

Werkstoffmodellierung und Kennwertermittlung für die Simulation spanabhebender Fertigungsprozesse

BENEDIKT THIMM



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 21/2019
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



Benedikt Thimm

Werkstoffmodellierung und Kennwertermittlung für die Simulation
spanabhebender Fertigungsprozesse

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen
Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Dissertation, Universität Siegen, 2019

Herausgeber:
Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ
Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung
Institut für Werkstofftechnik
Paul-Bonatz-Str. 9-11
Universität Siegen
D-57068 Siegen

© Copyright Benedikt Thimm 2019
© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,
Universität Siegen 2019
Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

urn:nbn:de:hbz:467-14319
ISSN 2193-5114

Werkstoffmodellierung und Kennwertermittlung für die Simulation spanabhebender Fertigungsprozesse

genehmigte
DISSERTATION
zur Erlangung des akademischen Grades
DOKTOR-INGENIEUR

vorgelegt von
Dipl.-Ing. (FH) Benedikt Paul Thimm, M.Eng.
aus Eslohe

eingereicht dem
Department Maschinenbau
an der Fakultät IV der Universität Siegen

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ
Prof. Dr.-Ing. Martin Reuber

Tag der mündlichen Prüfung: 13.02.2019

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Oberingenieur am Institut für Werkzeug- und Fertigungstechnik (iWFT) der Rheinischen Fachhochschule Köln, in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung (LMW) an der Universität Siegen.

Mein besonderer Dank gilt den beiden betreuenden Professoren dieser Arbeit, Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Reuber am iWFT sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ am LMW. Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Reuber danke ich für die vielfältige Bereitschaft zu fachlichen Diskussionen und seine strategischen Ratschläge, die mich häufig durch kritische Phasen geleitet haben. Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ danke ich für die wertvollen fachlichen Diskussionen und die freundschaftliche Einbindung in das Institutsleben am LMW. Die umfangreichen Eindrücke, die durch Versuche sowie die Teilnahme an Hausseminaren und Klausurtagungen entstanden sind, haben diese Arbeit in vielerlei Hinsicht entscheidend geprägt. In beiden Einrichtungen habe ich erstklassige technische und wissenschaftliche Arbeitsbedingungen vorgefunden. Dafür sei allen Beteiligten ganz herzlich gedankt. Zudem danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Wilfried Saxler, der mich in der frühen Phase meiner wissenschaftlichen Karriere begleitet und gefördert hat. Ein weiterer Dank geht an Frau Prof. Dr.-Ing. Kerstin Weinberg für die Übernahme des Vorsitzes der Promotionskommission und für die Möglichkeiten zur Nutzung der Versuchseinrichtungen am Lehrstuhl für Festkörpermechanik. Herrn Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt danke ich für das Interesse an der Arbeit und die Mitwirkung im Prüfungsausschuss.

Dem gesamten Team von Third Wave Systems, Inc. (Minneapolis, USA), insbesondere Herrn Saurabh Virkar, danke ich für die unermüdliche fachliche Unterstützung und die Bereitstellung umfangreicher Rechenkapazitäten. Für die Erstellung der vorliegenden Arbeit waren die Entwicklung und der Bau eines Prüfstands notwendig. Das umfangreiche Projekt konnte nur durch die Unterstützung eines hervorragenden Teams aus Kollegen und Freunden realisiert werden. Ein großer Dank geht daher an Herrn Marius Nahler, M.Eng., Herrn Julian Steden, M.Eng., Herrn Ante Glavas, M.Eng., Frau Nicole Zemmin, Herrn Tobias Jakobi, M.Eng., Herrn Johannes Lüdtker, Herrn Marc Niclas Müller, M.Eng. sowie an die zahlreichen beteiligten Studierenden, die mit einzelnen Arbeiten zum Erfolg des Gesamtvorhabens beigetragen haben. Zudem danke ich Herrn Dr.-Ing. Ralf Nötzel für die umfangreiche Unterstützung bei den Split-Hopkinson Versuchen.

Meine Eltern haben mich stets gefördert und mir diese Ausbildung erst ermöglicht. Sie seien daher an dieser Stelle besonders erwähnt. Den größten Rückhalt hat mir meine wunderbare Frau Eva gegeben, die mir die Möglichkeiten geschaffen hat, die notwendigen Freiräume zu finden. Zusammen mit unseren Kindern hat sie mir jederzeit motivierend zur Seite gestanden.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	I
Inhaltsverzeichnis	II
Symbole und Abkürzungen	IV
Kurzfassung	X
Abstract	XI
1 Einleitung	1
2 Grundlagen	4
2.1 Spanende Formgebung	4
2.1.1 Grundlegende Begriffe und Bezugssysteme	4
2.1.2 Technologie der Spanbildung.....	6
2.2 Plastische Verformung metallischer Werkstoffe	8
2.2.1 Grundlagen der plastischen Verformung.....	8
2.2.2 Versetzungsbewegung und Mikrostruktureinfluss.....	11
2.2.3 Verformungsmechanismen bei höheren Temperaturen.....	11
2.2.3.1 Temperaturbereich I	12
2.2.3.2 Temperaturbereich II	16
3 Stand der Wissenschaft und Technik	16
3.1 Analytische Beschreibung der Spanbildung	17
3.2 Numerische Simulation der Spanbildung	24
3.2.1 Finite Elemente Methode	24
3.2.2 FEM-Ansätze in spanbildenden Prozessen	25
3.3 Beschreibung des Werkstoffverhaltens in Zerspansimulationen	26
3.3.1 Materialbeschreibung	26
3.3.2 Materialgesetze	29
3.3.2.1 Empirische Gleichungen.....	29
3.3.2.2 Semi-empirische Gleichungen.....	32
3.3.2.3 Metallphysikalische Gleichungen	33
3.4 Methoden zur Ermittlung von Materialkennwerten	34
3.4.1 Direkte Verfahren	34
3.4.2 Inverse Methoden.....	36
3.4.2.1 Inverse analytische Kennwertermittlung.....	37
3.4.2.2 Inverse numerische Ansätze	39
3.4.2.3 Analysemethoden.....	40
3.5 Zwischenfazit	42
4 Mechanisches Verhalten der Versuchswerkstoffe	44
4.1 Versuchswerkstoffe	45
4.1.1 Härtemessungen	48

4.1.2 Gefügeschliffe	49
4.2 Zylinderstauchversuche	50
4.2.1 Versuchsbeschreibung	52
4.2.2 Fließkurven der Werkstoffe C45E+N und 16MnCr5	56
4.2.3 Thermische Erweichung C45E+N und 16MnCr5	61
4.3 Einfluss der Dehnrage	63
4.3.1 Split-Hopkinson Versuch	63
4.3.2 Bestimmung von Spannungs-Dehnungs-Kurven	65
4.3.3 Versuchsauslegung und Probendimensionierung	67
4.3.4 Korrektur der Umformwärke	74
4.3.5 Anlagenkalibrierung	79
4.3.6 Dehnratenabhängige Verfestigung	81
4.4 Modellanpassung	85
5 Inverse Kennwertermittlung	90
5.1 Analytisches Modell der Kennwertermittlung	90
5.1.1 Scherzonenmodell nach Oxley	91
5.1.2 Bestimmung der Scherdehnrage in der primären Scherzone	92
5.1.3 Berechnung	95
5.2 Zerspanversuche	99
5.2.1 Versuchsplan und Messgrößen	105
5.2.2 Linear-orthogonale Zerspanversuche	106
5.2.3 Einstechdrehversuche	108
5.2.4 Vergleichende Analyse	112
5.3 DIC-Analyse der primären Scherzone	118
5.3.1 Messmethodik und Versuchsaufbau	118
5.3.2 Messwerte	123
5.4 Kennwertermittlung	128
6 Ergebnisse der Zerspansimulationen	137
6.1 Bewertung der Simulationsergebnisse	137
6.2 Vergleich unterschiedlicher Kennwertermittlungsmethoden	139
6.2.1 Abgleich mit Einstechdrehversuchen	142
6.2.2 Übertragung auf einen weiteren Werkstoff	144
6.3 Vergleich unterschiedlicher Materialgesetze	147
7 Zusammenfassende Diskussion	151
7.1 Kennwertermittlung	151
7.2 Auswahl eines Materialgesetzes	154
8 Zusammenfassung und Ausblick	157
A Anhang	160
Literatur	166

Symbole und Abkürzungen

Zeichen Erklärung

Große Symbole

A	Werkstoffkennwert Johnson-Cook Modell
A	aktuelle Querschnittsfläche
A_0	Querschnittsfläche Probe vor Versuch
A_S	Querschnittsfläche Stange
A_s	Scherfläche
A_c	Spannungsquerschnitt
B	Werkstoffkennwert Johnson-Cook Modell
C	Werkstoffkennwert Johnson-Cook Modell
C	Werkstoffkennwert Litonski Modell
C_{PSZ}	Verhältniswert primäre Scherzone
C_0 bis C_5	Werkstoffkennwerte Zerilli-Armstrong Modell
D	Dissipationsfaktor
D	Werkstoffkennwert Cowper-Symonds Modell
D	Werkstoffkennwert Chen Modell
E_S	Elastizitätsmodul Stange
F	Kraft
F	Zerspankraft
F_C	Schnittkraft
F_f	Vorschubkraft
$F_{T\Phi}$	Scherkraft
$F_{N\Phi}$	Normalkraft der Scherebene
$F_{T\gamma}$	Tangentialkraft der Spanfläche
$F_{N\gamma}$	Normalkraft der Spanfläche
G	Schubmodul
ΔG	freie Aktivierungsenthalpie
ΔG_0	freie Aktivierungsenthalpie bei $T = 0$ K
H_D	dehnratenabhängige Verfestigung
I	Bild zum Zeitpunkt t
I^*	Bild zum Zeitpunkt $t + \Delta t$
K	Materialkonstante Ludwik Modell
K_T	Korrekturfaktor Temperatur
K_L	Materialkonstante Ludwik Modell
K_V	Materialkennwert Voce Modell

M	Taylorfaktor
M	Anzahl Zerspanbedingungen
M	Anzahl Zielfunktionen
N	Anzahl der Versetzungen
N	Anzahl Zielwerte
N	Anzahl Experimente Ansatz Tounsi et al.
Q_i	Abweichung Versuch analytische Berechnung
S	Schlankheitsgrad
S	Strukturgröße
S_T	thermische Erweichung
T	Temperatur
T_{AB}	Temperatur in der Scherebene
T_{Einsp}	Temperatur der Einspannung
ΔT_M	Temperaturanstieg in der sekundären Scherzone
T_{mod}	geschwindigkeitsmodifizierte Temperatur
T_R	Referenztemperatur (20 °C)
T_S	Schmelztemperatur
ΔT_{PSZ}	Temperaturanstieg in der primären Scherzone
T_{t-1}	Probentemperatur vorangegangener Zeitschritt
T_V	Versuchstemperatur
T_W	initiale Werkstofftemperatur
ΔT	Temperaturveränderung
ΔT_+	Temperaturzunahme
ΔT_-	Temperaturabnahme
V_P	Probenvolumen
W	Materialkennwert Vinh Modell

Kleine Symbole

\underline{b}	Burgersvektor
b	Spanungsbreite
b	Werkstoffkennwert Litonski Modell
c	spezifische Wärmekapazität
c_B	Wellenausbreitungsgeschwindigkeit Festkörper
d	Gleitebenenabstand
d	aktueller Probendurchmesser
d	Durchmesser
d	mittlerer Korndurchmesser
d_0	Ausgangsdurchmesser

f	Vorschub pro Umdrehung
h	aktuelle Probenhöhe
h	Zustellung (Spanungsdicke)
h_a	mittlere Probenhöhe
h_0	Ausgangsprobenhöhe
h'	Spandicke
i	Versuchsindex, Zerspanbedingungen
i	Koordinate Bildpunkt
j	Koordinate Bildpunkt
j	Anzahl Zielwerte
k	Boltzmann-Konstante
k_{HP}	Hall-Petch-Konstante
k_v	Werkstoffkonstante
k_0	Werkstoffkennwert allg. Exponentialfunktion
k_1 bis k_5	Werkstoffkennwerte Polynomfunktion
l	Länge der primären Scherzone
l_k	Kontaktlänge
m	Werkstoffkennwert Johnson-Cook Modell
m	Werkstoffkennwert Litonski Modell
m	Werkstoffkennwert Vinh Modell
m	Kennwert-Kraft-Abstandskurve
n	Werkstoffkennwert, Verfestigungsexponent
n	Anzahl Bildpunkte Feldabschnitt
n	Kennwert Kraft-Abstandskurve
n_L	Materialkennwert Ludwik Modell
n_c	Werkstoffkennwert Cowper-Symonds Modell
p	hydrostatischer Druck
p_j	Gewichtungsfaktor
\bar{q}	mittlere Abweichung
q_i	Abbildungsgüte
r_0	Schneidkantenradius
s	mittlerer Hindernisabstand
s	Steigung Anstieg Scherspannung
s_1	Distanz entlang I Gleitlinie
s_2	Distanz entlang II Gleitlinie
Δs_2	Breite der primären Scherzone
\underline{t}	Linienvektor

t	Zeit
$t_{\text{äq.}}$	äquivalente Zeit
Δt	Zeitschritt
u	Auslenkung Grenzfläche
u	Koordinate Verschiebung Feldabschnitt
u_I	Auslenkung Eingangsimpuls
u_R	Auslenkung reflektierter Impuls
u_1	Auslenkung Eingangsstange
u_2	Auslenkung Ausgangsstange
v	Werkstoffkennwert Oxley Materialmodell
v	Koordinate Verschiebung Feldabschnitt
v_T	Traversengeschwindigkeit
v_a	Relativgeschwindigkeit zw. Probe und Stange
$v_{\text{Proj.}}$	Projektilgeschwindigkeit
v_c	Schnittgeschwindigkeit
v_{ch}	Spangeschwindigkeit
v_N	Geschwindigkeit normal zur Scherebene
v_0	Debyefrequenz
v_1	Geschwindigkeit Eingangsstange/Probe
v_2	Geschwindigkeit Probe/Ausgangsstange
v_S	Schergeschwindigkeit, Diskontinuität
$w_{\text{Exp.}}$	Versuchsergebnis
$w_{\text{Ox.}}$	Berechnungsergebnis Oxley Modell
$w_{\text{Sim.}}$	Simulationsergebnis
x	Koordinate
x	Koordinate Feldabschnitt
x	Optimierungsparameter allgemein
y	Koordinate
y	Koordinate Feldabschnitt
Griechische Symbole	
α	Wärmeübergangskoeffizient
α	Freiwinkel
α	Werkstoffkennwert Litonski Modell
β	Keilwinkel
β	Faktor Wärmeanteil Übergang Werkstück
γ	Spanwinkel
γ	Scherdehnung

γ_{AB}	Scherdehnung in der Scherebene
$\dot{\gamma}$	Scherdehnrate
$\dot{\gamma}_{AB}$	Scherdehnrate in der Scherebene
$\dot{\gamma}_{PSZ}$	Scherdehnrate in der primären Scherzone
$\dot{\gamma}_{SSZ}$	Scherdehnrate in der sekundären Scherzone
δ_{SSZ}	Verhältniswert sekundäre Scherzone
ε	technische Dehnung, Nenndehnung
ε_I	Dehnung Eingangsimpuls
ε_R	Dehnung reflektierter Impuls
ε_T	Dehnung transmittierter Impuls
$\dot{\varepsilon}$	technische Dehnrate
$\dot{\varepsilon}_0$	Dehnratenkonstante
η	Faktor Umformarbeit Scherzone
λ	Wärmeleitfähigkeit
λ_S	Werkzeug-Neigungswinkel
μ	Koeffizient im Reibungsgesetz nach Coulomb
ν	Querkontraktionszahl
π	Kreiszahl
ρ	Dichte
ρ	Reibwinkel
ϱ	Versetzungsdichte
$\sigma_{ath.}$	athermischer Spannungsanteil
$\sigma_{the.}$	thermischer Spannungsanteil
σ_0	initiale Fließgrenze
σ_0^*	thermischer Spannungsanteil bei 0 K
σ_f	Fließspannung
$\sigma_{f,adiabt}$	adiabate Fließspannung
$\sigma_{f,isoth.}$	isotherme Fließspannung
$\sigma_{f,m}$	mittlere Fließspannung
σ_i	Reibspannung
σ_n	Nennspannung (nominelle Spannung)
σ_S	Sättigungsspannung Voce Modell
$\Delta\sigma_{f,HP}$	Spannungsanteil Abh. von mittlerem Korndurchmesser
$\Delta\sigma_v$	Spannungsbeitrag durch Versetzungsdichte
θ	Winkel Zerspankraft und Tangentialkraft Scherebene
φ	Umformgrad (wahre Dehnung)
φ_0	Materialkennwert Swift Modell

φ_0	Materialkennwert Litonski Modell
$\dot{\varphi}$	Dehnrate, Umformrate
$\dot{\varphi}_0$	Referenzdehnrate
$\dot{\varphi}_{lim}$	Grenzdehnrate
$\dot{\varphi}_{max}$	maximal erreichbare Dehnrate
$\dot{\varphi}_m$	mittlere wahre Dehnrate
$\ddot{\varphi}$	Dehnungsbeschleunigung
Φ	Scherwinkel
τ	Schubfließspannung
τ_γ	Schubfließspannung in der sekundären Scherzone
τ_{AB}	Schubfließspannung Scherebene Oxley Berechnung
τ_f	Schubfließspannung in der primären Scherzone
τ_p	Peierls-Nabarro-Spannung
τ_s	Schubspannung Merchant Berechnung
ψ	Rotation Gleitlinienelement
ψ	Faktor Temperaturunterschied in der sekundären Scherzone

Abkürzungen

Cu-DHP	desoxidiertes Kupfer
DIC	engl.: Digital Image Correlation
DMS	Dehnungsmessstreifen
Edv.	Einstechdrehversuch
EZ	Elementarzelle
FEA / FEM	Finite Elemente Analyse / Finite Elemente Methode
hdp	hexagonal dichtgepackt
HT	Hochtemperatur
J-C Modell	Johnson-Cook Modell
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
l.-o. Versuch	linear-orthogonaler Versuch
MTS	engl.: Mechanical Treshhold Stress
OG	obere Grenzzusammensetzung
PTFE	Polytetrafluorethylen
RT	Raumtemperatur
PSZ	primäre Scherzone
SHPB	engl. Split-Hopkinson pressure bar
SSZ	sekundäre Scherzone
UG	untere Grenzzusammensetzung

Kurzfassung

Finite Elemente Simulationen spanabhebender Fertigungsprozesse ermöglichen eine anforderungsgerechte Werkzeug- und Prozessgestaltung. Simulationsmethoden werden eingesetzt, um Zerspanversuche an Werkzeugmaschinen zu reduzieren, Entwicklungszeiten zu verkürzen und Kosten einzusparen. Den physikalischen Eingangsdaten der Simulation kommt eine besondere Bedeutung zu, da sie die Abbildungsgüte maßgeblich beeinflussen. Insbesondere das Materialgesetz und die Materialkennwerte zur Approximation der Fließspannung sind entscheidende Größen. In der vorliegenden Arbeit wird eine neue Methodik für die Kennwertbestimmung entwickelt, die auf linear-orthogonalen Zerspanversuchen basiert. Durch die Anwendung optischer Hochgeschwindigkeitsmessungen in der Zone der Spanbildung werden die Scherdehnraten im Werkstoff auf Basis eines digitalen Bildkorrelationsverfahrens (DIC) bestimmt. Zusammen mit den Prozesskräften werden die Daten genutzt, um Materialkennwerte invers zu bestimmen. Durch Split-Hopkinson- und Zylinderstauchversuche werden ergänzende Kennwertsätze bestimmt sowie das Werkstoffverhalten bei höheren Dehnraten und Temperaturen bewertet. Auf Basis der Ergebnisse wird ein modifiziertes Materialgesetz entwickelt, das Besonderheiten in den thermischen Entfestigungsverläufen der untersuchten Stahlwerkstoffe berücksichtigt. Die Kennwertsätze und Modelle werden in Simulationen eingesetzt und mit den Ergebnissen aus Zerspanversuchen verglichen.

Abstract

Finite element simulation of machining processes enable cutting tool and process design for specific requirements of cutting applications. Applying simulation techniques leads to a reduction of real cutting experiments, development times and costs. The physical input data of a simulation is of special importance, since it significantly affects the simulation quality. Especially the material law and the material data for the approximation of the flow stress are important factors. In the research of this thesis a new method for the determination of material data, based on linear-orthogonal cutting tests, is developed. Applying optical high-speed measurements in the chip formation zone the shear strain rate in the material is determined by Digital Image Correlation (DIC). Together with the cutting forces this data is used to determine material data sets via an inverse approach. Split-Hopkinson as well as compression tests provide additional material data sets, the data is also used to evaluate the material behavior at increased strain rates and temperatures. Based on these results, a modified material law is presented, considering specific characteristics in the thermal softening curve of the steel material investigated. The material data sets and the material laws are applied in simulations and the results are compared with measurements from real cutting tests.

1 Einleitung

Die spanende Bearbeitung stellt insbesondere für die Verarbeitung metallischer Werkstoffe eine der wichtigsten Fertigungsmethoden dar. Der Umfang der verarbeitbaren Legierungen, die Effizienz der Bearbeitung und die Bauteilqualität konnten durch kontinuierliche Forschung und Entwicklung immer weiter gesteigert werden. Dennoch gibt es auch heute noch umfangreiche Entwicklungspotenziale. Durch Neu- und Weiterentwicklungen von Werkstoffen und Legierungen entstehen immer neue Herausforderungen auf der technologischen Prozessebene. Häufig kann diesen durch eine geschickte Kombination zwischen den Schnittbedingungen und dem Werkzeugkonzept erfolgreich begegnet werden. Um die komplexen Wechselwirkungen der Spanbildung verstehen und einordnen zu können, ist ein umfangreiches Prozessverständnis notwendig. Seit dem Beginn der Forschung und Entwicklung auf diesem Gebiet haben sich Zerspanversuche auf Werkzeugmaschinen als Analysemethode etabliert. Neben der Bestimmung von thermischen und mechanischen Lasten werden darin auch visuelle Techniken eingesetzt, um die Spanbildung beobachten zu können. Weitere Analysen zielen zudem auf die Untersuchung der Späne, der Randzonenbeeinflussung am Werkstück oder weiterer Aspekte der Bauteilqualität ab. Neben den verschiedenen experimentellen Methoden sind auch simulative Ansätze entwickelt und bis zur Marktreife optimiert worden. Insbesondere durch die zur Verfügung stehenden Rechnerkapazitäten, die gesteigerte Stabilität der Simulationssysteme sowie das Bestreben ganze Prozessketten virtuell abbilden zu können, gewinnen Zerspannsimulationen zunehmend an Bedeutung.

Die Vorteile einer simulativen Werkzeug- und Prozessentwicklung liegen insbesondere in den reduzierten Entwicklungszeiten sowie den umfangreichen Möglichkeiten der Analyse. **Abb. 1-1** stellt Ergebnisse einer Spanbildungssimulation dar, die mit dem kommerziellen Simulationssystem AdvantEdge der Firma Third Wave Systems durchgeführt worden ist. Der Spanfluss, die thermische Belastung des Schneidkeils und der Belastungszustand im Material können direkt visualisiert und an verschiedenen Stellen ausgewertet werden.

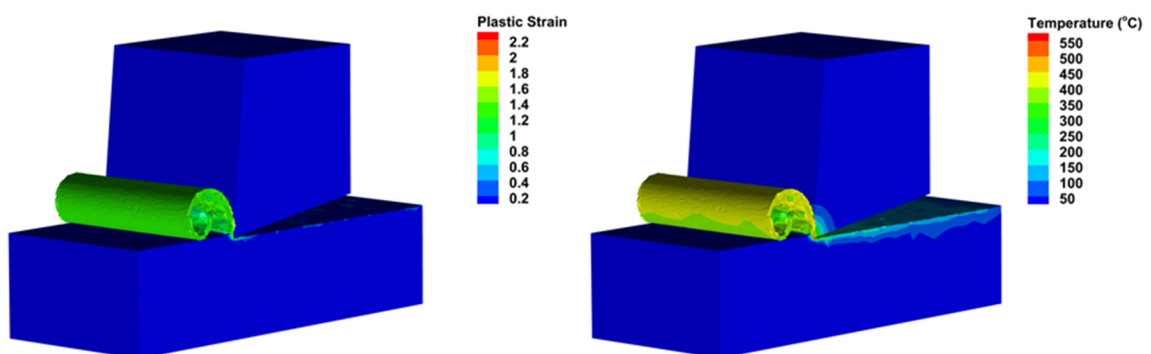


Abb. 1-1: Spanbildungssimulation im Orthogonalschnitt mit Auswertung von Dehnung und Temperatur

Im Rahmen von Realversuchen müssen für jede Werkzeuggeometrie neue Prototypen gefertigt werden. Durch den Simulationseinsatz ist es möglich viele unterschiedliche Geometrievarianten in kurzer Zeit zu bewerten. Zudem wird durch den Einsatz von Simulationen die Belegungszeit von Produktionsmaschinen durch Versuche verringert. Simulationen können weitestgehend ohne direkte Aufsicht rechnen, bei Zerspanversuchen ist das in der Regel nicht der Fall. Nicht zuletzt sind Simulationen ressourcenschonend, wenn durch ihren Einsatz der Umfang an Realversuchen reduziert werden kann. Trotz dieser Möglichkeiten ist der Verbreitungsgrad von Simulationsanwendungen in der Entwicklung von Zerspanwerkzeugen heute noch gering. Dies gilt insbesondere für den deutschen Markt, der traditionell eher experimentell geprägt ist. Neben der traditionellen Prägung der Industrie und wirtschaftlichen Aspekten sind hierfür vor allem technologische Grenzen der Grund. Eine große Bedeutung besitzt dabei die Abbildungsgüte der Simulationen und die Frage, wie diese von den Eingangsdaten beeinflusst wird. Insbesondere das verwendete Materialgesetz und die werkstoffindividuellen Kennwerte zur Approximation der Fließspannung besitzen einen entscheidenden Einfluss. Im Material liegen während der Spanbildung hohe Dehnungen, Dehn- und Heizraten sowie Temperaturen vor, was insbesondere die Kennwertermittlung vor Herausforderungen stellt. Inverse Ansätze, die auf Zerspanversuchen basieren, erreichen das thermomechanische Lastkollektiv der Spanbildung und stellen somit vielversprechende Ansätze dar. Die Versuchsmethoden sind jedoch aufwendig, da für die Charakterisierung der Zustandsgrößen während der Spanbildung noch zu wenig geeignete Messmethoden zur Verfügung stehen.

Die vorliegende Arbeit besitzt das übergeordnete Ziel, die Methoden der inversen Kennwertermittlung weiterzuentwickeln. Aktuelle Arbeiten zu dieser Thematik basieren im Wesentlichen auf Ergebnissen von Prozesskraftmessungen sowie auf Spanwurzelanalysen. Aus den Ergebnissen der Spanwurzelanalysen werden innere Zustandsgrößen im Material, wie beispielsweise die Scherdehnrate, abgeleitet. Spanwurzelanalysen sind häufig unsicherheitsbehaftet, da sie nur eine Momentaufnahme des Prozesses darstellen und aus einem fixierten Gefügestand rückwirkend auf die Bedingungen während des Prozesses geschlossen wird. Daher ist die Vorstellung vielversprechend, die Zustandsgrößen direkt zu messen und in die inversen Berechnungsansätze zu integrieren. Insbesondere die mechanischen Größen, wie die Scherdehnrate, stellen experimentelle Methoden aber vor Herausforderungen. Derzeit existieren keine Ansätze, die Scherdehnrate während der Spanbildung unter realistischen Schnittbedingungen zu messen und die Ergebnisse für eine Kennwertermittlung einzusetzen. Eine Aufgabe dieser Arbeit liegt daher darin, eine Methodik zu entwickeln, mit der die Dehnrate während der Spanbildung bestimmt werden kann. Optische Methoden der Verformungsmessung, die bereits in quasistatischen Materialprüfversuchen zum Einsatz kommen, scheinen für diese Aufgabe ein vielversprechender Lösungsansatz zu sein. Dennoch ist eine Übertragung auf den Zerspanprozess ohne Anpassung der Messtechnik nicht möglich, da die höheren Geschwindigkeiten der Zerspan-

prozesse veränderte Anforderungen an die Bilddatenerfassung und die Beleuchtung stellen.

Einer der Leitgedanken dieser Arbeit ist es, die zur Verfügung stehenden experimentellen Methoden möglichst umfänglich zu betrachten, um einen gezielten Vergleich der verschiedenen Kennwertermittlungsmethoden zu erarbeiten. Dazu zählen neben den inversen Ansätzen auch direkte Methoden, die auf Materialprüfversuchen basieren und Fließkurven unter variierenden Dehnraten und Temperaturen bestimmen. Vor dem Hintergrund einer industriellen Anwendung der Kennwertermittlungsmethode ist die Frage entscheidend, ob die Materialkennwerte auch mit Aufwänden ermittelt werden können, die im Verhältnis zum Nutzen stehen. Neben einem technologischen Vergleich kann durch die umfängliche Betrachtung beider Philosophien abgeschätzt werden, welcher Ansatz sich für eine industrielle Applikation am ehesten eignet. Das Hauptziel der vorliegenden Arbeit kann daher in drei Teilaspekte gegliedert werden:

- Weiterentwicklung inverser Kennwertermittlungsmethoden durch die Integration optischer Verformungsmessungen,
- Ermittlung von Materialkennwerten durch direkte Fließkurvenbestimmung unter variierenden thermomechanischen Lasten und
- Vergleich der beiden Kennwertermittlungsmethoden durch Zerspansimulationen und experimentellen Abgleich.

Bei einer ausführlichen Analyse der Thematik fällt auf, dass eine isolierte Betrachtung der Kennwertermittlungsmethoden vermutlich nicht zielführend ist, da auch die Materialgesetze einen Einfluss besitzen. In der Literatur wird häufig das Materialgesetz nach Johnson und Cook genannt und für verschiedene metallische Werkstoffe eingesetzt. Eine gezielte Auswahl und Anpassung des Materialgesetzes an das werkstoffspezifische Verhalten erfolgt in der Regel nicht. Die Anwendung von Materialprüfversuchen ermöglicht die Bestimmung von temperatur- und dehnratenabhängigen Ver- und Entfestigungskurven. Die Messergebnisse ermöglichen eine gezielte Anpassung des Materialgesetzes. Fraglich ist, ob die Anpassung an das gemessene Werkstoffverhalten zu einer Verbesserung der Abbildungsgüte führt, da die Werkstoffprüfversuche nicht das Lastkollektiv der realen Spannbildung erreichen. Als weiteres Ziel wird daher untersucht, ob eine gezielte Modellanpassung an werkstoffspezifische Phänomene, die in klassischen Materialprüfversuchen gemessen werden, zu höheren Abbildungsgüten der Simulationen führt.

2 Grundlagen

Diese Arbeit berührt verschiedene Wissenschafts- und Arbeitsgebiete. Auf produktionstechnischer Seite sind das die Technologie der Spanbildung sowie die virtuelle Abbildung von Zerspanprozessen. Auf materialwissenschaftlicher Seite ist besonders die Kenntnis zum Verhalten metallischer Werkstoffe unter dem thermomechanischen Lastkollektiv der Zerspanung sowie die mathematische Beschreibung dieses Verhaltens wichtig. Zur Schaffung einer einheitlichen Begriffsbasis führt ein Grundlagenkapitel in die Arbeit ein. Darin werden die Terminologie und die wichtigsten Modellvorstellungen aufgearbeitet und zusammengefasst dargestellt.

2.1 Spanende Formgebung

Das grundlegende Ziel aller spanenden Fertigungsverfahren ist es, durch einen definierten Materialabtrag eine vorgegebene Geometrie an einem Bauteil zu erzeugen. Der Materialabtrag wird dabei durch Abnahme von Spänen realisiert, die durch ein Werkzeug aus der Werkstückoberfläche herausgetrennt werden. Die spanenden Fertigungsverfahren werden nach DIN 8580 unter der Hauptgruppe drei „Trennen“ in die Verfahren mit geometrisch bestimmter und geometrisch unbestimmter Schneide gegliedert. Verfahren mit geometrisch bestimmter Schneide beziehen sich dabei auf Prozesse, in denen die Anzahl der Schneiden, die Geometrie und die Lage zum Werkstück bestimmt sind. Beispiele hierfür sind Dreh-, Fräs- oder Bohrprozesse. Als Beispiele für geometrisch unbestimmte Verfahren können das Schleifen, Honen und Läppen genannt werden. Bei diesen Verfahren sind die konkreten Eingriffsbedingungen der Einzelschneiden geometrisch nicht bestimmt. Die vorliegende Arbeit bezieht sich auf die Kennwertermittlung für Simulationen von Prozessen mit geometrisch bestimmter Schneide. Der allgemeine Begriff der Zerspanung bezieht sich daher im Folgenden nur noch auf geometrisch bestimmte Verfahren.

Um ein Verständnis der Wirkmechanismen des Zerspanprozesses zu erhalten, wird dazu in den Abschnitten 2.1.1 bis 2.1.2 ein grundlegender Prozessüberblick gegeben, der sich im Wesentlichen auf die Standardwerke von Klocke und König, Denkena und Tönshoff sowie Paucksch et al. stützt [1-3].

2.1.1 Grundlegende Begriffe und Bezugssysteme

Der Teil eines Werkzeugs, der mit dem Material in Kontakt steht, wird als Schneidteil bezeichnet. Der Schneidteil besteht aus zwei Flächen. Zum einen aus der Spanfläche, über die die Späne abgeführt werden. Zum anderen aus der Freifläche, die der neu erzeugten Werkstückoberfläche zugewandt ist. Die beiden Flächen treffen sich in einer Linie, die die Werkzeugschneide darstellt. Zusammen bilden die beiden Flächen mit der Schneidkante somit einen idealisierten Keil. **Abb. 2-1** stellt einen Schneidkeil im Eingriff mit den notwendigen Winkeln dar. Die Schnittdarstellung, die orthogonal zur Schneidkante liegt, wird auch als Orthogonalschnitt

bezeichnet und bildet die Basis für die grundlegende Beschreibung eines Zerspanprozesses, unabhängig von der Verfahrensvariante. Der Winkel zwischen der Span- und der Freifläche wird als Keilwinkel β bezeichnet. Zudem werden der Freiwinkel α und der Spanwinkel γ definiert. Der Freiwinkel liegt zwischen der Werkzeug-Freifläche und der neuen Werkstückoberfläche. Der Spanwinkel liegt zwischen der Werkzeug-Spanfläche und einer Werkzeug-Bezugsebene. Die Summe aus Spanwinkel, Freiwinkel und Keilwinkel, unabhängig von der Messebene, ergibt immer 90° .

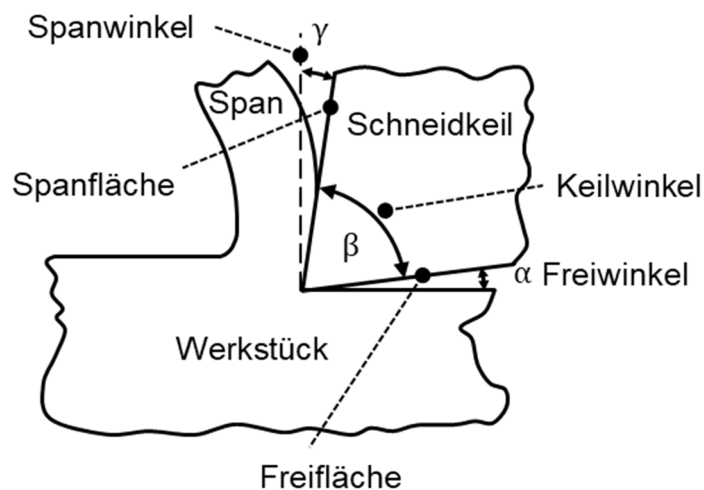


Abb. 2-1: Schneideneingriff eines idealisierten Schneidkeils

Entgegen der Vorstellung eines idealisierten Schneidkeils ist die Schneide an einem realen Werkzeug keine Kante, sondern annähernd ein Radius, der einen kontinuierlichen Übergang zwischen der Spanfläche und der Freifläche definiert. Die Gesamtheit aller Verfahrensvarianten der Zerspannung lässt sich auf drei grundlegende Eingriffsarten des zuvor erläuterten Schneidteils zurückführen. Unterschieden wird dabei in den

- freien, orthogonalen Schnitt,
- freien, schrägen Schnitt sowie den
- gebundenen, schrägen Schnitt (vgl. **Abb. 2-2**).

Diese Schnittarten können sowohl kontinuierlich als auch im unterbrochenen Schnitt vorliegen.

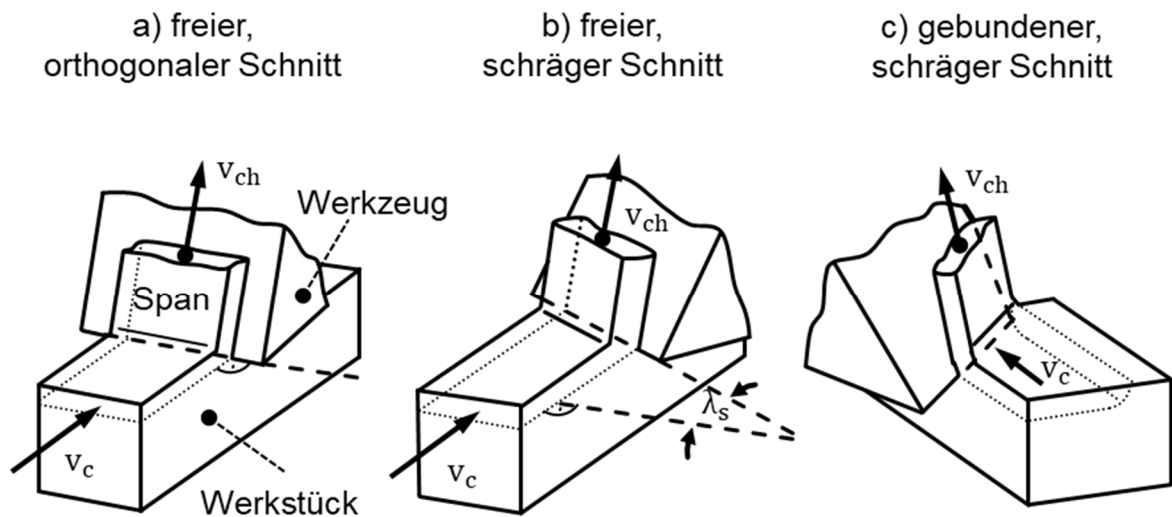


Abb. 2-2: Schnittarten nach [1]

2.1.2 Technologie der Spanbildung

Um Werkstückwerkstoff in Form von Spänen abzutragen, muss eine Relativbewegung zwischen zwei Wirkpartnern erzeugt werden, die eine Energieübertragung zur Folge hat. Bei der Zerspanung werden diese Wirkpartner zum einen durch das Werkstück und zum anderen durch das Werkzeug definiert. Je nach Verfahrensvariante und -kinematik wird dabei die Energie vom Werkzeug auf das Werkstück oder umgekehrt übertragen. Auf technologischer Ebene betrachtet, kann dieser Prozess dadurch beschrieben werden, dass das Werkzeug mit der Werkzeugschneide in das Material des Werkstücks eindringt und dieses verformt. Die Verformung findet zu Beginn der Spanabnahme elastisch statt. Übersteigt die in der Folge ansteigende Schubspannung im Material die werkstoffabhängige Schubfließgrenze, beginnt die plastische Verformung und das Material fließt in Form von Spänen über die Spanfläche des Werkzeugs ab. Diese grundsätzlichen Wirkzusammenhänge während der Energieübertragung lassen sich unabhängig vom Verfahren und der Kinematik immer auf einen Orthogonalschnitt zurückführen. Diese Art der Betrachtung kann, wie bereits in Abschnitt 2.1.1 beschrieben, durch die Einführung einer Ebene orthogonal zur Schneidkante erzeugt werden. Aufgrund der Unabhängigkeit von der Verfahrensvariante und den klaren Wirkzusammenhängen dient die Orthogonalschnittdarstellung häufig als grundlegende Basis für die modellhafte Beschreibung der Spanbildung. Wird von kontinuierlicher Spanbildung ausgegangen, können die Umformprozesse auf unterschiedliche Zonen aufgeteilt werden. Die Lage und die zugrundeliegenden Effekte dieser Zonen werden in der Literatur einheitlich beschrieben, allerdings ist die Benennung und Einteilung dieser Zonen nicht definiert, vgl. [1, 3-5]. Die folgende Beschreibung bezieht sich auf eine grundlegende Arbeit von Warnecke, die häufig für die Beschreibung der Umformzonen herangezogen wird [2, 6]. In **Abb. 2-3** wird diese Einteilung mit den wesentlichen Bezeichnungen im Orthogonalschnitt dargestellt.

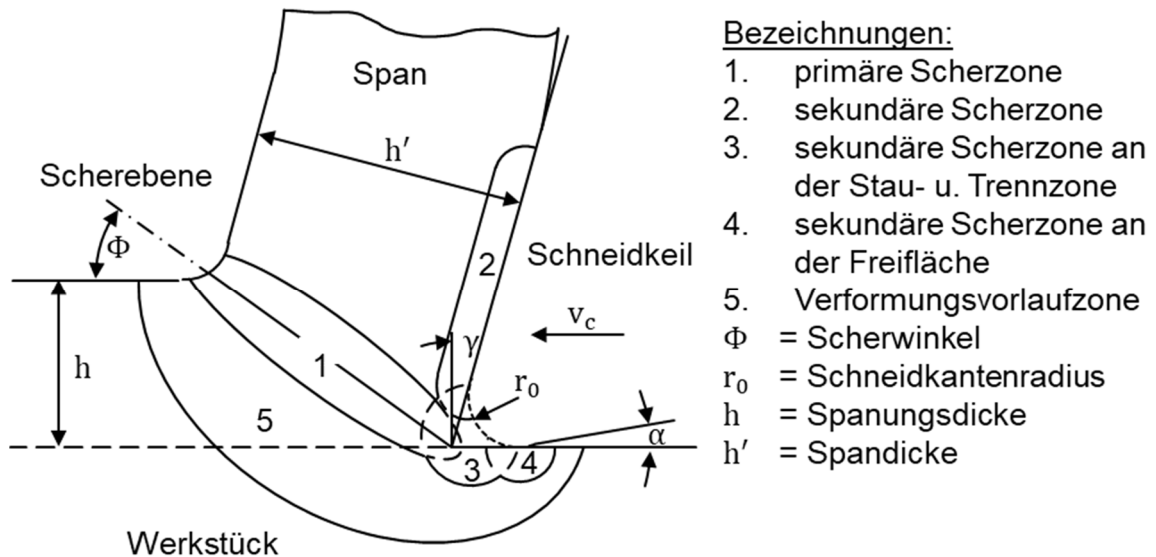


Abb. 2-3: Umformzonen während der Spanbildung nach Warnecke [6]

Der größte Anteil der Verformung findet in der primären Scherzone (1) statt und basiert auf einer Scherung des Materials als Folge der wirkenden Schubspannungen. Daneben werden drei weitere Zonen definiert, die als die sekundären Scherzonen bezeichnet werden. Zwei Zonen entstehen an der Spanfläche (2) sowie an der Freifläche (4). In diesen Zonen wird das Material aufgrund der wirkenden Reibung zusätzlich verformt. Vor der Schneidkante entsteht eine Zone, in der das Material stark gestaucht wird. Zudem findet hier die Materialtrennung statt. Die Zone wird daher auch als Stau- und Trennzone (3) bezeichnet. Diesen Zonen vorgelagert wird eine Vorlaufzone (5) beobachtet, die im Verhältnis zu den zuvor definierten Bereichen nur kleine Verformungen aufweist, allerdings durch eine bleibende Formänderung gekennzeichnet ist.

Die Darstellung in Abb. 2-3 zeigt eine Fließspanbildung, die durch einen kontinuierlichen, stationären Abfluss des Materials über die Spanfläche gekennzeichnet ist. Die Entstehung dieser Spanart wird durch das Zusammenspiel verschiedener Faktoren begünstigt. Werkstoffseitig sind eine hohe Duktilität und ein feinkörniges, homogenes Gefüge notwendig. Die Bruchgrenze des Werkstoffs sollte größer als der Verformungsgrad in der Scherebene sein. Prozessseitig wirken hohe Schnittgeschwindigkeiten und geringe Spanungsdicken fördernd, da die daraus resultierenden höheren Temperaturen die Duktilität des Werkstoffs vergrößern sowie die geringeren Reibungskräfte einen kontinuierlichen Spanabfluss begünstigen. Werkzeugseitig fördern Maßnahmen die Fließspanbildung, die die Reibungskräfte verringern und die Umformgrade in der Scherzone verringern.

In Abhängigkeit der Kombination der Schnittwerte, der Mikro- und Makrogeometrie des Zerspanwerkzeugs sowie des Werkstückwerkstoffs kann es zu abweichenden Verformungsmechanismen kommen, die sich auf die Spanbildung auswirken. Neben der kontinuierlichen Bildung eines Fließspans werden die diskontinuierlichen Varianten

- Lamellenspanbildung,
- Scherspanbildung sowie
- Reißspanbildung unterschieden [1, 2, 7].

Im Rahmen dieser Arbeit werden kontinuierliche Spanbildungsprozesse betrachtet. Diese können in Zerspannsimulationen durch Verfestigungsgesetze beschrieben werden. Auf eine ausführliche Betrachtung und Unterscheidung der Mechanismen, die zu diskontinuierlichen Spanbildungsprozessen führen, wird daher an dieser Stelle verzichtet.

2.2 Plastische Verformung metallischer Werkstoffe

Der nachfolgende Abschnitt beschreibt die Grundlagen der plastischen Verformung von Metallen und die damit verbundenen wesentlichen Effekte, die zu einer Werkstoffverfestigung beziehungsweise -entfestigung führen. Zudem erfolgt eine Beschreibung und Einordnung der Verfestigungsmechanismen in Abhängigkeit der Dehnrates und der Temperatur. Ziel ist die Erarbeitung eines Verständnisses der grundlegenden technologischen Mechanismen, die während einer plastischen Deformation im Material wirken, um eine differenzierte Betrachtung der Effekte während der Spanbildung zu ermöglichen.

2.2.1 Grundlagen der plastischen Verformung

Metallische Werkstoffe sind kristallin aufgebaut, das heißt, die Atome sind in einer regelmäßigen Gitterstruktur angeordnet. Die kleinste Einheit, auf die sich die Gesamtstruktur zurückführen lässt, wird als Elementarzelle (EZ) bezeichnet. Zum überwiegenden Teil kristallisieren metallische Werkstoffe in drei unterschiedliche Typen von Elementarzellen. Zu etwa gleichen Teilen treten dabei kubisch flächenzentrierte (kfz), kubisch raumzentrierte (krz) Gitter sowie die hexagonale Struktur (hdp) auf [8]. **Abb. 2-4** stellt diese Grundtypen dar.

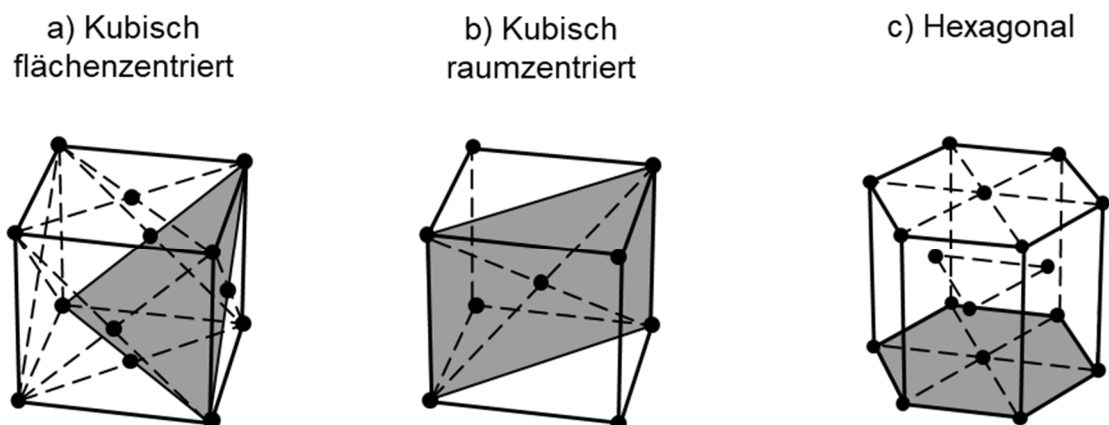
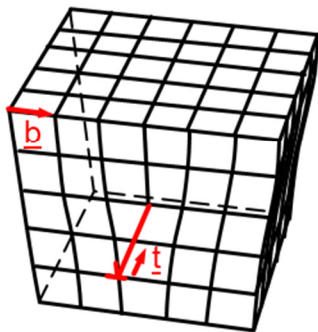


Abb. 2-4: Gitterstrukturen verschiedener Elementarzellen nach [9]

Durch ihren Aufbau und die Anordnung der Atome nimmt die Elementarzelle wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines Metalls.

Eine plastische Verformung findet dann statt, wenn sich die Atome zweier Kristallhälften aufgrund einer anliegenden Schubspannung gegeneinander verschieben und in der Folge einen Platzwechsel vornehmen. In einem perfekten Kristall müssten dazu alle Atome der Kristallhälften gleichzeitig verschoben werden, was, theoretisch betrachtet, zu sehr hohen Fließgrenzen führt. In realen Werkstoffgefügen liegen immer Fehlstellen innerhalb des Gitters vor, die eine punktförmige, linienförmige oder flächenförmige Ausdehnung annehmen können. Insbesondere die linienförmigen Fehlstellen, die als Versetzungen bezeichnet werden, sind als Träger der plastischen Verformung von elementarer Bedeutung für das Verformungsverhalten. Die linienförmigen Defekte bewegen sich bei Anlegen einer ausreichend hohen Schubspannung durch das Kristallgitter und führen so zu einer Abgleitung von zwei Kristallhälften. Durch diesen Effekt werden nicht alle Atome gleichzeitig verschoben, sondern die Abgleitung erfolgt zeitlich versetzt. Dies führt dazu, dass gemessene Fließgrenzen deutlich unter den theoretisch berechneten Werten liegen. Versetzungen können in zwei grundlegenden Typen, die Stufenversetzung und die Schraubenversetzung eingeteilt werden, **Abb. 2-5**.

a) Stufenversetzung



b) Schraubenversetzung

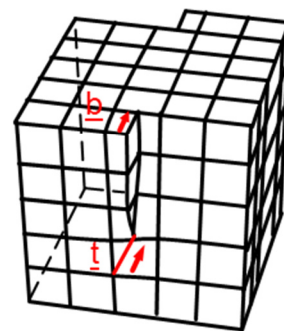


Abb. 2-5: Grundtypen von Versetzungen

Die Stufenversetzung entspricht einer eingeschobenen Halbebene, die durch einen Linienvektor und durch den Burgersvektor beschrieben werden kann. Der Burgersvektor definiert Betrag und Richtung der Abgleitung. Bei Stufenversetzungen liegen Burgersvektor und Linienvektor orthogonal zueinander. Schraubenversetzungen führen zu einer Abscherung der Kristallhälften. In diesem Fall liegt der Burgersvektor in der Ebene der Versetzungslinie. Der Begriff der Versetzungsdichte charakterisiert die real vorliegende Länge der Versetzungen pro Volumen. Typische Größenordnungen liegen im Bereich von 10^{12} bis 10^{16} m^{-2} [9]. Versetzungen erzeugen ein elastisches Spannungsfeld in dem Kristallgitter, das sie umgibt. Während der plastischen Verformung interagieren die Versetzungen aufgrund des elastischen Spannungsfelds miteinander. Sie können sich gegenseitig behindern oder aber annihilieren. Zudem werden an Versetzungsquellen ständig neue Versetzungen gebildet, sodass in der Regel mit zunehmender plastischer Verformung die Versetzungsdichte deutlich ansteigt. Die damit stark steigende

gegenseitige Behinderung ist der wesentliche Grund für die ansteigende Fließspannung bei zunehmender plastischer Verformung, die als Kalt- oder Verformungsverfestigung bezeichnet wird. Der Spannungsbeitrag, der zur Erhöhung der Fließspannung führt, kann in Abhängigkeit der Versetzungsdichte nach Gl. 2-1 ermittelt werden.

$$\Delta\sigma_v = k_v M G b \sqrt{\rho} \quad \text{Gl. 2-1}$$

Darin stellt M den Taylorfaktor, k_v eine Konstante, G den Schubmodul und b den Betrag des Burgersvektors dar. Die Größe ρ beschreibt die Abhängigkeit von der Versetzungsdichte. Die Abgleitung der Versetzungen erfolgt innerhalb bestimmter kristallografisch bevorzugter Richtungen, die durch das in der Elementarzelle definierte Gleitsystem, bestehend aus einer Gleitebene und einer Gleitrichtung, definiert werden. Um die Ebenen und Richtungen eindeutig identifizieren zu können, entwickelte Miller einen Indizierungsformalismus, der nachfolgend zur Beschreibung der Gleitsysteme verwendet wird [10]. Kubisch flächenzentrierte Kristalle, wie in Abb. 2-4a dargestellt, verfügen über eine dichtest mögliche Kugelpackung. Da die Ebenen und die Richtungen mit der größten Packungsdichte den geringsten Widerstand gegen ein Abgleiten bieten, bilden sie die bevorzugten Gleitsysteme. Bei kfz Gittern liegen diese auf den $\{111\}$ Ebenen und den $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ Richtungen. Daraus ergeben sich insgesamt zwölf Gleitsysteme. Bei dem in Abb. 2-4b dargestellten kubisch raumzentrierten Kristall sind die Ebenen vom Typ $\{110\}$ und der Richtung $\langle \bar{1}11 \rangle$ am dichtesten gepackt und bilden daher die bevorzugten Gleitsysteme. Insgesamt können somit sechs gleichwertige Ebenen mit jeweils zwei Gleitrichtungen bestimmt werden. Es ergeben sich ebenfalls zwölf Gleitsysteme. Liegt ein hexagonal dichtgepacktes Gitter vor, ist die $\{0001\}$ Ebene am dichtesten gepackt. Diese verfügt über drei $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ Richtungen, also insgesamt über drei Gleitsysteme. Liegt ein entsprechendes Achsenverhältnis des hexagonalen Gitters vor, ergeben sich weitere Gleitsysteme auf Basis von Prismen- und Pyramidengleitebenen [8].

Eine Betrachtung der wesentlichen Effekte, die sich durch die Versetzungsbewegung sowie deren Interaktion mit der Mikrostruktur ergeben und damit das mechanische Verhalten eines Werkstoffs maßgeblich bestimmen, wird im folgenden Abschnitt gegeben. Neben der Versetzungsbewegung als primärem Mechanismus werden weitere Formen der plastischen Verformung beobachtet, die martensitische Umwandlung, das Diffusionskriechen bei hohen Temperaturen sowie die mechanische Zwillingbildung [9]. Aufgrund der geringeren Relevanz im Rahmen dieser Arbeit wird auf eine ausführliche Beschreibung verzichtet und auf die Literatur verwiesen [8, 9, 11].

2.2.2 Versetzungsbewegung und Mikrostruktureinfluss

Die nachfolgenden Erläuterungen beziehen sich auf die wesentlichen Effekte in polykristallinen metallischen Werkstoffen, da diese für die Arbeit die größte Bedeutung besitzen. Um eine Versetzung auf ihrer Gleitebene zu bewegen, muss eine spezifische Energie überwunden werden. Hierzu ist eine Kraft erforderlich, die auf die Versetzung wirkt. Diese Kraft, die in der Gleitebene einer Spannung entspricht, wird durch die Peierls-Nabarro-Spannung definiert. Sie hat aufgrund des kristallinen Aufbaus einen periodischen Charakter und kann näherungsweise nach Gl. 2-2 ermittelt werden. Darin ist G der Schubmodul, d der Gleitebenenabstand und ν die Querkontraktionszahl.

$$\tau_p = \frac{2G}{1-\nu} e^{\left(-\frac{2\pi d}{(1-\nu)b}\right)} \quad \text{Gl. 2-2}$$

Neben der Überwindung des periodischen Gitterpotenzials wird die Versetzungsbewegung durch zusätzliche Spannungsfelder im Kristallgitter beeinflusst. Diese können durch weitere Versetzungen, Fremdatome oder auch Korngrenzen hervorgerufen werden. Generell gilt, dass eine festigkeitssteigernde Wirkung immer durch die Beeinträchtigung der Versetzungsbewegung erzielt wird.

Auf Mikrostrukturebene besitzt die durchschnittliche Korngröße aufgrund der Barrierewirkung der Korngrenzen einen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeit eines Polykristalls. Eine durchgehende Versetzungsbewegung wird aufgrund unterschiedlicher Kristallorientierungen der angrenzenden Körner behindert. Kleinere durchschnittliche Korngrößen führen zu einer insgesamt größeren Barrierewirkung für die Versetzungsbewegung und haben somit einen Anstieg der Fließgrenze zur Folge. Dieser Zusammenhang kann mit dem Gesetz von Hall und Petch nach Gl. 2-3 ermittelt werden [12]. Darin stellt $\Delta\sigma_f$ die Festigkeitssteigerung dar, k_{HP} die Hall-Petch Konstante und d ist der mittlere Korndurchmesser.

$$\Delta\sigma_f = k_{HP} \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gl. 2-3}$$

Eine festigkeitssteigernde Wirkung kann demnach durch kleinere Korndurchmesser erzielt werden. Weitere wesentliche Effekte, die zu einer Festigkeitssteigerung führen, sind die Verformungsverfestigung, die Mischkristallhärtung, die Teilchenhärtung sowie das Härten von Stahl durch martensitische Umwandlung.

2.2.3 Verformungsmechanismen bei höheren Temperaturen

Für die Untersuchung von Zerspanprozessen sind die Verformungsmechanismen bei höheren Temperaturen von besonderem Interesse, da die Materialtemperatur in den Verformungszonen je nach Werkstoff und Prozessbedingungen deutlich über der Raumtemperatur liegt. Die Bewegungen gleitfähiger Versetzungen werden durch thermische Aktivierung beeinflusst. Nachfolgend wird daher eine

Zusammenfassung vorgestellt, die eine Unterscheidung der wesentlichen Effekte durch höhere Temperaturen ermöglicht. Eine differenzierte Diskussion der strukturmechanischen Wirkmechanismen muss immer auch die spezifische Gitter- und Mikrostruktur des betrachteten Werkstoffs, bei den anliegenden thermischen und mechanischen Lasten, einbeziehen. An dieser Stelle wird daher ein allgemeiner Überblick über die wesentlichen strukturmechanischen Prozesse gegeben, um ein grundsätzliches Verständnis zu erarbeiten.

Für eine übersichtliche Darstellung ist es zweckmäßig, die Beschreibung der Wirkmechanismen nach den anliegenden Belastungskollektiven zu gliedern. So gilt es als allgemein akzeptiert, dass die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit metallischer Werkstoffe bei Dehnraten kleiner 10^4 s^{-1} und Temperaturen unterhalb von $0,3 \dots 0,4 \cdot T_S$ (T_S entspricht der Schmelztemperatur in K) durch thermisch aktivierte Versetzungsbewegungen und deren Wechselwirkung mit kurzreichenden Hindernissen bestimmt wird [13, 14]. Die nachfolgenden Beschreibungen werden daher in zwei Temperaturbereiche gegliedert. Temperaturbereich I bezieht sich auf die Vorgänge im Bereich $T \leq 0,3 \dots 0,4 \cdot T_S$. Temperaturbereich II beschreibt die Vorgänge bei Temperaturen $T > 0,4 \cdot T_S$.

2.2.3.1 Temperaturbereich I

Wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben, wird die Bewegung gleitfähiger Versetzungen durch unterschiedliche Hindernistypen beeinflusst. Je nach Reichweite der durch die Hindernisse erzeugten inneren Spannungsfelder im Kristallgitter wird zwischen kurz- und weitreichenden Hindernissen unterschieden. Weitreichende Spannungsfelder werden beispielsweise durch Korn- oder Phasengrenzen erzeugt. Kurzreichende Spannungsfelder müssen von gleitfähigen Versetzungen beim Überwinden des periodischen Gitterpotenzials sowie beim Schneiden von Waldversetzungen oder gelösten Fremdatomen überwunden werden. Da nur Hindernisse mit kurzreichendem Charakter durch thermische Aktivierung überwunden werden können, lässt sich die Fließspannung in einen athermischen und einen thermischen Anteil aufteilen, Gl. 2-4 [14-17].

$$\sigma_f = \sigma_{\text{ath.}} + \sigma_{\text{the.}}$$

Gl. 2-4

Der athermische Anteil der Fließspannung ist bis auf die Temperaturabhängigkeit des Schubmoduls weder temperatur- noch dehnratenabhängig. Die Verformungsmechanismen werden maßgeblich durch die Wechselwirkung von Versetzungen und Hindernisstrukturen mit weitreichenden Spannungsfeldern beeinflusst. Dazu zählen beispielsweise Korn- und Phasengrenzen [18]. Die notwendigen Spannungen für die Versetzungsbewegung müssen vollständig durch äußere mechanische Spannungen aufgebracht werden, da die Überwindung dieser Hindernistypen nicht durch thermische Aktivierung unterstützt wird.

Demgegenüber ist der thermische Spannungsanteil direkt von der Temperatur abhängig. Durch die thermische Aktivierung steigt die Fluktuation der Atome an. Dies begünstigt die Überwindung von Versetzungshindernissen, die einen kurzreichenden Charakter besitzen. Die Gitterschwingungen sind direkt von der anliegenden Temperatur abhängig. Stehen keine Gitterschwingungen zur Verfügung, was bei einer Temperatur von $T = 0\text{ K}$ der Fall ist, muss die gesamte Energie zur Überwindung des thermischen Spannungsanteils durch äußere, mechanische Arbeit geleistet werden. Mit zunehmender Temperatur verringert sich der von außen aufzubringende Arbeitsbeitrag, da die Hindernisüberwindung durch die zunehmenden Gitterschwingungen unterstützt wird. Dieser grundlegende Zusammenhang ist in **Abb. 2-6** für ein kubisch flächenzentriertes Kristallgitter schematisch dargestellt. Ab einer Temperatur von circa $0,4 \cdot T_S$ wird die gesamte Energie zur Überwindung des thermischen Spannungsanteils von außen aufgebracht.

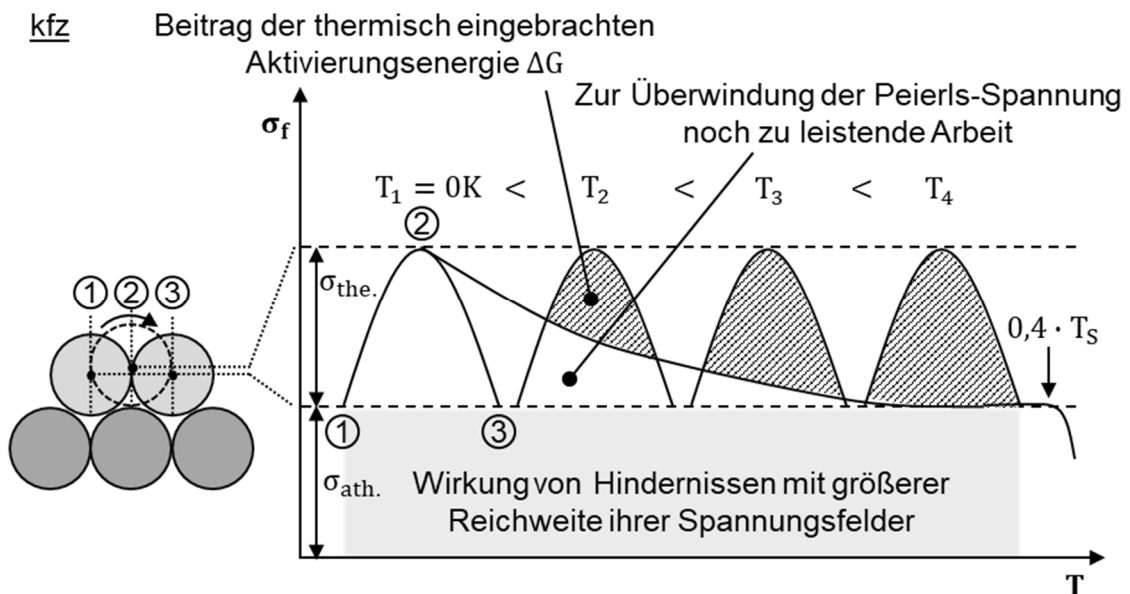


Abb. 2-6: Abhängigkeit der Fließgrenze von der Temperatur für ein kubisch flächenzentriertes Kristallgitter nach [19] und [20]

In kubisch flächenzentrierten Kristallgittern sind vorrangig das Durchlaufen von Waldversetzungen und Gruppen gelöster Fremdatome dominant [21]. Gegenüber den in **Abb. 2-6** dargestellten Zusammenhängen gleiten kubisch raumzentrierte Kristallgitter nicht auf dichtest gepackten Ebenen ab. Der Anteil der Peierls-Nabarro-Spannung, die eine Versetzung überwinden muss, ist höher als bei kubisch flächenzentrierten Metallen. Der thermisch abhängige Spannungsanteil in Gl. 2-4 wird somit stärker durch die Überwindung des periodischen Gitterpotenzials beeinflusst. Diese führt zu einem grundsätzlich unterschiedlichen Verhalten, das schematisch in **Abb. 2-7** dargestellt ist.

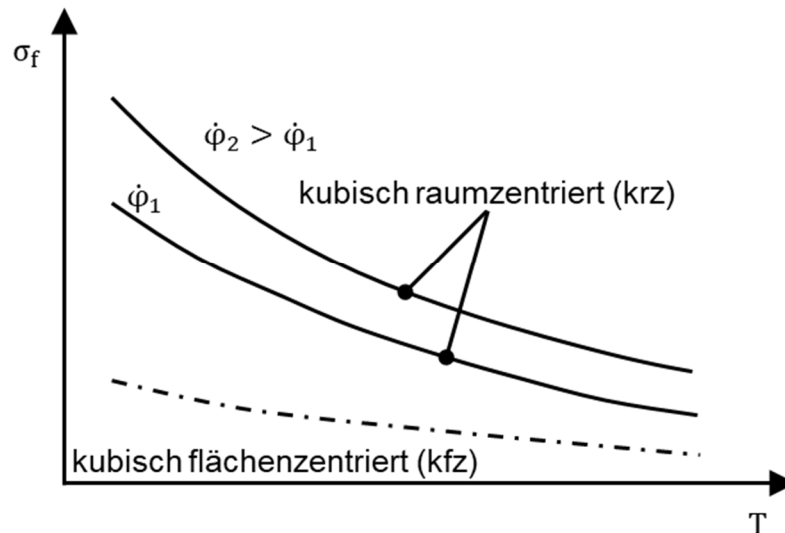


Abb. 2-7: Abhängigkeit der Fließspannung von krz und kfz Kristallgittern bei unterschiedlichen Dehnraten als Funktion der Temperatur nach [9]

Allgemein ist die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung bei kubisch raumzentrierten Kristallgittern ausgeprägter als bei kubisch flächenzentrierten, da die Überwindung der Peierls-Nabarro-Spannung durch thermische Aktivierung unterstützt wird.

Die Anzahl der Versetzungsbewegungen in einem thermisch aktivierten Volumen ist bei der Betrachtung eines definierten Zeitraums über die Aktivierungsenergie mit der Temperatur verknüpft. Aus der Anzahl der Versetzungsbewegungen lässt sich direkt auf die Dehnrateschließen [20, 22]. Dieser Zusammenhang ist in Gl. 2-5 dargestellt. Darin ist ΔG die freie Aktivierungsenthalpie, k die Boltzmann-Konstante sowie T die Temperatur. Die Strukturparameter b (Betrag des Burgersvektors), N (Anzahl der Versetzungen), ν_0 (Debye-Frequenz), s (mittlerer Hindernisabstand) und M (Taylorfaktor) werden in einer Konstanten $\dot{\epsilon}_0$ zusammengefasst.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot e^{-\frac{\Delta G}{kT}} \quad \text{mit} \quad \dot{\epsilon}_0 = \frac{b \cdot N \cdot \nu_0 \cdot s}{M} \quad \text{Gl. 2-5}$$

$$\Delta G = kT \cdot \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \quad \text{Gl. 2-6}$$

Die freie Aktivierungsenthalpie hängt von der Differenz zwischen der aufgetragenen Fließspannung und dem athermischen Spannungsanteil ab. Sie ist somit für eine gegebene Spannung und Dehnung konstant. Bei konstanter Dehnung und Temperatur muss eine Erhöhung der Dehnratesomit zu einer höheren Fließspannung führen. Demgegenüber wird sich bei einer Erhöhung der Temperatur und konstanter Dehnratesein geringerer Fließspannungswert einstellen. Die Fließspannung ist also nur von der Gesamthöhe der eingebrachten Energie abhängig und nicht davon, ob sie in Form der Dehnratesoder Temperatur

eingbracht wird. Aufgrund des größeren Einflusses der Gitterreibung ist der Effekt bei kubisch raumzentrierten Metallen deutlicher ausgeprägt.

Der thermische Spannungsanteil der Fließspannung verliert bei höheren Temperaturen an Bedeutung. Die thermische Aktivierung liefert mit zunehmender Temperatur immer mehr Energie, sodass die notwendige Energie zur Hindernisüberwindung durch die Versetzungen vollständig aufgebracht wird. Zusätzlich von außen aufgebrauchte mechanische Energie ist nicht mehr erforderlich. Die Fließspannung wird nur noch durch den athermischen Spannungsanteil beeinflusst. Um die zuvor beschriebenen Effekte grundlegend zu trennen, entwickelten Campbell und Ferguson ein Mechanismen-Diagramm, das den Einfluss des athermischen und des thermisch aktivierten Fließspannungsanteils bei unterschiedlichen Scherdehnraten und Temperaturen darstellt, **Abb. 2-8**.

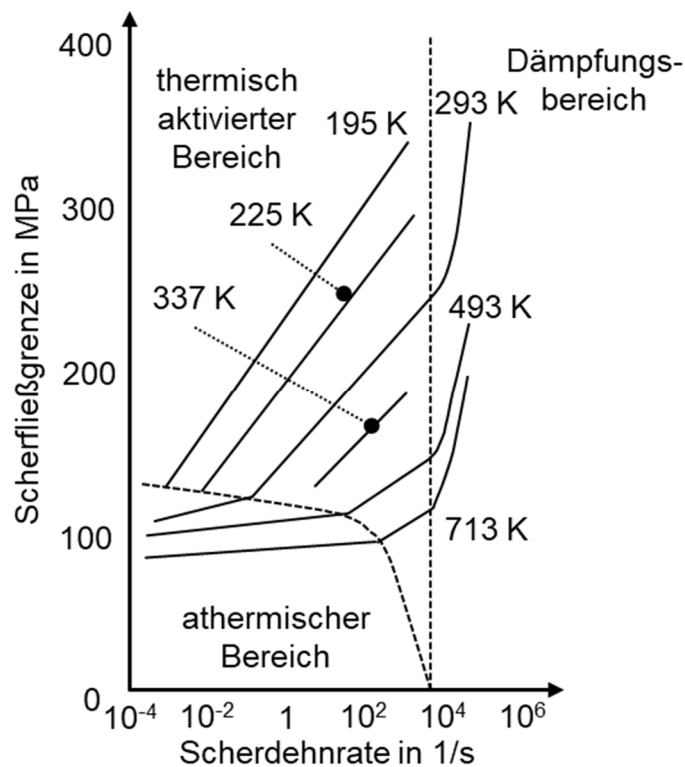


Abb. 2-8: Bereiche unterschiedlicher strukturmechanischer Prozesse nach [23]

Campbell und Ferguson stellen in ihrer Übersicht die Scherfließgrenze in Abhängigkeit der Scherdehnrates für verschiedene Temperaturen dar. Dabei wird deutlich, wie sich die in Gl. 2-4 dargestellten Spannungen anteilig verhalten. Mit zunehmender Temperatur und geringerer Dehnrates verliert der thermisch aktivierte Bereich an Bedeutung und die Höhe der Scherfließgrenze wird durch athermische Effekte dominiert. Mit zunehmender Dehnrates und niedriger Temperatur überwiegt der thermisch aktivierte Bereich. Ab einer Dehnrates von 10^4 s^{-1} geben Campbell und Ferguson zusätzlich einen Dämpfungsbereich an. Neben Campbell und Ferguson werden für diesen Bereich der Verformungsgeschwindigkeit auch von anderen

Wissenschaftlern Dämpfungsbereiche angegeben. Ein Beispiel ist bei Rosenfield und Hahn zu finden [24]. Es wird angenommen, dass Dämpfungseffekte durch die Energiedissipation schnell laufender Versetzungen entstehen. Halle diskutiert dieses Thema und weist darauf hin, dass der Effekt, obwohl häufig zitiert, nicht eindeutig bewiesen ist, da noch keine allgemeingültigen Versuchsergebnisse vorliegen [25]. Im Rahmen neuerer Arbeiten, die auf Hochgeschwindigkeitsstauchversuchen mit Dehnraten bis zu 10^6 s^{-1} basieren, zeigt Meyer, dass auch für Materialien unterschiedlichen Gittertyps keine Anzeichen für Dämpfungseffekte gefunden werden konnten. Meyer geht daher davon aus, dass das Verformungsverhalten auch in Bereichen sehr hoher Dehnraten weiterhin durch thermische Aktivierung kontrolliert ist [26].

2.2.3.2 Temperaturbereich II

Im Temperaturbereich oberhalb von $0,4 \cdot T_S$ nehmen diffusionskontrollierte Effekte an Bedeutung für die Versetzungsbewegung zu. Durch Diffusion wird im Wesentlichen das Klettern von Stufenversetzungen ermöglicht. Bei Temperaturen unterhalb dieser Grenze sind Stufenversetzungen weitestgehend an ihre Gleitebenen gebunden. Infolge der Temperaturerhöhung wird eine Leerstellendiffusion ermöglicht, die erst merklich ab circa $0,4 \cdot T_S$ einsetzt. Stufenversetzungen können so ihre ursprünglichen Gleitebenen durch Klettern verlassen. Dieser Effekt hat eine metallphysikalische Entfestigung zur Folge, da die Mobilität der Versetzungen deutlich gesteigert wird. Aufgrund des diffusionskontrollierten Charakters der Versetzungsbewegung ist die Fließspannung in diesem Temperaturbereich stärker zeit- bzw. dehnratenabhängig [16].

3 Stand der Wissenschaft und Technik

Der folgende Abschnitt beschreibt den Stand der Wissenschaft und Technik. Der Fokus wird dabei auf eine ausführliche Darstellung der zur Verfügung stehenden Materialgesetze sowie der Kennwertermittlungsmethoden gelegt. Die wesentliche Zielstellung dieser Arbeit liegt in der Weiterentwicklung inverser Kennwertermittlungsverfahren. Für die Anwendung dieser Ansätze ist eine Methode zur Beschreibung der Spannbildung notwendig, die die Zustandsgrößen in den Scherzonen mit dem zu parametrierenden Materialgesetz verknüpft. Zu Beginn des Kapitels werden daher unterschiedliche Möglichkeiten der Modellierung und Simulation vorgestellt. Die Gliederungsebene wird dabei zwischen analytische und numerische Methoden gelegt, da diese bei der Kennwertermittlung zu wesentlichen Unterschieden führen. Aufbauend darauf werden verbreitete Materialgesetze vorgestellt, die für die Beschreibung der Fließspannung zur Verfügung stehen. Der darauffolgende Abschnitt umfasst die Darstellung unterschiedlicher Kennwertermittlungsmethoden. Das Kapitel schließt mit einem Zwischenfazit, das die wesentlichen Erkenntnisse des Literaturstands für diese Arbeit zusammenfasst.

3.1 Analytische Beschreibung der Spanbildung

Analytische Betrachtungen des Spanbildungsvorgangs dienen dazu, Berechnungsmethoden bereitzustellen, die eine Verbindung zwischen den Zerspanbedingungen sowie den Kraft- und Leistungsgrößen herstellen. Ziel ist eine Abschätzung der zu erwartenden Lastkollektive und eine Darstellung der Wechselwirkung zwischen Ein- und Ausgangsgrößen des Prozesses. Die Vorhersage von Spanformen spielt hier nur eine untergeordnete Rolle. Da in dieser Arbeit ein analytisches Modell für einen inversen Rechnungsansatz zur Bestimmung von Werkstoffkennwerten genutzt wird, soll im folgenden Abschnitt ein Überblick über die wesentlichsten Theorien gegeben werden.

Wissenschaftliche Arbeiten in diesem Bereich lassen sich bis in das 19. Jahrhundert zurückverfolgen. Cocquihlat hat bereits 1851 erste Untersuchungen zur Bestimmung der erforderlichen Schneidarbeit zum Abtrag eines definierten Materialvolumens beim Bohren durchgeführt [27]. Erste detaillierte Untersuchungen zum Spanabtrag und den Wirkmechanismen wurden 1870 von Time und 1873 von Tresca vorgestellt. Time ging als erster von einer Schubverformung vor dem Werkzeug aus. Die heute noch bedeutendsten Arbeiten zur theoretischen Modellierung von Zerspanprozessen sind allerdings erst circa 70 Jahre später durch Ernst und Merchant sowie später durch Merchant publiziert worden [28-30]. Ein Überblick über die geschichtliche Entwicklung der theoretischen Zerspannungsforschung ist bei Finnie zu finden [31].

Die Bestimmung von Zerspankräften kann in analytischen Ansätzen auf den Zusammenhang zwischen dem Scherwinkel, dem Spanwinkel sowie dem Reibungskoeffizienten zurückgeführt werden [4, 32]. Daher liegt das Hauptziel der Forschungen in diesem Bereich häufig darauf, eine Scherwinkelbeziehung zu ermitteln, die diesen Zusammenhang beschreibt. Denkena geht von über 20 verschiedenen Scherwinkelbeziehungen aus [2]. Bei van Luttervelt sind Angaben zu über 50 unterschiedlichen Formulierungen zu finden [32]. Daher werden im Folgenden nur die wesentlichen Modelle und Theorien dargestellt. Eine grundsätzliche Klassifizierung dieser Theorien ist aufgrund der komplexen, teils aufeinander aufbauenden Arbeiten von verschiedenen Wissenschaftlern nur schwer möglich und nicht Ziel dieser Arbeit. Ein signifikantes Klassifizierungsmerkmal kann aber für nahezu alle Theorien und Modelle identifiziert werden. Durch die Beschreibung des Übergangsbereichs zwischen Werkstück und Span wird definiert, ob die Theorie auf ideal-plastisches Materialverhalten limitiert ist oder real-verfestigendes Werkstoffverhalten zulässt.

Eine Gruppe von Modellen basiert auf der Theorie der Scherebene. Die Scherebenenmodelle gehen von einer einzelnen Ebene aus, in der die komplette Verformung stattfindet. Diese Ebene ist unter dem Scherwinkel Φ gegenüber der Werkstückoberfläche geneigt (vgl. Abb. 2-3). Damit die grundlegende Theorie der Scherebene Gültigkeit besitzt, müssen idealisierende Annahmen getroffen werden:

- orthogonale Spanbildung mit ebener Dehnung,
- ein ideal scharfer Schneidkeil,
- ideal-plastisches Materialverhalten,
- konstante Reibungsverhältnisse zwischen Span und Spanfläche,
- gleichmäßige Spannungsverteilung entlang der Scherebene.

Unter den zuvor aufgeführten Bedingungen ist es möglich, aus der Orthogonal-schnittsdarstellung ein Scherebenenmodell abzuleiten. Der bekannteste Zusammenhang zur Bestimmung des Scherwinkels wurde von Ernst und Merchant publiziert und später von Merchant erweitert. Die Theorie, die auf dem Kartenmodell von Piispanen [33] basiert, betrachtet den Span als eigenen Körper in einem stabilen mechanischen Kräftegleichgewicht. Dabei wirkt eine Kraft an der Scherebene, die aus der Materialverformung an dieser Stelle resultiert. Eine weitere Kraft wirkt in entgegengesetzter Richtung an der Spanfläche auf den Span. Diese Kraft wird im Wesentlichen durch die Reibungsbedingungen zwischen Span und Spanfläche gebildet. Der Scherwinkel der Scherebene stellt sich so ein, dass ein minimaler Energieverbrauch bei der Spanbildung entsteht und die Kräfte im Gleichgewicht sind. Zusammengefasst in einer resultierenden Kraft an der Schneide ergibt sich daraus der in **Abb. 3-1a** dargestellte, vereinfachte Kräfteplan. Die Zerspankraft F kann dabei in unterschiedliche Systeme aufgelöst werden. Zum einen in ein System, das aus der Tangentialkraft F_{TY} sowie der Normalkraft F_{NY} an der Spanfläche besteht. Zum anderen in ein System, das aus der Normalkraft $F_{N\Phi}$ und der Tangentialkraft $F_{T\Phi}$ an der Scherebene besteht. Ein drittes Kraftsystem besteht aus der Schnittkraft F_c und der Vorschubkraft F_f . Die Kraftsysteme sind durch die Winkelbeziehungen zwischen Scherwinkel, Reibwinkel und Spanwinkel miteinander verbunden und können so ineinander überführt werden. Insbesondere der Scherwinkel Φ , unter dem die Scherebene zur Werkstückoberfläche geneigt ist, sowie der Reibwinkel ρ sind für die Berechnung einzelner Schnittgrößen erforderlich.

a) Kräfteplan

b) Hodograph

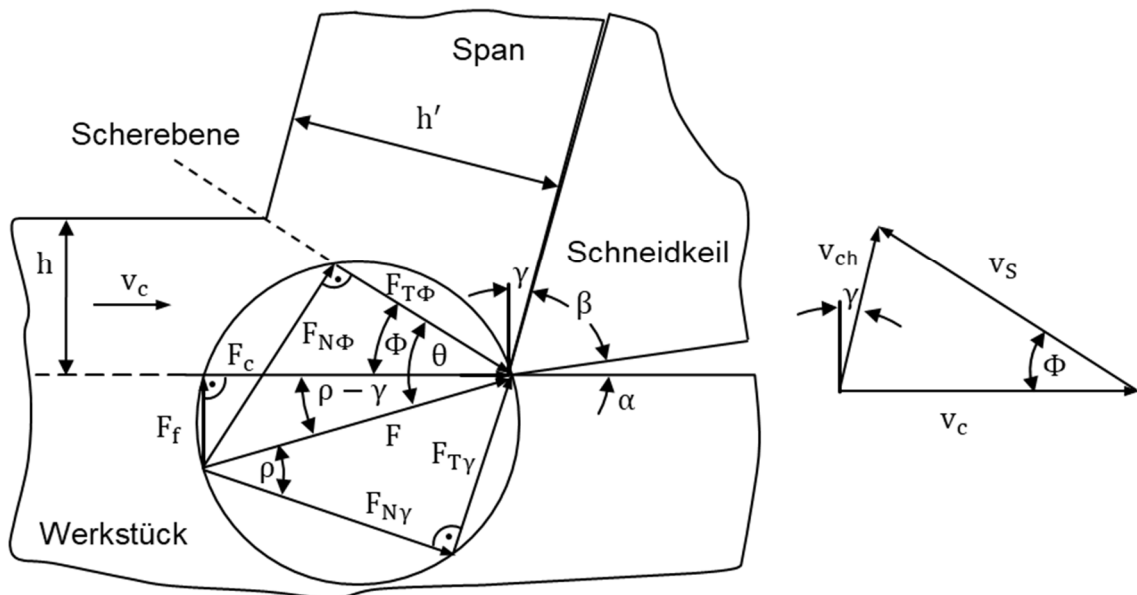
**Abb. 3-1:** a) Kräfteplan und b) Hodograph nach Merchant

Abb. 3-1b stellt den zu diesem Modell gehörenden Geschwindigkeitsplan (Hodograph) dar. Der Übergang von der Schnittgeschwindigkeit v_c in die Spangeschwindigkeit v_{ch} wird durch die Schergeschwindigkeit v_s beschrieben. Da diese Theorie von einer einzelnen Scherebene ausgeht, stellt die Schergeschwindigkeit eine Diskontinuität in dem Geschwindigkeitsübergang zwischen Schnitt- und Spangeschwindigkeit dar. Physikalischen Überlegungen widersprechend muss sie den Übergang mit unendlich hoher Beschleunigung realisieren. In der Realität bildet sich eine Scherzone aus, die einen kontinuierlichen Geschwindigkeitsübergang ermöglicht.

Um eine Beziehung für den Scherwinkel herzuleiten, sind Ernst und Merchant von einem Minimalenergieprinzip ausgegangen, in dem sich der Scherwinkel so einstellt, dass die erforderliche Schneidarbeit minimiert wird. Um einen Zusammenhang zwischen dem Scherwinkel und der Schnittkraft herzustellen, leiteten sie die nachfolgend beschriebenen Zusammenhänge her. Aus Abb. 3-1 ergibt sich die in der Scherebene liegende Kraftkomponente $F_{T\Phi}$ in Abhängigkeit des Scherwinkels nach Gl. 3-1.

$$F_{T\Phi} = F \cdot \cos(\Phi + \rho - \gamma)$$

Gl. 3-1

Diese Kraftkomponente kann ebenfalls über die in der Scherebene wirkende Schubspannung und deren Querschnittsfläche nach Gl. 3-2 bestimmt werden. Dabei ist A_s die Scherfläche, während A_c den unverformten Spanungsquerschnitt darstellt und aus den Einstellgrößen Spannungsbreite b und Spannungsdicke h abgeleitet werden kann.

$$F_{T\Phi} = \tau_s \cdot A_s = \frac{\tau_s \cdot A_c}{\sin \Phi} \quad \text{Gl. 3-2}$$

Aus Gl. 3-1 und Gl. 3-2 kann Gl. 3-3 zur Bestimmung der Zerspankraft F abgeleitet werden.

$$F = \frac{\tau_s \cdot A_c}{\sin \Phi} \cdot \frac{1}{\cos(\Phi + \rho - \gamma)} \quad \text{Gl. 3-3}$$

Aus den geometrischen Beziehungen des Kräfteplans ergibt sich zudem die Schnittkraft F_c in Abhängigkeit der zuvor bestimmten Zerspankraft nach Gl. 3-4. Zusammen mit Gl. 3-3 kann Gl. 3-5 ermittelt werden.

$$F_c = F \cdot \cos(\rho - \gamma) \quad \text{Gl. 3-4}$$

$$F_c = \frac{\tau_s \cdot A_c}{\sin \Phi} \cdot \frac{\cos(\rho - \gamma)}{\cos(\Phi + \rho - \gamma)} \quad \text{Gl. 3-5}$$

Um den Scherwinkel zu bestimmen, bei dem die Schnittkraft und damit die Schneidarbeit minimal wird, muss die erste Ableitung von Gl. 3-5 nach Φ gleich null gesetzt werden. Es ergibt sich der in Gl. 3-6 dargestellte Zusammenhang zwischen dem Scherwinkel, dem Spanwinkel sowie dem Reibwinkel.

$$\Phi = \frac{\pi}{4} + \frac{\gamma}{2} - \frac{\rho}{2} \quad \text{Gl. 3-6}$$

In Gl. 3-5 wird die Schubspannung durch die Schubfließgrenze des Materials beschrieben. Eine Verfestigung des Materials wird nicht einbezogen. Es gilt daher ideal-plastisches Materialverhalten. Da Gl. 3-6 nur eine unzureichende Übereinstimmung mit der Realität aufweist, überarbeitete Merchant die erste Formulierung. Er führte einen Zusammenhang zwischen der wirkenden Normalspannung in der Scherebene und der Scherspannung ein und leitete Gl. 3-7 her. Darin beschreibt s die Steigung, die den Anstieg der Scherspannung in Abhängigkeit der Normalspannung beschreibt.

$$2\Phi = \cot^{-1} s + \gamma - \rho \quad \text{Gl. 3-7}$$

Da ein Großteil der weiteren Ansätze auf der Gleitlinientheorie basiert, werden die wesentlichen Grundlagen dieser Methode an dieser Stelle kurz erläutert. Die Gleitlinientheorie ist eine Methode der Plastizitätslehre zur Beschreibung von plastischen Verformungen. Die Theorie nutzt zwei Klassen von Linien, die orthogonal zueinander angeordnet werden. **Abb. 3-2** stellt ein Grundelement der Gleitlinientheorie mit seinen Spannungskomponenten dar. Darin beschreibt p den

hydrostatischen Druck, τ die Schubfließspannung und ψ die Rotation des Gleitlinienelements.

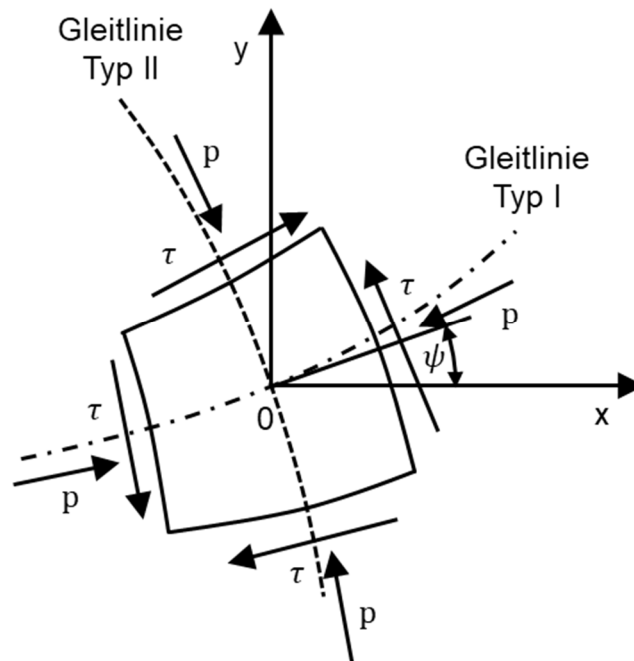


Abb. 3-2: Darstellung der Elemente der Gleitlinientheorie nach [34]

Physikalisch betrachtet entsprechen die Gleitlinien den Linien maximaler Schubspannung im Werkstoff, die Linien beschreiben somit die Richtung der Abgleitung. Bei der Methode wird ideal-plastisches Werkstoffverhalten angenommen. Die in Gl. 3-8 und Gl. 3-9 dargestellten Beziehungen beschreiben die Gleichgewichtsbedingungen für das in Abb. 3-2 dargestellte Gleitlinienelement. Darin beschreiben s_1 und s_2 die Distanzen entlang der Gleitlinien. Die Integration dieser Beziehungen führt zu den Hencky-Gleichungen, die die Basis der Berechnung darstellen.

$$\frac{\partial p}{\partial s_1} + 2\tau \frac{\partial \psi}{\partial s_1} = 0 \quad \text{Gl. 3-8}$$

$$\frac{\partial p}{\partial s_2} - 2\tau \frac{\partial \psi}{\partial s_2} = 0 \quad \text{Gl. 3-9}$$

Das erste Modell, das auf der Gleitlinientheorie basiert, wurde 1951 von Lee und Shaffer vorgestellt [35]. Lee und Shaffer sind ebenfalls davon ausgegangen, dass die gesamte Deformation innerhalb eines Spannungsfelds auf einer Scherebene stattfindet. Die Analyse ist daher der von Ernst und Merchant ähnlich. Diese Kraftübertragung führt zu einer Zone, die bis zur Dehngrenze belastet wird, in der aber keine Deformation mehr stattfindet [4, 34]. Im Rahmen der Gleitlinientheorie kann dieser Bereich, der als plastische Zone bezeichnet wird, als starrer Körper aufgefasst werden. Die Grundannahmen des Modells sind, dass ein kontinuierlicher Spannungsfluss vorliegt, ein ebener Dehnungszustand gilt und dass das Material ein

starr-ideal-plastisches Verhalten aufweist. Der aus dieser Methode abgeleitete Zusammenhang zwischen dem Scherwinkel, dem Reibwinkel und dem Spanwinkel ist in Gl. 3-10 dargestellt.

$$\Phi = \frac{\pi}{4} + \gamma - \rho \quad \text{Gl. 3-10}$$

Später erweiterten Lee und Shaffer diese Theorie für den Fall der Aufbauschneidenbildung, da sie für den Fall größerer Reibwinkel und kleinerer Spanwinkel keine verwendbaren Lösungen liefert [35]. Ebenfalls auf Basis der Gleitlinientheorie entwickelten Kudo sowie Dewhurst Modelle, die von einer gekrümmten Scherebene ausgehen [36, 37]. Das Ziel dieser Ansätze bestand darin, eine Spankrümmung zu modellieren, die eine endliche Kontaktlänge zwischen der Spanfläche und dem Werkzeug zur Folge hat. Eine gerade angenommene Scherebene ist dazu aufgrund der gleichmäßigen Geschwindigkeitsverteilung, die daraus im Span resultiert, nicht in der Lage.

An der Theorie einer einzelnen Scherebene wird häufig die Kritik geäußert, dass sie aufgrund der starken Vereinfachungen keinen Bezug zu realen Zerspanprozessen aufweist. Astakhov beschreibt detailliert, warum die Theorie einer einzelnen Scherebene ungeeignet ist [38]. Die wesentlichen Nachteile, die Astakhov aufführt, sind:

- es entsteht eine unendlich hohe Dehnrates aufgrund der Geschwindigkeitsdiskontinuität in der Scherebene,
- Berechnung unrealistisch hoher Dehnungen,
- ideal-plastisches Materialverhalten entspricht nicht der Realität,
- ungeeignete Beschreibung des Materialwiderstands, allein durch die wirkende Schubspannung,
- ungeeignete Beschreibung der Kontaktbedingungen zwischen Werkzeug und Werkstück aufgrund des fehlenden Schneidkantenradius sowie
- die Nichtanwendbarkeit der Theorie bei sprödem Materialverhalten.

Okushima und Hitomi entwickelten bereits 1961 ein Modell, in dem die Deformation nicht auf einer Scherebene stattfindet, sondern in einer Scherzone [39]. Die Zone wird durch zwei gerade Linien gebildet, die Beginn und Ende der plastischen Deformation abgrenzen. Besonderheit des Modells ist der allmähliche Übergang der Dehnung vom undeformierten Ausgangszustand in den deformierten Zustand im Span. Das Modell basiert allerdings auf der Annahme eines starr-ideal-plastischen Materialverhaltens und ignoriert daher den Einfluss der Verformungsverfestigung oder der thermischen Erweichung.

Ein weiteres Modell, das auf grundlegenden Überlegungen der Plastizitätslehre basiert, wurde von Zorev eingeführt [40]. Darin sind die Begrenzungslinien einer plastischen Zone als Gleitlinien definiert und stellen somit die Linien maximaler

Schubspannung dar. Um diese Bedingungen zu erfüllen, müssen sie die freie Werkstückoberfläche unter einem Winkel von 45° treffen. Daraus ergibt sich, dass die Begrenzungslinien nicht gerade sein können, sondern eine Krümmung aufweisen müssen. Auch dieses Modell basiert auf starr-ideal-plastischem Werkstoffverhalten.

Fang stellte, ebenfalls basierend auf den Annahmen der Gleitlinientheorie, ein Modell vor, das eine definierte Schneidkantenverrundung einbezieht [41]. Zur Herleitung des Modells nahm er einen ebenen Dehnungszustand sowie ideal-plastisches Materialverhalten an. Fang konnte zeigen, dass sich daraus die grundlegenden Modelle, wie beispielsweise das von Merchant sowie das von Lee und Shaffer, herleiten lassen.

Alle bisher dargestellten Modelle besitzen die Einschränkung, dass die Beschreibung des Werkstoffverhaltens auf ideal-plastisches Verhalten limitiert ist. Einen wesentlichen Beitrag zur Weiterentwicklung der analytischen Modelle leisteten Palmer und Oxley [42], indem sie reales Werkstoffverhalten einbezogen haben. Ihr Ansatz basiert ebenfalls auf der Gleitlinientheorie. Gegenüber den klassischen Gleichgewichtsbedingungen erweiterten sie diese um einen Term, der die Veränderung der Schubfließspannung entlang der Gleitlinien beschreibt, Gl. 3-11 und Gl. 3-12.

$$\frac{\partial p}{\partial s_1} + 2\tau \frac{\partial \psi}{\partial s_1} - \frac{\partial \tau}{\partial s_2} = 0 \quad \text{Gl. 3-11}$$

$$\frac{\partial p}{\partial s_2} - 2\tau \frac{\partial \psi}{\partial s_2} - \frac{\partial \tau}{\partial s_1} = 0 \quad \text{Gl. 3-12}$$

Werden diese Gleichungen in der Berechnung verwendet, ist die Geschwindigkeitsdiskontinuität, die bei der Annahme einer einzelnen Scherebene zwangsläufig entsteht, nicht mehr tolerierbar [42]. Damit die Theorie Anwendung finden kann, muss daher zwingend die Annahme einer lateralen Aufweitung des Deformationsbereichs um die Scherebene getroffen werden. In der dabei entstehenden Scherzone muss ein kontinuierlicher Geschwindigkeitsübergang von der Schnittgeschwindigkeit in die Spangeschwindigkeit stattfinden. Auf Basis dieser Überlegungen entwickelten Oxley und Welsch ein Scherzonenmodell, das durch zwei parallele Gleitlinien begrenzt wird [43].

Der hier dargestellte Ausschnitt gibt nur einen begrenzten Überblick über die wesentlichen Schritte der Forschung auf dem Gebiet der analytischen Darstellung der Spanbildung wieder. Das Ziel der hier gezeigten Zusammenfassung liegt vor allem darin, eine grundsätzliche Klassifizierung vorzunehmen, um mögliche Ansätze für die inverse Bestimmung von Werkstoffkennwerten zu identifizieren. Umfangreichere Darstellungen, die auch eine differenziertere Unterscheidung hinsichtlich der zu Grunde liegenden Mechanik betreiben, sind bei van Luttervelt und Astakhov zu finden [32, 44].

3.2 Numerische Simulation der Spannbildung

Für die Analyse von Zerspanprozessen werden zunehmend auch numerische Methoden eingesetzt. Vorteil gegenüber den analytischen Ansätzen sind die umfangreicheren Möglichkeiten zur Auswertung und Visualisierung der Ergebnisse. Es besteht beispielsweise die Möglichkeit, den Spanfluss zu berechnen und darzustellen. Zudem sind differenziertere Betrachtungen der thermischen und mechanischen Belastungen im Werkstoff und im Werkzeug möglich. Nachteile der Methode sind allerdings die umfangreicheren Rechenzeiten, die in der Regel mehrere Stunden bis Tage in Anspruch nehmen. Zum überwiegenden Teil wird die Finite Elemente Analyse (FEA) als Simulationsansatz verwendet. Daneben werden weitere Methoden verwendet. Ein Beispiel gibt Uhlmann, der die netzfreie Finite Pointset Methode einsetzt [45]. Der folgende Abschnitt gibt einen Einblick in die generellen Grundlagen der FEM am Beispiel einer linear-statischen Problemstellung. In einem zweiten Teil werden die Besonderheiten der Simulation von Zerspanprozessen erläutert. Auf einen geschichtlichen Rückblick zu den Veröffentlichungen und der Entwicklung der FEM in der Zerspannung wird an dieser Stelle verzichtet. Für Überblicke zu den wesentlichen Entwicklungen und Trends wird auf die Literatur verwiesen [4, 46-49].

3.2.1 Finite Elemente Methode

Die FEM ist eine numerische Methode zur näherungsweise Lösung kontinuierlicher Feldprobleme. Dazu wird ein Kontinuum in eine endliche Anzahl Elemente (Finite Elemente) aufgeteilt. Die Elemente können, je nach Problem und Aufgabenstellung, unterschiedliche Formen haben. Häufig kommen im zweidimensionalen Bereich dreieckige oder viereckige Elemente beziehungsweise im dreidimensionalen Bereich Tetraeder oder Hexaeder zum Einsatz. Das Gesamtkontinuum wird somit durch ein Netz aus Einzelementen beschrieben, die an definierten Knoten verbunden sind. Am Beispiel eines linear-elastischen Problems der Statik kann der Berechnungsablauf grundlegend verdeutlicht werden. Das Ziel besteht darin, die Knotenverschiebung als Folge einer äußeren Last zu einem bestimmten Zeitpunkt zu ermitteln. Mit den bekannten Verschiebungen an den Knoten kann dann das Verhalten der Elemente angenähert werden. Neben dem Netz werden zusätzliche Randbedingungen wie Einspannungen und äußere Lasten benötigt. Zudem muss eine Ansatzfunktion gewählt werden, die, ausgehend von den Lösungswerten an den Knoten, den Zustand im Inneren der Elemente berechnet. Aus diesen Angaben wird für jedes Einzelement eine Lösungsgleichung definiert, die den Zusammenhang zwischen den äußeren Kräften und den Knotenverschiebungen herstellt. Die Einzellösungen werden in einen globalen Zusammenhang assembliert. Damit werden die Verschiebungen an den Knoten durch Verknüpfung mit den Materialdaten und den äußeren Kräften ermittelt.

Sind die äußeren Kräfte bekannt, lassen sich die Verschiebungen berechnen. Über die Ansatzfunktion, die in der Regel bereits mit dem Elementtyp ausgewählt wird, können die Elementzustände aus den Knotenwerten interpoliert werden.

3.2.2 FEM-Ansätze in spanbildenden Prozessen

Gegenüber der zuvor erläuterten Methodik, die für ein linear-elastisches Problem der Statik gilt, beinhaltet die Simulation von Produktionsprozessen in der Regel Nichtlinearitäten. Diese können in drei Typen unterteilt werden:

- geometrische Nichtlinearitäten,
- Materialnichtlinearitäten und
- nichtlineare Randbedingungen [50].

Geometrische Nichtlinearitäten ergeben sich durch große Verformungen, die dazu führen, dass sich die Steifigkeit des Gesamtsystems verändert. Materialnichtlinearitäten werden durch Deformationen erzeugt, die über den linear-elastischen Bereich des Werkstoffverhaltens hinaus in den plastischen Bereich gehen. Nichtlinearitäten in den Randbedingungen werden durch Veränderungen der äußeren Lasten oder durch Kontaktveränderungen hervorgerufen. Im Rahmen einer Zerspansimulation treten in der Regel alle drei Typen auf [1].

Wie in Abschnitt 3.2.1 erläutert, wird zu Beginn einer FE-Rechnung das Gesamtkontinuum in einzelne Elemente diskretisiert. Für diesen Vorgang existieren unterschiedliche Formulierungsmöglichkeiten. Die bekanntesten sind die Lagrange-Formulierung, die Euler-Formulierung und die Arbitrary-Lagrangian-Eulerian-Methode. Die letztgenannte verbindet die Lagrange- und die Euler-Formulierung, um Nachteile beider Ansätze zu vermindern. Bei Nutzung der Euler-Formulierung ergibt sich ein statisches Netz, das vom Materialfluss umströmt wird. Zur Netzdefinition müssen daher im Vorfeld Annahmen getroffen oder Experimente durchgeführt werden. Zur Vorhersage der Spanform oder der Simulation transienter Vorgänge in der frühen Phase des Schneideneingriffs ist diese Formulierung daher nicht geeignet. Bei der Lagrange-Formulierung wird das Netz als ortsfest angenommen, es bewegt sich also mit dem Material. Aufgrund der großen Verformungen während der Spanbildung werden die Elemente dabei allerdings stark verzerrt, was numerische Probleme zur Folge hat. Hierfür werden Neuvernetzungs-routinen eingesetzt, die ein neues Netz auf die verzerrte Struktur legen und die Zustandsgrößen von einem Netz auf das andere interpolieren. Unter dem Begriff „Adaptive Vernetzung“ werden verschiedene Techniken zusammengefasst, die die Lage der Knoten, die Anzahl der Elemente und die Größe der Elemente während der Simulation anpassen, um so ein neues verbessertes Netz zu erzeugen. Diese Routinen verbessern die Vorhersagegüte der Simulation, führen aber aufgrund der zusätzlichen Schritte zu deutlich längeren Rechenzeiten. Je nach verwendetem Gleichungslöser (Solver) wird zwischen der impliziten Lagrange-Formulierung und expliziten Lagrange-Formulierung unterschieden [3]. Explizite Lösungsverfahren eignen sich besonders für dynamische Problemstellungen. Sie betrachten die Aufgabenstellung als ein in Zeitschritte unterteiltes Problem. Es wird ein Differenzenschema genutzt, um die Bewegungsgleichungen über die Zeit zu integrieren. Dabei wird die Lösung zu einem Zeitpunkt $t + \Delta t$ auf Basis der Daten

zum Zeitpunkt t direkt bestimmt. Die Stabilität des Verfahrens hängt von der Schrittweite Δt der Zeitschritte ab. Demgegenüber bestimmen implizite Verfahren die Lösung zum Zeitpunkt $t + \Delta t$ auf Basis der Daten von $t + \Delta t$. Dazu wird das Gleichungssystem iterativ gelöst, bis ein Konvergenzkriterium erreicht ist. Häufig wird dazu das Newton-Raphson-Verfahren verwendet [51, 52].

3.3 Beschreibung des Werkstoffverhaltens in Zerspansimulationen

Die Beschreibung des Werkstoffverhaltens in Zerspansimulationen hat die Aufgabe, das reale Werkstoffverhalten mathematisch abzubilden. Wird das Materialmodell als Gesamtheit aller materialspezifischen Eigenschaften betrachtet, kann diese Aufgabe in verschiedene Teilaspekte gegliedert werden. Eine besondere Stellung nimmt dabei die Gleichung zur Approximation der Fließspannung ein, da sie den Materialwiderstand während der Spannbildung beschreibt. Nachfolgend wird auf die Bestandteile zur vollständigen Beschreibung des Werkstoffverhaltens eingegangen, um eine Abgrenzung für diese Arbeit vornehmen zu können. Darauf folgend werden verschiedene Materialgesetze vorgestellt und in unterschiedliche Klassen eingeteilt, um die Basis für die weiteren Arbeiten zu legen.

3.3.1 Materialbeschreibung

Die wesentlichen Elemente eines Materialmodells zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens während der Spannbildung können in:

- thermische Eigenschaften und
- mechanische Eigenschaften

gegliedert werden. Bestandteil jeder Zerspansimulation ist die Beschreibung der thermischen Eigenschaften des Werkstücks und des Werkzeugs. Diese umfassen in der Regel die Wärmeleitfähigkeit, die Wärmekapazität, die Wärmeausdehnung sowie die Schmelztemperatur. Diese Größen können konstant oder als Funktion der Temperatur angegeben werden und sind für viele Werkstoffe bekannt. Soll die Beeinflussung der Werkstoffmikrostruktur mitberücksichtigt werden, sind weitere Angaben zu Phasenzusammensetzungen und Umwandlungstemperaturen zwischen den Phasen erforderlich.

Die mechanischen Eigenschaften umfassen primär die Beschreibungen des elastischen sowie des plastischen Bereichs während der Werkstoffverformung. Dazu zählen auch Schädigungsmodelle, die je nach Simulationsaufgabe optional eingesetzt werden können. Für die Beschreibung des mechanischen Verhaltens stehen unterschiedliche Grundtypen von Gleichungen zur Verfügung. Häufig eingesetzte Modellklassen sind:

- starr-plastisch,
- starr-visko-plastisch,
- elastisch-plastisch und

- elastisch-visko-plastisch [1, 4].

Je nach Typ sind unterschiedliche Angaben erforderlich. Starre Modelle vernachlässigen den elastischen Anteil und beginnen die Beschreibung direkt im plastischen Bereich. Unterschieden wird zudem in zeitabhängige und zeitunabhängige Typen. Starr-visko-plastische und elastisch-visko-plastische Modelle beziehen die Abhängigkeit der Verfestigung von der Verformungsgeschwindigkeit mit ein.

Bei der Simulation von Zerspanprozessen ist die Beschreibung des plastischen Bereichs von besonderem Interesse, da die auftretenden Dehnungen und Dehnraten vergleichsweise hoch sind und der elastische Anteil daher einen geringeren Einfluss besitzt. Jaspers gibt einen Überblick über die während der Spanbildung auftretenden thermischen und mechanischen Lastkollektive und vergleicht diese mit anderen Fertigungsverfahren, **Tab. 3-1**.

Tab. 3-1: Lastkollektive ausgewählter Fertigungsverfahren nach [53]

Fertigungsverfahren	Dehnung	Dehnrade in s^{-1}	T / T_s
Fließpressen	2 - 5	$10^{-1} - 10^2$	0,16 - 0,7
Schmieden/Walzen	0,1 - 0,5	$1 - 10^3$	0,16 - 0,7
Blechumformen	0,1 - 0,5	$1 - 10^2$	0,16 - 0,7
Zerspanen	1 - 10	$10^3 - 10^6$	0,16 - 0,9

Die absolut vorliegenden Werte sind in der Realität von der individuellen Prozessgestaltung abhängig. Dennoch zeigen die in Tab. 3-1 dargestellten Werte, dass die thermomechanischen Belastungen im Vergleich zu anderen Fertigungsverfahren relativ hoch liegen.

Die Beschreibung des plastischen Verhaltens in Zerspansimulationen erfolgt durch Materialgesetze, die die Fließspannung als Funktion der vorliegenden thermischen und mechanischen Belastungen approximieren. Das experimentelle Äquivalent wird somit durch die Fließkurve des Werkstoffs dargestellt. **Abb. 3-3** stellt exemplarisch zwei Fließkurven des Vergütungsstahls C45E+N bei unterschiedlichen Temperaturen und quasistatischer Dehnrade dar. Beide Kurven zeigen einen Anstieg der Fließspannung mit zunehmendem Umformgrad. Zudem ist eine Entfestigung durch den Temperatureinfluss zu erkennen. Die Hauptaufgabe des Materialgesetzes besteht darin, die Ver- und Entfestigung des Materials als Funktion der Dehnung, der Dehnrade und der Temperatur zu beschreiben, um das in **Abb. 3-3** dargestellte Verhalten anzunähern.

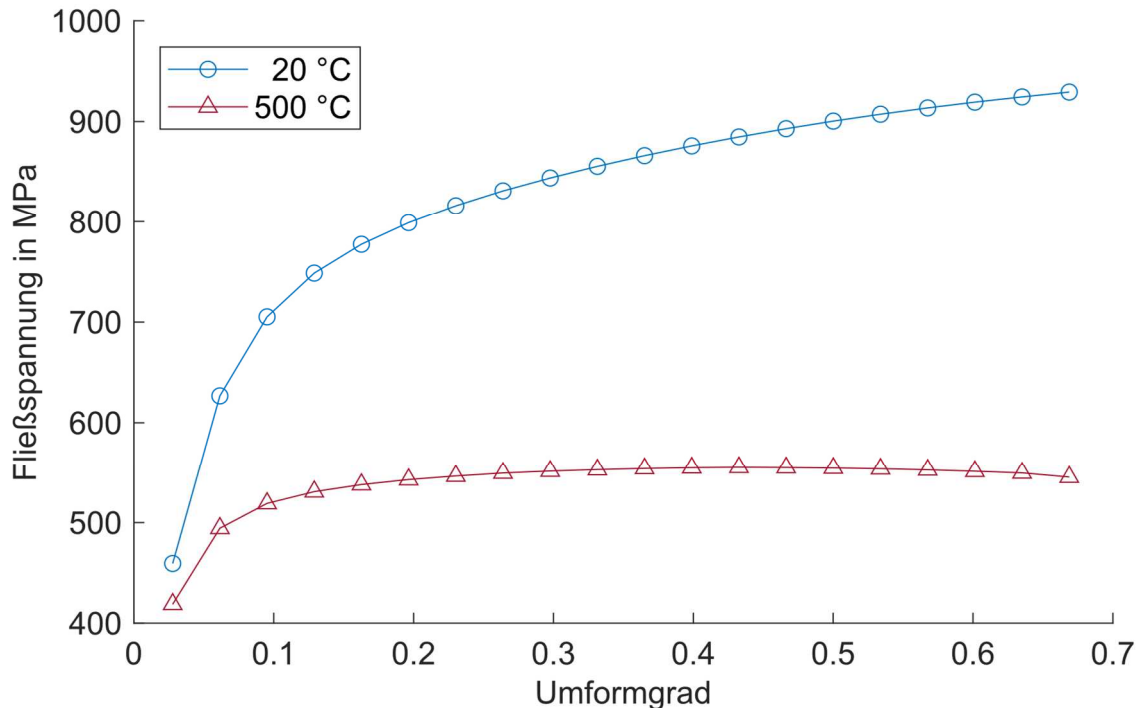


Abb. 3-3: Fließkurven des Vergütungsstahls C45E+N bei zwei unterschiedlichen Temperaturen

Die Materialgesetze stellen somit eine der wichtigsten Berechnungsgrundlagen für die Zerspannsimulation dar. Wie bedeutend die Fließspannung für den Energieumsatz in einem Zerspanprozess ist, zeigt Vieregge. In Abhängigkeit der Spannungsdicke wird eine Aufteilung der Wirkarbeit im Zerspanprozess vorgenommen. Dabei nimmt die Scherarbeit, die durch die Fließspannung bestimmt wird, den größten Anteil ein. Mit zunehmender Spannungsdicke gewinnt diese gegenüber der Reib- und Trennarbeit sogar an Dominanz [7, 54]. Eine realitätsnahe Abbildung der Fließspannung als Funktion der thermomechanischen Lasten ist somit ein wesentlicher Bestandteil für die Beschreibung des Prozesses.

Ein optionaler Bestandteil der Materialbeschreibung sind Schädigungsmodelle. Ihre Aufgabe besteht darin, ein mögliches Werkstoffversagen während der Spannbildung zu beschreiben. Besondere Bedeutung besitzen sie daher bei der Simulation von Prozessen, die eine diskontinuierliche Spannbildung zeigen. Die hierbei periodisch auftretende Lokalisierung der Dehnung in der primären Scherzone kann durch einen Abfall der Fließspannung modelliert werden. Dieser wird häufig durch ein Schädigungsmodell gesteuert. Derzeit wird davon ausgegangen, dass für die Lokalisierung in der primären Scherzone zwei Mechanismen verantwortlich sein können. Zum einen eine periodische Initiierung durch Mikrorisse an der Werkstückoberfläche und zum anderen die Lokalisierung aufgrund thermischer Schädigung infolge der adiabatischen Erwärmung in der Scherzone [55, 56]. Je nach Simulationsziel besitzen Schädigungsmodelle daher einen optionalen Charakter. Bei der Simulation einer Fließspannbildung, bei der die Prozesskräfte und

-temperaturen im Vordergrund stehen, kann beispielsweise vollständig auf ein Schädigungsmodell verzichtet werden.

Die Entwicklungen im Rahmen dieser Arbeit beziehen sich auf die Materialgesetze zur Beschreibung einer Fließspannbildung. Auf eine Darstellung von Schädigungsmodellen und -ansätzen wird daher verzichtet.

3.3.2 Materialgesetze

Wie zuvor erläutert, bilden die Gleichungen zur Approximation der Fließspannung einen wesentlichen Teil der Berechnungsgrundlagen einer Finite Elemente Zerspansimulation. Es existiert eine Vielzahl an Modellen, die unterschiedlich klassifiziert werden können. Ein Ansatz zur Gliederung ist der Grad an empirischen Bestandteilen. Dabei werden empirische, semi-empirische sowie metallphysikalische Modelle unterschieden. Daneben ist auch eine Klassifizierung möglich, die die Modelle nach der Abhängigkeit einzelner Gleichungsbestandteile untereinander in gekoppelte und entkoppelte Modelle einteilt. So verfügen gekoppelte Modelle in der Regel über eine oder mehrere Abhängigkeiten zwischen Dehnung, Dehnrate und Temperatur. Die Gliederung der nachfolgenden Abschnitte basiert auf der Modellklassifizierung nach dem Grad der Empirie. Daneben werden Hinweise auf die Kopplung gegeben. Einen umfassenden Überblick über die wesentlichen Formulierungen geben [14, 57, 58].

Die allgemeine Formulierung eines Materialgesetzes kann nach Gl. 3-13 angegeben werden.

$$\sigma_f = f(\varphi, \dot{\varphi}, T, S) \quad \text{Gl. 3-13}$$

Darin beschreibt σ_f die Fließspannung für einen isotropen Werkstoff, wobei der Spannungstensor, der Dehnungstensor sowie der Dehnratentensor in Form der Vergleichsspannung nach von Mises angegeben werden. T beschreibt die Temperatur und S steht für eine Strukturgröße. Die Strukturgröße erlaubt die Beschreibung weiterer Abhängigkeiten der Fließspannung, beispielsweise von der Mikrostruktur.

3.3.2.1 Empirische Gleichungen

Empirische Fließspannungsgleichungen basieren auf grundlegenden Untersuchungen zum Ver- und Entfestigungsverhalten der Werkstoffe. Sie versuchen die gemessenen Zusammenhänge möglichst umfänglich zu beschreiben. Aufgrund der Werkstoffvielfalt existiert eine große Anzahl an Gleichungen. Dieser Abschnitt gibt daher nur einen begrenzten Überblick über verbreitete Gesetze, die im Bereich der Zerspansimulation genutzt werden. Erste mathematische Formulierungen, die einen empirischen Zusammenhang zwischen der Dehnung und der Fließspannung herstellen, gehen auf Ludwik zurück [59]. In

Gl. 3-14 stellt σ_0 die Fließgrenze dar, φ ist die wahre Dehnung, K ist eine materialabhängige Konstante und n ein Verfestigungsexponent.

$$\sigma_f = \sigma_0 + K\varphi^n \quad \text{Gl. 3-14}$$

Die Formulierung geht von einer konstanten Dehnrates und konstanten Temperatur aus. Zudem weist das Modell bei einer wahren Dehnung von $\varphi = 0$ bereits eine Spannungskomponente auf und entspricht daher einer starr-plastischen Formulierung. Ein Problem dieser Gleichung besteht darin, dass die Steigung der Fließkurve an diesem Punkt einen infiniten Wert aufweist, da die Dehnung null ist. Eine Vereinfachung der Ludwik-Gleichung zur Überwindung dieses Nachteils wurde 1945 von Hollomon vorgeschlagen [60].

$$\sigma_f = K\varphi^n \quad \text{Gl. 3-15}$$

Weitere Gleichungen wurden unter anderem 1948 von Voce, Gl. 3-16 [61] und 1952 von Swift, Gl. 3-17 [62] vorgeschlagen. Das Modell von Voce führt zu einer Sättigungsspannung, bei der keine weitere Verfestigung mehr stattfindet. In Gl. 3-16 ist σ_S die Sättigungsspannung und K_V eine Materialkonstante. Das Modell von Swift beschreibt eine kontinuierlich zunehmende Fließspannung. In Gl. 3-17 ist n ein Materialparameter.

$$\sigma_f = \sigma_S + (\sigma_0 - \sigma_S)e^{\left(-\frac{\varphi}{K_V}\right)} \quad \text{Gl. 3-16}$$

$$\sigma_f = \sigma_0(\varphi + \varphi_0)^n \quad \text{Gl. 3-17}$$

Um die Dehnrates einbeziehen zu können, wurden weitere Formulierungen entwickelt. Ebenfalls auf Ludwik geht die Formulierung, die in Gl. 3-18 dargestellt ist, zurück [63]. Darin sind der Koeffizient K_L und der Exponent n_L materialabhängige Konstanten.

$$\sigma_f = \sigma_0 + K_L \dot{\varphi}^{n_L} \quad \text{Gl. 3-18}$$

Eine weitere Formulierung zur Darstellung der Dehnratesabhängigkeit wurde 1957 durch Cowper und Symonds vorgeschlagen [64]. Darin sind D und n_c werkstoffabhängige Kennwerte.

$$\sigma_f = \sigma_0 \left[1 + \left(\frac{\dot{\varphi}}{D} \right)^{\frac{1}{n_c}} \right] \quad \text{Gl. 3-19}$$

Litonski [65] und Vinh et al. [66] stellten Formulierungen für die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit vor, Gl. 3-20 und Gl. 3-21. Litonski entwickelte einen Ansatz, der die Abhängigkeit von der Dehnratenrate und der Temperatur multiplikativ verknüpft. Der Ansatz basiert auf sechs unabhängigen Materialparametern. Vinh et al. stellten ebenfalls ein Materialgesetz vor, das von der Dehnung, der Dehnratenrate und der Temperatur abhängig ist. Darin wird der Temperaturterm durch die Exponentialfunktion dargestellt, n , m und W sind Materialkennwerte.

$$\sigma_f = C(\varphi_0 + \varphi)^n(1 - \alpha T)(1 + b\dot{\varphi})^m \quad \text{Gl. 3-20}$$

$$\sigma_f = \sigma_0 \varphi^n \left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0} \right)^m e^{\left(\frac{W}{T} \right)} \quad \text{Gl. 3-21}$$

Das am häufigsten für die Modellierung von Zerspanprozessen verwendete Modell stammt von Johnson und Cook (J-C Modell) und ist in Gl. 3-22 dargestellt [67].

$$\sigma_f = (A + B\varphi^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0} \right) \left(1 - \left[\frac{T - T_R}{T_S - T_R} \right]^m \right) \quad \text{Gl. 3-22}$$

Die Grundstruktur entspricht den zuvor dargestellten Ansätzen von Litonski und Vinh et al., allerdings unterscheiden sich die einzelnen Terme. Aufgrund der Relevanz dieses Ansatzes für Zerspannsimulationen erfolgt eine ausführliche Darstellung. Johnson und Cook entwickelten einen Ansatz, der die Abhängigkeit der Fließspannung von der Dehnung, der Dehnratenrate und der Temperatur durch separate Terme multiplikativ verbindet. Da sich die drei Terme nicht durch gegenseitige Wechselbeziehungen beeinflussen, stellt das Modell einen entkoppelten Ansatz dar. Durch den entkoppelten Ansatz kann der Verlauf der Fließkurve nicht in Abhängigkeit von der Dehnratenrate oder Temperatur verändert werden. Die Beeinflussung erfolgt durch eine Skalierung der Fließkurve. Der Dehnungsterm entspricht dem von Ludwik entwickelten Ansatz, der in Gl. 3-14 dargestellt ist. Der Term, der die Dehnratenabhängigkeit beschreibt, wird durch den Materialkennwert C parametrisiert. Die aktuelle Dehnratenrate $\dot{\varphi}$ wird auf eine Referenzdehnratenrate $\dot{\varphi}_0$ bezogen. Diese sollte der Dehnratenrate entsprechen, bei der die Fließkurve bestimmt wurde. Das Modell diesbezüglich oft missverstanden und es wird grundsätzlich $\dot{\varphi}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ gesetzt [68, 69]. Diese Annahme muss aber nicht zwingend der Fall sein, sondern ist von den Messbedingungen abhängig. Der dritte Term beschreibt den Einfluss der Temperatur auf die Erweichung des Materials und wird durch den Exponenten m gesteuert. Darin beschreiben T die vorliegende Temperatur, T_R eine Referenztemperatur und T_S die Schmelztemperatur des Materials.

Aufgrund des einfachen Aufbaus und der guten Differenzierbarkeit ist die Formulierung sehr gut für den Einsatz in numerischen Systemen geeignet. Es existieren zahlreiche Erweiterungen und Anpassungen an spezifische Werkstoffphänomene. Beispielsweise wurde von Calamaz et al. [70, 71] eine Erweiterung für Titanwerkstoffe entwickelt, um die Scherspannungsbildung simulieren zu

können. Ebenfalls für eine Titanlegierung entwickelten Sima und Özel eine Modifikation des Johnson und Cook-Modells [72]. Bei Abouridouane ist zudem eine Modifikation zu finden, die das Temperaturglied exponentiell darstellt [73].

Eine gekoppelte Formulierung wurde von Oxley für kohlenstoffarme Stähle entwickelt [34]. Der Ansatz berechnet die Fließspannung in Abhängigkeit der Dehnung und ist in Gl. 3-23 dargestellt. Darin sind $\sigma_{(T_{\text{mod}})}$, $n_{(T_{\text{mod}})}$ Funktionen der geschwindigkeitsmodifizierten Temperatur T_{mod} . Diese verbindet Temperatur und Dehnrates in einer Funktion, Gl. 3-24. Darin ist v eine werkstoffabhängige Konstante.

$$\sigma_f = \sigma_{(T_{\text{mod}})} \varphi^{n_{(T_{\text{mod}})}} \quad \text{Gl. 3-23}$$

$$T_{\text{mod}} = \left(1 - v \cdot \log \frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0} \right) T \quad \text{Gl. 3-24}$$

Ein weiterführendes Modell wurde von Maekawa et al. auf Basis von Split-Hopkinson Versuchen entwickelt. Der Ansatz bezieht die Belastungshistorie der Deformation mit ein. Auf eine ausführliche Darstellung des Ansatzes wird an dieser Stelle verzichtet und auf die Literatur verwiesen [74].

3.3.2.2 Semi-empirische Gleichungen

Semi-empirische Gleichungen besitzen physikalisch begründete Bestandteile, um werkstoffkundliche Aspekte berücksichtigen zu können [14]. Sie sind aber immer noch überwiegend phänomenologisch aufgebaut. Ein bekanntes Modell wurde 1987 von Zerilli und Armstrong entwickelt [75]. Die Grundüberlegungen basieren dabei auf dem Prinzip des thermisch aktivierten Fließens. Zerilli und Armstrong entwickelten zwei Zusammenhänge, die zwischen krz und kfz Kristallgitterstrukturen unterscheiden, Gl. 3-25 und Gl. 3-26. Die Klassifizierung soll der größeren Sensitivität kubisch raumzentrierter Kristallgitterstrukturen gegenüber der Gitterreibung Rechnung tragen, vgl. Abschnitt 2.2.2. Darin sind C_1 bis C_5 Werkstoffkonstanten, σ_i ist die Startspannung für die Versetzungsbewegung.

$$\sigma_{f,krz} = \sigma_i + C_1 e^{(-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\varphi}))} + C_5 \varphi^n + k_{HP} d^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gl. 3-25}$$

$$\sigma_{f,kfz} = \sigma_i + C_2 \sqrt{\varphi} e^{(-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\varphi}))} + k_{HP} d^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gl. 3-26}$$

Bei den Formulierungen handelt es sich um gekoppelte Gleichungen, da die Temperatur, die Dehnrates und die Dehnung nicht unabhängig voneinander formuliert sind. Die einzelnen Anteile der Fließspannung werden in diesem Ansatz additiv verbunden. Beide Formulierungen verfügen über einen athermischen Anteil, der den Einfluss der durchschnittlichen Korngröße einbezieht und daher temperaturunabhängig formuliert wird, vgl. Gl. 2-3. Zudem wird bei krz Kristallgittern

die Dehnverfestigung athermisch modelliert. Bei kfz Kristallgittern wird dieser Anteil in Abhängigkeit der Temperatur und Dehnrates beschrieben. 1995 entwickelten Zerilli und Armstrong zudem eine Formulierung für hexagonal dichtgepackte Kristallgitter [76]. Darin sind Bestandteile der beiden Modelle für krz und kfz Kristallgitter enthalten. Es wird davon ausgegangen, dass die Verformung bei hdp Kristallgittern sowohl durch die Peierls-Nabarro-Spannung, die in krz Gittern dominiert, als auch durch das in kfz Gittern dominierende Versetzungsschneiden beeinflusst wird.

3.3.2.3 Metallphysikalische Gleichungen

Diese Gruppe von Ansätzen versucht den Verlauf der Fließspannung auf Basis elementarer Theorien der Thermodynamik und der Versetzungsmechanik zu beschreiben. Das Grundkonzept basiert auf dem Prinzip des thermisch aktivierten Fließens und geht auf Macherauch und Vöhringer zurück [77]. Die Formulierung beschreibt eine Verbindung zwischen der Aktivierungsenergie, der Temperatur und der Dehnrates über die Kraft-Abstands-Beziehung eines kurzreichenden Hindernisses im Kristallgitter. Der thermisch aktivierbare Spannungsanteil ergibt sich durch das Potenzgesetz nach Gl. 3-27. Darin stellt σ_0^* den thermischen Spannungsanteil bei $T = 0$ K dar. ΔG_0 ist die freie Aktivierungsenthalpie bei $T = 0$ K und ΔG ist die freie Aktivierungsenthalpie. Die Werkstoffkonstanten n und m beschreiben den Zusammenhang zwischen dem thermischen Spannungsanteil und der freien Aktivierungsenthalpie in Abhängigkeit der Form der Kraft-Abstandskurve [78].

$$\sigma_{\text{the.}} = \sigma_0^* \cdot \left[1 - \left(\frac{\Delta G}{\Delta G_0} \right)^n \right]^m \quad \text{Gl. 3-27}$$

Mit Gl. 2-5 beziehungsweise Gl. 2-6 sowie einem zusätzlichen athermischen Spannungsanteil kann die Fließspannung zu Beginn des plastischen Fließens nach Gl. 3-28 ermittelt werden. Dieser Zusammenhang berücksichtigt keine Variationen in der Struktur und kann daher nur für kleine Dehnungen verwendet werden.

$$\sigma_f = \sigma_{\text{ath.}} + \sigma_0^* \cdot \left[1 - \left(\frac{k \cdot t \cdot \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\phi}} \right)}{\Delta G_0} \right)^n \right]^m \quad \text{Gl. 3-28}$$

Ein weiteres Modell, das zu dieser Klasse gezählt werden kann, ist das MTS-Modell (engl. Mechanical Threshold Stress), das von Kocks und Follansbee entwickelt worden ist [79]. Dabei wird angenommen, dass die Versetzungsbewegung bei einer Temperatur von $T = 0$ K eine Schwellspannung erfordert. Die Fließspannung wird dann in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrates durch einen athermischen Anteil, einen thermisch aktivierbaren Anteil und einen Anteil, der durch die Verformungsverfestigung kontrolliert wird, beschrieben. Detaillierte Darstellungen des Ansatzes sind bei Abdel-Malek sowie Ehinger und Krüger zu finden [14, 57].

Metallphysikalische Modelle spielen aufgrund der komplexen mathematischen Formulierungen derzeit eher eine untergeordnete Rolle bei der Simulation von Zerspanprozessen. So ist die mathematische Handhabbarkeit in numerischen Systemen eingeschränkt. Zudem ist es für den Anwender deutlich schwieriger, die entsprechenden Werkstoffkennwerte zu ermitteln. Auf eine weiterführende Beschreibung wird daher an dieser Stelle verzichtet.

3.4 Methoden zur Ermittlung von Materialkennwerten

Neben dem Materialgesetz, das die Fließspannung beschreibt, besitzen die materialspezifischen Werkstoffkennwerte einen Einfluss auf die Abbildungsgüte einer Zerspannsimulation [80-82]. Zu deren Ermittlung lassen sich zwei verschiedene Herangehensweisen unterscheiden. Da keine vereinheitlichte Nomenklatur existiert, werden diese nachfolgend als direkte sowie inverse Verfahren bezeichnet. Der wesentliche Unterschied besteht darin, wie die Messdaten ermittelt werden. Erstgenannte Verfahren basieren auf Werkstoffprüfversuchen, das Ziel besteht darin, Fließkurven bei unterschiedlichen Belastungsbedingungen zu messen. Die Versuche werden dehnraten- und temperaturabhängig durchgeführt, um das zu untersuchende Material in einen definierten Lastzustand zu versetzen. Aus den Daten können Zusammenhänge zu dem Ver- und Entfestigungsverhalten des Materials abgeleitet werden. Durch Ausgleichsrechnungen werden aus den Messdaten modellabhängige Werkstoffkennwerte ermittelt und zur Beschreibung des Materialverhaltens eingesetzt.

Inverse Methoden basieren auf Zerspanversuchen. Grundgedanke dieser Ansätze ist es, das Material für die Kennwertermittlung so realitätsnah wie möglich zu belasten. Zerspanende Produktionsverfahren führen im Werkstoff zu thermomechanischen Lastkollektiven, die deutlich oberhalb derer liegen, die in den meisten Werkstoffprüfverfahren erreicht werden, vgl. Tab. 3-1. Neben den dort von Jaspers angegebenen Dehnungen, Dehnraten und Temperaturen im Zerspanprozess weist Arrazola auf die hohen Heizraten von bis zu 10^6 °C/s sowie Drücke von 2-3 GPa hin [83]. Diese Belastungen können gleichzeitig nur durch einen Zerspanprozess erreicht werden. Der Grundgedanke dieser Ansätze ist es, dass durch die stabilere Datenbasis Extrapolationsfehler vermieden werden. Anhand eines geeigneten Modellansatzes werden die gemessenen Prozessgrößen mit inneren Zustandsgrößen verknüpft und eine Kennwertermittlung ermöglicht. Da die Vorgehensweise von den Ergebnisgrößen ausgehend auf die inneren Zustandsgrößen schließt, wird sie als invers bezeichnet. In der Literatur wird zudem auch von kombinierten Ansätzen berichtet, die auf direkten und inversen Messungen basieren [84, 85].

3.4.1 Direkte Verfahren

Um die mechanischen und thermischen Belastungen aufzubringen, werden unterschiedliche Versuchsmethoden eingesetzt. Experimentell aufwendig ist die

Erzeugung höherer Dehnraten, da klassische Prüfmaschinen auf Basis von Spindelantrieben oder hydraulischen Antrieben hierzu nicht in der Lage sind. Zur Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften unter höheren Dehnraten werden daher Versuchsaufbauten eingesetzt, die auf anderen Prinzipien basieren. Ein Beispiel hierfür ist die Ausbreitung elastischer Stoßwellen, die beispielsweise in Hopkinsonaufbauten genutzt wird. **Abb. 3-4** stellt verschiedene Prüfeinrichtungen, gegliedert nach den erreichbaren Dehnraten, gegenüber.

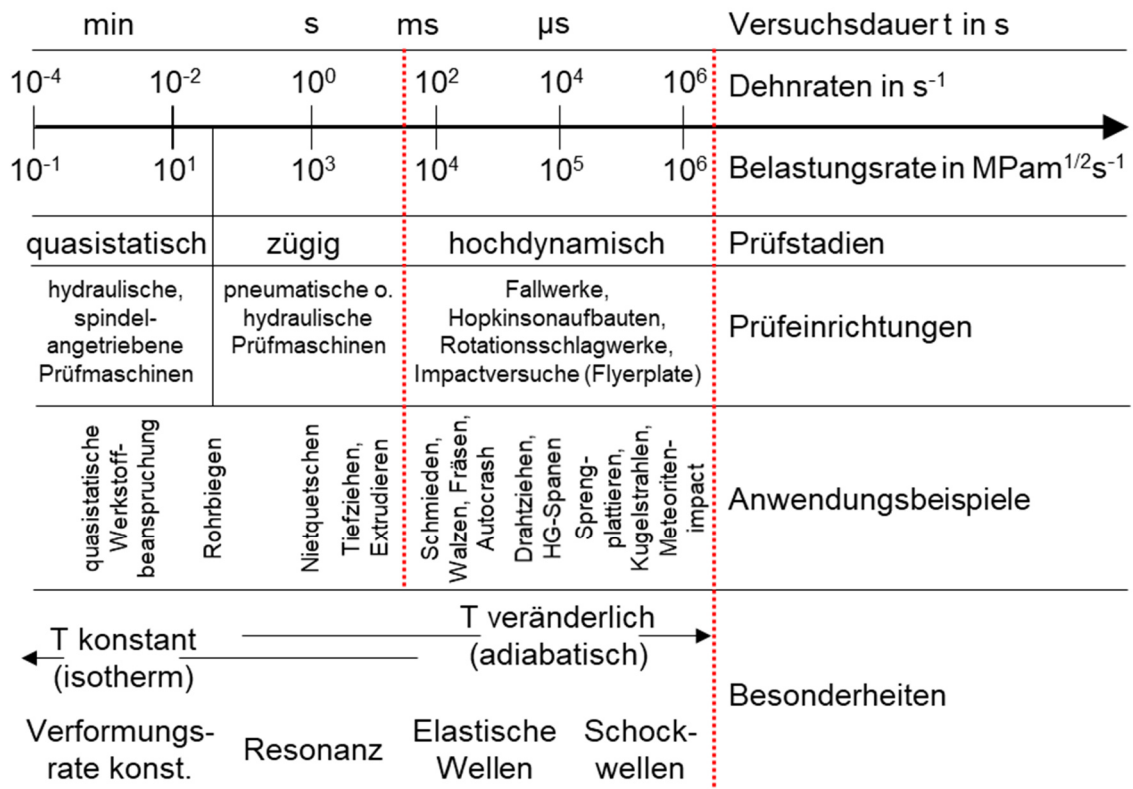


Abb. 3-4: Prüfeinrichtungen gegliedert nach den erreichbaren Dehnraten in Anlehnung an [14]

Für Zerspanprozesse sind die in Abb. 3-4 als hochdynamisch bezeichneten Verfahren interessant. Die Dehnraten, die mit diesen Versuchsaufbauten erreicht werden können, liegen in Größenordnungen von $10^2 - 10^4 \text{ s}^{-1}$ und entsprechen damit den Anforderungen der meisten spanbildenden Prozesse. In den Arbeiten von Halle sowie Jaspers werden die Dehnraten in Zerspanprozessen mit bis zu 10^4 s^{-1} und im Fall der adiabatischen Scherbandbildung mit bis zu 10^6 s^{-1} angegeben [25, 53]. Aus der Gruppe der hochdynamischen Verfahren wird häufig der Hopkinsonaufbau eingesetzt [83]. Ein detaillierter Überblick über mögliche Versuchsaufbauten der hochdynamischen Werkstoffprüfung sowie die erreichbaren Dehnraten wird von Nemat-Nasser, Ramesh sowie Klepaczko gegeben [86-88].

Die Fließspannung wird neben der Dehnraten auch von der Temperatur beeinflusst. Daher werden Split-Hopkinson Versuche auch mit gekoppelter Erwärmung der Proben durchgeführt. Lee untersuchte das Hochtemperatur-Verformungsverhalten einer Titanlegierung (Ti6Al4V) und ermittelte Johnson-Cook Parameter zu deren

Beschreibung [89]. Jaspers et al. ermittelten Johnson-Cook und Zerilli-Armstrong Materialkennwerte für einen Vergütungsstahl (AISI 1045) und eine Aluminiumlegierung (AA 6082-T6) zur Untersuchung der Fließspannung in der primären Scherzone. Als experimentelle Basis dienten Druckversuche bei quasi-statischen Bedingungen sowie bei höheren Dehnraten in Abhängigkeit der Temperatur. Um die Parameter zu bestimmen, sind die dynamisch ermittelten Fließkurven in isotherme Verläufe umgerechnet worden [69].

Das Prinzip des Split-Hopkinson Versuchs kann von einer Druckbeanspruchung auch auf Zug- und Torsionsbeanspruchung übertragen werden [86, 90]. Neben dem Split-Hopkinson Versuch und seinen Variationen werden auch klassische Zug- und Druckversuchsanordnungen eingesetzt. Durch eine angepasste Aufbringung der Belastung können höhere Umformgeschwindigkeiten bis circa $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ erreicht werden. Häufig kommen dazu Rotationsschlag- oder Fallwerke zum Einsatz [25].

Neben den genannten Verfahren können noch weitere Gruppen von Versuchsaufbauten zur Untersuchung von dynamischen Materialeigenschaften unterschieden werden. Beispiele hierfür sind ballistische Versuche wie Plate-Impact-Experimente oder Taylor-Impact-Experimente. Mit Plate-Impact-Experimenten können Umformgeschwindigkeiten bis zu 10^6 s^{-1} erreicht werden [87]. Diese Werte entsprechen zwar den dynamischen Lasten bei der Hochgeschwindigkeitszerspannung, eine gleichzeitige Überlagerung von sehr hohen plastischen Verformungen ist allerdings nicht möglich [25]. Diese kurzzeitdynamischen Versuche sind meist mit sehr hohen experimentellen Aufwänden verbunden und daher für die effiziente Materialcharakterisierung ungeeignet.

3.4.2 Inverse Methoden

Inverse Verfahren basieren auf Zerspanexperimenten, in denen die notwendigen Prozessgrößen für die Kennwertermittlung bestimmt werden. Um das zu parametrierende Materialgesetz mit den Messdaten zu verknüpfen, ist immer ein Modellansatz notwendig, der die Spanbildung in Abhängigkeit der Fließspannung beschreibt. Neben analytischen werden hierfür auch numerische Modelle der Spanbildung eingesetzt. Da für die Anwendung beider Verfahren unterschiedliche Berechnungsstrategien notwendig sind, wird in den folgenden Abschnitten in analytische und numerische Ansätze unterschieden. Für die Anwendung inverser Verfahren ist immer die experimentelle Analyse eines Zerspanversuchs notwendig. Die Kenntnis über Möglichkeiten und Grenzen der Analysemöglichkeiten ist daher von besonderem Interesse für diese Arbeit. Im letzten Abschnitt dieses Unterkapitels wird daher auf die experimentellen Analysemöglichkeiten eingegangen.

3.4.2.1 Inverse analytische Kennwertermittlung

Die in diesem Abschnitt vorgestellten Kennwertermittlungsmethoden basieren auf analytischen Beschreibungen der Spanbildung. Eine zusammenfassende Darstellung dieser Ansätze wurde in Abschnitt 3.1 gegeben. In diesem Abschnitt wird auf die Kennwertermittlungsmethoden eingegangen, die darauf basieren.

Palmer und Oxley leisteten mit der Erweiterung der Gleitlinientheorie einen bedeutenden Beitrag. Durch die Modifikation der ursprünglichen Gleichgewichtsbeziehungen ist es möglich, den Spanbildungsvorgang in Abhängigkeit eines real-plastischen Materialgesetzes zu beschreiben, das die Werkstoffverfestigung einbezieht. Dies macht die Methodik für die Ermittlung von Materialkennwerten einsetzbar. Da das von Oxley vorgestellte Spanbildungsmodell auf unterschiedliche Materialgesetze erweiterbar ist, ist es für die Kennwertermittlung vielfältig nutzbar. Für die Bestimmung der Materialkennwerte wird das analytische Modell mit einem Optimierungsalgorithmus gekoppelt. Die Zerspanversuche dienen dazu, experimentelle Vergleichsgrößen zu ermitteln. Mithilfe des analytischen Modells werden äquivalente Größen zu den Versuchsdaten berechnet. Durch den Optimierungsalgorithmus werden die Materialkennwerte des Materialgesetzes iterativ angepasst, bis gemessene und berechnete Werte eine minimale Abweichung aufweisen. Die so ermittelten Materialkennwerte können für die Beschreibung der Fließspannung eingesetzt werden.

Mathew präsentierte 1993 einen Ansatz um Materialkennwerte abzuleiten, der auf Oxleys Modell der Spanbildung basiert. Mathew nutzte semi-orthogonale Zerspanversuche auf einer Drehmaschine mit einem Einstellwinkel von 45° und ermittelte Werkstoffkennwerte für das ursprünglich von Oxley integrierte Materialgesetz. Allerdings erfolgte noch keine iterative Anpassung der Werkstoffkennwerte [91]. Ebenfalls auf Oxleys Theorie basierend entwickelte Shatla 1999 einen Rechencode, den er mit einem Optimierungsalgorithmus gekoppelt hat. Das Ziel der Arbeit lag erstmals darin, Werkstoffkennwerte zu bestimmen, die für die Modellierung von FEM-Simulationen nutzbar sind. Der Algorithmus wurde durch einen Vergleich zwischen den experimentell ermittelten Prozesskräften sowie den berechneten Daten gesteuert. Shatla verwendete einen Nuten-Fräsprozess an einer dünnen Platte, um die Prozesskräfte unter orthogonalen Spanbedingungen zu erzeugen. Zudem entwickelte Shatla erste Methoden, um Oxleys ursprüngliche Theorie für die Nutzung weiterer Fließspannungsmodelle zu erweitern. Eine Besonderheit stellte daher die Integration eines modifizierten Johnson-Cook Modells mit sieben Werkstoffparametern dar [92]. Später wiesen Shatla et al. auf die Schwierigkeiten hin, die aus der Nichtlinearität des Johnson-Cook Modells und der damit verbundenen Optimierungsaufgabe entstehen. Die Methode ist anfällig für lokale Optima und ermittelt teilweise physikalisch nicht eindeutige Parameterkombinationen [80, 93]. Sartkulvanich erweiterte Shatlas ursprünglichen Ansatz, indem er zusätzliche Messgrößen integrierte, die auf der geometrischen

Vermessung der primären und sekundären Scherzone basieren [94, 95]. Weitere Arbeiten, die Oxleys Ansatz nutzen, sind von Özel und Zeren [80, 96] vorgestellt worden. Eine Ergänzung von Oxleys Ansatz auf weitere Typen von Materialmodellen stellte Adibi-Sedeh vor, der das Johnson-Cook Modell, das lastpfadabhängige Modell von Maekawa et al. sowie das MTS-Modell integrierte [97]. Eine neuere Arbeit von Laakso et al. erweitert den Ansatz von Sartkulvanich [98, 99]. Laakso verwendete gemessene Spandicken und Temperaturen, um die Lastbedingungen in den Umformzonen zu bestimmen. Der Ansatz stellt eine Näherung dar, da die Dehnungen und Dehnraten indirekt über das Scherzonenmodell aus den Spandickenmessungen einfließen.

Chandrasekaran et al. nutzten ebenfalls einen inversen Ansatz zur Kennwertermittlung [85]. Im Fall einer kontinuierlichen Spanbildung wird der Zusammenhang zwischen den Messgrößen und den inneren Belastungsgrößen durch Oxleys Modell hergestellt. Im Fall der Scherspanbildung verwendeten Chandrasekaran et al. ein Modell von Li et al. [100]. Die experimentellen Daten sind durch Fräsversuche ermittelt worden. Um geeignete Startwerte zu bestimmen, kamen Split-Hopkinson Versuche an Hutproben zum Einsatz.

Neben dem Modell von Oxley wird in der Literatur ein analytisches Spanbildungsmodell verwendet, das 2002 von Tounsi et al. vorgestellt worden ist [101]. Ähnlich zu Oxleys Ansatz besteht es aus einer Scherzone. Auf Basis experimenteller Ergebnisse nahmen Tounsi et al. an, dass diese Zone auf beiden Seiten der Scherebene eine unterschiedliche laterale Ausdehnung aufweist. Dies stellt einen grundsätzlichen Unterschied zu Oxleys Ansatz dar, der von einer symmetrischen Ausweitung um die Scherebene ausgegangen ist. Auf diesen Annahmen basierend wurde eine Theorie entwickelt, mit der die Ermittlung der inneren Belastungsgrößen in der primären Scherzone während der Spanbildung möglich ist. Um die Werkstoffkennwerte zu ermitteln, wird die zu parametrierende Fließspannungsgleichung in das in Gl. 3-29 dargestellte Minimierungsproblem eingesetzt. Durch das analytische Modell von Tounsi et al. sowie durch geeignete Zerspanversuche ist es möglich, die Dehnung $\varphi_{(i)}$, die Dehnrates $\dot{\varphi}_{(i)}$, die Temperatur $T_{(i)}$ und die Schubfließspannung $\tau_{f(i)}$ in der primären Scherzone für bestimmte Schnittbedingungen zu berechnen. Der Index i in Gl. 3-29 beschreibt die jeweiligen Schnittbedingungen des Experiments. Die Gleichung stellt exemplarisch die Ermittlung der Materialkennwerte des J-C Modells dar. Die Parameter A, B, C, m und n werden so gewählt, dass die Summe der quadratischen Abweichungen für alle Schnittbedingungen minimal wird.

$$(A, B, n, C, m) = \min \left(\sum_{i=1}^N \left[\frac{\sigma_{f(i)}}{\sqrt{3} |\tau_{f(i)}|} - 1 \right]^2 \right) \quad \text{Gl. 3-29}$$

Pujana et al. nutzten ebenfalls den Ansatz nach Tounsi et al., um die Materialkennwerte für ein Johnson-Cook Modell sowie ein Zerilli-Armstrong-Modell

zu bestimmen [102]. Neben Prozesskraftmessungen wurde auch eine Analyse der Späne sowie thermografische Temperaturmessungen durchgeführt, um das Werkstoffverhalten in der sekundären Scherzone zu untersuchen. Weitere Beispiele für die inverse Kennwertermittlung auf Basis analytischer Ansätze sind bei Lei et al. [103], Kopac et al. [104], Daoud et al. [105] und Guo [106] zu finden.

3.4.2.2 Inverse numerische Ansätze

Eine weitere Möglichkeit zur Bestimmung von Materialkennwerten basiert auf der Nutzung von FEM-Simulationen. Das Grundkonzept basiert auf der iterativen Anpassung der Werkstoffkennwerte direkt innerhalb des Simulationsmodells, bis eine tolerierbare Abweichung zwischen den numerischen und experimentell ermittelten Daten erreicht ist. Özel und Altan stellten eine Methodik vor, mit der parallel Material- und Reibungskennwerte für die Hochgeschwindigkeitsbearbeitung eines Kunststoff-Formstahls ermittelt wurden. Dazu ist eine iterative Anpassung der Kennwerte vorgenommen worden, bis die Abweichung der Simulationsergebnisse von gemessenen Prozesskräften einen definierten Wert unterschritten hat [107]. Einen ähnlichen Ansatz verwendeten Shrot und Bäker, die ebenfalls vor dem Hintergrund der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung Johnson-Cook Kennwerte ermittelten. Dazu nutzten sie neben den Prozesskräften auch gemessene Parameter der Spanmorphologie in Verbindung mit einem Levenberg-Marquardt-Algorithmus [108]. Klocke et al. stellten eine Methodik vor, um die Johnson-Cook Kennwerte für die Werkstoffe AISI 1045 sowie Inconel 718 zu ermitteln [82]. Um die Scherspannbildung bei der Bearbeitung der Inconel-Legierung berücksichtigen zu können, verwendeten sie das Schadenskriterium nach Cockcroft and Latham [109]. Basierend auf quasistatischen Materialprüfversuchen wurden die Kennwerte für den quasistatischen und temperaturunabhängigen Teil des Johnson-Cook Modells bestimmt. Die weiteren Kennwerte, die die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit steuern, sind durch iterative Anpassungen mit einem Simulationsmodell ermittelt worden. Als experimentelle Vergleichsgrößen wurden dazu die Prozesskräfte sowie das Spandickenverhältnis verwendet. Eine Besonderheit der Arbeit liegt in der experimentellen Methodik. Als eine der ersten Arbeitsgruppen verwenden Klocke et al. einen linearen Versuchsaufbau, um den Orthogonalschnitt bestmöglich anzunähern. Die Ergebnisse können daher direkt mit denen einer zweidimensionalen Simulation verglichen werden. Ein weiterer vielversprechender Ansatz wurde 2014 von Agmell et al. vorgestellt, die einen Kalman-Filter sowie FEM-Simulationen einsetzen, um Werkstoffkennwerte invers zu bestimmen. Mit der Methode konnten Fehlerabweichungen hinsichtlich Schnittkraft und Spandickenverhältnis kleiner als zwei Prozent zu experimentell ermittelten Werten erreicht werden [81, 110]. Limitiert wird der Ansatz dadurch, dass er nur für Materialien eingesetzt werden kann, für die schon ein qualitativ hochwertiges Referenzmodell zur Verfügung steht, da für den Kalman-Filter ein Basismodell benötigt wird.

3.4.2.3 Analysemethoden

Um aus Zerspanversuchen Messdaten für die inverse Materialkennwertermittlung ableiten zu können, sind Messverfahren notwendig, mit denen die Deformationszonen während der Spanbildung (vgl. Abb. 2-3) untersucht werden können. Die Methoden hierzu können zwei unterschiedlichen experimentellen Ansätzen zugeordnet werden, zum einen der Spanwurzelanalyse und zum anderen der Mikrokinematographie [1, 2].

Spanwurzeln werden durch möglichst abrupte Unterbrechungen des Schnittvorgangs generiert. Hierfür sind unterschiedliche Mechanismen entwickelt worden. Wichtigstes Unterscheidungsmerkmal ist, ob das Werkzeug oder das Werkstück für die Schnittunterbrechung aus der Prozesszone entfernt wird. Die Entfernung des Werkstücks wird durch Soll-Bruchstellen in den Proben realisiert, die infolge der Belastung des Schneideneingriffs versagen und die Spanwurzel heraustrennen. Grundlegende Arbeiten gehen auf Buda et al. zurück, die bereits 1968 einen entsprechenden Ansatz entwickelten [111]. Neuere Arbeiten, die auf diesem Ansatz basieren, sind bei Bejjani et al. [112] und Sartkulvanich et al. [94] zu finden. Soll das Werkzeug von der Prozesszone getrennt werden, kommen sogenannte Quick-Stop-Aufbauten zum Einsatz. Diese basieren meist auf mechanischen Prinzipien.

Die ermittelten Proben werden metallographisch behandelt. Das sichtbargemachte Gefüge wird anschließend lichtmikroskopisch analysiert. Spanwurzeln stellen somit eine konservierte Momentaufnahme des Schneideneingriffs dar. Durch die im Nachgang zum Zerspanprozess durchgeführte Analyse kann rückwirkend auf die Vorgänge im Material geschlossen werden. Die Methodik der Spanwurzelanalyse wird seit Jahrzehnten eingesetzt und ist auch heute noch Stand der Wissenschaft, wie durch jüngere Arbeiten belegt werden kann [113-116]. Alle unterschiedlichen versuchstechnischen Ansätze zur Ermittlung von Spanwurzeln basieren im Kern darauf, dass Werkstück und Werkzeug schlagartig entkoppelt werden. Um die Trennung realisieren zu können, ist immer eine versuchsspezifische Zeit notwendig, da die Beschleunigung des Werkzeugs oder des Werkstücks nicht unendlich hoch sein kann. Die herausgetrennte Spanwurzel stellt daher immer nur eine Annäherung an den stationären Zustand während der Spanbildung dar. Die Analyse einer Spanwurzel erfolgt durch die Vermessung der plastischen Bereiche. Die Zonen werden dazu anhand von Texturveränderungen identifiziert und abgegrenzt. Die **Abb. 3-5** stellt bei unterschiedlichen Spanwinkeln erzeugte Spanwurzeln dar.

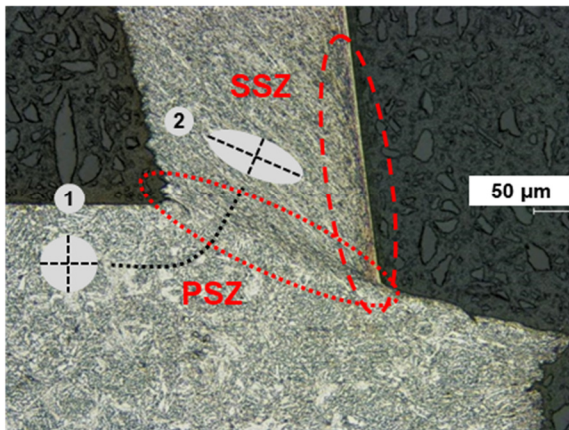
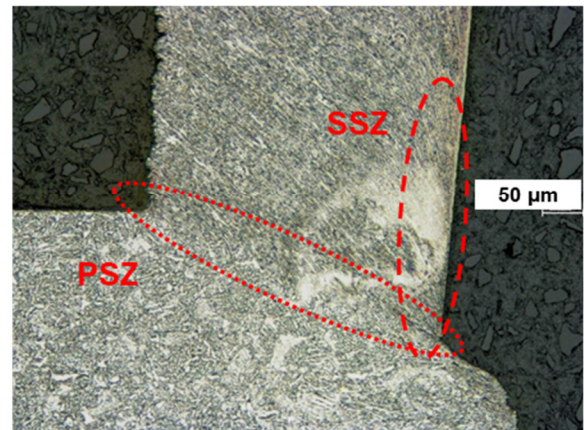
a) Spanwinkel: -6° b) Spanwinkel: 6° 

Abb. 3-5: Spanwurzeln bei unterschiedlichen Spanwinkeln mit markierten Bereichen der primären Scherzone (PSZ) und sekundären Scherzone (SSZ)

Die roten Markierungen deuten die Bereiche der primären und sekundären Scherzonen an. Die Veränderung der Mikrostruktur und die Entwicklung einer Textur in der primären Scherzone infolge der Schubverformung sind erkennbar. Die geometrische Vermessung der Ausdehnung dieser Zonen ist mit Unsicherheiten behaftet, da eine klare Bereichsabgrenzung schwer ist. Das experimentell komplexe Verfahren ist von der auswertenden Person abhängig und daher unsicherheitsbehaftet.

Neben der Spanwurzelanalyse sind weitere Verfahren entwickelt worden, um die Spanbildung direkt während des Prozesses untersuchen zu können. Die Mikrokinematographie steht dabei für eine Gruppe experimenteller Ansätze, die bereits seit den Zwanzigerjahren des vergangenen Jahrhunderts eingesetzt wird. Im Wesentlichen basiert das Verfahren auf prozessintegrierten Film- und Fotoaufnahmen, die gemeinsam mit Mikroskopen zum Einsatz kommen, um die notwendigen Vergrößerungen zu erzeugen. Die Spanbildung wird häufig durch Glasscheiben beobachtet, um eine Ebene der Spanabnahme zu erzeugen, in der tiefscharfe Aufnahmen möglich sind. Zudem wird häufig durch metallographische Präparation das Gefüge sichtbar gemacht, um Strukturen und Bereiche eindeutig unterscheiden und abgrenzen zu können. In der Literatur finden sich stark abweichende Angaben zu den maximal erreichbaren Schnittgeschwindigkeiten dieses Verfahrens. Klocke geht von 0,01 m/min aus, während Denkena 1 m/min angibt. Warnecke nutzte in seinem Aufbau ein System, das bis 2 m/min scharfe Aufnahmen ermöglicht [1, 2, 6]. Jedoch liegen alle Angaben deutlich unter den Schnittgeschwindigkeitsbereichen, die in heutigen industriellen Zerspanprozessen üblich sind. Neben der Schnittgeschwindigkeit besteht eine weitere Einschränkung dieser Verfahren darin, dass eine quantitative Auswertung reiner Filmaufnahmen nur schwer möglich ist. Grundsätzliche Phänomene wie die Fließspanbildung und die Scherspanbildung lassen sich unterscheiden. Eine Ermittlung der Dehnung oder der Dehnrates in den Umformzonen ist nicht möglich. Einige Wissenschaftler zeichnen in experimentell aufwendigen Verfahren Stromlinien nach, um mit der Anfangs-

geschwindigkeit die Bahngeschwindigkeit einzelner Werkstoffpartikel beim Durchlaufen der primären Scherzone zu bestimmen [34, 42]. Alle diese grundlegenden Arbeiten haben maßgeblich zum Verständnis der Spanbildung beigetragen und daher einen großen Beitrag geleistet.

Neuere Messmethoden zur Analyse der Spanbildung basieren auf der Verwendung des Prinzips der digitalen Bildkorrelation (engl. Digital Image Correlation, DIC). Das optische Verfahren basiert im Kern auf einer Mustererkennung, mit der in den aufgenommenen Bildern Verschiebungen einzelner Bereiche bestimmt werden. Aus den Daten können unter anderem Geschwindigkeiten, Dehnungen und Dehnraten ermittelt werden. Lee et al. setzten die Methode ein, um die primäre Scherzone bei der Blei- und Kupferzerspannung zu untersuchen. Der Aufbau ist auf eine Schnittgeschwindigkeit von 0,6 m/min beschränkt und besitzt eine Zerspanlänge von 50 mm [117]. Baizeau et al. untersuchten den Einfluss negativer Spanwinkel und der Schneidkantenverrundung auf die Beeinflussung der Werkstückoberfläche [118]. Der Aufbau basiert auf einer Bewegung des Werkzeugs und einem stationär angeordnetem Kamerasystem. Einen ähnlichen Aufbau verwendeten auch Outeiro et al., um den Einfluss der Zerspannung auf die plastische Deformation unter der Werkstückoberfläche an Kupferproben zu untersuchen [119]. Guo et al. stellten eine Studie vor, die DIC-Messungen nutzt, um bei Schnittgeschwindigkeiten von 0,06-0,6 m/min Messingproben zu untersuchen. Ziel war die Analyse der Fließdynamik sowie der Deformationsfelder, die bei dem Einsatz unterschiedlicher Werkzeuge entstehen [120]. Yeung et al. untersuchten ebenfalls reines Kupfer bei kleinen Schnittgeschwindigkeiten von 0,025 m/min mit einem DIC-Ansatz, um Spanbildungsphänomene bei der Zerspannung weicher Werkstoffe zu untersuchen [121].

3.5 Zwischenfazit

Zusammenfassend lässt sich bemerken, dass unterschiedliche Materialgesetze existieren. Vor dem Hintergrund der Simulation von Zerspanprozessen wird das empirische Materialgesetz von Johnson-Cook am häufigsten eingesetzt. Dabei handelt es sich um ein entkoppeltes Modell, das die Einflüsse der Dehnung, Dehnrates und der Temperatur auf die Fließspannung als unabhängige Größen betrachtet. Dies ist aus materialwissenschaftlicher Sicht eine Vereinfachung. Dennoch besitzt das Modell aufgrund seiner Möglichkeiten zur Integration in numerische Systeme einen hohen Verbreitungsgrad.

Neben dem mathematischen Modell zur Beschreibung der Fließspannung besitzen die materialspezifischen Kennwerte einen bedeutenden Einfluss auf die Ergebnisqualität einer simulationsbasierten Zerspananalyse. In der Literatur lassen sich zu deren Ermittlung unterschiedliche Verfahren identifizieren. Ein wesentliches Unterscheidungsmerkmal ist der Experimenttyp, der zur Bestimmung der Werkstoffdaten eingesetzt wird. Zum einen sind das Werkstoffprüfverfahren, die für

die direkte Bestimmung einer Fließkurve genutzt werden. Zum anderen sind das Zerspanprozesse, aus denen invers Materialkennwerte abgeleitet werden.

Einen Vergleich zwischen direkt sowie invers ermittelten Werkstoffdaten stellten Umbrello et al. für fünf unterschiedliche Johnson-Cook Materialdatensätze des austenitischen Edelstahls AISI 316L (Werkstoff-Nr. 1.4404) vor. Durch einen Vergleich zwischen Zerspanversuchen und Finite Elemente Simulationen ist darin ermittelt worden, dass die Spanmorphologie, die Prozesskräfte sowie die Temperaturverteilung die größten Übereinstimmungen aufweisen, wenn auf invers ermittelte Werkstoffkonstanten zurückgegriffen wird [122].

Es erscheint daher zielführend, im Rahmen der Kennwertermittlung insbesondere die inversen Methodiken weiterzuentwickeln. Dennoch wird auch in diesem Bereich von teils noch großen Abweichungen berichtet [94, 95]. Der Literaturstand zeigt, dass die genutzten Zerspanexperimente nicht direkt mit den Annahmen des analytischen Modells der inversen Rechnung übereinstimmen. Häufig werden Fräsprozesse eingesetzt. Die Messergebnisse hieraus können aber nur bedingt mit den Berechnungsergebnissen eines analytischen Orthogonalschnittmodells verglichen werden. Zudem kommen Spanwurzelnalysen zum Einsatz, um die Umformzonen zu charakterisieren. Diese Versuchsmethodik bietet Anlass zu Kritik, da sie nur eine rückwirkende Analyse des Gefüges ermöglicht. Zudem ist die Methode unsicherheitsbehaftet, da sie stark von der auswertenden Person abhängig ist.

Neuere Methoden, die auf DIC-Messungen basieren, besitzen das Potenzial einer direkten Messung der Scherdehnrate während der Spanbildung. Der Stand der Wissenschaft zeigt bisher eine starke Begrenzung dieser Messmethoden auf Schnittgeschwindigkeiten, die für industrielle Zerspananwendungen unzureichend sind. Zudem wurde die Methodik bisher nicht zur Materialkennwertermittlung eingesetzt. Aufgrund der Möglichkeiten zur prozessintegrierten Messung der Scherdehnrate und dem Potenzial, die Analyse unabhängig von der auswertenden Person zu gestalten, erscheint es sinnvoll, hier anzusetzen. Die Verbindung dieser Messmethodik mit einem inversen Rechnungsansatz bietet das Potenzial die Lastbedingungen in den plastischen Zonen gezielter zu bestimmen und die Ergebnisgüte inverser Rechnungsansätze zu erhöhen.

4 Mechanisches Verhalten der Versuchswerkstoffe

Das Hauptziel dieser Arbeit besteht darin, inverse Kennwertermittlungsmethoden weiterzuentwickeln. Um den Entwicklungsfortschritt bewerten zu können, werden zwei unterschiedliche metallische Werkstoffe für die Experimente ausgewählt. Ein Werkstoff dient als Basis für die grundlegenden Entwicklungen. An einem weiteren Werkstoff soll die Übertragbarkeit der Methodik untersucht werden. Als Versuchswerkstoff für die Methodenentwicklung wird der Vergütungsstahl C45E+N ausgewählt. Die Reproduzierbarkeit der entwickelten Methodiken wird anhand des Werkstoffs 16MnCr5 bewertet. Die Begründung für diese Auswahl erfolgt in Abschnitt 4.1.

Einer der Leitgedanken dieser Arbeit ist es, die experimentellen Methoden der Kennwertermittlung möglichst umfänglich zu betrachten. Daher sollen die Kennwerte auch mit der direkten Vorgehensweise ermittelt werden. Dieses Vorgehen bietet den Vorteil, dass hierdurch das mechanische Verhalten anhand von Fließkurven unter verschiedenen thermischen und mechanischen Lastbedingungen ermittelt wird. Die Kenntnis dieses Verhaltens ermöglicht die Auswahl eines Materialgesetzes und eine zielführende Weiterentwicklung der inversen Methoden. Das Vorgehen bietet zudem die Möglichkeit, die Materialkennwerte direkt zu bestimmen. Auf diese Weise können an vergleichbaren Werkstoffproben Materialkennwerte invers und direkt bestimmt werden. Dies ermöglicht einen unmittelbaren Vergleich der beiden Methoden. Aufwand und Nutzen beider Ansätze können so abgeschätzt und bewertet werden.

Der folgende Abschnitt stellt die Ergebnisse dieser Untersuchungen an den beiden Versuchswerkstoffen dar. Zu Beginn des Kapitels erfolgt eine Analyse der Werkstoffe durch Härtemessungen und Schliffbilder. Dadurch sollen gefügebedingte Einflüsse auf die Messergebnisse erkannt und vermieden werden. Das mechanische Verhalten der Werkstoffe wird anhand von Fließkurven bewertet, die durch Zylinderstauchversuche ermittelt worden sind. Die Versuche sind unter quasistatischen Bedingungen bei Raumtemperatur und bei höheren Temperaturen durchgeführt worden. Der Einfluss der Dehnrates auf die Verfestigung wurde im Rahmen von Split-Hopkinson Experimenten untersucht. Aus den Fließkurven dieser beiden Versuchstypen sind Ver- und Entfestigungsverläufe bestimmt worden. Mithilfe von Ausgleichsrechnungen wurden daraus die Materialkennwerte für das Materialgesetz nach Johnson und Cook abgeleitet. **Abb. 4-1** stellt die Vorgehensweise schematisch dar.

Stauchversuche (RT) Split-Hopkinson-Versuche (RT) Stauchversuche (HT)

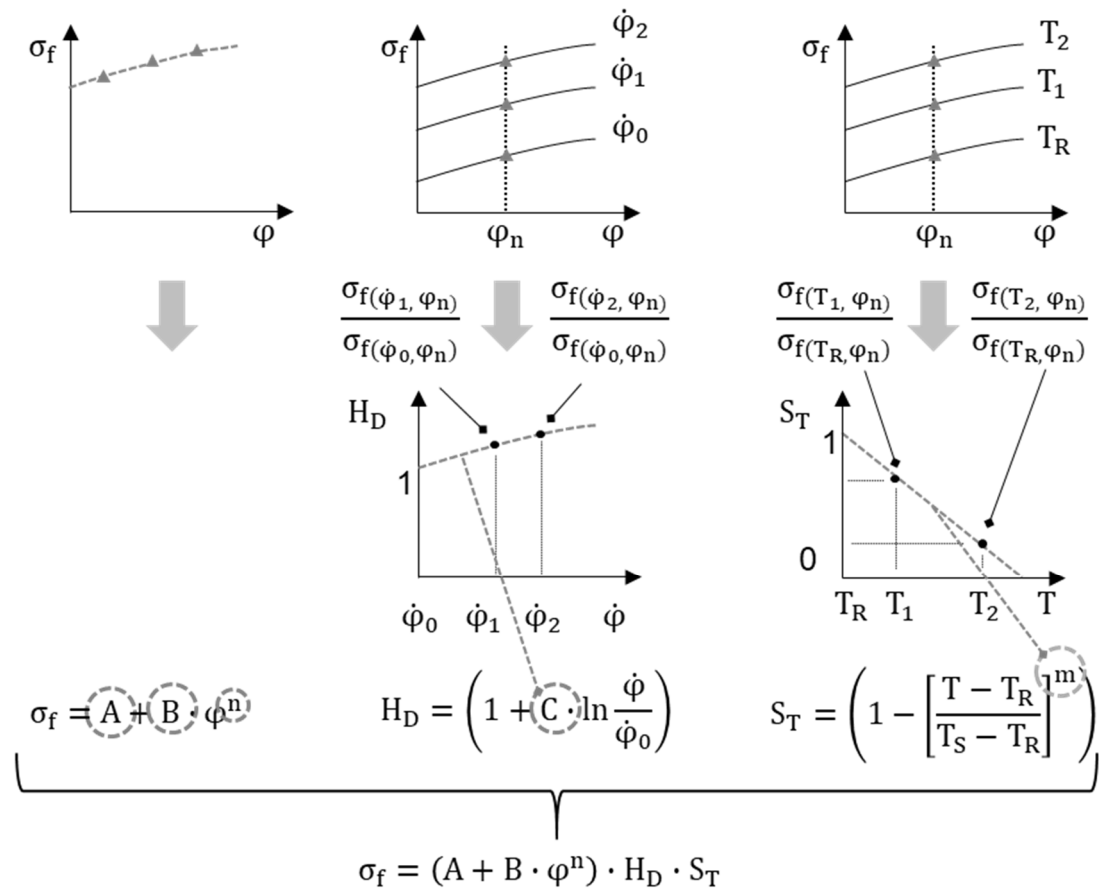


Abb. 4-1: Vorgehensweise zur Ermittlung von Materialkennwerten nach der direkten Vorgehensweise

Das Kapitel schließt mit der Entwicklung eines modifizierten Materialmodells. Dies nimmt auf werkstoffspezifische Phänomene Rücksicht, die bei der Ermittlung der Ver- und Entfestigungskurven sichtbar geworden sind. Die Ableitung des modifizierten Materialgesetzes erfolgt anhand eines methodischen Ansatzes, der unterschiedliche mathematische Formulierungen vergleicht und gezielt ein Modell auswählt.

4.1 Versuchswerkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit sind zwei Werkstoffe untersucht worden. Zum einen der Vergütungsstahl C45E (Werkstoffnummer: 1.1191) in normalgeglühtem Zustand und zum anderen der Einsatzstahl 16MnCr5 (Werkstoffnummer: 1.7131) im Anlieferungszustand (EC80 gegläht). C45E dient in veröffentlichten Untersuchungen zu spanenden Technologien häufig als Versuchswerkstoff und bietet daher eine geeignete Vergleichsbasis für die experimentellen Untersuchungen in dieser Arbeit. Um Einflüsse durch den Anlieferungszustand ausschließen zu können, wurde dieser Werkstoff im normalgeglühten Zustand untersucht. Die Übertragbarkeit des Ansatzes ist durch einen weiteren Werkstoff aus einer abweichenden Stahlgruppe untersucht worden. Der Werkstoff 16MnCr5 besitzt

einen geringeren Kohlenstoffanteil sowie zusätzliche Legierungsbestandteile. Der klassische Einsatzbereich liegt in der Zahnradsfertigung, die überwiegend spanend bearbeitet werden. In den Materialbibliotheken der Simulationssysteme AdvantEdge und DEFORM sind derzeit keine Materialkennwerte des Werkstoffs zu finden. Im Vergleich zu dem Vergütungsstahl C45E sind weniger konkrete Modellparameter veröffentlicht, sodass die Untersuchung dieses Werkstoffs von besonderem Interesse ist. **Tab. 4-1** stellt die chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe dar.

Tab. 4-1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe

Werkstoff	C45E+N [123]							
Element	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mo	Ni
Massenanteil in %	0,45-0,52	0,12-0,4	0,48-0,82	max. 0,4	max. 0,036	max. 0,042	max. 0,1	max. 0,4
Werkstoff	16MnCr5 [124]							
Element	C	Si	Mn	Cr	P	S		
Massenanteil in %	0,14-0,19	max. 0,4	1,0-1,3	0,8-1,1	max. 0,025	max. 0,035		

Aus der Streubreite der chemischen Zusammensetzung ergeben sich signifikante Einflüsse auf das mechanische Verhalten der Werkstoffe. Doege et al. [125] haben diesen Einfluss untersucht. Dazu wurden Proben in Zylinderstauchversuchen bei Raumtemperatur und unter Temperaturvariation verglichen. Die Proben lagen am unteren und am oberen Ende des Toleranzbands der chemischen Zusammensetzung für den Werkstoff C45E. Die Versuche sind im weichgeglühten Zustand in einem Plastometer durchgeführt worden. Besonderheit dieser Versuchsführung war die konstante wahre Dehnrates, die durch einen mechanischen Nockenmechanismus realisiert wurde. **Abb. 4-2** stellt die Streubreite der ermittelten Fließkurven bei unterschiedlichen Temperaturen und chemischen Zusammensetzungen dar.

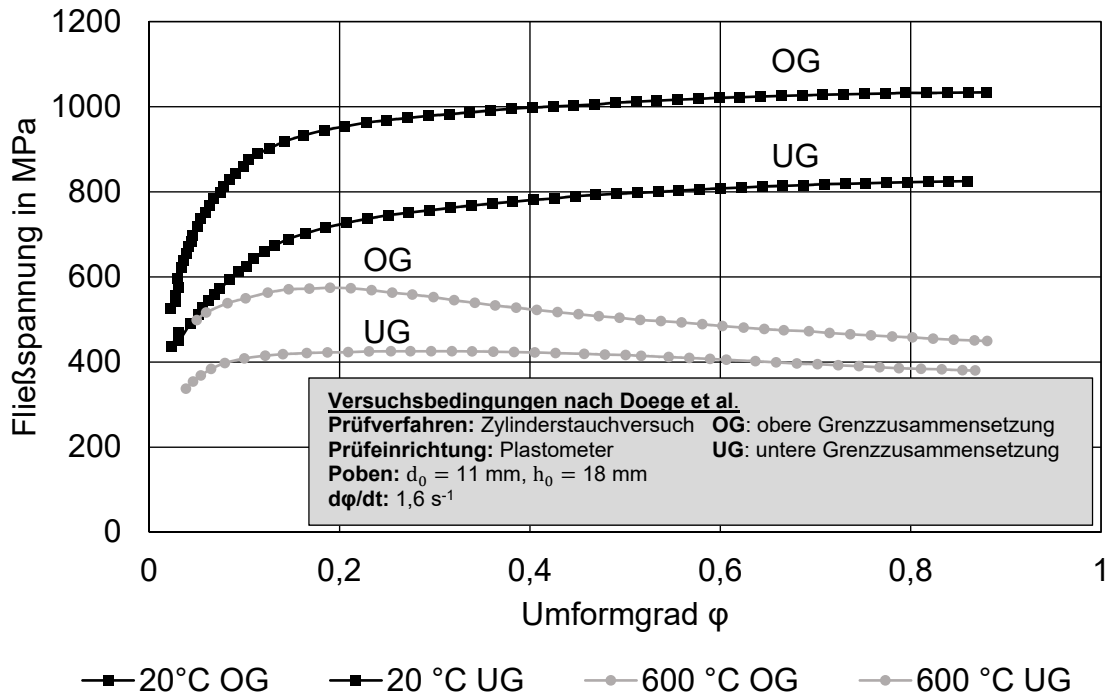


Abb. 4-2: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Fließkurven von C45E, Daten entnommen von [125]

Bei Raumtemperatur zeigen sich Abweichungen von circa 200 MPa zwischen der oberen Grenzzusammensetzung (OG) und der unteren Grenzzusammensetzung (UG). Bei einem Vergleich der Kurven fällt auf, dass diese Abweichungen nicht konstant sind. Während bei Raumtemperatur ab einer plastischen Dehnung von circa 0,1 noch eine annähernd konstante Differenz zwischen der oberen und der unteren Grenzzusammensetzung auftritt, zeigen die Kurven bei höheren Temperaturen Unterschiede in Abhängigkeit der Dehnung.

Im Rahmen dieser Arbeit werden experimentelle Methoden eingesetzt, für die unterschiedliche Probengeometrien notwendig sind. Die Proben werden aus verschiedenen Halbzeugen gefertigt. Um den zuvor beschriebenen Einfluss der chemischen Zusammensetzung für diese Proben bewerten zu können, werden alle Halbzeuge durch Härtemessungen charakterisiert. Zudem werden Gefügeschliffe angefertigt und verglichen. **Tab. 4-2** gibt einen Überblick über die Halbzeuge und deren Einsatzzweck im Rahmen dieser Arbeit.

Tab. 4-2: Halbzeuge und experimentelle Untersuchungen

Versuchswerkstoff: C45E+N (1.1191)			
Halbzeug:	Flachstab	Rundstab	Rundstab
Abmessungen:	30 mm x 8 mm	Ø 60 mm	Ø15 mm
Versuche:	inverse Versuche	Zerspanversuche	Stauchversuche, Split-Hopkinson Versuche
Versuchswerkstoff: 16MnCr5 (1.7131)			
Halbzeug:	Flachstab	Rundstab	Rundstab
Abmessungen:	25 mm x 10 mm	Ø 60 mm	Ø 20 mm
Versuche:	inverse Versuche	Zerspanversuche	Stauchversuche, Split-Hopkinson Versuche

4.1.1 Härtemessungen

Die Härtemessungen werden sowohl als Indikator zum Vergleich der unterschiedlichen Halbzeuge als auch zur Bewertung von querschnittsabhängigen Unterschieden innerhalb der Halbzeuge eingesetzt. An jedem Halbzeug der Lieferlose sind dazu an drei beliebigen Stellen Proben entnommen und nach dem Vickers-Verfahren vermessen worden. Die Messwerte sind beginnend vom Rand der Proben bis zur Mitte in einem Abstand von 1 mm und 2 mm ermittelt worden. Bei den rechteckigen Proben erfolgte die Messwertaufnahme entlang der längsten Probenachse. **Tab. 4-3** stellt die arithmetischen Mittelwerte der Härtewerte beider Versuchswerkstoffe für alle Halbzeuge dar.

Tab. 4-3: Ergebnisse der Härtemessungen nach dem Vickers-Verfahren

Versuchswerkstoff: C45E+N (1.1191)			
Halbzeug:	Flachstab	Rundstab Ø 15	Rundstab Ø 60
mittlere Härte:	204 HV 3	200 HV 3	204 HV 3
Standardabweichung:	8 HV 3	2 HV 3	7 HV 3
Versuchswerkstoff: 16MnCr5 (1.7131)			
Halbzeug:	Flachstab	Rundstab Ø 20	Rundstab Ø 60
mittlere Härte:	273 HV 3	241 HV 3	173 HV 3
Standardabweichung:	5 HV 3	10 HV 3	7 HV 3

Die Härtewerte des Werkstoffs C45E+N weisen unabhängig von dem untersuchten Halbzeug vergleichbare Härtewerte von circa 200 HV 3 auf. Die Härtewerte des Werkstoffs 16MnCr5 zeigen demgegenüber größerer Abweichungen. Die 60 mm

Rundstäbe besitzen eine mittlere Härte von 173 HV 3. Die Analyse der Flachproben führt zu einer mittleren Härte von 273 HV 3.

Die Verlaufsmessungen sollen zudem zeigen, ob querschnittsabhängige Härteschwankungen vorliegen. **Abb. 4-3** stellt die Ergebnisse für ausgewählte Halbzeuge dar. Die Darstellung vergleicht die Rundproben, die für die Zerspanversuche auf einer Werkzeugmaschine eingesetzt wurden, sowie die Halbzeuge, die für die inversen Versuche verwendet wurden.

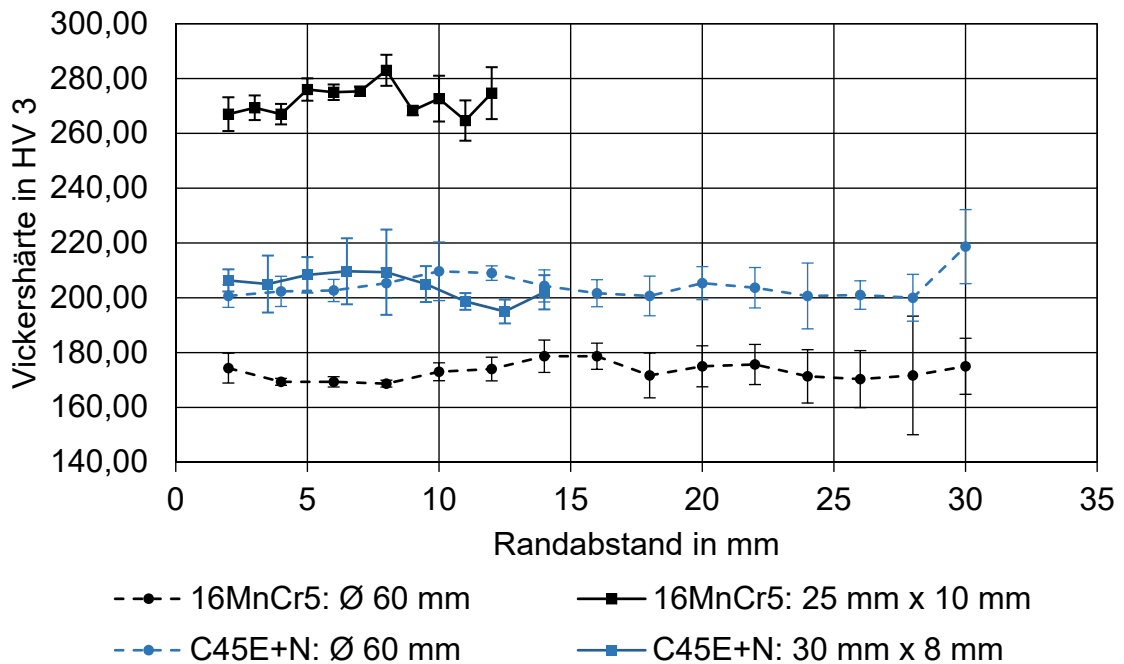


Abb. 4-3: Ergebnisse der Härteverlaufsmessungen an ausgewählten Halbzeugen

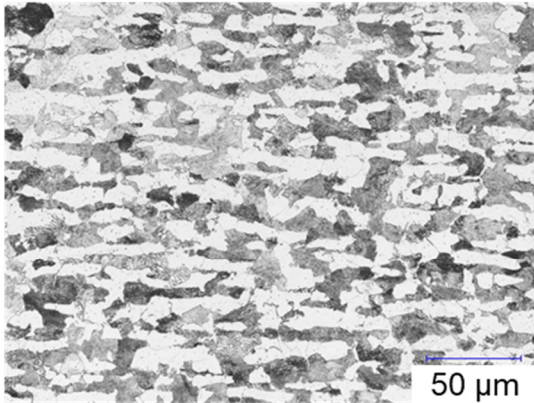
Die Querschnittsverläufe zeigen für beide Werkstoffe und beide Probenquerschnitte eine homogene Härteverteilung. Deutlich zu erkennen sind die absoluten Unterschiede der mittleren Härtewerte der 16MnCr5 Halbzeuge.

4.1.2 Gefügeschliffe

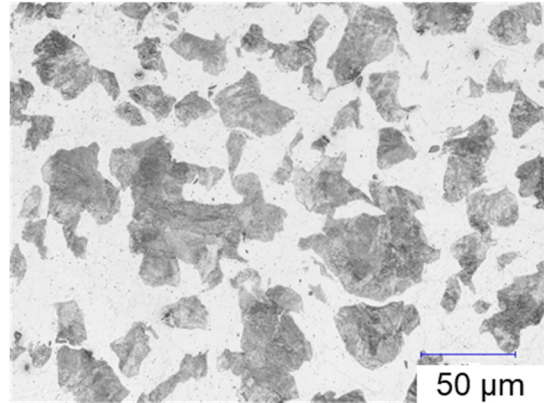
Zur Bewertung der Mikrostrukturen sind Querschliffe an allen Halbzeugen hergestellt und lichtmikroskopisch untersucht worden. **Abb. 4-4** stellt verschiedene Schliffbilder exemplarisch gegenüber. Die Proben des Werkstoffs C45E+N weisen bei allen Halbzeugen ein Ferrit-Perlit-Gefüge auf (vgl. Abb. 4-4a). An den zuvor dargestellten Härtemessungen ist zu erkennen, dass durch die Glühbehandlung querschnittsabhängige Inhomogenitäten weitestgehend entfernt worden sind. Die Gefügeschliffe zeigen bei allen untersuchten Proben vergleichbare Mikrostrukturen und bestätigen, dass die unterschiedlichen Halbzeuge vergleichbar sind. Die Schliffe an den Proben des Werkstoffs 16MnCr5 zeigen demgegenüber deutlich größere Unterschiede. Auffällig ist zum einen der Korngrößenunterschied zwischen den beiden zylindrischen Halbzeugen (vgl. Abb. 4-4b und d), der bereits bei einer rein qualitativen Beurteilung auffällt. Zum anderen besitzt die Flachprobe, die in

Abb. 4-4c dargestellt ist, kein eindeutiges Ferrit-Perlit-Gefüge. Die Struktur weist eher auf ein Zwischenstufengefüge hin, was auch mit den höheren Härtewerten korrespondiert.

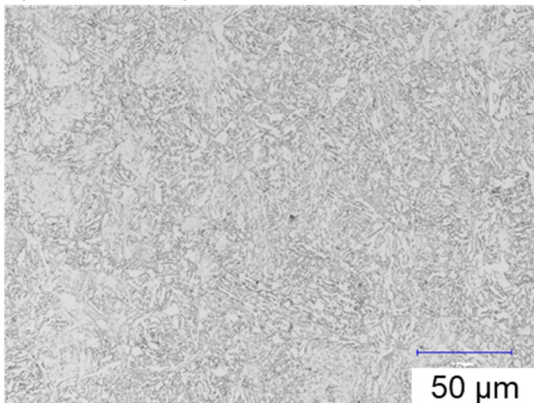
a) C45E+N (30 mm x 8 mm)



b) 16MnCr5 (Ø 60 mm)



c) 16MnCr5 (25 mm x 10 mm)



d) 16MnCr5 (Ø 20 mm)

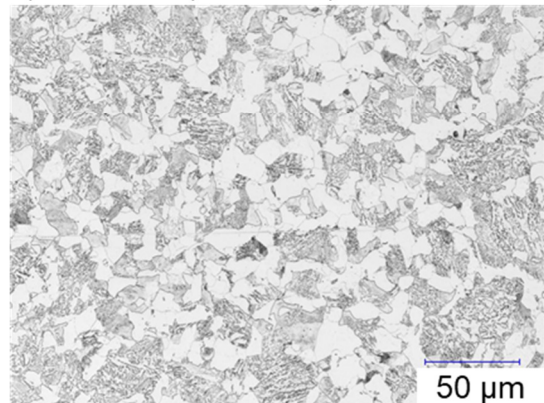


Abb. 4-4: Schliffbilder und Mikrostrukturen der unterschiedlichen Halbzeuge

Es wird daher zu bewerten sein, ob die Ergebnisse der Untersuchungen an dem Werkstoff 16MnCr5 durch diese Einflüsse überlagert werden.

4.2 Zylinderstauchversuche

Zur Untersuchung des Temperatureinflusses auf das mechanische Werkstoffverhalten stehen unterschiedliche Versuchsmöglichkeiten zur Verfügung. Grundlegende Aufbauten basieren auf Zug- oder Druckversuchen, bei denen die Prüfmaschine um eine zusätzliche Temperierungseinheit erweitert wird. Bei beiden Methoden werden während des Versuchs die erforderliche Kraft sowie die Veränderung der Probenlänge erfasst. Unter idealen Bedingungen können mit beiden Versuchen annähernd einachsige Spannungszustände im Werkstoff hervorgerufen werden. Aus diesen Daten lassen sich zwei Typen von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen ableiten. Wesentliches Unterscheidungsmerkmal sind die Bezugsdaten der Probengeometrie zur Berechnung der Spannung und der Dehnung. Werden die Messdaten auf die Probenabmessungen vor dem Versuch bezogen, führt das zur Nennspannung und Nenndehnung. Diese Darstellungsform ist besonders für Betrachtungen im elastischen Bereich interessant, da hier die

Abmessungsänderungen minimal sind. Damit können Spannung und Dehnung ohne signifikanten Fehler aus den Ausgangsabmessungen berechnet werden. Für die Auslegung von Prozessen, bei denen die plastische Deformation maßgeblich ist, spielt diese Darstellungsform allerdings nur eine untergeordnete Rolle. Hierfür werden die wahre Dehnung (Umformgrad) und die wahre Spannung (Fließspannung) ermittelt. Zur Berechnung der wahren Dehnung wird ein Dehnungsinkrement $d\varphi$ als Veränderung der Probenhöhe dh bezogen auf die momentane Probenhöhe h definiert, Gl. 4-1. Am Beispiel des Zugversuchs kann damit die wahre Dehnung aus der Nenndehnung nach Gl. 4-2 berechnet werden. Darin ist h_0 die Ausgangshöhe der Probe und ε entspricht der Nenndehnung.

$$d\varphi = \frac{dh}{h} \quad \text{Gl. 4-1}$$

$$\varphi = \int_{h_0}^h \frac{1}{h} dh = \ln \frac{h}{h_0} = \ln \frac{h_0 + \Delta h}{h_0} = \ln(\varepsilon + 1) \quad \text{Gl. 4-2}$$

Äquivalent dazu ergibt sich die wahre Spannung (Fließspannung) σ_f , indem die Kraft F auf die momentane Querschnittsfläche A der Probe bezogen wird, Gl. 4-3. Als Basis der Berechnung dient die Annahme der plastischen Volumenkonstanz nach Gl. 4-4. Darin beschreibt A_0 die Querschnittsfläche der undeformierten Proben. Damit ergibt sich die aktuelle Querschnittsfläche der Probe in Abhängigkeit der aktuellen Probenhöhe. Die Fließspannung kann somit ebenfalls aus der Nenndehnung ε und der Nennspannung σ_n berechnet werden.

$$\sigma_f = \frac{F}{A} = \sigma_n \cdot (1 + \varepsilon) \quad \text{Gl. 4-3}$$

$$A_0 \cdot h_0 = A \cdot h \quad \text{Gl. 4-4}$$

Ein Nachteil des Zugversuchs liegt in seiner Instabilität aufgrund der Wechselwirkungen zwischen geometrischer Entfestigung und metallphysikalischer Verfestigung. Zu Beginn des Versuchs ist die metallphysikalische Verfestigung aufgrund der Zunahme der Versetzungsdichte größer als die geometrische Entfestigung aufgrund der Querschnittsabnahme. Lokale Querschnittsverkleinerungen werden aufgrund dessen aufgehalten und es ergibt sich ein stabiles Verformungsverhalten. Mit zunehmender Versuchsdauer übersteigt die geometrische Entfestigung die metallphysikalische Verfestigung. Auftretende lokale Querschnittsverkleinerungen können nicht mehr kompensiert werden und die Probe schnürt ein. Durch den sich ergebenden mehrachsigen Spannungszustand ist eine Fließkurvenermittlung ohne weitere Korrekturen und Annahmen nicht mehr möglich. Sollen die Versuchsdaten für die Ermittlung von Werkstoffkennwerten zur Beschreibung von größeren Umformgraden eingesetzt werden, besitzt der Zugversuch aufgrund der zuvor beschriebenen Wechselwirkung Nachteile.

Im Druckversuch bleibt die Verformung aufgrund der stetigen Querschnittszunahme stabil, sodass größere Umformgrade erreicht werden. Als nachteilig ist allerdings zu bewerten, dass zwischen den Probenstirnflächen und den Druckstempeln Reibungskräfte wirken und die Messergebnisse beeinflussen. Infolge der Stirnflächenreibung wird das Fließen des Werkstoffs an den Berührflächen eingeschränkt, was zu einer Abweichung von der zylindrischen Form der Probe führt. Diese Abweichung führt zu mehrachsigen Spannungszuständen und muss daher durch eine entsprechende Probengestalt und Schmierung minimiert werden.

4.2.1 Versuchsbeschreibung

Im Rahmen der Untersuchungen dieser Arbeit sind Zylinderstauchversuche in einem Temperaturbereich von 20 °C bis 1200 °C durchgeführt worden. Der grundlegende Versuchsaufbau auf einer Universalprüfmaschine vom Typ Z600 der Firma Zwick/Roell ist in **Abb. 4-5** dargestellt. Die Probe wird konzentrisch zwischen zwei Stahl-Druckstempeln platziert. Der untere Stempel ist ortsfest, der obere Stempel ist an einer Traverse fixiert. Die Traverse bewegt sich mit der Traversengeschwindigkeit v_T und die Probe wird zwischen den Druckstempeln verformt.

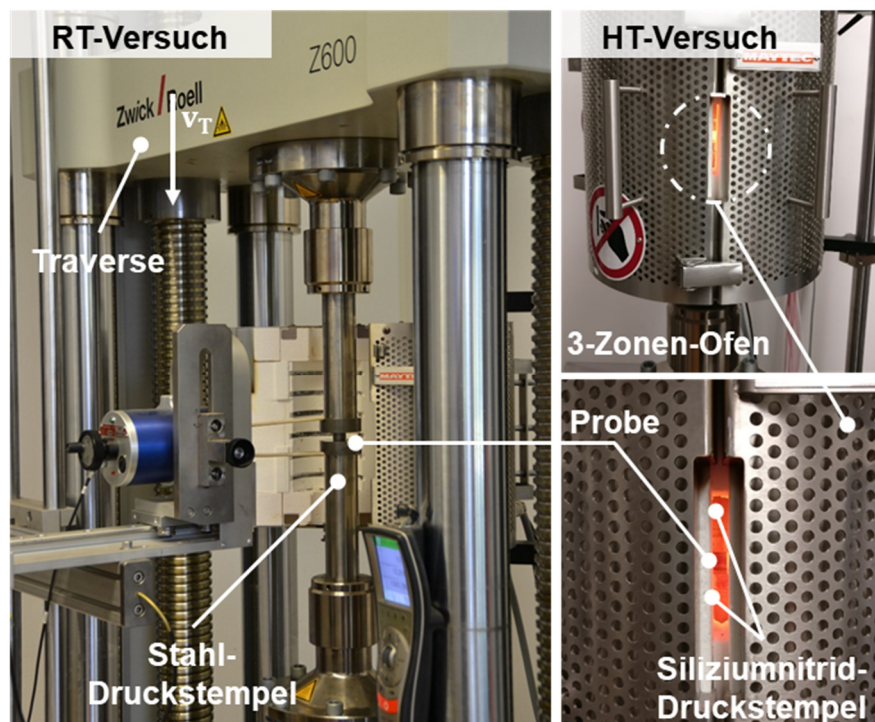


Abb. 4-5: Versuchsaufbau der temperaturabhängigen Stauchversuche

Bei Versuchen oberhalb der Raumtemperatur erfolgt die Temperierung der Proben durch einen geregelten 3-Zonen-Ofen. Die Temperatur der Probe wird durch ein Kontaktthermometer an der Umfangsseite bestimmt. Zudem werden Siliziumnitrid-Druckstempel verwendet.

Damit die Fließkurven für die Kennwertermittlung nutzbar sind, müssen die Versuche bei einer konstanten wahren Dehnrates durchgeführt werden. Die wahre Dehnrates ergibt sich aus dem Verhältnis der Traversengeschwindigkeit zur aktuellen Probenhöhe. Die Berechnung erfolgt nach Gl. 4-5. Darin beschreibt v_T die Traversengeschwindigkeit der Prüfmaschine.

$$\dot{\varphi} = -\frac{v_T}{h} \quad \text{Gl. 4-5}$$

Um die wahre Dehnrates konstant zu halten, ist es erforderlich die Traversengeschwindigkeit der Prüfmaschine kontinuierlich an die sich verändernde Probenhöhe anzupassen. In früheren Untersuchungen von Doege et al. [125] ist dazu ein Plastometer verwendet worden, das die Traversengeschwindigkeit durch einen Nockentrieb mechanisch an die aktuelle Probenhöhe anpasst. Im Rahmen dieser Versuche ist die Maschinensteuerung genutzt worden, um die Dehnrates zu regeln. Neben einer konstanten wahren Dehnrates ist sicherzustellen, dass die thermische Belastung über den gesamten Versuchszeitraum isotherm ist. Als Grundregel kann angenommen werden, dass Dehnrates größer als 10^{-3} s^{-1} durch die entstehende Umformwärme beeinflusst werden [126]. Für die Zylinderstauchversuche im Rahmen dieser Arbeit wurde eine wahre Dehnrates von $\dot{\varphi} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ verwendet und davon ausgegangen, dass die Fließkurven isotherm sind.

Zur Erfassung der aktuellen Probenhöhe werden bei Raumtemperaturversuchen häufig Extensometer eingesetzt, die die Längenänderung direkt an der Probe messen. Vorteil ist, dass elastische Verformungen der Prüfmaschine gegenüber den Wegmessungen an der Traverse einen vernachlässigbaren Einfluss besitzen. Bei Hochtemperaturversuchen, wie sie im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt worden sind, kann das Extensometer nicht direkt an der Probe angebracht werden. Die Längenänderung muss über Messschneiden aus hitzebeständigem Material erfasst werden. Zudem ist das Extensometer von der Wärmequelle abzuschirmen. Vorversuche haben gezeigt, dass dieser Aufbau häufig zu Messfehlern führt, da die Anbringung der Messschneiden mit dem zur Verfügung stehenden System aufwendig und nicht ausreichend reproduzierbar war. Um bei allen Versuchen vergleichbare Bedingungen sicherzustellen, wurde eine belastungsabhängige Verformungskurve der Prüfmaschine erstellt und als Korrekturkurve hinterlegt. Damit wurden die elastischen Verformungen der Prüfmaschine in Abhängigkeit der Lastbedingungen kompensiert.

Eine weitere wichtige Einflussgröße auf die Ergebnisse ist die Reibung zwischen der Probe und den Druckstempeln. Um diese zu reduzieren, werden Schmiermittel verwendet und die Probenstirnfläche entsprechend gestaltet. Daneben existieren Ansätze, die versuchen, den Reibungseinfluss auf die Fließkurve zu quantifizieren und die Messergebnisse zu korrigieren. Zur Reibungsminimierung während des Versuchs werden Rastegajew-Proben eingesetzt, in deren Stirnflächen zylindrische

Taschen eingearbeitet werden. Die Berührungsflächen entsprechen somit nur noch Kreisringen. Die Taschen sind während des Versuchs mit Schmiermittel gefüllt, um so die Reibung zwischen den Stauchpartnern zu reduzieren. Methoden zur nachträglichen Reibungskompensation basieren in der Regel auf dem Effekt, dass mit zunehmendem Probenschlankheitsgrad der Reibungseinfluss minimiert wird [127]. Theoretisch betrachtet kann somit durch eine Steigerung des Schlankheitsgrads gegen Unendlich die Berührungsfläche zwischen Probe und Druckstempel zu null reduziert und ein reibungsfreier Zustand erreicht werden. Dazu werden Versuche mit unterschiedlichen Schlankheitsgraden durchgeführt, durch Extrapolation kann so ein reibungsfreier Zustand ermittelt werden. Emde stellt die Vorgehensweise am Beispiel einer Aluminiumlegierung (AA6060) und eines Vergütungsstahls (42CrMo4) vor. Ein Vergleich der Ergebnisse mit Rastegajew-Versuchen an identischen Werkstoffproben zeigt eine hohe Übereinstimmung [128]. Als nachteilig ist allerdings zu bewerten, dass die Vorgehensweise aufwendig ist, da für jede Temperatur und jeden Werkstoff mit mehreren Schlankheitsgraden Versuche durchgeführt werden müssen.

Um die Reibung im Rahmen der Versuche dieser Arbeit zu reduzieren, erfolgt die Gestaltung des Schlankheitsgrads der Probe sowie eine entsprechende Schmiermittelauswahl. Zur Probenauslegung sind Stauchversuche bei Raumtemperatur mit unterschiedlichen Schlankheitsgraden durchgeführt worden. **Abb. 4-6** stellt einen Vergleich verschiedener Schlankheitsgrade einfacher Zylinderproben des Werkstoffs C45E+N bei Raumtemperatur dar.

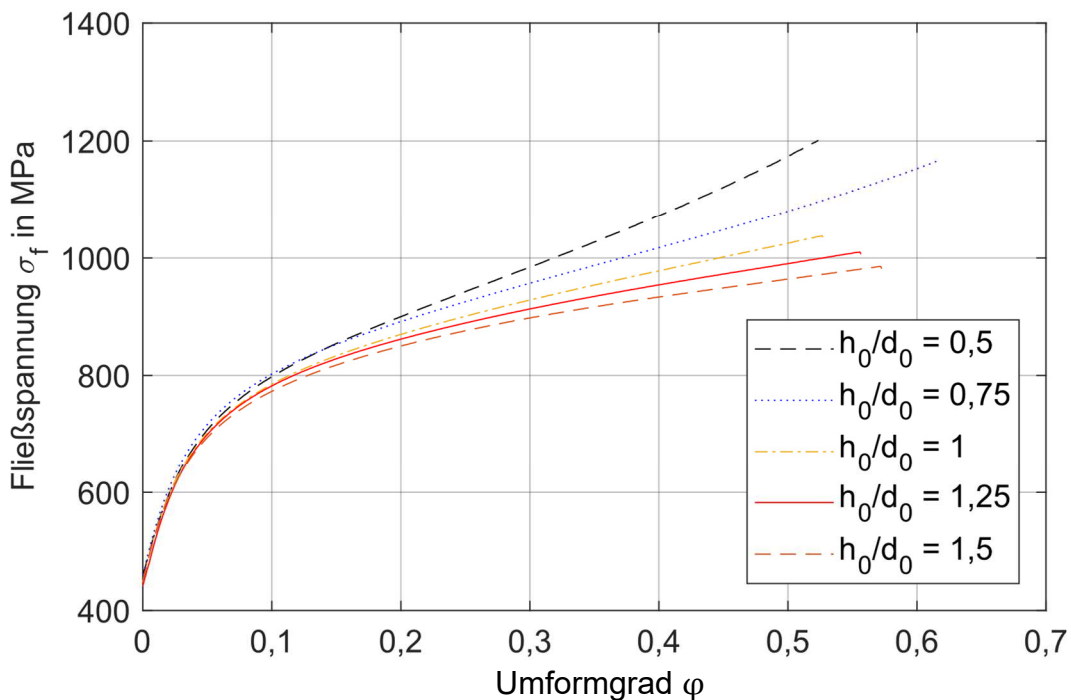


Abb. 4-6: Vergleich verschiedener Fließkurven des Werkstoffs C45E+N bei unterschiedlichen Probenschlankheitsgraden ohne Schmiermaschine

Erwartungsgemäß zeigt sich mit zunehmendem Umformgrad eine größere Abweichung zwischen den unterschiedlichen Schlankheitsgraden. Mit steigendem Schlankheitsgrad nimmt die Fließspannung ab. Der Effekt zeigt sich bei größeren Umformgraden deutlich. Neben einfachen Zylinderproben ohne Schmier tasche sind die Versuche ebenfalls mit Rastegajew-Proben durchgeführt worden. **Abb. 4-7** stellt die mit Schmier tasche ermittelten Kurven gegenüber.

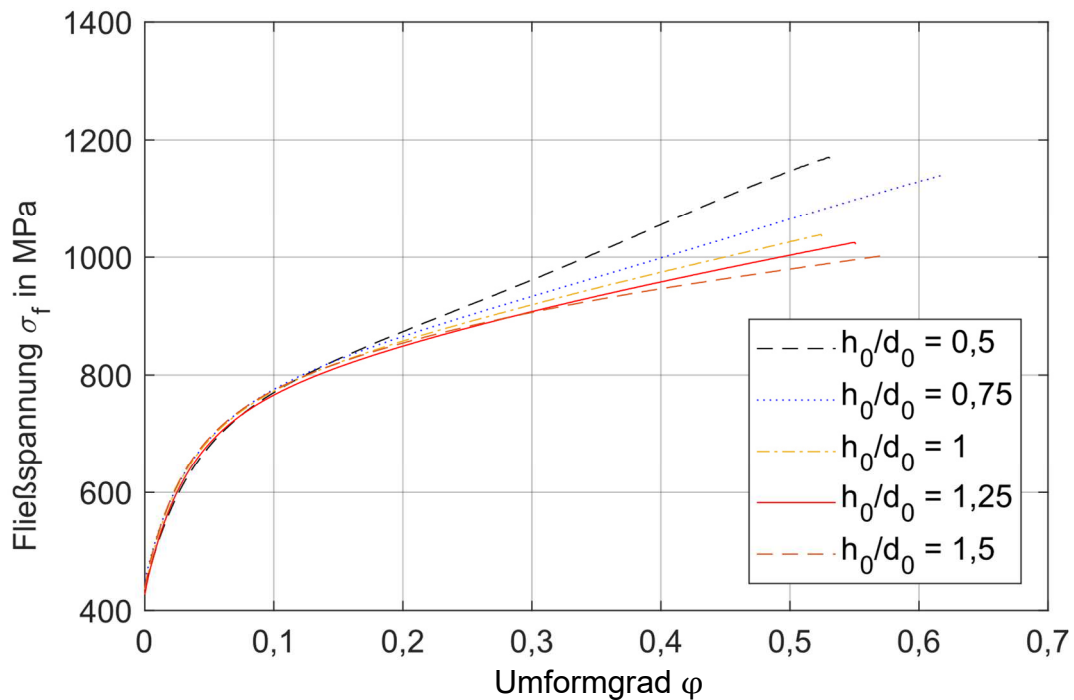


Abb. 4-7: Vergleich verschiedener Fließkurven des Werkstoffs C45E+N, bei unterschiedlichen Probenschlankheitsgraden mit Schmier tasche

Die Versuche mit den Rastegajew-Proben weisen vergleichbare Tendenzen wie die Proben ohne Schmier tasche auf. Mit größer werdendem Umformgrad zeigt sich ebenfalls eine starke Abhängigkeit der Fließspannung von dem Schlankheitsgrad. Die Proben mit den höheren Schlankheitsgraden (1/1,25/1,5) zeigen nahezu identische Fließspannungswerte zu den Proben ohne Schmier tasche. Die kleineren Schlankheitsgrade (0,5/0,75), bei denen die Reibung einen größeren Einfluss besitzt, weisen im Vergleich zu den Zylinderproben ohne Schmier tasche geringere Fließspannungswerte auf, was auf die reibungsmindernde Wirkung der Schmier tasche hindeutet. Da der Reibungseinfluss mit zunehmendem Schlankheitsgrad der Probe geringer wird, sind die Versuche mit einem h_0/d_0 Verhältnis von 1,5 durchgeführt worden. Die Vergrößerung des Schlankheitsgrads erhöht allerdings auch die Anforderungen an die Fertigungsgenauigkeit der Probe, da die Knickgefahr steigt und die Proben bereits bei geringen Abweichungen der Parallelität beider Stirnflächen während des Versuchs verlaufen. Im Rahmen dieser Versuche sind die Stirnflächen der Proben daher zusätzlich geschliffen worden, um eine möglichst hohe Parallelität zu gewährleisten.

Die Schmierung ist temperaturabhängig. Geeignete Schmierpläne in Abhängigkeit der Versuchstemperatur sind in der Literatur zu finden [125]. Häufig werden Mehrzweckfett, Paraffin, Graphit und Polytetrafluorethylen als Schmiermittel bis circa 300 °C genannt. Horwatitsch weist zudem auf Molybdändisulfid (MoS_2) hin, das bis 320 °C anwendbar ist [129]. Bei höheren Temperaturen werden häufig Glaspulver eingesetzt, die sich aufgrund der Temperatureinwirkung verflüssigen und eine Schmierwirkung entfalten. Bei der Verwendung von Glaspulvern ist darauf zu achten, dass das Pulver bei der entsprechenden Versuchstemperatur eine ausreichende Viskosität aufweist, damit die Schmierwirkung gegeben ist. In vorgelagerten Versuchsreihen sind daher für die unterschiedlichen Versuchstemperaturen im Bereich von 20 °C bis 1200 °C geeignete Schmiermittel identifiziert worden. Insbesondere die Einbringung von pulverförmigen Schmiermitteln wird durch eine Schmiertasche erleichtert und ermöglicht eine genauere und reproduzierbarere Positionierung der Probe. **Tab. 4-4** fasst die wesentlichen Versuchsbedingungen der Zylinderstauchversuche zusammen.

Tab. 4-4: Versuchsbedingungen der Zylinderstauchversuche

Versuchswerkstoffe:	C45E+N, 16MnCr5
Versuchstemperaturen T_V :	20 °C bis 1200 °C
Probengeometrie:	$h_0 = 21$ mm und $d_0 = 14$ mm
Probentypen:	Rastegajew-Proben
wahre Dehnrates $\dot{\varphi}$:	0,001 s ⁻¹ (konstant, geregelt)
Temperierung:	geregelter 3-Zonen-Ofen
Heizrate:	15 K/Minute
Schmierung:	MoS_2 -Fett, PTFE, Glaspulver
Maschine:	Zwick/Roell Z600
Wegmessung:	Traversenweg (kompensiert)

4.2.2 Fließkurven der Werkstoffe C45E+N und 16MnCr5

Abb. 4-8 stellt die mit dem zuvor erläuterten Versuchsaufbau ermittelten Fließkurven des Werkstoffs C45E+N im Temperaturbereich zwischen 20 °C bis 1200 °C dar. Um den Einfluss von Messunsicherheiten gerecht zu werden, sind die Versuche bei jeder Temperatur drei Mal wiederholt und eine Mittelwertkurve gebildet worden. Die Darstellung der Kurven erfolgt ab der Dehngrenze, die für jede Kurve individuell ermittelt wurde. Zudem wurden die elastischen Dehnungsanteile abgezogen, sodass der plastische Bereich bereits bei einer Dehnung von null beginnt. Diese Modifikation der gemessenen Kurven ist zulässig, da die elastischen Anteile durch das starr-plastische Johnson-Cook Modell nicht wiedergegeben und in den Finite Elemente Simulationen vernachlässigt werden. Bei den Ausgleichsrechnungen zur Kennwertermittlung können so höhere Abbildungsgüten erreicht werden.

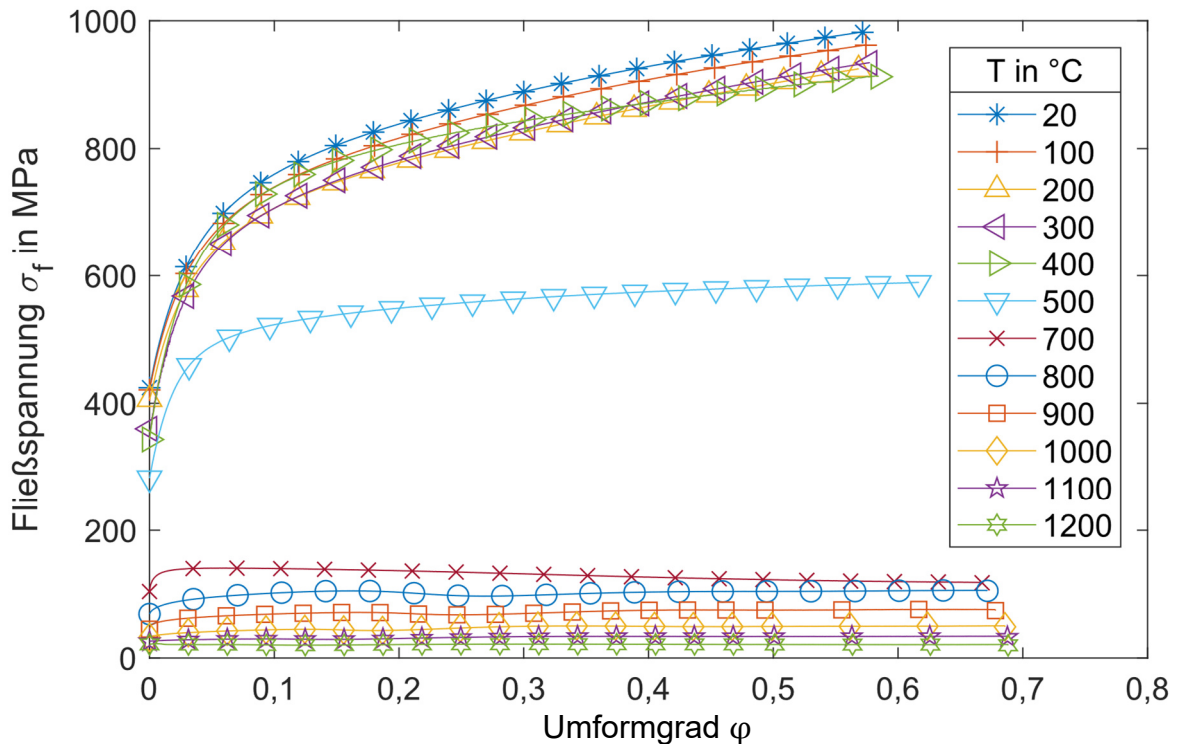


Abb. 4-8: Fließkurven des Werkstoffs C45E+N im Temperaturbereich von 20 °C bis 1200 °C

Die ermittelten Fließkurven zeigen eine deutliche Abnahme der Fließspannung mit zunehmender Temperatur. So zeigen die geringste und die höchste Temperatur erwartungsgemäß auch die höchste und die niedrigste Fließspannung. Auffällig ist, dass nach einer Abnahme der Fließspannung infolge der Temperatursteigerung von 20 °C auf 200 °C, die Verläufe der 300 °C- und 400 °C-Kurven teilweise höhere Werte als die 200 °C-Kurve aufweisen. Bis auf diese Ausnahmen erfolgt die weitere Abnahme aller Kurven erwartungsgemäß in der Reihenfolge der Temperatursteigerung. Neben der Höhe der Fließspannung weisen die Verläufe auch über die Umformgrade Unterschiede auf. Bis 500 °C zeigen die Kurven eine Verfestigung mit steigendem Umformgrad, die durch den Anstieg der Versetzungsdichte zu erklären ist. Die Kurven oberhalb von 500 °C zeigen eine verminderte Neigung zur Verfestigung. Deutlicher wird dies bei Betrachtung von **Abb. 4-9**, in der die Fließspannung für fünf unterschiedliche, konstante Umformgrade über der Versuchstemperatur dargestellt ist.

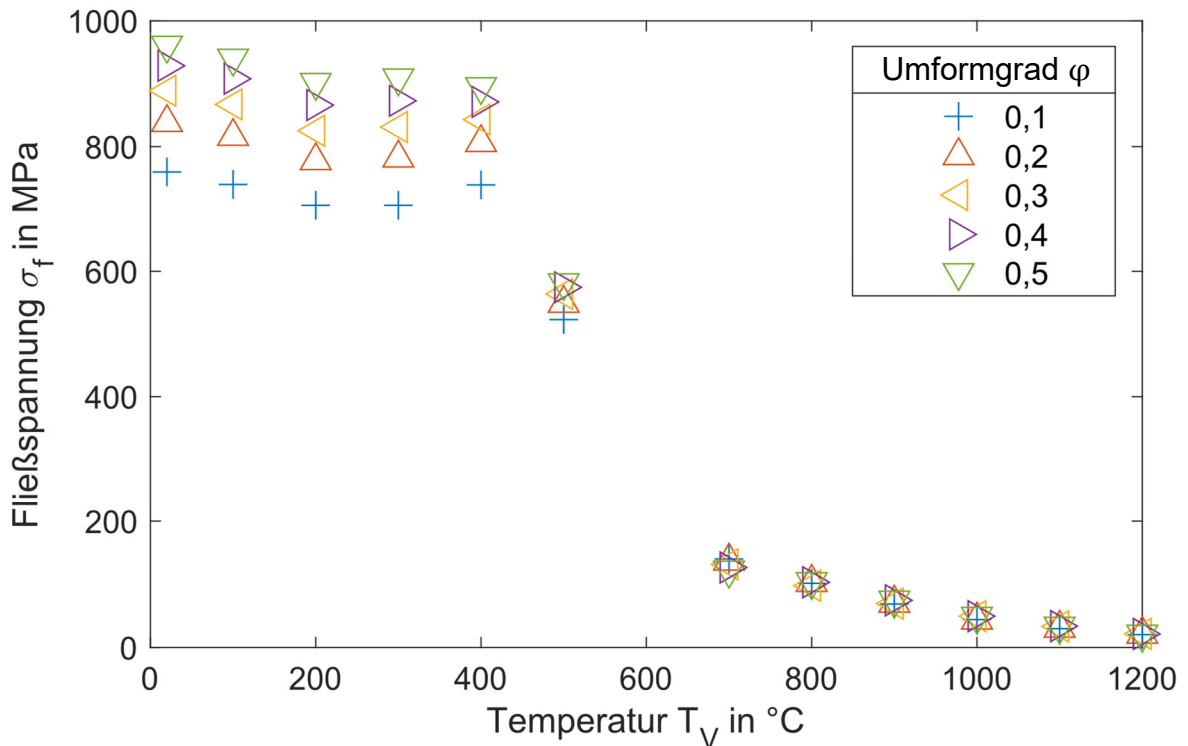


Abb. 4-9: Thermische Erweichung des Werkstoffs C45E+N bei verschiedenen Umformgraden

Die Versuche bis 500 °C zeigen noch eine deutliche Abhängigkeit der Fließspannung vom Umformgrad. So weisen die höheren Umformgrade auch die höheren Fließspannungswerte auf. Mit geringeren Umformgraden sinken auch die Fließspannungswerte, was durch die niedrigere Verformungsverfestigung an diesen Punkten auch zu erwarten ist. Die Versuche oberhalb von 500 °C zeigen eine geringere Abhängigkeit der Fließspannung von den Umformgraden, was auf die verminderte Neigung zur Verfestigung beziehungsweise den nahezu konstanten Verlauf der Fließkurven zurückgeführt werden kann.

Analog zur Darstellung in Abb. 4-8 stellt **Abb. 4-10** die Fließkurven des Werkstoffs 16MnCr5 dar. Für diesen Werkstoff sind die Fließkurven in einem Temperaturbereich von 20 °C bis 800 °C ermittelt worden. Wie bereits bei dem Werkstoff C45E+N beobachtet, erfolgt auch hier im Temperaturbereich von 20 °C bis 200 °C eine Abnahme der Fließspannung, die sich durch eine parallele Verschiebung der Fließkurven bemerkbar macht. Wie zuvor weisen auch hier die Fließkurven bei 300 °C und 400 °C keine Entfestigung auf. Die 300 °C-Fließkurve liegt bereits über dem Niveau der 200 °C-Kurve und die 400 °C-Kurve liegt bis zu einem Umformgrad von circa 0,4 über der Raumtemperaturkurve.

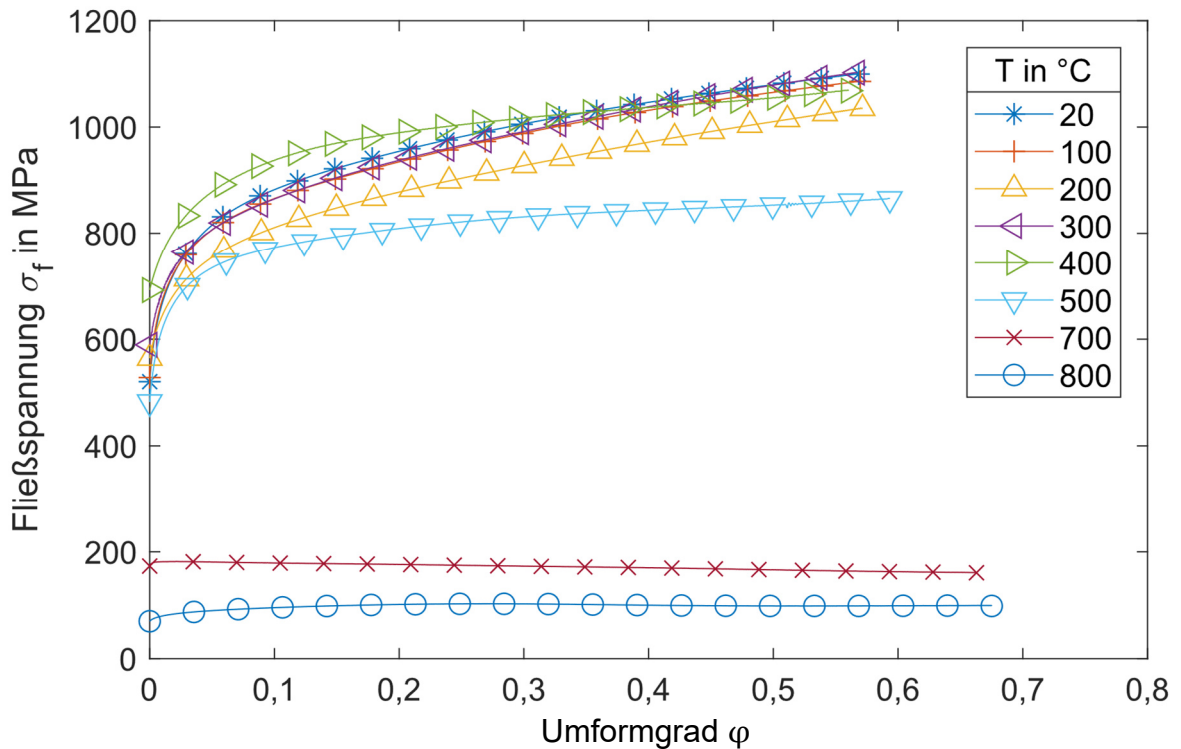


Abb. 4-10: Fließkurven des Werkstoffs 16MnCr5 im Temperaturbereich von 20 °C bis 800 °C

Analog zu Abb. 4-9 zeigt **Abb. 4-11** die thermische Erweichung des Werkstoffs in Abhängigkeit von fünf verschiedenen Umformgraden. Wie bereits erläutert, weisen die Stauchversuche bei Temperaturen unterhalb von 500 °C eine Verformungsverfestigung auf. Dies zeigt sich durch die Abhängigkeit der Fließspannungswerte von den verschiedenen Umformgraden. Bei Temperaturen oberhalb von 500 °C ist diese Abhängigkeit nicht mehr ausgeprägt, da die Kurven konstant, nahezu unabhängig von den Umformgraden verlaufen.

Bei beiden untersuchten Werkstoffe lässt sich somit ein tendenziell ähnliches Verhalten beobachten, das wie folgt zusammengefasst werden kann.

- Bei allen Versuchen ist eine Verringerung der Fließspannung mit Steigerung der Versuchstemperatur zu beobachten.
- Die Fließkurven beider Werkstoffe weichen bei Temperaturen von 300 °C und 400 °C von diesem Trend ab und zeigen eine Verfestigung. Bei dem Werkstoff 16MnCr5 ist diese Verfestigung so groß, dass die Fließspannung teilweise über die Werte bei Raumtemperatur hinausgeht.
- Die beiden untersuchten Werkstoffe zeigen eine Abnahme der Neigung zur Verformungsverfestigung mit zunehmender Versuchstemperatur.

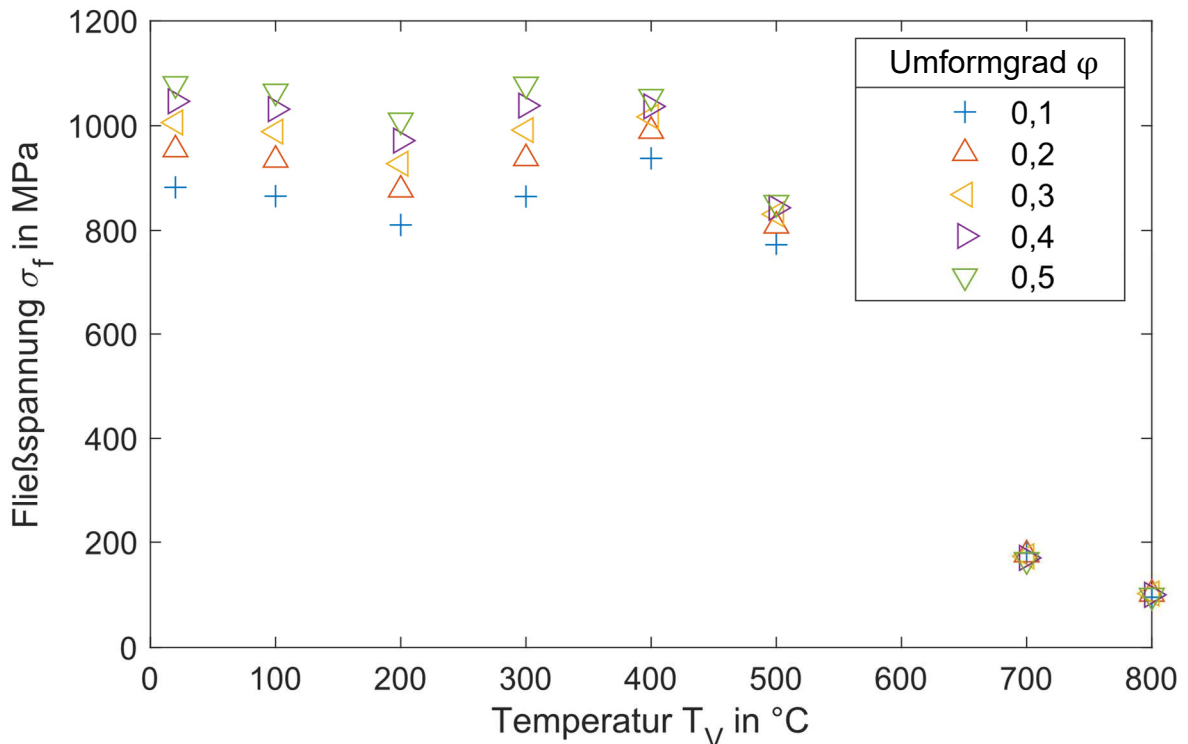


Abb. 4-11: Thermische Erweichung des Werkstoffs 16MnCr5 bei verschiedenen Umformgraden

Um die Plausibilität der Ergebnisse zu prüfen, werden die zuvor dargestellten Effekte auf werkstoffphänomenologischer Ebene diskutiert. Die Entfestigung im Bereich bis 200 °C kann durch die thermische Aktivierung erklärt werden, die die Hindernisüberwindung gleitfähiger Versetzung erleichtert. Demzufolge ist weniger äußere Arbeit notwendig, um plastisches Fließen aufrecht zu erhalten. Im Bereich von 300 °C und 400 °C zeigen beide Werkstoffe einen Anstieg der Fließspannung. Bei niedrig kohlenstoffhaltigen Stählen wird in diesem Temperaturbereich häufig der Blausprödigkeitseffekt beobachtet. Dabei handelt es sich um einen Alterungsprozess, der insbesondere durch interstitiell gelösten Stickstoff begünstigt wird. Die Stickstoffatome behindern die Versetzungsbewegung und erzeugen so eine Versprödung des Materials, die sich in einem Anstieg der Festigkeit und einer Duktilitätsabnahme bemerkbar macht [130]. Der deutliche Abfall der Festigkeit nach dem Blausprödigkeitsbereich kann durch die zunehmend diffusionskontrollierten Vorgänge erklärt werden. Durch Leerstellendiffusion beginnen Stufenversetzungen zu klettern und verlassen ihre Gleitebenen. Diese zusätzliche Mobilität hat eine deutliche metallphysikalische Entfestigung zur Folge. Die Abnahme der Verformungsverfestigung ab einer Versuchstemperatur von 500 °C deutet auf einsetzende dynamische Erholungs- und Rekristallisationseffekte hin. Insbesondere die dynamische Erholung wirkt der Verformungsverfestigung durch Annihilation und Umordnung von Versetzungen in energetisch günstigere Positionen entgegen.

4.2.3 Thermische Erweichung C45E+N und 16MnCr5

Für die Ermittlung von Werkstoffkennwerten ist es zweckmäßig, die thermische Erweichung des Werkstoffs als normierte Funktion der Temperatur darzustellen. Im Rahmen dieser Arbeit erfolgt die Normierung nach Gl. 4-6. Darin beschreibt S_T die thermische Erweichung. Die Fließspannung bei einem konstanten Umformgrad und der Versuchstemperatur wird durch $\sigma_{f(T_V, \varphi_n)}$ beschrieben. Der äquivalente Fließspannungswert bei der Normierungstemperatur ist $\sigma_{f(T_R, \varphi_n)}$. Als Normierungstemperatur wird die $T_R = 20\text{ °C}$ verwendet.

$$S_T = \frac{\sigma_{f(T_V, \varphi_n)}}{\sigma_{f(T_R, \varphi_n)}} \quad \text{Gl. 4-6}$$

Aus den zuvor dargestellten temperaturabhängigen Fließkurven folgt durch die Anwendung der Normierung ein Verlauf, der die thermische Erweichung der Fließspannung in dem betrachteten Temperaturbereich zwischen null und eins beschreibt. Um mögliche Abweichungen bei unterschiedlichen Umformgraden einzubeziehen, ist die Analyse für mehrere Umformgrade durchgeführt worden. **Abb. 4-12** stellt den Erweichungsverlauf des Werkstoffs C45E+N dar.

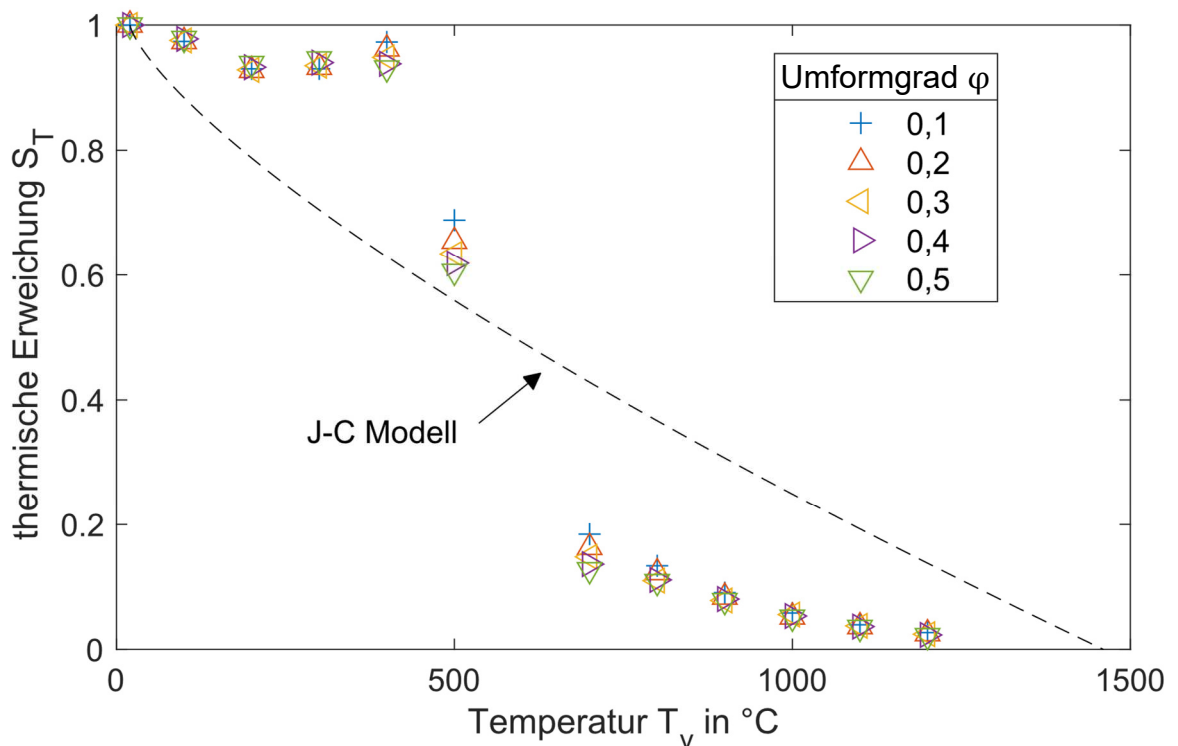


Abb. 4-12: Thermische Erweichung des Werkstoffs C45E+N im Bereich zwischen 20 °C und 1200 °C , J-C Modell (schwarz, gestrichelt)

Der thermisch bedingte Verlauf der Entfestigung zeigt eine nahezu linear verlaufende Abnahme bis 200 °C . Im Bereich von 300 °C und 400 °C ist eine deutlich schwächere Abnahme der Fließspannung zu erkennen. Von 400 °C bis 700 °C nimmt die Fließspannung stärker ab als zuvor. Zwischen 700 °C und

1200 °C ist eine nahezu lineare Abnahme der Fließspannung zu erkennen, die allerdings schwächer abfällt als zwischen 400 °C und 700 °C. Um dieses Werkstoffverhalten zu beschreiben, wird häufig das J-C Modell eingesetzt. Zur Kennwertermittlung wird der Modellteil zur Beschreibung der Entfestigung S_T durch eine Ausgleichsrechnung auf Basis der Methode der kleinsten Quadrate in die Messdaten gelegt. Die so gefundene Modellbeschreibung wird durch die schwarze, gestrichelte Linie in Abb. 4-12 dargestellt. Das Bestimmtheitsmaß der Ausgleichsrechnung liegt bei 0,79, der ermittelte Materialkennwert ist $m = 0,7453$.

Abb. 4-13 stellt analog dazu die Ergebnisse für den Werkstoff 16MnCr5 dar. Der charakteristische Verlauf der Entfestigung ist nahezu identisch mit dem des Werkstoffs C45E+N. Hier ist im Bereich von 300 °C und 400 °C sogar ein Anstieg der Festigkeit zu erkennen. Die Ausgleichsrechnung führt zu einem Wert von $m = 0,9585$, der damit über dem des Werkstoffs C45E+N liegt. Der Unterschied ist in diesem Fall aber nicht allein auf das Werkstoffverhalten zurückzuführen, da für den Werkstoff 16MnCr5 nur Versuchsdaten bis 800 °C vorliegen. Weitere Versuchsdaten in höheren Temperaturbereichen führen im Rahmen der Ausgleichsrechnung zu einer konvexen Ausbildung des Kurvenverlaufs und damit tendenziell eher zu geringeren Werten des Materialkennwerts.

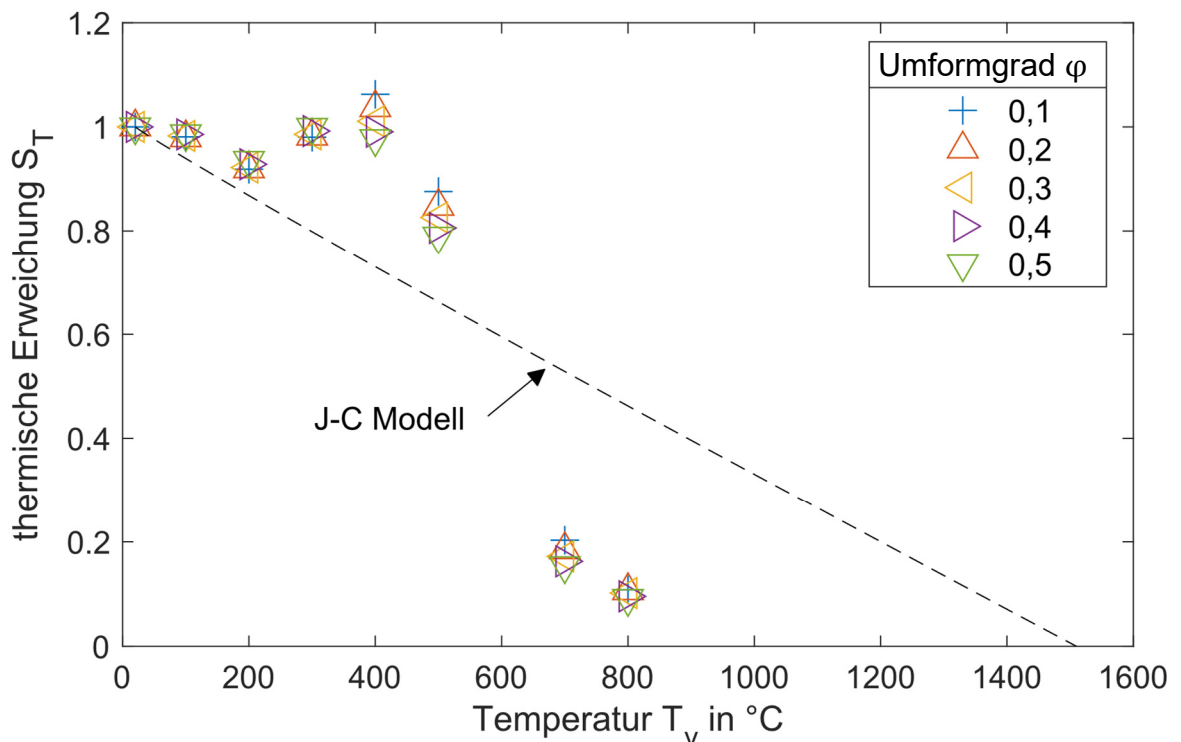


Abb. 4-13: Thermische Erweichung des Werkstoffs 16MnCr5 im Bereich zwischen 20 °C und 800 °C, J-C Modell (schwarz, gestrichelt)

Unabhängig von der Anzahl der zur Verfügung stehenden Versuche bei verschiedenen Temperaturen fällt auf, dass das J-C Modell bei beiden Werkstoffen zu geringen Bestimmtheitsmaßen führt. Insbesondere der Temperaturbereich der Blausprödigkeit wird durch das Materialgesetz nicht abgebildet.

Vor dem Hintergrund der Verwendung der Messdaten zur Beschreibung des Materialverhaltens in Zerspannsimulationen ist es entscheidend, ob die Abbildung dieses Effekts zu einer signifikanten Verbesserung führt. Aufgrund der in Zerspanprozessen auftretenden Heizraten (vgl. Abschnitt 3.4), merken Pujana et al. [102] an, dass der Blausprödigkeitseffekt neben anderen Effekten wie Phasentransformationen sowie Alterungseffekten gar nicht auftreten können. Shirakashi et al. [131] wiesen den Blausprödigkeitseffekt mit einer Induktionserwärmung, die eine Heizrate von $7,4 \cdot 10^3 \text{ °C/s}$ erreicht, in Zugversuchen nach. Sie zeigten, dass der Effekt in den untersuchten Bereichen unabhängig von der Heizrate ist. Shirakashi et al. gehen daher davon aus, dass der Effekt auch in Zerspanprozessen auftritt, auch wenn Alterungseffekte nicht mehr nachgewiesen werden können.

Ein direkter Nachweis des Auftretens der Blausprödigkeit in einem Zerspanprozess ist schwierig, da unterschiedliche Temperaturzonen mit steilen Temperaturgradienten vorliegen. Zudem ist die exakte Bestimmung der Absoluttemperatur im Werkstoff stark unsicherheitsbehaftet. Im weiteren Verlauf der Arbeit wird daher untersucht, wie sich die gezielte Verbesserung der Beschreibung des Entfestigungsverhaltens auf die Ergebnislage von Zerspannsimulationen im Vergleich zu dem klassischen J-C Ansatz auswirkt.

4.3 Einfluss der Dehnrates

Neben dem Umformgrad und den thermischen Lasten wird die Fließspannung eines Werkstoffs maßgeblich durch die Dehnrates beeinflusst. Zur Charakterisierung der Versuchswerkstoffe im Rahmen dieser Arbeit sind daher Split-Hopkinson Druckversuche durchgeführt worden.

4.3.1 Split-Hopkinson Versuch

Der „Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB)“ basiert auf dem physikalischen Prinzip der Ausbreitung von Druckwellen in langen, schlanken Körpern. Die grundlegenden Arbeiten hierzu wurden durch John und Bertram Hopkinson in verschiedenen Experimenten zu Beginn des 20. Jahrhunderts gelegt. John Hopkinson wies erstmals die Ausbreitung von Spannungswellen in Drähten nach, die mit unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten zum Reißen gebracht wurden. Sein Sohn Bertram führte diese Arbeiten weiter und entwickelte einen ersten Versuchsaufbau auf Basis eines Druckstabs, um die Belastungskurven zu bestimmen, die als Folge einer Detonation beziehungsweise eines Kugeleinschlags hervorgerufen wurden [132, 133]. Davies entwickelte diese Technik 1948 mit dem gleichen Ziel weiter, setzte aber erstmals elektrische Messtechnik ein, um die Belastung in dem Druckstab zu messen [134]. 1949 wurde der Aufbau von Kolsky um einen zweiten Stab erweitert und erstmals zur Bestimmung von Spannungs-Dehnungs-Kurven unter Schlagbeanspruchung eingesetzt [135]. Aufgrund des bedeutenden Beitrags von Kolsky wird der Aufbau deshalb häufig synonym auch

als Kolsky-Bar bezeichnet. Eine ausführliche Darstellung zur geschichtlichen Entwicklung dieses Versuchsaufbaus ist bei Chen zu finden [90].

Der grundlegende Versuchsaufbau eines Kolsky-Bar-Experiments zur Untersuchung dynamischer Werkstoffeigenschaften basiert auf zwei langen, schlanken Stäben, die möglichst reibungsfrei gelagert sind und konzentrisch angeordnet werden. Die zu untersuchende Materialprobe wird ebenfalls konzentrisch zwischen den beiden Stäben platziert. Die Eingangsstange vor der Probe wird als „Incident bar“ bezeichnet, die Ausgangsstange nach der Probe wird als „Transmission bar“ bezeichnet. Durch eine geeignete Beschussvorrichtung (Gas- oder Druckluftkanone) wird ein Projektil beschleunigt, das planar auf die Eingangsstange trifft. **Abb. 4-14** stellt diesen Aufbau sowie ein Orts-Zeitdiagramm der Druckwellenausbreitung schematisch dar.

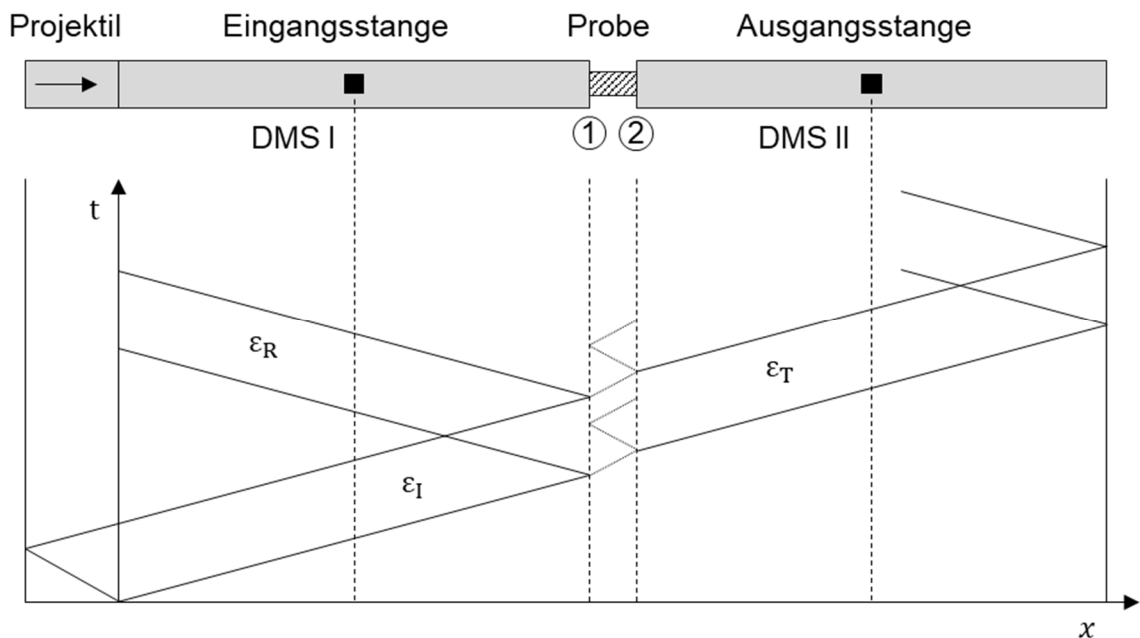


Abb. 4-14: Schematische Darstellung eines Split-Hopkinson Experiments

Als Folge der schlagartigen Belastung wird eine elastische Stoßwelle in die Eingangsstange induziert, die sich mit einer materialabhängigen Ausbreitungsgeschwindigkeit bewegt. Die elastischen Dehnungen, die aufgrund der durchlaufenden Welle entstehen, werden mit Dehnungsmessstreifen erfasst. Durch Anwendung der eindimensionalen Wellenanalyse nach Kolsky können aus den aufgezeichneten Signalen die sich ergebenden Auslenkungen der Grenzflächen (Pos. 1 und 2) zur Probe berechnet werden. Hieraus lassen sich die Spannungs- und Dehnungsantwort des Werkstoffs ableiten. Die grundlegenden theoretischen Betrachtungen werden detailliert im Kapitel 4.3.2 erläutert. Neben Aufbauten für Versuche unter einachsiger Normalspannung in Druck- und Zugrichtung sind auch Torsionsaufbauten sowie Aufbauten für mehrachsige Spannungszustände entwickelt worden [136-140]. Zudem existieren Versuchsvarianten für weichere Werkstoffe, wie Polymere oder harte Werkstoffe, wie Keramiken und metallische Gläser.

4.3.2 Bestimmung von Spannungs-Dehnungs-Kurven

Bei Split-Hopkinson Versuchen wird angenommen, dass Dispersionseffekte während der Wellenausbreitung vernachlässigt werden können. Daraus resultiert, dass sich die Welle während ihrer Ausbreitung nicht verändert. Somit entsprechen die Wellenformen, die in der Regel in der Mitte der Stangen durch Dehnungsmessstreifen erfasst werden, den Verhältnissen an den Grenzflächen zwischen den Stangen und der Probe. **Abb. 4-15** stellt die Bedingungen, unter denen die Probe zwischen den beiden Stangen verformt wird, schematisch dar. Dabei entsprechen die Indexe folgenden Wellenanteilen: I = Eingangsimpuls, R = reflektierter Impuls und T = transmittierter Impuls. Der Index 1 kennzeichnet die Grenzfläche Eingangsstange/Probe und Index 2 kennzeichnet die Grenzfläche Probe/Ausgangsstange.

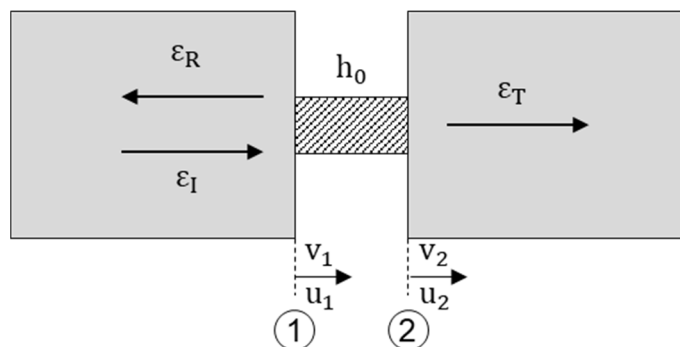


Abb. 4-15: Darstellung der Bedingungen zwischen den Stangen und der Probe während eines Split-Hopkinson Druckversuchs

Die theoretische Basis zur Verknüpfung der mittels Dehnungsmessstreifen gemessenen elastischen Dehnungen in den Stangen und den Auslenkungen der Grenzflächen u_1 und u_2 sowie Grenzflächengeschwindigkeiten v_1 und v_2 erfolgt über die eindimensionale Wellengleichung, Gl. 4-7. Darin ist c_B die Wellenausbreitungsgeschwindigkeit im Festkörper, t die Zeit und x eine Positionskoordinate entlang der Stangenachse.

$$\frac{1}{c_B^2} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} - \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = 0 \quad \text{Gl. 4-7}$$

Die allgemeine Lösung der homogenen Differenzialgleichung zweiter Ordnung hat die Form von Gl. 4-8.

$$u(t, x) = f(x - c_B t) + g(x + c_B t) = u_I + u_R \quad \text{Gl. 4-8}$$

Darin stellen f und g Funktionen zur Beschreibung der Amplituden in Abhängigkeit des Ortes und der Zeit dar. Die Summe beider Funktionen ergibt die Elongation eines Ortes zu einer bestimmten Zeit, u_I ist die Auslenkung bedingt durch den

Eingangsimpuls und u_R bedingt durch den reflektierten Impuls. Definitionsgemäß ergibt sich die Dehnung durch Ableitung der Elongation nach dem Ort, Gl. 4-9.

$$\varepsilon = \frac{\partial u}{\partial x} \quad \text{Gl. 4-9}$$

Daraus folgt, dass sich die Dehnung in der Eingangsstange als Summe der Dehnung des Eingangsimpulses und der Dehnung des reflektierten Impulses ergibt, Gl. 4-10.

$$\varepsilon = f' + g' = \varepsilon_I + \varepsilon_R \quad \text{Gl. 4-10}$$

Durch Ableitung der allgemeinen Lösungsfunktion der Wellengleichung nach der Zeit ergibt sich Gl. 4-11.

$$\dot{u}_1 = v_1 = c_B(f' - g') = c_B(\varepsilon_I - \varepsilon_R) \quad \text{Gl. 4-11}$$

Analog ergibt sich die zeitliche Ableitung für die Ausgangsstange zu Gl. 4-12.

$$\dot{u}_2 = v_2 = c_B \cdot \varepsilon_T \quad \text{Gl. 4-12}$$

Wird die Geschwindigkeitsdifferenz zwischen den beiden Grenzflächen auf die Anfangsprobenlänge bezogen, kann die mittlere, axiale, technische Dehnrates in der Probe berechnet werden. Durch zeitliche Integration der Dehnrates wird die mittlere technische Dehnung ermittelt, Gl. 4-13 und Gl. 4-14.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v_1 - v_2}{h_0} = \frac{c_B}{h_0} (\varepsilon_I - \varepsilon_R - \varepsilon_T) \quad \text{Gl. 4-13}$$

$$\varepsilon = \int_0^t \dot{\varepsilon} dt = \frac{c_B}{h_0} \int_0^t (\varepsilon_I - \varepsilon_R - \varepsilon_T) dt \quad \text{Gl. 4-14}$$

Auf Basis der gemessenen Dehnungen in den Stangen ist es zudem möglich, die Spannungen und die Normalkräfte an den Grenzflächen zu berechnen. In Gl. 4-15 und Gl. 4-16 sind E_S der Elastizitätsmodul und A_S die Querschnittsfläche der Stangen.

$$F_1 = E_S \cdot A_S \cdot (\varepsilon_I + \varepsilon_R) \quad \text{Gl. 4-15}$$

$$F_2 = E_S \cdot A_S \cdot \varepsilon_T \quad \text{Gl. 4-16}$$

Mit den Normalkräften aus Gl. 4-15 und Gl. 4-16, die auf die Probe wirken, kann die Nennspannung in der Probe $\sigma_n(t)$ ermittelt werden. In Gl. 4-17 ist A_0 die Querschnittsfläche der undeformierten Probe

$$\sigma_n(t) = \frac{F_1 + F_2}{2} \cdot \frac{1}{A_0} = \frac{E_S}{2} \cdot \frac{A_S}{A_0} \cdot (\varepsilon_I + \varepsilon_R + \varepsilon_T) \quad \text{Gl. 4-17}$$

Der in Abb. 4-14 dargestellte Versuchsaufbau hat zur Folge, dass die induzierte Dehnungs- beziehungsweise Spannungswelle immer eine Seite der Probe zuerst erreicht. Zu Beginn des Versuchs liegt somit in der Probe kein gleichmäßiger Spannungszustand vor. An der Grenzfläche zwischen der Eingangsstange und der Probe wird die durchlaufende Welle, wie in **Abb. 4-15** dargestellt, aufgrund des Impedanzunterschieds in einen reflektierten Anteil sowie einen transmittierten Anteil aufgeteilt. Der Anteil, der in die Probe übergeht, führt durch weitere Reflektionen zu einem Anstieg des Spannungsniveaus, bis eine signifikante plastische Verformung einsetzt. Da die Amplituden der weiterhin reflektierenden Wellenfronten im Vergleich zu der plastischen Verformung der Probe sehr klein sind, kann von einem gleichmäßigen Spannungszustand entlang der gesamten Probe ausgegangen werden. Wenn die Grenzflächenreibung vernachlässigt wird, liegt zudem ein einachsiger Spannungszustand vor. Ab diesem Zeitpunkt gilt somit ebenfalls ein Kräftegleichgewicht der Normalkräfte an den Grenzflächen.

$$F_1 = F_2 \rightarrow \varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T \quad \text{Gl. 4-18}$$

Diese Bedingung, zusammen mit den Gl. 4-11, Gl. 4-12, Gl. 4-15 und Gl. 4-16, führt dazu, dass Gl. 4-13 und Gl. 4-17 wie folgt vereinfacht werden können.

$$\dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2c_B}{h_0} \cdot \varepsilon_R(t) \quad \text{Gl. 4-19}$$

$$\varepsilon(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}(t) dt \quad \text{Gl. 4-20}$$

$$\sigma_n(t) = E_S \cdot \frac{A_S}{A_0} \cdot \varepsilon_T(t) \quad \text{Gl. 4-21}$$

Gl. 4-13, Gl. 4-14 und Gl. 4-17 werden auch als dreidimensionale Wellenanalyse bezeichnet. Demgegenüber werden die Gl. 4-19, Gl. 4-20 und Gl. 4-21 als ein-dimensionale Wellenanalyse bezeichnet.

4.3.3 Versuchsauslegung und Probendimensionierung

Damit die Ergebnisse eines Split-Hopkinson Versuchs zu einer validen Aussage hinsichtlich des Materialverhaltens bei höheren Dehnraten führen, müssen grundlegende Anforderungen in Bezug auf die Probendimensionierung und den

Versuchsaufbau erfüllt sein. Ramesh [87] definiert die wesentlichen Anforderungen wie folgt:

- ausgeglichener Spannungszustand in der Probe,
- geringer Einfluss von Reibungseffekten,
- geringer Einfluss von Trägheitseffekten und
- geringer Einfluss von Dispersionseffekten.

Der folgende Abschnitt nimmt vor dem Hintergrund der durchgeführten Versuche Bezug auf die aufgeführten Anforderungen und erläutert die Probendimensionierung sowie den Versuchsaufbau und die Auswertung.

Der Aufbau eines Split-Hopkinson Experiments impliziert, dass die Probe im ersten Moment des Versuchs nur einseitig belastet wird. Da die Spannungswelle in der Probe eine endliche Ausbreitungsgeschwindigkeit besitzt, muss erst ein spezifisches Zeitintervall vergehen, bis ein homogener Spannungszustand herrscht. Ob sich ein homogener Spannungszustand in der Probe eingestellt hat, kann näherungsweise über die zeitlichen Verläufe der Normalkräfte an den beiden Grenzflächen ermittelt werden. Im Rahmen dieser Arbeit sind daher die Kraftverläufe nach Gl. 4-15 und Gl. 4-16 ermittelt und der Beginn eines Auswertebereichs festgelegt worden. In diesem Bereich sind die Kraftniveaus an beiden Seiten der Probe nahezu identisch. Die daraus ermittelten Spannungswerte können für weitere Berechnungen verwendet werden. Zur Veranschaulichung sind in **Abb. 4-16** exemplarisch zwei Kraftverläufe an der Eingangsstange sowie der Ausgangsstange als Funktion der Versuchszeit dargestellt. Der Auswertebereich beginnt, sobald der Gleichgewichtszustand erreicht ist.

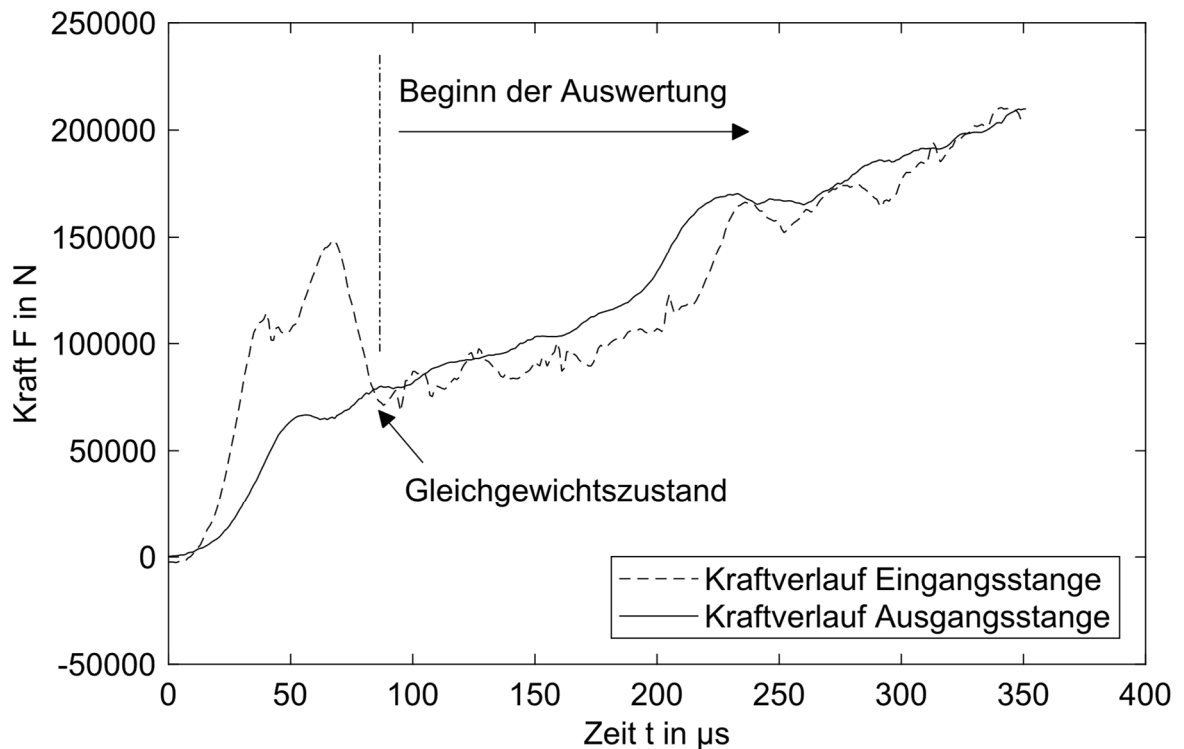


Abb. 4-16: Kraftverläufe an der Eingangsstange und Ausgangsstange für $h_0 = 6 \text{ mm}$, $d_0 = 12 \text{ mm}$ und einen Pulsformer $h_0 = 0,7 \text{ mm}$ (W.-Nr. 2.0090)

Reibungseffekte führen zu Abweichungen von einem einachsigen Spannungszustand, was zu einer signifikanten Beeinflussung der Ergebnisse führt. Der Einfluss von Reibungseffekten wird mit zunehmendem Schlankheitsgrad der Probe geringer [141, 142]. Der Schlankheitsgrad der Proben kann in Split-Hopkinson Versuchen nicht beliebig angepasst werden, da durch die Probengeometrie auch die erreichbare Dehnrates (vgl. Gl. 4-19) und der Einfluss von Trägheitseffekten bestimmt wird. Daher ist bei Split-Hopkinson Versuchen die Schmierung der Stirnflächen eine häufig genutzte Methode, um Reibungseffekte zu verringern. Im Rahmen der Versuche in dieser Arbeit ist eine Fett-Schmierung verwendet worden. Zudem sind gehärtete und geschliffene Schlagstempel eingesetzt worden, um die Reibung zwischen den Stangen und der Probe zu verringern.

Neben Reibungseffekten wird der Spannungszustand, insbesondere mit steigenden Dehnrates und hohen Dehnbeschleunigungen, durch axial und radial wirkende Trägheitsanteile überlagert. In der Literatur lassen sich unterschiedliche Ansätze zur Ermittlung der Trägheitseffekte und zu deren Verringerung finden. Eine Klasse von Ansätzen basiert darauf, eine optimale Geometrie in Form des Schlankheitsgrads der Probe zu bestimmen. Davies et al. [143] leiteten auf Basis eines Energieerhaltungsansatzes einen analytischen Zusammenhang her, um die optimale Probengeometrie abzuschätzen. Unter der Annahme, dass keine Reibung wirkt und ein inkompressibler Werkstoff (Querkontraktionszahl $\nu = 0,5$) verformt wird, ermittelten sie Gl. 4-22 zur Bestimmung des optimierten Schlankheitsgrads S .

$$S = \frac{h_0}{d_0} = \frac{\sqrt{3}}{4} \quad \text{Gl. 4-22}$$

Aus diesem Zusammenhang folgt, dass der Durchmesser größer als die Probenhöhe sein sollte, um die Trägheitseffekte zu minimieren. Dies stellt eine gegensätzliche Forderung zur Minimierung der Reibungseffekte dar. Malinowski et al. [142] bestätigten den Ansatz von Davies et al. für den reibungsfreien Zustand und entwickelten ein Modell, das die Reibung einbezieht, Gl. 4-23. Darin ist μ der Koeffizient der Coulombschen Reibung, d der aktuelle Probendurchmesser, $\sigma_{f,m}$ die mittlere Fließspannung und ρ die Werkstoffdichte.

$$S = \left[\frac{2 \cdot \mu \cdot \sigma_{f,m}}{\rho \cdot d^2 \cdot (\dot{\varphi}^2 + \ddot{\varphi})} \right]^{\frac{1}{3}} \quad \text{Gl. 4-23}$$

Da die Reibungsverhältnisse und die Fließspannung nicht konstant sind und zudem davon ausgegangen werden muss, dass der Term $(\dot{\varphi}^2 + \ddot{\varphi})$ variiert und nur im Bereich einer konstanten Dehnrates ebenfalls konstant ist, wird deutlich, dass keine optimale Probengeometrie für den gesamten Versuch existieren kann. Malinowski et al. haben daher vorgeschlagen, den Schlankheitsgrad der Probe an wichtige Auswertebereiche anzupassen.

Ein weiterer Ansatz zur Minimierung der Trägheitseffekte wurde von Ramesh [87] beschrieben, der einem Vorschlag von Gorham [144] folgt. Ramesh gibt Gl. 4-24 zur Ermittlung eines relativen Fehlers zwischen der gemessenen und der tatsächlichen Fließspannung an. Darin beschreibt $\sigma_{f,m}$ die gemessene Fließspannung, die an der Ausgangsstange ermittelt wird. Die tatsächliche, nicht durch Trägheitseffekte beeinflusste Fließspannung ist σ_f . Aus dem Zusammenhang geht hervor, dass der Fehler infolge von Trägheitseffekten mit kleineren Probenabmessungen geringer wird. Die ursprünglich in Gorhams Ansatz enthaltenen Terme zur Beschreibung des Trägheitsanteils infolge der Dehnratesbeschleunigung, sowie der Anteil, der die Trägheit der Stangen in Abhängigkeit der Grenzflächengeschwindigkeit einbezieht, bleiben dabei aufgrund ihrer geringeren Relevanz vernachlässigt.

$$\frac{\sigma_{f,m} - \sigma_f}{\sigma_f} = r = \frac{\rho \cdot d_0^2}{\sigma_f} \cdot \left[\frac{1}{64} + \frac{1}{6} \cdot \left(\frac{h_0}{d_0} \right)^2 \right] \cdot \dot{\varphi}^2 \quad \text{Gl. 4-24}$$

Wird in diesem Ansatz der Schlankheitsgrad der Probe $S = h_0/d_0$ eingeführt, kann Gl. 4-24 zu Gl. 4-25 umgeformt werden. Darin gibt $\dot{\varphi}_{lim}$ die Grenzdehnrates an, die bei gegebener Dichte und Fließgrenze des Probenwerkstoffs sowie gegebenen Probenabmessungen zu einem maximalen Fehler führt. In Gl. 4-25 ist r der maximale Fehler, der für die Versuche festgelegt und toleriert wird. Die Dichte des Probenwerkstoffs ist ρ .

$$\dot{\phi}_{\text{lim}} = \frac{1}{h_0} \sqrt{\frac{\sigma_f}{\rho} \cdot r \cdot \left(\frac{192}{32 + \left(\frac{3}{S^2} \right)} \right)}$$

Gl. 4-25

Aus Gl. 4-25 wird ersichtlich, dass die Größe der Trägheitseffekte neben der Probengeometrie auch von den Werkstoffeigenschaften abhängt. Das Verhältnis σ_f/ρ charakterisiert diese Abhängigkeit und wird als spezifische Festigkeit des Werkstoffs bezeichnet. Wird die Grenzdehnrates über die spezifische Festigkeit aufgetragen, können für unterschiedliche Probenabmessungen Verläufe der Grenzdehnrates ermittelt werden. In **Abb. 4-17** sind die Verläufe der Grenzdehnrates für einen angenommenen relativen Fehler von 3 % dargestellt. Die Kurven zeigen den Einfluss von vier unterschiedlichen Probenhöhen h_0 bei einem konstanten Anfangsdurchmesser von $d_0 = 12$ mm am Beispiel des Werkstoffs C45E+N.

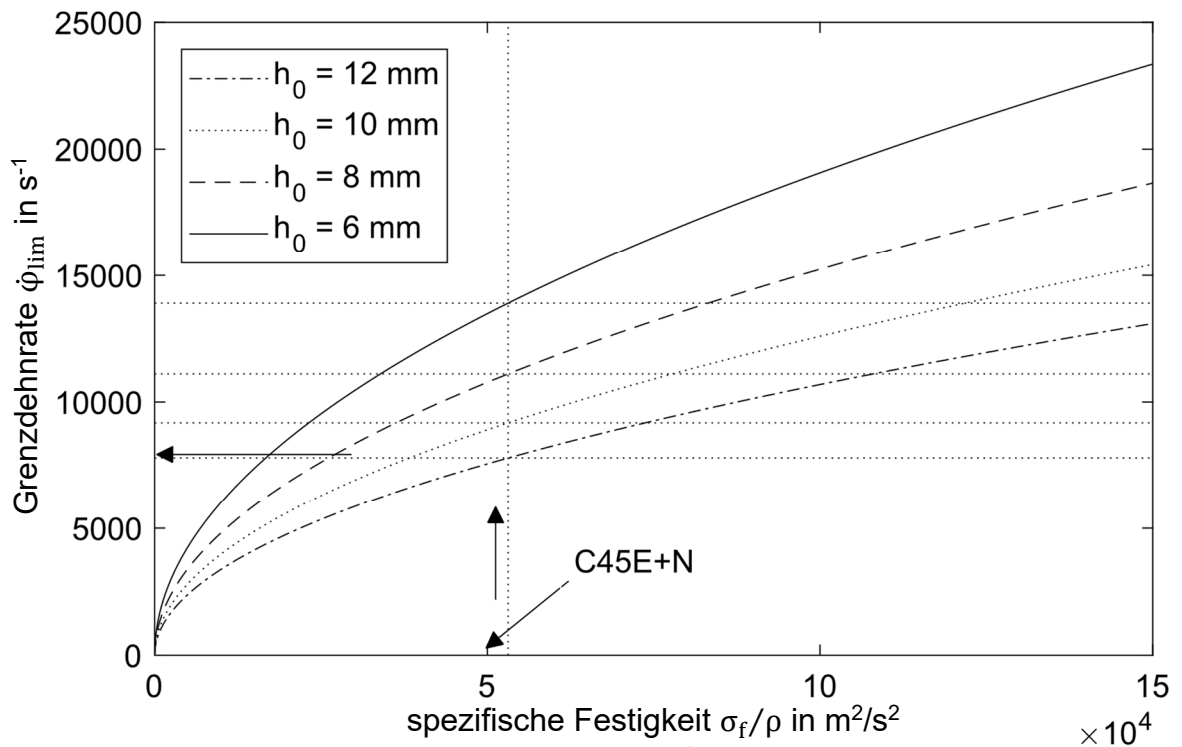


Abb. 4-17: Ermittelte Grenzdehnrates für C45E+N nach Gl. 4-25 für einen angenommenen relativen Fehler von 3 % und vier unterschiedliche Probenabmessungen

Für den Werkstoff C45E+N ergibt sich eine initiale Grenzdehnrates von $\dot{\phi}_{\text{lim}} \sim 7790 \text{ s}^{-1}$. Größere Probenabmessungen führen zu größeren Trägheitseffekten. Für diese Probenhöhe ergibt sich somit auch die geringste Grenzdehnrates gegenüber den drei übrigen Probenhöhen. Mit geringeren Probenhöhen wird die Grenzdehnrates größer. Die maximal erreichbare Dehnrates $\dot{\phi}_{\text{max}}$, die mit einer gegebenen Probengeometrie auf einer Versuchsanlage erreicht werden kann, wird nach Gl. 4-26 aus der Projektilgeschwindigkeit v_{Proj} und der Anfangshöhe der Probe ermittelt [87].

$$\dot{\varphi}_{\max} = \frac{v_{\text{Proj.}}}{h_0} \quad \text{Gl. 4-26}$$

Aufgrund des Stangenmaterials können an der Versuchsanlage, die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzt wurde, maximale Projektilgeschwindigkeiten von 30 m/s erreicht werden. Aus Sicht der Reibungsminimierung sind größere Schlankheitsgrade zu bevorzugen. Für die Probenhöhe von 12 mm ergibt sich eine maximal erreichbare Dehnrates von 2500 s^{-1} . Dieser Wert liegt deutlich unter der ermittelten Grenzdehnrates. Es wird daher davon ausgegangen, dass die Trägheitseffekte im Rahmen der durchgeführten Versuche vernachlässigt werden dürfen.

Die Körperschallausbreitung in dispersiven Medien ist frequenzabhängig. Das bedeutet, dass sich höherfrequente Wellenanteile mit einer anderen Phasengeschwindigkeit ausbreiten als niederfrequente Wellenanteile. Die unterschiedlichen Ausbreitungsgeschwindigkeiten führen zu einer Veränderung des Wellenpakets beim Durchlaufen des Versuchsaufbaus und beeinflussen so die Messergebnisse eines Experiments. Die Gl. 4-19, Gl. 4-20 und Gl. 4-21 gehen davon aus, dass keine Dispersionseffekte auftreten. Für valide Versuchsergebnisse müssen Dispersionseffekte daher verringert werden. Insbesondere bei kurzen Anstiegszeiten und damit steilen Flanken des Eingangsimpulses sind mehr hochfrequente Anteile im Frequenzband des Wellenpakets enthalten. Eine Möglichkeit zur Verringerung von Dispersionseffekten ist daher die Beeinflussung der Anstiegszeit des Impulses. Hierfür werden Pulsformer genutzt. Dies sind flache, zylindrische Scheiben, die an der Stirnseite der Eingangsstange fixiert werden. Während des Versuchs verformen sie sich plastisch und modifizieren so die Pulseinleitung mit dem Ziel, die Anstiegsdauer des Impulses zu verlängern. Dies führt dazu, dass die Wellenpakete weniger hochfrequente Anteile enthalten und somit Dispersionseffekte weniger stark ausgeprägt sind.

Im Rahmen der Entwicklung des Versuchsaufbaus sind Pulsformer mit zwei unterschiedlichen Höhen aus desoxidiertem Kupfer (Cu-DHP, Werkstoff-Nr. 2.0090) untersucht worden. Die Wirkung des Pulsformers darf sich nicht auf die gemessene Dehnungsamplitude auswirken, damit die Berechnungen nach Gl. 4-19, Gl. 4-20 und Gl. 4-21 nicht beeinflusst werden. Idealerweise werden nur die höherfrequenten Signalanteile unterdrückt, sodass der Pulsformer wie ein mechanischer Tiefpassfilter wirkt. Um den Einfluss des Pulsformers bewerten zu können, sind die Mittelwerte der gemessenen Dehnungsamplituden aus einem Versuch ohne Pulsformer mit denen aus pulsgeformten Versuchen verglichen worden. **Abb. 4-18** stellt die ermittelten Anstiegszeiten sowie die mittleren Dehnungsamplituden gegenüber.

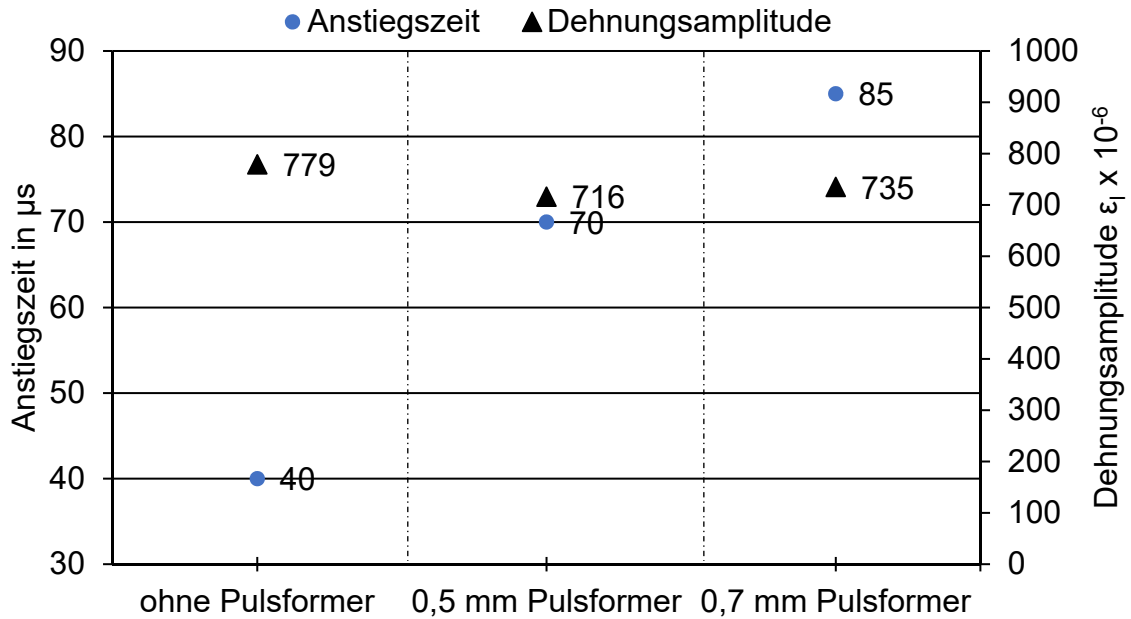
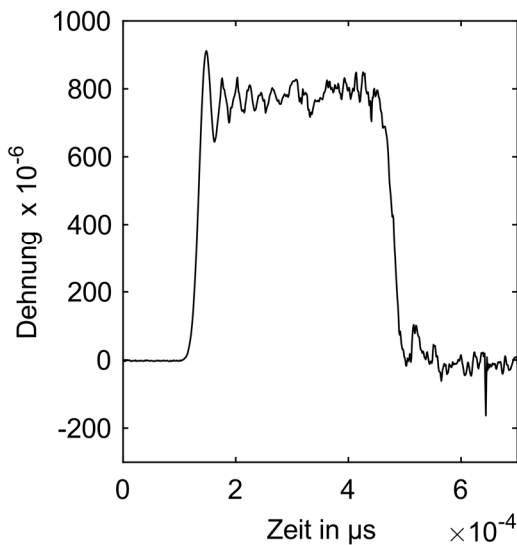


Abb. 4-18: Anstiegszeit und mittlere Dehnungsamplitude ohne Pulsformer im Vergleich mit zwei Pulsformern unterschiedlicher Höhe

Erwartungsgemäß führt die Pulsformung zu einer Vergrößerung der Anstiegszeit. Der ungeformte Versuch besitzt eine Anstiegszeit von $40 \mu\text{s}$. Mit zunehmender Dicke des Pulsformers vergrößert sich diese Zeit. Der Pulsformer mit einer Dicke von $0,7 \text{ mm}$ besitzt eine Anstiegszeit von $85 \mu\text{s}$. Der ungeformte Versuch besitzt die größte Dehnungsamplitude, während die beiden pulsgeformten Versuche geringere Dehnungsamplituden aufweisen. Diese Verringerung der Dehnungsamplitude ist allerdings nicht auf die verwendeten Pulsformer zurückzuführen, sondern hängt im Wesentlichen von der Geschwindigkeit ab, mit der das Projektil auftrifft. Da diese bei den einzelnen Versuchen nicht vollständig konstant gehalten werden konnten, ergeben sich zusätzliche Beeinflussungen. Wird die Projektilgeschwindigkeit des Versuchs ohne Pulsformer als Referenzgeschwindigkeit angenommen, liegen die Geschwindigkeit für den Versuch mit $0,5 \text{ mm}$ Pulsformer bei circa 93% und für den Versuch mit $0,7 \text{ mm}$ Pulsformer bei circa 95% , wodurch sich die geringfügigen Unterschiede der Dehnungsamplitude erklären lassen. **Abb. 4-19** stellt exemplarisch zwei gemessene Eingangsimpulse gegenüber. **Abb. 4-19a** zeigt den Eingangsimpuls ohne Pulsformer und **Abb. 4-19b** zeigt den Eingangsimpuls mit Cu-DHP Pulsformer und einer Höhe $h_0 = 0,7 \text{ mm}$.

a) ohne Pulsformer



b) mit Pulsformer 0,7 m

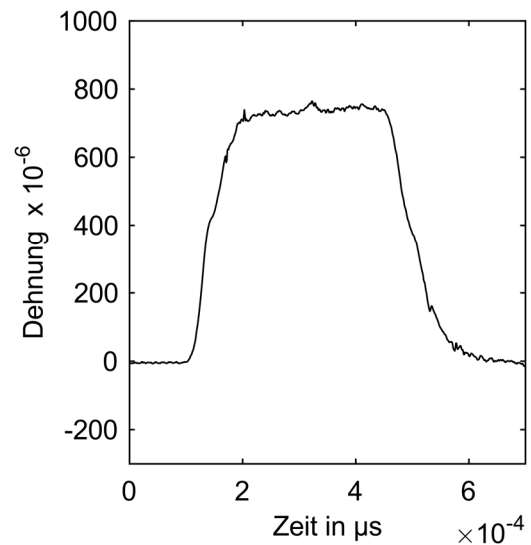


Abb. 4-19: Vergleich eines Eingangsimpulses ohne Pulsformer sowie eines Eingangsimpulses mit Pulsformer aus Cu-DHP ($h_0 = 0,7 \text{ mm}$)

Die Verringerung höherfrequenter Wellenanteile, die die Dehnungsamplitude überlagern, ist deutlich zu erkennen. Der Einfluss von Dispersionseffekten wird durch die Pulsformung verringert.

4.3.4 Korrektur der Umformwärme

In Split-Hopkinson Versuchen werden Dehnraten in einer Größenordnung von 10^3 s^{-1} bis 10^4 s^{-1} erreicht. Die typischen Versuchszeiten liegen im μs -Bereich. Die Wärme, die als Folge der plastischen Deformation entsteht, kann daher nur zu einem geringen Anteil an die Umgebung und die Einspannungen abgeführt werden. Dies führt zu einem Temperaturanstieg in der Probe. Xiong et al. [126] geben an, dass Zylinderstauchversuche bereits ab einer Dehnrates von 10^{-3} s^{-1} durch die entstehende Umformwärme beeinflusst werden. Im Rahmen dieser Arbeit sind Split-Hopkinson Versuche im Dehnratenbereich von $8 \cdot 10^2 \text{ s}^{-1}$ bis $3,4 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ durchgeführt worden. Zur Ermittlung der Werkstoffverfestigung sind diese Versuchsdaten auf Fließkurven bezogen worden, die unter quasistatischen Bedingungen ($\dot{\varphi} = 0,001 \text{ s}^{-1}$) ermittelt wurden. Um die Fließkurven beider Versuche direkt vergleichen zu können, muss der Einfluss der Umformwärme bei den Split-Hopkinson Versuchen kompensiert werden. Der nachfolgende Abschnitt erläutert die ausgewählten Modelle zur Ermittlung der Proben temperatur und stellt das entwickelte Gesamtverfahren am Beispiel des Werkstoffs C45E+N dar. Die Korrektur der Messdaten erfolgte in zwei Schritten. Zum einen durch die Ermittlung des Temperaturanstiegs und zum anderen durch die Bestimmung einer Korrekturfunktion zur Umrechnung der gemessenen Fließkurve auf einen isothermen Zustand.

Die tatsächliche Werkstofftemperatur ist durch die Referenztemperatur ($T_R = 20 \text{ }^\circ\text{C}$) und den Temperaturanstieg ΔT gegeben. Der Temperaturanstieg ergibt sich aus der

Bilanzgleichung nach Gl. 4-27. Die umform- und reibungsbedingt zugeführten Wärmemengen haben einen Temperaturanstieg ΔT_+ zur Folge. Der Wärmeabfluss durch Konduktion, Konvektion und Wärmestrahlung der Probe in die Umgebung und die Einspannung führt zu einem Temperaturabfall ΔT_- .

$$\Delta T = \Delta T_+ - \Delta T_- \quad \text{Gl. 4-27}$$

Der Temperaturanstieg ΔT_+ wird häufig durch den Ansatz in Gl. 4-28 ermittelt [126, 145, 146]. Darin wird der Temperaturanstieg aus der geleisteten Umformarbeit berechnet. Der Wert ρ beschreibt die Dichte und c ist die spezifische Wärmekapazität des Werkstoffs. D ist der Dissipationsfaktor. Damit wird der Energieanteil beschrieben, der zur Temperaturerhöhung im Werkstoff beiträgt. Nur ein geringer Anteil der gesamten Energie bleibt in Form von Versetzungsänderungen im Werkstoff gespeichert, sodass D Werte zwischen 0,9 und 0,98 annimmt. In der Literatur wird der Wert für Stahl häufig mit 0,9 angegeben [68, 147]. Reibungseffekte werden in Gl. 4-28 vernachlässigt.

$$\Delta T_+ = D \cdot \frac{\int \sigma_f \cdot d\varphi}{c \cdot \rho} \quad \text{Gl. 4-28}$$

Die abfließende Wärme ergibt sich durch den Wärmeaustausch zwischen der Probe, der Umgebung sowie der Einspannung. Der Wärmeabfluss infolge von Konvektion und Wärmestrahlung kann vernachlässigt werden [148]. Folglich wird der Wärmeabfluss im Wesentlichen durch die Konduktion zwischen der Probe und den Stangen beeinflusst. Sample et al. [149] modellierten den Temperaturabfall nach Gl. 4-29. Darin beschreibt α den Wärmeübergangskoeffizienten, T_{t-1} ist die Probentemperatur des vorangegangenen Zeitschritts, T_{Einsp} ist die Temperatur der Einspannung, V_P das Probenvolumen und Δt ist der betrachtete Zeitschritt.

$$\Delta T_- = \frac{D \cdot \alpha \cdot A_0}{\rho \cdot c \cdot V_P} \cdot (T_{t-1} - T_{\text{Einsp}}) \cdot \Delta t \quad \text{Gl. 4-29}$$

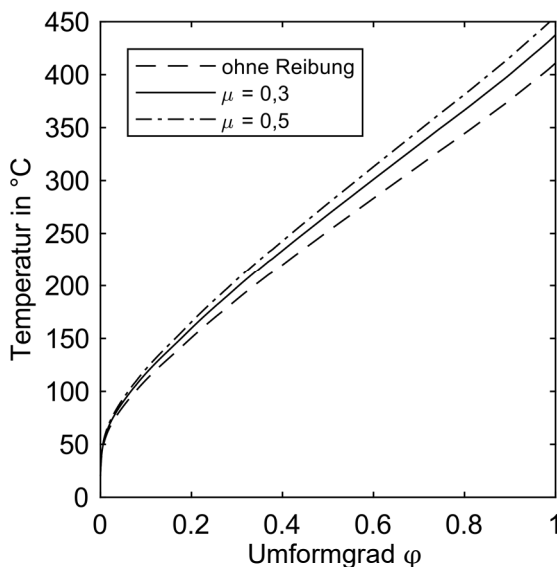
Kopp et al. [145] verwendeten Gl. 4-28 und Gl. 4-29 zur Berechnung des Temperaturanstiegs bei Hochgeschwindigkeitsdruckversuchen an Aluminiumlegierungen. Zhao [148] leitete einen weiteren Zusammenhang zur Berechnung von ΔT her. Der Ansatz umfasst zusätzlich die Ermittlung des Temperaturanstiegs infolge von Reibungseffekten. Das Gesamtmodell ist in Gl. 4-30 dargestellt. Darin beschreibt h_a die mittlere Probenhöhe, $\sigma_{f,m}$ die mittlere Fließspannung, $\dot{\varphi}_m$ die mittlere wahre Dehnrates, μ den Reibungskoeffizienten und v_a die mittlere Relativgeschwindigkeit zwischen der Probe und der Einspannung. Der Wärmeübergangskoeffizient ist durch α gegeben. Der betrachtete Zeitschritt ist Δt .

$$\Delta T = \frac{h_a \cdot \sigma_{f,m}}{\alpha} \left(D \cdot \phi_m + \frac{\mu \cdot v_a}{h_a} \right) \left[1 - e^{\left(\frac{-\alpha \cdot \Delta t}{c \cdot \rho \cdot h_a} \right)} \right] \quad \text{Gl. 4-30}$$

Um den Einfluss der Reibung und der beiden unterschiedlichen Ansätze zu untersuchen, wurden Vergleichsrechnungen durchgeführt. Der Einfluss der Reibung ist anhand von Gl. 4-30 untersucht worden. Da die Ermittlung von Reibungskoeffizienten unter den Versuchsbedingungen aufwendig ist, wurden zwei Werte angenommen und mit dem reibungsfreien Zustand verglichen. Um den Unterschied zwischen den beiden Ansätzen von Zhao und Kopp et al. zu untersuchen, sind die Gleichungen mit den Kennwerten für den Werkstoff C45E+N parametrisiert worden. **Abb. 4-20** stellt die Ergebnisse zusammenfassend gegenüber.

Abb. 4-20a zeigt die Entwicklung des Temperaturanstiegs als Funktion des Umformgrads für unterschiedlich angenommene Reibkoeffizienten im Modell nach Zhao. Der maximale Temperaturunterschied liegt zwischen der reibungsfrei angenommenen Kurve und der Kurve mit dem größten Reibungskoeffizienten. In dieser Arbeit liegen die maximalen Umformgrade, die für die Kennwertermittlung herangezogen werden, bei 0,24. Eine Zunahme der Reibung um 50 % ergibt für den Versuchsdatensatz bei diesem Umformgrad eine Temperaturdifferenz von $\approx 16 \text{ }^\circ\text{C}$. Abb. 4-20b stellt den Vergleich der Ansätze dar. Bei kleinen Umformgraden führt der Ansatz nach Zhao zu höheren Temperaturen, was auf den abweichenden Ansatz zur Ermittlung der Umformwärme zurückzuführen ist. Während Zhao mit der mittleren Fließspannung rechnet, wird in Gl. 4-28 die Fließspannung über den Umformgrad integriert. Bei höheren Umformgraden ($\phi \sim 1$) liegen die Modellrechnungen in vergleichbaren Größenordnungen.

a) Reibungseinfluss



b) Modellvergleich

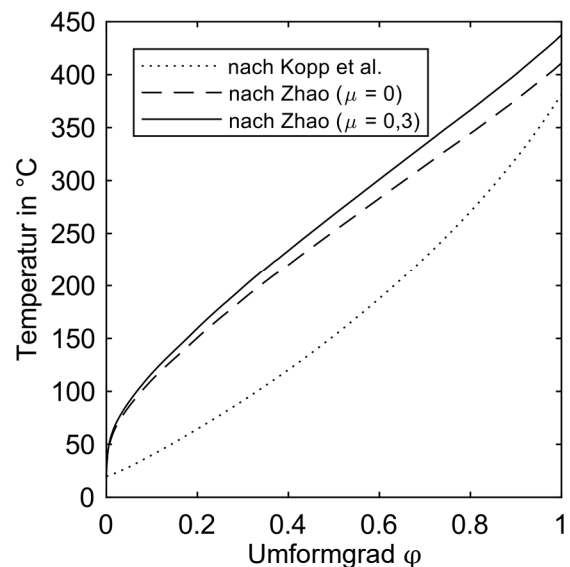


Abb. 4-20: a) Einfluss unterschiedlicher Reibungskoeffizienten im Modell nach Zhao, b) Einfluss des Berechnungsansatzes

Die Ermittlung der Umformwärme besitzt gegenüber der Modellierung der Reibung den größeren Einfluss auf die Temperatur im Werkstoff. Die Integration der Fließkurve führt besonders im Bereich kleinerer Umformgrade zu geringeren Temperaturanstiegen. In dieser Arbeit wird angenommen, dass die Integration zu genaueren Ergebnissen führt. Insbesondere in den Bereichen kleinerer Umformgrade wird die geleistete Umformarbeit durch die Integration nicht überschätzt. Für die Ermittlung des Temperaturanstiegs wurde daher der Ansatz nach Gl. 4-28 und Gl. 4-29 gewählt.

Zur Ermittlung der Korrekturfunktion wird ein Ansatz auf Basis des Materialgesetzes nach Johnson und Cook verwendet. In Abschnitt 4.2.3. sind bereits die Entfestigungsverläufe der Versuchswerkstoffe ermittelt worden. Daraus geht hervor, dass der annähernd lineare Entfestigungsbereich im Temperaturintervall von 20 °C bis 200 °C in guter Näherung mit dem Modell nach Johnson-Cook beschrieben werden kann. **Abb. 4-21** stellt die ermittelten Daten für den Werkstoff C45E+N sowie die Abbildung durch das J-C Modell bis zu einer Temperatur von 200 °C dar.

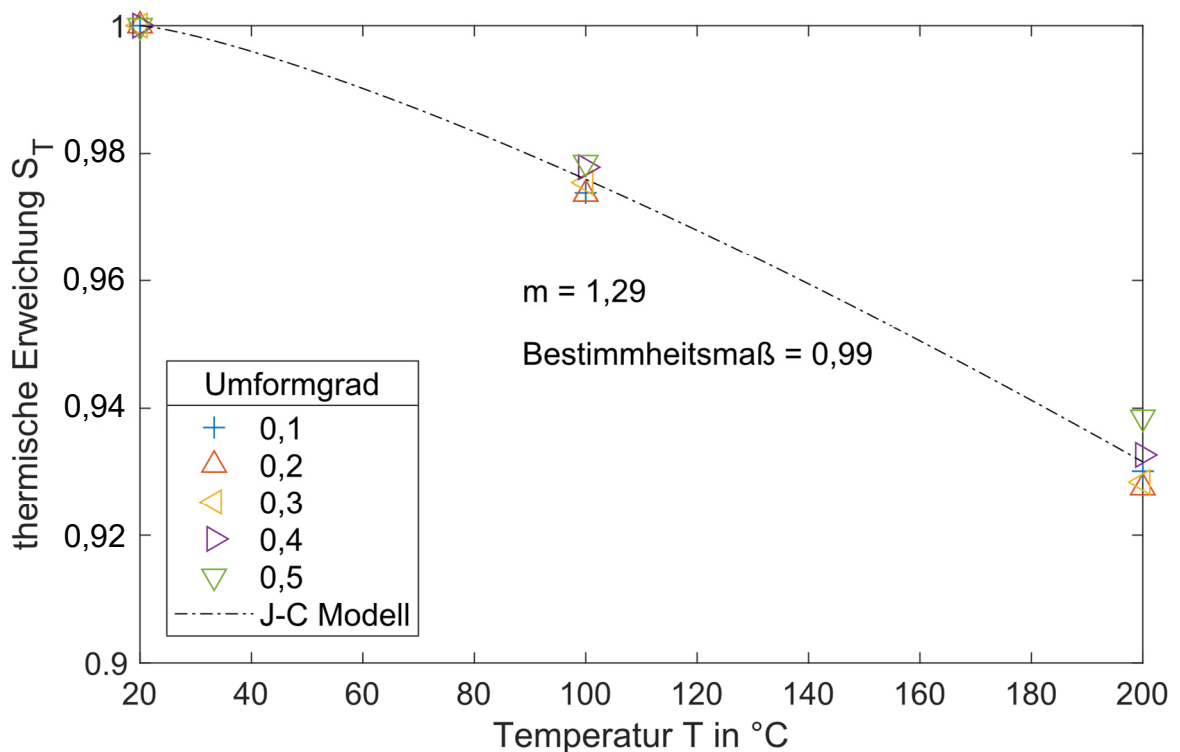


Abb. 4-21: Thermische Entfestigung des Werkstoffs C45E+N, Johnson-Cook Modell für begrenzten Temperaturbereich von 0 °C bis 200 °C

Das Bestimmtheitsmaß der Ausgleichsrechnung ist 0,99. Die maximalen Temperaturen in den Proben wurden mit dem zuvor dargestellten Ansatz nach Kopp et al. ermittelt und liegen bei 80 °C. Die Bestimmung der Entfestigung S_T kann daher durch das J-C Modell in guter Näherung erfolgen. Einschränkend bleibt allerdings anzumerken, dass die Messdaten, die dem Entfestigungsmodell zu Grunde liegen, unter quasistatischen Bedingungen ermittelt worden sind. Sie stellen

somit nur eine Annäherung an das Entfestigungsverhalten unter höheren Dehnraten dar.

Mit der Proben temperatur wird über das Entfestigungsmodell für jeden Umformgrad ein Korrekturwert bestimmt. Der Wert wird genutzt, um die adiabate Fließspannung auf eine isotherme Fließspannung umzurechnen. Der gesamte Ablauf des entwickelten Verfahrens ist schematisch in **Abb. 4-22** dargestellt. Die Ermittlung des Temperaturanstiegs als Funktion des Umformgrads erfolgt nach Gl. 4-28 sowie Gl. 4-29. Zusammen mit der Referenztemperatur kann die absolute Temperatur der Probe ermittelt werden. Die Entfestigung des Werkstoffs wird durch das J-C Modell beschrieben. Aus der absoluten Temperatur wird der entsprechende Werte der Entfestigung S_T bestimmt. Der Kehrwert dieser Größe wird als Korrekturfaktor K_T bezeichnet. Der adiabate Fließspannungswert $\sigma_{f,adiabat}$ wird mit dem Korrekturfaktor auf einen isothermen Wert umgerechnet.

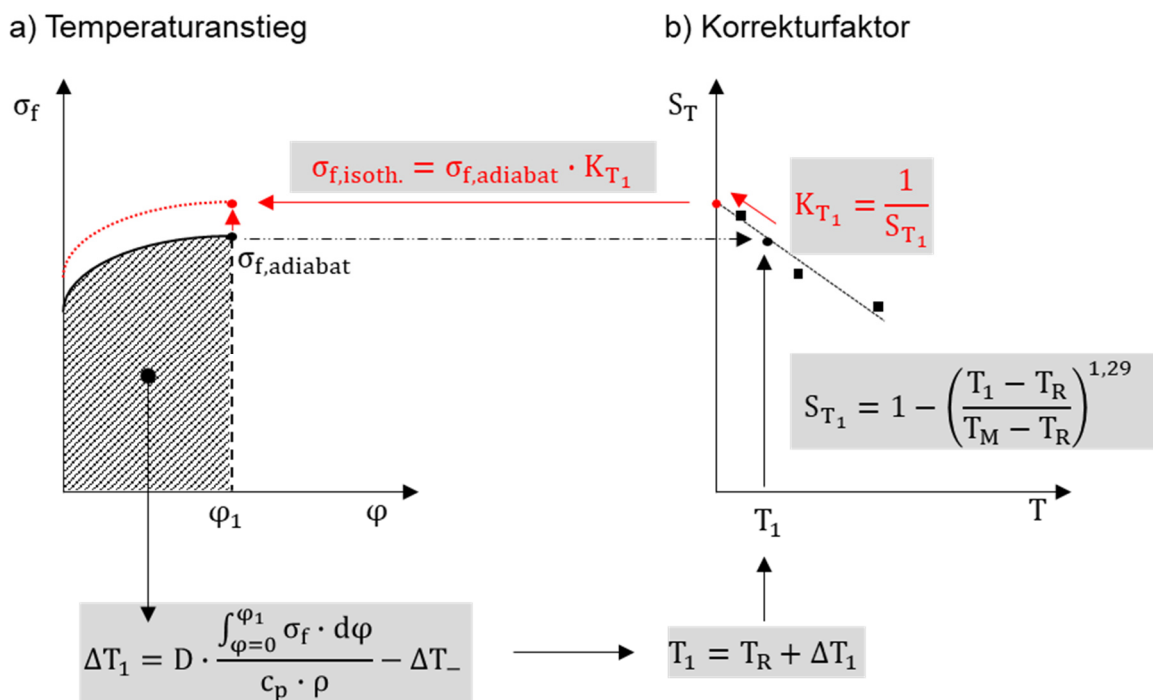


Abb. 4-22: Schemadarstellung des entwickelten Ansatzes zur Ermittlung isothermer Fließkurven

In **Abb. 4-23** werden eine gemessene Fließkurve bei einer mittleren wahren Dehnraten von 1990 s^{-1} und eine korrigierte Kurve gegenübergestellt. Da die gemessene Kurve durch Temperatureffekte überlagert ist, liegen die Fließspannungswerte unter denen der isothermen Kurve. Mit zunehmenden Umformgraden steigt die Proben temperatur an. Die entfestigende Wirkung der Temperatur wirkt sich daher bei größeren Umformgraden stärker aus.

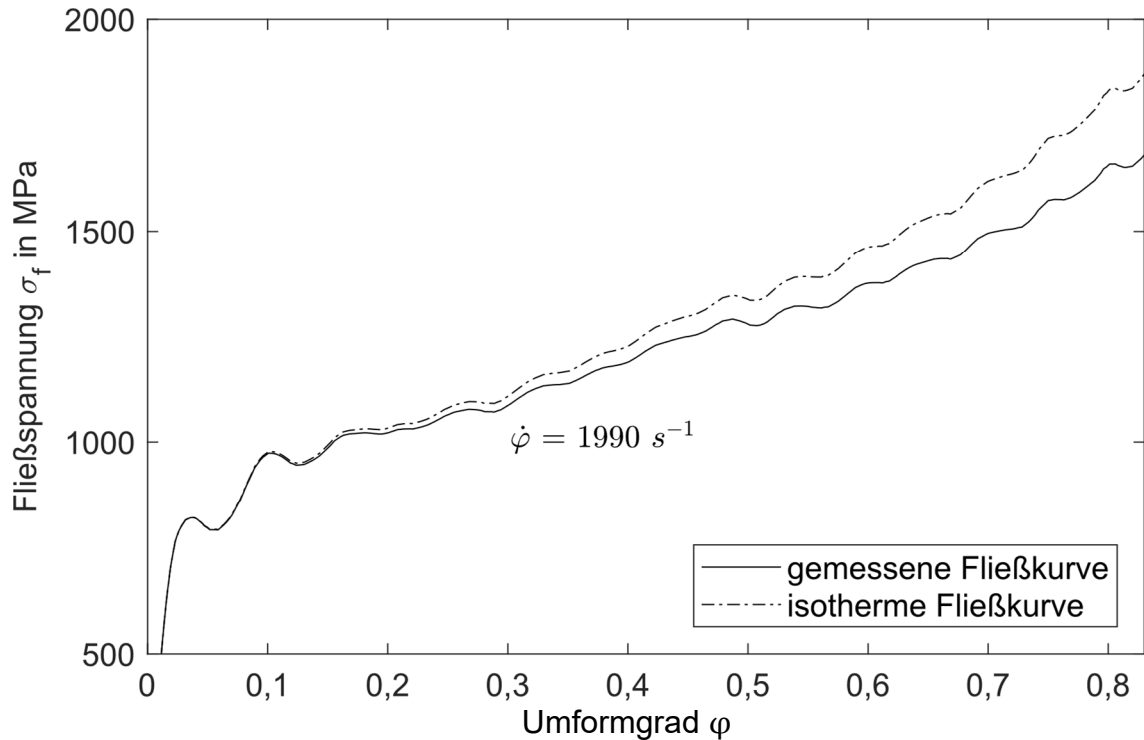


Abb. 4-23: Vergleich zwischen einer im SHPB-Versuch gemessenen Fließkurve des Werkstoffs C45E+N bei einer mittleren wahren Dehnrates von 1990 s^{-1} und einer auf isotherme Bedingungen umgerechneten Fließkurve

4.3.5 Anlagenkalibrierung

Um die Messergebnisse der Split-Hopkinson Anlage zu verifizieren, ist vor der Fließkurvenermittlung eine Anlagenkalibrierung durchgeführt worden. Dazu sind die Dehnungsamplituden der Eingangsimpulse bei verschiedenen Geschwindigkeiten des Projektils gemessen worden. Für die Verifikation und Kalibrierung wurden die Messergebnisse mit Berechnungsergebnissen verglichen.

Stimmen die Impedanzen des Projektils und der Eingangsstange überein, kann die elastische Dehnungsamplitude, die durch den Stoß in die Eingangsstange induziert wird, in Abhängigkeit der Projektilgeschwindigkeit $v_{\text{Proj.}}$ und der Ausbreitungsgeschwindigkeit der Welle in der Stange c_B ermittelt werden, Gl. 4-31 [90].

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{2} \cdot \frac{v_{\text{Proj.}}}{c_B} \quad \text{Gl. 4-31}$$

Stehen die Auftreffgeschwindigkeiten des Projektils zur Verfügung, kann der Zusammenhang genutzt werden, um die Messergebnisse der Dehnungsmessstreifen zu verifizieren. Zudem können über diesen Vergleich Kalibrierungsfaktoren bestimmt werden.

Abb. 4-24 stellt die arithmetischen Mittelwerte der Messdaten von jeweils drei Versuchen sowie die berechneten Dehnungsamplituden nach Gl. 4-31 gegenüber.

Der Vergleich ist bei fünf unterschiedlichen Projektilgeschwindigkeiten durchgeführt worden. Die gemessenen Dehnungsamplituden sind durch Mittelwertbildung im Bereich des Maximalausschlags des induzierten Rechteckimpulses ermittelt worden. Die Auftreffgeschwindigkeiten des Projektils entsprechen dem Geschwindigkeitsbereich, der auch im Rahmen dieser Arbeit verwendet worden ist. Erwartungsgemäß steigen die berechneten und gemessenen Dehnungsamplituden mit zunehmender Projektilgeschwindigkeit an. Die berechneten Dehnungsamplituden liegen bei allen Geschwindigkeiten deutlich über denen der gemessenen Amplituden. Die Differenz wird mit zunehmenden Projektilgeschwindigkeiten größer. Demgegenüber bleibt das Verhältnis aus gemessenen und berechneten Dehnungsamplituden für alle Versuche nahezu identisch und ist daher unabhängig von der Projektilgeschwindigkeit. Der arithmetische Mittelwert dieses Verhältnisses beträgt 66 %.

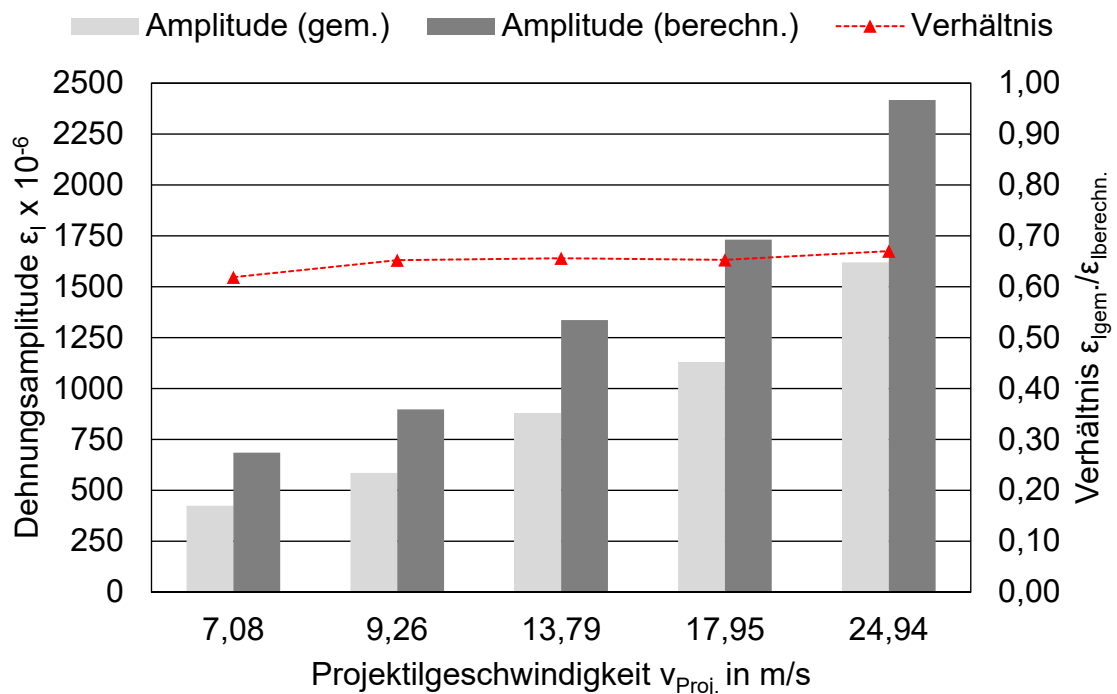


Abb. 4-24: Gegenüberstellung gemessener und berechnete Dehnungsamplituden des Eingangsimpulses für unterschiedliche Geschwindigkeiten des Projektils

Ein Grund für die Abweichungen zwischen den beiden Größen kann ein Impedanzunterschied zwischen dem Projektil und der Eingangsstange sein. Der führt dazu, dass der Impuls nicht vollständig von der Probe auf die Stange übertragen wird. Die Impedanz wird durch die Querschnittsfläche, die Ausbreitungsgeschwindigkeit der elastischen Welle und die Werkstoffdichte definiert. Aus konstruktiven Gründen wird an der Versuchsanlage ein Projektil verwendet, das einen geringfügig kleineren Durchmesser (48 mm) als die Eingangsstange (50 mm) besitzt. Der aufgeführte Zusammenhang nach Gl. 4-31 ist in einer Finite Elemente Simulation qualitativ nachvollzogen worden. Änderungen des Projektildurchmessers von 50 mm auf 48 mm führen darin zu einer kaum

merklichen Verringerung des Eingangsimpulses. Es ist daher unwahrscheinlich, dass die in Abb. 4-24 dargestellten Abweichungen allein durch den Durchmesserunterschied und den damit verbundenen Impedanzunterschied hervorgerufen werden.

Neben Impedanzeffekten können anlagespezifische Faktoren, die die Messergebnisse der Geschwindigkeits- und Dehnungsmessung beeinflussen, für die Abweichung verantwortlich sein. Fehler in der Geschwindigkeitsmessung des Projektils sind durch Referenzmessungen als Ursache ausgeschlossen worden. Die Gründe für die Abweichungen zwischen gemessenen und berechneten Amplitudenhöhen sind daher vermutlich bei der Dehnungsmessung zu finden. Die Eingangsstange besitzt ein ungleichmäßiges Härteprofil entlang des Stangendurchmessers. Die Härte ist im Randbereich höher als im Kern. Eine mögliche Erklärung kann daher sein, dass die an den Mantelflächen angebrachten Dehnungsmesstreifen die induzierte Dehnungsamplitude nicht vollständig erfassen können. Um die Abweichungen auszugleichen, wurde daher für die weiteren Versuche aus den Messergebnissen in Abb. 4-24 ein Kalibrierungsfaktor ermittelt. Der konstante Faktor ist mit den Messergebnissen multipliziert worden, um den nahezu konstanten Verlust an Amplitudenhöhe auszugleichen. **Tab. 4-5** stellt alle Versuchsbedingungen der Split-Hopkinson-Versuche in zusammengefasster Form dar.

Tab. 4-5: Zusammengefasste Versuchsbedingungen der Split-Hopkinson Versuche

Versuchswerkstoffe:	C45E+N, 16MnCr5
Dehnratenbereich:	800 bis 3400 s ⁻¹
Probengeometrie:	h ₀ = 4, 6, 8 und 12 mm; d ₀ = 8 und 12 mm
Probentypen:	Zylinderproben
Pulsformer:	Werkstoff-Nr.: 2.0090 (Cu-DHP), Dicke = 0,7 mm
Schmierung:	Fett-Schmierung, geschliffene Stirnflächen
Kalibrierungsfaktor:	1,34
Maschine:	Ø 50 mm Split-Hopkinson Aufbau Universität Siegen, Lehrstuhl für Festkörpermechanik

4.3.6 Dehnratenabhängige Verfestigung

Auf Basis der zuvor erläuterten Versuchsbedingungen sind Fließkurven gemessen worden. Analog zu den temperaturabhängigen Fließkurven erfolgt die Darstellung ohne die elastischen Dehnungsanteile. Die Versuche sind drei Mal wiederholt und zu Mittelwertkurven zusammengefasst worden. **Abb. 4-25** stellt die Ergebnisse für den Werkstoff C45E+N dar. Im Vergleich dazu wird eine Fließkurve ergänzt, die unter quasistatischen Bedingungen ermittelt worden ist. Die Versuchsdauer eines Split-Hopkinson Versuchs ist von der Länge des verwendeten Projektils abhängig.

Die Länge bestimmt maßgeblich die Dauer des Eingangsimpulses. In dieser Arbeit sind alle Versuche mit einem Projektil durchgeführt worden. Das führt dazu, dass die Versuchsdauer in jedem Versuch konstant ist. Die erreichten Umformgrade sind somit von der Höhe der Dehnrates des jeweiligen Versuchs abhängig. Höhere Dehnrates führen bei konstanter Versuchszeit zu größeren Umformgraden.

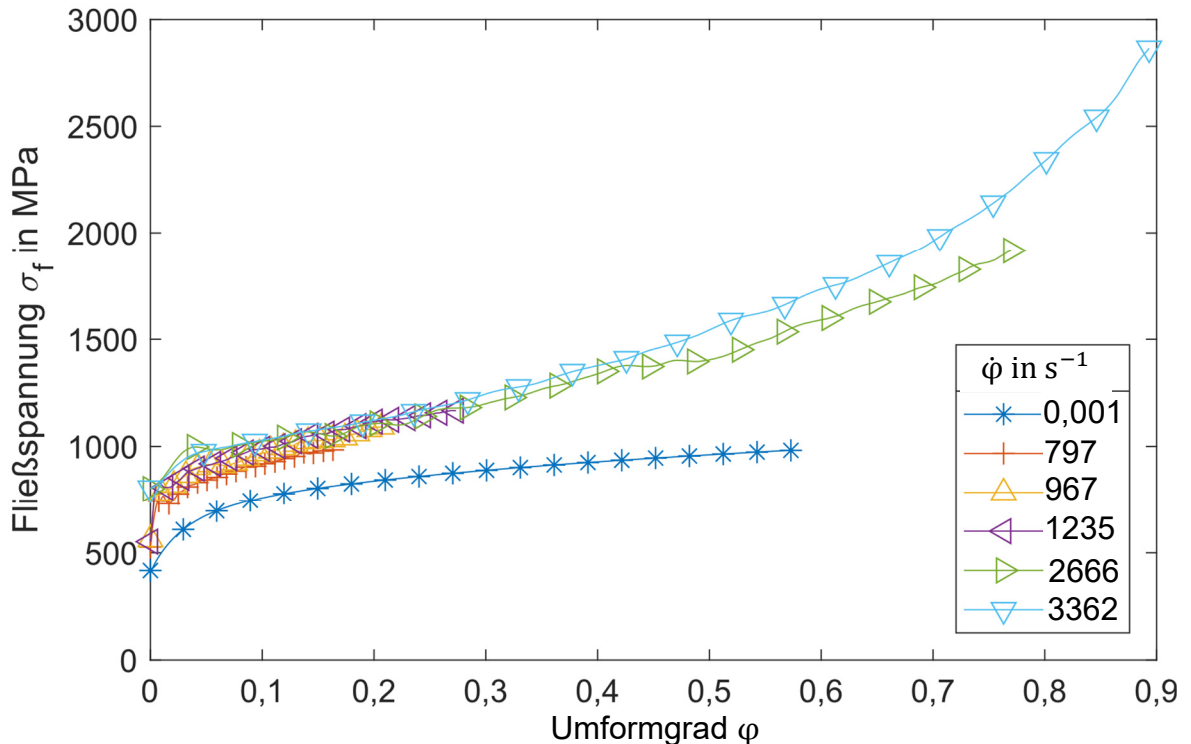


Abb. 4-25: Fließkurven des Werkstoffs C45E+N bei unterschiedlichen Dehnraten im Vergleich zu einer quasistatisch ermittelten Kurve

Die dehnratenabhängigen Fließkurven weisen gegenüber der quasistatischen Kurve höhere Fließspannungswerte auf. Die geringste mittlere Dehnrates von 797 s^{-1} weist auch die geringsten Fließspannungswerte auf. Mit zunehmender mittlerer Dehnrates steigen die Fließspannungswerte. So weist die größte erreichte mittlere Dehnrates von 3362 s^{-1} die größten Fließspannungswerte auf. **Abb. 4-26** stellt äquivalent dazu die Ergebnisse für den Werkstoff 16MnCr5 dar.

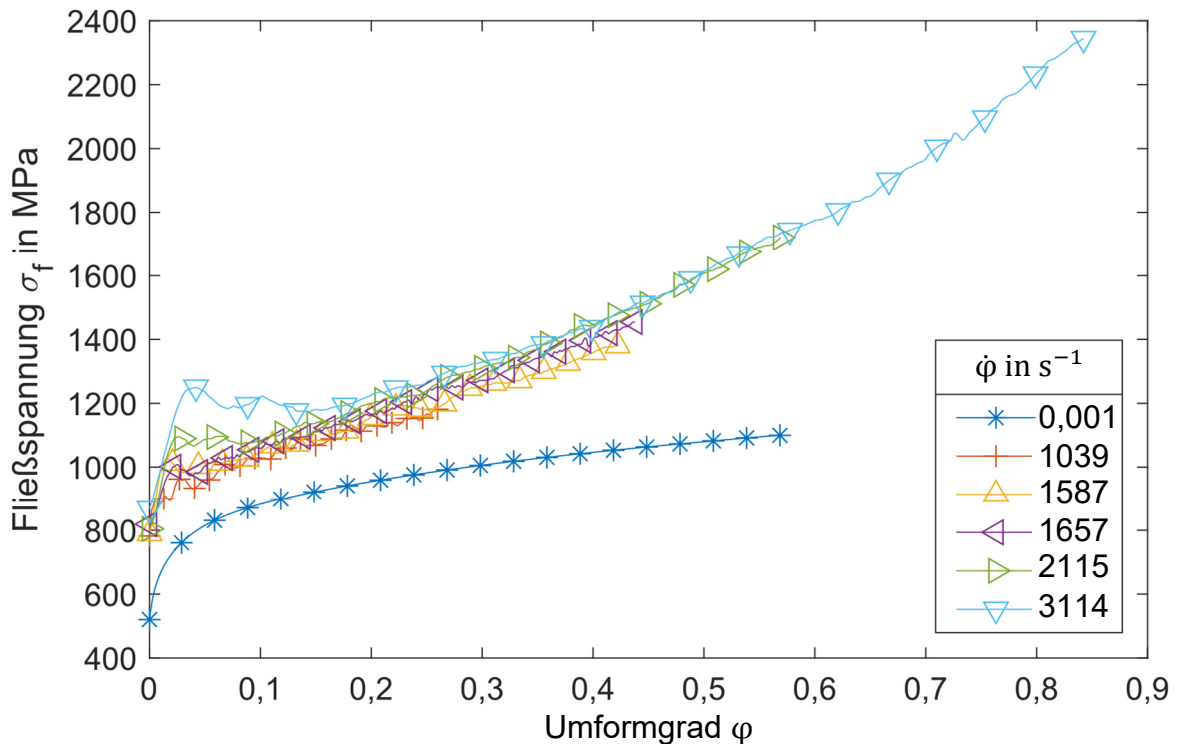


Abb. 4-26: Fließkurven des Werkstoffs 16MnCr5 bei unterschiedlichen Dehnraten

Der Werkstoff zeigt tendenziell ein ähnliches Verhalten wie der Werkstoff C45E+N. Mit höheren mittleren Dehnraten steigen auch die Fließspannungswerte an. Die Ergebnisse zeigen ebenfalls die erwartbare Abhängigkeit des erreichten Umformgrads von der mittleren Dehnraten.

Die Fließkurven beider Werkstoffe weisen bei hohen Dehnraten und im Bereich hoher Umformgrade einen deutlichen Anstieg der Fließspannung auf. Aufgrund der Einspannbedingungen und des dynamischen Charakters der Split-Hopkinson Versuche sind keine Rastegajew-Proben eingesetzt worden. Gegenüber den quasistatischen Zylinderstauchversuchen wird daher davon ausgegangen, dass Reibungseffekte einen größeren Einfluss besitzen. Aufgrund der geringeren radialen Ausdehnung der Probe ist der Reibungseinfluss auf die Fließkurven bei kleineren Umformgraden geringer. Wie zu Beginn des Abschnitts erläutert, stehen aufgrund der konstanten Versuchszeit bei kleineren Umformgraden mehr Fließkurven zur Verfügung. Die Auswertung der Fließkurven zur Ermittlung der dehnratenabhängigen Verfestigung wurde daher in einem eingeschränkten Umformgradintervall vorgenommen. Für den Werkstoff C45E+N liegt dieses Intervall zwischen den Umformgraden von 0,06 und 0,13. Für den Werkstoff 16MnCr5 liegt das Intervall zwischen den Umformgraden 0,1 und 0,24.

Die Ermittlung der Verfestigungskurve erfolgte analog zu Abschnitt 4.2.3 nach Gl. 4-32. Darin ist H_D die normierte, dehnratenabhängige Verfestigung. Die Fließspannung bei einem konstanten Umformgrad und der Versuchsdehnraten wird durch $\sigma_{f(\dot{\varphi}_V, \varphi_n)}$ beschrieben. Der äquivalente Fließspannungswert bei der Referenz-

dehnrates ist $\sigma_{f(\dot{\varphi}_0, \varphi_n)}$. Als Referenzdehnrates wurde, äquivalent zu den quasi-statischen Versuchen, $\dot{\varphi}_0 = 0,001 \text{ s}^{-1}$ verwendet.

$$H_D = \frac{\sigma_{f(\dot{\varphi}_V, \varphi_n)}}{\sigma_{f(\dot{\varphi}_0, \varphi_n)}} \quad \text{Gl. 4-32}$$

Die dehnratesabhängige Verfestigung H_D wird als Funktion der mittleren wahren Dehnrates dargestellt. Durch Ausgleichsrechnungen wurde der Dehnrates-term des J-C Modells in die Messdaten gelegt, um die Verfestigung zu beschreiben. **Abb. 4-27** und **Abb. 4-28** stellen die Ergebnisse dieser Analyse für die beiden Untersuchungswerkstoffe dar.

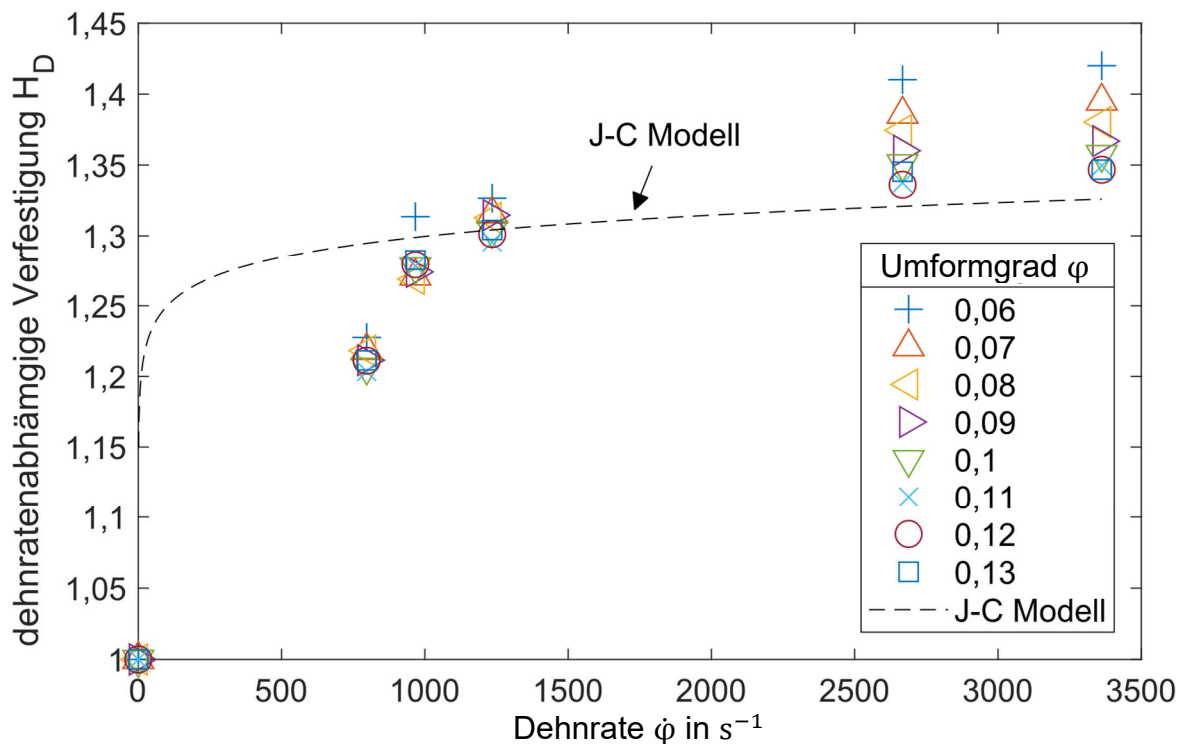


Abb. 4-27: Verfestigung des Werkstoffs C45E+N als Funktion der mittleren wahren Dehnrates

Für den Werkstoff C45E+N ergibt sich ein Verfestigungsverlauf, der bei einer mittleren wahren Dehnrates von 797 s^{-1} zu einer Verfestigung von circa 21 % führt. Die weitere Steigerung der Dehnrates führt zu einer verlangsamteten Zunahme der Verfestigung. So führt eine Steigerung der mittleren Dehnrates bis auf 3362 s^{-1} nur noch zu einer Verfestigung um weitere 16 %. **Abb. 4-28** stellt den analog ermittelten Verfestigungsverlauf für den Werkstoff 16MnCr5 dar. Der Verfestigungsverlauf weist bei 1039 s^{-1} eine mittlere Verfestigung von 18 % auf. Eine Steigerung der mittleren wahren Dehnrates auf 3114 s^{-1} führt zu einer weiteren Zunahme um 12 %. Beide Werkstoffe weisen die größte Verfestigung im Bereich von Dehnrates unter 1100 s^{-1} auf. Nach einem initial starken Anstieg erfolgt mit weiterer Steigerung der Dehnrates eine geringere Zunahme der Verfestigung. Dieses grundsätzliche Verhalten wird auch durch die von Johnson und Cook verwendete Logarithmus-

funktion zur Beschreibung des Verfestigungsverhaltens wiedergegeben. Darin erfolgt ebenfalls bei geringeren Dehnraten die stärkste Verfestigung. Eine weitere Steigerung der Dehnrates führt nur noch zu einem moderaten Spannungszuwachs.

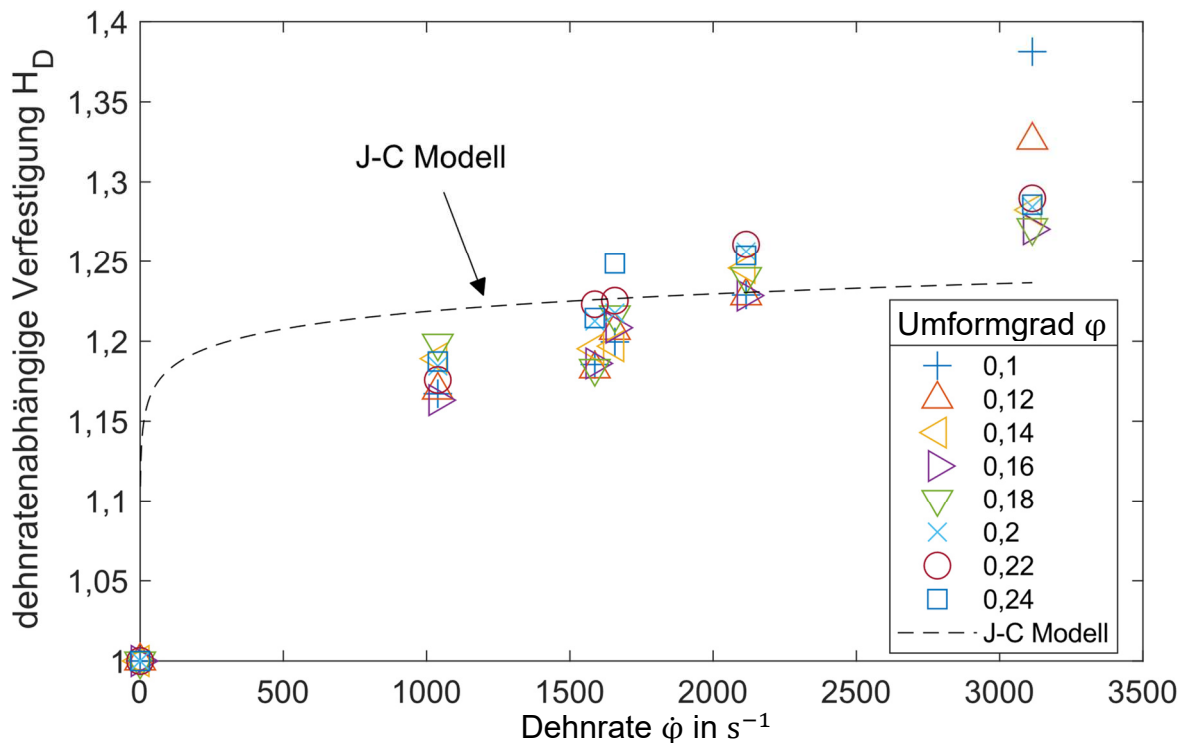


Abb. 4-28: Verfestigung des Werkstoffs 16MnCr5 als Funktion der mittleren wahren Dehnrates

Ein grundsätzlicher Vergleich der Vorhersagen des J-C Modells mit den Messdaten zeigt, dass die geringeren Dehnrates bei beiden Werkstoffen tendenziell eher überschätzt werden und die hohen Dehnrates eher unterschätzt werden. Inwieweit das Modell bei Dehnrates bis circa $1100 s^{-1}$ zu realitätsnahen Vorhersagen führt, kann an dieser Stelle nicht bewertet werden, da zu wenige Messdaten vorliegen. Die Dehnrates lässt sich in Split-Hokinson-Versuchen nur indirekt durch die Kombination der Probengeometrie und die Projektilgeschwindigkeit beeinflussen. Mit der Versuchsanlage und den gewählten Versuchswerkstoffen konnte bei kleineren Dehnrates keine stabile Datenbasis ermittelt werden.

4.4 Modellanpassung

In den vorangegangenen Abschnitten wurden die Einflüsse von Temperatur und Dehnrates auf die Versuchswerkstoffe untersucht. Die Messdaten sind zu Kurven verdichtet worden, die die thermisch bedingte Erweichung und das dehnratesabhängige Verfestigungsverhalten beschreiben. Auf Basis von Ausgleichsrechnungen wurden die entsprechenden Terme des Materialmodells nach Johnson und Cook in die Messdaten gelegt und Materialkennwerte ermittelt. Beide Werkstoffe zeigen sowohl bei der Entfestigung als auch bei der Verfestigung Abweichungen zwischen den messtechnisch ermittelten Daten und den Kurvenverläufen, die durch das J-C Modell beschrieben werden.

Ein qualitativer Vergleich der Messdaten und der Modellbeschreibung der dehnratenabhängigen Verfestigung zeigt für beide Werkstoffe eine grundsätzliche Übereinstimmung. Die größte Verfestigung der Versuchswerkstoffe findet bei Dehnraten bis zu 1100 s^{-1} statt. Eine weitere Erhöhung der Dehnrate führt nur noch zu einem moderaten Anstieg. Dieses tendenzielle Verhalten wird durch die natürliche Logarithmusfunktion des J-C Modells wiedergegeben. Die Modellbeschreibung wird daher für die Versuchswerkstoffe als ausreichend angesehen. Im Fall der thermischen Erweichung sind demgegenüber grundlegende Abweichungen zu erkennen. Diese deuten darauf hin, dass das J-C Modell für die untersuchten Werkstoffe keine adäquate Beschreibungsform bietet. Die ermittelten Messdaten wurden aus materialwissenschaftlicher Sicht diskutiert und hinsichtlich ihrer Plausibilität bestätigt. Die Ursache der Abweichungen wird daher an dieser Stelle auf Limitationen des mathematischen Modells zurückgeführt. Besonders auffällig ist, dass bei den Versuchstemperaturen von 300 °C und 400 °C eine Verfestigung der Werkstoffe zu erkennen ist. Insbesondere dieses Temperaturintervall, das eine deutliche Abweichung von einem linearen Entfestigungsverlauf darstellt, wird durch das J-C Modell nicht mit ausreichender Genauigkeit abgebildet. Der Term des J-C Modells, der die thermische Erweichung beschreibt, basiert auf einem Materialkennwert. Er ist deshalb nicht dazu in der Lage, den komplexeren Entfestigungsverlauf der Messwerte anzunähern.

Das J-C Modell wird im Rahmen von Zerspansimulationen sehr häufig eingesetzt. Ein Grund hierfür ist die einfache mathematische Struktur, die im Wesentlichen aus der Entkopplung des Modells resultiert. Die entkoppelte Formulierung ist aus materialwissenschaftlicher Sicht eine vereinfachende Annahme, da sie bestehende Abhängigkeiten zwischen Dehnung, Dehnrate und Temperatur ignoriert. Allerdings besitzt sie den Vorteil, dass das Kennwertermittlungsverfahren vereinfacht wird. Die Effekte der Ver- und Entfestigung können in getrennten Experimenten untersucht werden. Das hat eine Verringerung der Komplexität und damit der Fehleranfälligkeit der Versuche zur Folge. Die Entkopplung bietet zudem die Möglichkeit, einzelne Terme des Gesamtmodells durch geeignetere Formulierungen zu ersetzen. Es stellt sich daher die Frage, ob ein Temperaturglied, das die thermische Entfestigung realitätsnäher beschreibt, auch zu höheren Abbildungsgüten in einer Simulation führt. Nachfolgend wird daher ein methodischer Ansatz vorgestellt, der das Ziel hat, ein geeignetes Temperaturglied zu identifizieren und in den klassischen J-C Ansatz zu integrieren. Der Ansatz wird am Beispiel des Versuchswerkstoffes C45E+N vorgestellt. Ein direkter Vergleich der Simulationsergebnisse zwischen beiden Ansätzen soll die Frage beantworten, ob eine gezielte Modellbeeinflussung auch genauere Simulationsergebnisse ermöglicht.

Um die Auswahl einer Entfestigungsgleichung für ein modifiziertes Modell zu ermöglichen, muss die Frage beantwortet werden, welche Gleichung die beste Beschreibung der Messdaten liefert. Daneben soll das modifizierte Modell einen Einsatzbereich besitzen, der über die Versuchswerkstoffe dieser Arbeit hinaus geht.

Die Modellanpassung erfolgte daher in zwei Schritten. In einem ersten Schritt wurde eine Vorauswahl aus verschiedenen Materialgesetzen mit dem Kriterium eines breiten Einsatzbereichs getroffen. Im zweiten Schritt wurden die ermittelten Gleichungen in thermische Entfestigungsdaten des Versuchswerkstoffs C45E+N gelegt und ein geeigneter Ansatz identifiziert.

Damit das modifizierte Materialgesetz einen breiten Einsatzbereich besitzt, sind 28 verschiedene Werkstoffe als Datenbasis für die Vorauswahl verwendet worden. Die Messdaten wurden aus dem Fließkurvenatlas von Doege et al. [125] entnommen. Darin sind Fließkurven metallischer Werkstoffe bei unterschiedlichen Temperaturen enthalten, die durch Zylinderstauchversuche ermittelt worden sind. Um das Entfestigungsverhalten zu untersuchen, wurden Datensätze ausgewählt, die hinsichtlich der Versuchstemperaturen vergleichbar sind. Durch eine Routine sind unterschiedliche Entfestigungsmodelle in diese Daten gelegt worden. Mit einer Ausgleichsrechnung nach der Methode der kleinsten Quadrate wurde eine Annäherung der Entfestigungsverläufe bestimmt. Aus den Ergebnissen der Ausgleichsrechnungen sind fünf vielversprechende Modelle ausgewählt und für einen detaillierten Vergleich herangezogen worden. Der Vergleich erfolgte anhand von statistischen Größen der Ausgleichsrechnung, die die Güte der Abbildung beschreiben sowie anhand der qualitativen Bewertung der Kurvenverläufe. **Tab. 4-6** stellt die verwendeten Werkstoffdatenbasis und fünf Materialgesetze dar.

Tab. 4-6: Werkstoffdatenbasis und Vorauswahl der Materialgesetze

Werkstoffe:	100Cr6, 15Cr3, 15CrNi6, 16MnCr5, 20MnCr5, 20MoCr4, 41Cr4, 42CrMo4, Al99,5, AlMg3, AlMg4,5Mn, AlMgMn, AlMn, C15, C22, C35, C45, C60, Cf53, Ck67, X10Cr13, X10CrNiMoTi1810, X10CrNiTi189, X20Cr13, X40Cr13, X5CrNi189, X5CrNiMo1810
Modelle (1 bis 5):	Modell 1: $e^{[D \cdot ((T - T_R)/(T_S - T_R))^m]}$ Modell 2: $1 - ((T - T_R)/(T_S - T_R))^m$ Modell 3: $1 - \alpha T$ Modell 4: $k_0^{(T/T_S)}$ Modell 5: $k_5 T^4 + k_4 T^3 + k_3 T^2 + k_2 T + k_1$

Modell 1 entspricht einem Temperaturglied, das von Chen [150] für die Beschreibung des Werkstoffs 30CrMnSiA verwendet wurde. Es basiert auf einer natürlichen Exponentialfunktion und verfügt über zwei Modellparameter. Modell 2 stellt den ursprünglichen Ansatz von Johnson und Cook dar und dient vorrangig als Vergleichsgröße. Modell 3 entspricht dem Ansatz von Litonski, der in Gl. 3-20 gezeigt ist. In Modell 4 wird die thermische Entfestigung durch eine allgemeine Exponentialfunktion mit einem Parameter beschrieben. Modell 5 ist eine Polynomfunktion. Der Vergleich der fünf Materialgesetze erfolgte anhand der statistischen Bewertungsgrößen des adjustierten Bestimmtheitsmaßes und der Residuenquadratsumme. **Abb. 4-29** stellt die arithmetischen Mittelwerte der beiden Größen für die fünf Modelle gegenüber. Generell gilt, dass die Messdaten durch die

Modelle mit den höheren adjustierten Bestimmtheitsmaßen und den niedrigeren Residuenquadratsummen besser beschrieben werden. Da die Modelle unterschiedliche Anzahlen an Parametern aufweisen, wird das adjustierte Bestimmtheitsmaß verwendet.

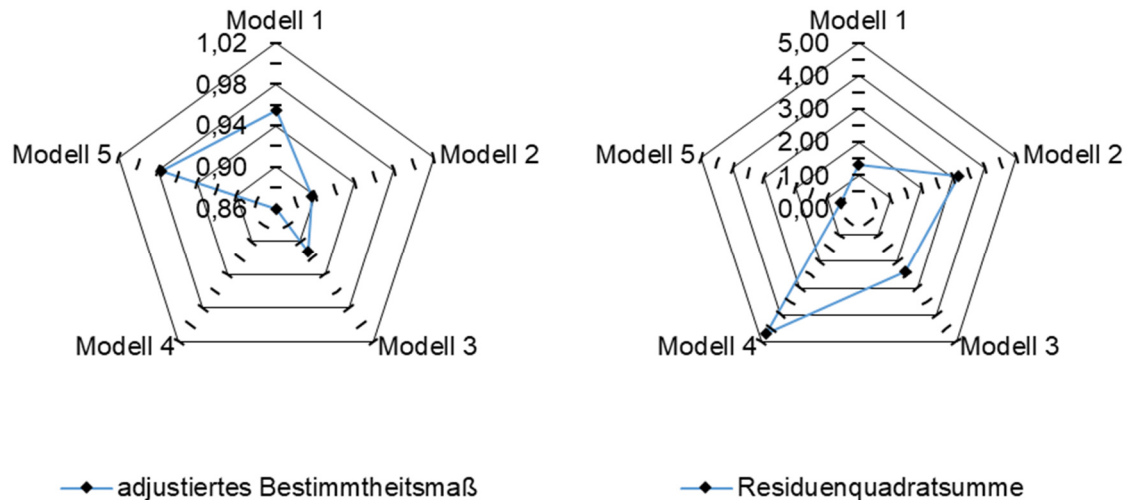


Abb. 4-29: Vergleich unterschiedlicher Ansätze zur Modellierung der thermischen Entfestigung

Das höchste adjustierte Bestimmtheitsmaß weist Modell 5 mit 0,98 auf. Darin wird die Entfestigung durch ein Polynom vierten Grades beschrieben. Das zweithöchste Bestimmtheitsmaß weist Modell 1 mit 0,95 auf. Darin folgt die Entfestigung einer natürlichen Exponentialfunktion mit zwei Modellparametern. Modell 2 entspricht der ursprünglichen Formulierung im J-C Modell und weist zusammen mit dem Modell 3 eine mittlere Abbildungsgüte auf. Das geringste adjustierte Bestimmtheitsmaß wird mit 0,86 durch die exponentielle Form in Modell 4 erreicht. Die Betrachtung der Residuenquadratsummen bestätigt diese Rangfolge. Die Polynomfunktion in Modell 5 zeigt bei einer reinen Betrachtung der statistischen Größen die höchste Abbildungsgüte, da sie über die größte Anzahl an Materialparametern verfügt. Modell 1 erreicht nahezu identische Abbildungsgüten, basiert demgegenüber aber nur auf zwei Materialkennwerten, was die Handhabung erleichtert. Eine isolierte Betrachtung der Bewertungsmaße der Ausgleichsrechnung ist aufgrund der begrenzten Aussagefähigkeit dieser Größen nicht immer zielführend. Die oben beschriebenen Modelle werden daher zusätzlich qualitativ anhand der Annäherung der Messergebnisse diskutiert und bewertet. Auch für die Messdaten des Versuchswerkstoffs zeigen Modell 1 und Modell 5 die höchsten adjustierten Bestimmtheitsmaße sowie die geringsten Residuenquadratsummen. **Abb. 4-30** stellt die Messergebnisse des Werkstoffs C45E+N sowie die Ergebnisse der Ausgleichsrechnungen mit den fünf Modellen dar.

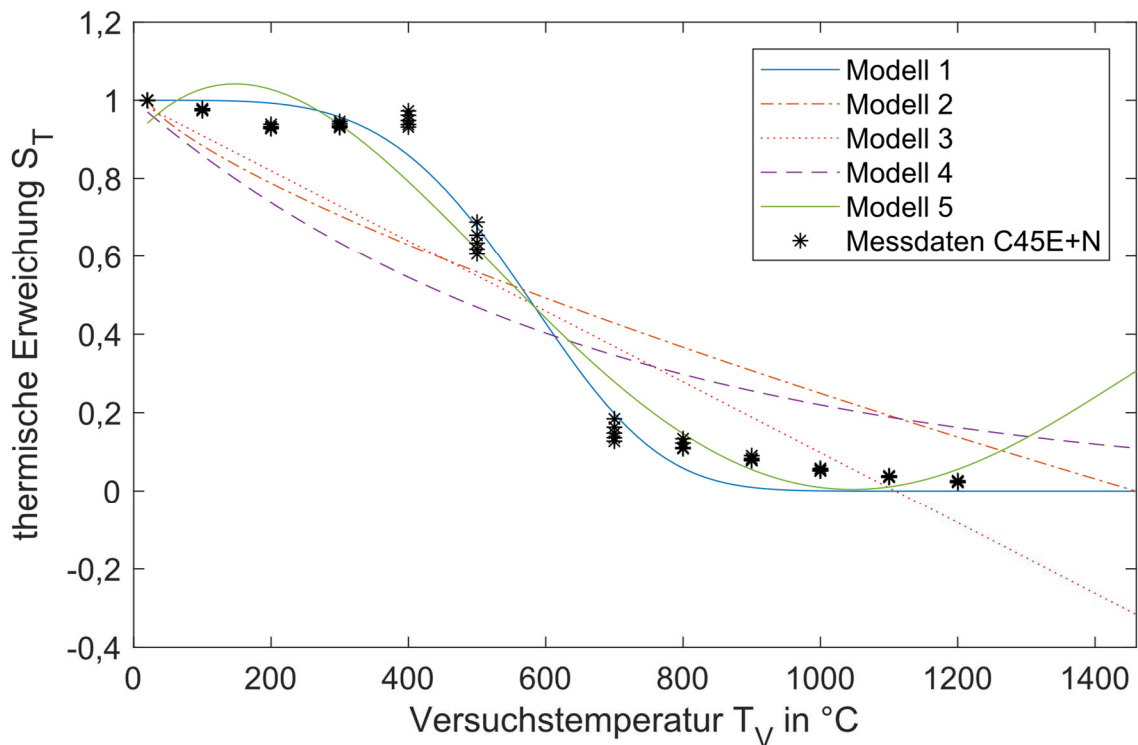


Abb. 4-30: Vergleich verschiedener Temperaturmodelle

Polynome eines hohen Grads neigen dazu zu oszillieren und geben so unter Umständen zwischen den Datenpunkten kein physikalisch interpretierbares Verhalten wieder. Beim Vergleich der charakteristischen Verläufe der Modelle 1 und 5 wird deutlich, dass das Polynom trotz des relativ hohen Bestimmtheitsmaßes insbesondere in den Randbereichen des Temperaturintervalls keine sinnvolle Annäherung an die Messdaten bietet. Während der Simulationen wird das Modell mit hoher Wahrscheinlichkeit über die Messdatenbasis hinaus ausgewertet. Insbesondere bei Temperaturen oberhalb von 1200 °C zeigt das Polynom einen nicht zu erwartenden Anstieg der Fließspannung. Modell 1, das auf einer Exponentialfunktion basiert und durch zwei Kennwerte beschrieben wird, zeigt demgegenüber auch in den Grenzbereichen einen stabileren Verlauf. Die Charakteristika der Messdaten werden mit höherer Abbildungsgüte beschrieben. Die Modelle 2, 3 und 4 zeigen nahezu lineare Annäherungen an die Messdaten und bilden so den Bereich der Blausprödigkeit und die Bereiche höherer Temperatur nur unzureichend ab. Für den weiteren Verlauf der Untersuchungen wird daher Modell 1 verwendet und mit der klassischen Formulierung von Johnson und Cook verglichen. Gl. 4-33 stellt das modifizierte Modell mit dem veränderten Temperaturglied dar.

$$\sigma_f = (A + B \cdot \varphi^n) \cdot \left(1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0}\right)\right) \cdot e^{(D \cdot (T^*)^m)} \quad \text{mit } T^* = \frac{T - T_R}{T_S - T_R} \quad \text{Gl. 4-33}$$

5 Inverse Kennwertermittlung

Die Materialkennwerte zur Parametrierung eines Materialgesetzes haben einen direkten Einfluss auf die Beschreibung der Werkstoffeigenschaften. Sie wirken sich daher auf die Qualität der Simulationsergebnisse aus. Ihre Ermittlung ist immer mit experimentellem Aufwand verbunden und führt so zu Kosten, die durch den Einsatz der Simulation refinanziert werden müssen. Die Anforderungen an das Kennwertermittlungsverfahren liegen darin, mit experimentell geringem Aufwand Parameter mit größtmöglicher Abbildungsgüte zu ermitteln. In Abschnitt 3.4 werden zwei grundlegende Ansätze unterschieden. Zum einen die direkten Verfahren, die auf Werkstoff-Prüfmethoden basieren und zum anderen die inversen Verfahren, die Ergebnisse aus Zerspanversuchen nutzen. In dem vorangegangenen Kapitel sind die Untersuchungswerkstoffe dieser Arbeit hinsichtlich ihres Ver- und Entfestigungsverhaltens untersucht worden. Die Ergebnisse wurden genutzt, um Materialkennwerte für das Materialgesetz nach Johnson-Cook sowie ein modifiziertes Modell zu ermitteln. In der Literatur wird diese Form der Kennwertermittlung teils als fehlerbehaftet eingestuft, da die direkten Messverfahren die thermomechanischen Lastkollektive der Zerspannung nur unzureichend annähern können [122]. Diese Einschränkungen sind auch bei den Untersuchungen im vorangegangenen Kapitel beobachtet worden. Darüber hinaus basieren die Experimente auf umfangreichen Einzelversuchen und unterschiedlichen Versuchsaufbauten. Insbesondere die Split-Hopkinson Methode ist zeitaufwendig und aufgrund ihrer komplexen, nicht standardisierten Versuchsführung mit Unsicherheiten behaftet. Die nachfolgenden Abschnitte besitzen das Ziel, einen inversen Ansatz zu entwickeln, um Materialkennwerte zu bestimmen. Der Fokus der Arbeiten liegt auf der Weiterentwicklung der inversen Methode durch eine optische Charakterisierung der Scherzone während der Spanbildung. Ein Vergleich mit den direkt ermittelten Kennwerten soll eine differenzierte Bewertung und Einordnung beider Verfahrensvarianten ermöglichen.

5.1 Analytisches Modell der Kennwertermittlung

Um Messwerte aus Zerspanversuchen für die Ermittlung von Werkstoffkennwerten nutzen zu können, muss eine Verknüpfung dieser Größen mit dem zu parametrierenden Materialgesetz hergestellt werden. Die Verknüpfung gelingt in dieser Arbeit über eine analytische Beschreibung der Spanbildung in Abhängigkeit des Materialgesetzes. Wie in Abschnitt 3.1 beschrieben wurde, existieren unterschiedliche Modellvorstellungen des Zerspanprozesses. Grundsätzlich lassen sich dabei zwei Gruppen von Ansätzen unterscheiden. Zum einen die Modellvorstellungen, die auf ideal-plastisches Werkstoffverhalten limitiert sind und zum anderen Ansätze, die eine Variation der Fließspannung zulassen. Zur Integration eines Werkstoffgesetzes in der allgemeinen Form nach Gl. 3-13 sind nur Modelle der letztgenannten Gruppe einsetzbar. Die Algorithmen, die im Rahmen dieser Arbeit entwickelt worden sind, basieren auf den grundlegenden Theorien und Modellen von Oxley et al. [34]. In den folgenden Abschnitten werden die

wesentlichen Entwicklungs- und Berechnungsschritte der Theorie beschrieben, um ein Verständnis für den Berechnungsablauf zu entwickeln. Neben dem Modell der Spanbildung besteht die gesamte Kennwertermittlungsroutine zudem noch aus einem Optimierungsverfahren. Die Beschreibung des gesamten Verfahrens erfolgt zusammenfassend mit den experimentellen Ergebnissen und der Auswahl einer Optimierungsmethode in Abschnitt 5.4.

5.1.1 Scherzonenmodell nach Oxley

In **Abb. 5-1** wird das analytische Modell eines Orthogonalschnitts dargestellt, das der Berechnungsmethode nach Oxley zugrunde liegt.

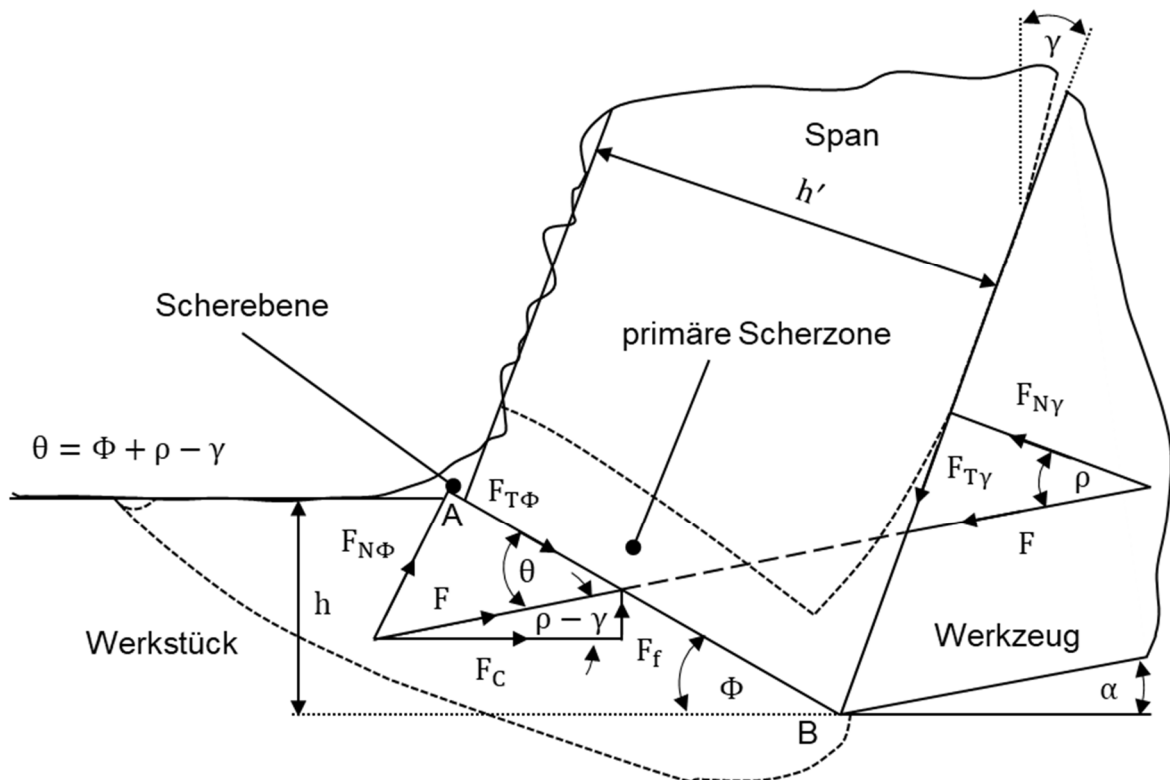


Abb. 5-1: Scherzonenmodell nach Oxley [34]

Es wird angenommen, dass das Werkzeug eine perfekt scharfe Schneide besitzt und ein stationärer Zustand der Spanbildung vorliegt. Zudem geht das Modell von einem ebenen Dehnungszustand aus. Dieser Zustand wird in experimentellen Versuchen näherungsweise dann erreicht, wenn die Spanungsbreite deutlich größer als die Spanungsdicke ist. Weiterhin wird angenommen, dass eine Scherebene existiert, die nahezu in der Mitte der Scherzone liegt und eine resultierende Kraft F überträgt. Die resultierende Kraft wird in gleicher Größe und entgegengesetzter Richtung durch das Werkzeug aufgebracht. Äquivalent zu dem Modell der Scherebene von Ernst und Merchant gelten damit hinsichtlich der Kräfte die gleichen Beziehungen zwischen den Zerspankraftkomponenten. Daraus ergeben sich die folgenden Beziehungen für die Zusammenhänge zwischen den Kräften und Einstellgrößen.

$$h' = h \cdot \frac{\cos(\Phi - \gamma)}{\sin \Phi} \quad \text{Gl. 5-1}$$

$$F_c = F \cdot \cos(\rho - \gamma) \quad \text{Gl. 5-2}$$

$$F_f = F \cdot \sin(\rho - \gamma) \quad \text{Gl. 5-3}$$

$$F_{T\gamma} = F \cdot \sin \rho \quad \text{Gl. 5-4}$$

$$F_{N\gamma} = F \cdot \cos \rho \quad \text{Gl. 5-5}$$

$$F = \frac{F_{T\phi}}{\cos \theta} = \frac{\tau_{AB} \cdot h \cdot b}{\sin \Phi \cdot \cos \theta} \quad \text{Gl. 5-6}$$

Die Grundlage der Berechnung von Oxley besteht darin, die Spannungszustände entlang der Scherebene (Linie: A-B, Abb. 5-1) sowie in der Kontaktebene an der Spanfläche zu ermitteln. Die Verhältnisse an der Spanfläche werden analog zu der primären Scherzone durch eine sekundäre Scherzone charakterisiert. Die Formulierung des Spannungszustands in der primären Scherzone und damit auch der resultierenden Kraft, erfolgt in Abhängigkeit des Scherwinkels und der veränderlichen Werkstoffeigenschaften. Darauf basierend ist es möglich, Lage und Größe der resultierenden Kraft zu bestimmen. Die resultierende Kraft, die von der Scherebene übertragen wird, führt zu einer Schubspannung in der sekundären Scherzone. Die Spannung dort kann äquivalent auch über das zugrundeliegende Materialgesetz und die thermomechanischen Bedingungen in Abhängigkeit des Scherwinkels berechnet werden. Der Scherwinkel wird so ermittelt, dass die beiden Spannungszustände gleichwertig sind. Um die Spannungszustände ermitteln zu können, ist die Kenntnis der Scherdehnrate in den Scherzonen notwendig. Da die direkte Bestimmung der Scherdehnrate nicht möglich ist, entwickelt Oxley eine empirische Beziehung, die die Scherdehnrate mit den geometrischen Ausdehnungen der Scherzone verknüpft. Der nachfolgende Abschnitt beschreibt dieses Vorgehen am Beispiel der primären Scherzone.

5.1.2 Bestimmung der Scherdehnrate in der primären Scherzone

Oxley et al. entwickelten bereits 1963 ein erstes Scherzonenmodell, das von zwei parallelen Gleitlinien begrenzt wird. Darin wird von einer konstanten Scherdehnrate in der Scherzone ausgegangen [43]. Der Werkstückwerkstoff besitzt darin bei dem Eintritt in die Scherzone, dem Beginn der plastischen Deformation, die gleiche Scherdehnrate wie beim Austritt aus der Scherzone. In der Mitte der Scherzone liegt die Scherebene, die die resultierenden Kräfte überträgt. Die Schnittgeschwindigkeit wird in der Scherzone entlang geometrisch identischer Stromlinien ohne Diskontinuität in die Spangeschwindigkeit übertragen. Der globale Geschwindigkeitszusammenhang zwischen der Schnitt- und der Spangeschwindigkeit kann

durch den Hodographen beschrieben werden. Die Scherdehnrate wird in diesem Ansatz nach Gl. 5-7 ermittelt. Darin ist v_s die Scher-geschwindigkeit, die bereits in Abschnitt 3.1 eingeführt wurde, und Δs_2 die Dicke der primären Scherzone.

$$\dot{\gamma}_{PSZ} = \frac{v_s}{\Delta s_2} \quad \text{Gl. 5-7}$$

Eine wesentliche Erweiterung dieser grundlegenden Theorie erfolgte durch die Analyse von Strömungsfeldern im Bereich der primären Scherzone. Auf Basis von Schnittunterbrechungsversuchen ermittelten Oxley et al. den Verlauf der Scherdehnrate des Materials beim Durchfließen der Scherzone. **Abb. 5-2** stellt diese Ergebnisse bei vier unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten und einer konstanten Spannungsdicke dar.

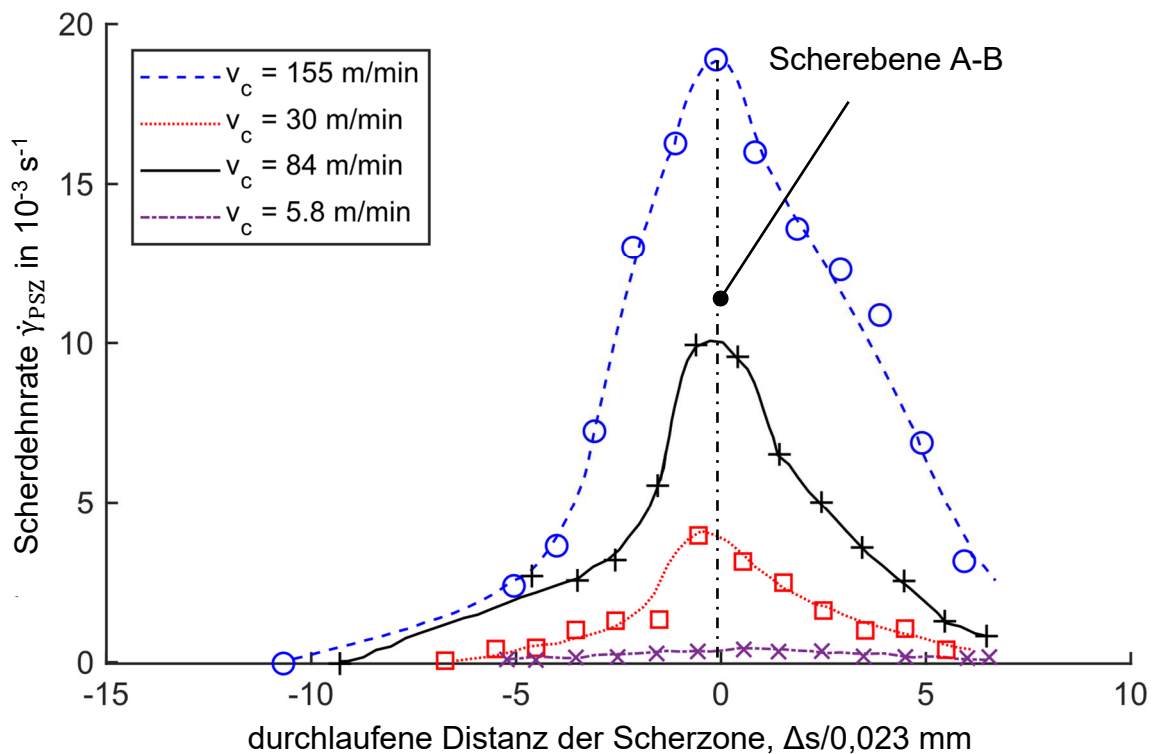


Abb. 5-2: Veränderung der Scherdehnrate der Scherzone nach [34]

Die Ergebnisse dieser Analyse zeigen, dass die Scherdehnrate in der Scherzone entgegen der Annahme in Gl. 5-7 keinen konstanten Wert annimmt. Vielmehr wird deutlich, dass die Scherdehnrate nach dem Eintritt in die Scherzone kontinuierlich zunimmt und auf der Scherebene das Maximum erreicht. Von diesem Wert fällt die Scherdehnrate wieder ab, bis die plastische Deformation endet. Die Verlauf der Scherdehnrate ist nahezu symmetrisch um die Scherebene verteilt. Die vier dargestellten Kurven zeigen eine Abhängigkeit der maximalen Scherdehnrate von der Schnittgeschwindigkeit. Die Breite der Scherzone wird demgegenüber nur geringfügig durch die Schnittgeschwindigkeit beeinflusst. Aus diesen Ergebnissen folgerten Oxley et al., dass die Scherdehnrate wesentlich durch die Scher-

geschwindigkeit beeinflusst wird. Diese ergibt sich aus der Schnittgeschwindigkeit und dem Scherwinkel.

Weitere Untersuchungen bei einer konstanten Schnittgeschwindigkeit und variierten Spannungsdicken zeigten, dass kleinere Spannungsdicken zu deutlich höheren maximalen Scherdehnraten führen und die Dicke der Scherzone abnimmt. Auf Basis dieser experimentellen Ergebnisse stellte Oxley fest, dass das Verhältnis der Länge l zur Breite Δs_2 der primären Scherzone für einen Werkstoff nahezu konstant ist, Gl. 5-8.

$$\frac{l}{\Delta s_2} = \text{konst.} = C_{\text{PSZ}} \quad \text{Gl. 5-8}$$

Sind diese Konstante sowie der Scherwinkel bekannt, kann zusammen mit Gl. 5-7 die Scherdehnrate nach Gl. 5-9 ermittelt werden, ohne dass die Dicke der primären Scherzone für jeden Versuch ermittelt werden muss, wie es Gl. 5-7 voraussetzt.

$$\dot{\gamma}_{\text{AB}} = C_{\text{PSZ}} \cdot \frac{v_s}{l} \quad \text{Gl. 5-9}$$

Abb. 5-3 stellt die jeweils maximalen Scherdehnraten als Funktion der Schergeschwindigkeit dar. Aufgrund der Abhängigkeit dieser Ergebnisse von den geometrischen Abmessungen der primären Scherzone sind die Daten auf deren Länge normiert. Oxley beschreibt die Messwerte durch einen linearen Zusammenhang, der die Abhängigkeit der maximalen Scherdehnrate von dem Verhältnis der Schergeschwindigkeit zur Länge der primären Scherzone beschreibt. Die Steigung der Ausgleichsgeraden entspricht damit der Konstanten C_{PSZ} in Gl. 5-9 und kann mit Kenntnis der Schergeschwindigkeit und der Länge der Scherzone für die Ermittlung der maximalen Scherdehnrate verwendet werden.

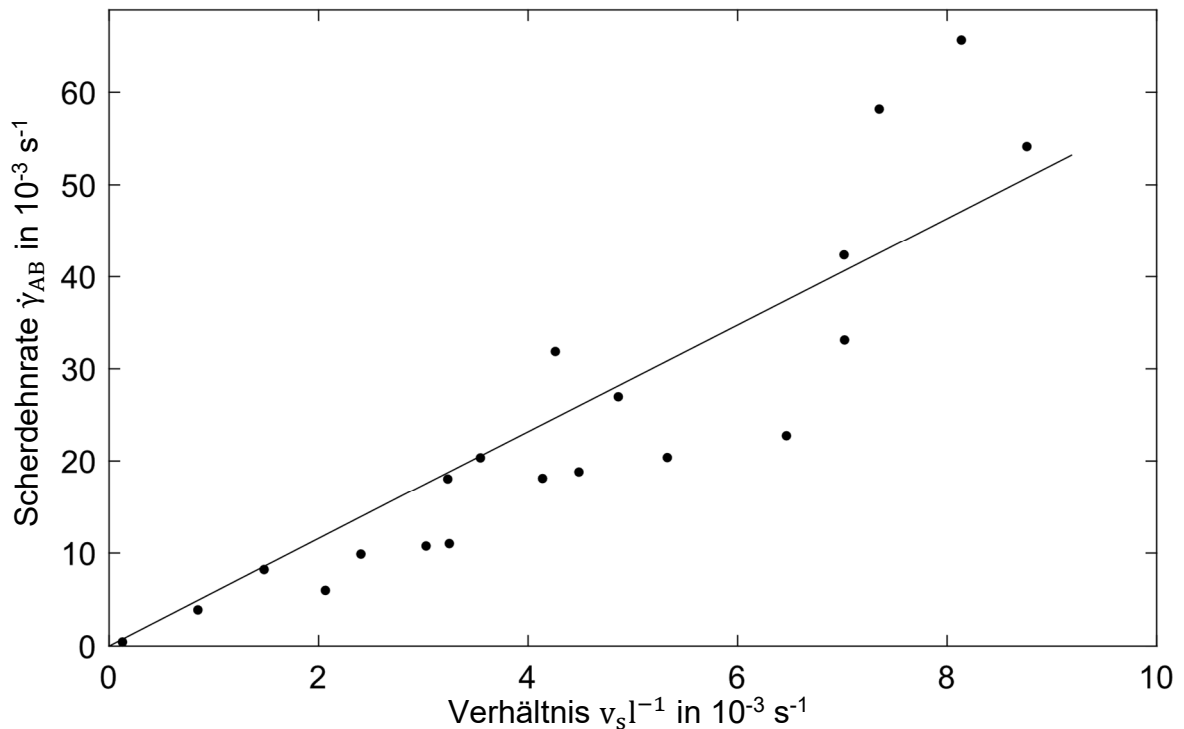


Abb. 5-3: Experimentelle Ergebnisse zur Scherdehnrate als Funktion der Schergeschwindigkeit und der Länge der Scherzone nach [34]

Auf Basis dieser Erkenntnisse erweiterten Oxley et al. das paralleelseitige Scherzonenmodell um eine nicht konstante Scherdehnrate. Diese erreicht in der Mitte der Scherzone ein Maximum und kann über den Zusammenhang in Gl. 5-9 ermittelt werden. Im folgenden Kapitel werden die wesentlichen Berechnungsschritte dieser erweiterten Theorie erläutert.

5.1.3 Berechnung

In Oxleys Modell stellt die Scherebene eine Gleitlinie vom Typ I dar. Da diese keine Krümmung besitzt, kann Gl. 3-11 zu Gl. 5-10 vereinfacht werden. Darin beschreibt dp die Veränderung des hydrostatischen Drucks entlang der Scherebene A-B, $d\tau$ ist die Veränderung der Schubfließspannung in der Scherzone, ds_1 ist der korrespondierende Längenabschnitt entlang der Scherebene und ds_2 der Längenabschnitt normal zur Ebene A-B.

$$dp = \frac{d\tau}{ds_2} \cdot ds_1 \quad \text{Gl. 5-10}$$

Temperaturvariationen entlang der Scherebene werden vernachlässigt und die Schubfließspannung in der Scherebene wird als konstant angenommen. Im Gegensatz zu dem ersten grundlegenden paralleelseitigen Modell wird in dieser Analyse der Term $d\tau/ds_2$ nicht durch ein Differenzenschema $\Delta\tau/\Delta s_2$ angenähert. Die Anwendung eines Differenzenschemas ist nur zulässig, wenn die Schubspannung in der Scherzone konstant ist. Der Term beschreibt die Verän-

derung der Schubfließspannung in Normalrichtung zur Scherebene. Die Schubfließspannung in der Scherebene kann durch die differentielle Form mit der maximalen Dehnrates der Scherebene verknüpft werden und muss nicht durch einen Mittelwert angenähert werden.

Die Veränderung der Schubfließspannung in der Scherzone kann allgemein in Abhängigkeit der Scherdehnung γ , der Scherdehnrates $\dot{\gamma}$ und der Temperatur T formuliert werden.

$$\frac{\partial \tau}{\partial s} = \frac{\partial \tau}{\partial \gamma} \frac{\partial \gamma}{\partial s} + \frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}} \frac{\partial \dot{\gamma}}{\partial s} + \frac{\partial \tau}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial s} \quad \text{Gl. 5-11}$$

Für die Ermittlung der Schubfließspannung in der Scherebene A-B kann der Dehnrates-term vernachlässigt werden, da dieser hier ein Maximum durchläuft (vgl. Abb. 5-2). Wird zudem vernachlässigt, dass die Temperatur innerhalb der Scherzone nicht konstant ist, kann der Term $d\tau/ds_2$ in Gl. 5-10 nach einer Erweiterung mit der Zeit durch Gl. 5-12 ermittelt werden.

$$\frac{d\tau}{ds_2} = \frac{d\tau}{d\gamma} \cdot \frac{d\gamma}{dt} \cdot \frac{dt}{ds_2} \quad \text{Gl. 5-12}$$

Oxley nutzte in seiner grundlegenden Theorie das in Gl. 3-23 und Gl. 3-24 dargestellte Materialgesetz. Äquivalent dazu ergibt sich die Formulierung für die Schubfließspannung τ nach Gl. 5-13.

$$\tau = \tau_{(T_{\text{mod}})} \cdot \gamma^{n(T_{\text{mod}})} \quad \text{Gl. 5-13}$$

Die Ableitung von Gl. 5-13 nach der Scherdehnung γ in der Scherebene führt zur Gl. 5-14.

$$\frac{d\tau}{d\gamma} = n \cdot \tau \cdot \gamma^{n-1} = \frac{n \cdot \tau_{AB}}{\gamma_{AB}} \quad \text{Gl. 5-14}$$

Der Term $d\gamma/dt$ in Gl. 5-12 entspricht der Scherdehnrates in der Scherebene und kann, wie bereits zuvor erläutert, durch den Zusammenhang in Gl. 5-9 bestimmt werden. Die Geschwindigkeit normal zur Ebene A-B ist durch Gl. 5-15 gegeben.

$$\frac{ds_2}{dt} = v_N = v_c \cdot \sin \Phi \quad \text{Gl. 5-15}$$

Daraus ergibt sich der Reziprokwert in Gl. 5-16.

$$\frac{dt}{ds_2} = \frac{1}{v_c \cdot \sin \Phi} \quad \text{Gl. 5-16}$$

Werden die Gl. 5-14, Gl. 5-9 und Gl. 5-16 in Gl. 5-12 substituiert, lässt sich die Schubfließspannung in der Scherebene aus Gl. 5-17 ermitteln.

$$\frac{d\tau}{ds_2} = \frac{2 \cdot C_{PSZ} \cdot n \cdot \tau_{AB}}{1} \quad \text{Gl. 5-17}$$

Wird Gl. 5-17 in die Analyse der hydrostatischen Spannungen an den Punkten A und B eingesetzt (Gl. 5-10), lässt sich ein Zusammenhang zwischen den geometrischen Beziehungen der Scherebene und den Materialeigenschaften herstellen.

$$\tan \theta = 1 + 2 \left(\frac{\pi}{4} - \Phi \right) - C_{PSZ} \cdot n \quad \text{Gl. 5-18}$$

Aus dem Orthogonalschnittmodell in Abb. 5-1 ergibt sich der Winkel θ außerdem nach Gl. 5-19.

$$\theta = \Phi + \rho - \gamma \quad \text{Gl. 5-19}$$

In der Berechnung dienen diese beiden Gleichungen dazu, die resultierende Zerspankraft nach Gl. 5-6 zu bestimmen. Neben den zuvor hergeleiteten Beziehungen zwischen den Winkeln, die zur Ermittlung der Lage der resultierenden Kraft erforderlich sind, werden die mechanischen und thermischen Lastkollektive im Material benötigt. Die vollständige Scherdehnung in der Scherzone kann aus den Geschwindigkeitsverhältnissen zwischen der Schergeschwindigkeit und der Geschwindigkeit normal zur Scherebene abgeleitet werden. Werden diese Geschwindigkeiten durch äquivalente Beziehungen zur Schnittgeschwindigkeit ersetzt, lässt sich ein Zusammenhang der in Gl. 5-20 dargestellten Form herleiten. Die Dehnung in der Scherebene γ_{AB} ergibt sich aus der Hälfte der Gesamtdehnung, da sie nahezu in der Mitte der Scherzone liegt.

$$\gamma_{AB} = \frac{1}{2} \cdot \frac{\cos \gamma}{\sin \Phi \cdot \cos(\Phi - \gamma)} \quad \text{Gl. 5-20}$$

Mit Gl. 5-9 und Gl. 5-20 können die Scherdehnrate und die Scherdehnung in der Scherebene berechnet werden. Wird eine Temperatur in der Scherebene angenommen, kann mit diesen Größen und einem Materialgesetz die Schubspannung τ_{AB} in der Scherebene berechnet werden. Aus den geometrischen Beziehungen in Abb. 5-1 ergibt sich die Scherkraft $F_{T\Phi}$ aus der Schubspannung τ_{AB} und der Scherfläche, in der sie wirkt, Gl. 5-21. Die Scherfläche kann aus der Länge der Scherebene l und der Spanungsbreite b berechnet werden.

$$F_{T\Phi} = \tau_{AB} \cdot l \cdot b \quad \text{Gl. 5-21}$$

Zur Ermittlung der Temperatur in den Umformzonen verwendete Oxley einen Ansatz von Boothroyd [151]. Nach Gl. 5-22 ergibt sich die Temperatur in der Scherebene T_{AB} durch die Addition der initialen Werkstofftemperatur vor der Zerspanung T_W und dem Temperaturanstieg aufgrund der plastischen Verformung ΔT_{SZ} . Da nicht die gesamte Umformarbeit ausnahmslos in der Scherzone stattfindet, führte Boothroyd den zusätzlichen Faktor η ein.

$$T_{AB} = T_W + \eta \cdot \Delta T_{PSZ} \quad \text{Gl. 5-22}$$

Der Temperaturanstieg in der primären Scherzone ergibt sich nach Gl. 5-23. Darin repräsentiert der Wert β den Anteil der Wärme, die in das Werkstückmaterial abfließt. Oxley nutzte für die Bestimmung des Werts von β einen empirischen Zusammenhang nach Boothroyd [151]. Auf dessen Darstellung wird an dieser Stelle verzichtet.

$$\Delta T_{PSZ} = \frac{1 - \beta}{\rho \cdot c \cdot h \cdot b} \cdot \frac{F_{T\Phi} \cdot \cos \gamma}{\cos(\Phi - \gamma)} \quad \text{Gl. 5-23}$$

Die Berechnung der Temperaturen erfolgt iterativ. Ausgehend von einem initialen Startwert erfolgt die Bestimmung der Scherkraft nach Gl. 5-21. Mit der Gl. 5-23 und der Gl. 5-22 wird ein neuer Temperaturwert in der Scherebene ermittelt. Die Berechnung erfolgt, bis sich die Temperatur in der Scherebene T_{AB} zwischen zwei Iterationen nicht mehr signifikant ändert. Zusammen mit Gl. 5-18, Gl. 5-19 und Gl. 5-21 kann die resultierende Zerspankraft der primären Scherzone F , die auf das Werkzeug übertragen wird, nach Gl. 5-6 ermittelt werden. Mit dem Reibungswinkel ρ kann die Reibungskraft $F_{T\gamma}$ nach Gl. 5-4 bestimmt werden. Aus dieser Kraft wird die Schubspannung in der sekundären Scherzone nach Gl. 5-24 ermittelt. Darin ist l_k die Kontaktlänge des Spans mit der Spanfläche und b die Spannungsbreite.

$$\tau_\gamma = \frac{F_{T\gamma}}{l_k \cdot b} \quad \text{Gl. 5-24}$$

Die Ermittlung der Kontaktlänge zwischen Span und Spanfläche erfolgt über die Annahme eines Momentengleichgewichts um den Punkt B. Die Spannungsverteilung in der sekundären Scherzone wird gleichmäßig angenommen, was dazu führt, dass die resultierende Kraft die Spanfläche bei der halben Kontaktlänge schneidet. Die Ermittlung der Scherdehnrates in der sekundären Scherzone erfolgt über einen empirischen Zusammenhang in Abhängigkeit der Spanflussgeschwindigkeit v_{ch} und der Spandicke h' . Darin dient δ als eine Größe, um die Dicke der sekundären Scherzone zu ermitteln.

$$\dot{\gamma}_{SSZ} = \frac{v_{ch}}{\delta_{SSZ} \cdot h'} \quad \text{Gl. 5-25}$$

Die Ermittlung der Temperatur an der Spanfläche T_Y erfolgt, ebenfalls iterativ, mit der Gl. 5-26. Darin beschreibt der Term $\psi\Delta T_M$ den zusätzlichen Temperaturanstieg aufgrund der plastischen Deformation in der sekundären Scherzone.

$$T_Y = T_W + \Delta T_{PSZ} + \psi\Delta T_M \quad \text{Gl. 5-26}$$

Mit der Temperatur und der Dehnrates in der sekundären Scherzone kann über das Materialgesetz ebenfalls die Schubfließspannung berechnet werden. Die Größe ist mit dem Wert aus Gl. 5-24 vergleichbar. Der Scherwinkel ist vor der Berechnung nicht bekannt. In dem Ablauf werden die zuvor beschriebenen Schritte daher für einen festen Wertebereich des Scherwinkels Φ durchgeführt. Die beiden ermittelten Werte der Schubfließspannung in der sekundären Scherzone werden für jeden Scherwinkel verglichen. Der Winkel, der zu vergleichbaren Spannungszuständen führt, wird als Lösung für die abschließende Ermittlung aller Größen verwendet.

Oxley entwickelte auf dieser Basis zudem einen Berechnungslauf, der die notwendigen Konstanten zur Berechnung der Scherdehnrates in den plastischen Zonen als Teil der Gesamtlösung ermittelt. Das zuvor erläuterte C_{PSZ} und die äquivalente Größe δ_{SSZ} zur Beschreibung der sekundären Scherzone werden darin basierend auf verschiedenen Annahmen iterativ ermittelt. Zur Ermittlung der Konstanten C_{PSZ} dient eine Gleichgewichtsanalyse der Normalspannungen an Punkt B des Scherzonenmodells. Für die Ermittlung von δ_{SSZ} wird ein Minimalenergieprinzip angewendet. Dazu wird aus einem definierten Wertebereich der Wert bestimmt, der die geringsten Schnittkräfte zur Folge hat. Auf eine detaillierte Darstellung dieser Zusammenhänge wird an dieser Stelle verzichtet und auf die Arbeiten von Oxley verwiesen [34].

Der Fokus dieser Arbeit liegt aufgrund des hohen Verbreitungsgrads primär auf dem Materialgesetz von Johnson und Cook sowie der in Abschnitt 4.4 vorgestellten modifizierten Version. Auf eine ausführliche Darstellung der Integration dieser Materialgesetze in den zuvor dargestellten Berechnungsablauf wird an dieser Stelle verzichtet, da umfangreiche Erläuterungen bereits in der Literatur zu finden sind [72, 97]. Die Integration des in Abschnitt 4.4 vorgestellten Modells erfolgt in analoger Weise.

5.2 Zerspanversuche

Um Materialkennwerte invers zu ermitteln, sind Messergebnisse realer Zerspanexperimente notwendig. Diese werden außerdem für einen Vergleich der unterschiedlichen Kennwertsätze und Modelle benötigt. Der Vergleich der Simulationsergebnisse mit Versuchsergebnissen soll Aufschluss darüber geben, wie gut die einzelnen Ansätze für die Modellierung von Zerspanprozessen geeignet sind. Die folgenden Kapitel erläutern die durchgeführten Zerspanexperimente und stellen die Ergebnisse dar.

Der analytische Teil der inversen Kennwertermittlungsmethodik in dieser Arbeit basiert auf der Annahme eines idealisierten Schneideneingriffs. Das Modell kann durch einen Orthogonalschnitt dargestellt werden. Damit die experimentellen Größen direkt mit den Berechnungsergebnissen dieser Modellvorstellung vergleichbar sind, wurde das Ziel verfolgt, die Kinematik des Orthogonalschnitts experimentell nachzubilden. Hierfür ist ein neuer Prüfstand entwickelt worden, der linear-orthogonale Zerspanversuche (kurz: l.-o. Zerspanversuche) ermöglicht. Besonderheit dieses Prüfstands ist die lineare Bewegung der Werkstoffprobe und das ortsfeste Zerspanwerkzeug. **Abb. 5-4** stellt den entwickelten Prüfstand in der Übersicht dar. Eine Darstellung und Beschreibung der Messsysteme erfolgt gesondert am Ende dieses Kapitels. Da für diese Form der Versuchsführung noch keine Daten existieren, wurden zudem an vergleichbaren Werkstoffproben Einstechdrehversuche (kurz: Edv.) auf einer Drehmaschine durchgeführt. Die Ergebnisse beider Versuche werden in Abschnitt 5.2.4 vergleichend analysiert und bewertet.

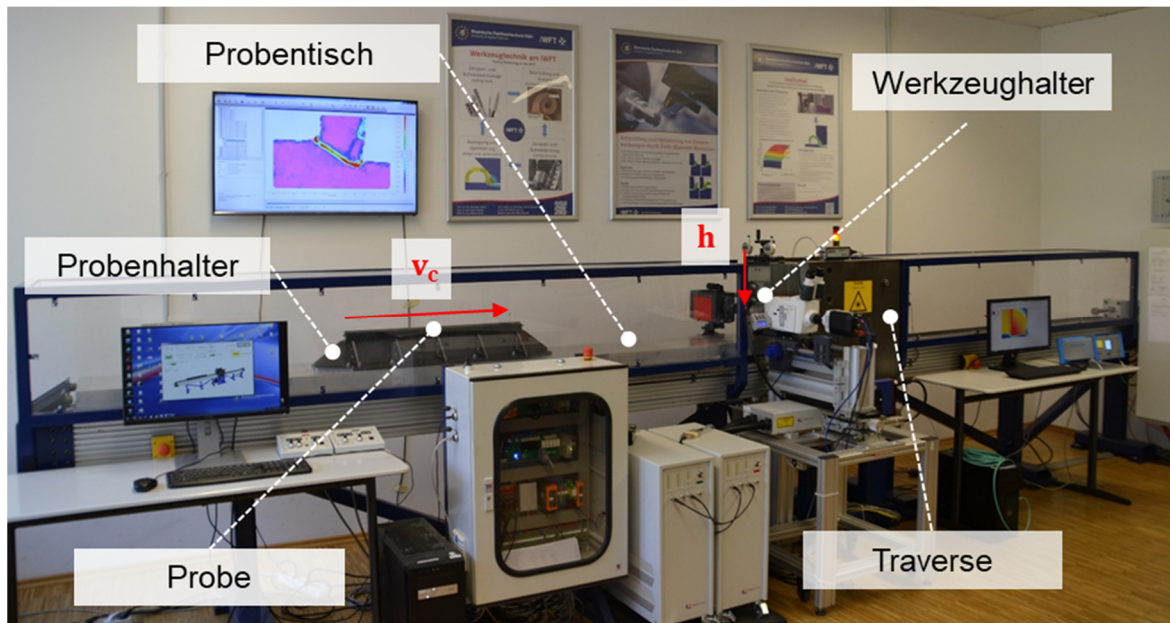


Abb. 5-4: Linearer-Orthogonalschnitt-Prüfstand zur Analyse der plastischen Verformungszonen in Zerspanversuchen

Die im vorangegangenen Abschnitt vorgestellte analytische Methodik basiert auf der Annahme eines idealisierten Schneideneingriffs. In der Regel wird diese Form des Schneideneingriffs durch Experimente auf klassischen Werkzeugmaschinen angenähert, wie Beispiele aus der Literatur zeigen [81, 92, 95, 101, 102]. Der Einsatz von Werkzeugmaschinen besitzt allerdings Einschränkungen, wenn die Daten mit den Ergebnissen analytischer Berechnungen verglichen werden sollen. Zudem besitzen Werkzeugmaschinen nur limitierte Integrationsmöglichkeiten für hochauflösende, visuelle Messtechnik. Nachfolgend erfolgt eine Erläuterung dieser Einschränkungen.

Werden Werkzeugmaschinen eingesetzt, kann der orthogonale Schneideneingriff näherungsweise durch die Zerspanung ringförmiger Proben erreicht werden. Die Versuche können auf Dreh- oder Fräsmaschinen durchgeführt werden. Dabei wird ein Werkzeug ohne Einstellwinkel verwendet. Die Probe wird an der Stirnseite in Richtung seiner Rotationsachse abgespannt. Der Nachteil der Aufbauten besteht darin, dass am Schneidkeil aufgrund der Wandstärke des Rings keine konstante Schnittgeschwindigkeit vorliegt. **Abb. 5-5** verdeutlicht diesen Zusammenhang am Beispiel eines Drehversuchs. Um den Schnittgeschwindigkeitsunterschied zu verringern, muss die Wandstärke des Rings verkleinert werden. Dies führt allerdings zu Abweichungen gegenüber dem theoretischen Modell, das auch von Oxley verwendet wurde. Die Vorstellung geht von einer konstanten Schnittgeschwindigkeit und einem ebenen Dehnungszustand aus. Ebene Dehnung kann näherungsweise dann angenommen werden, wenn die Spannungsbreite b deutlich größer als die Spannungsdicke h ist. Die Spannungsbreite b entspricht in diesen Versuchen der Wandstärke des Rings. Diese kann also nicht beliebig verkleinert werden, um den Fehler durch die unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten an der Schneide zu verringern.

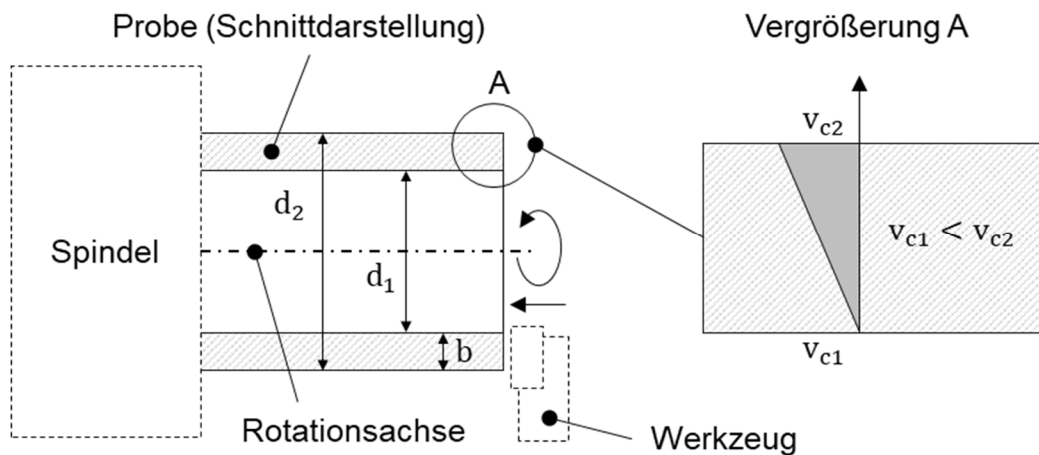
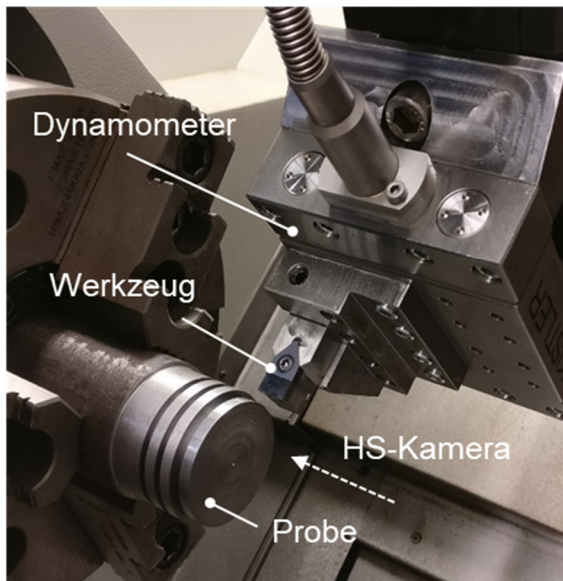


Abb. 5-5: Schnittgeschwindigkeitsunterschied am Innen- und Außendurchmesser am Beispiel der Drehbearbeitung einer ringförmigen Probe

Daneben wird eine Grundstabilität der Probe benötigt, um die erforderlichen Drehmomente und Kräfte zu übertragen. Ein orthogonaler Schneideneingriff kann auch durch Einstechdrehversuche erreicht werden. Dazu werden an einem zylindrischen Werkstück Rippen vorgespannt, damit an den Nebenschneiden des Werkzeugs keine Reibungs- und Schnittkräfte wirken. Die Rippen werden in radialer Richtung abgespannt. **Abb. 5-6a** stellt diese Versuchsanordnung dar.

a) Versuchsanordnung



b) Messgrößen HS-Kamera

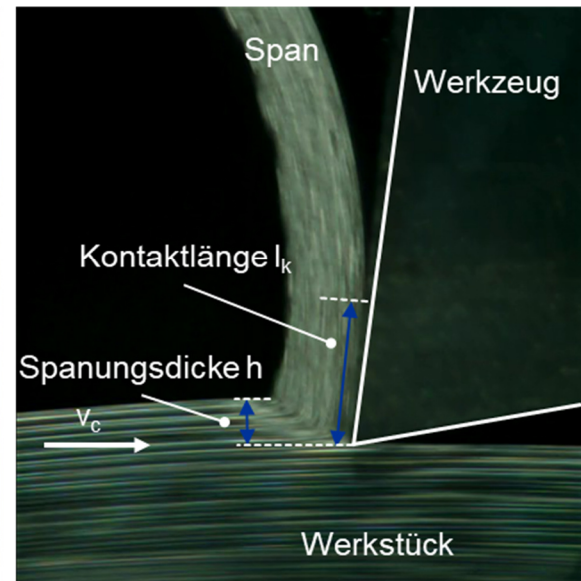


Abb. 5-6: a) Versuchsanordnung eines Einstechdrehversuchs, b) Bild einer Hochgeschwindigkeitskamera in der Orthogonalebene

Bei dieser Versuchsanordnung ist die Schnittgeschwindigkeit entlang des Schneideneingriffs konstant. Allerdings nimmt der Durchmesser der Rippen ab. Um die Schnittgeschwindigkeit konstant zu halten, muss die Drehzahl kontinuierlich gesteigert werden. Weitere Einschränkungen beim Einsatz von Dreh- und Fräsmaschinen sind die begrenzten Integrationsmöglichkeiten visueller Messtechnik. Da immer eine Werkzeugbewegung notwendig ist, um den Schnitvorgang aufrecht zu erhalten, muss die Messtechnik mit der Werkzeugbewegung mitgeführt werden. Hochgeschwindigkeitskameras mit höherer Auflösung und Vergrößerung müssen möglichst schwingungsentkoppelt eingesetzt werden, um nutzbares Bildmaterial als Basis für Korrelationsalgorithmen zu erhalten. Die Mitführung mit einer Werkzeugbewegung beziehungsweise Integration in den Maschineninnenraum erfordern daher technisch anspruchsvolle Lösungen zur Dämpfung und Schwingungsentkopplung. Klassische Werkzeugmaschinen verfügen zudem über einen begrenzten Bauraum, der die Integration der Kameratechnik sowie der notwendigen Beleuchtungstechnik zusätzlich erschwert. In der Regel kann daher nur Kameratechnik mit geringer Auflösung eingesetzt werden. Bilddaten dieser Systeme können nur zur Analyse geometrischer Merkmale verwendet werden. In Abb. 5-6b wird exemplarisch ein Kamerabild dargestellt, das die Orthogonalebene des Schneideneingriffs und die Aufnahme der geometrischen Messgrößen zeigt. Aufgrund der unscharfen Darstellung des Materials ist eine Analyse durch DIC-Methoden nicht möglich.

Das Konzept des Prüfstands in Abb. 5-4 begegnet diesen Einschränkungen, da es einen orthogonalen Schneideneingriff besitzt und gleichzeitig die Integration hochauflösender visueller Messtechnik ermöglicht. Die Schnittgeschwindigkeit ist entlang der Schneide konstant und muss während des Versuchs nicht geregelt

werden. Das System besteht aus zwei Hauptkomponenten, einem Werkstückspannsystem auf einem linear verfahrbaren Proben Tisch sowie einer feststehenden Traverse zur Aufnahme des Zerspanwerkzeugs. Die Einstellung der Schnitttiefe erfolgt manuell durch eine lineare Zustellung des Werkzeugs vor der Spanabnahme. Die Größe der Zustellung wird durch zwei Präzisionsmessuhren an der Zustell-einheit überwacht. Die Spanungsbreite wird durch die Breite der Probe definiert. Die Proben werden dazu auf einem Bearbeitungszentrum vorgefräst und in das Werkstückspannsystem eingespannt. Vor der eigentlichen Versuchsdurchführung wird die Probe zudem durch ein u-förmiges Formwerkzeug auf dem Orthogonalschnitt-Prüfstand fertig bearbeitet. Dadurch werden einspannbedingte Formfehler der Probe verringert und ein präziser Lauf der Probe erreicht. Zudem wird die Spanungsbreite auf das versuchsabhängige Maß gefertigt. Durch das Formwerkzeug kann so eine hohe Genauigkeit der Probenabmessungen erreicht werden. Zur Spanabnahme wird der Proben Tisch mit der Materialprobe auf die erforderliche Schnittgeschwindigkeit beschleunigt. Durch den dargestellten Aufbau kann die Messtechnik ortsfest zu dem Zerspanwerkzeug angeordnet werden. Insbesondere die auf visuellen Daten basierende Messtechnik kann so mechanisch entkoppelt ausgerichtet werden und wird nicht durch Prozessschwingungen als Folge der Werkstückbeschleunigung und des Schneideneingriffs beeinflusst. Der Prüfstand ist in der Lage vier unterschiedliche Messgrößen synchron zu erfassen. **Abb. 5-7** stellt den Bereich der Spanabnahme dar und zeigt die Messgrößen an den unterschiedlichen Messorten.

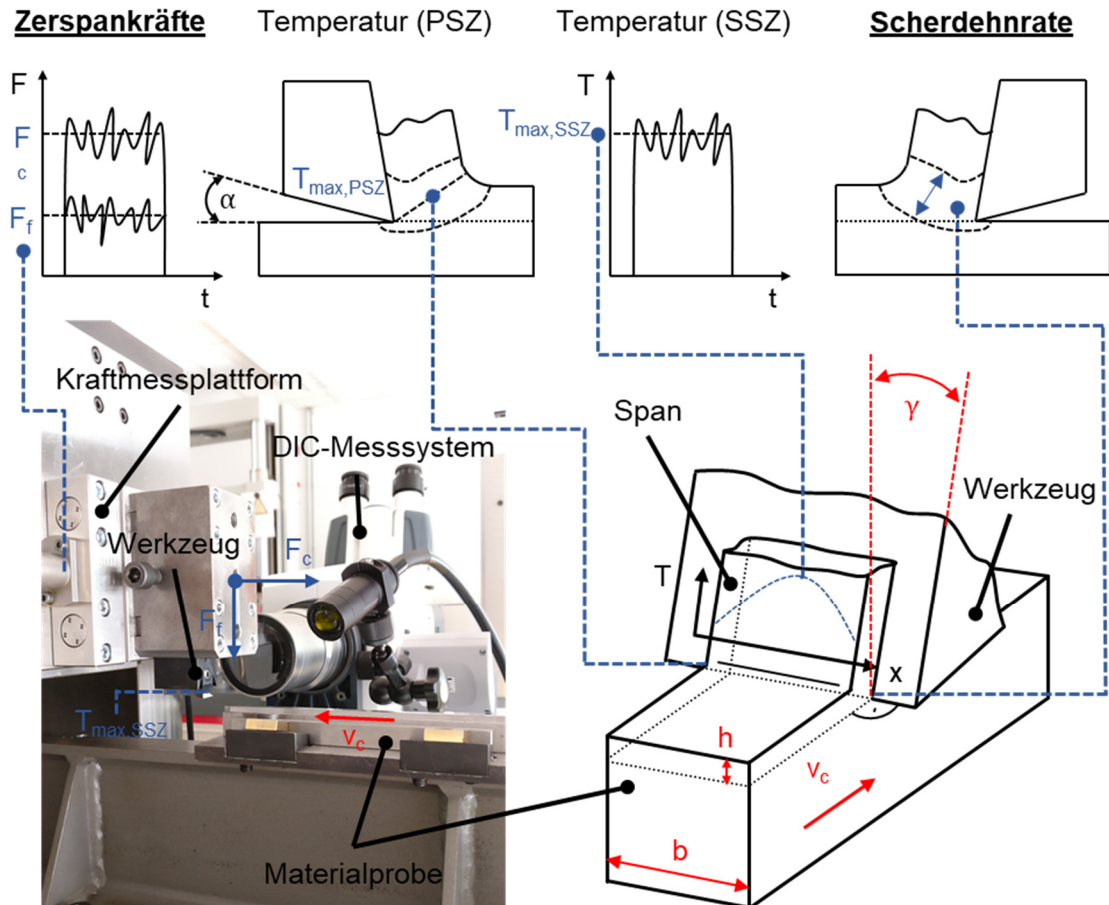


Abb. 5-7: Messgrößen und -orte (blau) sowie Einstellgrößen (rot) bei I.-o. Zerspanversuchen

Eine der wesentlichsten Messgrößen zur Bewertung von Zerspanprozessen ist die Zerspankraft, die in das Kraftsystem aus Schnitt- und Vorschubkraft überführt werden kann. Schnitt- und Vorschubkraft sind orthogonal zueinander angeordnet, wobei die Schnittkraft in Richtung der Schnittgeschwindigkeit liegt. Zur Bestimmung dieser Kräfte wird ein Mehrkomponenten-Dynamometer der Firma Kistler vom Typ 9129AA eingesetzt. Das Dynamometer ist zwischen der Traverse des Prüfstands und dem Zerspanwerkzeug angeordnet. Die Prozesskräfte werden so im Krafthauptfluss ermittelt und können direkt aus den Messsignalen zweier Komponenten des Dynamometers bestimmt werden.

Für die inverse Materialmodellierung sind insbesondere Zustandsgrößen des Materials während der Deformation, also in den Scherzonen, von Bedeutung. Der Stand der Wissenschaft und Technik zeigt hierzu Methoden, die eine indirekte Beurteilung auf Basis von Schnittunterbrechungen ermöglichen. Diese sind hinsichtlich der erreichbaren Genauigkeiten eingeschränkt, da sie nur eine nachgelagerte Analyse des Prozesses ermöglichen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde daher ein System entwickelt, das die Methoden der digitalen Bildkorrelation nutzt, um die Dehnrate des Materials während der Spanabnahme zu bestimmen. Eine detaillierte Darstellung dieser Messmethode erfolgt in Abschnitt 5.3. Zudem ist der Prüfstand für den Einsatz thermografischer sowie pyrometrischer Temperatur-

messtechnik konzipiert. Diese ist in dieser Arbeit nicht eingesetzt worden, kann aber perspektivisch durch weitere Forschungsarbeiten in die entwickelte Methodik integriert werden.

5.2.1 Versuchsplan und Messgrößen

Für die Zerspanversuche wurde ein vollfaktorieller Versuchsplan gewählt. Die variablen und konstanten Bedingungen sind zusammen mit den Messgrößen in **Tab. 5-1** dargestellt. Mit dem Versuchsplan sind für alle möglichen Kombinationen der dargestellten Schnittbedingungen Messgrößen erfasst worden. Aufgrund der Anzahl der Kombinationsmöglichkeiten führten nicht alle Versuche zu einer stabilen Fließspanbildung. Durch eine vergleichende Analyse wurden die Ergebnisse bewertet und Zerspanbedingungen ausgewählt, die für die Kennwertermittlung und den Simulationsabgleich eingesetzt werden konnten.

Tab. 5-1: Schnittbedingungen und Messgrößen

variabel	Schnittgeschwindigkeit v_c in m/min:		80	120	160
	Spanungsdicke h (= f) in mm:		0,1		0,2
	Spanwinkel γ in °:		-6	0	6
konstant	Freiwinkel α in °:		8		
	Spanungsbreite b in mm:		5		
	Schneidkantenradius r_0 in μm :		~10		
	Werkzeugbeschichtung:		Titanaluminiumnitrid		
Messgrößen	I.-o.	Kräfte F_c, F_f , mittlere Spandicken h' und Scherdehnraten $\dot{\gamma}$			
	Edv.	Kräfte F_c, F_f , mittlere Spandicken h' und Kontaktlängen l_k			

Für die vergleichende Analyse wurden die mittleren Spandicken sowie die Schnittkräfte eingesetzt. Sowohl in den I.-o. Versuchen als auch in den Einstechdrehversuchen wurden die Schnittkräfte durch ein identisches Kraftmesssystem bestimmt. In beiden Versuchsreihen sind die Spandicken durch eine taktile Messung mit einem Präzisionsmessschieber bestimmt worden. Die Darstellung dieser Ergebnisse erfolgt getrennt nach der Versuchsführung in den Abschnitten 5.2.2 für die I.-o. Versuche und in 5.2.3 für die Einstechdrehversuche. In den Einstechdrehversuchen wurden zudem die Kontaktlängen der Späne durch optische Messungen mit einer HS-Kamera bestimmt, s. Abb. 5-6b. Diese Größe wurde als zusätzliches Kriterium für den Simulationsabgleich bestimmt, um eine aussagekräftigere Analyse zu ermöglichen. Die Ergebnisse der I.-o. Versuche wurden primär für die Kennwertermittlung eingesetzt. Die Messung der Dehnrates erfolgte durch die DIC-Analyse während dieser Versuche mit dem in Abb. 5-7 dargestellten DIC-System. Aufgrund der Relevanz für diese Arbeit werden diese Ergebnisse ausführlich und gesondert in Kapitel 5.3 vorgestellt.

5.2.2 Linear-orthogonale Zerspanversuche

Bei den l.-o. Versuchen ist unmittelbar der gesamte Spannungsquerschnitt im Eingriff. Damit die Messungen nicht durch den Eingangsstoß beeinflusst werden, erfolgte die Auswertung in einem definierten Intervall zum Enden des Versuchs. Der Bereich wurde auf 70 % bis 90 % der Gesamtschnittdauer festgelegt, da sich die Versuchsdauer bei unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten ändert. In diesem Intervall sind die Messwerte arithmetisch gemittelt und zu einem Kraftkennwert verdichtet worden. Die Spandicke h , die der Zustellung des Werkzeugs entspricht, wurde vor Schnittbeginn durch eine lineare Positionierung des Werkzeughalters eingestellt. Die mittlere Spandicke wurde durch zehn Einzelmessungen mit einem kalibrierten Präzisionsmessschieber bestimmt und gleichmäßig auf dem Span verteilt. **Abb. 5-8** stellt die Ergebnisse der Schnitt- und Vorschubkraftmessungen des Werkstoffs C45E+N dar. Die Ergebnisse sind nach der Zustellung und der Schnittgeschwindigkeit sortiert.

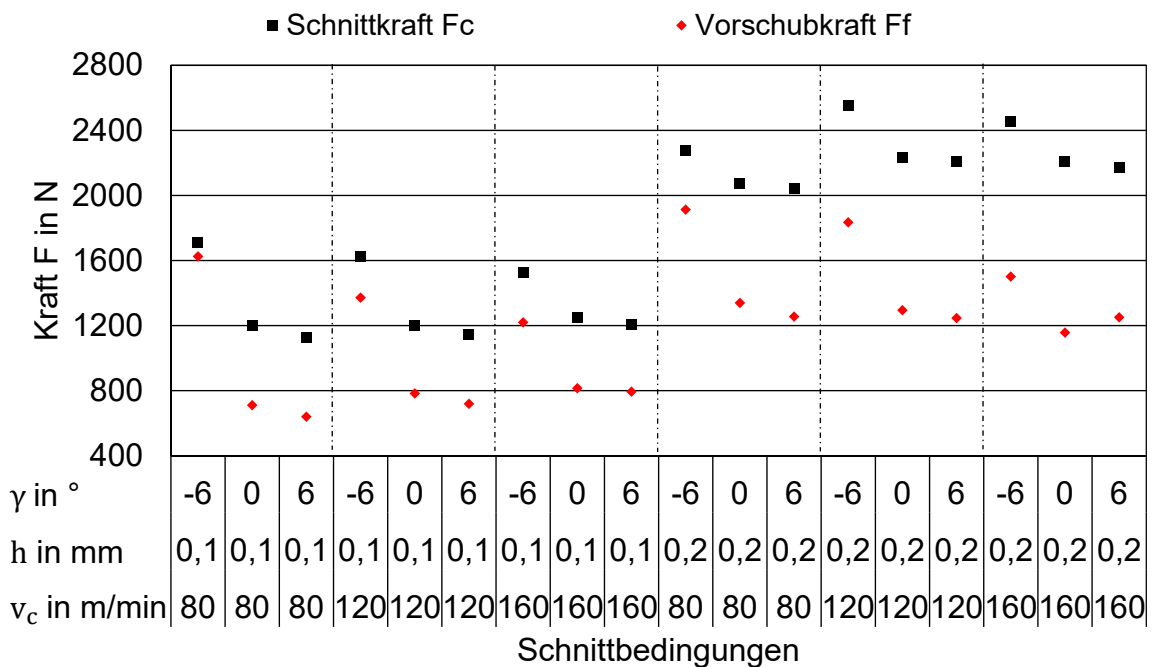


Abb. 5-8: Schnitt- und Vorschubkräfte des Werkstoffs C45E+N im l.-o. Versuch, sortiert nach Zustellung und Schnittgeschwindigkeit

Erwartungsgemäß liegen die Schnittkräfte für alle Schnittbedingungen über den Vorschubkräften. Die Kraftniveaus steigen bei allen Versuchen mit zunehmender Zustellung, da der Spannungsquerschnitt zunimmt. Alle Ergebnisse zeigen eine klare Abhängigkeit von dem Spanwinkel des Werkzeugs. Bei den durchgeführten Versuchen nehmen die Schnitt- und Vorschubkräfte mit steigendem Spanwinkel ab. Die Abnahme der Kräfte bei einer Vergrößerung des Spanwinkels von -6° auf 0° ist stärker als bei einer Vergrößerung von 0° auf 6° . Eine mögliche Erklärung hierfür können die Reibungskräfte sein, die in der Regel mit kleineren Spanwinkeln zunehmen. Die größeren Reibungskräfte wirken sich auf die Prozesskräfte, die Spanstauchung und die Prozesstemperatur aus. Eine eindeutige Abhängigkeit der

Kräfte von der Schnittgeschwindigkeit ist nicht erkennbar. Bei negativen Spanwinkeln ist teilweise eine Abnahme der Schnitt- und Vorschubkräfte mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit zu beobachten. Bei positiven Spanwinkeln zeigt sich demgegenüber auch eine Zunahme. **Abb. 5-10** stellt die mittleren Spandicken des Werkstoffs C45E+N in Abhängigkeit des Spanwinkels dar. Die Sortierung der Ergebnisse ist identisch zu der vorangegangenen Darstellung.

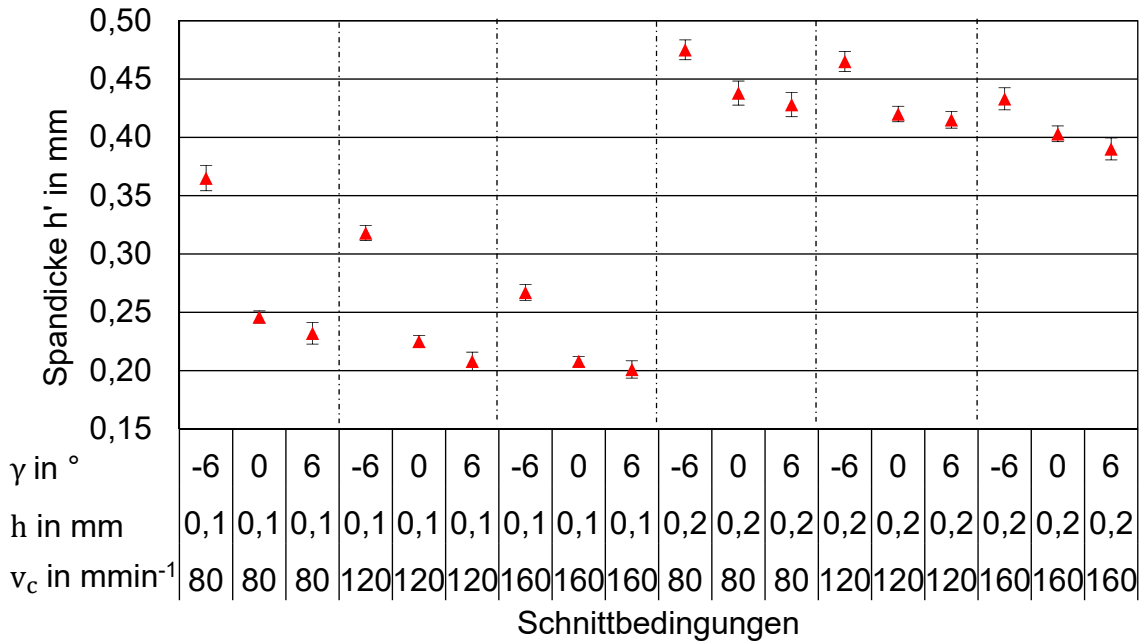


Abb. 5-9: Spandicke des Werkstoffs C45E+N im I.-o. Versuch, sortiert nach Zustellung und Schnittgeschwindigkeit

Die Ergebnisse zeigen eine Abnahme der Spandicke h' mit größer werdendem Spanwinkel. Dieses tendenzielle Verhalten, was einer Verringerung der Spanstauchung entspricht, wird für alle Kombinationen aus Zustellung und Schnittgeschwindigkeit beobachtet. Vergleichbar zu den zuvor dargestellten Prozesskräften, zeigen die Versuche eine größere Abnahme der Spanstauchung bei einer Vergrößerung des Spanwinkels von -6° auf 0° gegenüber einer Vergrößerung von 0° auf 6° .

Abb. 5-10 stellt den gleichen Datensatz sortiert nach Spanwinkel und Zustellung dar. So kann eine Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit verdeutlicht werden. Für identische Versuchsbedingungen zeigt sich darin, dass die mittleren Spandicken mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit abnehmen. Die Spanstauchung ist daher auch von der Schnittgeschwindigkeit abhängig.

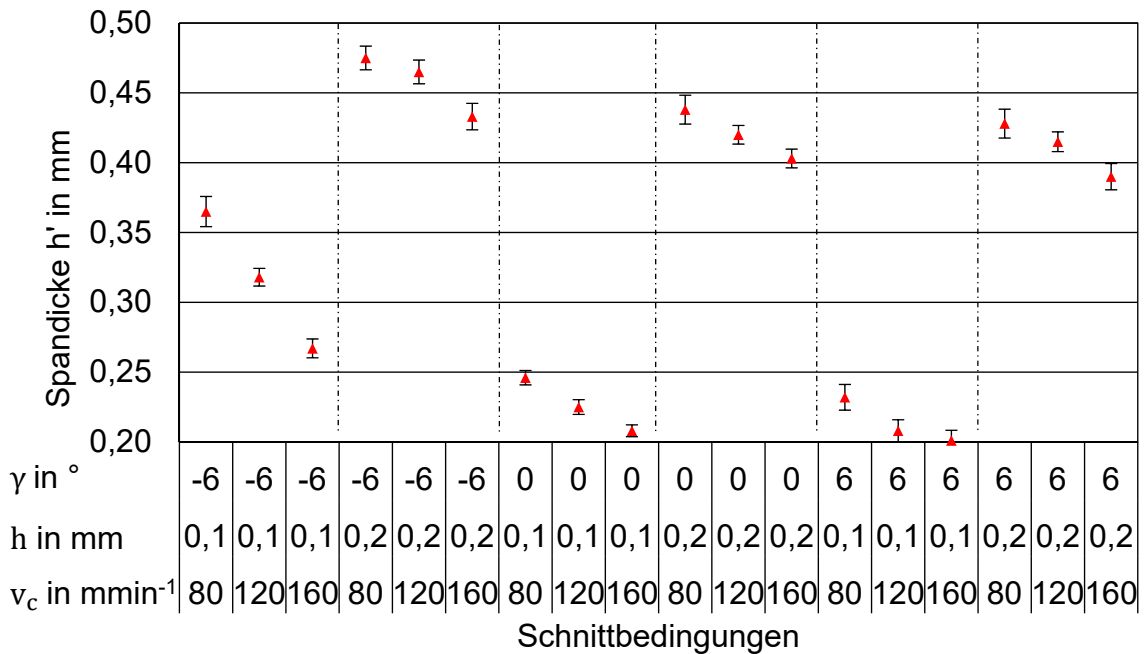


Abb. 5-10: Spandicke h' des Werkstoffs C45E+N im I.-o. Versuch, sortiert nach Spanwinkel und Zustellung

5.2.3 Einstechdrehversuche

Der Versuchsaufbau der Einstechdrehversuche ist in **Abb. 5-11** schematisch dargestellt. Die Versuche wurden auf einem Drehzentrum vom Typ TC600 der Firma Spinner durchgeführt. Die Kraftmessplattform ist durch ein Spannelement flächig mit dem Werkzeugrevolver des Drehzentrums gekoppelt worden, um eine möglichst hohe Gesamtsteifigkeit des Aufbaus zu erreichen. Die Versuche wurden bei einer konstant geregelten Schnittgeschwindigkeit durchgeführt. Die Werkstoffproben wurden vor den Versuchen in die in **Abb. 5-11** skizzierte Rippenform vorgespannt. Die Bearbeitung erfolgte unter Einsatz von Kühlschmierstoff. Die Zerspanversuche wurden ohne Kühlschmierstoffzufuhr durchgeführt. Zur ergänzenden Messung der Kontaktlänge ist in diesen Versuchen ein HS-Analysemikroskop vom Typ Keyence VW-9000 eingesetzt worden. Das System wurde orthogonal zur Vorschubrichtung in der Werkzeugmaschine angeordnet. Die Ergebnisse der Auswertung dieser Bilddaten unterliegen einer Streuung, da die Erfassung der Messpunkte von der auswertenden Person abhängig ist. Die nachfolgend dargestellten Ergebnisse basieren daher auf den arithmetisch gemittelten Ergebnissen von drei Personen. Dazu ist jeweils ein Stichprobenumfang von 30 Messungen pro Schnittbedingung und Werkstoff ausgewertet worden.

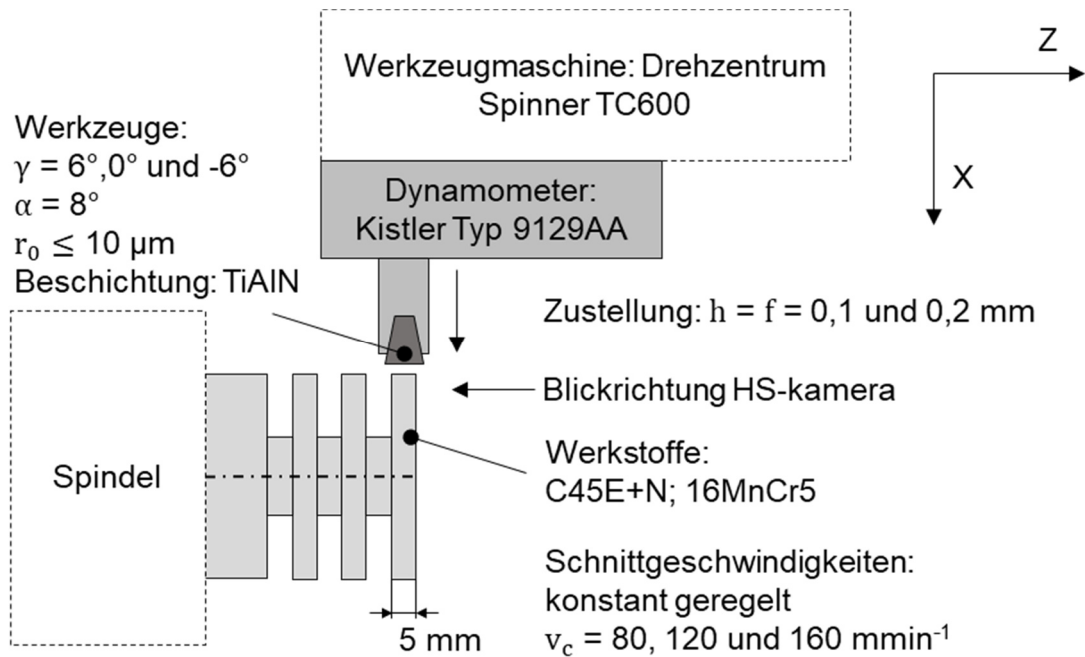


Abb. 5-11: Bestimmung der Schnitt- und Vorschubkräfte sowie der Kontaktlängen im Einstechdrehversuch

Abb. 5-12 stellt die ermittelten Werte der Schnitt- und Vorschubkräfte dar. Die Ergebnisse sind nach der Zustellung und der Schnittgeschwindigkeit sortiert. Die Schnittkräfte liegen bei allen Versuchen über den Vorschubkräften. Größere Zustellungen führen zu höheren Kräften. Zudem zeigen die Messungen eine Abhängigkeit beider Kraftkomponenten von dem Spanwinkel des Versuchs. Mit zunehmendem Spanwinkel sinken beide Kräfte. Negative Spanwinkel führen zu den jeweils höchsten Schnitt- und Vorschubkräften. Bei nahezu allen Ergebnissen ist die Abnahme der Schnitt- und Vorschubkräfte im Intervall des Spanwinkels von -6° bis 0° größer als zwischen 0° und 6° . Diese Tendenz gilt für alle Kombinationen aus Zustellung und Schnittgeschwindigkeit und wurde bereits bei den Ergebnissen der I.-o. Versuche beobachtet.

Bei den Versuchen mit der Zustellung $0,1 \text{ mm}$ besitzt die Vergrößerung der Schnittgeschwindigkeit keinen signifikanten Einfluss. Die Kraftwerte sind für einen konstanten Spanwinkel nahezu identisch. Bei den Versuchen mit dem Vorschub $0,2 \text{ mm}$ kann eine Abnahme der Kräfte mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit beobachtet werden. Aufgrund der Unterschiede zwischen den Vorschüben kann auch für die Einstechdrehversuche keine eindeutige Aussage zur Abhängigkeit der Kräfte von der Schnittgeschwindigkeit getroffen werden.

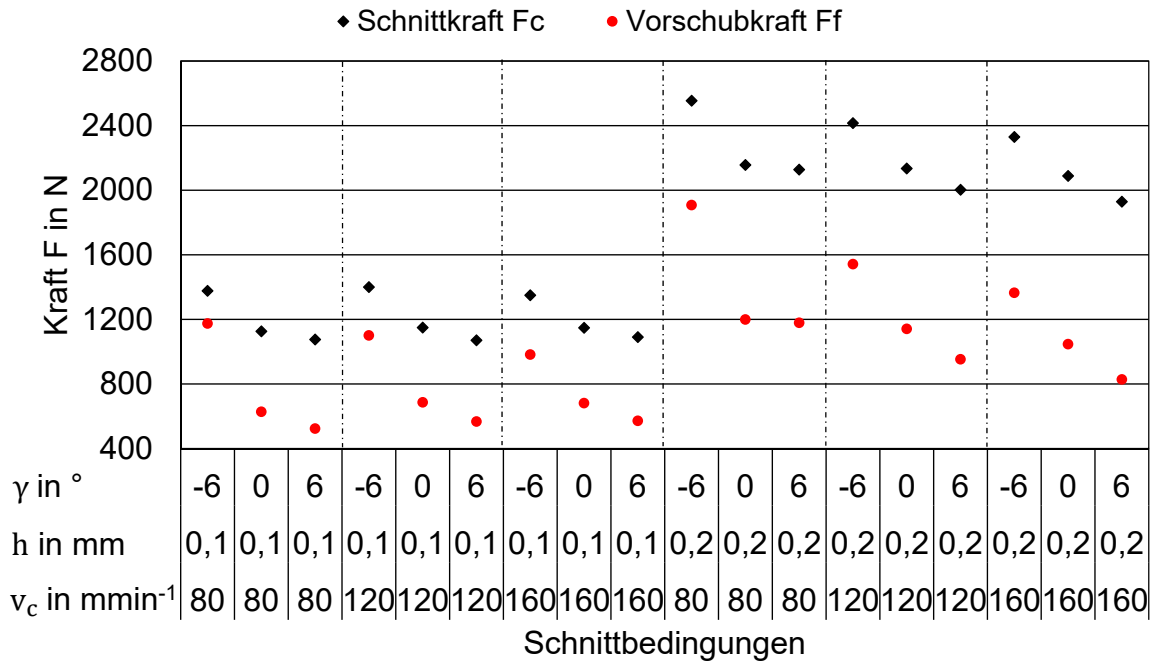


Abb. 5-12: Schnitt- und Vorschubkräfte des Werkstoffs C45E+N im Einstechdrehversuch, sortiert nach Zustellung und Schnittgeschwindigkeit

In **Abb. 5-13** sind die mittleren Spandicken h' dargestellt. Die Ergebnisse sind nach der Schnittgeschwindigkeit und der Zustellung sortiert. Tendenziell zeigt sich auch hier ein ähnliches Verhalten wie in den i.-o. Versuchen. Mit zunehmendem Spanwinkel nimmt die Spandicke bei allen untersuchten Schnittbedingungen ab. Bei einer Vergrößerung der Spanwinkels von -6° auf 0° ist die Abnahme größer als bei einer Vergrößerung von 0° auf 6° .

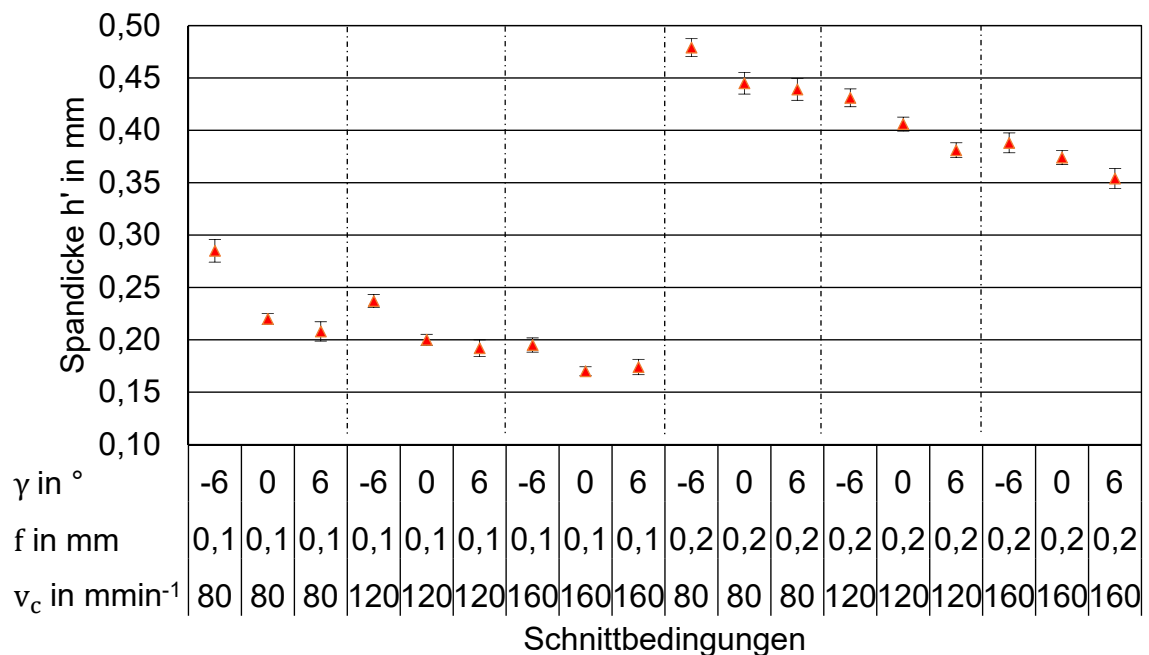


Abb. 5-13: Spandicke h' des Werkstoffs C45E+N im Einstechdrehversuch, sortiert nach Schnittgeschwindigkeit und Vorschub

In **Abb. 5-14** wird der gleiche Datensatz dargestellt. Die Werte sind nach dem Spanwinkel und dem Vorschub sortiert.

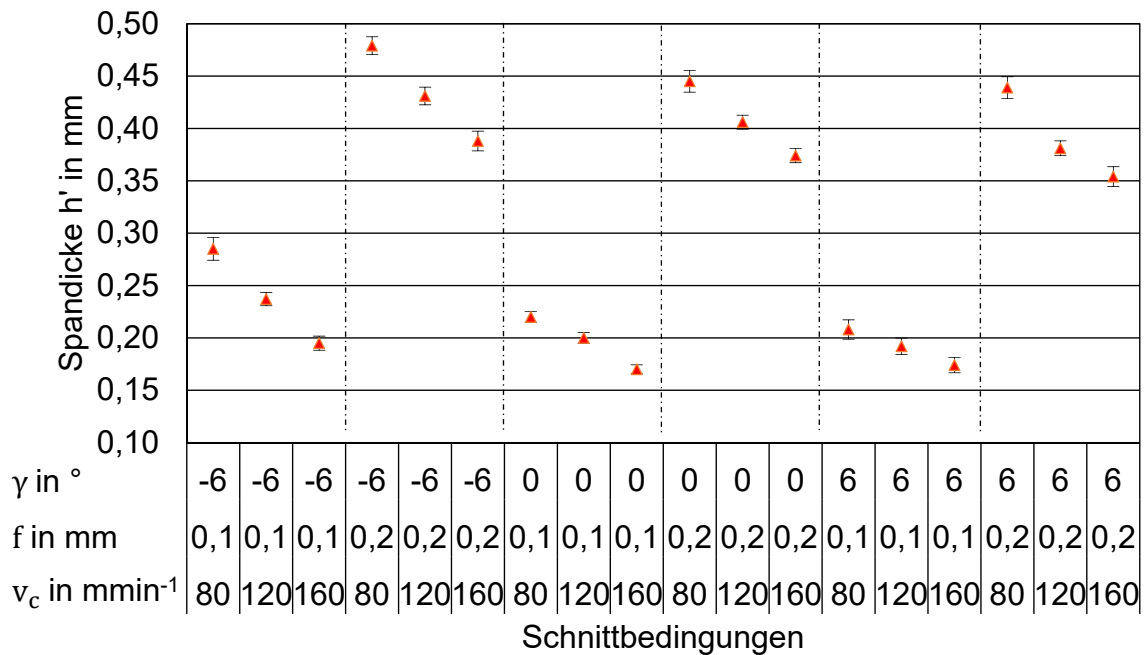


Abb. 5-14: Spandicke h' des Werkstoffs C45E+N im Einstechdrehversuch, sortiert nach Spanwinkel und Vorschub

Die Ergebnisse zeigen eine deutliche Abhängigkeit der Spandicke von der Schnittgeschwindigkeit. Für alle Spanwinkel und Zustellungen wird eine Abnahme der Spandicke mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit beobachtet. Verglichen mit den Spandicken der I.-o. Versuche weisen die Messergebnisse der Einstechdrehversuche allerdings im Mittel kleinere Spandicken auf. Gilt der Einstechdrehversuch als Basis, zeigen die I.-o. Versuche im Mittel 13 % größere Spandicken.

Die Ergebnisse der Kontaktlängenmessungen sind in **Abb. 5-15** dargestellt. Bei konstanter Schnittgeschwindigkeit und Vorschub zeigen die Messergebnisse der Versuche mit negativem Spanwinkel die größten mittleren Kontaktlängen. Mit zunehmendem Spanwinkel nehmen die Kontaktlängen ab. Zudem zeigt sich eine Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit. Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit sinkt die Kontaktlänge. Erwartungsgemäß zeigen die Versuche mit größerem Vorschub auch die größeren Kontaktlängen.

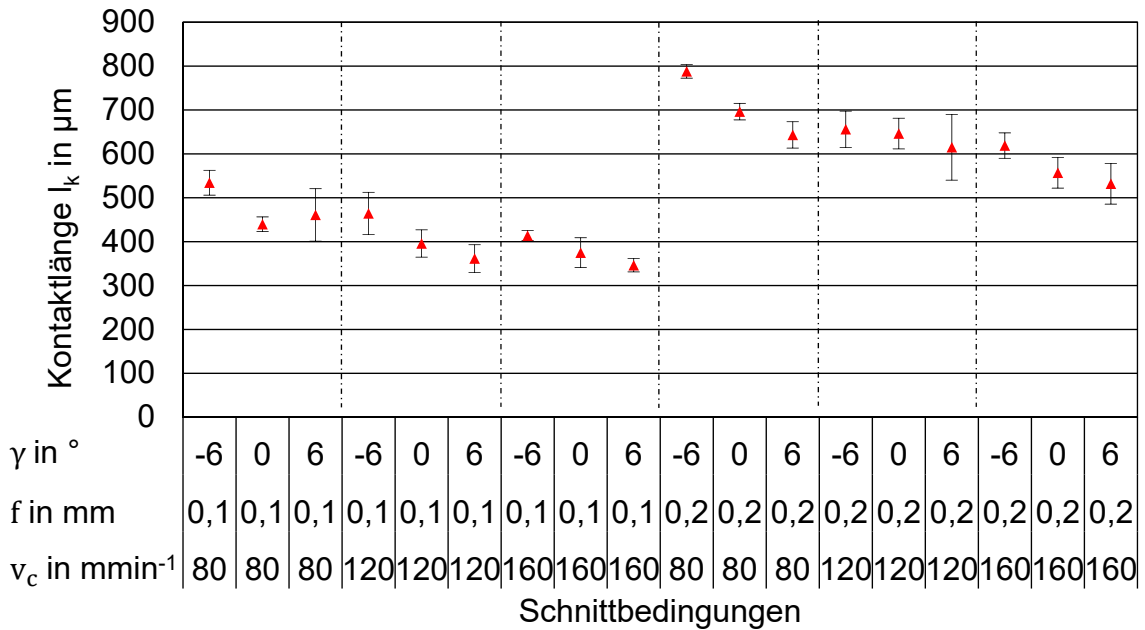


Abb. 5-15: Kontaktlängen l_k des Werkstoffs C45E+N im Einstechdrehversuch, sortiert nach Zustellung und Schnittgeschwindigkeit

5.2.4 Vergleichende Analyse

In der folgenden Analyse werden die in den I.-o. Versuchen und den Einstechdrehversuchen ermittelten Ergebnisse untersucht. Zum einen sollen Unterschiede zwischen den beiden Versuchstypen ermittelt und bewertet werden. Zum anderen sollen die Daten dazu genutzt werden, um für beide Werkstoffe aus dem vollfaktoriellen Versuchsplan geeignete Kombinationen von Schnittbedingungen zu ermitteln.

In **Abb. 5-16** werden exemplarisch Schnitt- und Vorschubkräfte der I.-o. Versuche und der Einstechdrehversuche gegenübergestellt. Ein wesentlicher Unterschied zwischen den Versuchen liegt in der Versuchszeit. Diese wird durch die Länge des zerspannten Weges und die Schnittgeschwindigkeit bestimmt. Aufgrund des linearen Aufbaus können in den I.-o. Versuchen nur Proben bis zu einer Gesamtlänge von 750 mm eingesetzt werden. Bei der geringsten Schnittgeschwindigkeit, die im Rahmen der Experimente dieser Arbeit verwendet wird, ergibt sich so eine maximale Versuchsdauer von circa 0,56 s. In den Einstechdrehversuchen in dieser Arbeit werden größere Versuchsdauern erreicht.

Ein Vergleich der Kurvenverläufe in **Abb. 5-16** zeigt, dass die Kraftmessung im Einstechdrehversuch zu Beginn der Zerspannung ein Maximum besitzt und mit zunehmender Schnittdauer abnimmt. Eine wahrscheinliche Ursache hierfür ist ein sich aufbauendes Temperaturprofil im Werkzeug und im Werkstoff. Höhere Temperaturen im Werkzeug führen zu weniger Wärmeabfluss aus dem Bereich der Umformzonen. Zudem fließt ein Teil der Prozesswärme in die Probe ab und führt dort zu einem Temperaturanstieg. Nach einer Rotation des Werkstücks fließt dieses

Material mit einer initial höheren Temperatur in die Umformzonen. Die höheren Temperaturen wirken sich auf die Zerspanung aus und führen zu einer Abnahme der Kräfte.

Aufgrund der kürzeren Versuchszeiten in den I.-o. Versuchen kann der Aufbau eines Temperaturprofils nicht in gleicher Weise erfolgen. Ein Abfluss der Zerspanwärme in die Probe führt bei diesen Versuchen ebenfalls nicht zu einer Beeinflussung. Zwischen den einzelnen linearen Hüben der Probe vergeht eine ausreichend große Abkühlzeit. Das Material besitzt beim Eintritt in die Umformzonen daher die Umgebungstemperatur.

a) Linear-orthogonaler Versuch

b) Einstechdrehversuch

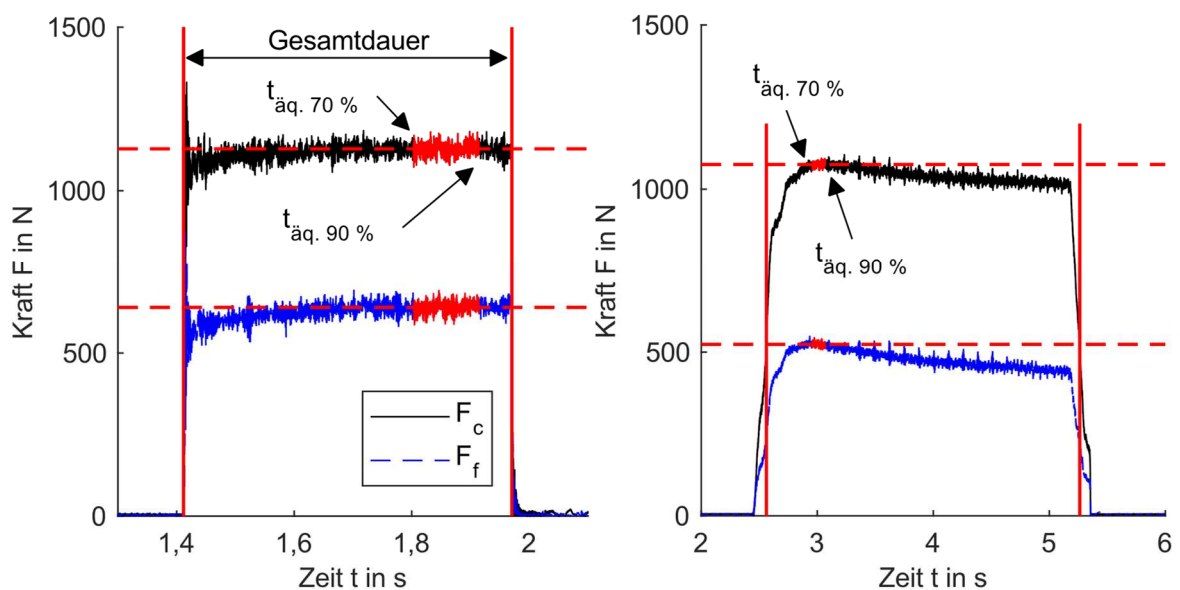


Abb. 5-16: a) Schnitt- und Vorschubkräfte des Werkstoffs C45E+N im I.-o. Versuch, b) Auswertung äquivalenter Zeitintervalle im Einstechdrehversuch

Die Kurvenverläufe der I.-o. Versuche zeigen kein Maximum und keine Abnahme der Kräfte. Um die Ergebnisse beider Versuche gegenüberstellen zu können, sind die Versuche nach der gleichen Versuchszeit ausgewertet worden. Die Mittelwertbildung der I.-o. Versuche erfolgte zwischen 70 % und 90 % der gesamten Versuchsdauer. Die entsprechenden Zeitpunkte sind für jede Schnittgeschwindigkeit auf die Einstechdrehversuche übertragen worden. In Abb. 5-16 ist diese Vorgehensweise durch rot markierte Zeitintervalle exemplarisch dargestellt. Die roten, gestrichelten Linien geben die arithmetischen Mittelwerte der Auswerteziträume an.

Tendenziell zeigen beide Versuchsreihen ein ähnliches Verhalten. Für nahezu alle Versuche zeigt sich aber, dass die I.-o. Versuche zu größeren Schnitt- und Vorschubkräften führen. Ausnahmen weisen die Versuche auf, die aus einer Kombination der geringsten Schnittgeschwindigkeit und dem höchsten Vorschub bestehen. Die Messergebnisse der Einstechdrehversuche wurden in der folgenden Analyse als Basis definiert. Die Werte der I.-o. Versuche wurden darauf bezogen

und ein Prozentwert ermittelt. Hieraus wurden dann arithmetische Mittelwerte bestimmt. Aus den Messdaten der beiden Versuchsreihen des Werkstoffs C45E+N konnten so die folgenden Effekte zusammengefasst werden.

- Die Schnittkräfte der I.-o. Versuche liegen im Mittel 7 % über denen der Einstechdrehversuche.
- Die Vorschubkräfte der I.-o. Versuche liegen im Mittel 21 % über denen der Einstechdrehversuche.
- Die Spandicken der I.-o. Versuche liegen im Mittel 13 % über denen der Einstechdrehversuche.
- Die Spandicke h' verringert sich in beiden Versuchsreihen mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit und zunehmenden Spanwinkel.

Die wesentliche Fragestellung ist, ob die Unterschiede werkstoff- oder reibungsbedingt verursacht wurden. Die Analyse der Werkstoffe in Abschnitt 4.1 zeigte, dass die unterschiedlichen Halbzeuge des Werkstoffs C45E+N vor den Versuchen vergleichbare Gefüge- und Härtewerte besaßen. Temperatureffekte zwischen Material und Werkzeug können weitestgehend ausgeschlossen werden, da die Auswertung zu gleichen Versuchszeitpunkten erfolgte. Zudem wird der Einfluss einer vorlaufenden Temperatur in das Material bei den Drehversuchen als gering eingestuft, da die Analyse im Zeitbereich zwischen drei und sechs Umdrehungen erfolgte. Es ist daher wahrscheinlich, dass die Abweichungen zwischen den beiden Versuchsreihen durch unterschiedliche Reibungsbedingungen verursacht wurden. Um dies zu bestätigen, ist eine weitere Analyse der Messdaten vorgenommen worden.

Dazu wurde angenommen, dass die grundlegenden Zusammenhänge, die von Merchant für den Orthogonalschnitt hergeleitet wurden, Gültigkeit besitzen. Der Scherwinkel kann nach Gl. 5-27 aus der gemessenen Spanstauchung berechnet werden. Ist der Scherwinkel bekannt, kann die Schubfließspannung in der Scherebene nach Gl. 5-28 aus den Zerspankräften und der Fläche des Spanungsquerschnitts in der Scherebene ermittelt werden. Zudem kann der Reibwinkel zwischen der Normalkraft und der Reibkraft an der Spanfläche nach Gl. 5-29 bestimmt werden.

$$h' = h \cdot \frac{\cos(\Phi - \gamma)}{\sin \Phi} \quad \text{Gl. 5-27}$$

$$\tau_f = \frac{(F_c \cdot \cos \Phi - F_f \cdot \sin \Phi) \cdot \sin \Phi}{h \cdot b} \quad \text{Gl. 5-28}$$

$$\rho = \tan^{-1} \left(\frac{F_f}{F_c} \right) + \gamma \quad \text{Gl. 5-29}$$

Die abgeleiteten Größen erlauben einen direkten Vergleich der Messdaten und ermöglichen so eine differenzierte Betrachtung der wesentlichen Effekte. Dazu

wurde die Schubfließspannung für jeden Versuch und jede Schnittbedingung mit den Gl. 5-27 und Gl. 5-28 ermittelt. Für Werkstoffproben mit identischer Mikrostruktur und vergleichbarem Verfestigungsverhalten müssen sich für alle Versuchsbedingungen und Versuchsaufbauten vergleichbare Fließspannungswerte einstellen. In einem zweiten Aspekt wurden die Reibwinkel nach Gl. 5-29 berechnet und verglichen.

Analyse der Schubfließspannung

In **Abb. 5-17** werden die berechneten Schubfließspannungen für den Werkstoff C45E+N in roter Farbe dargestellt. Die Abbildung vergleicht die Ergebnisse der I.-o. Versuche mit denen der Einstechdrehversuche. Für nahezu alle Schnittbedingungen zeigt sich erwartungsgemäß eine hohe Übereinstimmung der Schubfließspannungen. Zudem sind die Spannungswerte bei den unterschiedlichen Schnittbedingungen vergleichbar. Da diese Ergebnisse in zwei unabhängigen Versuchsreihen bestimmt wurden, ist es wahrscheinlich, dass die Messergebnisse valide sind.

Um eine bessere Einordnung dieser Darstellung zu ermöglichen, werden vergleichend die Ergebnisse der Analyse des Werkstoffs 16MnCr5 in schwarz dargestellt. Hier zeigt sich für alle Schnittbedingungen ein deutlicher Unterschied zwischen den Ergebnissen der I.-o. Versuche und der Einstechdrehversuche. Die I.-o. Versuche führen bei allen Schnittbedingungen zu höheren Fließspannungswerten. Eine wahrscheinliche Erklärung hierfür ist der Einfluss des zerspannten Werkstoffs. Versuchsbedingt sind die Proben aus unterschiedlichen Halbzeugen gefertigt worden. In Abschnitt 4.1 wurde bereits darauf hingewiesen, dass die Halbzeuge unterschiedliche Mikrostrukturen und Härtewerte besitzen. Die bainitische Mikrostruktur der Proben für die I.-o. Versuche wies die höheren Härtewerte auf und führt daher in dieser Analyse auch zu den größeren Fließspannungen. Bis auf wenige Ausnahmen liegen die Fließspannungswerte der I.-o. Versuche bei den unterschiedlichen Schnittbedingungen aber in vergleichbaren Größenordnungen.

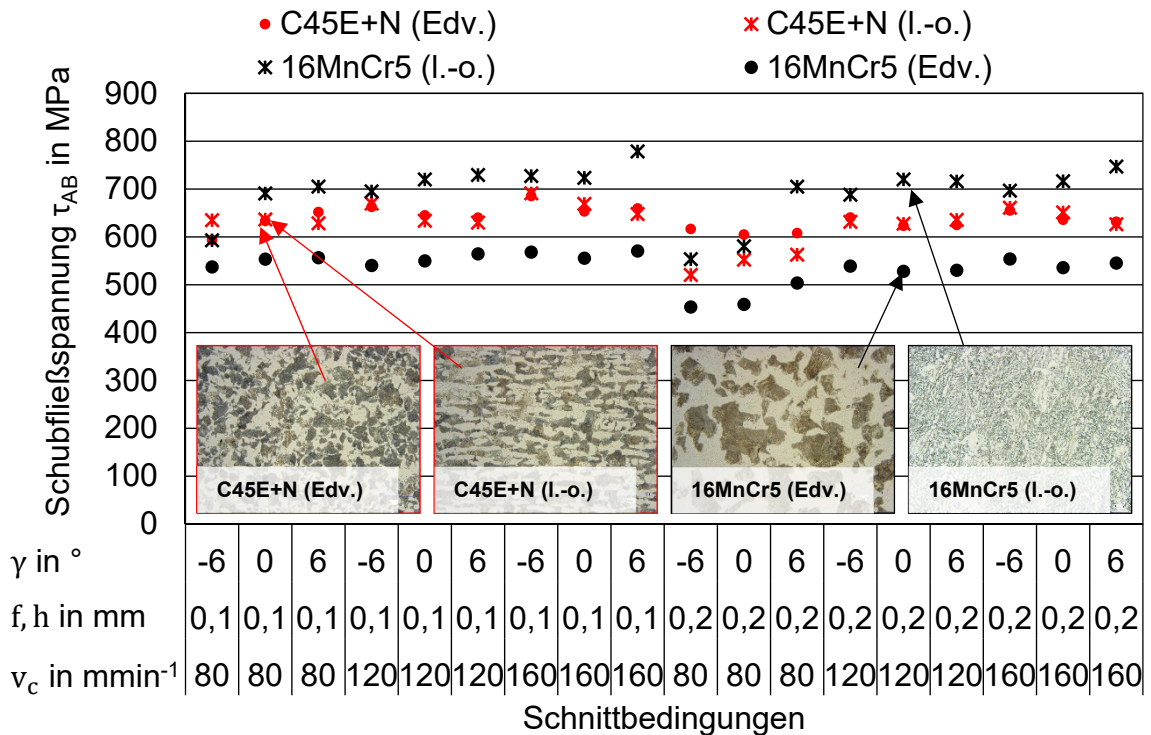


Abb. 5-17: Einfluss der Mikrostruktur auf die Schubfließspannungen in der primären Scherzone bei unterschiedlichen Versuchen und Werkstoffen

Deutliche Abweichungen der Fließspannungswerte zwischen den unterschiedlichen Schnittbedingungen sowie zwischen den Versuchen deuten darauf hin, dass die Ergebnisse fehlerhaft sind. Für den weiteren Verlauf der Arbeit werden daher die in **Tab. 5-2** zusammengefassten Schnittbedingungen ausgeschlossen.

Tab. 5-2: Ausgeschlossene Schnittbedingungen

Werkstoff	Schnittbedingungen	1	2	3	4	5
C45E+N	Schnittgeschwindigkeit in m/min:	80	80	80	80	80
	Zustellung in mm:	0,1	0,1	0,2	0,2	0,2
	Spanwinkel in °:	-6	6	-6	0	6
16MnCr5	Schnittgeschwindigkeit in m/min:	80	160	80	80	
	Zustellung in mm:	0,1	0,1	0,2	0,2	
	Spanwinkel in °:	-6	6	-6	0	

Für die weitere Betrachtung des Werkstoffs C45E+N wurden fünf Schnittbedingungen ausgeschlossen, da sie zwischen den beiden Versuchsreihen deutliche Abweichungen aufweisen. Bei dem Werkstoff 16MnCr5 ergaben sich signifikante Unterschiede zwischen den Versuchsreihen, die auf den Grundwerkstoff zurückgeführt werden konnten. Für die Kennwertermittlung sind die Ergebnisse der I.-o. Versuche notwendig. Ein Abgleich der Simulationsergebnisse mit den Ergebnissen der Einstechdrehversuche ist aufgrund des Werkstoff-

einflusses nicht zielführend. Die Ergebnisse der Einstechdrehversuche des Werkstoffs 16MnCr5 wurden daher nicht weiter betrachtet. Bei den Ergebnissen der I.-o. Versuche zeigen vier Schnittbedingungen eine deutliche Abweichung des Fließspannungsniveaus von den übrigen Bedingungen. Diese Versuchsergebnisse wurden ebenfalls ausgeschlossen.

Analyse der Reibung:

Bei der Betrachtung der Fließspannung wurde am Beispiel des Werkstoffs C45E+N gezeigt, dass die I.-o. Versuche und die Einstechdrehversuche vergleichbar sind. Voraussetzung ist, dass die Werkstoffproben vergleichbare Gefüge und Härtewerte besitzen. Dennoch liegen die Schnitt- und Vorschubkräfte der I.-o. Versuche über denen der Einstechdrehversuche. Zudem sind die Spandicken größer.

Eine naheliegende Erklärung für die Unterschiede sind abweichende Reibungsverhältnisse. Mit Gl. 5-29 kann der Winkel zwischen der Normalkraft der Spanfläche und der resultierenden Zerspankraft ermittelt werden. Der Winkel kann als Maß für die Größe der Reibung herangezogen werden. **Abb. 5-18** stellt die aus den gemessenen Schnitt- und Vorschubkräften abgeleiteten korrigierten Scherwinkel als Funktion der Reibungswinkel bei verschiedenen Schnittbedingungen gegenüber. Die Scherwinkel sind ein Maß für die Spanstauchung. Kleinere Scherwinkel führen zu einer größeren Spanstauchung und somit zu dickeren Spänen.

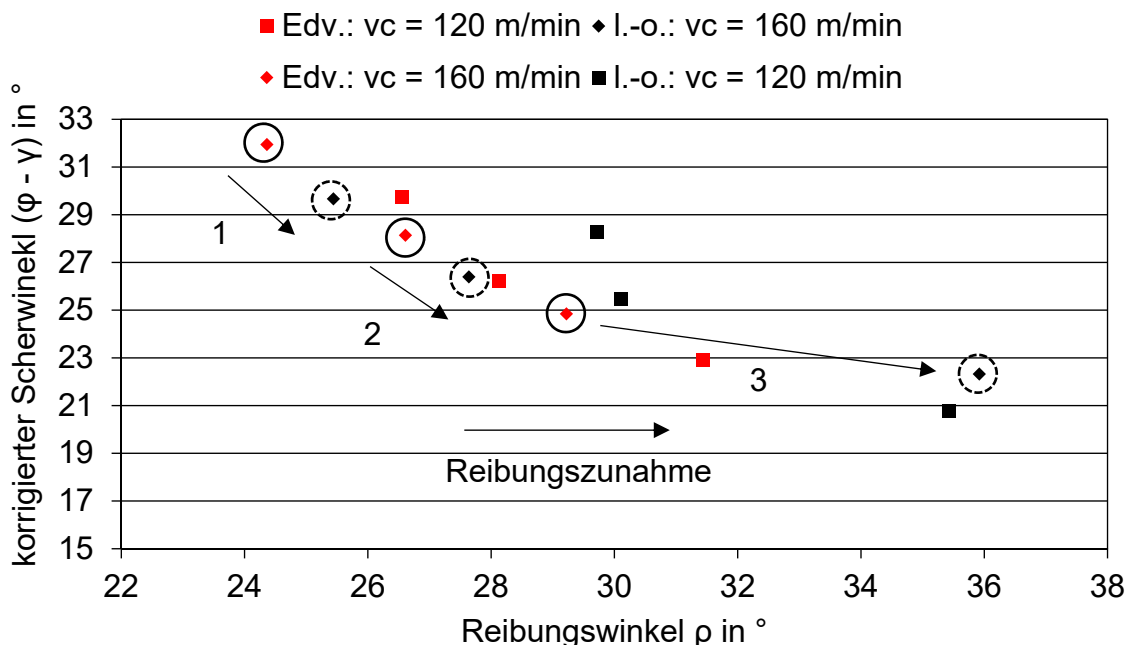


Abb. 5-18: Vergleich der korrigierten Scherwinkel des Werkstoffs C45E+N in Abhängigkeit der Reibungswinkel ($h = 0,1$ mm)

Damit Versuchsergebnisse aus Experimenten mit unterschiedlichen Spanwinkeln vergleichbar sind, wird der um den Spanwinkel korrigierte Scherwinkel als Funktion

des Reibungswinkels dargestellt. In der Abbildung sind exemplarisch drei Versuche bei vergleichbaren Schnittbedingungen markiert. Mit zunehmenden Reibungswinkeln nehmen die korrigierten Scherwinkel ab. Ein direkter Vergleich der I.-o. Versuche und der Einstechdrehversuche zeigt, dass die Reibungswinkel der I.-o. Versuche größer sind und zu kleineren korrigierten Scherwinkeln führen. Sinkt der Scherwinkel, nimmt die Scherfläche, auf der die Schubfließspannung wirkt, zu. Eine mögliche Erklärung für die größeren Kräfte der I.-o. Versuche ist daher ein geringerer Scherwinkel, der zu einer größeren Scherfläche führt. Bei vergleichbarer Schubfließspannung lassen sich so die größeren Schnitt- und Vorschubkräfte erklären. Zudem führen kleinere Scherwinkel auch zu größeren Spandicken, was sich durch die zuvor dargestellten Messungen ebenfalls belegen lässt.

Da die beiden Versuchstypen zu annähernd identische Fließspannungen führen, ist es wahrscheinlich, dass während der I.-o. Versuche größere Reibungskräfte gewirkt haben. Als Folge größerer Reibungskräfte sinken die Scherwinkel, woraus eine größere Spanstauchung und größere Kräfte resultieren. Ein Vergleich der Schnittgeschwindigkeiten innerhalb eines Versuchstyps zeigte zudem, dass die Reibungswinkel mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit abnehmen und zu einer geringeren Spanstauchung führen. Dies wird bei der Analyse der Ergebnisse in Abb. 5-10 und Abb. 5-14 ebenfalls beobachtet.

5.3 DIC-Analyse der primären Scherzone

Um das Lastkollektiv während der Spanbildung bestimmen zu können, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein neues DIC-Messsystem konzipiert. Das Messsystem ist in den Prüfstand für I.-o. Zerspanversuche integriert worden, um im Orthogonalschnitt eine direkte Messung der Scherdehnrates in der Scherzone zu ermöglichen. Diese Daten fließen in die Materialkennwertermittlung ein. Damit die Kennwerte reale Zerspanprozesse möglichst genau beschreiben, wurde das System so konzipiert, dass es in praxisrelevanten Bereichen der Schnittgeschwindigkeit einsatzfähig ist. Der folgende Abschnitt gibt einen grundlegenden Überblick über die Methodik der DIC-Analyse sowie über die entsprechende Messtechnik, die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzt worden ist.

5.3.1 Messmethodik und Versuchsaufbau

Für die DIC-Analyse wurde vorausgesetzt, dass das Messobjekt während des Experiments ausschließlich eine Verformung in der Bildebene erfährt. Es bewegt sich parallel und mit konstantem Abstand zum Bildsensor. Damit kann die Deformation in der Ebene durch eine einzelne Kamera ermittelt werden. Als Grundlage der Messdatenbestimmung dient ein Korrelationsalgorithmus, der das gesamte Messfeld eines Ausgangsbilds in Feldabschnitte einteilt. Die Lage der Feldabschnitte ist durch ein globales Koordinatensystem definiert.

Die Aufgabe des Bildkorrelationsverfahrens besteht darin, die Verschiebung der Feldabschnitte als Folge der Belastung zu bestimmen. Dazu werden die Feld-

abschnitte in jedem Bild einer aufgenommenen Bildserie lokalisiert und die Verschiebung zum Ausgangszustand bestimmt. Die Lokalisierung erfolgt über den Vergleich von Lichtintensitätsmustern in den Feldabschnitten. Dazu werden die Intensitäten der einzelnen Bildpunkte des ursprünglichen Feldabschnitts mit den Intensitäten unterschiedlicher, möglicher Verschiebungspositionen in der nahen Umgebung der Ursprungskoordinaten verglichen. Die Grundstruktur einer allgemeinen Korrelationsfunktion ist in Gl. 5-30 gegeben. Darin ist I das Bild vor der Deformation und I^* das darauffolgende Bild. Die globalen Koordinaten des Feldabschnitts sind durch x, y gegeben, i, j beschreiben die Positionen der Bildpunkte innerhalb eines Feldabschnitts, u, v sind die Koordinaten der relativen Feldverschiebung zwischen den Bildern und n ist die Feldgröße.

$$C_{(x,y,u,v)} = \sum_{i,j=-\frac{n}{2}}^{\frac{n}{2}} [I(x+i, y+j) - I^*(x+u+i, y+v+j)]^2 \quad \text{Gl. 5-30}$$

Nimmt Gl. 5-30 ein Minimum an, stimmen die Intensitäten der Bildpunkte zweier Feldabschnitte bestmöglich überein. Daher wird angenommen, dass die beiden Feldabschnitte identisch sind und sich die Feldverschiebung aus den neuen Koordinaten ergibt.

Die allgemeine Korrelationsfunktion aus Gl. 5-30 kann für sich nicht eindeutig sicherstellen, dass die Feldabschnitte übereinstimmen. Die Bildaufnahmen werden in der Regel durch überlagerte Einflüsse wie zufällige Belichtungsänderungen und Intensitätsänderungen des Musters als Folge der Verformungen beeinflusst. Daneben werden sich die Formen der Feldabschnitte als Folge der Bewegung verändern. Diese Einflüsse werden durch zusätzliche photometrische Funktionen sowie affine Formfunktionen modelliert und in die Korrelationsfunktion integriert. Für eine weiterführende, ausführliche Darstellung der mathematischen Grundlagen wird an dieser Stelle auf die Literatur verwiesen [152].

Damit die Bilder für die Anwendung der zuvor beschriebenen Algorithmik geeignet sind, müssen verschiedene Anforderungskategorien erfüllt sein. Vor dem Hintergrund der Anwendung unter Zerspanbedingungen lassen sich diese in

- ausreichend hohe Bildauflösung,
- geringer zeitlicher Abstand zwischen den Bildern,
- ausreichend hohe Lichtenergie,
- kurze Belichtungsdauer,
- ausreichend hohe Bildvergrößerung und
- sichtbare, kontrastreiche, aperiodische sowie isotrope Oberflächenstrukturen

gliedern. Die Bildung von Feldabschnitten führt zu einer unvermeidbaren Glättung der Mess- und Auswertegrößen, da die Feldabschnitte eine laterale Ausdehnung besitzen. Dieser Glättung wird mit zunehmender Ausdehnung größer. Damit die Korrelationsfunktion zu eindeutigen Ergebnissen führt, müssen die Feldabschnitte

über eine Mindestanzahl an Bildpunkten und damit über eine definierte laterale Ausdehnung verfügen. Es ist daher nicht möglich, die Feldabschnitte beliebig zu verkleinern, um den Glättungseffekt zu verringern. Damit die Spanentstehungszone dennoch mit einer ausreichend hohen Genauigkeit betrachtet werden kann, muss dieser Bereich vergrößert werden. Die Vergrößerung muss zudem mit einer ausreichend hohen Anzahl an Bildpunkten digitalisiert werden, damit die Messunsicherheit als Folge der Glättung nicht zu groß wird. Im Rahmen dieser Arbeit wird dazu eine lichtmikroskopische Vergrößerung mit einem Hochgeschwindigkeitskamarasystem gekoppelt.

Neben einer ausreichend hohen Auflösung des Bilds sind zeitlich kurze Abstände zwischen den Einzelbildern notwendig, damit der Bildkorrelationsalgorithmus in der Lage ist, die Intensitätssignatur der Feldabschnitte in den Folgebildern zu lokalisieren. Sind die Verschiebungen der Feldabschnitte zu groß, kann die Korrelationsfunktion keine eindeutige Zuordnung zwischen den Auswertebereichen ermitteln. In Abhängigkeit der Bewegungsgeschwindigkeit der Muster, die im Zerspanprozess direkt mit der Schnittgeschwindigkeit zusammenhängt, kann ein spezifischer, maximaler Bildabstand ermittelt werden. Die verfügbaren Hochgeschwindigkeitskamaras besitzen in der Regel bei der notwendigen Auflösung keine ausreichend hohe Bildfrequenz. Für die Versuche wurde daher ein hochauflösendes Kamerasystem ausgewählt, das über einen Bildsensor mit doppelter Größe verfügt. Darauf können zwei Bilder gespeichert werden. Die Bildfrequenz wird hierbei nur durch die notwendige Zeit zur Verarbeitung der Daten auf dem Bildsensor begrenzt. Somit können Bildpaare mit Auflösungen im Megapixel-Bereich und Zeitabständen von wenigen μs aufgezeichnet werden.

Bei den hohen Bewegungsgeschwindigkeiten der Anwendung müssen sehr kurze Belichtungszeiten erreicht werden, damit keine Unschärfen in den Bildern auftreten. Um diese Effekte zu vermeiden, wurde für die Beleuchtung eine Laser-Lichtquelle gewählt. Laser sind in der Lage kurze Lichtpulse im Bereich weniger Nanosekunden zu erzeugen. Aufgrund der Kohärenz des Laserlichts entstehen auf der beleuchteten Oberfläche Specklemuster oder Lasergranulationen, die für eine weitere Auswertung nicht erwünscht sind. Das Laserlicht wird daher durch einen Diffuser in Streulicht umgewandelt. Damit die Bilder über eine ausreichend hohe Dynamik und eine kontrastreiche Darstellung verfügen, muss die Lichtquelle zudem über eine hohe Lichtenergie verfügen. In **Abb. 5-19** wird das in dieser Arbeit konzipierte DIC-Analysesystem im Einbau an dem Prüfstand für I.-o. Zerspanversuche dargestellt.

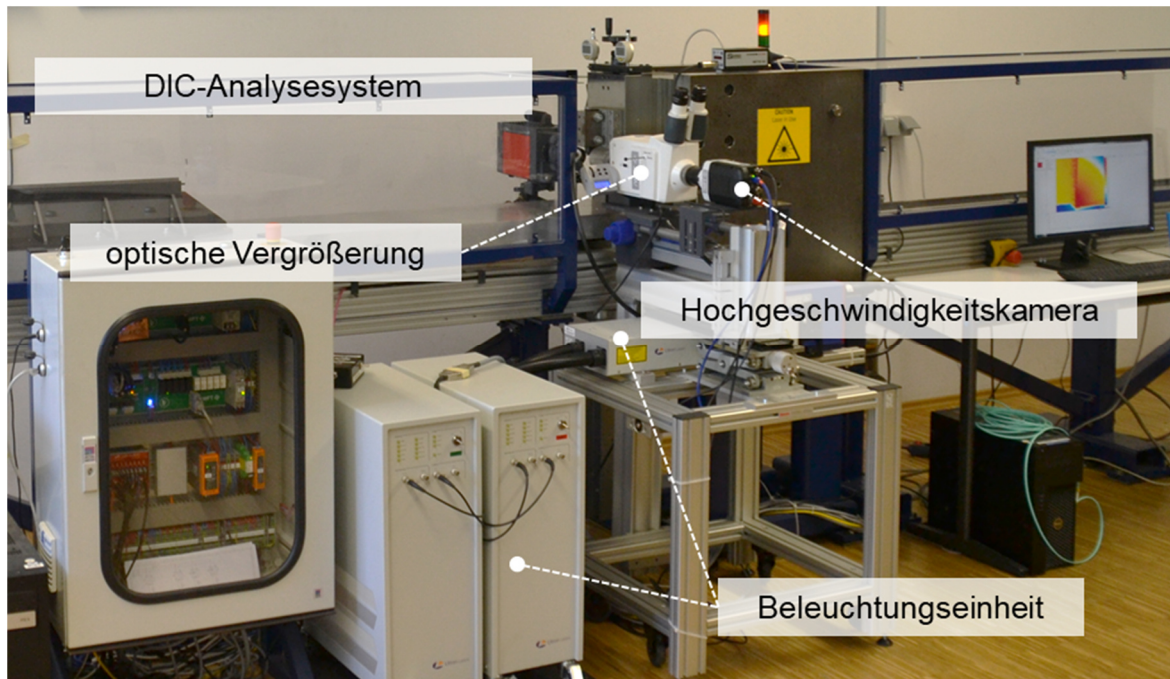
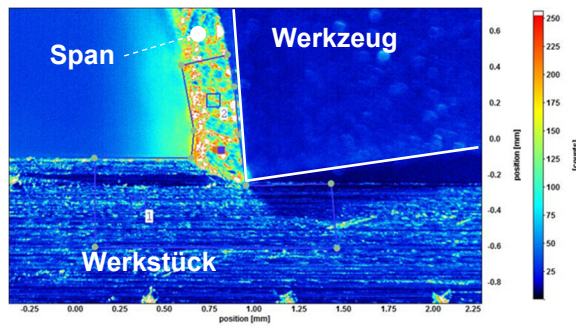


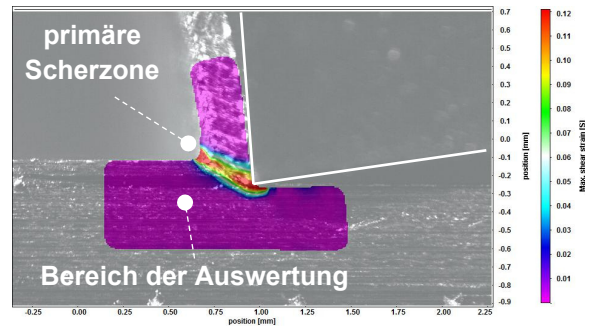
Abb. 5-19: Versuchsaufbau zur Messung der Scherdehnrate in der Scherzone während der Spannbildung durch ein DIC-Verfahren

Mit dem System können die Scherdehnraten in den Scherzonen während der Spannbildung durch ein optisches Messverfahren bestimmt werden. Damit diese Messergebnisse bei der Kennwertermittlung eingesetzt werden können, müssen sie verifiziert werden. Hierzu wurde vor jeder Einzelmessung eine Geschwindigkeitsmessung durchgeführt. Der Vorteil von Geschwindigkeitsmessungen ist, dass die Bewegungsgeschwindigkeit der Probe bekannt ist. Ein Abgleich der mit dem DIC-System ermittelten Geschwindigkeiten zeigt, ob die Messdatenerfassung korrekt ist. Die Berechnung der Scherdehnrate erfolgt auf Basis dieser Daten. Es wurde davon ausgegangen, dass die Scherdehnrate korrekt ermittelt wird, wenn die Geschwindigkeitsmessung korrekt ist. In **Abb. 5-20** werden exemplarisch drei unterschiedliche Messgrößen des Versuchsaufbaus dargestellt.

a) Lichtintensität



b) maximale Scherdehnung



c) Spangeschwindigkeit

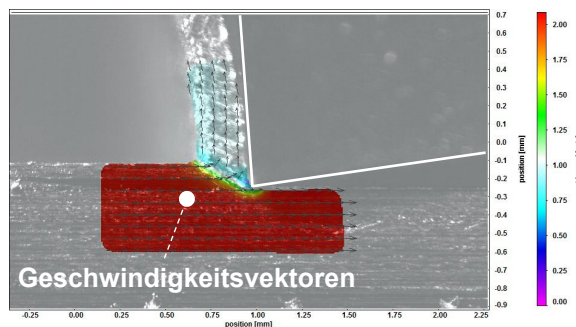


Abb. 5-20: Bilddaten einer DIC-Analyse bei $v_c = 120$ m/min, $h = 0,1$ mm und $\gamma = -6^\circ$ a) Beleuchtungsintensität b) maximale Scherdehnung zwischen zwei Bildern c) Geschwindigkeitsmessung

Abb. 5-20a stellt eine Falschfarbendarstellung der gemessenen Lichtintensitäten dar. Die Einrahmung markiert einen für die Weiterverarbeitung und Vermessung definierten Bereich des Rohdatensatzes. Das Werkzeug wird leicht unscharf abgebildet, da die Oberfläche nicht im tiefscharfen Bereich der Kamera liegt. Im Verlauf der Versuche zeigte sich, dass es zweckmäßig ist, wenn das Werkzeug geringfügig breiter als das Werkstück ist. Dadurch kann eine störende Gratbildung weitestgehend vermieden werden. Für die Auswertung der Vorgänge in der primären Scherzone stellt das Vorgehen keine Einschränkung dar.

Abb. 5-20b zeigt eine aus den Intensitätsdaten berechnete Verteilung der Scherdehnung. Die Berechnung basiert auf zwei Aufnahmen mit einem Bildabstand von $10 \mu\text{s}$. Gemäß dem zuvor beschriebenen Algorithmus werden die aufgenommenen Bilder in einzelne Feldabschnitte eingeteilt. Die Verschiebungs-koordinaten der Feldabschnitte in den Bildern werden durch die Anwendung der Korrelationsfunktion ermittelt. Mit dem zeitlichen Abstand zwischen den Bildern sowie der lateralen Verschiebung der einzelnen Feldabschnitte stehen die notwendigen Daten für die weiteren Berechnungen zur Verfügung. Bei der dargestellten Scherdehnung handelt es sich um die maximale Scherdehnung, die gegenüber dem Hauptachsensystem um 45° gedreht auftritt. Aufgrund der kurzen Bildabstandszeiten hat das Material die Scherzone noch nicht vollständig

durchlaufen. Die Darstellung zeigt daher eine Änderung der Scherdehnung in einem definierten Zeitintervall. Die Darstellung kann daher als gleichwertig zur Scherdehnrade aufgefasst werden. Die Aufnahme zeigt eine deutliche Scherzone, die durch zwei annähernd parallele Grenzen definiert wird. Die übrigen Bereiche des Auswertefensters weisen erwartungsgemäß keine Deformation auf, weil außerhalb der Scherzone keine weitere Veränderung der Scherdehnung stattfindet.

Abb. 5-20c zeigt die Darstellung einer Geschwindigkeitsmessung mit zusätzlich eingeblendeten Geschwindigkeitsvektoren, die den Betrag und die Richtung der Geschwindigkeit der einzelnen Felder wiedergeben. Diese Darstellung zeigt eine konstante Geschwindigkeit der Probe in dem Bereich, der nicht verformt wird. Die Geschwindigkeit entspricht der Schnittgeschwindigkeit. Im Bereich der primären Scherzone reduziert sich diese Geschwindigkeit und geht in die Spangeschwindigkeit über. Die Spangeschwindigkeit ist aufgrund der Richtungsänderung und der Stauchung in der primären Scherzone geringer als die Schnittgeschwindigkeit.

5.3.2 Messwerte

Die Bestimmung der Scherdehnrade erfolgte innerhalb der angepassten Versuchsfelder, die in Abschnitt 5.2.4 benannt wurden. Für jede Schnittbedingung wurden drei Versuche durchgeführt. Jeder Versuch ist zu Beginn, in der Mitte und zum Ende des Schnitts ausgewertet worden. In **Abb. 5-21** wird exemplarisch eine Messung gezeigt. Das Bild stellt die Verteilung der maximalen Scherdehnung im Zeitintervall zwischen zwei aufgenommenen Bildern dar. Zur Bestimmung der Scherdehnrade wurden die Daten auf das Zeitintervall zwischen den Bildern bezogen. Die Auswertung der Daten erfolgte durch drei Messlinien, die in äquidistanten Abständen in die Scherzone gelegt wurden. Die Messlinien liegen orthogonal zur Scherebene und zeigen so die Veränderung der Scherdehnrade, die das Material erfährt, wenn es sich durch die Scherzone bewegt.

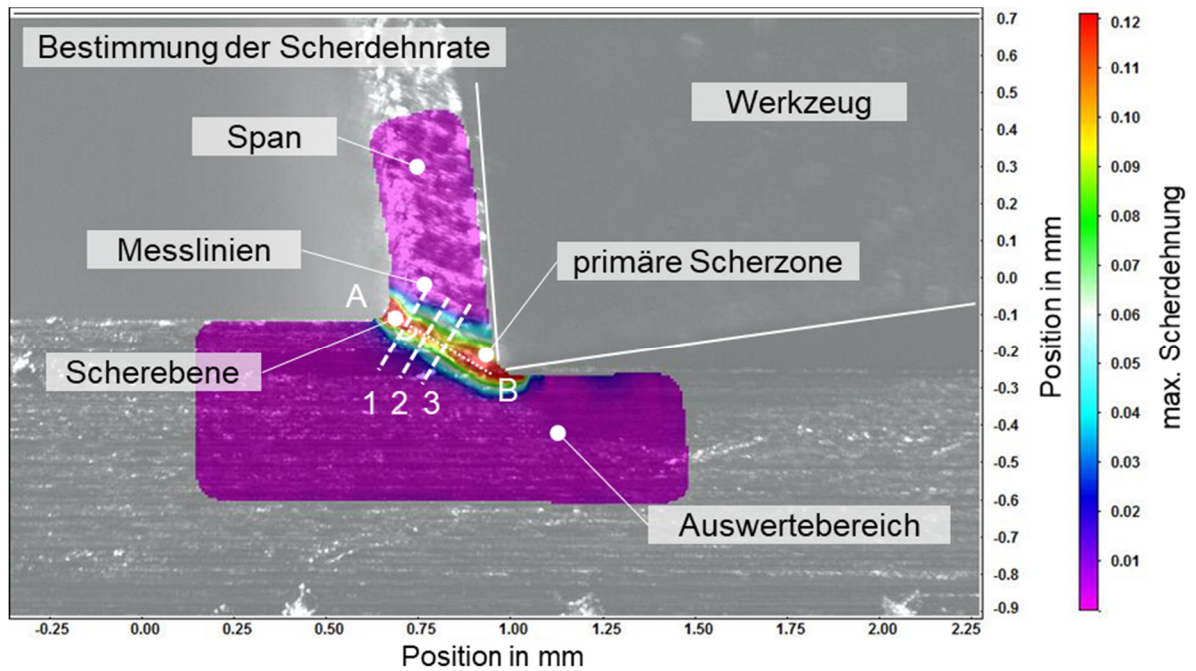


Abb. 5-21: Bestimmung der Scherdehnrate in der primären Scherzone

In der **Abb. 5-22** wird die Dehnratenverteilung eines Versuchs exemplarisch dargestellt. Das Diagramm zeigt neun Kurven, die den Messlinien einer Versuchswiederholung entsprechen. Alle Kurven weisen eine vergleichbare Charakteristik auf. Mit dem Eintritt in die primäre Scherzone nimmt die Scherdehnrate kontinuierlich zu. In der Mitte der Scherzone erreicht sie ein Maximum und fällt anschließend ab bis das Ende der Scherzone erreicht ist. Die Maximalwerte weisen eine deutliche Streuung auf. Es ist wahrscheinlich, dass die Streuung durch die optische Messmethodik verstärkt wird. Da die Messwerte auf die Bildabstandzeiten bezogen werden, wirken sich auch geringere Messfehler der Scherdehnung auf die Scherdehnrate aus. Zudem weist die Scherdehnrate in der Scherzone keinen konstanten Wert auf, sondern ist von der Messposition abhängig.

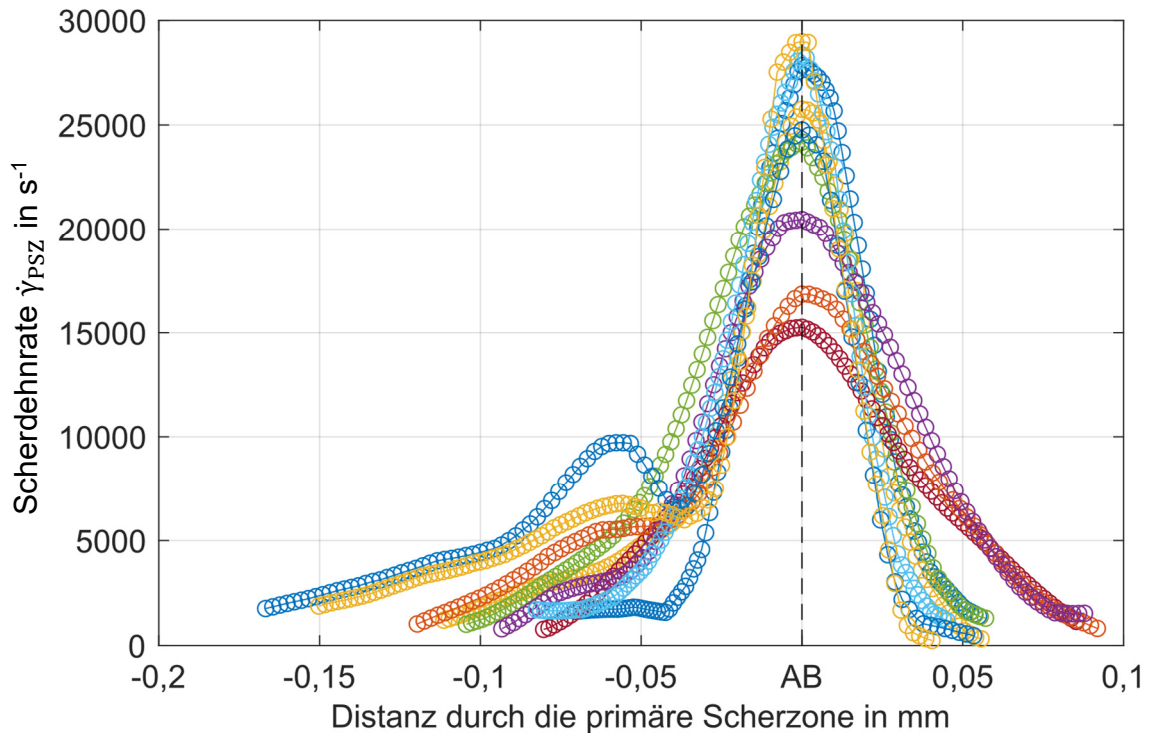


Abb. 5-22: Verteilung der Scherdehnrate in der primären Scherzone bei den Schnittbedingungen $v_c = 160 \text{ mmmin}^{-1}$, $h = 0,2 \text{ mm}$ und $\gamma = -6^\circ$

Für die Analyse und Diskussion der Messergebnisse wurden die Daten weiter verdichtet. Dazu ist aus den Maximalwerten der Scherdehnraten für jede Schnittbedingung ein arithmetischer Mittelwert gebildet worden. Die Angaben zu den Mittelwerten beziehen sich auf alle 27 Messergebnisse, die für eine Schnittbedingung zur Verfügung stehen. Um zu untersuchen, ob die Aussagekraft dieser Werte durch die Streuung beeinflusst wird, erfolgt eine Diskussion vor dem Hintergrund der jeweiligen Schnittbedingungen. So soll bewertet werden, ob erwartbare Tendenzen sichtbar sind oder durch die Streuung überlagert werden. Für die Diskussion werden die Schergeschwindigkeit und die Länge der primären Scherzone verwendet, da diese Größen die Scherdehnrate direkt beeinflussen [34]. Die Länge der Scherzone wird durch die Zustellung beeinflusst. Die Schergeschwindigkeit wird unmittelbar durch die Schnittgeschwindigkeit beeinflusst. Die folgende Ergebnisdarstellung und Diskussion wird daher am Beispiel einer Variation der Zustellung sowie der Schnittgeschwindigkeit geführt.

Der arithmetische Mittelwert der maximalen Scherdehnraten bei den Schnittbedingungen, die in Abb. 5-22 eingesetzt worden sind, beträgt 25500 s^{-1} .

Die nachfolgende **Abb. 5-23** stellt äquivalent dazu Messkurven dar, die ebenfalls bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 160 \text{ mmmin}^{-1}$ und einem Spanwinkel von $\gamma = -6^\circ$ ermittelt worden sind. Gegenüber der zuvor dargestellten Schnittbedingung ist die Zustellung reduziert und beträgt $h = 0,1 \text{ mm}$. Der arithmetische Mittelwert der maximalen Scherdehnraten liegt bei 42936 s^{-1} . Die Scherdehnrate steigt bei einer

Verringerung der Zustellung von 0,2 mm auf 0,1 mm signifikant an. Die Charakteristik der Kurven ist mit den in Abb. 5-22 dargestellten Ergebnissen vergleichbar.

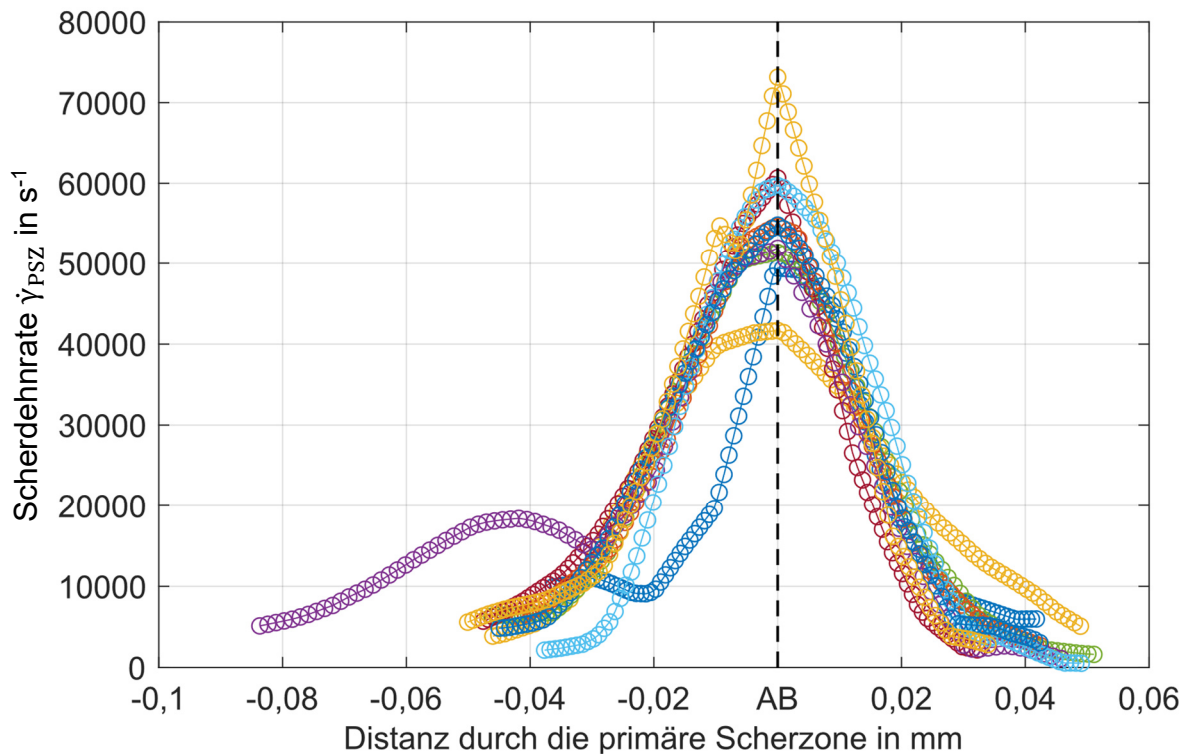


Abb. 5-23: Verteilung der Scherdehnrate in der primären Scherzone, Schnittbedingungen $v_c = 160 \text{ mmin}^{-1}$, $h = 0,1 \text{ mm}$ und $\gamma = -6^\circ$

In **Abb. 5-24** werden Verteilungskurven einer Versuchswiederholung gezeigt, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 120 \text{ mmin}^{-1}$ ermittelt worden sind. Zustellung und Spanwinkel sind mit Abb. 5-23 vergleichbar. Die Kurvenverläufe weisen ebenfalls eine vergleichbare Charakteristik zu den bereits gezeigten Kurven auf. Der arithmetische Mittelwert der maximalen Scherdehnraten liegt bei 27613 s^{-1} .

Aus den zuvor gezeigten Messergebnissen wird deutlich, dass sowohl die Zustellung als auch die Schnittgeschwindigkeit einen signifikanten Einfluss auf die sich einstellende Scherdehnrate besitzen. Bei einer Verringerung der Zustellung steigt die Scherdehnrate. Geringere Längen der primären Scherzone führen zu höheren Scherdehnraten. Demgegenüber führen geringere Schnittgeschwindigkeiten bei sonst konstanten Versuchsbedingungen zu geringeren Scherdehnraten.

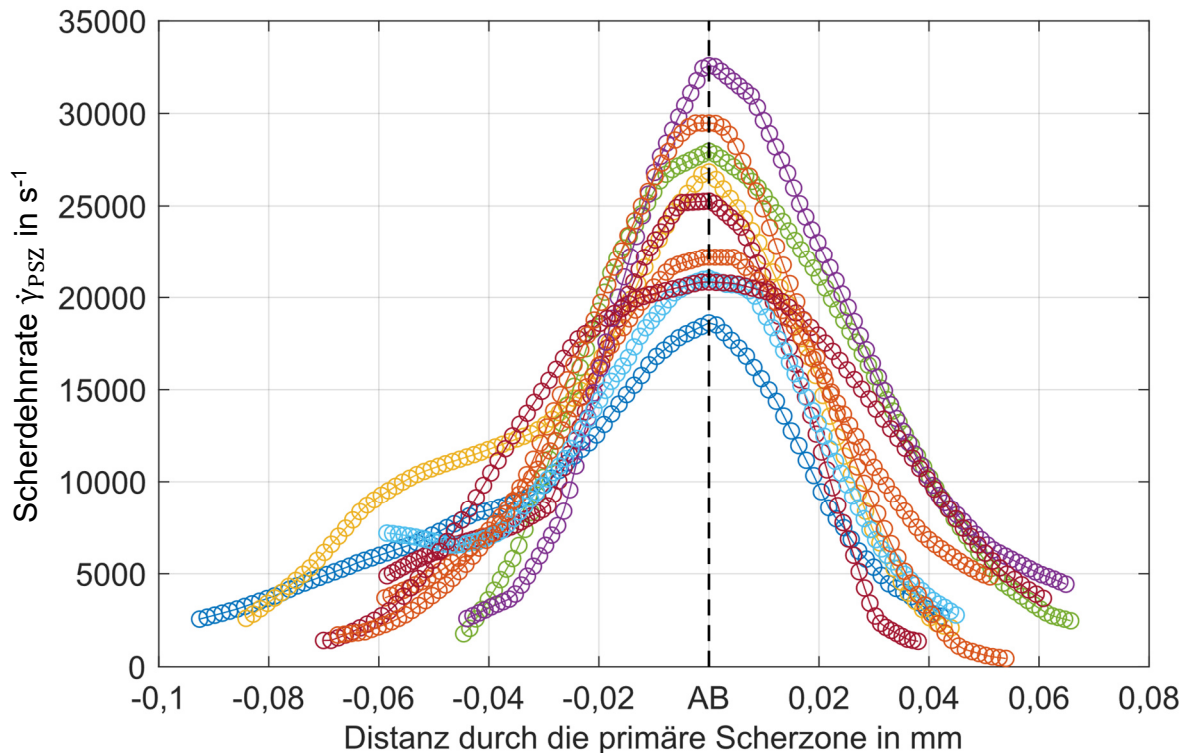


Abb. 5-24: Verteilung der Scherdehnrate in der primären Scherzone, Schnittbedingungen $v_c = 120 \text{ mmin}^{-1}$, $h = 0,1 \text{ mm}$ und $\gamma = -6^\circ$

Oxley stellte die maximale Scherdehnrate als Funktion des Verhältnisses aus Schergeschwindigkeit und Länge der primären Scherzone dar, siehe Abb. 5-3. In **Abb. 5-25** werden die Mittelwerte der maximalen Scherdehnraten der DIC-Messungen für alle Schnittbedingungen in analoger Weise zusammengefasst. Die rot markierten Werte entsprechen den zuvor separat dargestellten Schnittbedingungen. Die schwarze Linie ist eine lineare Ausgleichsgerade durch die Messdaten.

Erwartungsgemäß zeigt sich, dass die Scherdehnrate mit zunehmendem Verhältnis aus Schergeschwindigkeit und Länge der primären Scherzone zunimmt. Die grundsätzlichen Tendenzen, die auch von Oxley dokumentiert wurden, zeigen sich auch in den Ergebnissen der DIC-Messungen in dieser Arbeit. Die Streuung der Einzelmessungen führt bei der Anzahl von 27 Einzelmessungen zu einem Mittelwertfehler, der tolerierbar ist, da die grundsätzlichen, erwartbaren Tendenzen durch die Messmethodik wiedergegeben werden.

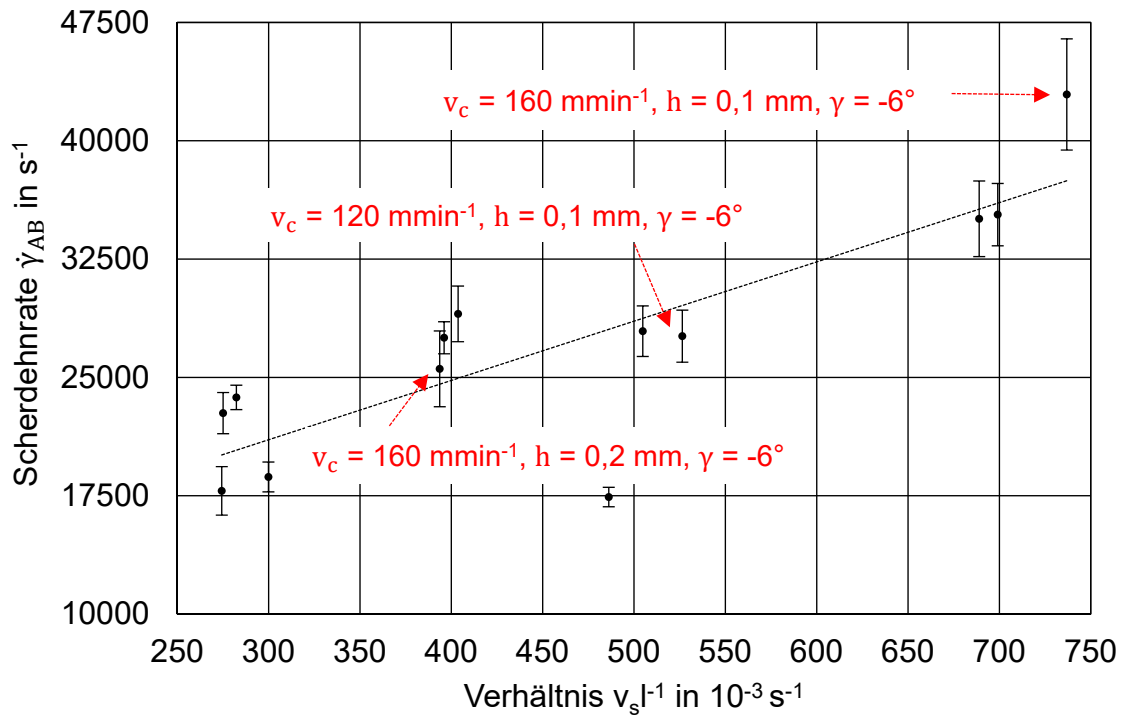


Abb. 5-25: Mittelwerte und Mittelwertfehler der maximalen Scherdehnrate für den Werkstoff C45E+N als Funktion der Schergeschwindigkeit bezogen auf die Länge der primären Scherzone

5.4 Kennwertermittlung

In Abschnitt 5.1 wurde ein analytisches Modell vorgestellt, das eine Verknüpfung zwischen Messwerten aus Zerspanversuchen und dem zu parametrierenden Materialgesetz herstellt. In den Abschnitten 5.2 und 5.3 wurden Ergebnisse aus Zerspanversuchen dargestellt, diskutiert und ein geeignetes Versuchsfeld abgeleitet. Der folgende Abschnitt führt diese Teilaspekte zusammen und verbindet sie mit einem Optimierungsalgorithmus zu einer Gesamtmethodik. Die Aufgabe der Optimierung besteht darin, die Kennwerte des Materialgesetzes iterativ anzupassen, bis die Berechnungsergebnisse des analytischen Modells bestmöglich mit den Messergebnissen der Versuche übereinstimmen. Es stehen eine Vielzahl an Optimierungsmethoden zur Verfügung. Der Auswahl eines geeigneten Ansatzes kommt eine große Bedeutung zu, da dieser die Abbildungsgüte der Kennwerte direkt beeinflusst. Der folgende Abschnitt nimmt daher besonderen Bezug auf die Vorgehensweise zur Auswahl eines Optimierers. Zu Beginn werden dazu allgemeine Begriffe aus dem Bereich der mathematischen Optimierung vorgestellt. Anhand konkreter Berechnungen wird die Auswahl des Optimierers erläutert. Der Abschnitt schließt mit einer Darstellung der Gesamtmethodik.

Eine grundsätzliche Möglichkeit, die Materialkennwerte zu ermitteln, besteht darin, die Abweichungen zwischen dem analytischen Modell und den Messwerten für alle möglichen Kennwertkombinationen zu berechnen. Die Kennwerte, die zu den geringsten Abweichungen führen, werden als Kennwertsatz verwendet. Die Größe

des definierten Wertebereichs, die Anzahl an Stützstellen innerhalb des Wertebereichs und die Anzahl der Kennwerte des Materialgesetzes ergeben den Rechenaufwand für dieses Vorgehen. Wird davon ausgegangen, dass die fünf unabhängigen Parameter des Jonson-Cook Modells gesucht werden und wird für jeden dieser Parameter ein Wertebereich mit 100 Stützstellen definiert, um eine ausreichend hohe Auflösung der Werte zu gewährleisten, ergeben sich zehn Milliarden notwendige Berechnungen. Bei einer Rechenzeit von circa einer Sekunde pro Programmaufruf des analytischen Modells, führt dieses Vorgehen zu einer Gesamtrechenzeit von circa 317 Jahren.

Eine mögliche Vereinfachung des Problems kann durch die Beeinflussung des Lösungsfelds erreicht werden. Dies kann zum einen durch die Reduzierung der Anzahl der Materialkennwerte erfolgen und zum anderen durch Verringerung der Stützstellen innerhalb der zulässigen Wertebereiche. Die Anzahl der Materialkennwerte ist von dem gewählten Materialgesetz abhängig und kann daher nicht beliebig reduziert werden. Allerdings besteht bei bestimmten Ansätzen die Möglichkeit, einzelne Kennwerte, die meist konkrete werkstoffspezifische Größen repräsentieren, auf alternativen Wegen zu ermitteln. Dazu ist es allerdings erforderlich, dass diese Größen unabhängig von den thermomechanischen Lastkollektiven der Problemstellung sind. Eine Reduzierung der Stützstellen führt bei größeren Wertebereichen zu einer stärkeren Abstufung der Lösungswerte, was zu Fehlern führen kann. Eine Verkleinerung der Wertebereiche führt dazu, dass Parameterkombinationen ausgeschlossen werden und setzt daher Erfahrungswerte des Anwenders voraus.

Neben der Beeinflussung des Lösungsfelds eignen sich mathematische Optimierungsalgorithmen, die auf Basis verschiedener Strategien gezielt nach den Extremwerten einer Funktion suchen, zur Effizienzsteigerung. Allerdings stellt das oben genannte Problem aufgrund seiner Komplexität auch für einen Optimierungsalgorithmus eine Herausforderung dar. In dieser Arbeit wurde in einem reduzierten Testfeld von Kennwertkombinationen das Optimum durch Berechnungen mit allen Kombinationen bestimmt. Die Ergebnisse wurden visualisiert und eine mögliche Optimierungsstrategie ausgewählt. Anhand von Vergleichsrechnungen wurde untersucht, ob die Optimierungsstrategie das zuvor bestimmte Optimum bestätigen konnte.

Ein allgemeines Optimierungsproblem besteht aus einer oder mehreren Zielfunktionen, für die ein Minimal- oder Maximalwert gesucht wird. Mögliche Nebenbedingungen schränken den Lösungsbereich ein. Da die Minimierung einer Funktion äquivalent zu deren Maximierung ist, beziehen sich die folgenden Beschreibungen aus Gründen der Übersichtlichkeit nur noch auf Minimierungsprobleme. Die Argumente der Zielfunktion stellen die Parameterwerte dar. Die Anzahl der Parameterwerte bezeichnet die Dimensionalität des Optimierungsproblems. Die allgemeine Formulierung für M Zielfunktionen ist gegeben durch Gl. 5-31.

Minimiere $f_m(x)$; $m = 1, 2, \dots, M$ und $f_m: \mathbb{R}^N \rightarrow \mathbb{R}$

Gl. 5-31

Die Begrenzung des Lösungsraums erfolgt über Nebenbedingungen sowie Intervallgrenzen. Die Nebenbedingungen können dabei sowohl als Ungleichheitsnebenbedingungen als auch als Gleichheitsnebenbedingungen formuliert werden. Die Menge aller $x \in \mathbb{R}^N$, die sowohl in den Intervallgrenzen liegt als auch die Nebenbedingungen erfüllt, wird als zulässige Menge bezeichnet. Für den Fall, dass das Optimierungsproblem ausschließlich eine Zielfunktion besitzt, handelt es sich um ein skalares oder einkriterielles Optimierungsproblem. Sind mehrere Zielfunktionen zu beachten, handelt es sich um ein vektorielles oder multikriterielles Optimierungsproblem. Häufig werden letztgenannte Typen auch als Pareto-Optimierungsprobleme bezeichnet. Im Gegensatz zu skalaren Problemen besteht die Lösung hier nicht mehr aus einem einzelnen Punkt, sondern aus einer Menge an Lösungspunkten. Da nicht für jede Einzelfunktion ein Optimum gefunden werden kann, entspricht die Lösung immer einem Kompromiss, der auch als Pareto-Front oder Pareto-Menge bezeichnet wird. Mehrkriterielle Probleme werden aufgrund ihrer Komplexität häufig auf skalare Probleme zurückgeführt, indem Teilziele über Gewichtungsmethoden zusammengefasst oder als Randbedingungen formuliert werden. Eine Übersicht über die möglichen Strategien wird in [153] gegeben. Neben der Anzahl der Zielfunktionen können Optimierungsprobleme in lineare und nichtlineare Probleme unterteilt werden. Liegen Zielfunktion und Randbedingungen in linearer Form vor, handelt es sich um ein lineares Problem. Bei diesen Problemtypen ist der zulässige Zustandsraum konvex. Damit entspricht das lokale Optimum ausnahmslos dem globalen Optimum. Liegt für die Zielfunktionen oder die Randbedingungen eine nichtlineare Funktion vor, wird das Problem als nichtlinear bezeichnet und es wird eine Unterscheidung in lokale und globale Optima erforderlich. Aus den stark differenzierten Problemstellungen haben sich in der Praxis eine Vielzahl an Optimierungsalgorithmen entwickelt, die teilweise auch aus Kombinationen unterschiedlicher Strategien bestehen. Eine eindeutige Trennung ist daher nur schwer möglich.

Übertragen auf diese Arbeit kann von einem multikriteriellen Optimierungsproblem ausgegangen werden, da mit dem analytischen Modell der Spanbildung unterschiedliche Größen berechnet werden. In dieser Arbeit stehen die Schnittkraft, die Vorschubkraft und die Scherdehnrate als Messergebnisse aus Zerspanversuchen zur Verfügung. Die Größen können ebenfalls durch das analytische Modell errechnet werden. Die Minimierung der Abweichung zwischen diesen Werten stellt das Optimierungsziel dar. Die berechneten Werte des analytischen Modells werden daher im folgenden Verlauf als Zielwerte bezeichnet. In dieser Arbeit wurde der Ansatz verfolgt, das multikriterielle Problem in ein skalares zu überführen. Die Zielwerte wurden mit den Messwerten in einer Zielfunktion zusammengefasst. Hierzu ist das Verfahren der gewichteten Summen eingesetzt worden. Um stark unterschiedliche Größenordnungen der Zielwerte zu berücksichtigen, wurden die Werte normiert. Die entwickelte Zielfunktion ist in

Gl. 5-32 dargestellt. Darin ist Q_i die Summe der normierten Abweichungen für N Zielwerte bei den Zerspanbedingungen i . Der Wert p_j stellt einen Gewichtungsfaktor dar, der für jeden Zielwert festgelegt wird. Die Größe $w_{\text{Exp},i}$ ist der in den Versuchen ermittelte Messwert und $w_{\text{Ox},i}$ stellt den äquivalenten Zielwert des analytischen Modells nach Oxley dar.

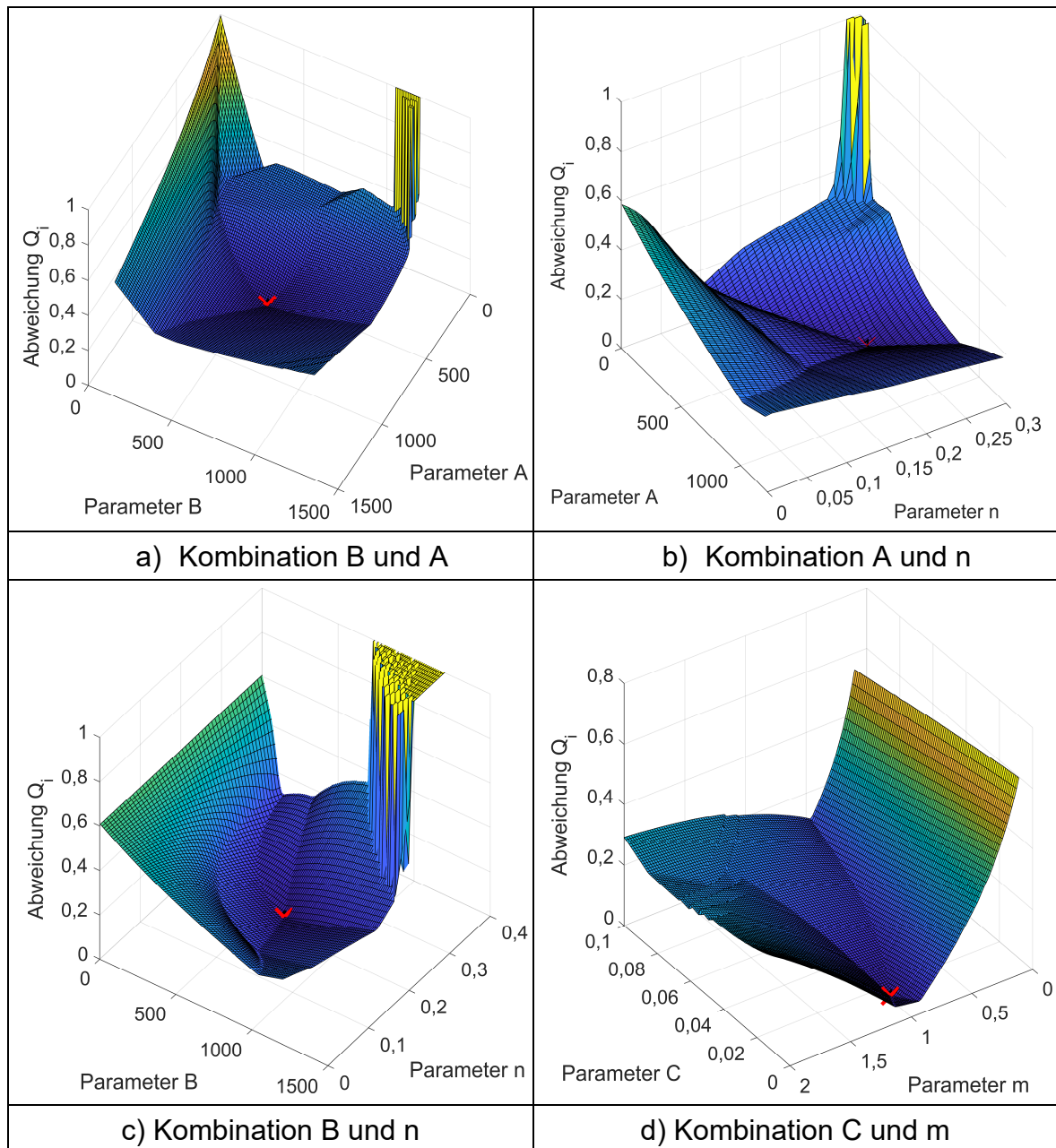
$$Q_i = \sum_{j=1}^N \left| \frac{w_{\text{Ox},i,j} - w_{\text{Exp},i,j}}{w_{\text{Exp},i,j}} \right| \cdot p_j \quad \text{Gl. 5-32}$$

Der Ablauf der Gesamtmethodik besteht darin, die Summe aller Q_i durch eine Anpassung der Materialkennwerte in der Fließspannungsgleichung zu minimieren. Das analytische Modell ist in Abhängigkeit der Fließspannungsgleichung formuliert. Es wird davon ausgegangen, dass der Kennwertsatz, der zu den geringsten Abweichungen Q_i führt, das reale Materialverhalten bestmöglich beschreibt.

Um eine Optimierungsmethode zu bestimmen, wurden die Abweichungen Q_i in definierten Intervallen von jeweils zwei Materialparametern des J-C Ansatzes berechnet. Die Ergebnisse sind dann als Flächen in Abhängigkeit der zwei variierten Kennwerte visualisiert worden. Aus den fünf unabhängigen Materialparametern des J-C Modells folgen zehn Kombinationsmöglichkeiten. Jedes Intervall wurde durch 100 Stützstellen abgebildet. Daraus ergeben sich pro Kennwertkombination 10.000 notwendige Berechnungen. Die Berechnungen wurden für zwei unterschiedliche Zusammenstellungen von Zielwerten durchgeführt, um zu untersuchen, ob der ausgewählte Optimierer unabhängig von der Anzahl der Zielgrößen verwendet werden kann.

Tab. 5-3 zeigt exemplarisch vier Kennwertkombinationen. Als Zielwerte wurden die Schnitt- und Vorschubkraft verwendet. Um zu untersuchen, wie sich weitere Zielgrößen auswirken, werden in **Tab. 5-4** die identischen vier Kennwertkombinationen dargestellt. Die Zielwerte der Schnitt- und Vorschubkraft sind hier um die Ergebnisse der Scherdehnrate aus der DIC-Analyse erweitert worden. Die maximale Abweichung, die dargestellt wird, beträgt 100 %. Die roten Markierungen kennzeichnen die Kennwertkombination, die zu der geringsten Abweichungen Q_i führen.

Tab. 5-3: Abweichungen verschiedener Kennwertkombinationen, wenn die Schnitt- und Vorschubkraft mit einer Gewichtung von 50 % als Zielwerte verwendet werden

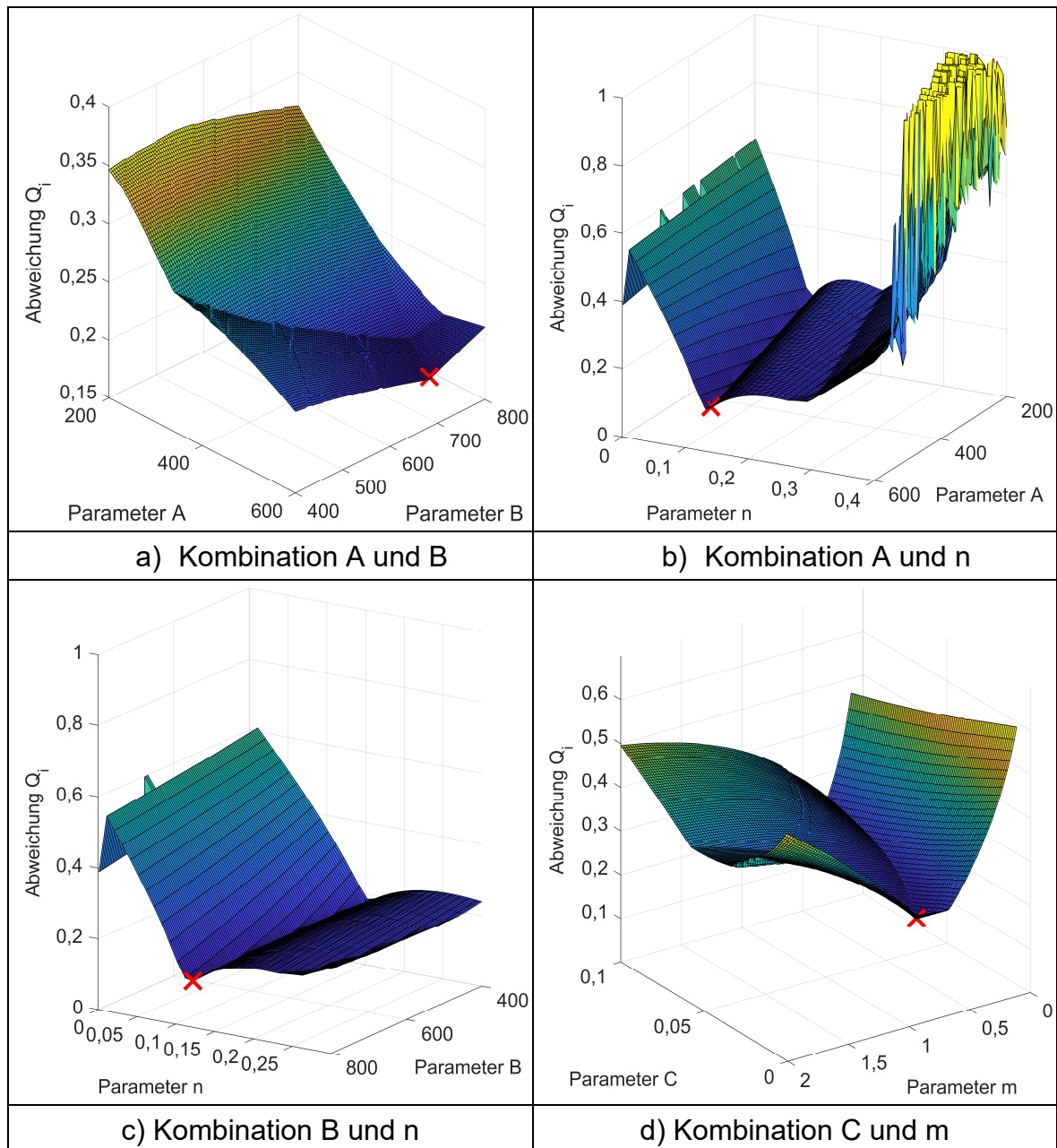


Alle berechneten Abweichungen Q_i führen in weiten Bereichen der untersuchten Kennwertkombinationen zu einem nahezu konvexen Verlauf, der ein globales Optimum besitzt. Die Flächen sind nicht durch lokale Optima überlagert. In den Randbereichen der untersuchten Intervalle sind teilweise größere Abweichungen zu erkennen. Diese stärkeren Abweichungen korrespondieren damit, dass dort aus technologischer Sicht keine sinnvollen Werte der Fließspannung vorliegen. Die analytische Berechnung führt dann zu keinen nutzbaren Ergebnissen. Ein Beispiel ist die Kombination der Kennwerte B und A. Hier führen kleine Werte von A, kombiniert mit großen sowie kleinen Werten von B zu steigenden Abweichungen. Der Materialkennwert A beschreibt die initiale Fließgrenze des Werkstoffs bei quasistatischen Bedingungen und Raumtemperatur. Werte, die gegen null gehen,

sind daher nicht sinnvoll. Bei der Kombination der Parameter A und n führen höhere n -Werte, die eine stärkere Verfestigung zur Folge haben, sowie niedrige A -Werte zu größeren Abweichungen. Auch die Parameterkombination von B und n zeigt, dass der Verfestigungsexponent einen großen Einfluss besitzt. Hier führen Kombinationen von großen B -Werten und n -Werten zu einem Anstieg der Abweichungen. Einen relativ geringen Einfluss auf die Höhe der Abweichungen zeigt Parameter C , der die dehnratenabhängige Verfestigung steuert. Kleiner werdende Werte des Kennwerts m , die eine größere thermische Entfestigung zur Folge haben, führen ebenfalls zu größeren Abweichungen.

In Tab. 5-4 werden äquivalent dazu die Abweichungsverläufe dargestellt, die sich bei einer zusätzlichen Verwendung der Scherdehnrate als Zielwert ergeben. Die Abweichungen zeigen ähnliche Tendenzen und führen ebenfalls zu einem klar erkennbaren Optimum. Abgesehen von den Intervallgrenzen sind die Ergebnisse nicht durch lokale Optima überlagert. Es ist daher davon auszugehen, dass ein gradientenbasiertes Verfahren die Minima finden wird.

Tab. 5-4: Abweichungen verschiedener Parameterkombinationen bei Schnitt- und Vorschubkraft sowie der Scherdehnrate bei einer Gewichtung von jeweils 33 %



Einschränkend ist zu bemerken, dass in den zuvor dargestellten Visualisierungen immer nur zwei Kennwerte gleichzeitig variiert werden. Die übrigen Kennwerte des J-C Modells sind konstant. An dieser Stelle kann daher nicht bewertet werden, ob bei einer gleichzeitigen Variation aller fünf Kennwerte des J-C Modells ein ähnliches Verhalten auftritt.

Das J-C Modell beschreibt die Fließkurve bei quasistatischen Bedingungen und Raumtemperatur durch die drei Materialkennwerte A , B und n . Diese Kennwerte können auch durch alternative Versuche bestimmt werden, ohne dass für die Simulation von Zerspanprozessen ein maßgeblicher Fehler entsteht. Die Kennwerte C und m skalieren das Materialverhalten auf höhere Dehnraten und Temperaturen.

Sie sind daher für die Simulation von Zerspanprozessen entscheidend. Die Materialkennwerte A , B und n wurden daher in dieser Arbeit durch Zylinderstauchversuche bestimmt, sodass im ersten Optimierungsschritt nur die Kennwerte C und m ermittelt wurden. Für den Suchbereich ergibt sich so die charakteristische Form der Fläche, die in Tab. 5-4d dargestellt ist. Die Fläche ist nahezu konvex, ohne überlagerte lokale Optima. Ein gradientenbasierter Optimierungsalgorithmus bestätigte in allen untersuchten Bereichen die zuvor berechneten Optima. Für die Gesamtmethodik kann daher mit hoher Wahrscheinlichkeit davon ausgegangen werden, dass mit dem Algorithmus bei der gleichzeitigen Variation von zwei Kennwerten zielsicher die optimalen Kombinationen identifiziert werden können.

Das entwickelte Gesamtverfahren, bestehend aus dem analytischen Modell sowie dem Optimierungsalgorithmus, ist schematisch in **Abb. 5-26** dargestellt. Das Schemabild beschreibt exemplarisch die initiale Ermittlung der Kennwerte C und m . Die Methodik kann äquivalent auch für andere Kennwertkombinationen verwendet werden.

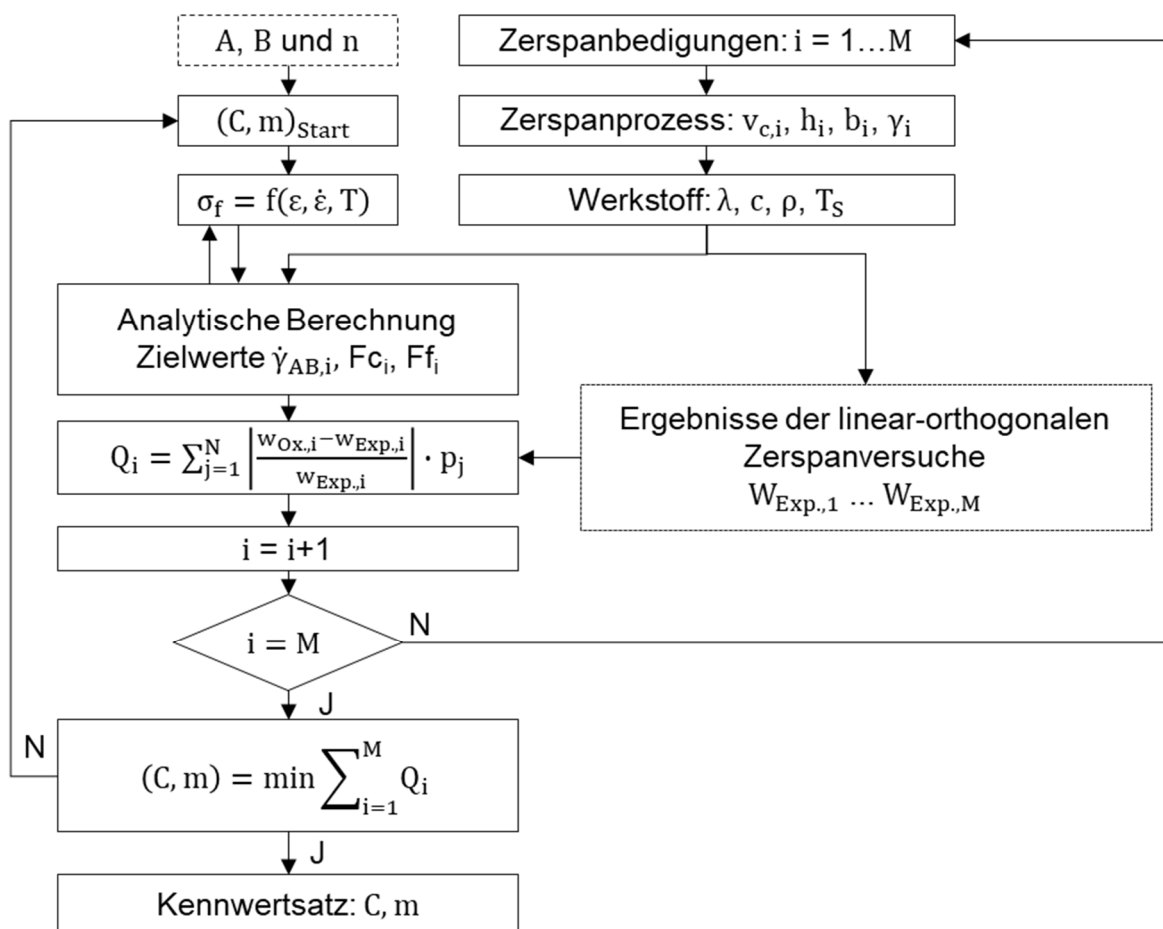


Abb. 5-26: Inverse Berechnung von Materialkennwerten am Beispiel der Parameter C und m des J-C Modells

Zu Beginn der Rechnung werden Eingangsdaten vorgegeben. Diese werden in versuchsabhängige Größen der Zerspanung sowie in materialspezifische Größen des untersuchten Werkstoffs unterteilt. Als versuchsabhängige Größen werden die Schnittgeschwindigkeiten $v_{c,i}$, die Spannungsdicken (Zustellungen) h_i , die Spannungsbreiten b_i sowie die Spanwinkel γ_i des Versuchsfelds hinterlegt, für das experimentelle Ergebnisse vorliegen. Als materialspezifische Größen werden die Wärmeleitfähigkeit λ , die spezifische Wärmekapazität c , die Dichte ρ sowie die Schmelztemperatur T_S des Materials hinterlegt. Die nachfolgende Beschreibung stellt den Berechnungsablauf am Beispiel des J-C Modells dar. Die Materialkennwerte A , B und n werden auf Basis von Zylinderstauchversuchen durch Ausgleichsrechnungen ermittelt und als Eingangswerte vorgegeben. Den Materialkennwerten C und m werden initiale Startwerte zugewiesen, um die Berechnung zu ermöglichen. Der Vergleich zwischen den in Abschnitt 5.2 und Abschnitt 5.3 ermittelten Messwerten sowie den Zielwerten erfolgt nach Gl. 5-32. Damit wird für alle Schnittbedingungen i eine Abweichung Q_i ermittelt und aufsummiert. Durch die Variation der Materialkennwerte C und m in der Fließspannungsgleichung wird die Summe von Q_i minimiert und ein Kennwertsatz ermittelt. Ausgehend von diesen Werten können weitere Kombinationen mit der gleichen Vorgehensweise angepasst werden, bis eine minimale Abweichung zwischen den Messgrößen und den Berechnungsgrößen vorliegt. Ergänzend zu dieser Vorgehensweise werden auch Untersuchungen durchgeführt, bei denen alle Kennwerte der Fließspannungsgleichung simultan angepasst werden. Der Vergleich beider Methodiken erfolgt in Kapitel 6.2.

6 Ergebnisse der Zerspansimulationen

Der folgende Abschnitt stellt die Ergebnisse der Zerspansimulationen vor. Im Abgleich mit den Messergebnissen aus den Zerspanversuchen werden die Abbildungsgüten und die mittleren Abweichungen ermittelt. Diese werden verglichen und diskutiert, um die Eignung unterschiedlicher Kennwertsätze und Materialgesetze für die Modellierung von Zerspansimulationen bewerten zu können. Im ersten Unterkapitel erfolgt eine allgemeine Darstellung der Vorgehensweise. Die Ergebnisdarstellung wird in zwei Teilaspekte gegliedert. Zu Beginn erfolgt die Bewertung unterschiedlicher Kennwertermittlungsmethoden am Beispiel des J-C Ansatzes. Als Kern dieser Analyse erfolgt ein Vergleich zwischen direkt sowie invers ermittelten Kennwertsätzen. Der zweite Aspekt umfasst den Vergleich zwischen dem J-C Ansatz und einem modifizierten Materialgesetz. Die beiden Gleichungen werden mit der direkten Methodik parametrisiert, um den Einfluss einer genaueren Abbildung der thermischen Erweichungskurve untersuchen zu können.

Der Vergleich unterschiedlicher Kennwertermittlungsmethoden erfolgt am Beispiel des Werkstoffs C45E+N. Um zu untersuchen, ob die entwickelte Methodik der inversen Kennwertermittlung auch auf andere Werkstoffe übertragbar ist, erfolgt zudem eine Analyse des Werkstoffs 16MnCr5. Für die beiden im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe werden zusätzlich Simulationen mit in der Literatur veröffentlichten Kennwertsätzen durchgeführt. Die Ergebnisse des Modellvergleichs werden exemplarisch am Beispiel des Werkstoffs C45E+N dargestellt.

6.1 Bewertung der Simulationsergebnisse

Um die Abbildungsgüte bewerten zu können, sind die Materialgesetze und die Kennwertsätze in zweidimensionalen Zerspansimulationen eingesetzt worden. Als Simulationssystem wurde das kommerzielle FE-Programm AdvantEdge verwendet. Die Ergebnisse der Simulationen werden mit den experimentellen Ergebnissen aus Abschnitt 5.2 verglichen. Primär wurden die Ergebnisse der I.-o. Zerspanversuche verwendet. Die Simulationen wurden mit den identischen Schnittbedingungen durchgeführt, für die auch experimentelle Ergebnisse vorlagen. Um die Simulationsergebnisse einordnen zu können, wird die dimensionslose Abbildungsgüte q_i eingeführt. Diese beschreibt das Verhältnis aus dem jeweiligen Simulationswert $w_{\text{Sim},i}$ zu einem vergleichbaren Versuchswert $w_{\text{Exp},i}$, Gl. 6-1. Darin beschreibt i die Schnittbedingungen des Versuchs.

$$q_i = \frac{w_{\text{Sim},i}}{w_{\text{Exp},i}} \quad \text{Gl. 6-1}$$

Der Wert von q_i beschreibt die Abbildungsgüte bei konkreten Schnittbedingungen. Werte über eins bedeuten, dass die Simulation den experimentellen Wert überschätzt. Werte unter eins bedeuten, dass die Simulation den experimentellen Wert unterschätzt. Materialmodelle und Kennwertsätze werden in der Regel bei

mehreren, unterschiedlichen Schnittbedingungen verwendet. Um die Abbildungsgüte für mehrere Schnittdatensätze zusammengefasst darstellen zu können, wird q_i zu der mittleren Abweichung \bar{q} verdichtet, Gl. 6-2. Dieser Wert kann für einen Vergleich von Materialmodellen und Kennwertsätzen in einem Versuchsfeld mit unterschiedlichen Schnittdaten verwendet werden.

$$\bar{q} = \frac{\sum_{i=1}^M |q_i - 1|}{M} \quad \text{Gl. 6-2}$$

Bei der Betrachtung der verdichteten Kennzahlen ist zu beachten, dass sowohl Hinweise zur Überschätzung, als auch zur Unterschätzung bei verschiedenen Schnittbedingungen verloren gehen. Kleinere Werte von \bar{q} bedeuten geringere Abweichungen der Simulationen von den Versuchswerten. Die Darstellung erlaubt einen übersichtlichen Vergleich der Modelle und Kennwertsätze.

In dieser Arbeit wird der Einfluss des Materialverhaltens isoliert betrachtet, um unterschiedliche Materialgesetze und Kennwertsätze direkt vergleichen zu können. Das Reibungsmodell wird nicht angepasst und bleibt für alle Simulationen gleich. Die Reibung sowie weitere Einflussgrößen, wie beispielsweise die verwendete Software, besitzen neben dem Materialverhalten zusätzliche Einflüsse auf die Simulationsergebnisse. Diese Einflüsse können sich bei unterschiedlichen Schnittbedingungen in unterschiedlicher Höhe bemerkbar machen. Da diese Einflüsse nicht quantifizierbar sind, wird auf eine Diskussion der Abbildungsgüten bei konkreten Schnittbedingungen q_i verzichtet. Die Ergebnisse werden im Anhang aufgeführt. Die Anhänge A. 1 bis A. 3 zeigen die Abbildungsgüten der Simulationen des Kennwertvergleichs, bei denen die l.-o. Versuchsergebnisse die experimentelle Datenbasis bilden. In den Anhängen A. 4 bis A. 7 werden die Ergebnisse der Einstechdrehversuche als experimentelle Datenbasis verwendet. In den Anhängen A. 8 bis A. 10 erfolgt die Darstellung der Abbildungsgüten für den Werkstoff 16MnCr5. In A. 11 und A. 12 werden abschließend die Abbildungsgüten des Modellvergleichs gezeigt. In diesem Kapitel werden die mittleren Abweichungen dargestellt, zudem erfolgt eine Angabe der minimalen und maximalen Abweichungen in den Versuchsfeldern.

Für jede Schnittbedingung wurde eine transiente Simulation mit einem Schnittweg von zwölf Millimetern durchgeführt. Als Vergleichsgrößen sind die Schnittkraft, die Vorschubkraft, die Spandicke und die Kontaktlänge zwischen Span und Werkzeug verwendet worden. Die Auswertung dieser Vergleichsgrößen erfolgte am Ende des Schnittwegs jeder Simulation. **Abb. 6-1** stellt die Ermittlung der Vergleichsgrößen in den Simulationsergebnissen dar.

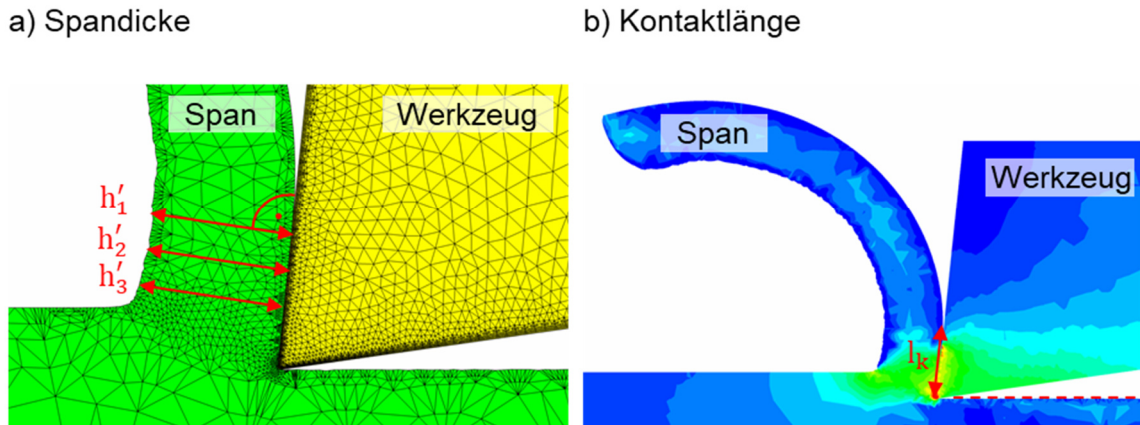


Abb. 6-1: Ermittlung der Bewertungsgrößen a) Messung der Spandicke, b) Messung der Kontaktlänge

Die Schneidkantenverrundung wurde mit zehn Mikrometern konstant gewählt und an die Größenordnung der in den Experimenten verwendeten Zerspanswerkzeuge angepasst. Alle Simulationen wurden unter der Annahme, dass das Coulombsche Reibgesetz gilt, mit einem konstanten Reibungskoeffizienten von $\mu = 0.5$ durchgeführt.

6.2 Vergleich unterschiedlicher Kennwertermittlungsmethoden

Die nachfolgend dargestellten Ergebnisse zeigen die Abbildungsgüten unterschiedlicher Materialkennwertsätze für den Werkstoff C45E+N. Die Kennwertsätze werden durch vier unterschiedliche Methoden bestimmt. Als Materialgesetz wird die Formulierung von Johnson und Cook verwendet, Gl. 3-22.

- Der Kennwertsatz „direkt“ ist im Rahmen der Untersuchungen in Abschnitt 4 ermittelt worden. Dort sind Fließkurven in Abhängigkeit von Temperatur und Dehnrates bestimmt worden. Die Materialkennwerte wurden durch Ausgleichsrechnungen nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate aus den Ver- und Entfestigungskurven bestimmt. Die Temperatur- und Dehnratesabhängigkeit ist in getrennten Versuchsreihen ermittelt worden.
- Der Kennwertsatz „invers-1“ entspricht der in Kapitel 5.4 dargestellten Methodik. Als experimentelle Vergleichsgrößen sind die Schnittkraft, die Vorschubkraft sowie die Scherdehnrates (DIC-Messungen) mit einer Gewichtung von $p = 0,33$ verwendet worden. Ausgehend von einem Startwertsatz wurden mit dem Optimierungsverfahren immer nur zwei Kennwerte gleichzeitig optimiert.
- Der Kennwertsatz „invers-2“ basiert auf einer ähnlichen Vorgehensweise wie der Datensatz „invers-1“. Der Unterschied liegt darin, dass alle fünf Kennwerte des J-C Modells gleichzeitig optimiert wurden. Die Vorgehensweise bietet Vorteile, da sie effizienter durchgeführt werden kann. Allerdings ist nicht klar, ob das Optimierungsverfahren das Optimum identifizieren kann. Daher werden die Abweichungen der Simulationen beider Vorgehensweisen an dieser Stelle verglichen.

- Der Kennwertsatz „Literatur“ wurde aus der Arbeit von Jaspers und Dautzenberg [69] entnommen. Die Kennwerte wurden ebenfalls an einer normalisierten Charge des Werkstoffs C45E+N mit vergleichbaren Härtewerten ermittelt. Als experimentelle Basis wurden Zylinderstauchversuche sowie Split-Hopkinson Versuche mit zusätzlicher Proben temperierung eingesetzt.

In **Tab. 6-1** werden die verwendeten Kennwertsätze der vier Ermittlungsmethoden dargestellt.

Tab. 6-1: Materialkennwerte für den Vergleich der Kennwertermittlungsmethoden am Beispiel des Werkstoffs C45E+N

Werkstoff	C45E+N					
Materialmodell	J-C Modell					
Materialkennwerte	A	B	n	C	m	ϕ_0
Ermittlungsmethode						
direkt	417	693	0,3266	0,0217	0,745	0,001
invers-1	492	585	0,1677	0,0088	1,2162	0,001
invers-2	195	371	0,1282	0,0556	1,4805	0,001
Literatur [69]	553,1	600,8	0,234	0,0134	1	1

In **Abb. 6-2** werden die mittleren Abweichungen der vier Kennwertsätze gegenübergestellt. Im Vergleich zeigen der Datensatz „invers-1“ sowie der Literaturdatensatz die geringsten Abweichungen. Der invers ermittelte Datensatz zeigt geringere Abweichungen bei den Schnittkräften, die im Mittel bei 5,3 % liegen. Für den Literaturdatensatz liegt der Wert bei 5,5 %. Die mittleren Abweichungen der Vorschubkräfte liegen für den inversen Datensatz bei 18,2 % und bei 18,5 % für den Literaturdatensatz. Bei der Vorhersage der Spandicken zeigt der Literaturdatensatz geringere Abweichungen mit 22,9 % gegenüber 23,2 % für den invers ermittelten Kennwertsatz. Der direkt ermittelte Kennwertsatz zeigt bei der Schnittkraft mit 10,4 % die größten Abweichungen aller verglichenen Werte. Der Datensatz „invers-2“ zeigt mit 5,8 % ebenfalls geringe Abweichungen. Bei der Vorschubkraft zeigt der direkt ermittelte Kennwertsatz mit 16,6 % die höchste mittlere Abweichung. Der Datensatz „invers-2“ besitzt eine mittlere Abweichung von 18,6 %. Bei der Vorhersage der Spandicken zeigt der direkt ermittelte Datensatz mit 43,9 % die größten Abweichungen. Der Datensatz „invers-2“ zeigt eine mittlere Abweichung von 36,4 %.

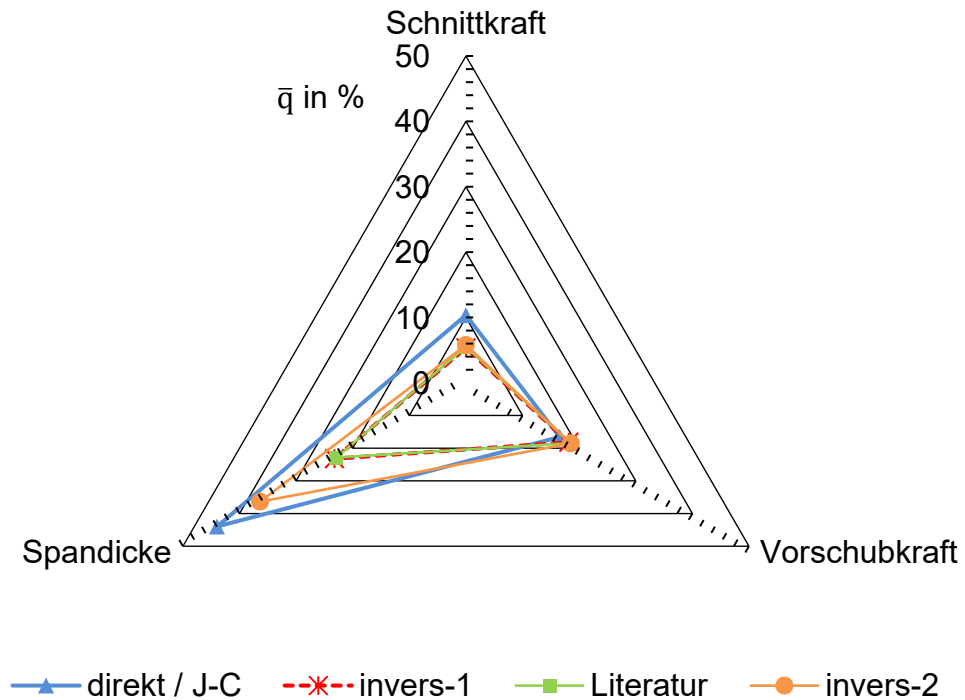


Abb. 6-2: Vergleich der mittleren Abbildungsgütern von vier Kennwertsätzen, die mit unterschiedlichen Methoden ermittelt worden sind

In der **Tab. 6-2** werden die minimalen und maximalen Abweichungen bei allen untersuchten Schnittbedingungen dargestellt.

Tab. 6-2: Minimale und Maximale Abweichungen bei den untersuchten Schnittbedingungen

Kennwertsatz	direkt		invers-1		invers-2		Literatur	
	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %
Schnittkraft	3	33	0	14	1	12	0	14
Vorschubkraft	1	34	2	32	1	37	2	37
Spandicke	22	70	1	39	11	50	6	38

Die maximale Abweichung bei der Schnittkraft zeigt der direkt ermittelte Datensatz. Bei der Vorschubkraft führen die Kennwertsätze aus der Literatur und „invers-2“ zu den maximalen Abweichungen. Bei der Vorhersage der Spandicke führt der direkt ermittelte Datensatz mit 70 % zu der Maximalabweichung.

Im Vergleich zu dem in dieser Arbeit direkt ermittelten Kennwertsatz zeigen die invers ermittelten Kennwertsätze im Mittel geringere Abweichungen bei den Schnittkräften und bei den Spandicken sowie vergleichbare Abweichungen bei den Vorschubkräften. Im Vergleich zu einem Literaturdatensatz führen die inversen Kennwerte zu vergleichbaren Abweichungen. Bei der Simulation der Kräfte sind die

Abweichungen geringer und bei den Spandicken höher. Die Methodik, mit der die Literaturkennwerte ermittelt worden sind, basiert auf Split-Hopkinson Versuchen, bei denen die Proben gleichzeitig erwärmt werden. Die im Rahmen dieser Arbeit direkt bestimmten Kennwertsätze sind durch getrennte Versuchsreihen ermittelt worden. Grundsätzlich ist diese Vorgehensweise legitim, da das J-C Modell vereinfachend annimmt, dass zwischen der Verformungsverfestigung, der Temperatur und der Dehnrates keine Kopplung besteht. Daher können auch die notwendigen Versuche unter differenzierten Lastzuständen durchgeführt werden. Bei realen metallischen Werkstoffen besteht jedoch eine Kopplung, die je nach Kristallgittertyp unterschiedlich ausgeprägt ist. Durch die entkoppelte Versuchsführung gehen somit Informationen des realen Werkstoffverhaltens verloren, was ein wahrscheinlicher Grund für die höheren Abweichungen ist. Zudem wurde bei der Ermittlung des Literaturdatensatzes ein Heizsystem verwendet, das größere Heizraten erzielen kann und so zu einer geringeren Beeinflussung der Werkstoffmikrostruktur führt. Aus dem Vergleich der verschiedenen Methodiken in dieser Arbeit kann nicht abgeleitet werden, dass inverse Methoden zu höheren Abbildungsgüten führen. Diese Aussage ist allerdings auf die untersuchten Schnittbedingungen begrenzt, die einen spezifischen thermomechanischen Lastzustand im Werkstoff erzeugen. Grundsätzlich ist zu vermuten, dass eine weitere Steigerung der Schnittdaten zu einer weiteren Steigerung der Temperatur und der Scherdehnrates führt und sich die Potenziale der inversen Methodik stärker zeigen, wenn Extrapolationsfehler bei direkt ermittelten Kennwerten größer werden.

Um diese Aussagen zu verifizieren, erfolgt ein weiterer Abgleich mit den Versuchsergebnissen der Einstechdrehversuche. Zudem erfolgt die Übertragung der inversen Methodik auf einen zweiten Werkstoff. Dieser wird ebenfalls mit einem Literaturdatensatz verglichen und eingeordnet.

6.2.1 Abgleich mit Einstechdrehversuchen

Die Simulationsergebnisse der vier Kennwertsätze werden in gleicher Weise mit den Messwerten der Einstechdrehversuche zu einer mittleren Abweichung zusammengefasst. Im Rahmen dieser Versuche konnten zusätzlich die Kontaktlängen erfasst werden. Die Kontaktlänge wird daher in diesem Abschnitt ergänzend betrachtet und als weitere Bewertungsgröße einbezogen. **Abb. 6-3** stellt die Ergebnisse für die vier Kennwertsätze gegenüber.

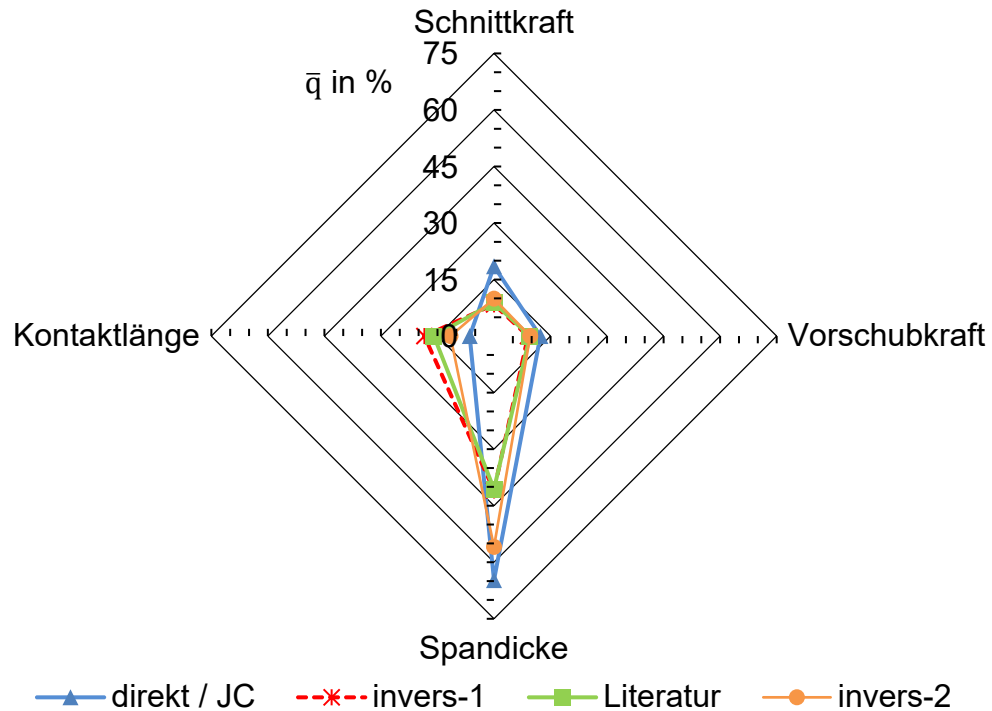


Abb. 6-3: Vergleich der mittleren Abbildungsgüten von vier Kennwertsätzen, die mit unterschiedlichen Methoden ermittelt worden sind

Bei einer Analyse der Ergebnisse fällt auf, dass sich eine vergleichbare Rangfolge hinsichtlich der kleinsten und größten Abweichungen einstellt. Die Abweichungen der Schnittkräfte werden für alle Datensätze geringfügig größer, die Rangfolge der Datensätze von der geringsten zur größten Abweichung ändert sich nicht. Der Datensatz „invers-1“ führt zu den geringsten Abweichungen, der Literaturdatensatz und der Kennwertsatz „invers-2“ besitzen geringfügig größere mittlere Abweichungen. Der direkt ermittelte Datensatz führt zu den größten Abweichungen. Die Abweichungen der Vorschubkraftvorhersagen werden bei einem Vergleich mit den Einstechdrehversuchen für alle Datensätze geringer. Die geringsten mittleren Abweichungen zeigt der Datensatz „invers-1“ mit 9,0 % und die höchsten Abweichungen zeigt der direkt ermittelte Kennwertsatz mit 12,3 %. Die Rangfolge der Abweichungen ist ebenfalls identisch zu der der vorherigen Analyse. Die Abbildungsgüte der Spandicken sinkt für alle Kennwertsätze, da die mittleren Spandicken der Einstechdrehversuche geringer als die der I.-o. Versuche sind, s. Abschnitte 5.2.2 und 5.2.3. Die Rangfolge der geringsten und größten Abweichungen ist ebenfalls vergleichbar zu der zuvor dargestellten Analyse.

Bei der Betrachtung der Kontaktlängen wird die geringste mittlere Abweichung durch den direkt ermittelten Datensatz mit 6,4 % erzielt. Die übrigen Datensätze zeigen höhere Abweichungen, die bei 11,6 % für den Datensatz „invers-2“, 15,9 % für den Literaturdatensatz und 18,5 % für den Datensatz „invers-1“ liegen.

In **Tab. 6-3** werden die minimalen und maximalen Abweichungen bei den untersuchten Schnittbedingungen zusammengefasst.

Tab. 6-3: Minimale und maximale Abweichungen bei den untersuchten Schnittbedingungen

Kennwertsatz	direkt		invers-1		invers-2		Literatur	
	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %
Schnittkraft	10	42	0	20	3	19	1	21
Vorschubkraft	0	31	0	15	0	20	0	17
Spandicke	40	96	27	66	41	84	22	63
Kontaktlänge	0	15	6	31	1	22	1	26

Die maximale Abweichung der Schnitt- und Vorschubkraft sowie der Spandicke zeigt der direkt ermittelte Kennwertsatz. Bei der Kontaktlänge führt der Kennwertsatz „invers-1“ mit 31 % zu der größten Abweichung.

Die experimentellen Ergebnisse der Einstechdrehversuche unterscheiden sich von denen der I.-o. Zerspanversuche. In Abschnitt 5.2.4 wurde als Grund hierfür unterschiedliche Reibungskräfte ermittelt. Die Schnitt- und Vorschubkräfte sowie die Spandicke liegen bei der I.-o. Versuchsführung über den Werten, die bei vergleichbaren Schnittbedingungen in Einstechdrehversuchen gemessen wurden. Die unterschiedlichen Größen der mittleren Abweichungen bei einem Abgleich der Simulationsergebnisse mit den I.-o. Versuchen und den Einstechdrehversuchen sind darauf zurückzuführen, dass sich die Reibungskräfte unterscheiden. Das Reibungsmodell wurde bei diesen Simulationen nicht verändert. Die ermittelte Rangfolge der Abweichungen ist von den experimentellen Ergebnissen unabhängig und für beide Analysen vergleichbar. Der Abgleich mit Einstechdrehversuchen bestätigt, dass die invers ermittelten Datensätze im Vergleich zu den in dieser Arbeit direkt ermittelten Kennwerten zu höheren Abbildungsgüten führen. Hiervon ausgenommen ist die Kontaktlänge, die durch den direkt ermittelten Kennwertsatz am besten beschrieben wird. Der Vergleich mit dem Literaturdatensatz zeigt auch hier, dass die Abbildungsgüten der inversen Methodik vergleichbar sind.

In beiden Analysen führt der Kennwertsatz „invers-1“ bei der Schnittkraft, der Vorschubkraft und der Spandicke zu geringeren Abweichungen gegenüber dem Kennwertsatz „invers-2“. In der folgenden Analyse wird daher nur noch die Methodik betrachtet, bei der zwei Kennwerte gleichzeitig optimiert werden.

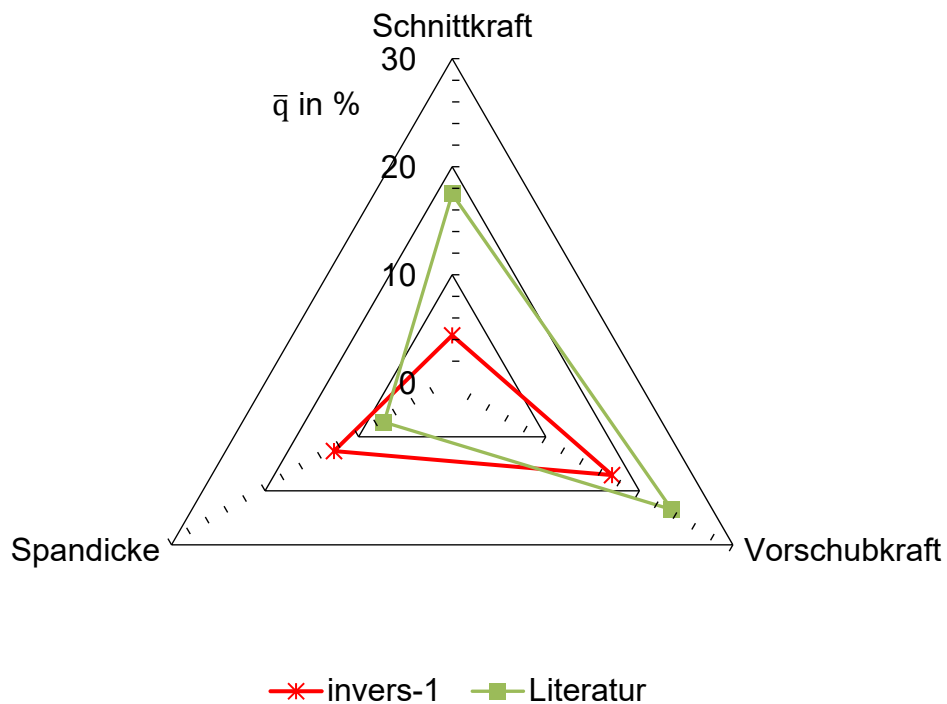
6.2.2 Übertragung auf einen weiteren Werkstoff

Als weiterer Verifikationsschritt wird untersucht, ob sich die inverse Methodik auch auf einen anderen Werkstoff übertragen lässt. Für den Einsatzstahl 16MnCr5 wird das J-C Modell invers parametrisiert. Ergänzend wird ein in der Literatur veröffentlichter Kennwertsatz von Klocke et al. [154] genutzt, um eine Einordnung der Ergebnisse zu ermöglichen. **Tab. 6-4** stellt die verwendeten Kennwerte dar.

Tab. 6-4: Materialkennwerte für den Vergleich der Materialgesetze am Beispiel des Werkstoffs 16MnCr5

Werkstoff	16MnCr5					
Materialkennwerte	A	B	n	C	m	$\dot{\varphi}_0$
Methode/Modell						
invers-1	654	688	0,1772	0,0022	-1,2445	0,001
Literatur [154]	560	400	0,2	0,022	1	1

Bei dem Werkstoff 16MnCr5 zeigten sich in den zwei Zerspanversuchsreihen signifikante Einflüsse des Gefüges und der Mikrostruktur. Die zylindrischen Halbzeuge, die in den Einstechdrehversuchen verwendet wurden, hatte eine deutlich geringere Härte sowie eine ferritisch-perlitische Mikrostruktur. Die stabförmigen Querschnitte der I.-o. Zerspanversuche hatten demgegenüber ein bainitisches Gefüge mit einer höheren Härte. Auf einen zusätzlichen Abgleich mit den Ergebnissen der Einstechdrehversuche wird aufgrund des Gefügeeinflusses verzichtet. In **Abb. 6-4** werden die mittleren Abweichungen der Schnittkraft, der Vorschubkraft und der Spandicke für die I.-o. Zerspanversuche zusammenfassend dargestellt.

**Abb. 6-4:** Mittlere Abweichungen des Werkstoffs 16MnCr5

Äquivalent zu dem Werkstoff C45E+N zeigt der Datensatz „invers-1“ die geringeren Abweichungen bei der Vorhersage der Schnitt- und Vorschubkräfte. Die mittlere Abweichung der Schnittkräfte liegt bei 4,4 %, der Literaturdatensatz besitzt mit 17,5 % eine deutlich größere Abweichung. Bei den Vorschubkräften besitzt der

invers ermittelte Datensatz eine mittlere Abweichung von 17,1 %. Der Literaturdatensatz besitzt eine mittlere Abweichung von 23,5 %. Bei der Vorhersage der Spandicke besitzt der inverse Datensatz mit 12,6 % eine größere Abweichung gegenüber dem Literaturdatensatz mit 7,3 %. In **Tab. 6-5** werden ergänzend die minimalen und maximalen Abweichungen zusammengefasst.

Tab. 6-5: Minimale und maximale Abweichungen der untersuchten Schnittbedingungen

Kennwertsatz	invers-1		Literatur	
	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %
Abweichungen				
Schnittkraft	2	11	8	23
Vorschubkraft	5	32	1	45
Spandicke	4	29	0	24

Der Literaturdatensatz führt bei der Schnitt- und Vorschubkraft mit 23 % und 45 % zu den maximalen Abweichungen. Bei der Spandicke führt der invers ermittelte Kennwertsatz mit 29 % zu der größten Abweichung.

Wie bereits bei den Untersuchungen an dem Werkstoff C45E+N dargestellt, erreicht der invers ermittelte Kennwertsatz auch für das Material 16MnCr5 bei den Schnittkräften die höchsten Vorhersagegüten. In diesem Fall gilt dies zusätzlich auch für die Vorschubkraftsimulationen. Die Spandicke wird durch den Literaturkennwertsatz besser abgebildet.

Diese Ergebnisse bestätigen, dass die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte inverse Methodik auch auf einen weiteren Werkstoff übertragen werden kann. Im Vergleich zu einem in der Literatur veröffentlichten Datensatz zeigt der Kennwertsatz deutlich geringere Abweichungen bei den Schnittkräften, geringere Abweichungen bei den Vorschubkräften und größere Abweichungen bei der Spandicke.

6.3 Vergleich unterschiedlicher Materialgesetze

In Abschnitt 4.4 wurde ein modifiziertes Materialgesetz vorgeschlagen, bei dem der Temperaturterm des J-C Modells durch eine alternative Formulierung ersetzt wird. Die ursprüngliche Formulierung basiert auf einem einzelnen Materialkennwert und ist daher strukturell nicht in der Lage, den Entfestigungsverlauf des Werkstoffs C45E+N, der durch Versprödungseffekte gekennzeichnet ist, abzubilden. Die modifizierte Formulierung basiert auf der natürlichen Exponentialfunktion und verfügt über zwei Materialkennwerte. Sie ist daher besser dazu geeignet, diesen Entfestigungsverlauf zu beschreiben. In **Tab. 6-6** werden die verwendeten Kennwerte für die beiden unterschiedlichen Materialgesetze gezeigt. Die Kennwertsätze werden nach der direkten Methodik ermittelt, da so sichergestellt ist, dass die unterschiedlichen Entfestigungsverläufe bestmöglich abgebildet werden.

Tab. 6-6: Materialkennwerte für den Vergleich der Materialgesetze am Beispiel des Werkstoffs C45E+N

Werkstoff	C45E+N						
	A	B	n	C	D	m	ϕ_0
Materialkennwerte							
Methode / Modell							
direkt / J-C	417	693	0,3266	0,0217	-	0,745	0,001
direkt / J-C mod.	417	693	0,3266	0,0217	-34,57	4,077	0,001

In **Abb. 6-5** werden die Verläufe der beiden Materialgesetze bei einer konstanten Dehnrates und einem konstanten Umformgrad als Funktion der Temperatur gegenübergestellt. Für die Referenztemperatur von 20 °C zeigen beide Modelle einen identischen Wert der Fließspannung, da die mathematische Formulierung und die Kennwerte gleich sind. Mit steigenden Temperaturen werden die Modellunterschiede deutlich. Bis zu einer Temperatur von circa 600 °C liegt das Fließspannungsniveau des modifizierten Modells über dem der klassischen Formulierung. Ab diesem Wert fällt die Fließspannung deutlich ab und die klassische Temperaturformulierung nach Johnson und Cook führt zu den höheren Fließspannungswerten.

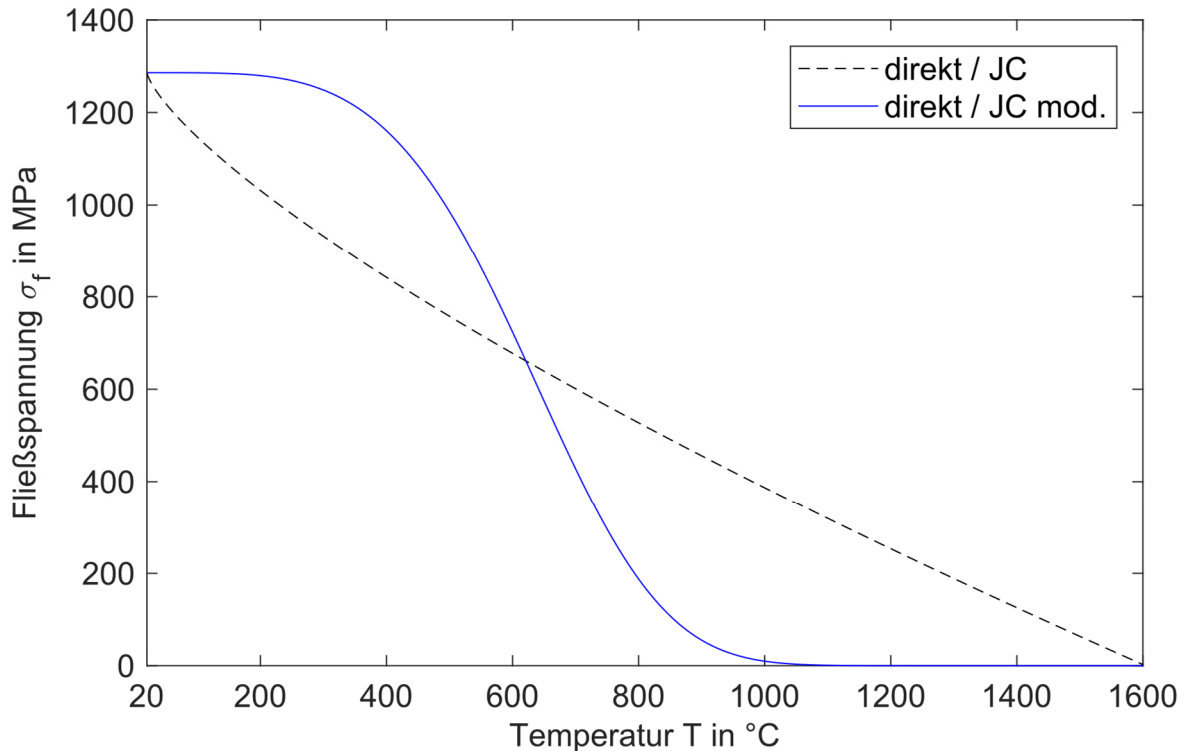


Abb. 6-5: Vergleich des klassischen Johnson-Cook Modells mit dem modifizierten Modell bei $\varphi = 2$ sowie $\dot{\varphi} = 0.001 \text{ s}^{-1}$

Als grundsätzliche Frage bleibt bestehen, ob die unter quasistatischen Bedingungen ermittelten Entfestungsverläufe unter den Bedingungen der Spanbildung gleichermaßen oder ähnlich verlaufen. Jeder zusätzliche Materialkennwert vergrößert das Optimierungsproblem bei der Kennwertidentifikation. Es ist daher abzuwägen, ob die zusätzlichen Kennwerte aus materialphysikalischer Sicht zur Beschreibung von Spanbildungsvorgängen erforderlich sind. Im Folgenden werden das klassische J-C Modell sowie das modifizierte Modell in Simulationen verglichen und anhand von experimentellen Zerspanergebnissen bewertet.

Abb. 6-6 stellt die mittleren Abbildungsgüten für die Schnitt- und Vorschubkraft sowie die Spandicke für beide Materialgesetze zusammenfassend gegenüber. Beide Gleichungen zeigen bei den Schnitt- und Vorschubkräften vergleichbare Abbildungsgüten, wobei das klassische Materialgesetz insgesamt zu kleineren Abweichungen führt. Die Spandicke wird durch das modifizierte Modell deutlich besser beschrieben. Die mittlere Abbildungsgüte der Schnittkräfte des klassischen Ansatzes liegt bei 10,4 % und die des modifizierten Modells bei 17,0 %. Die Vorschubkraftvorhersagen des modifizierten Modells weisen größere Abweichungen auf. Die Abbildungsgüte liegt im Mittel bei 26,5 %, der klassische Ansatz besitzt demgegenüber eine mittlere absolute Abweichung von 16,6 %. Die Vorhersage der Spandicke des klassischen J-C Modells weist eine deutliche Abweichung auf. Die mittlere Abbildungsgüte liegt bei 43,9 %. Demgegenüber zeigt das modifizierte Modell mit 16,9 % eine deutlich höhere Abbildungsgüte.

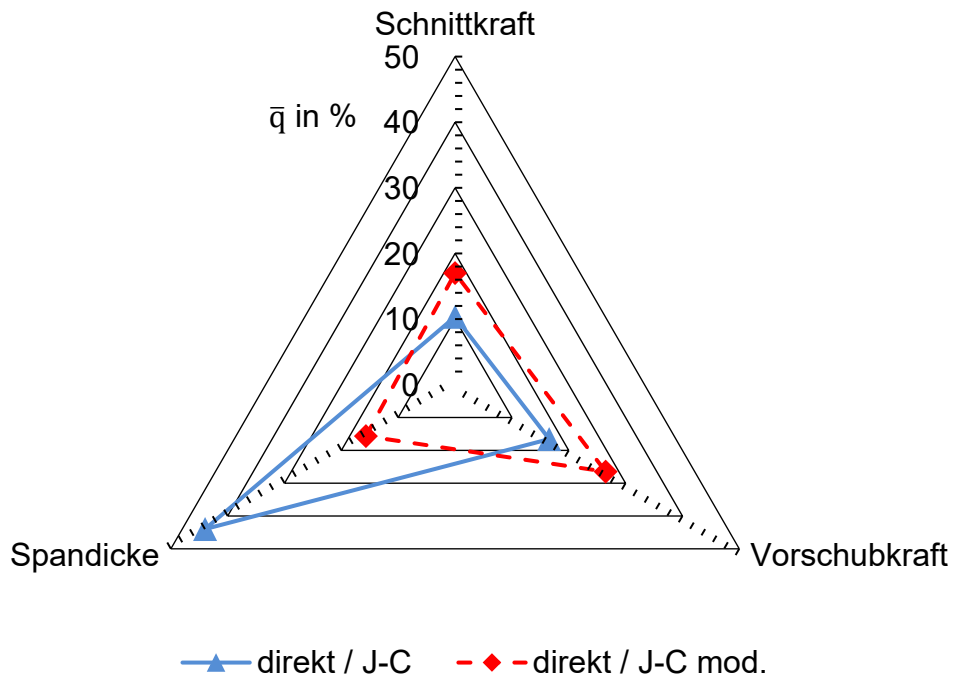


Abb. 6-6: Vergleich der mittleren Abbildungsgüten zwischen dem klassischen J-C Modell und dem Modell mit dem modifizierten Temperaturterm

Ergänzend zu den mittleren Abbildungsgüten werden in **Tab. 6-7** die Minimal- und Maximalwerte der drei Bewertungsgrößen dargestellt.

Tab. 6-7: Minimale und Maximale Abweichungen bei den untersuchten Schnittbedingungen

Materialmodell	J-C		J-C mod.	
	Min. in %	Max. in %	Min. in %	Max. in %
Schnittkraft	3	33	7	31
Vorschubkraft	1	34	20	55
Spandicke	22	70	0	39

Hinsichtlich der Schnitt- und Vorschubkräfte sind die beiden Ansätze vergleichbar. Die maximale Abweichung der Schnittkraft liegt bei 33 % für das J-C Modell, die maximale Abweichung der Vorschubkraft zeigt das modifizierte Modell mit 55 %. Die größte Abweichung bei der Spandicke liegt bei 70 % durch das J-C Modell.

Bei den vorgestellten Ergebnissen handelt es sich um eine Analyse, bei der nur der Temperaturterm des Materialmodells variiert wird. Eine Anpassung der Reibungsmodellierung erfolgt nicht. Die Ergebnisse besitzen daher nur eine begrenzte Aussagefähigkeit hinsichtlich der absoluten Abweichungen. Nachfolgend soll dennoch eine erste Deutung der Ergebnisse erfolgen. Bei dem Vergleich der Kurvenverläufe beider Modelle in Abb. 6-5 fällt auf, dass das modifizierte Modell im

Temperaturbereich ab circa 620 °C zu geringeren Fließspannungswerten führt. Dieser Verlauf ergibt sich aus der größeren Flexibilität der Formulierung und der daraus resultierenden besseren Beschreibung der Messdaten, vgl. Abschnitt 4.2.3. Aus einer Sensitivitätsanalyse geht hervor, dass bei einer Beeinflussung der thermischen Erweichungskurve hin zu geringeren Fließspannungen tendenziell auch mit geringeren Spandicken zu rechnen ist. Das modifizierte Modell führt eher zu geringeren Spandicken, was darauf hindeutet, dass bei den durchgeführten Simulationen der Temperaturbereich ab 620 °C von größerer Bedeutung ist. Die geringeren Werte führen zu der insgesamt höheren Abbildungsgüte des modifizierten Modells bei den Spandicken. Der ursprüngliche Ansatz führt demgegenüber zu einer deutlichen Überschätzung der Spandicken. In dem relevanten Temperaturbereich führt das klassische Modell daher vermutlich zu einer Überschätzung der Fließspannung. Die geringere Fließspannung in den höheren Temperaturbereichen wirkt sich somit positiv auf die Simulation der Spandicke aus. Die höheren Abbildungsgüten der Spandicke deuten darauf hin, dass das Materialverhalten besser beschrieben wird, da die Umformvorgänge in der Scherzone einen entscheidenden Einfluss auf die Spanbildung besitzen. Die geringeren Abbildungsgüten der Vorschubkraft können durch die geringere Spandicke erklärt werden, die zu einer geringeren Normalkraft an der Spanfläche führen. In der Folge sinken auch die Reibungskräfte, die in diesen Ergebnissen unterschätzt werden.

Aus den dargestellten Ergebnissen kann keine eindeutige Aussage hinsichtlich des Auftretens von Versprödungseffekten getroffen werden. Die damit einhergehende Notwendigkeit zur Modifizierung des Verlaufs der thermischen Erweichung kann daher an dieser Stelle nicht abschließend bewertet werden. Insbesondere ist dazu eine genaue und absolute Bestimmung der thermischen Lastkollektive bei den jeweiligen Schnittbedingungen erforderlich. Ohne eine Aussage, welche Temperatur im Material vorgelegen hat, ist eine klare Zuordnung der einzelnen Abweichungen auf einen materialspezifischen, temperaturabhängigen Effekt nur schwer möglich. Die Modifizierung des Temperaturterms besitzt dennoch einen großen Einfluss auf die Simulation der Spanbildung. Während sich die Schnittkraft und die Vorschubkraft nur geringfügig verschlechtern, wird die Abbildung der Spandicke deutlich verbessert.

Insgesamt zeigt das modifizierte Modell seine grundsätzliche Eignung für den Einsatz in Simulationssystemen, da keine der bewerteten Größen deutliche Abweichungen aufweist. In zukünftigen Arbeiten sollte daher untersucht werden, ob sich durch eine verbesserte Parametrierung des modifizierten Ansatzes sowie eine zusätzliche Betrachtung der Reibung weitere Verbesserungen erzielen lassen.

7 Zusammenfassende Diskussion

Die Abbildungsgüte einer Zerspannsimulation hängt im Wesentlichen von dem Materialgesetz sowie den materialspezifischen Kennwerten zur Approximation der Fließspannung ab [72, 83, 96, 107, 155]. Diese Arbeit widmet sich beiden Aspekten. Als Kernpunkt erfolgt die Weiterentwicklung einer inversen Vorgehensweise zur Kennwertermittlung. Dazu wurde ein Versuchsaufbau für linear-orthogonale Zerspanversuche entwickelt, in dem die Scherdehnrate in der primären Scherzone auf Basis von DIC-Messungen bestimmt werden kann. Die Ergebnisse wurden in die Kennwertermittlungsroutine integriert. Dies bietet den Vorteil, dass aufwendige Analysen an Spanwurzeln vermieden werden. Daneben ist das mechanische Materialverhalten der Versuchswerkstoffe durch quasistatische, temperaturabhängige Zylinderstauchversuche sowie Split-Hopkinson Versuche ermittelt und bewertet worden. Die Ergebnisse wurden für die Ableitung eines modifizierten Werkstoffmodells verwendet. Zudem wurden die Daten genutzt, um Materialkennwerte auf Basis von Ausgleichsrechnungen direkt zu bestimmen. Diese Kennwerte wurden mit den invers ermittelten Materialdaten verglichen. Die beiden Teilaspekte der Arbeit werden nachfolgend diskutiert.

7.1 Kennwertermittlung

Inverse Kennwertermittlungsmethoden basieren auf Ergebnissen, die in Zerspanversuchen bestimmt werden. Eine Verknüpfung dieser Messergebnisse mit den Zustandsgrößen im Werkstoff und dem zu parametrierenden Materialgesetz ist über eine analytische Modellvorstellung der Spanbildung möglich. In dieser Arbeit wird dazu der von Oxley [34] vorgestellte Ansatz verwendet. In den Berechnungen mit dem Modell wird das thermomechanische Lastkollektiv in den Scherzonen bestimmt, um die Fließspannung zu berechnen. Eine notwendige Größe hierfür ist die Scherdehnrate in der Scherzone. Bisher wurde die Ausdehnung der primären Scherzone bestimmt und darauf basierend die Scherdehnrate ermittelt. In vorangegangenen Arbeiten wurden die Messergebnisse zur Ausdehnung der Scherzone durch Spanwurzelanalysen bestimmt [94, 95]. Spanwurzelanalysen sind unsicherheitsbehaftet, da sie nur Augenblicksaufnahmen des Prozesses darstellen und die Ergebnisse von der auswertenden Person abhängen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein neues System entwickelt und die Scherdehnrate direkt auf Basis von DIC-Messungen während der Spanbildung bestimmt. Die Messdaten wurden in die inverse Berechnung integriert. Damit die Messergebnisse und die Modellvorstellung bestmöglich übereinstimmen, sind die Versuche an einem Prüfstand durchgeführt worden, der linear-orthogonale Zerspanexperimente ermöglicht.

Die DIC-Messungen zeigen, dass eine Abhängigkeit der Scherdehnrate von der Schergeschwindigkeit und der Länge der Scherzone besteht. Steigt die Schergeschwindigkeit oder verringert sich die Länge der Scherzone, führt das zu einem Anstieg der Scherdehnrate. Zwischen den Größen und der Scherdehnrate besteht ein annähernd linearer Zusammenhang. Oxley ermittelte die Scherdehnrate

mit einer anderen experimentellen Vorgehensweise und beschreibt den Zusammenhang ebenfalls linear [34]. Die Einzelmessungen machen deutlich, dass die Scherdehnrate in der Scherzone nahezu symmetrisch verteilt ist. Der Maximalwert wird erwartungsgemäß in der Mitte der Scherzone erreicht. Die grundsätzlichen Tendenzen werden durch die Messmethodik wiedergegeben und entsprechen den Erwartungswerten. Die Absolutwerte der Scherdehnrate liegen in erwartbaren Größenordnungen. Durch den optischen Charakter der Messung sind die Einzelmessungen mit Messunsicherheiten behaftet. Durch Versuchswiederholungen konnte die Streubreite reduziert werden. Die optische Messmethodik erlaubt im Vergleich zur Spanwurzelanalyse eine einfachere Versuchswiederholung und Bestimmung der notwendigen Messwerte.

Neben der Messung der Scherdehnrate wurden weitere Größen in Zerspanversuchen bestimmt. Mit einer Kraftmessplattform wurden die Schnitt- und Vorschubkräfte erfasst. Die Spandicken wurden durch taktile Messungen bestimmt. Die Kontaktlängen zwischen dem Span und dem Werkzeug wurden durch optische Analysen mit einem HS-Analysemikroskop erfasst. Die Kräfte sind wichtige experimentelle Vergleichsgrößen zur Charakterisierung eines Zerspanprozesses. Sie fließen daher zusammen mit der Scherdehnrate in die inverse Kennwertermittlung ein. Zudem wurden sie verwendet, um die Simulationsergebnisse zu bewerten. Die Spandicke und die Kontaktlänge sind bedeutende Größen, um die Spanbildung geometrisch zu beschreiben. Sie wurden daher für die Bewertung der Simulationsergebnisse eingesetzt. Um im Rahmen dieser Arbeit eine stabile Datenbasis zu erhalten, wurden die Messgrößen in I.-o. Versuchen sowie in Einstechdrehversuchen ermittelt. In einer vergleichenden Analyse wurden die Unterschiede zwischen beiden Versuchstypen bewertet und Versuchsfelder für die Schnittbedingungen ermittelt. Für die vergleichende Analyse wurde angenommen, dass das Modell des Orthogonalschnitts Gültigkeit besitzt. Damit können die Scherwinkel aus den Spandicken berechnet werden. Mit den Messdaten der Prozesskräfte können die Schubfließspannung in der primären Scherzone sowie die Reibungsbedingungen an der Spanfläche näherungsweise berechnet werden [156]. Die Analyse wurde für beide Werkstoffe in einem vollfaktoriellen Versuchsfeld, bestehend aus drei unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten, zwei Zustellungen und drei Spanwinkeln, durchgeführt. Bei dem Werkstoff C45E+N stellen sich nahezu für alle Schnittbedingungen in beiden Versuchsreihen identische Schubfließspannungen von circa 630 MPa ein. Fünf der Schnittbedingungen führen zu unterschiedlichen Schubfließspannungen und wurden ausgeschlossen. Bei dem Werkstoff 16MnCr5 sind die Ergebnisse maßgeblich von den verwendeten Halbzeugen abhängig, die für die verschiedenen Versuche eingesetzt wurden. Härtemessungen und Gefügeschliffe bestätigten, dass das Gefüge der stabförmigen Proben für die I.-o. Versuche eher bainitisch war und gegenüber den zylindrischen Proben für die Einstechdrehversuche eine deutlich höhere Härte aufwies. Der Vergleich der Schubfließspannungen dieser beiden Versuchsreihen führt daher zu unterschiedlichen Werten, was den starken Einfluss des Gefüges verdeutlicht. Erwartungsgemäß führt die höhere Härte des Werkstoffs bei den I.-o.

Versuchen auch zu den höheren Schubfließspannungen. Unabhängig von den Schnittbedingungen stellten sich bei den Versuchen aber annähernd konstante Werte von circa 700 MPa ein. Vier Schnittbedingungen wichen von diesem Wert ab und wurden für die weiteren Analysen ausgeschlossen. Für die Bewertung des 16MnCr5 Werkstoffs wurden aufgrund des Gefügeeinflusses nur die experimentellen Ergebnisse der I.-o. Versuche eingesetzt.

Für die inverse Ermittlung von Materialkennwerten ist ein Optimierungsverfahren notwendig. Um ein geeignetes Verfahren auszuwählen, wurde das Optimierungsproblem auf zwei Materialkennwerte reduziert. Dies erlaubt eine Darstellung der Abweichungen zwischen den Berechnungen des analytischen Modells und den Messwerten in Abhängigkeit der beiden Kennwerte. Dazu wurden Kennwertintervalle sowie Stützpunkte definiert und die Abweichungen für alle möglichen Kombinationen in den Intervallen berechnet. Die Ergebnisse wurden als Fläche dargestellt und zeigen, dass ein globales Optimum existiert. Das Lösungsfeld wird nicht durch lokale Optima überlagert. Das berechnete Optimum wurde mit den Ergebnissen verschiedener Optimierungsansätze verglichen. Ein gradientenbasiertes Verfahren führte zu vergleichbaren Ergebnissen und wurde für die Kennwertermittlung ausgewählt. Die Reduzierung des Optimierungsproblems wurde durch Ergebnisse aus Zylinderstauchversuchen erreicht. Mit den Verfestigungskurven wurden durch Ausgleichsrechnungen Startwerte ermittelt, die das Verfestigungsverhalten bei quasistatischen Bedingungen und Raumtemperatur beschreiben. Die Kennwerte sind unabhängig von der Zerspanung. Die Materialkennwerte, die Verfestigung und Erweichung beschreiben, können so gezielt aus der inversen Methode ermittelt werden. Diese Studie wurde am Beispiel des J-C Modells durchgeführt, das fünf unabhängige Materialkennwerte besitzt. In weiterführenden Arbeiten wird zu bewerten sein, ob sich die Methodik auch auf Materialgesetze mit mehr Kennwerten übertragen lässt.

Ein Vergleich der unterschiedlichen Kennwertsätze bestätigt, dass die entwickelte inverse Methodik zu nutzbaren Daten führt. Die Schnittkraftvorhersagen sind bei allen durchgeführten Untersuchungen genauer als die der übrigen Datensätze. Die Abweichungen der Vorschubkräfte und der Spandicken liegen in vergleichbaren Größenordnungen. Sartkulvanich führte vergleichbare Untersuchungen durch, verwendete aber Spanwurzelanalysen, um die notwendigen experimentellen Daten zu bestimmen. Er gibt mittlere Abweichungen von 40 % bei den Vorschubkräften und von 10 % bis 18 % bei den Schnittkräften für den Werkstoff AISI 1045 an [94, 95]. Die Ergebnisse im Rahmen dieser Arbeit, die auf DIC-Messungen basieren, führen zu mittleren Abweichungen bei den Schnittkräften von 5 % im Vergleich mit den I.-o. Versuchsergebnissen und 10 % im Vergleich zu den Ergebnissen der Einstechdrehversuche. Die Abweichungen der Vorschubkräfte liegen äquivalent dazu bei 9 % und 18 % für den Werkstoff C45E+N. Die Übertragung der Methodik auf den Werkstoff 16MnCr5 bestätigte die Ergebnisse. Die Abweichungen der Schnittkräfte liegen im Mittel bei 4 %, die der Vorschubkräfte bei 17 %. Für die inverse Ermittlung der Materialkennwerte des J-C Modells scheint die Methodik

daher grundsätzlich geeignet zu sein. Die Integration einer DIC-Messung reduziert den Versuchsaufwand und führt im Vergleich zu anderen inversen Kennwertermittlungsverfahren zu geringeren Abweichungen bei den Schnitt- und Vorschubkräften. Im Vergleich zu einem direkt bestimmten Kennwertsatz, der in der Literatur veröffentlicht ist, führt das invers ermittelte Modell zu vergleichbaren Abweichungen, die bei den Kräften tendenziell geringer und bei der Spandicke geringfügig größer sind. Bei diesem Verfahren wurden Split-Hopkinson Versuche mit kombinierter Proben temperierung genutzt. Die in dieser Arbeit durchgeführten Split-Hopkinson Versuche bei Raumtemperatur zeigen, dass die Methodik aufwendig ist. Eine zusätzliche Proben temperierung führt zu einer weiteren Steigerung der Versuchskomplexität. Die Vergleiche der Methoden beschränken sich zudem auf die untersuchten Schnittbedingungen. Eine Steigerung der Schnittbedingungen führt zu höheren Lastkollektiven im Material. Die inverse Methodik besitzt das Potenzial, auch unter diesen Bedingungen zu nutzbaren Kennwerten zu führen. Bei der Anwendung direkter Messmethoden kann erwartet werden, dass die Extrapolationsfehler in diesem Bereich größer werden.

7.2 Auswahl eines Materialgesetzes

Als Materialgesetz werden häufig entkoppelt formulierte, empirische Beziehungen eingesetzt. Überwiegend wird das Materialgesetz von Johnson und Cook genannt. Entkoppelt formulierte Gleichungen betrachten den Einfluss von Dehnung, Dehnrates und Temperatur unabhängig voneinander. Dies erlaubt es, die Verformungsverfestigung, die dehnratesabhängige Verfestigung und die thermische Erweichung in getrennten Versuchsreihen durch Materialprüfversuche zu bestimmen. Um ein Materialgesetz auszuwählen, können die unterschiedlichen Formulierungen gezielt an das gemessene Werkstoffverhalten angepasst werden. Allerdings können Materialprüfversuche das thermomechanische Belastungskollektiv der Spannbildung nicht erreichen. Es stellt sich daher die Frage, ob die Vorgehensweise genau genug ist, um ein Materialgesetz für die Zerspansimulation zu bestimmen.

Die Zylinderstauchversuche wurden mit Rastegajew-Proben bei Raumtemperatur und höheren Temperaturen für die zwei Versuchswerkstoffe C45E+N und 16MnCr5 durchgeführt. Erwartungsgemäß zeigen die Werkstoffe eine Abnahme der Fließspannung mit zunehmender Temperatur. Bei beiden Werkstoffen nimmt die Verformungsverfestigung ab Temperaturen von circa 500 °C deutlich ab, was auf einsetzende dynamische Erholungseffekte hindeutet. Werden die Ergebnisse in Form von Entfestigungskurven als Funktion der Temperatur dargestellt, ist im Temperaturbereich zwischen 300 °C und 400 °C eine verlangsamte Abnahme der Fließspannung gegenüber dem Temperaturintervall von 20 °C bis 300 °C zu erkennen. Im Falle des Werkstoffs 16MnCr5 ist bei 400 °C zudem eine Zunahme der Fließspannung über das Raumtemperaturniveau zu erkennen. Diese Bereiche werden auf die Wirkung von interstitiell gelöstem Stickstoff zurückgeführt [130]. Im

Wesentlichen aufgrund dieses Effekts ergeben sich Verläufe, die sich deutlich von einer linear verlaufenden Entfestigung unterscheiden.

Um die dehnratenabhängige Verfestigung des Werkstoffs zu untersuchen, wurden Split-Hopkinson Versuche durchgeführt. Aufgrund des dynamischen Charakters der Versuche sind umfangreiche Modifikationen und Vorversuche notwendig, um die Verfestigung mit ausreichend hoher Genauigkeit zu bestimmen. Besonderer Fokus wurde auf die Reduzierung von Trägheits- und Reibungseffekten gelegt, da diese Effekte die Ergebnisse beeinflussen können [87]. Zudem wurde eine Methodik entwickelt, mit der der Einfluss der Umformwärme auf die Verfestigungskurve korrigiert werden kann. Mit der Methodik wurden für beide Werkstoffe Fließkurven bei wahren Dehnraten von circa 800 s^{-1} bis 3400 s^{-1} ermittelt. Erwartungsgemäß zeigen beide Werkstoffe eine Zunahme der Fließspannung bei höheren Dehnraten. Die Fließkurven weisen tendenziell ähnliche Verfestigungsverläufe wie die quasistatischen Kurven auf, liegen aber initial auf höheren Niveaus. Vergleichbare Ergebnisse für den Werkstoff C45E+N sind auch in [69] zu finden. Die wesentlichen Änderungen der Fließspannung erfolgen bereits bei geringen Zunahmen der Dehnrate. Für den Werkstoff C45E+N liegt bereits bei einer Dehnrate von 800 s^{-1} eine Verfestigung von circa 20 % vor. Eine Steigerung der wahren Dehnrate bis auf 3400 s^{-1} führt nur noch zu einer weiteren Steigerung um zusätzliche 16 %. Ein tendenziell ähnliches Verhalten wird auch für den Werkstoff 16MnCr5 beobachtet. Die ursprüngliche Formulierung der dehnratenabhängigen Verfestigung im J-C Ansatz gibt dieses grundsätzliche Verhalten aufgrund der Logarithmusfunktion gut wieder.

Für die beiden untersuchten Werkstoffe zeigt sich, dass das Dehnratenmodell in der Formulierung von Johnson-Cook zur Beschreibung der Verfestigung in den untersuchten Bereichen geeignet ist. Das Temperaturmodell weist demgegenüber strukturelle Abweichungen zu den gemessenen Verläufen auf. In der Literatur sind unterschiedliche Angaben zu finden, ob die unter quasistatischen Bedingungen gemessenen Effekte auch während der Spannbildung auftreten, die bei deutlich höheren Heiz- und Dehnraten abläuft [102, 131]. Eine direkte Beantwortung dieser Frage ist schwierig, da dazu die thermischen Lastkollektive während der Spannbildung in der primären Scherzone als Absolutwerte bestimmt werden müssen. In dieser Arbeit wurde daher eine indirekte Untersuchung durchgeführt, bei der die Wirkung einer angepassten Modellierung der thermischen Entfestigung auf die Abbildungsgüte von Simulationen untersucht wurde.

Die Bewertung der unterschiedlichen Formulierungen erfolgte durch den Einsatz in Simulationen. Zusammen mit experimentellen Ergebnissen wurden die Abbildungsgüten und mittleren Abweichungen ermittelt. Ein Vergleich des in Abschnitt 4.4 vorgeschlagenen Modells mit dem klassischen J-C Modell bestätigt, dass die Temperaturformulierung einen entscheidenden Einfluss auf die Simulation der Spannbildung besitzt. Beide Materialgesetze wurden anhand der Messdaten aus den direkten Versuchen parametrisiert und unterscheiden sich daher nur durch das

Temperaturglied. Die ursprüngliche Version von Johnson und Cook basiert auf einer Potenzfunktion und einem Anpassungskennwert. Das modifizierte Modell beschreibt das Temperaturglied auf Basis der natürlichen Exponentialfunktion mit zwei Anpassungswerten. Die Vorhersage der Spandicke gelingt durch das modifizierte Modell mit deutlich geringeren Abweichungen gegenüber der ursprünglichen Formulierung. Das deutet darauf hin, dass die relevanten Temperaturbereiche der untersuchten Schnittbedingungen in einem Bereich oberhalb von 560 °C liegen. In diesem Bereich führt das modifizierte Modell zu geringeren Fließspannungsapproximationen. Es ist daher wahrscheinlich, dass die genauere Spandickenberechnung durch das modifizierte Temperaturglied entstehen. Die Vorhersage der Prozesskräfte verschlechtert sich gegenüber der klassischen Formulierung geringfügig. Ein wahrscheinlicher Grund hierfür ist, dass die Basisdaten in Zylinderstauchversuchen bei relativ geringen Heizraten ermittelt worden sind. Die Heizraten führen bei den Versuchen zu einer Beeinflussung des Gefüges. Insbesondere die Ergebnisse bei höheren Temperaturen werden dadurch beeinflusst. Das modifizierte Modell reagiert auf diese Werte aufgrund der größeren Anpassungsfähigkeit stärker. Ob Versprödungseffekte im Zerspanprozess auftreten und deren Berücksichtigung erforderlich ist, kann auf Basis der vorliegenden Ergebnisse nicht bewertet werden, da keine genauen Aussagen zu den thermischen Lastkollektiven bei den einzelnen Schnittbedingungen vorliegen. Die Modifizierung des Temperaturglieds führt jedoch zu höheren Abbildungsgüten bei der Berechnung der Spandicken. Geringfügig größere Abweichungen gegenüber der klassischen Formulierung entstehen bei den Prozesskräften und den Kontaktlängen.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Simulationen von Zerspanprozessen besitzen das Potenzial, versuchsintensive Entwicklungen von Zerspanwerkzeugen und -prozessen zu verkürzen. Diese Möglichkeiten werden derzeit noch nicht voll ausgeschöpft, da die Ergebnisse von Zerspansimulationen häufig noch keine ausreichend hohe Abbildungsgüte des realen Zerspanprozesses besitzen. Ein wesentlicher Einflussfaktor auf die Abbildungsgüte ist die Beschreibung der Fließkurve des Werkstoffs unter den thermischen und mechanischen Lastbedingungen während der Spanbildung. Hierzu werden Materialgesetze und werkstoffspezifische Kennwertsätze verwendet, die die Fließspannung unter variierenden Lastkollektiven approximieren. Der Auswahl des Materialgesetzes und der Ermittlung der Materialkennwerte kommt daher eine große Bedeutung zu. Die Herausforderung liegt darin, die thermomechanischen Zustände der Spanbildung während der Kennwertermittlung anzunähern. Hierzu sind inverse Methoden geeignet, die auf Ergebnissen von Zerspanversuchen basieren. Nachteil ist, dass die Messung der Lastkollektive im Material während eines Zerspanprozesses schwierig ist und die Kennwertermittlung beeinflusst.

Das übergeordnete Ziel der Arbeit besteht darin, inverse Methoden der Kennwertermittlung zu erweitern. Konkret wurde der Ansatz verfolgt, optische Deformationsmessungen auf Basis eines Bildkorrelationsverfahrens (DIC) einzusetzen, um die Scherdehnrate in der primären Scherzone zu messen. Eine direkte Messung dieser Größe trägt dazu bei, empirische Zusammenhänge bei der Ermittlung der Scherdehnrate zu ersetzen und die Qualität inverser Berechnungen zu erhöhen. Zudem können aufwendige und unsicherheitsbehaftete Analysen auf Basis von Spanwurzeln vermieden werden. Zur Integration der optischen Messtechnik wurde ein Prüfstand entwickelt und gebaut, der linear-orthogonale Zerspanversuche ermöglicht. Der Prüfstand entkoppelt Messtechnik und Zerspanprozess und bietet so die Möglichkeit, sensible optische Systeme einzusetzen. Der Aufbau orientiert sich an dem Modell des Orthogonalschnitts, das auch in dem inversen Berechnungsalgorithmus als Basis dient. Durch eine Annäherung der experimentellen Vorgehensweise an das analytische Modell, werden Abweichungen verringert. Die optische Bestimmung der Scherdehnrate führte in allen Bereichen der untersuchten Schnittbedingungen zu erwartbaren Verläufen und Größenordnungen. Die Daten wurden zusammen mit den Schnittkräften in die Berechnungsroutine integriert und Materialkennwerte ermittelt.

Um eine umfängliche Bewertung der Kennwertsätze zu ermöglichen, wurden Zylinderstauchversuche unter Variation der Probertemperatur sowie Split-Hopkinson Versuche durchgeführt. Die Messergebnisse wurden dazu genutzt, die dehnratenabhängige Verfestigung und die thermische Erweichung zu bestimmen und Materialkennwerte durch Ausgleichsrechnungen abzuleiten. Die inversen und direkt ermittelten Kennwertsätze wurden verglichen. Zudem erfolgte ein weiterer Vergleich mit in der Literatur veröffentlichten Datensätzen. Der Einfluss

der Temperatur wurde in Zylinderstauchversuchen untersucht. Die Ergebnisse zeigen für die Untersuchungswerkstoffe signifikante Abweichungen von einer linear verlaufenden Entfestigung im Bereich zwischen 200 °C und 400 °C. Die Ergebnisse wurden genutzt, um das empirische Materialgesetz nach Johnson und Cook zu parametrieren. Bei den dazu notwendigen Ausgleichsrechnungen wird deutlich, dass insbesondere der Temperaturterm strukturell nicht in der Lage ist, den gemessenen Entfestigungsverlauf abzubilden. Der Einfluss der Dehnrates auf die Verfestigung wurde in Split-Hopkinson Experimenten untersucht. Darin sind maximale Dehnrates von circa 3400 s^{-1} erreicht worden. Die DIC-Messungen im Zerspanprozess bestätigen, dass die Scherdehnrates und die äquivalenten Werte über diesem Niveau liegen. Die Beschreibungen zur Approximation der Verformungsverfestigung sowie der Dehnratesverfestigung weisen bei den Untersuchungsbedingungen keine strukturellen Schwächen auf. Auf Basis dieser Erkenntnisse wurde in einem methodischen Ansatz ein modifiziertes Materialgesetz vorgeschlagen, dass die Besonderheiten der thermischen Entfestigung berücksichtigt. Der Vergleich der beiden Ansätze bestätigt, dass der Entfestigungsverlauf einen signifikanten Einfluss auf die Simulationen besitzt. Bei der Simulation der Spandicke kann die Abbildungsgüte durch die Modifizierung des Temperaturterms deutlich verbessert werden. Bei den Schnitt- und Vorschubkräften sinkt die Abbildungsgüte. In dieser Analyse wurde ausschließlich das Materialverhalten betrachtet. Es bestehen aber zusätzliche Wechselwirkungen mit den Reibungseffekten. Es ist daher wahrscheinlich, dass eine ergänzende Betrachtung der Reibung notwendig ist, um bei allen Bewertungsaspekten gleichermaßen Verbesserungen erzielen zu können.

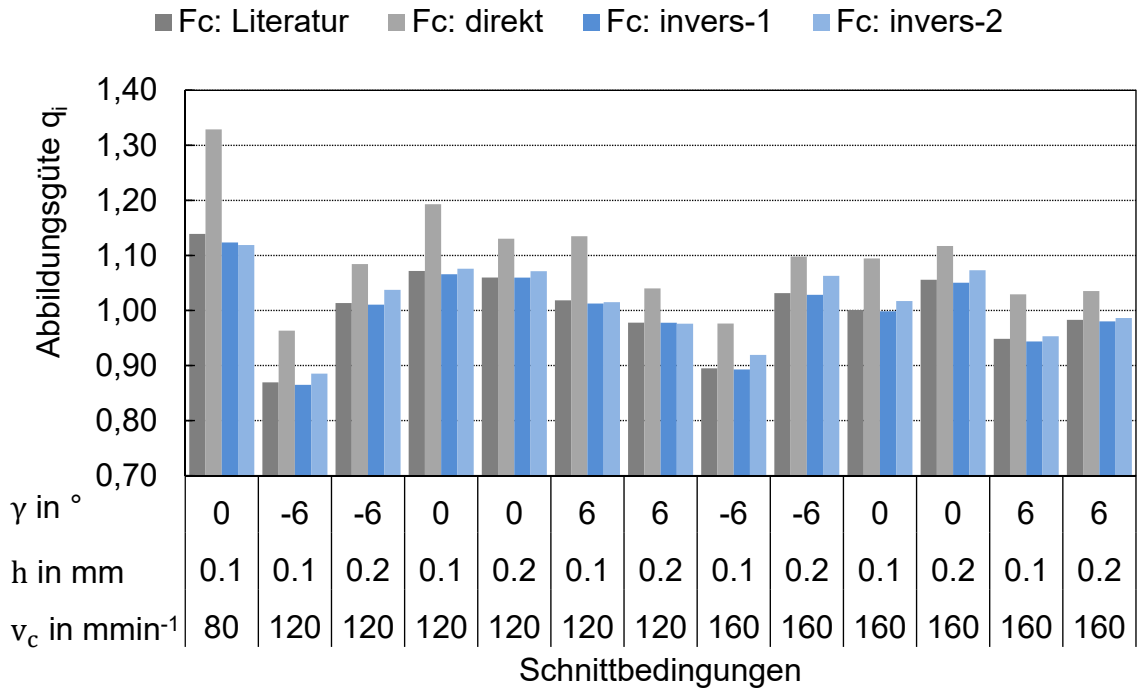
Die Bewertung der Kennwertsätze und Materialgesetze erfolgte in zwei-dimensionalen Zerspansimulationen. Die Ergebnisse wurden mit Versuchsergebnissen realer Zerspanversuche verglichen. Der Vergleich der Kennwertermittlungsmethoden zeigt, dass die inverse Methodik insgesamt zu sehr geringen Abweichungen führt. Insbesondere die Schnittkräfte bestätigen die Ergebnisse und besitzen im Vergleich mit den übrigen Kennwertsätzen die geringsten Abweichungen. Bei der Simulation der Vorschubkräfte werden in der Literatur für einen vergleichbaren Werkstoff hohe mittlere Abweichungen von 40 % festgestellt. Die in dieser Arbeit invers ermittelten Kennwerte führten im Abgleich mit Einstechdrehversuchen zu mittleren Abweichungen von 9 %. Bei dem Vergleich der Materialgesetze weist das modifizierte Modell bei der Simulation der Spandicke deutlich geringere Abweichungen als das Materialgesetz von Johnson und Cook. Die Schnittkräfte besitzen im Vergleich geringfügig höhere Abweichungen.

Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte inverse Methodik führt zu Materialkennwerten, die in Zerspansimulationen im Vergleich zu direkt ermittelten Kennwerten und in der Literatur veröffentlichten Kennwerten zu geringen mittleren Abweichungen führen. Bei einigen der betrachteten Aspekte führten die Kennwerte zu den genauesten Vorhersagen. Bei den übrigen Bewertungsgrößen sind die Ergebnisse vergleichbar zu den übrigen Kennwertsätzen. Gegenüber versuchs-

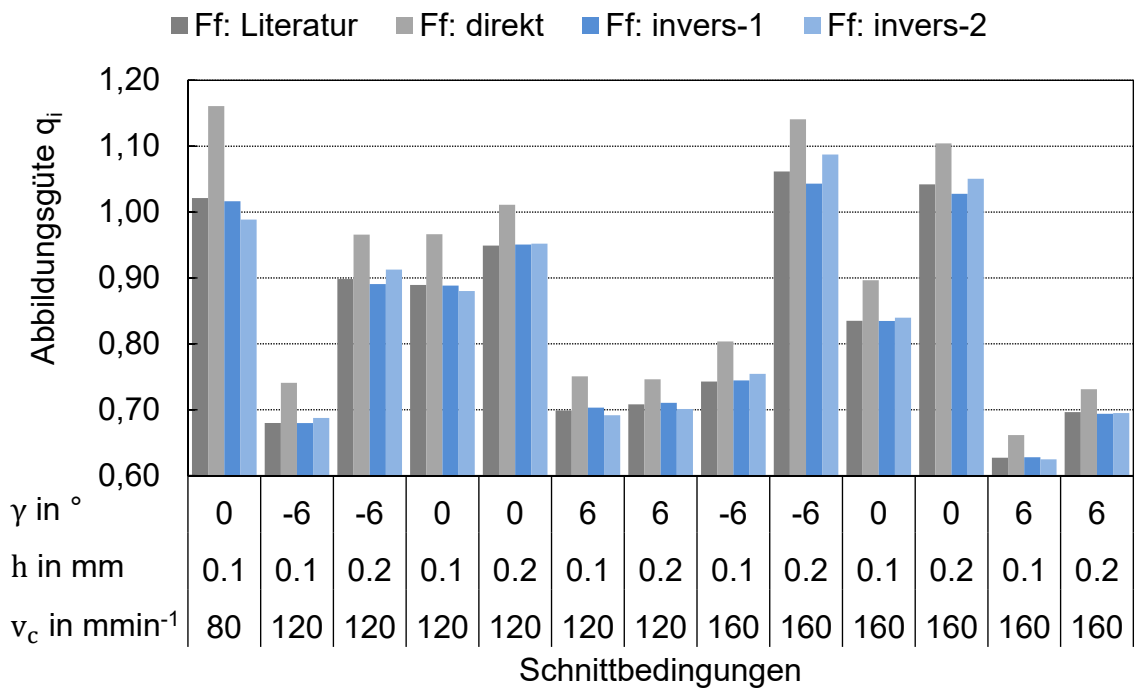
intensiven Materialprüfversuchen besitzen sie den Vorteil, dass sie effizient durchführbar sind. Insbesondere können die komplexen Versuche bei hohen Temperaturen und Dehnraten vermieden werden. Die erreichbaren Lastkollektive der Materialprüfversuche sind begrenzt. Es ist daher wahrscheinlich, dass inverse Verfahren ihr Potenzial bei höheren Schnittbedingungen deutlicher zeigen. Dies macht die Methodik für einen industriellen Einsatz interessant. Ein nachteiliger Aspekt ist, dass die entwickelte Methode auf kontinuierliche Spanbildungsprozesse begrenzt ist. Schädigungsmechanismen und eine diskontinuierliche Spanbildung können derzeit nicht integriert werden. Das verwendete analytische Modell der Spanbildung und der darauf aufbauende Algorithmus lassen dies nicht zu. Schädigungsmechanismen spielen aber bei der Betrachtung von Spanbildungsprozessen eine wichtige Rolle. Hierzu sind daher weiterführende Arbeiten notwendig, die eine diversifizierte, werkstoffindividuelle Untersuchung einzelner Aspekte erfordern. Insbesondere bei einer Steigerung der Schnittbedingungen, über die in dieser Arbeit untersuchten Bereiche hinaus, rücken thermisch bedingte Versagensmechanismen weiter in den Vordergrund und sollten in Zukunft berücksichtigt werden können.

A Anhang

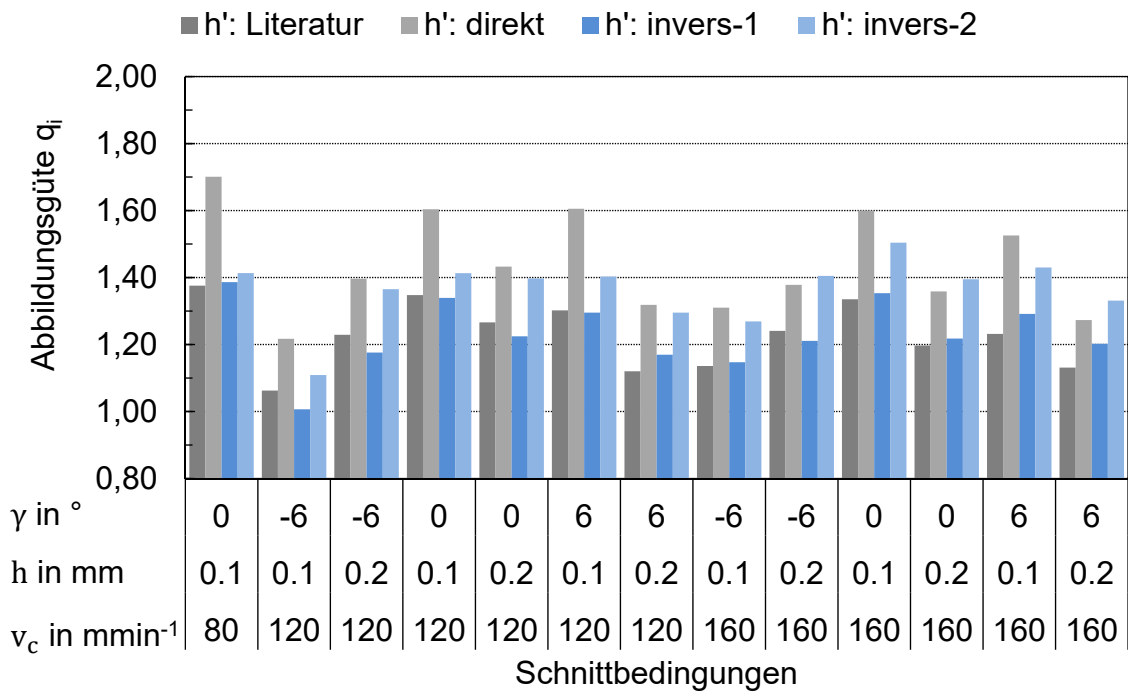
A. 1: Abbildungsgüte q_i der Schnittkräfte für unterschiedlich ermittelte Kennwertsätzen



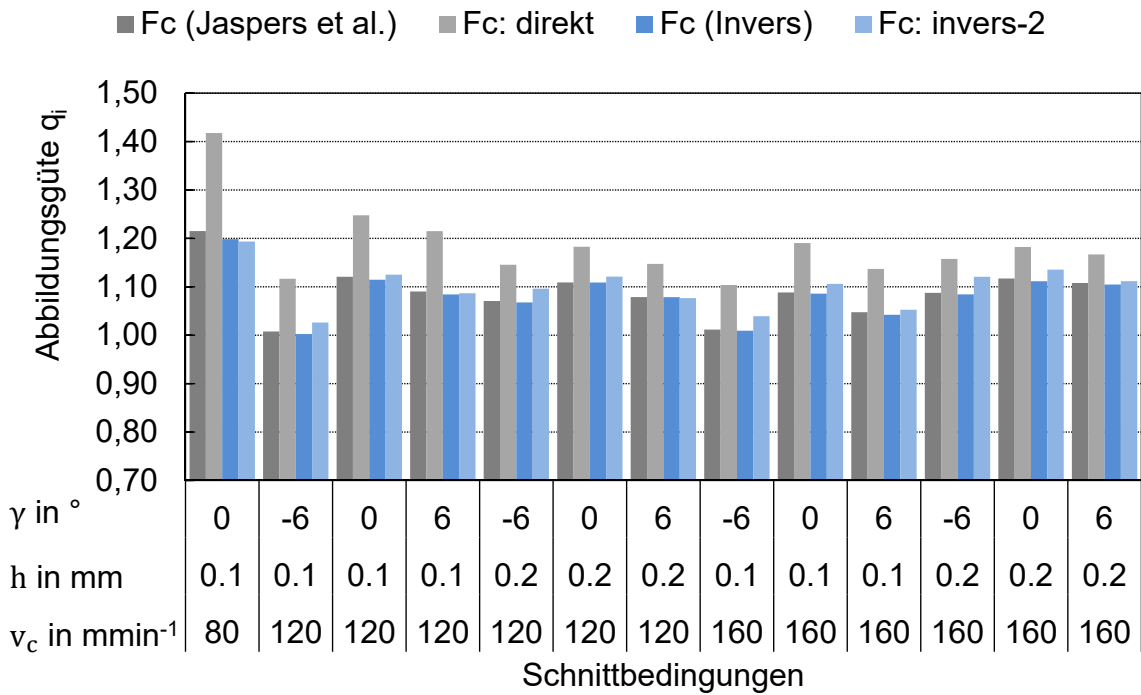
A. 2: Abbildungsgüte q_i der Vorschubkräfte für unterschiedlich ermittelte Kennwertsätze



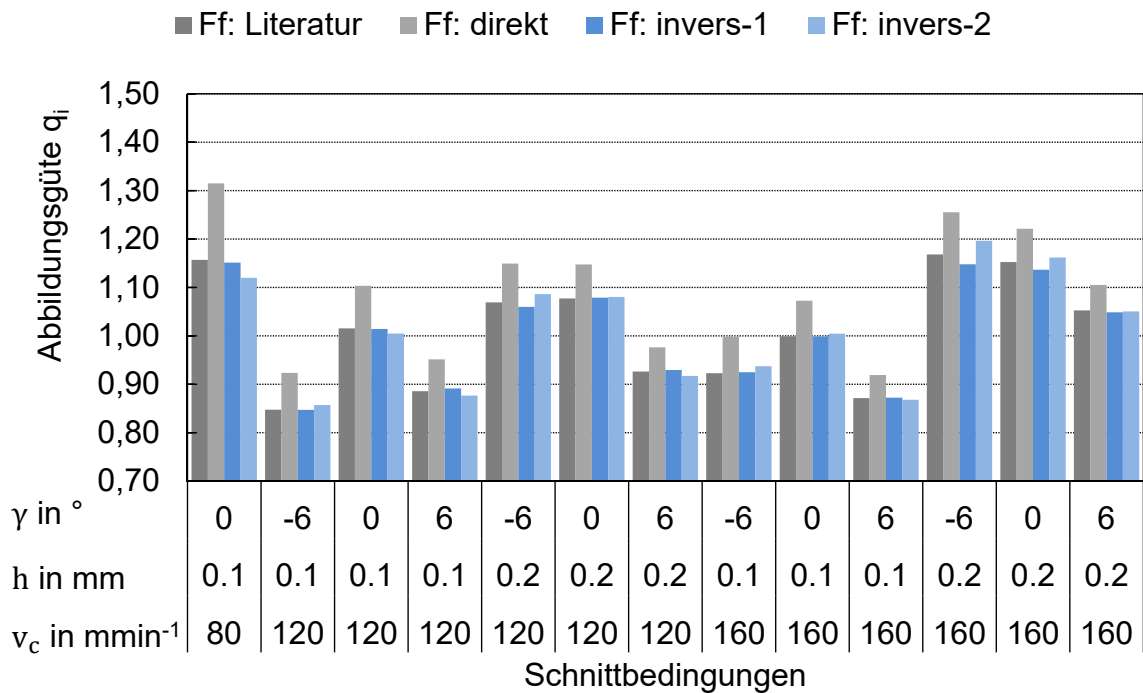
A. 3: Abbildungsgüte q_i der Spandicke für unterschiedlich ermittelte Kennwertsätze



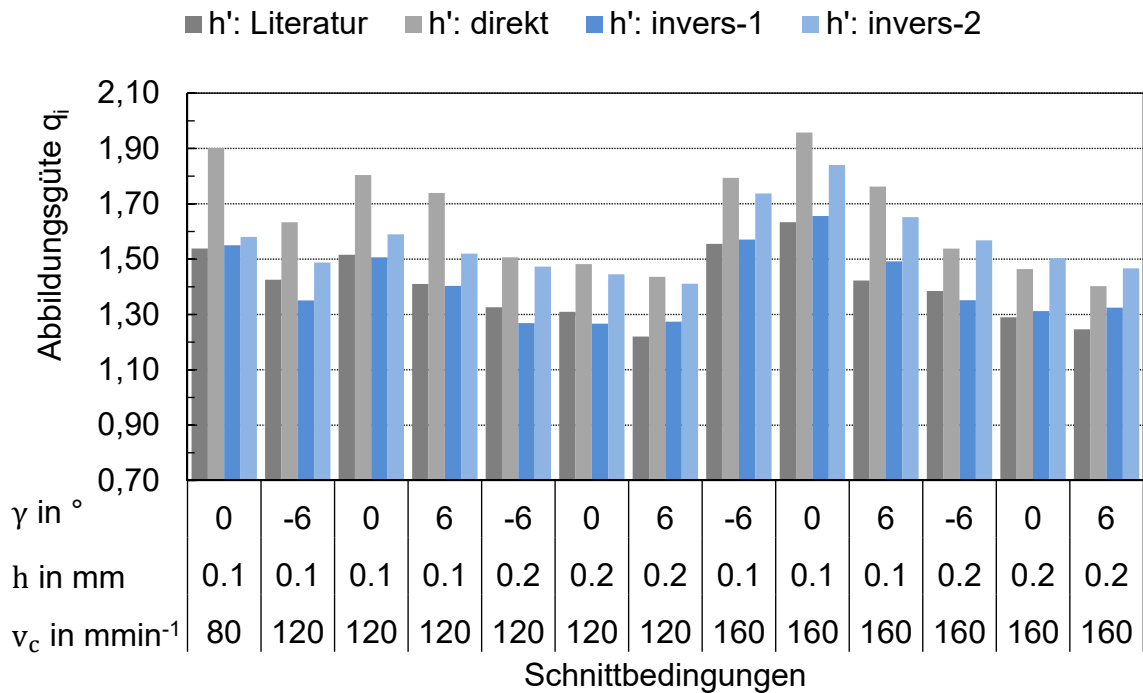
A. 4: Abbildungsgüte q_i der Schnittkräfte ermittelt mit experimentellen Ergebnissen aus Einstechdrehversuchen



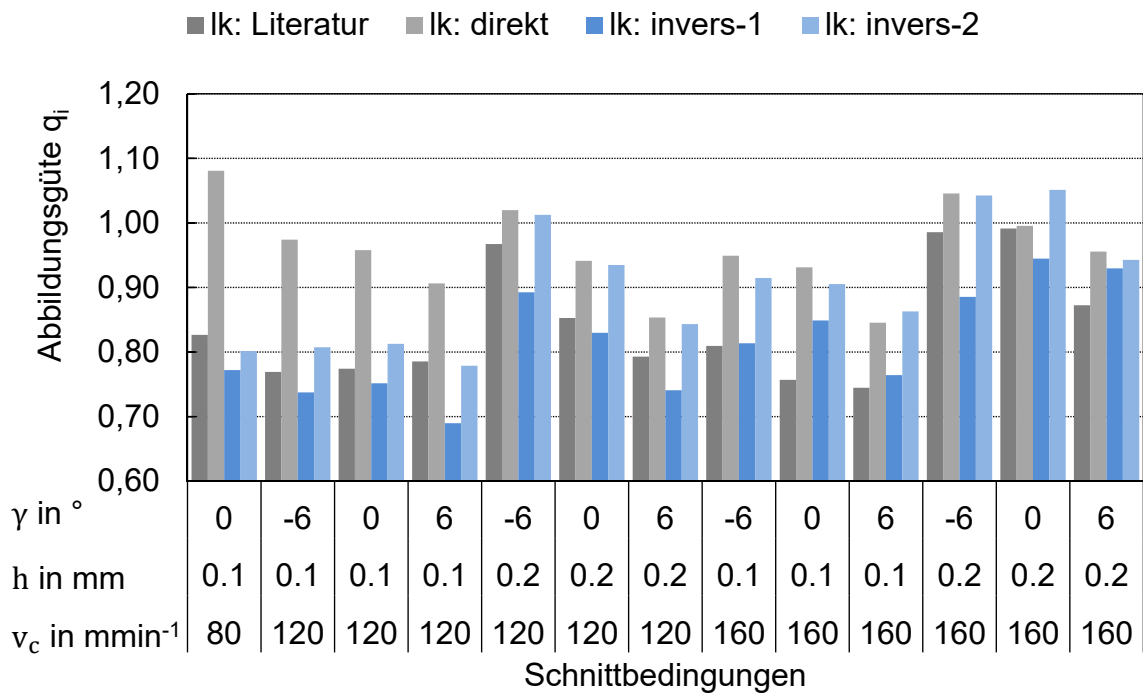
A. 5: Abbildungsgüte q_i der Vorschubkräfte ermittelt mit experimentellen Ergebnissen aus Einstechdrehversuchen



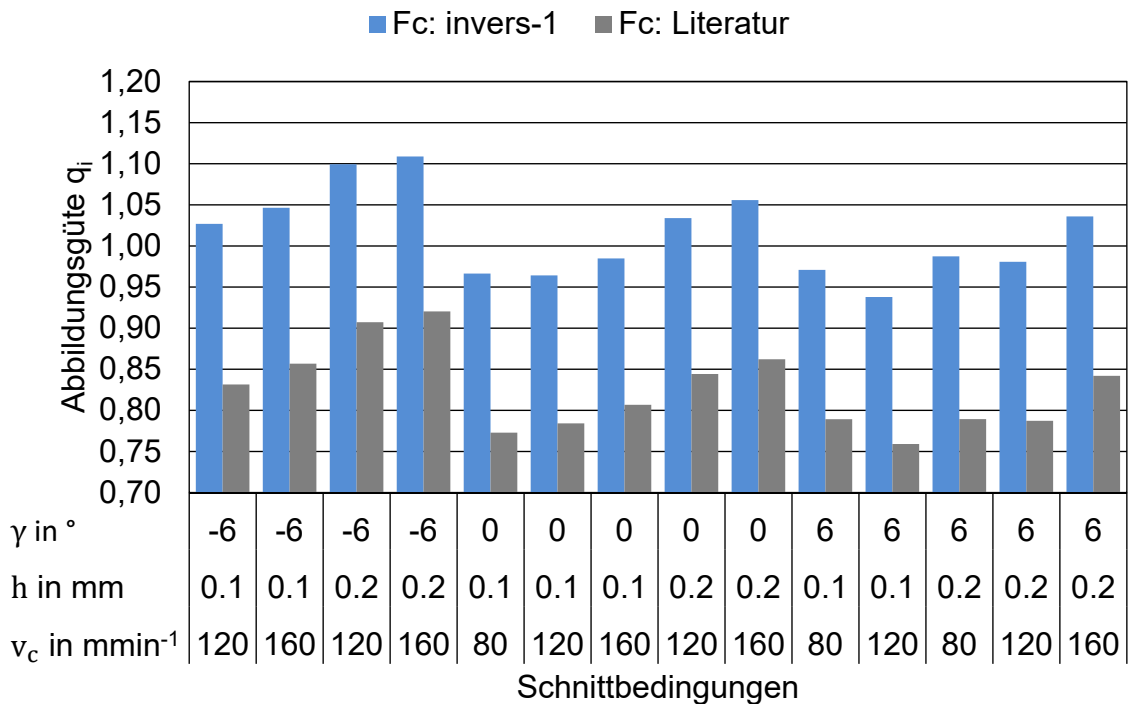
A. 6: Abbildungsgüte q_i der Spandicken ermittelt mit experimentellen Ergebnissen aus Einstechdrehversuchen



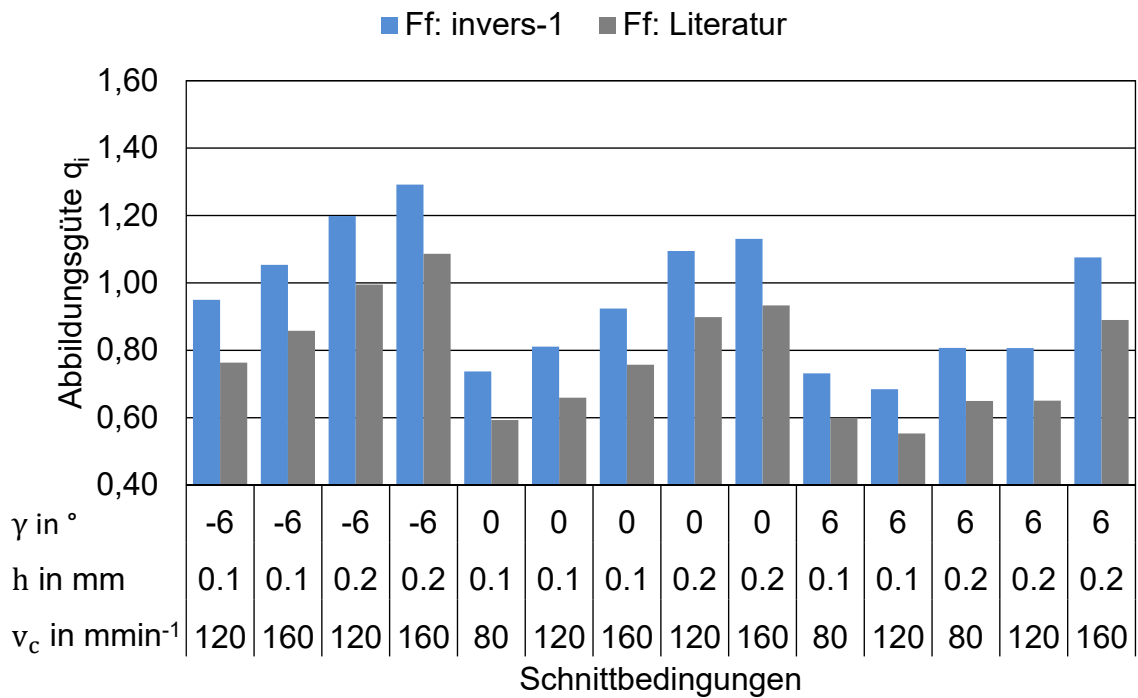
A. 7: Abbildungsgüte q_i der Kontaktlängen ermittelt mit experimentellen Ergebnissen aus Einstechdrehversuchen



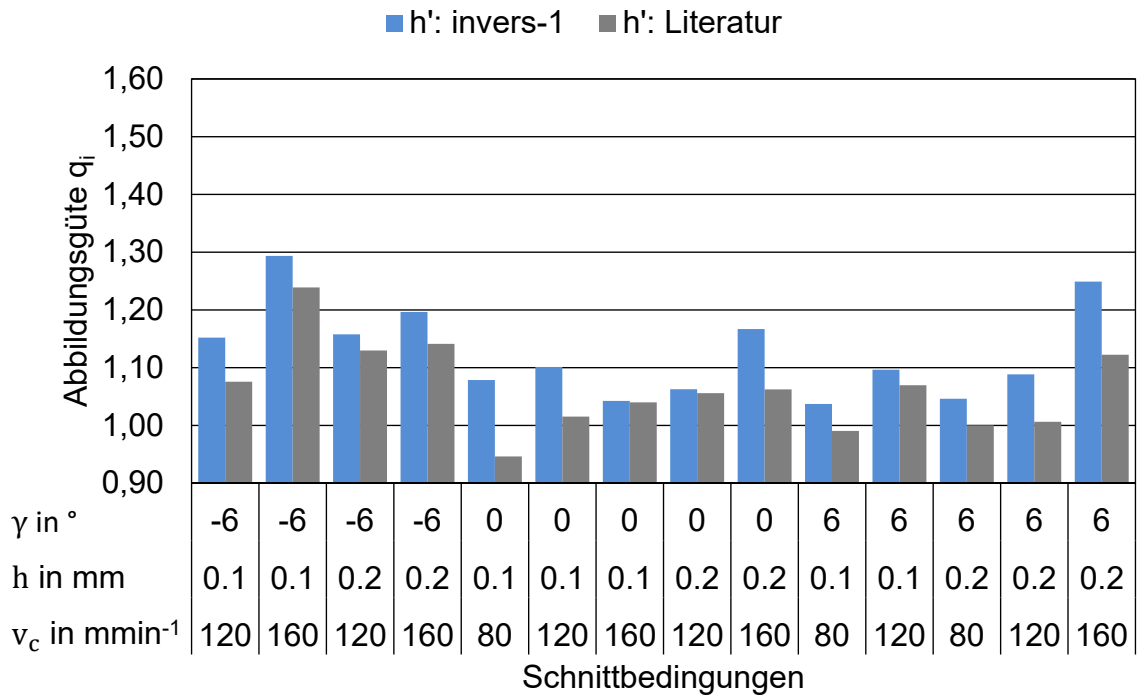
A. 8: Abbildungsgüte q_i der Schnittkräfte für unterschiedliche Kennwertsätze des Werkstoffs 16MnCr5



A. 9: Abbildungsgüte q_i der Vorschubkräfte für unterschiedliche Kennwertsätze des Werkstoffs 16MnCr5



A. 10: Abbildungsgüte q_i der Spandicken für unterschiedliche Kennwertsätze des Werkstoffs 16MnCr5



Literatur

- [1] Klocke, F.; König, W.: *Fertigungsverfahren* 1. 8. Aufl., 2008, Berlin Heidelberg New York, Springer-Verlag
- [2] Denkena, B.; Tönshoff, H. K.: *Spanen*. 3., bearb. u. erw. Aufl., 2011, Heidelberg Dordrecht London New York, Springer-Verlag
- [3] Pauksch, E.; Holsten, S.; Linß, M.; Tikal, F.: *Zerspantechnik*. 12. Aufl., 2008, Wiesbaden, Vieweg+Teubner
- [4] Markopoulos, A. P.: *Finite Element Method in Machining Processes*. SpringerBriefs in Applied Sciences and Technology Manufacturing and Surface Engineering, Hg. Davim, J.P., 2012, London Heidelberg New York Dordrecht, Springer
- [5] Grzesik, W.: *Advanced Machining Processes of Metallic Materials Theory, Modeling and Applications*. 1. Aufl., 2008, Amsterdam, Elsevier
- [6] Warnecke, G.: *Spanbildung bei metallischen Werkstoffen*. Fertigungstechnische Berichte, Hg. Tönshoff, H.K., 1974, München, Technischer Verlag Resch KG
- [7] Vieregge, G.: *Zerspanung der Eisenwerkstoffe*. 2. Aufl., 1970, Düsseldorf, Verlag Stahleisen
- [8] Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 3. Aufl., 2007, Berlin Heidelberg New York, Springer-Verlag
- [9] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 4. Aufl., 2012, Wiesbaden, Springer Vieweg
- [10] Miller, W. H.: *A Treatise on Crystallography*. 1839, London, John W. Parker
- [11] Bargel, H.-J.; Hilbrans, H.; Hübner, K.-H.; Krüger, O.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. 9., bearb. Aufl., Hg. Bargel, H.-J.; Schulze, G., 2005, Berlin Heidelberg, Springer-Verlag
- [12] Hall, E. O.: *The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results*. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 64/9 (1951)
- [13] Burgahn, F.: *Einsinniges Verformungsverhalten und Mikrostruktur ausgewählter Stähle in Abhängigkeit von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit*. Dissertation, Karlsruhe Univ. 1991
- [14] Ehinger, D.; Krüger, L.: *Dynamische Werkstoffprüfung*. In: *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*, Hg. Biermann, H.; Krüger, L., 2014, Weinheim: Wiley-VCH
- [15] El-Magd, E.; Treppmann, C.; Korthäuer, M.: *Einfluss von Dehngeschwindigkeit und Temperatur auf die Fließkurven von CK45N und*

- TiAl6V4. Kennwertermittlung für die Praxis, Hg. Frenz, H., Wehrstedt, A., 2002, Weinheim, Germany, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 235-241
- [16] Maier, H. J.; Niendorf, T.; Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. 5., überarb. u. erw. Aufl., 2015, Wiesbaden, Springer Vieweg
- [17] Burgahn, F.; Schulze, V.; Vöhringer, O.; Macherauch, E.: Modellierung des Einflusses von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit auf die Fließspannung von Ck 45 bei Temperaturen $T \lesssim 0,3 T_s$. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 27/11 (1996), 521-530
- [18] Krabiell, A.: Zum Einfluß von Temperatur und Dehngeschwindigkeit auf die Festigkeits- und Zähigkeitskennwerte von Baustählen mit unterschiedlicher Festigkeit. Dissertation, RWTH Aachen 1982
- [19] Bleck, W.: Werkstoffprüfung in Studium und Praxis. 1999, Verlag Mainz
- [20] Heine, B.: Werkstoffprüfung. 3., aktualisierte Aufl., 2015, München, Carl Hanser Verlag
- [21] El-Magd, E.: Mechanical properties at high strain rates. *Le Journal de Physique IV Colloque*, 4/C8 (1994), C8-149-C148-170
- [22] El-Magd, E.; Abouridouane, M.: Einfluss der Umformgeschwindigkeit und Temperatur auf das Umformvermögen metallischer Werkstoffe. *Zeitschrift für Metallkunde*, 94/6 (2003), 729-736
- [23] Campbell, J. D.; Ferguson, W. G.: The Temperature and Strain-rate Dependence of the Shear Strength of Mild Steel. *Philosophical Magazine*, 21/169 (1970), 63-82
- [24] Rosenfield, A. R.; Hahn, G. T.: Numerical Descriptions of the Ambient Low-Temperature, and High-Strain rate Flow and Fracture Behavior of Plain Carbon Steel. *ASM Trans Quart*, 59/4 (1966), 962-980
- [25] Halle, T.: Zusammenhänge zwischen Spanvorgängen und dem mechanischen Werkstoffverhalten bei hohen Dehngeschwindigkeiten. Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Technische Universität Chemnitz 2005
- [26] Meyer, L. W.: Abschlussbericht zum DFG Projekt Fließspannungsverhalten metallischer Werkstoffe bis zu extremen Dehngeschwindigkeiten. 2012
- [27] Cocquilhat, M.: Experiences sur la Resistance Utile Produite dans le Forage. *Annales Travaux Publics en Belgique*, 10 (1851), 199-215
- [28] Merchant, M. E.: Mechanics of the Metal Cutting Process. I. Orthogonal Cutting and a Type 2 Chip. *Journal of Applied Physics*, 16/5 (1945), 267-275
- [29] Ernst, H.; Merchant, M. E.: Chip Formation, Friction, and High Quality Machined Surfaces. *Surface Treatment of Metals ASM/29* (1941), 299-378

- [30] Merchant, M. E.: Mechanics of the Metal Cutting Process. II. Plasticity Conditions in Orthogonal Cutting. *Journal of Applied Physics*, 16/6 (1945), 318-324
- [31] Finnie, I.: Review of the Metal Cutting Analyses of the Past Hundred Years. *Mechanical Engineering*, 78/8 (1956), 715-721
- [32] van Luttervelt, C. A.; Childs, T. H. C.; Jawahir, I. S.; Klocke, F.; Venuvinod, P. K.; Altintas, Y.; Armarego, E.; Dornfeld, D.; Grabec, I.; Leopold, J.: Present Situation and Future Trends in Modelling of Machining Operations Progress Report of the CIRP Working Group 'Modelling of Machining Operations'. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 47/2 (1998), 587-626
- [33] Piispanen, V.: Lastunmuodostumisen Teoriaa. *Teknillinen Aikakauslehti*, 27/9 (1937), 315-322
- [34] Oxley, P. L. B.: The Mechanics of Machining: An Analytical Approach to Assessing Machinability. Ellis Horwood Series in Mechanical Engineering, Hg. Alexander, J.M., 1989, Chichester, Ellis Horwood Limited
- [35] Lee, E. H.; Shaffer, B. W.: The Theory of Plasticity Applied to a Problem of Machining. *Journal of Applied Mechanics*, 18/4 (1951), 405-413
- [36] Kudo, H.: Some new slip-line solutions for two-dimensional steady-state machining. *International Journal of Mechanical Sciences*, 7/1 (1965), 43-55
- [37] Dewhurst, P.: On the non-uniqueness of the machining process. *Proceedings of the Royal Society of London: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 360/1703 (1978), 587-610
- [38] Astakhov, V. P.: On the inadequacy of the single-shear plane model of chip formation. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47/11 (2005), 1649-1672
- [39] Okushima, K.; Hitomi, K.: A Analysis of the Mechanism of Orthogonal Cutting and its Application to Discontinuous Chip Formation. *ASME J. Eng. Ind.*, 83/11 (1961), 545-556
- [40] Zorev, N. N.: Metal Cutting Mechanics. *Pergamon Press* (1966)
- [41] Fang, N.: Slip-line modeling of machining with a rounded-edge tool—Part I: new model and theory. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 51/4 (2003), 715-742
- [42] Palmer, W. B.; Oxley, P. L. B.: Mechanics of Orthogonal Machining. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 173/1 (1959), 623-654
- [43] Oxley, P. L. B.; Welsh, M. J. M.: Calculating the Shear Angle in Orthogonal Metal Cutting from Fundamental Stress-Strain-Strain rate Properties of the Work Material. In: 4th International Machine Tool Design and Research Conference, 1963, Pergamon Press Ltd., 73-86

- [44] Astakhov, V. P.; Shvets, S. V.; Osman, M. O. M.: Chip structure classification based on mechanics of its formation. *Journal of Materials Processing Technology*, 71/2 (1997), 247-257
- [45] Uhlmann, E.; Gerstenberger, R.; Kuhnert, J.: Cutting simulation with the meshfree Finite Pointset Method. In: 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations, 2013, Procedia CIRP 8, 391-396
- [46] Mackerle, J.: Finite Element Analysis and Simulation of Machining: A Bibliography (1976-1996). *J. Mater. Process. Technol.*, 86 (1999), 17-44
- [47] Mackerle, J.: Finite Element Analysis and Simulation of Machining: An Addendum a Bibliography (1996-2002). *Int. J. Mach. Tools Manufact.*, 43 (2003), 103-114
- [48] Ng, E.-G.; Aspinwall, D. K.: Modelling of Hard Part Machining. *Journal of Materials Processing Technology*, 127/2 (2002), 222-229
- [49] Leopold, J.: Werkzeuge für die Hochgeschwindigkeitsbearbeitung. 1999, München Wien, Carl Hanser Verlag
- [50] Rieg, F.; Hackenschmidt, R.; Alber-Laukant, B.: Finite Elemente Analyse für Ingenieure. 5., überarbeitete Aufl., 2014, München, Carl Hanser Verlag
- [51] Harewood, F. J.; McHugh, P. E.: Comparison of the implicit and explicit finite element methods using crystal plasticity. *Computational Materials Science*, 39/2 (2007), 481-494
- [52] Klocke, F.; König, W.: Fertigungsverfahren 4. 5., neu bearb. Aufl., 2006, Berlin Heidelberg, Springer-Verlag
- [53] Jaspers, S. P. F. C.: Metal Cutting Mechanics and Material Behaviour. Dissertation, Technische Universität Eindhoven 1999
- [54] Vieregge, G.: Zerspanung der Eisenwerkstoffe. 1959, Düsseldorf, Verlag Stahleisen
- [55] Wu, H.; To, S.: Serrated chip formation and their adiabatic analysis by using the constitutive model of titanium alloy in high speed cutting. *Journal of Alloys and Compounds*, 629 (2015), 368-373
- [56] Wang, B.; Liu, Z.: Serrated chip formation mechanism based on mixed mode of ductile fracture and adiabatic shear. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 228/2 (2013), 181-190
- [57] Abdel-Malek, S.: Verformungs- und Versagensverhalten ausgewählter niedrig legierter Stähle unter Variation von Temperatur, Verformungsgeschwindigkeit und Spannungszustand. Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Technische Universität Chemnitz 2006

- [58] Hor, A.; Morel, F.; Lebrun, J.-L.; Germain, G.: Modelling, identification and application of phenomenological constitutive laws over a large strain rate and temperature range. *Mechanics of Materials*, 64 (2013), 91-110
- [59] Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. 1909, Berlin, Julius Springer
- [60] Hollomon, J. H.: Tensile deformation. *AIME TRANS*, 12/4 (1945), 1-22
- [61] Voce, E.: The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Journal of the Institute of Metals*, 74 (1948), 537-562
- [62] Swift, H.: Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1/1 (1952), 1-18
- [63] Ludwik, P.: Über den Einfluß der Deformationsgeschwindigkeit bei bleibenden Deformationen mit besonderer Berücksichtigung der Nachwirkungserscheinungen. *Physikalische Zeitschrift*, 10/12 (1909), 411-417
- [64] Cowper, G.; Symonds, P.: Strain-hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams. *Division of Applied Mathematics Brown University* (1957)
- [65] Litonski, J.: Plastic flow of a tube under adiabatic torsion. *Academie Polonaise des Sciences, Bulletin, Serie des Sciences Techniques*, 25/1 (1977), 1
- [66] Vinh, T.; Afzali, M.; Roche, A.: Fast fracture of some usual metals at combined high strain and high strain rate. In: Proc. 3rd Int. Conf. Mech. Behav. Mater. (ICM3), 1979, Cambridge, Pergamon Press, 633-642
- [67] Johnson, G. R.; Cook, W. H.: A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperatures. In: 7th. Int. Symp. Ballist., 1983, Den Haag Niederlande, Royal Netherlands Society of Engineers 541–547
- [68] Hoppe, S.: Experimental and numerical analysis of chip formation in metal cutting. Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, RWTH Aachen 2004
- [69] Jaspers, S. P. F. C.; Dautzenberg, J. H.: Material behaviour in conditions similar to metal cutting: flow stress in the primary shear zone. *Journal of Materials Processing Technology*, 122/2 (2002), 322-330
- [70] Calamaz, M.; Coupard, D.; Girot, F.: A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti–6Al–4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48/3 (2008), 275-288
- [71] Calamaz, M.; Coupard, D.; Girot, F.: Numerical simulation of titanium alloy dry machining with a strain softening constitutive law. *Machining Science and Technology*, 14/2 (2010), 244-257

- [72] Sima, M.; Özel, T.: Modified material constitutive models for serrated chip formation simulations and experimental validation in machining of titanium alloy Ti-6Al-4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 50/11 (2010), 943-960
- [73] Abouridouane, M.: Bruchverhalten von Leichtmetallen unter Impact-Beanspruchung. Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, RWTH Aachen 2005
- [74] Maekawa, K.; Shirakashi, T.; Usui, E.: Flow Stress of Low Carbon Steel at High Temperature and Strain Rate (Part 2) Flow Stress under Variable Temperature and Variable Strain Rate. *Bull. Japan Soc. of Prec. Engg.*, 17/3 (1983), 167-172
- [75] Zerilli, F. J.; Armstrong, R. W.: Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, 61/5 (1987), 1816-1825
- [76] Zerilli, F. J.; Armstrong, R. W.: Constitutive equation for hcp metals and high strength alloy steels. *High Strain Rate Effects on Polymer, Metal and Ceramic Matrix Composites and Other Advanced Materials*, 48 (1995), 121-126
- [77] Macherauch, E.; Vöhringer, O.: Das Verhalten metallischer Werkstoffe unter mechanischer Beanspruchung. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 9/11 (1978), 370-391
- [78] Kocks, U. F.; Argon, A. S.; Ashby, M. F.: Thermodynamics and kinetics of slip. 1. Edition. Progress in materials science, Vol. 19. 1975, Oxford New York, Pergamon Press
- [79] Follansbee, P. S.; Kocks, U. F.: A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable. *Acta Metallurgica*, 36/1 (1988), 81-93
- [80] Özel, T.; Zeren, E.: Determination of work material flow stress and friction for FEA of machining using orthogonal cutting tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154 (2004), 1019-1025
- [81] Agmell, M.; Ahadi, A.; Ståhl, J.-E.: Identification of plasticity constants from orthogonal cutting and inverse analysis. *Mechanics of Materials*, 77 (2014), 43-51
- [82] Klocke, F.; Lung, D.; Buchkremer, S.: Inverse identification of the constitutive equation of Inconel 718 and AISI 1045 from FE machining simulations. In: 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations 2013, Procedia CIRP 8, 212-217
- [83] Arrazola, P. J.; Özel, T.; Umbrello, D.; Davies, M.; Jawahir, I. S.: Recent advances in modelling of metal machining processes. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 62/2 (2013), 695-718

- [84] Özel, T.; Karpuz, Y.: Identification of Constitutive Material Model Parameters for High-Strain Rate Metal Cutting Conditions Using Evolutionary Computational Algorithms. *Materials and Manufacturing Processes*, 22/5 (2007), 659-667
- [85] Chandrasekaran, H.; M'saoubi, R.; Chazal, H.: Modelling of Material Flow Stress in Chip Formation Process From Orthogonal Milling and Split Hopkinson Bar Tests. *Machine Science and Technology*, 9/1 (2005), 131-145
- [86] Nemat-Nasser, S.: High Strain Rate Tension and Compression Tests. In: ASM Handbook Mechanical Testing and Evaluation, Hg. Kuhn, H.; Medlin, D., 2000, Ohio: ASM International, 429-446
- [87] Ramesh, K. T.: High Strain Rate and Impact Experiments. In: Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics, Hg. Sharpe, W.N., 2008, New York: Springer, 929-960
- [88] Klepaczko, J. R.: Introduction to Experimental Techniques for Materials Testing at High Strain Rates. 2007, Warschau, Institute of Aviation Scientific Publication Group
- [89] Lee, W.-S.; Lin, C.-F.: High-temperature deformation behaviour of Ti6Al4V alloy evaluated by high strain-rate compression tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 75 (1998), 127-136
- [90] Chen, W.; Song, B.: Split Hopkinson (Kolsky) Bar. Mechanical Engineering Series, 2011, New York Dordrecht Heidelberg London, Springer
- [91] Mathew, P.; Arya, M. S.: Material Properties from Machining. In: Conference on Dynamic Loading in Manufacturing and Service, 1993, Melbourne, Institution of Engineers Australia
- [92] Shatla, M.: Prediction of Force, Stresses, Temperature and Tool Wear in Metal Cutting. Dissertation, Department of Mechanical Engineering, Ohio State University 1999
- [93] Shatla, M.; Kerk, C.; Altan, T.: Process modeling in machining. Part I: determination of flow stress data. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41/10 (2001), 1511-1534
- [94] Sartkulvanich, P.; Koppka, F.; Altan, T.: Determination of flow stress for metal cutting simulation-a progress report. *Journal of Materials Processing Technology*, 146/1 (2004), 61-71
- [95] Sartkulvanich, P.: Determination of Material Properties for Use in FEM Simulations of Machining and Roller Burnishing. Dissertation, Ohio State University 2007
- [96] Özel, T.; Zeren, E.: A Methodology to Determine Work Material Flow Stress and Tool-Chip Interfacial Friction Properties by Using Analysis of Machining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 128/1 (2006), 119-129

- [97] Adibi-Sedeh, A. H.; Madhavan, V.; Bahr, B.: Extension of Oxley's Analysis of Machining to Use Different Material Models. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 125/4 (2003), 656-666
- [98] Laakso, S. V. A.; Niemi, E.: Determination of material model parameters from orthogonal cutting experiments. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 230/5 (2015), 848-857
- [99] Laakso, S. V. A.; Niemi, E.: Using FEM simulations of cutting for evaluating the performance of different Johnson-Cook parameter sets acquired with inverse methods. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 47 (2017), 95-101
- [100] Li, Q.; Ma, C.; Lai, Z.: Strain evaluation model of adiabatic shear band produced by orthogonal cutting in high strength low alloy steel. *Materials Science and Technology*, 12/4 (1996), 351-354
- [101] Tounsi, N.; Vincenti, J.; Otho, A.; Elbestawi, M. A.: From the basic mechanics of orthogonal metal cutting toward the identification of the constitutive equation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 42/12 (2002), 1373-1383
- [102] Pujana, J.; Arrazola, P. J.; M'Saoubi, R.; Chandrasekaran, H.: Analysis of the inverse identification of constitutive equations applied in orthogonal cutting processes. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 47 (2007), 2153 - 2161
- [103] Lei, S.; Shin, Y. C.; Incropera, F. P.: Material Constitutive Modeling Under High Strain Rates And Temperatures Through Orthogonal Machining Test. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 121 (1999), 585-577
- [104] Kopac, J.; Korosec, M.; Kuzman, K.: Determination of flow stress properties of machinable materials with help of simple compression and orthogonal machining test. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41/9 (2001), 1275-1282
- [105] Daoud, M.; Jomaa, W.; Chatelain, J.-F.; Bouzid, A.; Songmene, V.: Identification of material constitutive law constants using machining tests: a response surface methodology based approach. *High Performance and Optimum Design of Structures and Materials*, 137 (2014), 25
- [106] Guo, Y. B.: An integral method to determine the mechanical behavior of materials in metal cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, 142/1 (2003), 72-81
- [107] Özel, T.; Altan, T.: Determination of workpiece flow stress and friction at the chip-tool contact for high-speed cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 40/1 (2000), 133-152

- [108] Shrot, A.; Bäker, M.: Determination of Johnson–Cook parameters from machining simulations. *Computational Materials Science*, 52/1 (2012), 298-304
- [109] Cockcroft, M. G.; Latham, D. J.: Ductility and the Workability of Metals. *Journal of the Institute of Metals*, 96/1 (1968), 33-39
- [110] Agmell, M.; Ahadi, A.; Ståhl, J.-E.: The Link Between Plasticity Parameters and Process Parameters in Orthogonal Cutting. In: 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations, 2013, Procedia CIRP 8, 224-229
- [111] Buda, J.; Vasilko, K.; Stranova, J.: Neue Methode der Spanwurzelgewinnung zur Untersuchung des Schneidvorganges. *Industrie Anzeiger*, 90/5 (1968), 78-81
- [112] Bejjani, R.; Collin, M.; Thersleff, T.; Odelros, S.: Multi-scale study of initial tool wear on textured alumina coating, and the effect of inclusions in low-alloyed steel. *Tribology International*, 100 (2016), 204-212
- [113] Carvalho, M. V. d.; Montenegro, D. M.; Gomes, J. d. O.: An analysis of the machinability of ASTM grades 2 and 3 austempered ductile iron. *Journal of Materials Processing Technology*, 213/4 (2013), 560-573
- [114] Hao, Z.; Ji, F.; Fan, Y.; Lin, J.; Liu, X.; Gao, S.: Flow characteristics and constitutive equations of flow stress in high speed cutting Alloy 718. *Journal of Alloys and Compounds*, 728 (2017), 854-862
- [115] Chern, G.-L.: Development of a new and simple quick-stop device for the study on chip formation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45/7-8 (2005), 789-794
- [116] Dolinsek, S.: Work-hardening-in-the-drilling-of-austenitic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 133 (2003), 63-70
- [117] Lee, S.; Hwang, J.; Shankar, M. R.; Chandrasekar, S.; Dale Compton, W.: Large Strain Deformation Field in Machining. *Metallurgical and Materials Transactions*, 37A/5 (2006), 1633-1643
- [118] Baizeau, T.; Campocasso, S.; Fromentin, G.; Rossi, F.; Poulachon, G.: Effect of rake angle on strain field during orthogonal cutting of hardened steel with c-BN tools. In: 15th CIRP Conference on Modelling of Machining Operations 2015, Procedia CIRP 31, 166-171
- [119] Outeiro, J.; Campocasso, S.; Denguir, L.; Fromentin, G.; Vignal, V.; Poulachon, G.: Experimental and numerical assessment of subsurface plastic deformation induced by OFHC copper machining. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 64/1 (2015), 53-56
- [120] Guo, Y.; Compton, W. D.; Chandrasekar, S.: In situ analysis of flow dynamics and deformation fields in cutting and sliding of metals. *Proc. R. Soc. A*, 471: 20150194 (2015)

- [121] Yeung, H.; Viswanathan, K.; Compton, W. D.; Chandrasekar, S.: Sinuous flow in metals. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 112/32 (2015), 9828-9832
- [122] Umbrello, D.; M'Saoubi, R.; Outeiro, J. C.: The influence of Johnson-Cook material constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47/3-4 (2007), 462-470
- [123] N. N.: DIN EN 10083-1:2006-10, Vergütungsstähle - Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen; Deutsche Fassung
- [124] N. N.: DIN EN 10084:2008-06, Einsatzstähle - Technische Lieferbedingungen; Deutsche Fassung.
- [125] Doege, E.; Meyer-Nolkemper, H.; Saeed, I.: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe: mit Fließkurven für 73 Werkstoffe und einer grundlegenden Einführung. 1986, München, Hanser
- [126] Xiong, W.; Lohmar, J.; Bambach, M.; Hirt, G.: A new method to determine isothermal flow curves for integrated process and microstructural simulation in metal forming. *International Journal of Material Forming*, 8/1 (2015), 59-66
- [127] Dieter, G. E.: Hot Compression Testing. In: Handbook of Workability and Process Design, Hg. Dieter, G.E.; Kuhn, H.A.; Semiatin, S.L., 2003, Ohio: ASM International
- [128] Emde, T.: Mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe über weite Bereiche der Dehnung, der Dehnrates und der Temperatur. Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, RWTH Aachen 2009
- [129] Horwatitsch, D.: Entwicklung eines Reibmodells für hohe Temperaturen und hohe Umformgrade. Dissertation, Fachbereich Maschinenbau, Universität Kassel 2013
- [130] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: Technologie der Werkstoffe. 9., überarb. u. akt. Aufl., 2013, Wiesbaden, Springer Vieweg
- [131] Shirakashi, T.; Maekawa, K.; Usui, E.: Flow stress of low carbon steel at high temperature and strain rate (1st Report). *Bulletin of the Japan Society of Precision Engineering*, 17/3 (1983), 161-166
- [132] Hopkinson, B.: The Effects of Momentary Stresses in Metals. *Proceedings of the Royal Society of London*, 74 (1905), 498-506
- [133] Hopkinson, B.: A Method of Measuring the Pressure Produced in the Detonation of High Explosives or by the Impact of Bullets. *Philos. Trans. R. Soc. (London) A*, 213 (1914), 437-456
- [134] Davies, R. M.: A Critical Study of the Hopkinson Pressure Bar. *Philos. Trans. R. Soc. (London) A*, 240 (1948), 375-457

- [135] Kolsky, H.: An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at Very High Rates of Loading. *Proc. Phys. Soc.*, 62/11 (1949), 676-700
- [136] Harding, J.; Wood, E. O.; Campbell, J. D.: Tensile Testing of Materials at Impact Rates of Strain. *Journal of Mechanical Engineering Science*, 2/2 (1960), 88-96
- [137] Lindholm, U. S.: Some Experiments with the Split Hopkinson Pressure Bar. *Journal of Mechanics Physics of Solids*, 12 (1964), 317-335
- [138] Lindholm, U. S.; Yeakley, L. M.: High Strain-Rate Testing: Tension and Compression. *Experimental Mechanics*, 8/1 (1968), 1-9
- [139] Hartley, K. A.; Duffy, J.; Hawley, R. H.: Measurement of the Temperature Profile During Shear Band Formation in Steels Deforming at High Strain Rates. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 35/3 (1987), 283-301
- [140] Lewis, J. L.; Goldsmith, W.: A Biaxial Split Hopkinson Bar for Simultaneous Torsion and Compression. *Review of Scientific Instruments*, 44 (1973), 811-813
- [141] Bertholf, L. D.; Karnes, C. H.: Two-Dimensional Analysis of the Split Hopkinson Pressure Bar System. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23/1 (1975), 1-19
- [142] Malinowski, J. Z.; Klepaczko, J. R.: A Unified Analytic and Numerical Approach to Specimen Behaviour in the Split-Hopkinson Pressure Bar. *International Journal of Mechanical Sciences*, 28/6 (1986), 381-391
- [143] Davies, E. D. H.; Hunter, S. C.: The Dynamic Compression Testing of Solids by the Method of the Split Hopkinson Pressure Bar. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 11/3 (1963), 155-179
- [144] Gorham, D. A.: Specimen inertia in high strain-rate compression. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 22/12 (1989), 1888-1893
- [145] Kopp, R.; Luce, R.; Leisten, B.; Wolske, M.; Tschirnich, M.; Rehrmann, T.; Volles, R.: Flow Stress Measuring by Use of Cylindrical Compression Test and Special Application to Metal Forming Processes. *Steel Research*, 72/10 (2001), 394-401
- [146] Laasraoui, A.; Jonas, J. J.: Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. *Metallurgical Transactions A*, 22/7 (1991), 1545-1558
- [147] Risse, K.: Einflüsse von Werkzeugdurchmesser und Schneidkantenverrundung beim Bohren mit Wendelbohrern in Stahl. Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, RWTH Aachen 2006
- [148] Zhao, D.: Temperature correction in compression tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 36/4 (1993), 467-471

- [149] Sample, V. M.; Field, D. P.: Constant temperature-compensated strain rate testing of aluminum. *Journal of Testing and Evaluation*, 22/2 (1994), 127-131
- [150] Chen, S.; Huang, C.; Wang, C.; Duan, Z.: Mechanical properties and constitutive relationships of 30CrMnSiA steel heated at high rate. *Materials Science and Engineering A*, 483-484 (2008), 105-108
- [151] Boothroyd, G.: Temperatures in orthogonal metal cutting. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 177/1 (1963), 789-810
- [152] Fleet, D. J.; Weiss, Y.: Optical Flow Estimation. *Mathematical Models in Computer Vision: The Handbook*, Hg. Paragios, N.; Chen, Y.; Faugeras, O., 2005, Springer, 239-258
- [153] Schumacher, A.: *Optimierung mechanischer Strukturen*. 2. Aufl., 2013, Berlin Heidelberg, Springer Vieweg
- [154] Klocke, F.; Gorgels, C.; Herzhoff, S.: Tool Load during Multi-Flank Chip Formation. *Advanced Materials Research*, 223 (2011), 525-534
- [155] Sartkulvanich, P.; Altan, T.; Göcmen, A.: Effects of flow stress and friction models in finite element simulation of orthogonal cutting - A sensitivity analysis. *Machine Science and Technology*, 9/1 (2005), 1-26
- [156] Childs, T. H. C.; Otieno, A. W.: Simulations and Experiments on Machining Carbon and Low Alloy Steels at Rake Face Temperatures up to 1200 °C. *Machining Science and Technology*, 16/1 (2012), 96-110