 + A5 + A7 + A9$.
<i>K</i>	%	Verzerrungsfaktor/Klirrfaktor, $K = 100\% * \sqrt{(A3^2 + A5^2 + A7^2)}/A9$.
<i>Hco</i>	A/cm	Koerzitivfeldstärke aus der harmonischen Analyse.
<i>Hro</i>	A/cm	Harmonischer Anteil der magnetischen Feldstärke im Nulldurchgang.
<i>Vmag</i>	V	Finale Spannung des Elektromagneten.

Tabelle 32: Mehrfrequenz-Wirbelstrom (WS) - charakteristische Größen.

Parameter	Einheit	Beschreibung
<i>Re1–Re4</i>	V	Realteil der EC-Signale bei Frequenz 1, 2, 3, 4.
<i>Im1–Im4</i>	V	Imaginärteil der EC-Signale bei Frequenz 1, 2, 3, 4.
<i>Mag1–Mag4</i>	V	Signalamplituden bei Frequenz 1, 2, 3, 4.
<i>Ph1–Ph4</i>	rad	Signalphasen bei Frequenz 1, 2, 3, 4.

Tabelle 33: Barkhausenrauschen (BR) - charakteristische Größen.

Parameter	Einheit	Beschreibung
M_{max}	V	Maximum der M(H)-Kurve innerhalb einer Periode
M_{mean}	V	Zeitlicher Mittelwert der M(H)-Kurve über eine Periode
M_r	V	Messwert für M(H) bei $H = 0$ A/cm
H_{cm}	A/cm	Koerzitivfeldstärke abgeleitet aus der M(H)-Kurve; $H = H_{cm}$ für $M = M_{max}$
$DH_{25m}, DH_{50m}, DH_{75m}$	A/cm	Aufweitung der M(H)-Kurve bei $M = 0,25 \cdot M_{max}$ bei $0,5 \cdot M_{max}$ und $0,75 \cdot M_{max}$

Tabelle 34: Inkrementelle-Permeabilität (IP) - charakteristische Größen.

Parameter	Einheit	Beschreibung
u_{max}	V	Maximum der $\mu(H)$ -Kurve innerhalb einer Periode
u_{mean}	V	Zeitlicher Mittelwert der $\mu(H)$ -Kurve über eine Periode
u_r	V	Messwert für $\mu(H)$ bei $H = 0$ A/cm
H_{cu}	A/cm	Koerzitivfeldstärke abgeleitet aus der $\mu(H)$ -Kurve; $H = H_{cu}$ für $\mu = u_{max}$
$DH_{25u}, DH_{50u}, DH_{75u}$	A/cm	Aufweitung der $\mu(H)$ -Kurve bei $\mu = 0,25 \cdot u_{max}$ bei $0,5 \cdot u_{max}$ und $0,75 \cdot u_{max}$

12 Veröffentlichungen

Veröffentlichungen mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung (Peer-Review)

[v.1] David Böttger, Benedict Stampfer, Daniel Gauder, Benjamin Straß, Benjamin Häfner, Gisela Lanza, Volker Schulze, and Bernd Wolter, „Concept for soft sensor structure for turning processes of AISI4140“, tm – Technisches Messen 2020; 87(12): 745–756, De Gruyter Oldenburg, September 2020. <https://doi.org/10.1515/teme-2020-0054>

[v.2] David Böttger, Benedict Stampfer, Daniel Gauder, Gisela Lanza, Volker Schulze, Benjamin Straß, Bernd Wolter, “Working point determination of 3MA micromagnetic NDT-technique for production integrated detection of white layer during turning of AISI4140”, 9th CIRP Conference on High Performance Cutting (HPC 2020), Procedia CIRP 101 (2021) 9–12. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2021.02.002>

[v.3] Volker Schulze, Frederik Zanger, Benedict Stampfer, Jörg Seewig, Julian Uebel, Andreas Zabel, Bernd Wolter, and David Böttger, „Surface conditioning in machining processes - Glossary of the DFG priority programme 2086“, tm – Technisches Messen, De Gruyter Oldenburg, August 2020. <https://doi.org/10.1515/teme-2020-0044>

[v.4] Benedict Stampfer, David Böttger, Daniel Gauder, Frederik Zanger, Benjamin Häfner, Benjamin Straß, Bernd Wolter, Gisela Lanza and Volker Schulze, “Experimental identification of a surface integrity model for turning of AISI4140”, 5th CIRP Conference on Surface Integrity (CSI 2020), 1st E-Conference, 1-5 June 2020. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.02.067>

[v.5] Daniel Gauder, Michael Biehler, Johannes Gölz, Benedict Stampfer, David Böttger, Benjamin Häfner, Bernd Wolter, Volker Schulze, and Gisela Lanza, “Development of a methodical approach for uncertainty quantification and meta-modeling of surface hardness in white layers of longitudinal turned AISI4140 surfaces”, tm – Technisches Messen, De Gruyter Oldenburg, 01.10.2021. <https://doi.org/10.1515/teme-2021-0037>

Veröffentlichungen

[v.6] Benedict Stampfer, Jeanine Bachmann, Daniel Gauder, David Böttger, Michael Gerstenmeyer, Gisela Lanza, Bernd Wolter, Volker Schulze, „Modeling of surface hardening and roughness induced by turning AISI 4140 QT under different machining conditions“, 6th CIRP Conference on Surface Integrity 2022. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.03.050>

[v.7] Leander Schmidt, Florian Römer, David Böttger, Frank Leinenbach, Benjamin Straß, Bernd Wolter, Klaus Schrickler, Marc Seibold, Jean Pierre Bergmann, Giovanni Del Galdo, „Acoustic process monitoring in laser beam welding“, Procedia CIRP, Volume 94, 2020, Pages 763-768. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.09.139>

[v.8] Alpcan Güray, David Böttger, Germán González, Florian Stamer, Gisela Lanza, Bernd Wolter, Volker Schulze, „Modeling the effect of workpiece temperature on micromagnetic high-speed-3MA-testing in case of AISI 4140“, Procedia CIRP, Volume 117, 2023, Pages 133-138, ISSN 2212-8271. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2023.03.024>

[v.9] David Böttger, Germán Gonzalez, Alexander Geiser, Daniel Kempf, Gisela Lanza, Volker Schulze, Bernd Wolter, „Soft sensor for In-Line quality control of turning processes based on Non-Destructive Testing techniques and advanced data fusion“, Production Engineering Research and Development, 2024. <https://doi.org/10.1007/s11740-023-01254-y>

[v.10] Werner Ankener, David Böttger, Marek Smaga, Yasmine Gabi, Benjamin Strass, Bernd Wolter, Tillmann Beck, “Micromagnetic and Microstructural Characterization of Ferromagnetic Steels in Different Heat Treatment Conditions“, Sensors, Volume 22, Issue 12, 2022. <https://doi.org/10.3390/s22124428>

Weitere Veröffentlichungen, Konferenzbeiträge und Präsentationen

[k.1] David Böttger, Benjamin Straß, Bernd Wolter, Ute Rabe, „Fertigungsintegrierte In-Prozess Werkzeugverschleiß- und Materialanalyse an 42CrMo4 mittels hochfrequentem akustischen Körperschall“, 47. Jahrestagung für Akustik (DAGA 2021), Wien, August 2021.

Veröffentlichungen

[k.2] Benedict Stampfer, Daniel Gauder, David Böttger, Frederik Zanger, Benjamin Häfner, Bernd Wolter, Gisela Lanza, Volker Schulze, „Neue Regelungsansätze für das Aussenlängsdrehen von 42CrMo4 unter besonderer Berücksichtigung des Auftretens weisser Schichten“, Werkstoffwoche 2019, Dresden, September 2019.

[k.3] David Böttger, Yasmine Gabi, Benjamin Straß, Bernd Wolter, Christian Conrad, „Combination of both Ultrasound and 3MA NDT technique for mechanical parameter calibration on heavy plates“, 12th ECNDT, Gothenburg Sweden, 2018.

Betreuung Abschlussarbeiten im Rahmen dieser Dissertation

[a.1] Tobias Linn, „Vorversuche zur zerstörungsfreien Randschichtcharakterisierung mittels akustischer Prozessanalyse beim Außenlängsdrehen“, Bachelor-Thesis, Fakultät für Ingenieurwissenschaften Fachbereich Elektrotechnik - Vertiefungsrichtung Automatisierungstechnik, Hochschule für Technik und Wirtschaft des Saarlandes, März 2019.

[a.2] Daniel Kempf, „Vergleichbarkeit der magnetischen Messungen an Kalibrierproben aus 100Cr6 und 42CrMo4 unter Anwendung diverser Sensortypen“, Projektarbeit, Lehrstuhl für Werkstoffkunde WKK, RPTU Rheinland-Pfälzische Technische Universität Kaiserslautern-Landau, 2023.

[a.3] Daniel Kempf, „In-Line und Off-Line 3MA Messung als Basis für die Soft-Sensor Regelung beim Drehen von ferromagnetischen Stählen“, Master-Thesis, Lehrstuhl für Werkstoffkunde WKK, RPTU Rheinland-Pfälzische Technische Universität Kaiserslautern-Landau, Oktober 2023.

[a.4] Teffi Saraparavan, „Methoden zur Charakterisierung prozessinduzierter weißer Schichten von 42CrMo4“, Master-Thesis, Fraunhofer-Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren IZFP, Saarbrücken, November 2023.

13 Literaturverzeichnis

- [1] Statistisches Bundesamt. Inlandsproduktsberechnung - Vierteljahresergebnisse - Fachserie 18 Reihe 1.2 - 1. Vierteljahr 2023.
- [2] Umweltbundesamt. Primärenergieverbrauch. Available online: <https://www.umweltbundesamt.de/daten/energie/primaerenergieverbrauch#definition-und-einflussfaktoren> (accessed on 23 June 2023).
- [3] Umweltbundesamt. Branchenabhängiger Energieverbrauch des verarbeitenden Gewerbes. Available online: <https://www.umweltbundesamt.de/daten/umweltwirtschaft/industrie/branchenabhaengiger-energieverbrauch-des#gleichbleibender-primarenergieverbrauch> (accessed on 23 June 2023).
- [4] Statista. Energieeffizienz der Industrie in Deutschland bis 2021 | Statista. Available online: <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/240703/umfrage/energieeffizienz-der-industrie-in-deutschland/> (accessed on 23 June 2023).
- [5] Manuela Erika Redecker, D.-I. Kenngrößen der Energieeffizienz in der spanenden Fertigung: Dissertation; Technischen Universität Graz, 2016.
- [6] ifo Standpunkt 248: Das Energieeffizienzgesetz – ein Wachstumskiller? Available online: <https://www.ifo.de/stellungnahme/2023-05-15/ifo-standpunkt-248-das-energieeffizienzgesetz-ein-wachstumskiller> (accessed on 23 June 2023).
- [7] RNE, A. Entkopplung von Energieverbrauch und Wachstum - Rat für Nachhaltige Entwicklung. Available online: <https://www.nachhaltigkeitsrat.de/aktuelles/entkopplung-von-energieverbrauch-und-wachstum/?cn-reloaded=1> (accessed on 23 June 2023).
- [8] Field; Kahles. The Surface Integrity of Machined and Ground High Strength Steels; DMIC Report (210), S. 54–77.
- [9] Denkena, B.; Toenshoff, H.K. Spanen: Grundlagen (VDI-Buch); Springer, 2011, ISBN 978-3-642-19771-0.
- [10] Fertigungstechnik; Fritz, A.H.; Schulze, G., Eds., 11., neu bearb. u. erg. Aufl. 2015; Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg, 2015, ISBN 9783662465554.
- [11] Klocke, F.; König, W. Drehen, Fräsen, Bohren, 8., [neu bearb.] Aufl.; Springer: Berlin, 2008, ISBN 978-3-540-23458-6.

- [12] Groover, M.P. Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems, 4th Edition.
- [13] CIRP Encyclopedia of Production Engineering; Laperrière, L.; Reinhart, G., Eds.; Springer: Berlin, Heidelberg, 2014, ISBN 9783642206177.
- [14] Yusuf Altintas. Manufacturing automation: Metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design, 2nd ed.; Cambridge University Press: Cambridge, New York, 2012, ISBN 9781139224116.
- [15] G. Byrne; D. Dornfeld; B. Denkena. Advancing Cutting Technology. CIRP Annals 2003, 52, 483–507, doi:10.1016/S0007-8506(07)60200-5.
- [16] Victor, H. Schnittkraftberechnungen für das Abspannen von Metallen. In wt spezial: Beiträge aus acht Jahrzehnten; Warnecke, H.-J., Ed.; Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg, s.l., 1994; pp 23–33, ISBN 978-3-642-52358-8.
- [17] Lochmann, K. Formelsammlung Fertigungstechnik: Formeln – Richtwerte – Diagramme, 3., aktualisierte Auflage; Hanser Verlag: München, 2013, ISBN 9783446437333.
- [18] Zekai Murat Kilic; Yusuf Altintas. Generalized modelling of cutting tool geometries for unified process simulation. International Journal of Machine Tools & Manufacture 2016, 104, 14–25.
- [19] Michna, J. Numerische und experimentelle Untersuchung zerspanungsbedingter Gefügeumwandlungen und Modellierung des thermo-mechanischen Lastkollektivs beim Bohren von 42CrMo4, 2014.
- [20] R. Joliet; A. Byfut; P. Kersting; A. Schröder; A. Zabel. Validation of a Heat Input Model for the Prediction of Thermomechanical Deformations during NC Milling. Procedia CIRP 2013, 8, 403–408, doi:10.1016/j.procir.2013.06.124.
- [21] EHMER, H.J. Gesetzmäßigkeiten des Freiflächenverschleiß an Hartmetallwerkzeugen: Dissertation; RWTH Aachen, 1970.
- [22] VIEREGGE, G.e.a. Die Energieverteilung und die Temperatur bei der Zerspanung; Werkstatt und Betrieb, 1953, 86. Jg., Nr. 11, S. 691-703.
- [23] SCHMIDT, A.O. Temperaturmessung am Werkstück; Werkzeug und Span. Werkstattstechnik und Maschinenbau, 1953, 43. Jg., Nr. 8, S. 227-230.
- [24] Trigger, K.J.; Chao, B.T. An Analytical Evaluation of Metal-Cutting Temperatures. J. Fluids Eng 1951, 73, 57–66, doi:10.1115/1.4016141.

- [25] Sölter, J.; Frohmüller, R.; Wirbser, H. Temperature Measurements and Heat Partitioning in Machining Processes. In Thermal Effects in Complex Machining Processes: Final Report of the DFG Priority Programme 1480; Biermann, D., Hollmann, F., Eds.; Springer International Publishing: Cham, 2017; pp 5–21, ISBN 978-3-319-57119-5.
- [26] Coelli, T.; Prasada Rao, D.S.; O'Donnell, C.J.; Battese, G.E. An introduction to efficiency and productivity analysis, Second edition; Springer: New York, 2005, ISBN 0-387-24265-1.
- [27] Binder, H.H. Lexikon der chemischen Elemente: Das Periodensystem in Fakten, Zahlen und Daten; mit 96 Abbildungen und vielen tabellarischen Zusammenstellungen; Hirzel: Stuttgart, Leipzig, 1999, ISBN 3-7776-0736-3.
- [28] Heinzelmann, M. Beanspruchungsarten - Wie man Spannungen und Verformungen berechnet. In Maschinenbau: Ein Lehrbuch für das ganze Bachelor-Studium; Skolaut, W., Ed.; Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg, 2018; pp 103–148, ISBN 978-3-662-55882-9.
- [29] Auswirkungen mechanischer Randschichtverformungen auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe; Scholtes, B.; Macherauch, Eds.; Zeitschrift für Metallkunde, 77 (5), S. 322–337., 1986.
- [30] Die Belastbarkeit von Wälzlagern; Pittroff, H., Ed.; Birkhäuser Basel: Basel, s.l., 1965, ISBN 978-3-7643-0294-8.
- [31] Callister, W.D.; Rethwisch, D.G. Materials science and engineering: An introduction : SI Version, 10th edition, global edition; Wiley: Hoboken, NJ, 2020, ISBN 9781119453918.
- [32] Szyminski, S. Toleranzen und Passungen: Grundlagen und Anwendungen; Vieweg+Teubner Verlag: Wiesbaden, s.l., 1993, ISBN 9783663058014.
- [33] MADERBACHER Hermann. Untersuchung der Eigenspannungsentstehung bei der spanenden Formgebung Drehen mittels Finite Elemente Simulation: Diplomarbeit. Alma Mater Leobensis, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau 2008.
- [34] Tönshoff, H.K.; Hollmann, C. Hochgeschwindigkeitsspanen metallischer Werkstoffe: Das Buch dokumentiert die Ergebnisse des SPP 1057 der DFG; Wiley-VCH: Weinheim, 2005, ISBN 9783527605149.

- [35] Schwägerl, D. Untersuchung von Helicon- und Spiroidgetrieben mit trapezförmigem Schneckenprofil nach der Hertzschen und nach der hydrodynamischen Theorie; Technische Universität München.
- [36] Gartner, F. Die Mischreibung bei Linienberührung; Technische Universität München.
- [37] Hämmerl, B. Lebensdauer- und Temperaturverhalten ölgekühlter Lamellenkupplungen bei Lastkollektivbeanspruchung. Technische Universität München, 1994.
- [38] Käser, W. Beitrag zur Grübchenbildung an gehärteten Zahnrädern, Einfluß von Härtetiefe und Schmierstoff auf die Flankentragfähigkeit; Technische Universität München.
- [39] Hirschmann, V. Tragfähigkeitsuntersuchungen an stufenlosen Umschlingungsgetrieben, 1997.
- [40] Kobialka, C. Weiße Schichten: Literaturrecherche; Forschungsvorhaben Nr. 747 der Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V.: Frankfurt, 2000.
- [41] Gorgels, C. Entstehung und Vermeidung von Schleifbrand beim diskontinuierlichen Zahnflankenprofilschleifen. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2011, 1. Aufl.; Apprimus-Verl.: Aachen, 2011, ISBN 9783863590192.
- [42] Jermolajev, S.; Brinksmeier, E.; Heinzl, C. Surface layer modification charts for gear grinding. *CIRP Annals* 2018, 67, 333–336, doi:10.1016/j.cirp.2018.04.071.
- [43] Smithies, F. *Conduction of Heat in Solids*. By H. S. Carslaw and J. C. Jaeger Pp. viii 386. 30s. 1947. (Oxford at the Clarendon Press). *The Mathematical Gazette* 1952, 36, 142–143 <div></div>, doi:10.2307/3610347.
- [44] Kimura, Y.; Pope, D.P. Ductility and toughness in intermetallics. *Intermetallics* 1998, 6, 567–571, doi:10.1016/S0966-9795(98)00061-2.
- [45] Bargel; Schulze. *Werkstoffkunde*; Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg., 2018, ISBN ISBN: 978-3-662-48628-3.
- [46] Buchkremer, S.; Klocke, F. Modeling nanostructural surface modifications in metal cutting by an approach of thermodynamic irreversibility: Derivation and experimental validation. *Continuum Mech. Thermodyn.* 2017, 29, 271–289, doi:10.1007/s00161-016-0533-y.

- [47] Barry, J.; Byrne, G. TEM study on the surface white layer in two turned hardened steels. *Materials Science and Engineering: A* 2002, 325, 356–364, doi:10.1016/S0921-5093(01)01447-2.
- [48] Akcan; Shah; Moylan. Formation of white layers in steels by machining and their characteristics; *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 (4), S. 1245–1254.
- [49] Österle; Roosh; Pyzakka. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray dif-fraction; *Materials Science and Engineering: A*, 303 (1-2), S. 150–157, 2001.
- [50] Niehuesbernd, J. *Fertigungsinduzierte Eigenschaften von Spaltprofilen: Anisotropie, Umformbarkeit, Eigenspannungen.*; Darmstadt, Technische Universität, 2018.
- [51] Gleiter, H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta Materialia* 2000, 48, 1–29, doi:10.1016/S1359-6454(99)00285-2.
- [52] Valiev, R.Z.; Estrin, Y.; Horita, Z.; Langdon, T.G.; Zehetbauer, M.J.; Zhu, Y. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later. *JOM* 2016, 68, 1216–1226, doi:10.1007/s11837-016-1820-6.
- [53] Prangnell, P.; Bowen, J.; Gholinia, A. The formation of submicron and nanocrystalline grain structures by severe deformation. *Proceedings of the 22nd Risø International Symposium on Materials Science* 2001, 105–126.
- [54] Koch, C.C. *Nanostructured Materials: An Overview: 1. Bulk Nanostructured Materials*; John Wiley & Sons, Ltd, 2009; pp 1–20, ISBN 9783527626892.
- [55] Cheng, S.; Spencer, J.A.; Milligan, W.W. Strength and tension/compression asymmetry in nanostructured and ultrafine-grain metals. *Acta Materialia* 2003, 51, 4505–4518, doi:10.1016/S1359-6454(03)00286-6.
- [56] Karpuschewski, B.; Lübben, T.; Meinke, M.; Eckert, S.; Frerichs, F.; Schneider, S.; Klink, A.; Langenhorst, L.; Sölter, J. Comparison of Process Signatures for thermally dominated processes. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 2021, 35, 217–235, doi:10.1016/j.cirpj.2021.06.013.
- [57] Simon, S. *Werkstoffgerechtes Konstruieren und Gestalten mit metallischen Werkstoffen: Dissertation*; Brandenburg University of Technology Cottbus - Senftenberg, 2006.
- [58] Hanke, R. *Fraunhofer Institute for Non-Destructive Testing IZFP - Expanding the potential of NDT across the entire product life cycle*, 2016.

- [59] Wolter, B.; Dobmann, G.; Boller, C. NDT Based Process Monitoring and Control. SV-JME 2011, 2011, 218–226, doi:10.5545/sv-jme.2010.172.
- [60] Curie, P. Propriétés magnétiques des corps à diverses températures; Gauthier-Villars et fils, 1895.
- [61] Schwienbacher, S. Einfluss von Schleifbrand auf die Flankentragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder: Dissertation; Institut für Maschinen und Fahrzeugtechnik – Lehrstuhl für Maschinenelemente, 2008.
- [62] Herzer, G. Handbook of magnetic materials, 1997.
- [63] Wolter, B.; Gabi, Y.; Conrad, C. Nondestructive Testing with 3MA—An Overview of Principles and Applications. Applied Sciences 2019, 9, 1068, doi:10.3390/app9061068.
- [64] Kersten, M. Special behavior of modulus of elasticity of ferromagnetic materials; Z. für Metallkunde 1935, 5, 97–101., 1935.
- [65] Förster, F. In Memoriam Friedrich Förster. <https://www.ndt.net/article/ndtnet/2009/foerster.pdf>.
- [66] Förster, F. Ein Messgerät zu schnellen Bestimmung magnetischer Größen., Z. für Metallkunde 1940, 32, 184–187.; Z. für Metallkunde 1940, 32, 184–187.
- [67] Hainz, R. Beispiel einer Einführung der elektromagnetischen Sortierverfahren in die Fertigung von Dieseleinspritzpumpen und -düsen.; Z. für Metallkunde, 46, 358–370., 1955.
- [68] Hatch, H.; Fowler, K.A. Electromagnetic Method for Nondestructively Examining Components for Excessive Decarburization. Technical Report SA-TR19-1508; Springfield Armory: Springfield, MA, USA, 14 April 1964.
- [69] Leep, R.; Pasley, R. Method and System for Investigating the Stress Condition of Magnetic Materials.: U.S. Patent No. US3427872, 18 February 1969. In.
- [70] KRONMULLER H. Magnetic techniques for the study of dislocation in ferromagnetic materials. International Journal of Nondestructive Testing 1972, 3, 315–350.
- [71] Förster, F. Messung physikalischer und mechanisch-technologischer Werkstoffeigenschaften mit zerstörungsfreien Methoden; Proceedings of the Jahrestagung der DGZfP-Jahrestagung 1973, Salzburg, Austria, 18–19 October 1973, 1973.
- [72] Theiner, W. Neue Verfahrensansätze für die magnetische und magnetoelastische Gefügeprüfung; Internationale Konferenz über Zerstörungsfreie Prüfung in der Kerntechnik 1981, 1981.

- [73] R. Teti; K. Jemielniak; G. O'Donnell; D. Dornfeld. Advanced monitoring of machining operations. *CIRP Annals* 2010, 59, 717–739, doi:10.1016/j.cirp.2010.05.010.
- [74] Jemielniak, K.; Arrazola, P.J. Application of AE and cutting force signals in tool condition monitoring in micro-milling. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 2008, 1, 97–102, doi:10.1016/j.cirpj.2008.09.007.
- [75] Dimla, D.; Lister, P. On-line metal cutting tool condition monitoring. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 2000, 40, 769–781, doi:10.1016/S0890-6955(99)00085-1.
- [76] Kuntoğlu, M.; Aslan, A.; Pimenov, D.Y.; Usca, Ü.A.; Salur, E.; Gupta, M.K.; Mikolajczyk, T.; Giasin, K.; Kapłonek, W.; Sharma, S. A Review of Indirect Tool Condition Monitoring Systems and Decision-Making Methods in Turning: Critical Analysis and Trends. *Sensors* 2021, 21, 108, doi:10.3390/s21010108.
- [77] Saini, S.; Ahuja, I.S.; Sharma, V.S. Residual Stresses, Surface Roughness, and Tool Wear in Hard Turning: A Comprehensive Review. *Materials and Manufacturing Processes* 2012, 27, 583–598, doi:10.1080/10426914.2011.585505.
- [78] Bähre, D. Prozessbegleitende Zerspanbarkeitsanalyse beim Drehen von Stahl; Univ., Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation: Kaiserslautern, 1994.
- [79] Tönshoff, H.K.; Arendt, C.; Amor, R.B. Cutting of Hardened Steel. *CIRP Annals* 2000, 49, 547–566, doi:10.1016/S0007-8506(07)63455-6.
- [80] Waschkie, T. Luftultraschall Prüfung - berührungslose kontaminationsfreie Werkstoffcharakterisierung; *Stahl und Eisen: Zeitschrift für die Herstellung und Verbreitung von Eisen*, 2015.
- [81] Y.B. Guo; S.C. Ammula. Real-time acoustic emission monitoring for surface damage in hard machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 2005, 45, 1622–1627, doi:10.1016/j.ijmachtools.2005.02.007.
- [82] Jordaan, E.; Kordon, A.; Chiang, L.; Smits, G. Robust Inferential Sensors Based on Ensemble of Predictors Generated by Genetic Programming. In *Parallel Problem Solving from Nature - PPSN VIII: 8th International Conference, Birmingham, UK, September 18-22, 2004, Proceedings*; Yao, X., Bullinaria, J.A., Burke, E.K., Kabán, A., Lozano, J.A., Merelo-Guervós, J.J., Rowe, J., Schwefel, H.-P., Smith, J.E., Tino, P., Eds.; Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg, 2004; pp 522–531, ISBN 9783540230922.

- [83] Han, C.; Lee, Y.-H. Intelligent integrated plant operation system for Six Sigma. *Annual Reviews in Control* 2002, 26, 27–43, doi:10.1016/S1367-5788(02)80008-6.
- [84] Goodwin, G.C. Predicting the performance of soft sensors as a route to low cost automation. *Annual Reviews in Control* 2000, 24, 55–66, doi:10.1016/S1367-5788(00)90013-0.
- [85] Ruser, H.; Puente León, F. Informationsfusion – Eine Übersicht (Information Fusion – An Overview). *tm - Technisches Messen* 2007, 74, 93–102, doi:10.1524/teme.2007.74.3.93.
- [86] Haberjahn, M. Multilevel Datenfusion konkurrierender Sensoren in der Fahrzeugumfelderfassung, 2013.
- [87] Bishop, G. An introduction to the Kalman Filter; University of North Carolina at Chapel Hill, 2001.
- [88] DOCHAIN, D.; BASTIN, G. ADAPTIVE CONTROL OF FEDBATCH BIOREACTORS. *Chemical Engineering Communications* 1990, 87, 67–85, doi:10.1080/00986449008940684.
- [89] Jolliffe, I. *Principal Component Analysis*; Springer: New York, NY, 1986, ISBN 9781475719062.
- [90] Bishop, C.M. *Neural networks for pattern recognition*, Reprinted.; Oxford University Press: Oxford, 2010, ISBN 9780198538646.
- [91] Jang, J.; Sun, C.T.; Mizutani, E. Neuro-Fuzzy and Soft Computing-A Computational Approach to Learning and Machine Intelligence [Book Review]. *IEEE Trans. Automat. Contr.* 1997, 42, 1482–1484, doi:10.1109/TAC.1997.633847.
- [92] Vapnik, V. The Support Vector Method of Function Estimation. In *Nonlinear Modeling: Advanced Black-Box Techniques*; Suykens, J.A.K., Vandewalle, J., Eds.; Springer US: Boston, MA, s.l., 1998; pp 55–85, ISBN 9781461376118.
- [93] Fortuna, L. *Soft Sensors for Monitoring and Control of Industrial Processes*; Springer London: London, 2007, ISBN 9781846284809.
- [94] Kohonen, T. *Self-Organizing Maps*, Third Edition; Springer: Berlin, Heidelberg, 2001, ISBN 9783642569272.
- [95] Bellman, R. *Dynamic programming*; Princeton Univ. Pr: Princeton, NJ, 1984, ISBN 069107951X.
- [96] www.dfg.de. Schwerpunktprogramm „Oberflächenkonditionierung in Zerspanungsprozessen“ (SPP. Available online:

https://www.dfg.de/foerderung/info_wissenschaft/2020/info_wissenschaft_20_54/index.html (accessed on 23 June 2023).

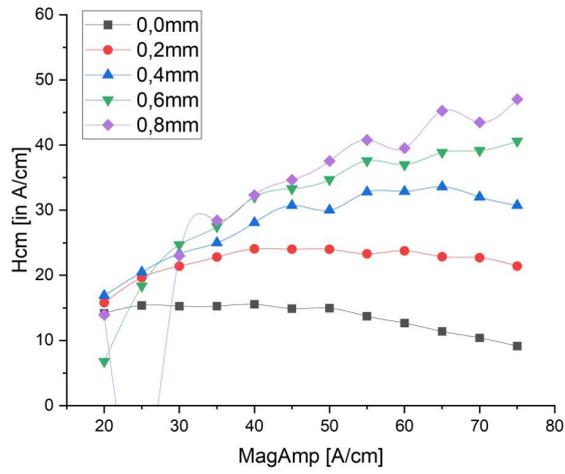
- [97] Lin, B.; Recke, B.; Renaudat, P.; Knudsen, J.; Jørgensen, S.B. A systematic approach for soft sensor development. *Computer Aided Chemical Engineering* 2005, 20, 1147–1152, doi:10.1016/S1570-7946(05)80033-1.
- [98] Julius Schoop; David Adeniji; Ian Brown; Schoop, J.; Adeniji, D.; Brown, I. Computationally efficient, multi-domain hybrid modeling of surface integrity in machining and related thermomechanical finishing processes. *Procedia CIRP* 2019, 82, 356–361, doi:10.1016/j.procir.2019.03.225.
- [99] Anoop, A.D.; Sekhar, A.S.; Kamaraj, M.; Gopinath, K. Modelling the mechanical behaviour of heat-treated AISI 52100 bearing steel with retained austenite. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 2018, 232, 44–57, doi:10.1177/1464420715612235.
- [100] Akujärvi, V.; Cedell, T.; Gutnichenko, O.; Jaskari, M.; Andersson, M. Evolution of magnetic properties during tempering. *Int J Adv Manuf Technol* 2022, 119, 2329–2339, doi:10.1007/s00170-021-08464-7.
- [101] Davut, K.; Hakan Gür, C. Monitoring the Microstructural Changes During Tempering of Quenched SAE 5140 steel by Magnetic Barkhausen Noise. *J Nondestruct Eval* 2007, 26, 107–113, doi:10.1007/s10921-007-0025-x.
- [102] Kashefi, M.; Rafsanjani, A.; Kahrobaee, S.; Alaei, M. Magnetic nondestructive technology for detection of tempered martensite embrittlement. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 2012, 324, 4090–4093, doi:10.1016/j.jmmm.2012.07.029.
- [103] N. Lior. The cooling process in gas quenching. *Journal of Materials Processing Technology* 2004, 155-156, 1881–1888, doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.04.279.
- [104] Kronenberg, M. *Grundzüge der Zerspanungslehre. Theorie und Praxis der Zerspanung für Bau und Betrieb von Werkzeugmaschinen: Band 1: Einscheidige Zerspanung, Zweite, vollständig neu bearbeitete Auflage*; Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg, 1954, ISBN 9783642926280.
- [105] MM Mukaka. A guide to appropriate use of Correlation coefficient in medical research. *1* 2012, 24, 69–71, doi:10.4314/mmj.v24i3.

- [106] Abu-Nabah, B.A.; Yu, F.; Hassan, W.T.; Blodgett, M.P.; Nagy, P.B. Eddy current residual stress profiling in surface-treated engine alloys. *Nondestructive Testing and Evaluation* 2009, 24, 209–232, doi:10.1080/10589750802245280.
- [107] Wang, Y.; Meydan, T.; Melikhov, Y. Quantitative Evaluation of the Effect of Temperature on Magnetic Barkhausen Noise. *Sensors* 2021, 21, 898, doi:10.3390/s21030898.
- [108] Youssef, S. Einsatz maschineller Lernalgorithmen zur mikromagnetischen Materialcharakterisierung, Saarländische Universitäts- und Landesbibliothek, 2021.
- [109] Nickel, J.; Baak, N.; Walther, F.; Biermann, D. Influence of the Feed Rate in the Single-Lip Deep Hole Drilling Process on the Surface Integrity of Steel Components. In: *International Conference on Advanced Surface Enhancement*; Springer, Singapore, 2020; pp 198–212.
- [110] Strodtick, S.; Berteld, K.; Schmidt, R.; Biermann, D.; Zabel, A.; Walther, F. Influence of cutting parameters on the formation of white etching layers in BTA deep hole drilling. *tm - Technisches Messen* 2020, 87, 674–682, doi:10.1515/teme-2020-0046.
- [111] Stampfer, B. Entwicklung eines multimodalen Prozessmodells zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4. Dissertation.
- [112] PRÄZI Flachstahl AG. ZTU-Diagramm Vergütungsstahl Werkstoff Nr. 1.7225, 42CrMo4 (accessed on 22 January 2024).
- [113] Berns, H.; Theisen, W. *Eisenwerkstoffe: Stahl Und Gusseisen*. Springer Berlin Heidelberg, 2012, ISBN 9783642319235.
- [114] Sarmiento; Bugna et al. Modeling quenching performance by the kuyucak method. *Materials Science and Engineering: A*, 459 (1-2), S. 383–389, 2007.
- [115] Lunze, J. *Regelungstechnik 1*. Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg, 2014, ISBN 978-3-642-53908-4.
- [116] Zacher, S. *Modellbasierte Regelung*. In: *Übungsbuch Regelungstechnik*. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2017, ISBN 978-3-658-16302-0.
- [117] Lutz, H; Wendt, W. *Taschenbuch der Regelungstechnik: mit MATLAB und Simulink*. Harri Deutsch, 2012, ISBN 9783808556788.
- [118] Völz, A. *Modellprädiktive Regelung nichtlinearer Systeme mit Unsicherheiten*, Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden, 2016, ISBN 978-3-658-16278-8.

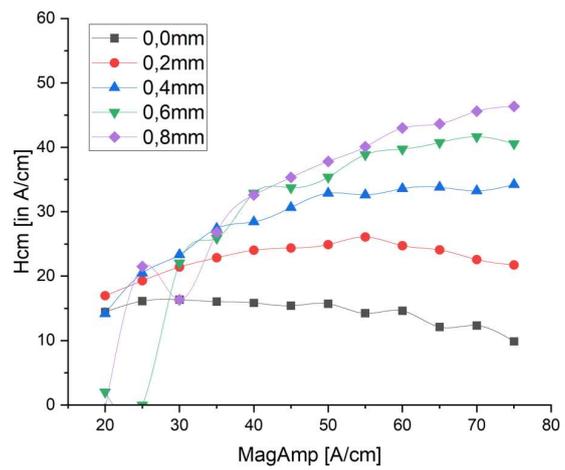
14 Anhang

14.1 Anhang zu Kapitel 4.4

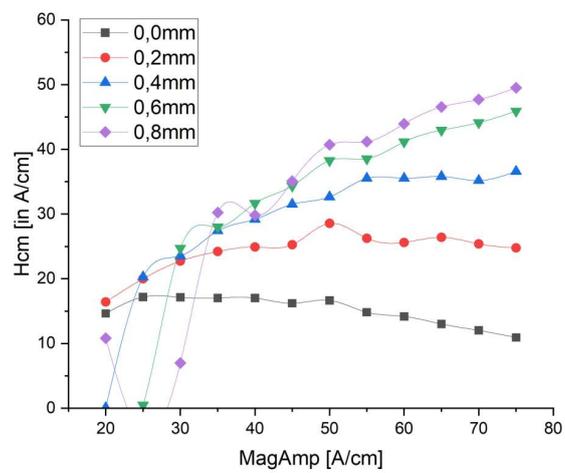
300Hz



250Hz

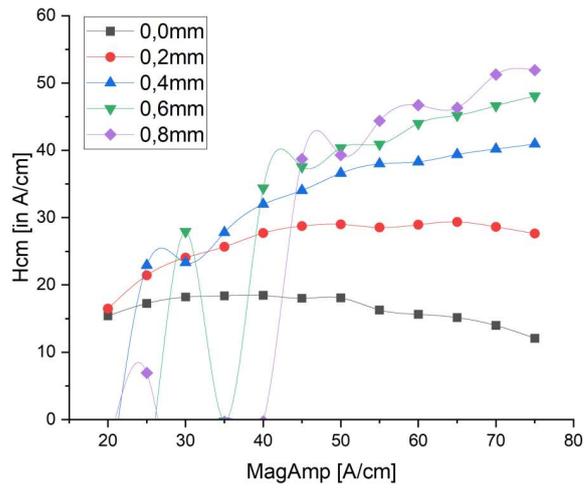


200Hz

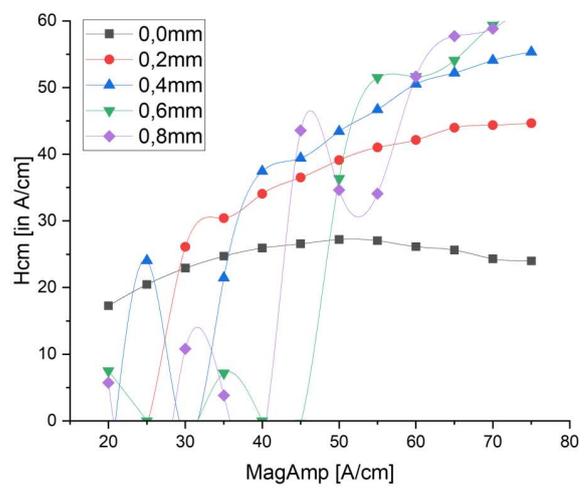


Anhang

150Hz



50Hz



Anhang Abbildung 86: Weitere Abbildungen zur Arbeitspunktbestimmung.

14.2 Anhang zu Kapitel 4.5

Anhang Tabelle 35: Deskriptive Statistik zu Highspeed-3MA-Messung aus Kapitel 4.5.

3MA Prüfgröße	N-Analyse	N fehlend	Mittelwert	Standardabweichung	SE des Mittelwerts
<i>Vmag</i>	114	0	2,36731	0,00364	3,4057E-4
<i>A3</i>	114	0	0,57495	0,01299	0,00122
<i>A5</i>	114	0	0,27504	0,00995	9,31463E-4
<i>A7</i>	114	0	0,11733	0,00691	6,47335E-4
<i>P3</i>	114	0	1,14919	0,02273	0,00213
<i>P5</i>	114	0	-0,68481	0,02177	0,00204
<i>P7</i>	114	0	0,22511	0,03326	0,00312
<i>UHS</i>	114	0	1,04002	0,03336	0,00312
<i>K</i>	114	0	1,0941	0,02931	0,00275
<i>Hro</i>	114	0	0,63308	0,0295	0,00276
<i>Mmax</i>	114	0	0,06038	0,00305	2,85615E-4
<i>Mmean</i>	114	0	0,00498	4,22042E-4	3,95279E-5
<i>Mr</i>	114	0	0,01145	0,00148	1,38192E-4
<i>Hcm</i>	114	0	26,36025	0,79461	0,07442
<i>DH25m</i>	114	0	60,39638	2,1193	0,19849
<i>DH50m</i>	114	0	38,4964	1,82839	0,17124
<i>DH75m</i>	114	0	23,39866	1,1294	0,10578
<i>umax</i>	114	0	0,01144	1,75132E-4	1,64026E-5
<i>umean</i>	114	0	0,00543	9,46868E-5	8,86823E-6
<i>ur</i>	114	0	0,00698	1,91834E-4	1,79669E-5
<i>Hcu</i>	114	0	32,94929	0,50365	0,04717
<i>DH25u</i>	114	0	88,35405	0,53957	0,05053
<i>DH50u</i>	114	0	67,41121	0,65566	0,06141
<i>DH75u</i>	114	0	40,18564	1,14036	0,1068
<i>Re1</i>	114	0	-0,01451	3,63538E-5	3,40484E-6
<i>Im1</i>	114	0	-0,04658	2,56772E-5	2,40489E-6
<i>Mag1</i>	114	0	0,04878	2,62014E-5	2,45398E-6

Anhang

<i>Ph1</i>	114	0	-1,87281	7,43664E-4	6,96505E-5
<i>Re2</i>	114	0	0,096	7,08881E-5	6,63928E-6
<i>Im2</i>	114	0	-0,01024	6,6654E-5	6,24272E-6
<i>Mag2</i>	114	0	0,09654	6,66806E-5	6,24521E-6
<i>Ph2</i>	114	0	-0,10625	7,33887E-4	6,87348E-5
<i>Re3</i>	114	0	0,07547	5,77632E-5	5,41001E-6
<i>Im3</i>	114	0	0,01517	7,75351E-5	7,26183E-6
<i>Mag3</i>	114	0	0,07698	6,27937E-5	5,88117E-6
<i>Ph3</i>	114	0	0,19842	9,54103E-4	8,93599E-5
<i>Re4</i>	114	0	0,06934	6,87974E-5	6,44347E-6
<i>Im4</i>	114	0	0,05693	9,96658E-5	9,33456E-6
<i>Mag4</i>	114	0	0,08972	8,10274E-5	7,58891E-6
<i>Ph4</i>	114	0	0,68746	0,001	9,38573E-5

Anhang

Anhang Tabelle 36: Shapiro-Wilk Test auf Normalverteilung mit Signifikanzniveau 0,05 zu Highspeed-3MA-Messung aus Kapitel 4.5.

3MA Prüfgröße	DF	Statistik	p-Wert	Entscheidung bei Niveau(5%)
<i>Vmag</i>	114	0,93227	2,14412E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>A3</i>	114	0,97424	0,02673	Normalverteilung zurückweisen
<i>A5</i>	114	0,92969	1,49045E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>A7</i>	114	0,95568	8,33989E-4	Normalverteilung zurückweisen
<i>P3</i>	114	0,92929	1,4106E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>P5</i>	114	0,96557	0,00495	Normalverteilung zurückweisen
<i>P7</i>	114	0,95887	0,00146	Normalverteilung zurückweisen
<i>UHS</i>	114	0,94384	1,19945E-4	Normalverteilung zurückweisen
<i>K</i>	114	0,94322	1,08983E-4	Normalverteilung zurückweisen
<i>Hro</i>	114	0,8918	1,38783E-7	Normalverteilung zurückweisen
<i>Mmax</i>	114	0,98972	0,54827	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mmean</i>	114	0,98892	0,48121	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mr</i>	114	0,98594	0,28144	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Hcm</i>	114	0,98154	0,11751	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>DH25m</i>	114	0,99233	0,78092	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>DH50m</i>	114	0,9923	0,77863	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>DH75m</i>	114	0,99292	0,83012	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>umax</i>	114	0,97185	0,01661	Normalverteilung zurückweisen
<i>umean</i>	114	0,98662	0,31971	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>ur</i>	114	0,96665	0,00606	Normalverteilung zurückweisen

Anhang

<i>Hcu</i>	114	0,9897	0,54664	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>DH25u</i>	114	0,9787	0,06594	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>DH50u</i>	114	0,9796	0,07925	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>DH75u</i>	114	0,96467	0,00418	Normalverteilung zurückweisen
<i>Re1</i>	114	0,78742	1,4973E-11	Normalverteilung zurückweisen
<i>Im1</i>	114	0,7357	4,89664E-13	Normalverteilung zurückweisen
<i>Mag1</i>	114	0,64095	2,66454E-15	Normalverteilung zurückweisen
<i>Ph1</i>	114	0,71541	1,45328E-13	Normalverteilung zurückweisen
<i>Re2</i>	114	0,88559	7,09974E-8	Normalverteilung zurückweisen
<i>Im2</i>	114	0,81611	1,28354E-10	Normalverteilung zurückweisen
<i>Mag2</i>	114	0,92237	5,50616E-6	Normalverteilung zurückweisen
<i>Ph2</i>	114	0,85227	2,70881E-9	Normalverteilung zurückweisen
<i>Re3</i>	114	0,82969	3,83704E-10	Normalverteilung zurückweisen
<i>Im3</i>	114	0,79106	1,94489E-11	Normalverteilung zurückweisen
<i>Mag3</i>	114	0,91721	2,81372E-6	Normalverteilung zurückweisen
<i>Ph3</i>	114	0,8564	3,95578E-9	Normalverteilung zurückweisen
<i>Re4</i>	114	0,87654	2,77534E-8	Normalverteilung zurückweisen
<i>Im4</i>	114	0,81688	1,36323E-10	Normalverteilung zurückweisen
<i>Mag4</i>	114	0,95514	7,60494E-4	Normalverteilung zurückweisen
<i>Ph4</i>	114	0,88172	4,72547E-8	Normalverteilung zurückweisen

Anhang

Anhang Tabelle 37: D'Agostino-Test – K-Quadrat auf Normalverteilung mit Signifikanzniveau 0,05 zu Highspeed-3MA-Messung aus Kapitel 4.5.

3MA Prüfgröße		Statistik	p-Wert	Entscheidung bei Niveau(5%)
<i>Vmag</i>	D'Agostino Omnibus	12,29611	0,00214	Normalverteilung zurückweisen
<i>Vmag</i>	D'Agostino Schiefe	0,94748	0,3434	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Vmag</i>	D'Agostino Kurtosis	-3,37615	7,35074E-4	Normalverteilung zurückweisen
<i>A3</i>	D'Agostino Omnibus	2,94502	0,22935	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>A3</i>	D'Agostino Schiefe	-1,71383	0,08656	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>A3</i>	D'Agostino Kurtosis	0,08835	0,9296	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>A5</i>	D'Agostino Omnibus	18,5201	9,51506E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>A5</i>	D'Agostino Schiefe	-2,10257	0,0355	Normalverteilung zurückweisen
<i>A5</i>	D'Agostino Kurtosis	-3,7549	1,73407E-4	Normalverteilung zurückweisen
<i>A7</i>	D'Agostino Omnibus	27,04604	1,33976E-6	Normalverteilung zurückweisen
<i>A7</i>	D'Agostino Schiefe	-0,69945	0,48427	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>A7</i>	D'Agostino Kurtosis	-5,15333	2,55901E-7	Normalverteilung zurückweisen
<i>P3</i>	D'Agostino Omnibus	8,83827	0,01204	Normalverteilung zurückweisen
<i>P3</i>	D'Agostino Schiefe	2,96888	0,00299	Normalverteilung zurückweisen

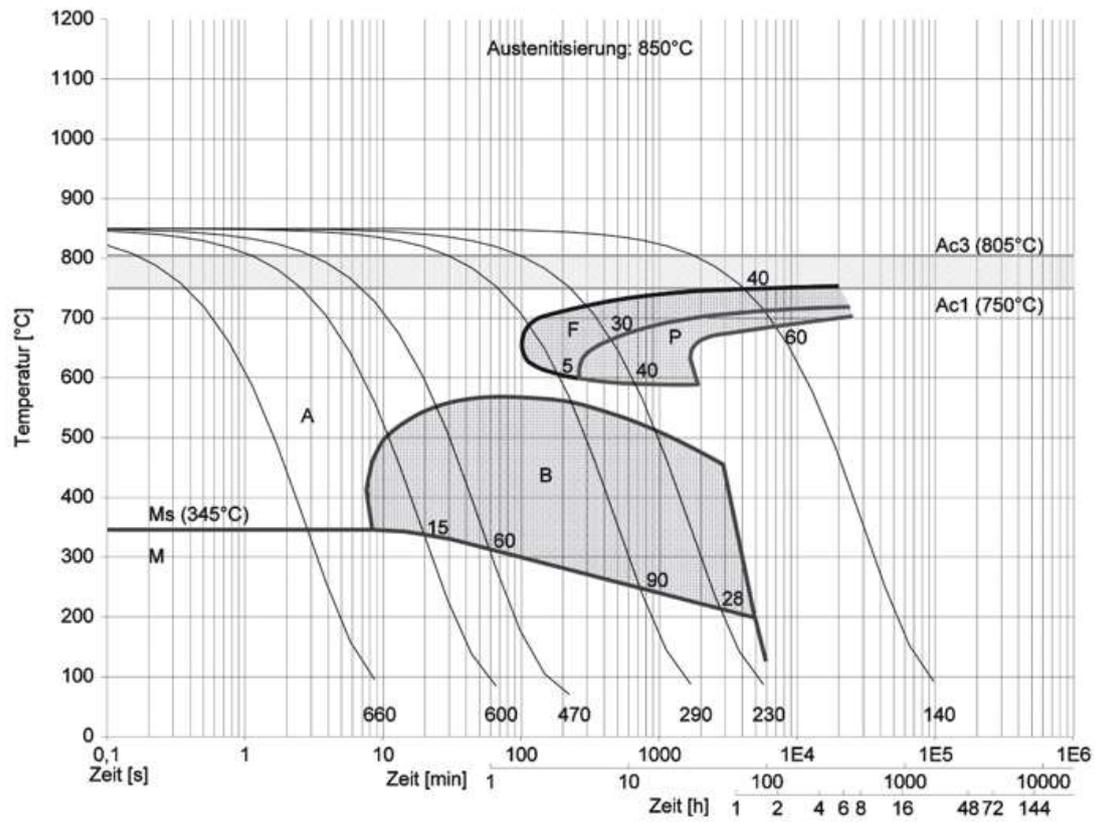
Anhang

<i>P3</i>	D'Agostino Kurtosis	-0,15493	0,87688	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>P5</i>	D'Agostino Omnibus	8,3691	0,01523	Normalverteilung zurückweisen
<i>P5</i>	D'Agostino Schiefe	-1,77523	0,07586	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>P5</i>	D'Agostino Kurtosis	-2,28422	0,02236	Normalverteilung zurückweisen
<i>P7</i>	D'Agostino Omnibus	20,4492	3,6267E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>P7</i>	D'Agostino Schiefe	-1,04588	0,29562	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>P7</i>	D'Agostino Kurtosis	-4,39947	1,08515E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>UHS</i>	D'Agostino Omnibus	19,29387	6,46234E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>UHS</i>	D'Agostino Schiefe	-0,31056	0,75614	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>UHS</i>	D'Agostino Kurtosis	-4,38149	1,17873E-5	Normalverteilung zurückweisen
<i>K</i>	D'Agostino Omnibus	3,64537	0,16159	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>K</i>	D'Agostino Schiefe	-0,653	0,51376	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>K</i>	D'Agostino Kurtosis	-1,79415	0,07279	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Hro</i>	D'Agostino Omnibus	13,08548	0,00144	Normalverteilung zurückweisen
<i>Hro</i>	D'Agostino Schiefe	-3,59036	3,30223E-4	Normalverteilung zurückweisen
<i>Hro</i>	D'Agostino Kurtosis	-0,44137	0,65895	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.

Anhang

<i>Mmax</i>	D'Agostino Omnibus	0,67922	0,71205	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mmax</i>	D'Agostino Schiefe	-0,74371	0,45705	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mmax</i>	D'Agostino Kurtosis	0,35512	0,7225	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mmean</i>	D'Agostino Omnibus	1,21905	0,54361	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mmean</i>	D'Agostino Schiefe	-0,41032	0,68157	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mmean</i>	D'Agostino Kurtosis	-1,02503	0,30535	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.
<i>Mr</i>	D'Agostino Omnibus	1,78573	0,40948	Normalverteilung kann nicht zurückgewiesen werden.

Anhang



Anhang Abbildung 87: Beispielhaftes ZTU-Diagramm Vergütungsstahl Werkstoff Nr. 1.7225, 42CrMo4 [112].

14.3 Anhang zu Kapitel 4.7

Einige Koeffizienten der Hauptkomponentenanalyse – PCA. Die restlichen Komponenten können auf Nachfrage übermittelt werden.

Hauptkomponente	Koeffizient Variable 1	Koeffizient Variable 2	...
1	-0.129968027696011	0.169466315053435	...
2	0.100571787181076	0.231499327857124	...
3	0.0667868051230721	0.00502905962472829	...
4	-0.0226203411734996	-0.0928805639051185	...
5	-0.0612796908444432	-0.144663393856434	...
6	-0.121182749778330	-0.206926273560761	...
7	0.0636042660424107	-0.0163326251136212	...
8	0.106848090815616	0.216670774507453	...
9	0.102822435543004	0.227479656652814	...
10	0.186787855168030	-0.0275145896781858	...
11	-0.133587430288464	-0.174692573699264	...
12	-0.145138882534327	-0.150036809882799	...
13	-0.191760907641475	-0.0330726388738431	...
14	0.186294554394642	0.0843510527190799	...
15	-0.00606018794830121	0.216919257666825	...
16	0.0642224814896315	0.211458382756263	...
17	0.0824032508958971	0.193337218860920	...
18	-0.0113454018294872	0.126019753573799	...
19	0.00744988366768634	0.205756851541694	...
20	-0.0423655208396932	0.224283008338476	...
21	0.184135893309781	0.0154797560959966	...
22	-0.162096271935885	0.137730018201550	...
23	-0.0300195704541382	0.260497694727619	...
24	0.0353837867371079	0.257267818131958	...
25	-0.0612796908444432	-0.144663393856434	...
26	-0.121182749778330	-0.206926273560761	...
27	0.0636042660424107	-0.0163326251136212	...
28	0.106848090815616	0.216670774507453	...
29	0.102822435543004	0.227479656652814	...
30	0.186787855168030	-0.0275145896781858	...
31	-0.133587430288464	-0.174692573699264	...
32	-0.145138882534327	-0.150036809882799	...
33	-0.191760907641475	-0.0330726388738431	...
34	0.186294554394642	0.0843510527190799	...
35	0.168397974632978	-0.190084981561376	...
...

14.4 Anhang Materialparameter und Werkzeugeigenschaften 42CrMo4

Materialparameter 42CrMo4 [111] [114]:

T °C	E GPa	ν -	ρ kg/m ³	c_p J/(K·kg)	λ W/(K·m)	α 1/1000 K
20	212	0,285	7834		42	0,0115
40				460		
50	210	0,286	7826		42,4	0,0118
100	207	0,287	7811	484	42,6	0,0122
150	203	0,288	7796		42,2	
200	197	0,290	7781	522	41,8	0,0127
205	197	0,290				
250	188	0,291	7764		40,9	
260	186	0,291				
300	176	0,293	7748	564	39,7	
315	172	0,294				
350	168	0,295	7731		38,4	
400	162	0,297	7714	616	37,1	0,0137
425	159	0,298				
450	153	0,299	7696		35,6	
480	145	0,301				
500	140	0,302	7678	682	34,5	
540	130	0,305				
550	127	0,306	7660		33,3	
595	115	0,311				
600	92	0,311	7641	780	32,2	0,0145
620				825		
640				853		
650	102	0,318	7623		30,8	
660				884		
680				919		
700				958		
705	90	0,318				
720				1003		
740				1877		
760				1046		
780				978		
800				596	26,8	
900				612	28,1	

DE



SHIJIAZHUANG IRON & STEEL CO., LTD
Mills Test Certificate



STEEL GRADE: 42CrMoS4+QT STANDARD: TYXY004-2008
 SIZE: DIA. 50mm DELIVERY CONDITION: QUENCHED AND TEMPERED
 WEIGHT: 58.612 MT SURFACE QUALITY: QUALIFIED
 BUNDLES: 25 NO. 149926Y-573057

Heat No.	7408001		Surface quality & Shape size		QUALIFIED							
Chemical Composition (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ti			
	0.40	0.23	0.74	0.016	0.027	1.04	0.200	0.007	0.0038			
Macro Structure (Grade)												
Scattered Porosity	Center Porosity	Segregation	General point segregation	Edge point segregation	S	C	R	Cold bend	Forging test	Crack-Detection		
-	-	-	-	-	1	2	1	-	-	UT		
-	-	-	-	-	1	2	1	-	-	ET		
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	OK		
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
Mechanical Properties												
Yield Strength	Tensile Strength	Percentage Elongation	Reduction of area	Charpy Impact-Test	Hardness	Hardness	Jominy Test(HRC)					
MPa	MPa	%	%	J	HBW	HRC	1.5	3	5	7	9	11
883	974	15.0	56	92	-	-	60	58	56	56	54	57
-	-	-	-	88	-	-	13	15	20	25	30	35
-	-	-	-	80	-	-	52	46	42	50	47	40
Non-metallic Inclusions (Grade)							Decarburized layer	Grain Size	Bands	Graphite carbon		
NON-METALLIC INCLUSIONS ARE INSPECTED BY DIN 50602-85 K METHOD K3 <=35							mm	Grade	Grade	Grade		
<p>8910677</p>							-	7	-	-		
							-	-	-	-		
							-	-	-	-		
							-	-	-	-		
							-	-	-	-		
Step Down	First			Second			Total Strain	Total Length(mm)	Max Length(mm)			
	Total Strain	Total Length(mm)	Max Length(mm)	Total Strain	Total Length(mm)	Max Length(mm)						
	-	-	-	-	-	-						
NOTE: CHEMICAL COMPOSITION (%) Ni:0.02/Cu:0.02/Al:0.009/Sn:0.0004/B:0.0005 EN 10204:2005/3.1 for the certificate EN 10083-3:2006 and EN 10060:2003 for the material. GRAIN SIZE 5-8 ACCORDING TO ASTM E112-96 IMPACT TEST AT -40° C FOR INFORMATION 22 20 24 UT ACCORDING TO EN 10308 TAB.2 CL.3 J40:41 J45:36 J50:44												



14.5 Anhang Ausschnitt Übersicht Versuchstabelle

Versuch ID	WSP-Nummer ('HW, HC, HS04/12)	Schliffbild (grün - kein UFG, gelb - UFG fraglich, rot - UFG vorhanden)	VB nach Versuch in μm	Maschine	QT in $^{\circ}\text{C}$	a_p in mm	f in mm/min	v_c in m/min	Absatz Nr.	Abdrehlänge in mm	WP	Schnittnr. WSP Ver-schleiß
R42	HS04 001 A			G200	600	0,3	0,1	100		50	42	
T42	HS04 001 A			G200	600	0,3	0,1	100		50	42	
V42	HS04 001 A		75	G200	600	0,3	0,1	100		55	42	1
R43	HS04 001 A			G200	600	0,3	0,1	300		55	43	2
V43	HS04 001 A		80	G200	600	0,3	0,1	300		55	43	3
R44	HS04 001 A			G200	600	0,3	0,3	100		55	44	4
V44	HS04 001 A		85	G200	600	0,3	0,3	100		55	44	5
R45	HS04 001 A			G200	600	0,3	0,3	300		55	45	6
V45	HS04 001 A		90	G200	600	0,3	0,3	300		55	45	7
R46	HS04 004 A		150	G200	600	0,3	0,1	100		55	46	26
V46	HS04 004 A		150	G200	600	0,3	0,1	100		55	46	27
R47	HS04 004 A			G200	600	0,3	0,1	300		55	47	28
V47	HS04 004 A		150	G200	600	0,3	0,1	300		55	47	29
R48	HS04 004 A			G200	600	0,3	0,3	100		55	48	30
V48	HS04 004 A		150	G200	600	0,3	0,3	100		55	48	31
R49	HS04 004 A			G200	600	0,3	0,3	300		55	49	32
V49	HS04 004 A		150	G200	600	0,3	0,3	300		55	49	33

Versuch ID	WSP-Nummer (HW, HC, HS04/12)	Schliff- bild (grün - kein WL, gelb - WL fraglich, rot - WL vorhanden)	VB nach Versuch in μm	Ma- schine	QT in $^{\circ}\text{C}$	a_p in mm	f in mm/ U	v_c in m/mi n	Absatz Nr.	Abdreh- länge in mm	WP	Schnittnr . WSP Ver- schleiß
R50_01	HS04 001 B			G200	450	0,3	0,1	100		55	50	1
V50_01	HS04 001 B		75	G200	450	0,3	0,1	100		55	50	2
V50_02	HS04 002 B		150	G200	450	0,3	0,1	100		55	50	26
R51_01	HS04 001 B			G200	450	0,3	0,1	300		55	51	3
V51_01	HS04 001 B		85	G200	450	0,3	0,1	300		55	51	4
V51_02	HS04 002 B		165	G200	450	0,3	0,1	300		55	51	27
R52_01	HS04 001 B			G200	450	0,3	0,3	100		55	52	5
V52_01	HS04 001 B		95	G200	450	0,3	0,3	100		55	52	6
V52_02	HS04 002 B		180	G200	450	0,3	0,3	100		55	52	28
R53_01	HS04 001 B			G200	450	0,3	0,3	300		55	53	7
V53_01	HS04 001 B		100	G200	450	0,3	0,3	300		55	53	8
V53_02	HS04 002 B		200	G200	450	0,3	0,3	300		55	53	29
R54	HS04 002 A		75	G200	300	0,3	0,1	100		55	54	1
V54	HS04 002 A		75	G200	300	0,3	0,1	100		55	54	2
R55	HS04 002 A			G200	300	0,3	0,1	300		55	55	3
V55	HS04 002 A		100	G200	300	0,3	0,1	300		55	55	4

Anhang

Versuch ID	WSP-Nummer ('HW, HC, HS04/12)	Schliffbild (grün - kein WL, gelb - WL fraglich, rot - WL vorhanden)	VB nach Versuch in μm	Ma- schine	QT in $^{\circ}\text{C}$	a_p in mm	f in mm/ U	v_c in m/min	Absatz Nr.	Abdrehlänge in mm	WP	Schnittnr. WSP Ver-schleiß
R55	HS04 002 A			G200	300	0,3	0,1	300		55	55	3
V55	HS04 002 A		100	G200	300	0,3	0,1	300		55	55	4
R56	HS04 002 A			G200	300	0,3	0,3	100		55	56	5
V56	HS04 002 A		125	G200	300	0,3	0,3	100		55	56	6
R57	HS04 002 A			G200	300	0,3	0,3	300		55	57	7
V57	HS04 002 A		500	G200	300	0,3	0,3	300		55	57	8
R58	HS04 003 A		150	G200	300	0,3	0,1	100		55	58	26
V58	HS04 003 A			G200	300	0,3	0,1	100		55	58	27
R59	HS04 003 A			G200	300	0,3	0,1	300		55	59	28
V59	HS04 003 A		500	G200	300	0,3	0,1	300		55	59	29
R60	HS04 004 B		75	G200	300	0,3	0,3	100		55	60	1
V60	HS04 004 B		150	G200	300	0,3	0,3	100		55	60	2
R61	HS04 004 B			G200	300	0,3	0,3	300		55	61	3
V61	HS04 004 B		500	G200	300	0,3	0,3	300		55	61	4
V80_01	HS04 020 B			G200	600	0,3	0,2	100		140	80	
V80_02	HS04 020 B			G200	600	0,3	0,2	300		140	80	
R81	HS04 021 A			G200	450	-	0,2	100	1	140	81	

Versuch ID	WSP-Nummer	Schliff- bild (grün - kein UFG, gelb - UFG fraglich, rot -	VB nach Versuch in μm	Ma- schine	QT in $^{\circ}\text{C}$	ap in mm	f in mm/ U	vc in m/mi n	Absatz Nr.	Abdreh- länge in mm	WP	Schnittnr .WSP Ver-
V81_01	HS04 021 A		68	G200	450	0,3	0,2	100	1	140	81	
V81_02	HS04 021 A		94	G200	450	0,3	0,2	100	2	105	81	
V81_03	HS04 021 A		110	G200	450	0,3	0,2	100	2	105	81	
V81_04	HS04 021 A		100	G200	450	0,3	0,3	100	2	105	81	
V81_05	HS04 021 A		165	G200	450	0,3	0,3	300	3	70	81	
V81_06	HS04 021 A		205	G200	450	0,3	0,3	300	3	70	81	
V81_07	HS04 021 A		235	G200	450	0,3	0,3	300	4	35	81	
V81_08	HS04 021 A		270	G200	450	0,3	0,3	300	4	35	81	
V81_09	HS04 021 A		305	G200	450	0,3	0,3	300	4	35	81	
R82	HS04 021 B			G200	450	-	0,2	100	1	140	82	
V82_01	HS04 021 B		1074	G200	450	0,3	0,2	300	1	140	82	
V82_02	HS04 024 A		100	G200	450	0,3	0,2	200	2	105	82	
V82_03	HS04 024 A		110	G200	450	0,3	0,2	200	3	70	82	
V83_12	HS12 007 B		110	G200	450	0,3	0,3	200	2	105	83	
V83_20	HS12 007 B		450	G200	450	0,3	0,3	100	5	17,5	83	