



Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation

Hendrik Hotz

Kryogenes Drehen metastabiler austenitischer Stähle – Analyse der Wirkzusammenhänge zwischen Einstellgrößen, Prozessgrößen und Oberflächenmorphologie

Produktionstechnische Berichte aus dem FBK

Band 01/2021

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. Jan C. Aurich



Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation

Hendrik Hotz

**Kryogenes Drehen metastabiler
austenitischer Stähle – Analyse
der Wirkzusammenhänge
zwischen Einstellgrößen,
Prozessgrößen und Ober-
flächenmorphologie**

**Produktionstechnische Berichte aus dem FBK
Band 01/2021**

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. Jan C. Aurich

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.ddb.de> abrufbar.

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <http://dnb.ddb.de>.

Produktionstechnische Berichte aus dem FBK

Wissenschaftliche Schriftenreihe des
Lehrstuhls für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation
der Technischen Universität Kaiserslautern

Herausgeber: Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation
Prof. Dr.-Ing. Jan C. Aurich
Postfach 3049
Technische Universität Kaiserslautern
67653 Kaiserslautern

Verlag: Technische Universität Kaiserslautern

Druck: Technische Universität Kaiserslautern
Hauptabteilung 5
Abteilung 5.6 Foto-Repro-Druck

D-386

© Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation, 2021
Technische Universität Kaiserslautern
Erwin-Schrödinger-Straße
67663 Kaiserslautern

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISBN 978-3-95974-146-0
ISSN 0937-9061

**Kryogenes Drehen metastabiler austenitischer Stähle –
Analyse der Wirkzusammenhänge zwischen Einstellgrößen, Prozessgrößen
und Oberflächenmorphologie**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Verleihung des akademischen Grades
Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation

von

Diplom-Ingenieur

Hendrik Hotz

aus Gerolstein

Tag der mündlichen Prüfung: 28. Januar 2021

Promotionskommission:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Ralf Müller

1. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Jan C. Aurich

2. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck

Kaiserslautern, 2021

D 386

Vorwort des Verfassers

"The best way to verify that you are alive is by checking if you like volatility."

/ Nassim Nicholas Taleb /

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation (FBK) der Technischen Universität Kaiserslautern.

Mein großer Dank gilt Prof. Dr.-Ing. Jan C. Aurich für die Möglichkeit, meine Dissertation am FBK anzufertigen. Das damit entgegengebrachte Vertrauen, die Freiheit bei der Erstellung der Arbeit sowie die exzellente Betreuung weiß ich sehr zu schätzen. Herr Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck danke ich für die Übernahme der Berichterstattung und das für die Arbeit gezeigte Interesse. Mein weiterer Dank gilt Herr Prof. Dr.-Ing. Ralf Müller für die Leitung der Prüfungskommission.

Ich danke Stephan Basten und Peter Amer Arrabiyeh für die kritische Durchsicht der Arbeit und für die hilfreichen, sowie für die unterhaltsamen Kommentare. Meinen ehemaligen Hiwis danke ich für die gewissenhafte Arbeit und ihren unermüdlichen Einsatz. Mein besonderer Dank gilt hierbei Kevin Gutzeit. Für die angenehme Zeit am FBK danke ich meinen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen. Neben den bereits Genannten danke ich besonders Marius Heintz, Sebastian Greco, Daniel Müller und Katja Klauer. Ich danke dem gesamten FBK-Supportteam für das große Engagement und die dadurch entstandene Entlastung. Besonders danken möchte ich Lucas Hartmann und Rosemarie Schleret.

Für die interessanten und fruchtbaren Kooperationen im Sonderforschungsbereich 926 danke ich Steven Becker, Stefan Thielen, Felix Ströer und Tong Zhu. Weiterhin danke ich Ilona Stein für die wertvolle Unterstützung.

Ein großer persönlicher Dank gilt meiner Lebensgefährtin Lisa Steinau für die Unterstützung während Studium und Promotion, sowie für die sprachliche Durchsicht der Dissertation. Mein größter Dank gilt meiner Mutter Brigitte Meier, welche stets an mich geglaubt hat und mich auf diesem langen Bildungsweg unterstützte. Ihr widme ich diese Arbeit.

Reutte, im Februar 2021

Hendrik Hotz

Kurzfassung

Die Ermüdungsfestigkeit und Verschleißbeständigkeit eines Bauteils hängt maßgeblich von dessen Oberflächenmorphologie ab. Neben einer niedrigen Rauheit ist daher für eine Vielzahl technischer Anwendungen eine verfestigte Randschicht vorteilhaft. Metastabile austenitische Stähle können hierzu nach der spanenden Bearbeitung durch mechanische Verfestigungsprozesse wie bspw. Kugelstrahlen nachbehandelt werden. Die Randschichtverfestigung resultiert dabei aus einer Überlagerung von Kaltverfestigungsmechanismen und verformungsinduzierter Martensitbildung. Kryogenes Drehen als Endbearbeitung kann, je nach Prozessauslegung und Anforderung an die Bauteiloberfläche, durch die integrierte Randschichtverfestigung einen nachgelagerten separaten Verfestigungsprozess obsolet machen. Umfangreich untersucht ist hierbei der Einfluss der Schnittparameter sowie der Kühlstrategie auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie. Generell begünstigen niedrige thermische und hohe mechanische Lasten die verformungsinduzierte Martensitbildung und somit die Randschichtverfestigung. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zunächst der Einfluss des Werkstoffs und der Werkzeugeigenschaften untersucht. Dabei zeigte sich, dass sich trotz chargenbedingten Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung eine robuste Randschichtverfestigung realisieren lässt und sich die thermomechanische Last und die Oberflächenmorphologie in Abhängigkeit der Werkzeugeigenschaften gezielt einstellen und verbessern lassen. Weiterhin wurde der Martensitgehalt in Abhängigkeit der beim kryogenen Drehen vorherrschenden thermomechanischen Last modelliert. Abschließend wurde die Oberflächenmorphologie in einem neuartigen Ansatz durch zwei konsekutive Bearbeitungsschritte verbessert.

Abstract

The fatigue strength and wear resistance of a component are largely determined by its surface morphology. In addition to low roughness values, a hardened surface layer is desirable for a large number of technical applications. Metastable austenitic stainless steels can be hardened by means of mechanical hardening processes such as shot peening. The hardening of the surface layer results from a superposition of strain hardening mechanisms and deformation-induced phase formation from austenite to martensite. Depending on the process design and the requirements on the surface of the component, cryogenic turning as a finishing process can make a subsequent hardening process obsolete because the surface hardening is integrated into the machining process. The influence of the cutting parameters and the cooling strategy on the thermomechanical load and the surface morphology has been extensively investigated in the past and is already well understood. In general, low thermal and high mechanical loads favour the deformation-induced formation of martensite and thus the hardening of the surface layer. Within the presented work, the influence of the workpiece material and the tool properties were investigated. It was shown that, despite batch-related differences in the chemical composition, a robust surface layer hardening can be achieved and that the thermomechanical load and the surface morphology can be specifically adjusted and improved depending on the tool properties. Furthermore, the martensite content was modelled as a function of the thermomechanical load measured during cryogenic turning. Finally, the surface morphology was improved in a novel approach that employs a two-step turning process.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen	III
Formelzeichen	IV
1 Einleitung	1
2 Stand des Wissens	3
2.1 Austenitische Stähle	3
2.1.1 Klassifizierung, Eigenschaften und Anwendungsgebiete	3
2.1.2 Kaltverfestigung	4
2.1.3 Metastabilität und die martensitische Phasentransformation	4
2.1.4 Herstellung und Methoden zur Randschichtverfestigung	10
2.2 Grundlagen des Drehens.....	12
2.2.1 Kinematik und Spanbildung.....	12
2.2.2 Mechanische und thermische Belastung	14
2.2.3 Werkzeugeigenschaften	17
2.2.4 Kryogene Kühlung	21
2.2.5 Oberflächenmorphologie.....	23
2.3 Randschichtverfestigung beim Drehen metastabiler austenitischer Stähle	26
2.4 Zusammenfassende Bewertung	35
3 Zielsetzung und Vorgehensweise	37
3.1 Zielsetzung	37
3.2 Vorgehensweise.....	37
4 Versuchstechnik	40
4.1 Werkstoffe	40
4.2 Maschinensystem	42
4.3 Kühlsystem	42
4.4 Werkzeuge	43
4.5 Versuchsdurchführung und Schnittparameter	46
4.6 Messtechnik und Messgrößen	48
4.6.1 Erfassung und Auswertung der Prozessgrößen	48
4.6.2 Charakterisierung der Oberflächenmorphologie.....	52
5 Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss des Werkstoffs und der Werkzeugeigenschaften	57
5.1 Einfluss des Werkstoffs auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie.....	57
5.1.1 Chemische Zusammensetzung	57
5.1.2 Werkstoffvorbehandlung.....	62
5.2 Einfluss der Werkzeugeigenschaften auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie.....	66
5.2.1 Schneidkantenradius.....	66
5.2.2 Fasenwinkel.....	69
5.2.3 Schneideneckenradius	75
5.2.4 Beschichtung	78
5.2.5 Zwischenfazit	82
6 Modellierung der Martensitbildung in der Werkstückrandzone	85
6.1 Modellierungsansatz.....	85
6.2 Datenanalyse.....	86
6.3 Parametrisches Modell	88
6.4 Nichtparametrisches Modell.....	89
6.5 Vergleichendes Testen der Modelle	92
6.6 Diskussion	93
6.6.1 Einfluss der Prozesskräfte auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung	94

6.6.2	Einfluss der Temperatur auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung	95
6.6.3	Perspektiven und Restriktionen	96
7	Ansatz zur Optimierung der Oberflächenmorphologie durch konsekutives Schichten.....	98
7.1	Methodik und Prozessauslegung.....	98
7.1.1	Erster Bearbeitungsschritt: Maximierung des α' -Martensitgehaltes	98
7.1.2	Zweiter Bearbeitungsschritt: Konsekutives Schichten	99
7.2	Prozessgrößen	99
7.3	Oberflächenmorphologie	100
8	Zusammenfassung und Ausblick.....	106
9	Quellenverzeichnis	111
10	Anhang.....	125

Abkürzungen

AG	Aktiengesellschaft	KSS	Kühlschmierstoff
AISI	American Iron and Steel Institute	LCF	low cycle fatigue
Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid	LN ₂	Flüssigstickstoff
AlTiN	Aluminiumtitannitrid	LTM	Lehrstuhl für Technische Mechanik
bspw.	beispielsweise	ma.-%	Masseprozent
bzw.	beziehungsweise	MLP	multilayer perceptron
C	Kohlenstoff	Mn	Mangan
CO ₂	Kohlenstoffdioxid	Mo	Molybdän
Cr	Chrom	N	Stickstoff
Cu	Kupfer	Nb	Niob
CVD	chemical vapor deposition	Ni	Nickel
DIN	Deutsches Institut für Normung e. V.	PVD	physical vapor deposition
DRX	dynamisch Rekristallisation	Si	Silizium
EBSD	Elektronenrückstreubeugung	SiO ₂	Siliziumdioxid
engl.	englisch	sog.	sogenannten
etc.	et cetera	TE	Thermoelement
FBK	Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation	TiAlSiN	Titanaluminiumsiliziumnitrid
FIB	focused ion beam	TiB ₂	Titandiborid
ggf.	gegebenenfalls	TiCN	Titancarbonitrid
Gl.	Gleichung	TiN	Titannitrid
HCF	high cycle fatigue	u. a.	unter anderem
hdp	hexagonal dichtester Packung	UB	unbeschichtet
ISO	International Organization for Standardization	vgl.	vergleiche
kfz	kubisch-flächenzentriert	VHCF	very high cycle fatigue
krz	kubisch-raumzentriert	vol.-%	Volumenprozent
KNN	künstliches neuronales Netz	WKK	Lehrstuhl für Werkstoffkunde
		XRD	Röntgendiffraktometrie
		z. B.	zum Beispiel

Formelzeichen

Lateinische Buchstaben:

A	mm ²	Spanungsquerschnitt			dicke
a _p	mm	Schnitttiefe	HV ₀	HV0,01	Ausgangsmikrohärte
b	mm	Spanungsbreite	ΔHV	HV0,01	Änderung der
f	mm/U	Vorschub pro Um- drehung	ΔHV _{KV}	HV0,01	Mikrohärte Änderung der
f ^{sb}	vol.-%	Phasenanteil der Scherbänder			Mikrohärte durch Kaltverfestigung
f _v	mm/U	Vorkühlungs- vorschub	HV _{max}	HV0,01	maximale Mikro- härte
f ^{α'}	vol.-%	Phasenanteil des α'-Martensits	ΔHV _{PT}	HV0,01	Änderung der Mikrohärte durch
f ^ε	vol.-%	Phasenanteil des ε-Martensits			Phasentransforma- tion
f ^γ	vol.-%	Phasenanteil des γ-Austenits	HV _{α'}	HV0,01	Mikrohärte des α'-Martensit
F	N	Zerspankraft	HV _γ	HV0,01	Mikrohärte des γ-Austenit
F _a	N	Aktivkraft			
F _c	N	Schnittkraft	K	-	Formfaktor zur Be- schreibung der
F _d	N	Drangkraft			Schneidengeometrie
F _f	N	Vorschubkraft			
F _p	N	Passivkraft	l _k	mm	aktive Schneidkan- tenlänge
F _p [']	N	effektive Passivkraft			
G	GPa	Schubmodul	l _β	μm	Fasenslänge
ΔG _{mech}	kg·m ² /s ²	mechanischer Anteil der freien Enthalpie	l _{β,p}	μm	projizierte Fasens- länge
ΔG _{min} ^{γ→α'}	kg·m ² /s ²	minimale benötigte freie Enthalpie	M _d	K	Martensitdeforma- tionstemperatur
ΔG _{therm}	kg·m ² /s ²	thermischer Anteil der freien Enthalpie	M _{d30}	K	Temperatur, bei der bei 30 % Verform- ung 50 % Martensit gebildet wird
h	mm	Spanungsdicke			
h [']	mm	Spandicke			
h _{min}	μm	Mindestspanungs-	M _s	K	Martensitstart-

		temperatur			schnitt Freifläche
$M_{s,\sigma}$	K	Übergangstemperatur zwischen spannungs- und verformungsinduzierter Martensitbildung	S_γ	μm	Schneidkantenabschnitt Spanfläche
			t	s	Zeit
			t_c	s	Schnittzeit
			t_v	μm	Verformungstiefe
$N_V^{\alpha'}$	-	Anzahl der Martensitnukleationspunkte pro Austenitvolumen	T	K	Temperatur
			T_{ATM}	K	Atmosphärentemperatur
N_V^I	-	Anzahl der Scherbandkreuzungen pro Austenitvolumen	T_i	K	Temperatur in der Werkstückrandzone
			T_{OF}	K	Oberflächentemperatur
N_V^{sb}	-	Anzahl der Scherbänder pro Austenitvolumen	T_{SK}	K	Schwarzkörpertemperatur
P	-	Wahrscheinlichkeit	T_U	K	Umgebungstemperatur
Q_w	mm^3/min	Zeitspanvolumen			
r_β	μm	Schneidkantenradius	T_0	K	Gleichgewichtstemperatur
r_ϵ	mm	Schneideneckenradius	$v^{\alpha'}$	μm^3	Volumen des α' -Martensit
R^2	-	Bestimmtheitsmaß	v_c	m/min	Schnittgeschwindigkeit
$R_{t,\text{kin}}$	μm	theoretische kinematische Rautiefe	v_e	m/min	Wirkgeschwindigkeit
R_z	μm	gemittelte Rautiefe	v_f	m/min	Vorschubgeschwindigkeit
s	%	empirische Standardabweichung			
S	-	Sensitivitätsindex	v^{sb}	μm^3	Volumen der Scherbänder
S_{max}	-	maximaler Sensitivitätsindex	v_{sp}	m/min	Spangeschwindigkeit
S_{min}	-	minimaler Sensitivitätsindex	z	μm	Abstand von der Oberfläche
S_{MW}	-	mittlerer Sensitivitätsindex			
S_α	μm	Schneidkantenab-			

Griechische Buchstaben:

α	-	temperaturabhängiger Parameter			nichtparametrisches Modell
β	-	temperaturabhängiger Parameter	$\xi_{c,p}$	vol.-%	Martensitgehalt, berechnet durch
γ	°	Spanwinkel			parametrisches Modell
γ_{eff}	°	effektiver Spanwinkel	ρ	m^{-2}	Versetzungsdichte
γ_{β}	°	Fasenwinkel	σ	N/m^2	mechanische Spannung
ε	-	Dehnung			
ε_{OF}	-	Emissionskoeffizient der Oberfläche	σ_a	MPa	axiale Eigen- spannung
ε_w	°	Eckenwinkel	σ_{SB}	$\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-4}$	Stefan-Boltzmann-Konstante
Θ	°	Winkel zur Netzebene bei den röntgenographischen Untersuchungen	τ	-	Transmissionskoeffizient
κ	°	Einstellwinkel	Φ	W	Strahlungsleistung
κ_{eff}		effektiver Einstellwinkel	Φ_{ATM}	W	Strahlungsleistung der Atmosphäre
λ	°	Neigungswinkel	Φ_{OF}	W	Strahlungsleistung der Oberfläche
λ_w	W/mK	Wärmeleitfähigkeit			
μ	-	Reibkoeffizient	Φ_{SK}	W	Schwarzkörperstrahlungsleistung
ξ_m	vol.-%	gemessener Martensitgehalt	Φ_U	W	Strahlungsleistung der Umgebung
$\xi_{c,np}$	vol.-%	Martensitgehalt, berechnet durch			

1 Einleitung

Im Sonderforschungsbereich 926 ist die „Oberflächenmorphologie“ ein Oberbegriff für alle technologischen Eigenschaften einer Bauteiloberfläche, was sowohl deren Topographie als auch die darunterliegende Randschicht beinhaltet (siehe Kapitel 2.2.5). Stetig wachsende Anforderungen an technische Komponenten hinsichtlich der Ermüdungs- und Verschleißfestigkeit führen zu hohen Ansprüchen an die Oberflächenmorphologie, wie bspw. eine hohe Randschichthärte bei gleichzeitig niedriger Oberflächenrauheit. Gleichzeitig streben Unternehmen, angetrieben durch Effizienzsteigerungen und Gewinnmaximierung, eine möglichst kostengünstige Produktion an. Ein separater Verfestigungsprozess nach der spanenden Bearbeitung verlängert die Prozesskette und ist folglich auch mit zusätzlichen Kosten verbunden. Zahlreiche Untersuchungen [Pu14, Rote14a, Jawa16a] in jüngerer Zeit thematisieren daher den Einfluss der spanenden Bearbeitung nicht nur auf die Oberflächentopographie, sondern auch auf die metallurgischen und mechanischen Eigenschaften der Werkstückrandzone. Die kausale Wirkkette zum Einfluss der spanenden Bearbeitung ist schematisch in Abbildung 1-1 dargestellt. Die Einstellgrößen, wie bspw. die Schnittparameter oder die Werkzeugeigenschaften, bestimmen die während der spanenden Bearbeitung vorherrschende thermomechanische Last. Die Einstellgrößen und die Prozessgrößen wirken sich auf die Oberflächenmorphologie des Bauteils aus, welche wiederum dessen Einsatzverhalten bestimmt. Die Kenntnisse dieser Wirkzusammenhänge erlauben die gezielte Einstellung der Oberflächenmorphologie über die Wahl der Einstellgrößen. Die gezielte Fertigung von Bauteiloberflächen mit definierten Eigenschaften (z.B.: Rauheiten, Mikrohärten, Eigenspannungszuständen, Permeabilitäten, etc.) erlaubt die Anpassung der Bauteiloberflächen an die Anforderungen im Einsatz.

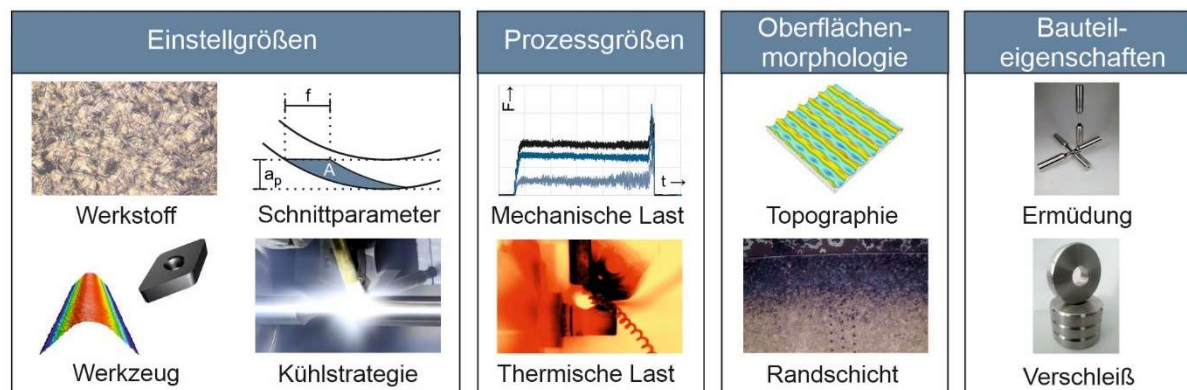


Abbildung 1-1: Kausale Wirkkette zum Einfluss der spanenden Bearbeitung auf die Oberflächenmorphologie und die Bauteileigenschaften

Metastabile austenitische Cr-Ni-Stähle sind eine unter anderem in der chemischen Industrie und Medizintechnik weit verbreitete Werkstoffgruppe und werden nach der spanenden Bearbeitung in der Regel durch mechanische Verfestigungsprozesse (z.B. Kugelstrahlen) nachbehandelt, sofern eine höhere Randschichthärte für den Einsatz erforderlich ist. Untersuchungen [Auri14] am Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation (FBK) zeigten, dass sich durch kryogenes Drehen eine signifikante Härtesteigerung realisieren lässt, welche auf Kaltverfestigungsmechanismen in Überlagerung mit verformungsinduzierter Martensitbildung zurückzuführen ist. Während der Einfluss der Schnittparameter [Maye18a] und der Kühlstrategie [Maye14a, Beck18a] auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie bereits weitestgehend bekannt ist, wurden die Einflüsse der Werkzeugeigenschaften und des Werkstoffs noch

nicht umfangreich untersucht. Weiterhin wurde die Korrelation zwischen Prozessgrößen und Oberflächenmorphologie, insbesondere im Hinblick auf die verformungsinduzierte Martensitbildung, bislang nur qualitativ beschrieben. Eine bessere Kenntnis der Wirkzusammenhänge würde die gezielte Einstellung definierter Oberflächenmorphologien ermöglichen, was wiederum die Verbesserung hinsichtlich verschiedener Kriterien wie der Topographie, der Phasenanteile oder der Mikrohärtigkeit erlaubt. Die quantitative Korrelation zwischen Prozessgrößen und Oberflächenmorphologie ermöglicht die Überwachung der Oberflächenmorphologie während der spanenden Bearbeitung über eine in-situ Messung der Prozessgrößen. Das Potential dieser in den Drehprozess integrierten Randschichtverfestigung ist folglich bei weitem noch nicht ausgeschöpft.

Im Rahmen dieser Arbeit werden die Wirkzusammenhänge zwischen Einstellgrößen, Prozessgrößen und der Oberflächenmorphologie beim kryogenen Drehen metastabiler austenitischer Stähle ermittelt. Unterschiedliche Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550, der phasenstabile austenitische Stahl 1.4539 sowie eine Charge des 1.4550 nach kryogener Vorverformung werden bei ansonsten konstanten Einstellgrößen kryogen gedreht, um den Einfluss eines variierenden Werkstoffes auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie zu untersuchen. Weiterhin werden verschiedene Werkzeugeigenschaften (Schneidkantenradius, Fasenwinkel, Schneideneckenradius, Beschichtung) variiert und deren Auswirkungen auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie analysiert. Es werden zwei Modelle zur Berechnung des Martensitgehaltes in Abhängigkeit der Prozessgrößen vorgestellt, vergleichend bewertet und diskutiert. Letztlich wird ein neuartiger Ansatz zur Optimierung der Oberflächenmorphologie durch einen konsekutiven Schlichtprozess untersucht.

2 Stand des Wissens

2.1 Austenitische Stähle

2.1.1 Klassifizierung, Eigenschaften und Anwendungsgebiete

In der DIN EN 10020 werden Stähle, abhängig von ihrer chemischen Zusammensetzung, in legierte und unlegierte Stähle unterteilt. Anhand der Anwendungsmerkmale und Haupteigenschaften werden die legierten Stähle in die Hauptgüteklassen der Qualitäts- und Edelstähle kategorisiert [DIN00]. Die nichtrostenden Stähle, welche eine Untergruppe der Edelstähle darstellen, werden, abhängig von ihrer chemischen Zusammensetzung und dem daraus resultierenden Gefüge, weiter unterteilt in ferritische, martensitische und austenitische Stähle sowie austenitisch-ferritische Duplexstähle [Gümp89]. Der erste austenitische Chrom-Nickel-Stahl wurde 1912 von der Friedrich Krupp AG als Patent angemeldet [Heub19]. Neben der damals entwickelten „Versuchsschmelze 2 Austenit“ (V2A) sind heute zahlreiche Nuancen dieses Werkstoffs sowie weitere austenitische Stähle mit den Werkstoffnummern 1.43xx-1.45xx weit verbreitet [Wegs13].

Austenitische Stähle besitzen eine kubisch-flächenzentrierte (kfz) Gitterstruktur [Maie15]. Die zwölf Gleitsysteme der kfz-Gitterstruktur und die mögliche Gleitbewegung durch Zwillingbildung begründen die hohe Duktilität der austenitischen Stähle [Barg12]. Austenitische Stähle weisen sowohl bei tiefen als auch bei hohen Temperaturen gute mechanische Eigenschaften auf [Gümp89]. Bei Temperaturen über 600 °C tritt nur ein langsamer Festigkeitsabfall ein [Mars84] und bei niedrigen Temperaturen weisen sie noch eine hohe Duktilität auf [Gräf78]. Austenitische Stähle neigen bei Kaltverformung stark zur Kaltverfestigung [Gümp89], woraus ein Anstieg der Festigkeit und eine Verminderung der Duktilität resultiert [Barg12]. Ferritische, martensitische und Duplexstähle sind ferromagnetisch, wohingegen austenitische Stähle paramagnetisch sind [Fofa19]. Austenitische Stähle haben eine Dichte zwischen 7,7 bis 8 kg/dm³ [Heub19] und weisen aufgrund des hohen Gehalts an Legierungselementen eine niedrige Wärmeleitfähigkeit und eine ebenfalls geringe elektrische Leitfähigkeit auf. Ein Chromgehalt von mindestens 10,5 Ma.-% führt zur Ausbildung einer weniger Nanometer dicken und festhaften Oxidschicht, welche austenitische Stähle sehr korrosionsbeständig macht [Blec17].

Austenitische Cr-Ni-Stähle machen ca. 75 % der weltweiten Produktion nichtrostender Stähle aus [Heck19]. Aufgrund ihrer Korrosionsresistenz sind sie in der chemischen und petrochemischen Industrie weit verbreitet [Ruge13]. In der Lebensmittelindustrie werden die härtesten Cr-Ni-Stähle insbesondere im Bereich der Küchentechnik eingesetzt, bspw. für die Herstellung von Küchenspülen [Krau10]. Auch in der Medizintechnik, u. a. für Zahnersatz und Arztbestecke, werden austenitische Cr-Ni-Stähle wegen ihrer sehr guten Hygieneigenschaften verwendet [Hein04]. Des Weiteren zählen die austenitischen CrNi-Stähle wegen der guten Umformbarkeit zu den meist verwendeten Edelstählen in der Blechumformung [Heck19, Müll11]. In der Architektur und Bauindustrie werden die Stähle sowohl für den Innen-, als auch für den Außenbereich eingesetzt [Huns89]. Aufgrund der günstigen Kaltverfestigungseigenschaften werden austenitische Cr-Ni-Stähle ebenfalls im Leichtbau der Automobilindustrie genutzt, da sie im Crashverhalten eine hohe Energieaufnahme bei geringer Materialdicke gewährleisten [Hein04]. Wegen ihrer günstigen Eigenschaften bei niedrigen Temperaturen werden sie zudem in der kryogenen Systemtechnik für Behälter, Ventile und Rohrleitungen verwendet [Mars84].

2.1.2 Kaltverfestigung

Beim Überschreiten der Fließspannung kommt es in metallischen Werkstoffen zur Bewegung von Versetzungen, was zu einer plastischen Verformung führt [Hirt07]. Eine Erhöhung der Dichte an Gitterfehlern führt zu einer Festigkeitsteigerung, da diese den Versetzungen einen Widerstand entgegenstellen [Mach76]. Die Gitterfehler werden unterschieden in nulldimensionale (punktförmige), eindimensionale (linienförmige) und zweidimensionale (flächenhafte) Fehler. Nulldimensionale Gitterfehler (Zwischengitteratome, Substitutionsatome, Interstitutionsatome und Leerstellen) verzerren das Gitter und behindern somit die Versetzungsbewegung [Barg12]. Die Versetzungen stellen eindimensionale Gitterfehler dar. Bei der Bewegung durch das Kristallgitter können diese sich gegenseitig bei ihrer Bewegung behindern. Bei einer hohen Versetzungsdichte steigt somit der Widerstand gegen plastische Verformung. Um dennoch das plastische Fließen aufrecht zu erhalten, müssen auch ungünstigere Gleitsysteme aktiviert werden, wodurch die Duktilität abnimmt. Weiterhin stauen sich Versetzungen an Korngrenzen an, welche ebenfalls ein Hindernis für die Versetzungsbewegung darstellen. Ein feinkörniges Gefüge weist daher eine höhere Festigkeit auf als ein grobkörniges. Korngrenzen zählen wie Phasengrenzen zu den zweidimensionalen Gitterfehlern [Roos15]. Die Erhöhung der Gitterfehler mit steigender Verformung unterhalb der Rekristallisationstemperatur und der daraus folgende Festigkeitsanstieg wird als Kaltverfestigung bezeichnet [Kloc14]. Niedrige Temperaturen begünstigen die Kaltverfestigungsmechanismen [Byun04]. Die durch die Kaltverfestigung resultierenden Änderungen der mechanischen Eigenschaften können durch eine Wärmebehandlung oberhalb der Rekristallisationstemperatur rückgängig gemacht werden [Call13]. Die Neigung eines metallischen Werkstoffs zur Kaltverfestigung ist abhängig vom Gittertyp und den Legierungselementen [Weiß14, Das16]. Bei austenitischen Cr-Ni-Stählen ist diese vergleichsweise stark ausgeprägt [Gümp89]. Im kfz-Kristallgitter der austenitischen Stähle können sich Versetzungen in Shockley-Partialversetzungen aufspalten [Lee01a]. Zwischen den Partialversetzungen liegt ein Stapelfehler vor, welcher einen zweidimensionalen Gitterfehler darstellt [Horn91]. Die Überlappung von Stapelfehlern auf zwei benachbarten $\{111\}$ -Netzebenen des γ -Austenits wird Zwilling genannt [Lee01b], die Überlappung der Stapelfehler auf jeder zweiten $\{111\}$ -Netzebene wird als hexagonaler ϵ -Martensit bezeichnet [Fuji72, Broo79]. Es ist oftmals schwierig, zwischen einzelnen oder Bündeln von Stapelfehlern und ϵ -Martensit zu unterscheiden, sodass diese unter dem gemeinsamen Begriff des Scherbandes (engl. „shear band“) zusammengefasst werden [Olso75, Skor17].

2.1.3 Metastabilität und die martensitische Phasentransformation

Austenitische Stähle lassen sich in stabile und metastabile austenitische Stähle unterteilen. Metastabile austenitische Stähle sind dadurch gekennzeichnet, dass durch Einbringung freier Enthalpie ein energetisch günstigerer Gefügestand erreicht werden kann (siehe Abbildung 2-1) [Vöhr77, Turn81]. Der dabei entstehende Martensit wird als α' -Martensit bezeichnet, um ihn vom α -Martensit, der in vergleichsweise kohlenstoffreicheren Stählen bei der Härtung gebildet wird, abzugrenzen [Hell81]. Zur Umwandlung in den energetisch günstigeren α' -Martensit muss dennoch eine Aktivierungsenergie aufgebracht werden, da für die Phasentransformation Keime gebildet und kinetische Hindernisse überwunden werden müssen [Nebe02]. Die für die Phasentransformation minimale benötigte freie Enthalpie (auch GIBBS-Energie oder freie Energie genannt) $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ ist abhängig von der Stabilität der austenitischen Phase, welche von zahlreichen Faktoren abhängt, bspw. der Temperatur und der chemischen Zusammensetzung.

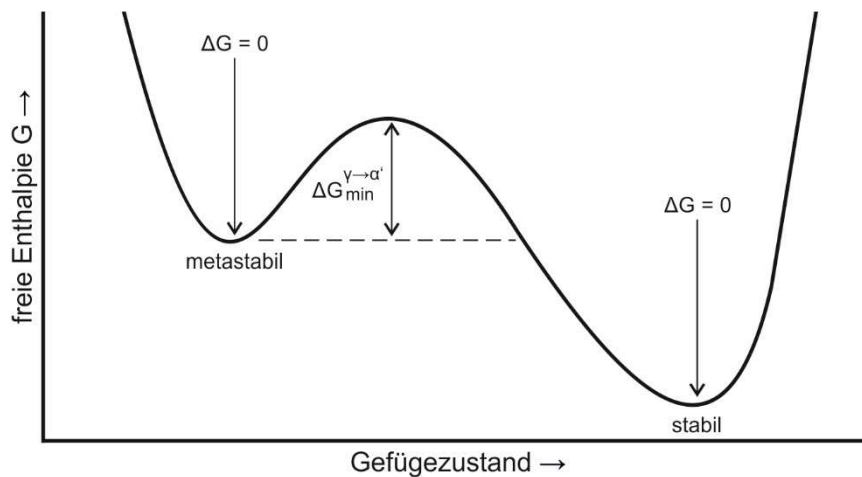


Abbildung 2-1: Freie Enthalpie des austenitischen und martensitischen Gefügestandes in metastabilen austenitischen Stählen bei $T < T_0$ nach [Bari04, Meye12a]

Bei der Temperatur T_0 befinden sich γ -Austenit und α' -Martensit im thermodynamischen Gleichgewicht, da sie die gleiche freie Enthalpie aufweisen (siehe Abbildung 2-2) [Olso92]. Unterhalb von T_0 ist die Phasenumwandlung von γ -Austenit zu α' -Martensit möglich, tritt aber nur auf, wenn die minimale Differenz der freien Enthalpie $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ vorhanden ist. Bei der Martensitstarttemperatur M_s reicht die Differenz der freien Enthalpie $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ aufgrund der Temperaturabsenkung aus, um die Umwandlung einzuleiten. Die benötigte freie Enthalpie $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ wird ausschließlich durch ΔG_{therm} erreicht und es kommt zur thermisch induzierten Martensitbildung [Eich53]. Zwischen M_s und T_0 kann eine Phasenumwandlung nur dann erfolgen, wenn ein Teil der benötigten freien Enthalpie $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ durch mechanische Belastung zugeführt wird (ΔG_{mech}) [Tamu82]. Mit steigender Temperatur nimmt ΔG_{therm} linear ab, folglich muss eine größere mechanische Belastung aufgebracht werden, damit $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ erreicht wird [Talo07]. Im Temperaturbereich $M_s \leq T \leq T_0$ wird zwischen der spannungsinduzierten und der verformungsinduzierten Martensitbildung unterschieden (siehe Abbildung 2-2). Bei der spannungsinduzierten Martensitbildung reicht eine mechanische Belastung unterhalb der Fließgrenze aus, um ΔG_{mech} zu erreichen. Die Temperatur, bis zu welcher durch eine rein elastische Verformung eine spannungsinduzierte Martensitbildung stattfindet, wird als $M_{s,\sigma}$ bezeichnet. Oberhalb von $M_{s,\sigma}$ ist eine mechanische Belastung oberhalb der Fließgrenze notwendig, um die Phasentransformation auszulösen. Die verformungsinduzierte Martensitbildung ist durch plastische Deformation gekennzeichnet. Die Martensitdeformationstemperatur M_d ist die höchste Temperatur, bei der die martensitische Phasentransformation stattfinden kann [Olso72]. Zwischen M_d und T_0 liegt die freie Enthalpie des Martensits noch unterhalb der des Austenits, sodass die Phasentransformation aus rein thermodynamischen Gesichtspunkten noch möglich wäre (siehe Abbildung 2-1 und Abbildung 2-2). Allerdings kann die benötigte Differenz der freien Enthalpie $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ nicht mehr aufgebracht werden, da die Spannung, welche zum Erreichen von ΔG_{mech} nötig ist, exponentiell ansteigt (siehe Abbildung 2-2).

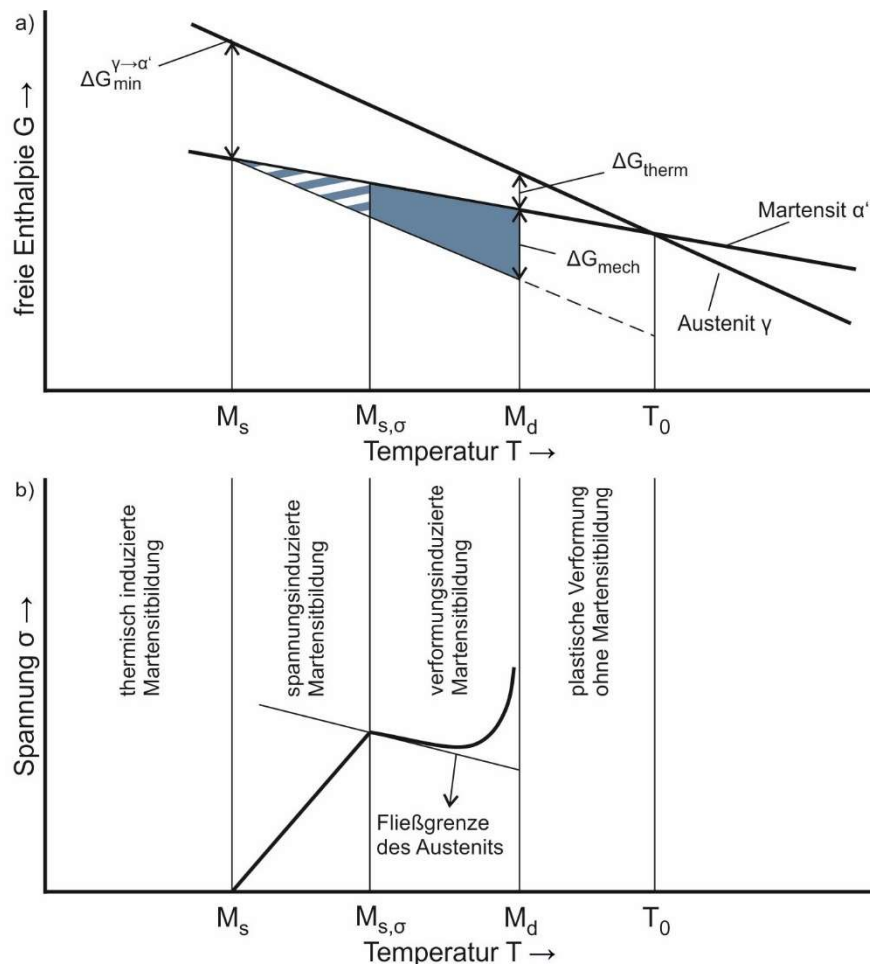


Abbildung 2-2: a) Freie Enthalpie in Abhängigkeit der Temperatur für die austenitische und martensitische Phase nach [Vöhr77, Tamu82, Meye12a]; b) schematische Darstellung der zur martensitischen Phasentransformation benötigten Spannung nach [Olso72, Müll11]

Keimbildung, Wachstum und Morphologie des α' -Martensit

Die martensitische Phasentransformation ist definiert als eine gitterverzerrende, diffusionslose Änderung der Gitterstruktur. Diese Änderung wird von einer Scherung dominiert, sodass die sog. Habitusebene von der Transformation unberührt bleibt [Beck86, Herp00, Smag05]. Die Keimbildung für die Phasentransformation in α' -Martensit findet vorzugsweise an Stellen im Kristallgitter mit einer verzerrten Atomanordnung statt. Eine besonders starke Verzerrung liegt vor, wenn sich zwei Scherbänder überschneiden. Die α' -Martensitnukleationspunkte befinden sich folglich häufig an den Überschneidungen von Stapelfehlern, Zwillingen und ε -Martensit [Schu75, Roth12, Skor17]. Weiterhin wird die Keimbildung durch aufgestaute Versetzungen begünstigt, welche ebenfalls das Kristallgitter verzerren [Broo79]. Ebenso wurde bereits beobachtet, dass sich α' -Martensit direkt aus einer Versetzungsaufstauung im γ -Austenit bildet [Suzu77]. Abhängig von den α' -Martensitnukleationspunkten kann zwischen folgende Transformationspfaden unterschieden werden [Scho01]:

1. Direkte Phasentransformation: γ -Austenit \rightarrow α' -Martensit
2. Konsekutive Phasentransformation: γ -Austenit \rightarrow ε -Martensit \rightarrow α' -Martensit

Der ε -Martensit weist ein hexagonales Kristallgitter (hdp) auf und ist ebenso wie der kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Austenit paramagnetisch. Durch die Umwandlung in den kubisch-

raumzentrierten (krz) α' -Martensit wird der Werkstoff ferromagnetisch [Fofa19]. Die Phasentransformation von γ -Austenit in α' -Martensit ist mit einer Stauchung um ca. 20,63 % in $[001]_{\gamma}$ -Richtung und einer Dehnung um ca. 12,25 % in $[100]_{\gamma}$ - und $[010]_{\gamma}$ -Richtung verbunden [Schu80, Smag05]. Die verzerrte krz-Elementarzelle des α' -Martensits weist nach den Stauchungs- und Dehnungsvorgängen ein um ca. 2-5 % höheres Volumen und eine entsprechend geringere Packungsdichte auf als die kfz-Elementarzelle des γ -Austenits [Hein04]. Die Umwandlung der kfz-Elementarzelle in eine krz-Elementarzelle bewirkt eine zusätzliche Verzerrung des umliegenden Kristallgitters und wirkt somit autokatalytisch für die Phasentransformation der benachbarten Elementarzellen. Es kommt daraufhin zu einer raschen Ausbreitung der martensitischen Phase in Form von Nadeln oder Latten, bis größere Hindernisse erreicht werden, wie bspw. eine Großwinkelkorngrenze oder ein anderer martensitischer Bereich [Kell61, Port92].

Die Mikrohärtigkeit des α' -Martensits hängt im Wesentlichen vom Gehalt des Kohlenstoffs ab, welcher interstitiell im Kristallgitter vorliegt und dieses somit verzerrt. Der Kohlenstoffgehalt in metastabilen austenitischen Cr-Ni-Stählen ist jedoch vergleichsweise gering, ebenso wie die Erhöhung der Mikrohärtigkeit durch die alleinige $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Phasentransformation [Conc15]. Somit weist ein metastabiler austenitischer Stahl mit einem C-Gehalt von ca. 0,02 Ma.-% nach der martensitischen Phasentransformation eine deutlich niedrigere Mikrohärtigkeit auf als bspw. ein gehärteter Wälzlagerstahl. In [Skor17] wurde beim metastabilen austenitischen Cr-Ni-Stahl 1.4450 im martensitischen Gefüge eine um 39 % höhere Vickers-Mikrohärtigkeit festgestellt als im austenitischen Gefüge. Ein durch Vorverformung kaltverfestigtes austenitisches Gefüge wies gegenüber dem nicht vorverformten austenitischen Gefüge eine um 36 % höhere Mikrohärtigkeit auf. Eine Überlagerung von Kaltverfestigung und Phasentransformation führte zusammen zu einem Mikrohärtigkeitsanstieg von 89 %. In [Meye12a] und [Talo07] wurde ebenfalls festgestellt, dass sich diese Verfestigungsmechanismen superponieren lassen und somit zu höheren Härtesteigerungen führen als die alleinige Kaltverfestigung.

Werkstoffspezifische Einflussfaktoren auf die verformungsinduzierte Martensitbildung

Die sog. Austenitstabilität kennzeichnet bei metastabilen austenitischen Stählen die bei einer gegebenen Temperatur vorliegende thermodynamische Stabilität des Austenits. Als Kenngrößen zur Charakterisierung der werkstoffspezifischen Austenitstabilität können daher die M_s - und M_d -Temperatur herangezogen werden (siehe Abbildung 2-2). Da die M_d -Temperatur experimentell nur schwer zu ermitteln ist, führte ANGEL [Ange54] die M_{d30} -Temperatur ein. Bei dieser Temperatur liegt nach 30 % plastischer Verformung ein α' -Martensitgehalt von 50 % vor. Die M_s -Temperatur dient vorrangig zur Bewertung der Austenitstabilität bei der rein thermisch induzierten Phasentransformation, wohingegen die M_{d30} -Temperatur ein bewährtes Bewertungskriterium für die Austenitstabilität hinsichtlich der verformungsinduzierten Phasentransformation ist [Smag18]. Die M_s - und die M_{d30} -Temperatur können als direkte Funktion der chemischen Zusammensetzung berechnet werden:

$$M_s = 1350 - 1665 \cdot (C + N) - 28 \cdot Si - 33 \cdot Mn - 42 \cdot Cr - 61 \cdot Ni \quad (\text{Gl. 2-1})$$

$$M_{d30} = 413 - 462 \cdot (C + N) - 9,2 \cdot Si - 8,1 \cdot Mn - 13,7 \cdot Cr - 9,5 \cdot Ni - 18,5 \cdot Mo \quad (\text{Gl. 2-2})$$

Neben den Regressionsgleichungen nach EICHELMANN & HULL [Eich53] (Gl. 2-1) und ANGEL [Ange54] (Gl. 2-2) existieren noch zahlreiche andere zur Berechnung der M_s - [Monk57,

Pick78] und M_{d30} -Temperatur [Sjöb73, Glad74] mit unterschiedlicher Gewichtung der verschiedenen Legierungselemente. Die Gleichungen haben gemeinsam, dass sowohl die M_s - als auch die M_{d30} -Temperatur mit steigendem Gehalt der Legierungselemente abnehmen. Daraus resultiert eine höhere Austenitstabilität, da zum Aufbringen der minimalen Differenz der freien Enthalpie $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ eine niedrigere Temperatur benötigt wird.

Neben der chemischen Zusammensetzung hat ebenfalls die Korngröße einen Einfluss auf die Austenitstabilität. NOHARA et al. [Noha77] erweiterten die Regressionsgleichung zur Berechnung der M_{d30} -Temperatur um einen Term, der von der Korngröße abhängt. Demnach erhöht sich mit steigender Korngröße die M_{d30} -Temperatur, was sich in einer niedrigeren Austenitstabilität äußert. Ebenfalls wird in [Küpp82, Beck86, Rama94, Basu07] bestätigt, dass mit sinkender Korngröße die Austenitstabilität steigt, da das größere Angebot an Korngrenzen das Wachstum der α' -Martensitnadeln hemmt [Yoo08].

Einfluss der thermomechanischen Last auf die verformungsinduzierte Martensitbildung

Die Kinetik der verformungsinduzierten Phasentransformation von γ -Austenit zu α' -Martensit wurde erstmals von OLSON & COHEN [Olso75] modelliert. Sie erkannten, dass die von ANGEL [Ange54] bei konstanter Temperatur experimentell ermittelten α' -Martensitgehalte in Form einer sigmoidalen Funktion in Abhängigkeit der plastischen Dehnung ε anstiegen. In ihrem Modell betrachteten sie Scherbandkreuzungen als die dominanten Martensitnukleationspunkte. Der Phasenanteil der Scherbänder f^{sb} steigt mit steigender plastischer Dehnung ε nach Gleichung Gl. 2-3, wobei der Parameter α die Rate der Scherbandformation darstellt, welche empfindlich auf Stapelfehlerenergie und Dehnrate reagiert.

$$f^{sb} = 1 - e^{-\alpha \varepsilon} \quad (\text{Gl. 2-3})$$

Es wurde weiterhin angenommen, dass ein einzelnes Scherband ein Volumen v^{sb} hat und die Anzahl der Scherbänder pro Austenitvolumen N_v^{sb} mit Gl. 2-4 berechnet werden kann.

$$N_v^{sb} = \frac{f^{sb}}{v^{sb}} \quad (\text{Gl. 2-4})$$

Die Anzahl der Scherbandkreuzungen pro Austenitvolumen N_v^I lässt sich dann mit der Konstante k und dem Exponenten n mit Gl. 2-5 berechnen.

$$N_v^I = k \cdot (N_v^{sb})^n \quad (\text{Gl. 2-5})$$

Da nicht jede Scherbandkreuzung als Keimstelle für die verformungsinduzierte Phasentransformation fungiert, wurden in Gl. 2-6 die Änderung der Anzahl der Scherbandkreuzung N_v^I und die Änderung der Anzahl der Martensitnukleationspunkte $N_v^{\alpha'}$ mit der Wahrscheinlichkeit P ins Verhältnis gesetzt.

$$dN_v^{\alpha'} = P \cdot dN_v^I \quad (\text{Gl. 2-6})$$

Nach Gl. 2-7 steht die Änderung des martensitischen Phasenanteils $f^{\alpha'}$ pro nicht umgewandeltem Werkstoffvolumen im Verhältnis zum Produkt des Volumens pro Martensiteinheit $v^{\alpha'}$ und der inkrementellen Änderungen der Martensitnukleationspunkte $N_v^{\alpha'}$.

$$\frac{df^{\alpha'}}{1-f^{\alpha'}} = v^{\alpha'} \cdot dN_v^{\alpha'} \quad (\text{Gl. 2-7})$$

Durch Einsetzen der Gl. 2-3 bis Gl. 2-6 in Gl. 2-7 und Integration ergibt sich Gl. 2-8, mit welcher sich der martensitische Phasenanteil $f^{\alpha'}$ in Abhängigkeit der Dehnung ε sowie der temperaturabhängigen Parametern α und β berechnen lässt.

$$f^{\alpha'} = 1 - e^{-\beta \cdot (1 - e^{-\alpha \cdot \epsilon})^n} \quad (\text{Gl. 2-8})$$

Die thermische freie Enthalpie ΔG_{therm} hängt linear von der Temperatur ab (vgl. Abbildung 2-2a). OLSON & COHEN [Olso75] betrachteten die Wahrscheinlichkeit, dass es an einer Scherbandkreuzung zur Martensitnukleation kommt, als eine Normalverteilungsfunktion in Abhängigkeit der Temperatur. Dies wird in Gl. 2-8 mit dem folglich temperaturabhängigen Parameter β ausgedrückt (siehe Gl. 2-9), welcher zusätzlich berücksichtigt, dass das Volumen des α' -Martensits $v^{\alpha'}$ und das Volumen der Scherbänder v^{sb} im Verhältnis zueinander stehen.

$$\beta = \frac{v^{\alpha'} \cdot k}{(v^{\text{sb}})^n} \cdot P \quad (\text{Gl. 2-9})$$

Mit Gl. 2-8 konnten OLSON & COHEN [Olso75], unter Verwendung eines Exponenten von $n = 4,5$, die von ANGEL [Ange54] experimentell ermittelten martensitischen Phasenanteile für eine große Spanne von Temperaturen und plastischer Dehnungen modellieren (siehe Abbildung 2-3). HECKER et al. [Heck82] validierten diesen Modellierungsansatz. Aufgrund der niedrigeren Austenitstabilität des Werkstoffs wurde die Temperatursensitivität des Modells durch die Parameter α und β angepasst.

Bei konstanter Temperatur und zunehmender Dehnung steigt der martensitische Phasenanteil im Gefüge in einer sigmoidalen Funktion (Gl. 2-8) an (siehe Abbildung 2-3). Bei hohen Dehnungen kommt es folglich zur Sättigung, sodass weitere Verformung nur geringe oder keine Steigerung des α' -Martensitgehaltes bewirkt. Die Höhe dieses Plateaus ist abhängig vom Parameter β und somit von der Temperatur.

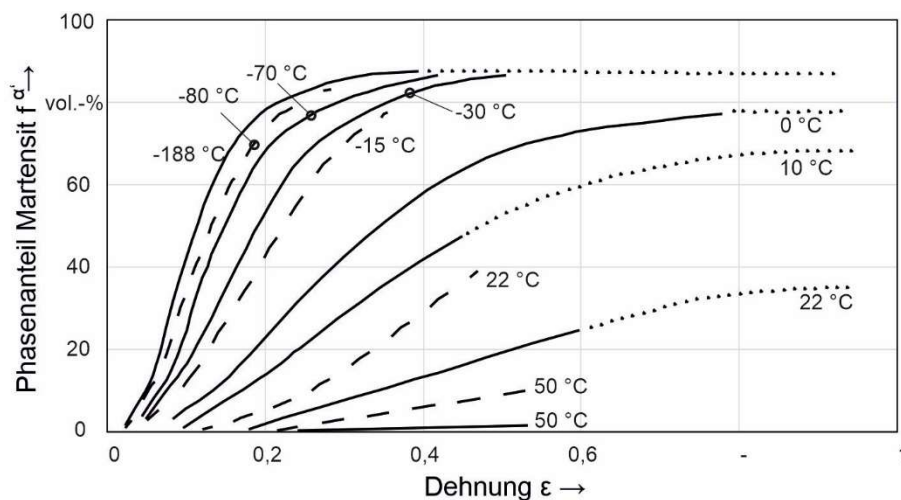


Abbildung 2-3: Martensitischer Phasenanteil bei verschiedenen Temperaturen in Abhängigkeit der plastischen Dehnung nach [Heck82]: durchgängige Linien nach [Ange54], gepunktete Linien nach [Olso75], gestrichelte Linien nach [Heck82]

Angelehnt an die Arbeit von OLSON & COHEN [Olso75] wurden zahlreiche weitere Modelle entwickelt, welche ebenfalls den α' -Martensitgehalt durch sigmoidale Funktionen berechnen. STRINGFELLOW et al. [Stri92] berücksichtigten die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften während der Phasenumwandlung in einem konstitutiven Modell. Darauf basierend entwickelten ZAERA et al. [Zaer12] eine Adaption dieses Modells für sehr hohe Dehnraten. AHMEDABADI et al. [Ahme16] modellierten den sigmoidalen Anstieg des α' -Martensitgehaltes mit einer logistischen Funktion und fanden eine gute Übereinstimmung mit dem Modell von OLSON & COHEN [Olso75]. SMAGA et al. [Smag08] verwendeten eine sigmoidale Funktion, um die in

Ermüdungsversuchen festgestellte wechsellastinduzierte α' -Martensitbildung zu modellieren. Dabei verwendeten sie die kumulierte plastische Dehnung, die sich aus der Anzahl der Zyklen und der plastischen Dehnung der einzelnen Zyklen ergibt.

DAS et al. [Das11a, Das11b] untersuchten mit Hilfe von künstlichen neuronalen Netzen (KNN) den Einfluss werkstoffspezifischer Eigenschaften wie die chemische Zusammensetzung und die Korngröße sowie den Einfluss der thermomechanischen Last auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung. Unter Verwendung der experimentellen Daten von 26 Publikationen wiesen DAS et al. [Das11a, Das11b] in diesem nichtparametrischen Ansatz nach, dass in den meisten Publikationen, welche den Einfluss der Dehnung auf den α' -Martensitgehalt thematisieren, tatsächlich die extern wirkende Spannung σ von höherer Signifikanz für die Phasentransformation ist als die Dehnung ϵ . Der α' -Martensitgehalt steigt demnach in Abhängigkeit der Spannung ebenfalls in Form einer sigmoidalen Funktion, wobei eine Mindestspannung überwunden werden muss, was vermutlich auf das notwendige Überschreiten der Streckgrenze zurückzuführen ist. Diese Korrelation zwischen der Spannung und dem α' -Martensitgehalt wurde von ISHIMARU et al. [Ishi15] in zyklischen Wechsellastversuchen und beim Ziehbiegen bestätigt. Neben der Spannung ermittelten DAS et al. [Das11a, Das11b] wie zu erwarten die Temperatur als zweiten Haupteinfluss auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung. Der Dehnrates wurde nur ein marginaler Einfluss zugesprochen.

2.1.4 Herstellung und Methoden zur Randschichtverfestigung

Die konventionelle Prozesskette bei der Herstellung von metastabilen austenitischen Stahlbauteilen beginnt in der Regel mit dem Abgießen der Schmelze im Stranggussverfahren. Nachdem die Stränge erstarrt sind, werden sie zugeschnitten. Je nach Bauteilgeometrie werden die Guss-erzeugnisse in verschiedenen Umformverfahren weiterverarbeitet [Beck89]. Anschließend werden die Halbzeuge bei ca. 1000 °C bis 1150 °C lösungsgeglüht und in Wasser, Luft oder Helium abgeschreckt. Diese Prozesse beeinflussen maßgeblich die metallurgischen und mechanischen Eigenschaften des metastabilen austenitischen Stahls. Der Wärmebehandlungsprozess beeinflusst bspw. die Korngröße, die Phasen- und Ausscheidungsverteilung [Loto18]. Charakteristisch für so hergestelltes Stangenmaterial aus metastabilen austenitischen Stahl ist ein Gefüge mit in Guss- und Walzrichtung liegenden Bändern mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung (siehe Abbildung 2-4a und Abbildung 2-4b).

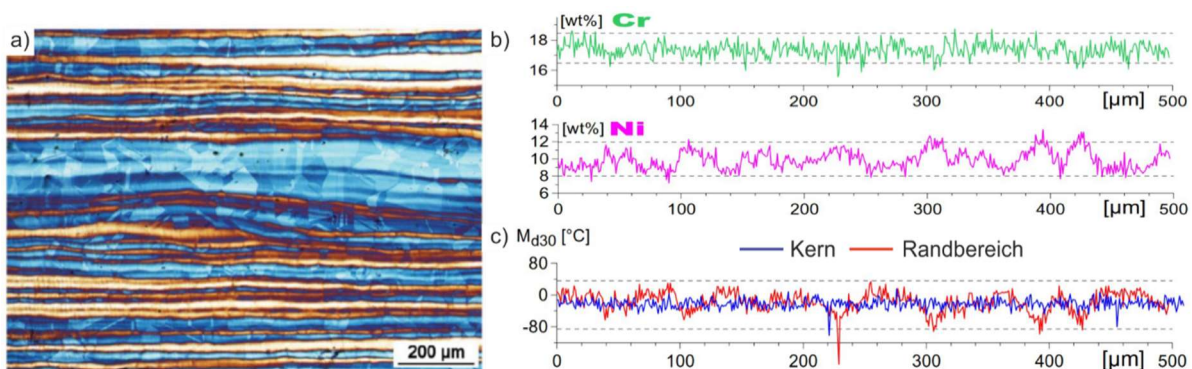


Abbildung 2-4: a) Gefüge des metastabilen austenitischen Stahl AISI 316L nach Stranggießen, Walzen und Lösungsglühen mit Lichtenegger-Blöch-Farbätzung [Man17]; b) ortabhängige chemische Zusammensetzung im Randbereich des AISI 316L [Man16]; c) aus (b) berechnete, ortabhängige M_{d30} -Temperatur [Man16]

Diese länglichen Seigerungen können auch durch langwieriges Lösungsglügen nicht signifikant reduziert werden [Cela13]. Die lokalen Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung führen zu lokalen Unterschieden in der M_{d30} -Temperatur (siehe Gl. 2-2) und folglich der Austenitstabilität (siehe Abbildung 2-4c) [Man16, Man17]. Angaben zu M_{d30} - und M_s -Temperaturen sind aufgrund dieser Gefügeinhomogenitäten als globaler Mittelwert und auch nur als Näherung zu verstehen.

Anschließend wird die endgültige Bauteilgeometrie durch spanende Bearbeitungsprozesse erreicht. Aufgrund der thermomechanischen Beeinflussung der Werkstückrandzone hat die spanende Endbearbeitung zwangsläufig ebenfalls einen Einfluss auf die Oberflächenmorphologie, was in Kapitel 2.2.5 und 2.3 weiterführend erläutert wird.

Austenitische Stähle können nicht über einen konventionellen Härteprozess, also durch Erhitzen und anschließendes Abschrecken, thermisch gehärtet werden, wie z.B. mittel- oder hochkohlenstoffhaltige Stähle. Es gibt jedoch zahlreiche andere Verfahren zur Verfestigung von austenitischen Stählen und insbesondere der Randschicht, die bei Raumtemperatur oder darunter durchgeführt werden. Diese Verfestigungsprozesse können unterteilt werden in Prozesse mit mechanischer Hauptwirkung, thermischer Hauptwirkung via Tieftemperaturbehandlung sowie Prozesse, bei denen die Randschichtverfestigung durch eine Überlagerung von thermischer und mechanischer Wirkung realisiert wird [Brin14].

In der Industrie sehr gebräuchlich sind Verfestigungsprozesse mit mechanischer Hauptwirkung, die nach der spanenden Bearbeitung durchgeführt werden und in der Regel den letzten Schritt in der konventionellen Prozesskette zur Herstellung von Bauteilen aus austenitischem Stahl mit verfestigter Randschicht darstellen. Häufig verwendete mechanische Verfestigungsprozesse sind das Kugelstrahlen [Horo82], das maschinelle Oberflächenhämmern [Schu16] und das Festwalzen [Brin08]. Diese Prozesse teilen die Gemeinsamkeit, dass sie zu einer plastischen Verformung der Werkstückrandzone und damit zur Kaltverfestigung führen. Bei metastabilen austenitischen Stählen kann es darüber hinaus auch bei Raumtemperatur zur verformungsinduzierten Phasenumwandlung von metastabilem γ -Austenit in ϵ - und α' -Martensit kommen. Verformungsinduzierter Martensit wurde nach dem Walzen [Shri95] und auch nach dem Kugelstrahlen bei Raumtemperatur [Farg15, Bagh16] bei ausreichend hohen Verformungen festgestellt.

Ein Verfahren zur Erhöhung der Härte von metastabilem Austenit mit thermischer Hauptwirkung ist die Tieftemperaturbehandlung, bei der das Material in ein kryogenes Medium (meist flüssiger Stickstoff LN_2 bei ca. 77 K) getaucht wird. Ist die Temperatur des Kryogens niedriger als die M_s -Temperatur, wird die erforderliche minimale freie Enthalpie $\Delta G_{\min}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ erreicht und es findet eine rein thermische Phasenumwandlung von Austenit in Martensit statt [Eich53]. In der Regel wird die Tieftemperaturbehandlung an vergüteten Werkzeugstählen durchgeführt, um den Restaustenitgehalt zu reduzieren [Nako10, Sing17]. Für metastabile austenitische Stähle ist dieses Verfahren für industrielle Anwendungen nicht praktikabel [Bald10]. Obwohl es zu einer thermisch induzierten Martensitbildung kommt, findet keine ausgeprägte Kaltverfestigung statt, da keine Verformung stattfindet.

Stärkere Härtesteigerungen können durch Verfestigungsprozesse mit thermischen und mechanischen Effekten erreicht werden, da die Verformung bei niedrigen Temperaturen einerseits zur Kaltverfestigung und andererseits zur verstärkten Bildung von verformungsinduziertem α' -Martensit führt. So führt beispielsweise das kryogene Kugelstrahlen zu höheren Anteilen an

verformungsinduziertem α' -Martensit und auch zu stärkeren Härtesteigerungen gegenüber dem Kugelstrahlen bei Raumtemperatur [Nove16]. Ebenso führt das kryogene Walzen zu einem höheren α' -Martensitgehalt und damit zu einer höheren Mikrohärtigkeit als das Walzen bei Raumtemperatur [Mall17]. Wiederholtes Kaltwalzen und damit höhere Verformung begünstigt die Kaltverfestigung und führt zu höheren Anteilen an verformungsinduziertem α' -Martensit, stärker elongierten Körnern, höherer Zugfestigkeit und geringerer Duktilität [Xion15, Sing18]. Untersuchungen [Naka10], bei denen der metastabile austenitische Stahl AISI 304 zum einen kaltgewalzt und zum anderen kaltgezogen wurde, zeigten, dass der kaltgezogene AISI 304 bei gleicher äquivalenter Dehnung einen höheren α' -Martensitgehalt aufweist als der kaltgewalzte AISI 304, was auf die unterschiedlichen Spannungszustände und somit auf eine unterschiedlichen Anzahl an Martensitnukleationspunkten zurückgeführt wurde.

Eine weitere Methode zur Verfestigung von metastabilen austenitischen Stählen unter Nutzung thermischer und mechanischer Effekte ist das kryogene Drehen [Auri14]. Nähere Ausführungen hierzu finden sich in Kapitel 2.3.

2.2 Grundlagen des Drehens

Drehen zählt nach DIN 8580 [DIN03a] zu der Hauptgruppe der trennenden Fertigungsverfahren, welche mit steigender Verbreitung der additiven Fertigungsverfahren auch zunehmend als subtraktive Fertigungsverfahren bezeichnet werden [Newm15]. Beim Drehen werden durch ein Werkzeug mit definierter Schneidenanzahl, -lage und -geometrie Werkstoffschichten des bearbeiteten Werkstücks mechanisch in Form von Spänen abgetragen [DIN03b]. Drehen zählt daher zu den trennenden Fertigungsverfahren mit geometrisch bestimmter Schneide. Abhängig von der Kinematik des Zerspanprozesses, der Werkzeugform und der Art der entstehenden Oberfläche kann das Fertigungsverfahren Drehen in verschiedenen Verfahrensvarianten klassifiziert werden. Im Folgenden wird jedoch nur auf die Verfahrensvariante des Außenlängsrunddrehens eingegangen.

2.2.1 Kinematik und Spanbildung

Beim Außenlängsrunddrehen entsteht die Schnittbewegung durch Überlagerung einer rotatorischen Hauptbewegung, welche vom Werkstück ausgeführt wird, mit einer translatorischen Werkzeugbewegung in Vorschub- und Zustellrichtung [DIN03c]. Basierend auf der Kinematik des Außenlängsrunddrehens können so rotationssymmetrische Bauteile gefertigt werden, deren Symmetrielinie folglich der Rotationendrehachse entspricht (siehe Abbildung 2-5a). Der Spannungsquerschnitt A ist abhängig von der Schnitttiefe a_p , der Schnittgeschwindigkeit v_c und der Vorschubgeschwindigkeit v_f . Üblicherweise wird der Vorschub f als Längenangabe pro Werkstückrotation vorgegeben. Der Spannungsquerschnitt kann durch Multiplikation der Spannungsbreite b und Spannungsdicke h und im Orthogonalschnitt auch aus dem Produkt von Schnitttiefe a_p und Vorschub f berechnet werden. Die Spannungsgrößen lassen sich aus den Schnittparametern a_p und f und dem Einstellwinkel κ berechnen. Das Produkt aus den Schnittparametern a_p , f und v_c wird als Zeitspanvolumen Q_w bezeichnet und dient zur Bemessung der Produktivität des Zerspanprozesses. [Denk11]

Beim Eindringen des Werkzeuges in das Werkstück kommt es zu elastischen und elastisch-plastischen Verformungsvorgängen. Beim Überschreiten der maximal zulässigen Schubspannung setzen Fließvorgänge ein und es bildet sich ein Span aus, welcher über die Spanfläche des

Werkzeugs abgeführt wird [Kloc18]. Es wird zwischen vier verschiedenen Arten der Spanbildung unterschieden [Vier70]: Bei der Fließspanbildung gleitet der Span mit gleichmäßiger Geschwindigkeit ab. Diese Art der Spanbildung ist vornehmlich bei duktilen Werkstoffen, wie bspw. austenitischen Stählen vorzufinden. Bei der Lamellenspanbildung kommt es gegenüber der Fließspanbildung zu periodischen Formänderungsschwankungen. Die Bildung von Lamellenspänen und Scherspänen ist bei der Zerspanung von höherfesten, aber gut verformbaren Werkstoffen festzustellen. Der Übergang von Lamellen- zu Scherspänen ist durch einen steigenden Segmentierungsgrad charakterisiert und wird im Zerspanprozess durch eine Absenkung der Schnittgeschwindigkeit oder eine Erhöhung der Spanungsdicke herbeigeführt. Die Reißspanbildung ist bei der Zerspanung von spröden oder sehr inhomogenen Werkstoffen zu beobachten. Hierbei wird der Werkstoff nahezu unverformt aus dem Stoffverbund herausgerissen [Denk11].

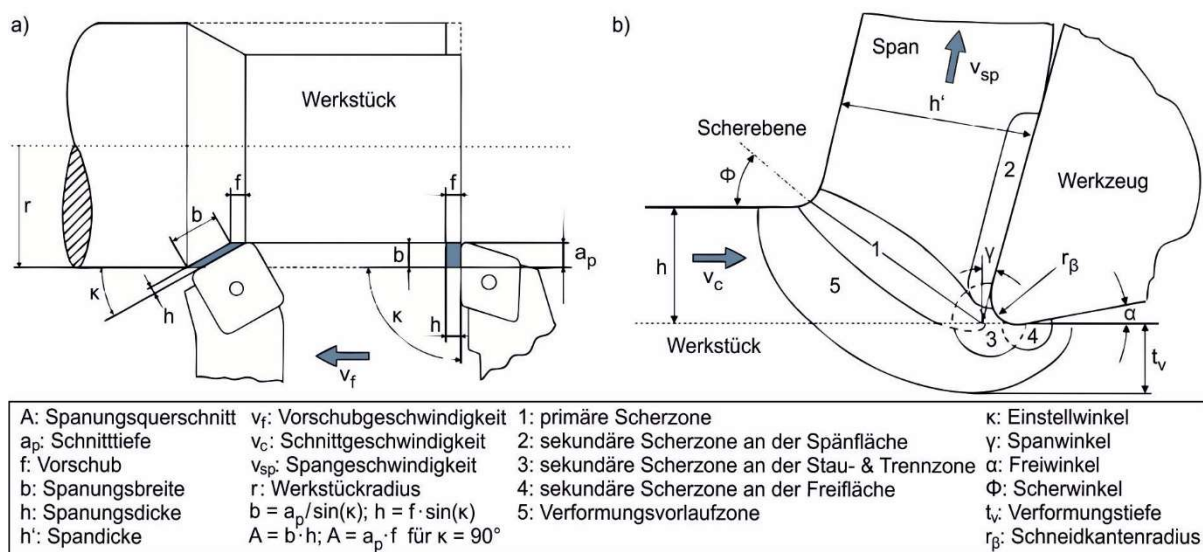


Abbildung 2-5: a) Schnitt- und Spanungsgrößen beim Außenlängsrunddrehen nach [Denk11]; b) Spanbildungsvorgang nach [Warn74]

Bei kontinuierlichen Spanbildungsvorgängen lassen sich nach WARNECKE [Warn74] im Werkstückmaterial im Bereich der Kontaktzone fünf Verformungszonen identifizieren (siehe Abbildung 2-5b). Der Hauptteil der plastischen Verformung findet in Form von Scherung in der primären Scherzone (1) statt. Die Scherung führt zu einer Spanstauchung [Leop00], welche sich in der Diskrepanz zwischen Spanungsdicke h und Spandicke h' bemerkbar macht sowie einer deutlichen Gefügebeeinflussung im Span [Köni67]. In den sekundären Scherzonen an Spänfläche (2) und Freifläche (4) kommt es unter dem Einfluss hoher Reibung zur weiteren Verformung des Werkstoffes. In der Trennzone (3) unmittelbar vor der Schneidkante wirken hohe Drücke und es kann abhängig von der Prozessauslegung zur Aufbauschneidenbildung kommen. Werkstückseitig werden die primäre und die sekundären Scherzonen von einer Verformungsvorlaufzone (5) umschlossen, in welcher ebenfalls, jedoch im geringeren Ausmaß, plastische Verformung festzustellen ist. Die Verformungstiefe t_v gibt vor, bis zu welchem Abstand von der Oberfläche eine Randzonenbeeinflussung durch plastische Deformation vorzufinden ist [Warn74, Denk11].

2.2.2 Mechanische und thermische Belastung

Die elastischen und elastisch-plastischen Verformungsvorgänge im Werkstück bewirken, dass der zerspannte Werkstoff der Werkzeugschneide einen Widerstand entgegengesetzt, welcher durch Aufbringung der Zerspankraft F überwunden werden muss (siehe Abbildung 2-6a). Die Zerspankraft lässt sich nach MERCHANT [Merc45a, Merc45b] untergliedern in drei Komponenten (im Folgenden als Prozesskräfte bezeichnet): Die Schnittkraft F_c wirkt entgegen der Richtung der Schnittgeschwindigkeit v_c aufs Werkzeug. Analog hierzu wirkt die Vorschubkraft F_f entgegen der Richtung der Vorschubgeschwindigkeit v_f aufs Werkzeug. Die Passivkraft F_p steht orthogonal zu F_c und F_f und weist folglich vom Werkstück weg in Richtung des Drehhalters. Die aufs Werkzeug wirkenden Prozesskräfte wirken in umgekehrter Richtung aufs Werkstück. So wirkt bspw. die Passivkraft aufs Werkstück in Richtung der Werkstückmitte. In Abbildung 2-6b-d ist schematisch der Einfluss der Schnittparameter auf die Prozesskräfte dargestellt. Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit führt im Allgemeinen aufgrund der erhöhten Temperaturen zur thermischen Entfestigung des zerspannten Werkstoffs und somit zu niedrigeren Prozesskräften. Die lokalen Extremwerte bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten sind auf Aufbauschneidenbildung zurückzuführen. Eine Erhöhung des Vorschubes f und der Schnitttiefe a_p führt zu einer Vergrößerung aller Prozesskräfte, da sich der Spanungsquerschnitt A vergrößert und folglich mehr Material verformt werden muss. Eine Variation des Einstellwinkels κ führt bei konstantem a_p und f zu einer Veränderung der Spanungsbreite b und Spanungsdicke h (siehe Abbildung 2-5a) und führt so zu einer Beeinflussung der Prozesskräfte (siehe Abbildung 2-6e). Eine Verringerung des Spanwinkels γ und des Neigungswinkels λ führen zu einem Anstieg der Prozesskräfte, insbesondere der Passivkraft. [Kloc18]

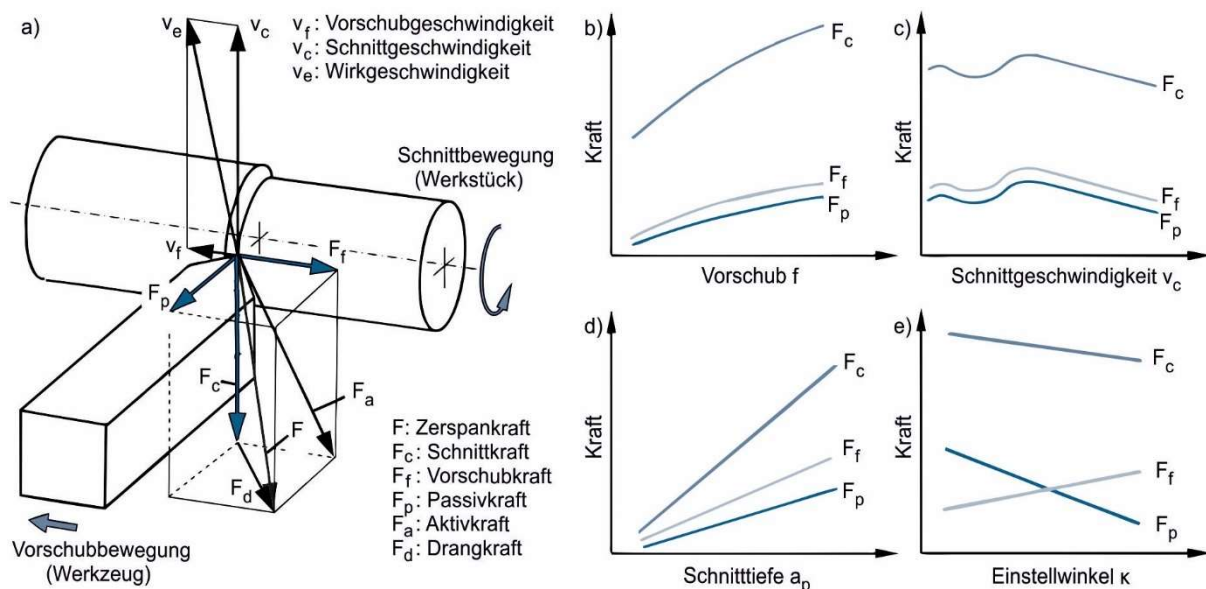


Abbildung 2-6: a) Prozesskräfte beim Drehen nach DIN 6584 [DIN82]; Prozesskräfte in Abhängigkeit b) des Vorschubs, c) der Schnittgeschwindigkeit, d) der Schnitttiefe, e) des Einstellwinkels nach [Kloc18]

Bei der Zerspaltung wird hauptsächlich durch die Schnittbewegung und in vernachlässigbar geringem Anteil auch durch die Vorschubbewegung mechanische Leistung zugeführt. Anders als die Schnittkraft und die Vorschubkraft trägt die Passivkraft nicht zur Leistungsumsetzung bei, da in ihrer Richtung keine Relativbewegung zwischen Werkzeug und Werkstück stattfindet

[Denk11]. Die zur Zerspaltung benötigte Wirkarbeit kann nach VIEREGGE [Vier53, Vier70] unterteilt werden in Spanflächenreibung und Scherarbeit, welche mit steigender Spanndicke h degressiv ansteigen sowie Freiflächenreibung und Trennarbeit, deren Anteil an der Wirkarbeit nicht signifikant von der Spanndicke beeinflusst wird. In der Kontaktzone wird die Wirkarbeit nach TAYLOR & QUINNEY [Tayl34] zu 90 % in Wärme umgewandelt. Der restliche Anteil der Wirkarbeit wird in latente Energie umgewandelt, welche in Span und Werkstückrandzone in Form von Eigenspannungen gespeichert ist [Denk11]. Da die Wärme aus der Materialverformung resultiert, können die Wärmeentstehungszonen auf die fünf Verformungszonen nach WARNECKE [Warn74] zurückbezogen werden (siehe Abbildung 2-5b). Die primäre Wärmequelle stellt folglich die primäre Scherzone dar, in welcher annähernd adiabatisch Scherarbeit in Wärme umgewandelt wird. Die in den sekundären Scherzonen entstehende Wärme ist maßgeblich auf die Reibung des an Frei- und Spanflächen abgleitenden Materials zurückzuführen. Abhängig vom Verformungsgrad stellt die Verformungsvorlaufzone einen weiteren Ort der Wärmeentstehung dar. [Huan03, Abuk06, Pabs08]

Bei der Trockenbearbeitung wird ein Großteil der in der Kontaktzone entstehenden Wärme über den Span abgetragen. Nach KRONENBERG [Kron54] wird dieser Anteil mit 75 % beziffert. Die Restwärme wird in das Werkzeug und das Werkstück übertragen (siehe Abbildung 2-7a). Der an die Umgebung übertragende Wärmestrom ist bei der Trockenzerspanung vernachlässigbar gering. Die Wärmestromaufteilung ist in einem hohen Ausmaß abhängig von der Schnittgeschwindigkeit. Niedrige Schnittgeschwindigkeiten führen aufgrund der längeren Kontaktzeit zu anteilmäßig höheren Wärmeströmen in Werkstück und Werkzeug und einer niedrigeren Wärmeabfuhr über den Span (siehe Abbildung 2-7b) [Denk11]. Dennoch liegen bei hinreichend langen Zerspaltungprozessen mit kontinuierlichem Schneideneingriff mit steigenden Schnittgeschwindigkeiten im Werkzeug und in der Werkstückrandzone höhere Temperaturen vor, da mit steigender Schnittgeschwindigkeit eine höhere mechanische Leistung einhergeht und folglich in der Kontaktzone mehr Wärme in der gleichen Zeit entsteht [Denk92, Müll04]. Die höchsten Temperaturen liegen nach VIEREGGE [VIER59] an der Spanfläche des Werkzeuges und der damit im Kontakt stehenden sekundären Scherzone des abfließenden Spans vor. Dies ist damit zu begründen, dass das Material zunächst in der Verformungsvorlaufzone und in der primären Scherzone vorerwärmt wird und schließlich durch die Reibung an der Spanfläche einen weiteren Wärmeeintrag erfährt. Bei der Trockenzerspannung können hier Temperaturen von über 1000 °C entstehen [Küst56, Cass94].

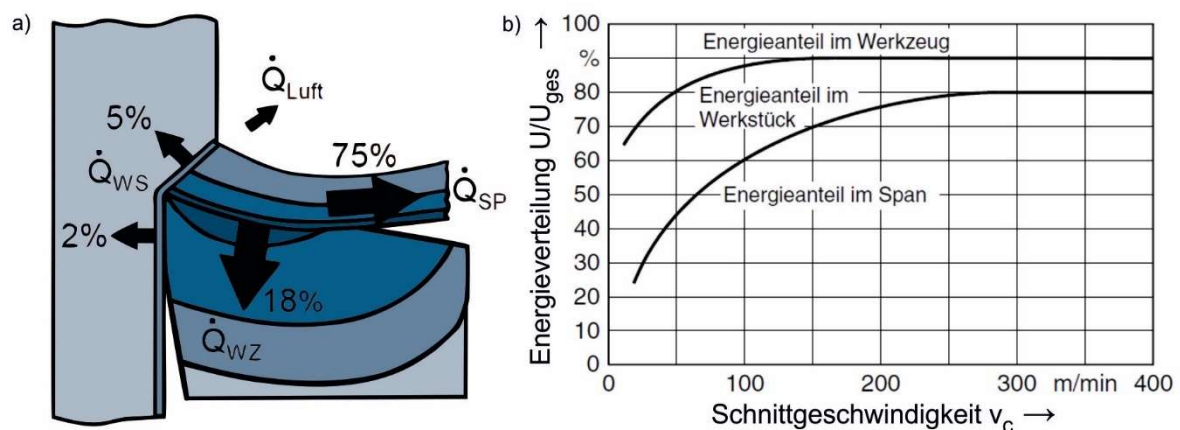


Abbildung 2-7: a) Wärmeströme bei der Zerspaltung nach [Kron54]; b) Wärmeabfluss aus der Kontaktzone in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit nach [Denk11]

Das Einwirken von mechanischen und thermischen Lasten auf das Werkzeug führt zu steigendem Werkzeugverschleiß [Kloc18]. Durch thermomechanische Lasten hervorgerufener Werkzeugverschleiß führt seinerseits aufgrund der veränderten Eingriffsbedingungen zu einer Beeinflussung der Prozesskräfte und -temperaturen, was folglich sowohl den weiteren Verschleißfortschritt als auch die auf die Werkstückrandzone wirkenden mechanischen und thermischen Lasten verändert [Mada16, Lian19]. Die auf die Werkstückrandzone einwirkende thermomechanische Last beeinflusst maßgeblich deren metallurgische und mechanische Eigenschaften, was wiederum das spätere Einsatzverhalten des Bauteils bestimmt [Jawa11, Brin18]. Die gezielte Steuerung der thermomechanischen Last im Bearbeitungsprozess ist daher von hoher Bedeutung, um gezielt Bauteileigenschaften einstellen zu können. Grundlage hierfür ist die messtechnische Erfassung der Prozesskräfte und der Temperatur.

Während der Zerspanung können die Prozesskräfte mit piezoelektrischen Kraftaufnehmern gemessen werden. Beim Aufbringen einer mechanischen Last erzeugen piezoelektrische Materialien wie bspw. Quarz (SiO_2) eine elektrische Ladung. Da die erzeugte elektrische Ladung beim piezoelektrischen Effekt proportional zur mechanischen Last ist, lassen sich durch die Messung der Ladung über eine Kalibrierung die Prozesskräfte ermitteln [Denk11]. Während Kräfte nach NEWTON [Newt26] immer paarweise auftreten und die auf das Werkstück wirkenden Kräfte somit betragsmäßig identisch zu den auf das Werkzeug wirkenden Kräfte sind, liegen bei den Temperaturen in Werkzeug und Werkstück ortsabhängig deutliche Unterschiede vor. Daher ist neben der Wahl des Messverfahrens auch der Ort der Temperaturmessung relevant für das Messergebnis. Die in der Zerspanung geläufigen Temperaturmessverfahren können basierend auf der Art der Wärmeübertragung in zwei Kategorien unterteilt werden: Temperaturmessung durch Wärmeleitung (berührend) und Temperaturmessung durch Wärmestrahlung (berührungsfrei) [Denk11]. Ein in der experimentellen Forschung weit verbreitetes Verfahren zur berührenden Temperaturmessung ist die Verwendung von Thermoelementen, bei welchen zur Bestimmung der Temperatur der SEEBECK-Effekt [Seeb25] genutzt wird. Thermoelemente weisen eine Messstelle, an welcher die Temperatur bestimmt werden soll, und eine Vergleichsstelle auf, an welcher eine Vergleichstemperatur vorliegt. An der Messstelle sind zwei verschiedene metallische Drähte miteinander verbunden. An der Vergleichsstelle kann zwischen den beiden Drahtenden eine elektrische Spannung gemessen werden, welche annähernd linear zur Temperaturdifferenz zwischen Mess- und Vergleichsstelle ist. Die Kalibrierung hängt von der Materialpaarung der Drähte ab [Bern04]. Beim Drehen werden Mantelthermoelemente häufig durch Bohrungen in das Werkzeug eingebracht, um dessen Temperatur während des Zerspanprozesses zu messen [Ay94, Ren04, Augs19]. Da die Temperatur nicht direkt an der Spanfläche gemessen werden kann, sind Extrapolationsverfahren nötig, um die Spanflächentemperatur zu ermitteln [Küst56, Atti02, Pabs08]. Mantelthermoelemente können ebenfalls in das Werkstück eingeführt werden, um während des Zerspanprozesses an definierten Positionen die Temperatur zu messen [Riss06, Zimm15]. Bei der berührungslosen Temperaturmessung wird von der vom Messobjekt abgestrahlten Energie auf dessen Temperatur zurückgeschlossen. Die flächenspezifische Ausstrahlung ist abhängig von der Wellenlänge und dem Emissionskoeffizienten des Messobjektes [Bern04, Baeh16]. Die Kontaktzone zwischen Werkzeug und Werkstück ist mit optischen Messgeräten nicht einsehbar, es lassen sich jedoch die Temperaturen an den Oberflächen von Werkzeug und Werkstück außerhalb des Eingriffsbereichs sowie die Temperatur der Spanoberfläche messen. Hierzu können Pyrometer zur annähernd punktuellen Temperaturmes-

sung und Thermographiesysteme zur Untersuchung der Temperaturverteilung an der Oberfläche verwendet werden [Ng99, Davi07, Abou16]. Berührende als auch berührungsfreie Messverfahren ermöglichen nur die Temperaturmessung an bestimmten Orten, deren Auswahl an verfahrensbedingte Restriktionen gebunden ist. Durch die Verwendung von analytischen und Finite-Elementen-Modellen ist es jedoch möglich, ein besseres Prozessverständnis zur Temperaturverteilung in der Kontaktzone zu entwickeln. Hierzu beschäftigen sich zahlreiche aktuelle Untersuchungen mit der Modellierung der Temperaturfelder in Werkzeug, Span und Werkstück [Schi14, Chen17, Beck18a, Möhr18].

2.2.3 Werkzeugeigenschaften

Eine Grundbedingung zur Zerspanung ist, dass das Material des Werkzeuges härter ist als das zu zerspanende Werkstück. Weitere Anforderungen an den Schneidstoff sind eine ausreichende Duktilität, Kantenfestigkeit, Warmfestigkeit, Oxidations- und Abrasionsbeständigkeit, ein reproduzierbares Verschleißverhalten sowie eine geringe Adhäsions- und Diffusionsneigung. Die bei der Zerspanung zum Einsatz kommenden Schneidstoffe können in vier Gruppen unterteilt werden: Werkzeugstähle, Hartmetalle, Schneidkeramiken und hochharte Schneidstoffe aus Bornitrid oder Diamant. Diese Schneidstoffe weisen in der aufgezählten Reihenfolge eine steigende Härte, aber ebenfalls eine abnehmende Biegefestigkeit auf. Die Auswahl des Schneidstoffes hängt maßgeblich vom zu zerspanenden Material ab. [Kloc18]

Hartmetalle sind Verbundwerkstoffe, welche aus harten Karbiden – meist hauptsächlich Monowolframkarbid – und einer duktilen metallischen Matrix aus Cobalt und/oder Nickel bestehen. Ein großer Anteil der beim Drehen eingesetzten Hartmetallewerkzeuge weisen eine Beschichtung auf [Kloc18]. Diese können durch chemische (CVD) und durch physikalische (PVD) Abscheidung aus der Dampfphase aufgebracht werden [Bouz12]. Dabei darf der Beschichtungsprozess jedoch nicht die innere Bindefestigkeit des Substrates mindern [Köni92]. Hauptaufgabe von Werkzeugbeschichtungen ist es, während des Zerspanprozesses den Kontakt zwischen Hartmetall und Werkstück zu unterbinden und damit den Verschleiß zu reduzieren [Kloc18]. Je nach tribologischer Paarung von Beschichtung und Werkstückmaterial ist es möglich, die Reibung und somit die in den sekundären Scherzonen entstehende Wärme zu reduzieren [Grze98, Grze99, Kloc99, Msao04]. Eine Reduktion der Reibung führt zudem zu niedrigeren Schnittkräften, einer kürzeren Kontaktlänge zwischen Span und Werkzeug sowie einer höheren Spangeschwindigkeit und damit verbunden zu einer niedrigeren Spandicke und einem größeren Scherwinkel [Sadi93, Pauc08]. Eine kürzere Kontaktlänge und höhere Spangeschwindigkeit verringern den Wärmeübergang vom Span ins Werkzeug, was zu niedrigeren Werkzeugtemperaturen führt [Gad92, Sadi95]. Größere Schichtdicken wirken aufgrund ihrer niedrigen Wärmeleitfähigkeit als thermische Barrieren und können so die auf das Werkzeug wirkende thermische Last reduzieren. Der Wärmestau in der dickeren Beschichtung führt jedoch auch zu höheren Temperaturen [Beb17], aus welchen eine höhere thermische Last der Werkstückrandzone resultiert [Oute06, Oute10].

Grundsätzlich wird zwischen zwei Werkzeugausführungen unterschieden: Bei Massivwerkzeugen ist der Schneidteil und der Werkzeugschaft aus einem Material hergestellt. Diese Werkzeuge sind meist aus günstigen Materialien wie Schnellarbeitsstahl gefertigt und werden bei fortschreitendem Verschleißfortschritt nachgeschliffen. Heutzutage deutlich weiter verbreitet sind Werkzeuge mit Schneidplatten, insbesondere lösbaren Wendeschneidplatten, welche an

den Drehhalter geschraubt oder mit einem Klemmfinger fixiert werden. Abbildung 2-8a zeigt die schematische Darstellung eines Drehwerkzeuges mit austauschbarer Wendeschneidplatte. Wendeschneidplatten variieren je nach Anwendungsfall neben dem Schneidstoff auch in ihrer Grundform und Größe. Die Spanfläche ist oftmals mit Spanformern versehen mit dem Ziel, kurzbrechende Späne zu erzeugen [Kloc18]. Die Kennzeichnung von Wendeschneidplatten in Abhängigkeit ihrer makroskopischen Geometrie ist in DIN ISO 1832 [DIN85a] definiert. Die Schneidenecke, welche den Übergang von der Hauptschneide zur Nebenschneide darstellt, weist einen Schneideneckenradius r_ϵ auf, welcher sich auf die Prozessgrößen und die entstehende Oberflächenmorphologie auswirkt. Eine Vergrößerung des Schneideneckenradius r_ϵ führt zur Stabilisierung der Schneidkante und verringert die Wahrscheinlichkeit für Schneidkantenausbrüche. Aufgrund der größeren aktiven Schneidkantenlänge l_k zwischen Werkzeug und Werkstück treten bei größeren Schneideneckenradien jedoch auch höhere Passivkräfte auf, wodurch sich die Ratterneigung erhöht [Denk11, Kloc18]. Die größere aktive Schneidkantenlänge bewirkt weiterhin die Erzeugung von mehr Wärme und führt somit zu höheren Temperaturen [Schu09]. MEYER et al. [Meye12b] konnten mit steigendem Schneideneckenradius höhere Passivkräfte und Schnittkräfte, niedrigere Vorschubkräfte und einen niedrigeren Freiflächenverschleiß beim Hartdrehen von 16MnCrS5 feststellen. CHOU & SONG [Chou04] beobachteten neben höheren Prozesskräften auch einen Anstieg der „White-Layer“-Schichtdicke beim Hartdrehen von 100Cr6. Obwohl höhere mechanische Lasten im Allgemeinen die Bildung von Druckeigenspannungen begünstigen [Jawa11], stellen LIU et al. [Liu04] bei steigendem Schneideneckenradius trotz höherer Passivkräfte niedrigere Druckeigenspannungen fest, was auf erhöhte Temperaturen oder eine veränderte Vergleichsspannung in der Werkstückrandzone zurückzuführen sein könnte [Garb06]. Die zu erwartenden Oberflächentopographie ist, bedingt durch die Kinematik des Drehprozesses, abhängig vom Schneideneckenradius r_ϵ (siehe Abbildung 2-8b) und kann mit Gl. 2-10 näherungsweise berechnet werden. In der Praxis werden jedoch häufig Abweichungen zwischen der gemessenen gemittelten Rautiefe R_z und der theoretischen kinematischen Rautiefe $R_{t,kin}$ festgestellt. Hierzu erweiterte BRAMMERTZ Gl. 2-10 mit einem Term, welcher die elastische Rückfederung von nicht zerspantem Material berücksichtigt. Gl. 2-11 beinhaltet hierzu die Mindestspannungsdicke h_{min} , bei deren Unterschreitung kein Materialabtrag mehr stattfindet [Bram61].

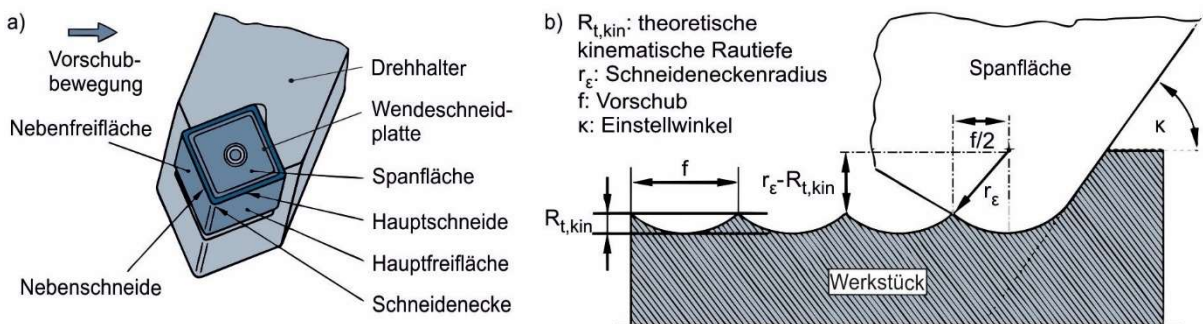


Abbildung 2-8: a) Bezeichnung am Drehwerkzeug nach DIN 6580 [DIN85b, Denk11]; b) Einfluss des Schneideneckenradius auf die Oberflächentopographie nach [Kloc18]

$$R_{t,kin} = \frac{f^2}{8 r_\epsilon} \tag{Gl. 2-10}$$

$$R_{t,kin} = \frac{f^2}{8 r_\epsilon} + \frac{h_{min}}{2} \cdot \left(1 + \frac{r_\epsilon \cdot h_{min}}{f^2} \right) \tag{Gl. 2-11}$$

Der Übergang von der Freifläche zur Spanfläche wird als Schneidkante bezeichnet und ist bei realen Werkzeugen nicht ideal scharf. Es existieren zahlreiche Präparationsverfahren zur gezielten Einstellung der Schneidengeometrie, wie bspw. Strahlen [Kött06], Bürsten [Bass14], Schleifen [Auri16a], Funkenerosion [Yuss10] und Laserbearbeitung [Auri11]. Hinsichtlich der Schneidengeometrie lässt sich neben scharfen Schneidkanten zwischen verrundeten und gefaseten Schneidkanten unterscheiden, wobei sich Fase und Verrundung auch in einer Mischform überlagern können [Cort09]. Bei verrundeten Schneidkanten (siehe Abbildung 2-9a) gibt der Schneidkantenradius r_β die Größe der Verrundung an [DIN88]. Der Abstand vom Übergang der Freifläche zur Verrundung bis zur Schneidkante einer theoretischen, ideal scharfen Schneide wird als Schneidkantenabschnitt S_α bezeichnet (analog S_γ an der Spanfläche). Nach DENKENA et al. [Denk03] lässt sich aus dem Verhältnis von S_α und S_γ der Formfaktor K berechnen, welcher die Lage der Schneidkante definiert. Eine Verschiebung der Schneidkante hin zur Freifläche ($K < 1$) wird als Wasserfallgeometrie bezeichnet, eine Verschiebung in Richtung der Spanfläche ($K > 2$) als Trompetengeometrie. Gefasete Schneidkanten werden durch die Fasenlänge l_β und den Fasenwinkel γ_β charakterisiert (siehe Abbildung 2-9b). Die projizierte Fasenlänge $l_{\beta,p}$ wird parallel zur Spanfläche gemessen und bemisst den projizierten Abstand von der Spanfläche bis zur Schneidkante. [Kloc18]

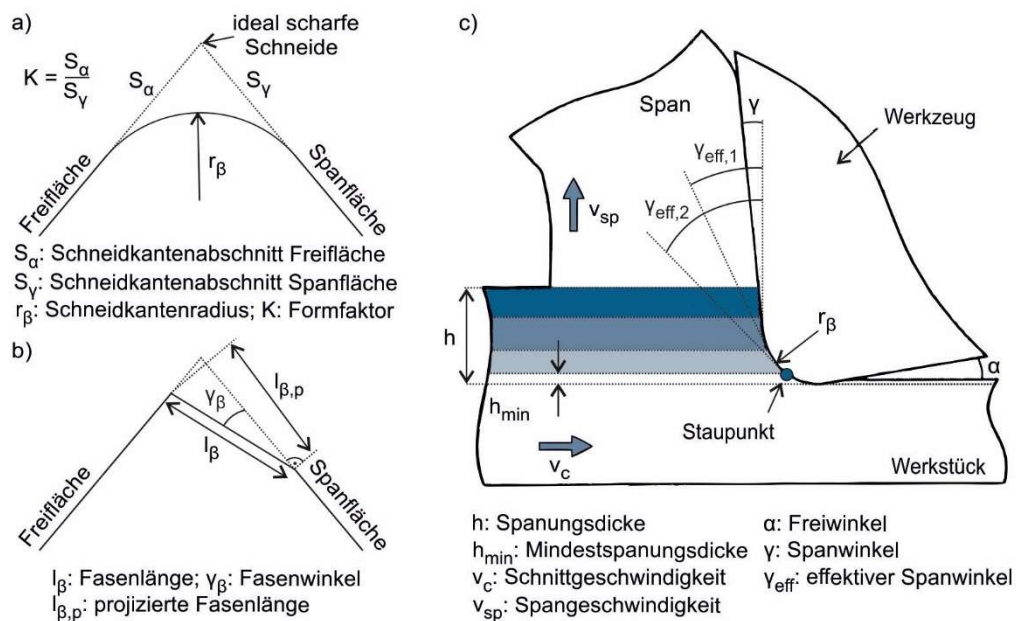


Abbildung 2-9: Parametrisierung a) verrundeter Schneidkanten nach [Denk03] und b) gefaseter Schneidkanten nach [Frie02, Tika09]; c) effektiver Spanwinkel beim Zerspanen mit verrundeten Schneidkanten nach [Jivi08, Bass14]

Im Bereich der Schneidkante liegt bei der Zerspanung nicht mehr der über den Drehhalter vorgegebene Spanwinkel γ vor, sondern es kommt in Abhängigkeit der verwendeten Schneidengeometrie zu Abweichungen. Beim Zerspanen mit gefaseten Schneidkanten liegt im Bereich der Schneidkante ein effektiver Spanwinkel γ_{eff} vor, welcher aus der Überlagerung des Spanwinkels

γ und des Fasenwinkels γ_β resultiert. Während bei gefasteten Schneidkanten der effektive Spanwinkel im Bereich der Schneidkante annähernd konstant ist, kommt es bei verrundeten Schneidkanten zu lokalen Unterschieden im effektiven Spanwinkel γ_{eff} in Abhängigkeit der Spannungsstärke h und des Schneidkantenradius r_β (siehe Abbildung 2-9c). Von der Spanfläche ausgehend in Richtung des Werkstücks wird der effektive Spanwinkel zunehmend stärker negativ. Bei der Unterschreitung eines kritischen effektiven Spanwinkels (am sog. Staupunkt) findet keine Materialtrennung mehr statt. Der Einsatz stärker verrundeter Schneidkanten hat folglich einen Anstieg der Mindestspannungsstärke h_{min} zur Folge [Bass14]. Der kritische effektive Spanwinkel und somit auch die Mindestspannungsstärke sind abhängig vom Werkstoff und von den Schnittparametern. Während nach SCHMIDT [Schm99] bei $\gamma_{\text{eff}} < -65^\circ$ keine sichere Spanbildung mehr möglich war, konnten KOCH [Koch96] und JIVISHOV [Jivi08] auch bei $\gamma_{\text{eff}} = -72^\circ$ und $\gamma_{\text{eff}} = -78^\circ$ noch eine Spanbildung beobachten. Bei stark negativen effektiven Spanwinkeln bildet sich, insbesondere bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten, eine Stagnationszone vor der Schneidkante aus [Fang05]. Unterhalb der Mindestspannungsstärke findet keine Zerspanung mehr statt und der Werkstoff wird unter der Schneidkante an der Freifläche entlang hindurchgedrückt [Albr60]. Eine Vergrößerung des Schneidkantenradius führt aufgrund der höheren Mindestspannungsstärke und dem damit verstärkt auftretenden Ploughingeffekten zu einer schlechteren Oberflächentopographie [Thie99].

Die Schneidengeometrie hat zudem einen signifikanten Einfluss auf die Prozesskräfte und die Temperaturen. Größere Schneidkantenradien bewirken bei gleicher Spannungsstärke, dass in einem größeren Bereich des Spanungsquerschnitts stark negative effektive Spanwinkel vorliegen, woraus höhere Prozesskräfte resultieren. WYEN & WEGENER [Wyen10] ermittelten einen linearen Anstieg der Prozesskräfte in Abhängigkeit des Schneidkantenradius für einen Bereich von $10 \mu\text{m} \leq r_\beta \leq 50 \mu\text{m}$. JIVISHOV [Jivi08] ermittelte für $r_\beta \leq 120 \mu\text{m}$ ebenfalls einen linearen Anstieg der Prozesskräfte und bei größeren Schneidkantenradien $r_\beta > 120 \mu\text{m}$ einen degressiven Anstieg. BASSETT [Bass12] entwickelte ein Modell zur Berechnung der Schnitt- und Vorschubkraft durch die Addition einer spanabhebenden Kraftkomponente, basierend auf dem Kraftmodell nach KIENZLE [Kien52], und einer nichtspanabhebenden Kraftkomponente, welche linear zum freiflächenseitigen Schneidkantenabschnitt S_α ansteigt. Bei der Zerspanung mit Werkzeugen mit gefasteten Schneidkanten ist bekannt, dass die Prozesskräfte mit steigendem Fasenwinkel γ_β aufgrund des stärker negativen effektiven Spanwinkels γ_{eff} zunehmen [Güna04, Yen04, Denk14]. Zur Quantifizierung der Prozesskräfte in Abhängigkeit von der Schneidengeometrie gibt es jedoch noch keine Modelle, wie es bei verrundeten Schneidkanten der Fall ist.

Hinsichtlich der thermischen Last in Abhängigkeit der Schneidengeometrie stehen sich nach DENKENA & BIERMANN [Denk14] zwei gegenwirkende Effekte gegenüber: Größere Schneidkantenradien führen durch die erhöhte Reibung in den sekundären Scherzonen sowie durch die Vergrößerung der primären Scherzone zu mehr Wärme. Der höheren Wärmeentstehung steht jedoch auch eine größere Oberfläche entgegen, über welche die Wärme aus der Kontaktzone abgeführt werden kann. JIVISHOV [Jivi08] und AL-ZKERI et al. [Alzk09] zeigten in Finite-Elemente-Simulationen, dass sich mit einer Vergrößerung des Schneidkantenradius die im Werkzeug maximal auftretenden Temperaturen von der Spanfläche hin zur Freifläche verschieben. Nach YEN et al. [Yen04] gehen sowohl mit einer Erhöhung der Fasenlänge als auch mit größeren Fasenwinkeln höhere Temperaturen einher.

Schneidkanten mit Fasen oder großen Schneidkantenradien führen aufgrund der größeren mechanischen Last zu einer stärker ausgeprägten plastischen Verformung der Werkstückrandzone und höheren Druckeigenstressungen [Joch01, Jivi08]. Eine gleichzeitig steigende thermische Belastung der Werkstückrandzone kann der Bildung von Druckeigenstressungen jedoch entgegenwirken. Ob hierbei die mechanischen oder thermischen Effekte überwiegen, ist abhängig von den Schnittparametern und den Eigenschaften des Werkstoffs [Kloc18].

Werkzeuge aus hochharten Schneidstoffen verfügen oftmals über gefaste Schneidkanten, welche die Wahrscheinlichkeit von Schneidkantenausbrüchen verringern und somit die Standzeit erhöhen [Kloc18]. Bei verrundeten Schneidkanten führt nach DENKENA [Denk11] eine Vergrößerung des freiflächenseitigen Schneidkantenabschnitts S_α zu einer Zunahme des Freiflächenverschleißes und eine Erhöhung des spanflächenseitigen Schneidkantenabschnitts S_γ zu einer Steigerung des Kolkverschleißes. Die Vergrößerung beider Schneidkantenabschnitte führt – wie eine Fase – zur Stabilisierung der Schneidkante [Bass14]. Hinsichtlich des Schneidkantenradius liegt anwendungsspezifisch in der Regel ein Bereich mit erhöhter Werkzeugstandzeit vor [Lümk12, Berg18, Kloc18].

2.2.4 Kryogene Kühlung

Die Verwendung eines Kühlschmierstoffes (KSS) während der Zerspaltung bewirkt, dass die in der Kontaktzone entstehende Wärme nicht nur in das Werkzeug, das Werkstück, den Span und zu sehr geringen Anteilen in die Atmosphäre überführt wird, sondern zu einem Anteil auch in den KSS übergeht und über diesen abgeführt wird. Neben der Abfuhr der Wärme wird KSS auch namensgebend eine Schmierwirkung zugesprochen, welche zudem die Wärmeentstehung in der Kontaktzone reduziert. Die verminderte Wärmeentstehung und die verbesserte Wärmeabfuhr führen zu niedrigeren Temperaturen im Werkzeug und im Werkstück, woraus höhere Standzeiten und bessere Randzoneneigenschaften resultieren können [Hong99, Adle06]. KSS werden nach DIN 51385 [DIN13] in wassermischbare und nichtwassermischbare KSS unterteilt. YILDIZ & NALBANT [Yild08] klassifizieren zudem die Gase als dritte Gruppe der „cutting fluids“. Hierzu zählen neben der Druckluftkühlung insbesondere die Kühlung mit den Prozessmedien Kohlenstoffdioxid CO_2 und Stickstoff LN_2 . Die Klassifizierung bezieht sich dabei auf den Aggregatzustand bei Raumtemperatur und Umgebungsdruck.

Bei der Zerspaltung werden CO_2 und LN_2 aus der flüssigen Phase heraus unter tiefkalten („kryogenen“) Temperaturen zugeführt. CO_2 wird bei Raumtemperatur bei ca. 57 bar gelagert und über ein Steigrohr aus der Flüssigphase entnommen und dem Prozess zugeführt. Beim Düsenaustritt kommt es zur Druckabnahme und zur Umwandlung des flüssigen CO_2 in ein Festkörper-Gas-Gemisch [Supe12]. Diese Phasentransformation und der durch die Expansion hervorgerufene JOULE-THOMSON-Effekt bewirken eine Temperaturreduktion auf 194,7 K, was bei Umgebungsdruck dem Sublimationspunkt entspricht [Barb66, Bier07]. Da das CO_2 bis zum Düsenaustritt Raumtemperatur aufweist, müssen die Zuleitungen nicht isoliert sein [Jawa16a]. Flüssiger Stickstoff (LN_2) hat bei Atmosphärendruck einen Siedepunkt von 77,4 K und wird ebenso wie CO_2 in der flüssigen Phase gespeichert. Da die Temperatur des zugeführten LN_2 jedoch maximal der des Siedepunktes entsprechen darf, um eine flüssige Zuführung zu realisieren, müssen die Zuleitungen zur Versuchsmaschine möglichst kurz und gut isoliert sein [Pusa14]. Bei kryogener Kühlung mit LN_2 kann es aufgrund von Siedeeffekten zu deutlichen Temperaturschwankungen in Abhängigkeit der Zeit kommen, wohingegen CO_2 bei annähernd

konstanten, wengleich auch deutlich höheren Temperaturen, zugeführt wird. Die Verwendung von LN_2 benötigt zudem erheblich höhere Vorlaufzeiten, bis das Kühlmedium am Düsenaustritt überwiegend als flüssige Phase austritt [Pusa16]. Beim Auftreffen von LN_2 auf die Werkstück- und Werkzeugoberfläche kommt es bei geringen Temperaturdifferenzen zum Blasensieden und bei höheren Temperaturdifferenzen zum Filmsiedeln, was den Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Kühlmedium und Oberfläche und somit die über das Kühlmedium abgeführte Wärmemenge deutlich reduziert [Fast70, Dix13, Pusa16]. Flüssiger Sauerstoff (Siedepunkt 90,2 K) und flüssiger Wasserstoff (Siedepunkt 20,3 K) sind aufgrund ihrer Reaktionsfähigkeit nicht als Kühlmedium an freier Atmosphäre geeignet [Whit59, Dix13].

Sowohl HONG & DING [Hong01a] als auch DIX et al. [Dix14] unterschieden bei der kryogenen Kühlung zwischen der direkten und der indirekten Kühlung. Bei der indirekten Kühlung befindet sich LN_2 in einem Reservoir innerhalb des Werkzeuges und kühlt dieses somit von innen [Evan91]. Durch Erwärmung verdampfter Stickstoff kann durch eine Kavität ausgelassen werden [Ahme07]. Bei der direkten Kühlung wird abhängig von der Positionierung der Düsen zwischen der Werkstückvorkühlung und der Kühlung der Kontaktzone unterschieden. Die Vorkühlung des zu zerspanenden Werkstoffes führt aufgrund der sinkenden Temperaturen zu einer abnehmenden Duktilität, was sich positiv auf den Spanbruch auswirkt [Hong01b, Yild08]. Eine ausgeprägte Werkstoffvorkühlung wirkt sich jedoch aufgrund der thermischen Kontraktion des Werkstückes negativ auf die Bearbeitungsgenauigkeit aus [Dix13]. Am weitesten verbreitet ist die direkte Kühlung der Kontaktzone. Je nach Düsenanzahl, -positionierung und Strahlaufweitung können hierbei Span- und Freifläche des Werkzeuges, Spanober- und -unterseite sowie auch das Werkstück gekühlt werden. Nach HONG & DING [Hong01a] führt eine kryogene Kühlung der Span- und Freifläche zu niedrigeren Temperaturen als eine Werkstückvorkühlung, eine indirekte Kühlung des Werkzeuges oder eine alleinige kryogene Kühlung der Span- oder der Freifläche. Aufgrund der hohen Temperaturdifferenz führt der Einsatz kryogener Kühlmedien in der Regel zu niedrigeren Temperaturen als die Verwendung konventioneller KSS oder Trockenbearbeitung [Dhar07, Jero12, Jawa16a].

Der Einfluss kryogener Kühlmedien auf die Schmierung der Kontaktzone ist in der Literatur umstritten: Während HONG et al. [Hong01c] durch den Einsatz von LN_2 eine deutliche Reduktion des Reibkoeffizienten μ beim Drehen von TiAl6V4 feststellten, attestieren JAWAHIR et al. [Jawa16a] kryogenen Kühlmedien im Allgemeinen nur eine marginale Schmierwirkung. ROTELLA & UMBRELLO [Rote14a] stellten bei Zerspanversuchen im Orthogonalschnitt von TiAl6V4 keinen Einfluss der Kühlstrategie auf den Reibkoeffizienten μ fest, ebenso wie PU et al. [Pu14] bei der kryogenen und trockenen Zerspanung der Magnesiumlegierung AZ31B. BERMINHAM et al. [Berm11] stellten beim kryogenen Drehen von TiAl6V4 sogar geringfügig höhere Reibkoeffizienten fest als im Trockenschnitt. In tribologischen Modellversuchen zeigten COURBON et al. [Cour13], dass bei der Tribopaarung TiAl6V4-Hartmetall kein signifikanter Unterschied zwischen Trockenreibung und der Reibung unter Zuführung von LN_2 festzustellen war. Bei der Paarung Inconel 718-Hartmetall konnte durch LN_2 der Reibkoeffizient hingegen gesenkt werden. Die Schmierwirkung des flüssigen Stickstoffs war dabei höher als die des gasförmigen Stickstoffs. EL-TAYEB et al. [Elta09] untersuchten ebenfalls die Reibung zwischen TiAl6V4 und Hartmetall trocken und mit kryogener Kühlung und fassten dabei zusammen, dass die Einflüsse der Kontaktgeschwindigkeit und der Anpresskraft auf den Reibkoeffizienten von höherer Signifikanz sind als der Einfluss der kryogenen Kühlung. RECH et al. [Rech13] stellten

in tribologischen Modellversuchen fest, dass die Reibung erheblich von der Tribopaarung und der Kontaktgeschwindigkeit abhängt. Der metastabile austenitische Stahl AISI 304L weist nach RECH et al. [Rech13] gegenüber mit TiN beschichtetem Hartmetall im trockenen Reibkontakt bei $v_c = 25$ m/min einen Reibkoeffizient von $\mu = 0,65$ und bei $v_c = 200$ m/min einen Reibkoeffizient von $\mu = 0,24$ auf.

Ebenso wie die in der Kontaktzone auftretende Reibung sind die Prozesskräfte stark abhängig vom zerspannten Material, dem Schneidstoff und den Schnittparametern, sodass Beobachtungen zu den Prozesskräften in Abhängigkeit von der Kühlstrategie immer nur für den betrachteten Versuchsrahmen aussagekräftig sind. HONG & DING [Hong01b] argumentierten, dass niedrige Werkstücktemperaturen bei der kryogenen Zerspanung und die damit einhergehenden höheren Festigkeiten sich in einem Anstieg der Prozesskräfte bemerkbar machen können, was ebenfalls in weiteren Studien bestätigt wurde [Nalb11, Kayn14]. DHAR et al. [Dhar02a] stellten bei der kryogenen Zerspanung niedrigere Prozesskräfte fest als im Trockenschnitt, was auf eine niedrigere Reibung zurückgeführt wurde. Zu ähnlichen Ergebnisse kamen DHANANCHEZIAN & KUMAR [Dhan11] und IMBROGNO et al. [Imbr17]. WANG & RAJURKAR [Wang00] beobachteten keinen signifikanten Einfluss der Kühlstrategie auf die Prozesskräfte.

Durch die Verwendung einer kryogenen Kühlung lässt sich nach DHAR et al. [Dhar02b] und BERMINGHAM et al. [Berm12] gegenüber der Trockenzerspanung die Standzeit erhöhen, weil die Kontaktfläche zwischen Span und Werkzeug reduziert wird und zudem die bei niedrigerer Temperatur höhere Härte des Schneidstoffes eine höhere Abrasionsbeständigkeit mit sich bringt. Ein mit kryogener Kühlung einhergehender niedrigerer Freiflächenverschleiß kann zu einer Erhöhung der Bearbeitungsgenauigkeit führen [Dhar07], andererseits kann eine ausgeprägte thermische Werkstückkontraktion auch zur Fertigung mit Übermaß führen [Nove17]. HONG & BROOMER [Hong00] zeigten, dass die Produktionskosten bei der kryogenen Drehbearbeitung des metastabilen austenitischen Stahls AISI 304 gegenüber der Verwendung einer konventionellen Überflutungskühlschmierung aufgrund der höheren Standzeiten und den somit niedrigeren Werkzeugkosten geringer sind. Neben niedrigeren Produktionskosten ist aufgrund der höheren realisierbaren Schnittgeschwindigkeiten mithilfe einer kryogenen Kühlung auch eine höhere Produktivität in der Fertigung möglich [Pusa10a]. Zudem ist eine kryogene Kühlung gegenüber der konventionellen Kühlschmierung nach PUSAVEC et al. [Pusa10b] nachhaltiger, da sie mit einer Reduktion im Wasserverbrauch und in der Abfallerzeugung einhergeht. Weiterhin fallen während des Fertigungsprozesses keine toxischen Stoffe an und in Abhängigkeit der gewählten Schnittgeschwindigkeit und der Losgröße kann der Energieverbrauch und der Beitrag zur globalen Erwärmung gesenkt werden [Pusa11a, Aram14]. Die Verwendung einer kryogenen Kühlung bei der spanenden Bearbeitung ermöglicht bei einer Vielzahl an Werkstoffen eine Verbesserung der Oberflächentopographie und der Werkstückrandzoneneigenschaften [Jawa16a], worauf im folgenden Kapitel 2.2.5 weiterführend eingegangen wird.

2.2.5 Oberflächenmorphologie

Der Begriff der „Oberflächenmorphologie“ wurde innerhalb des Sonderforschungsbereichs 926 „Bauteiloberflächen – Morphologie auf der Mikroskala“ durch AURICH et al. [Auri16b] und HASSE et al. [Hass16] geprägt und bezieht sich auf die Definition der Morphologie nach ZWI-

CKY [Zwic89a, Zwic89b]. Demnach ist die Morphologie das „philosophische, technische Prinzip“ des „praktizierten ganzheitlichen Denkens“ [Müll19]. Diese Gesamtheitsbetrachtung im Kontext von spanend hergestellten Bauteiloberflächen beinhaltet Informationen zur geometrischen Gestalt, der Oberflächentopographie sowie den metallurgischen und mechanischen Eigenschaften des darunterliegenden, oberflächennahen Randbereiches, der Werkstückrandzone (siehe Abbildung 2-10).

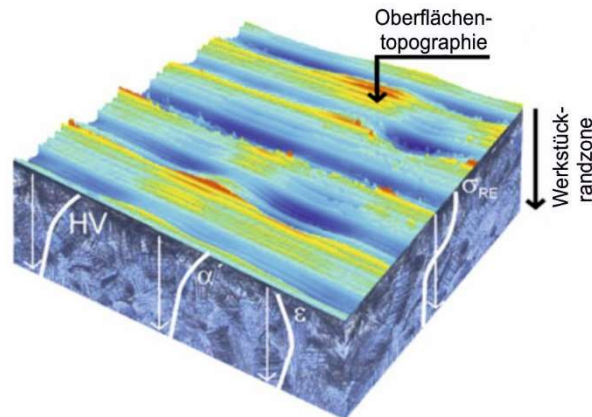


Abbildung 2-10: Schematische Darstellung der Oberflächentopographie am Beispiel eines kryogen gedrehten, metastabilen austenitischen Stahls nach [Smag17a]

Oberflächentopographie

Die Oberfläche bildet die Grenzfläche zwischen Bauteil und Umgebung und beeinflusst daher in technischen Anwendungen maßgeblich das Einsatzverhalten in vielerlei Hinsicht [Brow18]. Die Oberflächentopographie wirkt sich unter anderem auf die Ermüdungsfestigkeit [Ardi14], die Reibung [Berg10], den Verschleiß [Thie18], die Adhäsion [Brow01], die Lichtreflexion [Mana11], das Benetzungsverhalten [Bela15], die Bildung [Schl17] und Haftung [Hutt18] von Biofilmen, die Wärmeübertragung und das Strömungsverhalten von Fluiden [Xing16] sowie die haptische [Neum16] und visuelle Wahrnehmung [Berg07] des Menschen aus. Aufgrund dieser vielfältigen Auswirkungen muss der spanende Endbearbeitungsprozess auf die spätere Anwendung der Bauteile ausgerichtet werden. Zwar gibt es mittlerweile flächige Rauheitskenngrößen [Leac13] und Kenngrößen zur Beschreibung der funktionalen Eigenschaften [Raid14, Klau18], dennoch werden in der industriellen Praxis häufig die Anforderung an die zu erzeugende Oberfläche mit eindimensionalen Rauheitskenngrößen beziffert [Kloc18].

Beim Drehen entsteht bedingt durch die Kinematik eine Oberflächentopographie mit periodischen Rauheitsspitzen, deren Abstand voneinander dem Vorschub entspricht (siehe Abbildung 2-8b). Die Höhe der Rauheitsspitzen kann in Abhängigkeit des Vorschubes und des Schneideneckenradius mit Gl. 2-10 abgeschätzt werden. Insbesondere bei niedrigen Vorschüben und großen Schneidkantenverrundungen auftretende Ploughingeffekte können nach BRAMMERTZ [Bram61] mit Gl. 2-11 berücksichtigt werden. Weiterhin kann im Drehprozess auftretende Aufbauschneidenbildung die Oberflächentopographie verschlechtern, da sich das vor der Trennzone angestaute Material unter der Schneidkante hindurchdrücken und mit der neu erzeugten Oberfläche kaltverschweißt wird. Aufbauschneiden können zudem an der Nebenschneide entlang vorbeigedrückt werden und hinterbleiben dann als oftmals elongierte Materialanhftung an den Rauheitsspitzen [Devi11]. Diese adhäsiven Oberflächendefekte treten insbesondere bei der Zerspanung von duktilen Werkstoffen auf, da insbesondere bei der Fließspanbildung Auf-

bauschneiden auftreten [Kloc18, Olss18]. Bei der Zerspanung können unerwünschte selbstangeregte Schwingungen zwischen Werkzeug und Werkstück zur Bildung von Rattermarken führen [Merr65].

SCHOOP et al. [Scho17] konnten durch die Verwendung einer kryogenen Kühlung beim Drehen von TiAl6V4 niedrigere Rauheiten realisieren als bei Verwendung einer konventionellen Überflutungskühlschmierung, was mit einer Verringerung der Mindestspanungsdicke und somit weniger stark ausgeprägten Ploughingeffekten begründet wurde. Eine kryogene Kühlung kann nach HONG & ZHAO [Hong99] und SARTORI et al. [Sart16] durch Aufbauschneidenbildung bedingte Partikelanhaftungen gegenüber der Trockenzerspannung reduzieren und somit zu einer besseren Oberflächenqualität führen. KLOCKE et al. [Kloc13] begründeten die niedrigeren Oberflächenrauheiten bei der kryogenen Zerspanung mit niedrigerem Werkzeugverschleiß. Bessere Oberflächenrauheiten bei der kryogenen Zerspanung wurden weiterhin noch von zahlreichen anderen Autoren bei verschiedenen Werkstoffen festgestellt [Wang00, Kayn11, Pusa11b, Jero12, Rote14a, Rote14b, Oliv18]. ISAKSON et al. [Isak18] und HARDT et al. [Hard18] konnten keinen signifikanten Einfluss der Kühlstrategie auf die Oberflächenrauheit feststellen. GRZESIK et al. [Grze12] beobachteten bei Verwendung einer kryogenen Kühlung hingegen eine höhere Oberflächenrauheit.

Werkstückrandzone

Ebenso wie die Oberflächentopographie haben die Eigenschaften der Werkstückrandzone in einem hohen Ausmaß Auswirkungen auf das Einsatzverhalten des Bauteils [Brin11]. Vorteilhaftige Randzoneneigenschaften können so beispielsweise die Ermüdungsfestigkeit [Rame05, Schw06,], die Verschleißfestigkeit [Jawa11, Fröl15] und die Korrosionsbeständigkeit [Denk07, Wang17, Wu18] verbessern. Die Randzoneneigenschaften sind nach BRINKSMEIER et al. [Brin14] abhängig von den mechanischen, thermischen und chemischen Belastungen der Werkstückrandzone während des Fertigungsprozesses. Die Kenntnisse der Wirkzusammenhänge zwischen den Einstellgrößen, den Prozessgrößen und den daraus resultierenden Eigenschaften der Werkstückrandzone erlauben somit die Fertigung von Werkstücken mit definierten Randzoneneigenschaften durch gezielte Anpassung der Einstellgrößen [Brin18].

Die bei der spanenden Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide einhergehenden Verformungsvorgänge führen zu einer plastischen Deformation des Gefüges in der Werkstückrandzone. Nach der Zerspanung lässt sich daher unterhalb der Werkstückoberfläche eine Elongation der Körner in Schnittrichtung und eine ausgeprägte Kornfeinung feststellen [Jawa11, Kloc18]. Neben der Bildung von neuen Korngrenzen kommt es durch die Zerspanung auch zu einem deutlichen Anstieg der Versetzungsdichte unterhalb der Oberfläche [Oute15]. Beides trägt zur Kaltverfestigung bei und äußert sich in einem Anstieg der Mikrohärtigkeit (siehe Kapitel 2.1.2) [Cali09, Jafa14, Zhan18a]. Durch die Verwendung einer kryogenen Kühlung wurde bereits bei einer Vielzahl an Werkstoffen gegenüber der Trockenzerspannung oder der Zerspanung mit konventioneller Überflutungskühlschmierung eine ausgeprägtere Kornfeinung und damit auch stärkere Kaltverfestigung festgestellt [Pu14, Rote14b, Rote14c, Jawa16b]. Analog hierzu wurden auch bei mechanischen Verfestigungsprozessen mit kryogener Kühlung eine umfassendere Kornfeinung festgestellt [Caud14, Yang15]. Die bei niedrigen Temperaturen stärker ausgeprägte Kornfeinung wurde von PU et al. [Pu14] auf dynamisch Rekrystallisation (DRX) zurückgeführt und mithilfe des ZENER-HOLLOMON-Parameters [Zene44] modelliert. Beim Zerspanen mit stärker verrundeten Schneidkanten liegt in einem weiteren Abstand vom Randbereich noch

die für die DRX benötigte kritische Verformung [Saka14] vor, sodass PU et al. [Pu14] hierbei sowohl bei der Trocken- als auch bei der kryogenen Zerspanung nanokristalline Randschichten mit größeren Schichtdicken feststellten. Zu ähnlichen Ergebnissen kamen AMBROSY et al. [Ambr14] beim Zerspanen von 42CrMo4 im Orthogonalschnitt. Nach SEGEBADE et al. [Sege18] begünstigt zudem ein niedriger Formfaktor K die Kornfeinung bei der Zerspanung. Ebenso führen negative Spanwinkel zu kleineren Körnern in der Werkstückrandzone [Ding11].

Die während der spanenden Endbearbeitung in der Werkstückrandzone vorliegenden thermo-mechanischen Lasten bestimmen den resultierenden Eigenspannungszustand. Generell führen mechanische Lasten zur Bildung von Druckeigenspannungen, während thermische Lasten hingegen Zugeigenspannungen begünstigen [Liu76, Jawa11]. Gedrehte Oberflächen weisen in der Regel in der Werkstückrandzone einen Bereich mit ausgeprägten Druckeigenspannungen auf, welcher aus den hohen mechanischen Lasten hervorgeht. Unmittelbar unterhalb der Oberfläche finden sich aufgrund der hohen Temperaturen im Bereich der Kontaktzone niedrigere Druckeigenspannungen oder sogar Zugeigenspannungen [Jawa11]. Beim Drehen mit kryogener Kühlung wird aufgrund der niedrigeren Temperaturen in der Werkstückrandzone die Bildung von Druckeigenspannungen begünstigt [Pusa11b, He16, Hrib18]. Höhere mechanische Lasten, bspw. bedingt durch größere Schneidkantenverrundungen [Nasr07], höhere Fasenwinkel [Dahl04], zunehmender Werkzeugverschleiß [Isak18] oder höhere Vorschübe [Hua05] führen zu stärker ausgeprägten Druckeigenspannungen in der Werkstückrandzone.

In Abhängigkeit von dem zerspannten Werkstoffes und der thermomechanischen Last können in der Werkstückrandzone auch Phasenumwandlungen stattfinden. Ein umfangreich untersuchtes Beispiel hierbei ist die „White-Layer“-Bildung beim Hartdrehen. Das Aufheizen und anschließende rasche Abkühlen führt zur Bildung spröder und daher unerwünschter Schichten an der Werkstückoberfläche [Müll07, Umbr11]. Die Verwendung einer kryogenen Kühlung führt zur signifikanten Verringerung der „White-Layer“-Schichtdicke [Rote12, Umbr12]. Die verformungsinduzierte Martensitbildung beim Drehen metastabiler austenitischer Edelstähle wird im folgenden Kapitel 2.3 näher beschrieben.

2.3 Randschichtverfestigung beim Drehen metastabiler austenitischer Stähle

Durch die Überlagerung von Kaltverfestigungsmechanismen (siehe Kapitel 2.1.2) und verformungsinduzierter Martensitbildung (siehe Kapitel 2.1.3) lässt sich die Mikrohärtigkeit von metastabilen austenitischen Stählen erhöhen. Beide Verfestigungsarten werden durch niedrige Temperaturen und hohe Verformungsgrade begünstigt. GARBRECHT [Garb06] beobachtete eine verformungsinduzierte Martensitbildung und damit verbunden einen Anstieg der Mikrohärtigkeit beim Trockendrehen und im höheren Umfang beim Festwalzen des Manganhartstahls X120Mn12. Es wurde geschlossen, dass beim Drehen durch erhöhte Passivkräfte und beim Festwalzen durch höhere Festwalzkräfte eine umfangreichere verformungsinduzierte Martensitbildung erzielt werden kann. In späteren Untersuchungen verwendete MEYER [Meye12a] eine kryogene CO₂-Kühlung beim Festwalzen, was die verformungsinduzierte Martensitbildung signifikant begünstigte und zu einer ausgeprägteren Randschichtverfestigung führte. AURICH et al. [Auri14] verwendeten eine kryogene CO₂-Kühlung beim Drehen von metastabilen austenitischen Cr-Ni-Stählen. Die niedrigen Temperaturen während des Zerspanprozesses in Überlagerung mit den hohen mechanischen Lasten führten zu einer verformungsinduzierten

Phasentransformation im Bereich von ca. 200 μm von lokal bis zu ca. 40 % α' -Martensit (schematisch in Abbildung 2-11 dargestellt). Das kryogene Drehen der metastabilen austenitischen Stähle ermöglicht in den Formgebungsprozess integrierte Randschichtverfestigung, welche, je nach Anforderungen an die Bauteiloberfläche, einen separaten Randschichtverfestigungsprozess obsolet macht. Im Folgenden wird auf die bereits bekannten Wirkzusammenhänge zwischen den Einstellgrößen, den Prozessgrößen, der Oberflächenmorphologie (mit besonderem Hinblick auf die verformungsinduzierte Martensitbildung) und den Bauteileigenschaften eingegangen.

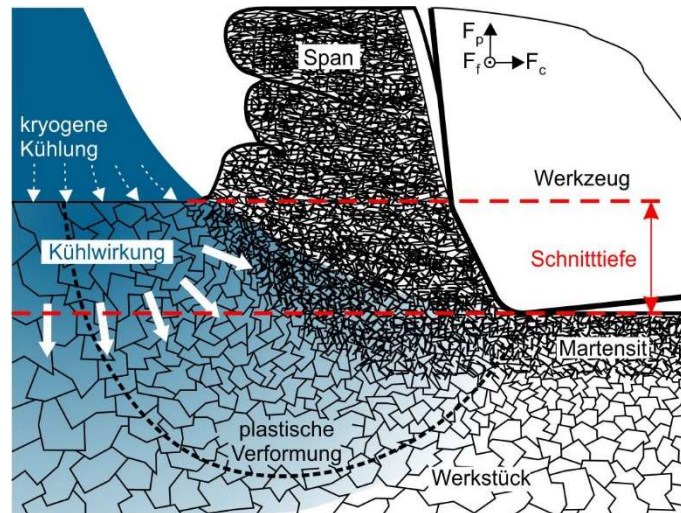


Abbildung 2-11: Schematische Darstellung der verformungsinduzierten Martensitbildung beim kryogenen Drehen metastabiler austenitischer Stähle nach [Maye14b]

Einfluss der Schnittparameter

MAYER et al. [Maye18a] untersuchten den Einfluss der Schnittparameter (Schnittgeschwindigkeit v_c , Schnitttiefe a_p , Vorschub f) gemeinsam mit dem Einfluss des Neigungswinkels λ auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie. Die thermische Last wurde mithilfe der thermographisch ermittelten Oberflächentemperatur T_{OF} , die mechanische Last durch die effektive Passivkraft F_p' nach GARBRECHT [Garb06] bewertet. Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit v_c führt durch die Überlagerung zweier Effekte zu höheren Temperaturen (siehe Abbildung 2-12b): Die zur Zerspanung benötigte mechanische Energie in der primären Scherzone wird nahezu adiabatisch in Wärme umgewandelt, kann jedoch aufgrund der kürzeren Prozessdauer schlechter aus der Kontaktzone abgeführt werden. Aufgrund der kürzeren Prozessdauer kann zudem weniger Wärme über das Kühlmedium abgeführt werden. Die höheren Temperaturen führen zur thermischen Materialentfestigung und bewirken somit, dass mit höheren Schnittgeschwindigkeiten niedrigere effektive Passivkräfte F_p' einhergehen (siehe Abbildung 2-12a). Hierbei ist zu ergänzen, dass die bei verschiedenen Schnittgeschwindigkeiten festgestellte Temperaturdifferenz in der Kontaktzone wahrscheinlich deutlich stärker ausgeprägt ist als an der vermessenen Oberfläche nach einer $\frac{3}{4}$ Werkstückumdrehung. Eine Erhöhung des Vorschubes f und der Schnitttiefe a_p führen zu einer Vergrößerung des Spanungsquerschnittes und folglich der Prozesskräfte, so auch der effektiven Passivkraft, welche sich aus Vorschub- und Passivkraft berechnet (siehe Abbildung 2-12a & c). Die mit steigendem Vorschub und größerer Schnitttiefe gemessenen, ansteigenden Schnittkräfte signalisieren eine höhere Wärmeent-

stehung und begründen somit die höheren Temperaturen (siehe Abbildung 2-12b & d). Ein stärker negativer Neigungswinkel λ führt zu höheren effektiven Passivkräften und zu marginal höheren Temperaturen (siehe Abbildung 2-12c & d). [Mayer18a]

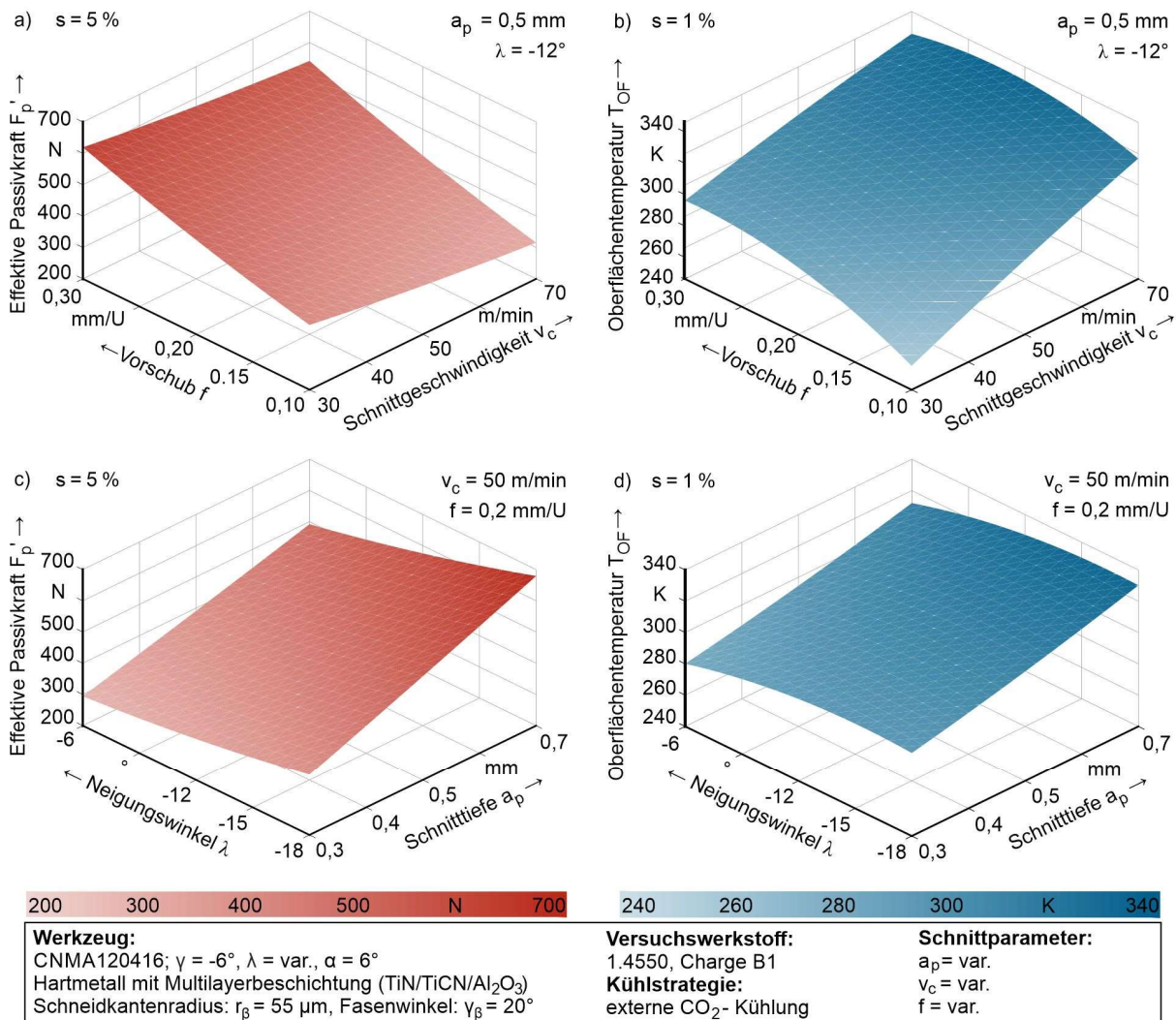


Abbildung 2-12: Einfluss des Vorschubes und der Schnittgeschwindigkeit auf a) die effektive Passivkraft und b) die Oberflächentemperatur; Einfluss des Neigungswinkels und der Schnitttiefe auf c) die effektive Passivkraft und d) die Oberflächentemperatur nach [Mayer18a]

Die mit variierten Schnittparametern beeinflussten Prozessgrößen (siehe Abbildung 2-12) wirken sich signifikant auf den α' -Martensitgehalt ξ_m aus. Die bei höheren Schnittgeschwindigkeiten auftretenden höheren Temperaturen und gleichzeitig niedrigeren effektiven Passivkräften wirken beide der verformungsinduzierten α' -Martensitbildung entgegen (siehe Abbildung 2-13a). Höhere Vorschübe führen zu höheren Temperaturen, der Einfluss der höheren mechanischen Last überwiegt dem jedoch, was sich in steigenden α' -Martensitgehalten auswirkt. Mit zunehmender Schnitttiefe steigt die mechanische und die thermische Last, es kommt jedoch, anders als bei zunehmenden Vorschüben, zu einer deutlichen Abnahme des α' -Martensitgehaltes (siehe Abbildung 2-13c). MAYER [Mayer18b] begründete dies damit, dass sich die steigende thermische Last bei zunehmenden Schnitttiefen nicht nur in höheren Oberflächentemperaturen äußert. Bei großen Schnitttiefen wird ein großer Anteil des vorgekühlten Bereichs durch den

Span abgetragen, sodass die Kühlwirkung der im Drehprozess neu erzeugten Werkstückrandzone geringer ist. Eine Änderung des Neigungswinkels bewirkt keine signifikante Beeinflussung des α' -Martensitgehaltes. [Maye18a]

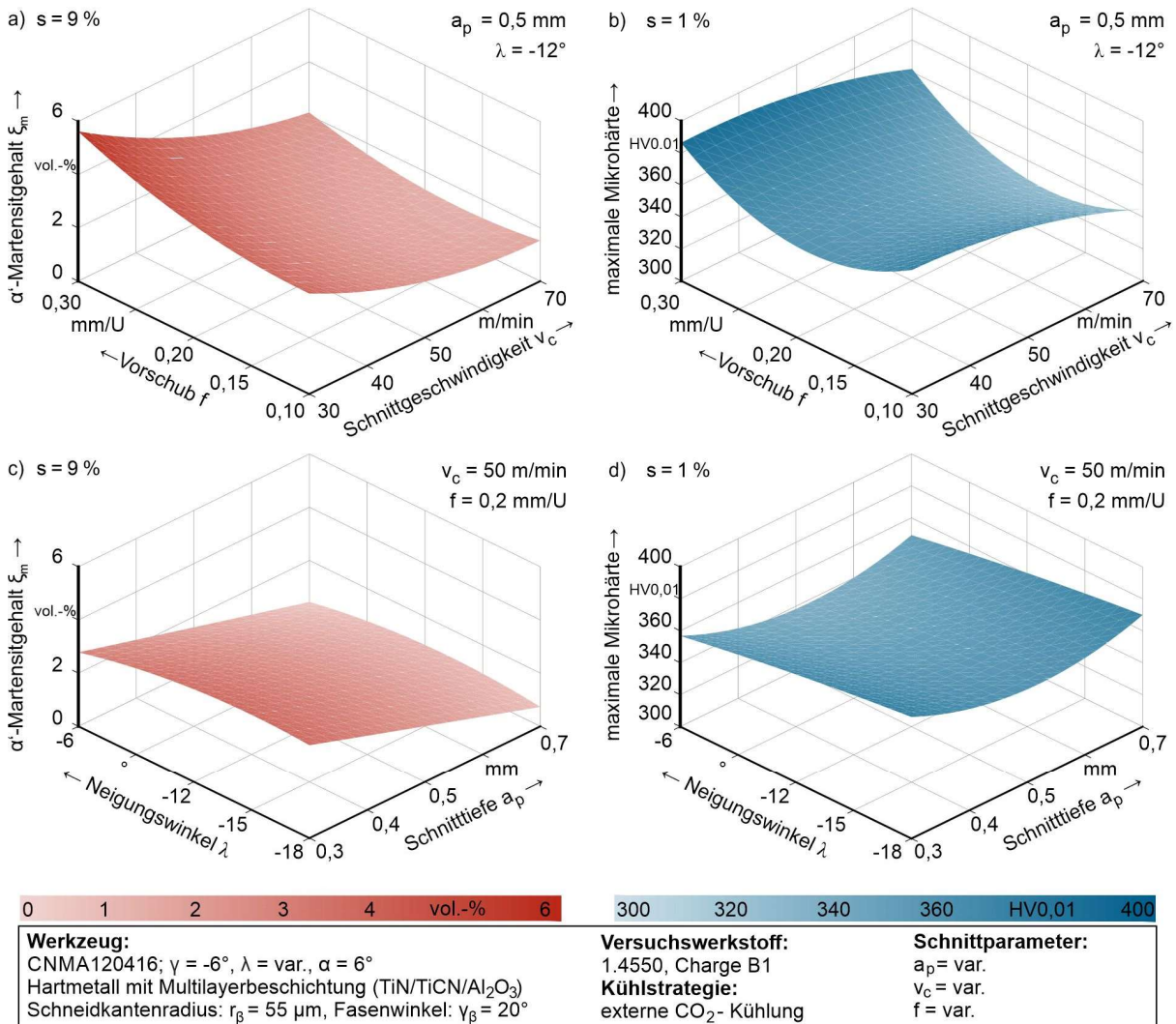


Abbildung 2-13: Einfluss des Vorschubes und der Schnittgeschwindigkeit auf a) den Martensitgehalt und die b) maximale Mikrohärtigkeit; Einfluss des Neigungswinkels und der Schnitttiefe auf c) den Martensitgehalt und die d) maximale Mikrohärtigkeit nach [Maye18a]

Die maximale Mikrohärtigkeit wurde stets nahe unterhalb der Oberfläche gemessen (Abstand $z = 20 \mu\text{m}$). Die maximal gemessenen Mikrohärtigkeiten in Abhängigkeit der Schnittparameter und des Neigungswinkels sind in Abbildung 2-13b & d dargestellt. Bei der Parameterkombination ($v_c = 30 \text{ m/min}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$, $f = 0,3 \text{ mm/U}$, $\lambda = -18^\circ$), welche zu dem höchsten α' -Martensitgehalt ξ_m führte, wurde auch die höchste maximale Mikrohärtigkeit gemessen. Darüber hinaus lässt sich jedoch keine eindeutige Korrelation zwischen α' -Martensitgehalt und maximalen Mikrohärtigkeit feststellen. Teilweise zeigen sich sogar gegenläufige Tendenzen, wie bspw. bei zunehmenden Schnitttiefen. Eigenspannungsmessungen zeigen ein für gedrehte Werkstückrandzonen charakteristisches Profil: An der Oberfläche und im oberflächennahen Randbereich wurden bei allen untersuchten Proben Zugeigenspannungen gemessen, die auf die im Prozess vorherrschenden hohen Temperaturen im oberflächennahen Bereich zurückzuführen sind, welche aus der Reibung an der freiflächenseitigen, sekundären Scherzone und im Bereich der Trennzone

herrühren. In größerem Abstand vom Randbereich finden sich bei allen Proben Druckeigen-
spannungen. Höhere Vorschübe und Schnitttiefen führen aufgrund der höheren mechanischen
Last zu einem ausgeprägteren Druckeigenstressbereich. Eine höhere Schnittgeschwindig-
keit begünstigt dagegen aufgrund der höheren thermischen Last die Bildung von Zugeigen-
spannungen. Der Einfluss des Neigungswinkels auf die Eigenstressungen ist vergleichsweise ger-
ing. [Maye18a, Maye18b]

Einfluss der Kühlstrategie

Das Ausmaß der verformungsinduzierten Martensitbildung beim Drehen metastabiler austeni-
tischer Stähle hängt von den Temperaturen ab, welche während der Zerspanung in der Werk-
stückrandzone vorliegen. Um die thermische Last während des Drehens zu variieren, führten
MAYER et al. [Maye14a] Versuche mit verschiedenen kryogenen Kühlmedien durch. Die
höchsten Temperaturen wurden erwartungsgemäß bei allen Schnittparameterkombinationen
beim Drehen ohne Kühlmittelzufuhr festgestellt (siehe Abbildung 2-14b).

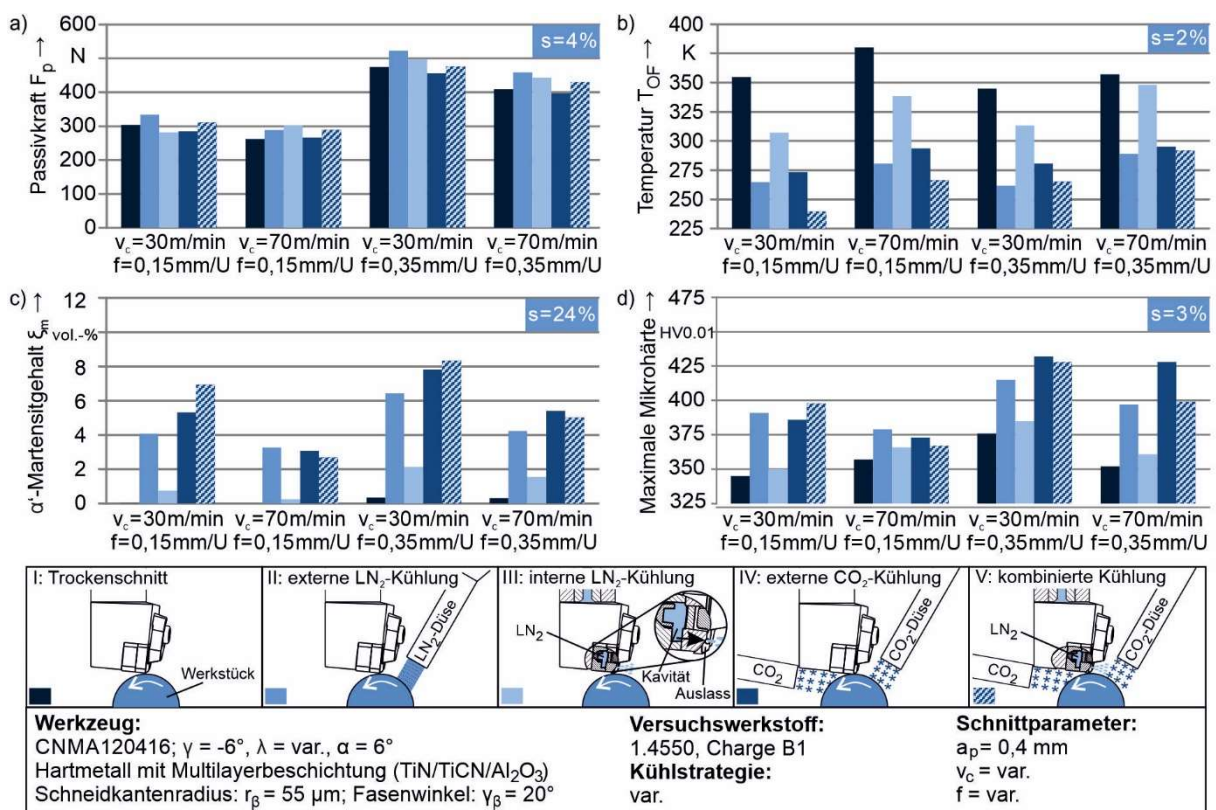


Abbildung 2-14: Einfluss der Kühlstrategie auf a) die Passivkraft, b) die Oberflächentemperatur, c) den Martensitgehalt, d) die maximale Mikrohärtigkeit nach [Maye14a]

Die interne LN₂-Kühlung führte verglichen mit den anderen kryogenen Kühlstrategien zu deutlich höheren Temperaturen an der Werkstückoberfläche, da überwiegend das Werkzeug und nicht das Werkstück gekühlt wurde. Weiterhin führte die interne Kühlung des Werkzeuges zu erheblichen Maßabweichungen von ca. 0,2 mm in Zustellrichtung [Maye18b]. Die externe CO₂- und LN₂-Strahlkühlung bewirkten beide eine deutliche Absenkung der Oberflächentemperatur. Bei der LN₂-Kühlung wurden bei allen Schnittparameterkombinationen geringfügig niedrigere Temperaturen als bei der CO₂-Kühlung gemessen. Dies könnte durch die höhere Temperaturdifferenz zwischen Werkstück und Kühlmedium begründet sein. Der flüssige Stickstoff war jedoch gegenüber dem CO₂ mit starken Reflexionen in den Thermographieaufnahmen verbunden [Maye18b], was eine Vergleichbarkeit der gemessenen Temperaturen erschwert.

Eine kombinierte Kühlung mittels externer CO₂-Zufuhr und interner LN₂-Kühlung führte gegenüber der reinen CO₂-Kühlung zu einer weiteren Temperaturabsenkung. Die kombinierte Kühlung ist jedoch auch mit höherem Aufwand, höheren Kosten sowie ebenfalls auftretenden Maßabweichungen verbunden. Der Einfluss der Kühlstrategie auf die mechanische Last war sehr gering (siehe Abbildung 2-14a). Insofern sind die Unterschiede im gemessenen α' -Martensitgehalt ξ_m überwiegend auf die unterschiedlichen thermischen Lasten zurückzuführen. Bei der internen LN₂-Kühlung und der Zerspanung im Trockenschnitt fand aufgrund der hohen Temperaturen in der Werkstückrandzone keine oder – bei hinreichend hohen mechanischen Lasten – nur in sehr geringem Ausmaß eine verformungsinduzierte Martensitbildung statt (siehe Abbildung 2-14c). Bei der externen CO₂-Kühlung wurde bei drei von vier Schnittparameterkombinationen ein höherer α' -Martensitgehalt festgestellt als beim Drehen mit externer LN₂-Kühlung. Da die mechanischen Lasten bei den beiden Kühlstrategien nahezu gleich waren, deutet dies darauf hin, dass tatsächlich bei der CO₂-Kühlung niedrigere Temperaturen in der Werkstückrandzone vorlagen und die niedrigeren gemessenen Oberflächentemperaturen bei der LN₂-Kühlung auf einen systematischen Messfehler aufgrund der durch die LN₂-Atmosphäre beeinflussten Wärmestrahlung zurückzuführen sind. Bei den im Trockenschnitt zerspannten Werkstücken wurde bei jeder Schnittparameterkombination die niedrigste Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone festgestellt (siehe Abbildung 2-14d). Weiterhin ist zu erkennen, dass bei der internen LN₂-Kühlung stets die zweitniedrigste Mikrohärtigkeit gemessen wurde, welche auf den zweitniedrigsten α' -Martensitgehalt zurückzuführen ist (siehe Abbildung 2-14c), welcher wiederum aus den zweitniedrigsten Temperaturen herrührt (siehe Abbildung 2-14b). Bei der externen LN₂- und CO₂-Kühlung sowie der kombinierten Kühlung zeigt sich – vermutlich aufgrund der Streuung bedingt durch zufällige Messfehler – keine exakte Korrelation zwischen α' -Martensitgehalt und Mikrohärtigkeit; es lässt sich durch die Ergebnisse dieser Versuchsreihe jedoch deutlich erkennen, dass ein höherer α' -Martensitgehalt ξ_m zu einer höheren Mikrohärtigkeit führt. [Mayer14a]

In weiterführenden Untersuchungen von BASTEN et al. [Bast16] wurden Drehversuche mit einem neuartigen sub-zero-KSS auf der Basis von Monoethylenglykol durchgeführt und mit der externen CO₂-Kühlung verglichen. Auch hier zeigten sich in Abhängigkeit der Kühlstrategie keine signifikanten Unterschiede bei den gemessenen Passivkräften. Bei allen Schnittparameterkombinationen führte die externe CO₂-Kühlung zu einem höheren α' -Martensitgehalt ξ_m , welcher auf die niedrigere Temperatur des CO₂ (194,7 K) gegenüber dem sub-zero-KSS (250 K) zurückgeführt wurde.

Zur Randschichtverfestigung beim Drehen metastabiler austenitischer Stähle bietet die externe CO₂-Kühlung gegenüber anderen Kühlstrategien verschiedene Vorteile. Aufgrund der hohen Kühlwirkung lassen sich – mit Ausnahme der kombinierten Kühlung – die höchsten α' -Martensitgehalte realisieren, welche mit einer hohen Randschichthärtigkeit einhergehen. Weiterhin ist das CO₂-Kühlsystem einfach in der Handhabung und erreicht ohne längere Vorlaufzeit wie beim LN₂- oder sub-zero-Kühlsystem eine konstante Zuführtemperatur, was die Implementierung einer NC-gesteuerten Triggerung und somit reproduzierbare Versuchsdurchführungen erlaubt. Letztlich lässt sich bei Verwendung der CO₂-Kühlung mittels Thermographie die Oberflächentemperatur zur Charakterisierung der thermischen Last während des Drehens zuverlässiger messen als bei Zuführung von LN₂ oder sub-zero-KSS.

Ein höherer CO₂-Massenstrom führt zu niedrigeren Temperaturen und folglich höheren α' -Martensitgehalten, da mehr Wärme über das Kühlmedium abgeführt wird [Maye14c]. Allerdings steigen somit auch die Produktionskosten, da mehr CO₂ verbraucht wird. AURICH et al. [Auri14] führten Versuche mit variierender Kühldüsenpositionierung durch, mit dem Ziel, mit begrenztem CO₂-Gehalt die Temperatur in der Werkstückrandzone zu senken. Hierbei wurden Drehversuche mit drei verschiedene Düsenpositionen durchgeführt:

- 1) freiflächenseitige Kühlung in Kombination mit einer spanflächenseitigen Kühlung der gesamten Kontaktzone
- 2) freiflächenseitige Kühlung in Kombination mit einer spanflächenseitigen Werkstückvorkühlung (siehe Kühlstrategie IV in Abbildung 2-14)
- 3) Vorkühlung des Werkstückes mit beiden CO₂-Düsen

Wie bereits bei den Versuchen mit variierenden Kühlmedien führten unterschiedliche Düsenpositionen zu keinen signifikanten Änderungen in den Passivkräften [Auri14]. Die Werkstücktemperaturen bei Düsenposition 1 und 2 waren über die gesamte Prozessdauer nahezu identisch, was bewirkte, dass die Unterschiede im α' -Martensitgehalt ebenfalls nur im Bereich der Standardabweichung lagen. Die sehr ähnlichen Prozesskräfte und Temperaturen beim Drehen mit diesen beiden Düsenpositionen lässt die Vermutung nahe liegen, dass die direkte Zuführung des CO₂ in die Kontaktzone keine signifikante Schmierung bewirkt. Eine Vorkühlung des Werkstückes mit beiden Düsen (Düsenposition 3) führte zu höheren Temperaturen, was einen niedrigeren α' -Martensitgehalt zur Folge hatte. Die niedrigere Kühlwirkung ist womöglich darauf zurückzuführen, dass die durch die beiden Düsen angestrahlten Bereiche an der Werkstückoberfläche sich teilweise überschneiden und so in einem insgesamt kleineren Bereich Wärme über das Kühlmedium abgeführt wird. Die Kühlwirkung des CO₂ beim kryogenen Drehen und der Einfluss der Düsenposition auf die Werkstücktemperatur ist mittlerweile gut verstanden und lässt sich mittels transienter Temperaturfeldsimulation [Beck18a, Beck18b] modellieren.

Eine effektive Methode zur Realisierung niedriger Temperaturen ist die Vorkühlung des Werkstückes bereits vor dem kryogenen Drehen [Maye14c]. Dies ist jedoch, wie eine Erhöhung des CO₂-Massenstroms, mit einem höheren CO₂-Verbrauch pro Werkstück verbunden und erhöht darüber hinaus die Prozessdauer.

Einfluss der Schneidengeometrie

Beim kryogenen Drehen metastabiler austenitischer Stähle wurden bislang drei Schneidengeometrien untersucht: Ein Schneidkantenradius von $r_{\beta} = 55 \mu\text{m}$ in Kombination mit einer 20°-Fase sowie Verrundungen mit $r_{\beta} = 55 \mu\text{m}$ und $r_{\beta} = 70 \mu\text{m}$ ohne Fase [Maye16]. Verwendet wurden hierbei Wendeschneidplatten der Spezifikation CNMA120416 mit Multilayerbeschichtung (TiN, TiCN, Al₂O₃). Die gemessenen Oberflächentemperaturen waren annähernd gleich. Der größere Schneidkantenradius führte zu geringfügig höheren mechanischen Lasten. Durch Verwendung eines größeren Schniedkantenradius sowie die Verwendung der gefasten Schneidkanten konnte die mechanische Last erhöht werden, was sich aufgrund der ähnlichen Temperaturen in einem Anstieg des α' -Martensitgehaltes und der maximalen Mikrohärtte äußerte. Die Unterschiede waren jedoch verglichen mit dem Einfluss der Fase gering, da sich auch die untersuchten Schneidkantenradien und die mechanischen Lasten nur geringfügig unterschieden. Diese Versuchsreihe [Maye16] zeigt, dass die Variation der Schneidengeometrie ein hohes Potential aufweist, um die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie zu variieren.

Modellierung der Randschichtverfestigung

Die experimentellen Untersuchungen [Maye14a, Maye16, Maye18a] zeigen, dass im Allgemeinen mit höherem α' -Martensitgehalt eine höhere Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone einhergeht. Eine eindeutige Korrelation konnte bislang jedoch noch nicht beschrieben werden und in manchen Fällen, wie beispielsweise bei steigender Schnitttiefe (siehe Abbildung 2-13c & d) zeigen sich auch gegenläufige Tendenzen zwischen α' -Martensitgehalt und Mikrohärtigkeit. Dies kann damit begründet werden, dass ebenfalls Kaltverfestigungsmechanismen (siehe Kapitel 2.1.2) zum Anstieg der Mikrohärtigkeit beitragen. ZHANG et al. [Zhan18b] berechneten die Änderung der Mikrohärtigkeit ΔHV nach dem Drehen des austenitischen Stahls AISI 304 mit Gl. 2-12. Dabei entspricht ΔHV_{PT} dem aus der martensitischen Phasentransformation und ΔHV_{KV} dem aus der Kaltverfestigung resultierende Mikrohärtigkeitsanstieg. ΔHV_{PT} berechnet sich mit Gl. 2-13 aus dem Anteil der martensitischen α' -Phase und der Differenz in der Mikrohärtigkeit des reinen γ -Austenits (HV_{γ}) und α' -Martensits ($HV_{\alpha'}$). Den gleichen Ansatz wählten bereits PRANKE et al. [Pran15] zur Berechnung der Mikrohärtigkeit eines metastabilen austenitischen Manganstahls mit martensitischen Phasenanteilen sowie DING & SHIN [Ding13] zur Berechnung der Mikrohärtigkeit eines gehärteten Stahls mit Restaustenit. ΔHV_{KV} steigt mit zunehmender Versetzungsdichte ρ und hängt zudem linear vom Schubmodul G und verschiedenen konstanten Faktoren ab, welche in Gl. 2-14 zur Konstante c zusammengefasst wurden.

$$\Delta HV = \Delta HV_{PT} + \Delta HV_{KV} \quad (\text{Gl. 2-12})$$

$$\Delta HV_{PT} = f^{\alpha'} \cdot (HV_{\alpha'} - HV_{\gamma}) \quad (\text{Gl. 2-13})$$

$$\Delta HV_{KV} = c \cdot G \cdot \sqrt{\rho} \quad (\text{Gl. 2-14})$$

In einer weiteren Untersuchung an Oberflächen des gedrehten AISI 316 berechneten ZHANG et al. [Zhan18a] den Anstieg der Mikrohärtigkeit über eine lineare Korrelation mit einem mittels Elektronenrückstreubeugung (EBSD) ermittelten Missorientierungsparameter. Dies war jedoch nur möglich, da keine verformungsinduzierte Martensitbildung detektiert wurde und der Anstieg der Mikrohärtigkeit nur aus Kaltverfestigung resultierte.

Weiterhin berechneten ZHANG et al. [Zhan18a] den Anteil an beim Drehen von AISI 304 erzeugten, verformungsinduzierten α' -Martensit und validierten dies mit den mittels Feritscope FMP30 integral gemessenen α' -Martensitgehalten. Hierzu wurde ein Ansatz von ZAERA et al. [Zaer12] gewählt, welcher eine Adaption des OLSON-COHEN-Modells (siehe Gl. 2-8) für hohe Dehnraten darstellt. Aus der Publikation geht nicht hervor, welche Kühlstrategie beim Drehen verwendet wurde. Aufgrund der geringen Anteile an verformungsinduzierten α' -Martensit (0,4 bis 1 FE-%) und der Tatsache, dass die Kühlstrategie nicht explizit erwähnt wurde, liegt die Vermutung nahe, dass eine konventionelle Überflutungskühlschmierung verwendet oder im Trockenschnitt zerspannt wurde. Ergänzende EBSD-Untersuchungen ergaben, dass die verformungsinduzierte Martensitbildung überwiegend in den ersten 20 μm unterhalb der Oberfläche stattfand. Die verformungsinduzierte Martensitbildung ist maßgeblich abhängig von der Temperatur. ZHANG et al. [Zhan18a] verwendeten bei der Berechnung keine Temperaturmesswerte als Eingangsparameter, sondern berechneten diese aus der in der primären und sekundären Scherzone entstehenden Wärme mithilfe der gemessenen Prozesskräfte und der Fusion verschiedener Modelle [Sekh93, Koma00, Huan03, Li06].

Oberflächentopographie

Kryogenes Drehen verkürzt die Prozesskette durch die Realisierung einer Randschichtverfestigung während der spanenden Bearbeitung. Dennoch ist wie bei jeder spanenden Endbearbeitung auch die Oberflächentopographie der so hergestellten Bauteile von hoher Bedeutung für deren spätere Anwendung. Charakteristisch für die Zerspanung von duktilen Werkstoffen wie metastabilen austenitischen Stählen ist eine ausgeprägte Aufbauschneidenbildung, insbesondere bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten [Denk11, Kloc18]. Die Aufbauschneiden können sich in der Stauzone lösen und werden unter der Schneidkante hindurchgedrückt und verbleiben als Anhaftungen an der neu erzeugten Oberfläche. Diese adhäsiven Oberflächendefekte wurden beim kryogenen Drehen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 (X6CrNiNb18-10) insbesondere bei niedrigen Vorschüben festgestellt (siehe Abbildung 2-15a). Aufgrund von Ploughing und Partikelanhaftungen kam es bei niedrigen Vorschüben daher zu einer Abweichung von der theoretischen kinematischen Rauheit $R_{t,kin}$ (siehe Abbildung 2-15b). Bei hohen Vorschüben ($f = 0,35 \text{ mm/U}$) lag eine gute Übereinstimmung zwischen gemessener gemittelter Rautiefe R_z und theoretischer kinematischer Rauheit $R_{t,kin}$ vor. [Auri14, Maye16, Maye18a, Maye18b]

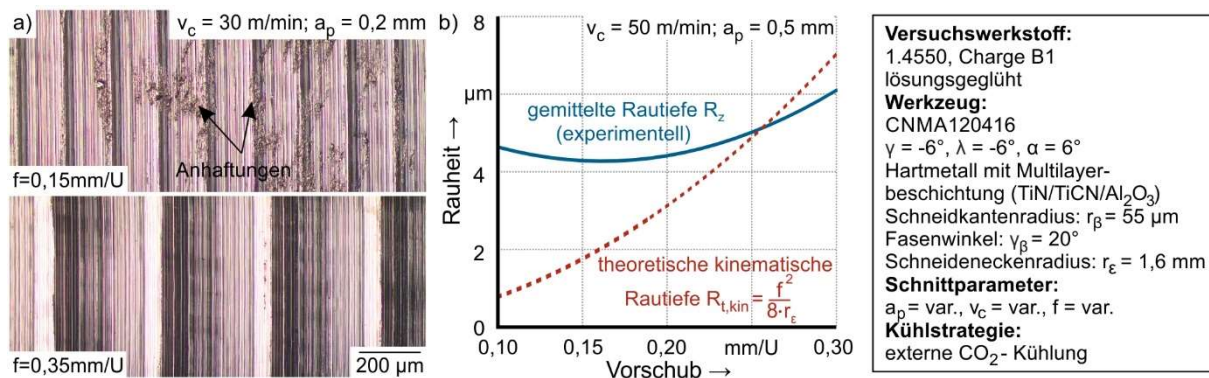


Abbildung 2-15: a) Werkstückoberflächen nach kryogenem Drehen nach [Auri14]; b) gemittelte Rautiefe in Abhängigkeit des Vorschubs nach [Maye18a]

Auswirkungen der Randschichtverfestigung auf die Bauteileigenschaften

Kryogen gedrehte Wellen wiesen gegenüber konventionell gedrehten Wellen eine höhere Ermüdungsfestigkeit im low cycle fatigue (LCF)-, high cycle fatigue (HCF)- und very high cycle fatigue (VHCF)-Bereich auf [Skor13a, Smag17b, Boem18]. Dabei zeigten kryogen gedrehte Wellen mit teilweise martensitischer Randschicht trotz deutlich höherer Rauheit im HCF- und VHCF-Bereich eine deutliche Verbesserung des Ermüdungsverhaltens gegenüber polierten Wellen mit austenitischer Randschicht [Smag17b, Boem18]. Die höhere Ermüdungsfestigkeit kann teilweise durch die nanokristalline Randschicht erklärt werden [Smag17a], wird jedoch hauptsächlich auf den beim kryogenen Drehen erzeugten verformungsinduzierten α' -Martensit zurückgeführt [Boem18]. Während der zyklischen Prüfbeanspruchung erhöht sich sukzessive der Martensitgehalt bis zum Bruch [Smag08, Skor14]. Das Ausmaß der Phasentransformation während der zyklischen Beanspruchung hängt neben der thermomechanischen Last von der Metastabilität des Werkstoffes ab und ist daher von Charge zu Charge unterschiedlich [Skor13b, Hahn14, Smag18]. Aufgrund der durch den Herstellprozess bedingten anisotropen Verteilung der chemischen Elemente im austenitischen Stahl tritt bei der zyklischen Beanspruchung die verformungsinduzierte Martensitbildung insbesondere in Bereichen mit niedriger Austenitstabilität auf [Man16, Man17].

FRÖLICH et al. [Fröl15] wiesen nach, dass sich die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung beim kryogenen Drehen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 förderlich auf die Verschleißbeständigkeit auswirken kann. Als Ergebnis von tribologischen Versuchen zum Tribosystem Welle-Radialwellendichtring wiesen kryogen gedrehte Wellen einen geringfügig niedrigeren Verschleiß auf als konventionell gedrehte Wellen. Sowohl die kryogen als auch die konventionell gedrehten Wellen aus dem metastabilen austenitischen Stahl 1.4550 zeigten einen deutlich niedrigeren Verschleiß als Wellen des einsatzgehärteten und geschliffenen Stahls 1.7131 (16MnCr5), obwohl dieser eine erheblich höhere Mikrohärtigkeit aufwies. Es wurde darüber hinaus festgestellt, dass es während der tribologischen Modellversuche zur weiteren verformungsinduzierten α' -Martensitbildung in der Werkstückrandzone im Bereich des Reibspaltes kam.

2.4 Zusammenfassende Bewertung

Die Oberflächenmorphologie eines Bauteils bestimmt maßgeblich dessen Einsatzverhalten. Eine hohe Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone führt zur höheren Ermüdungs- und Verschleißfestigkeit und ist somit, wie auch eine niedrige Oberflächenrauheit, bei den meisten technischen Anwendungen wünschenswert. Die unter anderem in der chemischen Industrie und Medizintechnik weitverbreiteten metastabilen austenitischen Cr-Ni-Stähle werden, falls eine erhöhte Randschichthärtigkeit gefordert ist, nach der spanenden Bearbeitung in der Regel durch mechanische Verfestigungsprozesse wie Festwalzen oder Kugelstrahlen nachbehandelt. Der Anstieg der Mikrohärtigkeit resultiert dabei aus einer Überlagerung von Kaltverfestigungsmechanismen (Kornfeinung, Erhöhung der Versetzungsdichte, Zwillingsbildung) und verformungsinduzierter Phasentransformation des metastabilen γ -Austenit in ϵ - und α' -Martensit. Sowohl Kaltverfestigungsmechanismen, als auch die verformungsinduzierte Martensitbildung werden durch hohe Verformungsgrade und niedrige Temperaturen begünstigt.

Am FBK wurde in jüngerer Zeit ein kryogener Drehprozess entwickelt, mit welchem sich bereits während der spanenden Bearbeitung eine Randschichtverfestigung realisieren lässt und welcher, je nach Anforderungen an die Bauteiloberfläche, einen separaten Verfestigungsprozess obsolet macht.

Umfangreich untersucht wurden insbesondere der Einfluss der Kühlstrategie und der Schnittparameter auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie. Es zeigte sich, dass eine kryogene CO₂-Schneestrahlkühlung zu den besten Ergebnissen führt. Günstig für die Phasentransformation sind zudem eine niedrige Schnitttiefe und eine geringe Schnittgeschwindigkeit. Durch eine Erhöhung des Vorschubes lässt sich die mechanische Last und somit der Martensitgehalt und die Mikrohärtigkeit in der Randschicht erhöhen, was jedoch auch, bedingt durch die Kinematik des Drehprozesses, zu einer höheren Oberflächenrauheit führt. Erste Untersuchungen mit drei verschiedenen Schneidengeometrien zeigen, dass die Werkzeuggestaltung ebenfalls einen großen Einfluss auf die mechanische Last hat und somit ein großes Potential zur gezielten Einstellung der Oberflächenmorphologie aufweist. Eine systematische Untersuchung zum Einfluss des Fasenwinkels sowie die Variation der makroskopischen Schneidengeometrie und der Werkzeugbeschichtung stehen jedoch noch aus.

Bisher wurden alle Untersuchungen nur an einer Charge des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 durchgeführt. Die chemische Zusammensetzung hat jedoch einen hohen Einfluss auf die Austenitstabilität, sodass bei unterschiedlichen Chargen bei gleichen thermomechanischen

Lasten mit unterschiedlichen Umwandlungsgraden zu rechnen ist. In diesem Kontext wurde bislang noch nicht geprüft, wie robust sich die Randschichtverfestigung beim kryogenen Drehen realisieren lässt.

Es wurde festgestellt, dass höhere mechanische Lasten und niedrigere thermische Lasten die verformungsinduzierte Martensitbildung während des kryogenen Drehens begünstigen, was sich qualitativ gut mit den bereits seit längerer Zeit bekannten werkstofftechnischen Grundlagen deckt. Es existiert jedoch noch kein Modell, mit welchem sich der α' -Martensitgehalt in Abhängigkeit von der thermomechanischen Last während des kryogenen Drehens berechnen lässt.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

3.1 Zielsetzung

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit ist das bessere Verständnis der Wirkzusammenhänge zwischen den Einstellgrößen, den Prozessgrößen und der Oberflächenmorphologie beim kryogenen Drehen metastabiler austenitischer Stähle. Weiterhin sollen Möglichkeiten aufgezeigt werden, die Oberflächenmorphologie gezielt einzustellen bzw. zu optimieren. Die Zielsetzung lässt sich in folgende Teilziele untergliedern:

- Ermittlung des Einflusses des Werkstoffs auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie
- Analyse des Einflusses der Werkzeugeigenschaften auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie
- Modellierung der verformungsinduzierten Martensitbildung beim kryogenen Drehen in Abhängigkeit der Prozessgrößen
- Untersuchung und Diskussion der Möglichkeiten zur Optimierung der Oberflächenmorphologie

3.2 Vorgehensweise

Der Aufbau der Arbeit ergibt sich aus der Zielsetzung (siehe Kapitel 3.1) und ist in Abbildung 3-1 schematisch dargestellt. In Kapitel 4 werden die verwendeten Werkstoffe, die Versuchstechnik sowie die Erfassung und Auswertung der Prozessgrößen und der Oberflächenmorphologie beschrieben.

In Kapitel 5.1 werden der Einfluss des Werkstoffs auf die thermomechanische Last während des kryogenen Drehen und die daraus resultierende Oberflächenmorphologie untersucht. Kapitel 5.1.1 thematisiert den Einfluss der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs. Es werden fünf verschiedene Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 sowie eine Charge des stabilen austenitischen Stahls 1.4539 mit konstanten Schnittparametern und konstanten Werkzeugeigenschaften kryogen gedreht. Vergleichend zu den metastabilen austenitischen Stählen, welche in Kapitel 5.1.1 im lösungsgeglühten Zustand gedreht werden, wird in Kapitel 5.1.2 eine Charge des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 kryogen vorverformt, um den Werkstoff bereits vor dem kryogenen Drehen durch Kaltverfestigung und verformungsinduzierte Martensitbildung zu verfestigen. Die damit einhergehenden Änderungen der Prozess- und Prozessergebnisgrößen sowie die Möglichkeit einer kombinierten Randschichtverfestigung durch die kryogene Vorverformung und den kryogenen Drehprozess werden untersucht und diskutiert.

In Kapitel 5.2 werden verschiedene Werkzeugeigenschaften variiert und der Einfluss auf die thermomechanische Last und die damit einhergehenden Eigenschaftsänderungen der Werkstückrandzone sowie die Auswirkungen auf die Oberflächentopographie untersucht. Die Versuche hierzu werden alle an einer Charge des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 im lösungsgeglühten Zustand durchgeführt. In Kapitel 5.2.1 und 5.2.2 wird zunächst die Schneidengeometrie variiert. Hierbei kommen zum einen gefaste Wendeschneidplatten mit konstantem Fasenwinkel ($\gamma_\beta = 20^\circ$) und variierendem Schneidkantenradius und zum anderen scharfkantige Wendeschneidplatten ($r_\beta = 4 \mu\text{m}$) mit variierendem Fasenwinkel zum Einsatz. Anschließend

wird in Kapitel 5.2.3 die Makrogeometrie der Wendeschneidplatten anhand des Schneideneckenradius variiert. Während in Kapitel 5.2.1, 5.2.2 und 5.2.3 unbeschichtete Werkzeuge zum Einsatz kommen, werden in Kapitel 5.2.4 Wendeschneidplatten mit konstanter Makro- und vergleichbarer Mikrogeometrie und unterschiedlichen Beschichtungen verwendet. In Kapitel 5.2.5 werden die Einflüsse der Werkzeugeigenschaften auf die thermomechanische Last und die Oberflächenmorphologie bewertet und Handlungsempfehlungen zur Werkzeuggestaltung abgeleitet.

Zur Erhöhung der Datenbasis werden in Kapitel 6 ergänzend zu den Versuchen aus Kapitel 5.2 weitere kryogene Drehversuche mit der gleichen Charge des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 durchgeführt. Dabei werden die Einstellgrößen so variiert, dass sich deutliche Unterschiede in der thermomechanischen Last und dem resultierenden α' -Martensitgehalt ergeben. Es wird basierend auf dem OLSON-COHEN-Ansatz (vgl. Kapitel 2.1.3) ein parametrisches Modell und mithilfe künstlicher neuronaler Netze ein nichtparametrisches Modell entwickelt, um den α' -Martensitgehalt in Abhängigkeit von den Prozesskräften und der Temperatur vorherzusagen. Die beiden Ansätze werden vergleichend bewertet und diskutiert.

In Kapitel 7 wird durch konsekutives Schlichten ein neuartiger Ansatz zur Verbesserung der Oberflächenmorphologie vorgestellt. Hierzu wird zunächst im ersten Bearbeitungsschritt der α' -Martensitgehalt ohne Beachtung der Oberflächentopographie maximiert. Anschließend werden die Rauheitsspitzen im zweiten Bearbeitungsschritt abgetragen, wobei die verfestigte Rand-schicht beibehalten werden soll. Die thermomechanische Last beim Drehen und die Oberflächenmorphologie der so hergestellten Werkstücke werden in Kapitel 7.2 und 7.3 mit der von Werkstücken verglichen, welche in einem kryogenen Referenzprozess hergestellt wurden.

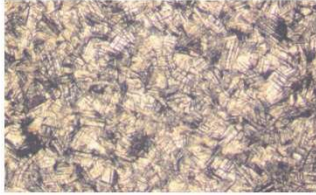


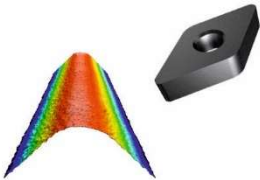
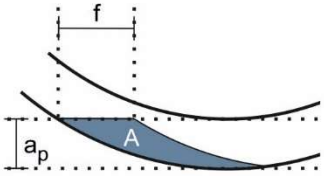

Kapitel 8 schließt die Arbeit mit einer Zusammenfassung der gewonnenen Erkenntnisse und zeigt die dadurch ermöglichten Perspektiven für weiterführende Untersuchungen auf.

Kapitel 1: Einleitung

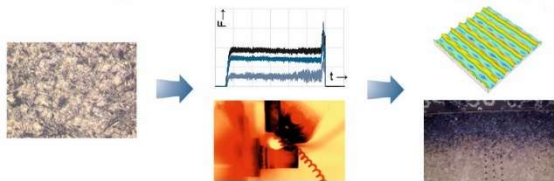
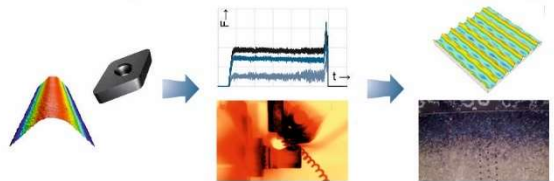
Kapitel 2: Stand des Wissens

Kapitel 3: Zielsetzung und Vorgehensweise

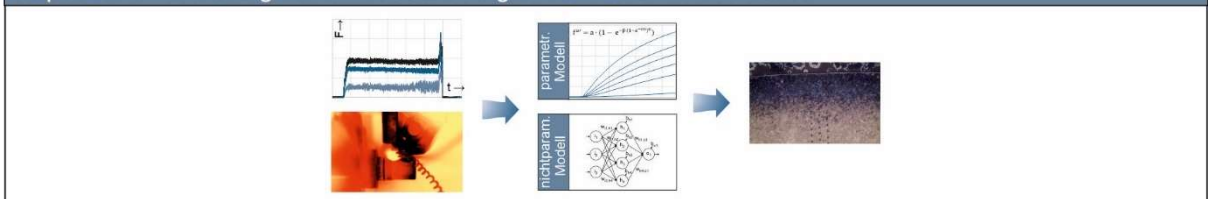
Kapitel 4: Versuchstechnik

<p>4.1 Versuchswerkstoffe</p> 	<p>4.2 Maschinensystem</p> 	<p>4.3 Kühlsystem</p> 
<p>4.4 Werkzeuge</p> 	<p>4.5 Versuchsdurchführung und Schnittparameter</p> 	<p>4.6 Messtechnik und Messgrößen</p> 

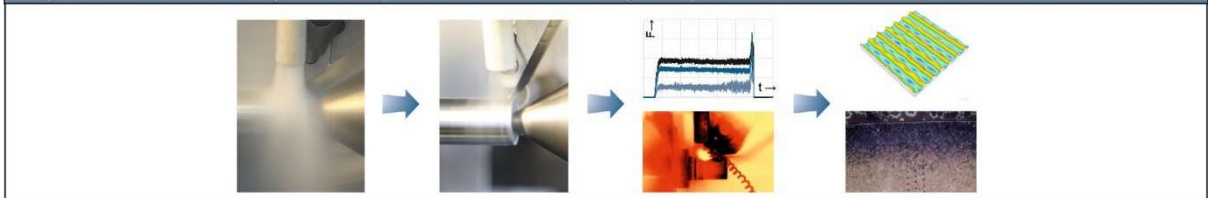
Kapitel 5: Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss des Werkstoffs und der Werkzeugeigenschaften

<p>5.1 Einfluss des Versuchswerkstoffs auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie</p> 	<p>5.2 Einfluss der Werkzeuggestaltung auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie</p> 
---	--

Kapitel 6: Modellierung der Martensitbildung in der Werkstückrandzone



Kapitel 7: Ansatz zur Optimierung der Oberflächenmorphologie durch konsekutives Schlichten



Kapitel 8: Zusammenfassung und Ausblick

Abbildung 3-1: Aufbau der Arbeit

4 Versuchstechnik

4.1 Werkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Versuche an fünf verschiedenen Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 (X6CrNiNb18-10, AISI 347) und am stabilen austenitischen Stahl 1.4539 (X1NiCrMoCu25-20-5, AISI 904L) durchgeführt. Die chemische Zusammensetzung der verschiedenen Werkstoffe wurde durch Spektralanalysen gemäß DIN EN 10088-3 [DIN14] ermittelt (siehe Tabelle 4-1).

Werkstoff	C	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Cu	Nb
1.4550 – B1	0,024	0,019	17,29	9,25	1,55	0,19	0,63	0,21	0,41
1.4550 – B2	0,021	0,022	17,19	9,44	1,55	0,23	0,59	0,11	0,38
1.4550 – B3	0,014	0,025	18,31	10,06	0,66	0,06	0,47	0,15	0,38
1.4550 – B4	0,026	0,017	17,28	9,15	1,56	0,23	0,64	0,15	0,35
1.4550 – B5	0,031	0,027	18,04	11,11	0,65	0,04	0,54	0,15	0,36
1.4539	0,026	0,057	19,92	24,34	0,95	4,22	0,55	1,42	0,03

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Werkstoffe in ma.-% [Hotz17, Kirs19]

Basierend auf der chemischen Zusammensetzung wurde mit Gl. 2-1 die M_s -Temperatur nach EICHELMANN & HULL [Eich53] und mit Gl. 2-2 die M_{d30} -Temperatur nach ANGEL [Ange54] berechnet. Diese Kennwerte zur Charakterisierung sind in der Tabelle 4-2 dargestellt. Zwischen den Chargen B1-B5 kommt es aufgrund der Schwankungen im Gehalt der Legierungselemente teilweise zu größeren Unterschieden in der M_s - und M_{d30} -Temperatur und somit in der zu erwartenden Austenitstabilität. Wegen der stark abweichenden chemischen Zusammensetzung des 1.4539, insbesondere wegen des sehr viel höheren Nickelgehaltes, liegen die M_s - und M_{d30} -Temperatur für diesen Werkstoff deutlich niedriger, was eine erheblich höhere Austenitstabilität impliziert. Die theoretisch berechnete M_s -Temperatur von -883 K verdeutlicht, dass eine rein thermische Phasentransformation von γ -Austenit in α' -Martensit hier aus thermodynamischen Gesichtspunkten nicht möglich ist. Die mit 53 K ebenfalls sehr niedrige M_{d30} -Temperatur deutet darauf hin, dass eine verformungsinduzierte Martensitbildung im 1.4539 nur bei sehr niedrigen Temperaturen und hohen Verformungsgraden zu erwarten ist.

Am Lehrstuhl für Werkstoffkunde (WKK) der TU Kaiserslautern wurden die mittleren Korndurchmesser der verschiedenen Werkstoffe ermittelt. Diese liegen für die fünf Chargen des metastabilen 1.4550 in einem ähnlichen Bereich (siehe Tabelle 4-2). Der mittlere Korndurchmesser des stabilen austenitischen Stahls ist mit 38 μm vergleichsweise höher [Boem18].

Im lösungsgeglühten Ausgangszustand wiesen die fünf Chargen des metastabilen 1.4550 und der stabile 1.4539 ein austenitisches Gefüge auf (siehe Abbildung 4-1a und b). Nach der Probenvorbereitung im Trockenschnitt wurden bei einigen Chargen des 1.4550 geringe Mengen an verformungsinduziertem α' -Martensit festgestellt (siehe Tabelle 4-2). Diese dünne, teilweise martensitische Schicht lag direkt unterhalb der Werkstückoberfläche und wurde daher während der kryogenen Drehversuche vollständig über den Span abgetragen. Zum Vergleich des Anstiegs in der Mikrohärtigkeit durch den kryogenen Drehprozess sind in Tabelle 4-2 ebenfalls die gemessenen Mikrohärtigkeiten im unbeeinflussten Kernbereich dargestellt. Hier liegen chargenbedingt Schwankungen in der Mikrohärtigkeit vor. Die Mikrohärtigkeit des stabilen 1.4539 ist vergleichbar zu den Chargen des metastabilen 1.4550.

Werkstoff	Ms in K	M _{d30} in K	Mittlerer Korndurchmesser in μm	α' -Martensitgehalt in vol.-%	Ausgangsmikrohärte in HV _{0,01}
1.4550 – B1	192	320	17	1 \pm 0,2	189 \pm 13,6
1.4550 – B2	186	319	17	0 \pm 0	194 \pm 11,4
1.4550 – B3	140	311	18	1,4 \pm 0,2	177 \pm 10,2
1.4550 – B4	198	320	15	0,2 \pm 0,2	182 \pm 15,7
1.4550 – B5	115	305	16	1,3 \pm 0,2	178 \pm 6,9
1.4539	-883	53	38	0 \pm 0	194 \pm 6,5
1.4550 – B2V	186	319	-	33,5 \pm 4,6	281 \pm 7,4

Tabelle 4-2: Kennwerte zur Charakterisierung der Werkstoffe [Boem18, Hotz19, Kirs19]

Die in Tabelle 4-1 aufgelisteten Werkstoffe lagen alle im lösungsgeglühten Zustand vor. Stangen der Charge B2 des 1.4550 wurden zudem am WKK bei kryogenen Temperaturen vorverformt (im Folgenden als B2V bezeichnet). Die Stangen wurden zunächst jeweils für mindestens 10 Minuten in flüssigem Stickstoff gelagert, um eine Kühlung auf ca. 77 K im gesamten Werkstoffvolumen zu gewährleisten und anschließend auf einer Zugprüfmaschine mit einer Nennlast von 510 MPa kraftgesteuert, unidirektional auf Zug belastet.

Das Gefüge des 1.4539 (siehe Abbildung 4-1a) wies nach der Kontrastierung mit V2A-Ätzmittel, wie die anderen in Tabelle 4-1 aufgelisteten Werkstoffe, mehrere Zwillingskorngrenzen auf, die für austenitische Werkstoffe typisch sind. In Abbildung 4-1b ist das Gefüge des lösungsgeglühten 1.4550 B2 dargestellt. Abbildung 4-1c zeigt die Mikrostruktur dieses Werkstoffs nach der kryogenen Vorverformung (B2V). Aufgrund des Beraha II Ätzmittels wurde der Martensit schwarz kontrastiert, während der Austenit weiß blieb. Es ist zu erkennen, dass durch die kryogene Vorverformung zahlreiche Martensitnadeln und einige vollständig martensitische Körner vorhanden sind. Der so vorbehandelte 1.4550 B2V wies einen α' -Martensitgehalt von 33,5 vol.-% auf (siehe Tabelle 4-2). Der mittlere Korndurchmesser dieses Gefüges konnte nicht zuverlässig bestimmt werden. Der sehr hohe α' -Martensitgehalt in Überlagerung mit der durch die kryogene Verformung einhergehenden Kaltverfestigung führte zu einem deutlichen Anstieg der Mikrohärte von 194 HV_{0,01} auf 281 HV_{0,01}.

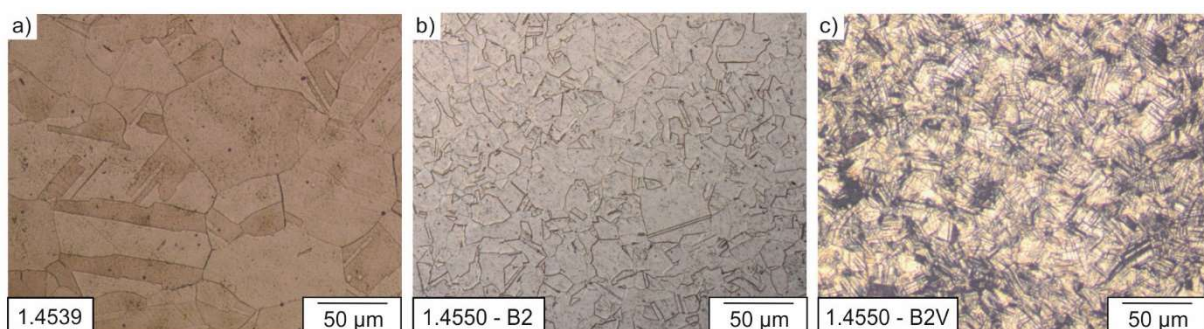


Abbildung 4-1: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen des a) lösungsgeglühten 1.4539, des b) lösungsgeglühten 1.4550 B2 und des c) lösungsgeglühten und anschließend kryogen vorverformt 1.4550 B2V nach [Hotz19]

Die fünf Chargen B1-B5 des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 sowie der stabile austenitische Stahl 1.4539 wurden für die in Kapitel 5.1.1 beschriebenen Drehversuche verwendet. Die Charge B2 wurde in Kapitel 5.1.2 im lösungsgeglühten (B2) und im kryogen vorverformten Zustand (B2V) verwendet. Die Untersuchungen in den weiteren Kapiteln dieser Arbeit wurden ausschließlich mit der Charge B2 des 1.4550 im lösungsgeglühten Zustand durchgeführt.

4.2 Maschinensystem

Die Drehversuche wurden an einem CNC-Drehzentrum NG 200 der Fa. Boehringer durchgeführt (siehe Abbildung 4-2a). Die Hauptspindel der Versuchsmaschine weist eine maximale Leistung von 36 kW, ein maximales Drehmoment von 240 Nm und eine maximale Drehzahl von 4500 U/min auf. Die CNC-Sinumerik 840D der Fa. Siemens wird zur Steuerung verwendet. Es können Werkstücke mit einer Länge von bis zu 850 mm und einem Durchmesser von bis zu 290 mm zerspant werden. Der Werkzeugrevolver des Drehzentrums kann bis zu 12 angetriebene Werkzeuge aufnehmen. Zur Überflutungskühlschmierung wird standardmäßig die Emulsion Emulcut 116 der Fa. Petrofer mit einem Druck von 6 bar zugeführt. Im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Drehversuche wurde jedoch ausschließlich mit dem in Kapitel 4.3 beschriebenen CO₂-Kühlsystem gekühlt.

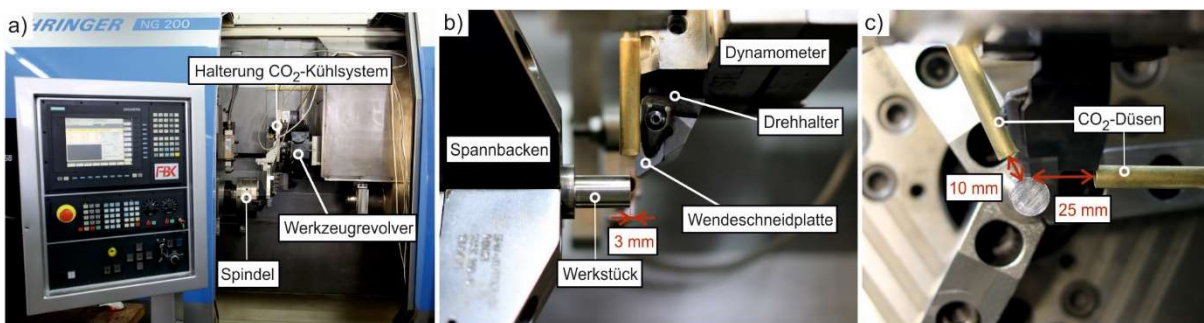


Abbildung 4-2: a) Versuchsmaschine Boehringer NG 200; b) Arbeitsraum parallel zur Werkzeugbezugsebene; c) Arbeitsraum parallel zur Werkzeugrückebene; nach [Hotz20a]

4.3 Kühlsystem

Als kryogenes Kühlmedium wurde Kohlenstoffdioxid (CO₂) verwendet, welches bei Raumtemperatur bei ca. 57 bar gelagert wurde. Das Kühlmedium wurde über ein Steigrohr aus der Flüssigphase entnommen und über zwei Düsen dem Zerspanprozess zugeführt. Am Düsenausgang erfolgt durch die Expansion eine Phasenumwandlung des flüssigen CO₂ in ein zweiphasiges Feststoff-Gas-Gemisch. Diese Phasentransformation in Kombination mit dem bei der Expansion auftretenden JOULE-THOMSON-Effekt führt zu einem Temperaturabfall auf ca. 194,7 K, dem Sublimationspunkt bei normalem Atmosphärendruck [Barb66]. Der Massenstrom je Düse betrug 1,75 kg/min. Eine Düse diente zur Vorkühlung des Werkstücks aus der Spanflächenrichtung (Abstand Düse zu Werkstück: 10 mm) und die andere Düse förderte das CO₂ aus Richtung der Freifläche in die Kontaktzone. Der Abstand zwischen Düsenausgang und Kontaktzone betrug 25 mm (siehe Abbildung 4-2c). In der Ausgangsposition zu Beginn der Drehversuche befand sich die Mitte der beiden Kühldüsen in einer Höhe mit der Stirnfläche der Versuchswerkstücke (siehe Abbildung 4-2b). Der Abstand der Düsenmitte zur Schneidenecke der Wendeschneidplatte betrug konstant 3 mm. Das CO₂-Kühlsystem wurde automatisiert und zeitlich synchron mit dem Start des NC-Programms über Magnetventile aktiviert. Im Rahmen der Untersuchungen zum konsekutiven Schlichten (Kapitel 7) sowie für vereinzelte Versuche zur Modellierung der Martensitbildung in der Werkstückrandzone (Kapitel 6) wurden die Werkstücke vor der Zerspaltung vorgekühlt. Bei den Versuchen in Kapitel 5.1 und 5.2 wurde keine Vorkühlung verwendet.

4.4 Werkzeuge

Für die Drehversuche wurden rhombische Wendeschneidplatten mit den Spezifikationen CNMA120416, DNMA150406, DNMA150408, DNMA150412 und DNMA150416 verwendet. Für die Wendeschneidplatten mit Grundform C (Eckenwinkel $\varepsilon_w = 80^\circ$) wurde ein Drehhalter mit der ISO-Kennung DCLNL2525M12 (Einstellwinkel $\kappa = 95^\circ$; Neigungswinkel $\lambda = -6^\circ$) und für die Wendeschneidplatten mit Grundform D ($\varepsilon_w = 55^\circ$) ein Drehhalter mit Spezifikation DDJNL2525M15 ($\kappa = 93^\circ$; $\lambda = -7^\circ$) verwendet. Bei beiden Drehhaltern betrug der Spanwinkel $\gamma = -6^\circ$.

Für die Drehversuche in Kapitel 5.2.1 wurden Wendeschneidplatten mit der ISO-Kennung DNMA150416 aus unbeschichtetem Hartmetall (89 % WC, 10 % Co, 1 % Cr; mittlere Korngröße: $0,42 \mu\text{m}$) mit variierendem Schneidkantenradius verwendet. Im unpräparierten Zustand wiesen diese Wendeschneidplatten scharfe Schneidkanten auf, deren Schneidkantenradius mithilfe von Streifenlichtprojektion gemessen wurde ($r_{\beta,1} = 4 \mu\text{m}$, siehe Abbildung 4-3a). Die Schneidkanten wurden von der Fa. Sandvik in einem Nassstrahlprozess symmetrisch verrundet. Je nach Strahlzeit ließen sich so mittlere Verrundungen von $r_{\beta,2} = 56 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 4-3b) und starke Verrundungen von $r_{\beta,3} = 133 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 4-3c) herstellen. Der Formfaktor K war bei allen drei Verrundungen annähernd eins.

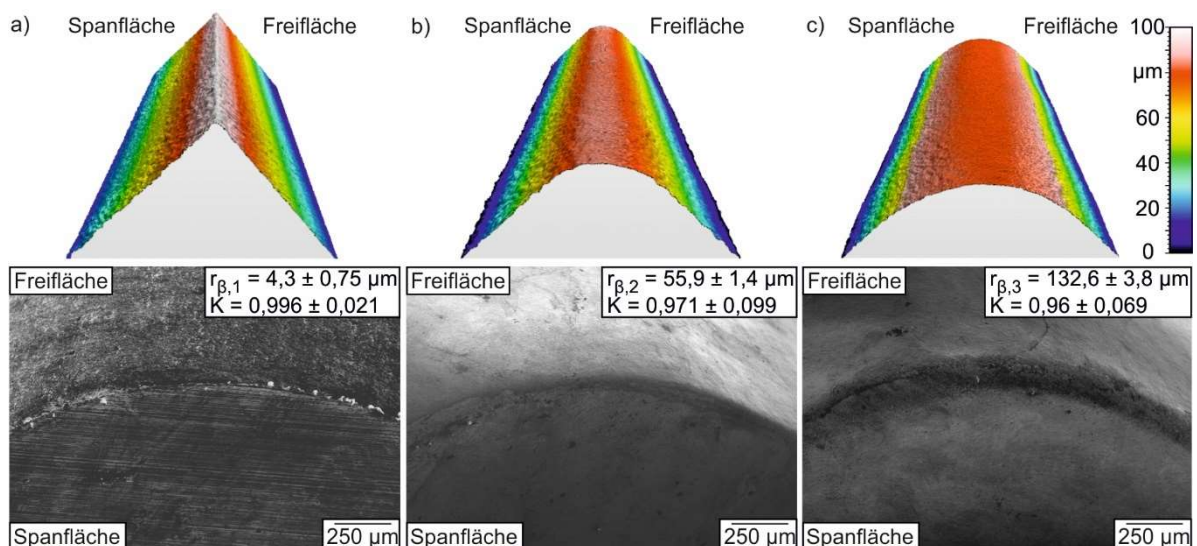


Abbildung 4-3: Konfokalmikroskopische (oben) und rasterelektronenmikroskopische (unten) Aufnahmen der Schneidkanten mit verschiedenen Schneidkantenradien: a) $r_{\beta,1} = 4 \mu\text{m}$, b) $r_{\beta,2} = 56 \mu\text{m}$, c) $r_{\beta,3} = 133 \mu\text{m}$ nach [Hotz18a]

In Kapitel 5.2.2 kamen ebenfalls unbeschichtete Wendeschneidplatten mit der Spezifikation DNMA150416 zum Einsatz. Die scharfen Schneidkanten (siehe Abbildung 4-3a) wurden an der Helitronic Vision 5-Achs-CNC-Schleifmaschine der Fa. Walter präpariert. Durch die Verwendung einer kunstharzgebundenen Diamantschleifscheibe (Korngröße D64) und die Variation des Präparationswinkels wurden gefaste Schneidkanten mit variierenden Fasenwinkeln γ_{β} hergestellt (siehe Abbildung 4-4). Die so präparierten Wendeschneidplatten verfügten über scharfe Schneidkanten ($r_{\beta,1}$). Ungefaste, scharfkantige Wendeschneidplatten wurden zur Referenz herangezogen ($\gamma_{\beta,1} = 0^\circ$).

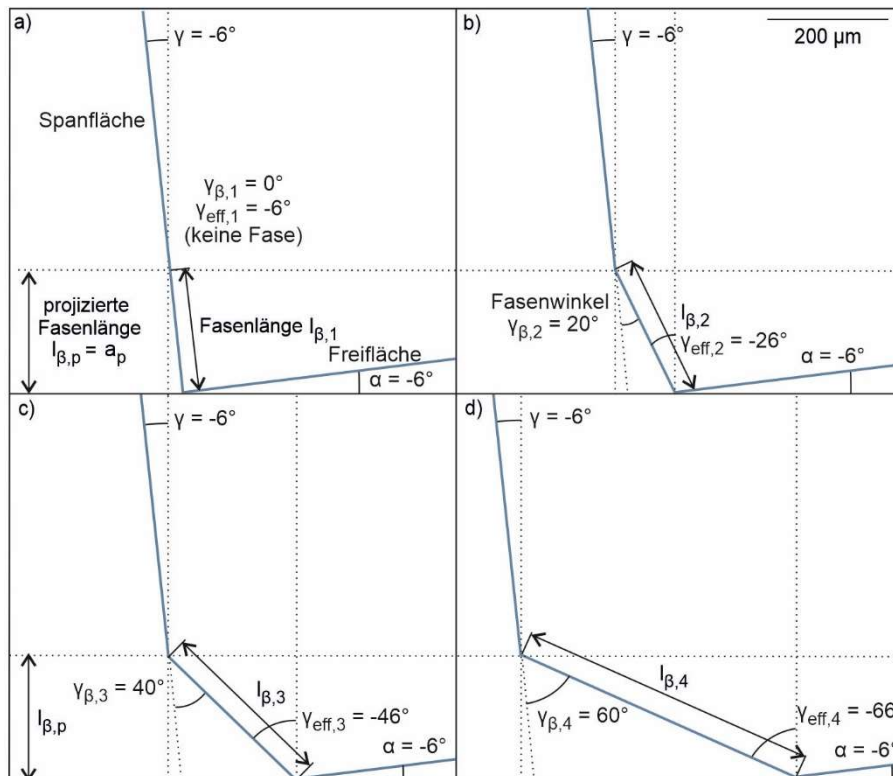


Abbildung 4-4: Schematische Darstellung der Schneidengeometrie beim Drehen mit gefassten Wendeschneidplatten mit variierenden Fasenwinkeln: a) $\gamma_{\beta,1} = 0^\circ$, b) $\gamma_{\beta,2} = 20^\circ$, c) $\gamma_{\beta,3} = 40^\circ$, d) $\gamma_{\beta,4} = 60^\circ$ nach [Hotz20b]

Die projizierte Fasenlänge betrug bei allen Fasenwinkeln $l_{\beta,p} = 200 \mu\text{m}$ und entsprach somit der Schnitttiefe a_p . Folglich kann bei scharfkantigen Werkzeugen der effektive Spanwinkel γ_{eff} als nahezu konstant betrachtet werden. Dieser kann mit dem über den verwendeten Drehhalter vorgegebenen Spanwinkel ($\gamma = -6^\circ$) und dem Fasenwinkel γ_{β} nach Gl. 4-1 berechnet werden und entspricht bei den verwendeten Werkzeugen $-6^\circ \leq \gamma_{\text{eff}} \leq -66^\circ$.

$$\gamma_{\text{eff}} = \gamma - \gamma_{\beta} \quad (\text{Gl. 4-1})$$

Über trigonometrische Zusammenhänge lässt sich die Fasenlänge l_{β} berechnen zu:

$$l_{\beta} = \frac{l_{\beta,p}}{\sin(90^\circ + \gamma - \gamma_{\beta})} \quad (\text{Gl. 4-2})$$

Eine Übersicht der geometrischen Kenngrößen zur Beschreibung der Schneidengeometrie bei verschiedenen Fasenwinkeln ist in Tabelle 4-3 dargestellt.

Bezeichnung	$\gamma_{\beta,1}$	$\gamma_{\beta,2}$	$\gamma_{\beta,3}$	$\gamma_{\beta,4}$
Fasenwinkel γ_{β}	0°	20°	40°	60°
Effektiver Spanwinkel γ_{eff}	-6°	-26°	-46°	-66°
Projizierte Fasenlänge $l_{\beta,p}$	$200 \mu\text{m}$	$200 \mu\text{m}$	$200 \mu\text{m}$	$200 \mu\text{m}$
Fasenlänge l_{β}	$201,1 \mu\text{m}$	$222,5 \mu\text{m}$	$287,9 \mu\text{m}$	$491,7 \mu\text{m}$

Tabelle 4-3: Geometrische Beschreibung der gefassten Schneidkanten

In den Drehversuchen zu Kapitel 5.2.3 wurde der Schneideneckenradius r_{ϵ} in vier Stufen variiert ($r_{\epsilon,1} = 0,6 \text{ mm}$, $r_{\epsilon,2} = 0,8 \text{ mm}$, $r_{\epsilon,3} = 1,2 \text{ mm}$, $r_{\epsilon,4} = 1,6 \text{ mm}$). Die verwendeten Wende-

schneidplatten waren unbeschichtet, scharfkantig ($r_{\beta,1}$) und verfügten über eine Fase mit Fasenwinkel $\gamma_{\beta,2} = 20^\circ$. Die aus den verschiedenen Makrogeometrien resultierenden Spannungsquerschnitte wurden nach DENKENA & KÖHLER [Denk10] gemäß Gl. 4-3 berechnet.

$$A = a_p \cdot f - \frac{1}{3} \cdot f \cdot \left(r_\epsilon - \frac{\sqrt{4r_\epsilon^2 - f^2}}{2} \right) \tag{Gl. 4-3}$$

Eine Erhöhung des Schneideneckenradius bei konstantem Vorschub $f_1 = 0,15 \text{ mm/U}$ und gleichbleibender Schnitttiefe $a_p = 0,2 \text{ mm}$ führte nur zur einer marginalen Vergrößerung ($A_{\epsilon,1} = 0,02977 \text{ mm}^2$, $A_{\epsilon,4} = 0,02991 \text{ mm}^2$) des Spannungsquerschnitts, jedoch zu einer deutlichen Elongation (siehe Abbildung 4-5). Diese Elongation lässt sich durch die aktive Schneidkantenlänge l_k quantifizieren, welche nach SCHMIDT [Schm99] (Gl. 4-4) berechnet wurde und in Tabelle 4-4 für die verschiedenen Schneideneckenradien aufgetragen ist. Weiterhin verändert sich der effektive Einstellwinkel κ_{eff} gemäß Gl. 4-5 [Mey12b].

$$l_k = \frac{\pi \cdot r_\epsilon}{180^\circ} \cdot \arccos\left(\frac{r_\epsilon - a_p}{r_\epsilon}\right) \tag{Gl. 4-4}$$

$$\kappa_{\text{eff}} = \frac{1}{2} \cdot \arccos\left(\frac{r_\epsilon - a_p}{r_\epsilon}\right) \tag{Gl. 4-5}$$

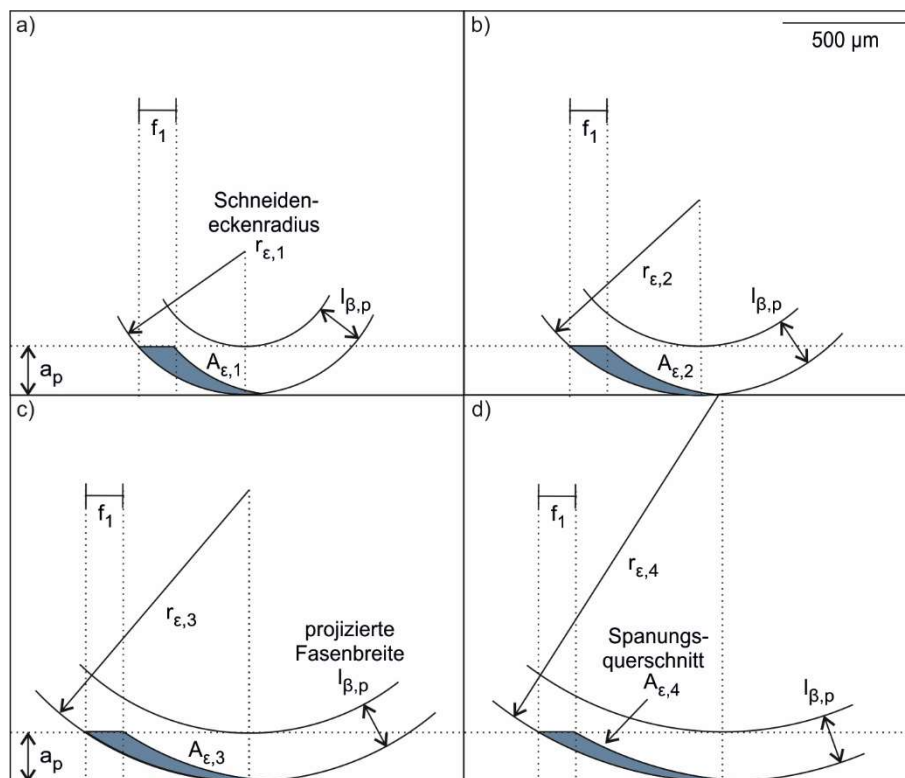


Abbildung 4-5: Schematische Darstellung der Spannungsquerschnitte beim Drehen mit Wendeschneidplatten mit variierenden Schneideneckenradien: a) $r_{\epsilon,1} = 0,6 \text{ mm}$, b) $r_{\epsilon,2} = 0,8 \text{ mm}$, c) $r_{\epsilon,3} = 1,2 \text{ mm}$, d) $r_{\epsilon,4} = 1,6 \text{ mm}$

Bezeichnung	$r_{\epsilon,1}$	$r_{\epsilon,2}$	$r_{\epsilon,3}$	$r_{\epsilon,4}$
Schneideneckenradius r_ϵ	0,6 mm	0,8 mm	1,2 mm	1,6 mm
Aktive Schneidkantenlänge l_k	0,5 mm	0,58 mm	0,7 mm	0,81 mm
Effektiver Einstellwinkel κ_{eff}	24,1°	20,7°	16,8°	14,5°

Tabelle 4-4: Aktive Schneidkantenlänge und effektiver Einstellwinkel in Abhängigkeit des Schneideneckenradius

Neben unbeschichteten Wendeschneidplatten kamen in den Drehversuchen in Kapitel 5.2.4 insgesamt fünf verschiedene Beschichtungen zum Einsatz: eine mittels CVD aufgebrachte Multilayerbeschichtung (TiN, TiCN, Al₂O₃) und vier mittels PVD aufgebrachte Monolayerbeschichtungen. Als Substrat wurden scharfkantige ($r_{\beta,1}$), gefaste ($\gamma_{\beta,2}$) Wendeschneidplatten mit einem Schneideneckenradius von $r_{e,4} = 1,6$ mm verwendet. Aufgrund der Beschichtung kam es zu einer Veränderung des Schneidkantenradius. Die Schichtdicken und die Schneidkantenradien der beschichteten Wendeschneidplatten sind in Tabelle 4-5 aufgelistet. Die beschichteten Werkzeuge wiesen überwiegend, wie zu erwarten, einen größeren Schneidkantenradius auf als die unbeschichteten Werkzeuge, wobei der kleinere Schneidkantenradius bei den Werkzeugen mit TiN-Beschichtung wahrscheinlich auf zufällige Messfehler zurückzuführen ist. Weiterhin finden sich in dieser Tabelle Literaturangaben zur Wärmeleitfähigkeit λ_w der verschiedenen Beschichtungen sowie des unbeschichteten Hartmetalls. Die Wärmeleitfähigkeit hängt von der chemischen Zusammensetzung, der Mikrostruktur und der Einsatztemperatur ab. Daher dienen diese Literaturangaben nur als Näherung. Die Beschichtungen weisen alle eine niedrigere Wärmeleitfähigkeit auf als das unbeschichtete Hartmetall. Insbesondere die Al₂O₃-Schicht der Multilayerbeschichtung, welche in der Regel als thermische Barriere zum Schutz des Werkzeuges vor hohen Temperaturen zum Einsatz kommt, weist eine sehr niedrige Wärmeleitfähigkeit auf.

Bezeichnung	unbeschichtetes Hartmetall	TiN	AlTiN	TiAlSiN	TiB ₂	Multilayer
Gesamtschichtdicke	-	2,7 μm	3 μm	1,8 μm	2,3 μm	17,7 μm
Schneidkantenradius r_β	4,3 μm	3,4 μm	8,3 μm	10,5 μm	5,2 μm	27 μm
Wärmeleitfähigkeit λ_w	86-95 W/mK	20-30 W/mK	4-5 W/mK	3-5 W/mK	24-76 W/mK	1-30 W/mK

Tabelle 4-5: Schichtdicken und Wärmeleitfähigkeiten der Beschichtungen [Cahi98, Ravi99, Gran12, Mart12]; Schneidkantenradien von Wendeschneidplatten mit verschiedenen Beschichtungen

Die Wendeschneidplatten mit ISO-Kennung CNMA120416 wurden ausschließlich für die Versuche in Kapitel 5.1 verwendet. Diese Werkzeuge waren gefast ($\gamma_{\beta,2} = 20^\circ$, $l_{\beta,p} = 200 \mu\text{m}$), hatten einen Schneidkantenradius von $r_\beta = 72 \mu\text{m}$, einen Schneideneckenradius von $r_{e,4} = 1,6$ mm und verfügten über eine Multilayerbeschichtung analog zu den oben beschriebenen Werkzeugen. In Kapitel 5.2 wurden Wendeschneidplatten mit den Spezifikationen DNMA150406 bis DNMA150416 verwendet, wobei nacheinander der Schneidkantenradius r_β , der Fasenwinkel γ_β , der Schneideneckenradius r_e und die Werkzeugbeschichtung variiert wurden, um deren Einfluss auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie zu analysieren. Hiervon kamen geeignete Werkzeuge auch in Kapitel 6 zum Einsatz, um die Prozesskräfte und die Temperatur möglichst umfangreich zu variieren. In Untersuchungen zum konsekutiven Schlichten (Kapitel 7) wurden Schneidplatten der Spezifikation DCMT11T304 aus polykristallinem Diamant mit einem Schneidkantenradius von $r_\beta = 9 \mu\text{m}$ verwendet. Diese wiesen eine Spanleitstufe und einen Schneideneckenradius von $r_e = 0,4$ mm auf. Span- und Neigungswinkel betragen hierbei jeweils 0° , der Einstellwinkel war $\kappa = 62,5^\circ$.

4.5 Versuchsdurchführung und Schnittparameter

Sämtliche Zerspanversuche wurden im Außenlängsrundrehprozess durchgeführt. Zur statistischen Absicherung wurden zu jedem Versuchspunkt drei Versuche durchgeführt. Bei jedem

Versuch wurde eine neue Wendeschneidplatte verwendet, um den Einfluss des Werkzeugverschleißes auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie weitestgehend ausschließen zu können. Das Werkstück wurde bei einem Außendurchmesser von 25 mm im Dreibackenfutter der Versuchsmaschine eingespannt (siehe Abbildung 4-2b & c). Die Werkstücke wurden vor dem Versuch auf einen Durchmesser von 14,4 mm mit konstanten Schnittparametern ($v_c = 50$ m/min, $f = 0,15$ mm/U, $a_p = 0,3$ mm) vordrehen. Hierbei wurde kein Kühlmedium zugeführt, um durch die erhöhten Temperaturen die verformungsinduzierte Martensitbildung vor der Versuchsdurchführung weitestgehend zu unterdrücken. Die nach dem Vordrehen ermittelten α' -Martensitgehalte sind für die verschiedenen Chargen in Tabelle 4-2 aufgelistet. Um gleichbleibende Versuchsbedingungen sicherzustellen, wurden die Drehversuche erst gestartet, nachdem die Werkstücke auf Raumtemperatur abgekühlt waren.

Beim kryogenen Drehen wurde eine konstante Schnitttiefe von $a_p = 0,2$ mm und eine Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30$ m/min gewählt. Diese niedrigen Schnittparameter begünstigten die verformungsinduzierte Martensitbildung und wurden (mit Ausnahme von Kapitel 7) nicht variiert, da deren Einfluss bereits umfassend untersucht wurde (vgl. Kapitel 2.3). Zur Ermittlung des Einflusses der Werkzeugeigenschaften auf die Oberflächenmorphologie (Kapitel 5.2) wurde ein niedriger Vorschub von $f_1 = 0,15$ mm/U verwendet, da hier neben der Randschichtverfestigung auch eine niedrige Oberflächenrauheit realisiert werden sollte. Um den Einfluss des Werkstoffes auf die Oberflächenmorphologie (Kapitel 5.1) zu untersuchen, wurde ein höherer Vorschub von $f_2 = 0,35$ mm/U verwendet, da die daraus resultierenden höheren Passivkräfte die verformungsinduzierte Martensitbildung begünstigen und sich so die Unterschiede im Umwandlungsverhalten besser differenzieren ließen. In den Kapiteln 6 und 7 kamen neben f_1 und f_2 mit $f_3 = 0,95$ mm/U auch ein sehr hoher Vorschub zum Einsatz, mit dem Ziel, die Wirkzusammenhänge bei hohen mechanischen Lasten zu untersuchen und durch die Verwendung einer Vorkühlung sehr hohe Phasenanteile an α' -Martensit zu generieren, um somit die Grenzen der erzielbaren Randschichtverfestigung beim kryogenen Drehen zu ermitteln. Abbildung 4-6 zeigt die Spannungsquerschnitte beim Drehen mit den Vorschüben f_1 bis f_3 bei einer konstanten Schnitttiefe von $a_p = 0,2$ mm und der Verwendung der Wendeschneidplatte mit der Spezifikation DNMA150416 mit gefaster Schneidkante ($l_{\beta,p} = 200$ μ m). Eine Erhöhung des Vorschubes führt zu einer deutlichen Vergrößerung des Spannungsquerschnittes A (siehe Tabelle 4-6). Im Rahmen der Untersuchungen zum konsekutiven Schichten wurden andere Schnittparameter verwendet, worauf in Kapitel 7 näher eingegangen wird.

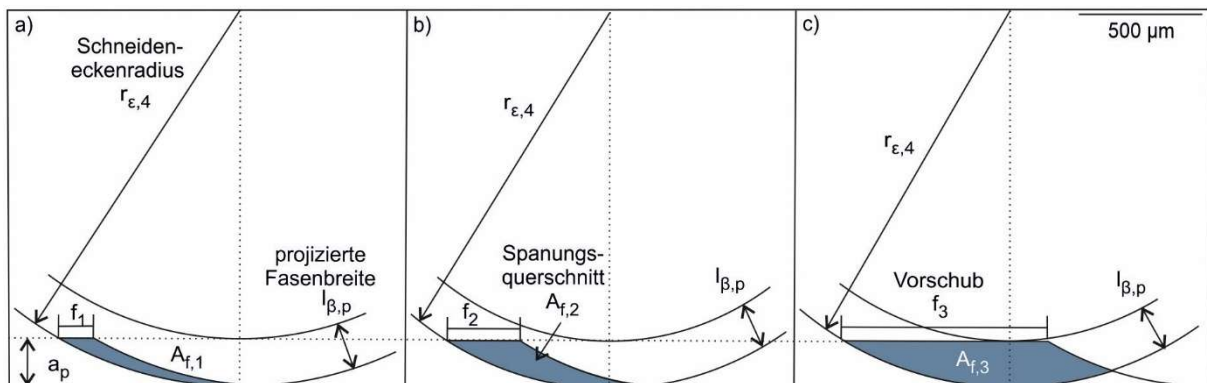


Abbildung 4-6: Schematische Darstellung der Spannungsquerschnitte beim Drehen mit verschiedenen Vorschüben mit Wendeschneidplatten mit einem Schneideneckenradius von $r_{\epsilon,4} = 1,6$ mm nach [Hotz20b]

Bezeichnung	f_1	f_2	f_3
Vorschub f	0,15 mm/U	0,35 mm/U	0,95 mm/U
Spanungsquerschnitt A	0,030 mm ²	0,069 mm ²	0,167 mm ²

Tabelle 4-6: Spanungsquerschnitte bei verschiedenen Vorschüben nach Gl. 4-3

Bei den Versuchen wurde über einen Vorschubweg von 18 mm gedreht. Lediglich bei den Versuchen zum zweistufigen Drehprozess (Kapitel 7) wurde eine andere Werkstückgeometrie verwendet, welche den gleichen Durchmesser, aber eine größere zu bearbeitende Länge von 25 mm aufwies, um die Auswirkungen variierender Temperatur über dem Vorschubweg näher zu untersuchen. Diese Werkstücke wurden mittels Stirnseitenmitnehmer und Reitstock zwischen Spitzen gespannt.

4.6 Messtechnik und Messgrößen

4.6.1 Erfassung und Auswertung der Prozessgrößen

Zur Charakterisierung der thermomechanischen Last in der Werkstückrandzone wurden während den kryogenen Drehversuchen in-situ die Prozesskräfte und die Temperaturen gemessen.

Mechanische Last

Die Prozesskräfte wurden mithilfe eines Dreikomponentendynamometers Typ 9129 AA der Fa. Kistler gemessen. Das Dynamometer besteht aus vier piezoelektrischen Sensoren, welche unter hoher Vorspannung zwischen Abdeckplatte und den beiden seitlichen Grundplatten montiert sind. Diese Sensoren enthalten jeweils drei Kristallquarzplattenpaare, von denen eines druckempfindlich ist und die anderen beiden empfindlich gegenüber Scherkräften sind. Beim Auftreten einer externen mechanischen Last kommt es zur Verschiebung von Kristallbausteinen und somit zur Bildung von Dipolen, was in einer positiven oder negativen elektrischen Ladung auf der Außenfläche des piezoelektrischen Materials resultiert. Die Ladung ist hierbei proportional zur auf den Kristall einwirkende Kraft. Über Ladungsverstärker wurden die geringen Ladungen verstärkt und proportional in Spannungssignale umgewandelt. Die Spannungen wurden mit einem A/D-Wandler digitalisiert und über Proportionalitätskonstanten in die Kräfte der drei Raumrichtungen umgerechnet: Passivkraft F_p , Schnittkraft F_c und Vorschubkraft F_f . Die Umrechnung und die Aufzeichnung der Prozesskräfte erfolgte mit der Software DASyLab.

In Abbildung 4-7 sind für einen Versuch die gemessenen Prozesskräfte in Abhängigkeit der Zeit t dargestellt. In der Ausgangsposition war die Schneidenecke des Werkzeuges drei Millimeter von der Werkstückstirnseite entfernt (siehe Abbildung 4-2b). Zum Zeitpunkt t_1 wurde das NC-Programm gestartet, was die Vorschubbewegung (mit $f_1 = 0,15$ mm/U) initiierte und das CO₂-Kühlsystem aktivierte. Ausgehend vom verwendeten Vorschub, der Schnittgeschwindigkeit und des Werkstückdurchmessers kam die Wendeschneidplatte nach 1,76 s bei t_2 erstmals in Kontakt mit dem Werkstück. Von t_2 bis t_3 kam es zu einem Anstieg der Prozesskräfte, da sich mit fortlaufender Vorschubbewegung der Spanungsquerschnitt vergrößerte. Zwischen t_3 und t_4 lag ein konstanter Spanungsquerschnitt $A_{f,1}$ (siehe Abbildung 4-6) und somit auch nahezu konstante Prozesskräfte vor. Dieser Bereich kann als repräsentativ für die mechanische Last während den Drehversuchen erachtet werden, sodass in der Auswertung die Prozesskräfte zwischen t_3 und t_4 gemittelt wurden. Die Fehlerbalken in der Auswertung der Prozesskräfte resultieren jedoch nicht aus der Schwingbreite des Messsignals im nahezu konstanten Bereich zwischen t_3 und t_4 , sondern aus der Berechnung der empirischen Standardabweichung der jeweils

drei Versuche der einzelnen Versuchspunkte. Zwischen t_4 und t_5 kam es am Ende des vorgekehrten Bereiches zu einer kurzzeitigen Vergrößerung des Spanungsquerschnittes, bevor das Werkzeug vom Werkstück wegbewegt wurde, was mit einem abrupten Anstieg und einem anschließenden Abfallen der Prozesskräfte auf 0 N einherging. Zum Zeitpunkt t_6 stoppte die Spindelrotation und das Kühlsystem wurde über das NC-Programm ausgeschaltet.

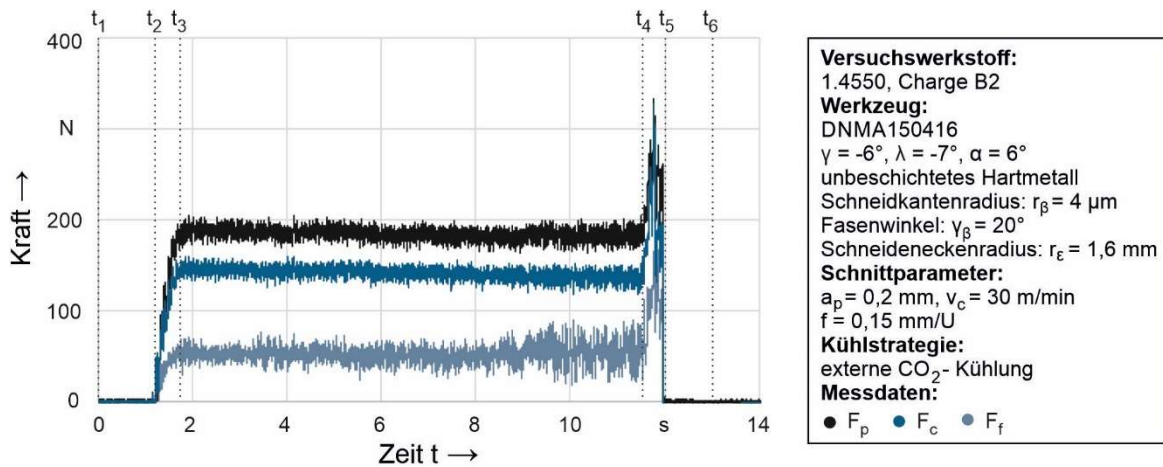


Abbildung 4-7: Prozesskräfte in Abhängigkeit der Zeit

Thermische Last

Es kamen zwei verschiedene Temperaturmessverfahren zum Einsatz: Die Oberflächentemperatur T_{OF} wurde mithilfe eines Thermographiesystems ermittelt. Die Temperatur innerhalb des Werkstücks T_i wurde mit Thermoelementen gemessen.

Das Thermographiesystem SC7600-M der Fa. Flir wurde vor der Versuchsmaschine positioniert, sodass während des Drehprozesses die Temperaturen an der Werkstückoberfläche gemessen werden konnten (siehe Abbildung 4-8). Da die Werkstückoberfläche im Bereich der Kontaktzone nicht einsehbar ist, wird die Oberflächentemperatur nach einer Werkstückrotation von 270° gemessen. Der Werkzeugeingriff führte zu einem ringförmigen Bereich erhöhter Temperatur an der Werkstückoberfläche. Da sich dieser ringförmige Bereich erhöhter Temperatur mit dem Werkzeug mitbewegte, wurde zu jeder Zeit während des Drehens im Messbereich die höchste Schwarzkörpertemperatur T_{SK} auf Höhe des Werkzeuges gemessen.

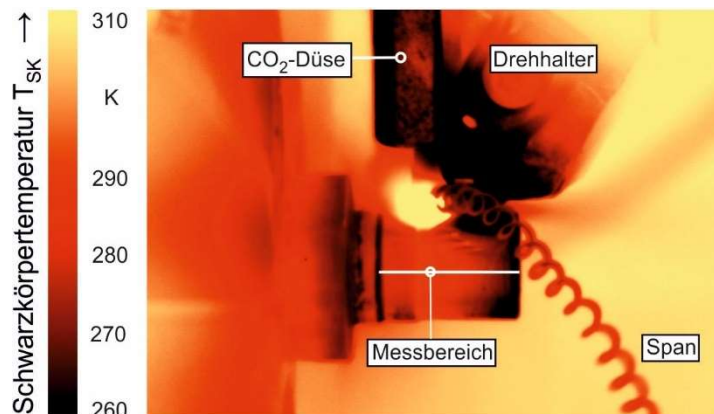


Abbildung 4-8: Exemplarischer Ausschnitt aus einer Thermographieaufzeichnung nach [Hotz17]

Die so gemessenen Schwarzkörpertemperaturen T_{SK} wurden über die Prozessdauer (t_2 - t_5) gemittelt. Die Umrechnung der Schwarzkörpertemperatur in die reale Oberflächentemperatur

wurde mithilfe von Gl. 4-8 vorgenommen, welche aus der universellen Thermographiegleichung (Gl. 4-6) und dem STEFAN-BOLTZMANN-Gesetz (Gl. 4-7) – welches den Zusammenhang zwischen der Strahlungsleistung Φ und der Temperatur T beschreibt – hergeleitet wurde (die STEFAN-BOLTZMANN-Konstante σ_{SB} und die Fläche A kürzen sich hierbei raus) [Flir10]. Variationen in der Wärmestrahlung der Umgebung Φ_U können zur Verfälschung der gemessenen Schwarzkörpertemperatur T_{SK} führen. Um dies zu kompensieren, wurde die Atmosphärentemperatur T_{ATM} gemessen und in Gl. 4-8 berücksichtigt. Das CO_2 im Maschinenraum führt zu einer zeitabhängigen und schwer quantifizierbaren Beeinflussung der gemessenen Schwarzkörpertemperatur T_{SK} . Die Umgebungstemperatur T_U – als solche wird die Temperatur in unmittelbarer Umgebung des Messobjektes bezeichnet – wurde um 2,5 K niedriger als die Atmosphärentemperatur T_{ATM} angenommen. Mit dieser Randbedingung wird der Einfluss des CO_2 im Maschinenraum in vereinfachter Form berücksichtigt. Aussagen zur gemessenen Absoluttemperatur sind daher nur als Näherung zu verstehen. Der Abgleich der nach einer Werkstückumrotation von 270° gemessenen Oberflächentemperaturen T_{OF} ist dennoch zum Vergleichen der thermischen Last verschiedener Versuchspunkte geeignet und erlaubt zudem auch den Vergleich mit früheren Untersuchungen [Auri14, Maye14a, Maye18a, Maye18b]. Der Emissionskoeffizient der Werkstückoberfläche betrug $\epsilon_{OF} = 0,22$. Der Transmissionskoeffizient wurde durch das Saphirschutzglas des Thermographiesystems vorgegeben und betrug $\tau = 0,76$.

$$\Phi_{SK} = \tau \cdot \epsilon_{OF} \cdot \Phi_{OF} + \tau \cdot (1 - \epsilon_{OF}) \cdot \Phi_U + (1 - \tau) \cdot \Phi_{ATM} \quad (\text{Gl. 4-6})$$

$$\Phi = \sigma_{SB} \cdot A \cdot T^4 \quad (\text{Gl. 4-7})$$

$$T_{OF} = \sqrt[4]{\frac{T_{SK}^4 - \tau \cdot (1 - \epsilon_{OF}) \cdot T_U^4 - (1 - \tau) \cdot T_{ATM}^4}{\tau \cdot \epsilon_{OF}}} \quad (\text{Gl. 4-8})$$

Zur werkstückinternen Temperaturmessung wurden Mantelthermoelemente mit 1 mm Durchmesser und der Thermoelementpaarung NiCr-Ni (Typ K) verwendet. Die Thermoelemente wurden über die hintere Stirnseite in Erodierbohrungen mit 1,2 mm Durchmesser in die Werkstücke eingeführt. Vor dem Einführen wurden die Bohrungen mit Wärmeleitpaste ausgefüllt, um einen guten Wärmeübergang zwischen den Thermoelementen und der Bohrungswand sicherzustellen. Die Positionierung der Thermoelemente im Werkstück ist in Abbildung 4-9b dargestellt. Bedingt durch die Tiefe der Bohrungen sind die Thermoelemente 10 mm von der vorderen Stirnseite entfernt. Der Abstand zwischen der Mitte der Erodierbohrung des Thermoelements TE1 zur Werkstückoberfläche nach der Zerspanung (Durchmesser 14 mm) betrug nur 1 mm. Somit war dieses äußere Thermoelement am besten geeignet zur Charakterisierung der thermischen Last in der Werkstückrandzone. Die Messdaten der Thermoelemente TE2 und TE3 wurden vornehmlich zur Entwicklung einer Temperaturfeldsimulation am Lehrstuhl für Technische Mechanik (LTM) der TU Kaiserslautern verwendet (siehe [Beck18a] für weitere Informationen). Die Versuchsauswertung im Rahmen dieser Arbeit beschränkt sich daher auf die Messdaten des äußeren Thermoelements TE1.

Die Thermoelemente waren über Miniaturstecker mit einer zwischen den Spannbacken gelagerten, mitrotierenden Telemetrieinheit verbunden (siehe Abbildung 4-9a). Diese ermöglichte die Übertragung der Messsignale an einen Empfänger außerhalb der Versuchsmaschine, von welchem aus die Messsignale an den Messrechner weitergeleitet wurden. Die Messsignale wurden zusammen mit den Prozesskräften mit der Software DASyLab aufgezeichnet. Die zeitlich

synchrone Erfassung der Prozesskräfte und der Temperaturen ermöglichte die Auswertung der Temperaturen in Abhängigkeit der Schnittzeit. In Abbildung 4-10 ist die vom äußeren Thermolement TE1 gemessene Temperatur T_i in Abhängigkeit der Zeit t aufgetragen. Zur besseren Vergleichbarkeit sind wie bei der Darstellung der Prozesskräfte (siehe Abbildung 4-7) die oben beschriebenen Zeitpunkte t_1 bis t_6 markiert.

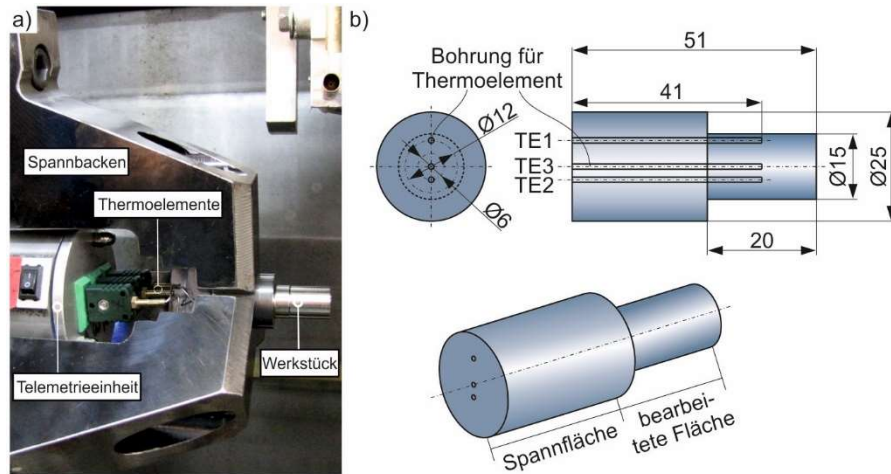


Abbildung 4-9: a) Aufbau zur Messung der Temperaturen im Werkstück; b) Positionierung der Thermolemente im Werkstück; nach [Hotz18b]

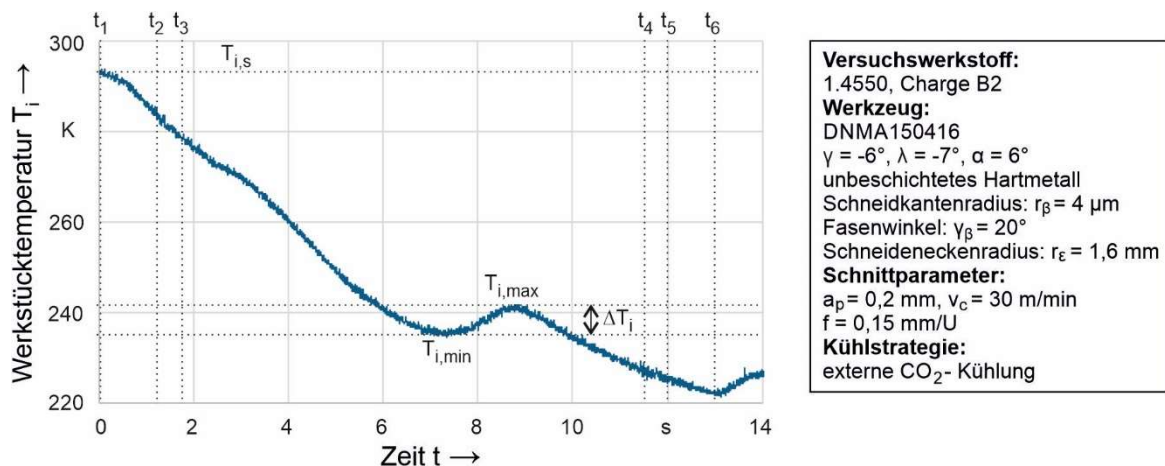


Abbildung 4-10: Temperatur in der Werkstückrandzone (Thermolement TE1) in Abhängigkeit der Zeit

Zu Versuchsbeginn t_1 hatten die Werkstücke Raumtemperatur $T_{i,s}$. Mit fortlaufender Versuchsdauer kam es bedingt durch die Kühlwirkung des Kühlmediums zu einer Abnahme der Werkstücktemperatur bis zur Ausbildung eines lokalen Minimums $T_{i,min}$. Höhere Vorschübe führten zu höheren Werten für $T_{i,min}$, weil das Werkstück in der somit kürzeren Prozessdauer weniger stark abkühlte. Bei $t = 7,62$ s befand sich das Werkzeug in Vorschubrichtung auf Höhe der Thermolemente. Durch die bei der Zerspanung entstehende Wärme und den geringen Abstand zur Kontaktzone wurde daher eine Temperaturerhöhung gemessen. Das somit entstehende lokale Maximum $T_{i,max}$ wurde bei $t = 8,86$ s detektiert. Die zeitliche Verschiebung ist hauptsächlich auf das Ansprechverhalten der Thermolemente und zu geringem Anteil auch auf die Wärmeleitung im Werkstück und in der Wärmeleitpaste zurückzuführen. Das lokale Maximum $T_{i,max}$ wurde zur Charakterisierung der thermischen Last in der Werkstückrandzone herangezogen. Die Differenz ΔT_i zwischen $T_{i,max}$ und $T_{i,min}$ kann zur Bewertung der im Zerspanprozess entstandenen Wärme dienen. Im Anschluss an das lokale Maximum $T_{i,max}$ kam es aufgrund der

fortwährenden Kühlung zu einer weiteren Temperaturabsenkung bis zum Abschalten der Kühlung bei t_6 .

Aufgrund der Störeinflüsse, wie der variierenden Atmosphärentemperatur, der Wärmestrahlung des Kühlmediums und der während des Prozesses sinkenden und schwer ermittelbaren Umgebungstemperatur, stellen die thermographisch ermittelten Oberflächentemperaturen nur eine Näherung der realen Bauteiltemperatur dar. Die über die Prozessdauer im Messbereich gemittelte Oberflächentemperatur T_{OF} wurde zur Bewertung der thermischen Last in Abhängigkeit von den variierten Einstellgrößen in den Kapiteln 5.1, 5.2 und 7 verwendet. Zur Modellierung der verformungsinduzierten Martensitbildung in der Werkstückrandzone (Kapitel 6) wurde als Eingangswert für die thermische Last hingegen die mittels Thermoelement TE1 gemessene Temperatur in der Werkstückrandzone zum Zeitpunkt des Schneideneingriffes $T_{i,max}$ verwendet. Da die werkstückinterne Temperaturmessung mittels Thermoelemente nicht den oben beschriebenen Störeinflüssen ausgesetzt ist, kann die reale Bauteiltemperatur mit höherer Sicherheit bestimmt werden. Nachteilig ist jedoch, dass die Temperatur nur an festgesetzten Punkten gemessen werden kann, wohingegen die Thermographieaufzeichnungen die Ermittlung der Oberflächentemperatur an verschiedenen Stellen des Bauteils über die gesamte Prozessdauer ermöglichen und somit Aussagen zur zeit- und ortabhängigen Temperaturverteilung erlauben.

4.6.2 Charakterisierung der Oberflächenmorphologie

Phasentransformation

Das im Ausgangszustand vorliegende, rein austenitische Gefüge der untersuchten Werkstoffe war paramagnetisch. Bedingt durch die im kryogenen Drehprozess sowie bei der kryogenen Vorverformung (Charge B2V) auftretende Phasentransformation von γ -Austenit in α' -Martensit kam es zu einer Erhöhung der Permeabilität. Die Änderungen der Permeabilität wurden mithilfe des Messgeräts Feritscope FMP30 mit einer Magnetsonde des Typs EGAB 1.3 der Fa. Fischer detektiert. Hierzu wurde die Magnetsonde mit ihrem Messsondenpol auf der Werkstückoberfläche platziert (siehe Abbildung 4-11a). Eine stromdurchflossene Spule innerhalb der Messsonde erzeugte ein magnetisches Feld, dessen Feldlinien bis zu einer Tiefe von ca. 3,5 mm durch die Werkstückrandzone flossen. Das Magnetfeld trat in Wechselwirkung mit den ferromagnetischen Phasenanteilen (hier: α' -Martensit) und induzierte eine Spannung in einer zweiten Spule, welche das Messsignal darstellte und linear in den ferromagnetischen Phasenanteil umgerechnet werden konnte (FE-%). Ferromagnetische Phasen im oberflächennahen Randbereich haben höhere Auswirkungen auf das Messsignal als solche, welche in größerem Abstand von der Oberfläche vorliegen. Die Umrechnung des Messsignals in den α' -Martensitgehalt geschah über einen von TALONEN et al. [Talo04] experimentell ermittelten Umrechnungsfaktor von 1,7. Die Krümmung der Werkstückoberfläche wurde mit einem weiteren linearen Korrekturfaktor von 1,036 berücksichtigt, welcher vom Messgerätehersteller vorgegeben wurde [Fisc08].

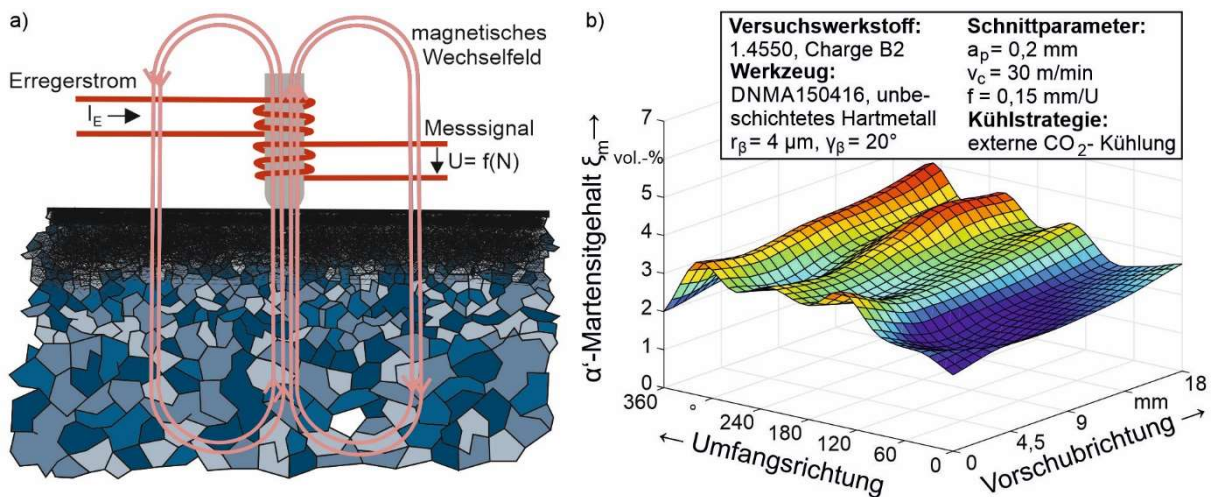


Abbildung 4-11: a) Schematische Darstellung der magnetinduktiven Messung des α' -Martensitgehaltes; b) Martensitverteilung in der Werkstückrandzone

Nach dem kryogenen Drehen wurde in Vorschubrichtung an fünf Messpunkten mit einem Abstand von 4,5 mm und in Umfangsrichtung an jeweils acht Messpunkten in einem Abstand von 45° der α' -Martensitgehalt gemessen. Zur statistischen Absicherung wurden an jedem Messpunkt fünf Messungen durchgeführt. Das hieraus entstehende Messraster mit 5×8 Messpunkten ermöglichte es, die Verteilung des α' -Martensits an der Werkstückoberfläche zu untersuchen (siehe Abbildung 4-11b). Um den Einfluss der Einstell- und Prozessgrößen auf die verformungsinduzierte Martensitbildung zu untersuchen, wurden von den drei Werkstücken eines Versuchspunktes die Messergebnisse der jeweils 40 Messpunkte (200 Einzelmessungen) gemittelt, um einen repräsentativen α' -Martensitgehalt zu bestimmen.

Zwar eignen sich die magnetinduktiv ermittelten α' -Martensitgehalte ξ_m , um einzelne Versuchspunkte miteinander zu vergleichen, da es sich hierbei jedoch um ein integrales Messverfahren handelt, lassen sich keine Aussagen zum exakten Phasenanteil $f^{\alpha'}$ des α' -Martensits oder zur Transformationstiefe treffen. Weiterhin lässt sich der paramagnetische ε -Martensit durch dieses Messverfahren nicht detektieren. Um die Phasenverteilung hinsichtlich dieser Punkte genau zu bestimmen, wurden am WKK der TU Kaiserslautern an ausgewählten Versuchswerkstücken röntgendiffraktometrische Messungen (XRD) durchgeführt. Hierzu wurde das Röntgendiffraktometer des Typs Empeyrean der Fa. PANalytic verwendet, welches eine minimale Winkelauflösung von $\Theta = 0,0001^\circ$ aufweist. Zum Einsatz kam eine $\text{Cu-K}\alpha_1$ -Strahlung mit einer Wellenlänge von $1,546 \text{ \AA}$ bei einer Stromstärke von 40 mA und einer Spannung von 40 kV. Die Probenoberfläche wurde auf einem Messfeld von $1,5 \text{ mm} \cdot 1,5 \text{ mm}$ mit einer Scangeschwindigkeit von $0,004 \text{ }^\circ/\text{s}$ vermessen. Die Phasenanteile wurden mittels Rietveld-Analyse [Youn93] bestimmt, wobei der mittlere relative Fehler zwischen 1-3 % liegt [Bish88, Torr03]. Zudem wurden anhand der Diffraktionspeaks der (220)-Ebene des γ -Austenits mit der $\sin^2\psi$ -Methode [Mach61] die axialen Eigenspannungen ersten Grades ermittelt. Im Anschluss wurden die Proben elektrolytisch poliert und anschließend eine neue Messung durchgeführt. Durch mehrere Iterationen wurden so Tiefenprofile der einzelnen Phasenanteile und der axialen Eigenspannungen bis zu einem maximalen Abstand von der Oberfläche von 150-163 μm erstellt. Aufgrund des hohen Aufwandes wurde diese Charakterisierungsmethode nur an ausgewählten Versuchswerkstücken in Kapitel 7 angewandt.

Weiterhin wurde zur Untersuchung der Transformationstiefe, der Verteilung des α' -Martensits sowie zur Bewertung der plastischen Deformation der Werkstückrandzone metallographische Schlitte angefertigt. Die Querschliffe wurden nach einem Vorschubweg von 10 mm in Höhe der Thermolemente entnommen (vgl. Abbildung 4-9b). Die Proben wurden in Epoxidharz eingebettet und mit Siliziumkarbidschleifpapier mit den Körnungen 1200 bis 4000 geschliffen. Um eine verformungsinduzierte Martensitbildung und somit die Entstehung von Präparationsartefakten während des Schleifens zu unterbinden, wurde dem Schleifprozess in Anlehnung an KLEIN et al. [Klei19] kontinuierlich heißes Wasser zugeführt. Im Anschluss wurden die Schliffe mit Diamantsuspension mit den Partikelgrößen 3 μm und 1 μm poliert. Zur Kontrastierung des α' -Martensit wurde ein mit destilliertem Wasser verdünntes Beraha II-Ätzmittel (25 ml Wasser auf 50 ml Stammlösung) verwendet. Das Ätzmittel wurde über eine Dauer von 120 s bei Raumtemperatur durch Wischätzen aufgetragen. Die so präparierten Proben wurden am Lichtmikroskop Metallux 3 der Fa. Leitz untersucht. Ein exemplarischer Ausschnitt einer Werkstückrandzone ist in Abbildung 4-12a dargestellt. Um den α' -Martensitgehalt in der Werkstückrandzone zu quantifizieren, wurde ein Bildverarbeitungsalgorithmus nach MAYER et al. [Maye18a] verwendet (siehe Abbildung 4-12b). Der im kryogenen Drehprozess entstandene verformungsinduzierte α' -Martensit befindet sich bei den meisten Versuchspunkten in einem Bereich bis zu ca. 200-250 μm unterhalb der Werkstückoberfläche und ist in den mittels Beraha II kontrastierten Schliffbildern an der dunklen Färbung zu erkennen.

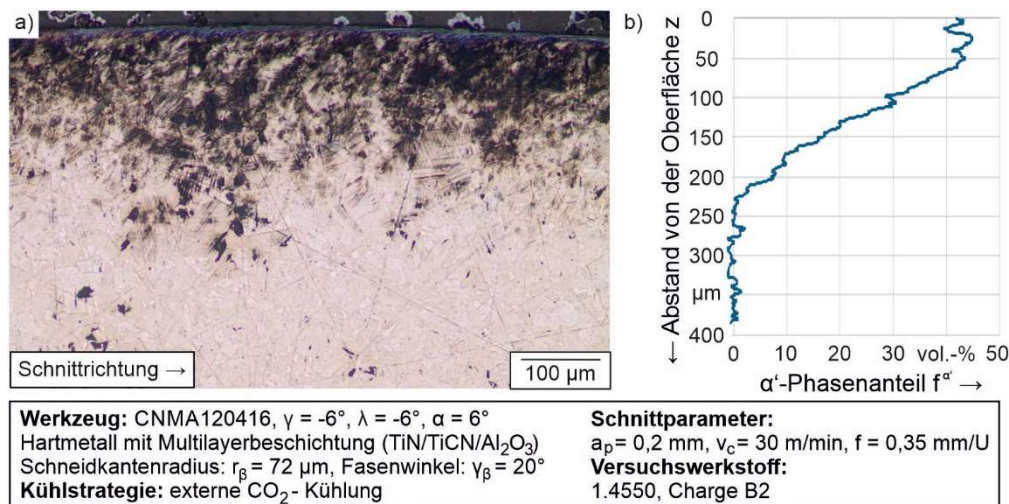


Abbildung 4-12: a) Werkstückrandzone des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 nach dem kryogenen Drehen; b) Quantifizierung des α' -Martensitgehalt; nach [Hotz19]

Der Zusammenhang zwischen dem integral gemessenen α' -Martensitgehalt ξ_m und dem mittels Farbätzung und Bilderkennung ermittelten mittleren Phasenanteil des α' -Martensit $f^{\alpha'}$ ist in Abbildung 4-13 dargestellt und lässt sich mit Gl. 4-9 quantifizieren.

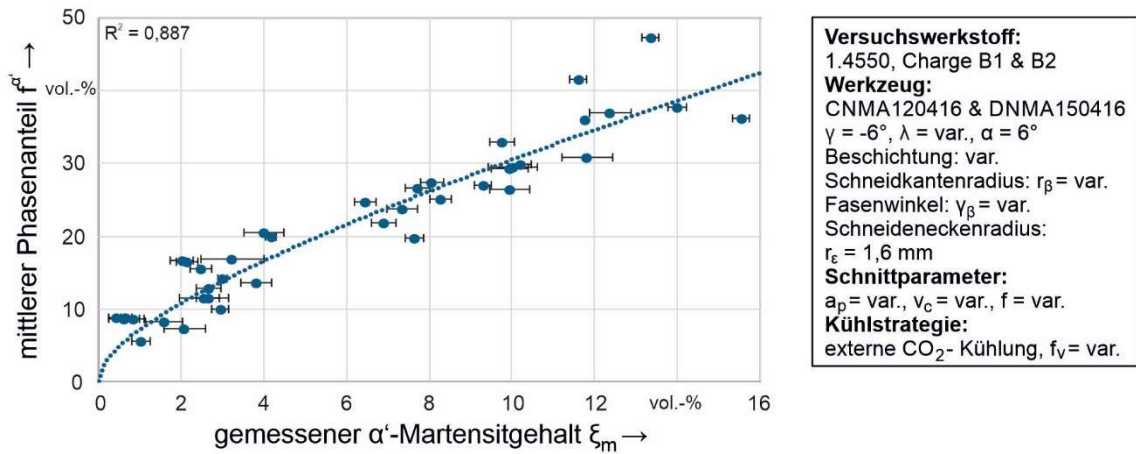


Abbildung 4-13: Zusammenhang zwischen integral gemessenem α' -Martensitgehalt ξ_m und mittlerem martensitischem Phasenanteil $f^{\alpha'}$ in der Werkstückrandzone

$$f^{\alpha'} = 5,86 \cdot \sqrt{\xi_m} + 1,17 \cdot \xi_m \quad (\text{Gl. 4-9})$$

Der mittlere Phasenanteil $f^{\alpha'}$ entspricht dem Mittelwert im Bereich von 10-200 μm unterhalb der Oberfläche. Die ersten 10 μm wurden aus der Berechnung ausgeschlossen, da es bedingt durch das Ätzmittel hier zu dunkelblauen Verfärbungen kommen kann (siehe Abbildung 4-12). Auf der anderen Seite wird das Gefüge kryogen gedrehter Werkstücke, welche eine nanokristalline Randschicht aufweisen (vgl. Abbildung 5-8 und Abbildung 5-20), in diesem Bereich nicht kontrastiert, obwohl dort möglicherweise ein hoher martensitischer Phasenanteil vorliegen kann. Die ermittelte Korrelation (vgl. Gl. 4-9 und Abbildung 4-13) ist eine Überlagerung einer linearen Funktion und einer Wurzelfunktion welche qualitativ in guter Übereinstimmung mit einer von TALONEN et al. [Talo04] präsentierten Übersicht verschiedener Feritscope-Kalibrierkurven steht. Zur Untersuchung des Einflusses der verschiedenen Einstellgrößen auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung werden dennoch die integral gemessenen α' -Martensitgehalte ξ_m angegeben, um die Vergleichbarkeit zum Stand der Technik zu gewährleisten.

Mikrohärte

Um die durch den kryogenen Drehprozess hervorgerufene Randschichtverfestigung bewerten zu können, wurde im Randbereich der Querschliffe die Mikrohärte gemessen. Hierzu wurde das Mikrohärteprüfgerät MicroMet 5100 der Fa. Bühler mit einem Vickers-Indenter nach DIN EN ISO 6507-1 verwendet [DIN18]. Die Prüfkraft betrug 10 gf (HV0,01; 98,1 mN) bei einer Prüfdauer von 10 s. Die Messungen wurden in einem Bereich von 20 μm bis 400 μm unterhalb der Oberfläche in 10 μm -Intervallen durchgeführt. Das Prüfmuster wurde so angeordnet, dass zwischen den Messabdrücken ein Abstand von 30 μm vorlag, um eine Beeinflussung des Messergebnisses durch Kaltverfestigung des umliegenden Werkstoffgefüges zu verhindern. Zur statistischen Absicherung wurden zu jedem Abstand vom Randbereich insgesamt drei Messungen durchgeführt, wobei die drei Messpunkte in Umfangsrichtung um 120° versetzt waren. Die entstehenden Mikrohärteprofile (siehe Abbildung 4-14) können durch Regressionen auf Basis der GAUß'schen Verteilungsfunktion beschrieben werden (vgl. Gl. 4-10).

$$HV_{0,01}(z) = HV_{0,01} + a \cdot e^{-b \cdot z^2} \quad (\text{Gl. 4-10})$$

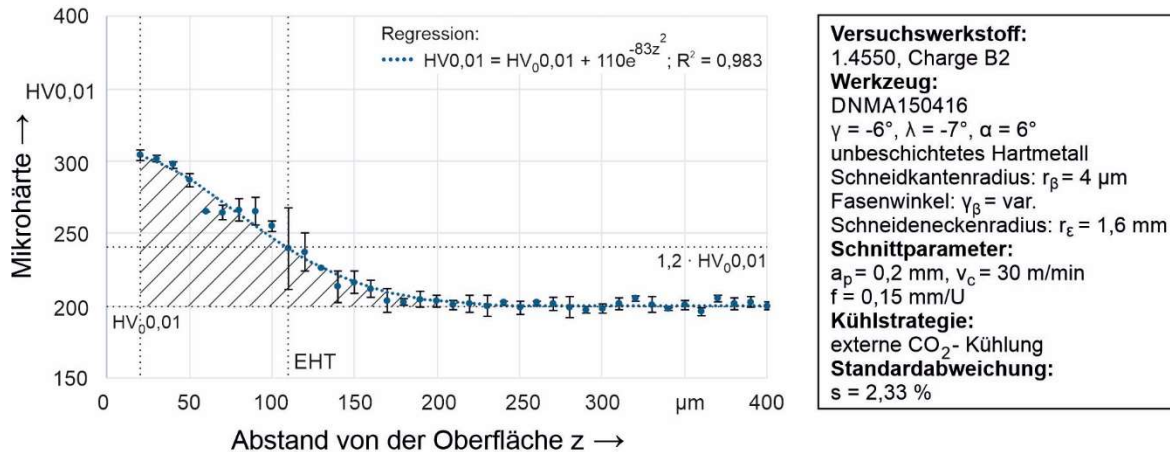


Abbildung 4-14: Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone

Hierbei entspricht $HV_{0,01}$ der Mikrohärtigkeit des unbeeinflussten Grundgefüges und die Variable z entspricht dem Abstand von der Oberfläche. Die Parameter a und b wurden variiert, um die Regression nach der Methode der kleinsten Quadrate an die Messdaten zu fitten. Der Parameter a beschreibt die Differenz zwischen der Ausgangsmikrohärtigkeit $HV_{0,01}$ und der maximalen Mikrohärtigkeit $HV_{\text{max},0,01}$. In der Regel wurde die maximale Mikrohärtigkeit am Messpunkt $z = 20 \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche gemessen. Von diesem Punkt aus wurde zunächst ein progressiver, dann degressiver Mikrohärtigkeitsabfall bis zur Annäherung an die Ausgangsmikrohärtigkeit $HV_{0,01}$ festgestellt. Der Exponent b bestimmt die Steigung der Regression und folglich auch die Einhärtetiefe. Die Einhärtetiefe wurde definiert als der Abstand von der Oberfläche, an dem die Mikrohärtigkeit 120 % der Ausgangsmikrohärtigkeit $HV_{0,01}$ entspricht (siehe Abbildung 4-14). Beim Vergleichen mehrerer Mikrohärtigkeitsprofile wurden aufgrund der hohen Anzahl an Messdaten und der teils nur geringen Unterschiede in den Mikrohärtigkeitsprofilen zur besseren Übersicht nur die Regressionen und nicht die Messdaten abgebildet. Hierbei wurden neben der mittleren empirischen Standardabweichung s zur Quantifizierung der Messwertstreuung auch das Bestimmtheitsmaß R^2 zur Bewertung der Regressionsgüte angegeben.

Oberflächentopographie

Neben einer hohen Randschichthärtigkeit sind bei den meisten technischen Anwendungen auch Werkstückoberflächen mit niedriger Rauheit wünschenswert. Die Rauheiten der gedrehten Oberflächen wurden im Tastschnittverfahren nach DIN EN ISO 4288 [DIN98] mit dem mobilen Rauheitstaster Marsurf M300 der Fa. Mahr ermittelt. Die Abtastung der Werkstückoberfläche erfolgte in Vorschubrichtung mit einer Tastspitze mit $4 \mu\text{m}$ Durchmesser. Zur statistischen Absicherung wurde die Rauheit an jeder Probe fünfmal in variierender Umfangsposition gemessen. Zur vergleichenden Bewertung verschiedener Versuchspunkte wurde die gemittelte Rautiefe R_z herangezogen, welche zudem mit der theoretischen kinematischen Rautiefe $R_{t,\text{kin}}$ verglichen wurde. Zur qualitativen Charakterisierung der Oberflächentopographie wurden die Werkstückoberflächen am Rasterelektronenmikroskop XL 40 der Fa. Philips und am Konfokalmikroskop $\mu\text{Surf explorer}$ der Fa. Nanofocus untersucht.

5 Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss des Werkstoffs und der Werkzeugeigenschaften

5.1 Einfluss des Werkstoffs auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie

Um die Auswirkungen einer basierend auf chargenbedingten Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung variierenden Austenitstabilität auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie zu analysieren, wurden fünf verschiedene Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 (vgl. Tabelle 4-1 und Tabelle 4-2) mit ansonsten konstanten Einstellgrößen kryogen gedreht. Referenzversuche wurden am austenitischen Stahl 1.4539 durchgeführt, welcher eine sehr hohe Austenitstabilität aufweist und bei welchem daher keine verformungsinduzierte Martensitbildung während des kryogenen Drehens erwartet wurde. Weiterhin wurde die Charge B2 des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 nach einer kryogenen Vorverformung und somit mit einem hohen initialen α' -Martensitgehalt und höherer Ausgangsmikrohärte gedreht, um die Möglichkeit einer kombinierten Randschichtverfestigung zu untersuchen. Die Schnittparameter ($v_c = 30$ m/min, $a_p = 0,2$ mm, $f_2 = 0,35$ mm/U), die werkzeugspezifischen Einstellgrößen (CNMA120416, $r_\beta = 72$ μ m, $K \approx 1$, $\gamma_\beta = 20^\circ$, Multilayerbeschichtung) und die Kühlstrategie (externe CO₂-Kühlung, siehe Kapitel 4.3) wurden bei allen Versuchen konstant gehalten.

5.1.1 Chemische Zusammensetzung¹

Die während des kryogenen Drehens des stabilen austenitischen Stahls 1.4539 und der fünf Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 gemessenen Prozesskräfte sind nahezu identisch (siehe Abbildung 5-1), was auf ähnliche mechanischen Eigenschaften zurückzuführen ist (vgl. Tabelle 4-2). Bei Drehen der Chargen B3 und B5, welche die niedrigste Ausgangsmikrohärte aufwiesen, wurden marginal niedrigere Prozesskräfte gemessen.

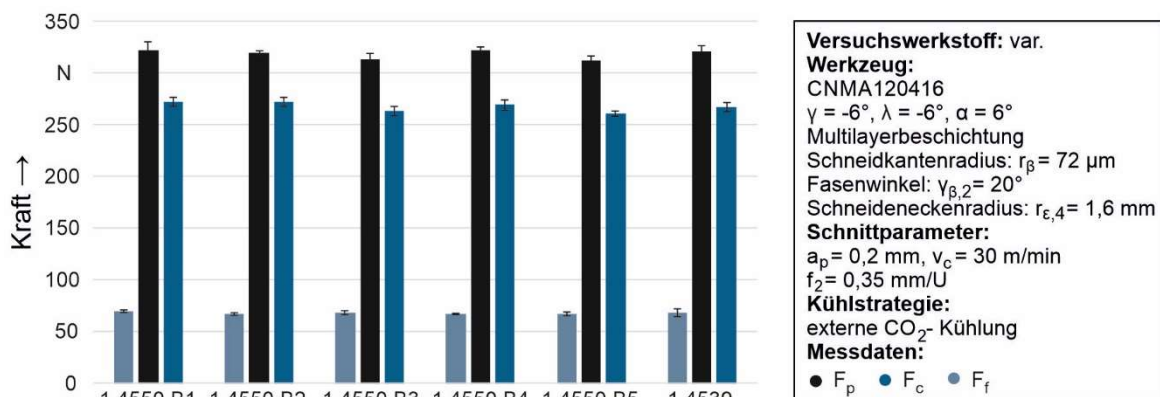


Abbildung 5-1: Prozesskräfte beim kryogenen Drehen verschiedener austenitischer Stähle

Die Schnitttiefe ist mit $a_p = 0,2$ mm geringer als der Schneideneckenradius $r_{\epsilon,4} = 1,6$ mm. Bei der Zerspanung war folglich nur die Schneidenecke und nicht die Hauptschneide im Eingriff.

¹ Die Inhalte dieses Kapitels wurden vorab veröffentlicht:

[Hotz17] Hotz, H.; Kirsch, B.; Mayer, P.; Becker, S.; von Harbou, E.; Boemke, A.; Skorupski, R.; Smaga, M.; Müller, R.; Beck, T.; Aurich, J. C.: Surface integrity of cryogenic turned austenitic stainless steels AISI 347 and AISI 904L. In: 7. WGP-Jahreskongress Aachen, 5.-6. Oktober 2017, Apprimus Wissenschaftsverlag, Aachen (2017), S. 473-480.
 [Kirs19] Kirsch, B.; Hotz, H.; Müller, R.; Becker, S.; Boemke, A.; Smaga, M.; Beck, T.; Aurich, J.C.: Generation of deformation-induced martensite when cryogenic turning various batches of the metastable austenitic steel AISI 347. Production Engineering – Research and Development 13 (2019), S. 343-350.

Hieraus resultiert ein sichelförmiger Spannungsquerschnitt (siehe Abbildung 4-6b). Innerhalb des gesamten Spannungsquerschnitts liegen, bedingt durch die Geometrie des Drehhalters und die Fase an der Schneidkante, stark negative, effektive Spanwinkel $\gamma_{\text{eff}} \leq -26^\circ$ vor. Im Bereich der Schneidkantenverrundung kommt es zu einer weiteren Reduktion des Spanwinkels. Beim Unterschreiten des kritischen Spanwinkels (γ_{eff} bei h_{min}) findet keine Zerspanung mehr statt und das Material wird unter der Schneidkante hindurchgedrückt. Aufgrund des sichelförmigen Spannungsquerschnittes wirkt hierbei vornehmlich eine Kraft in Richtung der Passivkraft und nur in sehr geringem Ausmaß in Richtung der Vorschubkraft. Daher ist bei allen Versuchen die Passivkraft deutlich größer als die Vorschubkraft.

Die während des kryogenen Drehens gemessenen Oberflächentemperaturen T_{OF} sind in Abbildung 5-2 dargestellt. Die Temperatur beim Drehen des stabilen austenitischen Stahls 1.4539 ist signifikant höher als beim Drehen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550, was mit der unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeit begründet werden kann ($\lambda_{\text{W},1.4539} = 11,75 \text{ W/mK}$; $\lambda_{\text{W},1.4550} = 16 \text{ W/mK}$ [Gran12]). Da die Prozesskräfte beim Drehen der verschiedenen Werkstoffe ähnlich sind (siehe Abbildung 5-1), ist auch davon auszugehen, dass die in der primären Scherzone nahezu adiabatisch in Wärme umgewandelte mechanische Energie ebenfalls annähernd gleich ist. Weiterhin weisen die ähnlichen Prozesskräfte auch auf vergleichbare Reibung und somit auf ebenfalls ähnliche Wärmeentstehung an den sekundären Scherzonen hin. Die beim Drehen in Summe entstandene Wärme ist somit ähnlich, kann jedoch beim stabilen austenitischen Stahl aufgrund der niedrigeren Wärmeleitfähigkeit schlechter aus der Kontaktzone abgeführt werden. Beim metastabilen Stahl 1.4550 kann die Wärme besser abgeführt werden, sich im Werkstück verteilen und über die Spannbacken abgeführt werden, woraus folglich niedrigere Temperaturen an der Werkstückoberfläche resultieren. Bei den verschiedenen Chargen des metastabilen Stahl 1.4550 liegen die gemessenen Temperaturunterschiede im Bereich der Standardabweichung, da die Wärmeentstehung ähnlich war und auch von einer ähnlichen Wärmeleitfähigkeit ausgegangen werden kann. Die gemessenen Oberflächentemperaturen liegen bei allen Werkstoffen mindestens 90 K oberhalb ihrer Martensitstarttemperatur M_s (siehe Tabelle 4-2), sodass eine rein thermisch induzierte Martensitbildung während des kryogenen Drehens ausgeschlossen werden kann.

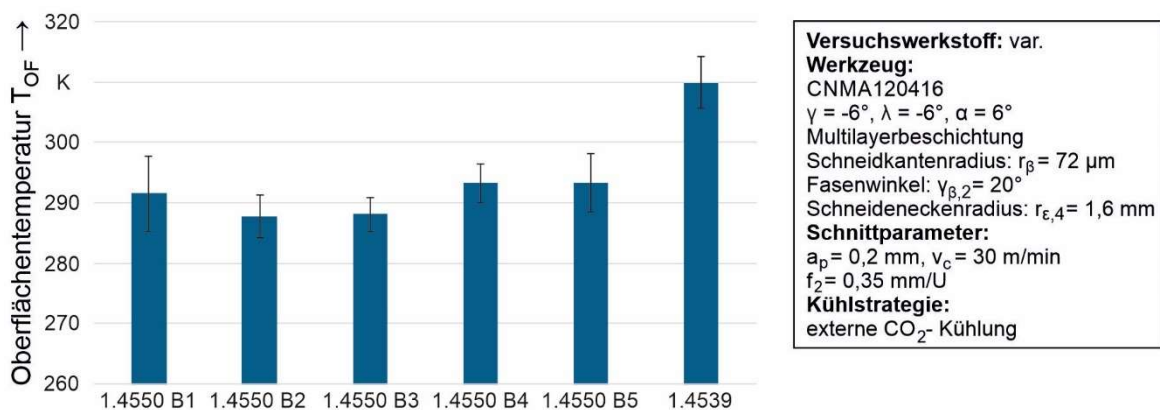


Abbildung 5-2: Oberflächentemperatur beim kryogenen Drehen verschiedener austenitischer Stähle

Durch magnetinduktive Messungen konnten in der Werkstückrandzone des stabilen austenitischen Stahls 1.4539 nach dem kryogenen Drehen keine ferromagnetischen Phasenanteile festgestellt werden. Eine verformungsinduzierte Martensitbildung von γ -Austenit in α' -Martensit

kann somit ausgeschlossen werden, was auf die hohe Austenitstabilität dieses Werkstoffs zurückzuführen ist. Ergänzende Messungen mittels XRD (durchgeführt am WKK) bestätigen die Abwesenheit von α' -Martensit und konnten weiterhin ebenfalls die Bildung des paramagnetischen ε -Martensits ausschließen [Hotz17]. Nach dem kryogenen Drehen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 konnte in jeder der fünf Chargen verformungsinduzierter α' -Martensit festgestellt werden. Die mittels magnetinduktiver Messung ermittelten α' -Martensitgehalte ξ_m der verschiedenen Chargen sind in Abbildung 5-3 dargestellt. Trotz annähernd identischer thermomechanischer Last (siehe Abbildung 5-1 und Abbildung 5-2) zeigen sich teilweise signifikante Unterschiede im α' -Martensitgehalt. Die Messergebnisse der verschiedenen Chargen sind in Abhängigkeit ihrer nach Gl. 2-2 berechneten M_{d30} -Temperatur aufgetragen. Eine höhere M_{d30} -Temperatur ist gleichbedeutend mit einer niedrigeren Austenitstabilität hinsichtlich verformungsinduzierter Martensitbildung. Folglich wurden mit steigender M_{d30} -Temperatur bei gleichbleibender thermomechanischer Last höhere α' -Martensitgehalte erwartet. Dieser erwartete Trend wird im Allgemeinen durch die Messergebnisse bestätigt, aufgrund der hohen Streuung lässt sich der Zusammenhang zwischen M_{d30} -Temperatur und α' -Martensitgehalt jedoch nicht mit einer Regression beschreiben. Eine Erhöhung der Datenbasis durch das kryogene Drehen weiterer Chargen mit deutlich unterschiedlicher M_{d30} -Temperatur könnte eine quantitative Modellierung ermöglichen. Auffällig ist, dass Charge B1 nach Gl. 2-2 eine ähnliche Austenitstabilität aufweist wie B2 und B4, jedoch einen signifikant höheren α' -Martensitgehalt aufweist. Das zeigt, dass der Anteil des beim kryogenen Drehen erzeugten α' -Martensits nicht alleine auf Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung zurückzuführen ist. Weiterhin weisen die fünf Chargen einen vergleichbaren mittleren Korndurchmesser auf (siehe Tabelle 4-2), sodass ein Einfluss der Korngrößen auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung auch weitestgehend ausgeschlossen werden kann. Eine mögliche Ursache für die gemessenen Chargenschwankungen könnte neben den Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung auch eine variierende Ausprägung von Werkstoffdefekten (bspw. Versetzungen) im Ausgangszustand sein.

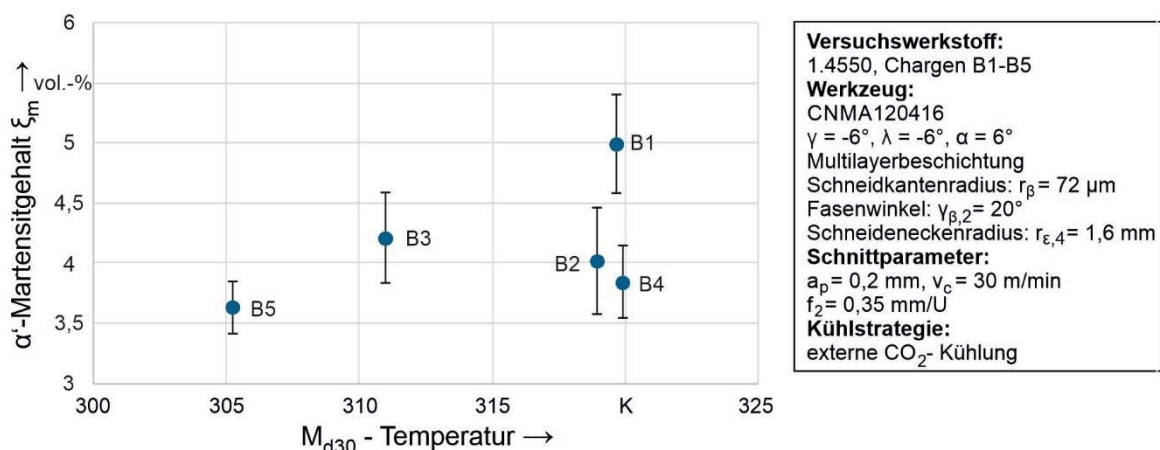


Abbildung 5-3: Martensitgehalt verschiedener metastabiler austenitischer Stähle nach dem kryogenen Drehen in Abhängigkeit der M_{d30} -Temperatur

Die nach dem kryogenen Drehen ermittelten Mikrohärtprofile der verschiedenen Werkstoffe sind in Abbildung 5-4 zu sehen. Bei allen Werkstoffen lässt sich in der Werkstückrandzone ein Anstieg der Mikrohärtigkeit feststellen. Die Randschichtverfestigung beim stabilen austenitischen Stahl 1.4539 ist, da nach dem Drehen keine Phasentransformation festgestellt wurde, lediglich auf Kaltverfestigungsmechanismen zurückzuführen. Beim metastabilen austenitischen Stahl

1.4550 resultiert die Randschichtverfestigung aus einer Überlagerung von Kaltverfestigungsmechanismen und verformungsinduzierter Martensitbildung.

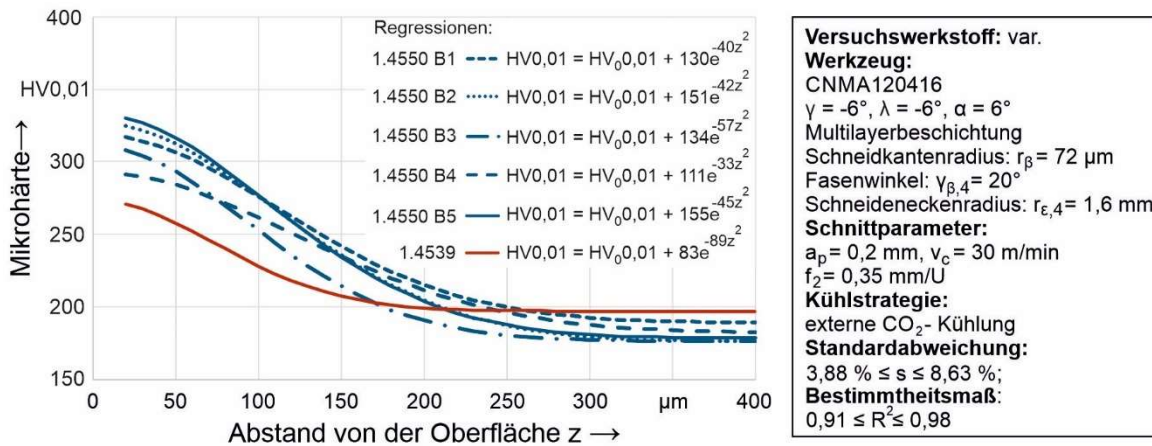


Abbildung 5-4: Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone verschiedener austenitischer Stähle

Obwohl die Mikrohärtigkeit im unbeeinflussten Werkstoffgefüge der metastabilen austenitischen Stähle niedriger ist als die Ausgangsmikrohärtigkeit des stabilen austenitischen Stahls 1.4539, weisen alle fünf Chargen eine höhere maximale Mikrohärtigkeit auf. Die prozentuale Änderung der Mikrohärtigkeit (bezogen auf maximale Mikrohärtigkeit $HV_{\text{max}0,01}$ und Ausgangsmikrohärtigkeit $HV_{0,01}$ im unbeeinflussten Grundgefüge) ist somit beim metastabilen 1.4550 mit durchschnittlich 75,2 % höher als beim stabilen 1.4539 mit 47 % (siehe Abbildung 5-5a).

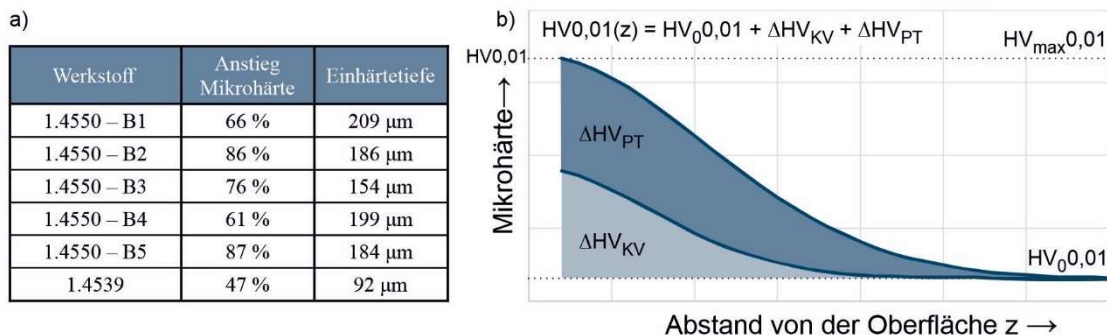


Abbildung 5-5: a) Parameter zur Quantifizierung der Randschichtverfestigung; b) schematische Darstellung des Beitrags der Verfestigungsmechanismen am Anstieg der Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone von kryogen gedrehten metastabilen austenitischen Stählen

Der höhere Anstieg der Mikrohärtigkeit beim kryogenen Drehen der metastabilen austenitischen Stähle ist auf die Überlagerung der Verfestigungsmechanismen zurückzuführen, da hier sowohl Kaltverfestigungsmechanismen (ΔHV_{KV}), als auch die verformungsinduzierte Martensitbildung (ΔHV_{PT}) zum Anstieg der Mikrohärtigkeit beitragen. Die Superposition der Verfestigungsmechanismen nach Gl. 2-12 ist in Abbildung 5-5b schematisch dargestellt. Weiterhin ist die Einhärtetiefe beim metastabilen 1.4550 mit 186 μm im Schnitt doppelt so hoch wie beim stabilen 1.4539 mit 92 μm. Die martensitische Phase liegt in der Werkstückrandzone bis zu einem Abstand von ca. 200-250 μm vor (siehe Abbildung 4-12) und führt in diesem Bereich zu einer Erhöhung der Mikrohärtigkeit, wobei der lokale Mikrohärtigkeitsanstieg vom lokalen α' -Phasenanteil $f^{\alpha'}$ abhängt (vgl. Gl. 2-13). Die geringere Einhärtetiefe am kryogen gedrehten, stabilen austenitischen Stahl 1.4539 impliziert, dass die Kaltverfestigung eine niedrigere Tiefenwirkung (ca.

100-150 μm) aufweist als die verformungsinduzierte Martensitbildung beim metastabilen austenitischen Stahl 1.4550. Dies könnte darauf zurückgeführt werden, dass in größerem Abstand von der Oberfläche, wo während des Drehens rein elastische Verformung vorliegt, spannungsinduzierte α' -Martensitbildung auftreten kann (vgl. Abbildung 2-2b), jedoch keine Versetzungsbewegung und folglich keine Kaltverfestigung stattfindet.

Da gemäß Gl. 2-13 mit steigendem α' -Martensitgehalt eine höhere Mikrohärt einhergeht und bei kryogen gedrehten, metastabilen austenitischen Stählen eine höhere Randschichtverfestigung beobachtet wurde als beim stabilen austenitischen Stahl 1.4539 (siehe Abbildung 5-4 und Abbildung 5-5a), wäre eine Korrelation zwischen gemessenem α' -Martensitgehalt und der Änderung der Mikrohärt zu erwarten. Bei den fünf Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 mit variierendem α' -Martensitgehalt konnte jedoch keine eindeutige Korrelation in Abhängigkeit vom maximalen Mikrohärtanstieg (siehe Abbildung 5-6a) oder von der Einhärttiefe (siehe Abbildung 5-6b) festgestellt werden. Dies kann auf eine Überlagerung verschiedener Ursachen zurückgeführt werden: Messungenauigkeiten sowohl bei der Mikrohärt- als auch bei der magnetinduktiven Messung können die Ergebnisse verfälschen (siehe Standardabweichungen in Abbildung 5-6). Weiterhin ist die integrale Messung des α' -Martensitgehaltes nur bedingt dazu geeignet, lokale Materialeigenschaften wie bspw. die maximale Mikrohärt oder die Einhärttiefe vorherzusagen. Ortsabhängige Messungen des α' -Martensitgehaltes bspw. mittels XRD sind hierzu besser geeignet, da auch die α' -Martensitverteilung in Abhängigkeit vom Abstand von der Oberfläche berücksichtigt werden kann und es zudem möglich ist, ε -Martensit zu detektieren, welcher ebenfalls die mechanischen Eigenschaften beeinflusst. Letztlich könnten in den unterschiedlichen Chargen neben der Bildung von ε -Martensit auch unterschiedlich ausgeprägte Kaltverfestigungsmechanismen, wie bspw. eine unterschiedliche Affinität zur Zwillingbildung aufgrund variierender Versetzungsdichte oder Stapelfehlerenergie, die Mikrohärt beeinflussen.

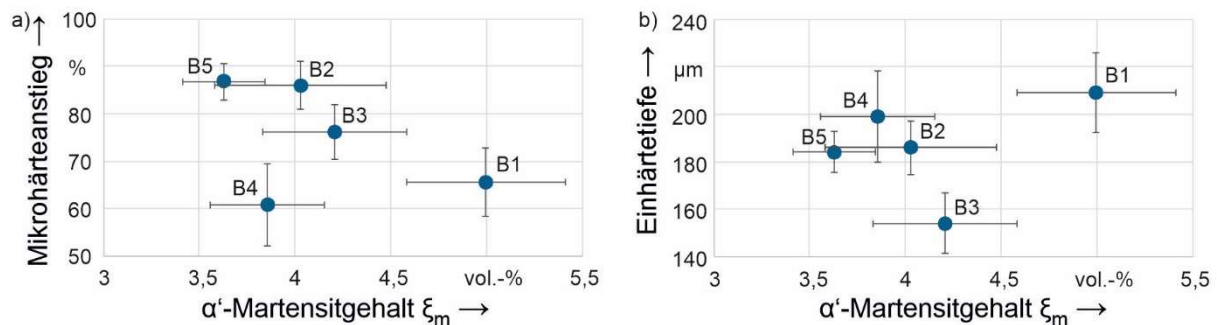


Abbildung 5-6: Korrelation zwischen Martensitgehalt und a) prozentualem Anstieg der Mikrohärt, b) Einhärttiefe

Trotz der Unterschiede in der Austenitstabilität und der damit einhergehenden unterschiedlichen α' -Martensitgehalte kann beim kryogenen Drehen der metastabilen austenitischen Stähle durch die Überlagerung der Verfestigungsmechanismen eine robuste Randschichtverfestigung realisiert werden, welche deutlich stärker ausgeprägt ist als beim phasenstabilen austenitischen Stahl 1.4539. Die Robustheit gegenüber chargenbedingten Unterschieden der Werkstoffe gilt jedoch nur innerhalb des untersuchten Versuchsrahmens (verschiedene Chargen 1.4550 mit $305 \text{ K} \leq M_{d30} \leq 320 \text{ K}$). Bei stärker abweichender chemischer Zusammensetzung könnte es, insbesondere bei geringfügig ausgeprägter verformungsinduzierter Martensitbildung infolge höherer Austenitstabilität, auch zu niedrigeren Anstiegen der Mikrohärt kommen.

Aufgrund des hohen Vorschubes von $f_2 = 0,35 \text{ mm/U}$ wird die Oberflächentopographie maßgeblich durch die Kinematik des Drehprozesses bestimmt, wohingegen Ploughingeffekte eine untergeordnete Rolle einnehmen. Die gemessene, gemittelten Rautiefe R_z ist bei den sechs untersuchten austenitischen Stählen ähnlich ($9,21 \mu\text{m} \leq R_z \leq 10,24 \mu\text{m}$) und liegt im Bereich der theoretischen kinematischen Rautiefe ($R_{t,kin} = 9,57 \mu\text{m}$).

5.1.2 Werkstoffvorbehandlung²

Nach der kryogenen Vorverformung weist der metastabile austenitische Stahl (B2V) mit $281 \pm 7,4 \text{ HV}_{0,01}$ eine deutlich höhere Mikrohärtigkeit auf als im lösungsgeglühten Zustand (B2, $194 \pm 11,4 \text{ HV}_{0,01}$). Dieser Mikrohärtigkeitanstieg ist auf den hohen α' -Martensitgehalt von $\xi_m = 33,5 \pm 4,6 \text{ vol.-%}$ sowie auf Kaltverfestigungsmechanismen zurückzuführen. Trotz der 45 % höheren Mikrohärtigkeit sind die Prozesskräfte beim kryogenen Drehen nur geringfügig höher (siehe Abbildung 5-7a). Die kryogene Vorverformung führt zu einem Anstieg der Vorschubkraft F_f um 18 % und einer Erhöhung der Passivkraft F_p um 7 %. Die Änderung der Schnittkraft F_c liegt mit 3 % im Bereich der Standardabweichung.

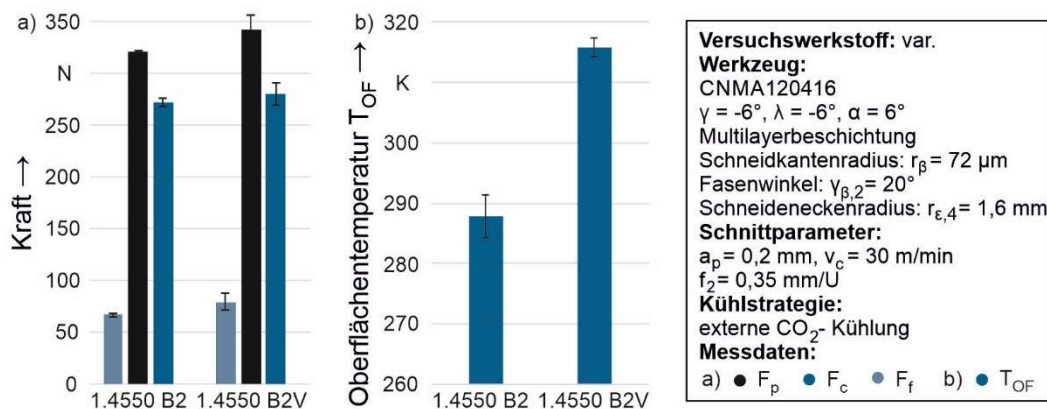


Abbildung 5-7: a) Prozesskräfte und b) Oberflächentemperatur beim kryogenen Drehen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 im lösungsgeglühten Zustand (B2) und nach kryogener Vorverformung (B2V)

Trotz nur geringfügig höherer Prozesskräfte wurden beim kryogenen Drehen des vorverformten Materials deutlich höhere Oberflächentemperaturen gemessen (siehe Abbildung 5-7b). Die höheren Temperaturen können hierbei nicht mit unterschiedlicher Wärmeleitfähigkeit begründet werden, da die chemische Zusammensetzung der beiden Werkstoffe gleich ist und beim kryogen vorverformten 1.4550 B2V aufgrund der umfangreichen Phasentransformation im Vergleich zum rein austenitischen 1.4550 B2 eine höhere Wärmeleitfähigkeit erwartet werden kann. Weiterhin ist aufgrund der ähnlichen Schnittkräfte eine ähnliche Wärmeentstehung in der primären Scherzone zu erwarten. Eine mögliche Begründung lässt sich in den höheren Passivkräften finden. Die höheren Passivkräfte beim Drehen des kryogen vorverformten 1.4550 B2V führten zu vermehrter Reibung zwischen Freifläche und Werkstück, was zu einer vermehrten Wärmeentstehung an der neu erzeugten Werkstückoberfläche und folglich zu höheren Oberflächentemperaturen führte.

² Die Inhalte dieses Kapitels wurden vorab veröffentlicht:

[Hotz19] Hotz, H.; Kirsch, B.; Becker, S.; Müller, R.; Aurich, J. C.: Combination of cold drawing and cryogenic turning for modifying surface morphology of metastable austenitic AISI 347 steel. In: Journal of Iron and Steel Research International 26/11 (2019), S. 1188-1198.

Nach dem kryogenen Drehen lässt sich in der Werkstückrandzone der kryogen vorverformten Werkstücke (B2V) eine ausgeprägte nanokristalline Randschicht beobachten (siehe Abbildung 5-8a). Diese variierte bei den drei Proben dieses Versuchspunktes sowie in Vorschub- und Umfangsrichtung in ihrer Schichtdicke von ca. 10 μm bis zu ca. 35 μm . Mittels lichtmikroskopischer Untersuchung konnte keine ausgeprägte nanokristalline Randschicht bei den kryogen gedrehten, lösungsgeglühten Werkstücken (B2) festgestellt werden. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von BOEMKE et al. [Boem18] an FIB (focused ion beam)-Schnitten von mit gleichen Einstellgrößen kryogen gedrehten VHCF-Ermüdungsproben des lösungsgeglühten metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 B2 und des stabilen austenitischen Stahls 1.4539 ergaben eine Schichtdicke von ca. 10 μm . Da beim Drehen des lösungsgeglühten und des kryogen vorverformten metastabilen austenitischen Stahl die gleichen Einstellgrößen verwendet wurden, sind die Unterschiede in der nanokristallinen Randschicht auf die mit der kryogenen Vorbehandlung einhergehenden, mikrostrukturellen Unterschiede zurückzuführen. Unmittelbar unterhalb der nanokristallinen Randschicht ähnelt das Gefüge dem des Ausgangszustandes nach der kryogenen Vorverformung (vgl. Abbildung 4-1c und siehe Abbildung 5-8a). Die plastische Deformation in Schnittrichtung ist im Gefüge unterhalb der nanokristallinen Randschicht geringfügiger ausgeprägt als beim kryogen gedrehten, lösungsgeglühten 1.4550 B2 (siehe Abbildung 4-12a). Dies lässt sich damit begründen, dass zusammen mit der höheren Mikrohärtigkeit des kryogen vorverformten Materials vermutlich auch eine höhere zur plastischen Deformation benötigten Fließspannung einhergeht. Trotz etwas höherer Prozesskräfte (siehe Abbildung 5-7a) findet daher in der Werkstückrandzone, mit Ausnahme des Bereiches der nanokristallinen Randschicht, in geringerem Ausmaß plastische Deformation statt.

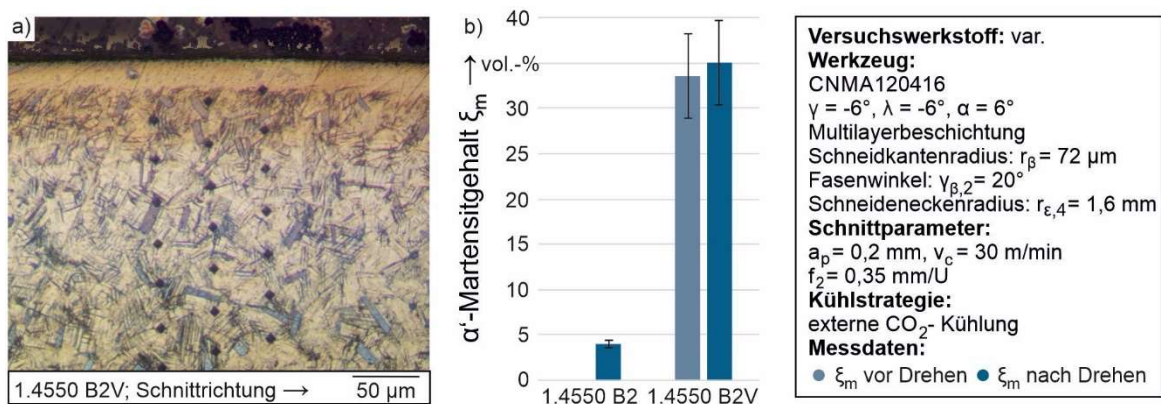


Abbildung 5-8: a) Werkstückrandzone des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 nach kryogener Vorverformung (B2V) und kryogenem Drehen; b) Martensitgehalt vor und nach dem kryogenen Drehen

Die magnetinduktiven Messungen (siehe Abbildung 5-8b) ergeben beim kryogen vorverformten, metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 B2V einen geringfügig höheren α' -Martensitgehalt nach dem kryogenen Drehen gegenüber des Ausgangszustands. Diese Änderungen liegen jedoch im Bereich der in diesem Fall vergleichsweise hohen Standardabweichung. Aus den Messungen mit dem Magnetsensor und den mit Beraha II Ätzmittel kontrastierten Schlibfbildern lässt sich schlussfolgern, dass während des kryogenen Drehens des 1.4550 B2V keine signifikante verformungsinduzierte α' -Martensitbildung stattfand, was auf eine Überlagerung verschiedener Einflüsse zurückgeführt werden kann: Zum einen wurden beim Drehen des 1.4550 B2V höhere Temperaturen gemessen (siehe Abbildung 5-2), was der verformungsindu-

zierten Phasentransformation entgegenwirkt. Zweitens war der α' -Martensitgehalt vor dem kryogenen Drehen aufgrund der kryogenen Vorverformung bereits sehr hoch ($\xi_m = 33,5$ vol.-%). Stranggießen führt in der Regel nicht zu einer homogenen Verteilung der chemischen Elemente im Ausgangsmaterial (siehe Abbildung 2-4). Aufgrund dieser Heterogenitäten in der chemischen Zusammensetzung und der Korngrößen weisen verschiedene austenitische Körner eine unterschiedliche Austenitstabilität auf. Es ist davon auszugehen, dass bei der kryogenen Vorverformung insbesondere die Körner mit geringerer Austenitstabilität in α' -Martensit umgewandelt wurden, während die austenitischen Körner mit höherer Austenitstabilität nach der Vorverformung noch ohne Phasenumwandlung als γ -Austenit vorlagen. Somit weist die nach der kryogenen Vorverformung verbleibende austenitische Matrix eine höhere durchschnittliche Austenitstabilität auf als die des lösungsgeglühten 1.4550 B2. Es ist weiterhin denkbar, dass die mit der kryogenen Vorverformung einhergehende Kornfeinung zu einer weiteren Erhöhung der Austenitstabilität geführt hat. Aufgrund dieser höheren Austenitstabilität in Überlagerung mit der höheren thermischen Belastung (siehe Abbildung 5-7b) bei nur geringfügig höheren mechanischen Belastungen (siehe Abbildung 5-7a) gab es keinen signifikanten Anstieg des verformungsinduzierten α' -Martensit im kryogen vorverformten 1.4550 B2V nach dem kryogenen Drehen.

Innerhalb der nanokristallinen Randschicht lassen sich aufgrund der hohen plastischen Verformung keine α' -Martensitnadeln mehr erkennen. Es liegt die Vermutung nahe, dass der martensitischen Phasenanteil in einem ähnlichen Bereich liegt wie im restlichen Gefüge ($f^{\alpha'} \approx \xi_m = 33,5$ vol.-%), da sowohl eine ausgeprägte Umwandlung von γ -Austenit in α' -Martensit aufgrund der oben genannten Gründe auch in diesem Bereich unwahrscheinlich erscheint, als auch die Temperatur für eine Rückumwandlung von α' -Martensit in γ -Austenit (≥ 650 K nach [Dryz14]) beim kryogenen Drehen vermutlich zu gering war.

Die kryogene Vorverformung führt aufgrund verformungsinduzierter α' -Martensitbildung ($\Delta HV_{PT,V}$) und Kaltverfestigung ($\Delta HV_{KV,V}$) zu einem Anstieg der Mikrohärtigkeit von $194 \pm 11,4$ HV_{0,01} auf $281 \pm 7,4$ HV_{0,01}. Nach dem kryogenen Drehen ist in der Werkstückrandzone ein weiterer Anstieg der Mikrohärtigkeit zu erkennen (siehe Abbildung 5-9). Da keine durch den kryogenen Drehprozess hervorgerufene verformungsinduzierte Martensitbildung beobachtet werden kann (siehe Abbildung 5-8), ist dieser Mikrohärtigkeitsanstieg vornehmlich auf weitere Kaltverfestigung ($\Delta HV_{KV,D}$) zurückzuführen. Dies gilt insbesondere für die äußeren Mikrohärtigkeitsabdrücke (Abstand von der Oberfläche $z = 20$ μm), welche teilweise oder vollständig innerhalb der nanokristallinen Randschicht lagen (siehe Abbildung 5-8a). Aufgrund der mit hoher plastischer Verformung einhergehenden, ausgeprägten Kornfeinung ist hier die Mikrohärtigkeit im Vergleich zum restlichen Mikrohärtigkeitsprofil deutlich höher. Wegen des starken Anstiegs der Mikrohärtigkeit in diesem Bereich ließen sich die Messwerte nicht gut mit einer Regression (Gl. 4-10) auf Basis der GAUß'schen Verteilungsfunktion beschreiben. Daher wurde eine polynomische Regression (nach [Hotz17]) verwendet, wobei auch hier das Bestimmtheitsmaß mit $R^2 = 0,76$ deutlich niedriger ist als bei den Mikrohärtigkeitsprofilen der kryogen gedrehten, lösungsgeglühten Stähle (siehe Abbildung 5-4).

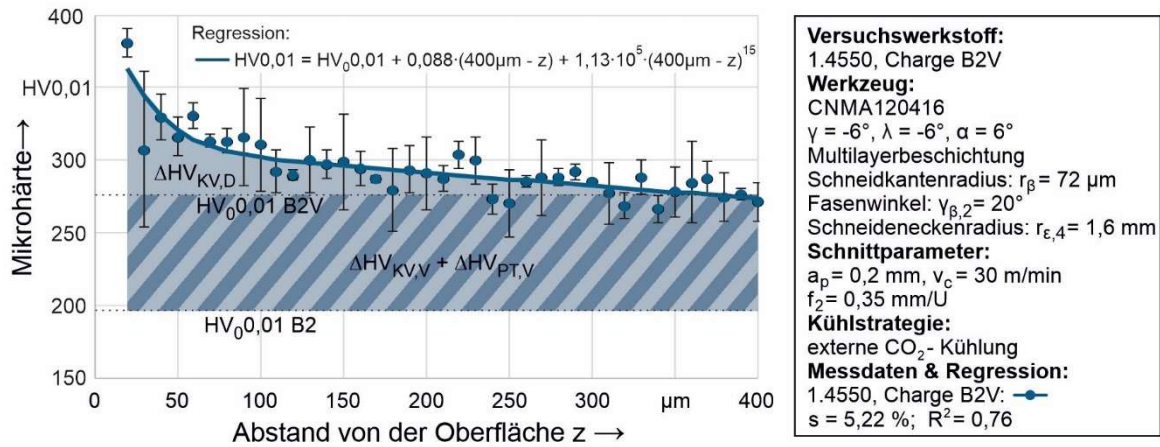


Abbildung 5-9: Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 nach kryogener Vorverformung (B2V) und kryogenem Drehen

Verglichen mit dem lösungsgeglühten, kryogen gedrehten 1.4550 B2 ist die maximale Mikrohärtigkeit in der Randschicht des kryogen vorverformten und kryogen gedrehten 1.4550 B2V um ca. 46 HV_{0,01} höher. Im mittleren Bereich von $30 \mu\text{m} \leq z \leq 100 \mu\text{m}$ liegt die Mikrohärtigkeit in einem ähnlichen Bereich. Ab einem größeren Abstand zur Oberfläche ($z \geq 110 \mu\text{m}$) nimmt die Mikrohärtigkeit in der Randzone des kryogen gedrehten 1.4550 B2 weiter ab, bis sie bei ca. $z = 250 \mu\text{m}$ die Ausgangsmikrohärtigkeit von 194 HV_{0,01} erreicht. Beim 1.4550 B2V liegt bei ca. $z = 110 \mu\text{m}$ bereits nahezu die erhöhte Ausgangsmikrohärtigkeit von 281 HV_{0,01} vor und mit zunehmendem Abstand kommt es nur noch zu geringfügigen Veränderungen der Mikrohärtigkeit, größtenteils im Bereich der Standardabweichung.

Bemerkenswert ist, dass kryogenes Drehen des lösungsgeglühten 1.4550 B2 zu einem größeren Mikrohärtigkeitsanstieg (194 HV_{0,01} → 335 HV_{0,01}) führt als eine alleinige kryogene Vorverformung (194 HV_{0,01} → 281 HV_{0,01}). Dies ist zum einen darauf zurückzuführen, dass nach dem kryogenen Drehen des lösungsgeglühten 1.4550 B2 im Bereich, in dem die höchste Mikrohärtigkeit gemessen wurde ($z = 20 \mu\text{m}$), ein hoher martensitischer Phasenanteil von $f^{\text{M}} \approx 40 \text{ vol.-%}$ vorliegt (siehe Abbildung 4-12b). Der in diesem Abstand vom Randbereich lokal vorliegende martensitische Phasenanteil ist folglich etwas höher als jener, welcher nach der kryogenen Vorverformung des 1.4550 B2V im gesamten Werkstoffvolumen ($f^{\text{M}} = \xi_{\text{m}} = 33,5 \pm 4,6 \text{ vol.-%}$) vorliegt. Weiterhin ist beim kryogenen gedrehten 1.4550 B2 bei $z = 20 \mu\text{m}$, wie die Referenzversuche am phasenstabilen 1.4539 implizieren, mit einer ausgeprägten Kaltverfestigung zu rechnen, welche zum Anstieg der Mikrohärtigkeit beiträgt.

Durch eine kryogene Vorverformung vor der spanenden Bearbeitung und der kryogenen Endbearbeitung lässt sich, insbesondere durch die Bildung einer ausgeprägten nanokristallinen Randschicht, die Mikrohärtigkeit gegenüber dem kryogenen Drehen von lösungsgeglühtem Material der gleichen Charge steigern. Sinnvoll für weitere Untersuchung wäre eine Charakterisierung des Ermüdungs- und Verschleißverhaltens. Dabei wäre insbesondere denkbar, dass die ausgeprägte nanokristalline Randschicht der Rissinitiierung entgegenwirkt und der kryogen gedrehte 1.4550 B2V daher eine höhere Lebensdauer bei gleichem Lasthorizont aufweist als ein mit gleichen Einstellgrößen kryogen gedrehter, lösungsgeglühter 1.4550 B2. Die kryogene Vorbehandlung ermöglicht zwar eine erhöhte Mikrohärtigkeit nach dem kryogenen Drehen, stellt jedoch einen aufwändigen zusätzlichen Schritt in der Prozesskette dar und ist somit in der Fertigung mit erhöhten Kosten verbunden. Während das kryogene Drehen

das Ziel hat, eine separate Randschichtverfestigung bei der Fertigung zu ersparen, kommt durch die kryogene Vorverformung ein neuer Prozessschritt hinzu. Somit konkurriert die kryogene Vorverformung in Kombination mit kryogenem Drehen mit bewährten und effektiven Randschichtverfestigungsverfahren wie bspw. dem (kryogenen) Festwalzen. Eine durch die kryogene Vorbehandlung einhergehende erhöhte Mikrohärtigkeit im Bauteilkern kann bei manchen Anwendungen vorteilhaft sein, könnte sich bei manch anderen Anwendungen aufgrund der zu erwartenden, niedrigeren Duktilität jedoch auch negativ auswirken.

Die Oberflächentopographie des kryogen vorverformten und anschließend kryogen gedrehten 1.4550 B2V resultiert wie bereits beim lösungsgeglühten 1.4550 B2 aufgrund des hohen Vorschubes von $f_2 = 0,35 \text{ mm/U}$ überwiegend aus der Kinematik des Drehprozesses. Die Rauheit ist daher mit $R_z = 8,77 \pm 0,44 \text{ }\mu\text{m}$ vergleichbar zur theoretischen, kinematischen Rauheit ($R_{t,kin} = 9,57 \text{ }\mu\text{m}$).

5.2 Einfluss der Werkzeugeigenschaften auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie³

Zur Analyse der Auswirkungen einzelner Werkzeugeigenschaften auf die thermomechanische Last im Drehprozess und die daraus resultierenden Werkstückrandzoneneigenschaften wurden Untersuchungen an Werkstücken einer Charge (B2) des lösungsgeglühten, metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 mit konstanten Schnittparametern ($v_c = 30 \text{ m/min}$, $a_p = 0,2 \text{ mm}$, $f_1 = 0,15 \text{ mm/U}$) und gleicher Kühlstrategie (externe CO_2 -Kühlung, siehe Kapitel 4.3) durchgeführt. Neben der Untersuchung der Werkstückrandzoneneigenschaften wurde ebenfalls die Oberflächentopographie charakterisiert. Variierte werkzeugspezifische Einstellgrößen waren der Schneidkantenradius r_β , der Fasenwinkel γ_β , der Schneideneckenradius r_ϵ und die Werkzeugbeschichtung. Abschließend wurden die Wirkzusammenhänge vergleichend bewertet und Handlungsempfehlungen zur Werkzeuggestaltung abgeleitet.

5.2.1 Schneidkantenradius

In Abbildung 5-10 sind die gemessenen Prozesskräfte in Abhängigkeit des Schneidkantenradius r_β dargestellt. Schnittkraft F_c , Passivkraft F_p und Vorschubkraft F_f steigen mit größer werdendem Schneidkantenradius r_β an. Dieser Anstieg der Prozesskräfte über dem Schneidkantenradius lässt sich in guter Näherung ($R^2 \geq 0,969$) durch eine Regressionsgerade beschreiben. Bei der Verwendung der stark verrundeten Schneidkanten ($r_{\beta,3} = 133 \text{ }\mu\text{m}$) sind die Passivkräfte um 48,8 % höher als bei den scharfkantigen Werkzeugen ($r_{\beta,1} = 4 \text{ }\mu\text{m}$). Vergleichend dazu steigen die Schnittkräfte nur um 35,7 % und die Vorschubkräfte nur um 34,9 % an. Die Änderungen der Prozesskräfte lassen sich auf die geänderten Eingriffsbedingungen zurückführen: Während im Bereich der Spanfläche der Spanwinkel konstant $\gamma = -6^\circ$ beträgt, liegen im Bereich der Schneidkantenverrundung stärker negative effektive Spanwinkel vor. Ein größerer Schneidkantenradius vergrößert den Bereich mit effektivem Spanwinkel $\gamma_{\text{eff}} \leq -6^\circ$. Dies führt zu einem Anstieg der Mindestspannungsdicke h_{min} und folglich zu stärker ausgeprägten elastisch-plastischen Verdrängungs- und Quetschvorgängen, woraus die höheren Prozesskräfte insbesondere in Richtung der Passivkraft resultieren.

³ Die Inhalte dieses Kapitels wurden vorab veröffentlicht:

[Hotz20a] Hotz, H.; Kirsch, B.: Influence of tool properties on thermomechanical load and surface morphology when cryogenically turning metastable austenitic steel AISI 347. In: Journal of Manufacturing Processes 52 (2020), S. 120-131.

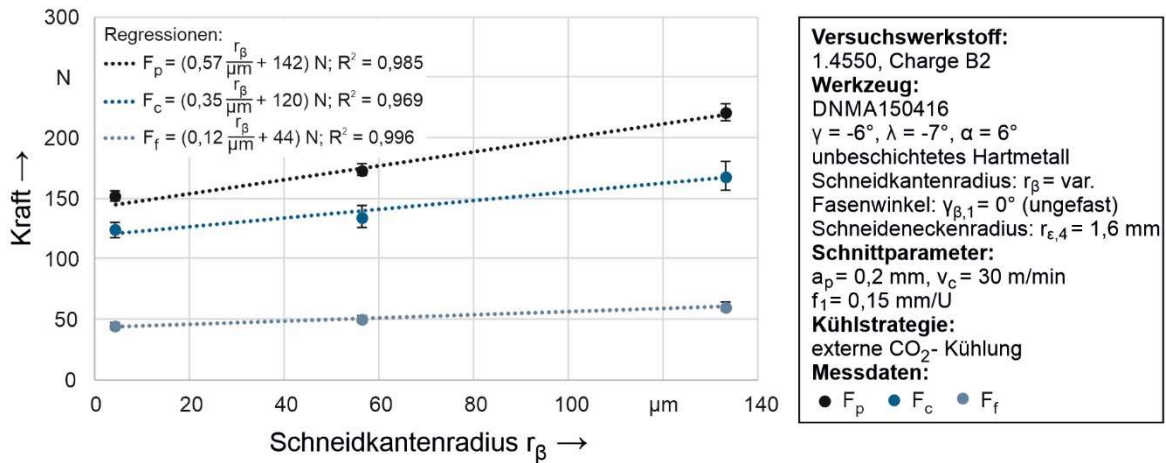


Abbildung 5-10: Prozesskräfte in Abhängigkeit vom Schneidkantenradius

Abbildung 5-11 zeigt die beim kryogenen Drehen gemessene Oberflächentemperatur T_{OF} als Funktion des Schneidkantenradius r_β . Zwar deutet die eingefügte Regressionsgerade eine geringfügig steigende Temperatur mit steigendem Schneidkantenradius an, dennoch liegen die Änderungen der Temperatur im Bereich der Standardabweichung, sodass der Einfluss des Schneidkantenradius r_β auf die Oberflächentemperatur T_{OF} als nicht signifikant einzustufen ist. Der Einfluss des Schneidkantenradius r_β auf die Oberflächentemperatur T_{OF} ist somit vergleichsweise niedriger als der Einfluss der Schnittparameter (siehe Abbildung 2-12), der Kühlstrategie (siehe Abbildung 2-14) oder anderer, im Folgenden behandelten Werkzeugeigenschaften.

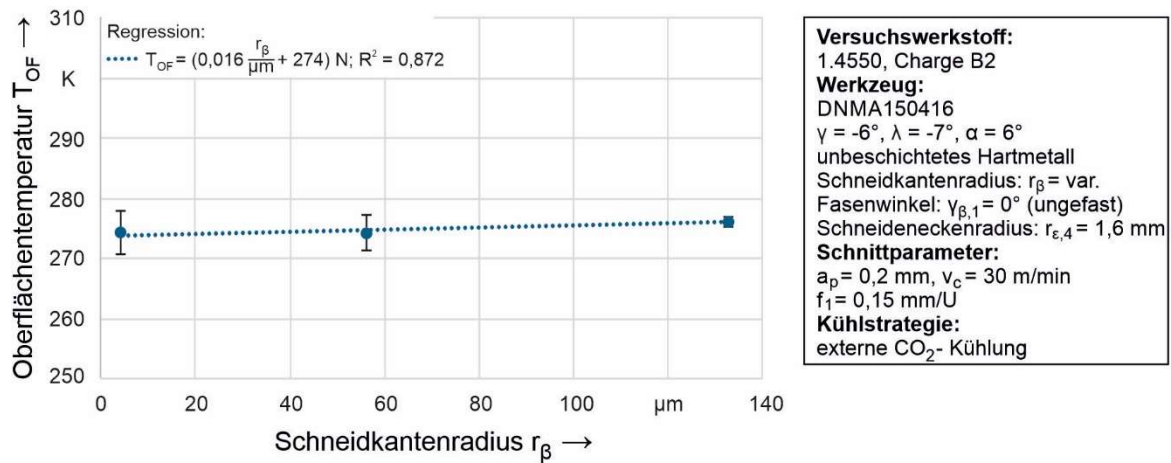


Abbildung 5-11: Oberflächentemperatur in Abhängigkeit vom Schneidkantenradius

Mit steigendem Schneidkantenradius r_β erhöhen sich die Prozesskräfte (siehe Abbildung 5-10) wohingegen sich die Oberflächentemperatur T_{OF} kaum verändert (siehe Abbildung 5-11). Während des Drehens mit Werkzeugen mit größerem Schneidkantenradius liegt somit in der Werkstückrandzone eine für die verformungsinduzierte Martensitbildung günstigere thermomechanische Last vor als beim Drehen mit Werkzeugen mit kleinem Schneidkantenradius. Es lässt sich daher mit steigendem Schneidkantenradius ein deutlich höherer α' -Martensitgehalt erzielen (siehe Abbildung 5-12): Eine Erhöhung des Schneidkantenradius von $r_{\beta,1} = 4 \mu\text{m}$ auf $r_{\beta,3} = 133 \mu\text{m}$ führte zu einer Erhöhung des α' -Martensitgehalt ξ_m von 91 %. Ebenso wie der Anstieg der Prozesskräfte lässt sich der Anstieg des Martensitgehaltes in guter Näherung ($R^2 = 0,984$) durch eine Regressionsgerade beschreiben. Der lineare Anstieg der Prozesskräfte und des Martensitgehaltes mit steigendem

Schneidkantenradius konnten ebenfalls bei einem Vorschub von $f_2 = 0,35 \text{ mm/U}$ nachgewiesen werden [Hotz18a].

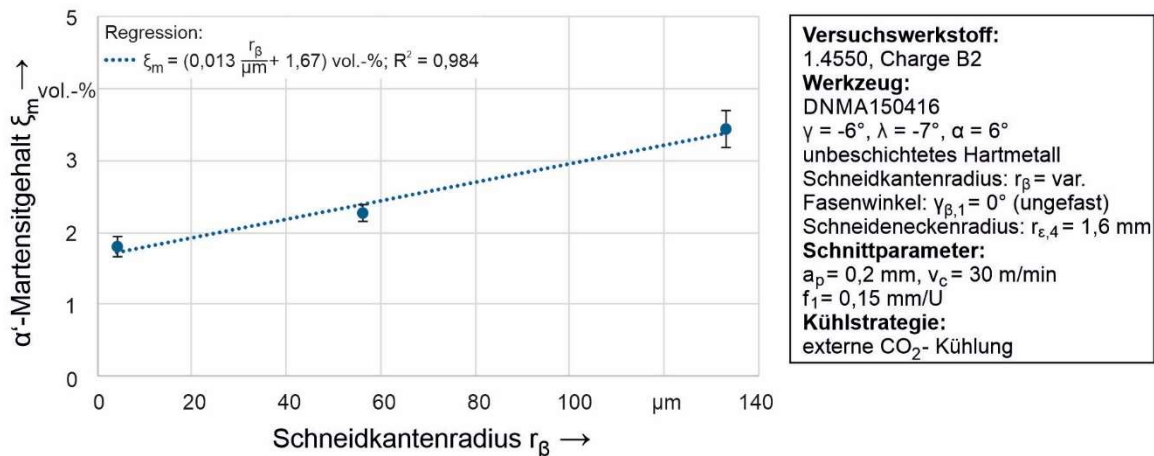


Abbildung 5-12: Martensitgehalt in Abhängigkeit vom Schneidkantenradius

In Abbildung 5-13 sind die ermittelten Mikrohärteprofile der so gedrehten Werkstücke dargestellt. Beim Drehen mit den scharfkantigen Werkzeugen ($r_{\beta,1}$) wurde eine niedrigere Randschichtverfestigung festgestellt als bei Werkzeugen mit stärker verrundeten Schneidkanten. Die Mikrohärtesteigerung gegenüber der Ausgangsmikrohärt $\text{HV}_{0,01}$ beträgt 54 % bei $r_{\beta,1}$, die Einhärtetiefe liegt bei $64 \mu\text{m}$. Bei $r_{\beta,2}$ dagegen konnte eine 70 %-ige Steigerung der Mikrohärtigkeit und eine Einhärtetiefe von $105 \mu\text{m}$ festgestellt werden. Aufgrund des erhöhten α' -Martensitgehaltes ist nach Gl. 2-13 mit weiter steigendem Schneidkantenradius auch eine stärkere Randschichtverfestigung zu erwarten. Dies konnte bei $f_1 = 0,15 \text{ mm/U}$ jedoch nicht festgestellt werden: Die Mikrohärtesteigerung und die Einhärtetiefe liegen für $r_{\beta,3}$ gegenüber $r_{\beta,2}$ im Bereich der Standardabweichung. Beim Drehen mit $f_2 = 0,35 \text{ mm/U}$ konnte hingegen zwischen den mit $r_{\beta,2}$ und $r_{\beta,3}$ gedrehten Werkstücken ein deutlicher Unterschied in der Randschichtverfestigung ermittelt werden [Hotz18a].

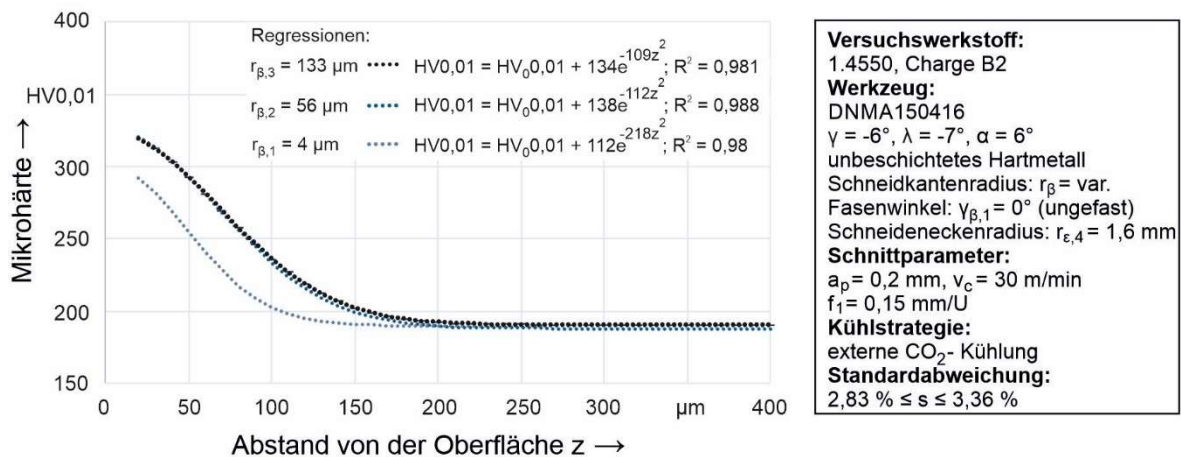


Abbildung 5-13: Mikrohärte in der Werkstückrandzone nach dem Drehen mit Werkzeugen mit verschiedenen Schneidkantenradien

In Abbildung 5-14 ist die gemessene gemittelte Rautiefe R_z dargestellt. Ergänzend dazu zeigt Abbildung 5-15 rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Werkstückoberflächen. Die gemittelte Rautiefe R_z liegt bei allen Versuchspunkten oberhalb der nach Gl. 2-10 berechneten theoretischen kinematischen Rautiefe ($R_{t,kin} = 1,76 \mu\text{m}$). Die Abweichungen von $R_{t,kin}$ sind sowohl auf Ploughingeffekte als auch auf Adhäsionen zurückzuführen. Wie bereits beschrieben

tritt mit steigendem Schneidkantenradius verstärkt Ploughing auf, was sich, insbesondere bei $r_{\beta,3}$, an Rauheitsspitzen mit unregelmäßigen Überhöhungen bemerkbar macht (siehe Abbildung 5-15c). Dies führt dazu, dass bei Werkstücken, welche mit größerem Schneidkantenradius gedreht wurden, auch höhere Rauheitswerte gemessen wurden (siehe Abbildung 5-14). Eine durch den Schneidkantenradius bedingte Zunahme von Adhäsionen konnte hingegen nicht beobachtet werden. Der Anstieg der gemittelten Rautiefe R_z lässt sich, ebenso wie die Prozesskräfte und der Martensitgehalt, in sehr guter Näherung ($R^2 = 1$) mit einer Regressionsgeraden beschreiben.

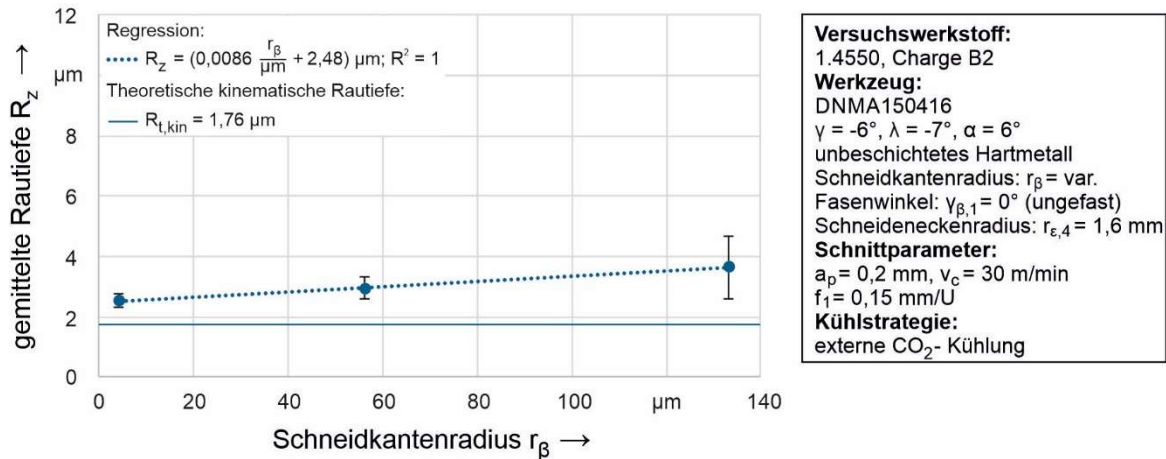


Abbildung 5-14: Gemittelte Rautiefe in Abhängigkeit vom Schneidkantenradius

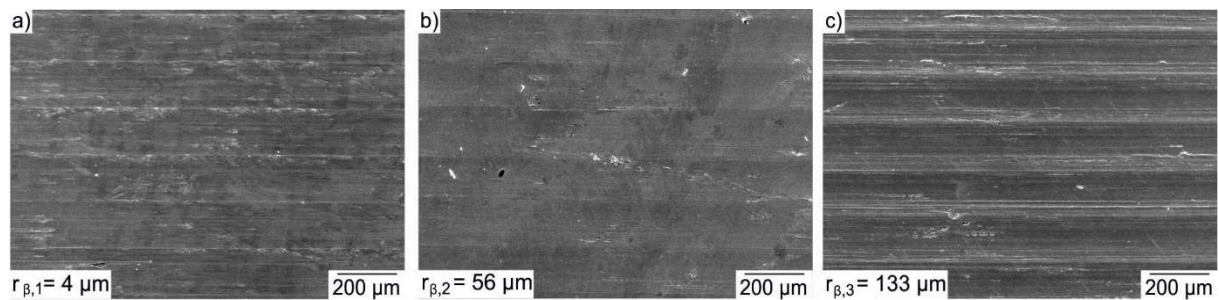


Abbildung 5-15: Oberflächentopographie nach dem Drehen mit verschiedenen Schneidkantenradien

5.2.2 Fasenwinkel

In Abbildung 5-16 sind die gemessenen Prozesskräfte beim Drehen mit gefasten Werkzeugen mit unterschiedlichen Fasenwinkeln γ_β als Funktion über der Fasenlänge l_β dargestellt. Vorschubkraft F_f , Schnittkraft F_c und Passivkraft F_p nehmen mit zunehmendem Fasenwinkel γ_β zu, d.h. mit stärker negativen effektiven Spanwinkeln γ_{eff} . Es kann mit sehr hoher Sicherheit ($R^2 \geq 0,998$) eine lineare Korrelation zwischen den Prozesskräften und der Fasenlänge l_β bestimmt werden. Dieser Zusammenhang kann im Allgemeinen mit Gl. 5-1 mit den Variablen a und b beschrieben werden. Durch Einsetzen der Gl. 4-2 in Gl. 5-1 ergibt sich mit Gl.5-2 eine Regression zur Berechnung der Prozesskräfte in Abhängigkeit des Fasenwinkels γ_β .

$$F = a \cdot l_\beta + b \tag{Gl. 5-1}$$

$$F = \frac{a \cdot l_{\beta,p}}{\sin(90^\circ + \gamma - \gamma_\beta)} + b \quad (\text{Gl. 5-2})$$

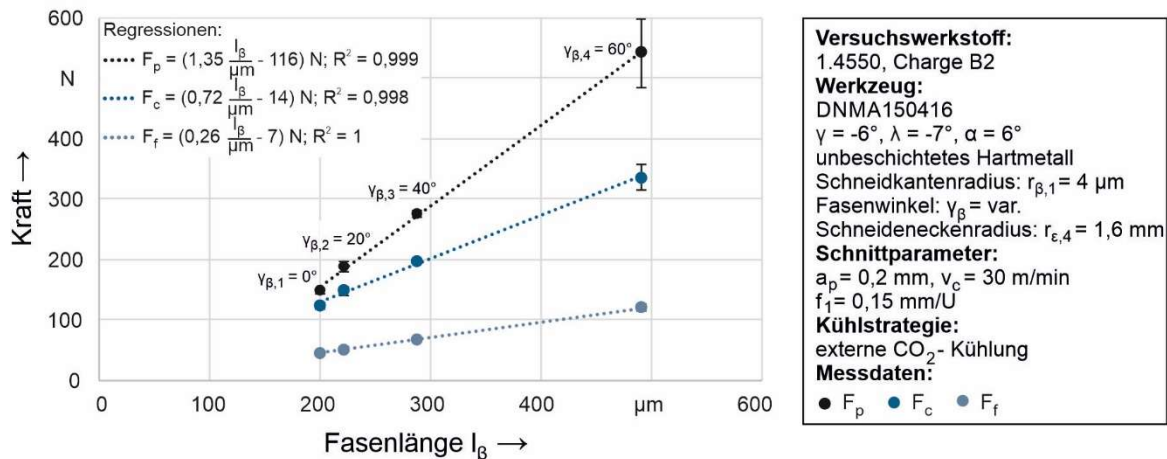


Abbildung 5-16: Prozesskräfte in Abhängigkeit von der Fasenlänge

Die gemessenen Prozesskräfte sind zusammen mit den nach Gl. 5-2 berechneten Regressionen in Abbildung 5-17 über dem Fasenwinkel γ_β aufgetragen. Bei einer Erhöhung des Fasenwinkels steigen die Passivkräfte ebenso wie bei steigendem Schneidkantenradius r_β (siehe Abbildung 5-10) stärker an als die Schnittkräfte. Die Variation des Fasenwinkels bewirkt jedoch deutlich größere Änderungen in den Prozesskräften als eine Variation des Schneidkantenradius. Ein größerer Fasenwinkel führt gemäß Gl. 4-1 zu stärker negativen effektiven Spanwinkeln, welche – wie mit steigendem Schneidkantenradius – Ploughing begünstigen und somit insbesondere zu höheren Passivkräften führen. Während bei den verrundeten Schneidkanten die stark negativen effektiven Spanwinkel jedoch nur im Bereich der Schneidkantenverrundung vorliegen, ist bei der Zerspanung mit gefasteten Schneidkanten der effektive Spanwinkel im gesamten Spanungsquerschnitt konstant. Diese mit bis zu $\gamma_{\text{eff}} = -66^\circ$ (bei $\gamma_{\beta,4}$) äußerst negativen effektiven Spanwinkel im gesamten Spanungsquerschnitt begründen den höheren Anstieg der Passivkräfte gegenüber der Zerspanung mit verrundeten Schneidkanten.

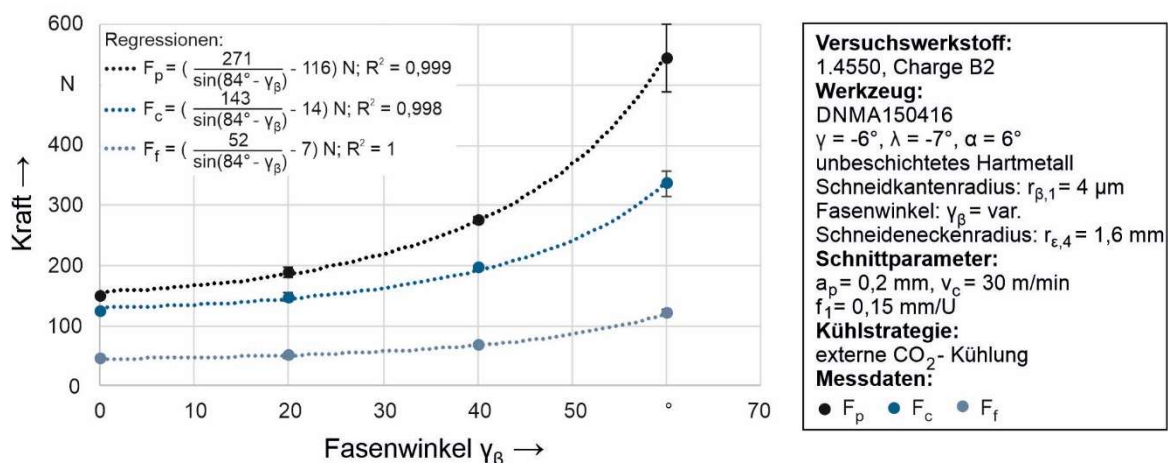


Abbildung 5-17: Prozesskräfte in Abhängigkeit vom Fasenwinkel

Anders als bei der Zerspanung mit Werkzeugen mit verrundeten Schneidkanten konnten bei der Zerspanung mit gefasteten Werkzeugen deutlichere Unterschiede in der Oberflächentemperatur T_{OF} bei variiertem Schneidengeometrie festgestellt werden (siehe Abbildung 5-18). Bei einer

Erhöhung von $\gamma_{\beta,1}$ auf $\gamma_{\beta,3}$ ist zunächst ein leichter Abfall der Oberflächentemperatur zu erkennen, welcher jedoch im Bereich der Standardabweichung liegt und somit als nicht signifikant zu bewerten ist. Eine weitere Erhöhung auf $\gamma_{\beta,4}$ führt dann zu einem deutlichen Temperaturanstieg. Dies könnte zum einen damit begründet werden, dass in der annähernd adiabatischen primären Scherzone aufgrund der hohen Schnittkräfte mehr mechanische Energie in Wärme umgewandelt wird. Dieser Effekt trat ebenfalls beim Drehen mit verrundeten Schneidkanten auf, jedoch nahmen hier die Schnittkräfte um max. 35,7 % zu (siehe Abbildung 5-10), sodass bei den Oberflächentemperaturen nur Änderungen im Bereich der Standardabweichung gemessen wurden (siehe Abbildung 5-11). Beim Drehen mit gefasteten Schneidkanten wurde eine Zunahme der Schnittkräfte um bis zu 127,8 % gemessen, womit auch eine deutliche Zunahme der Wärmeentstehung in der primären Scherzone einhergeht. Weiterhin könnten die sehr hohen Passivkräfte zu einer stärker ausgeprägten Reibung an der Freifläche geführt haben, welche ebenfalls zu mehr Wärme und einer höheren Temperatur beiträgt. Aufgrund der deutlich größeren Variationen der Passivkräfte (48,8 % bei verrundeten Schneidkanten; 189,1 % bei gefasteten Schneidkanten) ist auch bei der Wärmeentstehung an der Freifläche mit größeren Variationen beim Drehen mit gefasteten Schneidkanten zu rechnen. Zudem ist es auch wahrscheinlich, dass es bei den hohen Fasenwinkeln zu einem Materialstau zwischen Werkzeug und Werkstück kommt, das aufgestaute Material mit hohen Passivkräften auf die Oberfläche drückt, aufgrund der Werkstückrotation an der Werkstückoberfläche reibt und somit zu einer weiteren Wärmeentstehung beiträgt.

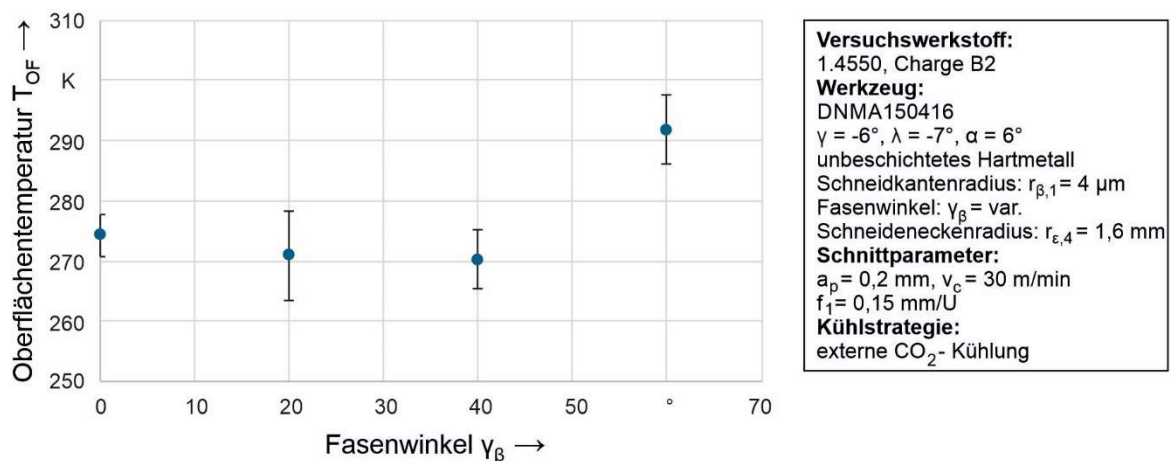


Abbildung 5-18: Oberflächentemperatur in Abhängigkeit vom Fasenwinkel

Die Erhöhung des Fasenwinkels von $\gamma_{\beta,1}$ auf $\gamma_{\beta,3}$ führt zu einer Erhöhung der Passivkräfte (siehe Abbildung 5-17) und einer nichtsignifikanten Änderung der Oberflächentemperatur (siehe Abbildung 5-18). Die für die Phasentransformation vorteilhaftere thermomechanische Last in der Werkstückrandzone begründet den gemessenen Anstieg des α' -Martensitgehaltes ξ_m zwischen $\gamma_{\beta,1}$ und $\gamma_{\beta,3}$ (siehe Abbildung 5-19).

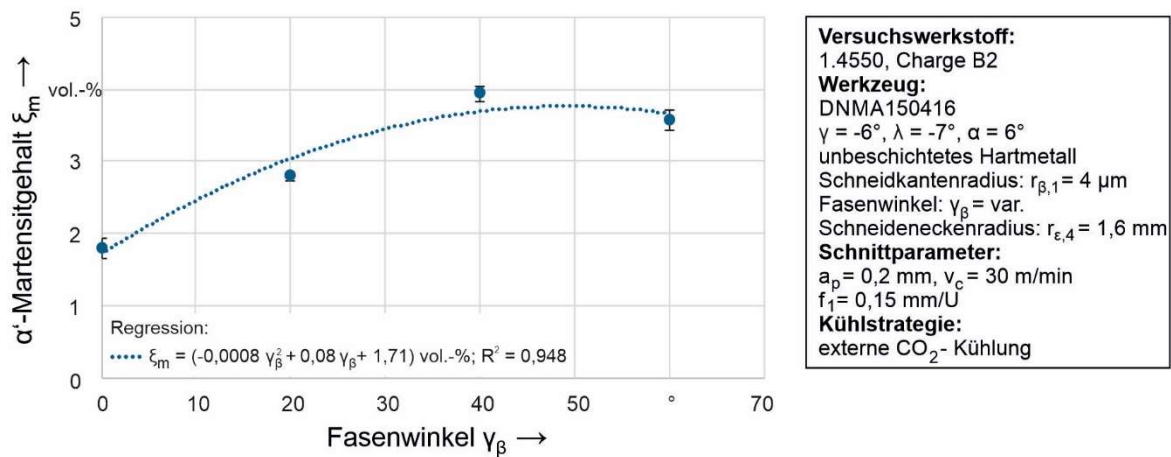


Abbildung 5-19: Martensitgehalt in Abhängigkeit vom Fasenwinkel

Der bei $\gamma_{\beta,3}$ maximal erreichte Martensitgehalt liegt mit 3,94 vol.-% oberhalb des mit verrundeten Schneidkanten maximal erreichten Martensitgehaltes (3,44 vol.-% bei $r_{\beta,3}$), da hier auch während des Drehprozesses höhere Passivkräfte wirken (275,6 N gegenüber 220,6 N). Eine weitere Erhöhung des Fasenwinkels von $\gamma_{\beta,3}$ auf $\gamma_{\beta,4}$ bewirkt zwar eine deutliche Erhöhung der Passivkraft, geht jedoch auch mit einem signifikanten Anstieg der Oberflächentemperatur einher. Der Temperaturanstieg zeigt hierbei eine für die Phasentransformation hemmende Wirkung, sodass es bei $\gamma_{\beta,4}$ gegenüber $\gamma_{\beta,3}$ trotz ca. doppelt so hoher Passivkraft zu einem Abfall des α' -Martensitgehaltes kommt.

In den mittels Beraha II-Ätzmittel kontrastierten Querschliffen (siehe Abbildung 5-20) lässt sich mit steigendem Fasenwinkel nicht nur ein insgesamt höherer martensitischer Phasenanteil, sondern ebenfalls eine deutlich höhere Transformationstiefe feststellen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass beim Drehen mit stärker gefasten Werkzeugen deutlich höhere Passivkräfte wirken (siehe Abbildung 5-17) und somit auch in größerem Abstand von der Oberfläche noch eine hinreichend hohe mechanische Last vorherrscht, um die verformungsinduzierte Martensitbildung zu ermöglichen. Weiterhin ist davon auszugehen, dass mit steigendem Abstand von der Oberfläche auch niedrigere Temperaturen vorliegen als in der Nähe der Kontaktzone, was zusätzlich die Phasentransformation in größeren Tiefen begünstigt.

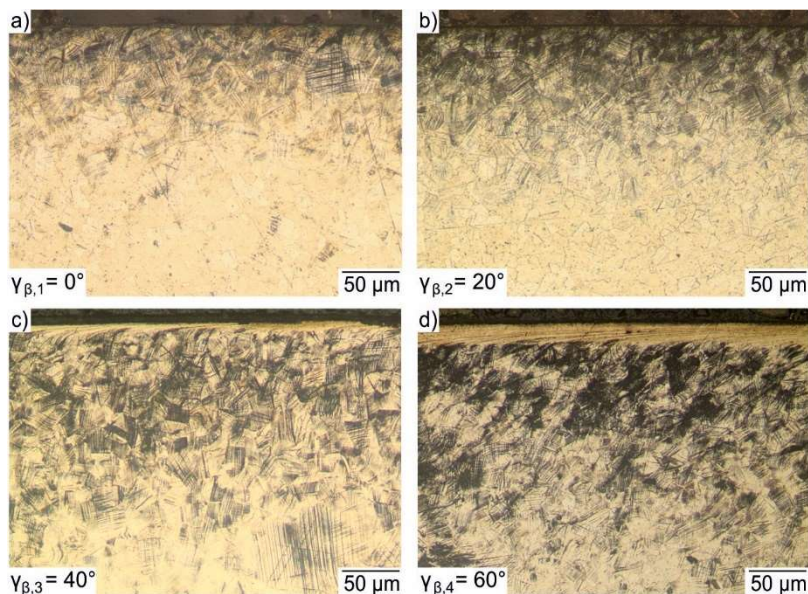


Abbildung 5-20: Werkstückrandzonen nach dem Drehen mit verschiedenen Fasenwinkeln

Auffällig in den Schliffbildern ist zudem die bei $\gamma_{\beta,3}$ und insbesondere bei $\gamma_{\beta,4}$ stark ausgeprägte nanokristalline Randschicht, ähnlich zu der, welche bereits am kryogen vorverformten und anschließend kryogen gedrehten 1.4550 B2V beobachtet wurde (siehe Abbildung 5-8a). Die Vermutung liegt nahe, dass eine Steigerung des Fasenwinkels die plastische Deformation im oberflächennahen Randbereich begünstigt. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass sich mit sinkendem effektivem Spanwinkel der Umlenkwinkel des Materials und auch die Länge der primären Scherzone vergrößert. Folglich findet in der primären Scherzone mehr plastische Deformation statt. Durch die ausgeprägten Ploughingeffekte wird jedoch auch viel des stark verformten Materials unter der Schneidkante hindurchgedrückt und im Bereich der sekundären Scherzone weiter verformt. Zurück bleibt eine ausgeprägte, stark plastisch deformierte Schicht unmittelbar an der Oberfläche (siehe Abbildung 5-20d).

Die Mikrohärteprofile der mit gefasten Werkzeugen kryogen gedrehten Werkstücke sind in Abbildung 5-21 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass mit steigendem Fasenwinkel eine höhere maximale Mikrohärte sowie eine erheblich höhere Einhärtetiefe einhergeht. Bemerkenswert ist insbesondere der markante Anstieg der Mikrohärte bei einer Erhöhung des Fasenwinkels von $\gamma_{\beta,3}$ auf $\gamma_{\beta,4}$. Da der gemessene Martensitgehalt bei $\gamma_{\beta,4}$ niedriger ist als bei $\gamma_{\beta,3}$, ist der Anstieg der maximalen Mikrohärte in diesem Fall auf eine stärkere Kaltverfestigung in der Werkstückrandzone, insbesondere im Bereich der nanokristallinen Randschicht, zurückzuführen. Verglichen mit den Werkstücken, welche mit Werkzeugen mit verrundeten Schneidkanten gedreht wurden (vgl. Abbildung 5-21), liegen die maximal erreichten Mikrohärten in einem ähnlichen Bereich (ca. 335 HV_{0,01}), die Einhärtetiefe ist jedoch deutlich höher (252 μm gegenüber 110 μm). Der markante Anstieg der Einhärtetiefe lässt sich mit der ebenfalls mit steigendem Fasenwinkel zunehmenden Transformationstiefe begründen (siehe Abbildung 5-20). Da beim Drehen mit hohen Fasenwinkeln die Verformung in größeren Tiefen noch hinreichend war, um die verformungsinduzierte Martensitbildung zu realisieren, liegt die Vermutung nahe, dass hier auch andere mikrostrukturelle Veränderungen, welche zur Kaltverfestigung beitragen, ebenfalls eine größere Tiefenwirkung aufwiesen.

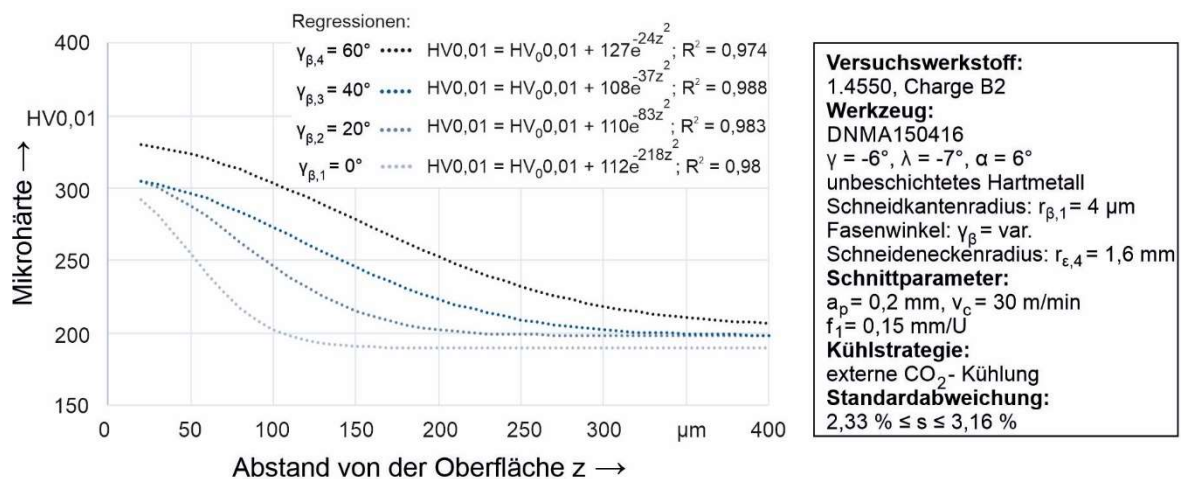


Abbildung 5-21: Mikrohärte in der Werkstückrandzone nach dem Drehen mit Werkzeugen mit verschiedenen Fasenwinkeln

Eine Erhöhung des Fasenwinkels führt verglichen mit dem Einfluss des Schneidkantenradius (siehe Abbildung 5-14 und Abbildung 5-15) zu signifikanteren Variationen der Oberflächentopographie. Besonders auffällig ist die erhebliche Zunahme der auf den Oberflächen vorgefun-

den Adhäsionen (siehe Abbildung 5-23). Beim Drehen mit $\gamma_{\beta,4}$ ist nahezu die gesamte Oberfläche von Adhäsionen übersät, sodass sich die Rauheitsspitzen nicht mehr eindeutig identifizieren lassen. Diese Adhäsionen entstehen durch zyklisches Aufbauen, Verfestigen und Loslösen von Aufbauschneiden. Aufgrund des durch den großen Umlenkwinkel erschwerten Materialflusses ist davon auszugehen, dass die Aufbauschneidenbildung mit steigendem Fasenwinkel begünstigt wird. Weiterhin wird das Material im Bereich der Aufbauschneide mit erheblich höheren Passivkräften (siehe Abbildung 5-17) gegen die Werkstückoberfläche gedrückt, was die Adhäsion des Materials stark begünstigt. Die mit steigendem Fasenwinkel zunehmenden Adhäsionen äußern sich in höheren gemessenen Rauheiten (siehe Abbildung 5-22). Die gemittelte Rautiefe kann in guter Näherung ($R^2 = 0,92$) mit einem Polynom zweiten Grades in Abhängigkeit des Fasenwinkels modelliert werden. Aufgrund der äußerst hohen Standardabweichung bei $\gamma_{\beta,4}$ ist die Aussagekraft der Regression insgesamt eher gering. Aus den Messdaten geht jedoch deutlich hervor, dass mit steigendem Fasenwinkel die gemittelte Rautiefe signifikant ansteigt.

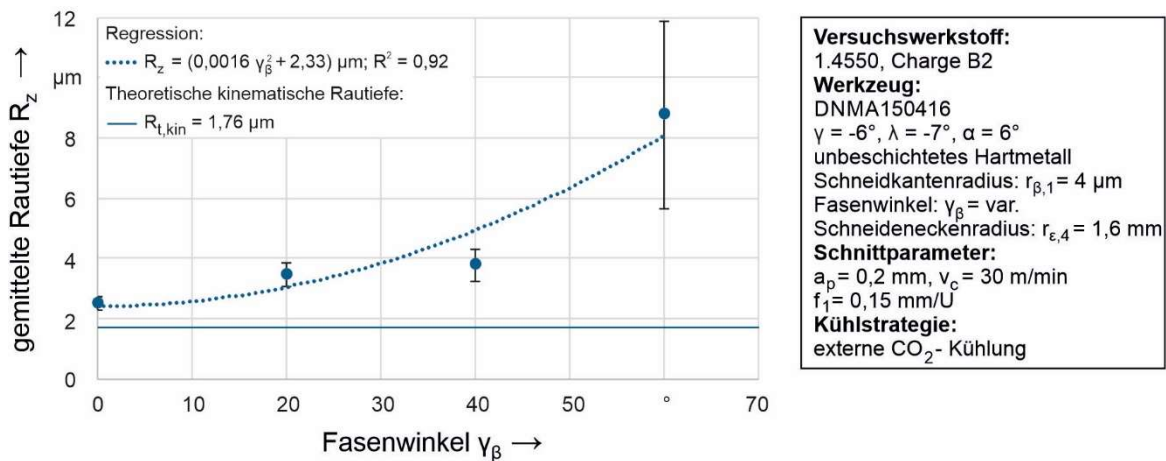


Abbildung 5-22: Gemittelte Rautiefe in Abhängigkeit vom Fasenwinkel

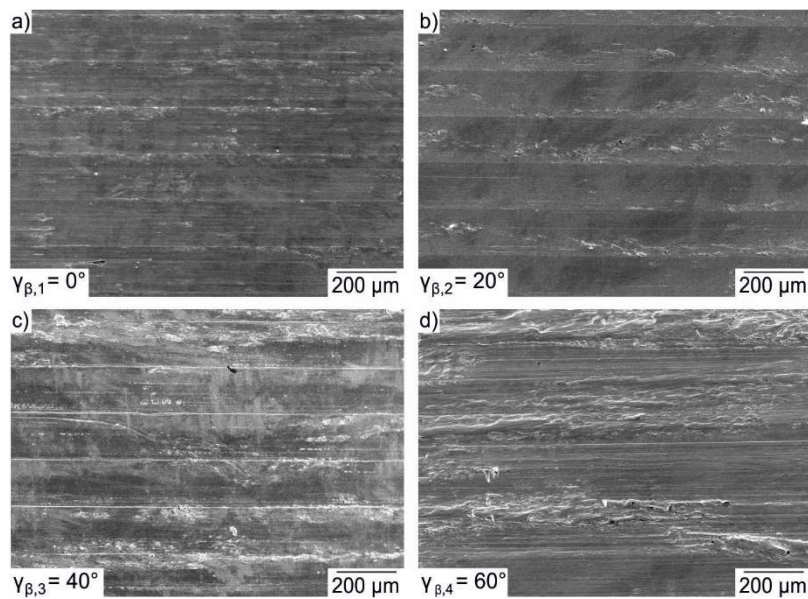


Abbildung 5-23: Oberflächentopographie nach dem Drehen mit verschiedenen Fasenwinkeln

5.2.3 Schneideneckenradius

Eine Vergrößerung des Schneideneckenradius führt bei gleichbleibenden Schnittparametern zur Elongation des Spanungsquerschnitts, was sich anhand der aktiven Schneidkantenlänge l_k quantifizieren lässt (siehe Tabelle 4-4) und in Abbildung 4-5 schematisch illustriert ist. Eine größere aktive Schneidkantenlänge begründet die mit steigendem Schneideneckenradius ansteigenden Schnittkräfte (siehe Abbildung 5-24), weil die Kontaktfläche zwischen Werkzeugfreifläche und Werkstück vergrößert wird und folglich vermehrt Reibkräfte zwischen Freifläche und Werkstück zur gemessenen Schnittkraft beitragen. Weiterhin bewirkt die Elongation des Spanungsquerschnitts eine Verringerung des effektiven Einstellwinkels κ_{eff} (siehe Tabelle 4-4) und somit eine Veränderung des Verhältnisses zwischen Passiv- und Vorschubkraft. Nach KÖHLER [Köh110] lassen sich die beobachteten Veränderungen wie folgt begründen: Mit steigendem Schneideneckenradius kommt es zur Vergrößerung der Schneidenlänge orthogonal zur Passivkraft, was zur Erhöhung ebendieser führt. Die Vorschubkräfte verändern sich mit steigendem Schneideneckenradius nicht, da die zur Vorschubkraft orthogonale Schneidenlänge der Schnitttiefe entspricht und konstant ist.

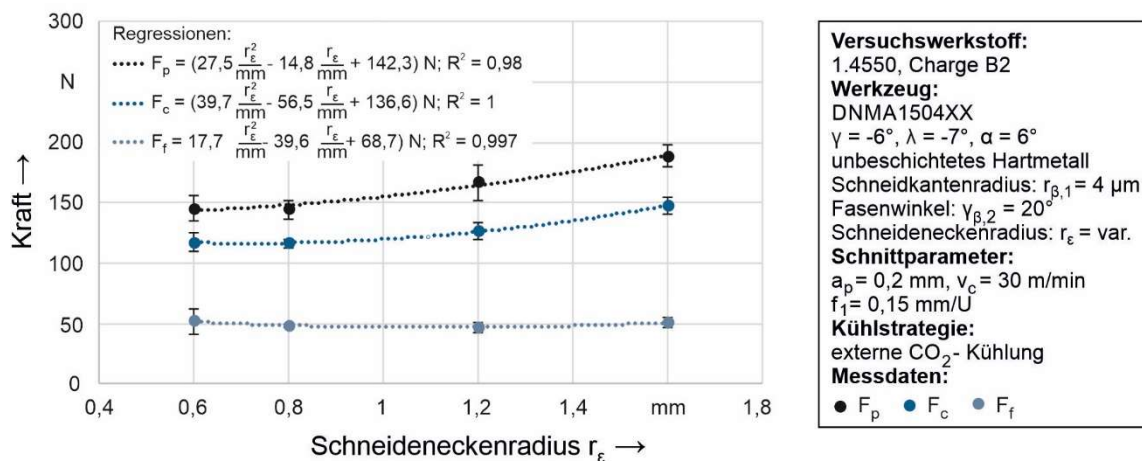


Abbildung 5-24: Prozesskräfte in Abhängigkeit vom Schneideneckenradius

In Abbildung 5-25 lässt sich erkennen, dass mit steigendem Schneideneckenradius die Oberflächentemperatur T_{OF} ansteigt. Dieser Temperaturanstieg lässt sich zum einen damit begründen, dass in der primären Scherzone aufgrund der höheren Schnittkräfte mehr mechanische Energie in Wärme umgewandelt wird. Zum anderen ist davon auszugehen, dass die Vergrößerung der aktiven Schneidkantenlänge zu mehr Reibung zwischen Werkzeugfreifläche und Werkstück und somit zu erhöhter Wärmeentstehung in der freiflächenseitigen, sekundären Scherzone führt.

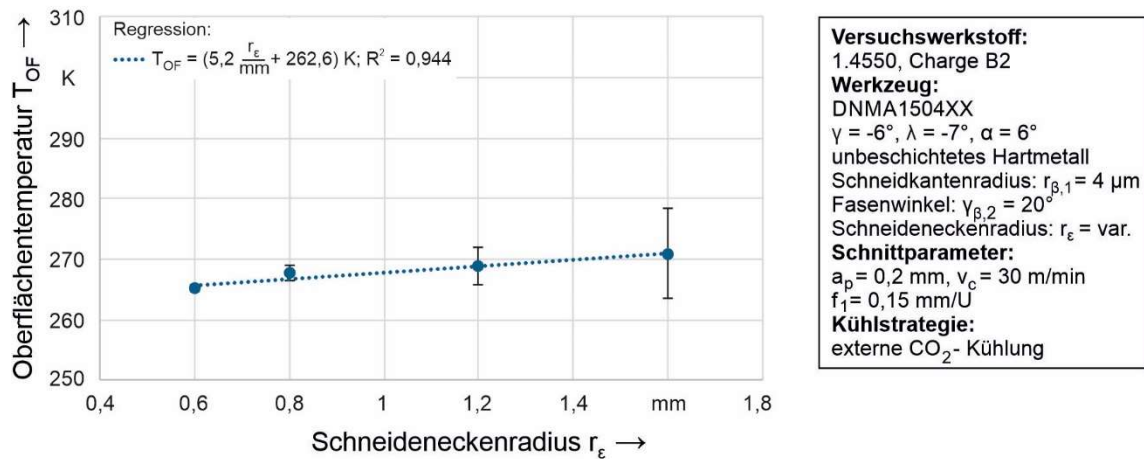


Abbildung 5-25: Oberflächen­temperatur in Abhängigkeit vom Schneideneckenradius

Obwohl eine Zunahme des Schneideneckenradius zu höheren Schnitt- und Passivkräften führt (siehe Abbildung 5-24), wurden niedrigere α' -Martensitgehalte ξ_m gemessen (siehe Abbildung 5-26). Zwischen $r_{\epsilon,1}$ und $r_{\epsilon,3}$ liegen die Unterschiede im α' -Martensitgehalt im Bereich der Standardabweichung, daher kann die ermittelte Regression auch nur als Näherung betrachtet werden. Weiterhin kann auch nicht mit Sicherheit bestimmt werden, ob der α' -Martensitgehalt bei einer Reduktion von $r_{\epsilon,2}$ auf $r_{\epsilon,1}$ abnimmt, was im Hinblick auf die thermomechanische Last nicht zu erwarten wäre. Es lässt sich jedoch feststellen, dass ein hoher Schneideneckenradius von $r_{\epsilon,4}$ zu niedrigeren α' -Martensitgehalten führt. Dies ist zum einem mit den höheren gemessenen Temperaturen zu begründen, welche der verformungsinduzierten Martensitbildung entgegenwirken. Zum anderen ändern sich mit variierendem Schneideneckenradius auch die Kontaktbedingungen: Ein größerer Schneideneckenradius bewirkt, dass die mechanische Last auf eine größere Fläche verteilt wird. Somit kann die Vergleichsspannung unmittelbar unterhalb der Oberfläche trotz höherer Passivkräfte niedriger sein, was ebenfalls hinderlich für die verformungsinduzierte Martensitbildung ist.

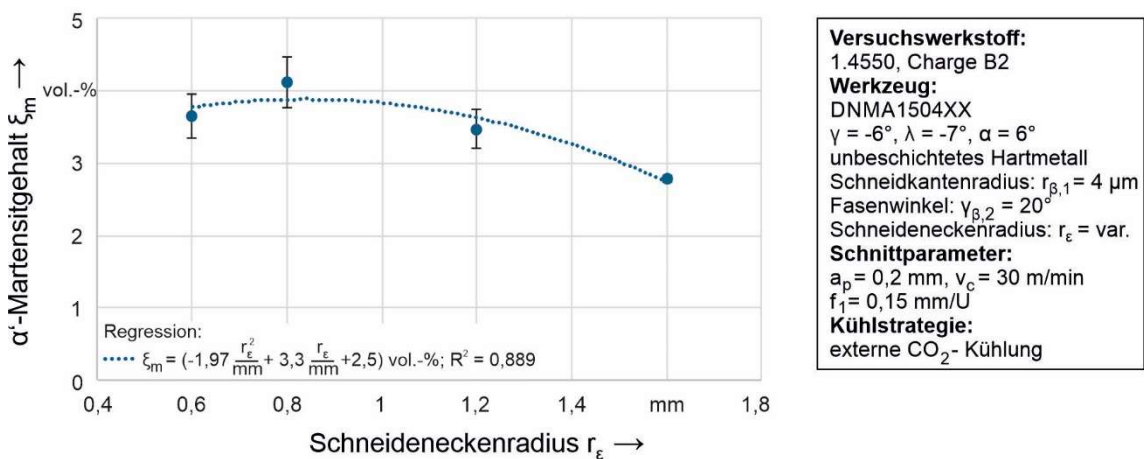


Abbildung 5-26: Martensitgehalt in Abhängigkeit vom Schneideneckenradius

Die bei kleinen Schneideneckenradien ($r_{\epsilon} < r_{\epsilon,4}$) gemessenen höheren α' -Martensitgehalte äußern sich in einer höheren maximalen Mikro­härte und einer marginal höheren Ein­här­tetiefe (siehe Abbildung 5-27). Die Unterschiede in der Mikro­härte sind, wie auch beim α' -Martensitgehalt, für kleine Schneideneckenradien ($r_{\epsilon} < r_{\epsilon,4}$) im Bereich der Standardabweichung.

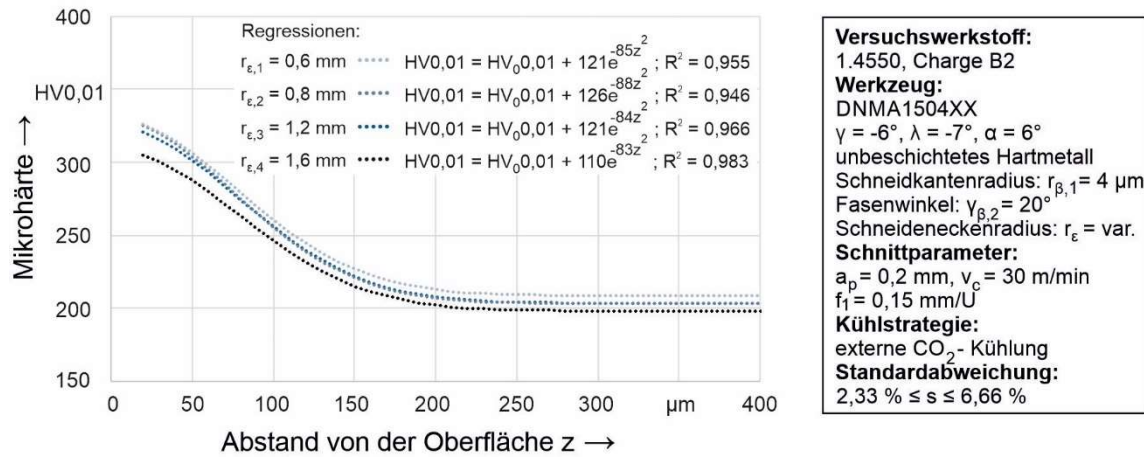


Abbildung 5-27: Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone nach dem Drehen mit unterschiedlichen Schneideneckenradien

Die veränderten Eingriffsbedingungen bei steigendem Schneideneckenradius führen gemäß Gl. 2-10 zu einer asymptotisch fallenden theoretischen kinematischen Rautiefe $R_{t,kin}$ (siehe Abbildung 5-28). Die gemessene gemittelte Rautiefe liegt bei allen Schneideneckenradien über dem theoretisch berechneten Wert. Die Abweichungen bei größeren Schneideneckenradien ($r_{\epsilon,3}$ und $r_{\epsilon,4}$) sind dabei auf die zunehmenden Adhäsionen zurückzuführen (siehe Abbildung 5-29). Bei den mit den Schneideneckenradien $r_{\epsilon,1}$ und $r_{\epsilon,2}$ gedrehten Werkstücken wurden an den Oberflächen keine oder nur wenige einzelne Partikelanhaftungen festgestellt. Da diese Oberfläche nur wenige Irregularitäten aufweisen, sind die Abweichungen von der theoretischen kinematischen Rautiefe auf überhöhte Rauheitsspitzen zurückzuführen, welche womöglich durch seitliches Fließen des Werkstoffs entlang der Freifläche an der Nebenschneide herrühren. Trotz der auf den Oberflächen weit verbreiteten Adhäsionen weisen die mit Schneideneckenradius $r_{\epsilon,4}$ gedrehten Werkstücke die niedrigste gemittelte Rautiefe auf. Dies liegt darin begründet, dass aufgrund der veränderten Werkzeugmakrogeometrie bei gleicher Kinematik die Rauheitsspitzen mit steigendem Schneideneckenradius weniger stark ausgeprägt sind. Es ist jedoch nicht zu erwarten, dass sich die Rauheit mit weiter steigendem Schneideneckenradius deutlich verringern lässt, da die theoretische kinematische Rautiefe nur geringfügig absinkt, aber mit stärker ausgeprägten Adhäsionen zu rechnen ist.

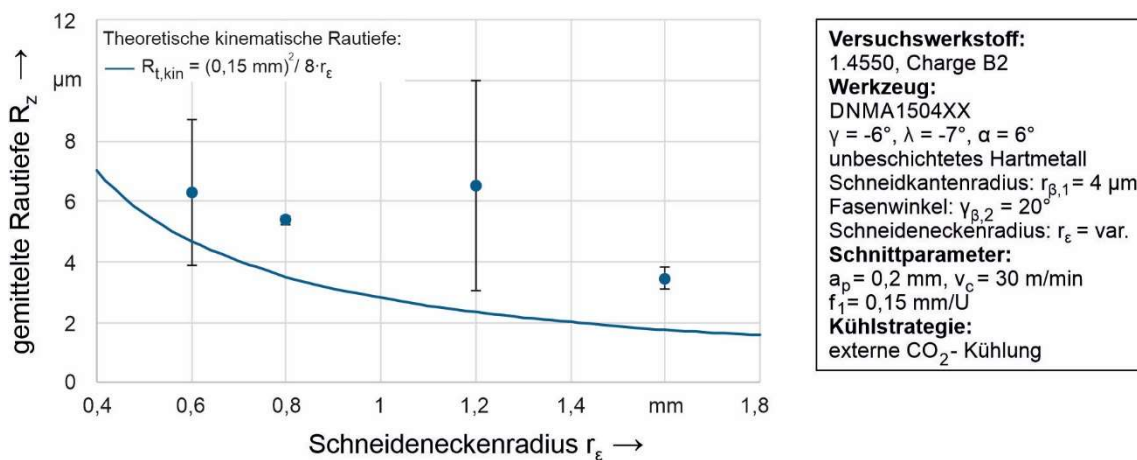


Abbildung 5-28: Gemittelte Rautiefe in Abhängigkeit vom Schneideneckenradius

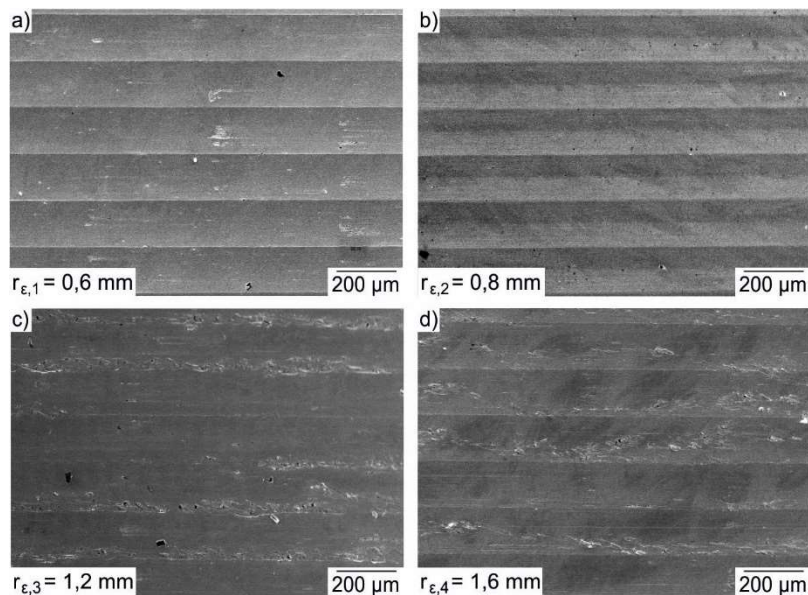


Abbildung 5-29: Oberflächentopographie nach dem Drehen mit verschiedenen Schneid-eckenradien

5.2.4 Beschichtung

Da die Makrogeometrie der Werkzeuge gleich und die Mikrogeometrie vergleichbar (siehe Tabelle 4-5) ist, lassen sich die beobachteten Unterschiede auf die variierenden Wärmeleitfähigkeiten sowie die durch die verschiedenen Beschichtungen einhergehenden variierten tribologischen Bedingungen und den daraus resultierenden Unterschieden bei der Spanbildung zurückführen.

Abbildung 5-30 zeigt die Prozesskräfte beim Drehen mit unterschiedlichen Werkzeugbeschichtungen sowie mit unbeschichteten (UB) Referenzwerkzeugen. Durch die Verwendung einer AlTiN- und TiN-Beschichtung lassen sich die Prozesskräfte reduzieren. Beim Abgleich mit den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Werkstückoberflächen (siehe Abbildung 5-35) fällt auf, dass diese deutlich weniger durch Aufbauschneidenbildung entstehende Adhäsionen aufweisen. Das zyklische Aufbauen, Verfestigen und Ablösen von Partikeln der Aufbauschneide ist bei der Verwendung von TiN-, Multilayer und insbesondere AlTiN-Beschichtungen deutlich weniger stark ausgeprägt, was sich an den Oberflächen mit weniger Partikeladhäsionen erkennen lässt. Die weniger stark ausgeprägte Aufbauschneidenbildung könnte auf geringere Adhäsion zwischen Werkzeug und Werkstoff und somit einen besseren Materialfluss zurückzuführen sein. Die Bildung einer Aufbauschneide benötigt mechanische Energie, um das Material vor der Schneidkante zu verfestigen. Weiterhin führt die Aufbauschneide zu einer Vergrößerung der in diesem Fall ansonsten scharfen Schneidkanten, was nach obigen Erkenntnissen (siehe Abbildung 5-10) zu einer Erhöhung der Prozesskräfte führt. Letztlich werden die losgelösten Partikel unter der Schneidkante hindurch und an die Werkstückoberfläche gedrückt, was wiederum mechanische Energie erfordert. Das Wegfallen dieser Vorgänge bei der Zerspanung ohne (bzw. mit verringerter) Aufbauschneidenbildung begründet die niedrigeren Prozesskräfte bei der Zerspanung mit AlTiN- und TiN-Beschichtung. Beim Drehen mit Multilayerbeschichtung konnte die Aufbauschneidenbildung ebenfalls merklich reduziert werden (vgl. Abbildung 5-35). Die äußere TiN-Schicht der Multilayerbeschichtung führte zu einem vergleichbaren tribologischen Einsatzverhalten wie die PVD TiN-Monolayerbeschichtung. Auf-

grund der großen Schichtdicke und der damit einhergehenden Vergrößerung des Schneidkantenradius kam es bei der Multilayerbeschichtung jedoch verglichen zu den unbeschichteten Werkzeugen nur zu einer geringfügigen Verringerung der Prozesskräfte und verglichen mit den TiN-beschichteten Werkzeugen zu einer Erhöhung der Prozesskräfte. Die Verwendung einer TiAlSiN- und TiB₂-Beschichtung führte nicht zur Reduktion der Aufbauschneidenbildung. Die Prozesskräfte sind daher vergleichbar zur Zerspangung mit unbeschichteten Werkzeugen.

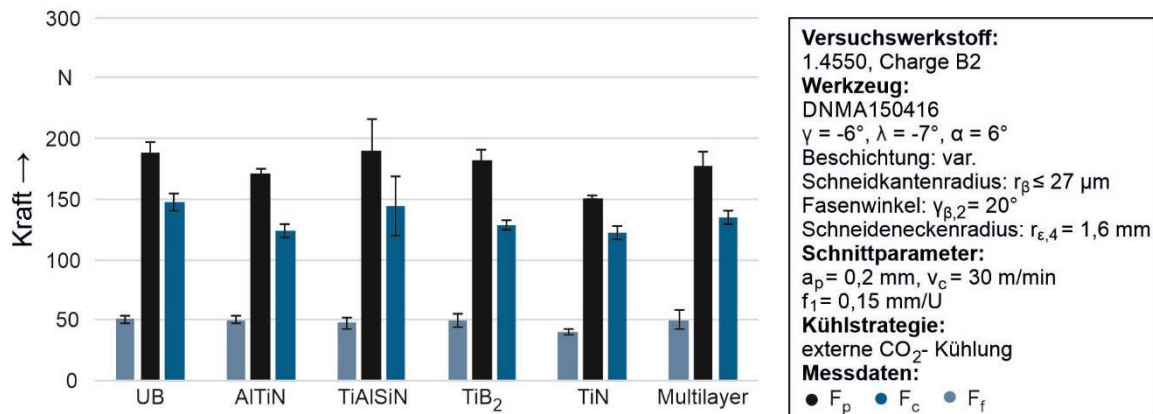


Abbildung 5-30: Prozesskräfte in Abhängigkeit von der Werkzeugbeschichtung

Beim Drehen mit beschichteten Werkzeugen wurden ähnliche oder höhere Temperaturen gemessen wie beim Drehen mit unbeschichteten Werkzeugen (siehe Abbildung 5-31), was im Allgemeinen auf die niedrigere Wärmeleitfähigkeit der Schichtwerkstoffe gegenüber des Hartmetalls zurückgeführt werden kann (siehe Tabelle 4-5). Die weniger stark ausgeprägte Aufbauschneidenbildung bei der Zerspangung mit AlTiN-, TiN- und Multilayerbeschichtung und die damit geringere Wärmeentstehung durch Reibung des vor der Schneidkante aufgestauten Materials am Werkstück führt zu einer geringeren Wärmeentstehung. Dies führt im Vergleich zu den anderen Beschichtungen beim Drehen mit AlTiN- und TiN-Beschichtung zu niedrigeren Temperaturen. Beim Drehen mit Multilayerbeschichtung kann jedoch aufgrund der sehr niedrigen Wärmeleitfähigkeit der Al₂O₃-Schicht und der sehr großen Schichtdicke weniger Wärme über das Werkzeug abgeführt werden, was sich in höheren Temperaturen äußert. Im Vergleich zu den Versuchen mit unbeschichteten Wendeschneidplatten führt das Drehen mit TiAlSiN- und TiB₂-Beschichtung ebenfalls zu Reibungen aufgrund der Aufbauschneidenbildung und damit zu einer ähnlichen Wärmeentstehung. Beim Drehen mit unbeschichtetem Hartmetall kann jedoch aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit mehr Wärme durch das Werkzeug geleitet werden, was zu niedrigeren Temperaturen führt. Beim Drehen mit TiAlSiN- und TiB₂-Beschichtung wurden dagegen höhere Temperaturen gemessen. Die Temperaturen beim Drehen mit TiAlSiN-Beschichtung sind am höchsten, weil diese Beschichtung eine niedrigere Wärmeleitfähigkeit als die TiB₂-Beschichtung aufweist und zudem zu ausgeprägterer Aufbauschneidenbildung führte.

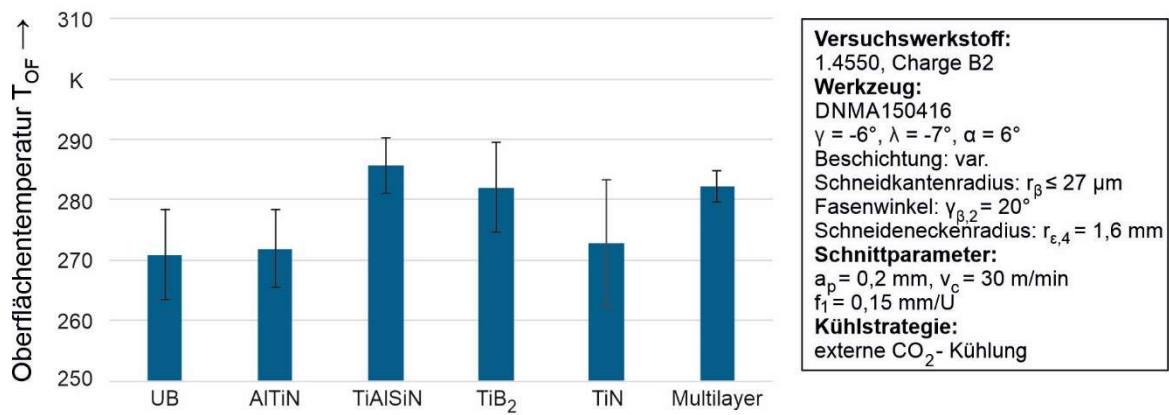


Abbildung 5-31: Oberflächentemperatur in Abhängigkeit von der Werkzeugbeschichtung

Die Variation der Beschichtung führt zu keinem signifikanten Unterschied im α' -Martensitgehalt ξ_m (siehe Abbildung 5-32). Dies lässt sich durch die meist eher geringen Unterschiede in der thermomechanischen Last erklären. Beim Drehen mit Werkzeugen mit AlTiN- und TiN-Beschichtung sind zwar die Temperaturen geringer als beim Drehen mit anderen Beschichtungen, jedoch sind ebenfalls die Prozesskräfte geringer, sodass sich diese entgegenwirkenden Effekte gegenüberstehen und in Summe zu keinen signifikanten Änderungen des α' -Martensitgehaltes führen. Der höchste α' -Martensitgehalt wurde bei Werkstücken festgestellt, welche mit Werkzeugen mit Multilayerbeschichtung gedreht wurden. Dies kann möglicherweise durch den mit der größeren Schichtdicke einhergehend geringfügig größeren Schneidkantenradius (siehe Tabelle 4-5) erklärt werden, welcher zu höheren Prozesskräften führt (siehe Abbildung 5-10). Die Änderungen liegen dennoch im Bereich der Standardabweichung und sind daher als nicht signifikant zu bewerten. Ebenso lassen sich keine signifikanten Unterschiede in der maximalen Mikrohärtigkeit oder der Einhärtetiefe feststellen (siehe Abbildung 5-33).

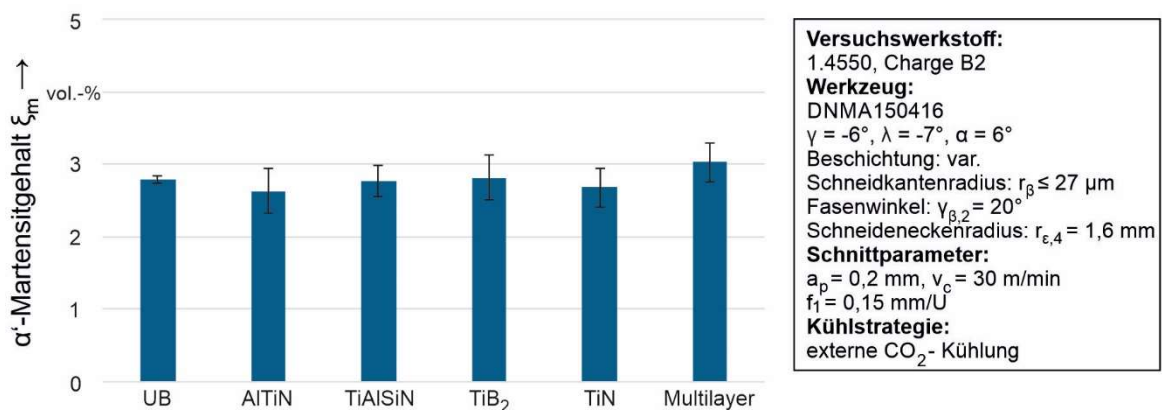


Abbildung 5-32: Martensitgehalt in Abhängigkeit von der Werkzeugbeschichtung

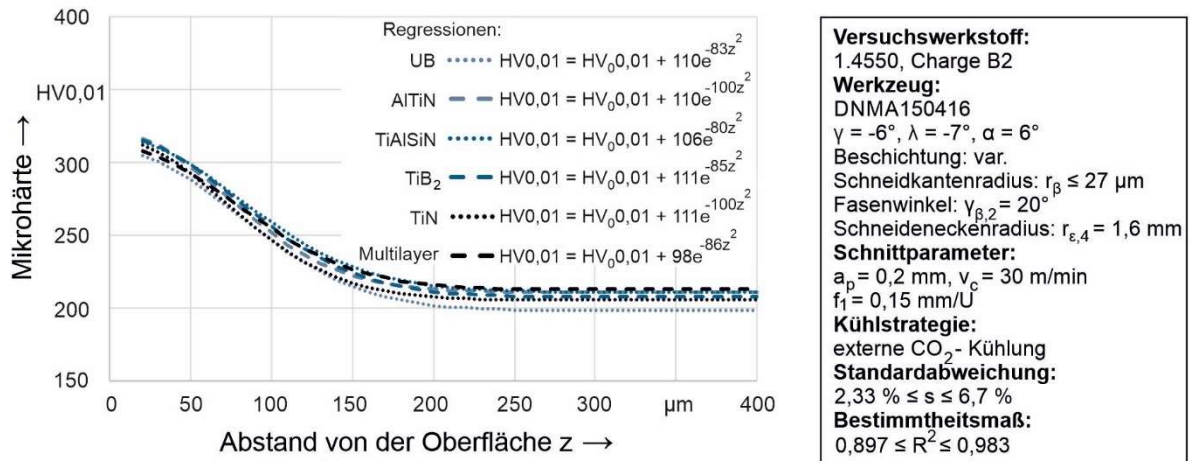


Abbildung 5-33: Mikrohärte in der Werkstückrandzone nach dem Drehen mit unterschiedlich beschichteten Werkzeugen

Während sich in Abhängigkeit von der Werkzeugbeschichtung keine signifikanten Unterschiede in der Beschaffenheit der Werkstückrandzone beobachten lassen (siehe Abbildung 5-32 und Abbildung 5-33), kommt es jedoch zu deutlichen Variationen in der Oberflächentopographie, wie sich anhand der gemittelten Rautiefe R_z (siehe Abbildung 5-34) und den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Werkstückoberflächen (siehe Abbildung 5-35) erkennen lässt. Die Unterschiede hinsichtlich der vorzufindenden Adhäsionen sind, wie oben schon beschrieben, auf die beschichtungsabhängig variierende Aufbauschneidenbildung während des Drehens zurückzuführen. Diese Adhäsionen führen zu den Abweichungen von der theoretischen kinematischen Rauheit $R_{t,kin} = 1,76 \mu\text{m}$, wobei sich eine gute Übereinstimmung zwischen Anzahl der detektierten Adhäsionen in den Oberflächenaufnahmen und den gemessenen Rauheitswerten ergibt: Unbeschichtete Wendeschneidplatten sowie Werkzeuge mit TiB_2 - und insbesondere mit TiAlSiN -Beschichtung führen zu starker Aufbauschneidenbildung und infolgedessen zu stark ausgeprägten Adhäsionen und Rauheitswerten. Beim Drehen mit TiN - und Multilayerbeschichtung wurden hingegen weniger Adhäsionen und infolgedessen eine niedrigere Rauheit festgestellt. Werkstücke, welche mit Werkzeugen mit AlTiN -Beschichtung gedreht wurden, weisen eine adhäsionsfreie Oberfläche und die niedrigste Rauheit auf. Weiterhin ist zu erkennen, dass beim taktilen Vermessen der adhäsionsreichen Oberflächen (UB , TiB_2 und insbesondere TiAlSiN) hohe Standardabweichungen in den R_z -Werten einhergingen, was auf die zufällige Anzahl und Größe der Adhäsionen auf den Messstrecken zurückzuführen ist. Bei den adhäsionsarmen Oberflächen (AlTiN , TiN und Multilayer) trat dieser Effekt nicht auf und die Standardabweichungen waren deutlich geringer.

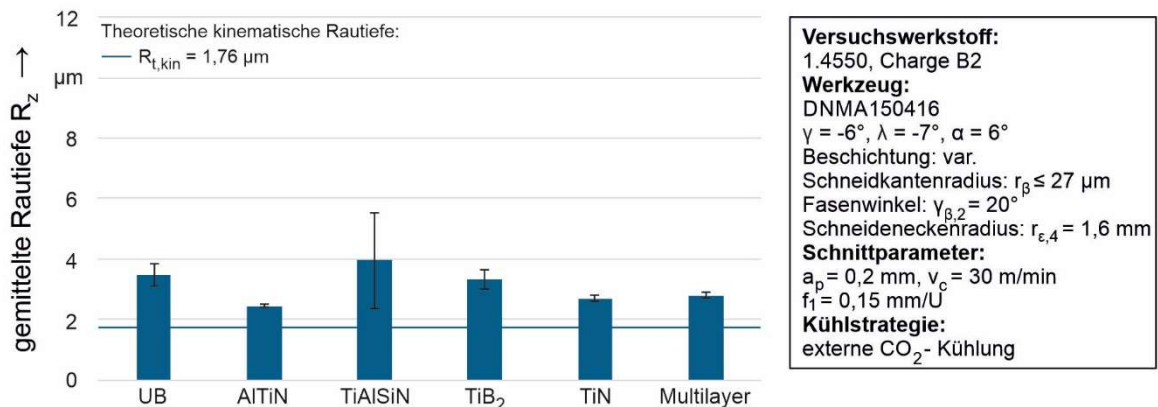


Abbildung 5-34: Gemittelte Rautiefe in Abhängigkeit von der Werkzeugbeschichtung

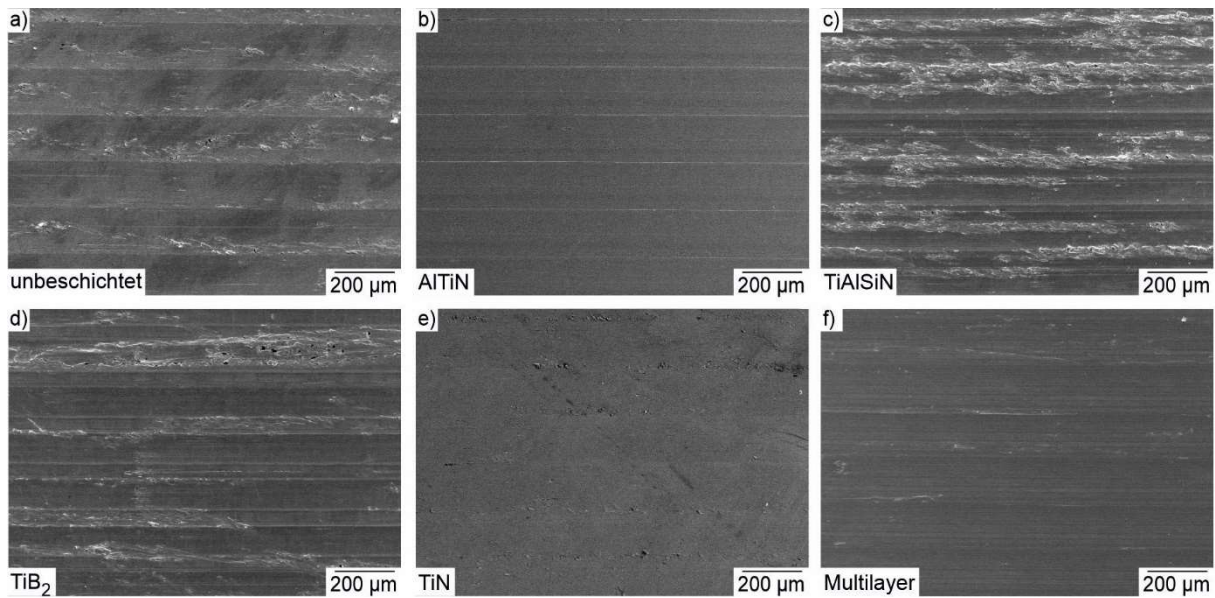


Abbildung 5-35: Oberflächenmorphologie nach dem Drehen mit verschiedenen Werkzeugbeschichtungen

5.2.5 Zwischenfazit

Tabelle 5-1 zeigt eine Übersicht der ermittelten Wirkzusammenhänge zwischen den Werkzeugeigenschaften, den Prozessgrößen und der Oberflächenmorphologie. Der Einfluss steigender Schneidkantenradien, Fasenwinkel und Eckenradien sowie die Auswirkungen bei Verwendung spezifischer Beschichtungen gegenüber unbeschichteten Werkzeugen wurden dabei vergleichend bewertet.

Werkzeugeigenschaften	Schnittkraft F_c	Passivkraft F_p	Vorschubkraft F_f	Oberflächentemperatur T_{OF}	α' -Martensitgehalt ξ_m	Maximale Mikrohärtigkeit HV_{max}	Einhärttiefe	Gemittelte Rauhtiefe R_z
Schneidkantenradius r_β	+	+	+	0	++	+	+	+
Fasenwinkel γ_β	++	++	++	++	++	+	++	++
Schneideneckenradius r_e	+	+	0	+	-	-	0	--
AlTiN	-	-	0	0	0	0	0	--
TiAlSiN	0	0	0	+	0	0	0	+
TiB ₂	-	-	0	+	0	0	0	0
TiN	-	-	-	0	0	0	0	-
Multilayer	-	-	-	+	0	0	0	-

--) stark fallend; -) fallend; 0) kein signifikanter Einfluss; +) steigend; ++) stark steigend

Tabelle 5-1: Einfluss der Werkzeugeigenschaften auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie (Beschichtungen in Referenz zu unbeschichteten Werkzeugen)

Ein steigender Schneidkantenradius führt zu erhöhten Prozesskräften, beeinflusst jedoch nicht signifikant die Oberflächentemperatur. Die für die Phasentransformation günstigere thermomechanische Last in der Werkstückrandzone führt zu höheren α' -Martensitgehalten. Zwar lässt sich so mit steigendem Schneidkantenradius eine höhere maximale Mikrohärtigkeit und eine höhere Eindhärttiefe realisieren, es kommt jedoch auch zu einem Anstieg der Oberflächenrauheit. Es liegt folglich ein Zielkonflikt zwischen Oberflächenmorphologie und α' -Martensitgehalt bzw. Mikrohärtigkeit vor. Der Einfluss des Schneidkantenradius auf die Prozessgrößen, den α' -Martensitgehalt und die Mikrohärtigkeit ist in Tabelle 5-1 dargestellt.

sitgehalt und die Oberflächenrauheit kann in guter Näherung durch eine lineare Regression beschrieben werden. Diese quantifizierte Korrelation erlaubt es, die Oberflächenmorphologie durch Adjustieren des Schneidkantenradius gezielt einzustellen.

Die Erhöhung des Fasenwinkels führt zu einem starken Anstieg der Prozesskräfte, was die verformungsinduzierte Martensitbildung begünstigt. Bei sehr hohen Fasenwinkeln hemmt jedoch die erhöhte Temperatur die Phasenumwandlung. Mit steigendem Fasenwinkel nimmt die plastische Deformation in der Werkstückrandzone deutlich zu und es kommt zur Ausbildung einer nanokristallinen Randschicht und einer Zunahme der Transformationstiefe. Die maximale Mikrohärtigkeit kann durch die Verwendung stark gefaster Werkzeuge gesteigert werden, was nicht nur auf die verformungsinduzierte Martensitbildung, sondern auch auf die ausgeprägte plastische Deformation im oberflächennahen Randbereich zurückgeführt werden kann. Die Einhärtetiefe steigt mit zunehmendem Fasenwinkel aufgrund der höheren Transformationstiefe erheblich. Höhere Fasenwinkel begünstigen die Aufbauschneidenbildung, womit die Anzahl der adhärerten Partikel an der Werkstückoberfläche steigen und letztlich auch die gemessene Rauheit deutlich zunimmt.

Ein größerer Schneideneckenradius führt zu höheren Schnitt- und Passivkräften, wohingegen die Vorschubkraft konstant bleibt. Die Zunahme der aktiven Schneidkantenlänge bewirkt höhere Oberflächentemperaturen. Bei einem großen Schneideneckenradius von $r_{e,4} = 1,6$ mm wurden niedrigere α' -Martensitgehalte und daher auch eine niedrigere maximale Mikrohärtigkeit gemessen, als bei der Verwendung kleinerer Schneideneckenradien. Bei kleineren Schneideneckenradien ($r_e < r_{e,4}$) liegen die Unterschiede im α' -Martensitgehalt und der Mikrohärtigkeit überwiegend im Bereich der Standardabweichung. Aufgrund der veränderten Kontaktbedingungen führt eine Zunahme des Schneideneckenradius zu weniger stark ausgeprägten Rauheitsspitzen, welche, trotz zunehmender Adhäsionen, in einer geringeren gemittelten Rautiefe resultieren.

Die Prozesskräfte und Oberflächentemperaturen variieren in Abhängigkeit der jeweils verwendeten Beschichtung. Mit keiner der untersuchten Beschichtungen wird der α' -Martensitgehalt oder die Mikrohärtigkeit signifikant beeinflusst. Es kommt jedoch zu deutlichen Unterschieden in der Aufbauschneidenbildung, was sich auf die Oberflächentopographie auswirkt. Eine Multilayer-, TiN- und insbesondere AlTiN-Beschichtung reduzieren die Aufbauschneidenbildung und somit die daraus resultierenden Adhäsionen an der Werkstückoberfläche, was sich in einer niedrigeren gemittelten Rautiefe äußert.

Die Werkzeugeigenschaften haben, wie Tabelle 5-1 zeigt, teils deutliche Auswirkungen auf die Oberflächenmorphologie. Eine gezielte Werkzeuggestaltung kann daher dazu beitragen, die Qualität der gefertigten Bauteiloberflächen zu verbessern. Die Verwendung eines großen Schneideneckenradius ist empfehlenswert. Zwar führt dieser zu einem niedrigeren α' -Martensitgehalt und geringerer maximaler Mikrohärtigkeit, er ermöglicht jedoch auch, insbesondere bei Verwendung einer geeigneten Werkzeugbeschichtung, die Oberflächentopographie erheblich zu verbessern. Die Verwendung einer AlTiN-Beschichtung zeigte hierbei die besten Ergebnisse, da diese, verglichen mit den unbeschichteten Referenzwerkzeugen, zu keinen signifikanten Änderungen im α' -Martensitgehalt und der Mikrohärtigkeit führt, allerdings zur deutlichen Verbesserung der Oberflächentopographie beiträgt. Steigende Schneidkantenradien und Fasenwinkel führen zur stärkeren plastischen Verformung der Werkstückrandzone und bewirken so

durch ausgeprägtere Kaltverfestigung und verformungsinduzierte Martensitbildung eine wirkungsvollere Randschichtverfestigung. Auf der anderen Seite führen größere Schneidkantenradien und stärker gefaste Werkzeuge jedoch auch zu einer Verschlechterung der Oberflächentopographie. Hier ist, abhängig von den Einsatzbedingungen des Bauteils und der daraus resultierenden erforderlichen Oberflächenmorphologie, eine Anpassung der Schneidengeometrie empfehlenswert.

6 Modellierung der Martensitbildung in der Werkstückrandzone⁴

6.1 Modellierungsansatz

Im Vergleich zu materialwissenschaftlichen Untersuchungen zum Einfluss der thermomechanischen Last auf die verformungsinduzierte Martensitbildung (vgl. Kapitel 2.1.3) sind beim kryogenen Drehen einige Besonderheiten bei der Modellierung zu berücksichtigen. Zunächst sind die Spannung σ , Dehnung ε und Temperatur T nicht die Einstellgrößen des Experiments, sondern können nur indirekt durch eine Variation der Einstellgrößen beim Drehen (Schnittparameter, Werkzeugeigenschaften, Kühlstrategie) adjustiert werden, was a priori Wissen voraussetzt. Weiterhin sind, anders als bei unidirektionalen Zug- oder Ermüdungsversuchen, die Spannung, Dehnung und Temperatur nicht homogen im Werkstück verteilt, was in einer ebenfalls inhomogenen Verteilung des α' -Martensitgehaltes resultiert. Die verformungsinduzierte Martensitbildung findet lokal im Bereich des Werkzeugeingriffes statt, welcher eine lokale mechanische Last zu einer zu diesem Zeitpunkt gegebenen Temperatur auf die Werkstückrandzone ausübt. Abhängig vom Abstand von der Oberfläche ergibt sich ein steiler Gradient hinsichtlich der Spannung, Dehnung, Temperatur und des α' -Martensitgehaltes. Die ortsabhängige Charakterisierung der thermomechanischen Last gestaltet sich, insbesondere nahe der Kontaktzone, als schwierig. Die Spannung kann ortsabhängig mit Vergleichsspannungsmodellen approximiert werden, wobei diese ebenfalls von den Kontaktbedingungen, also folglich den Werkzeugeigenschaften, abhängen und einigen Restriktionen unterliegen. Die durch das Drehen entstehende plastische Verformung in der Werkstückrandzone kann ex-situ bspw. durch EBSD oder metallographische Untersuchungen charakterisiert werden. Darüber hinaus könnten elastische und elastisch-plastische Dehnungen auch in Abhängigkeit von der Vergleichsspannung modelliert werden, sofern ein Materialmodell verwendet wird, welches die bei der martensitischen Phasentransformation resultierenden Änderungen der mechanischen Eigenschaften berücksichtigt. Die genaue, ortsabhängige Bestimmung der Temperatur in der Werkstückrandzone ist nach dem heutigen Stand der Technik nicht möglich. Zwar existieren mittlerweile Modelle [Beck18a], welche die orts- und zeitabhängige Berechnung der Temperatur beim kryogenen Drehen ermöglichen, jedoch kommt es im Bereich in welchem die verformungsinduzierten Martensitbildung stattfindet (bis ca. 200 μm unterhalb der Oberfläche) zu numerischen Fehlern und somit zu unzuverlässigen Ergebnissen.

Aufgrund der beschränkten Möglichkeiten zur ortsabhängigen Charakterisierung der thermomechanischen Last wurde der mittlere α' -Martensitgehalt in der Werkstückrandzone modelliert. Da die Dehnung einen deutlich geringeren Einfluss auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung hat als die Spannung (vgl. Kapitel 2.1.3), wurde diese nicht als Eingangsgröße bei der Modellierung berücksichtigt. Stattdessen wurden die in-situ messbaren Prozesskräfte als Eingangsgrößen herangezogen. Zur Charakterisierung der thermischen Last wurde auf die werkstückinterne Temperaturmessung zurückgegriffen (siehe Abbildung 4-9 und Abbildung 4-10). Verwendet wurde die in einem Abstand von einem Millimeter zur Oberfläche mittels Thermoelement gemessene lokale Maximaltemperatur $T_{i,\text{max}}$, da dies die Temperatur nahe der

⁴ Die Inhalte dieses Kapitels wurden vorab veröffentlicht:

[Hotz20c] Hotz, H.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.: Impact of the thermomechanical load on subsurface phase transformations during cryogenic turning of metastable austenitic steels. In: Journal of Intelligent Manufacturing (2020), DOI: 10.1007/s10845-020-01626-6.

Werkstückrandzone während des Werkzeugeingriffs darstellt, also zu dem Zeitpunkt, in dem die mechanische Last im gleichen Bereich vorliegt und folglich die verformungsinduzierte Martensitbildung stattfindet. Bei den Prozesskräften wurde jeweils der Mittelwert im stationären Bereich als Eingangsgröße für die Modelle verwendet (vgl. Abbildung 4-7). Als Ausgangsgröße wurde der mittels magnetinduktivem Sensor gemessene mittlere α' -Martensitgehalt ξ_m verwendet. Wie schematisch in Abbildung 6-1 dargestellt, wurden zwei verschiedene Modelle zur Berechnung des α' -Martensitgehaltes in Abhängigkeit von den Prozesskräften und der Temperatur entwickelt. Zum einen wurde basierend auf werkstoffkundlichen Grundlagen (vgl. Kapitel 2.1.3) ein parametrisches Modell entwickelt. Zum anderen wurde ein nichtparametrisches Modell mithilfe KNN entwickelt. Für die Entwicklung beider Modelle wurden dieselben 51 Datensets (jeweils Prozesskräfte, Temperatur $T_{i,max}$, α' -Martensitgehalt ξ_m eines Werkstückes) verwendet. Datensets zum kryogenen Drehen von vier Werkstücken, welche bei der Entwicklung der Modelle zurückgehalten wurden, wurden dann zum Testen verwendet.

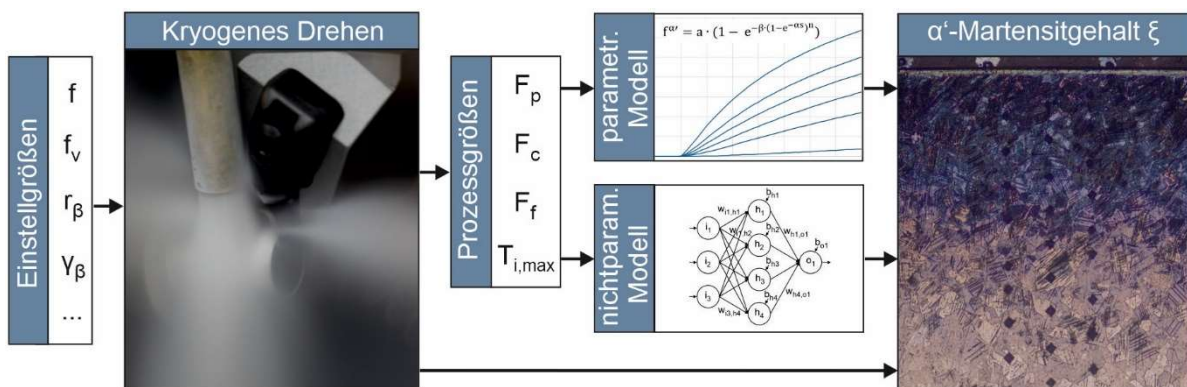


Abbildung 6-1: Schematische Darstellung des Modellierungsansatzes

Zur Erzeugung einer breiten Datenbasis wurden Versuche durchgeführt, in denen durch die gezielte Variation der Einstellgrößen die thermomechanische Last und somit der resultierende α' -Martensitgehalt umfassend variiert wurden. Variiert wurden der Schneidkantenradius r_β , der Formfaktor K , der Fasenwinkel γ_β , die Werkzeugbeschichtung und der Vorschub f . Zudem wurden einige Werkstücke unmittelbar vor dem kryogenen Drehen vorgekühlt, wobei zur Adjustierung der Temperatur der Vorschub während der Vorkühlung f_v ebenfalls variiert wurde. Niedrige Vorschübe f_v beim Vorkühlen bewirkten, dass die CO_2 -Düsen bei einem konstantem CO_2 -Massenstrom von 1,75 kg/min langsamer verfahren, somit das Werkstück länger gekühlt wurde und folglich unmittelbar vor der Zerspanung niedrigere Temperaturen vorlagen. Eine Übersicht der verwendeten Einstellgrößen, Prozessgrößen, der gemessenen α' -Martensitgehalte und mittels parametrischem und nichtparametrischem Modell berechneten α' -Martensitgehalte findet sich im Anhang dieser Arbeit in Tabelle 10-1.

6.2 Datenanalyse

Abbildung 6-2 zeigt eine Übersicht der ex-situ gemessenen α' -Martensitgehalte ξ_m in Abhängigkeit der vier in-situ gemessenen Prozessgrößen. Es ist deutlich zu erkennen, dass der α' -Martensitgehalt mit steigender Schnittkraft F_c und Passivkraft F_p zunimmt. Der ähnliche Einfluss von Schnittkraft und Passivkraft lässt sich dadurch erklären, dass diese selbst deutlich miteinander korrelieren ($R^2 = 0,792$). Zunehmende Temperaturen $T_{i,max}$ führen wie erwartet zu niedrigeren α' -Martensitgehalten ξ_m . Die Korrelationen der verschiedenen Messgrößen wurden in Tabelle 6-1 mit dem Bestimmtheitsmaß R^2 quantifiziert.

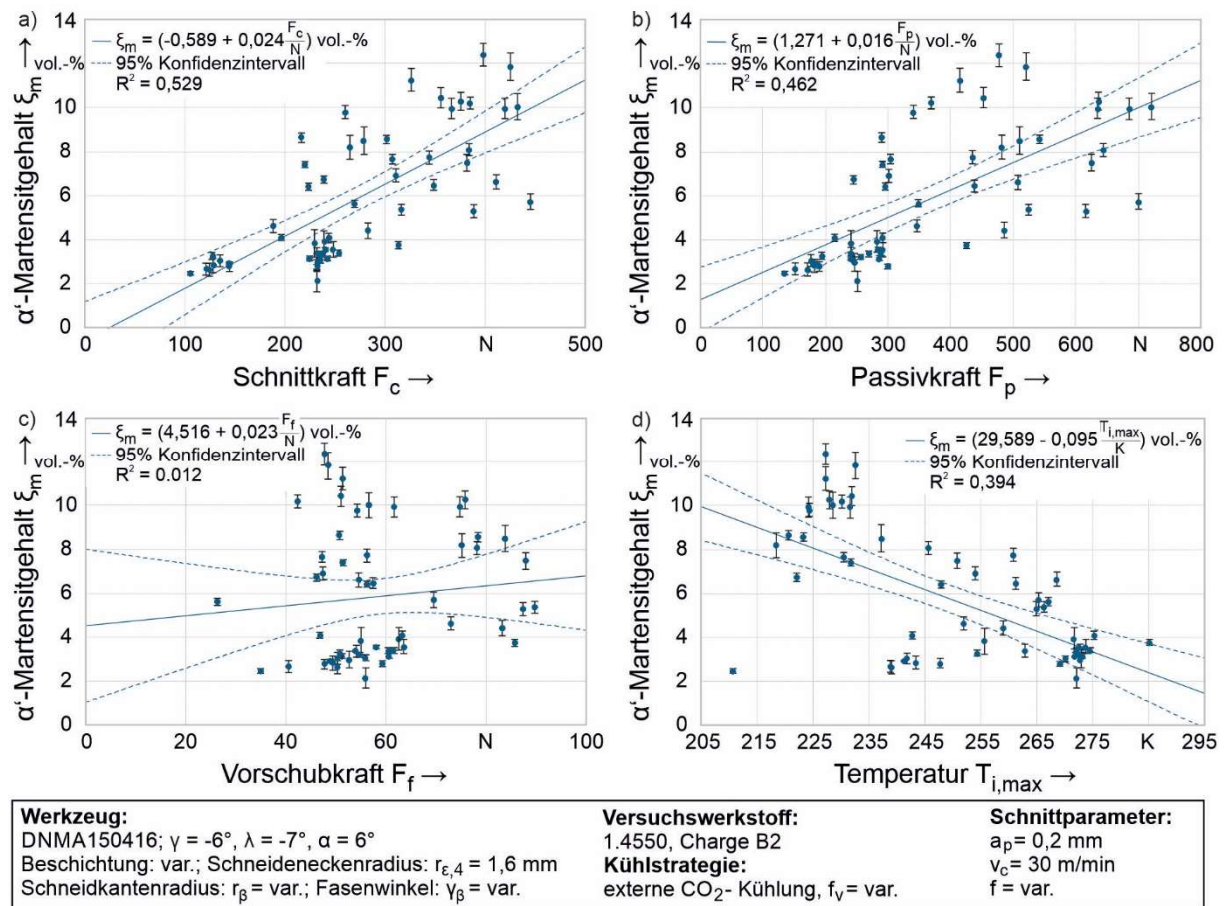


Abbildung 6-2: Martensitgehalt in Abhängigkeit von a) der Schnittkraft, b) der Passivkraft, c) der Vorschubkraft und d) der Temperatur

	F_c	F_p	F_f	$T_{i,max}$	ξ_m
F_c	1	0,792	0,382	0,03	0,462
F_p	0,792	1	0,146	0,003	0,529
F_f	0,382	0,146	1	0,037	0,012
$T_{i,max}$	0,03	0,003	0,037	1	0,394
ξ_m	0,462	0,529	0,012	0,394	1

Tabelle 6-1: Bestimmtheitsmaße zwischen den einzelnen Messgrößen

Durch die nahezu adiabatische Umwandlung von mechanischer Energie in Wärme in der primären Scherzone wäre ohne Vorkühlung mit einer deutlichen Korrelation zwischen Schnittkraft und Temperatur zu rechnen, was es erschweren würde, die einzelnen Einflüsse auf die verformungsinduzierte Phasentransformation zu unterscheiden. Durch die große Variation der zahlreichen Einstellgrößen, insbesondere durch Modifikation der Temperatur durch die unterschiedlich starke Vorkühlung, konnte dies vermieden werden. Die Korrelation zwischen Prozesskräften und Temperatur ist mit $R^2 \leq 0,037$ sehr gering. Zwar lassen sich Tendenzen hinsichtlich des Einflusses der Schnittkraft F_c , Passivkraft F_p und Temperatur $T_{i,max}$ auf den α' -Martensitgehalt ξ_m erkennen, jedoch ist die Streuung insgesamt sehr hoch. Dies ist darauf zurückzuführen, dass sich die verformungsinduzierte Martensitbildung nicht allein durch die thermische oder mechanische Last erklären lässt, sondern nur durch deren Überlagerung.

6.3 Parametrisches Modell

Aufgrund der guten Ergebnisse der in Kapitel 2.1.3 zitierten materialwissenschaftlichen Modelle wurde zur Modellierung des α' -Martensitgehaltes in Abhängigkeit von der thermomechanischen Last beim kryogenen Drehen ebenfalls mit Gl. 5-3 ein sigmoidaler Ansatz gewählt, welcher an Gl. 2-8 angelehnt ist. Diese Adaption eines materialwissenschaftlichen Modells ist als empirische Näherungsformel zu verstehen.

$$f^{\alpha'} = a \cdot (1 - e^{-\beta \cdot (1 - e^{-\alpha s})^n}) \quad (\text{Gl. 5-3})$$

Wie in Kapitel 2.1.3 beschrieben, hat die aufgebrachte Spannung σ einen größeren Einfluss auf die verformungsbedingte α' -Martensitbildung als die Dehnung ε . Aufgrund des geringeren Einflusses der beim kryogenen Drehen in der Werkstückrandzone vorliegenden, schwer bestimm- baren Dehnung ε wurde diese anders als in Gl. 2-8 nicht im Modell berücksichtigt. Stattdessen wurde die Dehnung ε in Gl. 5-3 durch den Substitutionsterm s ersetzt, welcher von den gemessenen Prozesskräften abhängt. Der Fittingparameter a berücksichtigt die inhomogene α' -Martensitverteilung in der Werkstückrandzone. Die bestmöglichen Fittingergebnisse wurden mit einem Wert von $a = 0,67$ erreicht, der für alle Berechnungen konstant gehalten wurde. Ebenso wie in den Modellen von OLSON & COHEN [Olso75] und HECKER et al. [Heck82] wurde ein konstanter Exponent von $n = 4,5$ verwendet.

Die dimensionslosen Parameter α und β , welche auch in Gl. 2-8 Verwendung finden, realisieren die Temperatursensitivität des Modells, da diese Parameter die temperaturabhängige Rate der Scherbandbildung (α) und die temperaturabhängige Wahrscheinlichkeit der Martensitnukleation an Scherbandkreuzungen (β) widerspiegeln (vgl. Kapitel 2.1.3). Für α und β wurden Daten aus der Literatur verwendet: Im direkten Vergleich führten die von HECKER et al. [Heck82] verwendeten Parameter zu besseren Ergebnissen als die von OLSON & COHEN [Olso75] bestimmten Parameter. Basierend auf den Ergebnissen von HECKER et al. [Heck82] wurden daher in Gl. 5-3 die folgenden temperaturabhängigen Gleichungen (Berechnung in °C) verwendet:

$$\alpha = 5 \cdot 10^{-9} \cdot T_{i,\max}^4 + 5 \cdot 10^{-7} \cdot T_{i,\max}^3 - 2 \cdot 10^{-4} \cdot T_{i,\max}^2 - 0,0735 \cdot T_{i,\max} + 7,0079 \quad (\text{Gl. 5-4})$$

$$\beta = 2,1 - \left(\frac{2,3}{1,093 + e^{(2,35 - 0,1 \cdot T_{i,\max})}} \right) \quad (\text{Gl. 5-5})$$

Verschiedene Möglichkeiten zur Berücksichtigung der Prozesskräfte im Modell wurden untersucht. Die beste Übereinstimmung zwischen Modell und Experiment wurde erzielt, wenn nur die Messdaten der Schnittkraft F_c verwendet wurden. Gl. 5-6 mit den drei Fittingparametern b , c und d wurde zur Berechnung des Substitutionsterms s verwendet. Damit es zu einer plastischen Verformung und folglich zur verformungsinduzierten Martensitbildung kommt, muss ein bestimmter Schwellenwert überschritten werden. Dies wurde mit dem Parameter b berücksichtigt, der bei $b = 92$ N konstant gehalten wurde. Ein Anstieg von F_c führt zu einem degressiven Anstieg von s , was durch den konstanten Exponenten $c = 0,235$ realisiert wurde. Der Parameter d wurde auf $d = 6,5 \cdot 10^5$ gefittet, um die Höhe von s und damit die Bedeutung der mechanischen Last im Vergleich zur thermischen Last im Modell zu adjustieren.

$$s = \left(\frac{F_c - b}{d} \right)^c \quad (\text{Gl. 5-6})$$

Zur Umrechnung des mittels Gl. 5-3 berechneten martensitischen Phasenanteils $f^{\alpha'}$ in den magnetinduktiv gemessenen α' -Martensitgehalt ξ_m wurde die inverse Funktion Gl. 5-7 der Kalibrierkurve (vgl. Gl. 4-9) verwendet. Die so berechneten α' -Martensitgehalte $\xi_{c,p}$ sind in Abbildung 6-3 den Messwerten ξ_m gegenübergestellt.

$$\xi_{c,p} = f^{\alpha'} - 2,305 \cdot \sqrt{f^{\alpha'} + 85} + 21,25 \quad (\text{Gl. 5-7})$$

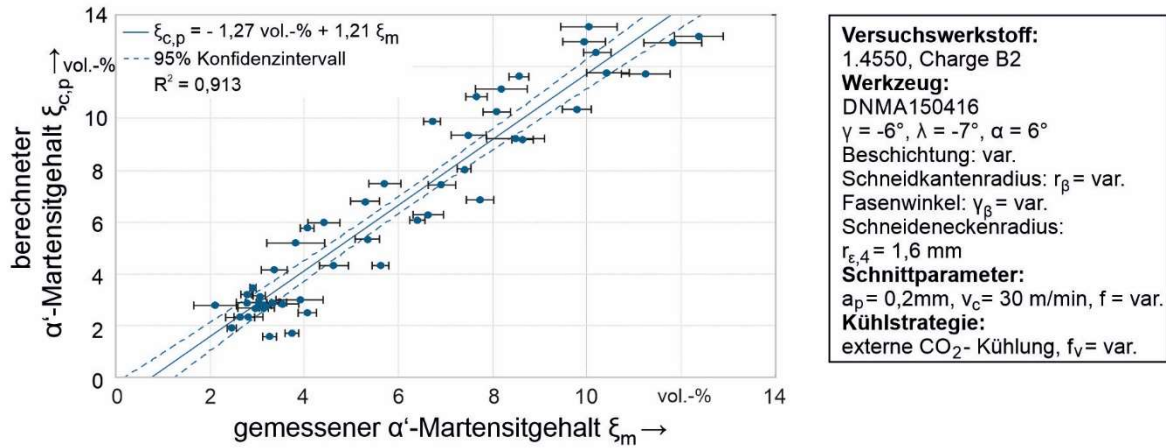


Abbildung 6-3: Korrelation zwischen gemessenem α' -Martensitgehalt ξ_m und mittels parametrischem Modell berechnetem α' -Martensitgehalt $\xi_{c,p}$

Die mit diesem Modell, welches sowohl den Einfluss der mechanischen und als auch der thermischen Last berücksichtigt, berechneten α' -Martensitgehalte $\xi_{c,p}$ weisen eine deutlich höhere Korrelation ($R^2 = 0,913$) zu den Messwerten ξ_m auf als die einzelnen Prozessgrößen ($R^2 \leq 0,529$, siehe Abbildung 6-2). Das Modell erlaubt es somit, den mittleren α' -Martensitgehalt eines kryogen gedrehten Werkstückes in Abhängigkeit der in-situ messbaren Schnittkraft F_c und Temperatur $T_{i,\max}$ abzuschätzen. Jedoch schneidet die Trendlinie nicht genau den Ursprung und steigt zu stark an, was systematisch zur Unterschätzung niedriger α' -Martensitgehalte und Überschätzung hoher α' -Martensitgehalte führt. Dies führt insbesondere bei vereinzelten Werkstücken mit niedrigem α' -Martensitgehalt zu größeren prozentualen Abweichungen zwischen Modell und Experiment. Eine Erhöhung des Exponenten n würde eine Überschätzung der hohen α' -Martensitwerte verhindern, da die Sättigung der sigmoidalen Funktion bereits bei geringeren Schnittkräften erfolgt. Dies würde jedoch zu einer noch stärkeren Unterschätzung der niedrigen α' -Martensitgehalte führen, et vice versa. Somit kann eine Variation des Exponenten n die Vorhersagegenauigkeit des parametrischen Modells nur bedingt verbessern.

6.4 Nichtparametrisches Modell

Zur datengetriebenen Modellierung wurde ein vorwärtsgerichtetes, mehrlagiges Perzeptron (engl. „multilayer perceptron“, MLP 3-4-1) verwendet, dessen Architektur schematisch in Abbildung 6-4 visualisiert ist. Dieses KNN hat drei Eingangsneuronen für die Temperatur $T_{i,\max}$ (i_1), die Schnittkraft F_c (i_2) und die Passivkraft F_p (i_3). und ein Ausgangsneuron (o_1) für den α' -Martensitgehalt $\xi_{c,np}$. Zum Trainieren des KNN wurden folglich die magnetinduktiv gemessenen α' -Martensitgehalte ξ_m verwendet. Für das Regressionsproblem konnten bereits mit nur einer verdeckten Schicht (engl. „hidden layer“) mit vier Neuronen (h_1 - h_4) gute Berechnungsergebnisse erzielt werden. Die Berechnungen wurden mit dem Programm Statistica durchgeführt.

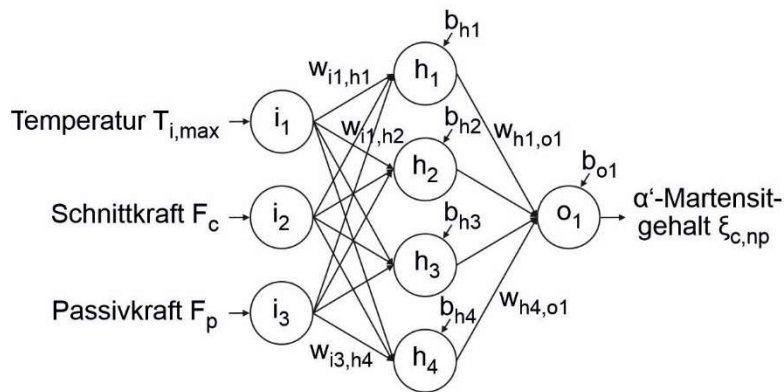


Abbildung 6-4: Architektur des verwendeten künstlichen neuronalen Netzes

Der Wert eines bestimmten Neurons h_m in der verdeckten Schicht wurde berechnet durch die verwendeten Aktivierungsfunktionen in Abhängigkeit des Wertes der Eingangsneuronen (i_1 , i_2 und i_3) multipliziert mit den Gewichten ($w_{i1,hm}$, $w_{i2,hm}$ und $w_{i3,hm}$) addiert zum Wert des designierten Bias-Neurons b_{hm} . Verschiedenen Aktivierungsfunktionen wurden bei der Entwicklung der KNN verwendet: Tangens hyperbolicus (Gl. 5-8), identische Abbildung (Gl. 5-9), e-Funktion (Gl. 5-10) und logistische Funktion (Gl. 5-11). Der Wert des Ausgangsneurons wurde analog berechnet, mit dem Unterschied, dass als Eingang für die Aktivierungsfunktionen der Wert der Neuronen der verdeckten Schicht (h_1 - h_4) multipliziert mit den dazugehörigen Gewichten ($w_{h1,o1}$ - $w_{h4,o1}$) addiert mit dem Wert des Bias-Neurons b_{o1} verwendet wurde.

$$h_m = \tanh(\sum_n^3 (w_{in,hm} \cdot i_n + b_{hm})) \quad (\text{Gl. 5-8})$$

$$h_m = \sum_n^3 (w_{in,hm} \cdot i_n + b_{hm}) \quad (\text{Gl. 5-9})$$

$$h_m = e^{\sum_n^3 (w_{in,hm} \cdot i_n + b_{hm})} \quad (\text{Gl. 5-10})$$

$$h_m = \frac{1}{1 + e^{\sum_n^3 (w_{in,hm} \cdot i_n + b_{hm})}} \quad (\text{Gl. 5-11})$$

Von den insgesamt 55 Datensets (jeweils Temperatur $T_{i,max}$, Schnittkraft F_c , Passivkraft F_p und α' -Martensitgehalt ξ_m eines Werkstücks, siehe Tabelle 10-1) wurden 44 (Trainingsdatensets) für das Trainieren der KNN verwendet. Um die Abweichung zwischen dem Wert des Ausgangsneurons o_1 eines KNN und dem gemessenen α' -Martensitgehalt ξ_m zu quantifizieren, wurde die Residuenquadratsumme E nach Gl. 5-12 berechnet, wobei d der Anzahl der verfügbaren Datensets entspricht.

$$E = \sum_i^d (o_{1,i} - \xi_{m,i})^2 \quad (\text{Gl. 5-12})$$

Nach dem verwendeten BROYDEN-FLETCHER-GOLDFARB-SHANNON-Trainingsalgorithmus führen höhere Fehler zu höheren Gewichtsadjustierungen im darauffolgenden Trainingszyklus. Sieben Validierungsdatensets wurden verwendet, um eine Überanpassung (engl. „overfitting“) des KNN an die Trainingsdaten zu verhindern. Hierzu wurden nach jedem Trainingszyklus mit dem KNN anhand der Kraft- und Temperaturdaten der sieben Validierungsdatensets Prognosen aufgestellt, welche mit den Messdaten ξ_m verglichen wurden. Solange die Residuenquadratsumme E nach Gl. 5-12 des Validierungsdatensatzes sich mit steigender Zykluszahl verringert, verbessert sich die Vorhersagegenauigkeit des KNN. Sobald sich dieser Fehler jedoch wieder erhöht, deutet dies auf ein Überanpassen an die Trainingsdatensets hin und das Training wird beendet (engl. „early stopping“). Die verbleibenden vier Datensets wurden zum Testen verwendet (siehe Kapitel 6.5).

Insgesamt wurden 100 KNN auf diese Weise angeleert, wobei die zehn mit der höchsten Vorhersagegenauigkeit in der weiteren Auswertung berücksichtigt wurden. In diesen zehn KNN wurde das Kriterium zum Beenden des Trainings nach 29 bis 186 Trainingszyklen erreicht. Der gemittelte Wert der Ausgabeneuronen der zehn KNN entspricht dem berechneten α' -Martensitgehalt $\xi_{c,np}$ eines einzelnen Werkstückes:

$$\xi_{c,np} = \frac{1}{10} \cdot \sum_i^{10} o_{1,i} \tag{Gl. 5-13}$$

Die so berechneten α' -Martensitgehalte $\xi_{c,np}$ stimmen sehr gut mit den Messdaten ξ_m überein (siehe Abbildung 6-5, $R^2 = 0,974$). Neben dem höheren Bestimmtheitsmaß gab es zudem keine systematische Unter- oder Überschätzung, wie sie im parametrischen Modell beobachtet wurde (siehe Abbildung 6-3), was sich aus dem nahezu idealen Verlauf der Trendlinie erkennen lässt.

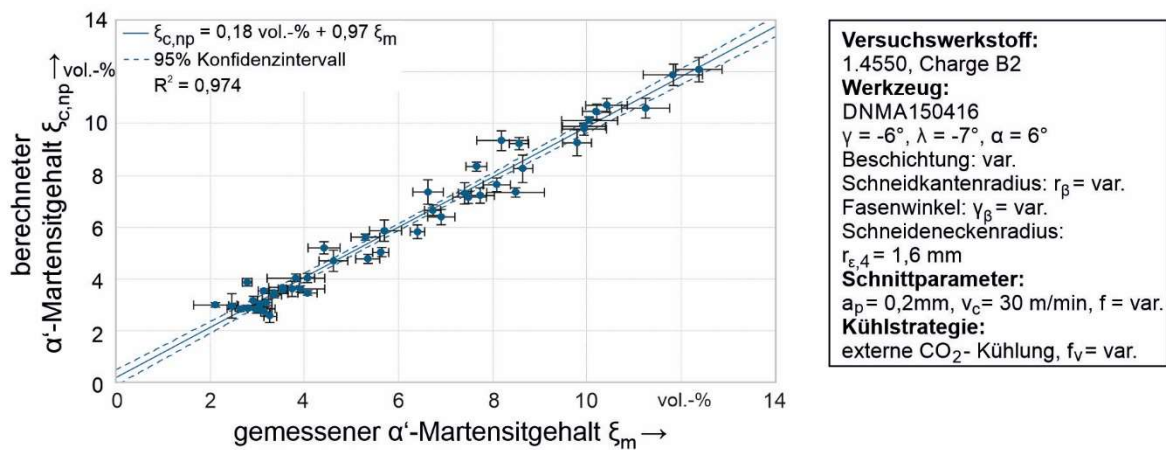


Abbildung 6-5: Korrelation zwischen gemessenem α' -Martensitgehalt ξ_m und mittels nicht-parametrischem Modell berechnetem α' -Martensitgehalt $\xi_{c,np}$

Um die Bedeutung der drei Eingangsgrößen auf die Ausgangsgröße in den KNN zu untersuchen, wurde eine globale Sensitivitätsanalyse durchgeführt. Dabei wurden iterativ einzelne Eingangsgrößen mit ihrem Mittelwert im Trainingsdatenset substituiert und die resultierenden Änderungen analysiert. Als Bewertungskriterium wurde mit dem Programm Statistica ein Sensitivitätsindex S berechnet, welcher den Netzwerkfehler quantifiziert, wobei hohe Indizes einer hohen Signifikanz der modifizierten Eingangsgröße entsprechen. Ein Sensitivitätsindex von weniger als 1 würde darauf hindeuten, dass die Eingangsgröße für die Ausgangsgröße ohne Bedeutung ist und sich ohne diese Eingangsgröße bessere Modellergebnisse ergeben würden. Die minimalen (S_{min}), maximalen (S_{max}) und mittleren Empfindlichkeitsindizes (S_{MW}) der 10 KNN sowie die empirische Standardabweichung s der Empfindlichkeitsindizes finden sich in Tabelle 6-2. Die Ergebnisse der Sensitivitätsanalyse implizieren, dass die Temperatur $T_{i,max}$ und die Schnittkraft F_c den größten Einfluss auf die verformungsinduzierte Martensitbildung hatten.

	$T_{i,max}$	F_c	F_p
S_{min}	11,61	10,88	4,39
S_{max}	14,99	41,81	11,07
S_{MW}	13,61	15,49	6,84
s	1,15	9,43	1,93

Tabelle 6-2: Ergebnisse der globalen Sensitivitätsanalyse

6.5 Vergleichendes Testen der Modelle

Das parametrische (vgl. Kapitel 6.3) und das nichtparametrische Modell (vgl. Kapitel 6.4) wurden mit den gleichen vier Datensets getestet, welche eine breite Spanne an Temperaturen, Prozesskräften und daraus resultierenden α' -Martensitgehalten abdecken. In Abbildung 6-6 ist zu erkennen, dass es mit beiden Modellen möglich war, für unbekannte Datensets den α' -Martensitgehalt in Abhängigkeit der Prozesskräfte und der Temperatur sinnvoll abzuschätzen. Die Schätzungen des nichtparametrischen Modells $\xi_{c,np}$ lagen dabei deutlich näher an den Messdaten ξ_m als die Schätzung des parametrischen Modells $\xi_{c,p}$, was basierend auf den Modellvorhersagen für bereits bekannte Datensätze auch zu erwarten war (vgl. Abbildung 6-3 und Abbildung 6-5). Darüber hinaus zeigt sich, dass das parametrische Modell wiederum systematisch niedrige α' -Martensitgehalte unterschätzt und hohe α' -Martensitgehalte überschätzt, wohingegen die geringen Abweichungen des nichtparametrischen Modells zufällig zu sein scheinen.

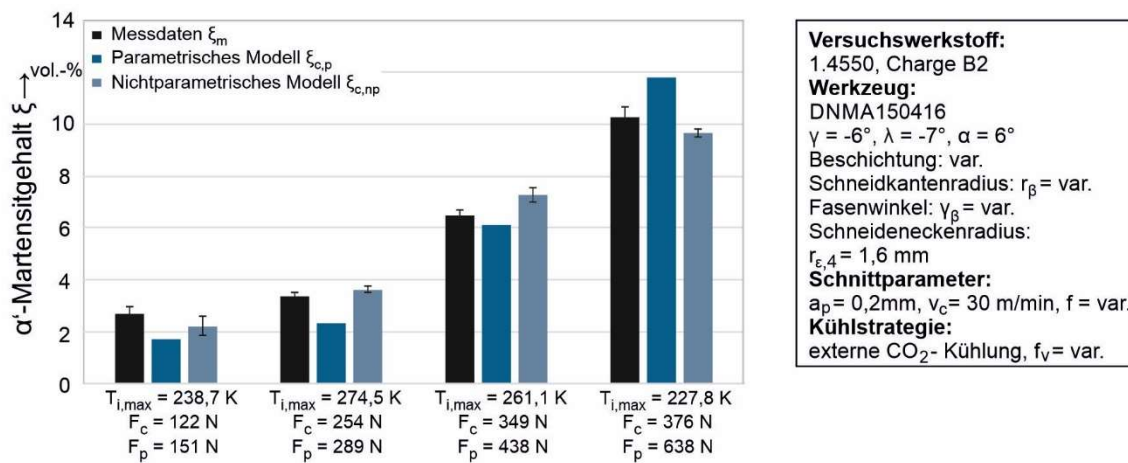


Abbildung 6-6: Vergleich der gemessenen und berechneten α' -Martensitgehalte für die unbekanntesten Testdatensets

Im Anschluss an das Testen wurden die beiden Modelle genutzt, um den bei spezifischer thermomechanischer Last zu erwartenden α' -Martensitgehalt vorherzusagen. Zu diesem Zweck wurden mit beiden Modellen Berechnungen in Abhängigkeit von der Schnittkraft (in Intervallen von 20 N) bei unterschiedlichen konstanten Temperaturen durchgeführt. Die resultierenden Isothermen sind in Abbildung 6-7 für das parametrische Modell und in Abbildung 6-8 für das nichtparametrische Modell dargestellt. Im nichtparametrischen Modell wurde angenommen, dass die Passivkraft F_p proportional zur Schnittkraft F_c gemäß der Trendlinie, welche die Korrelation zwischen den beiden Prozesskräften beschreibt, zunimmt, um die Vergleichbarkeit zu den Vorhersagen des parametrischen Modells zu gewährleisten.

Beim Extrapolieren außerhalb des experimentell untersuchten Bereichs ($F_c < 106 \text{ N}$ und $F_c > 445 \text{ N}$, vgl. Abbildung 6-5) kommt es zunehmend zu Ungenauigkeiten in den Vorhersagen beider Modelle. Analog dazu weisen die 223 K- und 293 K-Isothermen aufgrund der geringeren Datendichte ebenfalls eine geringere Zuverlässigkeit auf als die im mittleren Temperaturbereich. Steigende Modellungenauigkeiten in Temperatur- und Schnittkraftbereichen mit geringer Datendichte konnten im nichtparametrischen Modell an einer zunehmenden Standardabweichung zwischen den Berechnungen der zehn KNN festgemacht werden. Da das nichtparametrische Modell rein datengetrieben ist und hinsichtlich des Ausgabewertes σ_1 keine Restriktionen auferlegt sind, werden bei der Extrapolation bei niedrigen Schnittkräften $F_c < 106 \text{ N}$ in einigen

Fällen negative α' -Martensitgehalte $\xi_{c,np}$ vorhergesagt. Im parametrischen Modell ist der Exponent der e-Funktion immer negativ (vgl. Gl. 5-3), daher können die Modellvorhersagen $\xi_{c,p}$ in keinem Fall kleiner als Null sein. Bei den Vorhersagen des nichtparametrischen Modells (siehe Abbildung 6-8) ist zu erkennen, dass bei den meisten Temperaturen der berechnete α' -Martensitgehalt $\xi_{c,np}$ positiv wird, sobald die Schnittkraft F_c einen Schwellenwert von knapp unter 100 N überschreitet, was in guter Übereinstimmung mit dem Fittingparameter $b = 92$ N ist, der diesen Schwellenwert, ab welchem verformungsinduzierte Martensitbildung stattfindet, im parametrischen Modell darstellt (vgl. Gl. 5-6). Im parametrischen Modell ist der Anstieg der meisten Isothermen, insbesondere bei höheren Temperaturen, weniger stark als im nichtparametrischen Modell, was wiederum auf die systematische Unterschätzung niedriger α' -Martensitgehalte durch das parametrische Modell hinweist. Im nichtparametrischen Modell ist die Sättigung bei hohen Schnittkräften, bei der eine weitere Erhöhung der Schnittkraft bei konstanter Temperatur nur zu einer geringen Erhöhung des α' -Martensitgehaltes führt, stärker ausgeprägt.

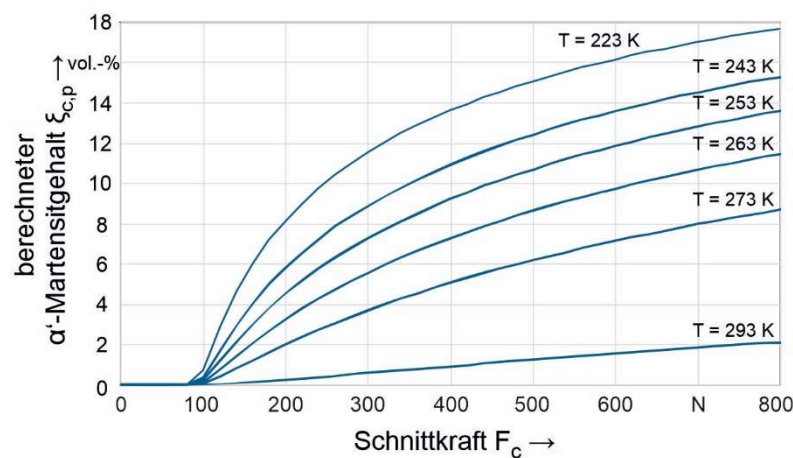


Abbildung 6-7: Mittels parametrischem Modell berechneter α' -Martensitgehalt $\xi_{c,p}$ in Abhängigkeit von der Schnittkraft F_c bei verschiedenen Temperaturen

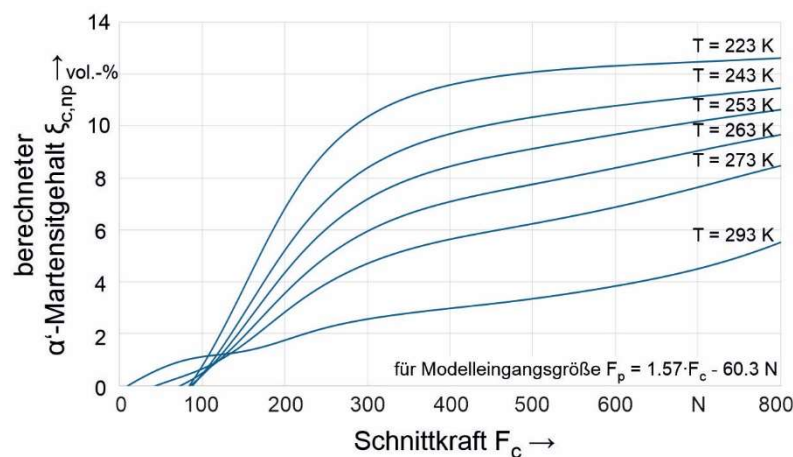


Abbildung 6-8: Mittels nichtparametrischem Modell berechneter α' -Martensitgehalt $\xi_{c,np}$ in Abhängigkeit von der Schnittkraft F_c bei verschiedenen Temperaturen

6.6 Diskussion

Das hohe Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,974$ zwischen dem gemessenen α' -Martensitgehalt ξ_m und dem mit dem nichtparametrischen Modell berechneten α' -Martensitgehalt $\xi_{c,np}$ (siehe Abbildung 6-5) zeigt zum einen, dass die Anzahl der Datensets und die Qualität der Messdaten

hinreichend ist und zum anderen, dass eine hohe Korrelation zwischen der thermomechanischen Last und dem beim kryogenen Drehen in der Werkstückrandzone gebildeten α' -Martensitgehalt besteht. Damit dieses hohe Bestimmtheitsmaß als Benchmark für das parametrische Modell gelten kann, muss das nichtparametrische Modell generalisierbar, d.h. auf unbekannte Datensets anwendbar sein. Dies wurde durch early stopping anhand der Validierungsdatsensets sichergestellt und mit unbekanntem Datensets zusätzlich getestet (siehe Abbildung 6-6). Im parametrischen Modell lassen sich die nichtideale Berücksichtigung der Prozesskräfte (vgl. Gl. 5-6) und Temperatur (vgl. Gl. 5-4 und Gl. 5-5) sowie die Ungenauigkeit der experimentell ermittelten Kalibrierkurve (siehe Abbildung 4-13) als mögliche Fehlerquellen identifizieren. Im nichtparametrischen Modell treten diese Fehler aufgrund des datengetriebenen Ansatzes nicht auf, was daher zu einer besseren Übereinstimmung mit den Messwerten führte.

6.6.1 Einfluss der Prozesskräfte auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung

Es lässt sich feststellen, dass eine Erhöhung der Passivkraft F_p und der Schnittkraft F_c bei konstanter Temperatur zu einer Erhöhung des α' -Martensitgehaltes führt. Im Rahmen der durchgeführten Experimente war die Schnittkraft von höherer Bedeutung für den α' -Martensitgehalt ξ_m als die Passivkraft, was an drei Punkten festgemacht werden kann: Zum einen am höheren Bestimmtheitsmaß zwischen Schnittkraft und α' -Martensitgehalt (siehe Abbildung 6-3a & b), zum anderen aber auch am höheren Sensitivitätsindex im nichtparametrischen Modell (siehe Tabelle 6-2) und letztlich an der Tatsache, dass die alleinige Berücksichtigung der Schnittkraft im parametrischen Modell zu deutlich besseren Ergebnissen führte als die Passivkraft. Die prädiktiven Isothermen des parametrischen und des nichtparametrischen Modells zeigen, dass die Schnittkraft einen bestimmten Schwellenwert überschreiten muss, um eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung zu bewirken (siehe Abbildung 6-7 und Abbildung 6-8). Die globale Sensitivitätsanalyse impliziert jedoch (siehe Tabelle 6-2), dass die Passivkraft ebenfalls zur verformungsinduzierten Martensitbildung beiträgt. Dies konnte auch durch KNN ohne Eingangsneuron der Passivkraft i_3 (MLP 2-4-1) nachgewiesen werden, die ansonsten die gleiche Architektur und den gleichen Lernalgorithmus hatten. Die mit diesem reduzierten Modell ermittelten α' -Martensitgehalte führten im Vergleich zu den Messdaten nur zu einem Korrelationskoeffizienten von $R^2 = 0,912$. Im Umkehrschluss zeigt dies, dass sich durch gemeinsame Berücksichtigung der Schnitt- und Passivkräfte bessere Modellvorhersagen treffen lassen.

Eine hinreichend hohe Passivkraft bewirkt eine Verformung des Werkstückmaterials und folglich eine verformungsinduzierte α' -Martensitbildung in Richtung der Werkstückmitte. Die Schnittkraft hingegen bewirkt eine Verformung und damit eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung in Schnittrichtung. In der von diesen beiden Kraftvektoren aufgespannte Ebene liegt die Verformungsvorlaufzone (siehe Abbildung 2-5), in welcher während des kryogenen Drehens die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung stattfindet. Dabei hängt die entstehende Martensitverteilung vom Verhältnis der beiden Prozesskräfte und folglich von der daraus resultierenden Verformung ab. Tritt im oberflächennahen Material der Verformungsvorlaufzone eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung auf, steigt nach Gl. 2-13 die Mikrohärtigkeit deutlich an, bevor das Material die primäre Scherzone erreicht. Der Werkstoff mit einem höheren α' -Phasenanteil und damit höherer Mikrohärtigkeit benötigt dann höhere Schnittkräfte, um in der primären Scherzone verformt zu werden. Mit anderen Worten: Nicht nur wirkt sich die Schnittkraft F_c auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung aus, ein höherer α' -Martensitgehalt in der Verformungsvorlaufzone beeinflusst wiederum die Schnittkräfte. Diese in

Wechselwirkung stehenden Einflüsse führen zu der vergleichsweise hohen Korrelation zwischen α' -Martensitgehalt und Schnittkräften. Allerdings kann eine hohe Schnittkraft allein nicht zu einer effektiven Randschichtverfestigung führen. Die Passivkraft muss hinreichend hoch sein, damit sich α' -Martensit in der Verformungsvorlaufzone im größeren Abstand von der Oberfläche bildet, um nicht vollständig über den Span abgetragen zu werden. Eine höhere Passivkraft führt zur steigenden Transformationstiefe und begünstigt somit auch die Einhärtetiefe (siehe Abbildung 5-20 und Abbildung 5-21). Aufgrund der oben beschriebenen Wechselwirkungen ist die Schnittkraft jedoch besser als Eingangsgröße in den Modellen zur Schätzung des mittleren α' -Martensitgehaltes in der Werkstückrandzone geeignet als die Passivkraft. Es ist jedoch davon auszugehen, dass bei einer signifikanten Erhöhung der Schnitttiefe die Schnittkraft kein guter Indikator mehr für die verformungsinduzierte Phasenumwandlung sein könnte. In diesem Fall wären die Passivkraft und womöglich auch die Vorschubkraft von größerer Bedeutung. Da das kryogene Drehen mit integrierter Randschichtverfestigung jedoch als Endbearbeitungsprozess eines Bauteils vorgesehen ist, sind Fälle mit hoher Schnitttiefe nicht industriell relevant.

6.6.2 Einfluss der Temperatur auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung

Mit beiden Modellen wurde festgestellt, dass, wie zu erwarten, niedrige Temperaturen die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung begünstigen (siehe Abbildung 6-7 und Abbildung 6-8). Während im nichtparametrischen Modell die bestmögliche Berücksichtigung des Temperatureinflusses auf die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung in einem datengetriebenen Ansatz gefunden wurde, wurde die Temperaturempfindlichkeit im parametrischen Modell durch die Parameter α und β realisiert (vgl. Gl. 5-4 und Gl. 5-5). Diese Parameter aus dem Modell von OLSON & COHEN [Olso75] repräsentieren die Rate der Scherbandformation und die Wahrscheinlichkeit der Martensitnukleation an einer Scherbandkreuzung. Neben der Temperatur sind diese Parameter auch von der Austenitstabilität des untersuchten metastabilen austenitischen Stahls abhängig. Die Verwendung von Parametern aus der Literatur birgt daher einen Fehlereinfluss, da chargenbedingte Unterschiede in der Austenitstabilität nicht berücksichtigt werden. Die Literaturwerte von HECKER et al. [Heck82] führen im parametrischen Modell zu besseren Ergebnissen als die von OLSON & COHEN [Olso75] verwendeten Parameter, was darauf hindeutet, dass die hier verwendete Charge B2 des metastabilen austenitischen Stahls hinsichtlich der Austenitstabilität eine größere Ähnlichkeit zu dem von HECKER et al. [Heck82] verwendeten Stahl hat. Durch Implementierung der Parameter α und β als zusätzliche Eingangsneuronen (i_4 und i_5) im nichtparametrischen Modell (MLP 5-4-1) konnte keine Verbesserung der Modellleistung realisiert werden. In einer globalen Sensitivitätsanalyse wurden niedrige mittlere Sensitivitätsindizes von $S_{MW} = 1,97$ für α und $S_{MW} = 2,46$ für β gefunden. Dies zeigt, dass diese Parameter für die Bestimmung des α' -Martensitgehaltes nicht irrelevant sind, aber einen deutlich geringeren Einfluss haben als die Temperatur $T_{i,max}$ ($S_{MW} = 6,84$).

Bei hohen Schnittkräften F_c tritt eine Sättigung des α' -Martensitgehaltes auf, die am besten an den Isothermen des nichtparametrischen Modells zu erkennen ist (siehe Abbildung 6-8). Bei hohen Schnittkräften führt daher eine weitere Erhöhung der Schnittkraft nur zu einer geringen Erhöhung des α' -Martensitgehaltes. Das Sättigungsplateau nimmt mit steigender Temperatur ab, was in guter Übereinstimmung mit den in Abbildung 2-3 dargestellten Ergebnissen steht. Die niedrigeren Sättigungsplateaus bei höheren Temperaturen sind nach OLSON & COHEN

[Olso75] auf die geringere Wahrscheinlichkeit der α' -Martensitnukleation an einer Scherbandkreuzung zurückzuführen, was mit dem Parameter β im parametrischen Modell (vgl. Gl. 5-3) berücksichtigt wird.

Bei Raumtemperatur ($T_{i,max} = 293$ K) wird nur eine sehr geringe Menge an verformungsinduziertem α' -Martensit erzeugt (siehe Abbildung 6-7 und Abbildung 6-8). Da es mit konventionellen KSS nicht möglich ist, die Werkstücktemperatur unterhalb der Raumtemperatur abzusinken, kommt es beim Drehen metastabiler austenitischer Stähle mit konventionellen KSS nicht zur signifikant ausgeprägten Phasenumwandlung in der Werkstückrandzone. Um die Werkstücktemperatur stark abzusinken und somit eine umfangreiche Phasentransformation und folglich eine ausgeprägte Randschichtverfestigung zu realisieren, müssen daher kryogene Kühlmedien eingesetzt werden.

6.6.3 Perspektiven und Restriktionen

Die vorgestellten Modelle ermöglichen es, durch Messung der Prozesskräfte und der Temperatur indirekt den α' -Martensitgehalt zu messen. Dieser Randschichtsoftsensor erlaubt es folglich auch, während des kryogenen Drehens in-situ den zu erwartenden α' -Martensitgehalt zu überwachen. Durch die Kopplung mit materialwissenschaftlichen Modellen, welche den Einfluss des α' -Martensitgehaltes auf die Mikrohärtigkeit und die Ermüdungseigenschaften quantifizieren, können auch diese Prozessergebnisgrößen während des kryogenen Drehens überwacht werden.

Während des Drehens auftretende Störgrößen (wie bspw. zunehmendem Werkzeugverschleiß) bewirken eine Änderung der Prozesskräfte und der Temperaturen. Die daraus resultierenden Abweichungen des zu erwartenden α' -Martensitgehalt können durch den Randschichtsoftsensor in-situ detektiert werden. Die Entwicklung und Implementierung eines Regelkreises würde es erlauben, durch Adjustieren der Einstellgrößen (bspw. Schnittparameter oder CO_2 -Massenstrom) die Regelabweichung zu kompensieren und somit robust, vorab definierte Oberflächenmorphologien zu fertigen.

Eine aktuelle Einschränkung der vorgestellten Modelle ist, dass nur der mittlere α' -Martensitgehalt eines Werkstücks berechnet werden kann. Bei der Fertigung großer Bauteile ist jedoch mit zeitlichen Veränderungen der Prozesskräfte und insbesondere der Temperatur zu rechnen, die somit auch zu lokal variierenden α' -Martensitgehalten führen. Darüber hinaus benötigt das Werkstück zur Integration der Thermoelemente Erodierbohrungen, was in einer industriellen Anwendung nicht realisierbar ist. Beide Herausforderungen können durch die Verwendung von Thermographiemessungen als Modelleingangsgröße für die thermische Belastung überwunden werden, da auf diese Weise die Temperatur ortsabhängig und zerstörungsfrei gemessen werden kann. Die Kompensation der in Kapitel 4.6.1 diskutierten Umgebungseinflüsse (insbesondere CO_2 im Maschinenraum) zur robusteren thermographischen Temperaturmessung bedarf jedoch noch weiterer messtechnischer Fortschritte.

Die Gültigkeit der Modellprognosen ist auf den untersuchten Versuchsrahmen limitiert. Chargenbedingte Unterschiede in der Austenitstabilität können zu systematischen Abweichungen zwischen Modell und Experiment führen. Das parametrische Modell ist aufgrund der getroffenen Vereinfachungen (siehe Kapitel 6.1 und 6.3), insbesondere hinsichtlich der Berücksichtigung der mechanischen Last, kein exaktes physikalisches Modell, sondern stellt die empirische Adaption eines physikalischen Modells [Olso75] dar. Die Variation des Schneideneckenradius bewirkt eine Veränderung der Vergleichsspannung in der Werkstückrandzone, welche nicht im

Modell berücksichtigt wird. Die entwickelten Modelle sind somit nur für einen konstanten Schneideneckenradius von $r_{\epsilon,4} = 1,6$ mm gültig.

Die mit dem nichtparametrischen Modell berechneten α' -Martensitgehalte $\xi_{c,np}$ zeigen eine deutlich höhere Übereinstimmung mit den Messwerten ξ_m als die vom parametrischen Modell berechneten α' -Martensitgehalte $\xi_{c,p}$. Für den industriellen Einsatz ist das nichtparametrische Modell zu bevorzugen, da die im Laufe der Produktion generierte Datensets erheblich zur Verbesserung der Modellgenauigkeit beitragen können. Weiterhin werden durch kontinuierliches Einspeisen der Daten systematische Änderungen in der Produktion, z.B. die Verwendung neuer Werkzeuge, anderer Schnittparameter oder einer neuen Werkstoffcharge, ohne manuelle Modifikation des Modells berücksichtigt.

7 Ansatz zur Optimierung der Oberflächenmorphologie durch konsekutives Schlichten⁵

7.1 Methodik und Prozessauslegung

Der α' -Martensitgehalt und folglich auch die Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone lassen sich durch eine Vielzahl an Einstellgrößen gezielt beeinflussen (siehe Kapitel 5.2, Abbildung 2-13 und Abbildung 2-14), was auf die damit einhergehenden Variationen in der thermomechanischen Last zurückgeführt werden kann (siehe Kapitel 6). Eine Erhöhung des α' -Martensitgehaltes durch eine Erhöhung des Schneidkantenradius r_{β} , des Fasenwinkels γ_{β} , des Vorschubes f oder eine Verringerung des Schneideneckenradius r_{ϵ} geht jedoch mit einer Verschlechterung der Oberflächentopographie einher.

Zur Elimination dieses Zielkonflikts zwischen effizienter Randschichtverfestigung und vorteilhafter Oberflächentopographie wurde die finale Oberflächenmorphologie eines Werkstückes in einem neuartigen Ansatz durch zwei separate aufeinanderfolgende Bearbeitungsschritte hergestellt. Ziel des ersten Bearbeitungsschritts war es, ohne Rücksichtnahme auf die Oberflächentopographie einen möglichst hohen α' -Martensitgehalt in der Werkstückrandzone zu erzeugen. Im zweiten Bearbeitungsschritt wurde die finale Oberflächentopographie in einem Schlichtprozess realisiert. Ziel des konsekutiven Schlichtens war es, eine möglichst gute Oberflächentopographie zu erzeugen und dabei den im ersten Bearbeitungsschritt in der Werkstückrandzone erzeugten α' -Martensit zu einem möglichst großen Teil zu erhalten.

Die während des Drehens vorherrschende thermomechanische Last (siehe Kapitel 7.2) und die daraus resultierende Oberflächenmorphologie (siehe Kapitel 7.3) wurden charakterisiert. Als Referenz wurde ein Werkstück gleicher Geometrie mit bereits umfangreich untersuchten Einstellgrößen kryogen gedreht (Schnittparameter: $f_1 = 0,15 \text{ mm/U}$, $v_c = 30 \text{ m/min}$, $a_p = 0,2 \text{ mm}$; Werkzeugeigenschaften: $r_{\beta,1} = 4 \text{ }\mu\text{m}$, $\gamma_{\beta,2} = 20^\circ$, $r_{\epsilon,4} = 1,6 \text{ mm}$, unbeschichtetes Hartmetall; externe CO_2 -Kühlung, siehe Kapitel 4.3).

7.1.1 Erster Bearbeitungsschritt: Maximierung des α' -Martensitgehaltes

Zur Maximierung des α' -Martensitgehaltes müssen die Einstellgrößen so angepasst werden, dass während des kryogenen Drehens in der Werkstückrandzone möglichst niedrige Temperaturen und möglichst hohe mechanische Lasten vorliegen. Damit beim konsekutiven Schlichten möglichst wenig der verfestigten Randschicht über den Span abgetragen wird, muss beim ersten Bearbeitungsschritt eine möglichst hohe Transformations- und Einhärtetiefe realisiert werden. Folglich sind hinsichtlich der mechanischen Last insbesondere hohe Passivkräfte erforderlich, um eine verformungsinduzierte α' -Martensitbildung auch im größeren Abstand von der Oberfläche sicherzustellen. Die in Kapitel 5.2.2 vorgestellten Untersuchungsergebnisse zeigen, dass Werkzeuge mit stark gefasten Schneidkanten hierzu gut geeignet sind. Weiterhin lassen sich die Passivkräfte durch die Verwendung größerer Vorschübe weiter erhöhen. In einer vollfaktoriellen Versuchsreihe (publiziert in [Hotz18d]) wurde der Fasenwinkel γ_{β} , der Vorschub f sowie damit verbunden der Zeitpunkt der CO_2 -Zufuhr variiert, wobei die insgesamt verbrauchte Menge an CO_2 pro Werkstück konstant gehalten wurde. Der maximale α' -Martensitgehalt von

⁵ Die Inhalte dieses Kapitels wurden vorab veröffentlicht:

[Hotz18c] Hotz, H.; Kirsch, B.; Becker, S.; von Harbou, E.; Müller, R.; Aurich, J. C.: Improving the surface morphology of metastable austenitic steel AISI 347 in a two-step turning process. In: Procedia CIRP 71 - Proceedings of the 4th CIRP Conference on Surface Integrity (2018), S. 160-165.

$\xi_m = 15,4$ vol.-% wurde bei einem Fasenwinkel von $\gamma_{\beta,3} = 40^\circ$, einem Vorschub von $f_3 = 0,95$ mm/U und einem Vorkühlungsvorschub von $f_v = 0,186$ mm/U erzielt. Es wurde eine Schnitttiefe von $a_p = 0,2$ mm verwendet und die Schnittgeschwindigkeit betrug $v_c = 30$ m/min. Verwendet wurden unbeschichtete, scharfkantige ($r_{\beta,1} = 4$ μm) Wendeschneidplatten des Typs DNMA150416. Bedingt durch die Prozesskinematik (vgl. Gl. 2-10) entstanden beim Drehen mit einem Vorschub von $f_3 = 0,95$ mm/U stark ausgeprägte, periodisch auftretende Rauheitsspitzen von ca. $R_z = 75,77$ μm .

7.1.2 Zweiter Bearbeitungsschritt: Konsekutives Schlichten

Beim konsekutiven Schlichten (siehe Abbildung 7-1a) wurden scharfkantige Schneidplatten DCMT11T304 mit einer Spanleitstufe aus polykristallinem Diamant verwendet, welche einen Schneidkantenradius von $r_\beta = 9$ μm und einen Schneideneckenradius von $r_\epsilon = 0,4$ mm aufwies. Der Einstellwinkel betrug $\kappa = 62,5^\circ$, Span und Neigungswinkel waren jeweils 0° . Um möglichst wenig der im ersten Bearbeitungsschritt realisierten, verfestigten Randschicht abzutragen, wurde eine sehr geringe Schnitttiefe verwendet. Aufgrund der ausgeprägten Rauheitsspitzen kam es zu periodisch auftretenden Schwankungen in der Schnitttiefe zwischen $a_{p,\text{max}} = 0,1$ mm und ca. $a_{p,\text{min}} = 0,024$ mm (siehe Abbildung 7-1b). Zur Erzeugung günstiger Oberflächentopographien wurde eine Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 100$ m/min und ein Vorschub von $f = 0,05$ mm gewählt. Zur Kühlung kam ebenfalls das in Kapitel 4.3 beschriebene CO_2 -Kühlsystem zum Einsatz.

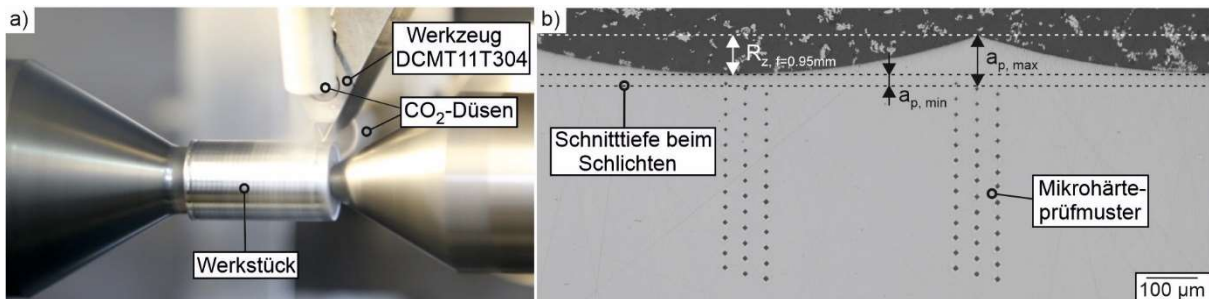


Abbildung 7-1: a) Versuchsaufbau beim konsekutiven Schlichten (zweiter Bearbeitungsschritt) b) Längsschliff eines Werkstücks nach dem Drehen mit $f_3 = 0,95$ mm/U (erster Bearbeitungsschritt)

7.2 Prozessgrößen

In Abbildung 7-2 sind die gemessenen Passivkräfte und Oberflächentemperaturen im ersten Bearbeitungsschritt (blau) dieser zweistufigen Endbearbeitung sowie beim kryogenen Referenzprozess (rot) abgebildet. Während des ersten Bearbeitungsschrittes, in welchem die Randschichtverfestigung realisiert wurde, lagen konstant deutlich höhere Passivkräfte F_p vor als beim Referenzprozess (siehe Abbildung 7-2a), was auf den größeren Spanungsquerschnitt (siehe Tabelle 4-6) und den stärker negativen effektiven Spanwinkel (siehe Abbildung 4-4, vgl. Kapitel 5.2.2) zurückgeführt werden kann. Beim Referenzwerkstück, welches ohne Vorkühlung mit einem niedrigen Vorschub von $f_1 = 0,15$ mm/U gedreht wurde, nahm während des Drehens die Oberflächentemperatur T_{OF} ab, da in Summe mehr Wärme über das Kühlmedium abgeführt wurde, als durch das Werkzeug eingebracht wurde (siehe Abbildung 7-2b). Das Werkstück, welches mit $f_v = 0,186$ mm/U vorgekühlt wurde, wies unmittelbar vor der Zerspannung bereits eine Oberflächentemperatur auf, welche deutlich unter der Raumtemperatur lag. Während des kryogenen Drehens mit einem hohem Vorschub von $f_3 = 0,95$ mm/U blieb

die Oberflächentemperatur über den gesamten Vorschubweg annähernd konstant, da während der geringen Schnittzeit ($t_c = 2,58$ s) nur wenig Wärme über das Kühlmedium abgeführt wurde und ebenfalls nur wenig Wärme durch das Werkzeug in das Werkstück eingebracht werden konnte.

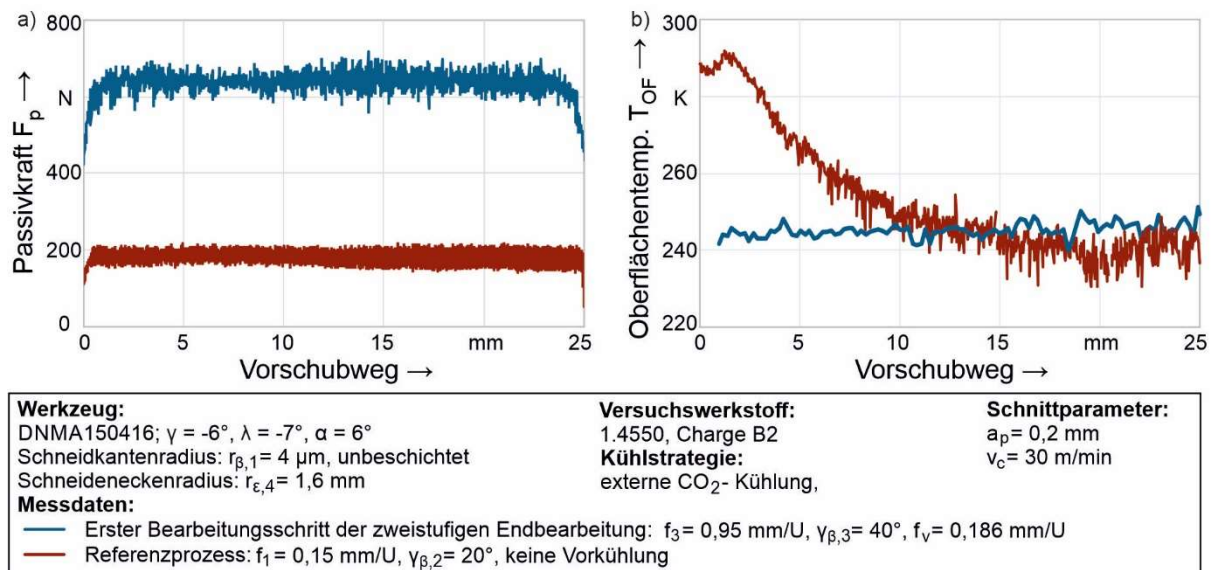


Abbildung 7-2: a) Passivkraft und b) Oberflächentemperatur im ersten Bearbeitungsschritt der zweistufigen Endbearbeitung sowie im Referenzprozess

Die Passivkraft beim konsekutiven Schlichten war aufgrund des vergleichsweise kleinen Spanungsquerschnitts und des durch die Spanleitstufe verursachten, überwiegend positiven effektiven Spanwinkels sehr viel geringer ($F_p = 13,9 \pm 2,4 \text{ N}$). Die mittlere Werkstückoberflächentemperatur betrug $T_{\text{OF}} = 261,7 \pm 0,9 \text{ K}$. Obwohl die Temperaturen in der Werkstückrandzone nicht exakt bestimmt werden können, kann davon ausgegangen werden, dass die Austenitisierungstemperatur ($\geq 650 \text{ K}$ nach [Dryz14]) nicht erreicht wurde, und folglich der im ersten Bearbeitungsschritt erzeugte α' -Martensit sich nicht teilweise zurück in γ -Austenit umwandelte.

7.3 Oberflächenmorphologie

In Abbildung 7-3 ist der an einzelnen repräsentativen Werkstücken magnetinduktiv gemessene α' -Martensitgehalt in Abhängigkeit der Umfangs- und Vorschubrichtung aufgetragen. Der mittlere α' -Martensitgehalt der drei kryogen gedrehten Referenzwerkstücke betrug $\xi_m = 2,84 \pm 0,21 \text{ vol.-%}$. In der repräsentativen α' -Martensitverteilung eines so gedrehten Werkstücks (siehe Abbildung 7-3c) fällt auf, dass der α' -Martensitgehalt in Vorschubrichtung zunimmt. Dies ist darauf zurückzuführen, dass, während die Prozesskräfte über den gesamten Vorschubweg hinweg annähernd konstant waren (siehe Abbildung 7-2a), die Temperatur im Laufe der Schnittzeit abnahm (siehe Abbildung 7-2b). Aufgrund der vorteilhafteren thermomechanischen Last wurde auch mit steigendem Vorschubweg ein höherer α' -Martensitgehalt gemessen. Weiterhin lassen sich beim kryogen gedrehten Referenzwerkstück (siehe Abbildung 7-3c) ausgeprägte Inhomogenitäten in der α' -Martensitverteilung in Umfangsrichtung erkennen. Während in Umfangsrichtung bei ca. 120° und $0^\circ/360^\circ$ über den gesamten Vorschubweg vergleichsweise hohe α' -Martensitgehalte vorzufinden sind, liegen bei ca. 60° und insbesondere bei ca. 240° niedrige α' -Martensitgehalte vor. Da die thermomechanische Last sich beim kryogenen Drehen während einer Werkstückumdrehung nicht signifikant veränderte, sind die Variationen in Umfangsrichtung auf lokale Unterschiede in der Austenitstabilität des metastabilen

austenitischen Stahls zurückzuführen. Bedingt durch den Herstellprozess ist davon auszugehen, dass im verwendeten Stangenmaterial in Gussrichtung Bänder mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung (vgl. Abbildung 2-4), und folglich gemäß Gl. 2-2 ebenfalls lokale Unterschiede in der M_{d30} -Temperatur vorlagen. Beim kryogenen Drehen mit in Umfangsrichtung annähernd konstanter, thermomechanischer Last kam es, bedingt durch diese Variationen in der Austenitstabilität, zu unterschiedlich stark ausgeprägter verformungsinduzierter α' -Martensitbildung.

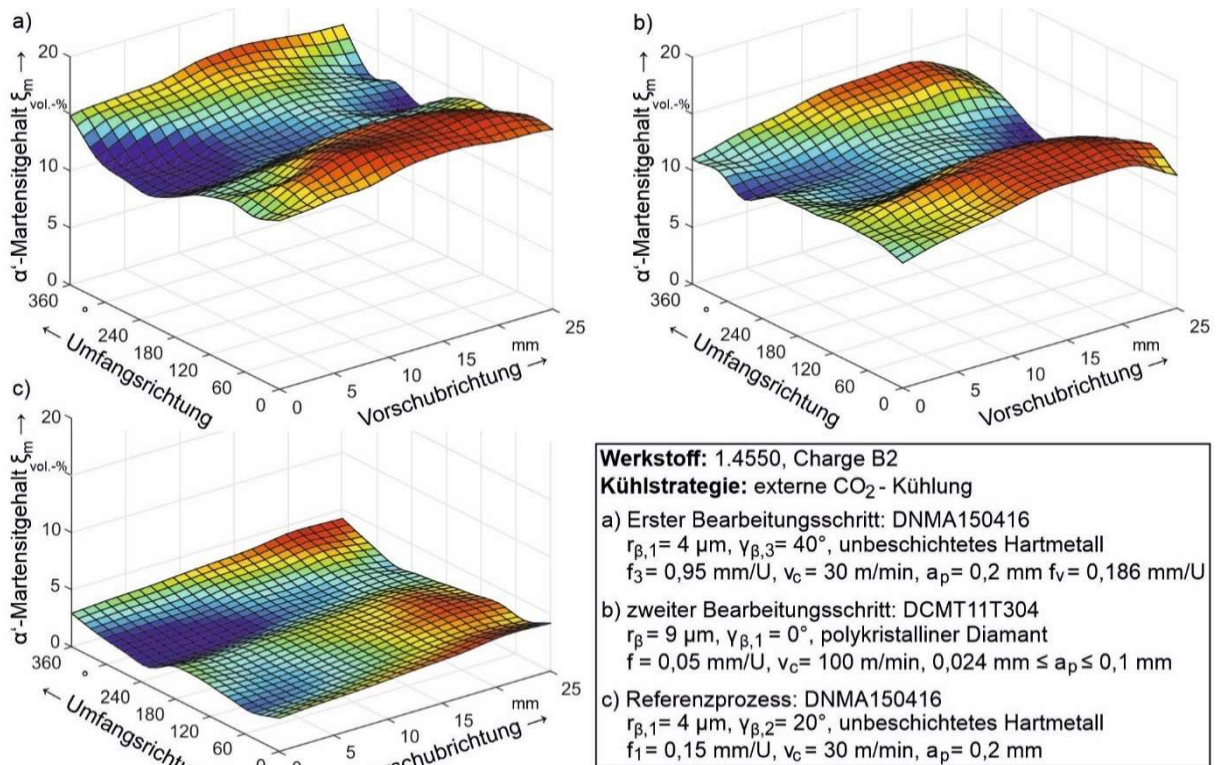


Abbildung 7-3: Verteilung des Martensitgehaltes nach dem ersten Bearbeitungsschritt mit dem Ziel der Maximierung des Martensitgehaltes (a) und nach dem konsekutiven Schlichten (b) sowie nach dem Referenzprozess (c)

Im ersten Bearbeitungsschritt der zweistufigen Endbearbeitung (siehe Abbildung 7-3a) wurde mit $\xi_m = 15,36 \pm 0,41 \text{ vol.-%}$ ein deutlich höherer mittlerer α' -Martensitgehalt gemessen als nach dem kryogenen Referenzprozess ($\xi_m = 2,84 \pm 0,21 \text{ vol.-%}$, siehe Abbildung 7-3c). Die stärker ausgeprägte verformungsinduzierte α' -Martensitbildung resultierte maßgeblich aus der signifikant höheren mechanischen Last (siehe Abbildung 7-2a). Darüber hinaus war die Oberflächentemperatur T_{OF} während der kurzen Schnittzeit nahezu konstant (siehe Abbildung 7-2b). Aufgrund der während der Zerspanung annähernd gleichbleibenden thermomechanischen Last konnten in Abhängigkeit der Vorschubrichtung keine signifikanten Unterschiede im α' -Martensitgehalt festgestellt werden (siehe Abbildung 7-3a).

Durch konsekutives Schlichten der so hergestellten Werkstücke reduzierte sich der mittlere α' -Martensitgehalt von $\xi_m = 15,36 \pm 0,41 \text{ vol.-%}$ auf $\xi_m = 11,39 \pm 1 \text{ vol.-%}$. Diese Reduktion des integralen Messwertes ist darauf zurückzuführen, dass das Gefüge mit hohem martensitischem Phasenanteil während des konsekutiven Schlichtens durch den Span abgetragen wurde (siehe Abbildung 7-4).

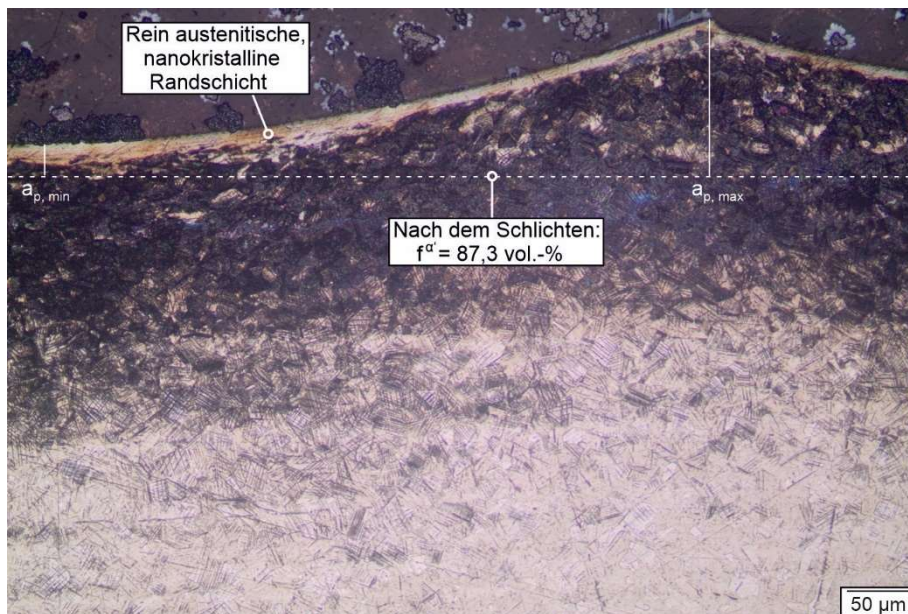


Abbildung 7-4: Werkstückrandzone im Längsschliff nach dem ersten Bearbeitungsschritt

Nach dem ersten Bearbeitungsschritt lag an der Oberfläche eine nanokristalline Randschicht vor, welche durch das Beraha II-Ätzmittel nicht kontrastiert wurde. Generell kann dies entweder daran liegen, dass die Korngröße in diesem Bereich äußerst klein ist und das Gefüge deshalb nicht durch das Ätzmittel beeinflusst wurde, oder, dass in diesem Bereich kein zu kontrastierender α' -Martensit vorliegt. Die XRD-Analyse bestätigt, dass in dieser Schicht ein rein austenitisches Gefüge vorliegt (siehe Abbildung 7-5a). Dies ist mutmaßlich darauf zurückzuführen, dass während des Drehens mit hohem Vorschub ($f_3 = 0,95 \text{ mm/U}$) und stark gefasten Werkzeugen ($\gamma_{\beta,3} = 40^\circ$) trotz Vorkühlung hohe Temperaturen im oberflächennahen Randbereich vorlagen, welche die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung hemmten. Die Dicke der rein austenitischen, nanokristallinen Randschicht ist dabei im Bereich der Rauheitsspitzen weniger stark ausgeprägt ist als in den dazwischenliegenden Tälern, was impliziert, dass dort höhere Temperaturen vorlagen. Mit steigendem Abstand von der Oberfläche steigt der Phasenanteil des α' -Martensits auf ca. $f^{\alpha'} = 40 \text{ vol.-%}$ an (siehe Abbildung 7-5c). ϵ -Martensit wurde nicht detektiert (siehe Abbildung 7-5b).

Nach dem konsekutiven Schlichten wurde an der neu geschaffenen Oberfläche (siehe Abbildung 7-4) ein sehr hoher martensitischer Phasenanteil von $f^{\alpha'} = 87,3 \text{ vol.-%}$ gemessen (siehe Abbildung 7-5c). Dieser deutliche Anstieg gegenüber dem ersten Bearbeitungsschritt lässt sich nicht ausschließlich durch die Wahl des Messfeldes und den damit einhergehenden Inhomogenitäten im Martensitgehalt in Umfangsrichtung erklären (vgl. Abbildung 7-3b). Dies deutet darauf hin, dass es während des konsekutiven Schlichtens trotz sehr geringer mechanischer Lasten im oberflächennahen Randbereich zur verformungsinduzierten α' -Martensitbildung kam, was möglicherweise durch die aus dem ersten Bearbeitungsschritt resultierten metallurgischen Modifikationen der Werkstückrandzone begünstigt wurde.

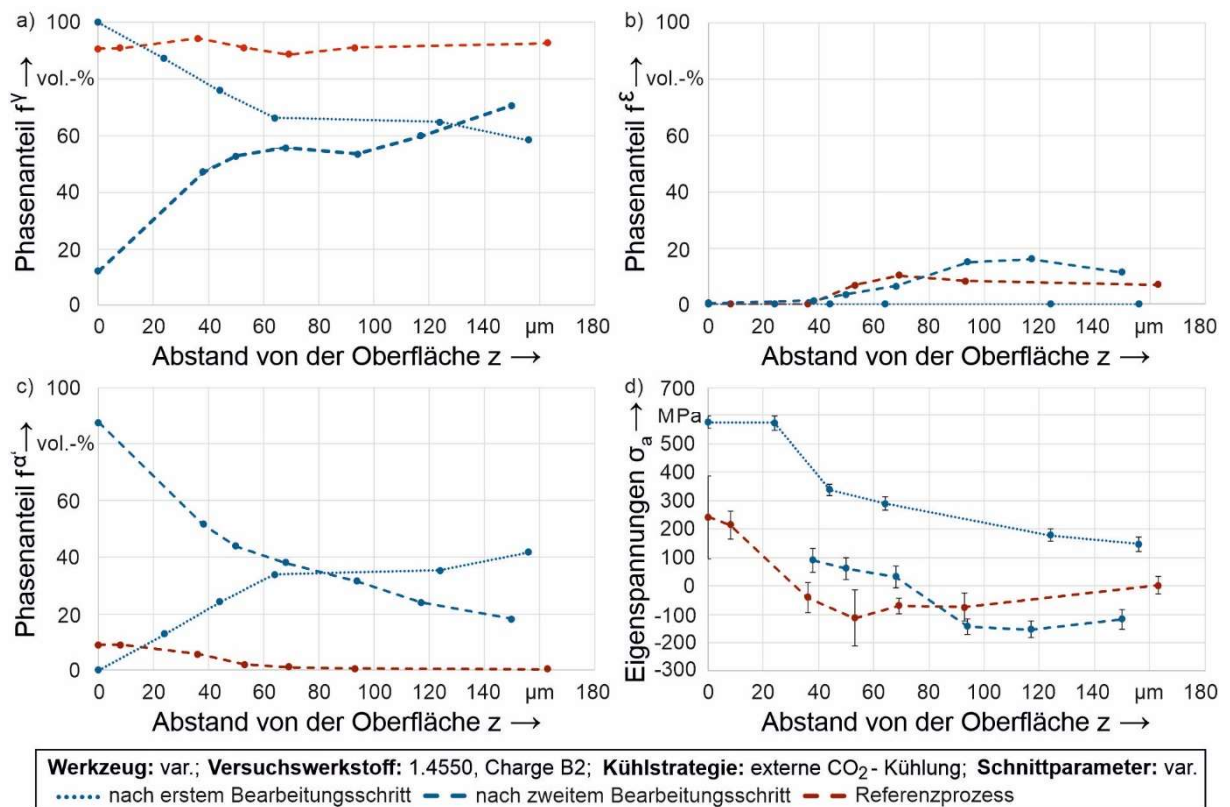


Abbildung 7-5: Phasenanteile des a) γ -Austenits, b) ϵ -Martensits und c) α' -Martensits sowie d) axiale Eigenspannungen in Abhängigkeit vom Abstand von der Werkstückoberfläche⁶

Das Eigenspannungsprofil (siehe Abbildung 7-5d) des im Referenzprozess endbearbeiteten Werkstücks zeigt den für gedrehten Oberflächen typischen Verlauf: An der Oberfläche und unmittelbar darunter liegen Zugeigenspannungen vor, welche aus den hohen Temperaturen nahe der Kontaktzone herrühren. In größerem Abstand von der Oberfläche, wo während des Drehens weniger hohe Temperaturen vorherrschten, befindet sich ein Bereich mit Druckeigenspannungen, welche überwiegend aus der mechanischen Last resultierten. Mit weiter zunehmendem Abstand von der Oberfläche nähern sich die Eigenspannungen wieder der Nulllinie an.

Nach dem ersten Bearbeitungsschritt der zweistufigen Endbearbeitung liegen an der Oberfläche deutlich höhere Zugeigenspannungen vor als beim Referenzwerkstück, welche mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche langsam abnehmen. Dies deutet, wie auch die rein austenitische, nanokristalline Randschicht (vgl. Abbildung 7-4), auf hohe Temperaturen in der Werkstückrandzone während des kryogenen Drehens hin. Aufgrund der sehr hohen mechanischen Lasten während des ersten Bearbeitungsschrittes ist es denkbar, dass in größerem Abstand vom Randbereich noch ein ausgeprägter Druckeigenspannungsbereich vorliegt. Zudem könnten die im Rahmen der martensitischen Phasentransformation auftretende lokale Ausdehnung des Werkstoffes weiterhin Druckeigenspannungen begünstigt haben.

Nach dem konsekutiven Schlichten konnten die Eigenspannungen im oberflächennahen Randbereich nicht zuverlässig ermittelt werden, da die Diffraktionspeaks der (220)-Austenitebene

⁶ Die röntgenographischen Messungen der Phasenanteile und der Eigenspannungen wurden am Lehrstuhl für Werkstoffkunde (WKK) der TU Kaiserslautern durchgeführt.

aufgrund des geringen austenitischen Phasenanteils f' zu schwach ausgeprägt waren. Im darunterliegenden Bereich liegen die Eigenspannungen im Bereich derer des Referenzwerkstückes. Es kann davon ausgegangen werden, dass beim Schlichten der zuvor vorliegende Bereich der ausgeprägten Zugeigenspannungen über den Span abgetragen wurde.

An den Mikrohärteprofilen (siehe Abbildung 7-6) ist zu erkennen, dass die maximale Mikrohärte in der Werkstückrandzone des zweistufig endbearbeiteten Werkstücks deutlich höher ist als beim kryogen gedrehten Referenzwerkstück. Die höhere maximale Mikrohärte im oberflächennahen Randbereich ist dabei maßgeblich auf den deutlich höheren Phasenanteil des α' -Martensits zurückzuführen (siehe Abbildung 7-5c). Analog dazu und in guter Übereinstimmung mit den in Kapitel 5.2.2 vorgestellten Ergebnissen resultierte die höhere Einhärtetiefe aus der größeren Transformationstiefe, welche aus der Verwendung der stark gefasten Wendeschneidplatten herrührte.

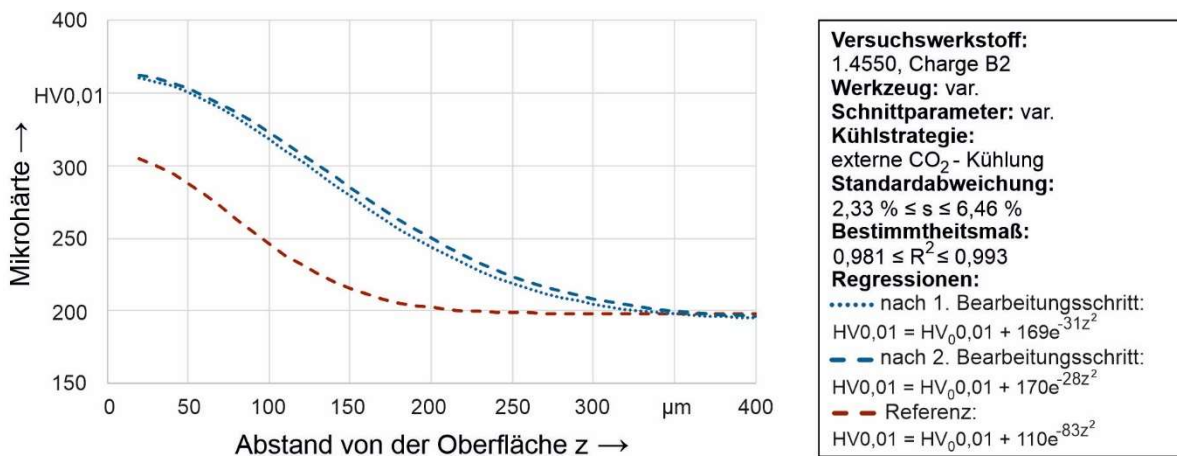


Abbildung 7-6: Mikrohärte in der Werkstückrandzone nach dem ersten bzw. zweiten Bearbeitungsschritt der zweistufigen Endbearbeitung sowie in der Werkstückrandzone eines Referenzwerkstückes

Die Mikrohärte in der Werkstückrandzone war nach dem ersten Bearbeitungsschritt, in welchem die Randschichtverfestigung realisiert wurde, und nach dem konsekutiven Schlichten solcher randschichtverfestigten, aber sehr rauen Werkstücke annähernd gleich (siehe Abbildung 7-6). Aufgrund des höheren martensitischen Phasenanteils $f^{\alpha'}$ im oberflächennahen Randbereich könnte erwartet werden, dass nach dem konsekutiven Schlichten eine höhere Mikrohärte vorliegt als nach dem ersten Bearbeitungsschritt. Die Vermutung liegt nahe, dass in der Werkstückrandzone nach dem konsekutiven Schlichten die bspw. durch Kornfeinung verursachte Kaltverfestigung weniger stark ausgeprägt ist. Wie die Untersuchungen am phasenstabilen 1.4539 zeigen, ist die Kaltverfestigung insbesondere nahe der Oberfläche am stärksten ausgeprägt (siehe Abbildung 5-5). Der im ersten Bearbeitungsschritt stark kaltverfestigte, oberflächennahe Randbereich wurde beim konsekutiven Schlichten abgetragen. Das konsekutive Schlichten führte aufgrund der niedrigen mechanischen Last nicht zur ausgeprägten Kaltverfestigung der bereits vorverfestigten Werkstückrandzone. Nach dem konsekutiven Schlichten lagen folglich im oberflächennahen Randbereich ein höherer martensitischer Phasenanteil aber eine geringere Kaltverfestigung vor als nach dem ersten Bearbeitungsschritt, was die vergleichbaren Mikrohärten begründet.

Nach dem ersten Bearbeitungsschritt war die kinematische Rauheit aufgrund des hohen Vorschubes von $f_3 = 0,95$ mm/U mit $R_z = 75,77$ µm äußerst hoch. Durch konsekutives Schlichten

konnte die gemittelte maximale Rautiefe auf $R_z = 3,16 \mu\text{m}$ reduziert werden, was in etwa der Rauheit des kryogen gedrehten Referenzwerkstücks $R_z = 3,33 \mu\text{m}$ entspricht. Aufgrund des geringeren Vorschubes von $f = 0,05 \text{ mm/U}$ ist der Abstand zwischen den periodischen Rauheitsspitzen geringer als beim Referenzwerkstück (siehe Abbildung 7-7).

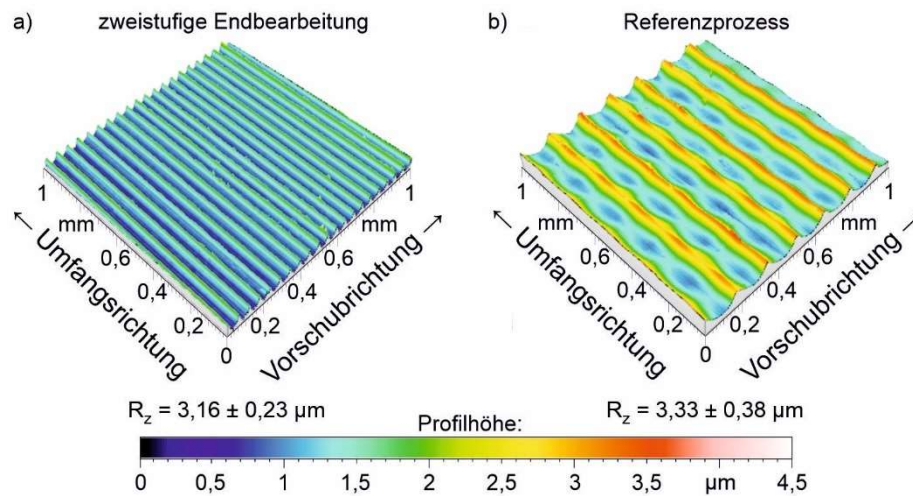


Abbildung 7-7: Oberflächentopographie nach zweistufiger Endbearbeitung (a) und nach Referenzprozess (b)

Beim kryogenen Referenzprozess erfolgte sowohl die Randschichtverfestigung als auch die Herstellung der finalen Oberflächentopographie in einem Schnitt. Während hohe Passivkräfte zwar die verformungsinduzierte Martensitbildung und folglich die Randschichtverfestigung ermöglichen, wirken sie sich negativ auf die Oberflächentopographie aus, indem sie Adhäsionen an der Oberfläche (siehe Abbildung 5-23) und zum Teil Rattermarken (siehe Abbildung 7-7b) begünstigen. Durch die Aufgabenteilung in zwei konsekutive Schnitte ergeben sich beim Schlichten mehr Gestaltungsspielräume. So ist es möglich, das Schlichten durch Wahl der Schnittparameter und Werkzeugeigenschaften so auszulegen, dass sehr geringe Passivkräfte auftreten. Weiterhin konnte durch die Wahl einer höheren Schnittgeschwindigkeit und die Verwendung einer Spanleitstufe die Aufbauschneidenbildung stark verringert werden, was zu einer adhäsionsfreien Oberfläche führte. Während sich beim kryogenen Referenzprozess eines Werkstücks ein einziger Fließspan bildete, welcher bei Kontakt mit dem Werkstück zu Oberflächendefekten führen kann, kam es beim konsekutiven Schlichten bedingt durch die höhere Schnittgeschwindigkeit und insbesondere durch die periodisch variierende Schnitttiefe (siehe Abbildung 7-1b) zu einem deutlich besseren Spanbruch.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Die Oberflächenmorphologie hat einen erheblichen Einfluss auf das Einsatzverhalten eines Bauteils. Generell ist in den meisten technischen Anwendungen neben einer niedrigen Rauheit eine hohe Mikrohärtte wünschenswert, da sich dies positiv auf die Verschleiß- und Ermüdungsfestigkeit auswirkt. Zur Randschichtverfestigung werden metastabile austenitische Cr-Ni-Stähle nach der spanenden Bearbeitung in der Regel mit mechanischen Verfestigungsprozessen wie bspw. Kugelstrahlen nachbehandelt. Eine Überlagerung von Kaltverfestigungsmechanismen und verformungsinduzierter α' -Martensitbildung bewirkt dabei einen Anstieg der Mikrohärtte. Seit einigen Jahren wird am FBK untersucht, wie durch kryogenes Drehen, bei gleichzeitiger Realisierung einer wünschenswerten Oberflächentopographie, eine möglichst effiziente Randschichtverfestigung erreicht werden kann. Durch die Integration der Randschichtverfestigung in den spanenden Endbearbeitungsprozess lässt sich, je nach Anforderung an die Bauteiloberfläche, ein separater nachgelagerter Verfestigungsprozess einsparen. Umfangreich untersucht waren bereits die Einflüsse der Kühlstrategie und der Schnittparameter auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie. Dabei wurde festgestellt, dass generell niedrige thermische und hohe mechanische Lasten die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung begünstigen, wobei diese Korrelation noch nicht mit Modellen beschrieben werden konnte. Unzureichend erforscht war bislang noch der Einfluss der Werkzeugeigenschaften auf die Prozessgrößen und die Oberflächenmorphologie. Da sich durch Variation einzelner Werkzeugeigenschaften die thermomechanische Last während des Drehens signifikant variieren lässt, ist auch davon auszugehen, dass dies deutliche Auswirkungen auf Oberflächenmorphologie und letztlich auch das Einsatzverhalten der so gedrehten Bauteile mit sich führt. Chargenbedingte Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung führen zu Variationen der Austenitstabilität. Daraus resultierende Abweichungen im α' -Martensitgehalt galt es bislang noch zu quantifizieren, um zu bewerten, wie robust die in den kryogenen Drehprozess integrierte Randschichtverfestigung ist.

In dieser Arbeit wurden die Wirkzusammenhänge zwischen den Einstellgrößen, den Prozessgrößen und der Oberflächenmorphologie beim kryogenen Drehen metastabiler austenitischer Stähle untersucht. Hinsichtlich der Einstellgrößen wurden im Detail der Einfluss des Werkstoffs und der Werkzeugeigenschaften untersucht. Neben verschiedenen Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 zur Untersuchung des Chargeneinflusses wurden zur näheren Betrachtung der Verfestigungsmechanismen auch der phasenstabile austenitische Stahl 1.4539 sowie der metastabile austenitische Stahl 1.4550 nach kryogener Vorverformung mit ansonsten gleichen Einstellgrößen kryogen gedreht. Weiterhin wurden an einer Charge des metastabilen 1.4550 Versuche mit variierenden Werkzeugeigenschaften durchgeführt. Dabei wurden systematisch der Schneidkantenradius, der Fasenwinkel, der Schneideneckenradius und die Werkzeugbeschichtung variiert, die Auswirkungen auf Prozessgrößen und Oberflächenmorphologie analysiert und Handlungsempfehlungen zur Werkzeuggestaltung abgeleitet. Es wurden zur Erschaffung einer breiten Datenbasis zusätzliche Versuche mit stark variierender thermomechanischer Last durchgeführt, um den Einfluss der Prozesskräfte und Temperatur auf den daraus resultierenden α' -Martensitgehalt zu modellieren. Abschließend wurde die Möglichkeit untersucht, durch zwei konsekutive Schnitte die Oberflächenmorphologie vorteilhaft zu gestalten.

Beim kryogenen Drehen von fünf Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 mit teilweise deutlich variierender chemischer Zusammensetzung konnte in den Werkstückrandzonen jeder Charge eine ausgeprägte verformungsinduzierte α' -Martensitbildung nachgewiesen werden. Trotz vergleichbarer thermomechanischer Last während des kryogenen Drehens kam es aufgrund der variierenden Austenitstabilität zu Unterschieden im gemessenen α' -Martensitgehalt zwischen 3,63 vol.-% und 4,99 vol.-%. Bei allen Chargen konnte eine robuste Randschichtverfestigung realisiert werden. Eine exakte Korrelation zwischen α' -Martensitgehalt und maximaler Mikrohärtigkeit wurde jedoch nicht beobachtet, was darauf zurückzuführen ist, dass der Mikrohärtigkeit bei metastabilem austenitischem Stahl aus der Überlagerung von Phasentransformation und Kaltverfestigungsmechanismen herrührt, welche ebenfalls chargenbedingt variieren können.

Nach dem kryogenen Drehen des austenitischen Stahls 1.4539 wurde wie erwartet kein α' -Martensit in der Werkstückrandzone festgestellt. Der bei diesem Werkstoff festgestellte Anstieg der Mikrohärtigkeit in der Werkstückrandzone ist daher ausschließlich auf Kaltverfestigung zurückzuführen. Die maximale Mikrohärtigkeit nach dem kryogenen Drehen ist trotz höherer Mikrohärtigkeit im Ausgangszustand niedriger als bei allen kryogen gedrehten Chargen des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550. Zudem ist die Einhärtetiefe beim phasenstabilen 1.4539 nur ca. halb so groß wie beim metastabilen 1.4550, bei welchem die Transformationstiefe und die Einhärtetiefe mit ca. 200 μm gut übereinstimmen. Dies deutet daraufhin, dass Kaltverfestigungsmechanismen bei den hier verwendeten Einstellgrößen nur in einem Bereich bis ca. 100 μm auftreten, also folglich eine geringere Tiefenwirkung aufweisen als die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung.

Die kryogene Vorverformung des metastabilen austenitischen Stahls 1.4550 führte, bedingt durch Kaltverfestigungsmechanismen und verformungsinduzierter α' -Martensitbildung ($\xi_m = 31,2$ vol.-%), zu einem Anstieg der Mikrohärtigkeit von 194 HV_{0,01} auf 281 HV_{0,01}. Wegen der veränderten Materialeigenschaften wurden beim anschließenden kryogenen Drehen höhere Prozesskräfte und Temperaturen gemessen als beim kryogenen Drehen im lösungsgeglühten Zustand. Da im kryogen vorverformten Material die Körner mit niedriger Austenitstabilität bereits umgewandelt waren und zudem während des kryogenen Drehens höhere Temperaturen vorlagen, konnte durch kryogenes Drehen der α' -Martensitgehalt in der Randschicht nicht weiter gesteigert werden. Der nach dem kryogenen Drehen festgestellte Mikrohärtigkeitanstieg von 281 HV_{0,01} auf maximal 381 HV_{0,01} ist folglich ausschließlich auf Kaltverfestigung zurückzuführen. Die Einhärtetiefe nach dem kryogenen Drehen ist daher vergleichsweise gering, wobei die Ausgangsmikrohärtigkeit durch die kryogene Vorverformung mit 281 HV_{0,01} deutlich höher ist als im lösungsgeglühten Gefüge. Zwar führt die Kombination von kryogener Vorverformung und kryogenem Drehen zu einer höheren maximalen Mikrohärtigkeit als alleiniges kryogenes Drehen, jedoch stellt die kryogene Vorverformung auch einen aufwändigen zusätzlichen Prozessschritt dar.

Eine Erhöhung des Schneidkantenradius führte bei annähernd gleichbleibenden Oberflächentemperaturen zu einem linearen Anstieg der Prozesskräfte. Die höheren Schnitt- und Passivkräfte bewirkten somit einen in Abhängigkeit zum Schneidkantenradius linearen Anstieg des α' -Martensitgehaltes. Der höhere α' -Martensitgehalt führte in Überlagerung mit Kaltverfestigungsmechanismen zu einem Anstieg der Mikrohärtigkeit. Mit steigendem Schneidkantenradius stieg jedoch ebenfalls die Rauheit an. Durch die Variation des Schneidkantenradius lassen sich

somit die Randzoneneigenschaften und die Oberflächentopographie nicht unabhängig voneinander beeinflussen. Aufgrund des Einflusses des Schneidkantenradius auf die mechanische Last in der Werkstückrandzone und mithilfe der ermittelten Wirkzusammenhänge stellt dieser dennoch eine wirkungsvolle Stellschraube dar, um die Oberflächenmorphologie gemäß den anwendungsspezifischen Anforderungen gezielt einzustellen.

Die Prozesskräfte stiegen nicht nur linear mit steigendem Schneidkantenradius, sondern auch mit steigender Fasenlänge, für den untersuchten Fall, dass die projizierte Fasenlänge mindestens der Schnitttiefe entspricht. Durch eine trigonometrische Umrechnung wurde somit eine Regression ermittelt, mit welcher sich die Prozesskräfte in Abhängigkeit des Fasenwinkels berechnen lassen. Anders als bei den Drehversuchen mit Werkzeugen mit verrundeten Schneidkanten, konnten bei der Verwendung der gefasten Werkzeuge deutliche Unterschiede in der gemessenen Oberflächentemperatur festgestellt werden. Eine Erhöhung des Fasenwinkels auf bis zu $\gamma_{\beta,3} = 40^\circ$ führte aufgrund der höheren Prozesskräfte zu einem Anstieg des α' -Martensitgehaltes. Bei der Verwendung von Werkzeugen mit einem Fasenwinkel von $\gamma_{\beta,4} = 60^\circ$ kam es, trotz sehr hoher Prozesskräfte, aufgrund der erhöhten Oberflächentemperatur zu einem geringeren α' -Martensitgehalt. Mit steigendem Fasenwinkel erhöhte sich aufgrund der hohen Passivkräfte auch die Transformationstiefe, was zu einer signifikanten Steigerung der Einhärtetiefe führte. Mit steigendem Fasenwinkel wurde die Aufbauschneidenbildung stark begünstigt, was die Anzahl der auf der Oberfläche adhären Partikel deutlich erhöhte und somit zu einer höheren Rauheit führte.

Größere Schneideneckenradien führten zu höheren Schnittkräften, Passivkräften und Oberflächentemperaturen. Bei Werkstücken, welche mit einem Schneideneckenradius von $r_{\epsilon,4} = 1,6$ mm gedreht wurden, konnte ein geringerer α' -Martensitgehalt und daher auch eine niedrigere maximale Mikrohärtigkeit gemessen werden als bei Werkstücken, welche mit kleineren Schneideneckenradien gedreht wurden. Zwischen $r_{\epsilon,1} = 0,6$ mm und $r_{\epsilon,3} = 1,2$ mm fanden sich nur geringfügige Änderungen im α' -Martensitgehalt und der Mikrohärtigkeit. Geringere Schneideneckenradien führten zu geringerer Aufbauschneidenbildung, aber auch zu stärker ausgeprägten Rauheitsspitzen und insgesamt höheren Rauheitswerten.

In Abhängigkeit der verwendeten Beschichtung ließen sich erhebliche Unterschiede in der Aufbauschneidenbildung feststellen. Durch Verwendung einer Multilayer-, TiN- und insbesondere einer AlTiN-Beschichtung konnte die Aufbauschneidenbildung und folglich die Anzahl der Adhäsionen an den Werkstückoberflächen erheblich reduziert werden. Die Wahl der Werkzeugbeschichtung hatte keine signifikanten Auswirkungen auf den α' -Martensitgehalt und die Mikrohärtigkeit. Die Verwendung einer AlTiN-Beschichtung beim kryogenen Drehen metastabiler austenitischer Stähle ist empfehlenswert, da dies zwar keine merklichen Auswirkungen auf die Werkstückrandzone hat, aber sich die Oberflächentopographie deutlich verbessern lässt.

Um den α' -Martensitgehalt in Abhängigkeit von der Temperatur und den Prozesskräften zu berechnen, wurden ein parametrisches und ein nichtparametrisches Modell entwickelt und miteinander verglichen. Es ließ sich nachweisen, dass die Passivkraft und die Schnittkraft die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung begünstigen, während die Vorschubkraft keinen signifikanten Einfluss hat. Bei konstanter Temperatur führen steigende Schnittkräfte zu einem sigmoidalen Anstieg des α' -Martensitgehaltes, wobei zunächst ein Schwellenwert überschritten werden muss. Darüber hinaus ließ sich feststellen, dass steigende Temperaturen die verformungsinduzierte Phasenumwandlung hemmen und zu einem niedrigeren Sättigungsplateau im

α' -Martensitgehalt führen. Dies unterstreicht die Bedeutung der kryogenen Kühlung zur effizienten Randschichtverfestigung beim Drehen metastabiler austenitischer Stähle. Mit dem nichtparametrischen Modell konnten bessere Übereinstimmungen mit den Messwerten erzielt werden, da hier aufgrund des datengetriebenen Ansatzes verschiedene Fehlereinflüsse (vgl. Kapitel 6.6) umgangen werden können. Die vorgestellten Modelle können verwendet werden, um den α' -Martensitgehalt bereits während des kryogenen Drehens indirekt durch in-situ-Messung der Prozesskräfte und Temperaturen abzuschätzen. Dieser Randschichtsoftsensor ermöglicht folglich die in-situ Überwachung der Werkstückrandzoneneigenschaften und erlaubt die zukünftige Implementierung eines Regelkreises: Während des Drehens auftretende Störgrößen (z.B. Werkzeugverschleiß) führen zu einer unerwünschten Variation der thermomechanischen Last. Durch die Verwendung der entwickelten Modelle kann der Einfluss dieser Abweichungen auf den α' -Martensitgehalt durch In-situ-Messung der Prozesskräfte und Temperaturen erkannt und durch Anpassen der Einstellgrößen (z.B. Schnittparameter oder CO₂-Massenstrom) kompensiert werden, um robust, vorher definierte Oberflächenmorphologien zu fertigen.

Es wurde ein neuartiger Ansatz einer zweistufigen Endbearbeitung entwickelt. Dabei wurde der erste Bearbeitungsschritt so ausgelegt, dass in der Werkstückrandzone ein maximaler α' -Martensitgehalt und folglich eine signifikante Randschichtverfestigung mit hinreichender Einhärtetiefe ohne Rücksicht auf die Oberflächentopographie realisiert wurde. Anschließend wurden die ausgeprägten Rauheitsspitzen durch einen konsekutiven Schlichtprozess abgetragen. Ziel dieses zweiten Bearbeitungsschrittes war es, die finale Oberflächentopographie herzustellen und möglichst wenig der im ersten Bearbeitungsschritt verfestigte Werkstückrandzone abzutragen. Beim Schlichten kam es zudem zu einer weiteren Erhöhung des martensitischen Phasenanteils an der Oberfläche. Durch diese zweistufige Endbearbeitung konnte der bislang vorliegende Zielkonflikt zwischen ausgeprägter Randschichtverfestigung und günstiger Oberflächentopographie eliminiert werden. Gegenüber dem Referenzprozess konnte der maximale martensitische Phasenanteil, welcher direkt an der Oberfläche vorliegt, nahezu verzehnfacht werden (max. $f^{\alpha'} = 87,3$ vol.-%), was zu einer deutlich höheren Mikrohärtete führte. Dies demonstriert, dass eine maßgeschneiderte Prozessgestaltung mit zwei aufeinanderfolgenden Schnitten zu einer deutlichen Verbesserung der Oberflächenmorphologie führen kann. Nachteilig ist, dass durch das konsekutive Schlichten ein zusätzlicher Bearbeitungsschritt benötigt wird; sich die Prozesskette also wieder verlängert. Nichtsdestotrotz lässt sich das konsekutive Schlichten deutlich leichter in die Prozesskette integrieren als eine vorgelagerte kryogene Vorverformung oder ein nachgelagerter Kugelstrahlprozess. Während der erste Bearbeitungsschritt bereits zu äußerst hohen α' -Martensitgehalten und hohen Einhärtetiefen in der Werkstückrandzone führt, findet sich beim konsekutiven Schlichten noch Optimierungspotential. Durch Anpassung der Schnittparameter und der Werkzeugeigenschaften könnte sich die Oberflächentopographie verbessern lassen. Es sollte weiterhin untersucht werden, ob beim Schlichten ohne negative Auswirkungen auf die Oberflächenmorphologie CO₂ eingespart werden kann.

Kryogenes Drehen erlaubt eine in die spanende Bearbeitung integrierte Randschichtverfestigung, sodass je nach Anforderungen an die Bauteiloberfläche auf einen nachgelagerten Verfestigungsprozess verzichtet werden kann. Zur Erweiterung des Prozessverständnisses ist die Modellierung des martensitischen Phasenanteils in Abhängigkeit vom Abstand von der Werkstückoberfläche erstrebenswert. Hierzu kann als Eingangsgröße für die mechanische Last die Ver-

gleichsspannung, welche mit bereits existierenden Modellen berechnet werden kann, herangezogen werden. Eine offene Herausforderung ist die hinreichend genaue, ortsabhängige Ermittlung der Temperatur im oberflächennahen Randbereich, in dem die Phasentransformation stattfindet. Weiterhin ist es denkbar, mit diesen Eingangsgrößen in einer Finite-Elemente-Simulation ebenfalls die Kornfeinung zu berechnen, wobei insbesondere der Bereich der nanokristallinen Randschicht von großem Interesse ist. Letztlich könnte durch die ortsabhängig berechneten Phasenanteile und Kornfeinung die Mikrohärtigkeit als Funktion vom Abstand von der Werkstückoberfläche modelliert werden. Diese erweiterten Kenntnisse zu den Wirkzusammenhängen erlauben eine gezieltere Einstellung der Oberflächenmorphologie. Sinnvoll für weiterführende Untersuchungen wäre zudem eine Analyse des Ressourcenverbrauchs und der Herstellkosten, um die ökonomischen und ökologischen Vorteile des kryogenen Drehens gegenüber einer konventionellen Prozesskette zu evaluieren.

9 Quellenverzeichnis

- [Abou16] Abouridouane, M.; Klocke, F.; Döbbeler, B.: Analytical temperature prediction for cutting steel. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 65/1 (2016), S. 77-80.
- [Abuk06] Abukhshim, N. A.; Mativenga, P. T.; Sheikh, M. A.: Heat generation and temperature prediction in metal cutting: A review and implications for high speed machining. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 46/7-8 (2006), S. 782-800.
- [Adle06] Adler, D. P.; Hii, W. W. S.; Michalek, D. J.; Sutherland, J. W.: Examining the role of cutting fluids in machining and efforts to address associated environmental/health concerns. In: Machining Science and Technology 10/1 (2006), S. 23-58.
- [Ahme07] Ahmed, M. I.; Ismail, A. F.; Abakr, Y. A.; Amin, A. K. M. N.: Effectiveness of cryogenic machining with modified tool holder. In: Journal of Materials Processing Technology 185/1-3 (2007), S. 91-96.
- [Ahme16] Ahmedabadi, P. M.; Kain, V.; Agrawal, A.: Modelling kinetics of strain-induced martensite transformation during plastic deformation of austenitic stainless steel. Materials and Design 109 (2016), S. 466-475.
- [Albr60] Albrecht, P.: New Developments in the Theory of the Metal-Cutting Process: Part I. The Ploughing-Process in Metal Cutting. In: Journal of Engineering for Industry 82/4 (1960), S. 348-357.
- [Alzk09] Al-Zkeri, I.; Rech J.; Altan, T.; Hamdi, H.; Valiorgue, F.: Optimization of the Cutting Edge Geometry of Coated Carbide Tools in Dry Turning of Steels Using a Finite Element Analysis. In: Machining Science and Technology 13/1 (2009), S. 36-51.
- [Ambr14] Ambrosy, F.; Zanger, F.; Schulze V.; Jawahir I. S.: An experimental study of cryogenic machining on nanocrystalline surface layer generation. In: Procedia CIRP 13 (2014), S. 169-174.
- [Ange54] Angel, T.: Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels – Effect of Deformation, Temperature, and Composition. In: Journal of the Iron Steel Institute 177 (1954), S. 165-174.
- [Aram14] Aramcharoen, A.; Chuan, S. K.: An Experimental Investigation on Cryogenic Milling of Inconel 718 and its Sustainability Assessment. In: Procedia CIRP 14 (2014), S. 529-534.
- [Ardi14] Ardi, D. T.; Li, Y. G.; Chan, K. H. K.; Blunt, L.; Bache, M. R.: The Effects of Machined Topography on Fatigue Life of a Nickel based Superalloy. In: Procedia CIRP 13 (2014), S. 19-24.
- [Atti02] Attia, M. H.; Cameron, A.; Kops, L.: Distortion in Thermal Field Around Inserted Thermocouples in Experimental Interfacial Studies, Part 4: End Effect. In: Journal of Manufacturing Science and Engineering 124/1 (2002), S. 135-145.
- [Augs19] Augspurger, T.; Koch, M.; Klocke, F.; Döbbeler, B.: Investigation of transient temperature fields in the milling cutter under CO₂ cooling by means of an embedded thermocouple. In: Procedia CIRP 79 (2019), S. 33-38.
- [Auri11] Aurich, J. C.; Zimmermann, M.; Leitz, L.: The preparation of cutting edges using a marking laser. In: Production Engineering – Research and Development 5/1 (2011), S. 17-24.
- [Auri14] Aurich, J. C.; Mayer, P.; Kirsch, B.; Eifler, D.; Smaga, M.; Skorupski, R.: Characterization of deformation induced surface hardening during cryogenic turning of AISI 347. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 63/1 (2014), S. 65-68.
- [Auri16a] Aurich, J. C.; Effgen, C.; Kirsch, B.: Cutting edge preparation with elastic bonded superabrasive grinding wheels. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 65/1 (2016), S. 329-332.
- [Auri16b] Aurich, J. C.; Schneider, F.; Mayer, P.; Kirsch, B.; Hasse, H.: Oberflächenerzeugungs-Morphologie-Eigenschafts-Beziehungen: Vom Fertigungsverfahren direkt zu den Bauteileigenschaften. In: ZWF – Zeitschrift für wissenschaftlichen Fabrikbetrieb 111/4 (2016), S. 213-216.
- [Ay94] Ay, H.; Yang, W. J., Yang, J. A.: Dynamics of cutting tool temperatures during cutting process. In: Experimental Heat Transfer, An International Journal 7/3 (1994), S. 203-216.
- [Baeh16] Baehr, H. D.; Stephan, K.: Wärme- und Stoffübertragung. 9. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2016.
- [Bagh16] Bagherifard, S.; Slawik, S.; Fernández Pariente, I.; Pauly, C.; Mücklich, F.; Guagliano, M.: Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by severe shot peening. In: Materials & Design 102 (2016), S. 68-77.
- [Bald10] Baldissera, P.: Deep cryogenic treatment of AISI 302 stainless steel: Part I – Hardness and tensile properties. In: Materials & Design 31/10 (2010), S. 4725-4730.
- [Barb66] Barber, C. R.: The sublimation temperature of carbon dioxide. In: British Journal of Applied Physics 17/3 (1966), S. 391-397.
- [Barg12] Bargel, H. J.; Schulze, G. (Hrsg.): Werkstoffkunde. Berlin: Springer Verlag, 2008.
- [Bari04] Baricco, M.; Palumbo, M.; Baldissin, D.; Bosco, E.; Battezzati, L.: Metastable phases and phase diagrams. In: La Metallurgia Italiana - Metallurgia Fisica 11-12 (2004), S. 1-7.
- [Bass12] Bassett, E.; Köhler, J.; Denkena B.: On the honed cutting edge and its side effects during orthogonal turning operations of AISI1045 with coated WC-Co inserts. In: CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology 5 (2012), S. 108-126.

- [Bass14] Bassett, E.: Belastungsspezifische Auslegung und Herstellung von Schneidkanten für Drehwerkzeuge. Dissertation, Universität Hannover, 2014.
- [Bast16] Basten, S.; Mayer, P.; Kirsch, B.; Hasse, H.; Aurich, J. C.: Kryogener Kühlschmierstoff auf der Basis von Ethylenglykol. In: ZWF – Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb 111/7-8 (2016), S. 444-448.
- [Basu07] Basu, K.; Das, M.; Bhattacharjee, D.; Chakraborti, P. C.: Effect of grain size on austenite stability and room temperature low cycle fatigue behaviour of solution annealed AISI 316LN austenitic stainless steel. In: Materials Science and Technology 23/11 (2007), S. 1278-1284.
- [Beb17] Beblein, S.; Breidenstein, B.; Denkena, B.; Pusch, C.; Hoche, H.; Oechsner, M.: Thermomechanical coating load in dependence of fundamental coating properties. In: Procedia CIRP 58 (2017), S. 25-30.
- [Beck18a] Becker, S.; Hotz, H.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.; von Harbou, E.; Müller, R.: A Finite Element Approach to Calculate Temperatures Arising During Cryogenic Turning of Metastable Austenitic Steel AISI 347. In: ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering 140/10 (2018), S. 101016-101016-7.
- [Beck18b] Becker, S.; Hotz, H.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.; von Harbou, E.; Müller, R.: The Influence of Cooling Nozzle Positions on the Transient Temperature Field during Cryogenic Turning of Metastable Austenitic Steel AISI 347. In: PAMM - Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics 18/1 (2018), S. 1-2.
- [Beck86] Becker, H.; Brandis, H.; Küppers, W.: Zur Verfestigung instabil austenitischer nichtrostender Stähle und ihre Auswirkung auf das Umformverhalten von Feinblechen. In: Thyssen - Edelstahl Technische Berichte 12/1 (1986), S. 35-54.
- [Beck89] Becker, H.: Erzeugung und Lieferformen. In: Verein Deutscher Eisenhüttenleute VDEh (Hrsg.): Nichtrostende Stähle. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH (1989), S. 1-15.
- [Bela15] Belaud, V.; Valette, S.; Stremstoerfer, G.; Bigerelle, M.; Benayoun, S.: Wettability versus Roughness: Multiscale Approach. In: Tribology International 82 (2015), S. 495-498.
- [Berg07] Bergmann Tiest, W. M.; Kappers, A. M. L.: Haptic and visual perception of roughness. In: Acta Psychologica 124/2 (2007), S. 177-189.
- [Berg10] Berglund, J.; Brown, C. A.; Rosen, B. G.; Bay, N.: Milled die steel surface roughness correlation with steel sheet friction. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 59/1 (2010), S. 577-580.
- [Berg18] Bergmann, B.; Grove, T.: Basic principles for the design of cutting edge roundings. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 67/1 (2018), S. 73-78.
- [Berm11] Birmingham, M. J.; Kirsch, J.; Sun, S.; Palanisamy, S.; Dargusch, M. S.: New observations on tool life, cutting forces and chip morphology in cryogenic machining of Ti-6Al-4V. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 51/6 (2011), S. 500-511.
- [Berm12] Birmingham, M. J.; Palanisamy, S.; Kent, D.; Dargusch, M. S.: A comparison of cryogenic and high pressure emulsion cooling technologies on tool life and chip morphology in Ti-6Al-4V cutting. In: Journal of Materials Processing Technology 212/4 (2012), S. 752-765.
- [Bern04] Bernhard, F.: Technische Temperaturmessung – Physikalische und meßtechnische Grundlagen, Sensoren und Meßverfahren, Meßfehler und Kalibrierung. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2004.
- [Bier07] Biermann, D.; Kahleyß, F.; Heilmann, M.: Bohren mit CO₂-Prozesskühlung. In: VDI-Z 19/7-8 (2007), S. 78-80.
- [Bish88] Bish, D. L.; Howard, S.A.: Quantitative phase analysis using Rietveld method. Journal of Applied Crystallography 21 (1988), S. 86-91.
- [Blec17] Bleck, W.; Moeller, E.: Handbuch Stahl – Auswahl, Verarbeitung, Anwendung. München: Carl Hanser Verlag, 2017.
- [Boem18] Boemke, A.; Smaga, M.; Beck, T.: Influence of surface morphology on very high cycle fatigue behavior of metastable and stable austenitic Cr-Ni steels. In: MATEC Web of Conferences 165 (2018), 20008.
- [Bouz12] Bouzakis, K. D.; Michailidis, N.; Skordaris, G.; Bouzakis, E.; Biermann, D.; M'Saoubi, R.: Cutting with coated tools: Coating technologies, characterization methods and performance optimization. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 61/2 (2012), S. 703-723.
- [Bram61] Brammertz, P. H.: Die Entstehung der Oberflächenrauheit beim Feindreihen. In: Industrieanzeiger 83/2 (1961), S. 25-31.
- [Brin08] Brinksmeier, E.; Garbrecht, M.; Meyer, D.: Cold surface hardening. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 57/1 (2008), S. 541-544.
- [Brin11] Brinksmeier, E.; Gläbe, R.; Klocke, F.; Lucca, D. A.: Process Signatures – An Alternative Approach to Predicting Functional Workpiece Properties. In: Procedia Engineering 19 (2011), S. 44-52.
- [Brin14] Brinksmeier, E.; Klocke, F.; Lucca, D. A.; Sölter, J.; Meyer, D.: Process Signatures – A New Approach to Solve the Inverse Surface Integrity Problem in Machining Processes. In: Procedia CIRP 13 (2014), S. 429-434.

- [Brin18] Brinksmeier, E.; Meyer, D.; Heinzl, C.; Lübken, T.; Sölter, J.; Langenhorst, L.; Frerichs, F.; Kämmler, J.; Kohls, E.; Kuschel, S.: Process Signatures - The Missing Link to Predict Surface Integrity in Machining. In: *Procedia CIRP* 71 (2018), S. 3-10.
- [Broo79] Brooks, J. W.; Loretto, M. H.; Smallman, R. E.: Direct observations of martensite nuclei in stainless steel. In: *Acta Metallurgica* 27/12 (1979), S. 1839-1847.
- [Brow01] Brown, C. A.; Siegmund, S.: Fundamental scales of adhesion and area-scale fractal analysis. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 41/13-14 (2001), S. 1927-1933.
- [Brow18] Brown, C.; Hansen, H. N.; Jiang, X. J.; Blateyron, F.; Berglund, J.; Senin, N.; Bartkowiak, T.; Dixon, B.; Le Goic, G.; Quinsat, Y.; Stemp, W. J.; Thompson, M. K.; Ungar, P. S.; Zahouani, E. H.: Multiscale analyses and characterizations of surface topographies. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 67/2 (2018), S. 839-862.
- [Byun04] Byun, T. S.; Hashimoto, N.; Farrell, K.: Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. In: *Acta Materialia* 52 (2004) S. 3889-3899.
- [Cahi98] Cahill, D. G.; Lee, S. M.; Selinder, T. I.: Thermal conductivity of κ -Al₂O₃ and α -Al₂O₃ wear-resistant coatings. In: *Journal of Applied Physics* 83/11 (1998), S. 5783-5786.
- [Cali09] Calistes, R.; Swaminathan, S.; Murthy, T. G.; Huang C.; Saldana, C.; Shankar, M. R.; Chandrasekar, S.: Controlling gradation of surface strains and nanostructuring by large-strain machining. In: *Scripta Materialia* 60/1 (2009), S. 17-20.
- [Call13] Callister, W. D.; Rethwisch, D. G.: *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik – Eine Einführung*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 2013.
- [Cass94] Cassel, C.: *Einsatzverhalten von Cermet-Schneidstoffen bei der Drehbearbeitung*. Dissertation, Universität Hannover, 1994.
- [Caud14] Caudill, J.; Huang, B.; Arvin, C.; Schoop, J.; Meyer, K.; Jawahir, I. S.: Enhancing the Surface Integrity of Ti-6Al-4V Alloy through Cryogenic Burnishing. In: *Procedia CIRP* 13 (2014), S. 243-248.
- [Cela13] Celada, C.; Toda-Caraballo, I.; Kim, B.; San Martin, D.: Chemical banding revealed by chemical etching in a cold-rolled metastable stainless steel. In: *Materials Characterization* 84 (2013), S. 142-152.
- [Chen17] Chen, L.; Tai, B. L.; Chaudhari, R. G.; Song, X.; Shih, A. J.: Machined surface temperature in hard turning. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 121 (2017) S. 10-21.
- [Chou04] Chou, Y. K.; Song, H.: Tool nose radius effects on finish hard turning. In: *Journal of Materials Processing Technology* 148/2 (2004), S. 259-268.
- [Conc15] De la Concepción, V. L.; Lorusso, H. N.; Svoboda, H. G.: Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steels. In: *Procedia Materials Science* 8 (2015), S. 1047-1056.
- [Cort09] Cortes Rodríguez, C. J.: *Cutting edge preparation of precision cutting tools by applying microabrasive jet machining and brushing*. Dissertation, Universität Kassel, 2009.
- [Cour13] Courbon, C.; Pusavec, F.; Dumont, F.; Rech, J.; Kopac, J.: Tribological behavior of Ti6Al4V and Inconel718 under dry and cryogenic conditions—Application to the context of machining with carbide tools. In: *Tribology International* 66 (2013), S. 72-82.
- [Dahl04] Dahlman, P.; Gunnberg, F.; Jacobson, M.: The influence of rake angle, cutting feed and cutting depth on residual stresses in hard turning. In: *Journal of Materials Processing Technology* 147/2 (2004), S. 181-184.
- [Das11a] Das, A.; Tarafder, S.; Chakraborti, P. C.: Estimation of deformation induced martensite in austenitic stainless steels. In: *Materials Science and Engineering A* 529 (2011), S. 9-20.
- [Das11b] Das, A.; Chakraborti, P. C.; Tarafder, S.; Bhadeshia, H. K. D. H.: Analysis of deformation induced martensitic transformation in stainless steels. In: *Materials Science and Technology* 27/1 (2011), S. 366-370.
- [Das16] Das, A.: Revisiting Stacking Fault Energy of Steels. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 47/2 (2016), S. 748-768.
- [Davi07] Davies, M. A.; Ueda, T.; M'Saoubi, R. M.; Mullany, B.; Cooke, A. L.: On the Measurement of Temperature in Material Removal Processes. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 56/2 (2007), S. 581-604.
- [Denk03] Denkena, B.; Friemuth, T.; Spengler, C.; Weinert, K.; Schulte, M.; Kötter, D.: Kantenpräparation an Hartmetallwerkzeugen. In: *wt Werkstattstechnik online* 93/3 (2003), S. 202-207.
- [Denk07] Denkena, N.; Lucas, A.: Biocompatible Magnesium Alloys as Absorbable Implant Materials—Adjusted Surface and Subsurface Properties by Machining Processes. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 56/1 (2007), S. 113-116.
- [Denk10] Denkena, B.; Köhler, J.: Consideration of the form of the undeformed section of cut in the calculation of machining forces. In: *Machining Science and Technology* 14/4 (2010), S. 455-470.
- [Denk11] Denkena, B.; Tönshoff H. K.: *Spanen – Grundlagen*. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2011.
- [Denk14] Denkena, B.; Biermann, D.: Cutting edge geometries. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 63/2 (2014), S. 631-653.

- [Denk92] Denkena, B.: Verschleißverhalten von Schneidkeramik bei instationärer Belastung. Dissertation, Universität Hannover, 1992.
- [Devi11] Devillez, A.; Le Coz, G.; Dominiak, S.; Dudzinski, D.: Dry machining of Inconel 718, workpiece surface integrity. In: *Journal of Materials Processing Technology* 211/10 (2011), S. 1590-1598.
- [Dhan11] Dhananchezian, M.; Kumar, M. P.: Cryogenic turning of the Ti-6Al-4V alloy with modified cutting tool inserts. In: *Cryogenics* 51/1 (2011), S. 34-40.
- [Dhar02a] Dhar, N. R.; Kishore, N. S. V.; Paul, S.; Chattopadhyay, A. B.: The effects of cryogenic cooling on chips and cutting forces in turning AISI 1040 and AISI 4320 steels. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 216/5 (2002), S. 713-724.
- [Dhar02b] Dhar, N. R.; Paul, S.; Chattopadhyay, A. B.: The influence of cryogenic cooling on tool wear, dimensional accuracy and surface finish in turning AISI 1040 and E4340C steels. In: *Wear* 249/10-11 (2001), S. 932-942.
- [Dhar07] Dhar, N. R.; Kamruzzaman, M.: Cutting temperature, tool wear, surface roughness and dimensional deviation in turning AISI-4037 steel under cryogenic condition. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 47/5 (2007). S. 754-759.
- [DIN00] DIN e. V. (Hrsg.): DIN EN 10020 - Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle. Berlin: Beuth Verlag, 2000.
- [DIN03a] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 8580, Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung. Berlin: Beuth Verlag, 2003.
- [DIN03b] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 8580-0, Fertigungsverfahren Spanen; Teil 0: Allgemeines, Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin: Beuth Verlag, 2003.
- [DIN03c] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 8580-1, Fertigungsverfahren Spanen; Teil 1: Drehen, Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin: Beuth Verlag, 2003.
- [DIN13] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 51385, Schmierstoffe - Bearbeitungsmedien für die Umformung und Zerspanung von Werkstoffen - Begriffe. Berlin: Beuth Verlag, 2013.
- [DIN14] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 10088-3, Nichtrostende Stähle - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für Halbzeug, Stäbe, Walzdraht, gezogenen Draht, Profile und Blankstahlerzeugnisse aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung. Berlin: Beuth Verlag, 2014.
- [DIN18] DIN e. V. (Hrsg.): DIN EN ISO 6507-1, Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren. Berlin: Beuth Verlag, 2018.
- [DIN82] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 6584, Begriffe der Zerspantechnik; Kräfte, Energie, Arbeit, Leistungen. Berlin: Beuth Verlag, 1982.
- [DIN85a] DIN e. V. (Hrsg.): DIN ISO 1832, Wendeschneidplatten für Zerspanwerkzeuge - Bezeichnung. Berlin: Beuth Verlag, 1985.
- [DIN85b] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 6580, Begriffe der Zerspantechnik; Bewegungen und Geometrie des Zerspanvorganges. Berlin: Beuth Verlag, 1985.
- [DIN88] DIN e. V. (Hrsg.): DIN 6582, Begriffe der Zerspantechnik; Ergänzende Begriffe am Werkzeug, am Schneidkeil und an der Schneide. Berlin: Beuth Verlag, 1988.
- [DIN98] DIN e. V. (Hrsg.): DIN EN ISO 4288, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit. Berlin: Beuth Verlag, 1998.
- [Ding11] Ding, H.; Shen, N.; Shin, Y. C.: Modeling of grain refinement in aluminum and copper subjected to cutting. In: *Computational Materials Science* 50/10 (2011), S. 3016-3025.
- [Ding13] Ding, H.; Shin, Y. C.: Multi-physics modeling and simulations of surface microstructure alteration in hard turning. In: *Journal of Materials Processing Technology* 213/6 (2013), S. 877-886.
- [Dix13] Dix, M.: Ressourceneffizientes Hochleistungsbohren mit Spiralbohrern: Analyse und Prozessgestaltung. Dissertation, Technische Universität Chemnitz, 2013.
- [Dix14] Dix, M.; Wertheim, R.; Schmidt, G.; Hochmuth, C.: Modeling of drilling assisted by cryogenic cooling for higher efficiency. In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 63/1 (2014), S. 73-76.
- [Dryz14] Dryzek, E.; Sarnek, M.; Wrobel, M.: Reverse transformation of deformation-induced martensite in austenitic stainless steel studied by positron annihilation. In: *Journal of Materials Science* 49 (2014), S. 8449-8458.
- [Eich53] Eichelmann, G. C.; Hull, T. C.: The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18-8 type stainless steel. In: *Transactions of the American Society for Metals* 45 (1953), S. 77-104.
- [Elta09] El-Tayeb, N. S. M.; Yap, T. C.; Venkatesh, V. C.; Brevern, P. V.: Modeling of cryogenic frictional behaviour of titanium alloys using Response Surface Methodology approach. In: *Materials & Design* 30/10 (2009), S. 4023-4034.
- [Evan91] Evans, C.; Bryan, J. B.: Cryogenic Diamond Turning of Stainless Steel. In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 40/1 (1991), S. 571-575.

- [Fang05] Fang, N.: Tool-chip friction in machining with a large negative rake angle tool. In: *Wear* 258 (2005), S. 890-897.
- [Farg15] Fargas, G.; Roa, J. J.; Mateo, A.: Effect of shot peening on metastable austenitic stainless steel. In: *Materials Science & Engineering A* 641 (2015), S. 290-296.
- [Fast70] Fastowski, W. G.; Petrowski, J. W.; Rowinski, A. E.: *Kryotechnik*. Berlin: Akademie-Verlag, 1970.
- [Fisc08] Helmut Fischer GmbH: *Feritscope FMP30 - Operators Manual*, 2008.
- [Flir10] Flir Advanced Thermal Solutions: *R&D Advanced course for Flir ATS systems*, 2010.
- [Fofa19] Fofanov, D.; Heubner, U.: Merkblatt 827 - Magnetische Eigenschaften nichtrostender Stähle. <https://www.edelstahl-rostoffrei.de/downloads/iser/MB_827.pdf> - 30.09.2019.
- [Frie02] Friemuth, T.: *Herstellung spanender Werkzeuge*. Habilitationsschrift, Universität Hannover, 2002.
- [Fröl15] Frölich, D.; Magyar, B.; Sauer, B.; Mayer, P.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.; Skorupski, R.; Smaga, M.; Beck, T.; Eifler, D.: Investigation of wear resistance of dry and cryogenic turned metastable austenitic steel shafts and dry turned and ground carburized steel shafts in the radial shaft seal ring system. In: *Wear* 328-329 (2015), S. 123-131.
- [Fuji72] Fujita, H.; Ueda, S.: Stacking faults and f.c.c. (γ) \rightarrow h.c.p. (ϵ) transformation in 188-type stainless steel. In: *Acta Metallurgica* 20/5 (1972), S. 759-767.
- [Gad92] Gad, G. S.; Armarego, E. J. A.; Smith, A. J. R.: Tool-chip contact length in orthogonal machining and its importance in tool temperature predictions. In: *International Journal of Production Research* 30/3 (1992), S. 485-501.
- [Garb06] Garbrecht, M.: *Mechanisches Randschichthärten in der Fertigung*. Dissertation, Universität Bremen, 2006.
- [Glad74] Gladmann, T.; Hammond, J.; Marsh, F. W.: Austenitic stainless steels for cold forming. In: *Sheet Metal Industries* 51/5 (1974), S. 219-239.
- [Gräf78] Gräfen, H.; Gramberg, U.; Horn, E. M.; Mattern, P.: *Kleine Stahlkunde für den Chemieapparatbau*. Düsseldorf: VDI Verlag GmbH, 1978.
- [Gran12] *Granta – Material Intelligence: CES EDUPACK*, 2012.
- [Grze12] Grzesik, W.; Zak, K.; Prazmowski, M.; Storch, B.; Palka, T.: Effects of cryogenic cooling on surface layer characteristics produced by hard turning. In: *Archives of Materials Science and Engineering* 54/1 (2012), S. 5-12.
- [Grze98] Grzesik, W.: The role of coatings in controlling the cutting process when turning with coated indexable inserts. In: *Journal of Materials Processing Technology* 79/1-3 (1998), S. 133-143.
- [Grze99] Grzesik, W.: Experimental investigation of the cutting temperature when turning with coated indexable inserts. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 39/3 (1999), S. 355-369.
- [Gümp89] Gümpel, P.; Arlt, N.: *Aufbau und Eigenschaften*. In: *Verein Deutscher Eisenhüttenleute VDEh (Hrsg.): Nichtrostende Stähle*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH (1989), S. 16-74.
- [Güna04] Günay, M.; Aslan, E.; Korkut, I.; Seker, U.: Investigation of the effect of rake angle on main cutting force. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 44/9 (2004), S. 953-959.
- [Hahn14] Hahnenberger, F.; Smaga, M.; Eifler, D.: Microstructural investigation of the fatigue behavior and phase transformation in metastable austenitic steels at ambient and lower temperatures. In: *International Journal of Fatigue* 69 (2014), S. 36-48.
- [Hard18] Hardt, M.; Klocke, F.; Döbbeler, B.; Binder, M.; Jawahir, I. S.: Experimental study on surface integrity of cryogenically machined Ti-6Al-4V alloy for biomedical devices. In: *CIRP* 71 (2018), S. 181-186.
- [Hass16] Hasse, H.; Antonyuk, S.; Ulber, R.: Bauteiloberflächen – Morphologie auf der Mikroskala. In: *Chemie Ingenieur Technik* 88/9 (2016), S. 1298-1298.
- [He16] He, Z. H.; Zhang, X. M.; Ding, H.: Comparison of Residual Stresses in Cryogenic and Dry Machining of Inconel 718. In: *Procedia CIRP* 46 (2016), S. 19-22.
- [Heck19] Van Hecke, B.: Merkblatt 972 - Formgebungsmöglichkeiten von nichtrostendem Stahl. <https://www.edelstahl-rostoffrei.de/downloads/iser/MB_972.pdf> - 30.09.2019.
- [Heck82] Hecker, S. S.; Stout, M. G.; Staudhammer, K. P.; Smith, J. L.: Effects of strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: part I. Magnetic measurements and mechanical behavior. In: *Metallurgical Transactions A* 13(1982), S. 619-626.
- [Hein04] Heinemann, G.: *Virtuelle Bestimmung des Verfestigungsverhaltens von Bändern und Blechen durch verformungsinduzierte Martensitbildung bei metastabilen rostfreien austenitischen Stählen*. Dissertation, Technische Hochschule Zürich, 2004.
- [Hell81] Heller, H. J.; Herbsleb, G.; Kleinfeld, F.; Pfeiffer, B.: Der Einfluß von Martensit auf das Korrosionsverhalten von 18Cr-10Ni-Stahl. In: *Werkstoffe und Korrosion* 32/4 (1981), S. 157-167.

- [Herp00] Herper, H. C.: Ab-initio-Untersuchung magnetischer und struktureller Eigenschaften von 3d-Übergangsmetallen und ihren Legierungen. Dissertation, Gerhard-Mercator-Universität Duisburg, 2000.
- [Heub19] Heubner, U.: Merkblatt 821 - Edelstahl Rostfrei - Eigenschaften. <https://www.edelstahl-rostfrei.de/downloads/iser/MB_821.pdf> - 30.09.2019.
- [Hirt07] Hirt, M. A.; Bez, R.; Nussbaumer, A.: Stahlbau - Grundbegriffe und Bemessungsverfahren. Polytechniques et universitaires romandes Verlag, 2007.
- [Hong00] Hong, Y. S.; Broomer, M.: Economical and ecological cryogenic machining of AISI 304 austenitic stainless steel. In: Clean Products and Processes 2/3 (2000), S. 157-166.
- [Hong01a] Hong, S. Y.; Ding, Y.: Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of Ti-6Al-4V. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 41/10 (2001), S. 1417-1437.
- [Hong01b] Hong, S. Y.; Ding, Y.: Micro-temperature manipulation in cryogenic machining of low carbon steel. In: Journal of Materials Processing Technology 116/1 (2001), S. 22-30.
- [Hong01c] Hong, S. Y.; Ding, Y.; Jeong, W.: Friction and cutting forces in cryogenic machining of Ti-6Al-4V. In: International Journal of Machine Tools and Mnuufacture 41/15 (2001), S. 2271-2285.
- [Hong99] Hong, S. Y.; Zhao, Z.: Thermal aspects, material considerations and cooling strategies in cryogenic machining. In: Clean Products and Processes 1/2 (1999), S. 107-116.
- [Horn91] Hornbogen, E.; Warlimont, H.: Metallkunde – Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen. Berlin, Heidelberg, New-York: Springer Verlag, 1991.
- [Horo82] Horowitz, I.: Oberflächenbehandlung mittels Strahlmitteln – Handbuch über Strahltechnik und Strahlanlagen – Band 1: Die Grundlagen der Strahltechnik. Essen: Vulkan Verlag, 1982.
- [Hotz17] Hotz, H.; Kirsch, B.; Mayer, P.; Becker, S.; von Harbou, E.; Boemke, A.; Skorupski, R.; Smaga, M.; Müller, R.; Beck, T.; Aurich, J. C.: Surface integrity of cryogenic turned austenitic stainless steels AISI 347 and AISI 904L. In: 7. WGP-Jahreskongress Aachen, 5.-6. Oktober 2017, Apprimus Wissenschaftsverlag, Aachen (2017), S. 473-480.
- [Hotz18a] Hotz, H.; Kirsch, B.; Gutwein, S.; Becker, S.; von Harbou, E.; Müller, R.; Aurich, J. C.: Kryogenes Drehen von X6CrNiNb18-10 - Einfluss des Schneidkantenradius auf Prozesskräfte und Prozessergebnisgrößen. In: wt Werkstattstechnik online 108/1-2 (2018), S. 12-17.
- [Hotz18b] Hotz, H.; Ströer, F.; Heberger, L.; Kirsch, B.; Smaga, M.; Beck, T.; Seewig, J.; Aurich J. C.: Konzept zur Oberflächenkonditionierung beim kryogenen Hartdrehen. In: ZWF - Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb 113/7-8 (2018): S. 462-465.
- [Hotz18c] Hotz, H.; Kirsch, B.; Becker, S.; von Harbou, E.; Müller, R.; Aurich, J. C.: Improving the surface morphology of metastable austenitic steel AISI 347 in a two-step turning process. In: Procedia CIRP 71 (2018), S. 160-165.
- [Hotz18d] Hotz, H.; Kirsch, B.; Becker, S.; von Harbou, E.; Müller, R.; Aurich, J. C.: Modification of surface morphology during cryogenic turning of metastable austenitic steel AISI 347 at different parameter combinations with constant CO2 consumption per cut. In: Procedia CIRP 77 (2018), S. 207-210.
- [Hotz19] Hotz, H.; Kirsch, B.; Becker, S.; Müller, R.; Aurich, J. C.: Combination of cold drawing and cryogenic turning for modifying surface morphology of metastable austenitic AISI 347 steel. In: Journal of Iron and Steel Research International 26/11 (2019), S. 1188-1198.
- [Hotz20a] Hotz, H.; Kirsch, B.: Influence of tool properties on thermomechanical load and surface morphology when cryogenically turning metastable austenitic steel AISI 347. In: Journal of Manufacturing Processes 52 (2020), S. 120-131.
- [Hotz20b] Hotz, H.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.: Estimation of process forces when turning with varying chamfer angles at different feed rates. In: Procedia CIRP 88 (2020), S. 300-305.
- [Hotz20c] Hotz, H.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.: Impact of the thermomechanical load on subsurface phase transformations during cryogenic turning of metastable austenitic steels. In: Journal of Intelligent Manufacturing (2020), DOI: 10.1007/s10845-020-01626-6.
- [Hrib18] Hribersek, M.; Pusavec, F.; Rech, J.; Kopac, J.: Modeling of machined surface characteristics in cryogenic orthogonal turning of Inconel 718. In: Machining Science and Technology 22/5 (2018), S. 829-850.
- [Hua05] Hua, J.; Shivpuri, R.; Cheng, X.; Bedekar, V.; Matsumoto, Y.; Hashimoto, F.; Watkins, T. R.: Effect of feed rate, workpiece hardness and cutting edge on subsurface residual stress in the hard turning of bearing steel using chamfer + hone cutting edge geometry. In: Materials Science and Engineering: A 394/1-2 (2005), S. 238-248.
- [Huan03] Huang, Y.; Liang, S. Y.: Modelling of the cutting temperature distribution under the tool flank wear effect. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science 217/11 (2003), S. 1195-1208.
- [Huns89] Hunscha, G.: Anwendungen - Bauwesen. In: Verein Deutscher Eisenhüttenleute VDEh (Hrsg.): Nichtrostende Stähle. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH (1989), S. 243-244.

- [Hutt18] Huttenlochner, K.; Davoudi, N.; Schlegel, C.; Bohley, M.; Müller-Renno, C.; Aurich, J. C.; Ulber, R.; Ziegler, C.: Paracoccus serinophilus adhered on surfaces: Resistance of a seawater bacterium against shear forces under the influence of roughness, surface energy, and zeta potential of the surfaces. In: *Biointerphases* 13/5 (2018), 051003.
- [Imbr17] Imbrogno, S., Sartori, S., Bordin, A., Bruschci, S., Umbrello, D.: Machining simulation of TiAl6V4 under dry and cryogenic conditions. *Procedia CIRP* 58 (2017): S. 475-480.
- [Isak18] Isakson, S.; Sadik, M. I.; Malakizadi, A.; Krajnik, P.: Effect of cryogenic cooling and tool wear on surface integrity of turned Ti-6Al-4V. In: *Procedia CIRP* 71 (2018), S. 254-259.
- [Ishi15] Ishimaru, E.; Hamasaki, H.; Yoshida, F.: Deformation-induced martensitic transformation behavior of type 304 stainless steel sheet in draw-bending process. In: *Journal of Materials Processing Technology* 223 (2015), S. 34-38.
- [Jafa14] Jafarian, F.; Imaz Ciaran, M.; Umbrello, D.; Arrazola, P. J.; Filice, L.; Amirabadi, H.: Finite element simulation of machining Inconel 718 alloy including microstructure changes. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 88 (2014), S. 110-121.
- [Jawa11] Jawahir, I. S.; Brinksmeier, E.; M'Saoubi, R.; Aspinwall, D. K.; Outeiro, J. C.; Meyer, D.; Umbrello, D.; Jayal, A. D.: Surface integrity in material removal processes: Recent advances. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 60/2 (2011), S. 603-626.
- [Jawa16a] Jawahir, I. S.; Attia, H.; Biermann, D.; Duflou, J.; Klocke, F.; Meyer, D.; Newman, S. T.; Pusavec, F.; Putz, M.; Rech, J.; Schulze, V.; Umbrello, U.: Cryogenic manufacturing processes. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 65/2 (2016), S. 713-736.
- [Jawa16b] Jawahir, I. S.; Puleo, D. A.; Schoop, J.: Cryogenic Machining of Biomedical Implant Materials for Improved Functional Performance, Life and Sustainability. In: *Procedia CIRP* 46 (2016), S. 7-14.
- [Jero12] Jerold, B. D.; Kumar, M. P.: Experimental comparison of carbon-dioxide and liquid nitrogen cryogenic coolants in turning of AISI 1045 steel. In: *Cryogenics* 52/10 (2012), S. 569–574.
- [Jivi08] Jivishov, V.: Mikrogeometrische Einflüsse beim Weich- und Hartspanen. Dissertation, Universität Hannover, 2008.
- [Joch01] Jochmann, S.: Untersuchungen zur Prozess- und Werkzeugauslegung beim Hochpräzisionshartdrehen. Dissertation, RWTH Aachen, 2001.
- [Kayn11] Kaynak, Y.; Karaca, H.; Jawahir, I. S.: Cryogenic Machining of NiTi Shape Memory Alloys. In: 6th International Conference and Exhibition on Design and Production of Machines and Dies/Molds, Ankara, 2011.
- [Kayn14] Kaynak, Y.; Lu, T.; Jawahir, I. S.: Cryogenic Machining-Induced Surface Integrity: A Review and Comparison with Dry, MQL, and Flood-Cooled Machining. In: *Machining Science and Technology* 18/2 (2014), S. 149-198.
- [Kell61] Kelly, P. M.; Nutting, J.: The morphology of martensite. In: *Journal of the Iron and Steel Institute* 197 (1961), S. 199-211.
- [Kien52] Kienzle O.: Die Bestimmung von Kräften und Leistungen an spanenden Werkzeugen und Werkzeugmaschinen. In: *VDI Z* 94 (1952), S. 299-305.
- [Kirs19] Kirsch, B.; Hotz, H.; Müller, R.; Becker, S.; Boemke, A.; Smaga, M.; Beck, T.; Aurich, J. C.: Generation of deformation-induced martensite when cryogenic turning various batches of the metastable austenitic steel AISI 347. In: *Production Engineering – Research and Development* 13 (2019), S. 343-350.
- [Klau18] Klauer, K.; Eifler, M.; Seewig, J.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.: Application of function-oriented roughness parameters using confocal microscopy. In: *Engineering Science and Technology, an International Journal* 21/3 (2018), S. 302-313.
- [Klei19] Klein, M. W.; Krebs, F.; Smaga, M.; Beck, T.: Preparation of Polished Sections and Determination of the Phase Composition of Highly Metastable TRIP Steel by Microscopic and Radiographic Methods. In: *Praktische Metallographie* 56/2 (2019), S. 106-123.
- [Kloc13] Klocke, F.; Settineri, L.; Lung, D.; Priarone, P.C.; Arft, M.: High performance cutting of gamma titanium aluminides: Influence of lubricoolant strategy on tool wear and surface integrity. In: *Wear* 302/1-2 (2013), S. 1136-1144.
- [Kloc14] Klocke, F.: *Fertigungsverfahren 4 – Umformen*. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2014.
- [Kloc18] Klocke, F.: *Fertigungsverfahren 1 – Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide*. Berlin: Springer Vieweg, 2018.
- [Kloc99] Klocke, F.; Krieg, T.: Coated Tools for Metal Cutting—Features and Applications. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 48/2 (1999), S. 515-525.
- [Koch96] Koch, K. F.: *Technologie des Hochpräzisions-Hartdrehens*. Dissertation, RWTH Aachen, 1996.
- [Köhl10] Köhler, J.: *Berechnung der Zerspankräfte bei variierenden Spanungsquerschnittsformen*. Dissertation, Universität Hannover, 2010.
- [Koma00] Komanduri, R.; Hou, Z. B.: Thermal modeling of the metal cutting process: Part I – Temperature rise distribution due to shear plane heat source. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 42/9 (2000), S. 1715-1752.

- [Köni67] König, W.: Der Verschleiß an spanenden Werkzeugen und Möglichkeiten zu seiner Minderung. In: Materialprüfung 9/5 (1967), S. 170-174.
- [Köni92] König, W.; Fritsch, R.; Kammermeier, D.: New Approaches to Characterizing the Performance of Coated Cutting Tools. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 41/1 (1992), S. 49-54.
- [Kött06] Kötter, D.: Herstellung von Schneidkantenverrundungen und deren Einfluss auf das Einsatzverhalten von Zerspanwerkzeugen. Dissertation, Universität Dortmund, 2006.
- [Krau10] Krauer, J.: Erweiterte Werkstoffmodelle zur Beschreibung des thermischen Umformverhaltens metastabiler Stähle. Dissertation, Technische Hochschule Zürich, 2010.
- [Kron54] Kronenberg, M.: Grundzüge der Zerspanungslehre – Theorie und Praxis der Zerspanung für Bau und Betrieb von Werkzeugmaschinen: Band 1: Einschneidige Zerspanung. 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1954.
- [Küpp82] Küppers, W.: Zur Auswirkung der Korngröße auf die Bildung von α' -Martensit und die Verfestigung nichtrostender austenitischer Stähle. In: Thyssen - Edelstahl Technische Berichte 8/1 (1982), S. 38-46.
- [Küst56] Küsters, K. J.: Temperaturen im Schneidkeil spanender Werkzeuge. Dissertation, RWTH Aachen, 1956.
- [Leac13] Leach, R.: Characterization of Areal Surface Texture. Berlin, Heidelberg: Springer, 2013.
- [Lee01a] Lee, E. H.; Byun, T. S.; Hunn, J. D.; Yoo, M. H.; Farrell, K.; Mansur, L. K.: On the origin of deformation microstructures in austenitic stainless steel: Part I – Microstructures. In: Acta Materialia 49/16 (2001), S. 3269-3276.
- [Lee01b] Lee, E. H.; Yoo, M. H.; Byun, T. S.; Hunn, J. D.; Farrell, K.; Mansur, L. K.: On the origin of deformation microstructures in austenitic stainless steel: Part II – Mechanisms. In: Acta Materialia 49/16 (2001), S. 3277-3287.
- [Leop00] Leopold, J.: The Application of Visioplasticity in Predictive Modelling the Chip Flow, Tool Loading and Surface Integrity in Turning Operations. 3rd CIRP-International Workshop on Modelling of Machining Operations, University of New South Wales, Australia, 2000.
- [Li06] Li, K. M.; Liang, S. Y.: Modeling of Cutting Temperature in Near Dry Machining. In: Journal of Manufacturing Science and Engineering 128/2 (2006), S. 416-424.
- [Lian19] Liang, X.; Liu, Z.; Wang, B.: State-of-the-art of surface integrity induced by tool wear effects in machining process of titanium and nickel alloys: A review. In: Measurement 132 (2019), S. 150-181.
- [Liu04] Liu, M.; Takagi, J.; Tsukuda, A.: Effect of tool nose radius and tool wear on residual stress distribution in hard turning of bearing steel. In: Journal of Materials Processing Technology 150/3 (2004), S. 234-241.
- [Liu76] Liu, C. R.; Barash, M. M.: The Mechanical State of the Sublayer of a Surface Generated by Chip-Removal Process-Part 1: Cutting with a Sharp Tool. In: Journal of Engineering for Industry 98/4 (1976), S. 1192-1199.
- [Loto18] Loto, R. T.; Loto, C. A.; Ohijeagbon, I. O.: Effect of heat treatment processes on the localized corrosion resistance of austenitic stainless steel type 301 in chloride/ sulphate solution. In: Results in Physics 11 (2018), S. 570-576.
- [Lümk12] Lümkemann, A.; Büchel, C.; Cselle, T.; Morstein, M.: Schneidkantenpräparation und Beschichtung: Schlüsselrollen beim Optimieren von Hochleistungswerkzeugen. In: Tagungsband zum 13. Internationalen Oberflächenkolloquium, Chemnitz, 2012.
- [Mach61] Macherauch, E.; Müller, P.: Das $\sin^2 \psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. In: Zeitschrift für angewandte Physik 13 (1961), S. 305-312.
- [Mach76] Macherauch, E.; Mayr, P.: Strukturmechanische Grundlagen der Ermüdung metallischer Werkstoffe. In: VDI-Berichte 268 (1976), S. 5-20.
- [Mada16] Madariaga, A.; Kortabarria, A.; Hormaetxe, E.; Garay, A.; Arrazola, P. J.: Influence of Tool Wear on Residual Stresses When Turning Inconel 718. In: Procedia CIRP 45 (2016), S. 267-270.
- [Maie15] Maier, H. J.; Niendorf, T.; Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik – Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen. Berlin: Springer Vieweg, 2015.
- [Mall17] Mallick, P.; Tewary, N. K.; Ghosh, S. K.; Chattopadhyay, P. P.: Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel. In: Materials Characterization 133 (2017), S. 77-86.
- [Man16] Man, J.; Kubêna, I.; Smaga, M.; Man, O.; Järvenpää, A.; Weidner, A.; Chlup, Z.; Polák, J.: Microstructural changes during deformation of AISI 300 grade austenitic stainless steels: Impact of chemical heterogeneity. In: Procedia Structural Integrity 2 (2016), S. 2299-2306.
- [Man17] Man, J.; Smaga, M.; Kubêna, I.; Eifler, D.; Polák, J.: Effect of metallurgical variables on the austenite stability in fatigued AISI 304 type steels. In: Engineering Fracture Mechanics 185 (2017), S. 139-159.
- [Mana11] Manallah, A.; Bouafia, M.: Application of the technique of total integrated scattering of light for micro-roughness evaluation of polished surfaces. In: Physics Procedia 21 (2011), S. 174-179.

- [Mars84] Marshall, P.: Austenitic stainless steels – Microstructure and mechanical properties. London, New York: Springer Netherlands, 1984.
- [Mart12] Martan, J.; Benes, P.: Thermal properties of cutting tool coatings at high temperatures. In: *Thermochimica Acta* 539 (2012), S. 51-55.
- [Maye14a] Mayer, P.; Skorupski, R.; Smaga, M.; Eifler, D.; Aurich, J. C.: Deformation Induced Surface Hardening When Turning Metastable Austenitic Steel AISI 347 with Different Cryogenic Cooling Strategies. In: *Procedia CIRP - Proceedings of the 6th CIRP International Conference on High Performance Cutting 14* (2014), S. 101-106.
- [Maye14b] Mayer, P.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.: Randschichthärtungen bei der Edelstahlbearbeitung - Verformung beim Drehen gezielt nutzen. In: *ZWF - Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb* 109/7-8 (2014), S. 530-533.
- [Maye14c] Mayer, P.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.: Investigations on Cryogenic Turning to Achieve Surface Hardening of Metastable Austenitic Steel AISI 347. In: *Advanced Materials Research* 1018 (2014), S. 153-160.
- [Maye16] Mayer, P.; Kirsch, B.; Müller, R.; Becker, S.; von Harbou, E.; Aurich, J. C.: Influence of Cutting Edge Geometry on Deformation Induced Hardening When Cryogenic Turning of Metastable Austenitic Stainless Steel AISI 347. In: *Procedia CIRP* 45 (2016), S. 59-62.
- [Maye18a] Mayer, P.; Kirsch, B.; Müller, C.; Hotz, H.; Müller, R.; Becker, S.; von Harbou, E.; Skorupski, R.; Boemke, A.; Smaga, M.; Eifler, D.; Beck, T.; Aurich, J. C.: Deformation induced hardening when cryogenic turning. In: *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 23 (2018), S. 6-19.
- [Maye18b] Mayer, P.: Verformungsinduzierte Martensitbildung beim kryogenen Drehen von metastabilem austenitischen Stahl. Dissertation., Technische Universität Kaiserslautern, 2018.
- [Merc45a] Merchant, M. E.: Mechanics of the Metal Cutting Process. I. Orthogonal Cutting and a Type 2 Chip. In: *Journal of Applied Physics* 16/267 (1945), S. 267-275.
- [Merc45b] Merchant, M. E.: Mechanics of the Metal Cutting Process. II. Plasticity Conditions in Orthogonal Cutting. In: *Journal of Applied Physics* 16/318 (1945), S. 318-324.
- [Merr65] Merritt, H. E.: Theory of Self-Excited Machine-Tool Chatter: Contribution to Machine-Tool Chatter Research. In: *Journal of Engineering for Industry* 87/4 (1965), S. 447-454.
- [Meyel2a] Meyer, D.: Wärmebehandlungsfreie Fertigung randschichtgehärteter Bauteile durch mechanisch induziertes Härten. Dissertation, Universität Bremen, 2012.
- [Meyel2b] Meyer, R.; Köhler, J.; Denkena, B.: Influence of the tool corner radius on the tool wear and process forces during hard turning. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 58/9-12 (2012), S. 933-940.
- [Möhr18] Möhring, H. C.; Kushner, V.; Storchak, M.; Stehle, T.: Temperature calculation in cutting zones. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 67/1 (2018), S. 61-64.
- [Monk57] Monkman, F. C.; Cuff, F. B.; Grant, N. J.: Computation of Ms for stainless steels. In: *Metal Progress* 71/4 (1957), S. 94-96.
- [Msao04] M'Saoubi, R.; Chandrasekaran, H.: Investigation of the effects of tool micro-geometry and coating on tool temperature during orthogonal turning of quenched and tempered steel. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 44/2-3 (2004), S. 213-224.
- [Müll04] Müller, B.: Thermische Analyse des Zerspanens metallischer Werkstoffe bei hohen Schnittgeschwindigkeiten. Dissertation, RWTH Aachen, 2004.
- [Müll07] Müller, C.: Prozessgrößen und Randzoneneigenschaften beim Drehen gehärteter Stähle. Dissertation, Universität Hannover, 2007.
- [Müll11] Müller-Bollenhagen, C.: Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahlblech. Dissertation, Universität Siegen, 2011.
- [Müll19] Müller, R.: Fritz Zwicky und die morphologische Methodik. < http://www.zwicky-stiftung.ch/Vortrag_RM.htm#Ganzheitlichkeit > - 30.09.2019
- [Naka10] Nakada, N.; Ito, H.; Matsuoka, Y.; Tsuchiyama, T.; Takaki, S.: Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels. In: *Acta Materialia* 58/3 (2010), S. 895-903.
- [Nako10] Nakonieczny, A.; Ciski, A.; Babul, T.: Cryogenic Treatment and Peening of Hot-work Tool Steel. In: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 155/3 (2010), S. 105-109.
- [Nalb11] Nalbant, M.; Yildiz, Y.: Effect of cryogenic cooling in milling process of AISI 304 stainless steel. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 21/1 (2011), S. 72-79.
- [Nasr07] Nasr, M. N. A.; Ng, E. G.; Elbestawi, M. A.: Modelling the effects of tool-edge radius on residual stresses when orthogonal cutting AISI 316L. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 47/2 (2007), S. 401-411.
- [Nebe02] Nebel, T. C.: Verformungsverhalten und Mikrostruktur zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2002.

- [Neum16] Neumann, A.; Müller, L.; Falk, B.; Schmitt, R.: Experimental Study on Haptic Perception of Rough Surfaces Using MDS. In: *Procedia CIRP* 50 (2016), S. 577-582.
- [Newm15] Newman, S. T.; Zhu, Z.; Dhokia, V.; Shokrani, A.: Process planning for additive and subtractive manufacturing technologies. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 64/1 (2015), S. 467-470.
- [Newt26] Newton, I.: *Philosophiae Naturalis Principia Mathematica*. 3. Aufl. London: Innys, Regiae Societatis typographos, 1726.
- [Ng99] Ng, E. G.; Aspinwall, D. K.; Brazil, D.; Monaghan, J.: Modelling of temperature and forces when orthogonally machining hardened steel. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 39/6 (1999), S. 885-903.
- [Noha77] Nohara, K.; Ono, Y.; Ohashi, N.: Composition and grain size dependencies of strain-induced martensite transformation in metastable austenitic steels. In: *Journal of Iron and Steel Institute of Japan* 63/5 (1977), S. 772-782.
- [Nove16] Novelli, M.; Funderberger, J. J.; Bocher, P.; Grosdidier, T.: On the effectiveness of surface severe plastic deformation by shot peening at cryogenic temperature. In: *Applied Surface Science* 389 (2016), S. 1169-1174.
- [Nove17] Novella, M. F.; Sartori, S.; Bellin, M.; Ghiotti, A.; Bruschi, S.: Modelling the Thermo-mechanical Behavior of a Redesign Tool Holder to Reduce the Component Geometrical Deviations in Cryogenic Machining. In: *Procedia CIRP* 58 (2017), S. 347-352.
- [Oliv18] Oliveira, G. P.; Fonseca, M. C.; Araujo, A. C.: Residual stresses and cutting forces in cryogenic milling of Inconel 718. In: *Procedia CIRP* 77 (2018), S. 211-214.
- [Olso72] Olson, G. B.; Cohen, M.: A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. In: *Journal of the Less Common Metals* 28/1 (1972), S. 107-118.
- [Olso75] Olson, G. B.; Cohen, M.: Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 6/4 (1975), S. 791-795.
- [Olso92] Olson, G. B.; Owen, W. S.: *Martensite – A tribute to Morris Cohen*. Metals Park, Ohio: ASM International, 1992.
- [Olss18] Olsson, M.; Persson, H.; Bushlya, V.; Stahl, J. E.: Surface roughness and sub-surface deformation measurements in machining of niobium. In: *Procedia CIRP* 71 (2018), S. 413-417.
- [Oute06] Outeiro, J. C.; Dias, A. M.; Jawahir, I. S.: On the Effects of Residual Stresses Induced by Coated and Uncoated Cutting Tools with Finite Edge Radii in Turning Operations. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 59/1 (2006), S. 111-116.
- [Oute10] Outeiro, J. C.; Kandiabanda, R.; Pina, J. C.; Dillon Jr., O. W.; Jawahir, I. S.: Size-effects and surface integrity in machining and their influence on product sustainability. In: *International Journal of Sustainable Manufacturing* 2/1 (2010), S. 112-126.
- [Oute15] Outeiro, J. C.; Campocasso, S.; Denguir, L. A.; Fromentin, G.; Vignal, V.; Poulachon, G.: Experimental and numerical assessment of subsurface plastic deformation induced by OFHC copper machining. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 64/1 (2015), S. 53-56.
- [Pabs08] Pabst, R.: *Mathematische Modellierung der Wärmestromdichte zur Simulation des thermischen Bauteilverhaltens bei der Trockenbearbeitung*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 2008.
- [Pauc08] Paucksch, E.; Holsten, S.; Linß, M.; Tikal, F.: *Zerspantechnik – Prozesse, Werkzeuge, Technologien*. 12. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2008.
- [Pick78] Pickering, F. B.: *Physical metallurgy and the design of steels*. London: Applied Science Publishers, 1978.
- [Port92] Porter, D. A.; Easterling, K. E.: *Phase transformations in metals and alloys*. Cheltenham: Nelson Thornes Ltd., 1992.
- [Pran15] Pranke, K.; Wandler, M.; Weidner, A.; Guk, S.; Weiß, A.; Kawalla, R.: Formability of strong metastable Fe-15Cr-3Mn-3Ni-0.2C-0.1N austenitic TRIP/(TWIP) steel – A comparison of different base materials. In: *Journal of Alloys and Compounds* 648 (2015), S. 783-793.
- [Pu14] Pu, Z.; Umbrello, D.; Dillon Jr., O. W.; Lu, T.; Puleo, D. A.; Jawahir, I. S.: Finite element modeling of microstructural changes in dry and cryogenic machining of AZ31B magnesium alloy. In: *Journal of Manufacturing Processes* 16/2 (2014), S. 335-343.
- [Pusa10a] Pusavec, F.; Kramar, D.; Krajnik, P.; Kopac, J.: Transitioning to sustainable production – Part II: Evaluation of sustainable machining technologies. In: *Journal of Cleaner Production* 18/12 (2010), S. 1211-1221.
- [Pusa10b] Pusavec, F.; Krajnik, P.; Kopac, J.: Transitioning to sustainable production – Part I: Application on machining technologies. In: *Journal of Cleaner Production* 18/2 (2010), S. 174-184.
- [Pusa11a] Pusavec, F.; Kopac, J.: Sustainability Assessment: Cryogenic Machining of Inconel 718. In: *Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering* 57/9 (2011), S. 637-647.
- [Pusa11b] Pusavec, F.; Hamdi, H.; Kopac, J.; Jawahir, I. S.: Surface integrity in cryogenic machining of nickel based alloy-Inconel 718. In: *Journal of Materials Processing Technology* 211/4 (2011), S. 773-783.

- [Pusa14] Pusavec, F.; Deshpande, A.; Yang, S.; M'Saoubi, R.; Kopac, J.; Jawahir, I. S.: Sustainable machining of high temperature Nickel alloy – Inconel 718: Part 1 – Predictive performance models. In: *Journal of Cleaner Production* 81 (2014), S. 255-269.
- [Pusa16] Pusavec, F.; Lu, T.; Courbon, C.; Rech, J.; Alijancic, U.; Kopac, J.; Jawahir, I. S.: Analysis of the influence of nitrogen phase and surface heat transfer coefficient on cryogenic machining performance. In: *Journal of Materials Processing Technology* 233 (2016), S. 19-28.
- [Raid14] Raid, I.; Seewig, J.; Frölich, D.; Sauer, B.; Mayer, P.; Schneider, F.; Aurich, J. C.: Kinematische Simulation gedrehter Wellenaufflächen - Funktionsorientierte Untersuchung des Einflusses der Prozessparameter auf Drallstrukturen. In: *wt Werkstattstechnik online* 104/5 (2014), S. 279-287.
- [Rama94] Raman, S. G. S.; Padmanabhan, K. A.: Influence of martensite formation and grain size on room temperature low cycle fatigue behaviour of AISI 304LN austenitic stainless steel. In: *Materials Science and Technology* 10/7 (1994), S. 614-620.
- [Rame05] Ramesh, A.; Melkote, S. N.; Allard, L. F.; Riester, L.; Watkins, T. R.: Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 Steel. In: *Materials Science and Engineering: A* 390/1-2 (2005), S. 88-97.
- [Ravi99] Ravichandran, K. S.; An, K.; Dutton, R. E.; Semiatin, S. L.: Thermal Conductivity of Plasma-Sprayed Monolithic and Multilayer Coatings of Alumina and Ytria-Stabilized Zirconia. In: *Journal of the American Ceramic Society* 82/3 (1999), S. 673-782.
- [Rech13] Rech, J.; Arrazola, P. J.; Claudin, C.; Courbon, C.; Pusavec, F.; Kopac, J.: Characterisation of friction and heat partition coefficients at the tool-work material interface in cutting. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 62/1 (2013), S. 79-82.
- [Ren04] Ren, X. J.; Yang, Q. X.; James, R. D.; Wang, L.: Cutting temperatures in hard turning chromium hardfacings with PCBN tooling. In: *Journal of Materials Processing Technology* 147/1 (2004), S. 38-44.
- [Riss06] Risse, K.: Einflüsse von Werkzeugdurchmesser und Schneidkantenverrundung beim Bohren mit Wendelbohrern in Stahl. Dissertation, RWTH Aachen, 2006.
- [Roos15] Roos, E.; Maile, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure – Grundlagen, Anwendung, Prüfung*. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2015.
- [Rote12] Rotella, G.; Umbrello, D.; Dillon Jr., O. W.; Jawahir, I. S.: Evaluation of Process Performance for Sustainable Hard Machining. In: *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing* 6/6 (2012), S. 989-998.
- [Rote14a] Rotella, G.; Umbrello, D.: Finite element modeling of microstructural changes in dry and cryogenic cutting of Ti6Al4V alloy. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 63/1 (2014), S. 69-72.
- [Rote14b] Rotella, G.; Umbrello, D.: Numerical Simulation of Surface Modification in Dry and Cryogenic Machining of AA7075 Alloy. In: *Procedia CIRP* 13 (2014), S. 327-332.
- [Rote14c] Rotella, G.; Dillon Jr., O. W.; Umbrello, D.; Settineri, L.; Jawahir, I. S.: The effects of cooling conditions on surface integrity in machining of Ti6Al4V alloy. In: *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 71/1-4 (2014), S. 47-55.
- [Roth12] Roth, I.: *Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in metastabilem austenitischen Edelstahl*. Dissertation, Universität Siegen, 2012.
- [Ruge13] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: *Technologie der Werkstoffe – Herstellung, Verarbeitung, Einsatz*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013.
- [Sadi93] Sadik, M.; Lindström, B.: The role of tool-chip contact length in metal cutting. In: *Journal of Materials Processing Technology* 37/1-4 (1993), S. 613-627.
- [Sadi95] Sadik, M.; Lindström, B.: The effect of restricted contact length on tool performance. In: *Journal of Materials Processing Technology* 48/1-4 (1995), S. 275-282.
- [Saka14] Sakai, T.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R.; Miura, H.; Jonas, J. J.: Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. In: *Progress in Materials Science* 60 (2014), S. 130-207.
- [Sart16] Sartori, S.; Bordin, A.; Ghiotti, A.; Bruschi, S.: Analysis of the surface integrity in cryogenic turning of Ti6Al4V produced by direct melting laser sintering. In: *Procedia CIRP* 45 (2016), S. 123-126.
- [Schi14] Schindler, S.; Zimmermann, M.; Aurich, J. C.; Steinmann, P.: Thermo-elastic deformations of the workpiece when dry turning aluminum alloys - A finite element model to predict thermal effects in the workpiece. In: *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 7/3 (2014), S. 233-245.
- [Schl17] Schlegel, C.; Chodorski, J.; Huster, M.; Davoudi, N.; Huttenlochner, K.; Bohley, M.; Reichenbach, I.; Buhl, S.; Breuninger, P.; Müller-Renno, C.; Ziegler, C.; Aurich, J.; Antonyuk, S.; Ulber, R.: Analyzing the influence of microstructured surfaces on the lactic acid production of *Lactobacillus delbrueckii lactis* in a flow-through cell system. In: *Engineering in Life Sciences* 17/8 (2017), S. 865-873.

- [Scho01] Schoß, V.: Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen. Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2001.
- [Scho17] Schoop, J.; Sales, W. F.; Jawahir, I. S.: High speed cryogenic finish machining of Ti-6AlV4 with polycrystalline diamond tools. In: *Journal of Materials Processing Technology* 250 (2017), S. 1-8.
- [Schu09] Schulze, V.; Michna, J.; Pabst, R.; Hauer, T.: Simulation des Wärmeeintrags verbessert Toleranztreue bei der Trockenbearbeitung. In: *Maschinenmarkt* 13 (2009), S. 26-28.
- [Schu16] Schulze, V.; Bleicher, F.; Groche, P.; Guo, Y. B.; Pyun, Y. S.: Surface modification by machine hammer peening and burnishing. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 65/2 (2016), S. 809-832.
- [Schu75] Schumann, H.: Verformungsinduzierte Martensitbildung in metastabilen austenitischen Stählen. In: *Kristall und Technik* 10/4 (1975), S. 401-411.
- [Schu80] Schumann, H.: Kristallgeometrie - Einführung in die Theorie der Gittertransformationen metallischer Werkstoffe. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1980.
- [Schw06] Schwach, D. W.; Guo, Y. B.: A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue. In: *International Journal of Fatigue* 28/12 (2006), S. 1838-1844.
- [Seeb25] Seebeck, T. J.: Über den Nachweis eines thermischen Stromes der Kombination Wismut – Kupfer durch seine Beeinflussung einer Magnetnadel. In: *Abhandlungen der Königlich Preussischen Akademie der Wissenschaften zu Berlin 1822-1823*, (1825), S. 265-373.
- [Sege18] Segebade, E.; Kümmel, D.; Zanger, F.; Schneider, J.; Schulze, V.: Influence of cutting edge asymmetry on grain refinement of Ti6Al4V. In: *Procedia CIRP* 71 (2018), S. 232-237.
- [Sekh93] Sekhon, G. S.; Chenot, J.: Numerical simulation of continuous chip formation during non-steady orthogonal cutting. In: *Engineering Computations* 10/1 (1993), S. 31-48.
- [Shri95] Shrinivas, V.; Varma, S. K.; Murr, L. E.: Deformation-Induced Martensitic Characteristics in 304 and 316 Stainless Steels during Room-Temperature Rolling. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 26/5 (1995), S. 661-671.
- [Sing17] Singh, G.; Gill, S. S.; Dogra, M.: Techno-economic analysis of blanking punch life improvement by environment friendly cryogenic treatment. In: *Journal of Cleaner Production* 143 (2017), S. 1060-1068.
- [Sing18] Singh, R.; Sachan, D.; Verma, R.; Goel, S.; Jayaganthan, R.; Kumar, A.: Mechanical behavior of 304 austenitic stainless steel processed by cryogenic rolling. In: *Materials Today: Proceedings* 5/9 (2018), S. 16880-16886.
- [Sjöb73] Sjöberg, J.: Influence of analysis on properties of stainless spring steel. In: *Wire* 23 (1973), S. 155-158.
- [Skor13a] Skorupski, R.; Smaga, M.; Eifler, D.; Mayer, P.; Aurich, J. C.: Low cycle fatigue behavior of AISI 347 with varied surface morphology. In: *International Conference on Low Cycle Fatigue* 7 (2013), S. 39-44.
- [Skor13b] Skorupski, R.; Smaga, M.; Eifler, D.; Mayer, P.; Aurich, J. C.: Phase Transformation as a Result of Mechanical Loading and Turning of Metastable Austenitic Steels. In: *TMS2013 Supplemental Proceedings* (2013), S. 877-884.
- [Skor14] Skorupski, R.; Smaga, M.; Eifler, D.: Influence of surface morphology on fatigue behavior of metastable austenitic steel. In: *Advanced Materials Research* 891-892 (2014), S. 464-469.
- [Skor17] Skorupski, R.: Einfluss der verformungsinduzierten oberflächennahen Martensitbildung auf das LCF- und HCF-Ermüdungsverhalten sowie die Verschleißfestigkeit des metastabilen austenitischen Stahls X6CrNiNb1810. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2017.
- [Smag05] Smaga, M.: Experimentelle Untersuchung der Mikrostruktur sowie des Verformungs- und Umwandlungsverhaltens zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2005.
- [Smag08] Smaga, M.; Walther, F.; Eifler, D.: Deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic steels. In: *Materials Science and Engineering: A* 483-484 (2008), S. 394-397.
- [Smag17a] Smaga, M.; Skorupski, R.; Eifler, D.; Beck, T.: Microstructural characterization of cyclic deformation behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 347 with different surface morphology. In: *Journal of Materials Research* 32/23 (2017), S. 4452-4460.
- [Smag17b] Smaga, M.; Skorupski, R.; Mayer, P.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.; Raid, I.; Seewig, J.; Man, J.; Eifler, D.; Beck, T.: Influence of surface morphology on fatigue behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 347 at ambient temperature and 300°C. In: *Procedia Structural Integrity* 5 (2017), S. 989-996.
- [Smag18] Smaga, M.; Boemke, A.; Daniel, T.; Klein, M. W.: Metastability and fatigue behavior of austenitic stainless steels. In: *MATEC Web of Conferences* 165 (2018), 04010.
- [Schm99] Schmidt, J.: Mechanische und thermische Wirkung beim Drehen gehärteter Stähle. Dissertation, Universität Hannover, 1999.

- [Stri92] Stringfellow, R.G.; Parks, D.M.; Olson, G.B.: A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels. In: *Acta Metallurgica Et Materialia* 40/7 (1992), S. 1703-1716.
- [Supe12] Supekar, S. D.; Clarens, A. F.; Stephenson, D. A.; Skerlos, S. J.: Performance of supercritical carbon dioxide sprays as coolants and lubricants in representative metalworking operations. In: *Journal of Materials Processing Technology* 212/12 (2012), S. 2652-2658.
- [Suzu77] Suzuki, T.; Kojima, H.; Suzuki, K.; Hashimoto, T.; Ichihara, M.: An experimental study of the martensite nucleation and growth in 18/8 stainless steel. In: *Acta Metallurgica* 25/10 (1977), S. 1151-1162.
- [Talo04] Talonen, J.; Aspegren, P.; Hänninen, H.: Comparison of different methods for measuring strain induced α' -martensite content in austenitic steels. In: *Materials Science and Technology* 20/12 (2004), S. 1506-1512.
- [Talo07] Talonen, J.: Effect of strain-induced α' -martensite transformation on mechanical properties of metastable austenitic stainless steels. Dissertation, Helsinki University of Technology, 2007.
- [Tamu82] Tamura, I.: Deformation-induced martensitic transformation and transformation induced plasticity. In: *Metal Science* 16/5 (1982), S. 245-253.
- [Tayl34] Taylor, G. I.; Quinney, H.: The Latent Energy Remaining in a Metal after Cold Working. *Proceedings of the Royal Society A – Mathematical, Physical and Engineering Sciences* (1934), S. 307-326.
- [Thie18] Thielen, S.; Magyar, B.; Sauer, B.; Schneider, F.; Mayer, P.; Kirsch, B.; Müller, R.; von Harbou, E.; Aurich, J. C.: Functional investigation of zero lead radial shaft seal counter-surfaces turned with a special method. In: *Tribology International* 118 (2018), S. 442-450.
- [Thie99] Thiele, J. D.; Melkote, S. N.: Effect of cutting edge geometry and workpiece hardness on surface generation in the finish hard turning of AISI 52100 steel. In: *Journal of Materials Processing Technology* 94/2-3 (1999), S. 216-226.
- [Tika09] Tikal, F.: *Schneidkantenpräparation – Ziele, Verfahren und Messmethoden*. Kassel: Kassel University Press, 2009.
- [Torr03] De la Torre, A. G.; Aranda, M. A. G.: Accuracy in Rietveld quantitative phase analysis of Portland cements. *Journal of Applied Crystallography* 36 (2003), S. 1169-1176.
- [Turn81] Turnbull, D.: Metastable Structures in Metallurgy. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 12/5 (1981), S. 695-708.
- [Umbr11] Umbrello, D.; Pu, Z.; Caruso, S.; Outeiro, J. C.; Jayal, A. D.; Dillon Jr., O. W.; Jawahir, I. S.: The Effects of Cryogenic Cooling on Surface Integrity in Hard Machining. In: *Procedia Engineering* 19 (2011), S. 371-376.
- [Umbr12] Umbrello, D.; Micari, F.; Jawahir, I. S.: The effects of cryogenic cooling on surface integrity in hard machining: A comparison with dry machining. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 61/1 (2012), S. 103-106.
- [Vier53] Vieregge, G.: Die Energieverteilung und die Temperatur bei der Zerspanung. In: *Werkstatt und Betrieb* 86/11 (1953), S. 691-703.
- [Vier59] Vieregge, G.: *Zerspanung der Eisenwerkstoffe - Stahleisen-Bücher: Band 16*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen m.b.H., 1959.
- [Vier70] Vieregge, G.: *Zerspanung der Eisenwerkstoffe. 2. Aufl.* Düsseldorf: Verlag Stahleisen m.b.H., 1970.
- [Vöhr77] Vöhringer, O.; Macherauch, E.: Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 32/1 (1977), S. 153-166.
- [Wang00] Wang, Z. Y.; Rajurkar, K. P.: Cryogenic machining of hard-to-cut materials. In: *Wear* 239/2 (2000), S. 168-175.
- [Wang17] Wang, S.; Hu, Y.; Fang, K.; Zhang, W.; Wang, X.: Effect of surface machining on the corrosion behaviour of 316 austenitic stainless steel in simulated PWR water. In: *Corrosion Science* 126 (2017), S. 104-120.
- [Warn74] Warnecke, G.: *Spanbildung bei metallischen Werkstoffen*. Dissertation, Universität Hannover, 1974.
- [Wegs13] Wegst, C.; Wegst, M.: *Stahlschlüssel*. Marbach: Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, 2013.
- [Weiß14] Weißbach, W.: *Werkstofftechnik*. In: Böge, A. (Hrsg.): *Handbuch Maschinenbau – Grundlagen und Anwendungen der Maschinenbau-Technik*. Wiesbaden: Springer Vieweg Verlag (2014), S. E1-E86.
- [Whit59] White, G. K.: *Experimental Techniques in Low-Temperature Physics*. Oxford: Clarendon Press, 1959.
- [Wu18] Wu, H.; Li, C.; Fang, K.; Zhang, W.; Xue, F.; Zhang, G.; Wang, X.: Effect of residual stress on the stress corrosion cracking in boiling magnesium chloride solution of austenite stainless steel. In: *Materials and Corrosion* 69/11 (2018), S. 1572-1583.
- [Wyen10] Wyen, C.-F.; Wegener, K.: Influence of cutting edge radius on cutting forces in machining titanium. In: *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 59/1 (2010), S. 93-96.

- [Xing16] Xing, Y.; Zhi, T.; Haiwang, L.; Yitu, T.: Experimental investigation of surface roughness effects on flow behavior and heat transfer characteristics for circular microchannels. In: Chinese Journal of Aeronautics 29/6 (2016), S. 1575-1581.
- [Xion15] Xiong, Y.; He, T.; Wang, J.; Lu, Y.; Chen, L.; Ren, F.; Liu, Y.; Volinsky, A. A.: Cryorolling effect on microstructure and mechanical properties of Fe-25Cr-20Ni austenitic stainless steel. In: Materials & Design 88 (2015), S. 398-405.
- [Yang15] Yang, S.; Umbrello, D.; Dillon Jr., O. W.; Puleo, D. A.; Jawahir, I. S.: Cryogenic cooling effect on surface and subsurface microstructural modifications in burnishing of Co-Cr-Mo bio-material. In: Journal of Materials Processing Technology 217 (2015), S. 211-221.
- [Yen04] Yen, Y. C.; Jain, A.; Altan, T.: A finite element analysis of orthogonal machining using different tool edge geometries. In: Journal of Materials Processing Technology 146/1 (2004), S. 72-81.
- [Yild08] Yildiz, Y.; Nalbant, M.: A review of cryogenic cooling in machining processes. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 48/9 (2008), S. 947-964.
- [Yoo08] Yoo, C. S.; Park, Y. M.; Jung, Y. S.; Lee, Y. K.: Effect of grain size on transformation-induced plasticity in an ultrafine-grained metastable austenitic steel. In: Scripta Materialia 59/1 (2008), S. 71-74.
- [Youn93] Young, R.A.: The Rietveld method. Oxford Science Publications - International Union of Crystallography. 5. Aufl. Oxford: Oxford University Press, 1993.
- [Yuss10] Yussefian, N. Z.; Koshy, P.; Buchholz, S.; Klocke, F.: Electro-erosion edge honing of cutting tools. In: CIRP Annals – Manufacturing Technology 59/1 (2010), S. 215-218.
- [Zaer12] Zaera, R.; Rodríguez-Martínez, J. A.; Casado, A.; Fernández-Sáez, J.; Rusinek, A.; Pesci, R.: A constitutive model for analyzing martensite formation in austenitic steels deforming at high strain rates. In: International Journal of Plasticity 29 (2012), S. 77-101.
- [Zene44] Zener, C.; Hollomon, J. H.: Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. In: Journal of Applied Physics 15/22 (1944), S. 22-32.
- [Zhan18a] Zhang, W.; Wang, X.; Hu, Y.; Wang, S.: Quantitative Studies of Machining-Induced Microstructure Alteration and Plastic Deformation in AISI 316 Stainless Steel Using EBSD. In: Journal of Materials Engineering and Performance 27/2 (2018), S. 434-446.
- [Zhan18b] Zhang, W.; Wang, X.; Hu, Y.; Wang, S.: Predictive modelling of microstructure changes, microhardness and residual stress in machining of 304 austenitic stainless steel. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 130-131 (2018), S. 36-48.
- [Zimm15] Zimmermann, M.: Drehen von Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen – Analyse thermischer und mechanischer Einflüsse auf die Fertigungsgenauigkeit. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2015.
- [Zwic89a] Zwicky, F.: Morphologische Forschung: Wesen und Wandel materieller und geistiger struktureller Zusammenhänge. Glarus: Baeschlin, 1989.
- [Zwic89b] Zwicky, F.: Entdecken, Erfinden, Forschen im morphologischen Weltbild. Glarus: Baeschlin, 1989.

Verzeichnis im Themenbereich betreuter Studien- und Diplomarbeiten:

- Margaretha, Sinner Austenit-Martensit-Umwandlung in metastabilen austenitischen Stählen und deren fertigungstechnische Anwendungen, 2017.
- Zwissler, Sascha Entwicklung und Validierung eines Werkzeuges zur kombinierten Dreh- und Schleifbearbeitung, 2017.
- Münder, Stefan Kryogenes Zerspanen des metastabilen austenitischen Stahls AISI 347 mit gefasten Wendeschneidplatten, 2017.
- Gröff, Kevin Einfluss der Schneidkantenometrie auf Prozessgrößen und Randzonen-eigenschaften bei der kryogenen Zerspanung von AISI 347, 2017.
- Hettich, Katrin Einfluss der Kühlstrategie beim Zerspanen des metastabilen austenitischen Stahls AISI 347 auf die Oberflächenmorphologie, 2018.
- Hähl, Moritz Einfluss des Schneideneckenradius und der Werkzeugbeschichtung auf Prozessgrößen und Oberflächenmorphologie beim kryogenen Drehen von AISI 347, 2019.

10 Anhang

Datensets	Einstellgrößen						Prozessgrößen				α' -Martensitgehalt		
	Beschichtung	f in mm/U	K	r_β in μm	γ_β in $^\circ$	f_v in mm/U	F_p in N	F_c in N	F_r in N	$T_{i,max}$ in K	ξ_m in vol.%	$\xi_{c,p}$ in vol.%	$\xi_{c,np}$ in vol.%
Training	-	0,35	0,5	30	0	-	269	238	60	272	3,35	2,44	3,37
Training	-	0,35	0,5	90	0	-	426	314	86	285	3,73	1,44	3,62
Training	-	0,35	1	30	0	-	257	235	55	272,5	3,18	2,33	3,09
Training	-	0,35	1	60	0	-	285	242	61	273,1	3,14	2,36	3,54
Training	-	0,35	1	90	0	-	291	248	64	273,6	3,55	2,39	3,66
Training	-	0,35	2	30	0	-	240	224	51	271,7	3,14	2,26	2,74
Training	-	0,35	2	60	0	-	283	239	63	271,5	3,91	2,53	3,62
Training	-	0,35	2	90	0	-	291	244	63	275,2	4,07	2,11	3,45
Training	-	0,35	1	4	20	-	284	240	58	272,5	3,54	2,41	3,56
Training	AlTiN	0,15	1	8	20	-	171	124	50	238,9	2,63	1,87	2,83
Training	Multilayer	0,15	1	27	20	-	177	135	50	241,7	3,02	2,35	2,85
Training	TiAlSiN	0,15	1	11	20	-	191	144	48	247,6	2,78	2,39	2,89
Validierung	TiB ₂	0,15	1	5	20	-	182	129	49	243,2	2,81	1,88	2,89
Training	-	0,15	1	4	20	-	186	144	49	241,1	2,91	2,87	3,15
Training	-	0,35	1	32	0	-	246	232	53	272,7	2,97	2,26	2,83
Validierung	-	0,35	1	32	0	-	241	230	55	255,6	3,81	4,51	4,05
Training	-	0,35	1	32	0	-	241	232	54	262,8	3,35	3,59	3,45
Training	-	0,35	1	32	0	-	246	235	56	270	3,06	2,66	3,03
Training	-	0,35	1	32	0	-	251	232	56	271,9	2,10	2,36	2,99
Training	-	0,15	1	4	30	-	195	128	51	254,2	3,26	1,24	2,58
Training	-	0,15	1	4	50	-	346	188	73	251,9	4,61	3,71	4,68
Training	-	0,35	1	4	0	0,274	215	196	47	242,7	4,07	5,02	4,04
Validierung	-	0,35	1	4	30	0,274	453	355	51	231,8	10,42	10,88	10,71
Training	-	0,65	1	4	30	0,203	721	433	57	228,4	10,03	12,70	10,12
Training	-	0,65	1	4	50	0,203	511	279	84	237,1	8,49	8,37	7,35
Training	-	0,65	1	4	0	0,203	520	425	48	232,4	11,82	12,06	11,90
Training	-	0,95	1	4	30	0,186	291	220	51	231,7	7,40	7,17	7,30
Validierung	-	0,95	1	4	50	0,186	304	307	47	230,4	7,65	9,97	8,35
Training	-	0,95	1	4	0	0,186	369	385	42	230,1	10,19	11,67	10,48
Validierung	-	0,65	1	4	0	0,4	302	311	47	254	6,91	6,65	6,39
Training	-	0,65	1	4	50	0,4	644	384	78	245,6	8,07	9,43	7,66
Training	-	0,65	1	4	30	0,4	435	344	56	260,8	7,73	6,12	7,22
Validierung	-	0,45	1	4	30	0,8	349	269	26	266,9	5,63	3,73	5,03
Training	-	0,85	1	4	30	0,8	507	411	55	268,5	6,62	5,60	7,34
Training	-	0,65	1	4	50	0,4	626	382	88	250,8	7,47	8,54	7,15
Training	-	0,65	1	4	50	0,8	616	389	87	264,8	5,28	6,06	5,63
Validierung	-	0,45	1	4	50	0,8	524	316	90	266,1	5,35	4,68	4,79
Training	-	0,85	1	4	50	0,8	700	445	69	265,2	5,71	6,74	5,86
Training	-	0,35	1	4	50	0,15	482	265	75	218,3	8,18	10,21	9,34
Training	-	0,35	1	4	50	0,8	485	283	83	259	4,41	5,26	5,21
Training	-	0,65	1	4	50	0,15	636	367	75	224	9,95	12,08	9,89
Training	-	0,85	1	4	50	0,15	686	420	62	231,5	9,94	12,10	9,82
Training	-	0,45	1	4	50	0,15	543	302	78	223,1	8,55	10,73	9,24
Training	-	0,35	1	4	30	0,15	300	232	59	269,1	2,78	2,72	3,88
Training	-	0,35	1	4	30	0,15	290	216	51	220,6	8,63	8,26	8,25
Training	-	0,35	1	4	30	0,8	295	223	56	247,8	6,40	5,33	5,83
Training	-	0,65	1	4	30	0,15	415	326	51	227,1	11,23	10,83	10,61
Training	-	0,85	1	4	30	0,15	477	398	48	227,1	12,38	12,29	12,09
Training	-	0,45	1	4	30	0,15	340	261	54	224,3	9,77	9,42	9,29
Training	-	0,15	1	4	0	0,15	134	106	35	210,5	2,47	1,49	2,95
Training	-	0,45	1	4	0	0,15	245	239	46	222	6,72	8,96	6,67
Test	TiN	0,15	1	3	20	-	151	122	40	238,7	2,68	1,72	2,19
Test	-	0,35	0,5	60	-	-	289	254	62	274,5	3,38	2,34	3,65
Test	-	0,65	1	4	30	0,8	438	349	57	261,1	6,46	6,14	7,34
Test	-	0,35	1	4	50	0,274	638	376	76	227,8	10,26	11,79	9,71

mit: Vorschub f, Formfaktor K, Schneidkantenradius r_β , Fasenwinkel γ_β , Vorkühlungsvorschub f_v , Passivkraft F_p , Schnittkraft F_c , Vorschubkraft F_r , lokale Maximaltemperatur in der Werkstückrandzone zum Zeitpunkt des Schneideneingriffs $T_{i,max}$, gemessener α' -Martensitgehalt ξ_m , mittels parametrischem Modell berechneter α' -Martensitgehalt $\xi_{c,p}$, mittels nichtparametrischem Modell berechneter α' -Martensitgehalt $\xi_{c,np}$

Tabelle 10-1: Übersicht der Einstellgrößen, Prozessgrößen, berechneten und gemessenen α' -Martensitgehalte zu den Versuchen in Kapitel 5.3

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name: Hendrik Hotz
Geburtsdatum: 18. Dezember 1988
Geburtsort: Gerolstein
Staatsangehörigkeit: deutsch

Schule:

08/1995 – 07/1999 St. Nikolaus Grundschule Birresborn
08/1999 – 03/2010 St. Matthias Gymnasium Gerolstein
Zeugnis der allgemeinen Hochschulreife vom 09.03.2010

Studium:

04/2010 – 05/2016 TU Kaiserslautern, Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
Vertiefungsrichtungen: Werkstofftechnik, Werkstoffverwendung
Diplomzeugnis vom 12.05.2016

Berufstätigkeit:

12/2012 – 04/2014 Lehrstuhl für Werkstoffkunde (WKK), TU Kaiserslautern
Wissenschaftliche Hilfskraft
04/2014 – 09/2014 Lufthansa Technik AG, Hamburg
Praktikant
10/2014 – 10/2015 Lehrstuhl für Werkstoffkunde (WKK), TU Kaiserslautern
Wissenschaftliche Hilfskraft
11/2015 – 04/2016 BorgWarner Turbo Systems Engineering GmbH, Kirchheimbolanden
Diplomand
06/2016 – 12/2020 Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation (FBK),
TU Kaiserslautern
Wissenschaftlicher Mitarbeiter
seit 01/2021 Plansee SE, Reutte
R&D Generalist

Produktionstechnische Berichte aus dem FBK

bereits veröffentlicht wurden

- 01/09 Aurich, J.C.: Radio Frequency Identification (RFID) in der Fertigung – Handbuch zur Einführung in neue Anwendungsfelder.
2009, ISBN 978-3-941438-08-8 € 30,-
- 02/09 Stürenburg, B.: Optimierung der Spanbildung und Minimierung des Späneeintrages in das Werkstück für das Bohren von Al-Legierungen.
2009, ISBN 978-3-941438-13-2 € 30,-
- 03/09 Eyrisch, T.: Optimierung der Herstellung von Vollhartmetallwerkzeugen – Strategie zur Vermeidung von Oberflächenschädigungen.
2009, ISBN 978-3-941438-12-5 € 30,-
- 04/09 von Killisch-Horn, G.: Erfahrungsbasierte Implementierung von APS-Systemen in der Einzel- und Kleinserienproduktion.
2009, ISBN-978-3-941438-17-0 € 30,-
- 05/09 Naab, C.: Auslaufmanagement – Konzept zur Abwicklung des Serienauslaufs in der Produktion.
2009, ISBN-978-3-941438-26-2 € 35,-
- 06/09 Herzenstiel, P.: Hochleistungsplanschleifen mit einer definiert gesetzten CBN-Schleifscheibe.
2009, ISBN-978-3-941438-28-6 € 35,-
- 07/09 Aurich, J.C.: Lebenszyklusorientierte Konfiguration von Produkt-Service Systemen – Ein Leitfaden für die Praxis.
2009, ISBN-978-3-941438-27-9 € 30,-
- 01/10 Aurich, J.C.: Organisationsveranstaltung und Kompetenzaufbau bei der Gestaltung und Realisierung investiver Produkt-Service Systeme – Ein Leitfaden für die Praxis.
2010, ISBN-978-3-941438-37-8 € 35,-
- 02/10 Aurich, J.C.: Gestaltung investiver Produkt-Service Systeme – Ein Leitfaden für die Praxis.
2010, ISBN-978-3-941438-38-5 € 35,-
- 03/10 Aurich, J.C.: Realisierung investiver Produkt-Service Systeme – Ein Leitfaden für die Praxis.
2010, ISBN-978-3-941438-39-2 € 35,-
- 04/10 Franke, V.: Einfluss der Werkzeugschneidkante auf die Bohrungsqualität bei der spanenden Bearbeitung langfaserverstärkter Kunststoffe.
2010, ISBN-978-3-941438-53-8 € 35,-

- 05/10 Sudermann, H.: Gratbildung beim Schleifen – Experimentelle Analyse und Modellierung der Gratbildung sowie Ansätze zur Gratminimierung.
2010, ISBN-978-3-941438-54-5 € 35,-
- 06/10 Shahzad, M.A.: Analysis of the Machinability of an Aluminum Matrix Composite Material.
2010, ISBN-978-3-941438-56-9 € 35,-
- 07/10 Gómez Kempf, F.A.: Flexibilitätsorientierte Produktionssysteme – Modulare Gestaltung, Einführung und Nutzung.
2010, ISBN-978-3-941438-58-3 € 35,-
- 01/11 Engmann, J.: Galvanisch gebundene Mikroschleifstifte – Entwicklung, Herstellung und Einsatz.
2011, ISBN-978-3-941438-59-0 € 35,-
- 02/11 Leitz, L.: Beitrag zur Beherrschung der Gratbildung bei Bohrungsverschneidungen.
2011, ISBN-978-3-941438-72-9 € 35,-
- 03/11 Siener, M.: Sicherung der Qualitätsfähigkeit von Produktionsprozessen.
2011, ISBN-978-3-941438-79-8 € 35,-
- 04/11 Wolf, N.: Modell zur Unterstützung der Analyse von Ausfallursachen bei komplexen mechatronischen Systemen.
2011, ISBN-978-3-941438-89-7 € 35,-
- 01/12 Faltin, M.: RFID-Einsatz in fertigungstechnischen Prozessketten – Identifikation und Beurteilung von Einsatzpotentialen.
2012, ISBN-978-3-941438-97-2 € 35,-
- 01/13 Lauer, C.: Integriertes Modell zur Materialflusssimulation und zur Visualisierung in der Virtuellen Realität.
2013, ISBN 978-3-943995-19-0 € 35,-
- 02/13 Aurich, J.C.: Qualitätsorientierte Instandhaltungsplanung und -steuerung in produktionstechnischen Prozessketten Handbuch für die Praxis.
2013, ISBN 978-3-943995-21-3 € 35,-
- 03/13 Kirsch, B.: Wirkmechanismen der Kühlschmierstoff-Zufuhr beim Schleifen – Analyse externer und interner Kühlschmierstoff-Zufuhrmethoden.
2013, ISBN 978-3-943995-25-1 € 35,-
- 04/13 Schweitzer, E.J.: Prozessorientiertes Dienstleistungsproduktionssystem.
2013, ISBN 978-3-943995-30-2 € 35,-

- 05/13 Malak, R. C.: Methode zur softwarebasierten Planung technischer Änderungen in der Produktion.
2013, ISBN 978-3-943995-34-3 € 35,-
- 06/13 Yang, X.: Sound Simulation and Visualization in virtual Manufacturing Systems.
2013, ISBN 978-3-943995-39-8 € 35,-
- 07/13 Kranz, J.-N.: Konzept zur Vermeidung von Produkt-Piraterie Risiken – Ein Ansatz für die Ersatzteile der Investitionsgüterindustrie –
2013, ISBN 978-3-943995-46-6 € 35,-
- 01/14 Mannweiler, C.: Konfiguration investiver Produkt-Service Systeme.
2014, ISBN 978-3-943995-61-9 € 35,-
- 02/14 Aurich J.C. (Hrsg.): Produktivität und Qualität von Serviceprodukten – Ein Leitfaden für die Praxis.
2014, ISBN 978-3-943995-65-7 € 35,-
- 03/14 Waltemode S.: Qualitätsbewertung technischer Produkt-Service Systeme.
2014, ISBN 978-3-943995-68-8 € 35,-
- 04/14 Bohr C. L.: Vermeidung struktureigener Produktpiraterie bei Ersatzteilen.
2014, ISBN 978-3-943995-69-5 € 35,-
- 05/14 Olenburg A.: Tribologisches Prozessverhalten beim Bearbeiten von Feinsteinzeug-Fliesen.
2014, ISBN 978-3-943995-76-3 € 35,-
- 01/15 Zimmermann M.: Drehen von Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen - Analyse thermischer und mechanischer Einflüsse auf die Fertigungsgenauigkeit bei der Trockenbearbeitung.
2015, ISBN 978-3-943995-94-7 € 35,-
- 01/16 Adam M.: Konzept zum Umgang mit scheinbar zufälligen Fehlern an technischen Systemen – eine Systematik.
2016, ISBN 978-3-95974-008-1 € 35,-
- 02/16 Walk M.: Integriertes Desktopmaschinensystem für die Herstellung und Anwendung ultrakleiner Mikroschleifwerkzeuge.
2016, ISBN 978-3-95974-021-0 € 35,-
- 03/16 Carrella M.: Zerspanungsmechanismen beim Mikroschleifen von einkristallinem Silizium.
2016, ISBN 978-3-95974-032-6 € 35,-
- 01/17 Reichenbach I. G.: Beitrag zur Beherrschung der Mikrofräsbearbeitung von Polymethylmethacrylat.
2017, ISBN 978-3-95974-042-5 € 35,-

- 02/17 Fallenstein F.: Kühlkanalaustrittsbedingungen bei VHM-Wendelbohrern
- Analyse der Einflüsse von Kühlkanalaustrittsposition und
KSS-Volumenstrom auf die Temperatur im Schneidkeil.
2017, ISBN 978-3-95974-056-2 € 35,-
- 03/17 Winkes P.: Vorgehensmodell für den systematischen Einsatz
der Virtuellen Realität zur Unterstützung des Montageplanungsprozesses.
2017, ISBN 978-3-95974-057-9 € 35,-
- 04/17 Schneider F.: Analyse der Spanbildung und Oberflächenmorphologie
beim Mikrospanen von Titanwerkstoffen
2017, ISBN 978-3-95974-059-3 € 35,-
- 05/17 Mert G.: Kumulierter Energieaufwand technischer Produkt-Service Systeme
2017, ISBN 978-3-95974-074-6 € 35,-
- 06/17 Weidig C.: Konzept zum prozessgetriebenen Anforderungsmanagement
für die Entwicklung mobiler Fabrikplanungs-Apps
2017, ISBN 978-3-95974-075-3 € 35,-
- 07/17 Cichos D.: Physikalische Modellierung technischer Änderungen
in der Produktion
2017, ISBN 978-3-95974-073-9 € 35,-
- 01/18 Effgen C.: Schneidkantenpräparation mit elastisch gebundenen
Schleifwerkzeugen – Konzeptionierung, Entwicklung und Bewertung
am Beispiel von Vollhartmetallfräswerkzeugen
2018, ISBN 978-3-95974-089-0 € 35,-
- 02/18 Kasakow G.: Entwicklung einer ereignisdiskreten Produktionssteuerung
2018, ISBN 978-3-95974-090-6 € 35,-
- 03/18 Mayer P.: Verformungsinduzierte Martensitbildung beim kryogenen
Drehen von metastabilem austenitischem Stahl
2018, ISBN 978-3-95974-098-2 € 35,-
- 04/18 Herder C.: Konzept zur impliziten Identifikation und Planung
von Technologien für die Produktion
2018, ISBN 978-3-95974-101-9 € 35,-
- 01/19 Müller C.: Kompakte Luftlagerspindeln für die spanende Mikrobearbeitung
auf Desktop-Werkzeugmaschinen
2019, ISBN 978-3-95974-105-7 € 35,-
- 01/20 Meissner H. M.: Integrierte Arbeitsplanung und Produktionssteuerung
cyber-physischer Produktionssysteme
2020, ISBN 978-3-95974-125-5 € 35,-

- 02/20 Sinnwell C.: Methode zur Produktionssystemkonzipierung auf Basis früherer Produktinformationen – Ein Beitrag zur Integration von Produktionssystemplanung und Produktentwicklung unter Einsatz des MBSE
2020, ISBN 978-3-95974-127-9 € 35,-
- 03/20 Bohley M.: Prozess-Maschine-Interaktion beim Mikrofräsen von cp-Titan
2020, ISBN 978-3-95974-130-9 € 35,-
- 01/21 Hotz H.: Kryogenes Drehen metastabiler austenitischer Stähle – Analyse der Wirkzusammenhänge zwischen Einstellgrößen, Prozessgrößen und Oberflächenmorphologie
2021, ISBN 978-3-95974-146-0



Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation

ISBN 978-3-95974-146-0

ISSN 0937-9061



TECHNISCHE UNIVERSITÄT
KAISERSLAUTERN