

Forschungsberichte aus dem
wbk Institut für Produktionstechnik
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Hrsg.: Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer
Prof. Dr.-Ing. Gisela Lanza
Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Benedict Stampfer

**Entwicklung eines multimodalen Prozessmodells
zur Oberflächenkonditionierung beim
Außenlängsdrehen von 42CrMo4**

Band 264

Entwicklung eines multimodalen Prozessmodells zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktor der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

angenommene

Dissertation

von

Benedict Stampfer, M.Sc.

aus Heidelberg

Tag der mündlichen Prüfung 6. Dezember 2022

Hauptreferent

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Korreferent

Assistant Professor Dr. Julius Schoop

Vorwort des Herausgebers

Die schnelle und effiziente Umsetzung innovativer Technologien wird vor dem Hintergrund der Globalisierung der Wirtschaft der entscheidende Wirtschaftsfaktor für produzierende Unternehmen. Universitäten können als "Wertschöpfungspartner" einen wesentlichen Beitrag zur Wettbewerbsfähigkeit der Industrie leisten, indem sie wissenschaftliche Grundlagen sowie neue Methoden und Technologien erarbeiten und aktiv den Umsetzungsprozess in die praktische Anwendung unterstützen.

Vor diesem Hintergrund wird im Rahmen dieser Schriftenreihe über aktuelle Forschungsergebnisse des Instituts für Produktionstechnik (wbk) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT) berichtet. Unsere Forschungsarbeiten beschäftigen sich sowohl mit der Leistungssteigerung von additiven und subtraktiven Fertigungsverfahren, den Produktionsanlagen und der Prozessautomatisierung sowie mit der ganzheitlichen Betrachtung und Optimierung der Produktionssysteme und -netzwerke. Hierbei werden jeweils technologische wie auch organisatorische Aspekte betrachtet.

Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

Prof. Dr.-Ing. Gisela Lanza

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Vorwort des Verfassers

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am wbk Institut für Produktionstechnik im Rahmen des DFG Forschungsprojekts „Prozess-integrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“.

Ich danke Volker Schulze für die wissenschaftliche Betreuung dieser Arbeit sowie die persönliche und fachliche Unterstützung während meiner Zeit am wbk. Weiterhin möchte ich Julius Schoop für das Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Korreferats danken.

Ich danke weiterhin meinen Kollegen am wbk für die stets produktive und freundliche Atmosphäre sowie den wissenschaftlichen Austausch. Den Bürokollegen und -nachbarn in meiner Zeit am wbk, Michael Gerstenmeyer, Jannik Schwalm, Eric Segebade, Florian Sauer und Germán González, möchte ich für die anregenden Diskussionen und lustigen Stunden danken. Für die Fertigung von Proben und Aufbauten und die unkomplizierte, tatkräftige Unterstützung möchte ich Thomas Hildenbrand, Harald Frank sowie Ralf Dorsner und dem gesamten Werkstattteam danken. Für die Unterstützung bei IT-Fragen danke ich der gesamten IT-Abteilung, im Speziellen Margit Scheidt. Ich danke weiterhin allen Studierenden, die im Rahmen von Abschlussarbeiten oder Hiwi-Stellen bei mir tätig waren. Bei Daniel Gauder und David Böttger möchte ich mich für die hervorragende fachliche und freundschaftliche Zusammenarbeit im Rahmen des Forschungsprojekts bedanken.

Ich möchte weiterhin meinen Eltern für die Unterstützung und den lebenslangen Rückhalt danken. Mein abschließender Dank gilt meiner Frau Uta. Ohne Dich wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen.

Heidelberg, Dezember 2022

Benedict Stampfer

Abstract

The goal of the thesis is the identification of analytical process models for the prediction and adjustment of surface states in order to enable the controlled turning of AISI 4140. The surface states aimed at are a low surface roughness, mechanically induced nanocrystalline white layers and compressive residual stresses. The regarded process parameters and thus model inputs are the cutting velocity, the feed, the depth of cut, dry and emulsion cutting, the tempering state of the workpiece, the tool corner radius and the tool wear. The surface topography is quantified by the roughness R_z , while the surface work hardening and the microstructural state are quantified by the increase of the Vickers hardness HV 0,005 in the specimen cross section. Furthermore, the axial and the tangential normal components of the workpiece stress tensor are analyzed. Not only the surface values are modeled, but also the minimum stress values and the in-depth range of the stresses. The high measurement costs and the complex generation mechanisms motivate the simulation of workpiece residual stresses by the Finite Element Method, which is presented as well. The developed Finite Element model is based on thermomechanical loads, which act on the workpiece and represent the tool engagement and the chip formation. The FE-Simulation permits to understand and confirms trends of the empirical-analytical residual stress models. Thereby robust model dependencies are identified, which paves the ground for the adjustment and control of the turning process.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abkürzungen und Formelzeichen	III
1 Einleitung	1
2 Stand der Forschung	3
2.1 Außenlängsdrehen	3
2.2 Oberflächenkonditionierung von Stahl	5
2.2.1 Randschichtmodifikationen	6
2.2.2 Beeinflussung von Bauteileigenschaften durch Randschichtzustände	11
2.2.3 Machine Learning Modelle für Zerspanungsprozesse	15
2.2.4 Modellierung und Simulation von Eigenspannungen	17
2.2.5 Zwischenfazit	21
3 Zielsetzung und Eigener Ansatz	22
3.1 Zielsetzung und Vorgehen	22
3.2 Versuchsaufbau und Werkstückmaterial	23
3.3 Experimentelle Analyse	27
3.3.1 Rauheitsmessung	27
3.3.2 Mikrohärte und Schliffbilder	27
3.3.3 Eigenspannungsmessung	29
3.4 Machine Learning Modelle	30
3.5 FE-Simulation von Eigenspannungen	31
4 Ergebnisse	41
4.1 Experimentelle Analyse	41
4.1.1 Prozesskenngrößen	41
4.1.2 Randschichtzustände	44
4.2 Machine Learning Modelle	54
4.2.1 Prozesskräfte	54
4.2.2 Rauheit	62

4.2.3	Härteanstieg	64
4.2.4	Eigenspannungen	71
4.3	FE-Simulation von Eigenspannungen	80
5	Bewertung	93
6	Zusammenfassung und Ausblick	99
6.1	Zusammenfassung	99
6.2	Ausblick	100
7	Literaturverzeichnis	I
	Liste eigener Publikationen	XIII
	Abbildungsverzeichnis	XV
	Tabellenverzeichnis	XX
	Anhang	XXII
	Datenblätter Material und Versuchsaufbau	XXII
	Materialparameter von 42CrMo4 für die FE-Simulation	XXIV
	Parameter analytischer Prozessmodelle	XXV

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzung	Bedeutung
ax	axial
AISI	American Iron and Steel Institute
bzw.	beziehungsweise
ca.	circa
CIRP	Internationale Gesellschaft für Produktionstechnik
CNC	engl. Computerized Numerical Control
d.h.	das heißt
dt.	deutsch
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
DIN	Deutsches Institut für Normung
DOF	engl. Degrees of Freedom, dt. Freiheitsgrade
engl.	englisch
EN	Europäische Norm
FE(M)	Finite Elemente (Methode)
HV	Vickers Härte
i.A.	im Allgemeinen
ISO	Internationale Organisation für Normung
JC	Johnson Cook
kin	kinetisch
KSS	Kühlschmierstoff
KV, kv	Kreuzvalidierung, kreuzvalidiert
LASSO	Least Absolute Shrinkage and Selection Operator
me	mechanisch
mIB	mittlere Integralbreite
ML	Maschinelles Lernen
QT	engl. quenched and tempered, dt. gehärtet und angelassen
RMSE	engl. Root Mean Squared Error, dt. Wurzel der mittleren Fehlerquadratsumme

SWR	Schrittweise Regression
tan	tangential
th	thermisch
var.	variiert
WP	engl. workpiece, dt. Werkstück
WSM	Werkstückmodell
2D	zweidimensional
3D	dreidimensional

Formelzeichen	Größe	Einheit
a	Temperaturleitfähigkeit	mm ² /s
a _p	Schnitttiefe	mm
A	Streckgrenze (JC-Parameter)	MPa
b	Spanungsbreite	mm
B	Verfestigungsmodul (JC-Parameter)	MPa
B _{WP}	Werkstückwärmeanteil	-
C	Dehnratenkoeffizient (JC-Parameter)	-
f	Vorschub	mm
F _c	Schnittkraft	N
F _f	Vorschubkraft	N
F _p	Passivkraft	N
h	Spanungsdicke	mm
H _{CM}	Koerzitivfeldstärke	A/cm
k _c	spezifische Schnittkraft	N/mm ²
k _p	spezifische Passivkraft	N/mm ²
l	Kontaktlänge	mm
m	thermischer Erweichungskoeffizient (JC-Parameter)	-
M _{max}	Barkhausenrauschamplitude	V
n	Verfestigungskoeffizient (JC-Parameter)	-
Pe	Péclet-Zahl	-
q	Wärmestromdichte	W/mm ²
Q	Wärmestrom	W
R _a	Mittlere Rautiefe	µm
R _z	Gemittelte Rautiefe	µm
R _t	Rautiefe	µm
R ²	Korrelationskoeffizient	-
r _β	Schneidkantenradius	µm
r _ε	Schneideckenradius	mm
v _c	Schnittgeschwindigkeit	m/min

v_f	Vorschubgeschwindigkeit	m/min
VB	Freiflächenverschleißmarkenbreite	mm
α	Freiflächenwinkel	°
β	Keilwinkel	°
γ	Spanwinkel	°
ε	Dehnung	-
κ	Einstellwinkel	°
λ	Neigungswinkel	°
θ	Temperatur	°C
μ	Reibkoeffizient	-
σ	Mechanische Spannung	MPa
σ_{surf}	Oberflächenspannung	MPa
σ_{min}	Spannungsminimum	MPa
d_{min}	Tiefe des Eigenspannungsminimums	μm
d_{neutr}	Einflusstiefe der Eigenspannung	μm
σ_{22}, S_{22}	tangentiale Spannung (Zylinderkoordinaten)	MPa
σ_{33}, S_{33}	axiale Spannung (Zylinderkoordinaten)	MPa

1 Einleitung

Spanend gefertigte Strukturbauteile müssen immer höheren Anforderungen genügen, beispielsweise im Hinblick auf Ermüdungsfestigkeit, Gewicht und Kosten. Um sie zu erfüllen, werden in Zukunft wirtschaftliche Fertigungsprozesse notwendig, die die resultierende Bauteilqualität schon bei der Herstellung prüfen und Qualitätsabweichungen durch eine proaktive Prozessführung kompensieren können. Die Qualität hängt wesentlich von der Bauteilrandschicht ab, die u.a. durch die Eigenspannungen, die Verfestigung, die Gefügeverteilung, das Rissbild und die Topographie beschrieben werden kann. Obwohl die Beeinflussung der Randschicht durch spanende Fertigungsprozesse nur Tiefen von einigen 100 µm betrifft, bestimmt der Randschichtzustand die Bauteileigenschaften u.a. bei schwingender, tribologischer und korrosiver Beanspruchung. Die gezielte Ausnutzung eines in Fertigungsprozessen robust eingestellten Randschichtzustands führt also zu verbesserten Bauteillebensdauern bzw. -zuverlässigkeiten. Anwendungsbeispiele hierfür sind Antriebswellen in Flugtriebwerken oder Kraftfahrzeugen. Liegt in der Randschicht ein feinkörniges Metallgefüge mit Druckeigenspannungen vor, können diese bei gleicher Belastbarkeit als Hohlwelle ausgelegt werden. Kleinere rotatorische Massen sind die Folge, was die Lagerkräfte und den Energiebedarf beim Beschleunigen verringert.

Das Ziel dieser Arbeit ist es, ein multimodales Prozessmodell zur Vorhersage und Beeinflussung von Randschichtzuständen zu identifizieren, um die Regelung des produktiven Längsdrehens von 42CrMo4 hinsichtlich der Einstellung von Druckeigenspannungen und einer geeigneten Topografie sowie der Vermeidung von spröden Neuhärtezone zu ermöglichen. Der Begriff multimodal betont, dass die Modellierung mit unterschiedlichen Ansätzen erfolgt und mehrere Größen des Randschichtzustands umfasst. Die Prozessmodelle sind die Basis für Softsensoren zur Prozessüberwachung und für Reglerkonzepte zur Steuerung der Stellgrößen Schnittgeschwindigkeit und Vorschub. In Kombination mit Messsignalen, die im Bearbeitungsraum der Drehmaschine ermittelt werden, können die relevanten Randschichtzustände zuverlässig und kostengünstig erfasst und konditioniert werden. In Abbildung 1-1 ist der geplante Regelkreis des DFG Projekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ (Projektnummer 401821233) skizziert, in den die Prozessmodelle einfließen sollen.

Die Anwendungsbereiche der Prozessmodelle sind in Abbildung 1-1 grün und grau markiert. Die erstellten Modelle können im Kontext genutzt werden, um geeignete Änderungen der Prozessstellgrößen Vorschub und Schnittgeschwindigkeit in Abhängigkeit von möglichen Zielgrößenabweichungen zu bestimmen. Durch die Berücksichtigung von bekannten und gemessenen Störgrößen, wie dem Verschleiß oder den Schwankungen bei der Wärmebehandlung des Werkstücks, lässt sich mit solchen Modellen bereits eine adaptive Steuerung realisieren. In diesem Fall werden die Prozessstellgrößen in Abhängigkeit der gemessenen oder geschätzten Störgrößen angepasst. Eine Prozessregelung entsteht, wenn anhand von in-process Messungen die vorliegenden Randschichtzustände und damit die Zielgrößen geschätzt werden. Dies soll im Rahmen des erwähnten DFG Projekts mithilfe von mikromagnetischer Messtechnik erfolgen. Die Umsetzung der magnetischen Messung und Kalibrierung von magnetischen und mechanischen Kenngrößen sind jedoch nicht Teil dieser Arbeit.

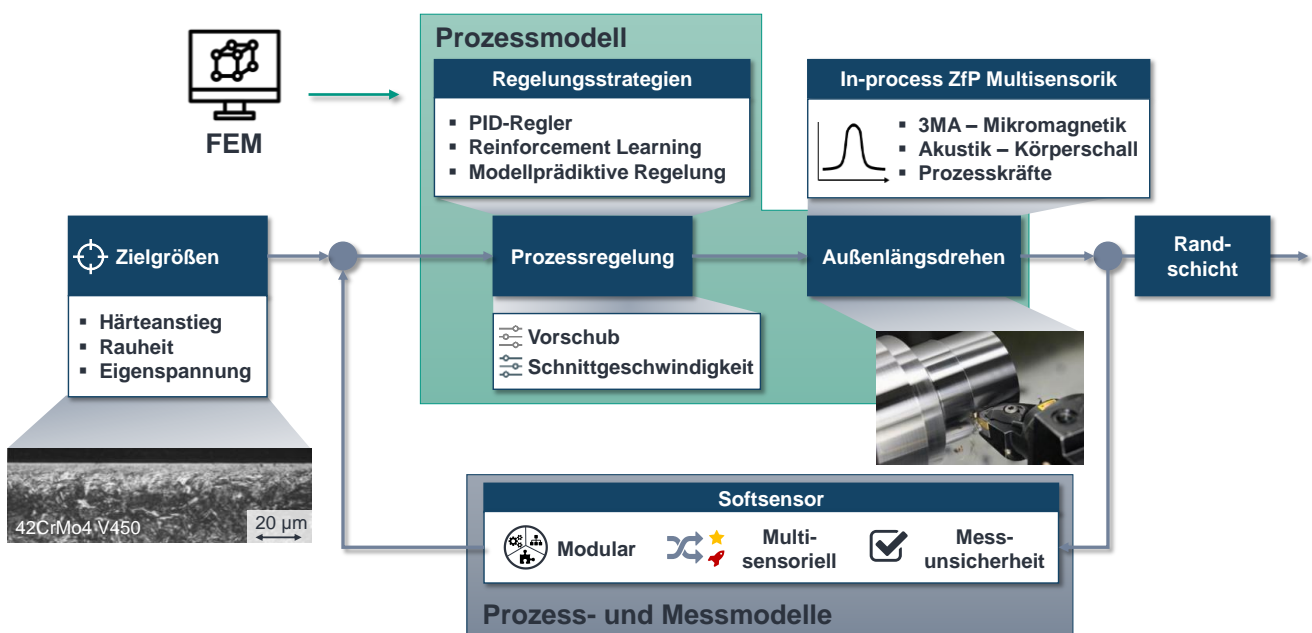


Abbildung 1-1 Prozessregelkreis des DFG Projekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“

2 Stand der Forschung

2.1 Außenlängsdrehen

Spanen bezeichnet die Untergruppe der trennenden Fertigungsverfahren, die nach (DIN 8589-0) definiert sind als: „Trennen, bei dem durch die Schneiden eines Werkzeuges von einem Werkstück Werkstoffschichten in Form von Spänen auf mechanischem Wege abgetrennt werden.“ Die Fertigungsverfahren mit geometrisch bestimmter Schneide werden weiter durch ihre Hauptbewegung charakterisiert. Bei Drehen, Fräsen, Bohren, Senken und Reiben findet eine rotatorische Hauptbewegung statt, während bei Hobeln, Stoßen und Räumen eine translatorische Hauptbewegung vorherrscht. Die Größen und Richtungen beim Außenlängsdrehen sind in Abbildung 2-1 dargestellt. Die zugehörigen Bezeichnungen sind in den Tabellen der Abkürzungen und Formelzeichen genannt.

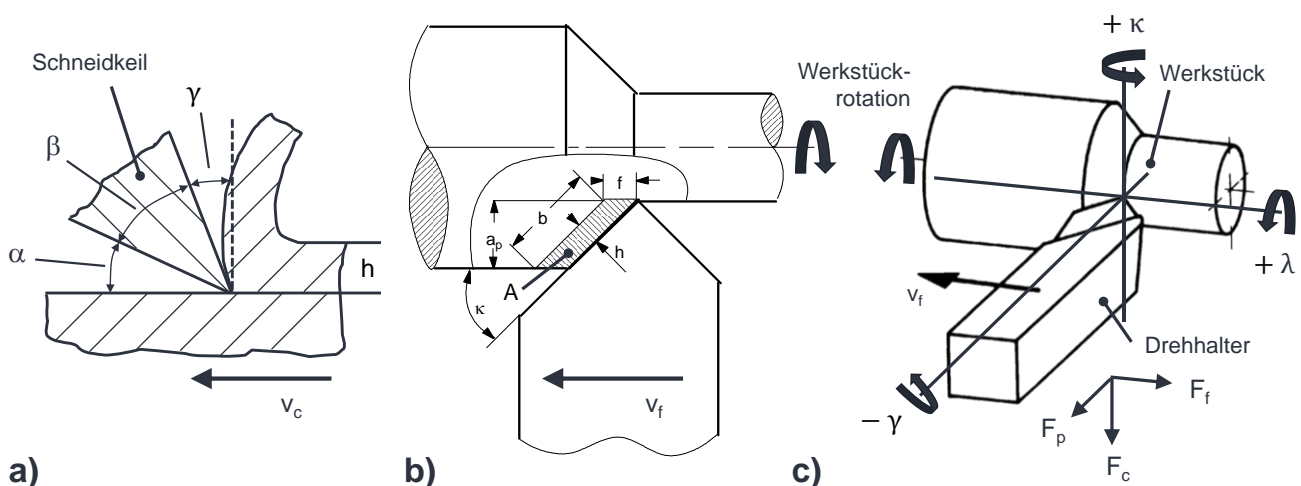


Abbildung 2-1 Größen und Richtungen beim Außenlängsdrehen a) Winkel am Schneidkeil b) Größen am Spanungsquerschnitt, nach (Fritz & Schulze 2012) c) Kräfte und Winkel am Drehhalter, nach (DIN 8589-1)

Die Kinematik des Außenlängsdrehens wird durch die Schnittgeschwindigkeit v_c , den Vorschub f und die Schnitttiefe a_p bestimmt. Darüber hinaus beeinflussen die Winkel an Schneidkeil und Werkzeughalter die Eingriffsbedingungen des Werkzeugs. Die genannten Parameter werden im fertigungstechnischen Sinn als Prozessstellgrößen bezeichnet. Die Regelung erfordert jedoch Stellgrößen im regelungstechnischen Sinn, also variable Parameter, die sich während des Prozesses schnell und mit geringem Aufwand anpassen lassen. Dafür eignen sich beim Außenlängsdrehen auf CNC-Maschinen die Schnittgeschwindigkeit und der Vorschub, weil beide ohnehin durch die

Maschine gesteuert werden. Die genannten Stellgrößen verändern die Prozesskenngrößen, zu denen u.a. die Prozesskräfte und die -temperaturen gehören. Die Modifikation von Randschichten wird bei der Zerspanung durch die mit den Kenngrößen gekoppelten, thermomechanischen Randschichtlasten, also mechanische Spannungen und Wärmestromdichten, bestimmt. Dementsprechend kann die Vorhersage von Randschichtzuständen die detaillierte Modellierung von Prozesskenngrößen erforderlich machen.

Ein bekanntes Beispiel für die Modellierung von Prozesskräften ist die Kienzle Formel (Kienzle & Victor 1957). Die darin enthaltenen Parameter sind für viele Kombinationen aus Werkzeug, Werkstoff und Prozessbedingungen bekannt (Lochmann 2013). Jedoch liegen i.A. keine Parameter für verschiedene Wärmebehandlungszustände eines Werkstoffs oder unterschiedliche Werkzeuggeometrien und -verschleißzustände vor. Das generische Prozesskraftmodell von Altintas und Kaymakci in (Kaymakci, Kilic & Altintas 2012) kann unterschiedliche Werkzeuggeometrien für verschiedene Zerspanungsprozesse berücksichtigen. Die notwendigen Modellparameter müssen jedoch durch orthogonale Schnittversuche ermittelt werden, wobei unterschiedliche Verschleißzustände ebenfalls gesondert zu betrachten sind. Aufgrund dieser Nachteile ist die direkte Messung und empirische Modellierung von Kräften am jeweils untersuchten Zerspanungsprozess auch heute noch in vielen Fällen sinnvoll. Das in dieser Arbeit erstellte Kraftmodell wird in Abschnitt 4.2.1 präsentiert.

Neben den Prozesskräften sind die Temperaturen in Werkzeug, Werkstück und Span relevant, da diese den Verschleißfortschritt, die Ausbildung von Randschichtzuständen und die Spanform beeinflussen. Zur Berechnung von Prozesstemperaturen wurden häufig die Werkzeug- oder Bauteilwärmeströme in Abhängigkeit von Prozessstellgrößen modelliert (Michna 2014). Diese Modelle sind jedoch nur für die Prozessvariante und die jeweiligen Randbedingungen gültig (Surmann & Ungemach et al. 2011). Ist die Leistung eines Prozesses durch Messungen oder Modelle bekannt, können die Prozesstemperaturen auch mithilfe der Verhältnisse der Wärmeströme in Werkzeug, Werkstück und Span berechnet werden. Bei der Oberflächenkonditionierung ist besonders die ins Werkstück fließende Wärme von Interesse, weil diese die Randschichtzustände entscheidend beeinflusst. Für ihre Berechnung hat sich die Verwendung der dimensionslosen Péclet-Zahl Pe bewährt (Trigger & Chao 1951; Boothroyd 1963).

$$Pe = \frac{v_c \cdot h}{a} \quad 2-1$$

Darin bezeichnet v_c die Schnittgeschwindigkeit, h die Spanungsdicke und a die Temperaturleitfähigkeit. Sölter et al. zeigen in (Sölter, Frohmüller & Wirbser 2018), dass sich der Anteil der Prozessleistung, der als Wärme ins Werkstück fließt, für ein Reihe von metallischen Werkstoffen und Prozessen mittels eines mathematischen Potenzansatzes beschreiben lässt. Augspurger et al. bestimmen den Ansatz in (Augspurger, Bergs & Döbbeler 2019) anhand von Versuchen des orthogonalen Schnitts zu

$$B_{wp} = 0,4815 \cdot Pe^{-0,302}. \quad 2-2$$

Der modellierte Werkstückwärmeanteil und die Prozesskräfte werden bei der FE-Simulation von Eigenspannungen verwendet, die in Abschnitt 3.5 beschrieben wird. Im nächsten Abschnitt wird der Stand der Forschung zur Entstehung und Einstellung von ausgewählten Randschichtzuständen erläutert.

2.2 Oberflächenkonditionierung von Stahl

Die Endbearbeitung von metallischen Bauteilen, wie Hartdrehen oder Schleifen, bestimmt deren Randschichtzustand, welcher wiederum die funktionalen Bauteileigenschaften entscheidend beeinflussen kann (Scholtes 2000; Smith & Melkote et al. 2007). In Abbildung 2-2 sind charakteristische Randschichtgrößen dargestellt, die bei der Zerspanung durch thermomechanische Lasten modifiziert werden. Die einzelnen Größen und Tiefenverläufe lassen sich grundsätzlich der Topografie (Rauheit und Oberflächenmikrodefekte, z.B. Rautiefe R_t , mittlere Rautiefe R_a), der materiellen Mikrostruktur (Phasenanteile, Korngröße, Kornstruktur, Versetzungsdichte, alle Arten von Gitterstörungen inkl. Kaltverfestigung, Härteanstieg und Halbwertsbreite) und dem Eigenspannungszustand zuordnen.

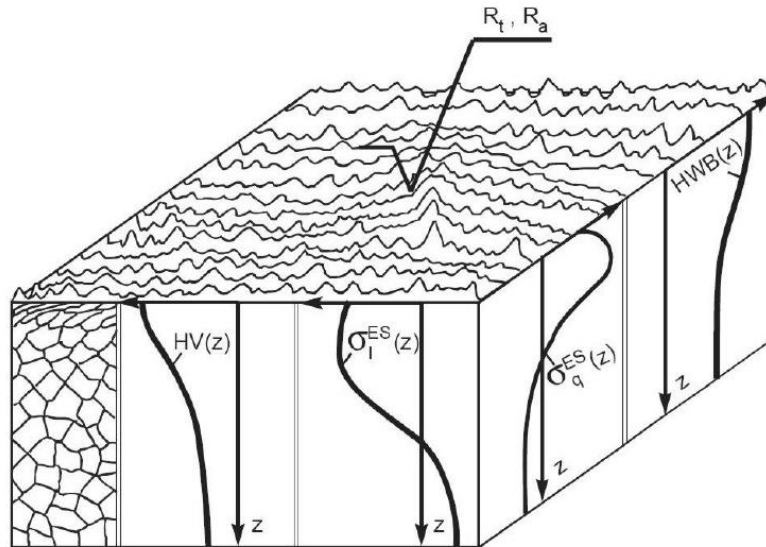


Abbildung 2-2 Ausgewählte Randschichtgrößen (Scholtes & Macherauch 1986)

Trotz einer tiefgehenden Analyse vieler Prozesse bleibt die robuste Einstellung von Randschichtzuständen aufgrund von Störgrößen wie Werkzeugverschleiß oder Materialchargenschwankungen häufig mit großen Unsicherheiten behaftet. Das motiviert die direkte oder indirekte Messung von Randschichtzuständen mithilfe von Softsensoren und eine darauf basierende Regelung mithilfe von Prozessstellgrößen wie Schnittgeschwindigkeit oder Vorschub. Dieser Ansatz wird im Sinne des DFG Schwerpunktprogramms 2086 als Oberflächenkonditionierung bezeichnet (Schulze & Zanger et al. 2020). Dies benötigt quantitative Modelle von Prozessstellgrößen, -kenngrößen und Randschichtzuständen, die als Messmodelle in Softsensoren oder als Prognosemodelle in Regelungskonzepten eingesetzt werden können. Demzufolge ist ein tiefgreifendes Prozessverständnis die Basis für die Umsetzung der Oberflächenkonditionierung bei der Zerspanung. Dies umfasst neben der Analyse von Randschichtmodifikationen bei der Zerspanung (siehe Abschnitt 2.2.1) die Erzeugung und Sicherstellung gewünschter Bauteileigenschaften (siehe Abschnitt 2.2.2). In den folgenden Kapiteln wird der Stand der Forschung bei gehärteten und vergüteten Stählen beschrieben, wobei der Fokus auf dem in dieser Arbeit verwendeten Stahl 42CrMo4 liegt.

2.2.1 Randschichtmodifikationen

Die Werkstücktopografie wird vorwiegend durch die Prozesskinematik und die Werkzeuggeometrie bestimmt, beim Drehen sind das u.a. der Vorschub und der Schneid-eckenradius. Dabei muss berücksichtigt werden, dass der Werkzeugverschleiß die Werkzeuggeometrie ebenfalls verändert.

Mikrostrukturelle Randschichtveränderungen werden durch eine Vielzahl von physikalischen Mechanismen verursacht. Die Phasenanteile von Metallen werden zu einem großen Ausmaß durch die Legierungsbestandteile, die aktuelle Temperatur und den Temperaturverlauf bestimmt. Hohe Zerspannungstemperaturen in perlitisch-ferritischen Stählen können zur Austenitbildung führen und die darauffolgende schnelle Abkühlung durch die Selbstabschreckung der Werkstückrandschicht martensitische Strukturen oder Zwischengefüge bilden. Eine derart gehärtete, nicht angelassene Randschicht ist spröde und neigt zu Risswachstum. Wie im Laufe des Kapitels gezeigt wird, treten solche Effekte häufig beim Drehen, Bohren und Schleifen von gehärtetem Stahl auf. Die entscheidenden Einflussgrößen dafür sind die Randschichttemperatur, die Aufheizrate und die Verweildauer über der Austenitisierungstemperatur. Bei der Zerspanung erzeugen hohe Schnittgeschwindigkeiten hohe Temperaturgradienten. Darüber hinaus erhöht der Werkzeugverschleiß die thermische Werkstücklast, indem er die Kontakt- und somit die Reibfläche vergrößert.

Die plastische Verformung von Metallen erhöht die Versetzungsdichte und erzeugt so Kaltverfestigung (Peeters & Seefeldt et al. 2001). Triebkräfte für plastische Verformung der Randschicht sind bei der Zerspanung mechanische Werkstücklasten. Wenn die Versetzungsdichte in Metallen zu groß wird, setzen Mechanismen wie die Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen und damit Subkörnern und dynamische Rekristallisation ein. Letzteres bezeichnet die Bildung von Großwinkelkorngrenzen und damit neuen Körnern. Neben hohen Spannungen und Dehnungen werden diese Vorgänge auch durch hohe Temperaturen begünstigt (Buchkremer & Klocke 2017). Die Härteerhöhung aufgrund von kleineren Körnern ist als Hall-Petch Effekt bekannt (Bargel & Schulze 2018). Derart verfestigte Randschichten sind weniger spröde als Schichten, die zusätzlich phasentransformiert sind. Die feinkörnige Struktur das bremst das Risswachstum. Gefügekörner, die kleiner als die Wellenlänge des sichtbaren Lichts sind, können in einem optischen Mikroskop nicht aufgelöst werden. Da das Licht an nanokristallinen Randschichten gestreut wird, erscheinen diese weiß und werden weiße Schichten oder White Layer genannt (Österle & Rooch et al. 2001; Barry & Byrne 2002; Akcan & Shah et al. 2002). Im Folgenden wird die Analyse und Entstehung von weißen Schichten bei der Zerspanung von gehärteten und vergüteten Stählen dargestellt.

Barry und Byrne untersuchten das Querplandrehen von zwei martensitischen Stählen, und zwar BS 817M40 und einem Schnellarbeitsstahl. Nur mit verschlissenen Werkzeugen entstanden weiße Schichten, die Dicken von 2-3 μm hatten. Diese Schichten hatten

eine nanokristalline Struktur, enthielten einen erhöhten Anteil an Restaustenit und waren mit adiabatischen Scherbändern im Span vergleichbar. Daraus wurde geschlossen, dass der ursprüngliche Martensit des Werkstücks eine austenitisch-martensitische Phasenumwandlung durchlaufen hatte, die durch ähnliche Mechanismen wie die adiabatische Scherung verursacht worden war. (Barry & Byrne 2002)

Akcan et al. untersuchten das Hartdrehen von AISI 4340, AISI 52100 und M2. Weiße Schichten konnten nur nach der Bearbeitung von AISI 4340 und AISI 52100 mit verschlissenen Werkzeugen identifiziert werden. Dabei erhöht die Schnittgeschwindigkeit die Dicke der weißen Schichten. Die Austenitisierungstemperatur von M2 liegt mit ca. 1200 °C deutlich über den anderen untersuchten Werkstoffen, was die ausbleibende Phasenumwandlung erklärt. Prüfungen mit einem Nanoindenter zeigten, dass die Härte der weißen Schichten ca. 25 % über dem bereits gehärteten, martensitischen Grundgefüge liegt. (Akcan & Shah et al. 2002)

Rech und Moisan führten mit CBN Werkzeugen trockene Außenlängsdrehversuche an einsatzgehärtetem 27MnCr5 durch. Dabei konnte gezeigt werden, dass phasenumgewandelte weiße Schichten mit Zugeigenspannungen korrelieren und beide Phänomene maßgeblich durch fortschreitenden Werkzeugverschleiß begünstigt werden. Dagegen steigt die Rauheit R_a mit dem Werkzeugverschleiß nicht signifikant an. Folglich wurde das Auftreten von weißen Schichten als Bauteilschädigung und als maßgeblicher Indikator für die Notwendigkeit eines Werkzeugwechsels identifiziert (Rech & Moisan 2003).

Hosseini et al. untersuchten das Hartdrehen von AISI 52100 in einem breiten Feld von Prozessstellgrößen und erklärten Randschichtphänomene mit der Überlagerung von thermomechanischen Werkstücklasten. Hohe mechanische und niedrige thermische Lasten induzieren nanokristalline Randschichten durch dynamische Erholung und ohne austenitische Phasenumwandlung, sogenannte mechanisch induzierte weiße Schichten. Hohe thermische und mechanische Lasten induzieren nanokristalline Randschichten, sogenannten thermisch induzierte weiße Schichten, durch eine Kombination aus dynamischer Rekristallisation und austenitischer Phasenumwandlung (Hosseini & Klement et al. 2015).

Die kryogene Kühlung kann verwendet werden, um das Auftreten von thermisch induzierten Randschichtmodifikationen zu verhindern und die Bildung mechanisch induzierter Randschichten zu unterstützen. Die Kühlung soll Phasenumwandlungen vermeiden

und mechanische Lasten durch die Unterdrückung von thermischer Erweichung erhöhen. (Pu & Dillon et al. 2010; Ambrosy & Zanger et al. 2014)

Das Werkstückmaterial 42CrMo4 wird in unterschiedlichen Vergütungszuständen verwendet, um spezifische Bauteilanforderungen zu erfüllen. Schulze et al. untersuchten das orthogonale Drehen von 42CrMo4 QT 450 (gehärtet und angelassen bei 450 °C). Mit der Schnittgeschwindigkeit 75 m/min wurden Prozesszonentemperaturen von ca. 400 °C gemessen, wobei keine weißen Schichten resultierten. Mit der Schnittgeschwindigkeit 300 m/min erhöhten sich die gemessenen Temperaturen auf ca. 800 °C und es entstanden weiße Schichten der Dicke 5 µm. Die Entstehung der weißen Schichten wurde im Rahmen von FE-Spanbildungssimulationen durch eine Austenitisierung und einer darauffolgenden Martensitbildung modelliert. (Schulze & Michna et al. 2013)

Ambrosy et al. analysierten das orthogonale Drehen von 42CrMo4 QT 450 mit den Schnittgeschwindigkeiten 75 m/min und 100 m/min, den Spannungsdicken 30 µm und 50 µm sowie verschiedenen Schneidkantenradien. Die erzeugten nanokristallinen Randschichten zeigten keine Anzeichen von Phasenumwandlung und wurden als Ergebnis von starker plastischer Deformation und dynamischer Rekristallisation betrachtet. Vickers Messungen zeigten eine moderate Erhöhung der Randschichthärte, die durch Kornfeinung und den Hall-Petch-Effekt erklärt werden können. Das Verhältnis von Schneidkantenradius und Spannungsdicke r_β/h wurde als charakteristische Größe für die mechanische Randschichtlast und die Erzeugung von nanokristallinen Randschichten vorgeschlagen. Wenn sich r_β/h beispielsweise von 0,3 auf 1,4 erhöht, steigt die spezifische Passivkraft von 2200 N/mm² auf 3000 N/mm². Wenn r_β/h von 0,3 auf 1,0 erhöht wird, steigt die Dicke der Randschicht mit Körnern kleiner als 100 nm von 0,6 µm auf 1,3 µm. (Ambrosy & Zanger et al. 2014)

Buchkremer und Klocke untersuchten den orthogonalen Schnitt von 42CrMo4 QT 400 mit den Schnittgeschwindigkeiten 50 m/min und 150 m/min sowie den Spannungsdicken 50 µm und 200 µm. Bei den Experimenten wurden am Werkstück weiße Schichten erzeugt. Sie bestanden aus equiaxialen Körnern mit einer minimalen Ausdehnung von 20 nm, wobei die dynamische Rekristallisation als Entstehungsmechanismus identifiziert wurde. Die nanokristallinen Randschichtdicken, die im Bereich zwischen 2,5 bis 4 µm lagen, wurden durch die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit und der Spannungsdicke gleichermaßen erhöht. (Buchkremer & Klocke 2017)

Nickel et al. untersuchten das Einlippentiefbohren von 42CrMo4 QT, welcher bei einer Temperatur zwischen 540 °C und 680 °C angelassen wurde. In der Bohrungsrand-schicht konnte, ausgehend von der Grundhärte 300 HV 0,01, die in der Tiefe 40 µm vorlag, mit abnehmendem Randabstand ein Härteanstieg auf bis zu ca. 450 HV 0,01 gemessen werden. Es lag demnach keine austenitisch-martensitisch transformierte Randschicht vor, sondern eine Härtung durch Kornfeinung und plastische Deformation. Dies konnte durch Schliffbilder bestätigt werden. (Nickel & Baak et al. 2020)

Strodick et al. untersuchten Werkstücke aus 42CrMo4 QT mit der Anlasstemperatur 640 °C nach dem BTA-Tiefbohren mit den Schnittgeschwindigkeiten 60 m/min, 80 m/min und 100 m/min und den Vorschüben 0,15 mm, 0,225 mm und 0,3 mm. Dabei erzeugten die höheren Vorschübe und Schnittgeschwindigkeiten weiße Schichtdicken von bis zu 12 µm und Randhärten von bis zu 1200 HV 0,01. Die Härten lassen darauf schließen, dass eine phasentransformierte Randschicht vorliegt. Die These wurde durch Barkhausenmessungen bestätigt, die an Werkstücken mit weißen Schichten deutlich niedrigere Amplituden zeigte. Ein Grund für das Auftreten phasentransformierter weißer Schichten beim BTA-Tiefbohren können die Führungsleisten sein, die die Bohrungswand nach der eigentlichen Zerspanung mehrfach einebnen und so hohe Normalspannungen und viel Reibwärme einbringen. (Strodick & Berteld et al. 2020)

Zusammenfassend können auch nach der Zerspanung von 42CrMo4 zwei Typen von nanokristallinen, weißen Schichten unterschieden werden: thermisch induziert und phasentransformiert sowie mechanisch induziert und nicht phasentransformiert. Ob derart verfestigte Randschichten erwünscht oder schädlich sind, hängt vom Anwendungsfall ab. Prinzipiell sind mechanisch induzierte Randschichten vorteilhaft und thermisch induzierte Randschichten kritisch zu bewerten. Für das Auftreten von weißen Schichten wurden bisher Bohrversuche und orthogonale Schnittversuche analysiert, jedoch nicht das industriell relevante Außenlängsdrehen. Das Auftreten beider Typen von weißen Schichten in einem Versuchsaufbau wurde selten beobachtet, und die Rolle der Prozessstellgrößen beim Außenlängsdrehen ist ebenso unbekannt.

Die Kombination von thermischen und mechanischen Werkstücklasten bei der Zerspanung führt i.d.R. zu hakenförmigen Spannungstiefenprofilen, wobei die minimale Spannung unter der Oberfläche liegt. Tendenziell erzeugen thermische Lasten Rand-Zugeigenspannungen, während mechanische Lasten Rand-Druckeigenspannungen hervorrufen (Brinksmeier & Cammett et al. 1982; Ordás & Penalva et al. 2003). Für das

Außenlängsdrehen konnte gezeigt werden, dass der Vorschub (Brinksmeier & Cammett et al. 1982; Thiele & Melkote et al. 2000; Capello 2005), der Werkzeugeckenradius (Capello 2005), das verschleißbedingte Auftreten thermisch induzierter weißer Schichten (Rech, Hamdi & Valette 2008) und eine per Wärmebehandlung eingestellte, geringere Werkstückhärte (Thiele & Melkote et al. 2000) die axiale Oberflächeneigenspannung erhöhen. Die Prozesskühlung beeinflusst die Eigenspannungen ebenfalls. Ankener et al. untersuchten verschiedene Kühlschmierkonzepte beim Hartdrehen von 100Cr6: Trockenbearbeitung, CO₂-Schnee, flüssigen Stickstoff und einen auf 20 °C oder -30 °C gekühlten ethen-wasserbasierten Kühlschmierstoff. Die Verwendung von Kühlschmierstoffen führte gegenüber der Trockenbearbeitung zu stärker ausgeprägten axialen Druckeigenspannungen an der Oberfläche. Für die tangentielle Eigenspannung ließen sich dagegen keine eindeutigen Trends finden (Ankener & Uebel et al. 2020).

Die Tiefenprofile der Spannungskomponenten, also das Niveau, die Lage des Minimums oder die Tiefenwirkung werden durch komplexe Mechanismen bestimmt, die häufig durch aufwendige Modelle abgebildet werden. Der entsprechende Stand der Forschung wird in Kapitel 2.2.4 vorgestellt. Generell gilt im Hinblick auf Randschichtmodifikationen, dass thermische Lasten zu vermeiden sind, da sie unkontrollierte Materialtransformationen und damit Bauteilschädigungen sowie Randzugeigenspannungen erzeugen können. Dagegen führen mechanische Lasten in der Regel zu erwünschten Modifikationen, wie nanokristalline Randschichten ohne Phasentransformation. Die Wirkung von Randschichtmodifikationen auf die Bauteileigenschaften wird im nächsten Kapitel genauer diskutiert.

2.2.2 Beeinflussung von Bauteileigenschaften durch Randschichtzustände

Die wissenschaftliche Analyse der Beeinflussung von Bauteileigenschaften und -lebensdauern durch Randschichtzustände ist seit 1964 als Surface Integrity bekannt (Field & Kahles 1964). Tabelle 2-1 zeigt die vielfältigen Auswirkungen verschiedener Randschichtzustände auf mögliche Versagensarten und gibt einen groben Überblick zum Stand der Forschung.

Die Einflüsse werden kurz erläutert. Eine hohe Werkstoff-Streckgrenze verringert die Gefahr von plastischer Deformation und Rissbildung an Bauteilen mit hohen Betriebslasten. Eine hohe Härte verringert zusätzlich den Verschleiß durch Kavitation und mechanische Reibkontakte. Zugeigenspannungen öffnen bestehende Risse und Druckei-

genspannungen schließen diese. Druckeigenspannungen können die Belastbarkeit gegenüber statischen Lasten (Bruch/Rissbildung) sowie wechselnden Lastspielen (Ermüdung) deutlich erhöhen und wirken auch im mechanischen Kontakt und bei Korrosion verschleißmindernd. Durch eine geeignete Oberflächenstruktur und -textur (Topografie) lässt sich eine Reihe von Versagensarten vermeiden. Eine glatte Oberfläche bietet beispielsweise weniger Angriffsfläche für chemischen Verschleiß (Korrosion). Mikrorisse sind aufgrund ihrer großen Bedeutung in der Tabelle separat aufgeführt. Sie fördern das Bauteilversagen insbesondere bei wechselnden Lasten und Korrosion. Insgesamt zeigt sich, dass je nach Anwendung und Belastung des gefertigten Bauteils unterschiedliche Randschichtzustände relevant sind.

Tabelle 2-1: Abhängigkeiten zwischen Randschichtzuständen und Bauteilversagen, nach (Tönshoff & Brinksmeier 1980; Griffiths 2001; Rech, Hamdi & Valette 2008)

Bauteilversagen	Randschichtzustände				
	Streckgrenze	Härte	Eigen- spannung	Topografie	Mikrorisse
Plastische Deformation	++	++		+	
Bruch/Rissbildung	+	+	++		+
Ermüdung			++	+	++
Kavitation		+			+
Mechanischer Verschleiß		++	+	+	+
Diffusion				+	
Korrosion			+	++	++

++: starker Einfluss, +: moderater Einfluss

In der industriellen Praxis werden Randschichtzustände hochbelasteter Bauteile häufig durch Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung eingestellt, wie z.B. Kugelstrahlen, Festwalzen oder Maschinelles Oberflächenhämmern. Diese Verfahrensschritte erfolgen nach der zerspanenden Endbearbeitung, und damit am Ende der Prozesskette metallischer Bauteile. Wenn es bereits mit der zerspanenden Endbearbeitung gelingen würde, entsprechende Randschichtzustände und damit Bauteileigenschaften einzustellen, könnten Prozessketten verkürzt und Kosten gespart werden. Andere Strukturbauteile, an denen keine mechanische Oberflächenbehandlung erfolgt, könnten durch eine entsprechende Endbearbeitung eine bessere Qualität erreichen. Dies hätte eine höhere Lebensdauer oder eine größere Ressourceneffizienz zur Folge.

Im Folgenden werden entsprechende Beispiele aus dem Stand der Forschung präsentiert.

Sasahara analysierte in (Sasahara 2005) die Lebensdauer von außenlängsgedrehten Proben aus normalisiertem C45 in Biegeumlauftests. Als entscheidende Randschichtzustände für hohe Bruchlastspielzahlen wurden niedrige axiale Eigenspannungen und signifikante Randhärteanstiege identifiziert. Dies konnte bei der Probenfertigung durch niedrige Vorschübe und kleine Schneideckenradien erreicht werden. Der Einfluss der Probenrauheit war von untergeordneter Bedeutung. Der positive Einfluss kleiner Schneideckenradien auf die Druckeigenspannung und die Bruchlastspielzahl wurde in (Javidi, Rieger & Eichelseder 2008) für das Außenlängsdrehen von vergütetem 34CrNiMo6 bestätigt.

Smith et al. fertigten Proben aus gehärtetem 100Cr6 mittels Außenlängsdrehen oder Schleifen, wobei beim Drehen die betragsmäßig größeren Druckeigenspannungen induziert wurden. In Übereinstimmung mit Tabelle 2-1 wurden die Druckeigenspannungen bei axialen Zugermdungsversuchen als wesentliche Einflussgröße für die Erhöhung der Bruchlastspielzahl identifiziert. Die Rauheit, die bei einem Teil der Proben durch abrasives Superfinishing von $R_t \approx 4 \mu\text{m}$ auf $R_t \approx 1 \mu\text{m}$ reduziert wurde, ist demgegenüber von geringerer Bedeutung. (Smith & Melkote et al. 2007)

Schwach und Guo nutzten in (Schwach 2006) das Querplandrehen zur Fertigung von Proben aus gehärtetem 100Cr6, analysierten die Randschicht und untersuchten die Lebensdauer der scheibenförmigen Proben in einem Wälzkontaktprüfstand. Beim Ausbleiben von signifikanten mikrostrukturellen Randschichtmodifikationen lassen sich mit kleineren Vorschüben und niedrigeren Randeigenspannungen höhere Lebensdauern erreichen. Mittels Mikrohärteprüfungen ließen sich thermisch induzierten weißen Schichten identifizieren, die beim Drehen mit Werkzeugverschleiß auftraten, und die Probenlebensdauer deutlich reduzierten (Schwach & Guo 2006). In (Guo, Warren & Hashimoto 2010) wurde gezeigt, dass das Auftreten von randnahen Zugeigenspannungen ein maßgeblicher Grund für die Reduktion der Lebensdauer ist.

Lopes et al. untersuchten die Probenrauheit und die Ermüdungsfestigkeit beim Außenlängsdrehen von normalisiertem 42CrMo4. Dabei zeigte sich, dass der Vorschub die Ermüdungsfestigkeit verringert und dabei einen deutlich größeren Einfluss als die Schnittgeschwindigkeit und die Schnitttiefe hat. Das nachträgliche Spannungsarmglü-

hen der Proben, die mit den hohen Vorschüben erzeugt wurden, führt zu Ermüdungsfestigkeiten, die mit den niedrigen Vorschüben vergleichbar sind. Das unterstreicht, dass nicht die Rauheit sondern primär die Eigenspannungen die Bauteillebensdauer unter schwingender Last entscheidend beeinflussen. (Lopes, Sales & Palma 2008)

Ambrosy untersuchte den Einfluss der Randschichtmodifikationen von Probebauteilen nach dem Außenlängsdrehen von 42CrMo4 QT 450 in Zug-Druck-Wöhlerversuchen und Gleitlagerprüfstandsversuchen. Dabei wird ein positiver Einfluss von mechanisch induzierten, nanokristallinen Randschichten auf die Wechselfestigkeit und die Lebensdauer nachgewiesen. Demzufolge ist bei der Zerspanung von 42CrMo4 QT 450 eine Randschicht mit Kaltverfestigung und Kornfeinung anzustreben. Weiterhing wird gezeigt, dass diese Schicht gegenüber dem Grundgefüge einen moderaten Härteanstieg von 50 – 100 HV aufweist. (Ambrosy 2015)

Gerstenmeyer analysierte die Wirkung des Außenlängsdrehens und der Komplementärzerspannung auf die Randschicht sowie die resultierende Probenlebensdauern von 42CrMo4 QT 450 in Zug-Druck-Wöhlerversuchen. Komplementärzerspannung bezeichnet ein neu entwickeltes Verfahren, in dem die Freifläche des Zerspanungswerkzeugs beim Außenlängsdrehen entgegen der eigentlichen Schnitttrichtung verwendet wird, um am Werkstück nach der Zerspanung eine mechanische Oberflächenbehandlung durchzuführen. Mithilfe von langsamen Schnittgeschwindigkeiten sowie niedrigen Vorschüben und Schnitttiefen gelingt es die Rauheit einzuebnen und mechanisch induzierte, nanokristalline Randschichten und Druckeigenspannungen zu erzeugen. Die mechanisch oberflächenbehandelten Bauteile weisen eine um ca. 50% höhere Wechselfestigkeit auf, als Bauteile die nur zerspannt wurden. Die erreichte Dauerfestigkeit liegt im Bereich klassischer Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung. Demnach eignen sich die bei der Komplementärzerspannung eingestellten Randschichtzustände als generelle Zielgrößen für die Herstellung hochbelasteter Bauteile aus 42CrMo4 QT. (Gerstenmeyer 2018)

Der Stand der Forschung zur Einstellung von Bauteileigenschaften bei der Zerspanung von Stahl zeigt, dass die Topografie, die Eigenspannungen und mikrostrukturelle Modifikationen, die als Härteanstiege quantifiziert werden können, die Betriebsdauern von Probebauteilen in Ermüdungs-, Gleit- und Wälzlagerversuchen wesentlich verlängern können. Für gedrehte Wellen konnte weiterhin nachgewiesen werden, dass die axiale Eigenspannung an der Oberfläche und die Ausprägung des Minimums in größeren

Bauteiltiefen die Lebensdauer maßgeblich bestimmen. Die Einstellung der entsprechenden Zielgrößen bei der zerspanenden Endbearbeitung erfordert Modelle, die die Abhängigkeit der Randschichtzustände von den Prozessstellgrößen, aber auch den Prozessstörgrößen beschreiben. Bei den Störgrößen ist in erster Linie der Verschleiß zu nennen, der einen wesentlichen Einfluss auf die thermomechanischen Lasten und die Randschichtzustände hat. Der Detaillierungsgrad und die Komplexität solcher Prozessmodelle muss auf den jeweiligen Anwendungsfall abgestimmt sein.

2.2.3 Machine Learning Modelle für Zerspanungsprozesse

Für die zeiteffiziente Auslegung und die Regelung von Zerspanungsprozessen werden echtzeitfähige Modelle benötigt. Eine detaillierte Abbildung der physikalischen Mechanismen ist dagegen nicht erforderlich. Das motiviert die Verwendung von generischen Ansätzen und Machine Learning Methoden für die Erstellung von Prozess- und Randschichtmodellen.

Gauder et al. untersuchten das Außenlängsdrehen von 42CrMo4 und verwendeten Polynome ersten Grades und die multivariante Regression um Beziehungen zwischen der Schnittkraft, der Vorschubkraft, der Passivkraft und dem Vorschub, der Schnittgeschwindigkeit, dem Schneideckenradius, dem Kühlkonzept und der Schnitttiefe an Wellen der Anlassstufen 300 °C, 450 °C und 600 °C zu bestimmen. Alle Eingangsgrößen hatten einen signifikanten Einfluss auf die resultierenden Prozesskräfte. Mit einem Korrelationskoeffizienten R^2 von mehr als 0,96 und der Wurzel der mittleren Fehlerquadratsumme RMSE (engl. Root mean squared error) von weniger als 24 N wurden sehr gute Modellgüten erreicht. (Gauder & Biehler et al. 2020)

Sada untersuchte künstliche neuronale Netze zur Modellierung des Außenlängsdrehen von Stahl. Dabei verwendete er einen Datensatz mit 40 Beobachtungen der abhängigen Variablen Schnittgeschwindigkeit, Vorschub und Schnitttiefe sowie der Zielgrößen Zeitspannvolumen und mittlere Rautiefe R_a . Für das Training der künstlichen neuronalen Netze wurden Algorithmen vom Typ Levenberg-Marquardt und der Scaled Conjugate Gradient verwendet. Die optimale Vorhersage von Trainings-, Test- und Validierungsdaten wurde mit dem Levenberg-Marquardt Algorithmus und zehn verdeckten Neuronenlagen erreicht. (Sada 2021)

Zemzemi et al. analysierten das Auftreten und die Vorhersage von weißen Schichten beim orthogonalen Drehen von gehärtetem 100Cr6 mithilfe der Prozesskräfte, der thermischen Lasten und der mechanischen Spannungen. Zur Vorhersage der Schnittkräfte

kombinierten sie die Modelle von Oxley und Waldorf. Für die Temperaturverteilung verwendeten sie ein Modell von bewegten Wärmequellen und für die mechanischen Werkstückspannungen einen Wälz-Reibkontakt-Ansatz. Dadurch ermittelten sie, dass die Dicke weißer Schichten mit der Schnittgeschwindigkeit und dem Werkzeugverschleiß zunimmt, während die Dicke der darunterliegenden Anlasszone abnimmt. (Zemzemi & Khochtali et al. 2021)

Kuntoğlu et al. untersuchten den Einfluss von Schnittgeschwindigkeit, Vorschub und Einstellwinkel auf die Vibrationen und die resultierende Oberflächenrauheit beim Außenlängsdrehen von 41Cr4. Zur Optimierung der Zielgrößen wurden die Varianzanalyse, die Regression von quadratischen Polynomansätzen und die Response-Surface-Methode genutzt. Bei der experimentellen Validierung der ermittelten, optimalen Prozessstellgrößen zeigten die einzelnen Zielgrößen eine Abweichung von max. 10 %. (Kuntoğlu & Aslan et al. 2020)

Uhlmann et al. untersuchten den Einfluss von Schnittgeschwindigkeit, Zahnvorschub und Werkzeugverschleiß auf die Randschichteigenschaften beim Fräsen von 42CrMo4 QT. Aufgrund der starken Korrelation zwischen der Verschleißmarkenbreite und dem gemessenen Spindelstrom wurde gefolgert, dass Leistungsmessungen ein großes Potenzial für die in-process Schätzung des Werkzeugverschleißes haben. Darüber hinaus wurden die bearbeiteten Proben mikromagnetisch vermessen. Für die Barkhausenamplitude M_{\max} und die Koerzitivfeldstärke H_{CM} wurden Grenzwerte definiert, die eine thermische Schädigung des Werkstücks bei steigendem Werkzeugverschleiß anzeigen. Die magnetischen Kenngrößen ließen sich durch veränderte Prozessstellgrößen so anpassen, dass die kritischen Grenzwerte trotz steigendem Werkzeugverschleiß nicht überschritten wurden. Abschließend wurden die Zielgrößen M_{\max} und H_{CM} basierend auf den Prozessstellgrößen vorhergesagt. Dabei wurden die Machine Learning Methoden künstliches neuronales Netz, Random Forest und Gradient-Boosting-Machine verwendet und es ließen sich Bestimmtheitsmaße in der Höhe von 0,95 erreichen. (Uhlmann & Holznagel et al. 2021)

Glatt et al. modellierten mithilfe von gemessenen Prozesskräften und Werkstücktemperaturen den Martensitgehalt nach dem kryogenen Außenlängsdrehen von AISI 347. Von den verwendeten Verfahren Random Forest, künstliches neuronales Netz und Support-Vector-Machine konnte letztere Methode die besten Modellgüten erzielen. Gleichzeitig wurden für die Modellidentifikation die geringsten Rechenressourcen benötigt. (Glatt & Hotz et al. 2021)

Es kann gefolgert werden, dass die modellbasierte Optimierung und Regelung von Randschichtzuständen in der wissenschaftlichen Praxis immer mehr an Bedeutung gewinnt. Machine Learning Methoden wie Support-Vector-Machines und künstliche neuronale Netze wurden erfolgreich für die Vorhersage von Randschichtzuständen angewendet. Jedoch sind die Bewertung der physikalischen Plausibilität und die Bestimmung der quantitativen Sensitivität der so ermittelten Modelle herausfordernd, was die Ermittlung von mechanismenbasiertem Wissen erschwert. Die weitverbreitete Alternative der Regressionsansätze erlaubt grundsätzlich eine Abschätzung der physikalischen Plausibilität und der Sensitivität. Jedoch wird das Problem der Überanpassung von Regressionsansätzen in der Literatur der Fertigungstechnik kaum adressiert. Dies wird ein Fokus der Identifikation von Prozessmodellen in Kapitel 4.2 sein.

2.2.4 Modellierung und Simulation von Eigenspannungen

In Kapitel 2.2.2 wurde dargelegt, dass der Eigenspannungszustand der Randschicht einen wesentlichen Einfluss auf die maximale Betriebsdauer von zerspanend hergestellten Bauteilen hat. Die Eigenspannungen und deren Tiefenverläufe sind das Ergebnis komplexer physikalischer Prozesse. Über die Auswirkungen der Zerspanung auf die Tiefenverläufe gibt es nur wenige Erkenntnisse, auch im Vergleich zum Einfluss der Prozessstellgrößen auf die Rauheit oder zur Ausprägung mechanisch induzierter weißer Schichten beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4. Im Folgenden wird der Stand der Forschung zur Simulation und Modellierung von Eigenspannungen dargestellt. Der Fokus liegt auf dem Drehen von Stahl. Dabei werden in der Regel die Normalspannungen in Schnitt- und in Vorschubrichtung analysiert.

Sasahara et al. untersuchten das Querplandrehen von Messing experimentell und mithilfe von FE-Simulationen. Es konnte gezeigt werden, dass die Oberflächeneigenspannungen in Vorschub- und Schnitttrichtung nur bei großen Vorschüben und großen Schneideckenradien mit dem orthogonalen Schnitt vergleichbar sind. Mit niedrigeren Vorschüben sinken die Eigenspannungen in Vorschubrichtung deutlich. Während die untersuchte Schnitttiefe einen vernachlässigbaren Einfluss hat, verringert ein kleinerer Schneideckenradius die Eigenspannungen noch weiter. Demnach unterscheiden sich die Mechanismen des Querplandrehens grundlegend vom orthogonalen Schnitt. Die Effekte für die Schnitt- und Vorschubrichtung wurden daher mit separaten 2D FE-Modellen beschrieben. In Schnitttrichtung erfolgte eine thermomechanische Spanbildungs-

simulation und in Vorschubrichtung ein vertikales Aufprägen des Werkzeugs in die Vorschubmarken des Werkstücks. Durch die Überlagerung der separat simulierten Eigenspannungen ließ sich der Einfluss des Schneideckenradius auf die Oberflächenspannungen qualitativ korrekt vorhersagen. (Sasahara, Obikawa & Shirakashi 2004)

Ulutan et al. präsentierten ein gekoppeltes Modell für die Berechnung von Eigenspannungen beim orthogonalen Schnitt mit unverschlissenen Werkzeugen. Die Temperaturfelder in Werkzeug, Span und Werkstück wurden mit der Finite-Differenzen-Methode berechnet, wobei die Wärmeaufteilung mithilfe der Gleichung von Oxley erfolgt. Die mechanisch induzierten Werkstückspannungen wurden, basierend auf bekannten Prozesskräften sowie unter der Annahme eines ebenen Verzerrungszustand und einer unendlich ausgedehnten Werkstückhalbebene, analytisch berechnet. Die thermisch induzierten Spannungen wurden ebenfalls analytisch berechnet und mit den mechanisch induzierten Spannungen überlagert. Mit dieser Methode konnte ein Teil der in (Liu, Takagi & Tsukuda 2004) beim Außenlängsdrehen ermittelten Tiefenprofile tangentialer Eigenspannungen vorhergesagt werden. (Ulutan, Erdem Alaca & Lazoglu 2007)

Die betrachtete Literatur zeigt die Möglichkeit, gewisse Erkenntnisse aus der Modellierung des orthogonalen Schnitts auf die tangentialen Eigenspannungen beim Außenlängsdrehen zu übertragen. Für eine umfassende Betrachtung, insbesondere in axialer Richtung, ist die Simulation des orthogonalen Schnitts jedoch nicht geeignet. Stattdessen werden dreidimensionale Modelle benötigt, die im Folgenden beschrieben werden.

Valiorgue et al. untersuchten das Außenlängsdrehen von AISI 304L mit einem 3D FE-Modell. Die für das Werkstück relevanten Anteile des Werkzeugeingriffs und der Spanbildung wurden abstrahiert und in Form von thermomechanischen Oberflächenlasten auf das Werkstück aufgebracht. Zwischengrößen für die Bestimmung der thermomechanischen Lasten sind der Reibkoeffizient und die Wärmeaufteilung, die in Tribometerversuchen ermittelt wurden. Weiterhin wurden in orthogonalen Schnittversuchen die Spandicke, die Kontaktlänge zwischen Werkzeug und Werkstück sowie die Schnitt- und Passivkraft ermittelt. Damit wurden die Anteile der Kräfte und Wärmeströme modelliert, die beim Außenlängsdrehen auf das Werkstück wirken. Die Spannungen und Wärmestromdichten wurden als parabolische oder dreieckige Lastprofile auf das Werkstück aufgebracht. Das Werkstückmodell ist ein Quader mit den Maßen 1,5 mm x 2,3 mm x 0,8 mm, der nur einen Teil der eigentlichen Welle darstellt. So lassen sich mit relativ geringem Rechenaufwand mehrere Werkzeugeingriffe simulieren. Die Oberflächenprofile der resultierenden Eigenspannungen in axialer Richtung weisen periodische

Schwankungen auf, die mit dem Vorschub übereinstimmen. Die virtuelle Werkzeugkontaktlänge in axialer Richtung ist größer als der Vorschub, sodass die Eigenspannungen im Bereich des ersten Werkzeugeingriffs von der Wirkungen der darauffolgenden Eingriffe überlagert werden, und umgekehrt. Schulze et al. zeigten beim Räumen von 20MnCr5, dass sich zum Teil erst nach zehn Werkzeugeingriffen stationäre Eigenspannungsprofile einstellen (Schulze & Osterried et al. 2012). Im Gegensatz zum Räumen bewegt sich das Werkzeug beim in (Valiorgue & Rech et al. 2012) betrachteten Außenlängsdrehen quer zur Schnittrichtung. Für die Schnitte eins bis drei stellen sich nach dem fünften Eingriff stationäre Eigenspannungsprofile ein. Die axialen und tangentialen Eigenspannungsprofile wurden in verschiedenen Tiefen gemittelt und mit Experimenten verglichen. Die Mittelung der Simulationsergebnisse ist sinnvoll, weil der Kollimatordurchmesser der experimentellen Analyse 2 mm betrug und damit mehrere Werkzeugeingriffe umfasst. Für die untersuchten Schnittgeschwindigkeiten und Vorschübe stimmen die Eigenspannungsverläufe recht gut überein. Allerdings ist die Varianz der Eigenspannungsverläufe infolge der unterschiedlichen Prozessparameter generell gering. Die Ableitung von Prozesskräften des Außenlängsdrehens aus dem orthogonalen Schnitt ist zu hinterfragen, ebenso wie die Modellierung des Werkstückkontakts mit parabelförmigen Spannungsprofilen, die bei einem geometrisch idealen, materiell elastischen Kugelkontakt auftreten würden. Darüber hinaus ist es fraglich, inwiefern die thermomechanischen Randbedingungen des kleinen, quaderförmigen Werkstückmodells die Lösung der FE-Simulation beeinträchtigen. (Valiorgue & Rech et al. 2012)

In (Valiorgue & Rech 2016) wurde das zuvor beschriebene FE-Modell für die Simulation von Eigenspannungen beim Außenlängsdrehen von normalisiertem 27MnCr5 genutzt. Im Unterschied zu (Valiorgue & Rech et al. 2012) wurden zur Bestimmung der Werkstücklasten Prozesskräfte verwendet, die direkt beim Außenlängsdrehen gemessen wurden. Das Werkstückmaterial wurde mittels eines Johnson-Cook Fließspannungsansatzes modelliert. Damit ließen sich experimentell ermittelte Eigenspannungsverläufe in axialer und tangentialer Richtung gut vorhersagen. Allerdings ist zu berücksichtigen, dass nur ein Satz von Prozessparametern untersucht analysiert wurde.

Rami et al. simulierten die Eigenspannungen beim Außenlängsdrehen von normalisiertem 42CrMo4. Dabei entwickelten sie das FE-Modell aus (Valiorgue & Rech 2016) weiter. Das Werkstück wird als ein Hohlzylindersegment mit der axialen Länge 1,5 mm, der Tiefe 1 mm und dem Segmentwinkel 45° modelliert. Die thermomechanischen Las-

ten wurden anhand von Spannungs- und Wärmestromprofilen des Werkzeug-Werkstück-Kontakts bei der Spannbildungssimulation des orthogonalen Schnitts angepasst. Die Fließspannung des Werkstückmaterials wurde mit einem Johnson-Cook-Ansatz modelliert. Zur Validierung werden die axialen Normalspannungen und, im Gegensatz zur übrigen Literatur, die tangentialen Schubspannungen für Experimente und Simulationen mit der Schnittgeschwindigkeit 150 m/min, der Schnitttiefe 1 mm den Vorschüben 0,05 mm, 0,1 mm und 0,15 mm verglichen. Die ermittelten Spannungsverläufe stimmen qualitativ gut überein. (Rami & Kallel et al. 2017)

In den zuvor beschriebenen Veröffentlichungen wurden ausschließlich unverschlissene Werkzeuge betrachtet. Dagegen untersuchten Clavier et al. den Einfluss verschiedener, separat eingestellter Verschleißzustände auf die Eigenspannungen beim Außenlängsdrehen von 15-5 PH experimentell. Es zeigt sich, dass die Adhäsion, Werkstückmaterial an der Schneidkante und Spanflächenverschleiß die tangentialen und axialen Eigenspannungen unter der Oberfläche leicht erhöhen. Dagegen resultiert der untersuchte Freiflächenverschleiß von 0,4 mm in einer deutlichen Verringerung der Oberflächenspannungen, niedrigeren Spannungsminima unter der Oberfläche und einer größeren Tiefenwirkung. Demnach wird die Entstehung von Eigenspannungen maßgeblich vom direkten Werkzeug-Werkstückkontakt an der Freifläche bestimmt. Weiterhin wirkt sich die Druckeigenspannungen induzierende Erhöhung der mechanischen Last aufgrund des Freiflächenverschleißes in der Tiefe stärker aus, als die einhergehende Erhöhung der thermischen Last. Zusätzliche Simulationen des orthogonalen Schnitts zeigen, dass der Freiflächenverschleiß die Werkstück-Normalspannungen und die resultierenden äquivalenten plastischen Dehnungen massiv erhöht. Weiterhin zeigt sich die große Bedeutung einer realistisch modellierten Werkzeug-Werkstückkontaktlänge in FE-Simulationen. (Clavier & Valiorgue et al. 2020)

Generell gibt es vielversprechende hybride Ansätze zur FE-Simulation von Eigenspannungstiefenverläufen. Die prozesskinematischen Effekte in axialer Richtung verdeutlichen, dass für die Simulation des Außenlängsdrehens ein 3D-FE-Modell erforderlich ist, das auch die Auswirkung mehrerer Schnitte auf die Randschicht berücksichtigen kann. Generell wurden die vorgestellten Modelle für wenige Prozessparametersätze validiert und der große Einfluss des Freiflächenverschleißes wurde in dreidimensionalen Simulationen bisher nicht betrachtet. Darüber hinaus ist es fraglich, ob die bisher verwendeten Werkstückmodelle mit wenigen Millimetern Kantenlänge und die dort wirkenden Randbedingungen die Realität geeignet abbilden.

2.2.5 Zwischenfazit

Geeignet eingestellte Randschichtzustände von Werkstücken aus Stahl haben große Vorteile hinsichtlich der Ermüdung und der Belastbarkeit in tribologischen Systemen. Für den in dieser Arbeit betrachteten Stahl 42CrMo4 QT sind niedrige Rauheiten und Druckeigenspannungen anzustreben sowie mechanisch induzierte nanokristalline Schichten. Generelle Einflüsse von Prozessparametern auf die Randschichtzustände sind bekannt, jedoch fehlen für das Außenlängsdrehen von 42CrMo4 QT quantifizierbare und überprüfbare Modelle für relevante Prozessparameter und entsprechende Intervalle. Machine Learning Methoden bieten neue Ansätze für die generische Modellierung von Zielgrößen und die Selektion von Modellparametern. Um die komplexen Zusammenhänge der Entstehung und Beeinflussung von Eigenspannungen beim Außenlängsdrehen zu analysieren, bieten sich außerdem FE-Simulationen an. Für diese besteht jedoch weiterhin großes Entwicklungspotenzial, insbesondere was realistische Randbedingungen oder die Berücksichtigung des Werkzeugverschleißes betrifft. Nur nachvollziehbare, physikalisch plausible Prozessmodelle werden es erlauben, die Randschichtzustände beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 QT robust einzustellen.

3 Zielsetzung und Eigener Ansatz

3.1 Zielsetzung und Vorgehen

Ziel dieser Arbeit ist es, analytische Prozessmodelle zur Vorhersage und Beeinflussung von Randschichtzuständen zu identifizieren, um im Rahmen eines übergeordneten Forschungsprojekts die Regelung des produktiven Außenlängsdrehens von 42CrMo4 bei Vermeidung von nanokristallinen Neuhärtezonen und Zugeigenspannungen zu ermöglichen. Als Prozess- und damit Modelleingangsgrößen sollen die Schnittgeschwindigkeit, der Vorschub, die Schnitttiefe, die Trocken- und die Nasszerspanung, die Anlass-temperatur des Werkstücks sowie der Schneideckenradius und die Verschleißmarkenbreite des Werkzeugs berücksichtigt werden. Ziele der Prozessregelung sind die Einstellung einer gewünschten Oberflächenrauheit, die Einstellung einer vorwiegend durch Kornfeinung und Kaltverfestigung induzierten Randschichtverfestigung sowie die Einstellung von Druckeigenspannungen an und unter der Oberfläche. In Bezug auf die Oberflächenrauheit soll ein quantitatives Modell der beim Drehen von Wellen gebräuchlichen, gemittelten Rautiefe R_z identifiziert werden. Die Randschichtverfestigung soll durch Vickers Mikrohärtemessungen quantifiziert und ebenfalls modelliert werden. Die Einstellung des Eigenspannungszustandes bei der Zerspanung erfordert die Modellierung der Oberflächenwerte und der Tiefenverläufe. Die Tiefenverläufe der axialen und der tangentialen Normalspannungen werden durch geeigneter Kennwerte charakterisiert und ebenfalls mithilfe von Regressionsansätzen modelliert. Aufgrund der notwendigen großen Datenmenge für robuste Prozessmodelle und der hohen Kosten für Eigenspannungsmessungen soll weiterhin ein recheneffizientes FE-Modell zur Simulation von Eigenspannungen entwickelt werden, das auf thermomechanischen Werkstücklasten beruht. Damit sollen Tendenzen des analytischen Eigenspannungsmodells durch Mechanismenwissen erklärt und bestätigt werden.

Die Stell-, Stör- und Zielgrößen des Außenlängsdrehens sind in Abbildung 3-1 zusammengefasst. Das Diagramm symbolisiert, dass sich in Abhängigkeit der Prozessparameter und des Werkzeugzustands unterschiedliche Randschichtzustände ergeben können, wobei grün für keine Änderung, blau für mechanisch induzierte Modifikationen und orange für thermisch induzierte Modifikationen steht. Die Prozessmodelle sollen eine umfassende Auslegung hinsichtlich der funktionsrelevanten Randschichtzustände Topgrafie, Randschichtverfestigung und Eigenspannungszustand ermöglichen und können darüber hinaus in zukünftigen Prozessregelungen verwendet werden. Dies

schaft die Grundlage für die produktive Herstellung von effizienten und leistungsfähigen Bauteilen.

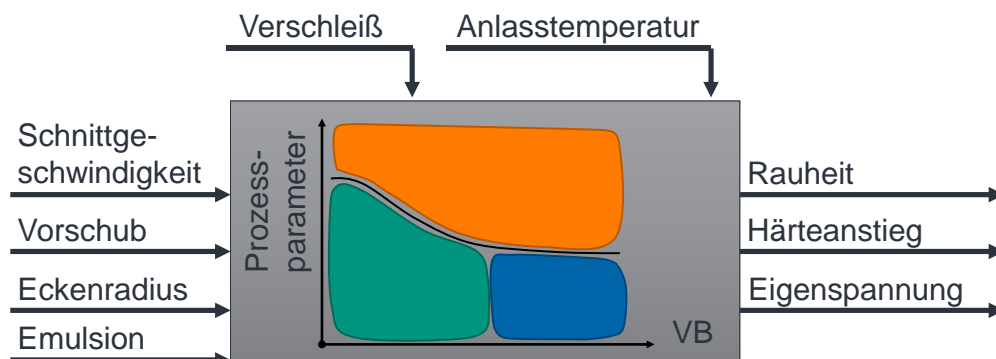


Abbildung 3-1 Ein- und Ausgangsgrößen des Ziel-Prozessmodells

Zur Erreichung der Ziele findet in einem ersten Arbeitsschritt eine Prozessanalyse des Außenlängsdrehens hinsichtlich der Oberflächenrauheit, sowie der Härte- und Eigenspannungstiefenverläufe statt. Die experimentellen Daten werden in einem zweiten Arbeitsschritt in multifaktoriellen, analytischen Prozessmodellen zusammengefasst. In einem weiteren Arbeitsschritt wird eine 3D-FE-Simulation für die Berechnung von Eigenspannungen auf Bauteilebene entwickelt, um die Tendenzen der empirisch-analytischen Eigenspannungsmodelle zu erklären. Die entwickelten Modelle ermöglichen es u.a. Prozesswissen mit den Mitteln der elektronischen Datenverarbeitung prozessparallel abzurufen. Im Ausblick wird skizziert, wie das Prozessmodell mit Messungen interagieren kann, um die genannten Zielgrößen in Echtzeit zu regeln.

3.2 Versuchsaufbau und Werkstückmaterial

Die untersuchten Wellen haben eine Länge von 200 mm und einen initialen Durchmesser von 50 mm. Das Werkzeugschneidwerkzeug des Vergütungsstahls 42CrMo4 findet sich im Anhang in Abbildung 0-1. Vor der Zerspaltung wurden die Proben in einem Vakuumofen für 30 min auf 850 °C erhitzt und in Härteöl abgeschreckt. Danach wurden die Proben bei unterschiedlichen Temperaturen für 60 min in Ofenatmosphäre angelassen, hauptsächlich bei 300 °C, 450 °C oder 600 °C. Die Vergütungsstufen werden mit QT 300, QT 450 und QT 600 bezeichnet. In Abbildung 3-2 sind Härtetiefenverläufe in Querschnitten von Proben mit den Anlassstufen 450 °C und 300 °C dargestellt. Die Erhöhung der Härte bis zu einer Tiefe von ca. 2 mm ist auf das Abschrecken zurückzuführen. Im Randbereich der Probe bewirken die hohen Abkühlraten eine vollständige Martensitbil-

derung, während die langsamere Abkühlung im Probeninneren zur Bildung von weicherem Zwischenstufengefüge führt. Um den Einfluss des randnahen Härteanstiegs bei den Zerspanungsversuchen zu verringern, wurde der initiale Wellendurchmesser nach der Wärmebehandlung durch Vordrehen auf 44 mm reduziert.

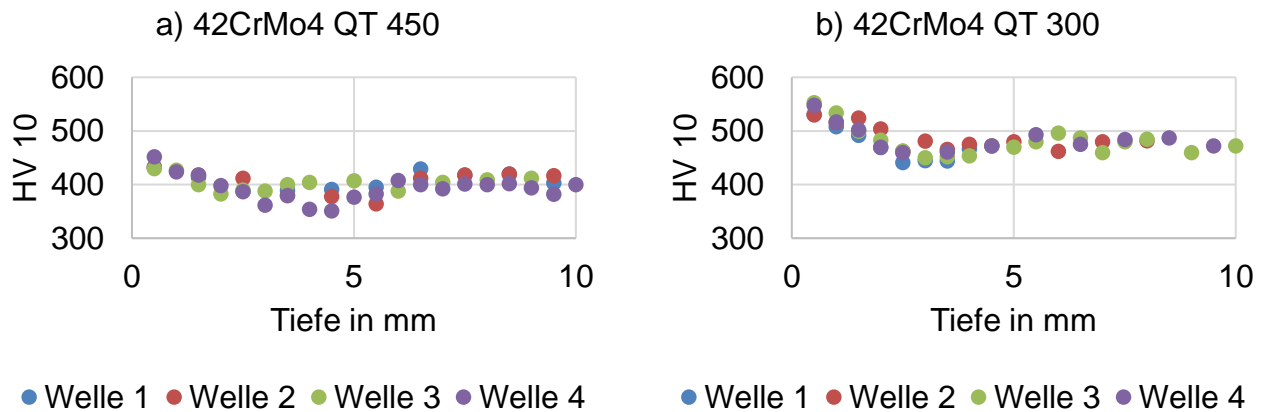


Abbildung 3-2 Härte im Wellenquerschnitt nach dem Vergüten von a) 42CrMo4 QT 450 und b) 42CrMo4 QT 300

Das Abschrecken kann darüber hinaus Eigenspannungen induzieren, die durch das Anlassen mit zunehmenden Temperaturen graduell abgebaut werden. Es wurden die Normalspannungen an Wellensegmenten vor der Zerspanung in tangentialer Richtung σ_{22} und axialer Richtung σ_{33} sowie die mittleren Integralbreiten mIB gemessen. Die Werte sind in Tabelle 3-1 und Tabelle 3-2 angegeben.

Tabelle 3-1: Eigenspannung bei 42CrMo4 QT 300 vor der Zerspanung

Tiefe in μm	σ_{33} in MPa	σ_{22} in MPa	mIB axial in $^\circ$	mIB tangential in $^\circ$
0	57 ± 7	-20 ± 18	$4,983 \pm 0,079$	$4,918 \pm 0,070$
105	-116 ± 12	-89 ± 14	$5,334 \pm 0,075$	$5,377 \pm 0,067$

Tabelle 3-2: Eigenspannung bei 42CrMo4 QT 450 vor der Zerspanung

Tiefe in μm	σ_{33} in MPa	σ_{22} in MPa	mIB axial in $^\circ$	mIB tangential in $^\circ$
0	24 ± 4	8 ± 12	$4,125 \pm 0,051$	$3,955 \pm 0,051$
105	-42 ± 5	-62 ± 9	$4,304 \pm 0,037$	$4,340 \pm 0,025$

Bereits nach dem Anlassen mit 300 °C liegen niedrige Eigenspannungen vor. Da in den Experimenten zusätzliches Randmaterial zerspannt wird, kann der initiale Eigenspannungszustand als neutral angenommen werden. Die leichte Verringerung der mittleren Oberflächenintegralbreite spricht für eine Randentkohlung bei der Wärmebehandlung,

die aufgrund des Vordrehens für die weiteren Untersuchungen ebenfalls nicht relevant ist.

Die Versuche wurden auf einer CNC-Drehmaschine vom Typ Index G200 durchgeführt. Abbildung 3-3 a) zeigt den Versuchsaufbau und die verwendete Sensortechnik.

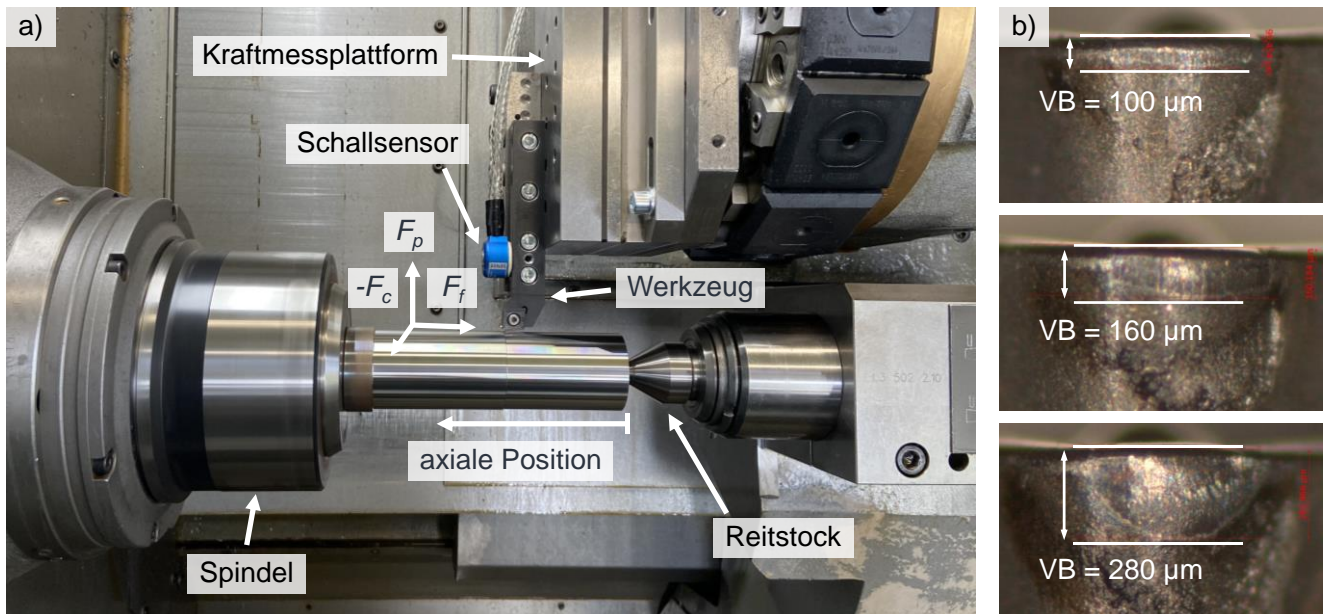


Abbildung 3-3 a) Versuchsaufbau fürs Außenlängsdrehen mit Kraftmessung und akustischer Messung b) Beispielhafte Messungen der Verschleißmarkenbreite

Die Werkstücke haben nach dem Vordrehen einen Ausgangsdurchmesser von 44 mm und eine Gesamtlänge von 200 mm, wovon bis zu 145 mm für die Zerspanung zur Verfügung stehen. Der zylinderförmige Probenkörper ist in der Spindel der Werkzeugmaschine über einen Spannsitz der Länge 40 mm fixiert und an der gegenüberliegenden Seite mit einem Reitstock zentriert. Die Versuche wurden in mehreren Reihen durchgeführt und folgten keinem starren Design of Experiments. Damit wird die Modellierung von Prozessen adressiert, die in der Praxis und nicht unter Laborbedingungen ablaufen. Hierbei entstehen prinzipiell fehlerbehaftete und quasi-statistisch verteilte Daten, die nachträglich auf Bereiche eingegrenzt werden können, die für die Modellierung zweckmäßig erscheinen. Bei der Zerspanung wurden TiCN-beschichtete Wendeschneidplatten der Typen Walter CCMT120404-RP4 und CCMT120412-RP4 WPP20S eingesetzt und ein Halter vom Typ SCLCR2020K12 genutzt.

Die untersuchten Prozessparameter sind in Tabelle 3-3 angegeben. Darin bezeichnet v_c die Schnittgeschwindigkeit, f den Vorschub, a_p die Schnitttiefe, α den Freiwinkel, γ

den Spanwinkel, κ den Einstellwinkel, λ den Neigungswinkel und r_ε den Schneideckenradius. Zur Analyse grundlegender Prozessmechanismen wurden auch recht hohe Schnitttiefen untersucht. Jedoch liegt der Fokus der Arbeit auf der Endbearbeitung, also niedrigen Vorschüben und Schnitttiefen. Zwischen einzelnen Versuchen wurde die Verschleißmarkenbreite an der Schneidecke mit einem optischen Mikroskop vom Typ Zeiss Stemi 508 gemessen. Beispiele sind in Abbildung 3-3 b) dargestellt. Durch die Berücksichtigung des Scheidkantenradius von $50\ \mu\text{m}$ und des darüberhinausgehenden Kontakts an der Freifläche ist der initialer Verschleißwert $VB_{\text{ini}} = 0,075\ \text{mm}$. Es wurden Versuche ohne Kühlschmierstoff und, in geringerem Umfang, mit konventioneller Überflutungskühlung durchgeführt. Die Emulsion bestand aus Wasser und 10% Öl vom Typ Motorex Swisscool 8000. Das Öl-Datenblatt ist im Anhang in Abbildung 0-2 dargestellt.

Tabelle 3-3: Konstante und variierte Prozessparameter

Parameter	Stufen	Einheit
Einstellwinkel	95	°
Neigungswinkel	0	°
Spanwinkel	0	°
Freiwinkel	7	°
Anlasstemperaturen	300, 450, 600, 640	°C
Schneideckenradius r_ε	0,4; 1,2	mm
Verschleißmarkenbreite VB	0,075 bis 0,4	mm
Schnittgeschwindigkeit v_c	100, 200, 250, 300	m/min
Vorschub f	0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,3	mm
Schnitttiefe a_p	0,2; 0,3; 0,4; 0,6; 1,2	mm
Kühlschmierkonzept	trocken, Emulsion 10 %	-

Ein Ziel dieser Arbeit ist die Schaffung eines grundlegenden Prozessverständnisses mithilfe von Kraftmessungen. Dazu wurde eine Plattform vom Typ Kistler 9257 bei einer Abtastfrequenz von 2 kHz verwendet. Das Koordinatensystem in Abbildung 3-3 a) gibt die Richtungen der Schnittkraft F_c , der Vorschubkraft F_f und der Passivkraft F_p an. Aus früheren Untersuchungen ist bekannt, dass der Verschleiß zu einem starken Anstieg der Prozesskräfte führt, und dementsprechend identifiziert werden kann (Stampfer & Böttger et al. 2020). Die Messungen mit dem in Abbildung 3-3 a) dargestellten Körperschallsensor wurden von dem Projektpartner Fraunhofer IZFP im Rahmen des genannten DFG Projekts durchgeführt. Nach einer Kalibrierung wäre die Körperschallmessung eine Alternative zur kraftbasierten Verschleißerkennung. Dies ist jedoch kein Thema dieser Arbeit. Das folgende Kapitel behandelt die Analyse der gedrehten Randschichten.

3.3 Experimentelle Analyse

3.3.1 Rauheitsmessung

Die Probentopografie wurde mithilfe eines konfokalen Lichtmikroskops vom Typ Nanofocus μ surf custom gemessen. Die mittlere Rautiefe R_a und die gemittelte Profiltiefe R_z wurden in axialer Probenrichtung ausgewertet, wobei gemäß (DIN 4287) ein Gaussfilter mit einer Grenzwellenlänge von 0,8 mm verwendet wurde. Die Rauheit wurde für 77 Proben gemessen, wobei die Verteilung der Versuchsparameter in Kapitel 4.2.2 dargestellt wird.

3.3.2 Mikrohärtigkeit und Schliffbilder

Für die Mikrostrukturanalyse wurden Querschnittproben aus den gedrehten Wellen erodiert und zwei Kreissegmente in Zwei-Komponenten Kunststoff vom Typ Varikem 200 eingebettet. Danach wurden die eingebetteten Proben geschliffen, poliert und für die Härteprüfung mit Oxid-Polier-Suspension angeätzt. Für die Vickershärteprüfung selbst wurde ein Tester vom Typ Qness Q10 verwendet. Um Randschichten mit Dicken von 10 μ m oder kleiner zu analysieren, müssen entsprechend kleine Eindrücke erzeugt werden. Deshalb wurde HV 0,005 und damit eine Prüflast von 5 g gewählt. In Abbildung 3-4 sind die Prüfung, die eingebetteten und polierten Segmente, der Randabstand mit der Koordinate x und resultierende Eindrücke dargestellt.

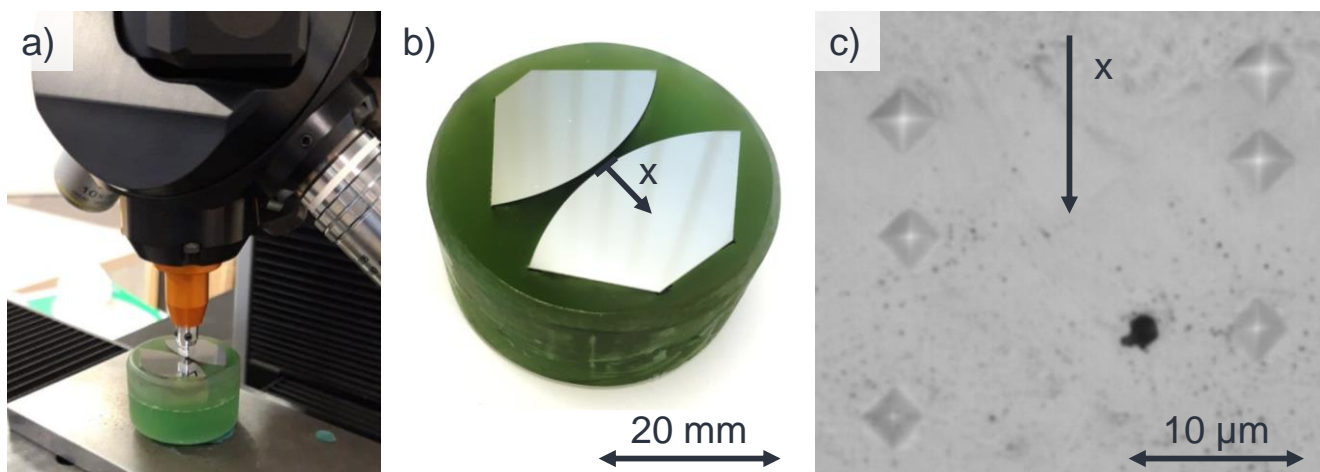


Abbildung 3-4 a) Mikrohärtigkeitsprüfung b) Probe und Messrichtung c) Eindrücke

Für die Härtemessung wurden an beiden Probensegmenten für jeden Randabstand drei Wiederholungen durchgeführt. Da beide Segmente mit den gleichen Prozessparametern hergestellt wurden, liegt zu jedem Randabstand-Datenpunkt ein Mittelwert vor,

der aus mindestens sechs Einzelmessungen resultiert. Für die Erstellung von Schlibbildern wurden die Proben nicht mit der Oxid-Polier-Suspension geätzt, sondern für 8 s in eine Krollösung gehalten, die zu 98% aus Wasser und zu 2% aus Salpeter- und Flusssäure im Verhältnis 1:2 besteht.

Die Härteprüfung mit kleinen Stempleindrücken ist anfällig für Inhomogenitäten, die in mehrphasigen Werkstoffen vorliegen. Um diese Effekte zu bewerten, wurde die Grundmaterialhärte einer geschliffenen Probe von 42CrMo4 QT 300 analysiert. In Abbildung 3-5 und Tabelle 3-4 sind die Ergebnisse von vier Messreihen mit je 9 Prüfpunkten dargestellt.

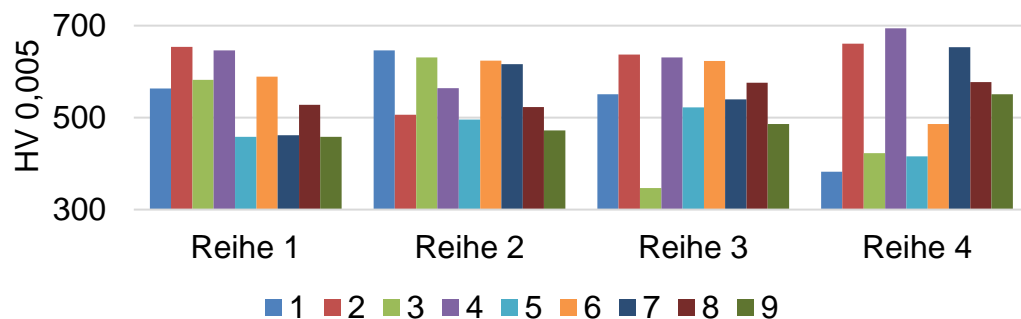


Abbildung 3-5 Härteprüfpunkte in Grundmaterial 42CrMo4 QT 300

Tabelle 3-4: Auswertung der Härteprüfung in Grundmaterial 42CrMo4 QT 300

HV 0,005	Reihe 1	Reihe 2	Reihe 3	Reihe 4	gesamt
Mittelwert	549	564	546	538	549
Standardabweichung	73	63	86	110	85

Die großen Härteschwankungen zwischen den Prüfpunkten sind u.a. durch die schwankende Verteilung von hartem Zementit im Gefüge zu erklären (ca. 800 HV). Der Gefügeschliff in Abbildung 3-6 zeigt unregelmäßig verteilte dunkle, zementitreiche und helle, zementitarme Zonen. Demnach sind die reiheninternen und -übergreifenden Standardabweichungen durch das Material und die Vickers-Eindruckgröße bedingt und lassen sich mittels zusätzlicher Prüfpunkte nicht systematisch verringern. Trotz der genannten Abweichungen stimmen die reiheninternen und reihenübergreifenden Mittelwerte weitestgehend überein. Das zeigt deren Verlässlichkeit und motiviert die Verwendung von gemittelten Härtetiefenverläufen zur Charakterisierung von Randschichtmodifikationen.

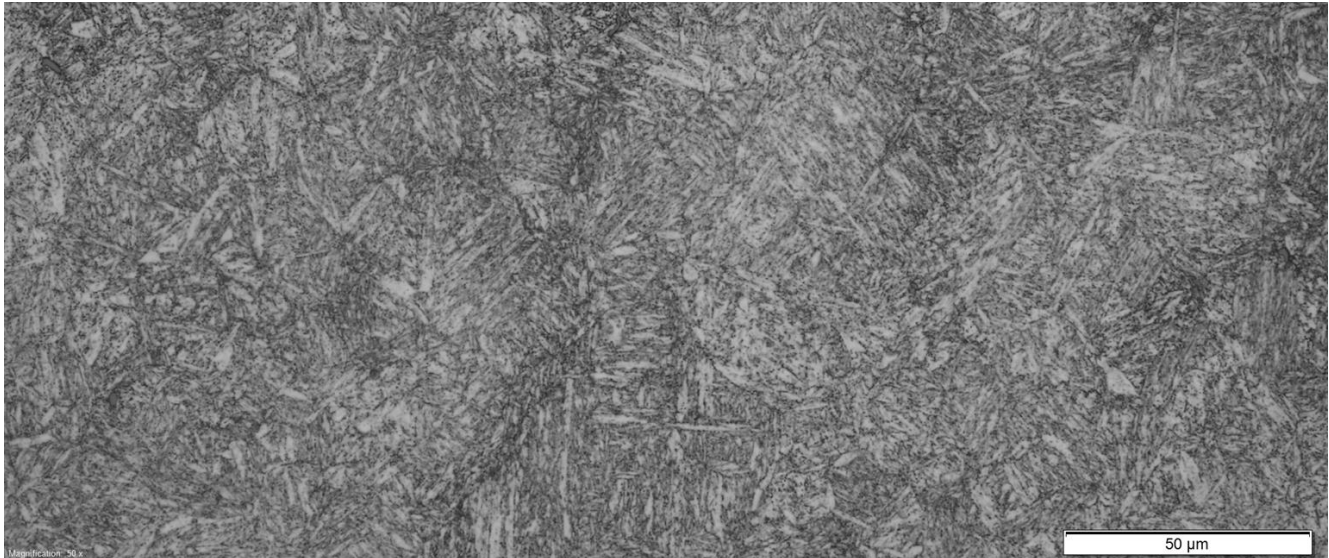


Abbildung 3-6 Schliffbild des Grundmaterials 42CrMo4 QT 300

3.3.3 Eigenspannungsmessung

Die Eigenspannungsmessung erfolgte durch Röntgendiffraktion mit dem $\sin^2(\psi)$ -Verfahren (Macherauch & Müller 1961). Die variierten Drehprozessstellgrößen und die Intervalle wurden gegenüber der Rauheits- oder Härtemessung bewusst reduziert und sind in Tabelle 3-5 angegeben. Nur so können mit relativ wenigen Messungen gesicherte Aussagen erzielt werden.

Tabelle 3-5: Parameter des Versuchsfelds für die Eigenspannungsmessung

Parameter	Stufen	Einheit
Anlasstemperaturen	300, 450 °C	°C
Schneideckenradius r_ϵ	0,4; 1,2	mm
Verschleißmarkenbreite VB	0,075 – 0,4	mm
Schnittgeschwindigkeit v_c	100, 250, 300	m/min
Vorschub f	0,05; 0,1; 0,2; 0,3	mm
Schnitttiefe a_p	0,3	mm
Kühlschmierkonzept	trocken	-

Es wurden vier Proben im Labor von Dr.-Ing. Jens Gibmeier (Abteilung Struktur und Spannungsanalyse, IAM, KIT) analysiert und dreizehn weitere Proben von der Firma Stresstech. Die Eigenspannungen wurden in den folgenden Tiefen bestimmt: 0, 10, 20, 40, 60, 80, 100, 150, 250, 350, 500 μm . Die Messtiefen wurden an den Proben durch elektrochemisches Abtragen eingestellt. Für die Messungen wurde CrK α -Röntgenstrahlung verwendet und die Beugungsreflexe der {211}-Kristallebenenschar unter dem Winkel $2\theta = 156,4^\circ$ ausgewertet. Dabei wurde am IAM der Kollimatordurchmesser 1 mm

verwendet, siehe (Lienert, Hoffmeister & Schulze 2013), und bei Stresstech der Kollimatordurchmesser 2 mm verwendet. Die Proben für die Eigenspannungsmessungen wurden aus den Versuchswellen erodiert. Die Vertiefung in Abbildung 3-7 a) zeigt die Messstelle. Abbildung 3-7 b) zeigt einen typischen hakenförmigen Spannungsverlauf nach der Zerspanung und die Kenngrößen, mit denen die Verläufe charakterisiert werden: Die Oberflächeneigenspannung σ_{surf} , die minimale Eigenspannung σ_{min} und die Tiefe des Minimums d_{min} und das Annähern an den weitgehend spannungsfreien Zustand des Grundmaterials bei d_{neutr} .

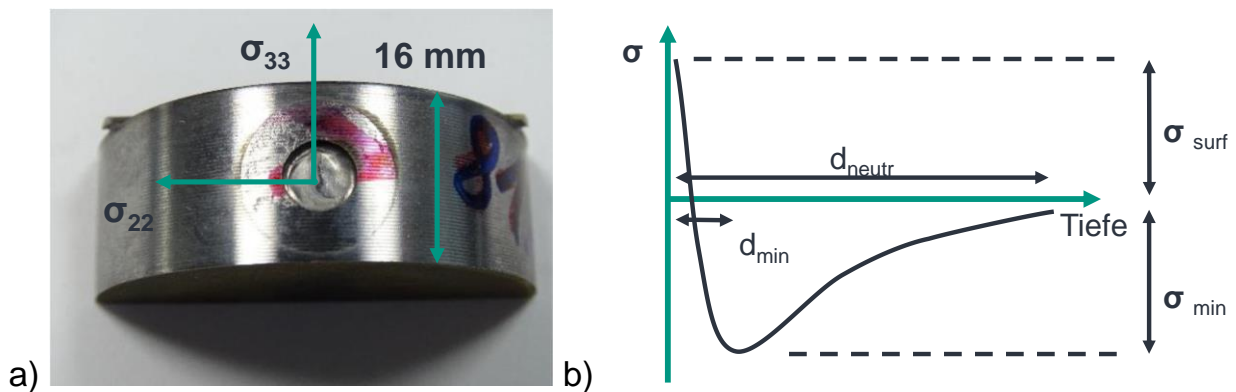


Abbildung 3-7 a) Probe für die Eigenspannungsmessung mit Zylinderkoordinatenrichtungen b) Charakteristische Größen eines typischen Eigenspannungsverlaufs

Es werden Normalspannungen in Umfangs- bzw. tangentialer Richtung σ_{22} und in axialer Richtung σ_{33} betrachtet. Da sich σ_{surf} , σ_{min} und d_{min} für beide Spannungskomponenten unterscheiden können, werden die Größen zusätzlich mit den Indizes „22“ und „33“ gekennzeichnet. Die maximale Eindringtiefe d_{neutr} ist in beiden Richtungen etwa gleich groß und es kann auf zusätzliche Indizes verzichtet werden. Die Ergebnisse der Modellierung von Eigenspannungscharakteristika wird in Abschnitt 4.2.4 vorgestellt. Die Ergebnisse der Eigenspannungssimulation werden in Kapitel 4.3 präsentiert.

3.4 Machine Learning Modelle

Das Ziel der Arbeit ist die Identifikation robuster quantitativer Modelle, die die Prozessstellgrößen als Eingangsparameter enthalten. Das erlaubt eine physikalisch-mechanismenbasierte Interpretation und die Auswertung von Zielgrößensensitivitäten gegenüber Eingangsgrößen. Als Ansatzfunktionen werden multilineare und quadratische Polynome aller Prozessparameter und ihrer Linearkombinationen verwendet. Der quadratische Ansatz kann physikalische Nichtlinearitäten berücksichtigen, hat jedoch eine hohe Anzahl an Freiheitsgraden (engl. degrees of freedom, DOF) und birgt somit die Gefahr der Überanpassung. Außerdem kann die Berücksichtigung von Linearkombinationen

der Prozessparameter beim quadratischen Modell zu Kollinearität und damit zu beliebig gefitteten Polynomkonstanten führen. Aufgrund dieser Probleme werden für den quadratischen Ansatz folgende Methoden zu Variablenselektion verwendet: Schrittweise Regression (SWR), Least Absolute Shrinkage and Selection Operator (LASSO) und Elastic Net. Die Variablenselektion der letzten beiden Verfahren erfolgte anhand des Modellgütemaßes RMSE. Für die Modellbewertung werden in dieser Arbeit grundsätzlich die kreuzvalidierten Gütemaße gegenübergestellt. Die physikalischen Einheiten der identifizierten Polynomkonstanten sind konsistent zu Tabelle 3-3 und Tabelle 3-5. Als Variablenwerte der Prozesskühlung wurde „0“ für Trockenbearbeitung und „1“ für Emulsion verwendet.

Die Datenanalyse und Prozessmodellierung wurde mithilfe der Programmiersprache R (R Core Team 2018) und der Pakete tidyverse (Wickham & Averick et al. 2019), caret (Kuhn 2015) und glmnet (Friedman, Hastie & Tibshirani 2010) durchgeführt.

3.5 FE-Simulation von Eigenspannungen

Für die Eigenspannungssimulation des Außenlängsdrehens wurde die FE-Software Abaqus Explicit 2022 benutzt. In der Simulation wird nur das Werkstück modelliert, während die Auswirkungen des Werkzeugs und der Spanbildung auf das Werkstück durch thermomechanische Lasten repräsentiert werden. Die Prozesslasten basieren auf der analytischen Modellierung der Prozesskräfte sowie dem Anteil der Prozesswärme, der in das Werkstück fließt. Es wird ausschließlich die Trockenbearbeitung berücksichtigt. Im Gegensatz zu den in Abschnitt 2.2.4 vorgestellten Veröffentlichungen wird als Werkstückmodell ein Vollzylinder mit der Länge 16 mm und dem Durchmesser 6 mm verwendet. Abbildung 3-8 zeigt das Modell, die Randbedingungen und den Bereich, in dem die Prozesslasten der Zerspanung angreifen können.

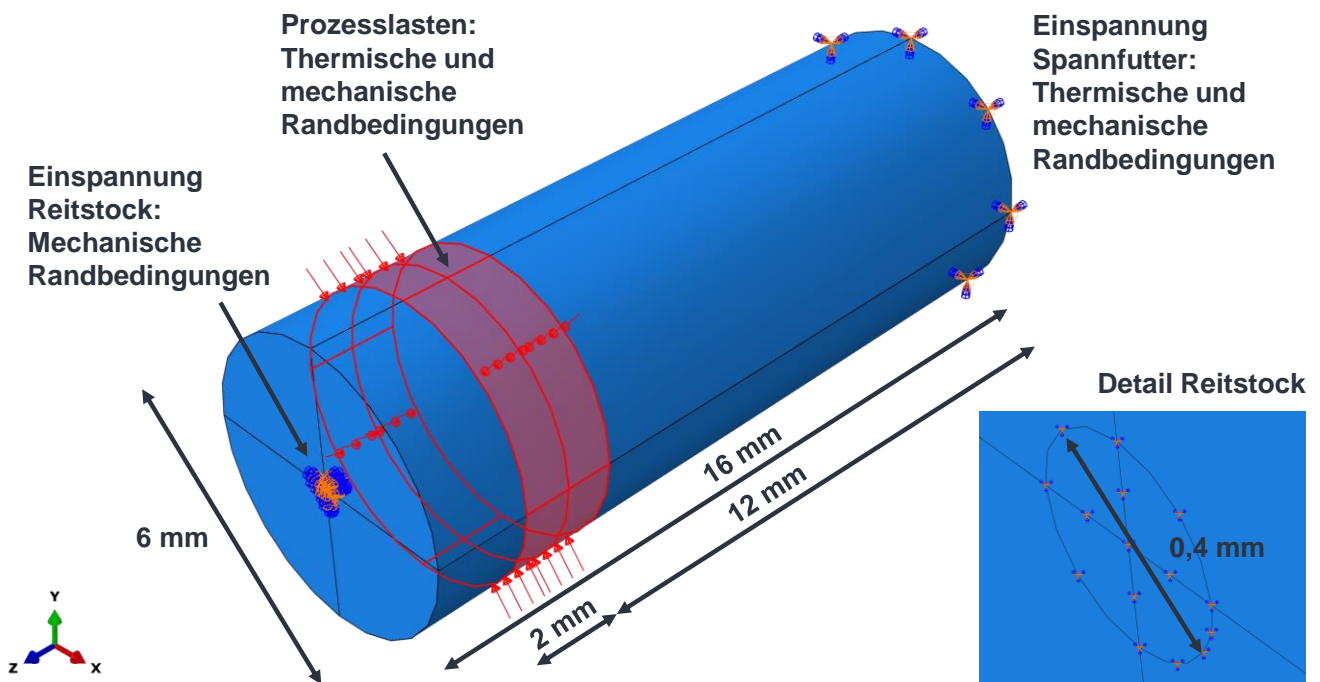


Abbildung 3-8 FE-Modell des Werkstücks bei der Eigenspannungssimulation

Um die Rechenzeit zu reduzieren, entsprechen die Werkstückmaße nicht der Realität. Jedoch erlaubt die Modellierung des Werkstücks als Vollzylinder das Aufbringen von thermomechanischen Randbedingungen, die den Experimenten entsprechen. Im Bereich des Reitstocks werden alle Knotenverschiebungen und -rotationen auf null gesetzt. Die Repräsentation des Spannfeeders umfasst die gesamte, gegenüberliegende Stirnseite des Werkstückmodells. Hier werden alle Verschiebungen und Rotationen auf null und die Temperatur auf 20 °C gesetzt. Die Anfangstemperatur des Werkstücks beträgt ebenfalls 20 °C. An der freien Probenoberfläche werden ein Wärmeübergangskoeffizient von 25 W/m² und eine Umgebungstemperatur von 20 °C angenommen. Im rot markierten Bereich wirken die thermischen und mechanischen Prozesslasten, wobei in jedem Zeitschritt der Simulation nur die Elemente belastet werden, die mit dem Werkzeug in Kontakt stehen. Die Bestimmung und die Ausprägung der thermomechanischen Lasten werden detailliert erläutert. Zunächst wird jedoch die Vernetzung des FE-Modells beschrieben.

Die Vernetzung erfolgt in Abaqus CAE mithilfe der Funktion „local seed“. Dazu werden an den Kanten modellinterner Sektionen gewünschte Elementkantenlängen vorgegeben. Die entsprechenden Werte sind in Abbildung 3-9 dargestellt. Das gesamte Bauteil wurde danach mittels der „Sweep“ Methode und dem Advancing Front Algorithmus mit Hexaederelementen vernetzt. Der verwendete Elementtyp C3D8T ist ein Hexaeder mit

8 Knoten, das trilineare Ansatzfunktionen für die thermomechanische Simulation von Verschiebungen und Temperaturen benutzt.

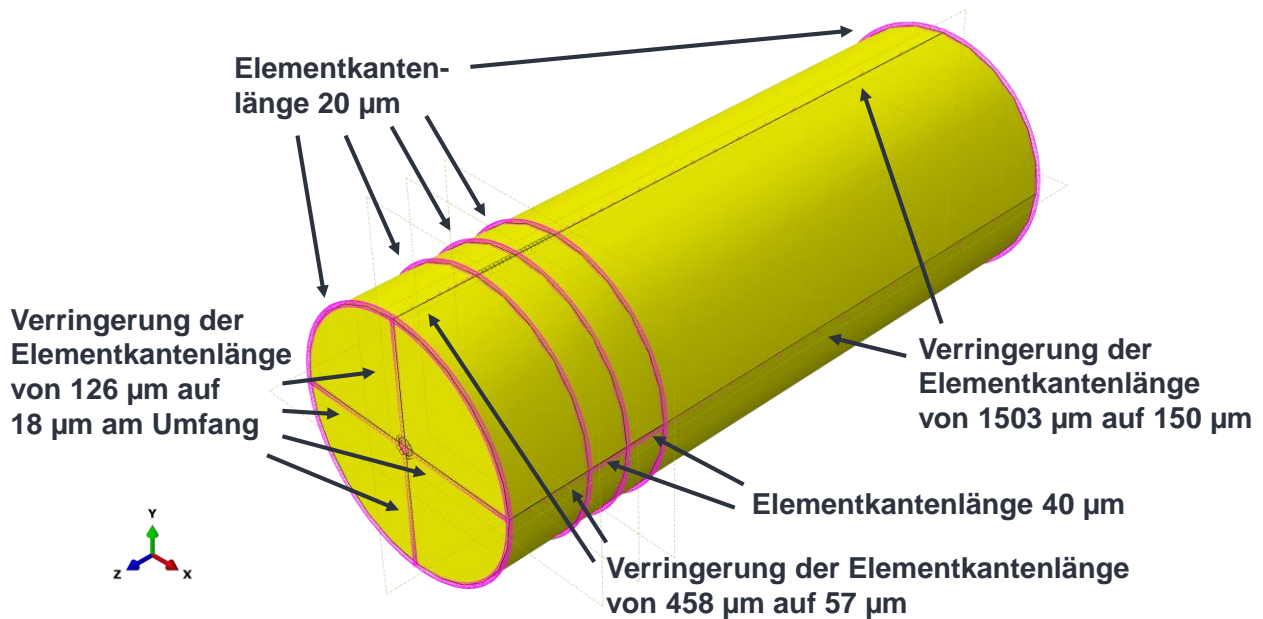


Abbildung 3-9 Vorgaben von Elementkantenlängen für das FE-Netz

Das vernetzte Modell hat 1.775.760 Elemente, 1.836.270 Knoten und 7.345.080 Freiheitsgrade. Die per „seed“-Funktion vorgegebenen Elementgrößen werden gut eingehalten. Abbildung 3-10 zeigt die lokale Verfeinerung des FE-Netzes. Infolge der minimalen Elementgröße beträgt das kritische explizite Zeitinkrement $4,1 \cdot 10^{-8}$ s.

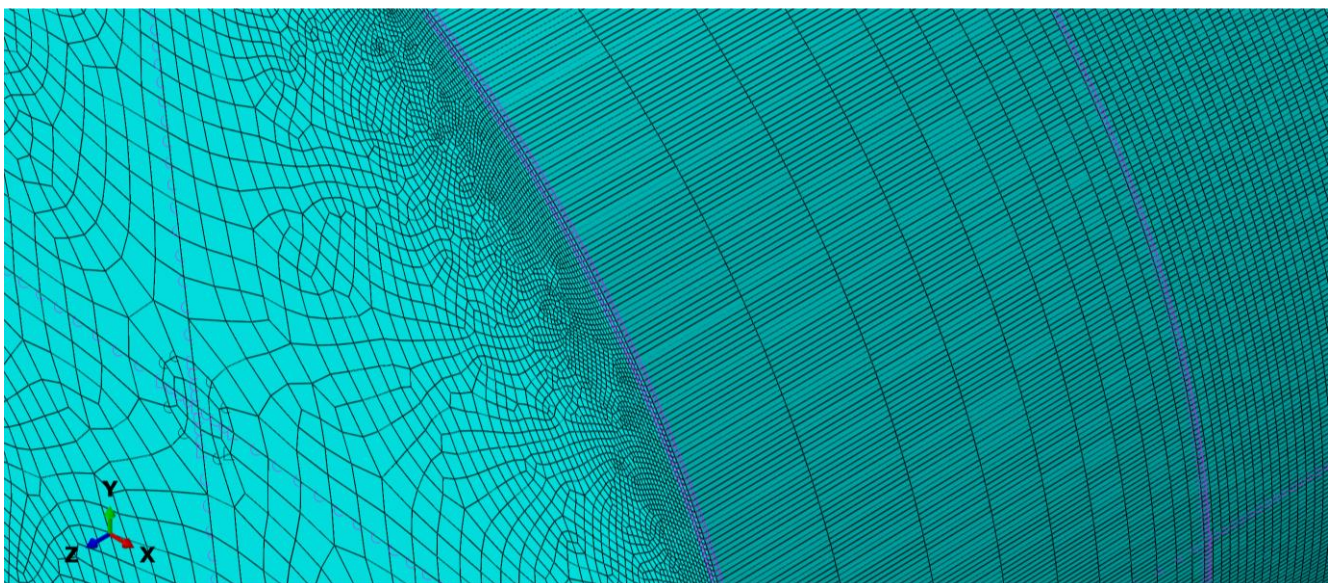


Abbildung 3-10 Detailansicht des vernetzten Werkstückmodells

Das Zeitinkrement der Simulationen wurde mittels eines mass scaling Faktors ms von 4 auf $1,27 \cdot 10^{-7}$ s vergrößert (Dassault Systèmes 2022b). Für ein beispielhaftes Modell wurden zusätzliche Simulationen mit den Faktoren 2 und 3 durchgeführt. Die Eigenspannungsprofile in Abbildung 3-11 zeigen dabei keine Beeinflussung durch mass scaling. Die Punkte der Eigenspannungsprofile sind Mittelwerte aus 12 Messpunkten. Für die Darstellung in Diagrammen wurden die simulierten Feldgrößen generell in den Abständen 13,1 mm, 13,15 mm und 13,2 mm vom Spannfutter an jeweils vier äquidistanten Winkelpositionen des Werkstückmodells ausgewertet.

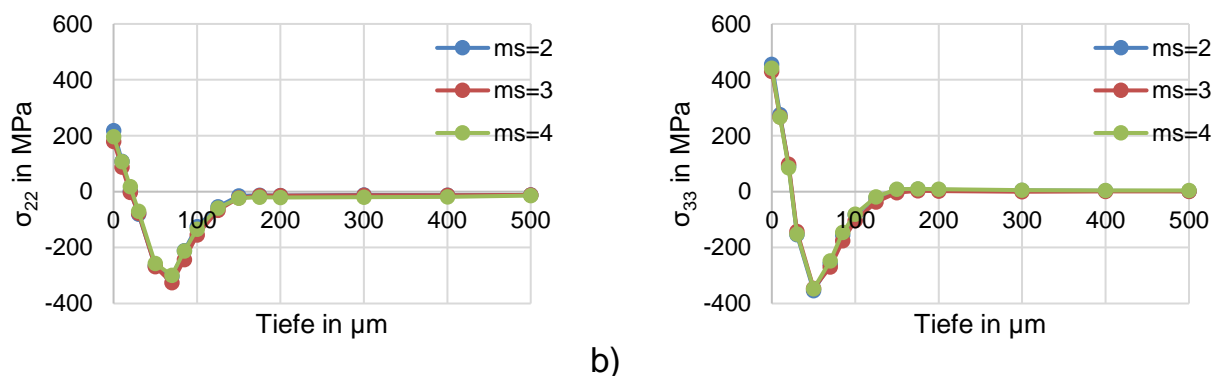


Abbildung 3-11 Eigenspannungsprofile a) tangential b) axial eines beispielhaften Modells mit verschiedenen mass scaling Faktoren („ ms “)

Die Berechnungen wurden auf dem KIT-Hochleistungsrechner BwUniCluster 2.0 durchgeführt. Für eine Simulation wurden 40 Kerne eines Rechenknotens mit 2 Prozessoren von Typ Intel Xeon Gold 6230 verwendet. In Abaqus Explicit wurden die bereichsweise Parallelisierung („domain-level parallelization“) mit 40 Bereichen und eine dynamische Neuverteilung der Bereiche aktiviert („dynamic load balancing“). Eine Rechendauer von 9 h ermöglicht so eine simulierte Zeit von 0,038 s. Mit der Schnittgeschwindigkeit 150 m/min entspricht das einem Schnittweg von 95 mm und damit fünfmal dem Umfang des modellierten Werkstücks. Dagegen lässt sich die Simulation mit der impliziten Integration in Abaqus Standard deutlich schlechter parallelisieren. Beispielsweise kann mit Abaqus Standard bei gleichen Rechenressourcen in 24 h ein Prozess der Dauer 0,0274 s simuliert werden, wobei das implizite FE-Modell nur 444.316 Freiheitsgrade hatte, also weniger als ein Zehntel der Freiheitsgrade des expliziten Modells. Folglich ist die explizite Zeitintegration für die hier angestrebte, effiziente Simulation auf Bauteilebene unabdingbar.

Das Werkstückmaterial wird als homogener, isotroper Werkstoff mit von Mises-Plastizität modelliert. Für die Fließspannung wird ein klassischer Johnson-Cook-Ansatz

verwendet (Johnson & Cook 1983), der in Formel 3-1 dargestellt ist. Darin bezeichnet $\bar{\epsilon}$ die akkumulierte plastische Vergleichsdehnung, $\dot{\bar{\epsilon}}$ die Vergleichsdehnrates, $\dot{\bar{\epsilon}}_0$ die Referenzdehnrates, hier 1/s, θ die Werkstofftemperatur, θ_m die Schmelztemperatur, hier 1527 °C, und θ_0 die Umgebungstemperatur, hier 20 °C. Der Koeffizient A ist die Streckgrenze, B ist der Verfestigungsmodul, C ist der Dehnrateskoeffizient, n ist der Verfestigungskoeffizient und m ist der thermische Erweichungskoeffizient. Eine separate Modellierung von mikrostrukturellen Phasenumwandlungen und den damit verbundenen, sprunghaften Dichteänderungen erfolgt nicht.

$$\sigma_f = [A + B \bar{\epsilon}^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\bar{\epsilon}}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{\theta - \theta_0}{\theta_m - \theta_0} \right)^m \right] \quad 3-1$$

Die verwendeten Fließspannungsparameter für 42CrMo4 resultierten aus Optimierungsrechnungen zur Minimierung des Prozesskraftfehlers von Experimenten und Simulationen des orthogonalen Schnitts mit der Downhill-Simplex-Methode, die für verschiedene Anlasszustände durchgeführt wurden. Details dazu finden sich in (Stampfer & González et al. 2021). Die Parameter sind in Tabelle 3-6 angegeben. Die übrigen mechanischen und thermischen Materialparameter sind temperaturabhängig modelliert und im Anhang in Tabelle 0-1 angegeben.

Tabelle 3-6: Johnson Cook Parameter für 42CrMo4 mit drei Anlasstemperaturen

Parameter	A	B	C	n	m
Einheit	MPa	MPa	-	-	-
42CrMo4 QT 600	1232,5	988,66	0,0362	0,4896	0,2913
42CrMo4 QT 450	1485,1	939,54	0,0352	0,4404	0,3210
42CrMo4 QT 300	1743,3	852,15	0,0392	0,3097	0,3605

Für die Bestimmung der thermomechanischen Lasten werden die Schnitt- und die Passivkräfte beim Außenlängsdrehen verwendet. Die entsprechenden, analytischen Kraftmodelle werden in Kapitel 4.2.1 vorgestellt. Die Schnittkraft wird genutzt, um die Prozessleistung und, mittels des Werkstückwärmeanteils, den Wärmestrom zu bestimmen. Die Passivkraft wird verwendet, um die Normalspannungen zu berechnen, die auf die Bauteiloberfläche wirken. Die Tangentialspannungen der Bauteiloberfläche werden aus physikalischen Gründen und aufgrund von softwareseitigen Restriktionen vernachlässigt. Ergebnisse von Simulationen des orthogonalen Schnitts aus (Stampfer & González et al. 2021) mit einem Coulomb Reibkoeffizient von 0,35 zeigen, dass die

Normalspannungen am Freiflächenkontakt mindestens dreimal so groß wie die Tangentialspannungen sind. Einzelne Spannungskomponenten gehen quadratisch in die Berechnung der von Mises Vergleichsspannung ein, was den dominierenden Einfluss der größeren Komponente auf die plastische Verformung und somit die Eigenspannungen verstärkt. In Rechenbeispiel 3-2 ist σ_1 die Vergleichsspannung bei reiner Normalspannung σ und σ_2 die Vergleichsspannung mit der zusätzlichen Tangentialspannung $0,3 \cdot \sigma$. Die Abweichung ist kleiner als 15 %. Darüber hinaus ist die Vorgabe von inhomogenen Tangentialspannungen per Subroutine mit Abaqus Explicit 2022 unmöglich (Dassault Systèmes 2022a). Deshalb wurden die Tangentialspannungen in den Simulationen vernachlässigt.

$$\begin{aligned}\sigma_1 &= \sigma \\ \sigma_2 &= \sqrt{\sigma^2 + 3 \cdot 0,3^2 \cdot \sigma^2} = 1,127 \cdot \sigma\end{aligned}\tag{3-2}$$

Als Kontaktflächen der inhomogen modellierten thermomechanischen Lasten werden Rechtecke verwendet. Abbildung 3-12 zeigt beispielhaft die Normalspannungen a) und die Wärmeströme b) des simulierten Werkzeugkontakts nach einer Umdrehung.

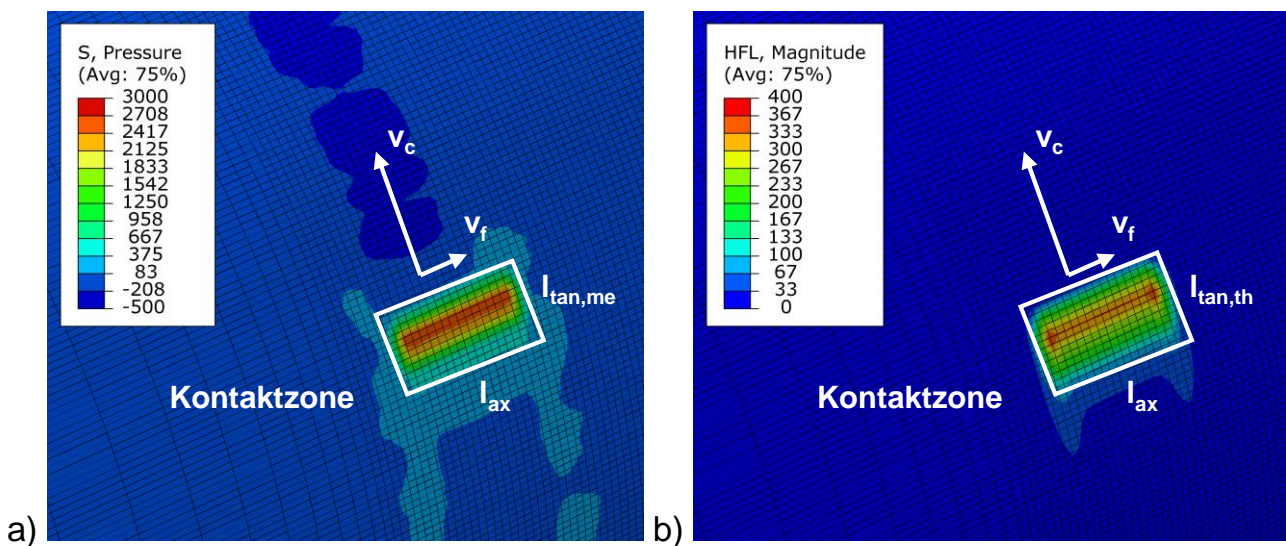


Abbildung 3-12 a) Kontaktspannungen und b) Wärmeströme in der FE-Simulation

Die axialen und tangentialen Kantenlängen l_{ax} und l_{tan} werden anhand des kinematischen Verschnitts von Werkzeug und Werkstück und anhand von Messungen der Verschleißmarkenbreite bestimmt. Die tangentiale thermische Kontaktlänge $l_{tan,th}$ ist größer als die mechanische Länge $l_{tan,me}$. Damit werden Werkstückwärmeströme aufgrund von plastischen Deformationen bei der Spanbildung berücksichtigt.

Die axiale Kontaktlänge besteht aus einem kinematisch bedingten Anteil, der sich aus dem Verschnitt der idealen Werkzeug- und Werkstückgeometrie ergibt und damit von dem Schneideckenradius, dem Vorschub und der Schnitttiefe abhängig ist. Die geometrischen Beziehungen sind in Abbildung 3-13 dargestellt und die Kontaktlängen sind in Tabelle 3-7 angegeben. Die Werkzeuggeometrie weicht in der Realität von den idealen kinematischen Zusammenhängen ab. Lichtmikroskopische Aufnahmen zeigen, dass sich die axiale Kontaktlänge näherungsweise um den halben Wert der Verschleißmarkenbreite erhöht und es wird angenommen $l_{ax} = l_{ax,kin} + 0,5 \cdot VB$. Die tangentiale, mechanische Kontaktlänge entspricht der Verschleißmarkenbreite: $l_{tan,me} = VB$.

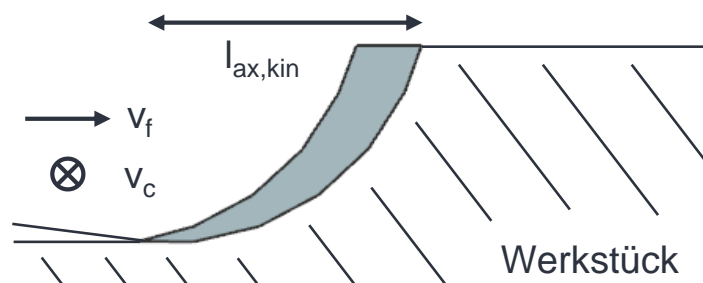


Abbildung 3-13 Geometrisch idealer Spanungsquerschnitt und axiale, kinematisch bedingte Kontaktlänge für $r_\epsilon = 0,4$ mm, $a_p = 0,3$ mm und $f = 0,1$ mm

Tabelle 3-7: Kinematisch bedingte, axiale Kontaktlängen

r_ϵ in mm	a_p in mm	f in mm	$l_{ax,kin}$ in μm
0,4	0,3	0,05	415
0,4	0,3	0,1	422
0,4	0,3	0,2	504
0,4	0,3	0,3	578

Aus den Ergebnissen der zweidimensionalen FE-Simulationen des orthogonalen Drehens von 42CrMo4 QT, die in (Stampfer & González et al. 2021) beschrieben sind, wurden thermomechanische Lastprofile in Schnittrichtung abgeleitet. Die Profile werden beim Außenlängsdrehen in tangentialer Richtung, also ebenfalls in Schnittrichtung angesetzt. Ein beispielhaftes Profil der Spannung normal zur neuen Oberfläche des Werkstücks aus der 2D Simulation ist in Abbildung 3-14 a) dargestellt. Das abgeleitete Profil für die Eigenspannungssimulation beim Außenlängsdrehen besteht aus Geradenstücken und ist in Abbildung 3-14 b) dargestellt. Der anfängliche starke Anstieg und das Maximum der Spannungen ergeben sich aus der Werkstückkompression im Bereich

der Schneidkantenverrundung. Die konstante Normalspannung nach dem Spannungsabfall liegt im Kontakt des plastisch verformten Werkstückmaterials mit der durch Verschleiß abgeflachten Werkzeugschneide vor. Unter Berücksichtigung der als konstant angenommenen Verhältnisse c_1 und c_2 bestimmt ein einziger Spannungswert des Verlaufs, also z.B. das Maximum A_y , die Fläche des Profils A_{me} . Weiterhin wird angenommen, dass sich das Profil entlang der axialen Kontaktlänge nicht verändert. Somit können anhand der bekannten Passivkraft und der Beziehungen aus Abbildung 3-14 b) die absoluten Spannungen bestimmt werden. Das so definierte Profil der mechanischen Lasten wird in der FE-Simulation mithilfe der Subroutine vload auf die aktuelle Werkzeugkontaktfläche aufgebracht. Ein Problem des Modellierungsansatzes ist, dass sich die äußere Last nicht aus dem Materialgesetz und damit der Fließkurve ergibt. Dies kann zu einer Überlastung des Materials, kritischen Elementdeformation und Simulationsabbrüchen führen. Um dies zu vermeiden, wurden die Normalspannungsprofile auf Maxima begrenzt, die von der Anlasstemperatur abhängig sind. Die Werte hierfür wurden den 2D Spanbildungssimulationen entnommen und sind 2750 MPa für 42CrMo4 QT 600, 3000 MPa für 42CrMo4 QT 450 und 4000 MPa für 42CrMo4 QT 300. Dies korreliert auch mit den jeweils modellierten Streckgrenzen.

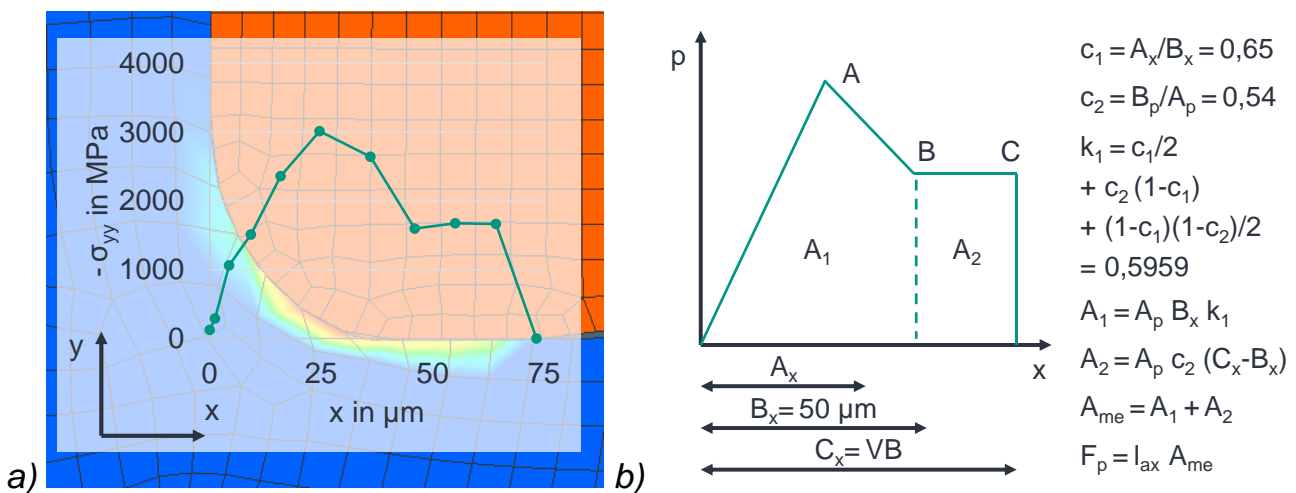


Abbildung 3-14 Profile der Normalspannungen an der Schneidkante a) Beispiel aus der Spanbildungssimulation b) Abgeleitetes Profil für die Eigenspannungssimulation

Die Modellierung der Wärmestromdichten erfolgt größtenteils analog zur Modellierung der Normalspannungen. In einem ersten Schritt wird anhand von Formel 3-3 die Prozesswärme berechnet, die in das Werkstück fließt. Hierbei wird nach (Augspurger, Bergs & Döbbeler 2019) die Temperaturleitfähigkeit von 42CrMo4 bei 20 °C eingesetzt. Anstelle der beim orthogonalen Schnitt verwendeten Spannungsdicke wird die Schnitt-

tiefe als Geometrieparameter berücksichtigt. Dies folgt aus grundsätzlichen Überlegungen. Anhand von Abbildung 3-13 wird klar, dass die Schnitttiefe den mittleren Abstand der Spanbildungs-Wärmequellen vom Werkstückzieldurchmesser erhöht. Eine größere Schnitttiefe verringert demnach den Wärmeanteil, der den Werkstückzieldurchmesser erreicht. Dagegen verändert der Vorschub den mittleren Abstand der Spanbildungswärmequellen vom Zieldurchmesser kaum. Deshalb wird hier angenommen, dass der Vorschub den Werkstückwärmeanteil nicht beeinflusst. Es muss betont werden, dass beliebig kleine Vorschübe nicht abgebildet werden können, weil das Verhältnis der aus Reibung und Spanbildung resultierenden Wärmeströme dann beliebig groß wird.

$$Q_{wp} = F_c \cdot v_c \cdot B_{wp} = F_c \cdot 0,4815 \left(\frac{v_c \cdot a_p}{a} \right)^{-0,302} ; a = 11,6 \frac{mm^2}{s} \quad 3-3$$

Die axialen Kontaktlängen l_{ax} der Spannungen und der Wärmeströme werden als identisch angenommen. Die tangentielle Kontaktlänge für die Wärmeströme l_{tan} setzt sich aus dem Anteil für die plastische Spanbildung $l_{tan,pl}$ und dem Anteil für die Reibwärme $l_{tan,fr}$ zusammen. Die Anteile überlappen sich im Bereich der Schneidkantenverrundung. In Abbildung 3-15 ist die vertikale Komponente des Temperaturgradienten einer beispielhaften Simulation aus (Stampfer & González et al. 2021) dargestellt. Das Diagramm zeigt das an der Schneidkante ausgewertete Profil.

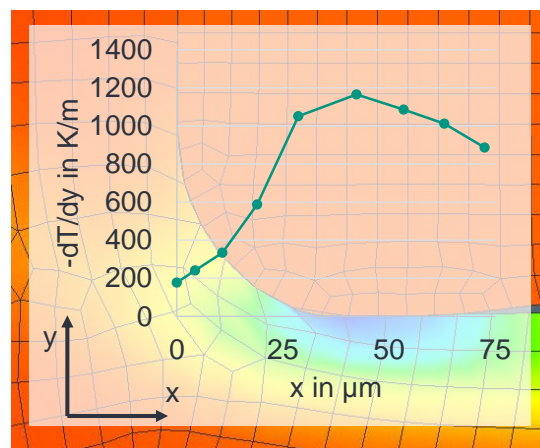


Abbildung 3-15 Profil der Wärmeströme an der Schneidkante, Beispiel aus der Spanbildungssimulation

Die Modellierung der Wärmestromprofile in Abbildung 3-16 a) erfolgt anhand der reibungsbedingten Temperaturgradienten in Abbildung 3-15. Die plastische Deformation bei der Spanbildung erzeugt ebenfalls Wärme, die teilweise in das Werkstück gelangt. Dafür wird ein konstantes Profil angenommen, siehe Abbildung 3-16 b). Die Gleichungen

in Abbildung 3-16 zeigen, wie die Profile berechnet werden. Die Werkstückwärmeleistung Q_{wp} teilt sich in einen Reibanteil und Anteil infolge von plastischer Deformation auf. Das als r_{fr} bezeichnete Verhältnis beider Anteile wurde bei den Spanbildungssimulationen aus (Stampfer & González et al. 2021) in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit bestimmt. Den Verhältnissen c_1 und c_2 des Profilverlaufs infolge von Reibung liegen ebenfalls diese Simulationen zugrunde. Damit lassen sich die absoluten Verläufe der Wärmeprofile für die jeweiligen Prozessstellgrößen berechnen. Die Wärmeströme werden in der Simulation mithilfe der Subroutine `vdflux` aufgebracht.

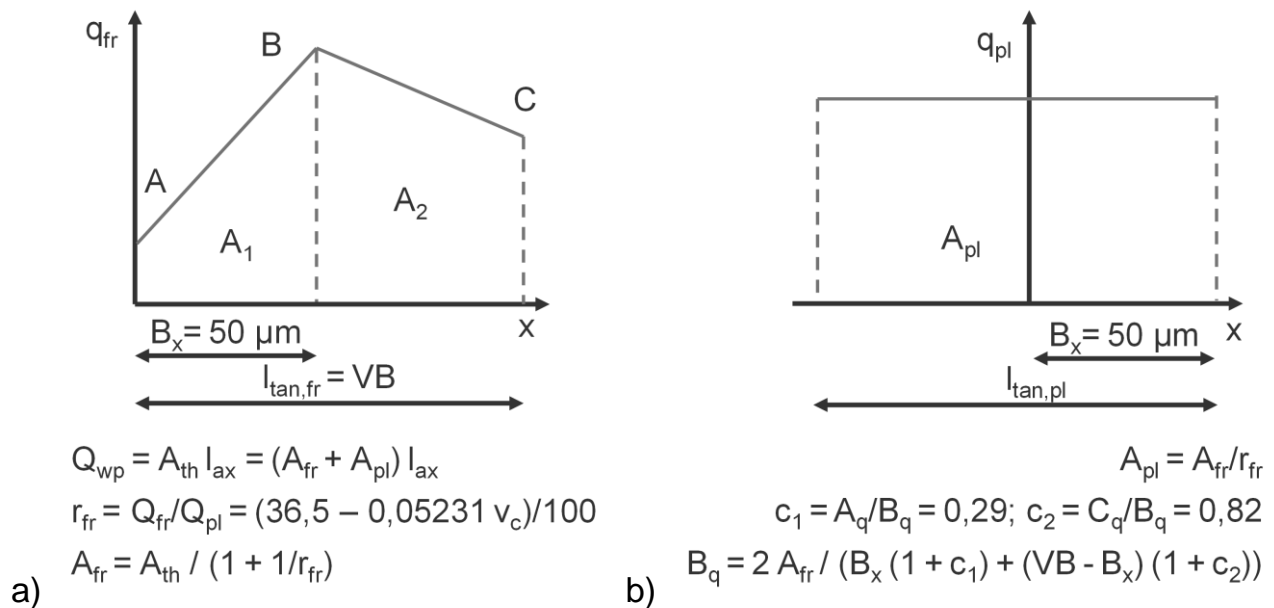


Abbildung 3-16 Abgeleitete Profile der Wärmeströme für die Eigenspannungssimulation für a) Reibwärme und b) Spanbildung

Der finale Eigenspannungszustand stellt sich erst nach der Abkühlung des Bauteils ein, die gegebenenfalls simuliert werden muss. Die Auswirkungen und die Notwendigkeit eines solchen Abkühlenschrittes werden in Kapitel 4.3 analysiert.

In diesem Kapitel wurde das Referenzmodell der Eigenspannungssimulation beschrieben. Der hier gezeigte Ansatz enthält einige Annahmen, insbesondere beim Ableiten der absoluten thermomechanischen Lastprofile. Außerdem werden Scherspannungen auf der Werkstückoberfläche vernachlässigt. Das FE-Modell soll trotzdem in der Lage sein, qualitative Aussagen der empirischen Modelle zu überprüfen. Dies soll zu einem besseren Mechanismenverständnis beitragen, um so die Plausibilität des empirischen Eigenspannungsmodells beurteilen zu können. Der Fokus liegt auf der physikalischen Begründung der Auswirkungen von Verschleiß, Schnittgeschwindigkeit, Vorschub und den Anlasstemperaturen.

4 Ergebnisse

4.1 Experimentelle Analyse

In diesem Kapitel werden experimentelle Daten qualitativ analysiert, um ein Mechanismenverständnis aufzubauen, mit dem die analytischen Modelle in der Arbeit bewertet werden können.

4.1.1 Prozesskenngrößen

Thermische und mechanische Werkstücklasten bezeichnen Kontaktspannungen und Wärmeströme, die während der Zerspaltung nur schwer zu messen sind. Jedoch können die Prozesskräfte ein alternativer Indikator für die mechanischen Lasten sein, weil sie aus den lokalen Spannungen resultieren. Außerdem entspricht das Produkt aus Schnittgeschwindigkeit und Schnittkraft der Prozessleistung, die bei der Zerspaltung fast vollständig in thermische Energie umgewandelt wird, und somit die Aufheizung der Werkstückrandschicht beeinflusst. In Abbildung 4-1, Abbildung 4-2 und Abbildung 4-3 sind die Abhängigkeiten der Schnitt-, Vorschub und Passivkräfte von den Prozessstellgrößen und den Anlasstufen dargestellt, um mögliche Zusammenhänge mit thermo-mechanischen Lasten zu diskutieren.

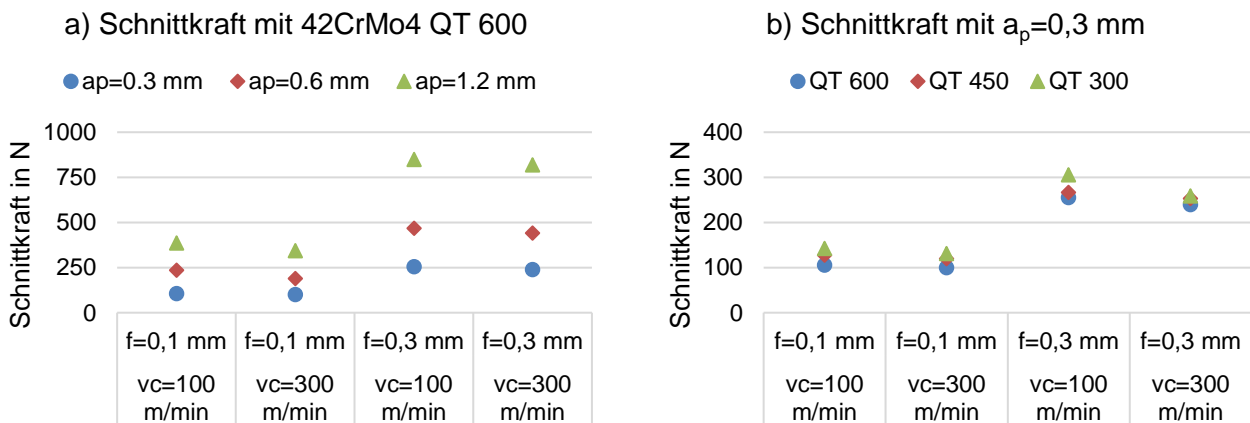


Abbildung 4-1 Schnittkräfte, Trockenbearbeitung, $r_\epsilon = 0,4$ mm

Die Schnittkräfte zeigen eine starke Abhängigkeit vom Vorschub und der Schnitttiefe. Das erklärt sich durch die Vergrößerung des Spanungsquerschnitts, der nach Kienzle für relativ große Spanungsdicken näherungsweise proportional zur Schnittkraft ist. Dagegen verursacht der Anstieg der Schnittgeschwindigkeit tendenziell eine leichte Abnahme der Schnittkräfte, was durch die thermische Erweichung des Materials erklärt wird. Wie in Kapitel 3.2 dargestellt, verursacht die niedrigere Anlasstemperatur einen

erheblichen Härte- und damit auch einen Festigkeitsanstieg. Dies hat jedoch praktisch keinen Einfluss auf die Schnittkraft, da der Festigkeitsanstieg mit einer niedrigeren Bruchdehnung einhergeht. Die vorherrschende Abhängigkeit von Schnittkraft und Spanbildung lässt keine starke Korrelation der Schnittkräfte mit den thermomechanischen Werkstücklasten erwarten.

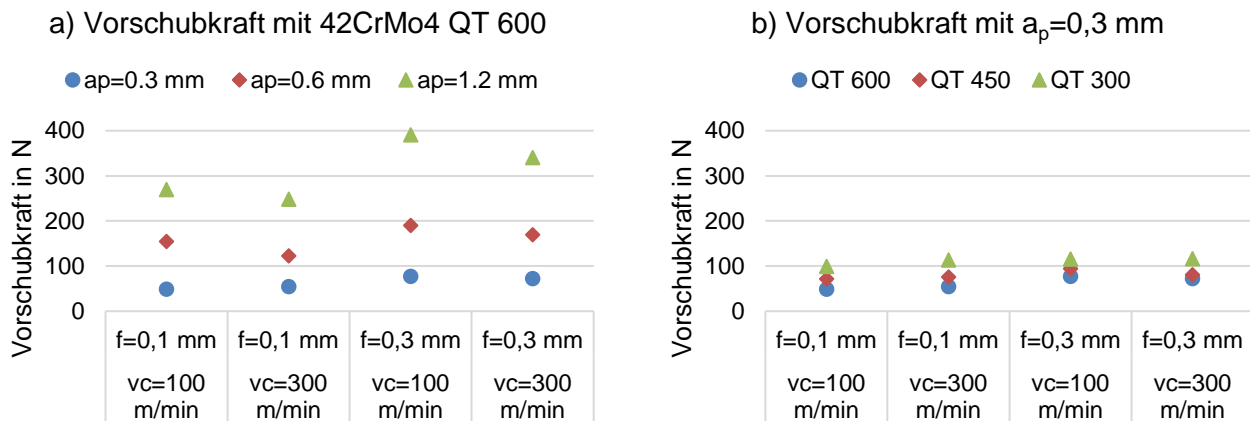


Abbildung 4-2 Vorschubkräfte, Trockenbearbeitung, $r_\epsilon = 0,4$ mm

Die Abhängigkeiten der Vorschubkräfte von den Prozessstellgrößen in Abbildung 4-2 sind ähnlich zu denen der Schnittkräfte. Dementsprechend ist der Zusammenhang zwischen den Passivkräften und Werkstücklasten auch in diesem Fall eher schwach ausgeprägt und wird nicht weiter betrachtet.

Der geringere Einfluss der Schnitttiefe auf die Passivkräfte in Abbildung 4-3 zeigt, dass der Spanungsquerschnitt und damit die Spanbildung für die Passivkräfte weniger relevant sind. Die Passivkräfte werden durch die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit nur in Einzelfällen verringert. Demnach hat die Materialerweichung in der primären Prozesszone für die Passivkraft nur geringe Relevanz. Stattdessen wird angenommen, dass die Passivkraft überwiegend aus der in die Passivrichtung projizierten Kontaktfläche und der zugehörigen Normalspannung resultiert. Die Passivkraftherhöhung aufgrund des Vorschubs in Abbildung 4-3 a) erklärt sich wie folgt: Für die Analyse der axialen Werkstück-Schneiden-Kontaktlängen wurde der kinematische Verschnitt von Werkstück und idealer Werkzeuggeometrie berechnet. Der Vorschub vergrößert die kinematische axiale Kontaktlänge von $422 \mu\text{m}$ auf $578 \mu\text{m}$ und damit die Kontaktfläche und die -kraft. Für die Erhöhung der Passivkraft mit der Anlasstemperatur in Abbildung 4-3 b) kann gefolgert werden, dass die höhere Festigkeit des niedriger angelassenen Werkstückmaterials höhere Kontaktspannungen induziert.

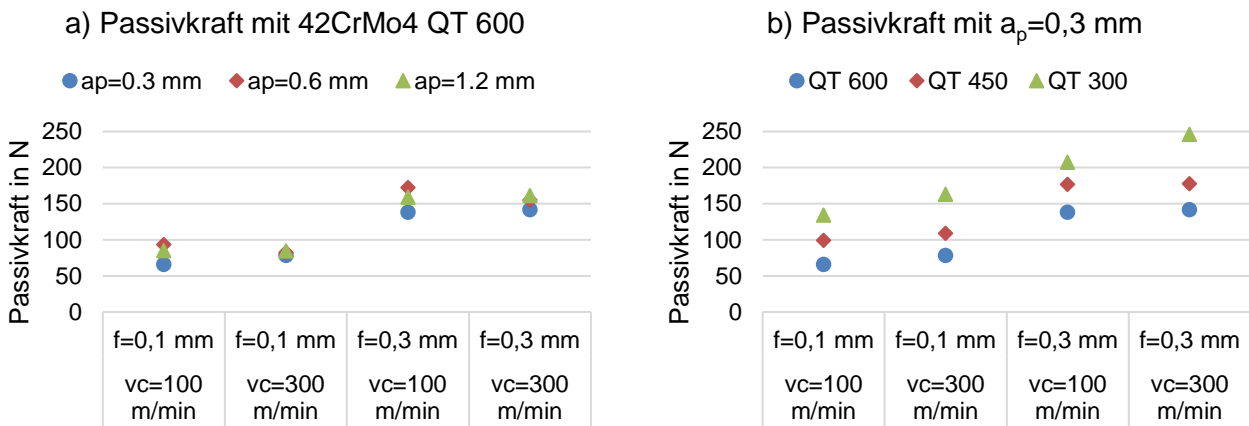


Abbildung 4-3 Passivkräfte, Trockenbearbeitung, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$

Der Werkzeugverschleiß hat einen großen Einfluss auf die thermomechanische Werkstücklast und die resultierenden Randschichtmodifikationen. In Abbildung 4-4 ist der Anstieg der Prozesskräfte mit dem Verschleiß von Werkzeugen mit den Schneideckenradien a) 0,4 mm und b) 1,2 mm dargestellt. Bei den Versuchen mit dem Schneideckenradius 1,2 mm wurde die Schnittgeschwindigkeit auf 250 m/min reduziert, weil der Werkzeugtyp mit 300 m/min häufig spontan und unkontrollierbar versagt.

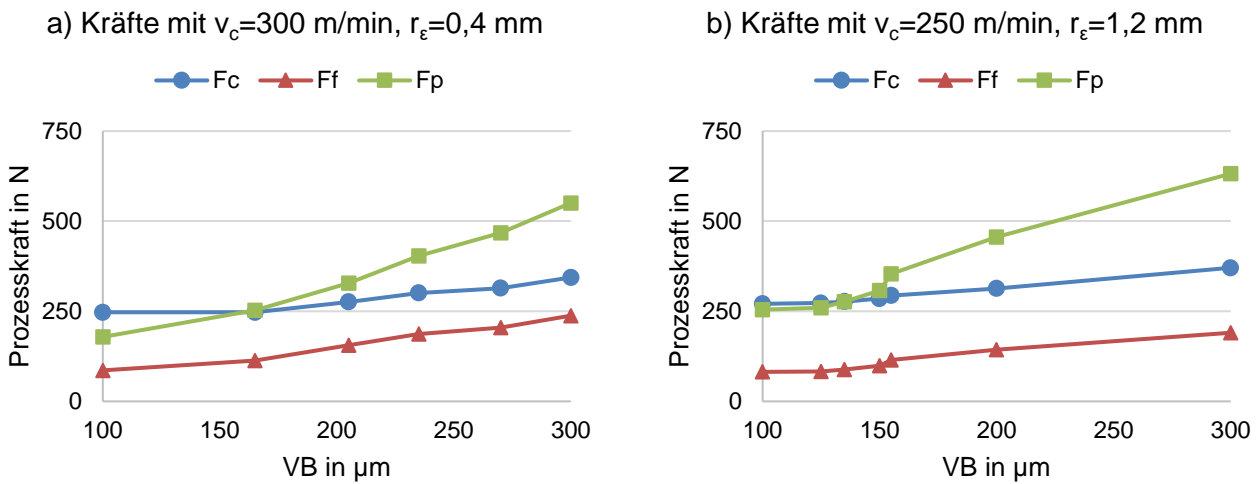


Abbildung 4-4 Prozesskräfte, Trockenbearbeitung, $f=0,3 \text{ mm}$, $a_p=0,3 \text{ mm}$, QT 450, a) $v_c=300 \text{ m/min}$, $r_\epsilon=0,4 \text{ mm}$ b) $v_c=250 \text{ m/min}$, $r_\epsilon=1,2 \text{ mm}$

Mit niedrigem Verschleiß liegen die Schnitt- und Vorschubkräfte beider Werkzeugtypen auf gleichem Niveau. Dagegen ist die Passivkraft mit dem Schneideckenradius 1,2 mm gegenüber dem Schneideckenradius 0,4 mm generell um ca. 80 N erhöht. Die Passivkräfte für 42CrMo4 QT 450 in Abbildung 4-3 b) zeigen, dass dies nicht durch die unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten bedingt ist. Für die Eckenradien 0,4 mm und

1,2 mm ergeben sich die projizierten kinematische Kontaktlängen 578 μm und 948 μm , was mit den Passivkräften korreliert. Der Werkzeugverschleiß erhöht alle Prozesskräfte, wobei die Passivkräfte am stärksten ansteigen. Da die Verschleißmarkenbreite der Kontaktlänge in Schnittrichtung entspricht, erklärt sich der Effekt ebenfalls mit der gestiegenen Kontaktfläche. Demnach werden die Passivkräfte hauptsächlich von der Kontaktfläche und den wirkenden Spannungen bestimmt. Die Kontaktspannungen korrelieren in erster Linie mit der Festigkeit des Werkstückmaterials. Es ist anzunehmen, dass größere Passivkräfte auch größere Reibkräfte hervorrufen, die zu einer größeren Wärmeentwicklung zwischen dem Werkzeug und der neu gebildeten Werkstückoberfläche führen. Demzufolge ist die Passivkraft ein wesentlicher Indikator für die thermo-mechanische Werkstücklast. Das erklärt die in der Literatur beobachteten Randschichtmodifikation, die insbesondere bei der Zerspanung von harten Werkstoffen mit hohen Vorschüben und großen Verschleißmarkenbreiten auftreten. Im Rahmen dieser Arbeit wurden zusätzlich Werkzeugtemperaturen gemessen. Die Analyse in (Böttger & Stampfer et al. 2020) zeigt jedoch nur einen schwachen Zusammenhang mit dem Werkzeugverschleiß. Deshalb wird auf die Berücksichtigung der Werkzeugtemperaturen bei der Erklärung von Randschichtmodifikationen verzichtet.

4.1.2 Randschichtzustände

In diesem Abschnitt werden grundlegende Zusammenhänge von Prozessstellgrößen und resultierenden Randschichtzuständen analysiert. Auf der Basis kann die Randschichtmodellierung in den darauffolgenden Kapiteln beurteilt werden. Dabei stellt sich die Frage, welche Arten von Randschichtmodifikationen unter welchen Bedingungen auftreten.

In Abbildung 4-5, Abbildung 4-6, Abbildung 4-7 und Abbildung 4-8 sind Härtetiefenverläufe und Schliffbilder dargestellt, die sich beim Drehen von 42CrMo4 QT 600 mit einem unverschlissenen Werkzeug ergeben. Die Prozessstellgrößen und die auftretenden Kräfte entsprechen der Analyse in Abschnitt 4.1.1. Die Standardabweichungen der Messpunkte werden aus Gründen der Übersichtlichkeit nicht dargestellt. Sie liegen in der Regel zwischen 10 und 60 HV 0,005. In Abbildung 4-5 a) zeigt der Verlauf mit der Schnitttiefe 0,3 mm eine Verringerung der Randhärte. Als mögliche Ursache kommt eine verminderte Stützwirkung des Materials am Probenrand in Betracht. Dies kann jedoch ausgeschlossen werden, da auch die Härte bei Eindrücken mit Randabständen

von $15\ \mu\text{m}$ verringert ist, was drei Mal den Eindruckdimensionen von ca. $5\ \mu\text{m}$ entspricht (Tönshoff & Brinksmeier 1980). Stattdessen kann die verringerte Härte durch Kristallerholung und damit eine thermisch bedingte Verringerung von Versetzungen erklärt werden. Bei einem niedrigen Vorschub wird ein Oberflächenpunkt mehrmals vom Werkzeug überfahren, wobei Reibkräfte und -wärme entstehen, die aufgrund der geringen Schnittgeschwindigkeit jeweils relativ lange wirken. Dagegen sind die mechanischen Lasten äußerst gering, sodass keine mechanische Verfestigung auftritt. Eine verringerte Randschichthärte wurde schon beim Schleifen von 42CrMo4 beobachtet, wo ebenfalls viel Wärme und geringe mechanische Lasten induziert werden (Sadeghi & Hadad et al. 2010). Mit der Schnitttiefe $1,2\ \text{mm}$ sind die Prozesskräfte und die thermo-mechanischen Lasten deutlich höher und die Randschichthärte steigt um ca. $50\ \text{HV}$. Der moderate Anstieg kann auf eine mechanisch induzierte Verfestigung zurückgeführt werden, aber nicht auf eine martensitische Phasenumwandlung. Dazu passend zeigt das Schliffbild in Abbildung 4-5 b) eine Scherung des Gefüges bis zu einer Tiefe von ca. $20\ \mu\text{m}$.

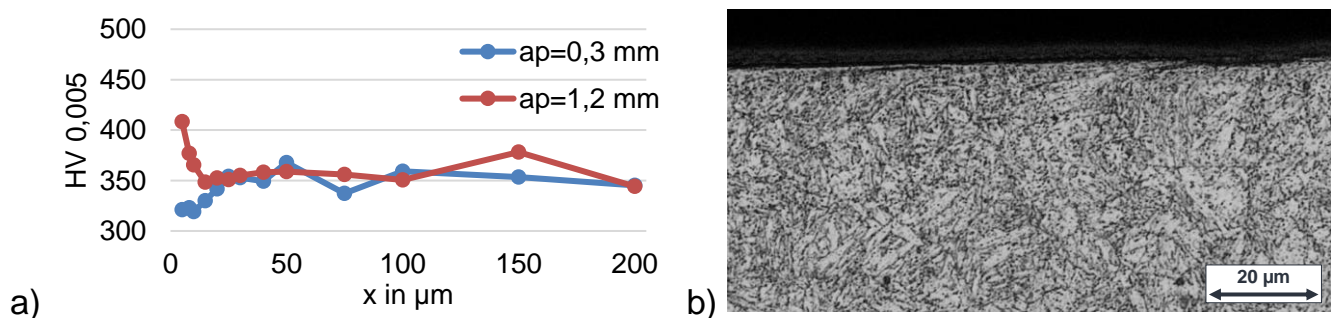


Abbildung 4-5 a) Härteverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2\ \text{mm}$, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 100\ \text{m/min}$, $f = 0,1\ \text{mm}$ (Stampfer & Böttger et al. 2020)

In Abbildung 4-6 a) sind die Härteverläufe mit der Schnittgeschwindigkeit $300\ \text{m/min}$ und dem Vorschub $0,1\ \text{mm}$ dargestellt.

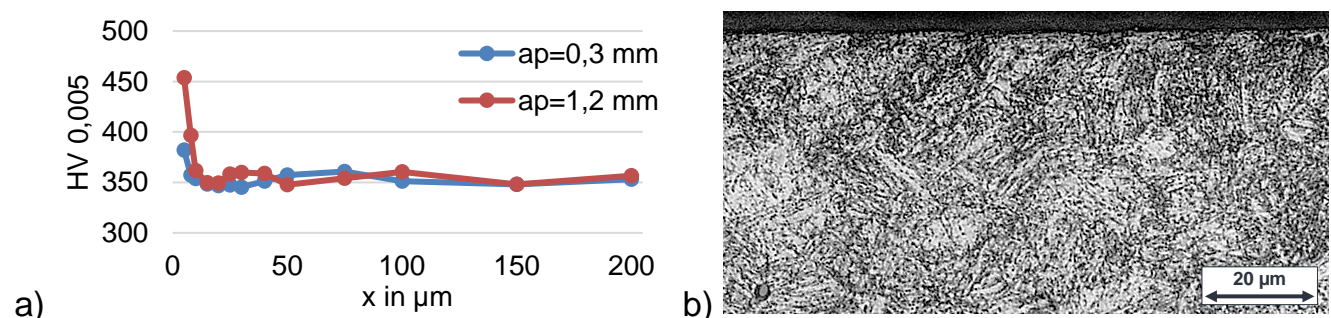


Abbildung 4-6 a) Härteverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2\ \text{mm}$, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 300\ \text{m/min}$, $f = 0,1\ \text{mm}$ (Stampfer & Böttger et al. 2020)

Mit der Schnitttiefe 0,3 mm steigt die Härte nur direkt an der Oberfläche an. Dagegen erfolgt mit der Schnitttiefe 1,2 mm ein deutlicher Härteanstieg. Das zugehörige Schliffbild in Abbildung 4-6 b) zeigt eine eher geringe Randscherung. Die dunklen Randbereiche könnten auf eine stärkere Karbidausscheidung hindeuten, die ebenfalls den Härteanstieg verursachen kann.

Mit der Schnittgeschwindigkeit 100 m/min und dem Vorschub 0,3 mm in Abbildung 4-7 a) erhöht die Schnitttiefe die Randhärte von ca. 400 HV auf 450 HV. Der Schliff der Probe mit der Schnitttiefe 1,2 mm in Abbildung 4-7 b) zeigt eine fein gekörnte Randschicht und eine deutliche Scherung. Die Körner sind jedoch groß genug, um im Lichtmikroskop nicht als weiße Schicht zu erscheinen. Mögliche Ursachen für den Härteanstieg sind demnach Kaltverfestigung und dynamische Rekristallisation.

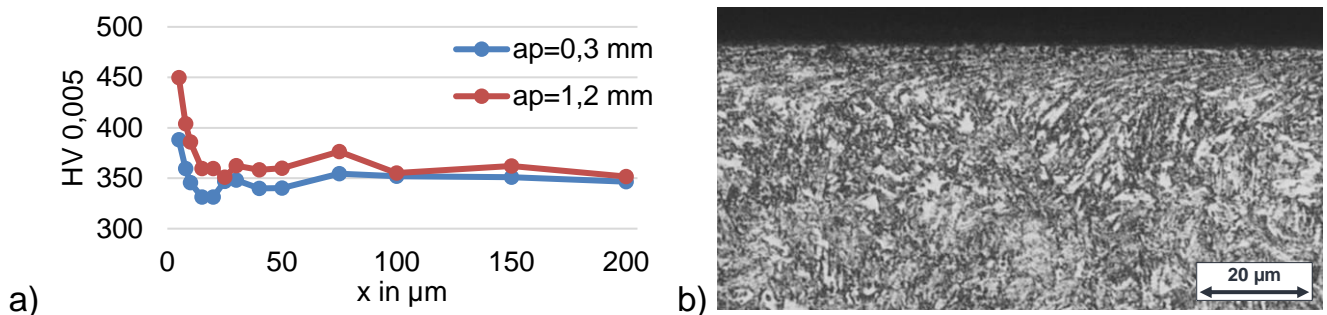


Abbildung 4-7 a) Härteprofilverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2 \text{ mm}$, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 100 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$ (Stampfer & Böttger et al. 2020)

In Abbildung 4-8 a) sind Härteprofilverläufe mit dem Vorschub 0,3 mm und der Schnittgeschwindigkeit 300 m/min dargestellt.

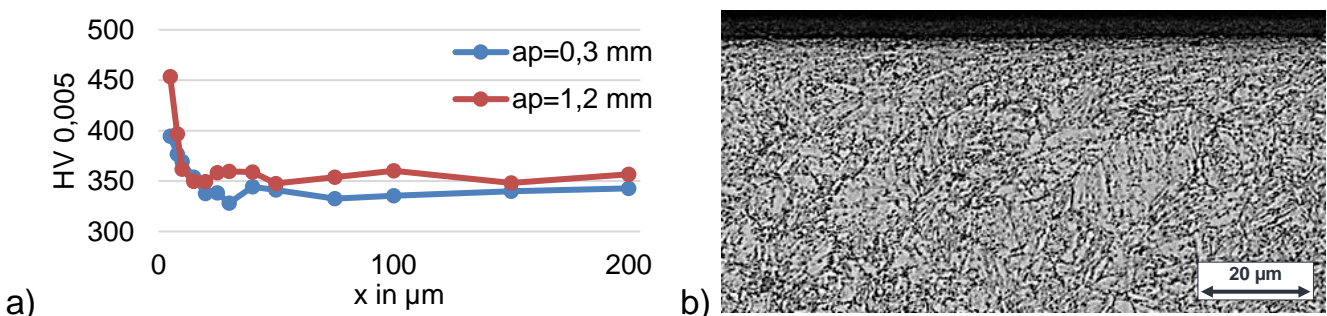


Abbildung 4-8 a) Härteprofilverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2 \text{ mm}$, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$ (Stampfer & Böttger et al. 2020)

Mit der Schnitttiefe 1,2 mm sind die resultierenden Randhärten höher als mit der Schnitttiefe 0,3 mm. Das zugehörige Schliffbild in Abbildung 4-8 b) zeigt eine feinkörnige Randschicht. Demnach ist eine bei der Zerspanung auftretende, dynamische Rekristallisation eine wahrscheinliche Ursache für den Härteanstieg.

Nach den vorliegenden Erkenntnissen ist die Entstehung von thermisch induzierten weißen Schichten beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 QT 600 mit unverschlissenen Werkzeugen unwahrscheinlich. Mögliche Randhärteanstiege lassen sich durch Kornfeinung oder Kaltverfestigung erklären, aber nicht jedoch durch Phasenumwandlungen. Generell ließen sich mit dem Lichtmikroskop keine charakteristischen weiße Schichten beobachten, wie sie aus der Literatur beim Drehen von härteren Stählen bekannt sind. Bei der Zerspänung mit der Schnitttiefe 0,3 mm wurde besonders mit dem hohen Vorschub ein signifikanter Härteanstieg beobachtet. Bei der Zerspänung mit der Schnitttiefe 1,2 mm konnte generell ein Randhärteanstieg von bis zu 100 HV induziert werden. Weiterhin scheint der Vorschub stärker auf die Randschicht zu wirken als die Schnittgeschwindigkeit.

Die Experimente wurden mit verschlissenen Werkzeugen und den Prozessstellgrößen Schnittgeschwindigkeit 300 m/min, Vorschub 0,3 mm und der Schnitttiefe 0,3 mm weitergeführt. Zunächst wurde die Auswirkung eines Verschleißes von $VB=0,15$ mm auf die Prozesskräfte, die Randhärte und die Mikrostruktur bei der Zerspänung von 42CrMo4 QT 600 betrachtet. Die mittlere Passivkraft war mit 214 N deutlich höher als bei der Zerspänung mit einem unverschlissenen Werkzeug. Dies lässt sich durch die größere Werkzeugkontaktfläche erklären. Der resultierende Härtetiefenverlauf ist in Abbildung 4-9 a) dargestellt.

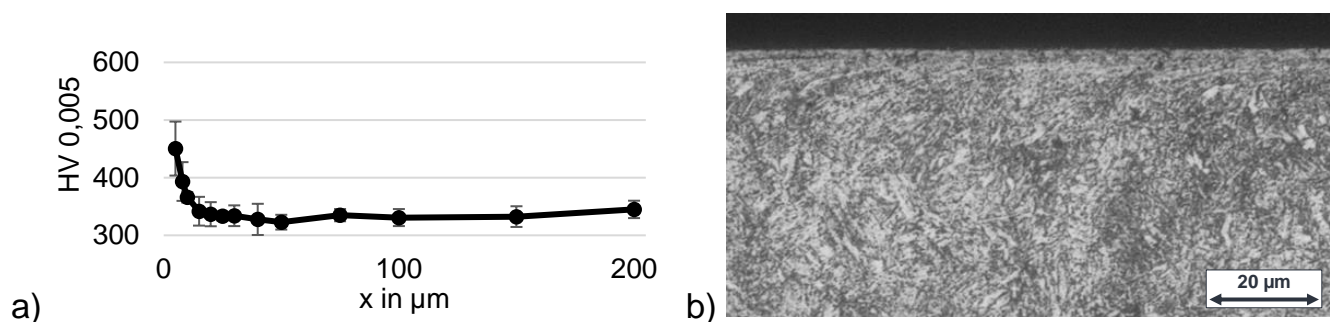


Abbildung 4-9 a) Härtetiefenverlauf b) Schlibbild, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $VB = 0,15$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)

Die Härte ist gegenüber dem Grundmaterial für $x < 20$ µm signifikant erhöht. Weiterhin liegt die Randhärte ca. 50 HV über dem entsprechenden Wert bei der Zerspänung mit einem neuen Werkzeug. Dies ist bemerkenswert, lässt aber nicht auf eine grundsätzlich andere Randschichtmodifikation schließen. Der Schlib in Abbildung 4-9 b) zeigt ebenfalls keine neuen Mechanismen und insbesondere keine ausgeprägte weiße Randschicht. Mit höheren Verschleißmarkenbreiten von bis zu 0,3 mm steigt die Passivkraft

auf ca. 400 N. Trotzdem bleibt die Randhärte nach der Zerspanung mit den betrachteten Prozessstellgrößen auf weniger als 550 HV begrenzt. Demnach ist die Gefahr von thermisch induzierten weißen Schichten mit einer nennenswerten Dicke für 42CrMo4 QT 600 auch bei der Zerspanung mit verschlissenen Werkzeugen gering. Die Randschichtmodifikationen infolge von Kaltverfestigung und dynamischer Rekristallisation sollten Bauteillebensdauern bei schwingender Beanspruchung sogar verbessern.

Die Bildung weißer Schichten und Randschichtmodifikationen sind von thermomechanischen Lasten bei der Zerspanung abhängig und sollten folglich auch von der Härte des Grundwerkstoffs beeinflusst werden. Um diese Hypothese zu prüfen, wurde 42CrMo4 QT 450 mit den gleichen Prozessstellgrößen wie in Abbildung 4-9 zerspannt. Dabei erreichte der Verschleiß $VB = 0,2$ mm und die Passivkraft ca. 400 N. In Abbildung 4-10 a) ist der resultierende Härtetiefenverlauf dargestellt. Die Randhärte ist gegenüber tieferen Bereichen um ca. 150 HV erhöht. Die Messwerte von ca. 600 HV könnten auf ein Martensitgefüge hindeuten. In (Lv & Fu et al. 2015) wurde beispielweise an abgeschrecktem 42CrMo4 eine Härte von 616 HV gemessen. Abbildung 4-10 b) zeigt die dazugehörige Mikrostruktur nach der Zerspanung. Am Probenrand ist eine dünne weiße Schicht sichtbar, die auf eine nanokristalline Randzone hindeutet. Die Erscheinung entspricht allerdings nicht den thermisch induzierten weißen Schichten, die aus der Literatur bekannt sind. Anhand des Schliffbilds und des Härteanstiegs zeigt sich, dass eher eine mechanisch induzierte nanokristalline Randzone vorliegt.

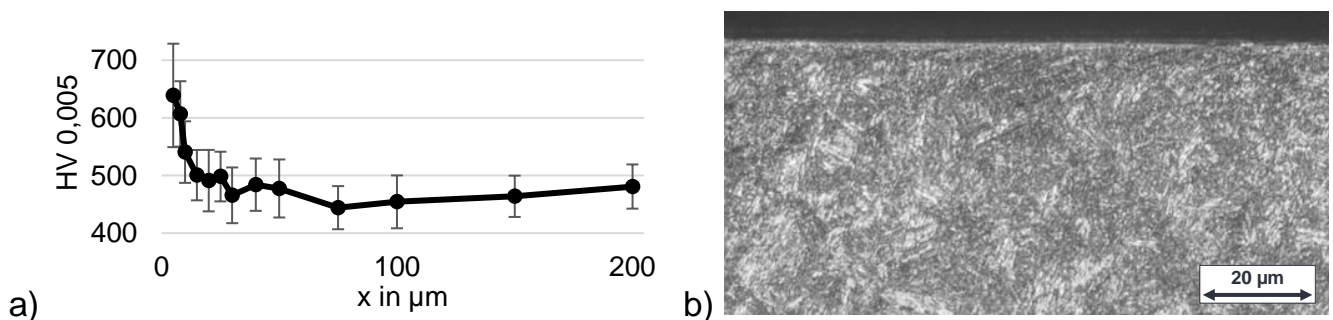


Abbildung 4-10 a) Härtetiefenverlauf b) Schliffbild, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $VB = 0,2$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)

Um die Auswirkung von hohen Werkstückhärten und -lasten zu untersuchen, wurde 42CrMo4 QT 300 mit den einem bereits verschlissenen Werkzeug und gleichen Prozessstellgrößen zerspannt. Dabei erhöhte sich der Verschleiß bis zum Werkzeugbruch und die Passivkraft erreichte ca. 900 N. Damit sollten die Grenzen des Zerspanungs-

prozesses und der möglichen Randschichtmodifikationen getestet werden. In Abbildung 4-11 a) ist der Härtetiefenverlauf dargestellt. Das Grundmaterial ist mit 600 HV nur geringfügig weicher als gehärteter 42CrMo4, während die Randhärte bei ca. 700 HV liegt. Die Tiefenwirkung des Härteanstiegs ist mit ca. 50 μm recht hoch. Dies ist ein starkes Indiz für eine thermisch induzierte weiße Schicht. Die z.T. hohen Standardabweichungen der Härtemessung können u.a. durch die Sensitivität der Martensithärte gegenüber der Austenitisierungstemperatur erklärt werden. Beispielsweise messen Totik et al. bei einem Austenitisierungstemperaturbereich von 815 °C bis 875 °C Werte von 620 HV bis 800 HV (Totik & Sadeler et al. 2003). In Abbildung 4-11 b) ist das Randschliffbild dargestellt.

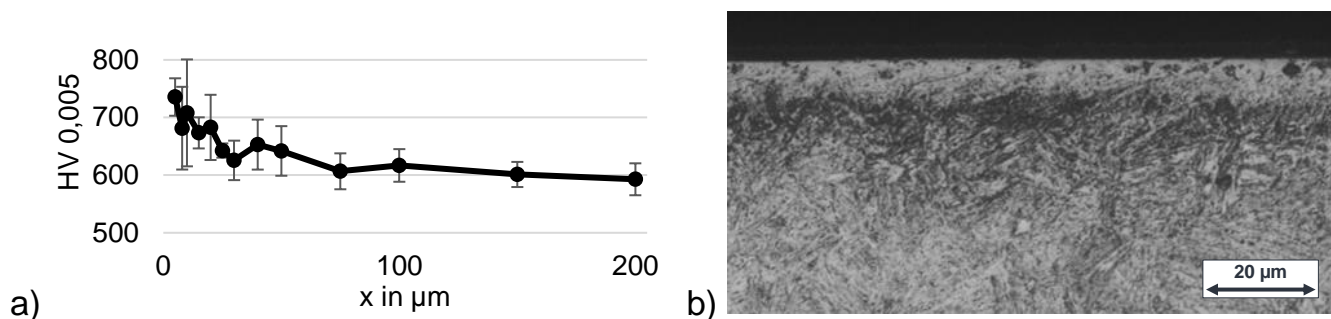


Abbildung 4-11 a) Härtetiefenverlauf b) Schliffbild 42CrMo4 QT 300, $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $VB = 0,5 \text{ mm}$ (Stampfer & Böttger et al. 2020)

Wie es für die geringe Anlasstemperatur zu erwarten war, liegt als Grundmaterial ein Lanzettmartensit vor. Entlang des Probenrands erstreckt sich eine weiße Schicht mit einer Dicke von bis zu 10 μm . Auf zusätzlichen Schliffbildern sind auch weiße Schichten mit einer Dicke von wenigen Mikrometern zu sehen. Auf die weiße Schicht folgt eine dunkle Schicht, die sich bis zu einer Tiefe von 50 μm ausdehnt. Sie kann mit den Prüfpunkten mit der mittleren Härte in Verbindung gebracht werden. Die Martensithärte ist zu großen Teilen durch den gelösten Kohlenstoff bestimmt. Die dunklen Bereiche zeigen eine hohe Dichte an Karbidausscheidungen an. Durch den Wechsel von gelöstem Kohlenstoff im Martensit zu den Karbiden verringert sich die Martensithärte. Zusätzliche instrumentierte Härteprüfungen, die in (Gauder & Biehler et al. 2021) an den gleichen Probensegmenten wie in Abbildung 4-11 analysiert wurden, bestätigen den Randhärteanstieg auf bis zu 750 HV. Zusammenfassend können beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 QT 300 in Extremfällen Randschichtmodifikationen entstehen, die den thermisch induzierten weißen Schichten entsprechen, die beim BTA Bohren von 42CrMo4 oder beim Hartdrehen von 100Cr6 auftreten.

Die bisher betrachteten Randschichtmodifikationen bei 42CrMo4 QT 450 sind aufgrund der moderaten Härte eher den mechanisch induzierten weißen Schichten zuzuordnen. Da mit dem Schneideckenradius 1,2 mm gegenüber 0,4 mm nochmals erhöhte Passivkräfte auftreten, werden im Folgenden Randschichtmodifikationen mit dem Schneideckenradius 1,2 mm analysiert. In Abbildung 4-12 a) ist der Härteanstieg zwischen dem Prüfpunkt mit dem Randabstand 5 μm und dem Grundmaterial dargestellt. Abbildung 4-12 b) bis d) zeigen die entsprechenden Schliffbilder. Der Verschleiß erhöht die Schnittkräfte, die thermomechanischen Lasten und die Randschichtmodifikation, was sich anhand des Härteanstiegs und der Schliffbilder zeigt. Bei der Zerspanung von 42CrMo4 QT 450 mit dem Verschleiß $VB = 350 \mu\text{m}$ entsteht eine weiße Schicht, die dünner und mit ca. 550 HV weicher als bei 42CrMo4 QT 300 in Abbildung 4-11 ist. Demnach liegen auch in diesem Fall mechanisch induzierte weiße Schichten vor und das Auftreten thermisch induzierter weißer Schichten ist auf die Zerspanung von 42CrMo4 QT 300 mit sehr hohem Werkzeugverschleiß begrenzt.

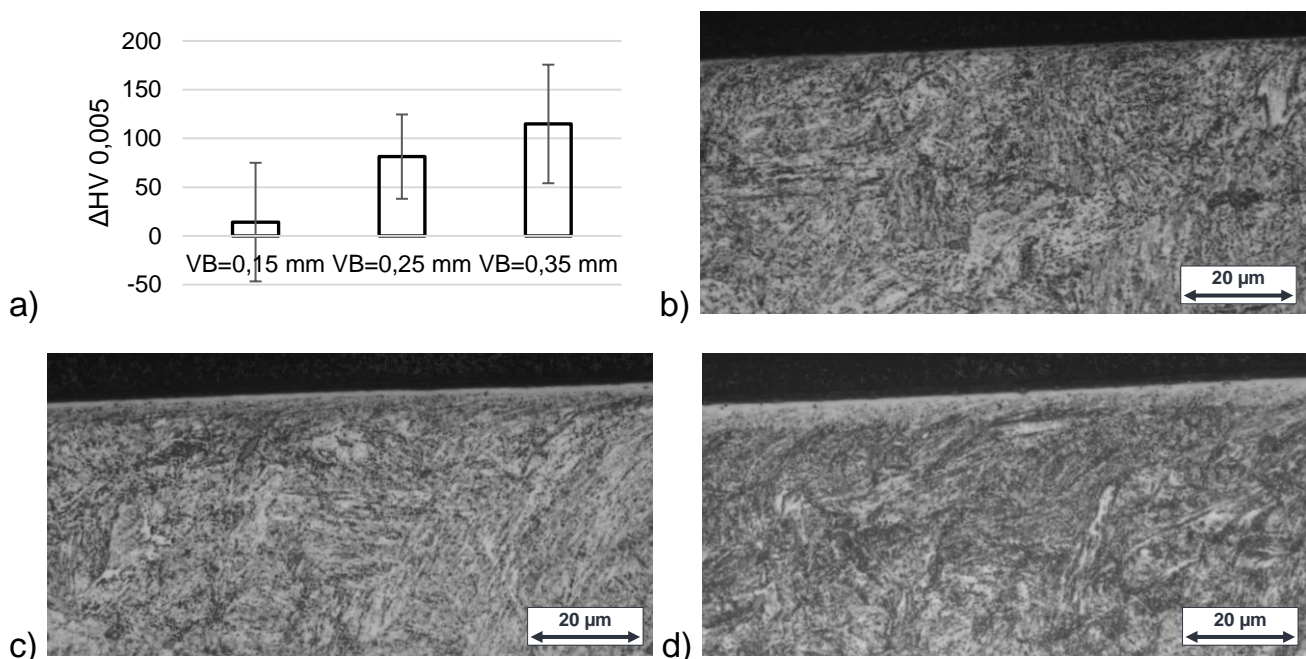
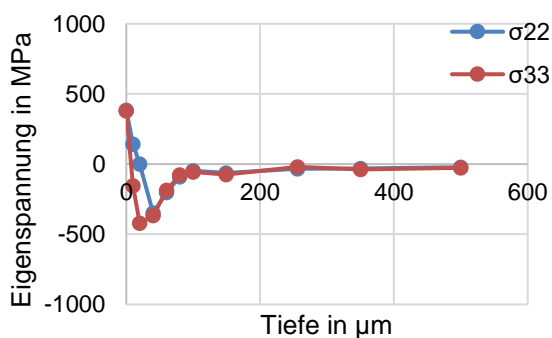


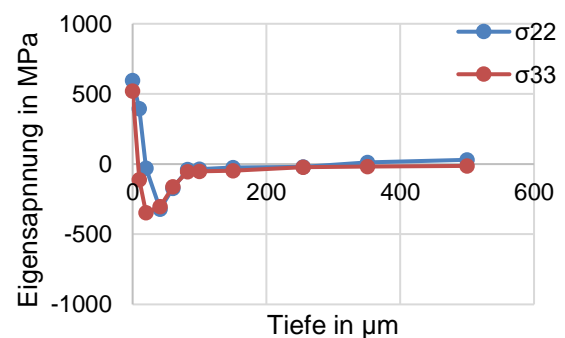
Abbildung 4-12 a) Härteerhöhungen b)-d) Schliffbilder 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, b) $VB = 0,15 \text{ mm}$, c) $VB = 0,25 \text{ mm}$, d) $VB = 0,35 \text{ mm}$

Neben den betrachteten Mikrostrukturmodifikationen sind Eigenspannungen für das Versagen von Strukturbauteilen von großer Relevanz. Im Folgenden soll ein grundlegendes Verständnis für den Einfluss von Prozessstellgrößen auf die resultierenden Eigenspannungstiefenverläufe geschaffen werden. In Abbildung 4-13 sind Eigenspannungsverläufe mit niedrigen Schnittparametern und den Schneideckenradien a) 0,4 mm

und b) 1,2 mm gegenübergestellt. Generell unterscheiden sich die Verläufe für tangentielle und axiale Spannungen nur geringfügig. An der Oberfläche entstehen Spannungen von bis zu 500 MPa. Bei ca. 50 μm bilden die Verläufe ein Minimum und erreichen schon ab 100 μm den Bereich neutraler Spannungen. Die geringe Tiefenwirkung der Druckeigenspannungen korreliert mit den bei unverschlissenen Werkzeugen vorliegenden, niedrigen Prozesskräften und geringen thermomechanischen Lasten. Die höheren Oberflächenspannungen mit dem Schneidkantenradius 1,2 mm deuten auf einen höheren Reibwärmeanteil hin, der sich durch die größere Werkzeugkontaktfläche erklären lässt.



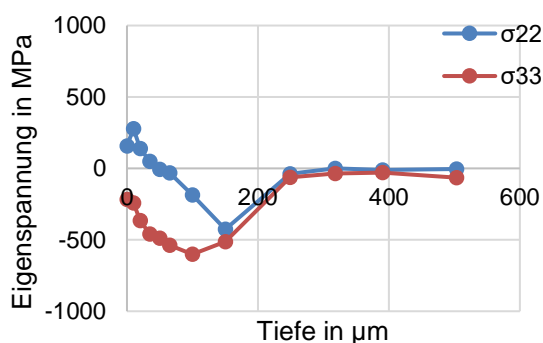
a)



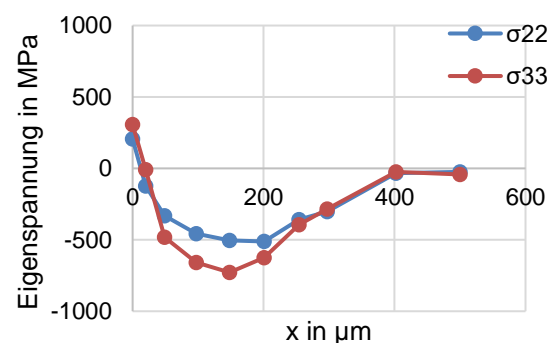
b)

Abbildung 4-13 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 100 \text{ m/min}$, $f = 0,2 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $VB = 0,075 \text{ mm}$ a) $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$ b) $r_\epsilon = 1,2 \text{ mm}$

In Abbildung 4-14 sind Tiefenverläufe mit den Vorschüben a) 0,1 mm und b) 0,3 mm bei moderatem Verschleiß gegenübergestellt.



a)



b)

Abbildung 4-14 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 100 \text{ m/min}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$ a) $f = 0,1 \text{ mm}$, $VB = 0,15 \text{ mm}$ b) $f = 0,3 \text{ mm}$, $VB = 0,18 \text{ mm}$

Die gegenüber Abbildung 4-13 generell tiefer wirkenden Eigenspannungen sind durch verschleißbedingte, höhere thermomechanische Lasten zu begründen. Der Vorschub bewirkt eine stärkere Ausprägung der Eigenspannungsminima unter der Oberfläche.

Dies könnte sich mit höheren Passivkräften und in der Tiefe wirkenden mechanischen Lasten erklären. Dagegen erhöht der Vorschub die axiale Oberflächeneigenspannung von -240 MPa auf mehr als 300 MPa. Demnach verringert ein Passivkraftanstieg nicht grundsätzlich die axialen Oberflächeneigenspannungen. Die entsprechenden Mechanismen werden in Abschnitt 4.3 mithilfe von FE-Simulationen weiter analysiert.

In Abbildung 4-15 ist der Einfluss des Verschleißes auf die resultierenden Eigenspannungsverläufe dargestellt. Bei den betrachteten Prozessstellgrößen besteht zwischen den axialen und tangentialen Spannungsverläufen kein nennenswerter Unterschied, d.h. der Verschleiß wirkt sich auf beide Komponenten ähnlich aus. Mit dem bereits auf $VB = 0,2$ mm fortgeschrittenen Verschleiß bilden sich einerseits hohe Randzugeigenspannungen und andererseits signifikante Druckeigenspannungen unter der Oberfläche aus. Ein noch höherer Verschleiß von $VB = 0,32$ mm reduziert die Oberflächenspannungen deutlich um 400 MPa. Gleichzeitig steigt die Tiefenwirkung der Druckeigenspannungen unter der Oberfläche. Demnach erhöht das Auftreten weißer Schichten beim Drehen von 42CrMo4 QT 450 das Risiko von Zugeigenspannungen nicht. Im Gegenteil wirken die mit dem Verschleiß ansteigenden Passivkräfte offensichtlich in erster Linie als mechanische Last, die die Bildung von Druckeigenspannungen begünstigt. Auch diese Tendenzen werden in Abschnitt 4.3 mithilfe von FE-Simulationen untersucht.

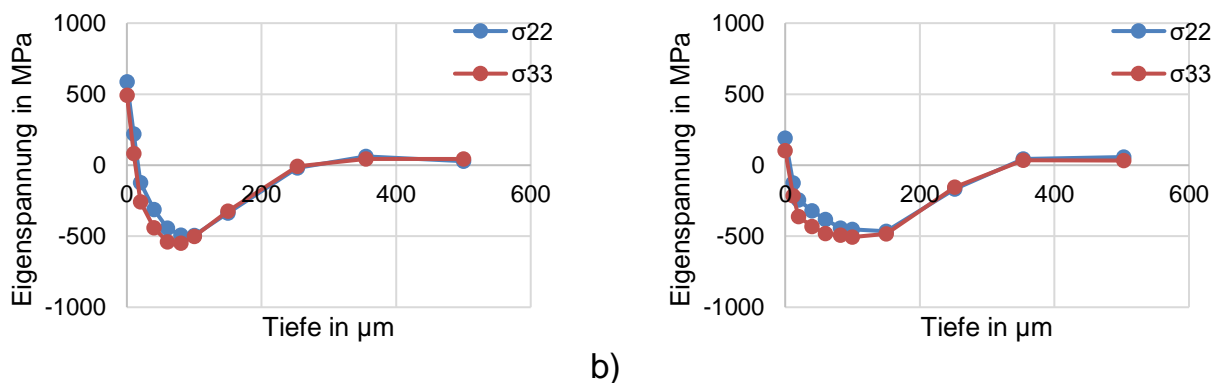
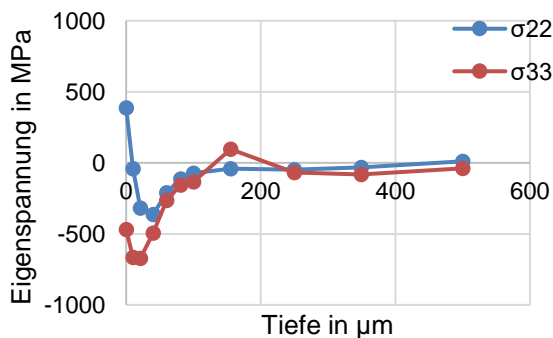


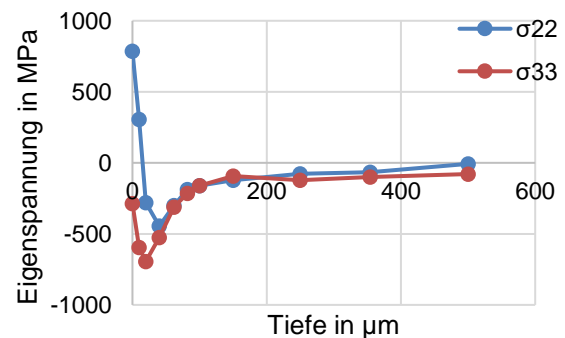
Abbildung 4-15 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 250$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 1,2$ mm a) $VB = 0,2$ mm, b) $VB = 0,32$ mm

In Abbildung 4-16 ist der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die resultierenden Eigenspannungen bei der Zerspanung von 42CrMo4 QT 300 mit dem Vorschub 0,05 mm dargestellt. Zuerst fallen die deutlich in den Druckbereich verschobenen, axialen Eigenspannungen auf. Demnach begünstigt ein niedriger Vorschub axiale Druckeigenspan-

nungen. Weiterhin ist die niedrigere Tiefenwirkung der Eigenspannungen hervorzuheben, was ebenfalls eine Folge des niedrigen Vorschubs und der einhergehenden, geringeren thermomechanischen Lasten sein kann. Darüber hinaus könnte die hohe Streckgrenze des niedrig angelassenen Materials die Ausbildung von Eigenspannungen lokal begrenzen. Die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit führt zu einem deutlichen Anstieg der tangentialen Oberflächeneigenspannung. Das lässt sich durch die gestiegenen Prozesstemperaturen und höheren Temperaturgradienten erklären, die die Ausbildung von Zugeigenspannungen verstärken. Offensichtlich wirken diese Mechanismen besonders an der Werkstückoberfläche. Die geringe Veränderung der Prozesskräfte und damit der mechanischen Lasten erklärt weiterhin, warum sich die Verläufe unter der Oberfläche kaum ändern. Darüber hinaus ist es interessant, dass die Schnittgeschwindigkeit die oberflächennahen axialen Eigenspannungen weit weniger beeinflusst als die tangentialen Eigenspannungen. Die Diskrepanz bei der Wirkung der Prozessstellgrößen Vorschub und Schnittgeschwindigkeit auf die axialen und tangentialen Eigenspannungen wird in Abschnitt 4.3 diskutiert.



a)



b)

Abbildung 4-16 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 300, $f = 0,05 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 1,2 \text{ mm}$, $VB = 0,28 \text{ mm}$, a) $v_c = 100 \text{ m/min}$ b) $v_c = 250 \text{ m/min}$

4.2 Machine Learning Modelle

Die Modellierung der Prozesskräfte ist in dieser Arbeit eine Eingangsgröße für die FE-Simulation von Bauteileigenspannungen. Ein Teil der Prozesskräfte wurde im Rahmen der Abschlussarbeit (A_Hoegen 2019) erhoben. Erste Ansätze der Regressionsmodellierung, jedoch ohne eine Kreuzvalidierung, wurden im Rahmen der Abschlussarbeit (A_Bachmann 2021) entwickelt. Einige Ergebnisse zu der Modellierung der Rauheit und des Härteanstiegs wurden in (Stampfer & Bachmann et al. 2022) veröffentlicht.

4.2.1 Prozesskräfte

Die initiale Analyse der Prozesskräfte erfolgt anhand einer erweiterten Korrelationsmatrix in Abbildung 4-17, die 134 Datenpunkte enthält.

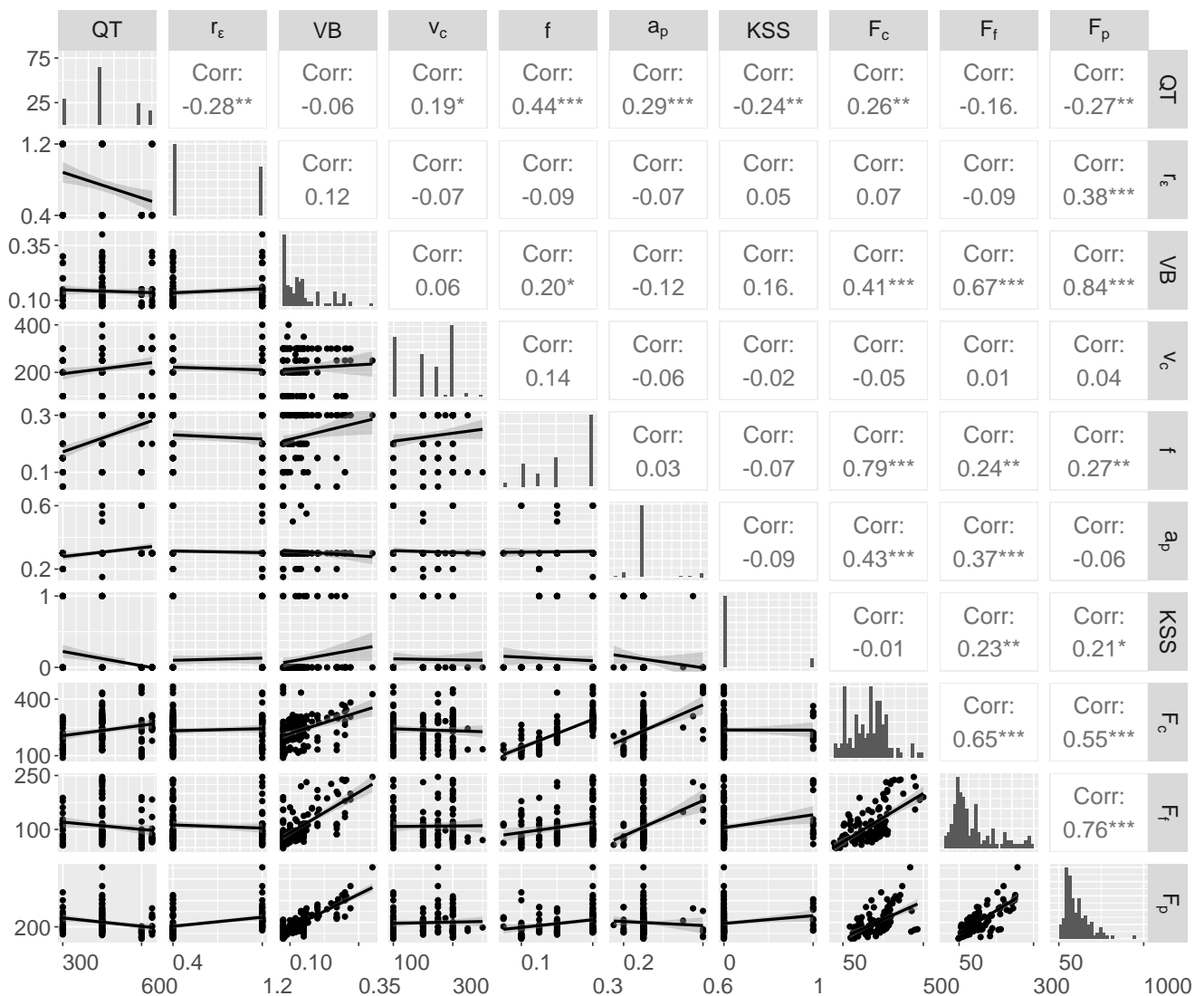


Abbildung 4-17 Erweiterte Korrelationsmatrix der Prozesskraftdaten

Die Histogramme auf der Matrixhauptdiagonalen enthalten die diskrete Verteilung der Beobachtungen. Die Diagramme unterhalb der Hauptdiagonalen zeigen die Verteilung von Spalten- und Zeilenparameter und eine Regressionsgerade. Oberhalb der Hauptdiagonalen sind Pearson-Korrelationskoeffizienten angegeben und je nach Stärke mit „*“, „**“ und „****“ codiert. Eine starke Korrelation zwischen den Prozessparametern würde ein unerwünschtes Ungleichgewicht im Datensatz anzeigen. Als Gegenmaßnahme könnten zusätzliche Versuche mit entsprechenden Parametern durchgeführt werden. Viele Inputgrößen weisen mäßige bis starke Korrelationen mit mindestens einer Zielgröße auf, die in der Regel gut verständlich sind. Der Werkzeugverschleiß korreliert mit höheren Prozesskräften, wobei die Passivkraft am stärksten betroffen ist. Der Schneideckenradius erhöht die Werkstückkontaktlage und damit die Passivkraft. Der Vorschub und die Schnitttiefe korrelieren aufgrund des Spanungsquerschnitts mit hohen Schnittkräften. Bezüglich der Anlasstemperatur fällt auf, dass diese positiv mit der Schnittkraft und negativ mit der Passivkraft korreliert. Letzteres lässt sich mit der niedrigeren Festigkeit des höher angelassenen Materials erklären. Die Korrelation mit der Schnittkraft ist physikalisch schwerer zu erklären. Jedoch kann diese auch eine Folge der positiven Korrelationen der Anlasstemperatur mit dem Vorschub und der Schnitttiefe sein, die jeweils die Schnittkraft erhöhen.

Wie in Abschnitt 3.4 beschrieben, erfolgte die Modellierung der Prozesskräfte mit multilinenaren und quadratischen Polynomansätzen sowie verschiedenen Methoden zur Variablenselektion. Die Abläufe bei der Identifikation der Schnittkraftmodelle werden im Folgenden exemplarisch dargestellt. Für die Testläufe der Kreuzvalidierung wird die Datenbasis zehnmal in Trainings- und Testdaten geteilt, wobei das jeweilige Verhältnis der Beobachtungen ca. 9 zu 1 beträgt. Die Aufteilung erfolgt so, dass jeder Datenpunkt genau einmal in den Test- und neunmal in den Trainingsdaten enthalten ist. Bei der Regression ohne Variablenselektion werden anhand der Trainingsdaten zehn Modelle gefittet und die Gütemaße anhand der jeweiligen Testdaten berechnet. In Tabelle 4-1 sind die Ergebnisse der Testläufe für die Regression mit linearem Ansatz dargestellt.

Tabelle 4-1 Gütemaße der Kreuzvalidierungstestläufe für das Schnittkraftmodell mit linearem Ansatz

Testlauf	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
RMSE in N	16,8	26,2	28,4	17,8	28,3	27,6	23,6	19,1	19,1	11,7
R ²	0,95	0,95	0,85	0,97	0,92	0,92	0,94	0,91	0,95	0,97

Zur Bewertung und zum Vergleich von Modellansätzen werden die Mittelwerte der erzielten Gütemaße berechnet. Sie werden im Folgenden mit „n-fach kv.“ bezeichnet, wobei n für die Anzahl der Testdurchläufe und kv. für kreuzvalidiert steht. Dieses Vorgehen wird ebenfalls für den quadratischen Modellansatz ohne Variablenselektion angewendet. Bei der Variablenselektion mit der schrittweisen Regression wird der quadratische Ansatz als Startpunkt gewählt, in jedem Testlauf mit den Trainingsdaten ein neues Modell identifiziert und die Modellgüten anhand der Testdaten bestimmt. Nach den Testläufen werden die Mittelwerte von RMSE und R^2 berechnet. Zusätzlich wird eine finale Variablenselektion durchgeführt, bei der als Trainingsdaten für die Modellidentifikation alle Beobachtungen verwendet werden. Die resultierende Zahl der Freiheitsgrade wird ebenfalls für den Methodenvergleich verwendet.

Die Methoden LASSO und Elastic Net wählen geeignete Modellparameter aus und bestimmen deren Werte durch die Minimierung einer Zielfunktion, die sich aus dem Modellfehler und einer Penaltyfunktion der Modellparameter zusammensetzt. Die Methoden sind in (Friedman, Hastie & Tibshirani 2010) detailliert erläutert und werden im Folgenden kurz umrissen. Die Penaltyfunktion enthält die Beträge der Modellparameter und Gewichtungparameter, die auch als Hyperparameter bezeichnet werden. Während bei der Methode Elastic Net zwei Gewichtungparameter verwendet werden, ist das LASSO Verfahren ein Sonderfall mit nur einem freien Gewichtungparameter. Beide Verfahren streben einen Kompromiss aus einer möglichst kleinen Modellabweichung und einer geringen Anzahl an Modellparametern an. Der Kompromiss wird von den Eingangsgrößen des mathematischen Problems bestimmt, den Trainingsdaten und den Werten der Gewichtungparameter. Für das LASSO Verfahren werden hier 100 Gewichtungswerte vorgegeben. Mit jedem Gewichtungswert werden zehn Kreuzvalidierungstestläufe durchgeführt und die gemittelten Modellgüten bestimmt. Nach dem Abschluss des Prozesses mit allen Gewichtungswerten wird der kleinste zehnfach kreuzvalidierte RMSE ermittelt. Der zugehörige Gewichtungswert vermeidet demnach eine Überanpassung des Modells. Der RMSE und das entsprechende R^2 werden für den Methodenvergleich herangezogen. Das finale LASSO Modell wird mit dem bestimmten Gewichtungswert auf der gesamten Datenbasis trainiert. Die resultierende Anzahl der Freiheitsgrade wird ebenfalls für den Methodenvergleich verwendet. Bei der Modellidentifikation mit Elastic Net werden die Kreuzvalidierungen mit Paaren aus Gewichtungparametern durchgeführt. In dieser Arbeit nehmen beide Gewichtungparameter je 25 Werte an und werden permutiert, d.h. es werden 625 Wertepaare getestet.

Die gemittelten, kreuzvalidierten (kv.) Gütemaße der Schnittkraftmodelle und die Anzahl der Freiheitsgrade sind in Tabelle 4-2 angegeben.

Tabelle 4-2 Freiheitsgrade und Gütemaße der Schnittkraftmodelle

Modellansatz	Parameterselektion	RMSE 10-fach kv.	R ² 10-fach kv.	DOF nach finaler Selektion
Linear	keine	21,9 N	0,93	8
Quadratisch	keine	21,1 N	0,93	35
Quadratisch	SWR	23,7 N	0,92	20
Quadratisch	LASSO	19,9 N	0,94	28
Quadratisch	Elastic Net	18,0 N	0,95	32

Grundsätzlich sind Modelle zu bevorzugen, die hohe Gütemaße mit möglichst wenigen Freiheitsgraden verbinden. Dies verspricht eine gute Prognosefähigkeit bei einer geringen Neigung zur Überanpassung. Das quadratische Modell ohne Parameterselektion hat mit 35 Freiheitsgraden nur geringfügig bessere Gütemaße als das lineare Modell mit 8 Freiheitsgraden. Das widerspricht den Erfahrungen mit der Regression, bei der die konventionelle Modellgüte mit zusätzlichen Freiheitsgraden deutlich ansteigt. Die relativ schlechten kreuzvalidierten Gütemaße des quadratischen Ansatzes resultieren aus der Überanpassung auf den Trainingsdaten und der schlechten Prognose der jeweils vorliegenden Testdaten. Während die schrittweise Regression die Zahl der Freiheitsgrade deutlich reduziert, ist die erreichte Modellgüte sogar schlechter als beim linearen Ansatz. Das bestätigt die Schwachpunkte der schrittweisen Regression bei der Vorhersage von Datenpunkten, die nicht in den Trainingsdaten enthalten sind (Whittingham & Stephens et al. 2006; Kozak & Azevedo 2011). Die Methoden LASSO und Elastic Net erzeugen die besten Gütemaße und benötigen dafür 28 bzw. 32 Freiheitsgrade.

Das lineare Modell und das Modell Elastic Net werden weiter untersucht, weil sie Extremfälle hinsichtlich der Anzahl der Freiheitsgrade und der erreichten Modellgüten darstellen. Die jeweils bestimmten Modellparameter sind im Anhang in Tabelle 0-2 und Tabelle 0-3 dargestellt. Die Interpretation der Modellparameter gestaltet sich schwierig, u.a. weil diese an die Einheit und das Intervall der jeweiligen Prozessstellgrößen gekoppelt sind. Stattdessen erfolgt die Analyse anhand von Sensitivitätsdiagrammen. Dafür wurde die Schnittkraft im Zentralpunkt des Modellparametertraums ausgewertet und je eine physikalische Prozessstellgröße im zugehörigen Intervall variiert. Die Dia-

gramme sind in Abbildung 4-18 (lineares Modell) und Abbildung 4-19 (Elastic Net) dargestellt. Das jeweils letzte Diagramm der Abbildungen zeigt zusätzlich die Übereinstimmung von gemessenen und modellierten Schnittkräften.

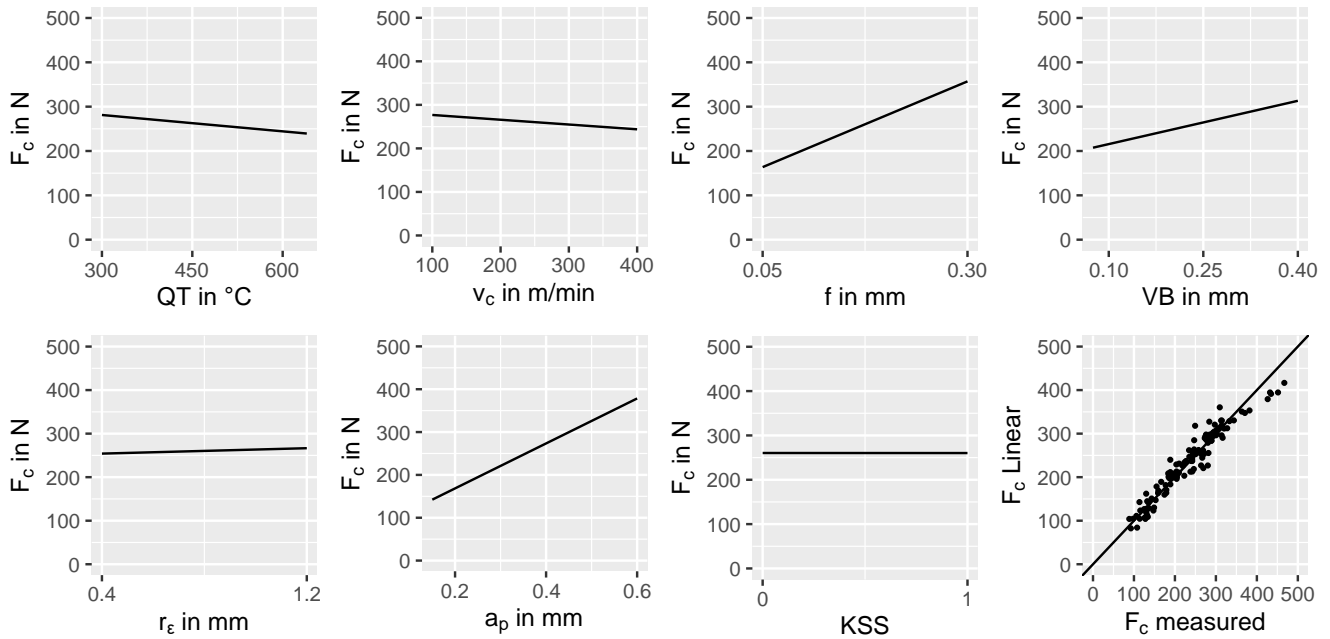


Abbildung 4-18 Sensitivitäten des linearen Schnittkraftmodells

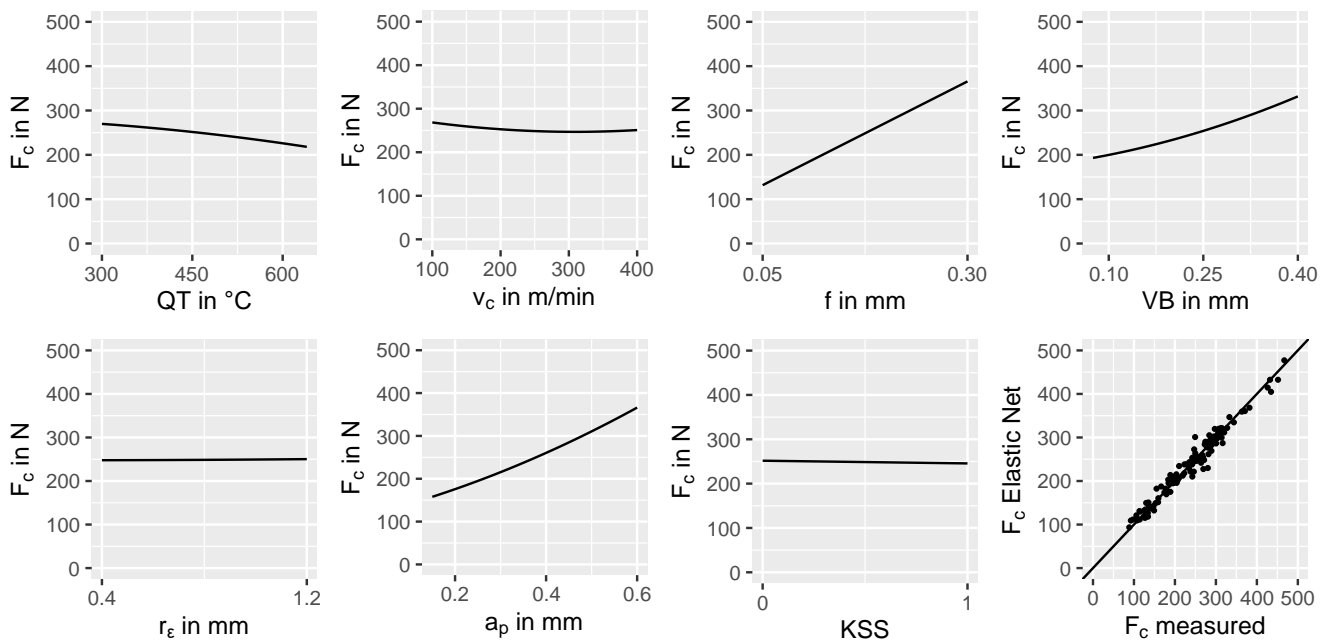


Abbildung 4-19 Sensitivitäten des Schnittkraftmodells, identifiziert mit Elastic Net

Die Sensitivitäten beider Modelle unterscheiden sich weniger, als dies anhand der unterschiedlichen Anzahl an Freiheitsgraden und damit Modellparametern zu erwarten

wäre. Insbesondere die Tendenzen der Schnittkraft mit den Parametern sind die gleichen. Die Zusammenhänge der Schnittkräfte mit dem Vorschub, dem Verschleiß und der Schnitttiefe wurden bereits bei der Korrelationsanalyse des Datensatzes erklärt. Aufgrund einer thermisch bedingten Materialerweichung ist es plausibel, dass die Schnittgeschwindigkeit die Kräfte leicht verringert. Durch die Überflutungskühlung lässt sich keine signifikante Reduktion der Schnittkräfte erreichen, weil der Schmierstoff nicht in die Prozesskontaktzone gelangt. Die Anlasstemperatur senkt die Schnittkraft geringfügig. Demnach ist die zuvor angesprochene, positive Korrelation in Abbildung 4-17 ein Artefakt der Datenpunktverteilung. Die Modellvorhersagen der Schnittkräfte unterscheiden sich visuell stärker, als dies anhand der Modellgütemaße zu erwarten wäre. Folglich können auch kleine Differenzen des kreuzvalidierten RMSE eine Verwendung von nichtlinearen, komplexeren Modellen mit zusätzlichen Freiheitsgraden rechtfertigen. Für die Eigenspannungssimulation in Abschnitt 4.3 werden deshalb die mit Elastic Net identifizierten Modellparameter in Tabelle 0-3 genutzt. Grundsätzlich muss berücksichtigt werden, dass die ausgewerteten Zentralpunkte häufig nicht im Modelldatensatz enthalten sind. Für den Einsatz von Kühlschmierstoff sind andere Werte als 0 und 1 physikalisch nicht einmal sinnvoll. Trotzdem ergeben sich im Modell keine unrealistischen Steigungen und Nichtlinearitäten. Das ist ein starkes Indiz für ein robustes Modell ohne Überanpassung.

Die Freiheitsgrade und Gütemaße der Vorschubkraftmodelle sind in Tabelle 4-3 angegeben. Das beste Modell wird mithilfe der Methode Elastic Net identifiziert. Entscheidend für die Beurteilung ist, dass bei weniger Freiheitsgraden ein zum LASSO-Verfahren vergleichbarer RMSE erreicht wird. Das Beispiel zeigt, dass es für ein optimales Ergebnis sinnvoll sein kann, die Methoden LASSO und Elastic Net zu verwenden. Im Allgemeinen sind die Unterschiede, die sich aufgrund der unterschiedlichen Penaltyfunktion ergeben, aber recht gering

Tabelle 4-3 Freiheitsgrade und Gütemaße der Vorschubkraftmodelle

Modellansatz	Parameter-selektion	RMSE 10-fach kv.	R ² 10-fach kv.	DOF nach fina- ler Selektion
Linear	keine	20,7 N	0,81	8
Quadratisch	keine	17,6 N	0,86	35
Quadratisch	SWR	21,5 N	0,81	24
Quadratisch	LASSO	16,1 N	0,91	25
Quadratisch	Elastic Net	16,0 N	0,89	23

Die mit Elastic Net identifizierten Modellparameter sind im Anhang in Tabelle 0-4 dargestellt. Die Modellanalyse erfolgt anhand der Sensitivitätsdiagramme in Abbildung 4-20.

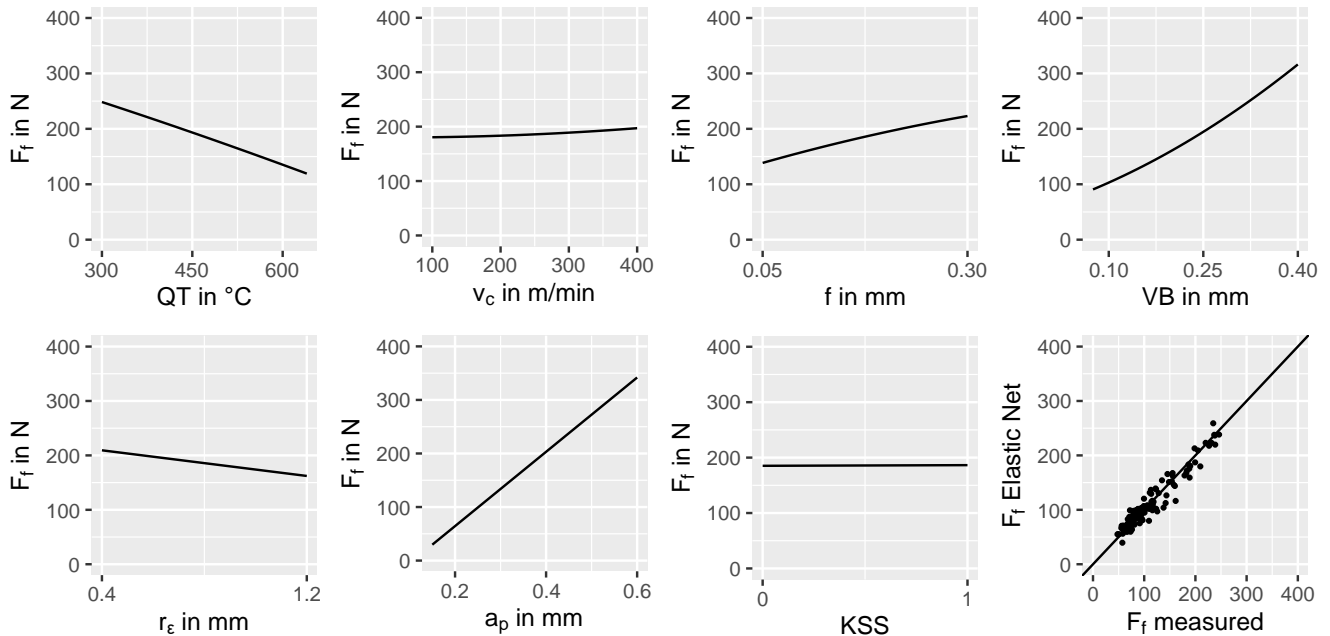


Abbildung 4-20 Sensitivitäten des Vorschubkraftmodells, identifiziert mit Elastic Net

Interessant ist die deutliche negative Korrelation der Vorschubkraft mit der Anlasstemperatur. Demnach beeinflusst die Werkstoffhärte die Vorschubkraft stärker als die für die Schnittkraft relevante Bruchenergie. Die Vorschubkräfte steigen geringfügig mit der Schnittgeschwindigkeit. Insgesamt deuten die Effekte darauf hin, dass die Vorschubkraft, im Gegensatz zur Schnittkraft, stärker von Reibkräften beeinflusst wird als von den Kräften, die aus der Materialumformung und -trennung resultieren.

Die Freiheitsgrade und die Gütemaße der Passivkraftmodelle sind in Tabelle 4-4 angegeben. Dabei ergibt sich das beste Modell mit dem LASSO Verfahren. Die identifizierten Parameter sind im Anhang in Tabelle 0-5 angegeben. Die Sensitivitäten und der Vergleich von Messung und Vorhersage sind in Abbildung 4-21 dargestellt.

Tabelle 4-4 Freiheitsgrade und Gütemaße der Passivkraftmodelle

Modellansatz	Parameterselektion	RMSE 10-fach kv.	R ² 10-fach kv.	DOF nach finaler Selektion
Linear	keine	50,8 N	0,89	8
Quadratisch	keine	49,3 N	0,89	35
Quadratisch	SWR	40,0 N	0,91	21
Quadratisch	LASSO	35,7 N	0,92	21
Quadratisch	Elastic Net	36,0 N	0,93	27

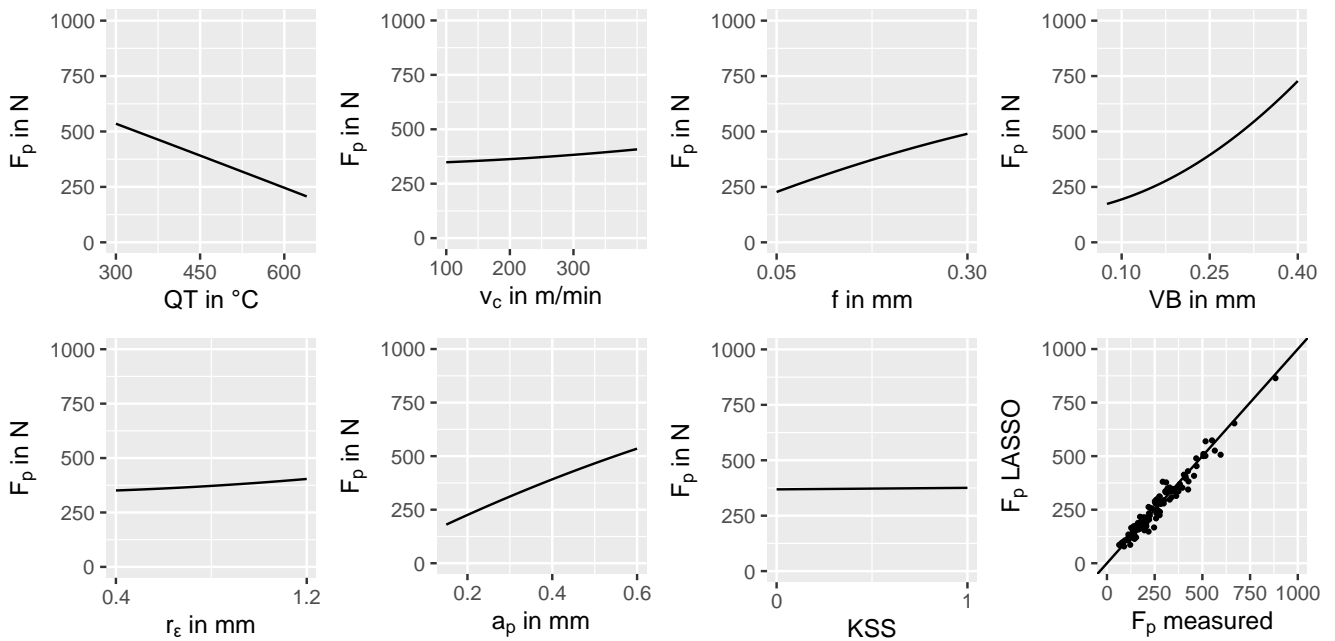


Abbildung 4-21 Sensitivitäten des Passivkraftmodells, identifiziert mit LASSO

Die Sensitivitäten des Passivkraftmodells entsprechen weitgehend dem Vorschubkraftmodell und lassen sich demnach durch ähnliche Mechanismen erklären. Ein interessantes Detail sind die gegensätzlichen Abhängigkeiten vom Schneideckenradius. Während die Vorschubkraft mit dem Schneideckenradius sinkt, steigt die Passivkraft leicht. Dies kann anhand der Eingriffsverhältnisse in Abbildung 4-22 erklärt werden. Mit dem Eckenradius steigt die Kontaktlänge parallel zur neuen Werkstückoberfläche. Das erhöht die Passivkraft, nicht aber die Vorschubkraft.

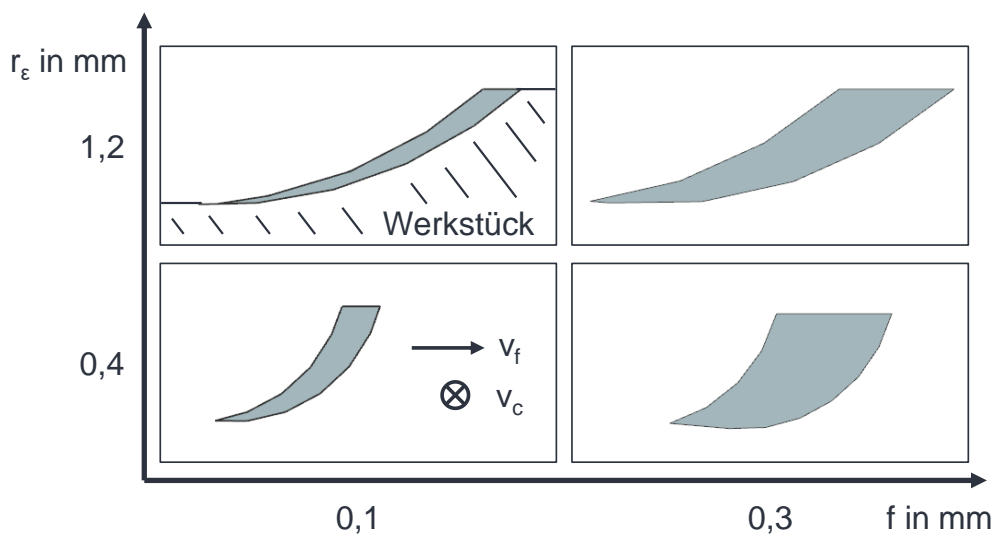


Abbildung 4-22 Spannungsquerschnitt beim Außenlängsdrehen mit a_p = 0,3 mm

4.2.2 Rauheit

Die erweiterte Korrelationsmatrix in Abbildung 4-23 auf der nächsten Seite zeigt den Datensatz für die Rauheitskenngrößen R_a und R_z , der aus 77 Beobachtungen besteht. Zwischen R_a und R_z besteht eine ausgeprägte lineare Korrelation. Da sich eine Zielgröße durch die andere erklären lässt, wird auf die Diskussion von R_a verzichtet. Die Korrelationskoeffizienten zeigen einen großen Einfluss des Vorschubs auf R_z an, was sich durch die Gleichung für die kinematische Rauheit erklären lässt (Klocke 2018):

$$R_{z,kinematisch} = r_\varepsilon \left(1 - \sqrt{1 - \left(\frac{f}{2 r_\varepsilon} \right)^2} \right) \approx \frac{f^2}{8 r_\varepsilon} \quad 4-1$$

Gleichung 4-1 erklärt auch die negative Korrelation der Rauheit mit dem Schneideckenradius. Weiterhin kann die Korrelation mit der Verschleißmarkenbreite auf die geometrischen Abhängigkeiten von Werkzeug und Werkstück zurückgeführt werden. Der Verschleiß flacht das Werkzeug beim Kontakt mit dem Werkstück ab, was mit einem hohen Schneideckenradius vergleichbar ist. Das Phänomen wurde bereits beim Hartdrehen von 100Cr6 beobachtet (Guddat & M'Saoubi et al. 2011). Die relativ starke Korrelation zwischen der Anlasstiefe und der Rauheit überrascht, könnte aber ein Artefakt der Korrelationen der Anlasstiefe mit dem Schneideckenradius und der Verschleißmarkenbreite sein. Generell muss berücksichtigt werden, dass der Korrelationskoeffizient das Vorliegen eines linearen Zusammenhangs anzeigt, aber nichts über die jeweilige Steigung aussagt.

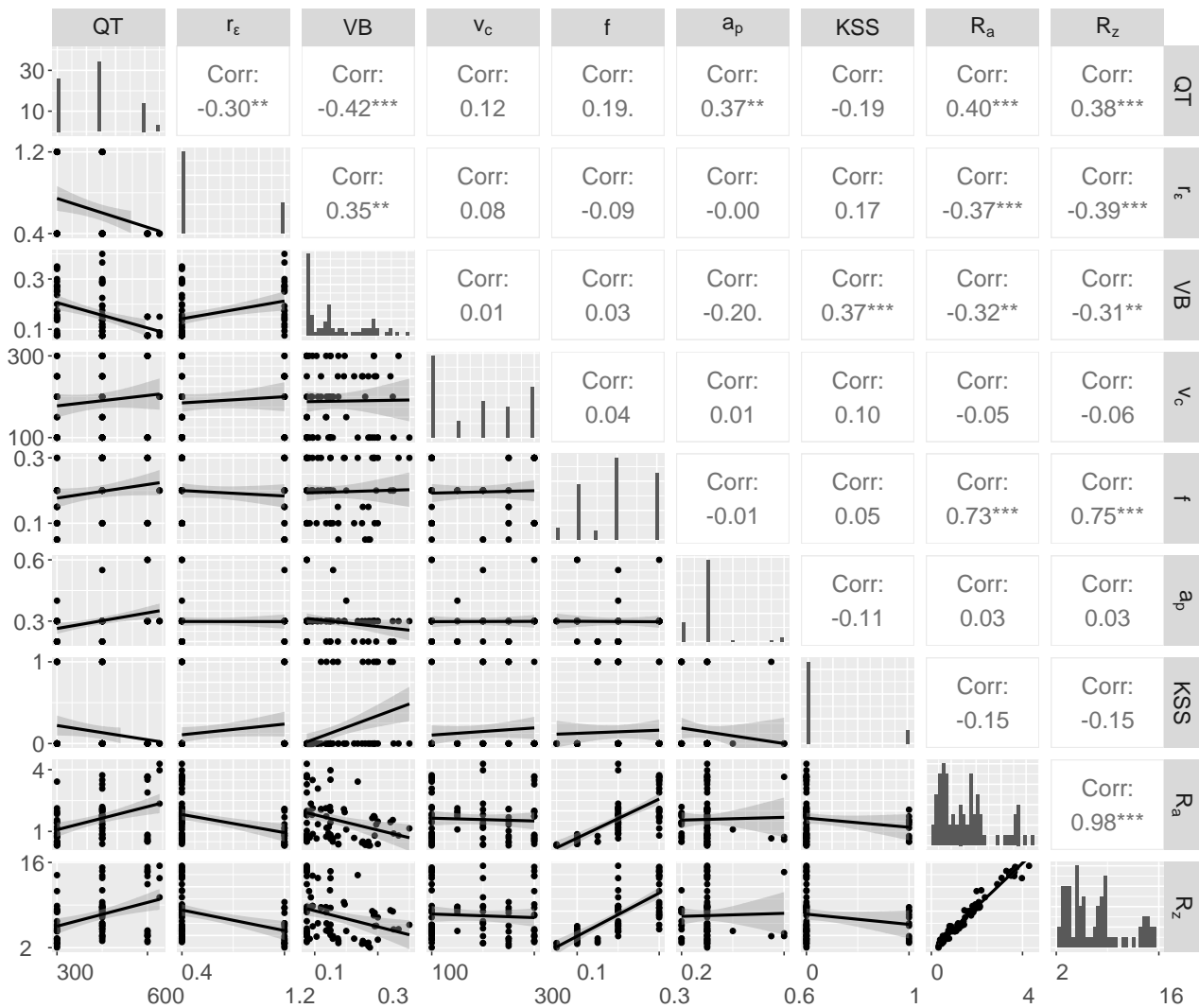


Abbildung 4-23 Erweiterte Korrelationsmatrix der Rauheitsdaten, nach (Stampfer & Bachmann et al. 2022)

Die Freiheitsgrade und Gütemaße verschiedener Modelle für R_z sind in Tabelle 4-5 angegeben. Die Methoden LASSO und Elastic Net erzeugen die besten Modellgüten. Aufgrund der niedrigeren Anzahl an Freiheitsgraden wird das LASSO Modell für die weitere Analyse ausgewählt. Die identifizierten Parameter sind im Anhang in Tabelle 0-6 angegeben. Die Modellsensitivitäten sind in Abbildung 4-24 dargestellt. Diese bestätigen die anhand der Datenanalyse diskutierten Zusammenhänge bezüglich des Vorschubs, des Schneideckenradius, des Verschleißes und der Anlasstemperatur. Eine physikalische Begründung für den Anstieg der Rauheit mit der Anlasststufe ist, dass im weicheren Material Pflügeeefekte auftreten und hinter der Schneide höhere Rauheitsspitzen entstehen. In Abbildung 4-24 sind weiterhin die Vorhersagen mit dem finalen LASSO Modell und der kinematischen Gleichung in 4-1 dargestellt. Das LASSO

Modell liefert deutlich bessere Ergebnisse als der geometrisch-kinematische Ansatz. Dies rechtfertigt die generische Modellidentifikation.

Tabelle 4-5 Freiheitsgrade und Gütemaße der Modelle für R_z

Modellansatz	Parameterselektion	RMSE 10-fach kv.	R^2 10-fach kv.	DOF nach finaler Selektion
Linear	keine	2,04 μm	0,77	8
Quadratisch	keine	3,94 μm	0,51	34
Quadratisch	SWR	2,49 μm	0,69	13
Quadratisch	LASSO	1,76 μm	0,82	15
Quadratisch	Elastic Net	1,71 μm	0,82	18

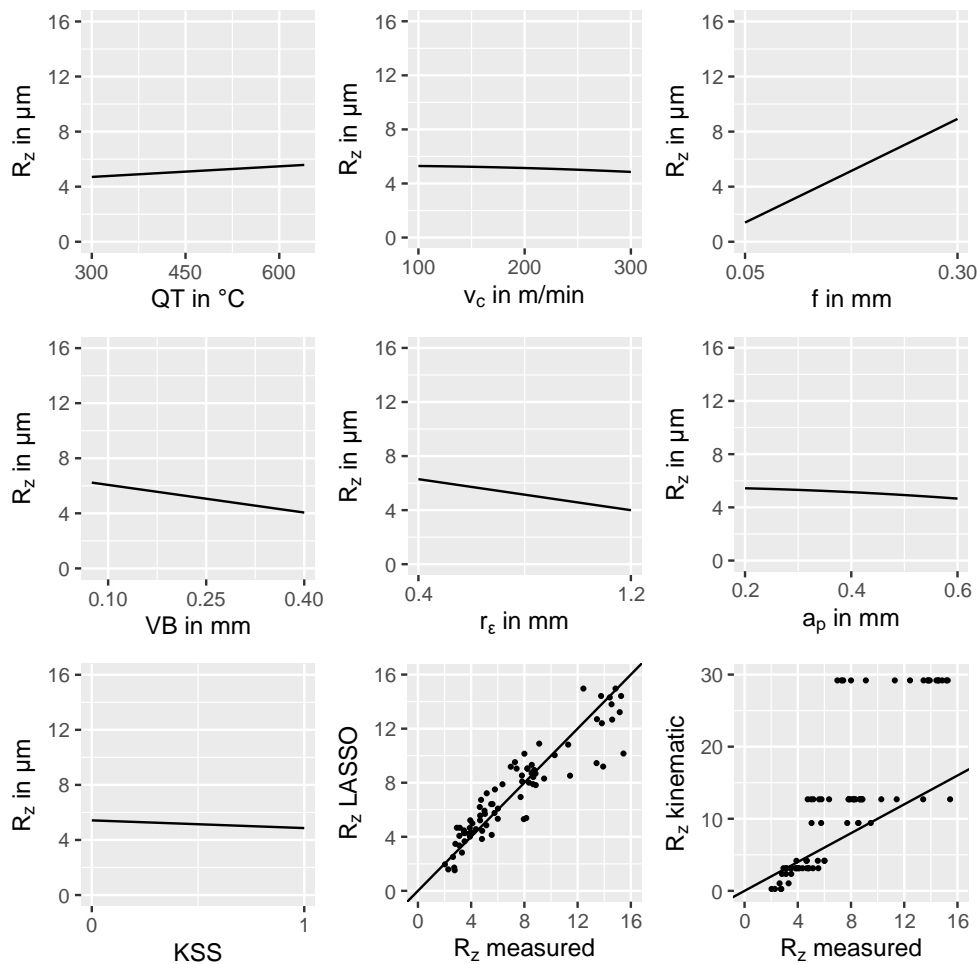


Abbildung 4-24 Sensitivitäten des Modells für R_z , identifiziert mit LASSO, und Vorhersage von R_z mit LASSO und dem kinematischen Modell, nach (Stampfer & Bachmann et al. 2022)

4.2.3 Härteanstieg

Die Schlifffbilder zeigen, dass der Grad der Materialveränderung mit dem Randhärteanstieg korreliert. Das mikrostrukturell unveränderte Material liegt in der Regel ab einer

Tiefe von 50 μm vor. Diese Beobachtung stimmt mit Randschichtanalysen nach dem Bohren von 42CrMo4 überein (Nickel & Baak et al. 2020; Strodick & Berteld et al. 2020). Zur Quantifizierung der Mikrostrukturveränderung wird der Randhärteanstieg ΔHV betrachtet. Dabei wird die Randhärte im Abstand von 5 μm zur bearbeiteten Oberfläche und die Grundhärte bei einer Tiefe von mindestens 50 μm gemessen. Bei einzelnen Proben mit besonders weitreichenden Randschichtmodifikationen wird die Grundhärte in größeren Tiefen ausgewertet. Vor der Modellierung des Härteanstiegs werden die Daten mittels der erweiterten Korrelationsmatrix in Abbildung 4-25 analysiert, die 68 Beobachtungen enthält.

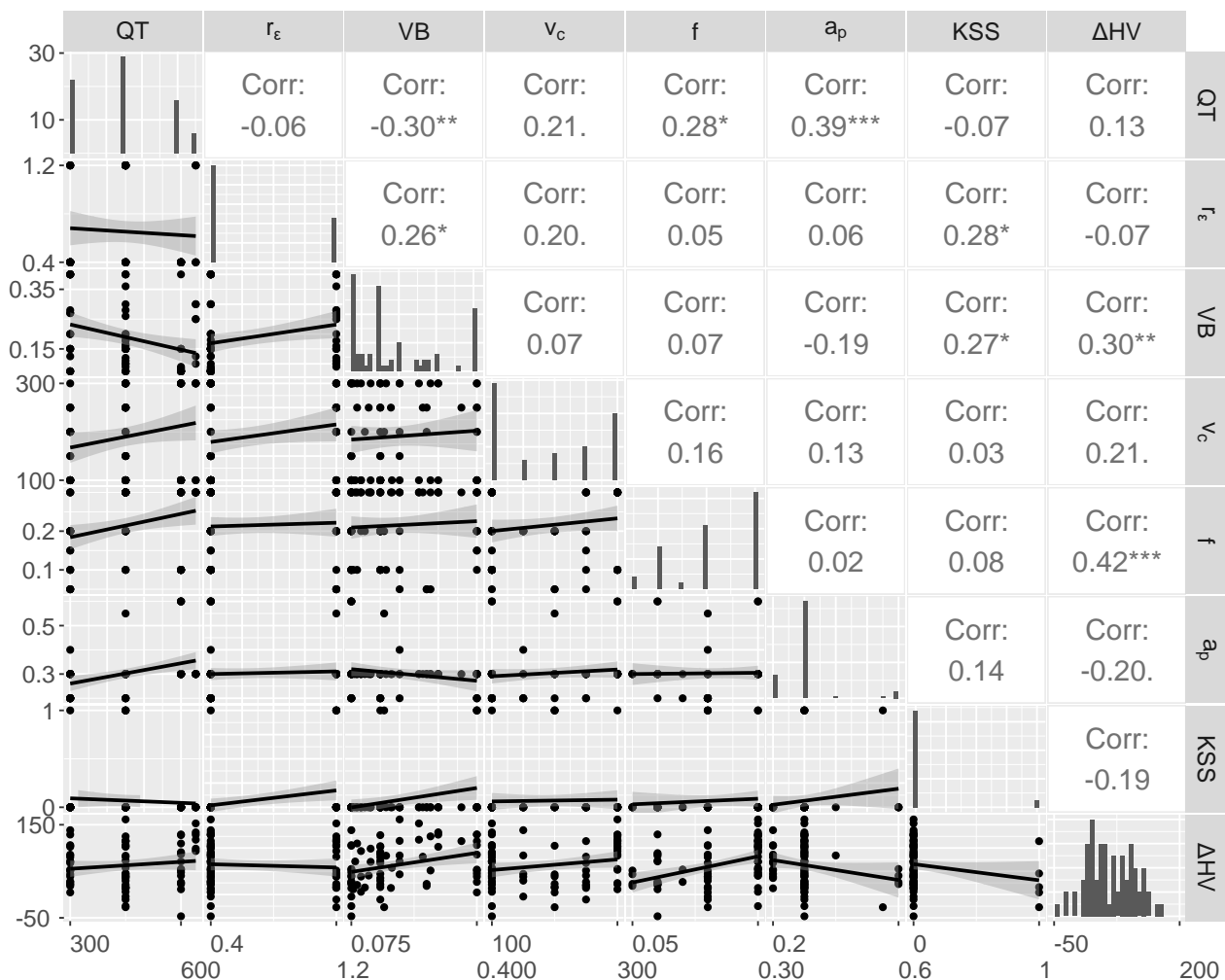


Abbildung 4-25 Erweiterte Korrelationsmatrix für ΔHV , vollständiger Datensatz

Die Korrelation des Härteanstiegs mit dem Vorschub ist physikalisch plausibel, da dieser die thermomechanischen Randlasten erhöht. Auch die Korrelationen mit dem Verschleiß und der Schnittgeschwindigkeit sind so zu erklären. Grundsätzlich sind die Korrelationskoeffizienten recht niedrig. Dies kann einerseits auf eine große Streuung von

Daten hindeuten und andererseits darauf, dass die physikalischen Zusammenhänge in weiten Teilen nichtlinear sind. Beides kann für die Zielgröße Härteanstieg zutreffen. Die Freiheitsgrade und Gütemaße der identifizierten Modelle sind in Tabelle 4-6 angegeben.

Tabelle 4-6 Freiheitsgrade und Gütemaße der ΔHV -Modelle, vollständiger Datensatz

Modellansatz	Parameterselektion	RMSE 10-fach kv.	R ² 10-fach kv.	DOF nach finaler Selektion
Linear	keine	38,1	0,41	8
Quadratisch	keine	39,4	0,52	35
Quadratisch	SWR	38,6	0,50	16
Quadratisch	LASSO	33,7	0,51	14
Quadratisch	Elastic Net	33,2	0,55	34

Auch in diesem Fall generieren LASSO und Elastic Net die besten Modelle. Aufgrund der deutlich geringeren Anzahl an Freiheitsgraden wird im Folgenden das LASSO-Modell analysiert. Die identifizierten Parameter sind im Anhang in Tabelle 0-7 angegeben. Die Modellsensitivitäten sind in Abbildung 4-26 dargestellt.

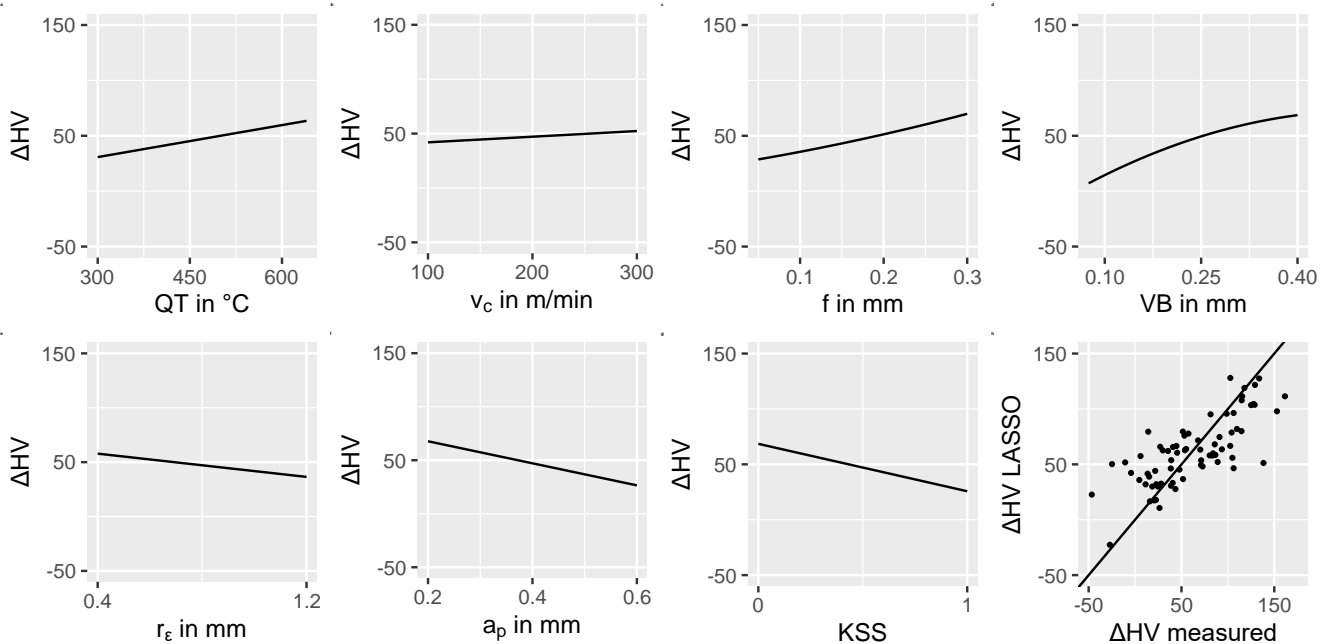
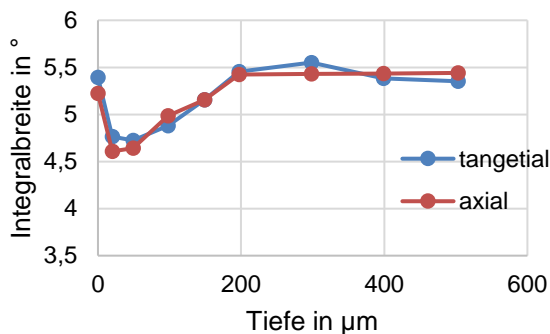


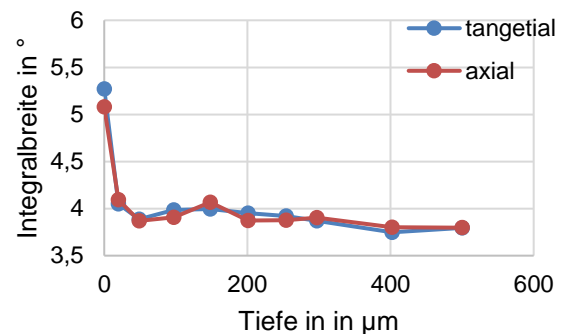
Abbildung 4-26 Sensitivitäten des ΔHV -Modells, identifiziert mit LASSO, vollständiger Datensatz

Es fällt auf, dass kein Parameter einen dominierenden Einfluss auf den Härteanstieg hat. Der Verschleiß erhöht die Härte signifikant, was sich mit dem Anstieg von thermomechanischen Lasten begründen lässt. Die Verringerung der Härte durch die Prozesskühlung lässt sich durch niedrigere thermomechanische Lasten erklären. Der Vorschub

hat einen größeren Einfluss und eignet sich besser zur Regelung des Härteanstiegs, als die Schnittgeschwindigkeit. Der geringe Einfluss der Schnittgeschwindigkeit ist ein weiteres Indiz dafür, dass der betrachtete Härteanstieg überwiegend auf mechanisch induzierten Randschichtmodifikationen beruht. Der Einfluss der Schnitttiefe auf die Härte erscheint recht groß. Dabei ist zu beachten, dass die überwiegende Anzahl der Versuche bei den Schnitttiefen 0,2 mm und 0,3 mm durchgeführt wurde, während in Abbildung 4-26 auch die maximale Schnitttiefe von 0,6 mm dargestellt ist. Von Interesse ist weiterhin die Verstärkung des Härteanstiegs mit der Anlasstemperatur, die wie folgt erklärt werden kann. Bei niedriger Grundhärte und damit niedriger Versetzungsdichte ist das Potenzial für eine vorwiegend mechanisch induzierte Randschichtmodifikation größer, als wenn bereits eine hohe Grundhärte vorliegt. Große Härteanstiege treten bei 42CrMo4 QT 300 nur durch eine Kombination von hohen thermischen und mechanischen Lasten auf, die phasenumgewandelte Randschichten hervorrufen. Anderenfalls können thermische Lasten bei der Zerspanung von 42CrMo4 QT 300 zu Anlasseffekten führen, wie die Verringerung der oberflächennahen Integralbreiten in Abbildung 4-27 a) zeigt. Es ist zu erwarten, dass 42CrMo4 QT 450 und höhere Anlassstufen weniger anfällig für zerspanungsinduzierte Anlasseffekte sind, was der Verlauf der Integralbreiten in Abbildung 4-27 b) bestätigt.



a)



b)

Abbildung 4-27 Integralbreiten für $v_c = 100 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$
 a) 42CrMo4 QT 300, $VB = 0,15 \text{ mm}$ b) 42CrMo4 QT 450, $VB = 0,18 \text{ mm}$

Die unterschiedlichen Mechanismen der Randschichtmodifikation und das damit verbundene, physikalisch nichtlineare Verhalten können ein Grund für die relativ schlechten Gütemaße des Härtemodells für 42CrMo4 aller Anlassstufen sein. Dies motiviert dazu, ein gesondertes Modell für 42CrMo4 mit den Anlasstemperaturen 450 °C und höher zu identifizieren.

Beim Ausschluss der Versuchsdaten mit 42CrMo4 QT 300 reduziert sich der Datensatz von 69 auf 51 Beobachtungen. Diese werden anhand der erweiterten Korrelationsmatrix in Abbildung 4-28 analysiert.

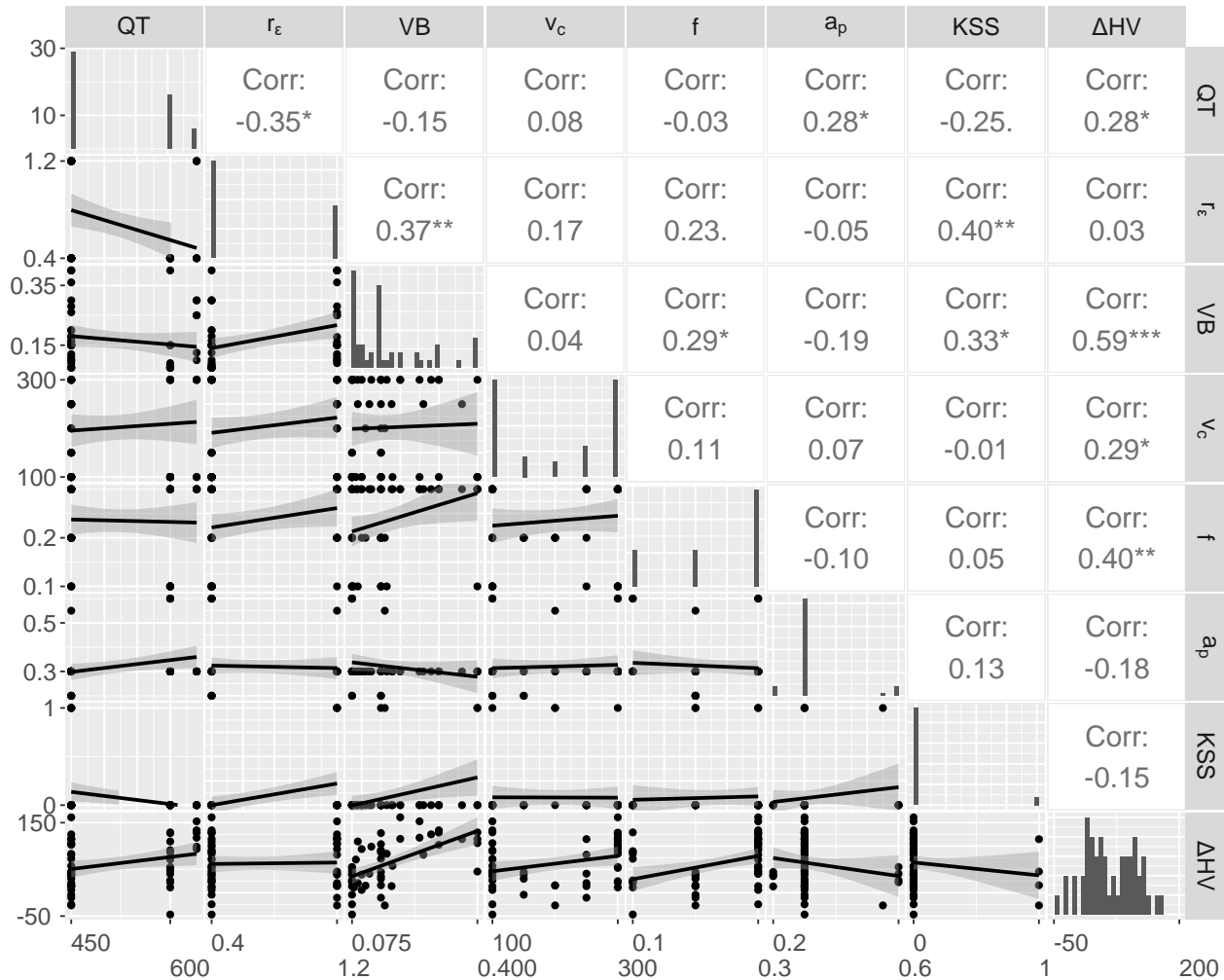


Abbildung 4-28 Erweiterte Korrelationsmatrix für ΔHV , Datensatz QT 450+

Die Korrelationen der Härteanstiege mit den untersuchten Prozessparametern sind physikalisch gut nachvollziehbar. Der Vorschub und der Werkzeugverschleiß erhöhen die mechanische Randlast und sind Triebkräfte von Kaltverfestigung und dynamischer Rekristallisation. Die Schnittgeschwindigkeit erhöht hauptsächlich die Prozesstemperaturen, was ebenfalls die Rekristallisation von Randschichten erleichtert. Die Anlass-temperatur verringert die Grundhärte und erhöht das Potenzial für die mechanisch induzierte Verfestigung von Randschichten. Nach der Korrelationsanalyse wurden Modelle für den reduzierten Datensatz identifiziert. Die jeweiligen Freiheitsgrade und Gütemaße sind in Tabelle 4-7 angegeben.

Tabelle 4-7 Freiheitsgrade und Gütemaße der ΔHV -Modelle, Datensatz QT 450+

Modellansatz	Parameter- selektion	RMSE 10-fach kv.	R ² 10-fach kv.	DOF nach fina- ler Selektion
Linear	keine	31,9	0,73	8
Quadratisch	keine	42,1	0,60	35
Quadratisch	SWR	54,9	0,55	17
Quadratisch	LASSO	31,6	0,72	8
Quadratisch	Elastic Net	31,2	0,71	10

Das lineare Modell erzielt mit dem reduzierten Datensatz deutlich bessere Gütemaße, als für den vollständigen Datensatz. Die physikalischen Zusammenhänge sind durch das Ausschließen der Daten mit 42CrMo4 QT 300 deutlich einfacher zu modellieren. Die Methoden LASSO und Elastic Net generieren die besten RMSE-Werte, wobei mit LASSO weniger Freiheitsgrade benötigt werden. Das lineare Modell hat bei vergleichbaren Gütemaßen jedoch die einfacheren Modellzusammenhänge. Deshalb wird im weiteren Verlauf das lineare Modell analysiert. Die identifizierten Parameter und deren Signifikanzwerte (p-Werte) sind in Tabelle 4-8 angegeben.

Tabelle 4-8 Parameter des linearen ΔHV -Modells, Datensatz QT 450+

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c
Koeffizient	-1,16e+2	1,81e-1	-1,58e+1	3,37e+2	1,37e-1
Einheit	N	N/K	N/mm	N/mm	N/(m/min)
p-Wert	0,00237	0,00471	0,25236	3,9e-8	0,00831

f	a_p	KSS
1,37e+2	-5,46e+1	-4,48e+1
N/mm	N/mm	-
0,01921	0,28748	0,02038

Die niedrigen Signifikanzwerte von QT, VB, v_c , f und KSS weisen darauf hin, dass diese einen systematischen Beitrag zu dem linearen Modell liefern. Die Sensitivitäten des Härteanstiegmodells werden anhand von Abbildung 4-29 analysiert.

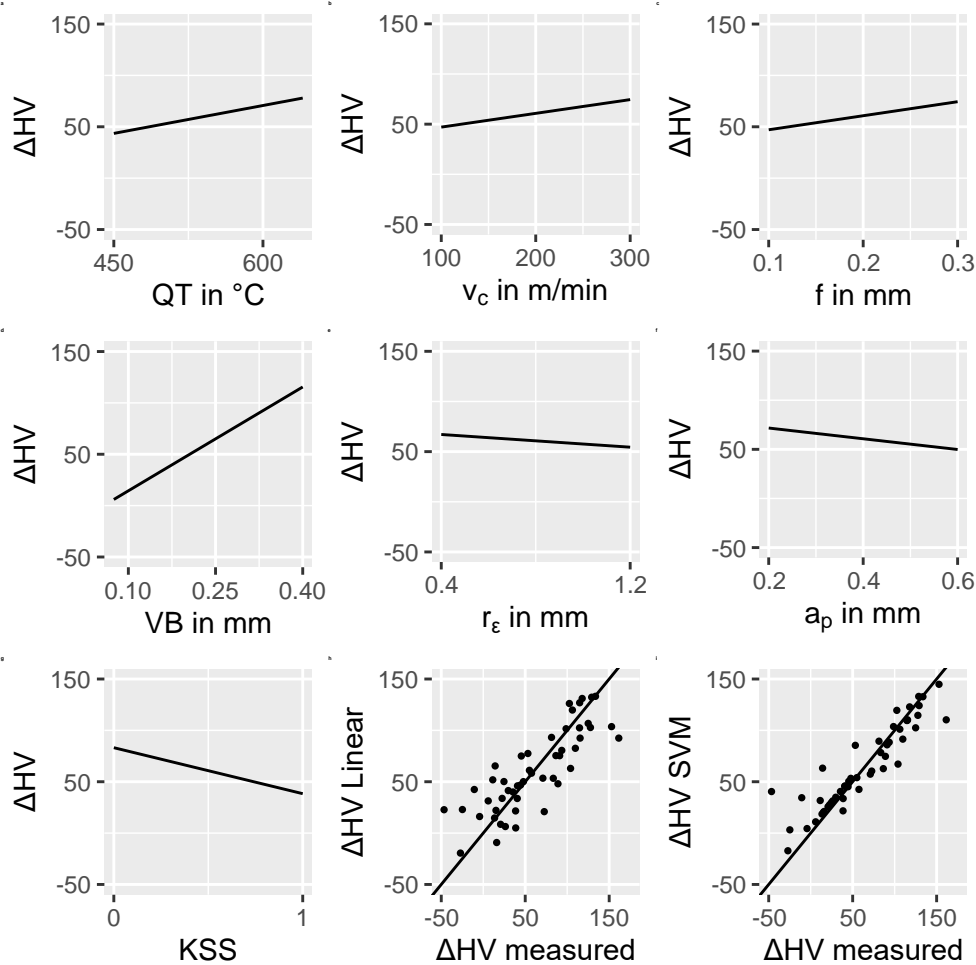


Abbildung 4-29 Sensitivitäten des linearen ΔHV -Modells, Datensatz QT 450+

Der Einfluss des Verschleißes ist am größten. Dabei ist zu beachten, dass dieser in einem Intervall bis $VB = 0,4$ mm dargestellt ist und die verwendeten, beschichteten Hartmetallwerkzeuge in der Regel ab einem Verschleiß von $VB = 0,3$ mm ausgetauscht werden sollten. Der Härteanstieg lässt sich durch niedrigere Schnittgeschwindigkeiten und Vorschübe reduzieren. Die Einflüsse der Anlasstemperatur und der Prozesskühlung entsprechen dem Modell für den vollständigen Datensatz. Die Übereinstimmung von gemessen und modellierten Härteanstiegen im Diagramm in der Mitte unten bestätigt die bessere Modellgüte im Vergleich zum vollständigen Datensatz. Die gleichmäßigere Verteilung um die Ursprungsgerade spiegelt den höheren R-Wert wider. Die verbleibenden Fehler der Härtemodells lassen sich unter anderem mit den Standardabweichungen der Mikrohärteprüfung erklären, die wie in (Gauder & Biehler et al. 2021) gezeigt, bei 30 HV 0,005 oder darüber liegen. Unter diesen Voraussetzungen erscheint die Modellgüte zufriedenstellend. Im letzten Diagramm in Abbildung 4-29 ist die Vorhersage bei der Modellierung mit einer Support Vector Machine („SVM“) mit radialem

Kernel dargestellt. Tatsächlich lassen sich die Datenpunkte so noch besser approximieren. Dies zeigt das Potenzial von komplexeren Machine Learning Methoden. Der Ansatz wird hier nicht vertieft, weil sich die Modellsensitivitäten, die für eine mögliche Regelung von entscheidender Bedeutung sind, nicht analysieren lassen und die physikalische Plausibilität nur schwer kontrolliert werden kann.

4.2.4 Eigenspannungen

Die Vorhersage und Beeinflussung von Eigenspannungen ist von großer Relevanz für die Lebensdauer zerspanter Bauteile. Jedoch ist das Verhältnis von 17 Beobachtungen zu 5 variierten Prozessparametern relativ klein. Deshalb werden die Spannungscharakteristika mittels des multilinenaren Ansatzes modelliert. Die Modelle sollen zeigen, welche Charakteristika systematischen Änderungen unterworfen sind, und welche Prozessparameter diese beeinflussen. Die angegebenen Modellgütemaße wurden mithilfe der 5-fachen Kreuzvalidierung berechnet. In einem ersten Schritt wird der bestehende Datensatz anhand der erweiterten Korrelationsmatrix in Abbildung 4-30 auf der nächsten Seite analysiert.

Die tangentialen Oberflächeneigenspannungen $\sigma_{22,surf}$ zeigen eine positive Korrelation mit dem Schneideckenradius. Diese wurde anhand von Abbildung 4-13 diskutiert und kann mit dem größeren Werkzeug-Werkstück-Kontakt begründet werden, in dem mehr Reibungswärme erzeugt wird. Die Korrelationskoeffizienten zeigen auch: Je größer der Vorschub, desto kleiner ist die tangentielle Oberflächeneigenspannung. Eine wahrscheinliche Erklärung ist, dass die Passivkraft und damit die mechanischen Lasten mit dem Vorschub steigen, während sich die Werkzeugkontaktlänge und damit die kinematischen Bedingungen in Umfangsrichtung kaum verändern.

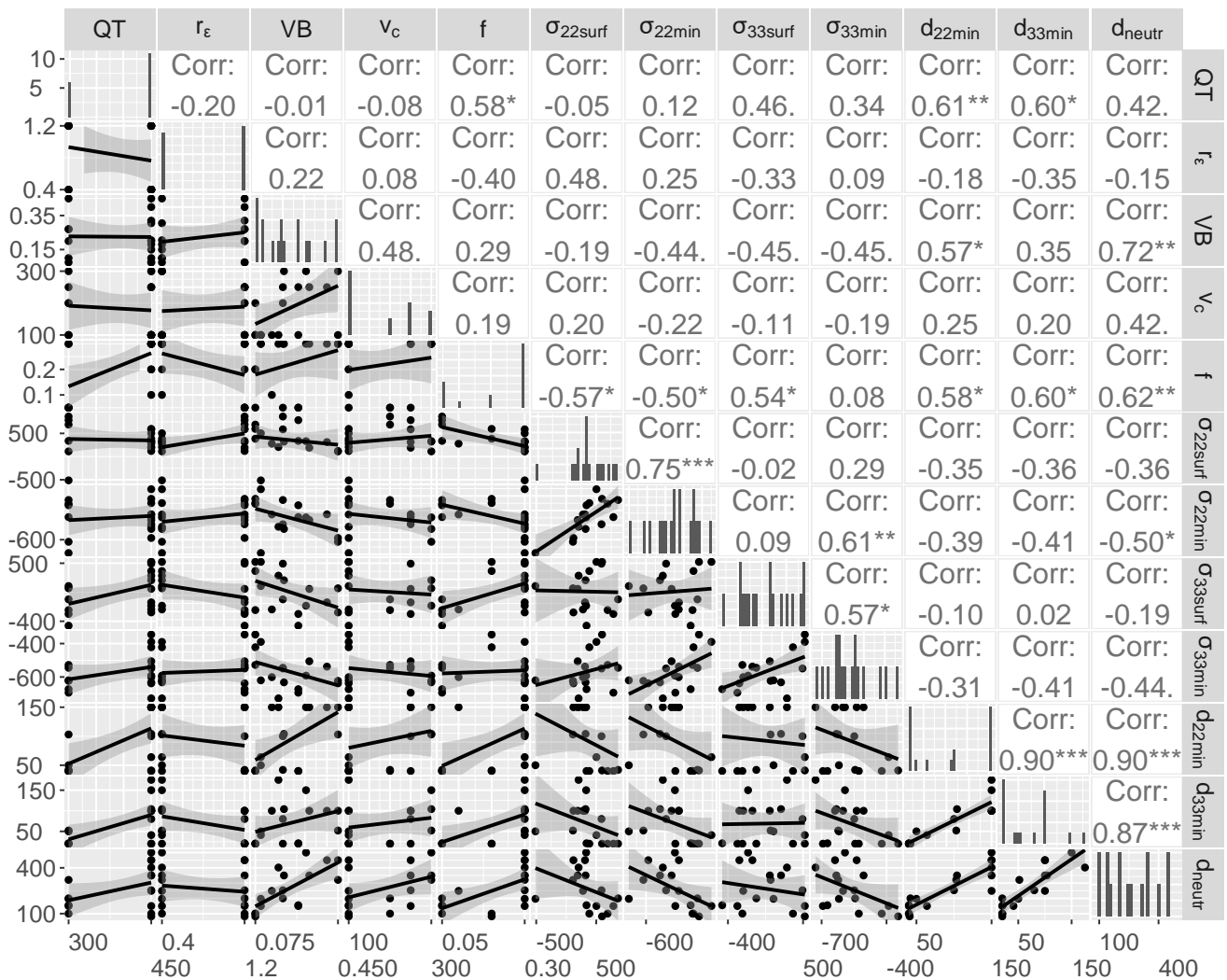


Abbildung 4-30 Erweiterte Korrelationsmatrix für Eigenspannungscharakteristika

Für die Modellierung der tangentialen Oberflächeneigenspannungen mittels multilinearer Regression und 5-facher Kreuzvalidierung ergeben sich $RMSE = 318,7$ MPa und $R^2 = 0,67$. Die Modellparameter sind in Tabelle 4-9 angegeben und die Modellsensitivitäten sind in Abbildung 4-31 dargestellt.

Tabelle 4-9 Modellparameter der tangentialen Oberflächeneigenspannung

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c	f
Koeffizient	-2,66e+2	1,85	2,66e+2	-9,49e+2	1,95	-2,12e+3
Einheit	MPa	MPa/K	MPa/mm	MPa/mm	MPa/(m/min)	MPa/mm
p-Wert	0,490	0,078	0,122	0,183	0,023	0,013

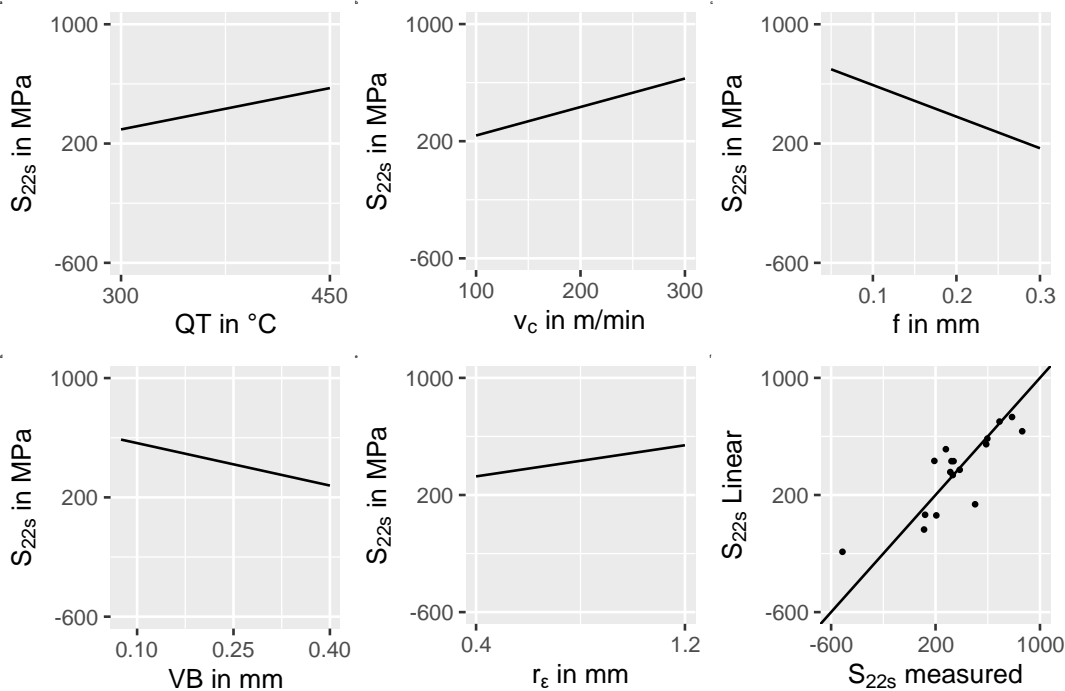


Abbildung 4-31 Sensitivitäten der tangentialen Oberflächeneigenspannung

Die p-Werte weisen darauf hin, dass die Anlasstemperatur, die Schnittgeschwindigkeit und der Vorschub die Oberflächeneigenspannung systematisch beeinflussen. Die in diesem Zusammenhang bisher nicht diskutierte Schnittgeschwindigkeit erhöht die Prozesstemperaturen und die Temperaturgradienten. Die Behinderung von thermischen Ausdehnungen erzeugt lokal begrenzte plastische Stauchungen des Werkstücks, so dass nach der Abkühlung Zugeigenspannungen vorliegen. Der Eigenspannungsanstieg mit dem Schneideckenradius entspricht den Ergebnissen in (Liu, Takagi & Tsukuda 2004) und kann durch eine größere Reibkontaktfläche begründet werden. Die Zusammenhänge lassen eine gute Steuerbarkeit der tangentialen Oberflächeneigenspannungen erwarten.

Für die Modellierung der minimalen tangentialen Eigenspannungen mittels multilinearer Regression und 5-facher Kreuzvalidierung ergeben sich $RMSE = 140,8$ MPa und $R^2 = 0,44$. Die Modellparameter sind in Tabelle 4-10 angegeben und die Modellsensitivitäten in Abbildung 4-32 dargestellt.

Tabelle 4-10 Modellparameter des tangentialen Eigenspannungsminimums

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c	f
Koeffizient	-5,97e+2	8,01e-1	5,22e+1	-3,42e+2	1,52e-1	-7,29e+2
Einheit	MPa	MPa/K	MPa/mm	MPa/mm	MPa/(m/min)	MPa/mm
p-Wert	0,004	0,085	0,475	0,273	0,653	0,042

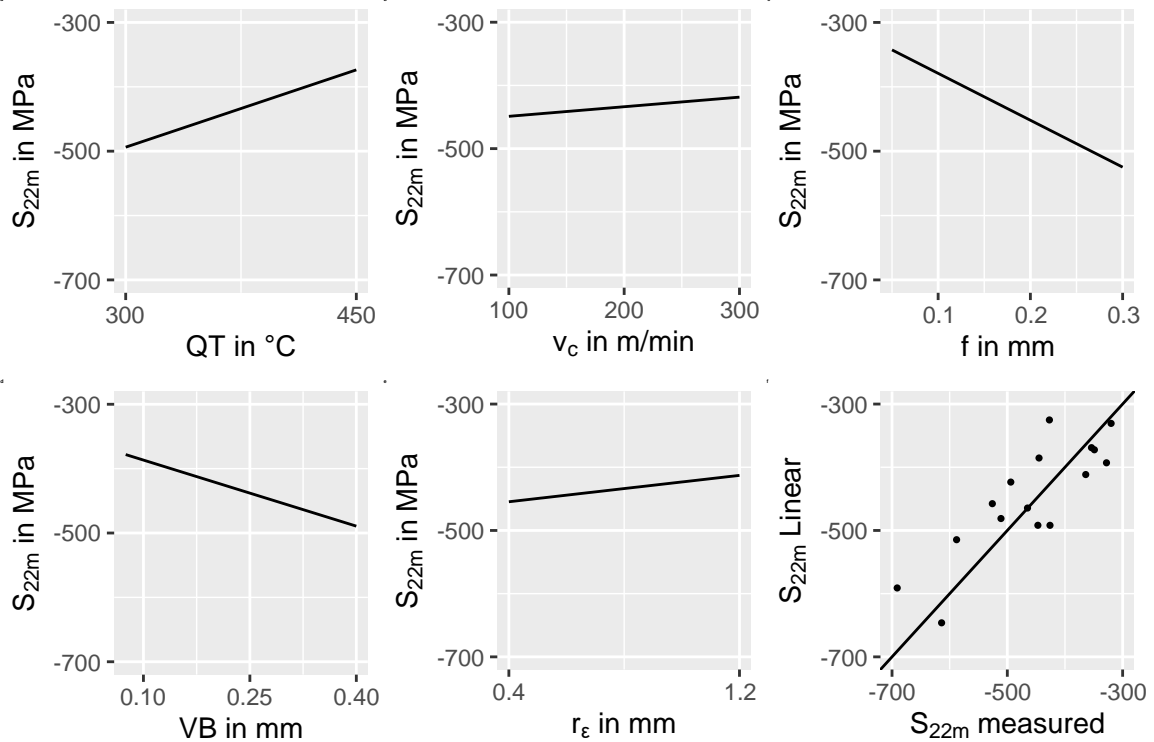


Abbildung 4-32 Sensitivitäten des tangentialen Eigenspannungsminimums

Nach klassischen statistischen Maßstäben haben die Anlasstemperatur und der Vorschub mit einem p-Wert kleiner als 0,05 eine signifikante Wirkung auf das tangentiale Eigenspannungsminimum. Der Prozessparameter mit der nächstgrößeren Signifikanz ist die Verschleißmarkenbreite. Die Anlasstemperatur erhöht die tangentiale Eigenspannung nicht nur an der Oberfläche, sondern auch das Minimum. Ein möglicher Grund sind die niedrigeren Passivkräfte und mechanischen Randschichtlasten mit höheren Anlasstemperaturen bei ansonsten gleichen kinematischen Prozessbedingungen. Im Falle des zunehmenden Vorschubs lassen sich die abnehmenden Eigenspannungen unter der Oberfläche ebenfalls mit der steigenden Passivkraft begründen. Der Vergleich von Abbildung 4-31 und Abbildung 4-32 zeigt, dass die Sensitivitäten der tangentialen Oberflächeneigenspannung und des Spannungsminimums nahezu parallel verlaufen. Allerdings hat das Modell für das Eigenspannungsminimum i.A. deutlich schlechtere Signifikanzwerte, was eine schlechtere Steuerbarkeit erwarten lässt. Als Stellgröße zur Verringerung von tangentialen Eigenspannungen sollte sich am ehesten der Vorschub eignen.

Für die Modellierung der axialen Oberflächeneigenspannung mittels multilinearere Regression und 5-facher Kreuzvalidierung ergeben sich $RMSE = 248,2$ MPa und $R^2 = 0,78$. Die Modellparameter sind in Tabelle 4-11 angegeben und die Modellsensitivitäten sind in Abbildung 4-33 dargestellt.

Tabelle 4-11 Modellparameter der axialen Oberflächeneigenspannung

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c	f
Koeffizient	7,02e+1	-4,50e-1	2,14e+2	-2,70e+3	7,68e-1	2,31e+3
Einheit	MPa	MPa/K	MPa/mm	MPa/mm	MPa/(m/min)	MPa/mm
p-Wert	0,811	0,511	0,109	0,0003	0,207	0,0015

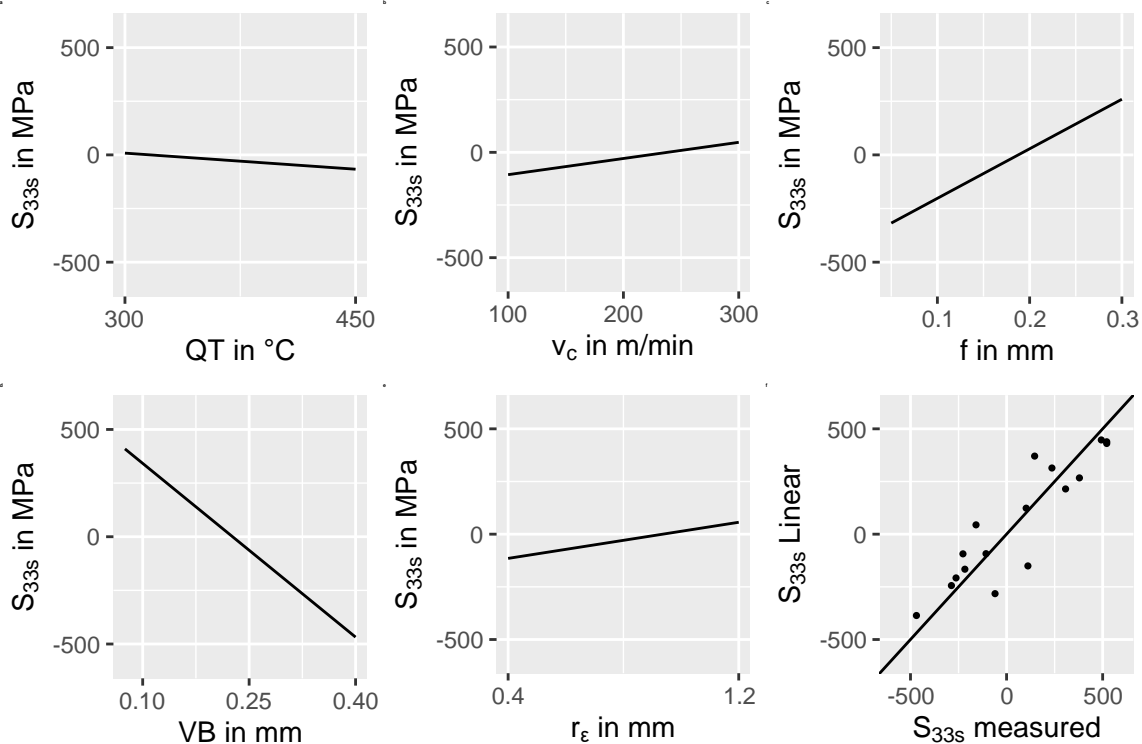


Abbildung 4-33 Sensitivitäten der axialen Oberflächeneigenspannung

Die axialen Oberflächenspannungen werden von der Anlasstemperatur, der Schnittgeschwindigkeit und dem Vorschub signifikant beeinflusst. Die p-Werte des Schneidckenradius und der Verschleißmarkenbreite sind moderat erhöht, sodass auch in diesen Fällen eine Abhängigkeit möglich ist. Die Sensitivitäten zeigen eine moderate, positive Abhängigkeit der axialen Oberflächenspannung von der Anlasstemperatur und der Schnittgeschwindigkeit. Deutlich größer ist der Anstieg der Oberflächeneigenspannung mit dem Vorschub. Die Abhängigkeit überrascht, weil die mechanische Last mit dem Vorschub steigt und demnach, wie schon bei der tangentialen Eigenspannung,

eine Verringerung der Eigenspannung mit dem Vorschub zu erwarten wäre. Eine Erklärung für das unterschiedliche Verhalten von tangentialen und axialen Oberflächenspannungen könnte die Prozesskinematik liefern. Das heißt, der Vorschub wirkt in axialer Richtung anders als in tangentialer Richtung. Weiterhin verringert der Werkzeugverschleiß die Oberflächeneigenspannung deutlich, was nach bisherigen Erkenntnissen in erster Line durch steigende mechanische Lasten zu begründen ist.

Für die Modellierung der minimalen axialen Eigenspannungen mittels multilinearer Regression und 5-facher Kreuzvalidierung ergeben sich $RMSE = 117,7 \text{ MPa}$ und $R^2 = 0,28$. Die Modellparameter sind in Tabelle 4-12 angegeben und die Modellsensitivitäten sind in Abbildung 4-34 dargestellt.

Tabelle 4-12 Modellparameter des axialen Eigenspannungsminimums

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c	f
Koeffizient	-6,77e+2	2,50e-1	1,15e+2	-6,73e+2	1,43e-1	2,19e+2
Einheit	MPa	MPa/K	MPa/mm	MPa/mm	MPa/(m/min)	MPa/mm
p-Wert	0,002	0,582	0,145	0,052	0,685	0,521

Anhand der p-Werte lässt sich der Werkzeugverschleiß als wahrscheinlichster Einflussfaktor identifizieren. Von den übrigen Parametern weisen der Schneideckenradius, die Anlasstemperatur und der Werkzeugverschleiß moderate p-Werte auf, während für den Vorschub und die Schnittgeschwindigkeit keine statistische Signifikanz vorliegt. Die Sensitivitätsdiagramme zeigen einen großen Einfluss des Werkzeugverschleißes und relativ kleine Veränderungen für die Anlasstemperatur, die Schnittgeschwindigkeit, den Vorschub und den Schneideckenradius. Anhand dieser Daten lässt sich das Minimum der axialen Eigenspannungen kaum durch Prozessstellgrößen beeinflussen. Es sind jedoch grundsätzlich ausgeprägte Druckeigenspannungen vorhanden, die durch fortschreitenden Verschleiß weiter verringert werden. Interessant ist in diesem Zusammenhang der gegenüber der axialen Oberflächenspannung geringe Einfluss des Vorschubs. Diese Phänomene werden im Rahmen der Ergebnisse von FE-Simulationen in Abschnitt 4.3 weiter untersucht.

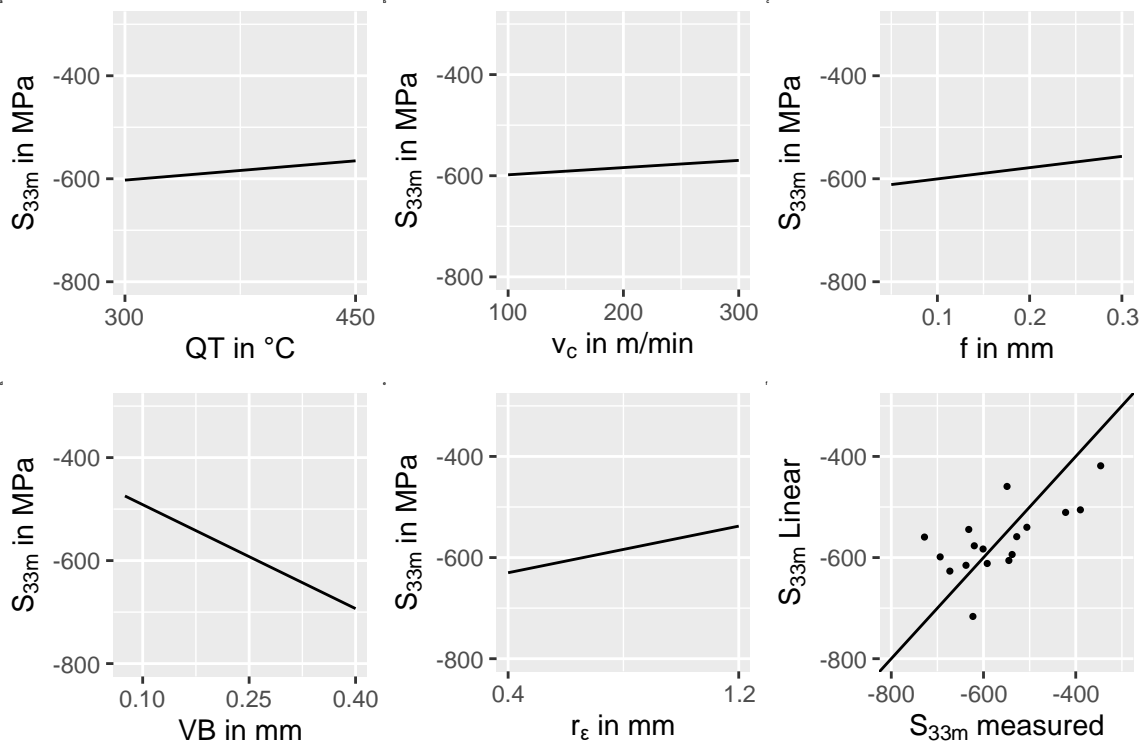


Abbildung 4-34 Sensitivitäten des axialen Eigenspannungsminimums

Für die Tiefenmodellierung der minimalen tangentialen Eigenspannungen mittels multilinearer Regression und 5-facher Kreuzvalidierung ergeben sich $RMSE = 43,8 \mu\text{m}$ und $R^2 = 0,70$. Die Modellparameter sind in Tabelle 4-13 angegeben.

Tabelle 4-13 Modellparameter der Tiefe des tangentialen Eigenspannungsminimums

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c	f
Koeffizient	-1,39e+2	4,95e-1	-4,06e+1	3,57e+2	-4,53e-3	-1,96e+1
Einheit	μm	$\mu\text{m}/\text{K}$	$\mu\text{m}/\text{mm}$	$\mu\text{m}/\text{mm}$	$\mu\text{m}/(\text{m}/\text{min})$	$\mu\text{m}/\text{mm}$
p-Wert	0,010	0,001	0,058	0,001	0,698	0,657

Die p-Werte zeigen nur für den Verschleiß, die Anlasstemperatur und in geringerem Maß für den Schneideckenradius eine statistisch signifikante Beeinflussung der Tiefenwirkung. Die in Abbildung 4-35 dargestellten Modellsensitivitäten bestätigen eine deutliche Erhöhung der Eindringtiefe mit der Anlasstemperatur und dem Verschleiß. Begründet werden kann dies mit weicherem Material und mit den größeren thermomechanischen Lasten bei höheren Verschleißmarkenbreiten. Letzteres stimmt mit den Ergebnissen in (Liu, Takagi & Tsukuda 2004) überein. Eine gezielte Einstellung der Tiefenwirkung der tangentialen Spannung mithilfe von Prozessstellgrößen erscheint anhand der vorliegenden Sensitivitäten unwahrscheinlich.

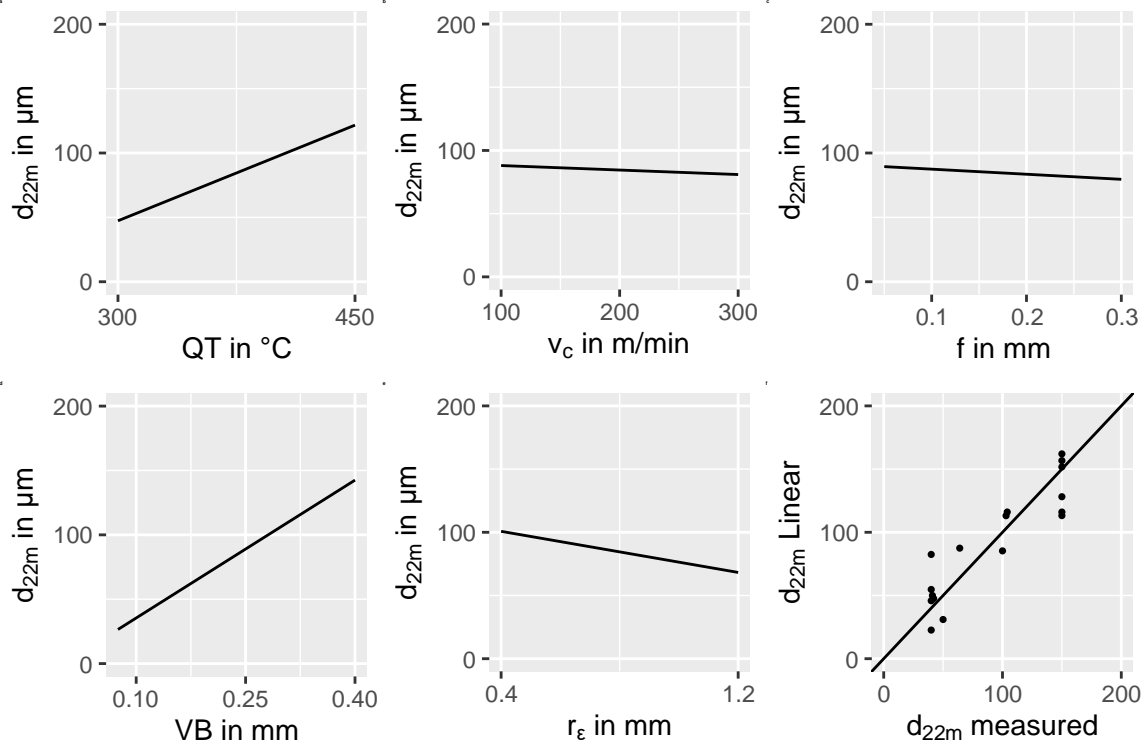


Abbildung 4-35 Sensitivitäten der Tiefe des tangentialen Eigenspannungsminimums

Für die Tiefenmodellierung der minimalen axialen Eigenspannungen mittels multilinearer Regression und 5-facher Kreuzvalidierung ergeben sich $RMSE = 38,0 \mu\text{m}$ und $R^2 = 0,65$. Die Modellparameter sind in Tabelle 4-14 angegeben und die Modellsensitivitäten in Abbildung 4-36 dargestellt.

Tabelle 4-14 Modellparameter der Tiefe des axialen Eigenspannungsminimums

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c	f
Koeffizient	-1,10e+3	4,04e-1	-4,73e+1	2,33e+2	5,77e-3	8,70
Einheit	μm	$\mu\text{m}/\text{K}$	$\mu\text{m}/\text{mm}$	$\mu\text{m}/\text{mm}$	$\mu\text{m}/(\text{m}/\text{min})$	$\mu\text{m}/\text{mm}$
p-Wert	0,236	0,064	0,180	0,128	0,812	0,839

Die p-Werte implizieren eine wahrscheinliche Beeinflussung des axialen Spannungsminimums durch die Anlasstemperatur und, in beschränkten Maßen, durch den Werkzeugverschleiß und den Schneideckenradius. Die Schnittgeschwindigkeit und der Vorschub zeigen keine statistische Signifikanz. Die Sensitivitätsdiagramme in Abbildung 4-36 zeigen die gleichen Tendenzen wie für die tangentielle Eigenspannungstiefe. Demnach ist die Eigenspannungstiefenwirkung bei der Zerspanung hauptsächlich durch den verwendeten Werkstoff, die Werkzeuggeometrie und den Verschleiß zu erklären.

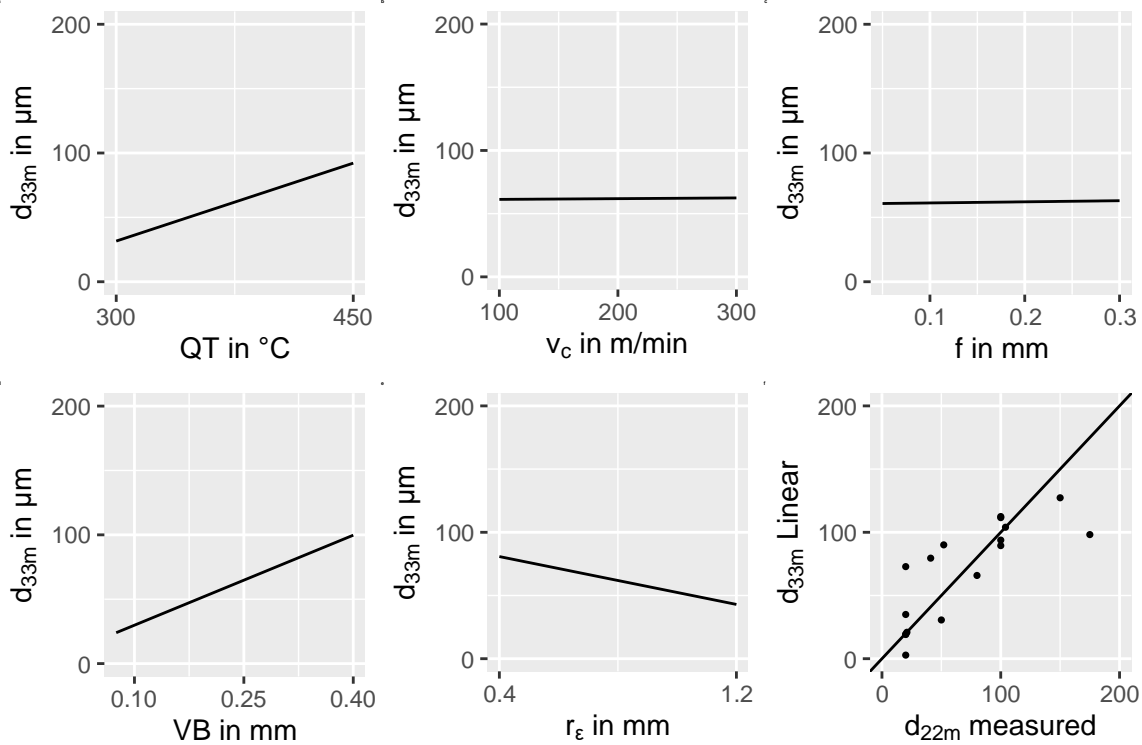


Abbildung 4-36 Sensitivitäten der Tiefe des axialen Eigenspannungsminimums

Für die Modellierung der Eigenspannungstiefenwirkung mittels multilinearer Regression und 5-facher Kreuzvalidierung ergeben sich $RMSE = 67,5 \mu\text{m}$ und $R^2 = 0,83$. Die Modellparameter sind in Tabelle 4-15 angegeben und die Modellsensitivitäten in Abbildung 4-37 dargestellt.

Tabelle 4-15 Modellparameter der Eigenspannungstiefenwirkung

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c	f
Koeffizient	-2,70e+2	8,56e-1	-1,04e+2	1,05e+3	3,20e-2	1,24e+2
Einheit	μm	$\mu\text{m}/\text{K}$	$\mu\text{m}/\text{mm}$	$\mu\text{m}/\text{mm}$	$\mu\text{m}/(\text{m}/\text{min})$	$\mu\text{m}/\text{mm}$
p-Wert	0,028	0,009	0,045	0,0002	0,883	0,559

Die p-Werte implizieren, dass die Verschleißmarkenbreite der dominierende Faktor für die Tiefenwirkung der Eigenspannungen ist, gefolgt von der Anlasstemperatur und dem Schneideckenradius. Grundsätzlich sind die Sensitivitäten ähnlich zur Tiefenlage der tangentialen und axialen Eigenspannungsminima, wobei der Einfluss der Verschleißmarkenbreite dominiert. Mit dem Verschleiß steigen sowohl die thermischen als auch die mechanischen Lasten. Die Auswirkungen werden mithilfe des FE-Modells weiter untersucht. Die Anpassung der Tiefenwirkung mithilfe der Schnittgeschwindigkeit oder des Vorschubs ist nicht erfolgversprechend. Die Gütemaße des identifizierten Modells

sind relativ gut, was sich anhand der Übereinstimmung von gemessenen und modellierten Spannungswerten in Abbildung 4-37 unten rechts bestätigt.

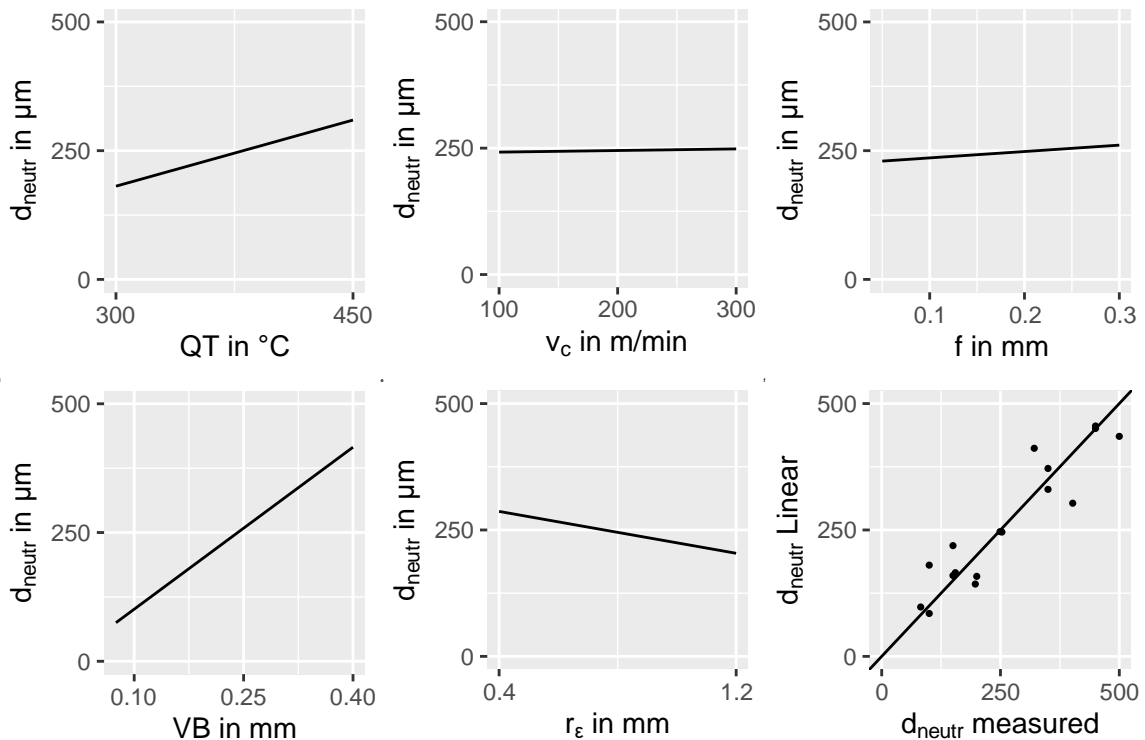


Abbildung 4-37 Sensitivitäten der Eigenspannungstiefenwirkung

4.3 FE-Simulation von Eigenspannungen

Bisher wurden die Zusammenhänge von Eigenspannungen und Prozessstellgrößen anhand von Versuchsdaten und empirischen Modellen analysiert. Die Erklärungen basierten auf kontinuumsmechanischen Überlegungen, während mögliche Phasenumwandlungen der Randschicht nicht berücksichtigt wurden. Auch in dem thermomechanischen FE-Modell gibt es keinen Anteil, der Phasenumwandlungen explizit beschreibt. Die Hauptzielgrößen der FE-Simulation sind die tangentialen und axialen Eigenspannungstiefenverläufe. In einem ersten Schritt werden die grundsätzlichen Auswirkungen von thermischen und mechanischen Lasten in der Simulation betrachtet. Dafür wurden beispielhafte Prozessparameter gewählt und die Simulation einmal ausschließlich mit thermischen Lasten und einmal ausschließlich mit mechanischen Lasten durchgeführt. Die jeweilige Schnittkraft war 359 N und die Passivkraft 693 N. In Abbildung 4-38 sind die resultierenden Eigenspannungen dargestellt.

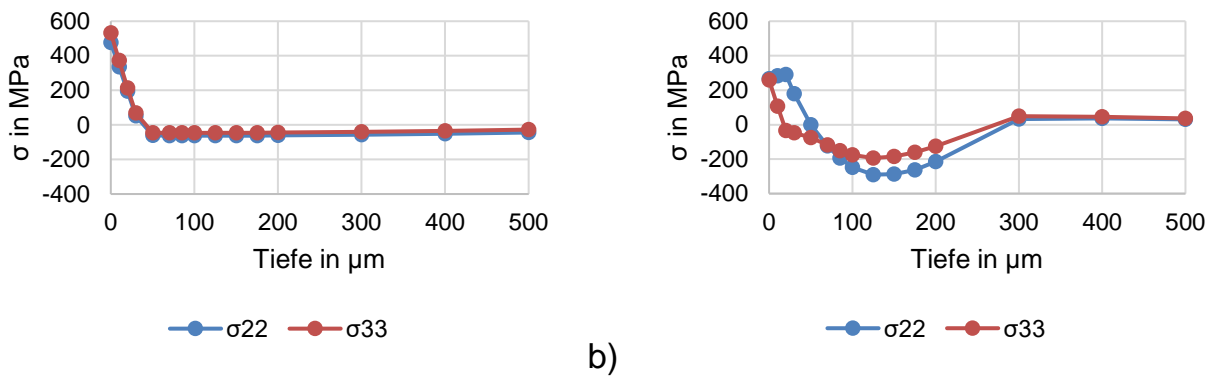


Abbildung 4-38 Eigenspannungen nach rein a) thermischer und b) mechanischer Last mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$, $VB = 0,350 \text{ mm}$

Bei rein thermischer Last in Abbildung 4-38 a) entstehen oberflächennahe Zugeigenspannungen, die eine geringe Eindringtiefe haben. Die Verläufe beider Spannungskomponenten sind in dieser Darstellung kaum zu unterscheiden. Bei rein mechanischer Last in Abbildung 4-38 b) entstehen hakenförmige Eigenspannungsverläufe mit Minima im Druckbereich. Die Eindringtiefe ist dabei deutlich größer als bei rein thermischer Last. Die große Tiefenwirkung mechanischer Lasten ist aus der Literatur bekannt (Jacobus 2000). Das tangentielle Spannungsprofil und das axiale -profil in Abbildung 4-38 b) haben einen ähnlichen Verlauf. Die absoluten Eigenspannungen sind, insbesondere im Druckbereich, relativ klein und erreichen bei weitem nicht die Minima der in Abschnitt 4.2.4 dargestellten Versuchsergebnisse. Ein Grund könnte sein, dass erst die Kombination aus mechanischen Spannungen und thermischer Materialerweichung zu einem deutlichen Überschreiten der lokal vorliegenden Streckgrenze, signifikanten plastischen Dehnungen und großen absoluten Eigenspannungen führt. Zusammenfassend haben thermische Lasten eine geringe Eindringtiefe und verursachen Zugeigenspannungen. Mechanischen Lasten haben eine größere Eindringtiefe und erzeugen tiefer liegende Druckeigenspannungen.

Die im Folgenden vorgestellten Ergebnisse wurden mit überlagerten thermomechanischen Lasten berechnet. Dabei entstehen Eigenspannungsprofile, deren hakenförmiger Verlauf aus dem Stand der Technik und den experimentellen Ergebnissen bekannt ist. Zunächst wird der Einfluss der Probenerwärmung bei der Zerspannung und der Abkühlung auf die resultierenden Eigenspannungen betrachtet. Im Werkzeugkontakt heizt sich die Probe bei einem exemplarisch betrachteten Parametersatz von $v_c = 200 \text{ m/min}$, $f = 0,2 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$ und $VB = 0,075 \text{ mm}$ auf bis zu $450 \text{ }^\circ\text{C}$ auf. Die Auswertung der Werkstücktemperaturen und Spannungen unmittelbar nach sechs

durchgeführten Werkstückumdrehungen, also nach 0,034 s, wird in Abbildung 4-39 als „Drehen“ und die Auswertung nach einer weiteren Abkühldauer von 0,05 s als „Drehen und Abkühlen“ bezeichnet. Direkt nach der Zerspanung sind die Maximaltemperatur an den Auswertestellen bereits auf ca. 40 °C gefallen, siehe Abbildung 4-39 a). Die Werkzeugkontaktfläche beim Drehen ist gegenüber den Werkstückdimensionen so klein, dass die Wärme problemlos in umliegendes Material abgeführt werden kann und keine großflächigen Temperaturerhöhungen auftreten. Nach der zusätzlichen Abkühlung liegt in den betrachteten Auswertestellen eine homogene Temperatur von 30 °C vor. Die Profile der Tangentialspannungen in Abbildung 4-39 b) und der hier nicht dargestellten, axialen Eigenspannungen unterscheiden sich kaum. Zur Schonung von Computerressourcen wurde die Abkühldauer in den übrigen Simulationen auf 0,005 s reduziert.

Es fällt auf, dass die aus thermomechanischen Lasten resultierenden Eigenspannungsverläufe in Abbildung 4-39 keinesfalls additive Überlagerungen der Verläufe aus reinen thermischen und mechanischen Lasten sind, vgl. Abbildung 4-38. Dies ist auf komplexe Wechselwirkungen zurückzuführen: So beeinflusst z.B. die thermische Last durch die einhergehende materielle Erweichung das Ausmaß der plastischen Verformung und damit die Eigenspannungsinduzierung durch die mechanische Last.

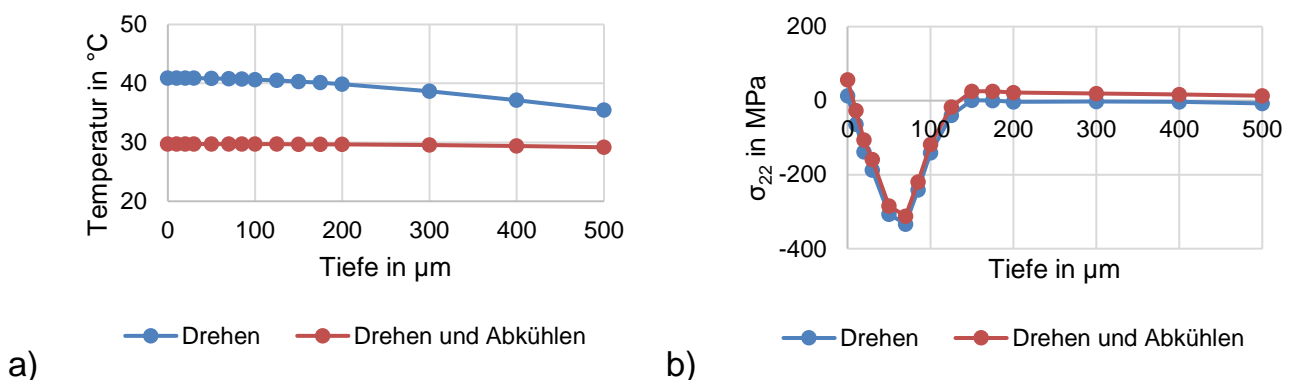


Abbildung 4-39 Einfluss der Abkühlung auf a) Temperatur b) Eigenspannung mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 200$ m/min, $f = 0,2$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,075$ mm

Es ist von großem Interesse, ob und wie sich die Prozessstellgrößen beim Drehen auf die resultierenden Eigenspannungen auswirken. Voraussetzung für diese Untersuchung ist eine grundsätzliche Validierung der simulierten Eigenspannungsprofile. Dies erfolgt hier anhand von Prozessstellgrößen, die ungefähr im Zentrum des simulierten Parameterfeldes liegen. In Abbildung 4-40 sind experimentell ermittelte („Exp“) und simulierte Eigenspannungsverläufe („Sim“) gegenübergestellt.

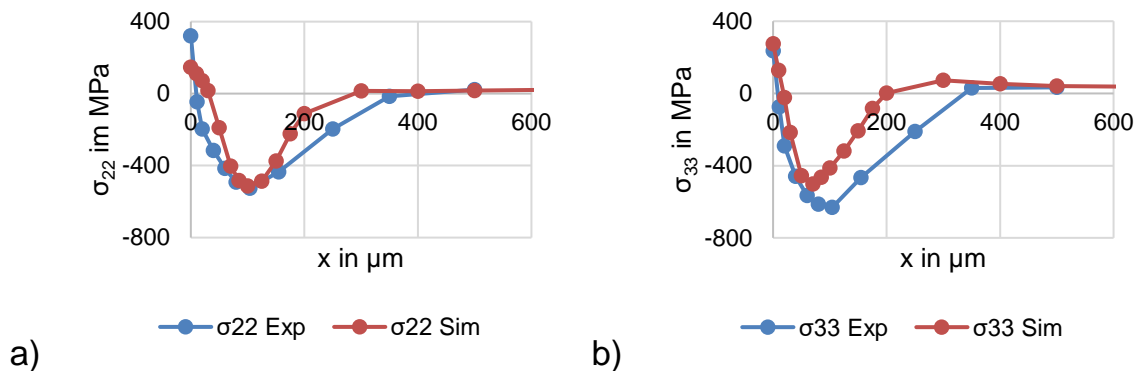


Abbildung 4-40 a) Tangentiale und b) axiale Eigenspannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$, $VB = 0,200 \text{ mm}$, $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$

Der gemessenen tangentialen Randspannungen nehmen in Tiefenrichtung von 320 MPa an der Oberfläche auf -45 MPa bei 11 μm ab. Die simulierte Randspannung beträgt 150 MPa und liegt somit zwischen der höchsten und der zweithöchsten Messstelle des Experiments. Ein möglicher Grund für diese Abweichung ist die minimale Elementkantenlänge von 18 μm , die die Abbildung von hohen Temperatur- und damit Spannungsgradienten in radialer und tangentialer Richtung begrenzt. Für weitere Untersuchungen müsste die Elementkantenlänge verringert werden, was im bestehenden Gesamtbauteil-Modell aufgrund der Rechenkapazität nicht möglich ist. Das simulierte tangentiale Eigenspannungsminimum und die Position unter der Oberfläche stimmen sehr gut mit dem Experiment überein. Mit weiter zunehmender Tiefe erreicht die simulierte Spannung den neutralen Bereich schneller als im Experiment. Die Sensitivität der Eindringtiefe gegenüber den Prozessstellgrößen und damit auch den thermomechanischen Lasten wird im weiteren Verlauf des Kapitels detailliert untersucht.

Die gemessenen axialen Oberflächenspannungen und die Randverläufe entsprechen der Simulation. Allerdings ist das Minimum im Experiment stärker ausgeprägt, d.h. die Spannungen sind kleiner und liegen in größerer Tiefe vor. Bei der Simulation in axialer Richtung ist zu berücksichtigen, dass der Prozess kinematisch vereinfacht abgebildet ist. Es entstehen keine Drehriefen und die thermischen und mechanischen Lastprofile in axialer Richtung sind konstant. Das alles zu Abweichungen der berechneten Eigenspannungen führen. Insgesamt lässt sich trotz der vereinfachten Modellierung eine gute Übereinstimmung von Simulation und Experiment feststellen. Demnach bietet das Modell eine solide Basis, um die Einflüsse von Parametervariationen auf die Eigenspannungsprofile vorherzusagen. Eine Validierung der ermittelten Sensitivitäten anhand von experimentellen Ergebnissen erfolgt in Kapitel 5.

Für die Erkenntnis der grundsätzlichen Zusammenhänge wurden zwei Stufen von Schnittgeschwindigkeiten und Vorschüben vollfaktoriell variiert. Die resultierenden tangentialen und axialen Spannungsprofile sind in Abbildung 4-41 a) und b) dargestellt. Die Variation des Vorschubs hat geringe Auswirkungen auf die Profile der tangentialen Eigenspannungen. Dagegen zeigen sich bei der Schnittgeschwindigkeiten deutliche Unterschiede. Mit 100 m/min liegen die Eigenspannungen im moderaten Druckbereich und betragen an der Oberfläche ca. 150 MPa. Mit der Geschwindigkeit 300 m/min entstehen Oberflächenspannungen von ca. 200 MPa, während ein Minimum von bis zu -400 MPa ausbildet. Für die weitere Analyse sind in Tabelle 4-16 die entsprechenden Schnittkräfte, Passivkräfte, die zugeführte Wärme Q und die Oberflächenwärmeströme q_{pl} im Bereich der plastischen Spanverformung angegeben.

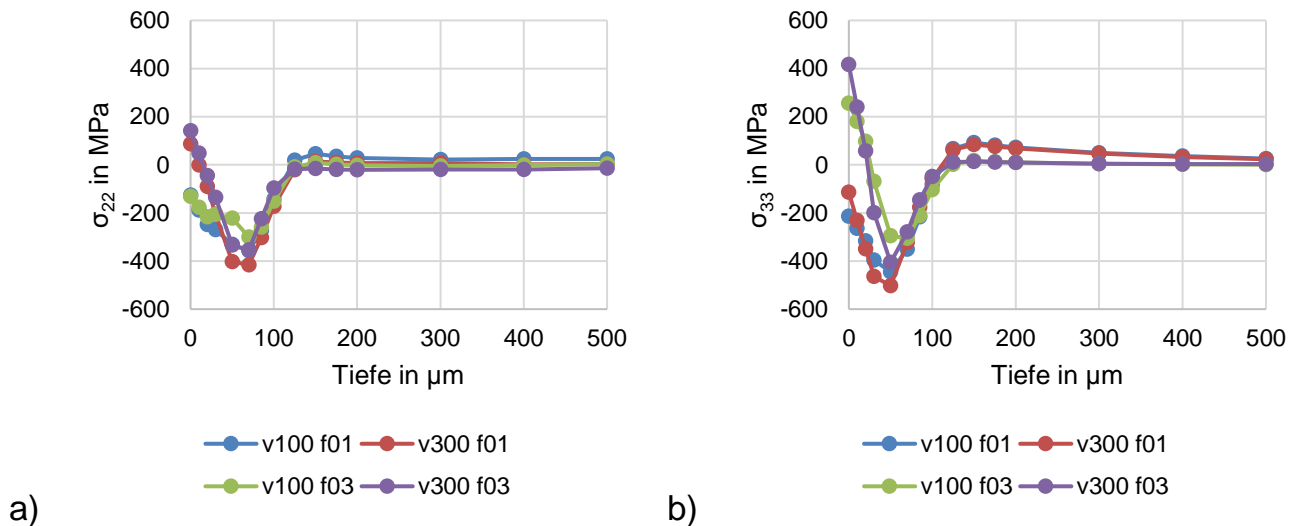


Abbildung 4-41 a) Tangentiale und b) axiale Eigenspannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,075$ mm, $v_c = 100; 300$ m/min, $f = 0,1; 0,3$ mm

Tabelle 4-16 Prozesskenngrößen der Simulationen aus Abbildung 4-41

v_c im m/min	100	300	100	300
f in mm	0,1	0,1	0,3	0,3
F_c in N	134,7	114,3	276,2	243,3
F_p in N	110,9	118,6	146,0	156,9
Q in W	34,7	63,4	71,1	134,9
q_{pl} in W/mm ²	345,8	728,2	529,5	1156,9

Die Kenngrößen in Tabelle 4-16 bestätigen, dass die Schnittgeschwindigkeit einen geringen Einfluss auf die Prozesskräfte hat und sich die mechanischen Lasten folglich kaum verändern. Mit einer hohen Schnittgeschwindigkeit wird die Prozessleistung je-

doch in kürzerer Zeit umgesetzt, d.h. mittels deutlich höherer Wärmeströme und Wärmestromdichten. Die Wärmestromdichte bestimmt den Randtemperaturgradienten und ist damit die Triebfeder thermisch bedingter Zugeigenspannungen. Insofern kann die durch die Schnittgeschwindigkeit bedingte Erhöhung der Wärmestromdichte bei ansonsten gleichen Bedingungen das Auftreten und die Zunahme von tangentialen Zugeigenspannungen erklären.

Die Schnittgeschwindigkeit wirkt sich nicht nur auf die Wärmeströme aus, sondern beeinflusst das Werkstücktemperaturfeld auch durch die Dauer für eine Werkstückumdrehung und damit das Abkühlverhalten während der Zerspanung. Um mögliche Effekte auf die tangentialen Eigenspannungen zu analysieren, wurde eine Simulation durchgeführt, bei der ausschließlich die Schnittgeschwindigkeit von 100 m/min auf 300 m/min erhöht wurde. Alle anderen Simulationsparameter, wie Prozesskräfte und Wärmeströme entsprachen der Simulation mit der Schnittgeschwindigkeit 100 m/min. Das resultierende Eigenspannungsprofil ist in Abbildung 4-42 mit „vmod f03“ bezeichnet. Es ähnelt dem Profil der ursprünglichen Simulation „v100 f03“. Das Profil „v300 f03“ ergibt sich, wenn der Vorgang mit erhöhter Schnittgeschwindigkeit und den dazugehörigen Prozesskenngrößen simuliert wird. Die Randspannung ist deutlich höher, als bei den Profilen „v100 f03“ und „vmod f03“. Demnach hat der Wärmestrom einen größeren Einfluss auf die oberflächennahen Eigenspannungen, als das durch die Schnittgeschwindigkeit veränderte Abkühlverhalten während der Zerspanung.

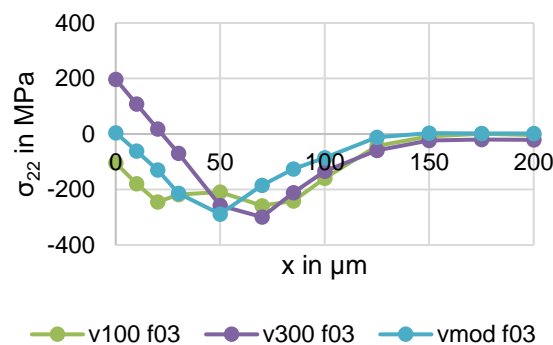


Abbildung 4-42 Tangentiale Eigenspannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\varepsilon = 0,4 \text{ mm}$, $VB = 0,075 \text{ mm}$, $v_c = 100; 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$

In Abbildung 4-41 b) ist zu sehen, dass die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit zu einem Anstieg der axialen Randspannungen führt. Dies lässt sich auf höhere Wärmestromdichten zurückführen. Weiterhin führt der Anstieg des Vorschubs zu deutlich höheren axialen Randeigenspannungen. Der Einfluss des Vorschubs auf das Minimum

und die Eindringtiefe der Eigenspannungen ist dagegen vernachlässigbar. Der Anstieg der Randeigenspannungen mit dem Vorschub kann nur teilweise mit den höheren Wärmestromdichten erklärt werden, da dann auch mit der Schnittgeschwindigkeit ein größerer Effekt auftreten müsste. Davon abgesehen erhöht der Vorschub die Passivkraft und sollte so niedrigere Eigenspannungen begünstigen. Für die Analyse des Phänomens sind in Abbildung 4-43 die Axialspannungen dargestellt, die sich mit der Schnittgeschwindigkeit 300 m/min und den Vorschüben a) 0,1 mm und b) 0,3 mm nach mehreren Umdrehungen gebildet haben. Der schwarze Bereich mit ausgeprägten Druckeigenspannungen repräsentiert den Werkzeugeingriff. Bei beiden Simulationen entstehen nach dem Abkühlen der Werkzeugbahn Zugspannungen an der Oberfläche. Diese Spannungen sind mit dem Vorschub 0,3 mm höher, als mit dem Vorschub 0,1 mm. Das erklärt sich mit den größeren Maximaltemperaturen, die zu einer stärkeren axialen Ausdehnung und damit einer größeren plastischen Stauchung führen. An den Rändern der Werkzeugbahn entstehen Streifen mit neutralen Spannungen oder Druckspannungen, die sich auf der Werkstückoberfläche abbilden. Der Vorschub bestimmt den Abstand der Streifen und damit den Anteil der Druckspannungen auf der Oberfläche. Diese fließen in die Mittelwerte ein, die in den Diagrammen mit den Spannungsprofilen dargestellt sind.

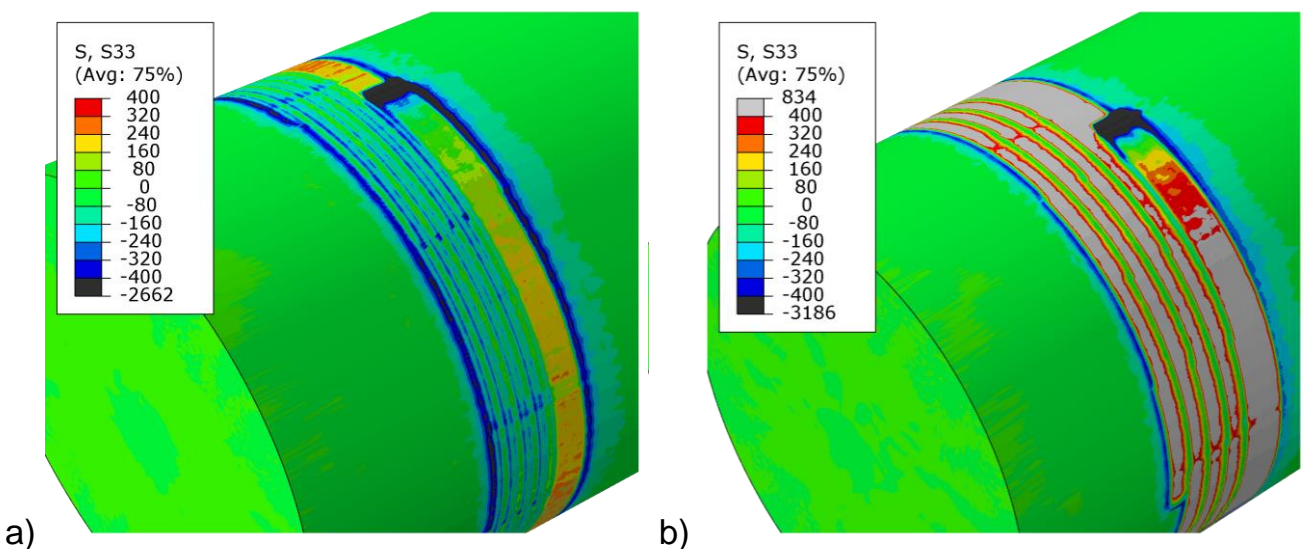


Abbildung 4-43 FE-Simulation der axialen Spannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$, $VB = 0,075 \text{ mm}$, $v_c = 300 \text{ m/min}$, a) $f = 0,1 \text{ mm}$ b) $f = 0,3 \text{ mm}$

Zur weiteren Analyse sind in Abbildung 4-44 für die Schnittgeschwindigkeit 300 m/min und den Vorschub 0,3 mm die a) axialen Dehnungen und b) Spannungen im Werk-

stücklängsschnitt dargestellt. Das Material ist auf ca. 45 °C abgekühlt. Auf der Werkzeugbahn entstehen aufgrund der thermischen Ausdehnung plastische Stauchungen und nach der Abkühlung Zugspannungen. Unter und neben der Werkzeugbahn entstehen dagegen plastische Streckungen und Druckspannungen. Die Überlagerung der Werkzeugbahnen führt zu zusätzlichen Druckspannungen an der Oberfläche und zu alternierenden axialen Spannungen in Werkstück-Längsrichtung. Die „Wellenlänge“ des Spannungsverlaufs in Längsrichtung entspricht dem Vorschub. Für die experimentellen Eigenspannungsmessungen wurden Kollimatordurchmesser von 1 mm und 2 mm verwendet, was mehreren Vorschüben entspricht. Demnach sind sowohl die dargestellten Simulationsergebnisse, als auch die experimentellen Eigenspannungsergebnisse Mittelwerte alternierender Spannungen.

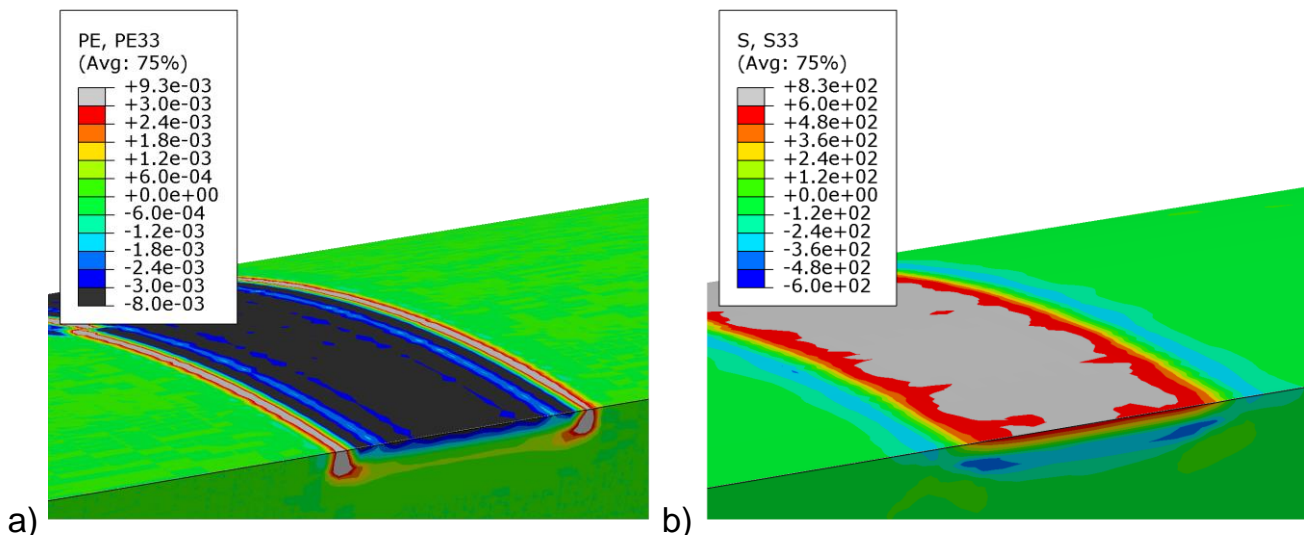


Abbildung 4-44 FE-Simulation der axialen a) Dehnungen und b) Spannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\varepsilon = 0,4 \text{ mm}$, $VB = 0,075 \text{ mm}$, $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$

Der Werkzeugverschleiß ist die entscheidende Störgröße bei der Zerspanung und hat einen großen Einfluss auf die Eigenspannungen, wie in den Abschnitten 2.2.1, 4.1.2 und 4.2.4 gezeigt wurde. Deshalb wurde der Verschleiß in der Simulation bei konstanten Prozessstellgrößen variiert. In Abbildung 4-45 sind die Tiefenverläufe der a) tangentialen und b) axialen Eigenspannungen dargestellt. Als niedrigster Wert der Freiflächenkontaktlänge wurde, wie im Rest dieser Arbeit, 75 μm angenommen („VB75“) und zusätzlich die Verschleißmarkenbreiten 175 μm („VB150“) und 350 μm („VB350“) betrachtet. Die zugehörigen Prozesskenngrößen sind in Tabelle 4-17 angegeben.

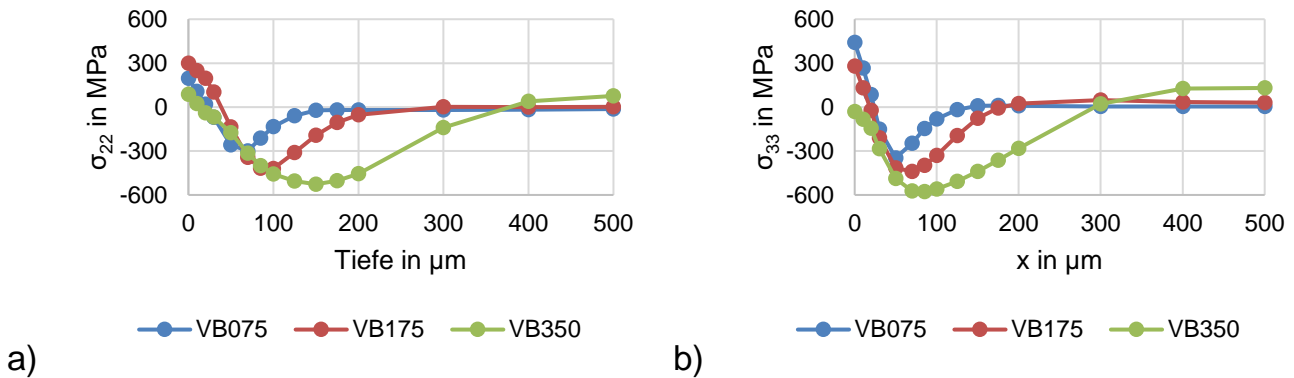


Abbildung 4-45 Eigenspannungsverläufe a) tangential b) axial mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$, VB var.

Tabelle 4-17 Prozesskenngrößen der Simulationen aus Abbildung 4-45

VB in μm	75	175	350
F_c in N	243,3	276,1	358,7
F_p in N	156,9	299,7	692,6
Q in W	134,9	153,1	198,9
q_{pl} in W/mm^2	1156,9	1214,3	1394,2

In den Simulationen werden an der Oberfläche positive oder neutrale Spannungen und in tieferen Schichten Druckeigenspannungen induziert. Der Verschleiß hat einen starken Einfluss auf den Wert der Spannungsminima und deren Tiefenlage. Es ist zu beachten, dass mit allen Verschleißmarkenbreiten die programmierte Spannungsgrenze von 3000 MPa erreicht wird. Die stärkere Ausprägung der Druckeigenspannungen mit größerem Verschleiß kann einerseits durch die größere tangentielle Kontaktfläche, und andererseits durch den größeren Wärmeeintrag bedingt sein, vgl. Tabelle 4-17. Größere Wärmeströme bewirken eine tiefere Erweichung des Werkstückmaterials, setzen die Fließspannung herab und ermöglichen so das Entstehen von plastischen Deformationen und Eigenspannungen. Dies wird mithilfe von Abbildung 4-46 analysiert. Dort ist die von Mises Vergleichsspannung im Werkstückquerschnitt durch den Werkzeugkontakt bei der fünften Umdrehung dargestellt. In a) mit $VB = 0,075 \text{ mm}$ zeigen sich im Bereich des Kontakts und in der übrigen Randschicht relativ kleine Eindringtiefen mittlerer Spannungen (grün markiert) und hoher Spannungen (rot markiert). Die Eindringtiefen sind in b) mit $VB = 0,350 \text{ mm}$ deutlich größer, sowohl im Bereich des Werkzeugkontakts, als auch in der vor- und nachlaufenden Randschicht. Zum Vergleich zeigt Abbildung 4-46 c) die Simulation mit rein mechanischer Last, deren Eigenspannungsprofile bereits in Abbildung 4-38 b) analysiert wurden. Die Spannungseindringtiefe ist mit dem thermomechanisch belasteten Modell vergleichbar und Maximalspannungen

bei Werkzeugeingriff liegen darüber. Die in der nachlaufenden Randschicht induzierten Spannungen sind jedoch deutlich niedriger, was bereits die Spannungsprofile gezeigt haben. In Abbildung 4-47 sind die akkumulierten plastischen Vergleichsdehnungen dargestellt. Diese haben in a) $VB = 0,075$ mm eine kleinere Eindringtiefe als in b) mit $VB = 0,350$ mm. Die plastischen Dehnungen in Abbildung 4-47 c) sind, trotz der hohen Spannungen, deutlich niedriger als in b). Dies ist an der Oberfläche durch in der Abwesenheit thermisch induzierter Dehnungen bedingt. Der Grund für das Ausbleiben nennenswerter plastischer Deformationen in der Tiefe ist die Abwesenheit von thermischen Fließspannungsabsenkungen. Zur weiteren Analyse sind in Abbildung 4-48 die entsprechenden Temperaturfelder dargestellt.

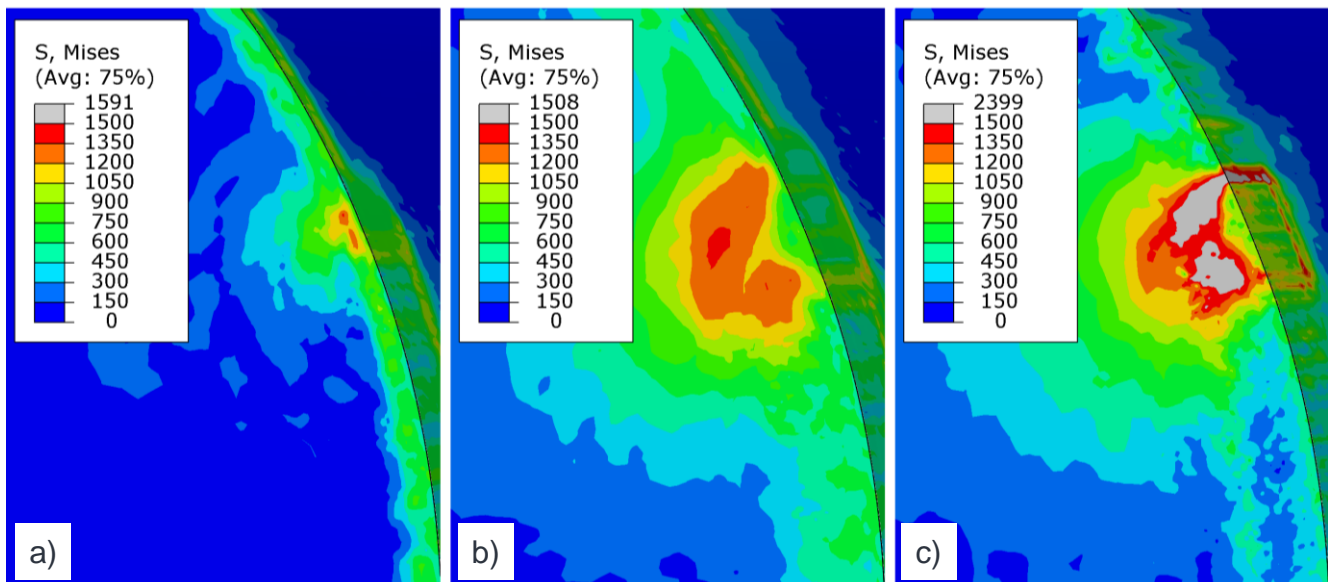


Abbildung 4-46 von Mises Vergleichsspannung bei Simulationen mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, a) $VB = 0,075$ mm
b) $VB = 0,350$ mm c) rein mechanischer Last mit $VB = 0,350$ mm

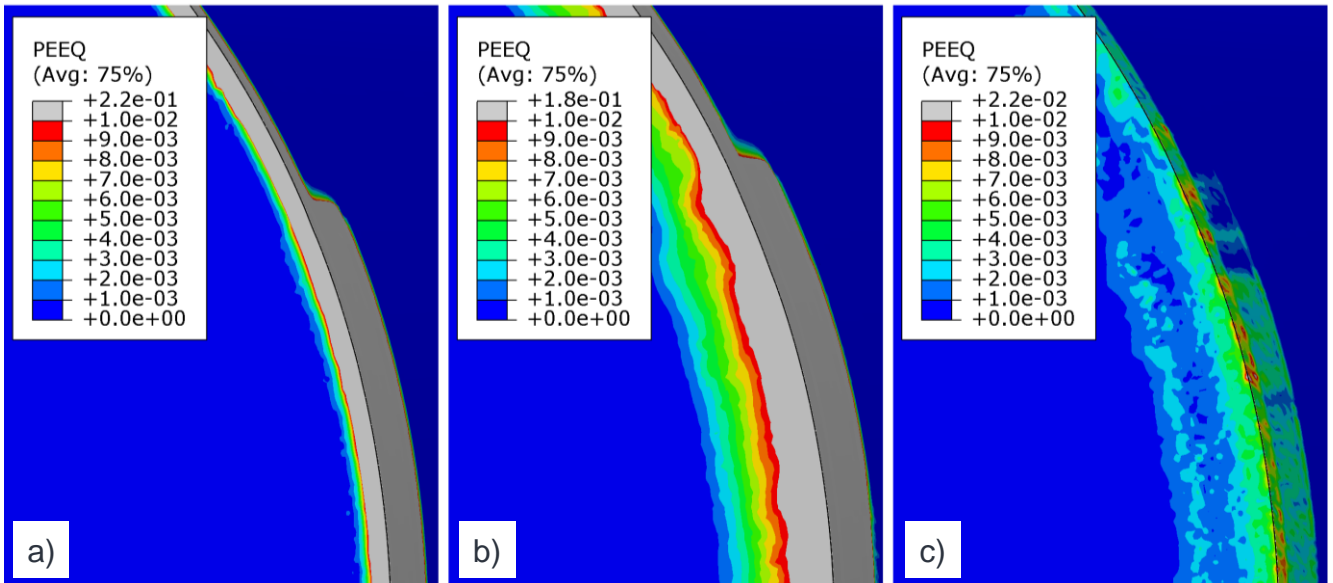


Abbildung 4-47 Akkumulierte plastische Vergleichsdehnung bei Simulationen mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, a) $VB = 0,075$ mm b) $VB = 0,350$ mm c) rein mechanischer Last mit $VB = 0,350$ mm

Neben hohen Randtemperaturen zeigen die Ergebnisse in Abbildung 4-48 a) und b) auch eine tieferreichende Temperaturerhöhung und damit eine Materialerweichung, die mit der Verschleißmarkenbreite 350 μ m stärker ausgeprägt ist als mit 75 μ m. Dies erklärt die entsprechenden Unterschiede in den Spannungen und plastischen Dehnungen. Bei rein mechanischer Last in c) erwärmt sich das Material nicht, erträgt höhere Spannungen und verformt sich plastisch kaum.

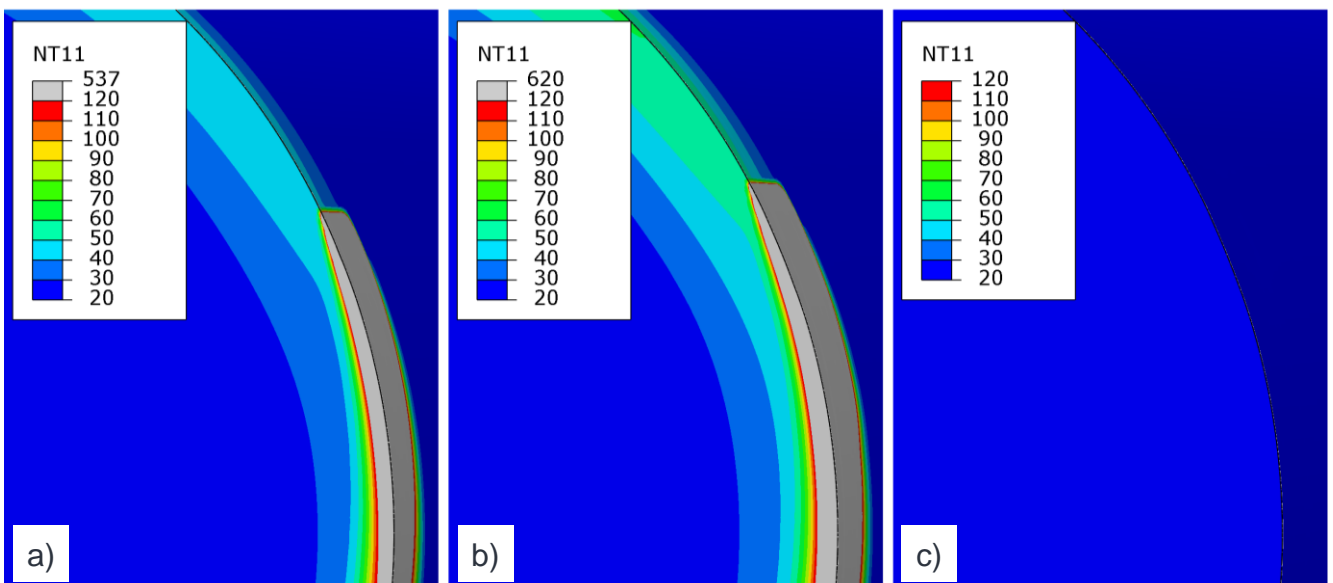


Abbildung 4-48 Temperaturanstieg bei Simulationen mit QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, a) $VB = 0,075$ mm b) $VB = 0,350$ mm und c) rein mechanischer Last mit $VB = 0,350$ mm

Insgesamt verursacht der Anstieg der Verschleißmarkenbreite von 75 μm auf 350 μm eine Verringerung der Oberflächenspannungen und stärkere Ausprägung von tangentialen und axialen Druckeigenstressungen. Das tangentiale Eigenspannungsminimum verschiebt sich mit dem Verschleiß deutlich in die Tiefe, das axiale Eigenspannungsminimum dagegen nur leicht.

Neben den bereits betrachteten Parametern ist der Einfluss der Anlasstemperatur auf die resultierenden Eigenspannungen von grundlegendem Interesse. Abbildung 4-49 zeigt entsprechende Eigenspannungsprofile und in Tabelle 4-18 sind die zugehörigen Prozesskenngrößen angegeben.

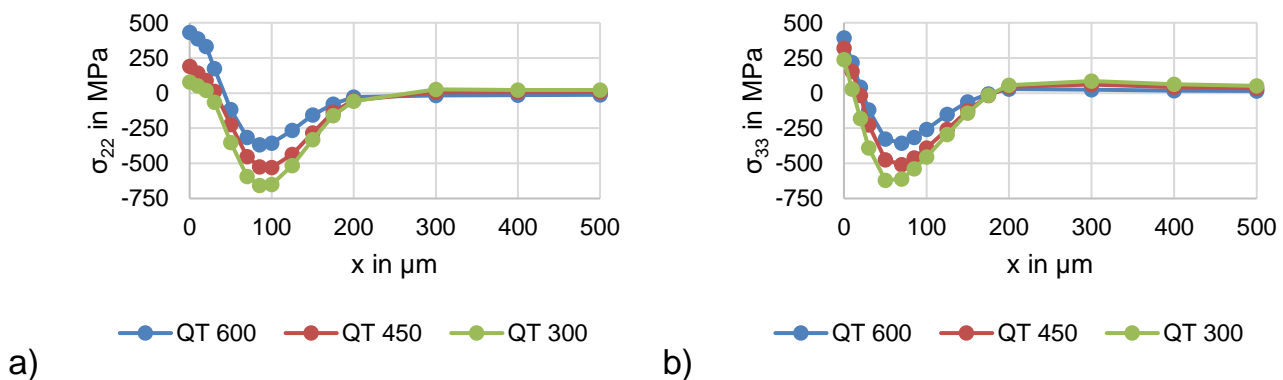


Abbildung 4-49 Eigenspannungsverläufe a) tangential b) axial mit 42CrMo4 QT var., $v_c = 300 \text{ m/min}$, $f = 0,3 \text{ mm}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $r_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$, $VB = 0,175 \text{ mm}$

Tabelle 4-18 Prozesskenngrößen der Simulationen aus Abbildung 4-49

42CrMo4	QT 600	QT 450	QT 300
F_c in N	238,5	243,3	241,3
F_p in N	131,94	156,9	180,2
Q in W	132,2	134,9	133,8
q_{pl} in W/mm^2	1132,2	1156,9	1147,2

Während sich die Schnittkräfte mit der Anlasstemperatur kaum verändern, erhöht sich die Passivkraft mit sinkender Anlasstemperatur und steigender Grundhärte. Demnach steigen auch die mechanischen Lasten an. Dies begründet die stärkere Ausprägung von Druckeigenstressungen mit den niedrigeren Anlasstemperaturen. Die Eindringtiefe der Eigenspannungen beträgt bei allen Anlasstemperaturen ca. 200 μm . Die Erhöhung der Anlasstemperatur verringert die Festigkeit und die mechanischen Lasten im FE-Modell so, dass sich der Effekt auf die Tiefenwirkung aufhebt. Bei der Diskussion der Simulationsergebnisse mit unterschiedlichem Verschleiß wurde gezeigt, dass die

thermische Materialerweichung einen entscheidenden Einfluss auf die Eindringtiefe besitzt. Tatsächlich wäre es im Falle verschiedener Anlasstemperaturen denkbar, dass weicherer Material bei gleichen Schnittkräften eine größere plastische Verformung erfährt, sich das Werkstück stärker erwärmt und die Eigenspannungen eine größere Eindringtiefe haben. Der verwendete Werkstück-Prozesswärmekoeffizient nach (Augspurger, Bergs & Döbbeler 2019) bildet solche Effekte jedoch nicht ab.

Mit dem FE-Modell können auch Prozesse mit dem Schneideckenradius 1,2 mm simuliert werden. Dabei zeigen die Eigenspannung jedoch eine ausgesprochen geringe Tiefenwirkung und betragsmäßig kleine Druckanteile. Dies kann dadurch erklärt werden, dass die Annahme der konstanten mechanischen Lasten in axialer Richtung für die dann vorliegenden, großen Kontaktlängen falsch ist. Zur Verbesserung der Simulation könnte die tangentielle Verteilung der thermomechanischen Lasten in zukünftigen Arbeiten mithilfe von 3D Spanbildungssimulationen untersucht werden.

Insgesamt machen die FE-Simulationen klare und begründbare Aussagen bezüglich der Sensitivitäten der Eigenspannungsverläufe gegenüber der Schnittgeschwindigkeit, dem Vorschub, dem Verschleiß und der Anlasstemperatur. Die Ergebnisse werden im nächsten Kapitel mit den Sensitivitäten der empirisch ermittelten Modellgleichungen für die Eigenspannungscharakteristika verglichen.

5 Bewertung

Die analytischen und numerischen dieser Arbeit Modelle sollen die Steuerung und Regelung des Außenlängsdrehens von 42CrMo4 QT ermöglichen. Für die Bewertung und Entwicklung von Regelungsstrategien ist es unerlässlich, die grundsätzlichen Beeinflussungsmöglichkeiten des Prozesses zu kennen. Dafür werden in den folgenden Tabellen die qualitativen Sensitivitäten der modellierten Kenn- und Zielgrößen dargestellt. Die Darstellung bezieht sich auf die angegebenen Parameterintervalle.

In Tabelle 5-1 sind die Sensitivitäten der Prozesskräfte hinsichtlich der Prozessstellgrößen angegeben. Die Kriterien für die entsprechende Kennzeichnung sind in der Legende unter der Tabelle angeben.

Tabelle 5-1 Qualitative Sensitivität der Prozesskräfte gegenüber möglichen Prozessstellgrößen und -störgrößen

	QT	r_ϵ	VB	v_c	f	a_p	KSS
Einheit	°C	mm	mm	m/min	mm	mm	-
min.	300	0,4	0,075	100	0,05	0,2	0
max.	640	1,2	0,4	300	0,3	0,6	1
F_c	-	o	+	o	++	++	o
F_f	-	-	++	o	+	++	o
F_p	-	+	++	+	+	+	o

Legende

++ starke positive Korrelation + schwache positive Korrelation
 -- starke negative Korrelation - schwache negative Korrelation
 o minimaler Einfluss

Die Sensitivitäten der Prozesskräfte lassen auf grundlegende thermomechanische Zusammenhänge schließen, die ihrerseits für Randschichtmodifikationen relevant sind. Der starke Anstieg der Kräfte mit der Verschleißmarkenbreite bewirkt eine deutliche Erhöhung der thermomechanischen Lasten, die mit starken Randschichtmodifikationen einhergehen. Für die mechanischen Randlasten sind dabei nicht die absoluten Kräfte relevant, sondern die mechanischen Spannungen. Die Verringerung der Passivkraft mit der Anlasstemperatur bewirkt bei gleicher Prozesskinematik eine Verringerung der mechanischen Lasten. Die Auswirkungen von Schneideckenradius und Schnittgeschwindigkeit auf die Prozesskräfte sind uneinheitlich. Dagegen hat der Vorschub einen starken, mathematisch positiven Einfluss und ist insofern zur Regelung von Prozesskräften geeignet z.B. um einem steigenden Werkzeugverschleiß entgegenzuwirken. Triviale

Tendenzen für die Randschichtmodifikationen sind jedoch nicht zu erwarten, da sich mit dem Vorschub auch die Werkzeugkontaktfläche verändert. Allerdings können die ermittelten Gleichungen genutzt werden, um den Werkzeugverschleiß insbesondere durch die Messung der Vorschub- oder der Passivkraft zu abzuschätzen. Weiterhin wurden die Modelle für die Schnitt- und die Vorschubkraft für die FE-Simulation der Eigenspannungen verwendet.

In Tabelle 5-2 sind die Sensitivitäten der gemittelten Rautiefe R_z dargestellt. Die mittlere Rautiefe R_a wird nicht betrachtet, weil sie sich parallel zu R_z entwickelt. Die Verschleißmarkenbreite verringert die Rauheit tendenziell, was mit der Abflachung des Werkzeugs zu erklären ist. Demnach ist mit fortgeschrittener Standzeit ist nicht mit einer Verschlechterung der Rauheit zu rechnen und ein Gegensteuern, z.B. mit einem niedrigeren Vorschub ist nicht nötig. Die in dieser Arbeit identifizierten Gleichungen können jedoch genutzt werden, um die erwünschte Rauheit für ein großes Feld an Prozessparametern sicher einzustellen.

Tabelle 5-2 Qualitative Sensitivität der gemittelten Rautiefe R_z gegenüber den Prozessparametern und -stellgrößen

	QT	r_ϵ	VB	v_c	f	a_p	KSS
Einheit	°C	mm	mm	m/min	mm	mm	-
min.	300	0,4	0,075	100	0,05	0,2	0
max.	640	1,2	0,4	300	0,3	0,6	1
R_z	o	-	-	o	++	o	o

Legende

++ starke positive Korrelation + schwache positive Korrelation
 -- starke negative Korrelation - schwache negative Korrelation
 o minimaler Einfluss

Der Härteanstieg ΔHV ist ein relativ einfach zu ermittelndes Maß für die Modifikation des randnahen Werkstückmaterials. Nach dem Außenlängsdrehen von 42CrMo4 mit der Anlasstemperatur 450 °C oder höher steigt die Randhärte in der Regel in Richtung der bearbeiteten Oberfläche an. Röntgenografische Messungen der mittleren Halbwertsbreite zeigen weiterhin, dass bei der Zerspanung von 42CrMo4 QT 450 keine nennenswerten Anlasseffekte auftreten. Die Sensitivitäten des Randhärteanstiegs von 42CrMo4 QT, angelassen bei 450 °C, 600 °C oder 640 °C sind in Tabelle 5-3 dargestellt. Es ist davon auszugehen, dass sich ein moderater, durch Kornfeinung induzierter Härteanstieg vorteilhaft auf die Belastbarkeit des Werkstücks auswirkt. Im Sinne einer

konstanten Bauteilqualität sollte sich die Randhärte in einem bestimmten Intervall bewegen erreichen. Anhand der vorliegenden Schlibbilder sollte ein Härteanstieg von 50 bis 100 HV 0,005 angestrebt werden. Um trotz steigendem Werkzeugverschleiß einen möglichst konstanten Härteanstieg zu erreichen, sollten der Vorschub und die Schnittgeschwindigkeit bei niedrigen Verschleißmarkenbreiten erhöht und bei hohen Verschleißmarkenbreiten verringert werden. Dadurch wird auch die Produktivität unter den gegebenen Randbedingungen maximiert.

Tabelle 5-3 Qualitative Sensitivität des Härteanstiegs $\Delta HV 0,005$ gegenüber den Prozessparametern und -stellgrößen mit dem Datensatz QT 450+

	QT	r_ϵ	VB	v_c	f	a_p	KSS
Einheit	°C	mm	mm	m/min	mm	mm	-
min.	450	0,4	0,075	100	0,05	0,2	0
max.	640	1,2	0,4	300	0,3	0,6	1
ΔHV	+	(-)	++	+	+	-	-

Legende

- | | |
|--------------------------------|---------------------------------|
| ++ starke positive Korrelation | + schwache positive Korrelation |
| -- starke negative Korrelation | - schwache negative Korrelation |
| () geringer Einfluss | o Einfluss vernachlässigbar |

Bei der Analyse von Proben aus 42CrMo4 QT 300 hat sich herausgestellt, dass der Härteanstieg ein weniger belastbares Maß für die Randschichtmodifikation ist. Das liegt u.a. an Anlasseffekten, d.h. dass die Anlasstemperatur während der Zerspanung überschritten wird. Bei der röntgenografischen Analyse zeigt sich der Anlasseffekt als Abfall der mittleren Halbwertsbreite unter das Niveau des Grundmaterials. Tendenziell verringern die Anlasseffekte die Versetzungsdichte und damit auch die Härte. Dies wird in randnahen Bereichen grundsätzlich von mechanisch induzierter Verfestigung überlagert, sodass die Halbwertsbreite und die Härte wieder ansteigen. Hohe thermische und mechanische Lasten können demnach erhebliche Randschichtmodifikationen bewirken, deren Wirkung auf die Härte sich in Teilen oder vollständig kompensiert. Dies erklärt die schwache Sensitivität des Härteanstiegs gegenüber den Prozessstellgrößen, wenn alle Anlasstemperaturen berücksichtigt werden.

Ausgeprägte weiße und dunkle Schichten wie in Abbildung 4-11 traten nur bei der Zerspannung von 42CrMo4 QT 300 sowie bei hohen Prozessstellgrößen und einem sehr hohen Werkzeugverschleiß auf. Zudem sind diese Schichten nicht vollständig über den Probenrand verteilt. Für Proben mit höherer Anlasstemperatur traten diese Randschichtmodifikationen beim Außenlängsdrehen nicht auf. Dagegen zeigen Strodtick et

al., dass beim BTA-Tiefbohren von 42CrMo4 QT 640 phasentransformierte weiße Schichten mit Härten von über 700 HV entstehen können (Strodick & Berteld et al. 2020). Das unterschiedliche Risiko des Auftretens thermisch induzierter weißer Schichten ist demnach durch den Prozess begründet. Beim BTA-Tiefbohren überfahren die Schneiden und die Führungsleisten einen Punkt der Bohrungswand häufiger, als beim Außenlängsdrehen. Darüber hinaus sind Reibeffekte beim Bohren durch die konkave Bohrungswand und die daraus resultierende höhere Werkzeugumschlingung generell stärker ausgeprägt. Dagegen ist das Risiko des Auftretens thermisch induzierter weißer Schichten beim Außenlängsdrehen mit Werkzeugverschleißmarkenbreiten kleiner als 0,4 mm selbst bei hohen Schnittgeschwindigkeiten und Vorschüben minimal.

Gedrehte Wellen sind in der Regel hochbelastete Bauteile, die von der Einstellung randnaher Druckeigenstressungen profitieren. Demnach hat die Vorhersage und Beeinflussung von Eigenstressungsverläufen bei der zerspanenden Endbearbeitung eine hohe Relevanz. Die Ausprägung von Eigenstressungen wird in dieser Arbeit durch charakteristische Werte bestimmt. Die Sensitivitäten gegenüber den Prozessparametern im empirisch-analytischen Modell („emp.“) und im FE-Modell sind in Tabelle 5-4 dargestellt.

Tabelle 5-4 Qualitative Sensitivität der Eigenstressungscharakteristika gegenüber den Prozessparametern und -stellgrößen bei der Trockenbearbeitung mit $a_p = 0,3$ mm

	QT		r_ϵ	VB		v_c		f	
Einheit	°C		mm	mm		m/min		mm	
min.	300		0,4	0,075		100		0,05	
max.	450		1,2	0,4		300		0,3	
Modell	emp.	FE	emp.	emp.	FE	emp.	FE	emp.	FE
$\sigma_{22,s}$	+	+	(+)	(-)	-	+	++	-	0
$\sigma_{22,m}$	+	+	(+)	(-)	--	0	(-)	-	0
$d_{22,m}$	+	0	-	++	+	0	0	0	0
$\sigma_{33,s}$	0	0	(+)	--	-	(+)	+	++	++
$\sigma_{33,m}$	0	+	(+)	-	-	0	(-)	0	+
$d_{33,m}$	+	0	(-)	+	+	0	0	0	0
d_{neutr}	+	0	-	++	++	0	0	0	0

Legende

++ starke positive Korrelation

+ schwache positive Korrelation

-- starke negative Korrelation

- schwache negative Korrelation

() geringe statistische Signifikanz im empirischen Modell ($0,1 < p\text{-Wert} < 0,5$) bzw. sehr schwache Korrelation im FE-Modell

o sehr geringe statistische Signifikanz im empirischen Modell ($0,5 < p\text{-Wert}$) bzw. keine nennenswerte Korrelation im FE-Modell

Die simulierten Einflüsse der Anlasstemperatur auf die Randeigenspannungen und die minimalen Eigenspannungen stimmen mit dem empirischen Modell überein. Dagegen wird die im empirischen Modell vorliegende Erhöhung der Tiefenwirkung mit der Anlasstemperatur vom FE-Modell nicht abgebildet. Ein Grund hierfür könnte die bereits diskutierte Unabhängigkeit des Werkstückwärmeanteils von der Materialhärte sein. Die empirischen Modelle zeigen, dass der Schneideckenradius die Eigenspannungen tendenziell erhöht und die Eindringtiefe verringert. Der Grund dafür ist, dass die hohe tangential Kontaktfläche mit Schneideckenradius 1,2 mm zu einer Verringerung der druckeigenspannungsinduzierenden Normalspannungen führt. Der Verschleiß verringert die Eigenspannungen, was sich mit dem Anstieg mechanischer Lasten und der thermisch bedingten Materialerweichung erklären lässt. Die Schnittgeschwindigkeit erhöht die Oberflächeneigenspannungen. Dies ist mit der Erhöhung der zugeführten Wärmestromdichte zu erklären. In FE-Simulationen zeigt sich eine leichte Verringerung von tieferliegende Spannungen mit erhöhter Schnittgeschwindigkeit. Diese Tendenzen lassen sich mit den empirischen Daten nicht bestätigen und benötigen somit weitere Untersuchungen. Der Vorschub hat im empirischen Modell und in der Simulation einen geringen Einfluss auf die tangentialen Eigenspannungen. Ein interessanter Effekt ist dagegen die mathematisch positive Wirkung des Vorschubs auf die axiale Eigenspannung im empirischen Modell und in der Simulation. Dies deckt sich mit Ergebnissen aus (Capello 2005) und (Capello 2006). Dort wurde der Auswirkung des Vorschubs mit den Werten 0,05 mm, 0,1 mm und 0,25 mm für eine Reihe von Stählen untersucht. Mithilfe der FE-Simulationen in Abschnitt 4.3 konnte gezeigt werden, dass der Einfluss durch die Prozesskinematik, also den größeren Versatz der Werkzeugbahnen, zu erklären ist.

Mit den Ergebnissen der empirisch analytischen Modellierung und der FE-Simulationen lässt sich die Steuerbarkeit der Eigenspannungen beurteilen. Die tangentialen Oberflächen- und Randeigenspannungen sollten sich mithilfe des Vorschubs nur schwer anpassen lassen. Dagegen lässt sich die tangentiale Oberflächeneigenspannung durch eine niedrigere Schnittgeschwindigkeit verringern. Die axiale Oberflächeneigenspannung ist gegenüber dem Vorschub sensitiv und lässt sich so in einem recht großen Bereich einstellen. Die in der Simulation vorliegende Erhöhung der tieferliegenden axialen Eigenspannungen mit dem Vorschub sollte anhand von weiteren Experimenten überprüft werden. Die Tiefenverläufe der tangentialen Eigenspannungen sind stark vom

Werkzeugverschleiß abhängig. Eine Anpassung der tieferliegenden Spannungen mithilfe der Schnittgeschwindigkeit oder des Vorschubs konnte in dieser Arbeit nicht realisiert werden.

Der Verschleiß verringert generell die Eigenspannungen und erhöht die Tiefenwirkung. Dies sollte kein Nachteil für die Belastbarkeit des gefertigten Werkstücks sein. Mit den in Abschnitt 4.2.4 vorgestellten Gleichungen kann der Prozess so ausgelegt werden, dass die Eigenspannungen ein gewisses Niveau unterschreiten. Die charakteristischen Merkmale der Eigenspannungen lassen sich mittels einfacher analytischen Ansätze modellieren und durch grundlegende Überlegung zur thermischen und mechanischen Randschichtlast erklären. Dies bestärkt den zuvor gezogenen Schluss, dass das Auftreten von phasenumgewandelten weißen Schichten, die beispielsweise einen starken nichtlinearen Einfluss auf die Oberflächeneigenspannungen ausüben würden, beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 QT eine untergeordnete Rolle spielt.

In diesem Kapitel wurde gezeigt, dass sich die Randschichtzustände Rauheit, Härteanstieg und Oberflächeneigenspannungen durch Prozessstellgrößen beeinflussen lassen. Die Rauheit und die Eigenspannungen verringern sich mit dem Verschleiß. Sind für diese Zielgrößen Obergrenzen vorgegeben, ist eine Nachreglung des Prozesses voraussichtlich nicht nötig. Dagegen muss eine Prozessregelung mithilfe geringerer Schnittgeschwindigkeiten und Vorschübe erfolgen, um die Erhöhung des Härteanstieges mit dem Verschleiß abzumildern. Dies ist auch erforderlich, wenn bestimmte Oberflächeneigenspannungen trotz eines fortschreitenden Werkzeugverschleißes möglichst exakt eingestellt werden sollen.

6 Zusammenfassung und Ausblick

6.1 Zusammenfassung

Gemäß der Aufgabenstellung wurde das Außenlängsdrehen von 42CrMo4 QT untersucht und Randschichtzustände modelliert, die erwiesenermaßen eine große Relevanz für die Bauteileigenschaften und die -lebensdauer haben. Dazu wurde ein umfangreiches Versuchsprogramm durchgeführt, das verschiedene Werkstückvergütungsstände, Werkzeugschneideckenradien, -verschleißmarkenbreiten, Schnittgeschwindigkeiten, Vorschübe und die Trocken- und Nassbearbeitung umfasste. Abgesehen von den Prozesskräften wurden nach der Zerspanung die Rauheit, die Mikrohärtetiefenverläufe, sowie die Tiefenverläufe der röntgenografisch ermittelten Halbwertsbreiten und Eigenspannungen gemessen. Dabei hat sich gezeigt, dass beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4 in der Regel keine thermomechanisch induzierten Phasenumwandlungen zu erwarten sind, die mit sprunghaft ansteigenden Härten und Eigenspannungen in Verbindung gebracht werden. Stattdessen bilden sich mechanisch induzierte, nanokristalline Randschichten, die in Richtung der zerspannten Oberfläche einen kontinuierlichen Härteanstieg aufweisen. Als modellierte Zielgrößen wurden die Rautiefe R_z , der Randhärteanstieg und charakteristische Werte der tangentialen und axialen Eigenspannungstiefenverläufe verwendet. Mithilfe von linearer Regression, Variablenselektion und Kreuzvalidierungsmethoden wurden für die Prozesskräfte und die genannten Randschichtzielgrößen analytische und damit echtzeitfähige Modelle identifiziert. Als besonders wirksame Methode zur Variablenselektion erweist sich dabei das LASSO Verfahren. Mit den genannten Methoden konnten robuste Modelle erzeugt werden, und die bekannten Probleme der Überanpassung effektiv verhindert werden. Die Modelleingangsgrößen sind die bereits genannten Prozessparameter. Die Sensitivität der Zielgrößen gegenüber den Prozessparametern konnte bis zu einem gewissen Grad anhand von grundlegenden Zusammenhängen der thermomechanischen Randschichtlasten erklärt werden. Für tiefergehende Erklärungen der Entstehungsmechanismen von Eigenspannungen wurde ein FE-Modell entwickelt, bei dem der Werkzeugeingriff und die Spannbildung durch thermomechanische Werkstücklasten ersetzt wurden. Dafür wurden unter anderem die analytischen Modelle der Schnitt- und Passivkräfte und Erkenntnisse über den Werkstückkontakt aus einer 2D Spannbildungssimulationen verwendet. Der Fokus lag nicht auf der besonders detaillierten Abbildung der lokalen Kon-

taktverhältnisse, sondern auf einem Modell, das mit einfach zu ermittelten Eingangsparametern auskommt. Durch die 3D Eigenspannungssimulationen konnten auch Tendenzen erklärt werden, die sich erst aus der Betrachtung des gesamten Bauteils und der Prozesskinematik ergeben. Zum Beispiel lässt sich Verringerung der axialen Oberflächeneigenspannung mithilfe eines niedrigeren Vorschubs durch die Überlagerung mehrerer Werkzeugeingriffsbahnen begründen. Die Erklärung zeigt, dass es sich um robuste Modellzusammenhänge handelt, die für die Auslegung und Regelung von Randschichtzuständen beim Außenlängsdrehen verwendet werden können.

6.2 Ausblick

Die zentralen Ergebnisse dieser Arbeit sind das FE-Modell für die Eigenspannungssimulation und die empirisch-analytischen Randschichtmodelle. Deren Datenbasis wird in Zukunft durch weitere Experimente erweitert. Dies erfolgt im Rahmen des DFG Projekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“ und durch „Round Robin“ Versuche einer internationalen Forschungskoooperation im Rahmen des CIRP STC-S Keynote Papers 2024 „Surface Conditioning in Cutting and Abrasive Processes“. Die analytischen Modelle können danach problemlos neu kalibriert werden. Dies wird die Robustheit der Modelle weiter erhöhen. Davon abgesehen könnten für die empirisch analytischen Modelle erweiterte Polynomansätze verwendet werden, die Nichtlinearitäten besser abbilden. Ein Beispiel dafür ist der kinematisch bedingte, reziproke Einfluss des Schneideckenradius auf die Rautiefe R_z . Dies sollte relevant sein, wenn, anders als in dieser Arbeit, für den Schneid-eckenradius mehr als zwei Parameterstufen betrachtet werden. Wie bereits für den Härteanstieg gezeigt, kann die Vorhersagequalität auch durch variabelere Modellierungsmethoden, wie Support Vector Machine verbessert werden. Jedoch ist die physikalische Interpretierbarkeit erschwert und die Möglichkeit der einfachen Modellimplementierung für weitergehende Berechnungen nicht gegeben.

Für die Eigenspannungssimulation bestehen diverse Möglichkeiten der Weiterentwicklung. Zum einen könnte die Modellierung der thermomechanischen Lasten verbessert werden. Dafür könnten die tatsächlichen Werkzeug-Werkstück-Kontaktlängen anhand von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und nicht, wie in dieser Arbeit, anhand von Verschleißmarkenbreiten bestimmt werden. Daneben könnten Spanbildungssimulationen des Außenlängsdrehens durchgeführt werden, um die Spannungen und Wärmeströme

im Werkzeug-Werkstückkontakt genauer zu bestimmen und diese auf die Eigenspannungssimulation zu übertragen. Weiterhin könnte geprüft werden, ob andere Simulationsprogramme als Abaqus dazu in der Lage sind, zeitlich und räumlich frei modellierbare, tangentielle Spannungen auf Elemente aufzubringen, um die Wirkung von Reibspannungen auf der neuen Werkstückoberfläche zu berücksichtigen. Eine Verbesserung der Eigenspannungssimulation könnte auch durch in-process Messungen erfolgen, mit denen globale oder lokale Werkstückwärmeströme bestimmt werden. Die Verbesserungen könnten helfen, alle Aspekte der Eigenspannungstiefenverläufe quantitativ korrekt vorherzusagen. Damit können Datenbanken der Spannungscharakteristika ergänzt werden, aus denen mittels Machine Learning echtzeitfähige analytische Prozessmodelle generiert werden können.

Die zukünftige Verwendung der empirisch-analytischen Randschichtmodelle besteht in der Prozessauslegung und -regelung. Die Prozessregelung erfordert die Berechnung von Sensitivitäten für den jeweiligen Prozesszustand. Dafür müssen wichtige Störgrößen, wie der Werkzeugverschleiß bekannt sein. Dieser kann bei der Zerspanung mithilfe von Kraft- oder Körperschallmessungen ermittelt werden. Darüber hinaus ist es für eine Regelung notwendig, die Zielgrößen mindestens indirekt zu messen. Dies könnte für Randschichtzustände wie den Härteanstieg und die Eigenspannung beispielsweise mittels mikromagnetischer on-machine Messungen und einer Kalibrierung des Messsystems erfolgen, also der Korrelation von magnetischen und mechanischen Eigenschaften. Bei der Abweichung einer Randschichtzielgröße von dem Sollwert, wie z.B. der axialen Oberflächeneigenspannung, kann die Sensitivität der Zielgröße gegenüber einer geeigneten Stellgröße, wie z.B. dem Vorschub, im momentanen Prozessfenster berechnet werden. Dann lässt sich der Prozess manuell oder automatisch nachregeln. Letzteres erfordert eine Weiterentwicklung und Digitalisierung der bisher genutzten Maschinenteknik. Dies 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“ erfolgen.

7 Literaturverzeichnis

Verweise gemäß dem Schema *A_Nachname Jahr* beziehen sich auf studentische Arbeiten am wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruher Institut für Technologie (KIT), die von dem Autor der Dissertation angeleitet wurden.

A_Bachmann 2021

A_Bachmann (2021), *Modellierung der Randschichtzustände nach dem Drehen des Vergütungsstahl 42CrMo4*. Masterarbeit, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruhe.

A_Hoegen 2019

A_Hoegen (2019), *Analyse der Randschichtzustände beim Drehen des Vergütungsstahls 42CrMo4 mit verschiedenen Anlasstemperaturen*. Bachelorarbeit, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruhe.

Akcan & Shah et al. 2002

Akcan; Shah; Moylan; Chhabra; Chandrasekar & Yang (2002), „Formation of white layers in steels by machining and their characteristics“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 (4), S. 1245–1254.

Ambrosy 2015

Ambrosy (2015), *Optimierung von Zerspanungsprozessen zur prozesssicheren Fertigung nanokristalliner Randschichten am Beispiel von 42CrMo4*. Dissertation, KIT, wbk, Karlsruhe, Deutschland.

Ambrosy & Zanger et al. 2014

Ambrosy; Zanger; Schulze & Jawahir (2014), „An Experimental Study of Cryogenic Machining on Nanocrystalline Surface Layer Generation“, *Procedia CIRP* (13), S. 169–174.

Ankener & Uebel et al. 2020

Ankener; Uebel; Basten; Smaga; Kirsch; Seewig; Aurich & Beck (2020), „Influence of different cooling strategies during hard turning of AISI 52100 – part II: characterization of the surface and near surface microstructure morphology“, *Procedia CIRP* (87), S. 119–124.

Augspurger, Bergs & Döbbeler 2019

Augspurger; Bergs & Döbbeler (2019), „Measurement and Modeling of Heat Partitions and Temperature Fields in the Workpiece for Cutting Inconel 718, AISI 1045, Ti6Al4V, and AlMgSi0.5“, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 141 (6), S. 44.

Bargel & Schulze 2018

Bargel & Schulze (2018), *Werkstoffkunde*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 978-3-662-48628-3.

Barry & Byrne 2002

Barry & Byrne (2002), „TEM study on the surface white layer in two turned hardened steels“, *Materials Science and Engineering: A*, 325 (1-2), S. 356–364.

Boothroyd 1963

Boothroyd (1963), „Temperatures in Orthogonal Metal Cutting“, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 177 (1), S. 789–810.

Böttger & Stampfer et al. 2020

Böttger; Stampfer; Gauder; Straß; Häfner; Lanza; Schulze & Wolter (2020), „Concept for soft sensor structure for turning processes of AISI4140“, *tm - Technisches Messen*, 87 (12), S. 745–756.

Brinksmeier & Cammett et al. 1982

Brinksmeier; Cammett; König; Leskovar; Peters & Tönshoff (1982), „Residual Stresses — Measurement and Causes in Machining Processes“, *CIRP Annals*, 31 (2), S. 491–510.

Buchkremer & Klocke 2017

Buchkremer & Klocke (2017), „Modeling nanostructural surface modifications in metal cutting by an approach of thermodynamic irreversibility: Derivation and experimental validation“, *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, 29 (1), S. 271–289.

Capello 2005

Capello (2005), „Residual stresses in turning“, *Journal of Materials Processing Technology*, 160 (2), S. 221–228.

Capello 2006

Capello (2006), „Residual stresses in turning“, *Journal of Materials Processing Technology*, 172 (3), S. 319–326.

Clavier & Valiorgue et al. 2020

Clavier; Valiorgue; Courbon; Dumas; Rech; van Robaeys; Lefebvre; Brosse & Karaouni (2020), „Impact of cutting tool wear on residual stresses induced during turning of a 15-5 PH stainless steel“, *Procedia CIRP* (87), S. 107–112.

Dassault Systèmes 2022a

Dassault Systèmes (2022), *SIMULIA User Assistance 2022. Abaqus - Distributed Loads*. https://help.3ds.com/2022/english/dssimulia_established/SIMA-CAEPRCRefMap/simaprc-c-loaddistributed.htm?contextscope=all [30.08.2022].

Dassault Systèmes 2022b

Dassault Systèmes (2022), *SIMULIA User Assistance 2022. Abaqus - Mass Scaling*. https://help.3ds.com/2022/English/DSSIMULIA_Established/SIMA-CAEGSARefMap/simagsa-c-ovwmass.htm?contextscope=all [30.08.2022].

DIN 8589-0

DIN 8589-0:2003-09, Fertigungsverfahren Spanen - Teil 0: Allgemeines; Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Beuth Verlag GmbH, Berlin.

DIN 8589-1

DIN 8589-1:2003-09, Fertigungsverfahren Spanen - Teil 1: Drehen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Beuth Verlag GmbH, Berlin.

DIN 4287

DIN EN ISO 4287:2010-07, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - DIN EN ISO Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit, Beuth Verlag GmbH, Berlin.

Field & Kahles 1964

Field & Kahles (1964), „The Surface Integrity of Machined and Ground High Strength Steels“, *DMIC Report* (210), S. 54–77.

Friedman, Hastie & Tibshirani 2010

Friedman; Hastie & Tibshirani (2010), „Regularization Paths for Generalized Linear Models via Coordinate Descent“, *Journal of statistical software*, 33 (1), S. 1–22.

Fritz & Schulze 2012

Fritz & Schulze (2012), *Fertigungstechnik*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 978-3-642-29785-4.

Gauder & Biehler et al. 2020

Gauder; Biehler; Stampfer; Böttger; Häfner; Straß; Wolter; Schulze & Lanza (2020), „Softsensorgestützte Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen 42CrMo4. Erstellung eines Referenzkraftmodells“, *WT Werkstatttechnik*, 110 (11-12), S. 758–762.

Gauder & Biehler et al. 2021

Gauder; Biehler; Gölz; Stampfer; Böttger; Häfner; Wolter; Schulze & Lanza (2021), „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*, 88 (11), S. 661–673.

Gerstenmeyer 2018

Gerstenmeyer (2018), *Entwicklung und Analyse eines mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahrens unter Verwendung des Zerspanungswerkzeuges*. Dissertation, KIT, wbk, Karlsruhe.

Glatt & Hotz et al. 2021

Glatt; Hotz; Kölsch; Mukherjee; Kirsch & Aurich (2021), „Predicting the martensite content of metastable austenitic steels after cryogenic turning using machine learning“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 115 (3), S. 749–757.

Griffiths 2001

Griffiths (2001), *Manufacturing surface technology. Surface integrity & functional performance*, Penton, London. ISBN: 9780080511016.

Guddat & M'Saoubi et al. 2011

Guddat; M'Saoubi; Alm & Meyer (2011), „Hard turning of AISI 52100 using PCBN wiper geometry inserts and the resulting surface integrity“, *Procedia Engineering*, 19, S. 118–124.

Guo, Warren & Hashimoto 2010

Guo; Warren & Hashimoto (2010), „The basic relationships between residual stress, white layer, and fatigue life of hard turned and ground surfaces in rolling

contact“, *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2 (2), S. 129–134.

Hosseini & Klement et al. 2015

Hosseini; Klement; Yao & Rytberg (2015), „Formation mechanisms of white layers induced by hard turning of AISI 52100 steel“, *Acta Materialia*, 89 (2), S. 258–267.

Javidi, Rieger & Eichelseder 2008

Javidi; Rieger & Eichelseder (2008), „The effect of machining on the surface integrity and fatigue life“, *International Journal of Fatigue*, 30 (10-11), S. 2050–2055.

Johnson & Cook 1983

Johnson & Cook (1983), „A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures“, *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, S. 541–547.

Kaymakci, Kilic & Altintas 2012

Kaymakci; Kilic & Altintas (2012), „Unified cutting force model for turning, boring, drilling and milling operations“, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 54-55, S. 34–45.

Kienzle & Victor 1957

Kienzle & Victor (1957), „Spezifische Schnittkräfte bei der Metallbearbeitung“, *Werkstattstechnik und Maschinenbau*, 47 (5), S. 224–225.

Klocke 2018

Klocke (2018), „Hartzerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide“ in *Fertigungsverfahren 1*, Hrsg. F. Klocke, Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, S. 511–523.

Kozak & Azevedo 2011

Kozak & Azevedo (2011), „Does using stepwise variable selection to build sequential path analysis models make sense?“, *Physiologia Plantarum*, 141 (3), S. 197–200.

Kuhn 2015

Kuhn (2015), „caret: Classification and Regression Training“, *Astrophysics Source Code Library*, ascl:1505.003.

Kuntoğlu & Aslan et al. 2020

Kuntoğlu; Aslan; Pimenov; Giasin; Mikolajczyk & Sharma (2020), „Modeling of Cutting Parameters and Tool Geometry for Multi-Criteria Optimization of Surface Roughness and Vibration via Response Surface Methodology in Turning of AISI 5140 Steel“, *Materials (Basel, Switzerland)*, 13 (19).

Lienert, Hoffmeister & Schulze 2013

Lienert; Hoffmeister & Schulze (2013), „Residual Stress Depth Distribution after Piezo Peening of Quenched and Tempered AISI 4140“, *Materials Science Forum*, 768-769, S. 526–533.

Liu, Takagi & Tsukuda 2004

Liu; Takagi & Tsukuda (2004), „Effect of tool nose radius and tool wear on residual stress distribution in hard turning of bearing steel“, *Journal of Materials Processing Technology*, 150 (3), S. 234–241.

Lochmann 2013

Lochmann (2013), *Formelsammlung Fertigungstechnik. Formeln – Richtwerte – Diagramme*, Hanser Verlag, München. ISBN: 978-3-446-43249-9.

Lopes, Sales & Palma 2008

Lopes; Sales & Palma (2008), „Influence of machining parameters on fatigue endurance limit of AISI 4140 steel“, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 30 (1), S. 77–83.

Lv & Fu et al. 2015

Lv; Fu; Sun & Shan (2015), „Microstructure and mechanical behaviour of ultra-high strength of fine-grained AISI 4140 steel“, *Materials Research Innovations*, 19 (sup4), S64-S67.

Macherauch & Müller 1961

Macherauch & Müller (1961), „Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung“, *Zeitschrift für Angewandte Physik*, 13, S. 305–312.

Michna 2014

Michna (2014), *Numerische und experimentelle Untersuchung zerspanungsbedingter Gefügewandlungen und Modellierung des thermo-mechanischen Lastkollektivs beim Bohren von 42CrMo4*. Dissertation, KIT, wbk, Karlsruhe.

Nickel & Baak et al. 2020

Nickel; Baak; Walther & Biermann (2020), „Influence of the Feed Rate in the Single-Lip Deep Hole Drilling Process on the Surface Integrity of Steel Components“ in *Advanced Surface Enhancement*, Hrsg. S. Itoh & S. Shukla, Springer Singapore, Singapore, S. 198–212.

Ordás & Penalva et al. 2003

Ordás; Penalva; Fernández & García-Rosales (2003), „Residual stresses in tool steel due to hard-turning“, *Journal of Applied Crystallography*, 36 (5), S. 1135–1143.

Österle & Rooch et al. 2001

Österle; Rooch; Pyzalla & Wang (2001), „Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction“, *Materials Science and Engineering: A*, 303 (1-2), S. 150–157.

Peeters & Seefeldt et al. 2001

Peeters; Seefeldt; Teodosiu; Kalidindi; van Houtte & Aernoudt (2001), „Work-hardening/softening behaviour of bcc polycrystals during changing strain paths: I. An integrated model based on substructure and texture evolution, and ...“, *Acta Materialia* (49), S. 1607–1619.

Pu & Dillon et al. 2010

Pu; Dillon; Jawahir & Puleo (2010), „Microstructural Changes of AZ31 Magnesium Alloys Induced by Cryogenic Machining and Its Influence on Corrosion Resistance in Simulated Body Fluid for Biomedical Applications“, *International Manufacturing Science and Engineering Conference*, S. 271–277.

R Core Team 2018

R Core Team (2018), *R: A language and environment for statistical*, R Foundation for Statistical Computing, Vienna, Austria.

Rami & Kallel et al. 2017

Rami; Kallel; Sghaier; Youssef & Hamdi (2017), „Residual stresses computation induced by turning of AISI 4140 steel using 3D simulation based on a mixed approach“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91 (9-12), S. 3833–3850.

Rech, Hamdi & Valette 2008

Rech; Hamdi & Valette (2008), „Workpiece Surface Integrity“ in *Machining*, Springer, London, S. 59–96. https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-1-84800-213-5_3.

Rech & Moisan 2003

Rech & Moisan (2003), „Surface integrity in finish hard turning of case-hardened steels“, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43 (5), S. 543–550.

Richter 2010

Richter (2010), *Die physikalischen Eigenschaften der Stähle: Das 100-Stähle-Programm. Teil I: Tafeln und Bilder*, Mülheim a.d. Ruhr, Germany.

Sada 2021

Sada (2021), „Improving the predictive accuracy of artificial neural network (ANN) approach in a mild steel turning operation“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 112 (9-10), S. 2389–2398.

Sadeghi & Hadad et al. 2010

Sadeghi; Hadad; Tawakoli; Vesali & Emami (2010), „An investigation on surface grinding of AISI 4140 hardened steel using minimum quantity lubrication-MQL technique“, *International Journal of Material Forming*, 3 (4), S. 241–251.

Sarmiento & Bugna et al. 2007

Sarmiento; Bugna; Canale; Riofano; Mesquita; Totten & Canale (2007), „Modeling quenching performance by the kuyucak method“, *Materials Science and Engineering: A*, 459 (1-2), S. 383–389.

Sasahara 2005

Sasahara (2005), „The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0.45%C steel“, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45 (2), S. 131–136.

Sasahara, Obikawa & Shirakashi 2004

Sasahara; Obikawa & Shirakashi (2004), „Prediction model of surface residual stress within a machined surface by combining two orthogonal plane models“, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44 (7-8), S. 815–822.

Scholtes 2000

Scholtes (2000), „Residual stress analysis—a useful tool to assess the fatigue behavior of structural components“, *Advances in X-ray Analysis*, 43, 39 - 47.

Scholtes & Macherauch 1986

Scholtes & Macherauch (1986), „Auswirkungen mechanischer Randschichtverformungen auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe“, *Zeitschrift für Metallkunde*, 77 (5), S. 322–337.

Schulze & Michna et al. 2013

Schulze; Michna; Zanger; Faltin; Maas & Schneider (2013), „Influence of cutting parameters, tool coatings and friction on the process heat in cutting processes and phase transformations in workpiece surface layers*“, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 68 (1), S. 22–31.

Schulze & Osterried et al. 2012

Schulze; Osterried; Strauß & Zanger (2012), „Analysis of surface layer characteristics for sequential cutting operations“, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 67 (6), S. 347–356.

Schulze & Zanger et al. 2020

Schulze; Zanger; Stampfer; Seewig; Uebel; Zabel; Wolter & Böttger (2020), „Surface conditioning in machining processes. Glossary of the DFG priority programme 2086“, *tm - Technisches Messen*, 87 (11), S. 661–673.

Schwach & Guo 2006

Schwach & Guo (2006), „A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue“, *International Journal of Fatigue*, 28 (12), S. 1838–1844.

Smith & Melkote et al. 2007

Smith; Melkote; Lara-Curzio; Watkins; Allard & Riester (2007), „Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance“, *Materials Science and Engineering: A*, 459 (1-2), S. 337–346.

Sölter, Frohmüller & Wirbser 2018

Sölter; Frohmüller & Wirbser (2018), „Temperature Measurements and Heat Parti-

tioning in Machining Processes“ in *Thermal Effects in Complex Machining Processes*, Hrsg. D. Biermann & F. Hollmann, Springer International Publishing, Cham, S. 5–21.

Stampfer & Bachmann et al. 2022

Stampfer; Bachmann; Gauder; Böttger; Gerstenmeyer; Lanza; Wolter & Schulze (2022), „Modeling of surface hardening and roughness induced by turning AISI 4140 QT under different machining conditions“, *Procedia CIRP* (108), S. 293–298.

Stampfer & Böttger et al. 2020

Stampfer; Böttger; Gauder; Zanger; Häfner; Straß; Wolter; Lanza & Schulze (2020), „Experimental identification of a surface integrity model for turning of AISI4140“, *Procedia CIRP* (87), S. 83–88.

Stampfer & González et al. 2021

Stampfer; González; Segebade; Gerstenmeyer & Schulze (2021), „Material parameter optimization for orthogonal cutting simulations of AISI4140 at various tempering conditions“, *Procedia CIRP* (102), S. 198–203.

Strodick & Berteld et al. 2020

Strodick; Berteld; Schmidt; Biermann; Zabel & Walther (2020), „Influence of cutting parameters on the formation of white etching layers in BTA deep hole drilling“, *tm - Technisches Messen*, 87 (11), S. 674–682.

Surmann & Ungemach et al. 2011

Surmann; Ungemach; Zabel; Joliet & Schröder (2011), „Simulation of the Temperature Distribution in NC-Milled Workpieces“, *Advanced Materials Research*, 223, S. 222–230.

Thiele & Melkote et al. 2000

Thiele; Melkote; Peascoe & Watkins (2000), „Effect of Cutting-Edge Geometry and Workpiece Hardness on Surface Residual Stresses in Finish Hard Turning of AISI 52100 Steel“, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 122 (4), S. 642–649.

Tönshoff & Brinksmeier 1980

Tönshoff & Brinksmeier (1980), „Determination of the Mechanical and Thermal Influences on Machined Surfaces by Microhardness and Residual Stress Analysis“, *CIRP Annals*, 29 (2), S. 519–530.

Totik & Sadeler et al. 2003

Totik; Sadeler; Altun & Gavgali (2003), „The effects of induction hardening on wear properties of AISI 4140 steel in dry sliding conditions“, *Materials & Design*, 24 (1), S. 25–30.

Trigger & Chao 1951

Trigger & Chao (1951), „An analytical evaluation of metal cutting temperature“, *Transactions of ASME*, 73, 75-68.

Uhlmann & Holznagel et al. 2021

Uhlmann; Holznagel; Schehl & Bode (2021), „Machine Learning of Surface Layer Property Prediction for Milling Operations“, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 5 (4), S. 104.

Ulutan, Erdem Alaca & Lazoglu 2007

Ulutan; Erdem Alaca & Lazoglu (2007), „Analytical modelling of residual stresses in machining“, *Journal of Materials Processing Technology*, 183 (1), S. 77–87.

Valiorgue & Rech et al. 2012

Valiorgue; Rech; Hamdi; Gilles & Bergheau (2012), „3D modeling of residual stresses induced in finish turning of an AISI304L stainless steel“, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 53 (1), S. 77–90.

Valiorgue & Rech 2016

Valiorgue & Rech (2016), „Numerical Modeling of Residual Stresses in Turning of a 27MnCr5 Steel“, *Procedia CIRP* (45), S. 331–334.

Whittingham & Stephens et al. 2006

Whittingham; Stephens; Bradbury & Freckleton (2006), „Why do we still use step-wise modelling in ecology and behaviour?“, *Journal of Animal Ecology*, 75 (5), S. 1182–1189.

Wickham & Averick et al. 2019

Wickham; Averick; Bryan; Chang; McGowan; François; Golemund; Hayes; Henry; Hester; Kuhn; Pedersen; Miller; Bache; Müller; Ooms; Robinson; Seidel; Spinu; Takahashi; Vaughan; Wilke; Woo & Yutani (2019), „Welcome to the Tidyverse“, *Journal of Open Source Software*, 4 (43), S. 1686.

Zemzemi & Khochtali et al. 2021

Zemzemi; Khochtali; Salem; Alzahrani & Bouazizi (2021), „Analytical multi-physics

model of microstructure changes in hard turning of AISI 52100 steel: prediction of thicknesses of white and dark layers“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 112 (9-10), S. 2755–2771.

Liste eigener Publikationen

1. Flore D, Stampfer B, Wegener K (2017), „Experimental and numerical failure analysis of notched quasi-unidirectional laminates at room temperature and elevated temperature“, *Composite Structures*, 160, S. 128–141.
2. Stampfer B, Zanger F, Schulze V (2018), „In-Process Analysis of Minimum Quantity Lubrication during Drilling of AISI 4140“, *Advances in Production Research*, Hrsg. Schmitt R & Schuh G, S. 541–550.
3. Stampfer B, Golda, P, Zanger F, Schießl R, Maas U, Schulze V (2019), „Thermomechanically coupled numerical simulation of cryogenic orthogonal cutting“, *Procedia CIRP*, 82, S. 438–443.
4. Stampfer, B, Böttger D, Gauder D, Zanger F, Häfner B, Straß B, Wolter B, Lanza G, Schulze V (2020), „Experimental identification of a surface integrity model for turning of AISI4140“, *Procedia CIRP*, 87, S. 83–88.
5. Stampfer B, Golda P, Schießl R, Maas U, Schulze V (2020), „Cryogenic orthogonal turning of Ti-6Al-4V“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 111, S. 359–369.
6. Golda P, Schießl R, Stampfer B, Schulze V, Maas U (2020), „Experimental determination of the cooling performance of liquid nitrogen for machining conditions“, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 164, 120588, S. 1–11.
7. Gauder D, Biehler M, Stampfer B, Böttger D, Häfner B, Wolter B, Schulze V (2020), „Softsensorgestützte Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“, *WT Werkstatttechnik*, 110 (11), S. 758–762.
8. Schulze V, Zanger F, Stampfer B, Seewig J, Uebel J, Zabel A, Wolter B, Böttger D (2020), „Surface conditioning in machining processes - Glossary of the DFG priority programme 2086“, *tm - Technisches Messen*, 87 (11), S. 661–673.
9. Böttger D, Stampfer B, Gauder D, Straß B, Häfner B, Lanza G, Schulze V, Wolter B, (2020) „Concept for soft sensor structure for turning processes of AISI4140“, *tm - Technisches Messen*, 87 (12), S. 745–756.
10. Stampfer B, González G, Segebade E, Gerstenmeyer M, Schulze V, (2021) „Material parameter optimization for orthogonal cutting simulations of AISI4140 at various tempering conditions“, *Procedia CIRP*, 102, S. 198–203.

11. Stampfer B, Bachmann J, Gauder D, Böttger D, Gerstenmeyer M, Lanza G, Wolter B, Schulze V (2022) „Modeling of surface hardening and roughness induced by turning AISI 4140 QT under different machining conditions“, *Procedia CIRP*, 108, S. 293–298.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1 Prozessregelkreis des DFG Projekts „Prozessintegrierte Softsensorik zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4“	2
Abbildung 2-1 Größen und Richtungen beim Außenlängsdrehen a) Winkel am Schneidkeil b) Größen am Spanungsquerschnitt, nach (Fritz & Schulze 2012) c) Kräfte und Winkel am Drehhalter, nach (DIN 8589-1)	3
Abbildung 2-2 Ausgewählte Randschichtgrößen (Scholtes & Macherauch 1986)	6
Abbildung 3-1 Ein- und Ausgangsgrößen des Ziel-Prozessmodells	23
Abbildung 3-2 Härte im Wellenquerschnitt nach dem Vergüten von a) 42CrMo4 QT 450 und b) 42CrMo4 QT 300	24
Abbildung 3-3 a) Versuchsaufbau fürs Außenlängsdrehen mit Kraftmessung und akustischer Messung b) Beispielhafte Messungen der Verschleißmarkenbreite	25
Abbildung 3-4 a) Mikrohärteprüfung b) Probe und Messrichtung c) Eindrücke	27
Abbildung 3-5 Härteprüfpunkte in Grundmaterial 42CrMo4 QT 300	28
Abbildung 3-6 Schliffbild des Grundmaterials 42CrMo4 QT 300	29
Abbildung 3-7 a) Probe für die Eigenspannungsmessung mit Zylinderkoordinatenrichtungen b) Charakteristische Größen eines typischen Eigenspannungsverlaufs	30
Abbildung 3-8 FE-Modell des Werkstücks bei der Eigenspannungssimulation	32
Abbildung 3-9 Vorgaben von Elementkantenlängen für das FE-Netz	33
Abbildung 3-10 Detailansicht des vernetzten Werkstückmodells	33
Abbildung 3-11 Eigenspannungsprofile a) tangential b) axial eines beispielhaften Modells mit verschiedenen mass scaling Faktoren („ms“)	34
Abbildung 3-12 a) Kontaktspannungen und b) Wärmeströme in der FE-Simulation	36
Abbildung 3-13 Geometrisch idealer Spanungsquerschnitt und axiale, kinematisch bedingte Kontaktlänge für $r_\epsilon = 0,4$ mm, $a_p = 0,3$ mm und $f = 0,1$ mm	37
Abbildung 3-14 Profile der Normalspannungen an der Schneidkante a) Beispiel aus der Spanbildungssimulation b) Abgeleitetes Profil für die Eigenspannungssimulation	38

Abbildung 3-15 Profil der Wärmeströme an der Schneidkante, Beispiel aus der Spanbildungssimulation	39
Abbildung 3-16 Abgeleitete Profile der Wärmeströme für die Eigenspannungssimulation für a) Reibwärme und b) Spanbildung	40
Abbildung 4-1 Schnittkräfte, Trockenbearbeitung, $r_\epsilon = 0,4$ mm	41
Abbildung 4-2 Vorschubkräfte, Trockenbearbeitung, $r_\epsilon = 0,4$ mm	42
Abbildung 4-3 Passivkräfte, Trockenbearbeitung, $r_\epsilon = 0,4$ mm	43
Abbildung 4-4 Prozesskräfte, Trockenbearbeitung, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, QT 450, a) $v_c = 300$ m/min, $r_\epsilon = 0,4$ mm b) $v_c = 250$ m/min, $r_\epsilon = 1,2$ mm	43
Abbildung 4-5 a) Härtetiefenverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2$ mm, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 100$ m/min, $f = 0,1$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)	45
Abbildung 4-6 a) Härtetiefenverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2$ mm, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,1$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)	45
Abbildung 4-7 a) Härtetiefenverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2$ mm, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 100$ m/min, $f = 0,3$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)	46
Abbildung 4-8 a) Härtetiefenverläufe, a_p variiert b) Schliffbild, $a_p = 1,2$ mm, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)	46
Abbildung 4-9 a) Härtetiefenverlauf b) Schliffbild, 42CrMo4 QT 600, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $VB = 0,15$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)	47
Abbildung 4-10 a) Härtetiefenverlauf b) Schliffbild, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $VB = 0,2$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)	48
Abbildung 4-11 a) Härtetiefenverlauf b) Schliffbild 42CrMo4 QT 300, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $VB = 0,5$ mm (Stampfer & Böttger et al. 2020)	49
Abbildung 4-12 a) Härtedifferenzen b)-d) Schliffbilder 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, b) $VB = 0,15$ mm, c) $VB = 0,25$ mm, d) $VB = 0,35$ mm	50
Abbildung 4-13 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 100$ m/min, $f = 0,2$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $VB = 0,075$ mm a) $r_\epsilon = 0,4$ mm b) $r_\epsilon = 1,2$ mm	51
Abbildung 4-14 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 100$ m/min, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm a) $f = 0,1$ mm, $VB = 0,15$ mm b) $f = 0,3$ mm, $VB = 0,18$ mm	51

Abbildung 4-15 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 450, $v_c = 250$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 1,2$ mm a) $VB = 0,2$ mm, b) $VB = 0,32$ mm	52
Abbildung 4-16 Eigenspannungsprofile, 42CrMo4 QT 300, $f = 0,05$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 1,2$ mm, $VB = 0,28$ mm, a) $v_c = 100$ m/min b) $v_c = 250$ m/min	53
Abbildung 4-17 Erweiterte Korrelationsmatrix der Prozesskraftdaten	54
Abbildung 4-18 Sensitivitäten des linearen Schnittkraftmodells	58
Abbildung 4-19 Sensitivitäten des Schnittkraftmodells, identifiziert mit Elastic Net	58
Abbildung 4-20 Sensitivitäten des Vorschubkraftmodells, identifiziert mit Elastic Net	60
Abbildung 4-21 Sensitivitäten des Passivkraftmodells, identifiziert mit LASSO	61
Abbildung 4-22 Spanungsquerschnitt beim Außenlängsdrehen mit $a_p = 0,3$ mm	61
Abbildung 4-23 Erweiterte Korrelationsmatrix der Rauheitsdaten, nach (Stampfer & Bachmann et al. 2022)	63
Abbildung 4-24 Sensitivitäten des Modells für R_z , identifiziert mit LASSO, und Vorhersage von R_z mit LASSO und dem kinematischen Modell, nach (Stampfer & Bachmann et al. 2022)	64
Abbildung 4-25 Erweiterte Korrelationsmatrix für ΔHV , vollständiger Datensatz	65
Abbildung 4-26 Sensitivitäten des ΔHV -Modells, identifiziert mit LASSO, vollständiger Datensatz	66
Abbildung 4-27 Integralbreiten für $v_c = 100$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm a) 42CrMo4 QT 300, $VB = 0,15$ mm b) 42CrMo4 QT 450, $VB = 0,18$ mm	67
Abbildung 4-28 Erweiterte Korrelationsmatrix für ΔHV , Datensatz QT 450+	68
Abbildung 4-29 Sensitivitäten des linearen ΔHV -Modells, Datensatz QT 450+	70
Abbildung 4-30 Erweiterte Korrelationsmatrix für Eigenspannungscharakteristika	72
Abbildung 4-31 Sensitivitäten der tangentialen Oberflächeneigenspannung	73
Abbildung 4-32 Sensitivitäten des tangentialen Eigenspannungsminimums	74
Abbildung 4-33 Sensitivitäten der axialen Oberflächeneigenspannung	75
Abbildung 4-34 Sensitivitäten des axialen Eigenspannungsminimums	77

- Abbildung 4-35 Sensitivitäten der Tiefe des tangentialen Eigenspannungsminimums 78
- Abbildung 4-36 Sensitivitäten der Tiefe des axialen Eigenspannungsminimums 79
- Abbildung 4-37 Sensitivitäten der Eigenspannungstiefenwirkung 80
- Abbildung 4-38 Eigenspannungen nach rein a) thermischer und b) mechanischer Last mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,350$ mm 81
- Abbildung 4-39 Einfluss der Abkühlung auf a) Temperatur b) Eigenspannung mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 200$ m/min, $f = 0,2$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,075$ mm 82
- Abbildung 4-40 a) Tangentiale und b) axiale Eigenspannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,200$ mm, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm 83
- Abbildung 4-41 a) Tangentiale und b) axiale Eigenspannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,075$ mm, $v_c = 100; 300$ m/min, $f = 0,1; 0,3$ mm 84
- Abbildung 4-42 Tangentiale Eigenspannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,075$ mm, $v_c = 100; 300$ m/min, $f = 0,3$ mm 85
- Abbildung 4-43 FE-Simulation der axialen Spannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,075$ mm, $v_c = 300$ m/min, a) $f = 0,1$ mm b) $f = 0,3$ mm 86
- Abbildung 4-44 FE-Simulation der axialen a) Dehnungen und b) Spannungen mit 42CrMo4 QT 450, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,075$ mm, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm 87
- Abbildung 4-45 Eigenspannungsverläufe a) tangential b) axial mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, VB var. 88
- Abbildung 4-46 von Mises Vergleichsspannung bei Simulationen mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, a) $VB = 0,075$ mm b) $VB = 0,350$ mm c) rein mechanischer Last mit $VB = 0,350$ mm 89
- Abbildung 4-47 Akkumulierte plastische Vergleichsdehnung bei Simulationen mit 42CrMo4 QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, a) $VB = 0,075$ mm b) $VB = 0,350$ mm c) rein mechanischer Last mit $VB = 0,350$ mm 90

-
- Abbildung 4-48 Temperaturanstieg bei Simulationen mit QT 450, $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, a) $VB = 0,075$ mm b) $VB = 0,350$ mm und c) rein mechanischer Last mit $VB = 0,350$ mm 90
- Abbildung 4-49 Eigenspannungsverläufe a) tangential b) axial mit 42CrMo4 QT var., $v_c = 300$ m/min, $f = 0,3$ mm, $a_p = 0,3$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm, $VB = 0,175$ mm 91
- Abbildung 0-1 Werkzeugeigenschaften 42CrMo4 XXII
- Abbildung 0-2 Datenblatt Motorex Swisscool 8000 XXIII

Tabellenverzeichnis


Tabelle 2-1: Abhängigkeiten zwischen Randschichtzuständen und Bauteilversagen, nach (Tönshoff & Brinksmeier 1980; Griffiths 2001; Rech, Hamdi & Valette 2008)	12
Tabelle 3-1: Eigenspannung bei 42CrMo4 QT 300 vor der Zerspanung	24
Tabelle 3-2: Eigenspannung bei 42CrMo4 QT 450 vor der Zerspanung	24
Tabelle 3-3: Konstante und variierte Prozessparameter	26
Tabelle 3-4: Auswertung der Härteprüfung in Grundmaterial 42CrMo4 QT 300	28
Tabelle 3-5: Parameter des Versuchsfelds für die Eigenspannungsmessung	29
Tabelle 3-6: Johnson Cook Parameter für 42CrMo4 mit drei Anlasstemperaturen	35
Tabelle 3-7: Kinematisch bedingte, axiale Kontaktlängen	37
Tabelle 4-1 Gütemaße der Kreuzvalidierungstestläufe für das Schnittkraftmodell mit linearem Ansatz	55
Tabelle 4-2 Freiheitsgrade und Gütemaße der Schnittkraftmodelle	57
Tabelle 4-3 Freiheitsgrade und Gütemaße der Vorschubkraftmodelle	59
Tabelle 4-4 Freiheitsgrade und Gütemaße der Passivkraftmodelle	60
Tabelle 4-5 Freiheitsgrade und Gütemaße der Modelle für R_z	64
Tabelle 4-6 Freiheitsgrade und Gütemaße der ΔHV -Modelle, vollständiger Datensatz	66
Tabelle 4-7 Freiheitsgrade und Gütemaße der ΔHV -Modelle, Datensatz QT 450+	69
Tabelle 4-8 Parameter des linearen ΔHV -Modells, Datensatz QT 450+	69
Tabelle 4-9 Modellparameter der tangentialen Oberflächeneigenspannung	72
Tabelle 4-10 Modellparameter des tangentialen Eigenspannungsminimums	73
Tabelle 4-11 Modellparameter der axialen Oberflächeneigenspannung	75
Tabelle 4-12 Modellparameter des axialen Eigenspannungsminimums	76
Tabelle 4-13 Modellparameter der Tiefe des tangentialen Eigenspannungsminimums	77
Tabelle 4-14 Modellparameter der Tiefe des axialen Eigenspannungsminimums	78

Tabelle 4-15 Modellparameter der Eigenspannungstiefenwirkung	79
Tabelle 4-16 Prozesskenngößen der Simulationen aus Abbildung 4-41	84
Tabelle 4-17 Prozesskenngößen der Simulationen aus Abbildung 4-45	88
Tabelle 4-18 Prozesskenngößen der Simulationen aus Abbildung 4-49	91
Tabelle 5-1 Qualitative Sensitivität der Prozesskräfte gegenüber möglichen Prozessstellgrößen und -störgrößen	93
Tabelle 5-2 Qualitative Sensitivität der gemittelten Rautiefe R_z gegenüber den Prozessparametern und -stellgrößen	94
Tabelle 5-3 Qualitative Sensitivität des Härteanstiegs ΔHV 0,005 gegenüber den Prozessparametern und -stellgrößen mit dem Datensatz QT 450+	95
Tabelle 5-4 Qualitative Sensitivität der Eigenspannungscharakteristika gegenüber den Prozessparametern und -stellgrößen bei der Trockenbearbeitung mit $a_p = 0,3$ mm ⁹⁶	
Tabelle 0-1 Materialparameter von 42CrMo4 für die Eigenspannungssimulation aus (Sarmiento & Bugna et al. 2007; Richter 2010)	XXIV
Tabelle 0-2 Parameter des Schnittkraftmodells, multilinear	XXV
Tabelle 0-3 Parameter des Schnittkraftmodells, Elastic Net	XXV
Tabelle 0-4 Parameter des Vorschubkraftmodells, Elastic Net	XXVI
Tabelle 0-5 Parameter des Passivkraftmodells, LASSO	XXVI
Tabelle 0-6 Parameter des R_z -Modells, LASSO	XXVI
Tabelle 0-7 Parameter des ΔHV -Modells, LASSO, vollständiger Datensatz	XXVII

Anhang

Datenblätter Material und Versuchsaufbau



DE



石 钢


SHIJIAZHUANG IRON & STEEL CO., LTD

Mills Test Certificate

No. L1441

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	Gold band	Forging test	Crack-Detection		
-	-	-	-	-	1	2	1	-	-	UT	ET	
-	-	-	-	-	1	2	-	-	OK	OK	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	-	-	52	46	42	50	47	40
-	-	-	-	88	-	-	-	-	-	-	-	-
Non-metallic Inclusions (Grade)							Decarburized layer	Grain Size	Bands	Graphite carbon		
NON-METALLIC INCLUSIONS ARE INSPECTED BY DIN 50602-85 K METHOD K3 <=3.5  8910677							mm	Grade	Grade	Grade		
							-	7	-	-		
							-	-	-	-		
							-	-	-	-		
							-	-	-	-		
Step Down	First			Second			Total Strip	Total Length(mm)	Max Length(mm)	Total Strip	Total Length(mm)	Max Length(mm)
	Total Strip	Total Length(mm)	Max Length(mm)	Total Strip	Total Length(mm)	Max Length(mm)						
	-	-	-	-	-	-						

NOTE: CHEMICAL COMPOSITION (%) Ni:0.02/Cu:0.02/Al:0.009/Sn:0.0004/B:0.0003
 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

REDUCTION RATIO: 33.63
 质量检验专用章
 UT ACCORDING TO EN 10308 TAB. 2 CL. 3
 J40:41 J45:36 J50:44

Abbildung 0-1 Werkszeugnis 42CrMo4

<u>Eigenschaften</u>	<u>Einheit</u>	<u>Prüfung nach</u>	<u>Werte</u>
Farbe			gelb
Dichte bei 20 °C	g/cm ³	ASTM D4052	0.980
Viskosität bei 40°C	mm ² /s	DIN 51562-1	54
Mineraloelgehalt	%	DIN 51561-1	29
pH-Wert bei 5% Konz.		DIN 51369	8.7-9.0
Korrosionstest mit GG25-Spänen	5 %	DIN 512360-2	0 - 0
Faktor Refraktometer	% Brix		1.2

Abbildung 0-2 Datenblatt Motorex Swisscool 8000

Materialparameter von 42CrMo4 für die FE-Simulation

Tabelle 0-1 Materialparameter von 42CrMo4 für die Eigenspannungssimulation aus (Sarmiento & Bugna et al. 2007; Richter 2010)

T °C	E GPa	v -	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	

Parameter analytischer Prozessmodelle

Im Folgenden sind Parameter von Polynomansätzen dargestellt, die durch Regressionsmethoden bestimmten wurden. Die physikalischen Einheiten sind nur in Tabelle 0-2 angegeben. Die Parameter und Einheiten in den übrigen Tabellen sind konsistent.

Tabelle 0-2 Parameter des Schnittkraftmodells, multilinear

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c
Koeffizient	-7,62e+1	-1,23e-1	1,55e+1	3,25e-2	-1,10e-1
Einheit	N	N/K	N/mm	N/mm	N/(m/min)
f	a_p	KSS			
7,73e+2	5,25e+2	-1,22e-1			
N/mm	N/mm	-			

Tabelle 0-3 Parameter des Schnittkraftmodells, Elastic Net

Parameter	Konstante	QT	r_ϵ	VB	v_c
Koeffizient	9,12e+1	-3,10e-3	1,47e+1	7,29e+1	-3,79e-1
f	KSS	$r_\epsilon \cdot v_c$	$r_\epsilon \cdot f$	$r_\epsilon \cdot a_p$	$r_\epsilon \cdot QT$
1,30e+2	1,45e+1	-1,96e-2	8,74e+1	-8,77e+1	2,68e-2
$r_\epsilon \cdot VB$	$r_\epsilon \cdot KSS$	$v_c \cdot f$	$v_c \cdot a_p$	$v_c \cdot QT$	$v_c \cdot KSS$
1,58	-1,23e+1	-3,15e-1	-4,95e-1	5,98e-4	1,05e-1
$v_c \cdot VB$	$f \cdot a_p$	$f \cdot KSS$	$f \cdot VB$	$a_p \cdot KSS$	$a_p \cdot VB$
-1,43e-2	1,76e+3	1,32e+1	6,19e+2	-1,08e+2	8,61e+2
QT · KSS	QT · VB	KSS · VB	$r_\epsilon \cdot r_\epsilon$	$v_c \cdot v_c$	$f \cdot f$
-3,95e-3	-7,02e-1	1,24e+1	2,52	4,93e-4	-2,51e-2
$a_p \cdot a_p$	QT · QT	VB · VB			
2,64e+2	-1,61e-4	5,23e+2			

Tabelle 0-4 Parameter des Vorschubkraftmodells, Elastic Net

Parameter	Konstante	v_c	a_p	$r_\varepsilon \cdot f$	$r_\varepsilon \cdot a_p$
Koeffizient	1,95e+1	-1,21e-2	1,66e+2	9,37e+1	-9,78e+1
$r_\varepsilon \cdot QT$	$r_\varepsilon \cdot VB$	$r_\varepsilon \cdot KSS$	$v_c \cdot a_p$	$v_c \cdot QT$	$v_c \cdot KSS$
4,86e-2	-2,98e+2	1,77e+1	-2,50e-1	4,14e-5	8,20e-2
$v_c \cdot VB$	$f \cdot a_p$	$f \cdot KSS$	$f \cdot VB$	$a_p \cdot QT$	$a_p \cdot KSS$
1,21e-1	3,20e+2	2,02e+2	7,71e+2	-2,01e-3	-2,92e+1
$a_p \cdot VB$	$QT \cdot KSS$	$QT \cdot VB$	$KSS \cdot VB$	$v_c \cdot v_c$	$f \cdot f$
2,56e+3	-2,03e-3	-1,13	5,64e+1	1,41e-4	-3,55e+2
$QT \cdot QT$	$VB \cdot VB$				
-7,52e-5	6,58e+2				

Tabelle 0-5 Parameter des Passivkraftmodells, LASSO

Parameter	Konstante	QT	r_ε	$r_\varepsilon \cdot f$	$r_\varepsilon \cdot QT$
Koeffizient	2,58e+1	2,21e-1	6,55e+1	2,41e+2	-1,31e-1
$r_\varepsilon \cdot KSS$	$v_c \cdot f$	$v_c \cdot a_p$	$v_c \cdot KSS$	$f \cdot a_p$	$f \cdot VB$
4,36e+1	8,20e-2	-2,59e-1	2,92e-1	3,46e+2	4,28e+3
$a_p \cdot VB$	$QT \cdot KSS$	$QT \cdot VB$	$r_\varepsilon \cdot r_\varepsilon$	$v_c \cdot v_c$	$f \cdot f$
4,24e+3	-2,15e-1	-3,95	3,35e+1	2,69e-4	-8,85e+2
$a_p \cdot a_p$	$QT \cdot QT$	$VB \cdot VB$			
-2,85e+2	-3,70e-5	2,97e+3			

Tabelle 0-6 Parameter des R_z -Modells, LASSO

Parameter	Konstante	VB	f	$r_\varepsilon \cdot f$	$r_\varepsilon \cdot QT$
Koeffizient	1,51	5,62	2,77e+1	-5,53	-4,55e-3
$r_\varepsilon \cdot VB$	$v_c \cdot KSS$	$f \cdot QT$	$f \cdot KSS$	$f \cdot VB$	$QT \cdot KSS$
1,01	1,13e-3	4,61e-2	-4,80e-1	-6,25e+1	-1,49e-3
$QT \cdot VB$	$v_c \cdot v_c$	$f \cdot f$	$a_p \cdot a_p$		
-4,66e-3	-6,88e-6	8,39e-1	-2,42		

Tabelle 0-7 Parameter des ΔHV -Modells, LASSO, vollständiger Datensatz

Parameter	Konstante	$r_\varepsilon \cdot a_p$	$v_c \cdot f$	$f \cdot QT$	$a_p \cdot KSS$
Koeffizient	-1,65e+1	-2,89e+1	-3,14e-1	1,30e-1	-8,62e+1
$QT \cdot VB$	$v_c \cdot v_c$	$QT \cdot QT$			
5,89e-1	1,15e-4	1,22e-5			