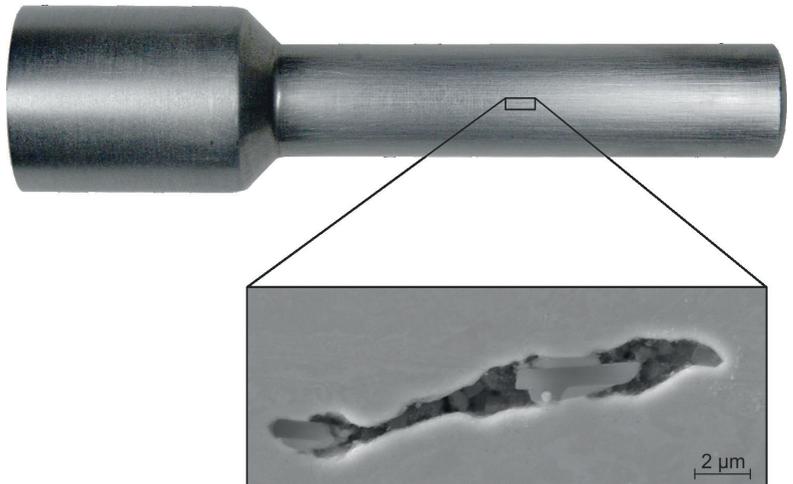


Oliver Hering

Schädigung in der Kaltmassivumformung:
Entwicklung, Auswirkungen und Kontrolle



Schädigung in der Kaltmassivumformung: Entwicklung, Auswirkungen und Kontrolle

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Dr.-Ing.

der Fakultät Maschinenbau
der Technischen Universität Dortmund
genehmigte Dissertation

Oliver Hering M. Sc.

aus

Essen

Dortmund, 2020

Vorsitzender der Prüfungskommission: Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Walther

Berichter: Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Sebastian Münstermann

Prof. Dr.-Ing. Andreas Menzel

Tag der mündlichen Prüfung: 25. Mai 2020

Dortmunder Umformtechnik

Band 109

Oliver Hering

Schädigung in der Kaltmassivumformung:

Entwicklung, Auswirkungen und Kontrolle

D 290 (Diss. Technische Universität Dortmund)

Shaker Verlag
Düren 2020

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.

Zugl.: Dortmund, Technische Univ., Diss., 2020

Copyright Shaker Verlag 2020

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-7525-0

ISSN 1619-6317

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren

Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9

Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL) der Technischen Universität Dortmund. Für die Unterstützung, die einen entscheidenden Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat, möchte ich mich an dieser Stelle bedanken.

Diesen Dank richte ich in besonderem Maße an den Institutsleiter und Betreuer meiner Dissertation Herrn Professor A. Erman Tekkaya. Die zahlreichen Diskussionen, bei denen er seine Expertise in der Umformtechnik eingebracht hat, waren unentbehrlich für mein Promotionsvorhaben und für meine persönliche Entwicklung am Institut.

Herrn Professor Sebastian Münstermann danke ich für die Übernahme des Korreferates und den fachlichen Austausch. Für die Mitwirkung als Mitberichter und für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission danke ich zudem Herrn Professor Andreas Menzel und Herrn Professor Frank Walther. Professor Noomane Ben Khalifa danke ich dafür, dass er mich insbesondere zu Beginn meiner Promotion als Teilprojektleiter des von mir bearbeiteten Forschungsvorhabens unterstützt hat.

Die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) hat die zugrundeliegenden Forschungsarbeiten im Rahmen des SFB/Transregio 188 gefördert, wofür ich mich bei der DFG bedanken möchte.

Allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des IUL, die mich während meiner Promotion begleitet haben, danke ich für ihre Unterstützung. Mein besonderer Dank gilt André Schulze, Johannes Gebhard, Robin Gitschel, Patrick Kotzyba, Stefan Ossenkemper und Oliver Napierala aus der Abteilung Massivumformung, die mich zu jeder Zeit bei meiner Promotion unterstützt haben. Den Zusammenhalt und die tolle Atmosphäre, auch außerhalb des IUL werde ich nicht vergessen. Besonders hervorheben möchte ich Felix Kolpak und Rickmer Meya, mit denen täglich ein fachlicher und freundschaftlicher Austausch stattgefunden hat. Die konstruktiven Diskussionen haben maßgeblich zum Gelingen der vorliegenden Arbeit beigetragen. Auch Matthias Haase und Christoph Dahnke möchte ich in ihrer Funktion als Leiter der Abteilung Massivumformung danken, die mich in den frühen Phasen meiner Forschungsarbeiten betreut haben. Besonders bedanke ich mich auch bei den studentischen Hilfskräften Simon Beckmann und Julia Krieger für ihre Unterstützung. Die Durchführung der experimentellen Untersuchungen wäre ohne die Unterstützung der technischen Mitarbeiter nicht möglich gewesen. Jeannette Brandt und Nina Hänisch danke ich für ihre Unterstützung bei allen organisatorischen Dingen des Promotionsvorhabens. Beate Ulm-Brandt danke ich für die sprachliche Durchsicht der Arbeit.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Familie und meinen Freunden für den uneingeschränkten Rückhalt bedanken. Dieser Dank gilt insbesondere meinen Eltern Regina und Frank Hering, die mich in allen meinen Entscheidungen mit aller Kraft unterstützt haben.

Dortmund, im Juli 2020

OLIVER HERING

Kurzzusammenfassung

Die Folgen des Klimawandels führen zu steigenden Anforderungen an die Ressourcenschonung, Energieeffizienz und Emissionen. Die Einsparung von Gewicht und die Steigerung der Ressourceneffizienz kann durch Leichtbau erreicht werden. Gerade die Reduzierung bewegter Massen führt dazu, dass als Folge weniger Energie verbraucht wird und CO₂-Reduktionen ermöglicht werden. Zur Ausschöpfung des Leichtbaupotenzials müssen sowohl die Geometrie als auch die Bauteileigenschaften derartig ausgelegt werden, dass die erwartete Leistungsfähigkeit erfüllt oder übertroffen wird.

Im Bereich der Umformtechnik wird die Leistungsfähigkeit unter anderem durch die Mikrostruktur, die Kaltverfestigung, die Textur, den Faserverlauf sowie die Eigenspannungen verändert. Der Prozess der duktilen Schädigung aus Porenentstehung, Porenwachstum und Porenvereinigung wird nicht betrachtet, sodass es bei Bauteilen, bei denen kein Versagen eingetreten ist, meist nicht bekannt ist, welches Stadium des Schädigungsprozesses vorliegt. Schädigung, als Eigenschaft von produzierten Bauteilen, wird bei der Auslegung nicht berücksichtigt, da weder genau bekannt ist, welche Lastpfade zu Schädigung führen, noch wie Schädigung die Leistungsfähigkeit beeinflusst.

In dieser Arbeit werden daher die beim Voll-Vorwärts-Fließpressen auftretenden Lastpfade numerisch ermittelt und mittels Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter beschrieben. Das Voll-Vorwärts-Fließpressen wurde als ein ideales Verfahren zur Ermittlung von Wirkzusammenhängen zwischen Lastpfad, Schädigung und Leistungsfähigkeit identifiziert, da entlang der Mittelachse der fließgepressten Bauteile eine starke Abhängigkeit des hydrostatischen Drucks in der Umformzone von den Prozessparametern sowie bekannte homogene Umformgrade und vernachlässigbare Eigenspannungen nach Bauteilauswurf und Probenentnahme vorliegen.

Der Einfluss der unterschiedlichen Lastpfade auf die Entwicklung von duktiler Schädigung wird mittels Rasterelektronenmikroskopie und Dichtemessungen untersucht. Letztendlich wird der Einfluss der Schädigung auf die resultierende Leistungsfähigkeit ermittelt. Dazu werden Kerbschlagbiegeversuche, Ermüdungsversuche und Messungen des Elastizitätsmoduls sowie der statischen Festigkeit durchgeführt. Es werden Methoden und Vorgehen entwickelt, um den Einfluss der Schädigung getrennt von den anderen Einflüssen zu betrachten.

Eine positive maximale Triaxialität führt während der plastischen Formänderung zu einer Neubildung von Poren, wodurch die Porenfläche ansteigt. Hohe Triaxialitäten werden erreicht, wenn kleine Umformgrade, große Schulteröffnungswinkel, geringe Reibwerte und kleine Übergangsradien gewählt werden. Mit Ausnahme der statischen Festigkeit führt eine erhöhte Schädigung zu einer Verringerung der Leistungsfähigkeit.

Durch ein aktives Aufbringen von Gegendruck oder Veränderung der Prozessroute können Bauteile gleicher Geometrie gefertigt werden, die deutlich unterschiedliche Schädigung und somit auch eine andere Leistungsfähigkeit aufweisen.

Abstract

The consequences of climate change lead to increasing demands on resource conservation, energy efficiency and emissions. Weight-saving and increased resource efficiency can be achieved through lightweight design. The reduction of moving masses in particular means that less energy is consumed and reductions of CO₂ emissions are made possible. To exploit the potentials of lightweight design, both the geometry and the component properties must be designed in such a way that the expected performance is met or exceeded.

In the field of forming technology, the performance is changed, among other things, by the microstructure, work hardening, the texture, the fiber orientation and residual stresses. The process of ductile damage in terms of pore nucleation, pore growth and pore coalescence is not considered, hence it is usually unknown which stage of the damage process is present for components that have not yet failed. Damage, as a property of produced components, is not taken into account in the design, since it is neither known exactly which load paths lead to damage, nor how damage affects performance.

In this work, the load paths occurring in forward rod extrusion are numerically determined and described using triaxiality and Lode angle parameter. Forward rod extrusion was identified as an ideal method for determining the relationships between load path, damage and performance, as along the central axis of the extruded components there exists a strong dependence of the hydrostatic pressure in the forming zone on the process parameters, as well as a known homogeneous strain and negligible residual stresses after component ejection and specimen extraction.

The influence of the load paths on the development of ductile damage is examined by means of scanning electron microscopy and density measurements. Ultimately, the influence of the damage on the resulting performance is determined. To this end, Charpy impact tests, fatigue tests and measurements of the elasticity modulus as well as the tensile strength are carried out. Methods and procedures are developed to consider the influence of the damage separately from the other influences.

A positive maximum triaxiality leads to the nucleation of new pores during plastic deformation, which increases the pore area. High triaxialities are achieved for small extrusion strains, large shoulder opening angles, low coefficients of friction and small transition radii. With the exception of the static strength, increased damage leads to a significant reduction in performance.

By actively applying counter-pressure or changing the process route, components of the same geometry can be manufactured that have significantly different damage state and thus show strong variations in performance.

Vorabveröffentlichung von Inhalten

Im Folgendem sind die im Rahmen dieser Dissertation entstandenen Veröffentlichungen aufgeführt. Die Vorabveröffentlichung der Forschungsergebnisse erfolgte mit Zustimmung des Promotionsausschusses.

- Tekkaya, A.E., Ben Khalifa, N., Hering, O., Meya, R., Myslicki, S., Walther, F., 2017: Forming-induced damage and its effects on product properties. *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 66 (1), S. 281-284.
- Hering, O., Dahnke, C., Tekkaya, A.E., 2018. Influence of Damage on the Properties of Cold Forged Parts. *Proceedings of 51st ICFG Plenary Meeting, Columbus, USA, S. 137-144.*
- Hering, O., Dahnke, C., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A.E., 2018. Analysing damage evolution in cold forging by means of triaxiality and lode parameter. *Proceedings of 8th JSTP International Seminar on Precision Forging. Nagoya, Japan, S. 121-124.*
- Hering, O., Kolpak, F., Tekkaya, A.E., 2019. Flow curves up to high strains considering load reversal and damage. *International Journal of Material Forming* 12 (6), S. 955-972.
- Hering, O., Dunlap, A., Tekkaya, A.E., Aretz, A., Schwedt, A., 2019. Characterization of Damage in Forward Rod Extruded Parts. *International Journal of Material Forming*. <https://doi.org/10.1007/s12289-019-01525-z>.
- Hering, O., Tekkaya, A.E., 2020. Damage-induced performance variations of cold forged parts. *Journal of Materials Processing Technology*. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116556>.
- Schowitzjak, A., Wang, S., Hering, O., Clausmeyer, T., Lohmar, J., Schulte, R., Ostwald, R., Hirt, G., Tekkaya, A.E., 2020. Prediction and analysis of damage evolution during caliber rolling and subsequent cold forward extrusion. *Production Engineering* 14 (1), S. 33-41.
- Samfaß, L., Baak, N., Meya, R., Hering, O., Tekkaya, A.E., Walther, F., 2020. Micro-magnetic damage characterization of bent and cold forged parts. *Production Engineering* 14 (1), S. 77-85.
- Langenfeld, K., Schowitzjak, A., Schulte, R., Hering, O., Möhring, K., Clausmeyer, T., Ostwald, R., Walther, F., Tekkaya, A.E., Mosler, J., 2020. Influence of anisotropic damage evolution on cold forging. *Production Engineering* 14 (1), S. 115-121.

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen und Abkürzungen	xiii
1 Einleitung	1
2 Stand der Kenntnisse	3
2.1 Duktile Schädigung.....	3
2.1.1 Grundlagen duktiler Schädigung.....	3
2.1.2 Charakterisierung duktiler Schädigung.....	10
2.1.3 Einfluss von Schädigung auf die Leistungsfähigkeit.....	15
2.2 Fließpressen.....	16
2.2.1 Voll-Vorwärts-Fließpressen.....	18
2.2.2 Mechanische Eigenschaften fließgepresster Bauteile.....	23
2.3 Versagen beim Fließpressen.....	27
2.3.1 Chevron- und Oberflächenrisse.....	27
2.3.2 Möglichkeiten zur Versagensvermeidung.....	32
2.4 Fazit.....	34
3 Zielsetzung	35
4 Lastpfade beim Voll-Vorwärts-Fließpressen	37
4.1 Analyse des Spannungszustands beim Voll-Vorwärts-Fließpressen.....	37
4.2 Numerische Modellierung.....	40
4.2.1 Materialmodell.....	40
4.2.2 Aufbau des Simulationsmodells.....	42
4.3 Einflüsse auf den Lastpfad.....	45
4.3.1 Beschreibung der Lastpfade.....	45
4.3.2 Umformgrad und Schulteröffnungswinkel.....	48
4.3.3 Reibung.....	55
4.3.4 Übergangsradius.....	57
4.3.5 Fließkurve.....	59
4.4 Fazit.....	65
5 Lastpfadkontrolle beim Fließpressen geometrisch identischer Bauteile	67
5.1 Einfluss der Prozessroute auf den Lastpfad.....	67
5.1.1 Einstufiges Fließpressen.....	68
5.1.2 Zweistufiges Fließpressen.....	70
5.1.3 Vergleich der Fertigungsrouten.....	71
5.2 Aufbringen von Gegendruck.....	72
5.2.1 Numerische Ermittlung der Triaxialitätsänderung.....	73
5.2.2 Berechnung der Triaxialitätsänderung.....	75
5.3 Fazit.....	78
6 Lastpfadeinfluss auf die Schädigung	79
6.1 Einfluss des Lastpfades auf eine ideale Pore.....	79

6.2	Fließpressen der Bauteile	84
6.2.1	Einfach abgesetzte Wellen	84
6.2.2	Zweifach abgesetzte Wellen.....	86
6.2.3	Einsatz von Gegendruck.....	88
6.3	Charakterisierungsmethoden.....	89
6.3.1	Lichtmikroskopie.....	89
6.3.2	Rasterelektronenmikroskopie.....	91
6.3.3	Dichtemessung	98
6.4	Orte und Mechanismen der Porenentstehung	100
6.5	Quantitative Untersuchungen der Schädigung.....	103
6.5.1	Einfluss des Umformgrads und Schulteröffnungswinkels.....	103
6.5.2	Einfluss der Prozessroute	111
6.5.3	Einfluss des Gegendrucks	112
6.6	Fazit.....	114
7	Einfluss der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit	117
7.1	Separation des Einflusses der Schädigung.....	117
7.1.1	Eigenspannungen.....	117
7.1.2	Verfestigung	119
7.1.3	Textur	125
7.2	Versuche zur Bestimmung der Leistungsfähigkeit	126
7.2.1	Dauerschwingversuche.....	126
7.2.2	Zugversuche	128
7.2.3	Kerbschlagbiegeversuch.....	131
7.3	Einfluss des Umformgrads und des Schulteröffnungswinkels	133
7.3.1	Umformgrad	133
7.3.2	Schulteröffnungswinkel.....	137
7.4	Einfluss der Prozessroute.....	143
7.5	Einfluss von Gegendruck	144
7.6	Fazit.....	148
8	Übertragbarkeit der Ergebnisse	151
8.1	Fließpressverfahren	151
8.2	Wärmebehandlung	154
8.3	Werkstoffe.....	155
8.4	Fazit.....	158
9	Zusammenfassung und Ausblick	159
	Literaturverzeichnis	163
	Anhang	177
	Lebenslauf	181

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Beschreibung
a	-	Radius und halbe Höhe des Referenzmodells
A	mm ²	Gesamtquerschnittsfläche
A_0	mm ²	Ausgangsquerschnittsfläche
A_1	mm ²	Querschnittsfläche nach der Umformung
$A_{E,P}$	μm ²	Fläche einer einzelnen Pore
A_{Poren}	μm ²	Porenfläche
$A_{P,\text{Initial}}$	μm ²	Initiale Porenfläche
b	-	Initialer Radius der idealen Pore
c	J/(kg·K)	Spezifische Wärmekapazität
C	MPa	Linearer Skalierungsfaktor (Swift)
d	mm	Durchmesser
d_0	mm	Ausgangsdurchmesser
d_1	mm	Durchmesser nach der Umformung
d_a	mm	Außendurchmesser
d_i	mm	Innendurchmesser
D	-	Schädigungsvariable
D_A	-	Schädigungsvariable (Porenfläche)
D_D	-	Schädigungsvariable (Dichte)
D_E	-	Schädigungsvariable (Elastizitätsmodul)
E	GPa	Elastizitätsmodul
\tilde{E}	GPa	Elastizitätsmodul des geschädigten Werkstoffs
F	N	Kraft

Zeichen	Einheit	Beschreibung
F_{aus}	N	Auswerferkraft
F_{G}	N	Gegenkraft
$F_{\text{Krit,G}}$	N	Kritische Gegenkraft
F_{St}	N	Stempelkraft
f	mm	Freischlifflänge
f_{D}	-	Schädigungsvariable (Volumenanteil)
f_{F}	Hz	Frequenz
h	mm	Höhe
h_0	mm	Initiale Höhe
h_{w}	W/(m ² ·K)	Wärmeübergangskoeffizient
H	HV	Mikrohärte
H^*	HV	Mikrohärte des geschädigten Werkstoffs
I	mm ⁴	Axiales Flächenträgheitsmoment
I_i	-	Invariante des Spannungstensors
J_i	-	Invariante des deviatorischen Spannungstensors
k_{f}	MPa	Fließspannung
$k_{\text{f},0}$	MPa	Anfangsfließspannung
$k_{\text{f},1}$	MPa	Fließspannung nach der Umformung
$k_{\text{f,m}}$	MPa	Mittlere Fließspannung
l	mm	Länge
L	-	Lode Parameter
n	-	Verfestigungsexponent (Swift)
N	-	Lastspielzahl
N_{f}	-	Bruchlastspielzahl

Zeichen	Einheit	Beschreibung
p	MPa	Druck
p_G	MPa	Gegendruck beim Fließpressen
p_{global}	MPa	Globaler Druck
r	mm	Radius
r_a	mm	Außenradius
r_i	mm	Innenradius
\bar{r}	mm	Halbzeugradius
$r_{\ddot{u}}$	mm	Übergangsradius
R_e	MPa	Streckgrenze
R^2	%	Bestimmtheitsmaß
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze
R_z	μm	Gemittelte Rautiefe
R	-	R-Verhältnis
s	mm	Stempelweg
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
t	h	Zeit
v_1	mm/s	Eingangsgeschwindigkeit
v_2	mm/s	Austrittsgeschwindigkeit
v_s	mm/s	Stößelgeschwindigkeit
V	Ω	Elektrischer Widerstand
\tilde{V}	Ω	Elektrischer Widerstand des geschädigten Werkstoffs
V_{Gesamt}	μm^3	Gesamtvolumen
V_L	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Ultraschallgeschwindigkeit

Zeichen	Einheit	Beschreibung
\tilde{V}_L	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Ultraschallgeschwindigkeit im geschädigten Werkstoff
V_{Poren}	μm^3	Volumen der Poren
W	J	Kerbschlagarbeit
W_L	kg	Wägewert an Luft
W_F	kg	Wägewert in Flüssigkeit
α	$^\circ$	Halber Schulteröffnungswinkel
α_t	K^{-1}	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
β	MPa	Linearer Verfestigungskoeffizient
γ	%	Scherdehnung
ε_A	%	Bezogene Querschnittsänderung
$\dot{\varepsilon}_p$	s^{-1}	Kriechrate
$\dot{\varepsilon}_p^*$	s^{-1}	Kriechrate des geschädigten Werkstoffs
ε_W	%	Wahre Dehnung
η	-	Triaxialität
η_{max}	-	Maximale Triaxialität
η_{mittel}	-	Mittlere Triaxialität
η_{pG}	-	Triaxialität beim Pressen mit Gegendruck
$\bar{\theta}$	-	Lode-Winkel-Parameter
$\bar{\theta}_{\text{max}}$	-	Maximaler Lode-Winkel-Parameter
$\bar{\theta}_{\text{mittel}}$	-	Mittlerer Lode-Winkel-Parameter
θ	$^\circ$	Lode-Winkel
κ	$\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$	Thermische Leitfähigkeit

Zeichen	Einheit	Beschreibung
λ	-	Plastischer Multiplikator
μ	-	Coulomb-Reibbeiwert
ζ	-	Dritte normierte Invariante
ρ	kg/m ³	Dichte
$\tilde{\rho}$	kg/m ³	Dichte des geschädigten Werkstoffs
ρ_0	kg/m ³	Ausgangsdichte
ρ_F	kg/m ³	Flüssigkeitsdichte
ρ_L	kg/m ³	Luftdichte
ρ_P	kg/m ³	Dichte der Probe
ρ_{pG}	kg/m ³	Dichte beim Pressen mit Gegendruck
σ	MPa	Spannung
σ_i	MPa	Hauptspannung
σ_r	MPa	Radialspannung
σ_t	MPa	Tangentialspannung
σ_z	MPa	Axialspannung
σ_a	MPa	Spannungsamplitude
$\sigma_{a,max}$	MPa	Maximale Spannungsamplitude
$\sigma_{a,start}$	MPa	Anfängliche Spannungsamplitude
σ_h	MPa	Hydrostatische Spannung
σ_{vM}	MPa	Von Mises-Vergleichsspannung
σ_W	MPa	Wahre Spannung
σ_{zyk}	MPa	Zyklische Spannungsamplitude
σ^*_{zyk}	MPa	Zyklische Spannungsamplitude des geschädigten Werkstoffs
τ	MPa	Schubspannung

Zeichen	Einheit	Beschreibung
ν	-	Poissonzahl
φ	-	Umformgrad beim Fließpressen
$\bar{\varphi}$	-	Vergleichsumformgrad
$\dot{\varphi}$	s ⁻¹	Formänderungsgeschwindigkeit (Dehnrate)
φ_0	-	x -Translation (Swift)

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
BSE	Backscattered Electron
CT	Computertomografie
DIC	Digital Image Correlation
DIN	Deutsches Institut für Normung
DP	Dualphasen-Stahl
DZ	Drahtziehen
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EU	Europäische Union
FEM	Finite-Elemente-Methode
FP	Fließpressen
NRFP	Napf-Rückwärts-Fließpressen
REM	Rasterelektronenmikroskop
VVFP	Voll-Vorwärts-Fließpressen

1 Einleitung

Die Folgen des Klimawandels führen zu steigenden Anforderungen in den Bereichen der Ressourcenschonung, Energieeffizienz und Emissionen in allen Wirtschaftszweigen. Die Klima- und Energieziele der EU bis 2030 sind unter anderem die Senkung der Treibhausgasemissionen um 40 % gegenüber dem Stand von 1990 und die Verbesserung der Energieeffizienz um 32,5 %. Außerdem fordert die EU-Kommission ein klimaneutrales Europa bis zum Jahr 2050 (Europäische Kommission, 2019).

Die Einsparung von Gewicht und die Steigerung der Ressourceneffizienz kann durch Leichtbau erreicht werden. Gerade die Reduzierung bewegter Massen führt dazu, dass als Folge weniger Energie verbraucht und so die Reduktion von CO₂ ermöglicht wird (Isogawa, 2016). Innovationen im Bereich des Leichtbaus werden vorrangig von der Luft- und Raumfahrt sowie der Automobil- und Transportindustrie vorangetragen. In einem PKW kann der Kraftstoffverbrauch um 0,5 Liter pro 100 km reduziert werden, wenn 100 kg Gewicht eingespart werden. Bei einem Flugzeug vom Typ A320 bedeuten 100 kg weniger Gewicht eine Einsparung von ca. 10.000 Litern Kerosin pro Jahr (Bundesministerium für Wirtschaft und Energie, 2019).

Zur Ausschöpfung des Leichtbaupotenzials muss die Bauteilgeometrie und der Herstellungsprozess derartig ausgelegt werden, dass das Gewicht deutlich reduziert wird und die Bauteileigenschaften so eingestellt werden, dass die erwartete Leistungsfähigkeit erfüllt oder sogar übertroffen wird. Dies erfolgt bislang meist über die gezielte Werkstoffauswahl. Obwohl bekannt ist, dass die Bauteileigenschaften durch den Herstellungsprozess maßgeblich verändert werden, werden bei der Prozess- und Bauteilauslegung meistens lediglich die Eigenschaften des Ausgangswerkstoffs berücksichtigt, wodurch die Bauteile häufig nicht belastungsgerecht ausgelegt werden (**Bild 1.1**) (Tekkaya et al., 2015).

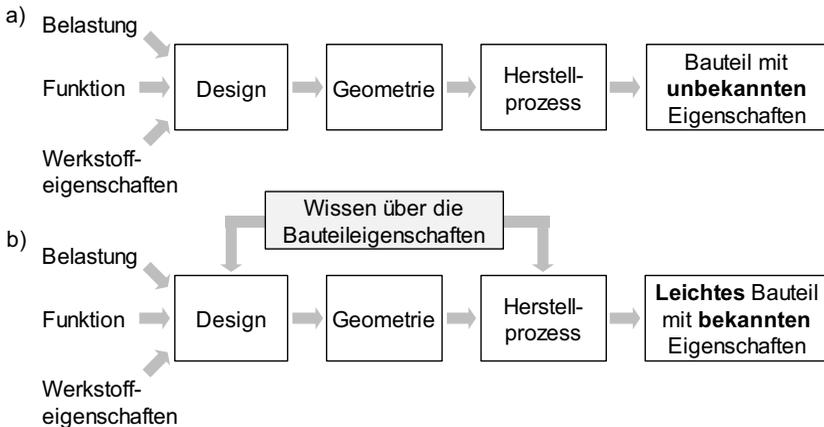


Bild 1.1: a) Konventionelle Bauteilauslegung und b) angestrebte Bauteilauslegung (nach Tekkaya et al., 2015)

Im Bereich der Umformtechnik umfasst die Veränderung der Bauteileigenschaften unter anderem die Mikrostruktur, die Kaltverfestigung, die Textur, den Faserverlauf sowie die Eigenspannungen. Obwohl diese Effekte bisher vielfach untersucht wurden, werden diese bei der Prozessroutenplanung und Bauteilauslegung häufig nicht berücksichtigt. Der Prozess der duktilen Schädigung aus Porenentstehung, Porenwachstum und Porenvereinigung kann letztendlich zum Versagen der Bauteile während des Herstellprozesses führen. Im Bereich des Fließpressens ist die bekannteste Form des Versagens die Entstehung sogenannter Chevron-Risse. Bei Bauteilen, bei denen kein Versagen eintritt, ist es meist nicht bekannt, ob und in welchem Stadium des Schädigungsprozesses sich bestimmte Bauteilbereiche befinden. Daher liegt es nahe, dass die Eigenschaften dieser Bauteile durch die vorhandene Schädigung verschlechtert sind. Die Schädigung, als Eigenschaft von produzierten Bauteilen, wird bislang nicht bei der Auslegung berücksichtigt, da teilweise weder genau bekannt ist, welche Lastpfade zu Schädigung führen, noch wie die Schädigung die Leistungsfähigkeit beeinflusst. Selbst wenn die Textur, Eigenspannungen und die Verfestigung berücksichtigt werden, geht der Einfluss der Schädigung bisher über die Verwendung von Sicherheitsfaktoren in die Bauteilauslegung ein, sodass das Leichtbaupotenzial aufgrund der unbekanntenen Sicherheitsreserve im Bauteil nicht ausgeschöpft wird.

Schädigung als Bauteileigenschaft fließpressgepresster Produkte ist bisher nicht systematisch untersucht. Auch bisherige Grundlagenuntersuchungen der weiteren Phänomene, wie zum Beispiel Verfestigung und Eigenspannungen, berücksichtigen den Einfluss von Schädigung in der Regel nicht, womit auch die Ergebnisse dieser Untersuchungen in Frage zu stellen sind.

In dieser Arbeit werden daher die beim Voll-Vorwärts-Fließpressen auftretenden Lastpfade und deren Einfluss auf die Entwicklung von duktiler Schädigung untersucht. Letztendlich wird erstmals gezeigt, dass Schädigung einen Einfluss auf die resultierende Leistungsfähigkeit hat. Dazu wurden Methoden und Vorgehen entwickelt, um den Einfluss der Schädigung getrennt von anderen Einflüssen zu betrachten.

2 Stand der Kenntnisse

In Kapitel 2 wird ein Überblick über die theoretischen Grundlagen und existierende Arbeiten zur Thematik gegeben. Zuerst wird im Abschnitt 2.1 der Stand der Kenntnisse zur duktilen Schädigung erläutert. Anschließend wird in den Abschnitten 2.2 und 2.3 das Kaltmassivumformverfahren Fließpressen beschrieben und anschließend auf die Versagensfälle beim Fließpressen eingegangen.

2.1 Duktile Schädigung

Im Folgenden werden die Grundlagen der duktilen Schädigung sowie die Möglichkeiten zur Charakterisierung und der bisher ermittelte Einfluss der Schädigung auf die Produkteigenschaften erläutert.

2.1.1 Grundlagen duktiler Schädigung

Ausgehend von den dominierenden makroskopischen Phänomenen kann die Schädigung in spröde Schädigung und duktile Schädigung eingeteilt werden (Pineau et al., 2016). Der Prozess der duktilen Schädigung in Metallen ist die Entstehung, das Wachstum und die Koaleszenz von Poren (**Bild 2.1**) (Gross und Seelig, 2016).

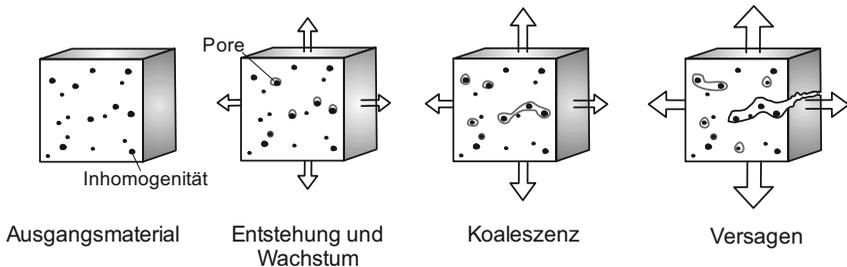


Bild 2.1: Prozess der duktilen Schädigung (nach Reusch, 2003)

Erste Untersuchungen zur duktilen Schädigung wurden von Ludwik (1926) durchgeführt. Er beobachtete die Bildung von zentralen Rissen bei Zugversuchen an nicht gebrochenen Proben aus Aluminium. Tipper (1949) erkannte als Erster, dass ein duktiler Bruch durch Bildung von Poren an zweiten Phasen oder Einschlüssen ausgelöst wird. Erste mikroskopische Aufnahmen von einem Wabenbruch wurden von Plateau et al. (1957) mittels Rasterelektronenmikroskopie gezeigt. Die Wabenstruktur entsteht dabei durch die im Werkstoff entstandenen Poren. Puttick (1959) konnte feststellen, dass in Kupfer bei uniaxialen Zugversuchen Poren an nichtmetallischen Einschlüssen durch Ablösung der Matrix von Einschlüssen oder durch Bruch der Einschlüsse entstehen. Die entstandenen Poren wachsen an und vereinigen sich, bis es letztlich zum finalen Bruch kommen kann. Eine phänomenologische Untersuchung des Versagens von polykristallinen duktilen Metallen bei Raumtemperatur wurde unter Verwendung von Licht- und

Elektronenmikroskopie von Rogers (1960) durchgeführt. Es konnte festgestellt werden, dass der Bruch in der Einschnürung aufgrund von Porenbildung und später durch Vereinigung dieser stattfindet. Der Bruch entsteht in der Mitte der Probe und bildet sich zur Oberfläche hin aus, wodurch der charakteristische „Teller-Tasse“-Bruch entsteht.

In einem Review-Paper von 1979 stellten Goods und Brown bereits die besondere Rolle von zweiten Phasen und Korngrenzen heraus. Die Schädigung entsteht durch einen Bruch von Partikeln im Werkstoff oder durch eine Ablösung der Partikel von der Matrix. Dies konnten zum Beispiel Babout et al. (2004) mittels Röntgentomografie zeigen (**Bild 2.2**). Dafür wurden runde Zirkoniumoxid/Siliziumoxid-Partikel in eine Aluminiummatrix eingebracht und das Ablösen sowie der Bruch dieser Partikel untersucht. Es kommt zu einem Ablösen in einem weichen Matrixwerkstoff und zum Bruch des Partikels in einem harten Matrixwerkstoff.

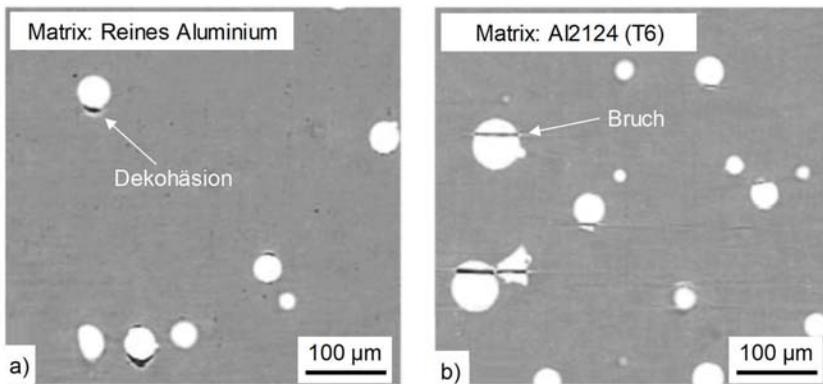


Bild 2.2: Röntgentomografische Aufnahmen während eines Zugversuchs mit 4 % Volumenanteil von kugelförmigen ZrO_2/SiO_2 -Partikeln bei a) reinem Aluminium und b) Al2124 (nach Babout et al., 2004)

In Stählen, die zum Fließpressen eingesetzt werden, kommen häufig Mangansulfid-Ausscheidungen vor. Zapara et al. (2014) konnten zeigen, dass in einem 20MnCr5-Stahl die vorhandenen Mangansulfide maßgeblich für die Schädigungsinitiierung verantwortlich sind (**Bild 2.3**). Die Schädigung entsteht aufgrund der beiden Porenbildungsmechanismen:

- Dekohäsion zwischen Matrix und Einschluss oder
- Bruch der Einschlusspartikel

Die Eigenschaften von Mangansulfiden wurden von Matsuno et al. (1985) untersucht. Es konnte eine Dehngrenze der Mangansulfide bei Raumtemperatur von $R_{p0,2} = 88,2$ MPa festgestellt werden. Diese sinkt mit zunehmender Temperatur auf ei-

nen Wert von $R_{p0,2} = 19,6$ MPa bei 1.000 °C ab. Auch wurde festgestellt, dass die Mangansulfide bei Temperaturen kleiner als $T = 300$ °C spröde brechen. Nur bei höheren Temperaturen kommt es zu einem duktilen Bruch.

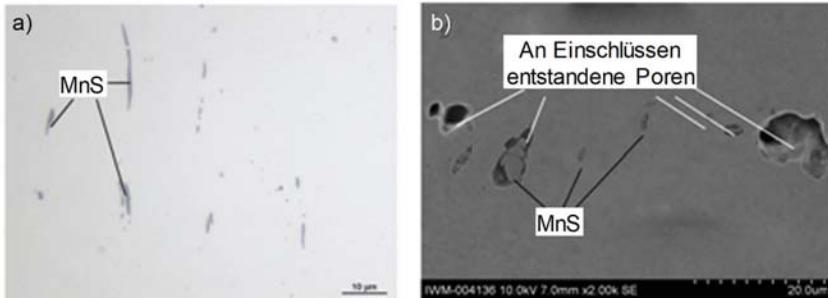


Bild 2.3: Mikrostruktur von 20MnCr5 a) im Ausgangszustand und b) im umgeformten Zustand (nach Zapara et al., 2014)

Beremin (1981) hat die Porenbildung an Mangansulfid-Einschlüssen an einem A508-Stahl mittels gekerbter Zugversuche untersucht. Es konnte auch festgestellt werden, dass die Poren durch Ablösung der Einschlüsse von der Matrix und auch durch Bruch der Mangansulfide entstanden sind. Wann welches Schädigungsphänomen auftritt, konnte anhand von lokalen kritischen Spannungen beurteilt werden. Die lokale kritische Spannung, die zur Porenbildung an den Mangansulfiden führt, liegt in Längsrichtung bei 1120 MPa und in Querrichtung bei 810 MPa. In Längsrichtung kommt es zum Bruch der Mangansulfide und in Querrichtung zu einem Ablösen von der Matrix.

Aufgrund derartiger Erkenntnisse haben Yan et al. (2015) die Entwicklung von Designrichtlinien zur Herstellung von schädigungsresistenten Dualphasenstählen untersucht. Heibel et al. (2018) charakterisierten verschiedene Komplex- und Dualphasenstähle hinsichtlich Schädigungsentstehung, -entwicklung und des finalen Bruchs. Die Untersuchungen zeigen, dass die homogeneren Komplexphasenstähle schädigungstoleranter sind. Neimitz und Janus (2016) haben zusammengefasst, welche Gegebenheiten eine Porenbildung an Einschlüssen fördern und verhindern:

- Die Porenbildung beginnt an den größten Partikeln und wird energetisch ungünstiger, wenn die Partikelgröße abnimmt.
- Größere Partikel brechen häufiger als kleinere. Bei kleinen Partikeln kommt es eher zum Ablösen von der Matrix.
- Eine weiche Matrix begünstigt die Partikelablösung von der Matrix. Eine harte Matrix begünstigt den Bruch der Partikel.
- Ein länglicher Partikel bricht eher bei einer Orientierung in Belastungsrichtung. Quer zur Belastungsrichtung kommt es eher zum Ablösen.

Als erste Untersuchungen zum Einfluss des Spannungszustandes auf die mechanischen Eigenschaften können die Arbeiten von Ludwik und Scheu (1923) genannt werden. Sie konnten ermitteln, dass unterschiedliche Kerben in zylindrischen Proben die Zugfestigkeit und Bruchdehnung beeinflussen. Sie beschreiben, dass mit zunehmender Schärfe der Kerbe der einachsige Spannungszustand zunehmend mehrachsig wird, da die Querkontraktion behindert wird. Orowan (1945) beschreibt, dass die Unterschiede in der Festigkeit und Duktilität durch unterschiedliche Querspannungen hervorgerufen werden, die zu triaxialen Zugspannungen führen. Bridgman (1945) konnte zeigen, dass bei unterschiedlichen Metallen, wie zum Beispiel Stahl, Aluminium oder Kupfer, die Bruchdehnung und auch die Art des Bruches durch die Überlagerung eines hydrostatischen Druckes verändert wird (**Bild 2.4**).

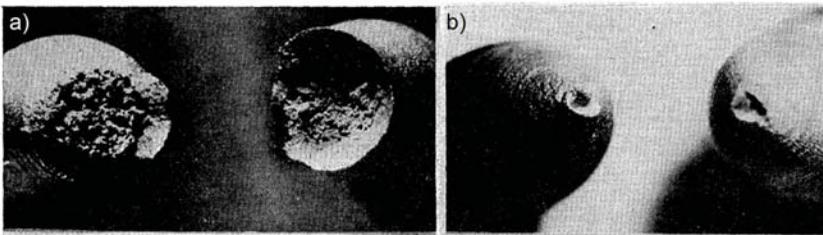


Bild 2.4: Bruchflächen einer a) unter Atmosphärendruck und b) unter 268.000 psi (1848 MPa) hydrostatischem Druck gezogene Probe (nach Bridgman, 1945)

McClintock (1968) und Rice und Tracey (1969) haben das Wachstum einzelner Poren untersucht und konnten zeigen, dass das Wachstum der Poren stark von der Höhe der hydrostatischen Spannungen abhängt. Zum Versagen kommt es durch den Zusammenschluss von Poren aufgrund hoher Triaxialität. Anhand von Streifenziehversuchen konnte Rogers (1971) zeigen, dass die Schädigung vom hydrostatischen Druck abhängt und dieser von der Werkzeuggeometrie, der Flächenreduktion und den Reibbedingungen. An achsensymmetrischen gekerbten Zugproben und flach gekerbten ebenen Dehnungszugproben zeigten Hancock und Mackenzie (1976) und Hancock und Brown (1983), dass die Dehnung zur Initiierung eines duktilen Bruchs eine abnehmende Funktion der Triaxialität ist.

Zur Vorhersage der Schädigung wurden verschiedene Modelle entwickelt. Die Modelle zur Simulation von Schädigung und Versagen lassen sich in Versagenskriterien und kontinuumsmechanische Schädigungsmodelle einteilen (Bonora et al., 2005). Bei den Versagenskriterien wird Versagen vorhergesagt, wenn eine interne Variable einen kritischen Wert erreicht. Die Plastizität ist dabei nicht an diese interne Variable gekoppelt.

Die kontinuumsmechanischen Schädigungsmodelle können in zwei verbreitete Klassen aufgeteilt werden. Eine Klasse bilden die Lemaitre-Modelle, die auf dem von Kachanov

(1958) entwickelten Konzept der effektiven Spannungen beruhen und über dieses die Plastizität an die Schädigung koppeln. Die ersten Formulierungen dieser Modelle wurden von Lemaitre (1985) erstellt. Der Schädigungswert D wird bei diesen Modellen als Verhältnis der Porenfläche A_{Poren} zur Gesamtquerschnittsfläche A_{Gesamt} angenommen:

$$D = \frac{A_{\text{Poren}}}{A_{\text{Gesamt}}}. \quad (2.1)$$

Die andere Klasse der kontinuumsmechanischen Schädigungsmodelle beruhen auf der Modellierung der mikromechanischen Effekte der Porenbildung, des Porenwachstums und der Porenvereinigung. Diese Modelle beruhen auf den Arbeiten von Gurson (1977) und Rousselier (1987). Die Formulierung wurde anschließend von Needleman und Tvergaard (1984) und Koplik und Needleman (1988) erweitert, sodass die Vereinigung von Poren mitberücksichtigt wird. Das resultierende Modell wird als Gurson-Tvergaard-Needleman-(GTN)-Modell bezeichnet. Der Volumenanteil f_D der Poren wird als Maß für die Schädigung genutzt:

$$f_D = \frac{V_{\text{Poren}}}{V_{\text{Gesamt}}}. \quad (2.2)$$

Die Kopplung der Plastizität an die Schädigung erfolgt durch die Berücksichtigung der Schädigung f_D in der Fließfunktion.

Schädigung ist abhängig vom Spannungszustand. Ein beliebiger Spannungszustand kann mit neun Komponenten beschrieben werden. Aufgrund der Symmetrie des Cauchy-Spannungstensors gibt es nur sechs unabhängige Komponenten. Mathematisch sind die Spannungskomponenten nicht eindeutig festgelegt, da diese vom zugrunde liegenden Koordinatensystem abhängen. Wenn das Koordinatensystem so ausgerichtet ist, dass keine Scherspannungseinträge vorhanden sind, ist ein Hauptkoordinatensystem gefunden. Die Hauptspannungen werden mit σ_1 , σ_2 und σ_3 bezeichnet. Für ein isotropes Material kann jeder Spannungszustand durch drei unabhängige Invarianten beschrieben werden, die als Funktionen der Hauptspannungen angegeben werden können:

$$I_1 = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3, \quad (2.3)$$

$$I_2 = -(\sigma_1 \cdot \sigma_2 + \sigma_2 \cdot \sigma_3 + \sigma_3 \cdot \sigma_1), \quad (2.4)$$

$$I_3 = \sigma_1 \cdot \sigma_2 \cdot \sigma_3. \quad (2.5)$$

Alternativ können die Invarianten des deviatorischen Spannungstensors verwendet werden. Diese werden im Folgenden unter zusätzlicher Verwendung der hydrostatischen Spannung σ_h beschrieben:

$$J_1 = 0, \quad (2.6)$$

$$J_2 = \frac{1}{6}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2], \quad (2.7)$$

$$J_3 = (\sigma_1 - \sigma_h) \cdot (\sigma_2 - \sigma_h) \cdot (\sigma_3 - \sigma_h). \quad (2.8)$$

Die Belastungszustände während der plastischen Formänderung können anhand zweier dimensionsloser Beziehungen der Invarianten beschrieben werden. Im Bereich der Schädigungsmodellierung wird häufig die Triaxialität und der Lode-Parameter genutzt. Die Triaxialität ist wie folgt definiert und kann als dimensionsloser hydrostatischer Druck interpretiert werden:

$$\eta = \frac{\sigma_h}{\sigma_{VM}} = \frac{I_1}{3 \cdot \sqrt{3} \cdot J_2}. \quad (2.9)$$

Bei der Skalierung wird die von Mises-Vergleichsspannung σ_{VM} genutzt.

Der Parameter L wurde von Lode (1926) eingeführt und gibt die Lage der zweiten Hauptspannung σ_2 relativ zu den anderen Hauptspannungen an (**Bild 2.5**).

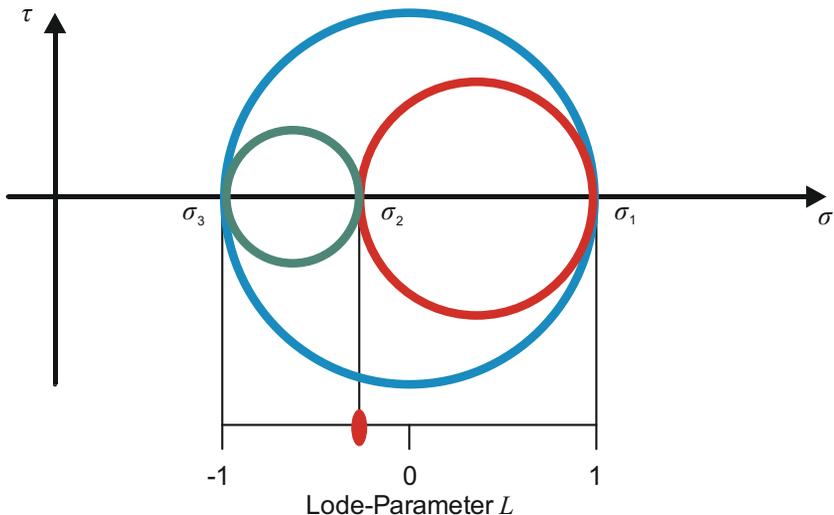


Bild 2.5: Lage der zweiten Hauptspannung im Mohrschen Spannungskreis

Der Lode-Parameter L ist wie folgt definiert:

$$L = \frac{2 \cdot \sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \tag{2.10}$$

Daher ergibt sich für einachsigen Zug zum Beispiel $L = -1$.

Auch der Lode-Winkel θ kann genutzt werden. Dieser kann geometrisch im Hauptspannungsraum dargestellt werden (**Bild 2.6**).

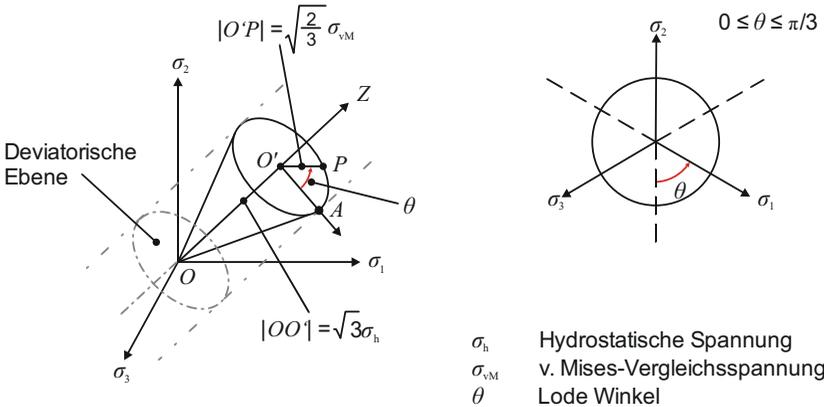


Bild 2.6: Lode Winkel im Hauptspannungsraum (nach Bai und Wierzbicki, 2008)

Der Lode-Winkel θ steht im Zusammenhang mit der dritten normierten Invariante ξ (Malvern, 1969):

$$\xi = \frac{27 \cdot J_3}{2 \cdot \sigma_{vM}^3} = \cos 3 \cdot \theta. \tag{2.11}$$

Der normierte Lode-Winkel $\bar{\theta}$ wird als Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}$ bezeichnet und ist folgendermaßen definiert:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6 \cdot \theta}{\pi} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos \xi \cong -L. \tag{2.12}$$

Die Vorteile der Verwendung von Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter bei der Untersuchung der Schädigungsentwicklung bestehen darin, dass sie Informationen über den hydrostatischen und deviatorischen Teil des Spannungstensors enthalten und diesen auf skalare Größen reduzieren, welche mit Gestaltänderungen von Poren verbunden sind (**Bild 2.7**).

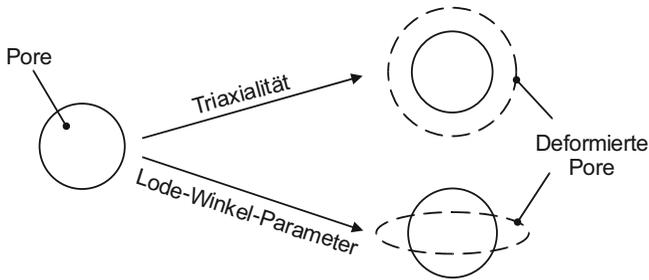


Bild 2.7: Einfluss der Triaxialität und des Lode-Winkel-Parameters auf die Gestaltänderung von Poren (Mohr, 2015)

2.1.2 Charakterisierung duktiler Schädigung

Eine der ersten Bewertungen der Schädigungscharakterisierung wurde von Lemaitre und Dufailly (1987) vorgestellt (**Tabelle 2.1**). Die Schädigungsvariable D ist dabei der effektive Flächenanteil von Poren A_{Poren} auf einer Fläche A . Die Berechnung der Schädigungsvariable D in Abhängigkeit verschiedener experimenteller Methoden ist so gewählt worden, dass eine Vergleichbarkeit der Verfahren untereinander gegeben ist.

Tabelle 2.1: Qualitative Bewertung von Methoden zur Messung der Schädigung nach Lemaitre und Dufailly (1987) (* $\hat{=}$ eventuell geeignet, ** $\hat{=}$ gut geeignet, *** $\hat{=}$ sehr gut geeignet)

Methode	Schädigungsvariable	Bewertung
Mikrographie	$D = \frac{A_{\text{Poren}}}{A}$	**
Dichte	$D = \left(1 - \frac{\tilde{\rho}}{\rho}\right)^{\frac{2}{3}}$	**
Elastizitätsmodul	$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E}$	***
Ultraschallgeschwindigkeit	$D = 1 - \frac{\tilde{V}_L^2}{V_L^2}$	**
Zyklische Spannungsamplitude	$D = 1 - \frac{\Delta\sigma_{zyk}}{\Delta\sigma_{zyk}^*}$	*
Kriechrate	$D = 1 - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p^*}{\dot{\varepsilon}_p}\right)^{\frac{1}{N}}$	*
Mikrohärte	$D = 1 - \frac{H}{H^*}$	***
Elektrischer Widerstand	$D = 1 - \frac{V}{\tilde{V}}$	**

Tasan et al. (2012) haben die Schädigung in einem Zugversuch für den Werkstoff DP600 mit verschiedenen Methoden untersucht (**Bild 2.8**). Die Methoden werden in geometrisch basierte Methoden (Bild 2.8 a)), wie Rasterelektronenmikroskopie, Röntgentomografie und Dichtemessung sowie in Methoden, die auf der Änderung der mechanischen Eigenschaften basieren (Bild 2.8 b)), wie Härte oder Elastizität, eingeteilt. Dabei wurde je nach Methode eine deutlich unterschiedliche Schädigung ermittelt. Dies wird auf die systematischen Fehler zurückgeführt, die durch die Auflösung und Präparation gerade bei den geometrisch basierten Methoden auftreten. Sehr kleine Poren oder auch Poren ohne Volumen können mit den geometrisch basierten Methoden nicht ermittelt werden, wirken sich aber bei Messung der Härte oder des Elastizitätsmoduls aus.

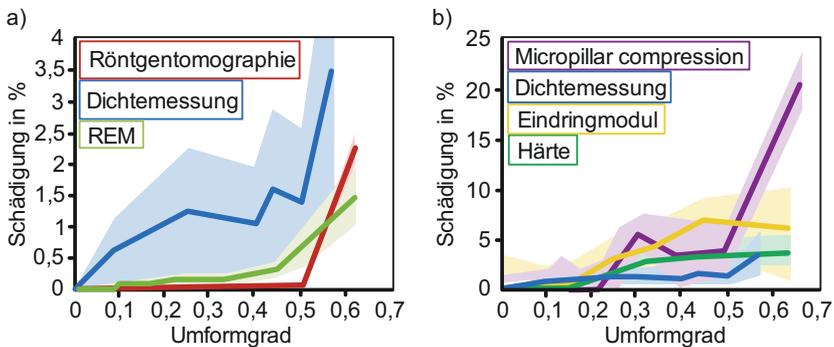


Bild 2.8: Vergleich verschiedener Methoden zur Quantifizierung der Schädigung anhand eines Zugversuches des Werkstoffs DP600 (Tasan et al., 2012)

Mikroskopie

Die theoretische Auflösung eines Lichtmikroskops ist durch die Wellenlänge des Lichts auf ca. $0,5 \mu\text{m}$ beschränkt. Aufgrund der sehr viel kürzeren Wellenlänge der Elektronenstrahlung kann die maximale Auflösung eines Rasterelektronenmikroskops (REM) $0,5 \text{ nm}$ betragen (Volgger, 2008). Zur Untersuchung der Schädigung eignet sich daher vor allem das REM. Die Aufnahme von Bildern im REM bietet eine Methode zur direkten mikroskopischen Quantifizierung der Schädigung. Erste mikroskopische Aufnahmen von einem Wabenbruch, der durch die Poren im Werkstoff entsteht, wurden von Plateau et al. (1957) mittels Rasterelektronenmikroskopie gezeigt. Zur Bestimmung der Porenfläche in einem Querschnitt müssen die Proben präpariert werden. Dazu werden die Proben getrennt, geschliffen, poliert und geätzt. Durch die Präparation kann allerdings die untersuchte Oberfläche beeinflusst werden. Gerade bei der Untersuchung von Poren kann es zu einer Verschmierung dieser kommen (Zhong und Hung, 2002). Samuels (1957) konnte zeigen, dass durch die Präparation eine Verfestigung der Oberfläche erzielt wird und so ein Einfluss auf die Mikrostruktur gegeben ist. Da bei der Präparation der Werkstoff verändert wird, haben Hoefnagels et al. (2008) und Tasan et

al. (2009) eine Methode vorgestellt, bei der der Werkstoff in flüssigem Stickstoff tiefgekühlt und anschließend spröde zerschlagen wird, wodurch keine Präparation nötig ist.

Röntgentomografie

Die Synchrotron-Röntgenmikrotomografie wurde zur Charakterisierung von Schädigung in Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffen eingesetzt. Buffière et al. (1999) berichten, dass mit einer derartigen Charakterisierungsmethode eine Auflösung von bis zu 1 μm erzielt werden kann. Everett et al. (2001) nutzen Synchrotron basierte Röntgenmikrotomografie, um Poren in situ sichtbar zu machen und die räumliche Verteilung zu untersuchen. Eine Übersicht zur Nutzung von Röntgenmikrotomografie zur in situ Bestimmung von Schädigung während Zugversuchen wurde in Maire et al. (2001) gegeben. Schädigung wird mit dem Verfahren hauptsächlich in SiC-Aluminium-Verbundwerkstoffen untersucht. Es wurde eine Auflösung von 6 μm erreicht. Maire und Withers (2014) gaben eine Zusammenfassung der Methode. Auch Bouchard et al. (2008) haben die Röntgentomografie zur in situ Ermittlung der Schädigung in Zugversuchen genutzt.

Dichtemessung

Garofalo und Wriedt (1962) haben die Änderung der Dichte unter Zug- und Druckspannung an einem austenitischen rostfreien Stahl untersucht. Mit zunehmender Umformung konnte eine lineare Abnahme der Dichte festgestellt werden. Diese war unter Zug um einen Faktor von 1,8 größer als unter Druck (**Bild 2.9**). Außerdem wurde im Vergleich zur berechneten Dichteänderung aufgrund der entstandenen Versetzungen eine um den Faktor 4-6 größere Abnahme festgestellt. Als Grund dafür wurden während der Umformung entstandene Mikrorisse vermutet.

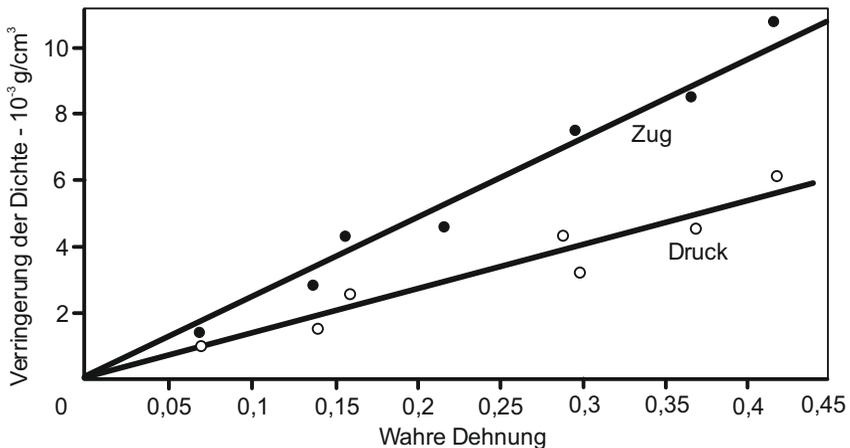


Bild 2.9: Abnahme der Dichte unter Zug und Druck für einen austenitischen rostfreien Stahl (Garofalo und Wriedt, 1962)

Ratcliffe (1965) stellt eine Methode zur Messung von kleinen Dichteunterschieden mittels des Archimedischen Prinzips vor und berichtet, dass Dichteänderungen von weniger als 10^{-6} festgestellt werden können. Schmitt et al. (1981) haben die Schädigung in Kupfer mithilfe der Dichteänderung während uniaxialer und biaxialer Zugversuche untersucht. Es konnte eine stärkere Schädigungsentwicklung im biaxialen Zugversuch festgestellt werden. Pardoen und Delannay (1998) haben mit Dichtemessungen die Schädigung an gekerbten Zugversuchen an Kupfer untersucht. Versuche vor und nach einer Wärmebehandlung haben im Gegensatz zu Garofalo und Wriedt (1962) gezeigt, dass für den untersuchten Fall das zusätzliche Volumen durch eine hohe Versetzungsdichte vernachlässigt werden kann. Lapovok (2002) hat die Dichtemessung erfolgreich zur Untersuchung der Schädigungsentstehung bei der Equal Channel Angular Extrusion von Al 6061 bei Raumtemperatur genutzt. Öchsner et al. (2001) haben die Dichtemessung genutzt, um das Porenvolumen in der Einschnürung bei Zugversuchen an Aluminium AlMgSi0.5 zu untersuchen. Es konnte eine Zunahme des Porenvolumenanteils von $f = 0,0005$ auf ca. $f = 0,005$ aufgrund eines deutlichen Anstiegs der Triaxialität beobachtet werden.

Elastizitätsmodul

Der Elastizitätsmodul wird von Lemaitre und Dufailly (1987) als sehr geeignetes Verfahren zur Charakterisierung der Schädigung bewertet. Die Voraussetzung ist eine sehr akkurate Dehnungsmessung. Im **Bild 2.10** ist die Entwicklung des Elastizitätsmoduls während eines Zugversuchs an Kupfer dargestellt (Lemaitre und Dufailly, 1987). Die Ermittlung des Elastizitätsmoduls erfolgte, indem die Steigung der Entlastungskurve während des unterbrochenen Zugversuchs gemessen wurde. Es wird beschrieben, dass so die beste Genauigkeit im Gegensatz zur Nutzung der Belastungskurve erzielt wird.

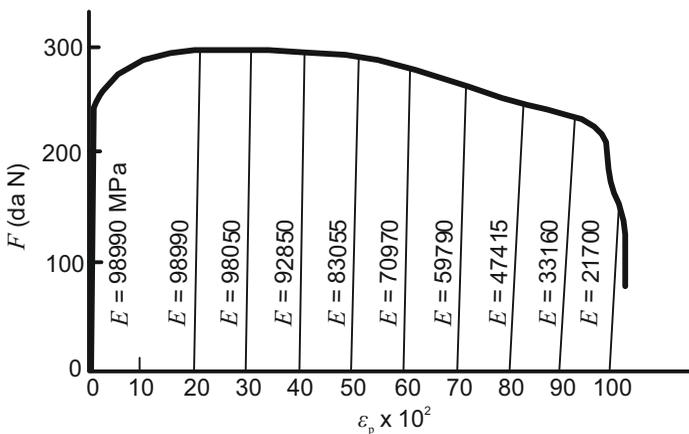


Bild 2.10: Entwicklung des Elastizitätsmoduls im Zugversuch an 99,99 %-igem Kupfer (nach Lemaitre und Dufailly, 1987)

Mashayekhi et al. (2007) haben den Elastizitätsmodul während eines Zugversuchs mittels Dehnungsmessstreifen bestimmt und eine Abnahme des Elastizitätsmoduls an einem A533-B1-Stahl von $E = 187$ GPa auf $E = 118$ GPa festgestellt. Zwischen dem Elastizitätsmodul während der Belastung und der Entlastung konnte eine maximale Abweichung von 2 % festgestellt werden. Münstermann et al. (2019) haben während eines Zugversuchs mit A₅₀-Proben aus DP1000 mit einem Extensometer eine Abnahme von ca. $E = 216$ GPa auf $E = 175$ GPa ermittelt. Bonora et al. (2011) beschreiben die Genauigkeit der Messungen der Steigung mit ± 5 %. Sie führen an, dass der Elastizitätsmodul auch ermittelt werden kann, indem die Geschwindigkeit der Ausbreitung von Ultraschallwellen gemessen wird. Auch die Messung der Veränderung der elektrischen Leitfähigkeit führen sie als Methode an und beurteilen die Genauigkeit dieser Verfahren als vergleichbar mit der Messung der Steigung. Sancho et al. (2016) haben die Schädigung mittels Elastizitätsmodulabnahme untersucht und mit Digital Image Correlation (DIC) verglichen. Hierbei stellten sie fest, dass sich DIC aufgrund der geringen Genauigkeit nicht eignet, um den Elastizitätsmodul zu bestimmen. Boccaccini und Boccaccini (1997) haben mittels einer Elastizitätsmodulmessung mit Ultraschall die Porosität in gesinteren Werkstoffen untersucht. Sie konnten dabei feststellen, dass bei dieser Methode nicht nur der Volumenanteil, sondern auch die Form der Poren einen Einfluss auf das Messergebnis haben. Gerstein et al. (2018) haben die Schädigung in einem DC04-Stahl untersucht und dafür den Elastizitätsmodul mit verschiedenen Methoden wie Zugversuchen, Resonanzmessungen sowie Ultraschallmessungen bestimmt und mit REM-Untersuchungen verglichen. Mit allen Methoden konnten vergleichbare Schädigungswerte ermittelt werden. Härtemessungen mittels Indentation als Methode, um Schädigung zu bewerten, beruht auf dem gleichen theoretischen Prinzip wie die Messung des Elastizitätsmoduls. Bei der Indentation kann ein Eindringmodul bestimmt werden. Die dazu genutzte Technik wurde von Oliver und Pharr (1992) angeregt und später von Guelorget et al. (2007) genutzt, um damit die Schädigung zu messen. Der Eindringmodul kann mit dieser Methode lokal gemessen werden, wodurch die Methode auch nach der Einschnürung z. B. im Zugversuch angewendet werden kann. Tasan et al. (2012) merken an, dass mikrostrukturelle Effekte den schädigungsbedingten Abfall der Härte und des Eindringmoduls signifikant beeinflussen. Aus diesem Grund werden in ihren Untersuchungen alle verformungsbedingten mikrostrukturellen Effekte durch eine Wärmebehandlung entfernt, die aber die Poren unbeeinflusst lässt.

Widerstandsmessung

Kumar et al. (2009) haben die Schädigungsparameter experimentell durch in situ Messung des Wechselstrompotenzials im Zugversuch bestimmt. Auch Zhang et al. (2014) haben die Schädigung in einem einachsigen Zugversuch mittels Wechselstrompotenzials untersucht und eine gute Übereinstimmung mit Mikrohärtmessungen erhalten. Das Verfahren wird hauptsächlich während Ermüdungsversuchen (Sun, 2004) und zur Untersuchung der Rissausbreitung (Tada et al., 1997) angewandt.

2.1.3 Einfluss von Schädigung auf die Leistungsfähigkeit

Während die Bauteileigenschaften, wie zum Beispiel Verfestigung, Eigenspannungen und Schädigung, unabhängig voneinander sind, wird die Leistungsfähigkeit bzw. das Bauteilverhalten von den Bauteileigenschaften bestimmt. Bisher wurde nur in sehr wenigen Arbeiten der Einfluss der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit gezeigt.

Wie im Kapitel 2.1.2 gezeigt, werden die elastischen Eigenschaften durch die Schädigung verändert (Lemaitre und Dufailly, 1987). Diese können auch eine Produkteigenschaft darstellen, wenn Steifigkeitsanforderungen gegeben sind.

Fayolle et al. (2014) haben gezeigt, dass die numerisch vorhergesagte Verbundfestigkeit von Stanznietverbindungen im Vergleich zum Experiment generell überschätzt wird. Durch Berücksichtigung der Schädigung konnte die Abweichung deutlich minimiert werden. Somit konnte gezeigt werden, dass die Verbindungsfestigkeit, welche die wichtigste Produkteigenschaft dieser Bauteilkategorie darstellt, von der Schädigung beeinflusst wird.

Auch die lokale Umformbarkeit von Kanten, welche mit dem Lochaufweitungsversuch gemessen wird, ist eine Produkteigenschaft, die von der Schädigung beeinflusst wird. Pathak et al. (2017) untersuchten den Einfluss der Lochherstellung durch Bohren und anschließendes Reiben im Vergleich zum Stanzen. Habibi et al. (2019) verglichen gestanzte und drahterodierte Löcher (**Bild 2.11**) und nutzten zusätzlich die Simulation. Es wurde festgestellt, dass bei den gestanzten Löchern die Kantenumformbarkeit aufgrund von Porenbildung verringert wird. In den Arbeiten von Yoon et al. (2016) wurde ebenfalls ermittelt, dass durch das Stanzen Schädigung eingebracht wird, die zum früheren Versagen im Lochaufweitungsversuch führt. Durch Laserschneiden kann die Schädigungsentwicklung in der Kante verhindert werden (Mohrbacher, 2013).

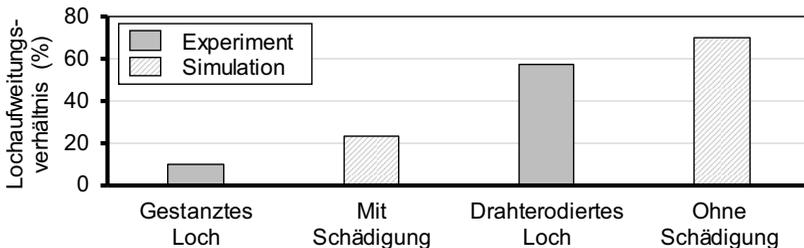


Bild 2.11: Einfluss der Schädigung auf das Lochaufweitungsverhältnis beim Stanzen von DP1000-Blechen (Habibi et al., 2019)

Besserer et al. (2016) untersuchten das Ermüdungsverhalten von Bauteilen, die durch Taumelschmieden hergestellt wurden. Sowohl der Umformprozess als auch eine anschließende zyklische Belastung im Einsatz führten zu einem Anstieg der Schädigung. Sie stellten fest, dass die Verfestigung einen positiven und die Schädigungsentwicklung einen negativen Effekt auf die Ermüdungsfestigkeit hat.

2.2 Fließpressen

Die Einteilung der Umformverfahren erfolgt nach DIN 8582 (2003) nach der Beanspruchung, die den plastischen Zustand herbeiführt (**Bild 2.12**).

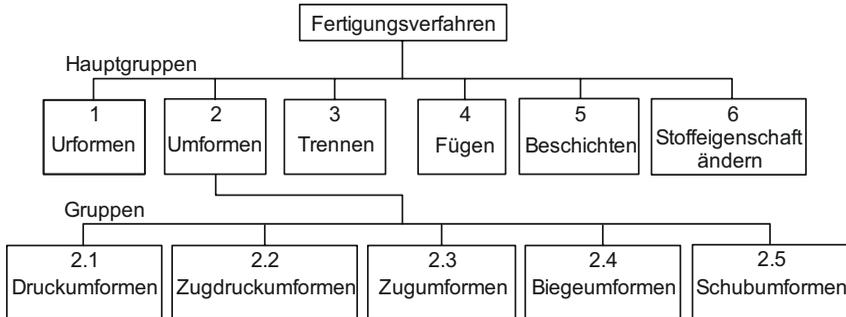


Bild 2.12: Einteilung der Umformverfahren (DIN 8582, 2003)

Nach DIN 8583-1 (2003) werden die Druckumformverfahren wiederum in Walzen, Freiformen, Gesenkformen, Eindrücken und Durchdrücken unterteilt. Die Druckumformverfahren sind dadurch definiert, dass der plastische Zustand im Wesentlichen durch ein- oder mehrachsige Druckbeanspruchung herbeigeführt wird. Beim Durchdrücken wird die Umformung des Rohteils nach Lange et al. (2008) allein durch einen Druckspannungszustand erzeugt. Das Fließpressen gehört nach DIN 8583-6 (2003) wie das Verjüngen und das Strangpressen zu den Durchdrückverfahren. Das Durchdrücken ist als Druckumformen eines Werkstücks durch teilweise oder vollständiges Hindurchdrücken durch eine formgebende Werkzeugöffnung unter Verminderung des Querschnitts oder des Durchmessers definiert.

Neben dem Stauchen und Gleitziehen gehört das Fließpressen zu den Kernverfahren der Kaltmassivumformung. Die Kaltmassivumformung ist dadurch gekennzeichnet, dass das Halbzeug zu Beginn des Umformprozesses bei Raumtemperatur vorliegt und nicht durch externe Energie erwärmt wird. Allerdings erwärmen sich die Bauteile durch Dissipation der Umformenergie und können nach der Umformung deutlich erhöhte Temperaturen aufweisen (Taylor und Quinney, 1934). Kaltmassivumgeformte Bauteile werden hauptsächlich als Verbindungselemente und Bauteile der Antriebstechnik genutzt (**Bild 2.13**).

Die Fließpressverfahren lassen sich nach ihrer Werkstückgeometrie und nach der Richtung des Werkstoffflusses einteilen. Bei der Einteilung nach der Geometrie wird zwischen Voll-, Hohl- und Napf-Fließpressen unterschieden. Bei Betrachtung der Richtung des Werkstoffflusses erfolgt die Unterteilung nach Vorwärts-, Rückwärts- und Querfließpressen (Lange et al., 2008). Meistens wird eine Kombination der verschiedenen Verfahren angewandt. Auch werden mehrstufige Prozessfolgen, oft in Kombination mit

anderen Verfahren der Kaltmassivumformung wie zum Beispiel dem Stauchen, Verjüngen oder Abstreckgleitziehen genutzt (Lange, 1988)



Bild 2.13: Kaltmassivumgeformte Bauteile (German Cold Forging Group, 2019)

Die Vorteile des Fließpressens gegenüber konkurrierenden Fertigungsverfahren nach Lange et al. (2008) sind im Folgenden dargestellt:

- Hohe Werkstoffausnutzung
- Hohe Mengenleistung
- Hohe Maß- und Formgenauigkeit
- Hohe Oberflächenqualität
- Ununterbrochener Faserverlauf
- Verbesserte Werkstoffeigenschaften durch Kaltverfestigung

Durch Fließpressverfahren werden Bauteile mit einer Masse pro Stück von 1 g bis ca. 15 kg hergestellt (VDI 3138, 1998).

Dem Kaltfließpressen wird eine hohe technisch-wirtschaftliche Bedeutung für die Fertigung hochwertiger Bauteile in großen Mengen zugesprochen. Je nach PKW werden ca. 40 bis 50 kg kaltmassivumgeformte Bauteile genutzt. Bei 25 bis 30 kg dieser Bauteile handelt es sich um hochbeanspruchbare Massivteile, die im Bereich des Getriebes, der Achsen und der Lenkung eingesetzt werden. Die restlichen 15 bis 20 kg sind auf Hohlteile und Befestigungsmittel zurückzuführen (Lange et al., 2008).

Pugh and Watkins (1961) beschreiben, dass die erste Nutzung eines Extrusionsprozesses Bramah of Sheffield zugeschrieben werden kann, die 1797 den Prozess zur Herstellung von Rohren aus Blei für die Verteilung von Bier genutzt haben. Das Fließpressen wurde Anfang des 19. Jahrhunderts zur Fertigung von Rohren und Geschosskörpern aus Blei eingesetzt (Lange, 1988). Seit 1886 ist das Kaltfließpressen von Hülsen und Tuben aus Blei und Zinn bekannt (Feldmann, 1959). Bereits im Jahre 1909 wurde in den USA von Hooker das Patent „Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung von Metallröhren für Patronenhülsen und dgl.“ angemeldet (Hooker, 1909). Dieses Verfahren beschäftigte sich hauptsächlich mit der Fertigung von Patronenhülsen aus Messing. Noch bis 1930 hielt man die Übertragung dieses Verfahrens auf Stahlwerkstoffe für unmöglich. 1934 wurde dann aber ein Patent zum Zinkphosphatieren von Rohlingen aus Stahl eingereicht, dass erstmals das Fließpressen von Stahlwerkstücken ermöglichte (Singer, 1934). Zu den Grundverfahren des Fließpressens gehören das Voll-Vorwärts-Fließpressen, Napf-Rückwärts-Fließpressen und das Querfließpressen. Im Folgenden liegt der Fokus auf dem Voll-Vorwärts-Fließpressen, da dies im Rahmen dieser Arbeit hauptsächlich genutzt wird.

2.2.1 Voll-Vorwärts-Fließpressen

Das Voll-Vorwärts-Fließpressen (VVFP) ist ein Fertigungsverfahren, bei dem ein Halbzeug bei Raumtemperatur mithilfe eines Stempels durch eine Matrize gedrückt wird, um den Querschnitt zu verringern (**Bild 2.14**).

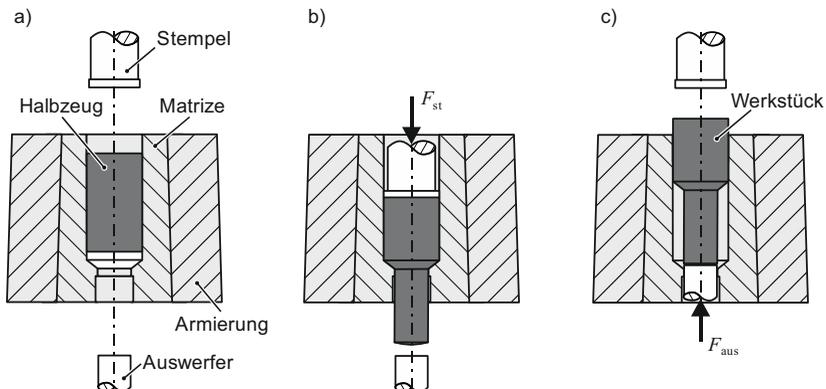


Bild 2.14: Prozessschritte beim Voll-Vorwärts-Fließpressen: a) Einlegen des Halbzeugs, b) Fließpressen und c) Auswerfen

Dabei wird das Halbzeug in einem Aufnehmer gegen Ausknicken und unkontrolliertes Aufstauchen abgestützt (Bild 2.14 a)). Nach dem Pressen des Bauteils wird der Stempel zurückgefahren und das fließgepresste Bauteil von einem Auswerfer aus der Matrize

gehoben (Bild 2.14 c)) (Lange et al., 2008). Beim Voll-Vorwärts-Fließpressen lassen sich die geometrischen Größen Umformgrad φ , Schulteröffnungswinkel 2α , Übergangsradien $r_{\text{ü}}$ und Freischlifflänge f variieren. Zusätzlich können durch Verwendung unterschiedlicher Schmiermittel verschiedene Reibwerte μ erreicht werden. Die Parameter sind im **Bild 2.15** dargestellt.

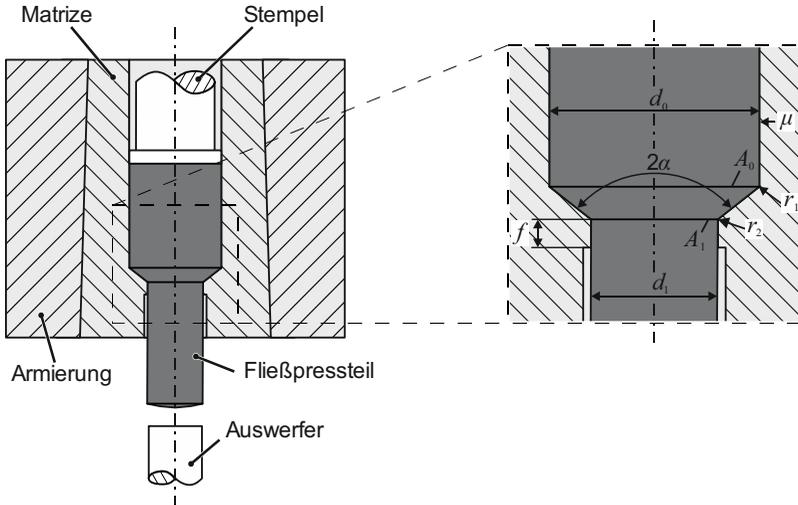


Bild 2.15: Prozessparameter beim Voll-Vorwärts-Fließpressen

Der Umformgrad beim Voll-Vorwärts-Fließpressen ist ein charakteristischer Kennwert und berechnet sich mithilfe der Querschnittsfläche des Halbzeugs A_0 bzw. des Ausgangsdurchmessers d_0 und der Querschnittsfläche des umgeformten Schafts A_1 bzw. des Enddurchmessers d_1 :

$$\varphi = \ln(A_0/A_1) = \ln(d_0^2/d_1^2) = 2 \cdot \ln(d_0/d_1). \quad (2.13)$$

Der Vergleichsumformgrad $\bar{\varphi}$ auf der Mittelachse entspricht exakt dem Kennwert φ . Der Vergleichsumformgrad $\bar{\varphi}$ nimmt von der Mittelachse zum Rand hin zu. Dies liegt an der Formänderungshistorie, die der Werkstoff in der Umformzone erfährt, da der Werkstoff in diesem Bereich zusätzlich gesichert wird. Im Randbereich kommt es zu einer axialen Stauchung, gefolgt von Scherung und anschließender axialer Streckung (Tekkaya, 1986).

Neben dem Umformgrad kann das Verhältnis von Halbzeugdurchmesser zum Schaftdurchmesser auch als bezogene Querschnittsänderung angegeben werden:

$$\varepsilon_A = \frac{A_0 - A_1}{A_0} = \frac{d_0^2 - d_1^2}{d_0^2}. \quad (2.14)$$

Die maximalen Werte der Umformgrade, die unter Berücksichtigung wirtschaftlicher Werkzeugstandmengen genutzt werden können, sind als Richtwerte in **Tabelle 2.2** dargestellt. Die Wahl des Werkzeugstahls, des Schmierstoffs und auch der Wärmebehandlung kann in Einzelfällen zu Abweichungen von den angegebenen Werten führen (VDI 3138, 1998).

Tabelle 2.2: Maximal mögliche Werte für ε_A und φ in Abhängigkeit des Werkstoffs (VDI 3138, 1998)

Umformbarkeit	Stahlwerkstoff	ε_A	φ
Gut umformbar	QSt32-3, Cq15	0,75	1,4
Schwerer umformbar	Cq35, 16MnCr5	0,67	1,1
Schwer umformbar	Cq45, 42CrMo4	0,6	0,9

Liegt der Umformgrad unter einem Wert von ca. 0,3, wird von Verjüngungen gesprochen. Das Verjüngen dient auch zur Verringerung des Durchmessers eines Werkstücks. Anders als beim Fließpressen kann allerdings auf einen Aufnehmer verzichtet werden. Die Umformkraft ist beim Verjüngen so gering, dass es nicht zu einem Ausknicken oder Aufstauchen des Werkstücks kommt.

Für die Verarbeitung von Stahl liegt der Schulteröffnungswinkel beim Voll-Vorwärts-Fließpressen in einem Bereich zwischen $2\alpha = 40^\circ$ und $2\alpha = 130^\circ$ (Klocke und König, 2006). Der optimale Schulteröffnungswinkel bezüglich einer minimalen Presskraft liegt bei $2\alpha = 90^\circ$ (Schmoeckel, 1966). Wird die Standmenge des Werkzeugs und die Maßhaltigkeit des Werkstücks betrachtet, liegt der optimale Schulteröffnungswinkel bei $2\alpha = 126^\circ$ (Lange et al., 2008). Die Freischlifflänge wird zwischen 2 mm und 5 mm gewählt (Klocke und König, 2006).

Übliche Schmierstoffe verfügen nicht über eine Druckbeständigkeit, die den hohen Flächenpressungen und Oberflächenvergrößerungen beim Fließpressen standhält. Ein Abreißen der Schmierstoffschicht beim Fließpressen führt sofort zu einer Kaltverschweißung des Werkstücks mit dem Werkzeug und zum Auftreten von Riefen. Meist werden Schmierstoffträgerschichten verwendet, auf die der Schmierstoff aufgetragen wird. Diese verbinden den Schmierstoff mit dem Halbzeug (ICFG, 1991). Der eigentliche Schmierstoff vermindert die Reibung. Für Stahlwerkstoffe werden meist Zink-Phosphatschichten als Trägerschicht eingesetzt (Bay, 1994) und Fließpressöle, Zinkseifen oder Molybdädisulfid (MoS_2) als Schmierstoffe (Lange et al., 2008). Dabei können folgende Reibzahlen erreicht werden: Seife auf Stahl $\mu < 0,05$, MoS_2 auf Stahl $\mu = 0,05$ und Öl auf Stahl $\mu = 0,125$ (Bowden et al., 1959). Aufgrund von ökologischen Aspekten

wird neuerdings versucht, auf Zink-Phosphatschichten zu verzichten und umweltfreundlichere Systeme zu etablieren (Bay et al., 2010).

Beim Fließpressen handelt es sich um einen quasistationären Prozess (Lange, 1988), da der Umformvorgang mit einem instationären Füllen des Werkzeugs beginnt und erst dann ein stationärer Zustand eintritt. Als Stromlinien werden Linien bezeichnet, die die Geschwindigkeitsvektoren als Tangente haben. Bahnlinien beschreiben hingegen den tatsächlich zurückgelegten Weg eines Materialpunktes (Spur und Söferle, 1984). Wenn die Stromlinien und Bahnlinien der Werkstückpunkte identisch sind, handelt es sich um einen stationären Prozess (Geiger, 1988). Im **Bild 2.16** sind der instationäre Bereich an der Zapfenspitze und der stationäre Bereich gut sichtbar. Eine starke Verzerrung im Randbereich ist zu beobachten (Lange et al., 2008).

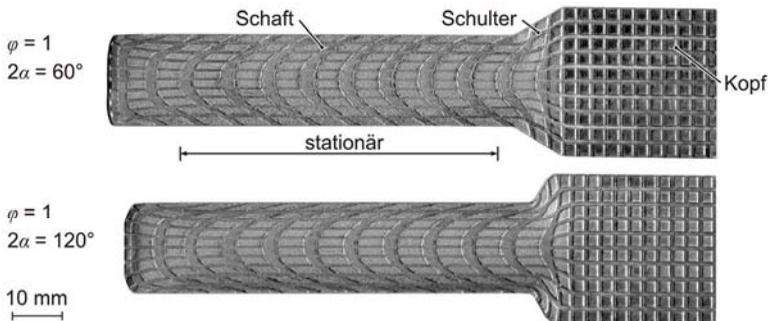


Bild 2.16: Werkstofffluss beim Voll-Vorwärts-Fließpressen von C15 (Ossenkemper, 2018)

Im **Bild 2.17** ist der charakteristische Kraftverlauf beim Fließpressen dargestellt. Sobald der Stempel auf das Halbzeug trifft, kommt es zu einem linearen Kraftanstieg durch das elastische Aufstauchen des Werkstoffs. Anschließend staucht das Halbzeug plastisch auf und die Umformzone wird gefüllt. Es wird angenommen, dass sich die Stirnfläche des Halbzeugs an die Schulter des Werkzeugs anlegt und schlechtere tribologische Bedingungen an der Stirnfläche zu einem Kraftmaximum führen. Nachdem die Stirnflächen die Matrize verlassen haben, geht der Prozess in einen quasistationären Zustand über. Die Reibung am Kopf des Fließpressteils nimmt mit zunehmender Umformung ab, wodurch es zu einer linearen Abnahme der Kraft kommt.

Zur Abschätzung der Umformkraft können die Kraftanteile (Siebel, 1932)

- Überwindung der Schulterreibung
- Überwindung der Wandreibung
- Überwindung der Schiebungsverluste
- Ideelle Umformkraft

addiert werden.

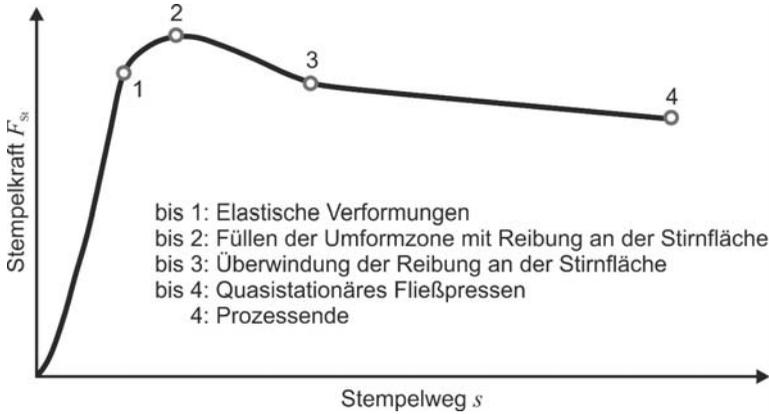


Bild 2.17: Kraftverlauf beim Voll-Vorwärts-Fließpressen (in Anlehnung an Lange et al., 2008)

Eine Bestimmung der Spannungszustände im Bereich der Umformzone kann nach der elementaren Plastizitätstheorie nach Sachs (1927) und Siebel (1932) erfolgen. Über den Stempel wird die Umformkraft auf das Werkstück aufgebracht. Es handelt sich um einen axialsymmetrischen Prozess, sodass der Spannungszustand mithilfe der Axial-, Radial- und Tangentialspannungen vollständig beschrieben werden kann (**Bild 2.18**). Die größte Axialspannung wird beim Einlaufen des Werkstoffs in die Umformzone erreicht. Anschließend fällt die Axialspannung bis auf einen Wert von null am Düsenaustritt ab. Mit dem Fließkriterium nach Tresca (1864) können die anderen Spannungskomponenten berechnet werden.

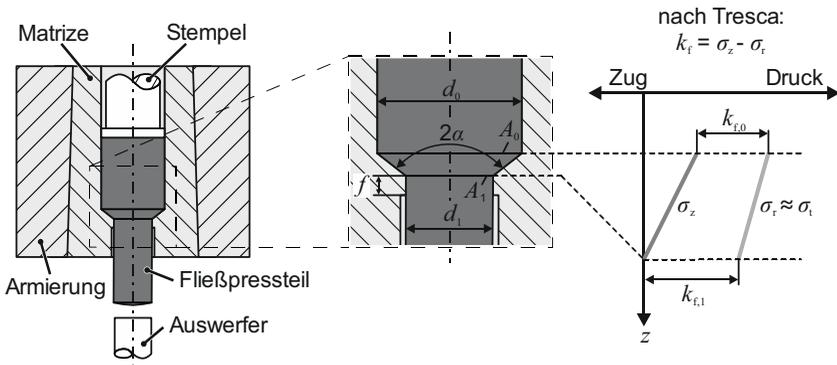


Bild 2.18: Spannungszustände in der Umformzone beim Voll-Vorwärts-Fließpressen (nach Lange, 1988)

Die elementare Plastizitätstheorie beruht auf einigen Annahmen, wie zum Beispiel der vernachlässigbaren elastischen Formänderung und der homogenen Umformung über ebene Querschnitte. Daher lassen sich die Spannungen lediglich näherungsweise bestimmen. Für eine Kraftabschätzung genügen diese Annahmen. Für genaue Aussagen über lokale Größen wie Spannungen, Dehnungen oder auch Versagensindikatoren genügen diese nicht (Roll und Tekkaya, 1993).

2.2.2 Mechanische Eigenschaften fließgepresster Bauteile

Die mechanischen Eigenschaften fließgepresster Bauteile sind bestimmt durch

- Verfestigung,
- Eigenspannungszustand,
- Faserverlauf,
- Werkstoff/Gefüge.

Die Streckgrenze, Bruchfestigkeit und die Härte können durch die Kaltverfestigung beim Fließpressen deutlich erhöht werden. Eine erhöhte Streckgrenze und Bruchfestigkeit kann in den Fertigteilen ausgenutzt werden, sodass auf eine Wärmebehandlung verzichtet werden kann. Auch die Eigenschaften der schlagartigen und schwingenden Beanspruchung werden verändert (Feldmann, 1959).

Ein Werkstück kann durch verschiedene Prozessfolgen hergestellt werden. Dabei kann die Streckgrenze in den einzelnen Bereichen des Bauteils durch den resultierenden Umformgrad und die damit verbundene Kaltverfestigung durch die Variation der Stufenfolge positiv beeinflusst werden (Schmoeckel, 1973). **Bild 2.19** zeigt unterschiedliche Umformgrad- und Streckgrenzenverteilungen für einen Schraubenrohling, der auf verschiedene Weisen hergestellt wird (VDI 3171, 1981). Es muss allerdings beachtet werden, dass nach DIN EN ISO 898-1 (2009) alle Schrauben der Festigkeitsklassen 8.8 und höher (Zugfestigkeiten über 800 MPa) vergütet werden müssen, wodurch die positiven Eigenschaftsänderungen durch die Kaltumformung verloren gehen. Die Verfestigung beeinflusst auch die Härte der Bauteile (Tekkaya und Lange, 2000). Hohe Oberflächenhärten werden zum Beispiel bei der Gegenlauffläche für Wellendichtringe benötigt (DIN 3760, 1996).

Der Festigkeitsanstieg durch Kaltverfestigung beim Fließpressen ist allerdings aufgrund des Bauschingereffekts auch von der Belastungsrichtung abhängig, sodass dieser bei der Prozessauslegung unbedingt berücksichtigt werden sollte (Kolpak et al., 2019). So haben zum Beispiel unterschiedliche Prozessrouten beim mehrstufigen Fließpressen von Nieten bei gleicher lokaler Umformung einen Einfluss auf die Festigkeit, welcher auf den Bauschingereffekt zurückzuführen ist (Narita et al., 2016).

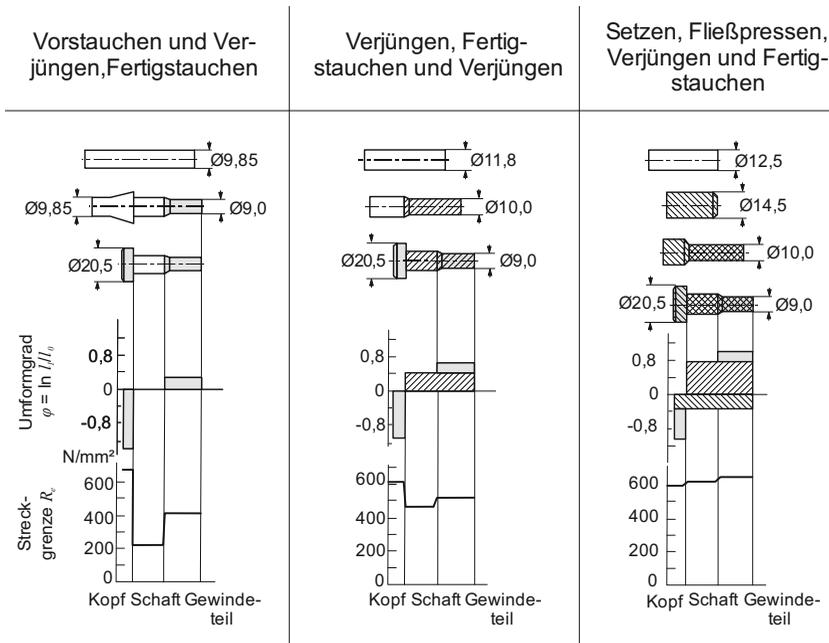


Bild 2.19: Streckgrenze in den einzelnen Bereichen eines Schraubenrohlings in Abhängigkeit des Umformverfahrens (VDI 3171, 1981) (Maße in mm)

Der Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter beim Voll-Vorwärts-Fließpressen auf das Ermüdungsverhalten wurde von Schwab und Lange (1985) untersucht. Für die Untersuchungen wurde der Werkstoff Ck15G genutzt. Die Untersuchungen wurden am quasistationär fließgepressten Schaft durchgeführt. Der Durchmesser der Halbzeuge wurde dementsprechend angepasst, sodass immer ein Schaftdurchmesser von 15 mm erzeugt wurde. Es wurden der Umformgrad und der Schulteröffnungswinkel variiert. Ein Lebensdauerbereich zwischen 10^3 und $2 \cdot 10^6$ Lastspielen wurde bei den Untersuchungen erreicht. Für variierende Umformgrade mit einem festen Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ konnte festgestellt werden, dass für höhere Umformgrade eine höhere Bruchschwingspielzahl erreicht wird. Es wurden die Umformgrade $\varphi = 0,5$, $\varphi = 0,9$, $\varphi = 1,2$ sowie $\varphi = 1,6$ untersucht. Gerade bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ werden im Vergleich zu den anderen Umformgraden deutlich geringere Bruchlastspielzahlen erreicht. Bei einem konstanten Umformgrad von $\varphi = 1,2$ wurde der Schulteröffnungswinkel 2α variiert. Kleinere Schulteröffnungswinkel liefern kleinere erreichbare Bruchlastspielzahlen. Die Beobachtungen wurden mit der Verfestigung der Bauteile und einer

unterschiedlichen Oberflächenstruktur erklärt. Eine Erweiterung der gewonnenen Ergebnisse wurde von Müller, Hager und Pöhlandt (1994) vorgestellt. Hier wurden zusätzlich Sinterstähle und Aluminium genutzt. Auch hier wurde die unterschiedliche Verfestigung als Haupteinflussfaktor benannt.

Hauttmann und Pessl (1950) haben die Kerbschlagzähigkeit eines „Al-beruhigten niedrigen Kohlenstoffstahls“ nach dem Fließpressen bei unterschiedlichen Formänderungen untersucht. Sie konnten bei einer bezogenen Querschnittsänderung von bis zu 50 % eine Abnahme der Kerbzähigkeit im Vergleich zum Ausgangszustand beobachten. Danach kam es wieder zu einem Anstieg (**Bild 2.20**). Nehl (1983) beobachtete an fließgepressten Wellen aus dem Werkstoff C15, dass ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,69$ ein Anstieg der Kerbschlagarbeit vorliegt.

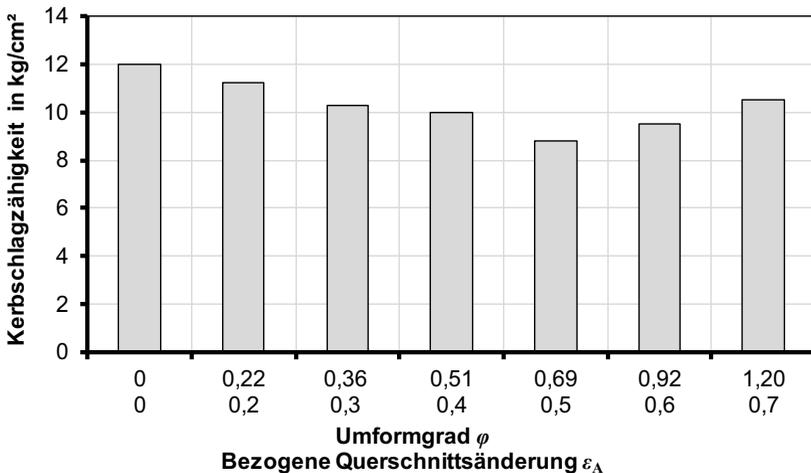


Bild 2.20: Einfluss des Umformgrads beim Fließpressen eines Al-beruhigten niedrigen Kohlenstoffstahls auf die Kerbzähigkeit (Hauttmann und Pessl, 1950)

Tekkaya (1986) hat die Eigenspannungen in kaltmassiv umgeformten Bauteilen numerisch, analytisch und experimentell untersucht. **Bild 2.21** zeigt die mittels FEM ermittelten Eigenspannungskomponenten im Schaft von Bauteilen, hergestellt durch das Voll-Vorwärts-Fließpressen, vor und nach dem Auswerfen. Der Auswerfvorgang reduziert die Eigenspannungen maßgeblich aufgrund der dabei auftretenden geringen Formänderungen, die zu einer Reduzierung der plastischen Inhomogenität führt.

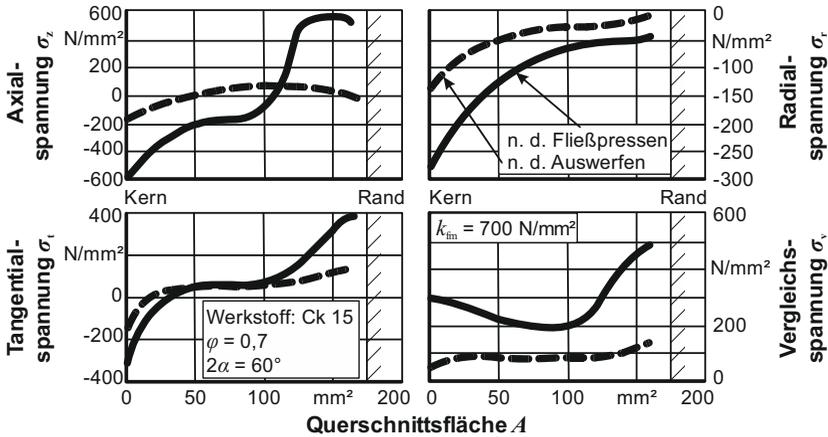


Bild 2.21: Eigenspannungen in fließgepressten Bauteilen vor und nach dem Auswerfen (nach Tekkaya, 1986)

Zur genauen Vorhersage der Eigenspannungen mittels numerischer Simulation muss das Verfestigungsverhalten des Werkstoffs möglichst exakt abgebildet werden. Suh et al. (1991) zeigen beispielsweise, dass die Berücksichtigung der kinematischen Verfestigung einen großen Einfluss auf die Vorhersage hat. Vorhandene Eigenspannungen in den Bauteilen können bei einer nachfolgenden Wärmebehandlung zu einem unerwünschten Verzug führen (Hering et al., 2017). Hohe Umformgrade führen zu Druckeigenspannungen und geringe Umformgrade ($\varphi < \text{ca. } 1,0$) zu Zugeigenspannungen an der Oberfläche (Tekkaya, 1986). Druckeigenspannungen in der Oberfläche führen zu einer Erhöhung der Dauerschwingfestigkeit (Dieter, 1961). Außerdem führen Druckeigenspannungen zum späteren Erreichen der Streckgrenze bei einer Zugbelastung. Liegen Zugeigenspannungen vor, wird die Streckgrenze früher erreicht (Muster, 1983). Spannungsrissskorrosion wird durch Zugeigenspannungen in der Oberfläche verursacht bzw. beschleunigt (Hiersig, 1995). Daher werden zum Beispiel Rohrleitungen oder Druckbehälter mit einem über der Streckgrenze liegenden Innendruck ausgesetzt, sodass nach der Entlastung Druckeigenspannungen vorliegen, die eine Rissbildung im späteren Einsatz verzögern bzw. verhindern (Greuling et al., 2006).

Die Ausrichtung der Kristallite in Fließrichtung wirkt sich positiv auf die Festigkeit aus. Dieser Faserverlauf entsteht durch den Werkstofffluss während der Umformung (Lange et al., 2008). Feldmann (1959) beschreibt, dass jeder Einschluss eine Unterbrechung des metallischen Zusammenhangs darstellt und daher die Faserrichtung auch die Eigenschaften wesentlich verändert. Die Festigkeit in Längsrichtung ist größer als in Querrichtung, sodass die Hauptbelastung entlang des Faserverlaufs ausgerichtet sein sollte (Morrison, 1975). Da die Fasern beim Fließpressen nur umgelenkt und nicht, wie bei

der spanenden Bearbeitung, geschnitten werden, verringert sich die Kerbempfindlichkeit, was zu verbesserten Festigkeitseigenschaften führt. Bereits 1958 konnte der Einfluss des Faserverlaufs auf die Rollkontaktermüdung ermittelt werden. Es konnte festgestellt werden, dass gehäuft Fehler auftreten, wenn große Winkel zwischen Faserverlauf und Oberfläche vorhanden sind. Bei parallelem Verlauf zur Oberfläche, wie nach dem Fließpressen, konnten die besten Ergebnisse erzielt werden (Carter, 1958). Schwab (1989) berichtet, dass der Einfluss der Faserorientierung einen Einfluss auf das statische und dynamische Bauteilverhalten hat. Daher sollte die Faserrichtung und Richtung der größten Zugbelastungen ausgerichtet sein. Ermüdungsversuche an Rundstäben aus Al-CuMg1 haben gezeigt, dass durch die Faserausrichtung Unterschiede von bis zu 25 % in der Bruchlastspielzahl auftreten.

2.3 Versagen beim Fließpressen

Versagen beim Fließpressen kann an den Werkzeugen und auch an den Bauteilen auftreten. Es gibt zwei typische Zonen, an denen die Bauteile versagen. Es treten Oberflächenrisse oder periodisch erscheinende, pfeilförmige Werkstofftrennungen im Inneren des Bauteils, sogenannte Chevron-Risse (**Bild 2.22**), auf (Breuer, 2007). Die Oberflächenrisse entstehen durch Scherung des oberflächennahen Werkstoffs im Matrizenaustritt, während Chevron-Risse im Inneren aufgrund eines hydrostatischen Zugspannungszustands in der Umformzone entstehen (Soyarslan et al., 2008). Im Folgenden wird der Stand der Kenntnisse zur Untersuchung von Versagen beim Fließpressen beschrieben.



Bild 2.22: Fließgepresstes Bauteil (Werkstoff: 100Cr6) mit Chevron-Rissen (nach Soyarslan et al., 2008)

2.3.1 Chevron- und Oberflächenrisse

Die Versagensfälle können aufgrund des gleichen Formänderungszustands sowohl beim Fließpressen als auch beim Drahtziehen auftreten. Beide Verfahren weisen eine vergleichbare formgebende Werkzeuggeometrie auf und unterscheiden sich lediglich im Ort der Kraftereinleitung (Lange, 1988). Daher werden beide Verfahren betrachtet.

Erste Untersuchungen zur Ausbildung von Oberflächenfehlern und Chevron-Rissen in kaltfließgepressten Bauteilen gehen auf Arbeiten von Jennison (1930) in den 1930er-

Jahren zurück. Remmers (1930) untersuchte im gleichen Jahr die Bildung von Chevron-Rissen beim Drahtziehen und führte als mögliche Gründe für die Entstehung von Chevron-Rissen Inhomogenitäten, wie Oxide und Sulfide, sowie eine ungleichmäßige Spannungsverteilung an. Er konnte feststellen, dass ein Zusammenhang zwischen dem Schulteröffnungswinkel und auch dem Oxidanteil beim Drahtziehen von Kupfer und dem Auftreten von Chevron-Rissen herrscht. Hohe Umformgrade in den einzelnen Stufen und somit weniger Umformschritte führen zu einer besseren Produktqualität. **Bild 2.23** zeigt Chevron-Risse mit unterschiedlich großen Poren zwischen den einzelnen Rissen.

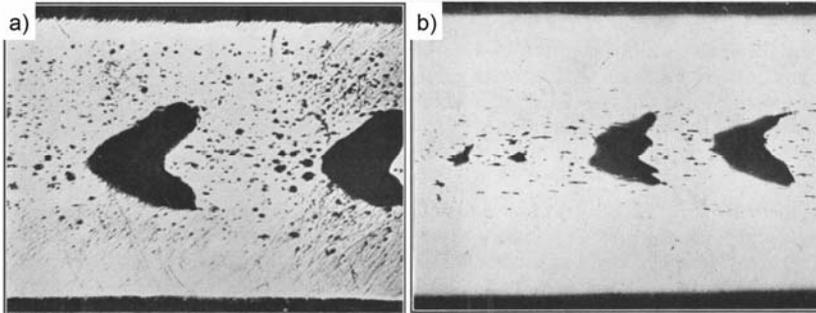


Bild 2.23: Chevron-Risse a) in Duralumin und b) in Kupferdraht (Remmers, 1930)

Tanaka (1952) berichtete, dass beim Drahtziehen im Randbereich eine Druckumformung und im Kern eine Zugumformung stattfindet und weist darauf hin, dass Zugumformungen eher zu einem Versagen führen. Anhand von Drahtziehversuchen konnte festgestellt werden, dass das Versagen an den Drähten an bereits vorhandenen Inhomogenitäten im Draht, wie zum Beispiel Einschlüssen, entsteht. Die Zugumformung führt zu einem Bruch dieser Einschlüsse. Chevron-Risse entstehen laut Tanaka aufgrund von unpassenden Prozessparametern, die nicht weiter spezifiziert werden.

Erste Versuche zur Vorhersage der Entstehung von Chevron-Rissen wurden für konische Matrizen für ein ideales (Avitzur, 1968a) und verfestigendes (Zimmerman und Avitzur, 1970) Fließverhalten in analytischen Arbeiten mithilfe der Oberen-Schranke-Methode unternommen. Es wurden Diagramme erzeugt, die die maximale prozentuale Querschnittsverminderung, bei der kein Versagen der Bauteile auftritt, über den Schulteröffnungswinkel für verschiedene Reibung und Verfestigung aufzeigen. Die Ergebnisse zeigen, dass ein hoher Umformgrad, kleine Schulteröffnungswinkel, ein großes Verfestigungspotenzial und geringe Reibung zur Vermeidung von Chevron-Rissen führen (**Bild 2.24**). Zimmerman et al. (1971) haben umfangreiche Experimente durchgeführt und konnten damit feststellen, dass die aufgestellten Diagramme gut mit den experimentellen Ergebnissen übereinstimmen. Hoffmann (1971) hat das Kriterium nach Cockcroft and Latham (1968) genutzt und konnte damit eine Übereinstimmung mit

durchgeführten Experimenten feststellen. Die dazu benötigten Spannungen und Dehnungen wurden mittels Gleitlinientheorie ermittelt.

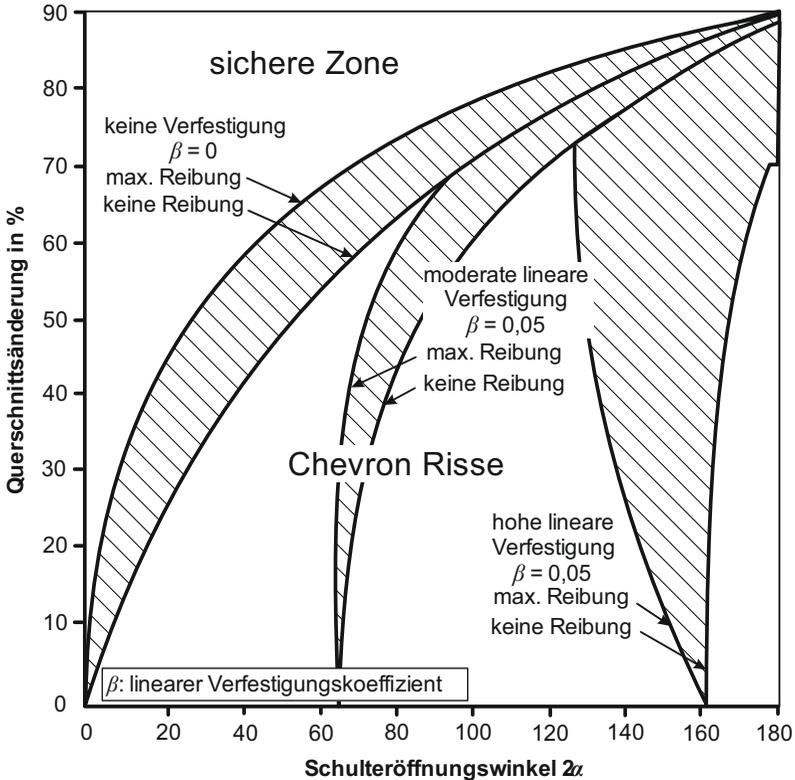


Bild 2.24: Grenzen der Parameter Umformgrad, Schulteröffnungswinkel, Reibung und Verfestigungsverhalten zur Vermeidung von Chevron-Rissen (nach Zimmerman et al., 1971)

Avitzur (1968b) erklärt die Bildung von Chevron-Rissen damit, dass die Umformzone die Mittelachse nicht erreicht. Dadurch wird der Werkstoff in einem sehr kleinen Bereich von der Eingangsgeschwindigkeit v_1 in die Matrize auf die Austrittsgeschwindigkeit v_2 beschleunigt und dabei auseinandergerissen, sodass ein Chevron-Riss entsteht (Bild 2.25).

Im Gegensatz zu den Ergebnisse von Avitzur (1968a) und Zimernan und Avitzur (1970) konnten Gurney und DePierre (1974) mit experimentellen Untersuchungen zum Fließpressen an einem AL-12Si zeigen, dass Chevron-Risse auftreten, wenn die Reibung gering ist. Eine hohe Reibung verhindert die Entstehung von Chevron-Rissen, da der Druckspannungszustand in der Umformzone verstärkt wird. Moritoki (1991) hat herausgefunden, dass eine hohe Reibung beim Drahtziehen eher zu einer Bildung von Chevron-Rissen führt, wobei eine hohe Reibung beim Fließpressen eine Chevron-Riss-Bildung verhindert.

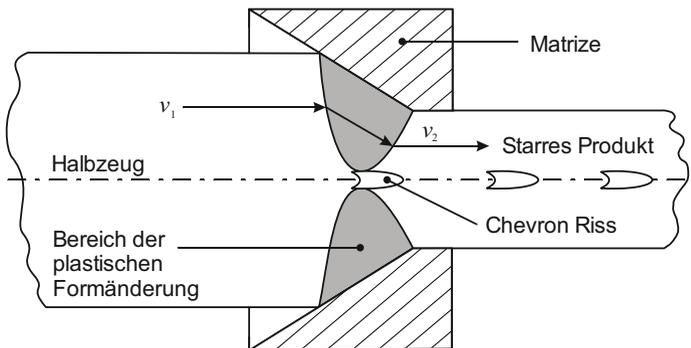


Bild 2.25: Entstehung von Chevron-Rissen (nach Avitzur, 1968b)

Tanaka und Yoshida (1979) stellten fest, dass mit steigendem Sauerstoffanteil und somit mehr Cu_2O -Einschlüssen in Kupferdrähten früher Versagen auftritt. Anhand von mikroskopischen Untersuchungen konnten sie zeigen, dass es zu Porenbildung an diesen Einschlüssen unter Zugspannung kommt und dies für das anschließende Versagen verantwortlich ist. Yoshida (2000) untersuchte den Bruch von feinen Drähten aufgrund von Einschlüssen im Draht. Er stellte fest, dass an den Einschlüssen aufgrund von lokalen Zugspannungen Ablösungen und Brüche entstehen.

Plancač (1990) untersuchte experimentell die Spannungsverteilung beim Voll-Vorwärts-Fließpressen von Stahl mit visioplastischen Methoden und Druckmessungen an der Pressbüchsenwand. Er konnte feststellen, dass nur in einem kleinen Bereich in der Nähe der Mittelachse positive Axial- und Radialspannungen auftreten können. In der restlichen Umformzone sind alle Spannungskomponenten negativ. Daher merkt er an, dass Risse eher auf der Mittelachse auftreten.

Erste numerische Untersuchungen zum Fließpressen wurden von Lee et al. (1977) durchgeführt, um die Spannungs- und Verformungsfelder während der Extrusion zu untersuchen. Schädigung und Versagen wurden allerdings nicht betrachtet. Aravas (1986) merkt an, dass das von Avitzur genutzte Verfahren äußerst willkürlich ist, da es keine Spannungsverteilungen oder Bruchursachen einbezieht. Aravas (1986) und Gelin et al.

(1985) haben daher Untersuchungen zur Entstehung und zum Wachstum von Poren an zweiten Phasen während des Fließpressens mittels FEM durchgeführt und dabei das Gurson-Modell (Gurson, 1977) verwendet. Anhand der experimentellen Daten von Zimerman et al. (1971) konnte Aravas (1986) zeigen, dass eine Vorhersage der Entstehung von Chevron-Rissen möglich ist. Er merkt an, dass jedes Kriterium zur Vorhersage von Chevron-Rissen den Spannungs- und Dehnungszustand berücksichtigen sollte und Versagensursachen, Werkstoffzusammensetzungen und bereits vorhandene Defekte mit einbezogen werden sollten.

Im Folgenden wurden verschiedene Modelle und Kriterien genutzt, um die Entstehung von Chevron-Rissen vorherzusagen. Alberti et al. (1993) haben das Versagenskriterium von Oyane et al. (1980) genutzt, um die Entstehung von Chevron-Rissen vorherzusagen. In den experimentellen Arbeiten wurde Ultraschall genutzt, um Chevron-Rissen zu detektieren und das Kriterium zu verifizieren. Venkata Reddy et al. (1996) haben das Hydrostatic Stress Criterion in numerischen Untersuchungen genutzt. Aufbauend auf Ergebnissen von Clift et al. (1990) wird angenommen, dass bei Vorhandensein positiver hydrostatischer Drücke auf der Mittelachse Chevron-Risse entstehen. Dabei konnte gezeigt werden, dass eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen von Alberti et al. (1993), Hoffmann (1971) und Yang et al. (1990) vorliegt. Ko und Kim (2000) haben das Versagenskriterium von Cockcroft und Latham (1968) genutzt, um die Entstehung von Chevron-Rissen zu untersuchen. Auch Liu und Chung, (1990) haben das Kriterium genutzt und konnten zeigen, dass höhere Reibung Chevron-Risse verhindert. Choi et al. (2010) haben das Versagenskriterium zusammen mit einer Methode zur Elementlöschung genutzt, um die Größe und den Abstand der einzelnen Risse vorherzusagen. Hambli und Badie-Levet (2000) haben das Lemaitre-Modell (1985) zur Untersuchung des Fließpressens genutzt.

Lim und Dunne (1997a) haben mittels FEM die Entstehung von Chevron-Rissen bei partikelverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffen untersucht und konnten dabei feststellen, dass auch an der Oberfläche Schädigung entsteht, die zu Rissen führen kann. In späteren Untersuchungen (Lim und Dunne, 1997b) konnten sie dann zeigen, dass hohe Querschnittsänderungen zusammen mit Reibung den Effekt haben, dass das Versagen nicht mehr in der Mitte des Bauteils, sondern an der Oberfläche auftritt.

Komori (2003) hat die Entstehung von Chevron-Rissen beim Drahtziehen an Kupfer mit den verschiedenen Versagenskriterien untersucht. Er konnte feststellen, dass die Kriterien von Gurson (1977) und Oyane et al. (1980) gut mit den experimentellen Untersuchungen übereinstimmen. Einigermaßen konnte eine Übereinstimmung der Kriterien von Cockcroft and Latham (1968) und Brozzo et al. (1972) mit den Experimenten gezeigt werden und das Kriterium von Freudenthal (1950) zeigte keine Übereinstimmung.

Eine chronologische Zusammenfassung der Modellierungsansätze der Schädigungsentstehung liefert (**Tabelle 2.3**) Soyarslan et al. (2008).

Tabelle 2.3: Übersicht über die numerischen Untersuchungen des Versagens beim Fließpressen (FP) und Drahtziehen (DZ) nach Soyarslan et al. (2008)

Quelle	Prozess	Berücksichtigung von		Modellierung des Risses
		Temperatur	Reibung	
Aravas (1986)	FP	-	-	-
Liu und Chung (1990)	FP	-	x	-
Giardini et al. (1995)	FP	-	x	-
Ceretti et al. (1997)	FP	x	x	x
Lim und Dunne (1997a)	FP	-	-	-
Lee und Hahm (1997)	FP/DZ	-	x	-
Gelin et al. (1985)	FP	-	-	-
Choi et al. (1998)	FP	-	-	-
Srikanth und Zabarar (1999)	DZ	x	x	-
Komori (1999)	DZ	-	x	x
Ko und Kim (2000)	FP/DZ	-	x	-
Hambli und Potiron (2000)	FP	-	x	-
Venkata Reddy et al. (1996)	DZ	-	x	-
Komori (2003)	DZ	-	x	x
Saanouni et al. (2004)	FP	-	x	x
McCallen und Phelan (2005)	DZ	-	x	x
Camacho et al. (2006)	DZ	-	-	-
McVeigh und Liu (2006)	FP	x	x	x
McAllen und Phelan (2007)	DZ	-	x	x

Die Studien zeigen insgesamt, dass das Versagen im Bauteilkern durch positive hydrostatische Spannungen in der Umformzone hervorgerufen wird. Insgesamt konnte festgestellt werden, dass durch die Wahl folgender Parameter Chevron-Risse vermieden werden können:

- Hohe Umformgrade
- Geringe Schulteröffnungswinkel
- Hohe Reibung beim Fließpressen oder geringe Reibung beim Drahtziehen
- Hohes Verfestigungspotenzial des Werkstoffs

2.3.2 Möglichkeiten zur Versagensvermeidung

Im Bereich des Fließpressens zielten nur wenige Studien auf die Entwicklung einer Technologie zur Reduktion der Schädigung ab. Meist wurde versucht, das Formänderungsvermögen zu erhöhen, um so ein Versagen der Werkstücke während der Umformung zu vermeiden.

Die häufigste Vorgehensweise beinhaltet das Überlagern eines hydrostatischen Druckspannungszustands. Laut Bridgman (1952) verändert die Überlagerung eines hydrostatischen Drucks das Formänderungsvermögen der Werkstoffe. Dabei wird eine Ver-

zögerung der Keimbildung, des Wachstums und der Vereinigung von Mikrorissen genutzt, um eine Erhöhung der Duktilität zu erzielen (Peng et al., 2009). Experimentelle Untersuchungen von Wagener und Haats (1995) zeigen, dass durch das Aufbringen von Gegendruck ein höherer hydrostatischer Druck in der Umformzone erzeugt werden kann. Durch diese Maßnahme wird die Umformbarkeit des Werkstoffs beim Fließpressen, aufgrund der Verschiebung der gemittelten Spannung in den Druckbereich, erhöht. Somit können sogar relativ spröde Werkstoffe, wie Metallmatrix-Verbundwerkstoffe mit einer Aluminiummatrix und verstärkenden Siliciumcarbid-Partikeln, rissfrei umgeformt werden.

Soyarslan und Tekkaya (2009) zeigen, dass die Aufbringung von Gegendruck effektiv der Entstehung von Chevron-Rissen im Kern entgegenwirkt. **Bild 2.26** zeigt den numerisch ermittelten Einfluss von Gegendrücken von $p_G = 0$ bis $p_G = 200$ MPa ohne Reibung. Bei Drücken von $p_G = 200$ MPa (27 % der Anfangsfließspannung) wird die Rissbildung vollständig unterdrückt.

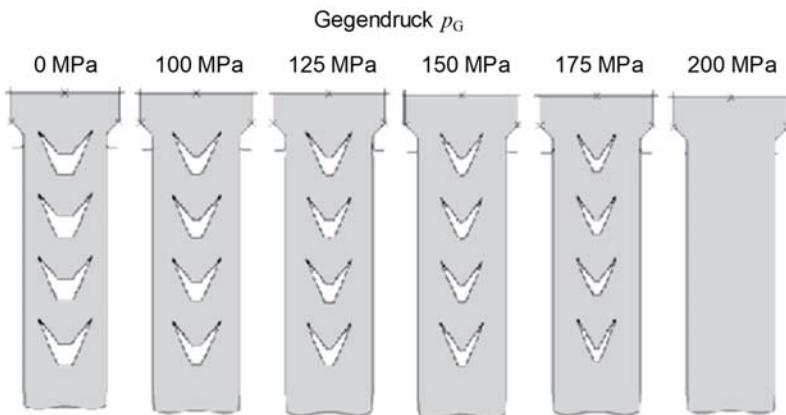


Bild 2.26: Unterdrückung der Bildung von Chevron-Rissen mittels Gegendruck (nach Soyarslan und Tekkaya, 2009)

Eine weitere Möglichkeit, das Formänderungsvermögen der Werkstücke zu erhöhen und somit Risse zu vermeiden, ist das Umformen bei erhöhten Temperaturen. Mit zunehmender Temperatur erhöht sich das Formänderungsvermögen der Werkstoffe aufgrund von Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen. Die Rekristallisationsvorgänge werden neben der Temperatur auch von der Formänderung und der Einwirkdauer der Temperatur beeinflusst. Bis zu Temperaturen von ca. $T = 300$ °C kann bei den meisten Stählen kein wesentlicher Einfluss auf die Fließspannung und das Formänderungsvermögen festgestellt werden (Breuer, 2007). Um höhere Temperaturen zu erreichen, findet in der industriellen Praxis eine vorgelagerte Erwärmung der Halbzeuge außerhalb der

Presse statt. Klocke et al. (2013) zeigen, dass es möglich ist, durch eine prozessbegleitende elektrische Widerstandserwärmung Chevron-Riss-anfällige Bereiche lokal zu erwärmen und so eine rissfreie Fertigung von Fließpressteilen zu ermöglichen.

2.4 Fazit

Duktile Schädigung entsteht aufgrund von ungünstigen Spannungszuständen im Werkstoff. Der Spannungszustand kann mittels Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter beschrieben werden. Der Lode-Winkel-Parameter charakterisiert den deviatorischen Anteil der Spannung. Die Triaxialität gibt den dimensionslosen hydrostatischen Druck an. Eine positive Triaxialität führt zu einer Entwicklung von Schädigung. Die Schädigung kann final zum Bruch und somit zum Versagen führen. Der Einfluss der Schädigung in Form von Poren auf die Produkteigenschaften von Bauteilen wurde bisher nicht quantitativ und vor allem nicht isoliert betrachtet. Im Bereich des Fließpressens wurde nur eine makroskopische Betrachtung des Versagens durchgeführt. Es wurde untersucht, welche Prozessparameter zum Versagen führen, und es wurde versucht, dieses Versagen vorherzusagen. Die Vorstufen des Versagens, der Prozess der duktilen Schädigung in Form von Entstehung, Wachstum und Vereinigung der Poren wurden nicht betrachtet. Somit fehlt auch das Verständnis, welche Auswirkungen die vorhandenen Poren auf die Produkteigenschaften in der Anwendung haben.

3 Zielsetzung

Die Umformung metallischer Werkstoffe kann abhängig vom vorherrschenden Spannungszustand eine Schädigungsentwicklung hervorrufen. Diese duktile Schädigung ist gekennzeichnet durch die Stadien Porenentstehung, Porenwachstum und Porenvereinigung. Bekanntermaßen setzt Schädigung vor allem bei Vorliegen positiver hydrostatischer Spannungen ein.

Beim Fließpressen gibt es bisher lediglich Untersuchungen, wie die mechanischen Eigenschaften fließgepresster Bauteile durch Eigenspannungen, Kaltverfestigung oder den entstehenden Faserverlauf verändert werden. Die umforminduzierte Schädigung, als Einflussfaktor auf die Eigenschaften der produzierten Bauteile, wird nicht betrachtet. Bisher wurde lediglich angestrebt, ein Versagen, das vor allem in Form von Chevron-Rissen eintritt, vorherzusagen oder zu vermeiden. Dies kann beispielsweise durch Aufbringung eines externen Gegendrucks erfolgen, wodurch der hydrostatische Druck in der Umformzone vergrößert wird.

Die Schädigung wird durch den im Fließpressprozess auftretenden Lastpfad beeinflusst. Genaue und allgemeingültige Kenntnisse über den Einfluss einer Lastpfadänderung auf die Schädigungsentstehung, zum Beispiel durch eine Variation der Prozessparameter oder eine alternative Prozessroute, auf die Schädigungsentwicklung sind im Stand der Kenntnisse bisher nicht hinreichend und systematisch erarbeitet worden. Aus diesem Grund findet die Schädigungsentwicklung entlang der Prozesskette bei der Auslegung von Produkten und Prozessrouten bislang keine Berücksichtigung.

Das Ziel ist es, die Schädigungsentwicklung beim Kaltfließpressen zu analysieren, vorherzusagen und kontrollierbar zu machen und die Auswirkung der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit der produzierten Bauteile zu ermitteln. Dazu sollen die im **Bild 3.1** beschriebenen Teilziele mit den dargestellten Methoden erreicht werden.

Es soll untersucht werden, inwieweit sich der Lastpfad beim Fließpressen beeinflussen lässt. Dazu wird anhand des Voll-Vorwärts-Fließpressens der Einfluss geometrischer und prozesstechnischer Parameter (Umformgrad, Schulteröffnungswinkel, Übergangsradien, Reibung) sowie der Einfluss unterschiedlicher Prozessrouten (zum Beispiel mehrstufig und/oder mit Gegendruck) auf den Lastpfad analysiert.

Anschließend wird der Einfluss des Lastpfads auf die Schädigung untersucht. Dazu wird numerisch der Einfluss der Lastpfade auf eine ideale Pore untersucht. Zur Charakterisierung der umgeformten Bauteile werden mikroskopische Verfahren und Dichtemesungen genutzt.

Der Einfluss der Schädigung vor Auftreten eines Risses auf die Leistungsfähigkeit wird ermittelt. Dazu sind andere Einflüsse, wie Eigenspannungen und Verfestigung, auf die Leistungsfähigkeit von dem Einfluss der Schädigung zu separieren. Es werden Versuche zur Bestimmung des zyklischen Verhaltens, der Kerbschlagarbeit und der Steifigkeit

sowie der statischen Festigkeit durchgeführt. Zuletzt wird die Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse gezeigt.

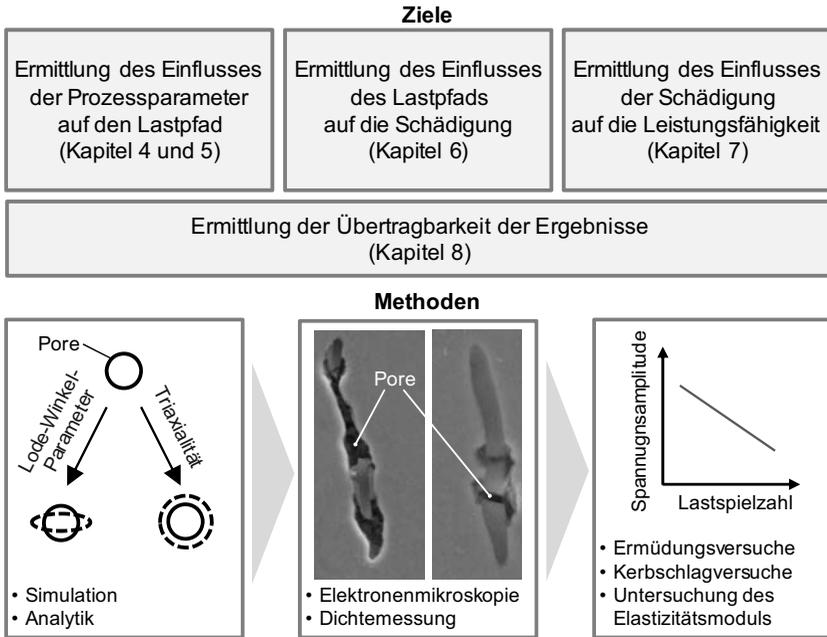


Bild 3.1: Ziele und Methoden

Aufbauend auf dem Verständnis der Wirkzusammenhänge zwischen Prozess, Schädigung und der Leistungsfähigkeit kann die gezielte Auslegung von Prozessrouten erfolgen, welche die Herstellung von Fließpressbauteilen mit definierter, einsatzangepasster Schädigung erlaubt. Dies ermöglicht es, den Sicherheitsfaktor zu reduzieren und Gewicht einzusparen.

4 Lastfaden beim Voll-Vorwärts-Fließpressen

Im Folgenden wird zunächst der Spannungszustand beim Fließpressen analytisch betrachtet. Anschließend wird das genutzte FEM-Modell zur Simulation des Voll-Vorwärts-Fließpressens erläutert und der Einfluss der Prozessparameter auf die resultierenden Lastpfade untersucht.

4.1 Analyse des Spannungszustands beim Voll-Vorwärts-Fließpressen

Zur Bestimmung des Spannungszustandes entlang der Mittelachse beim Voll-Vorwärts-Fließpressen werden zuerst die Inkremente der wahren Dehnung $d\varepsilon_{ij}$ betrachtet. Wenn das Koordinatensystem gemäß **Bild 4.1** gewählt wird, können die Dehnungsinkremente in den drei Hauptrichtungen r , z und t definiert werden.

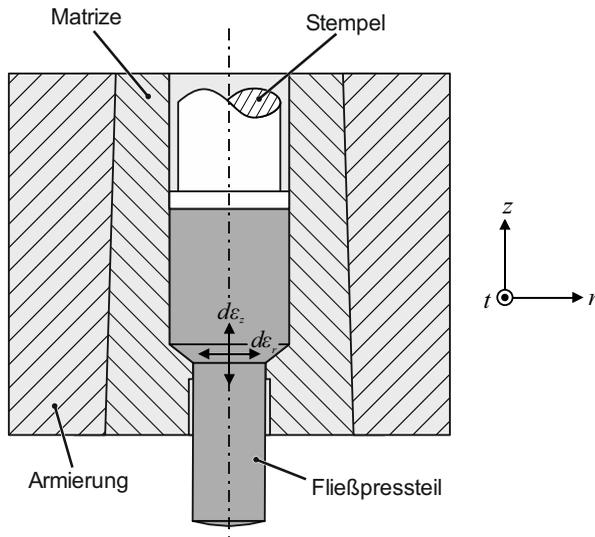


Bild 4.1: Dehnungsinkremente und genutztes Koordinatensystem

Entlang der Mittelachse existieren keine Schubspannungen. Daraus folgt, dass die Komponenten des Tensors der wahren Dehnungsinkremente eines Materialpunktes auf der Mittelachse wie folgt angegeben werden können:

$$d\varepsilon_{ij} = \begin{pmatrix} d\varepsilon_z & 0 & 0 \\ 0 & d\varepsilon_r & 0 \\ 0 & 0 & d\varepsilon_t \end{pmatrix}. \quad (4.1)$$

Aufgrund der Axialsymmetrie folgt, dass die Dehnungsinkremente auf der Mittelachse in Radial- und Umfangsrichtung gleich sein müssen ($d\varepsilon_r = d\varepsilon_t$), was zu folgendem Dehnungstensor führt:

$$d\varepsilon_{ij} = \begin{pmatrix} d\varepsilon_z & 0 & 0 \\ 0 & d\varepsilon_r & 0 \\ 0 & 0 & d\varepsilon_r \end{pmatrix}. \quad (4.2)$$

Aufgrund von Volumenkonstanz bei plastischer Deformation muss die Summe der Dehnungsinkremente null betragen

$$\sum d\varepsilon_i = 0. \quad (4.3)$$

Die Kontraktion der Querschnittfläche führt zu $d\varepsilon_r = d\varepsilon_t < 0$ und damit nach Gleichung 4.3 zu $d\varepsilon_z = -2d\varepsilon_r > 0$, sodass daraus folgt:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_r \begin{pmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}. \quad (4.4)$$

Der deviatorische Spannungstensor σ'_{ij} steht über die Levy-Mises-Fließregel im Zusammenhang mit den Dehnungsinkrementen $d\varepsilon_{ij}$:

$$d\varepsilon_{ij} = d\lambda \cdot \sigma'_{ij}, \quad (4.5)$$

Dabei ist $d\lambda$ der plastische Multiplikator, eine nicht negative reale Zahl. Es folgt, dass beim Voll-Vorwärts-Fließpressen die Spannungskomponente in axialer Richtung immer die algebraisch größte ist. Für die Hauptspannungen folgt daher:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_z & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_r & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_r \end{pmatrix}. \quad (4.6)$$

Die Spannungskomponenten können in ihren deviatorischen σ'_{ij} und ihren hydrostatischen Anteil σ_h zerlegt werden. Für die hydrostatische Spannung gilt:

$$\sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_z + 2\sigma_r). \quad (4.7)$$

Durch Subtraktion der hydrostatischen Spannung vom Gesamtspannungstensor können die deviatorischen Spannungskomponenten ermittelt werden:

$$\sigma'_{ij} = \frac{1}{3}(\sigma_z - \sigma_r) \begin{pmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}. \quad (4.8)$$

Unter der Annahme eines isotropen Fließkriteriums (zum Beispiel von Mises oder Tresca) kann die Fließspannung k_f auf der Mittelachse berechnet werden:

$$k_f = \sigma_z - \sigma_r. \quad (4.9)$$

Durch Einfügen der Gleichung (4.9) in Gleichung (4.7) und Gleichung (4.8) können die hydrostatischen und deviatorischen Spannungskomponenten wie folgt beschrieben werden:

$$\sigma_h = \frac{k_f}{3} + \sigma_r, \quad (4.10)$$

$$\sigma'_{ij} = \frac{1}{3}k_f \begin{pmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}. \quad (4.11)$$

Im Vergleich zum Voll-Vorwärts-Fließpressen ergeben sich für einen einachsigen Zugversuch folgende Hauptspannungskomponenten:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_z & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}. \quad (4.12)$$

Mit $\sigma_z = k_f$, ergeben sich folgende hydrostatische und deviatorische Spannungskomponenten:

$$\sigma_h = \frac{k_f}{3}, \quad (4.13)$$

$$\sigma'_{ij} = \frac{1}{3}k_f \begin{pmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}. \quad (4.14)$$

Es kann folglich gezeigt werden, dass auf der Mittelachse beim Voll-Vorwärts-Fließpressen und für einen einachsigen Zugversuch der gleiche deviatorische Spannungszustand erreicht wird. Entgegen der Einordnung des Voll-Vorwärts-Fließpressens als Druckumformverfahren (Abschnitt 2.2) unterscheiden sich die Spannungszustände beim Voll-Vorwärts-Fließpressen und beim Zugversuch lediglich durch den Anteil der

Radialspannungen in der hydrostatischen Spannung. Beim Voll-Vorwärts-Fließpressen treten bei hohen Umformgraden hohe negative Radialspannungen σ_r auf. Aufgrund der großen resultierenden hydrostatischen Drücke kann die Schädigungsevolution beim Fließpressen unterdrückt werden, wodurch eine hohe Umformbarkeit des Werkstoffs gegeben ist und Umformgrade von $\varphi = 1,6$ und höher erreicht werden können. Durch die Auswahl unterschiedlicher Prozessparameter kann der hydrostatische Druck variiert werden. Die genaue Höhe des hydrostatischen Drucks kann jedoch nicht mit ausreichender Genauigkeit analytisch vorhergesagt werden, sodass numerische Methoden erforderlich sind.

4.2 Numerische Modellierung

Zur Erarbeitung eines grundsätzlichen Verständnisses für die Wechselwirkung zwischen den beim Fließpressen veränderlichen Prozessparametern und dem sich einstellenden Lastpfad wird eine numerische Analyse durchgeführt. Zunächst werden das Materialmodell sowie die Simulationsmodelle vorgestellt. Anschließend wird der Einfluss der Prozessparameter auf den Lastpfad aufgezeigt.

4.2.1 Materialmodell

Die numerischen Untersuchungen wurden auf Grundlage des Einsatzstahls 16MnCrS5 durchgeführt. Der Werkstoff wurde in Form von Stangenmaterial zur Verfügung gestellt und liegt in einem Ferrit-Perlit-Gefüge vor. Dieses Gefüge wurde durch ein FP-Glügen eingestellt. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs ist in **Tabelle 4.1** dargestellt.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung von 16MnCrS5 in Massen-%
(Georgsmarienhütte, 2012)

Material Nr.	Name	Analyse				
		C	Si	Mn	S(max)	Cr
1.7139	16MnCrS5	0,14-0,19	≤0,4	1,0-1,3	0,02-0,04	0,8-1,1

Zur realistischen Abbildung des plastischen Verhaltens in der Umformsimulation werden temperaturabhängige Fließkurven genutzt. Aufgrund des vorteilhaften hydrostatischen Spannungszustandes können durch Zylinderstauchversuche Fließkurven bis zu einem Umformgrad von ca. $\bar{\varphi} = 0,7$ ermittelt werden. Eine zylindrische Probe wird dabei zwischen zwei parallelen Stauchbahnen gestaucht. Der Versuchsablauf des Zylinderstauchversuchs ist nach DIN 50106 (2016) genormt.

Zur Abbildung des Werkstoffverhaltens des verwendeten Werkstoffs 16MnCrS5 wurden Zylinderstauchversuche bei Temperaturen von $T = 20\text{ °C}$, $T = 200\text{ °C}$ und $T = 400\text{ °C}$ und einer konstanten Dehnrates von $\dot{\varphi} = 0,0067\text{ 1/s}$ durchgeführt (**Bild 4.2**). Die genutzten Proben hatten eine Höhe von $h_0 = 15\text{ mm}$ und einen Durchmesser von $d_0 = 10\text{ mm}$. Aufgrund der Einschränkungen des Zylinderstauchversuchs durch das auftretende Ausbauchen der Probe konnten nur Fließkurven bis zu einem Umformgrad von $\bar{\varphi} = 0,7$ ermittelt werden. In der Massivumformung treten teilweise deutlich höhere Umformgrade auf, als mit dem Zylinderstauchversuch erfasst werden können. Aus diesem Grund werden Extrapolationsansätze verwendet. Die Kurven wurden mit dem Ansatz nach Swift (1952) extrapoliert.

Ergebnisse von Doege et al. (1986) zeigen, dass für den Werkstoff 16MnCr5 unterhalb von Dehnrates von $\dot{\varphi} = 8\text{ 1/s}$ keine signifikante Dehnratesabhängigkeit vorliegt. Im relevanten Temperaturbereich bis $T = 400\text{ °C}$ liegen die Unterschiede in der Fließspannung aufgrund von unterschiedlichen Dehnrates im Bereich von 2,5 %. Daher wurde die Dehnratesabhängigkeit in den Untersuchungen nicht berücksichtigt, da keine größeren Bereiche höhere Dehnrates erfahren.

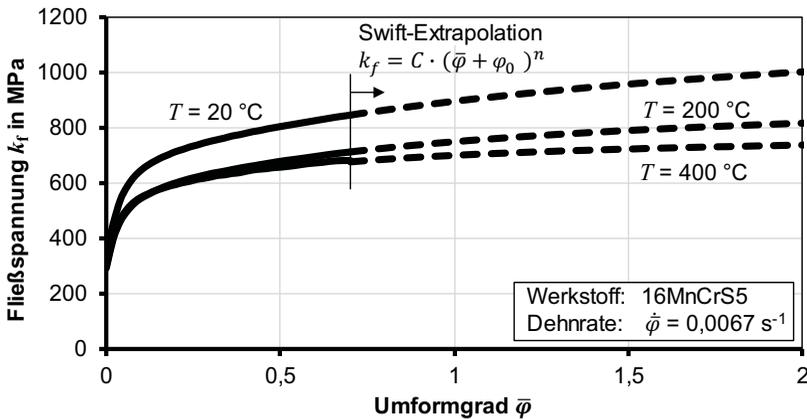


Bild 4.2: Temperaturabhängige Fließkurven, ermittelt in Zylinderstauchversuchen für den Werkstoff 16MnCrS5

Die Anfangstemperatur des Werkstücks und der Matrize wurde auf $T = 20\text{ °C}$ festgelegt. Während der Umformung entsteht durch Reibung und plastische Umformung Wärme. Es wird angenommen, dass 90 % der plastischen Formänderungsarbeit in Wärme umgewandelt wird.

Alle weiteren Kennwerte, die für die Simulation genutzt wurden, sind aus der Datenbank von Simufact.Forming entnommen und in **Tabelle 4.2** dargestellt.

Tabelle 4.2: Verwendete Kennwerte zur Simulation

Kennwert	Wert	Einheit
Elastizitätsmodul E	210	GPa
Poissonzahl ν	0,3	
Dichte ρ	7850	kg/m ³
Thermischer Ausdehnungskoeffizient α_t	$1,5 \cdot 10^{-5}$	1/K
Spezifische Wärmekapazität c	420	J/(kg·K)
Thermische Leitfähigkeit κ	46	W/(m·K)
Wärmeübergangskoeffizient h_w	50	W/(m ² ·K)

4.2.2 Aufbau des Simulationsmodells

In Anlehnung an die zur Verfügung stehenden Versuchswerkzeuge wurde mit dem FEM-Code Simufact.Forming ein rotationssymmetrisches Modell aufgebaut.

Ein zylindrisches Werkstück mit einer Anfangshöhe von $h_0 = 71$ mm und einem Durchmesser von $d_0 = 30$ mm wird mittels eines Stempels durch eine Matrize gepresst und dabei im Durchmesser reduziert. Wird eine Schaftlänge von 80 mm erreicht, wird das Werkstück entlastet und mit einem Auswerfer aus dem Werkzeug herausgedrückt.

Das Werkstück wurde als elastisch-plastisches Objekt modelliert, um auch die während des Umformens eingebrachten Eigenspannungen zu berücksichtigen. In Anlehnung an Tekkaya (1986) wurde die Matrize als elastisches Objekt modelliert, da nur so eine ausreichende Vorhersage der Reduktion der Eigenspannungen beim Auswerfen möglich ist. Der Stempel und der Auswerfer wurden als starre Objekte modelliert. Zur Fixierung der Matrize wurde diese auf eine als starr angenommene Bodenplatte platziert, die eine axiale Verschiebung verhindert, eine radiale Verschiebung durch die Elastizität der Matrize jedoch zulässt.

Für das Werkstück wurden lineare, achsensymmetrische 4-Knoten-Elemente mit einer durchschnittlichen Elementkantenlänge von 0,35 mm genutzt. In der Umformzone wurde eine feinere Diskretisierung (Elementkantenlänge 0,15 mm) durch die Verwendung von Bereichen mit feinerer Vernetzung erreicht. Im **Bild 4.3** ist das FE-Netz für einen exemplarischen Umformgrad von $\varphi = 1,0$ mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ dargestellt.

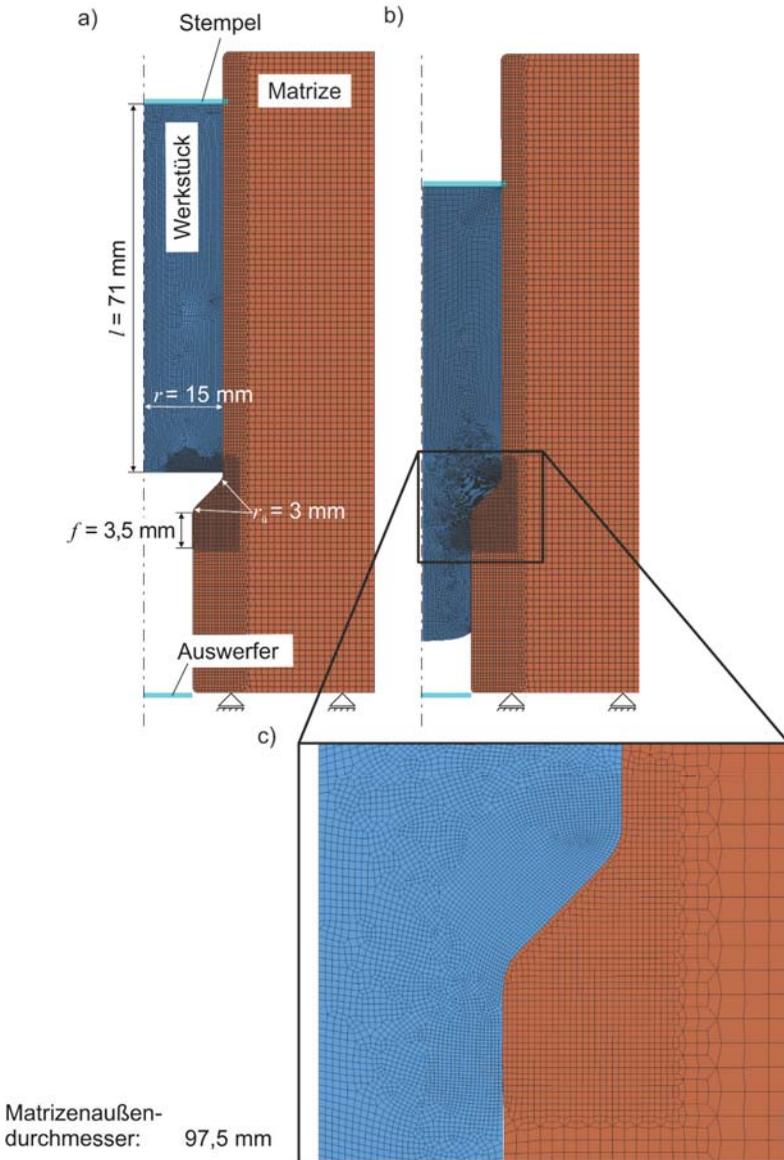


Bild 4.3: FEM-Modell des Voll-Vorwärts-Fließpressens in Simufact.Forming: a) Ausgangszustand b) Zustand während des Umformens c) Verfeinerung des Netzes in der Umformzone

Insgesamt wurden etwa 8.000 Elemente zur Diskretisierung des Werkstücks genutzt. Aufgrund der hohen plastischen Dehnungen wurde automatisiertes Remeshing zwischen Stempelhubinkrementen bei Oberflächendurchdringung und bei übermäßiger Elementverzerrung genutzt. Für die Matrize wurde eine durchschnittliche Elementkantenlänge von 1,2 mm verwendet. In den Bereichen, in denen es zum Kontakt mit dem Werkstück kommt, wurde die Elementkantenlänge auf 0,5 mm reduziert. Dies führt zu einer Elementanzahl von ungefähr 10.000 in der Matrize. Die gewählten Netze sind das Resultat einer Konvergenzanalyse (Bild 4.4).

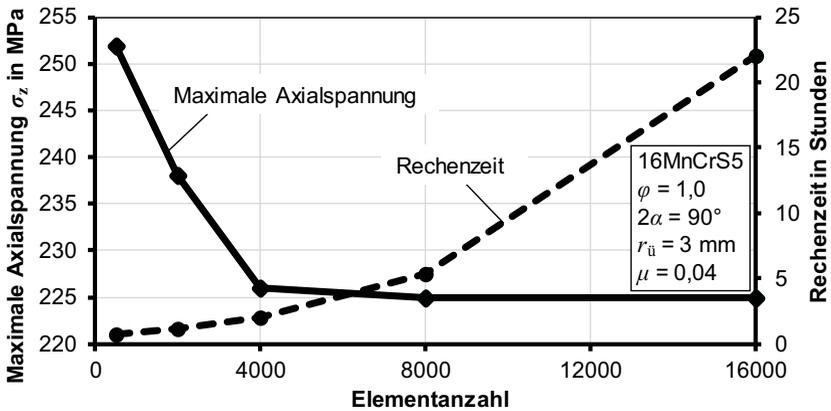


Bild 4.4: Maximale Axialspannung auf der Mittelachse in Abhängigkeit der Elementanzahl des Werkstücks und Effekt auf die Rechenzeit

Die Zielgröße der Konvergenzanalyse für das Werkstücknetz war die maximale Axialspannung auf der Mittelachse, die in der Umformzone auftritt. Die Elementgröße wurde so gewählt, dass sich die Spannung um nicht mehr als 1 % zu der Simulation mit der nächstgeringeren Elementanzahl verändert. Es wurde eine Elementanzahl von 8.000 Elementen festgelegt.

Um die Interaktion zwischen dem Werkstück und dem Werkzeug abzubilden, wurde das Reibmodell nach Coulomb gewählt. Es wurde ein Reibwert von $\mu = 0,04$ angenommen. Mit diesem Reibwert wurde auch die Validierung der numerischen Ergebnisse durchgeführt. Dazu wurden die resultierenden Kraft-Hub-Kurven aus der Simulation mit experimentell gemessenen Kurven verglichen. Dargestellt sind die Ergebnisse für zwei verschiedene Umformgrade $\varphi = 0,7$ und $\varphi = 1,2$ jeweils mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$. Die Abweichungen zwischen den numerisch und experimentell ermittelten Kraft-Hub-Verläufen liegen unter 6 % und zeigen somit eine gute Übereinstimmung (Bild 4.5).

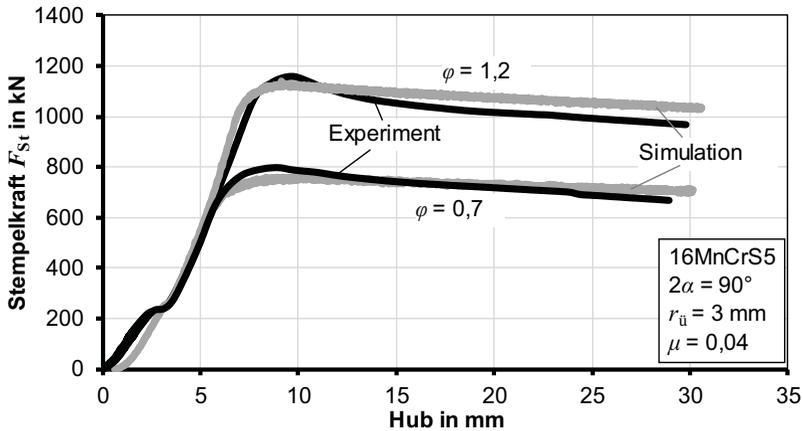


Bild 4.5: Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten Kraft-Hub-Verläufe

Für die Prozesssimulation wurde die Eignung der Simulationsprogramme Simufact.Forming und Abaqus/Standard zur Ermittlung der schadigungsrelevanten Lastpfade überprüft. Simufact.Forming bietet, im Gegensatz zum Simulationsprogramm Abaqus/Standard, die Möglichkeit der automatischen Neuvernetzung. Andererseits ist die Nutzung und Implementierung von Schädigungsmodellen in Abaqus/Standard einfacher zu realisieren. Aus diesem Grund wurden Modelle für das Voll-Vorwärts-Fließpressen mit beiden Simulationsprogrammen aufgebaut und anschließend die Ergebnisse verglichen (siehe Anhang). Für die Prozesssimulation des Fließpressens wird im weiteren Verlauf Simufact.Forming genutzt.

4.3 Einflüsse auf den Lastpfad

Im Folgenden wird numerisch der Einfluss der Prozessparameter auf den resultierenden Lastpfad beim Voll-Vorwärts-Fließpressen untersucht.

4.3.1 Beschreibung der Lastpfade

Zur Untersuchung der Lastpfade, die während des Fließpressens auftreten, werden die Verläufe der Spannungen und Dehnungen analysiert. Es wird angenommen, dass eine Schädigungsentwicklung nur während plastischer Deformation auftritt. Die Umformzone ist der Bereich, in dem plastische Formänderung auftritt. Diese ist im **Bild 4.6** exemplarisch für einen Umformgrad von $\varphi = 0,7$ und einen Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ dargestellt.

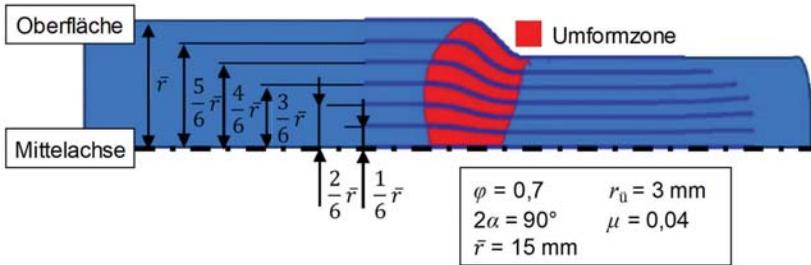


Bild 4.6: Lage der Bahnlinien und der Umformzone

Die Untersuchung der Lastpfade erfolgt anhand von sieben Bahnlinien, die jeweils aus 150 Punkten bestehen. Die Bahnlinien sind gleichmäßig über den Radius des Werkstücks verteilt. Die Auswertung der Spannungen entlang der Bahnlinien erfolgt jeweils bei einem Hub von 25 mm. Bei diesem Hub wird bei jeder Konfiguration der quasistationäre Bereich des Fließpressens erreicht.

Der Verlauf der Triaxialität η , des Lode-Winkel-Parameters $\bar{\theta}$ und der Dehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ sind für alle sieben untersuchten Bahnlinien im **Bild 4.7** dargestellt. Betrachtet man den Verlauf der Triaxialität η , des Lode-Parameters $\bar{\theta}$ und der Dehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$, kann festgestellt werden, dass keine der Größen während der Umformung konstant ist. Mit Ausnahme der Bahnlinie an der Oberfläche kann für die Entwicklung der Größen aber ein qualitativ ähnlicher Verlauf festgestellt werden. Dies bietet die Möglichkeit einer Charakterisierung des Lastpfads durch einen einzelnen skalaren Wert, um die Lastpfade qualitativ bewerten und miteinander vergleichen zu können.

Die Verläufe auf der Bahnlinie an der Oberfläche zeigen ein anderes Verhalten, da der Werkstoff hier einem komplexeren Formänderungsverlauf folgt. Die beiden großen Schwingungen sind auf eine wechselnde Deformation der Oberflächenelemente zurückzuführen. Der Werkstoff wird beim Eintritt in die Matrize gestaucht, anschließend zweimal geschert und zuletzt beim Austritt aus der Matrize gestreckt. Die zahlreichen kleinen Schwingungen sind vermutlich numerischen Ursprungs. Die Bereiche an der Oberfläche erfahren eine wiederholte Neuvernetzung während der Umformung, da in diesem Bereich die höchsten Dehnungen erreicht werden. Wenn dies in der Nähe der Oberfläche geschieht, wo der Oberflächendruck durch lineare Extrapolation der Elementspannungen bestimmt wird, führt die Kombination der beiden Faktoren zu den sichtbaren numerischen Fehlern. Infolgedessen ist die Darstellung der Lashistorie mittels eines einzelnen skalaren Wertes für die Oberflächenlinie fraglich. Auch in Bereichen näher zur Mittelachse können Oszillationen festgestellt werden, die aber deutlich geringer ausfallen.

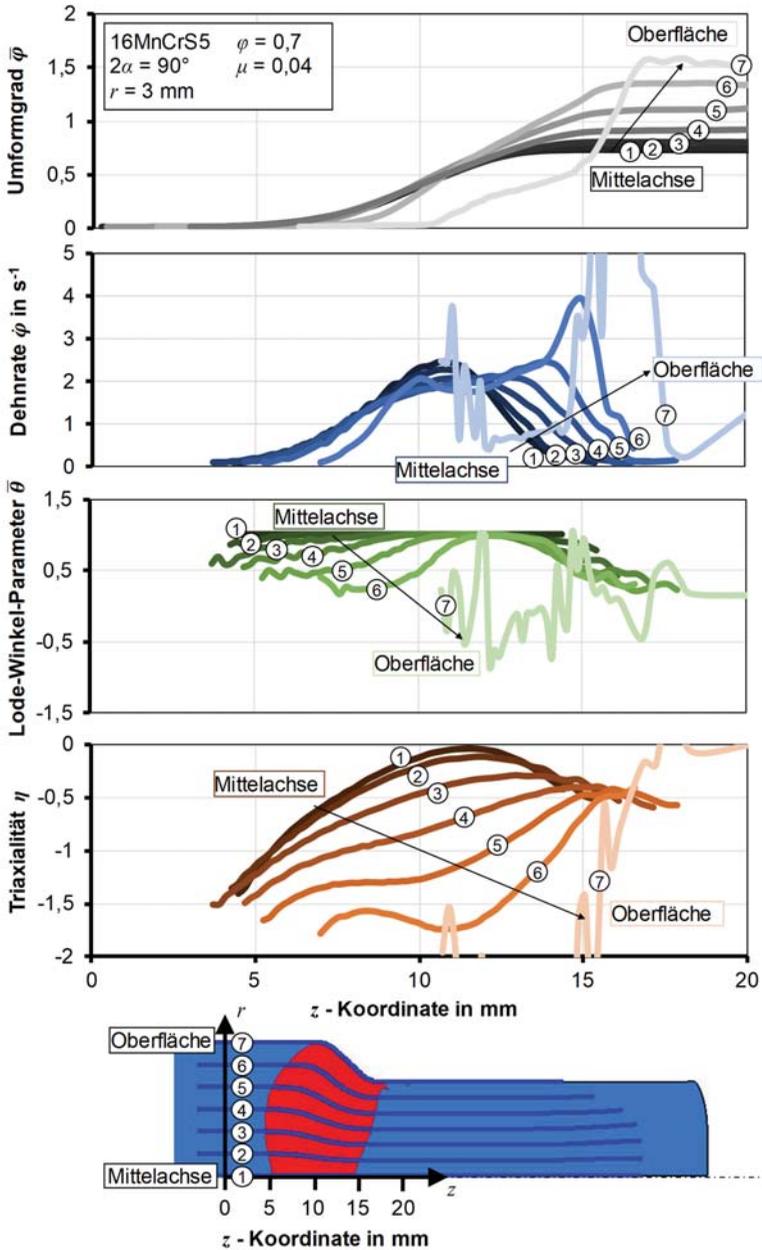


Bild 4.7: Verlauf von Umformgrad und Triaxialität, Lode-Winkel-Parameter und Dehnrate in der Umformzone für die unterschiedlichen Bahnlinien

Zur Beschreibung der Lastpfade werden zwei grundlegende Ideen verfolgt, nämlich die Nutzung des maximalen Wertes sowie die Nutzung des Mittelwertes. Bei der Nutzung der Maximalwerte

$$\eta_{\max} = \max(\eta) \text{ und} \quad (4.15)$$

$$\bar{\theta}_{\max} = \max(\bar{\theta}) \quad (4.16)$$

ist es nicht möglich, die Entwicklung des Lode-Winkel-Parameters ausreichend zu beschreiben, da dies immer zu einem Wert von $\bar{\theta} = 1$ führen würde. Die Verläufe der Triaxialität lassen sich hingegen mit dem Maximalwert beschreiben. Für alle Pfade mit Ausnahme der Bahnlinie an der Oberfläche stimmt der Bereich der maximalen Triaxialität mit der Position der maximalen Dehnrates überein, d. h. mit der Position, an dem der Werkstoff am stärksten umgeformt wird. Aufgrund der komplexen Belastungshistorie gilt dies nicht für die Bahnlinie an der Oberfläche.

Für die Nutzung des Mittelwertes muss die Triaxialität normiert werden, um einen Vergleich von Linien mit unterschiedlicher Länge zu ermöglichen. Die Normierung wurde unter Berücksichtigung der zu jeder Triaxialität bzw. Lode-Winkel-Parameter entsprechenden Dehnungsinkremente $d\bar{\varphi}$ durchgeführt. Dies wurde dann auf den letztendlich erreichten Dehnungswert $\bar{\varphi}_{\max}$ bezogen:

$$\eta_{\text{mittel}} = \frac{\int_0^{\bar{\varphi}_{\max}} \eta(\bar{\varphi}) d\bar{\varphi}}{\int_0^{\bar{\varphi}_{\max}} d\bar{\varphi}}, \quad (4.17)$$

$$\bar{\theta}_{\text{mittel}} = \frac{\int_0^{\bar{\varphi}_{\max}} \bar{\theta}(\bar{\varphi}) d\bar{\varphi}}{\int_0^{\bar{\varphi}_{\max}} d\bar{\varphi}}. \quad (4.18)$$

Durch diese Definition wird der Spannungszustand in jedem Punkt mit dem entsprechenden Betrag der plastischen Umformgradänderung gewichtet. Im Folgenden wird anhand der vorgestellten Methoden der Einfluss der Parameter beim Voll-Vorwärts-Fließpressen auf die resultierenden Lastpfade untersucht.

4.3.2 Umformgrad und Schulteröffnungswinkel

Die beiden wichtigsten Parameter zur Definition der Geometrie beim Voll-Vorwärts-Fließpressen sind der Umformgrad und der Schulteröffnungswinkel. Es wurden die Umformgrade $\varphi = 0,3$, $\varphi = 0,5$, $\varphi = 0,7$, $\varphi = 1,0$, $\varphi = 1,2$ und $\varphi = 1,5$ untersucht. Zusätzlich

wurde jeweils der Schulteröffnungswinkel zwischen $2\alpha = 30^\circ$ und $2\alpha = 150^\circ$ in 30° -Abständen variiert. Die Reibung ($\mu = 0,04$) und die Übergangsradien ($r_{\bar{u}} = 3$ mm) wurden konstant gehalten. Die Fließpressschulter bildet die Tangente, die die beiden Radien miteinander verbindet. Bei bestimmten Kombinationen aus Übergangsradius, Umformgrad und Schulteröffnungswinkel kann diese Tangente nicht mehr gebildet werden. Bei dem gewählten Übergangsradius von $r_{\bar{u}} = 3$ mm ist ein Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 120^\circ$ und $2\alpha = 150^\circ$ für einen Umformgrad von $\varphi = 0,3$ und ein Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 150^\circ$ für einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ geometrisch nicht realisierbar.

Um die quadratische Abhängigkeit des Querschnittes des Schafts mit zunehmendem Radius zu berücksichtigen, werden die Ergebnisse über den normierten quadratischen Abstand zur Mittelachse $(r/\bar{r})^2$ aufgetragen. Zur Normierung wird der Radius des Halbzeuges \bar{r} genutzt. In dieser Arbeit wurden Halbzeuge mit einem Radius von $\bar{r} = 15$ mm untersucht. Die Auswertung erfolgt entlang der über den Radius verteilten Bahnlinien. Der Ausgangsabstand dieser von der Mittelachse wurde genutzt und ist mit Teilstrichen auf der x-Achse in den folgenden Bildern gekennzeichnet.

Die maximale Triaxialität und die gemittelte Triaxialität entlang der unterschiedlichen Bahnlinien sind im **Bild 4.8** dargestellt. Für kleine Umformgrade zwischen $\varphi = 0,3$ und $\varphi = 1,0$ erreicht die maximale Triaxialität einen hohen Wert auf der Mittelachse, der zunächst zur Oberfläche des Fließpressteils hin abnimmt. Auf der Bahnlinie, die an der Oberfläche verläuft, werden dann wieder höhere maximale Triaxialitäten erreicht. Im Gegensatz dazu führen Umformgrad größer als $\varphi = 1,0$ dazu, dass die niedrigste maximale Triaxialität auf der Mittelachse vorliegt und zum Rand hin größer wird.

Eine Variation des Schulteröffnungswinkels führt zu einer starken Veränderung der maximalen Triaxialität auf der Mittelachse. Zum Rand hin nimmt der Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf die maximale Triaxialität ab. Für die Bahnlinien im Bereich ($0 < r/\bar{r} < 4/6$) führen höhere Schulteröffnungswinkel zu einer höheren maximalen Triaxialität. Im Randbereich ($r/\bar{r} = 5/6$) wird für alle Kombinationen aus Schulteröffnungswinkel und Umformgrad eine maximale Triaxialität zwischen $\eta_{\max} = -0,4$ und $\eta_{\max} = -0,5$ erreicht. Für die an der Oberfläche ermittelten Werte ist die Bewertungsmethode des Lastpfads aufgrund des komplexen Verformungsverlaufs fraglich, da der Verlauf nur eingeschränkt mit dem Maximalwert beschrieben werden kann.

Für die gemittelte Triaxialität gilt, dass unabhängig von dem Umformgrad immer die höchsten Werte auf der Mittelachse erreicht werden. Zum Randbereich hin fällt die gemittelte Triaxialität stetig ab. Im Bereich zwischen der Mittelachse und $r/\bar{r} = 4/6$ führen hohe Schulteröffnungswinkel zu einer höheren Triaxialität. Dieses Verhalten ist im Bereich von $r/\bar{r} = 4/6$ bis zur Oberfläche genau umgekehrt. Hier führen hohe Schulteröffnungswinkel zu einer geringeren gemittelten Triaxialität η_{mittel} .

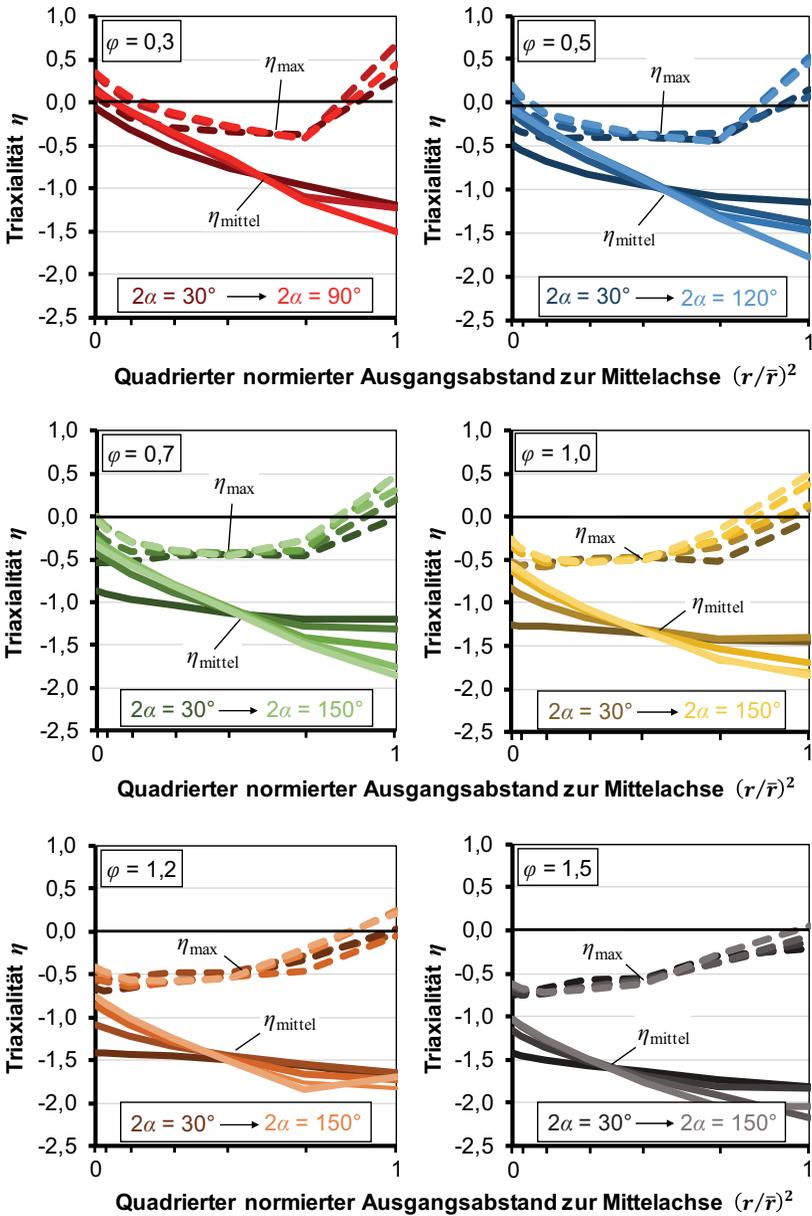


Bild 4.8: Einfluss des Umformgrads und des Schulteröffnungswinkels auf die maximale und gemittelte Triaxialität (16MnCrS5, $\mu = 0,04$, $r_{\bar{a}} = 3$ mm)

Zur besseren Veranschaulichung ist der Einfluss des Umformgrads auf die maximale und gemittelte Triaxialität im **Bild 4.9** für einen konstanten Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ dargestellt. Auf der Mittelachse führen hohe Umformgrade zu einer niedrigeren Triaxialität, sowohl für den maximalen als auch für den gemittelten Wert. Während die Verteilung der gemittelten Triaxialität in Abhängigkeit des Umformgrads über den gesamten Radius verschoben wird, werden für den maximalen Wert der Triaxialität ähnliche Werte im Bereich zwischen $r/\bar{r} = 4/6$ und $r/\bar{r} = 5/6$ zwischen $\eta_{\max} = -0,4$ und $\eta_{\max} = -0,5$ erzielt.

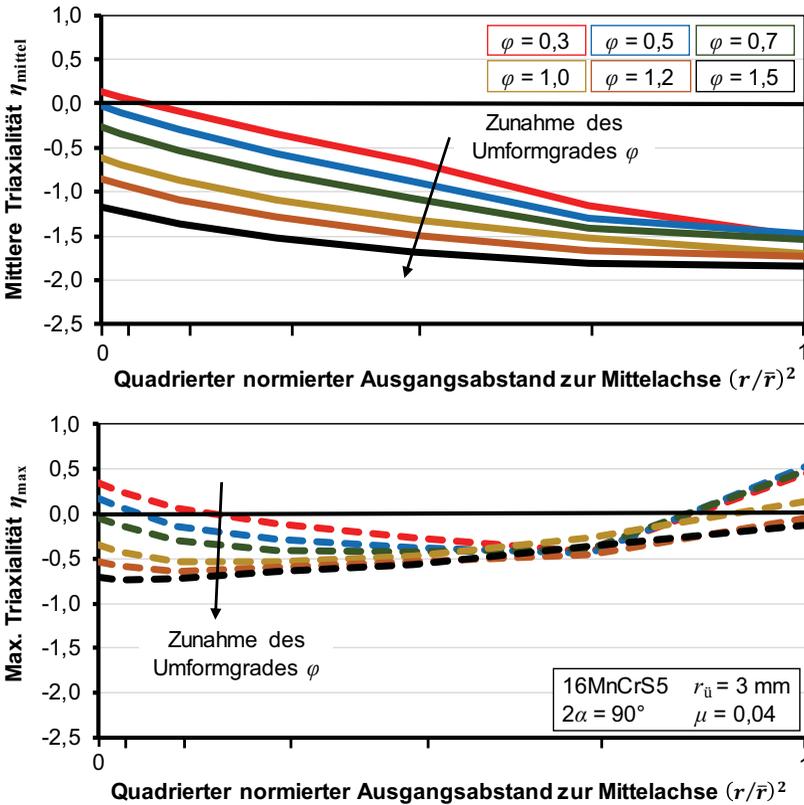


Bild 4.9: Einfluss des Umformgrads auf die maximale und gemittelte Triaxialität

Da die größte Variation der Triaxialität auf der Mittelachse vorliegt, wurden unter anderem die Experimente zur Untersuchung des Einflusses des Lastpfads auf die Schädigung und die resultierende Leistungsfähigkeit an Proben durchgeführt, die aus einem Bereich um die Mittelachse entnommen wurden. Im **Bild 4.10** ist die maximale und die

gemittelte Triaxialität auf der Mittelachse für die verschiedenen Kombinationen aus Umformgrad und Schulteröffnungswinkel dargestellt. Im Allgemeinen führen hohe Umformgrade und kleine Schulteröffnungswinkel tendenziell zu geringerer Triaxialität. Schädigung ist bei hohen Schulteröffnungswinkeln und geringen Umformgraden von $\varphi = 0,3$ und $\varphi = 0,5$ zu erwarten, da positive maximale Triaxialitäten erreicht werden.

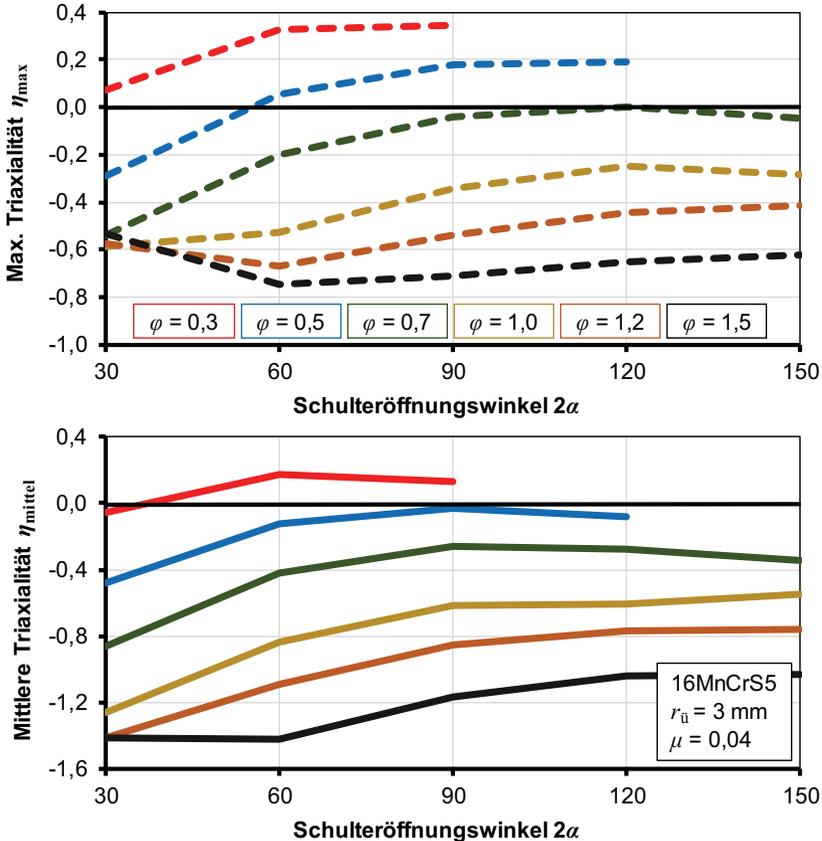


Bild 4.10: Maximale und gemittelte Triaxialität auf der Mittelachse

Der Verlauf des gemittelten Lode-Winkel-Parameters über den Radius ist im **Bild 4.11** für ausgewählte Umformgrade und verschiedene Schulteröffnungswinkel gezeigt. Es ist zu beobachten, dass der Lode-Winkel-Parameter auf der Mittelachse immer einen Wert von $\bar{\theta} = 1$ annimmt. Für alle Kombinationen fällt der Lode-Winkel-Parameter zum Rand hin ab und erreicht für $r/\bar{r} = 5/6$ Werte zwischen $0,7 > \bar{\theta}_{\text{mittel}} > 0,6$. Die Streuung des Lode-Parameters auf den Bahnlinien auf der Oberfläche wird durch den komplexen

Lastpfad und numerische Schwankungen durch wiederholtes Neuvernetzen verursacht. Im Bereich zwischen der Mittelachse und $r/\bar{r} = 5/6$ ist der Lode-Parameter kaum von den Prozessparametern Umformgrad und Schulteröffnungswinkel abhängig.

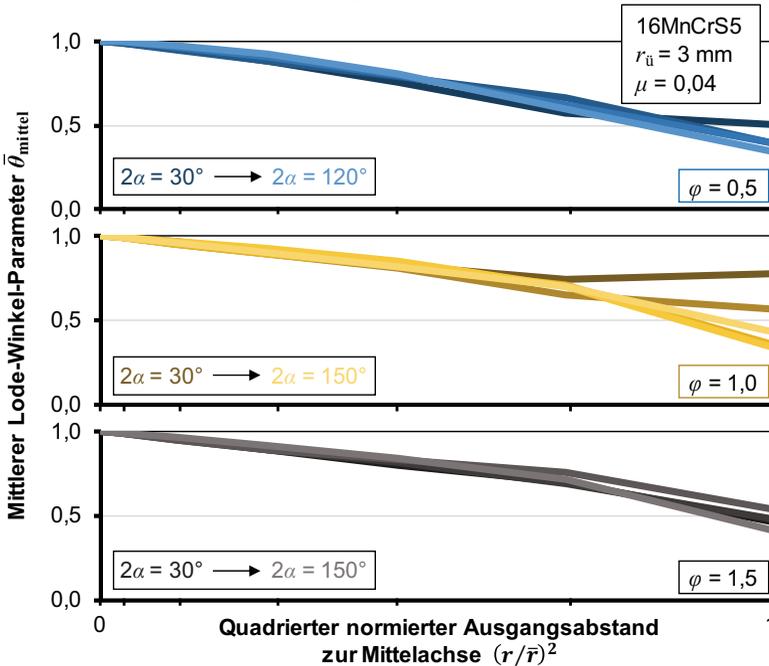


Bild 4.11: Verlauf des gemittelten Lode-Winkel-Parameters über den Radius für die Umformgrade $\varphi = 0,5$, $\varphi = 1,0$ und $\varphi = 1,5$ in Kombination mit verschiedenen Schulteröffnungswinkeln

Insgesamt kann beobachtet werden, dass der Einfluss des Umformgrades auf die Triaxialitätsverteilung globaler Natur ist und der Einfluss des Schulteröffnungswinkels lokal. Die Veränderung des Umformgrades führt zu einer Änderung des globalen Drucks $p = -\sigma_h$ in der gesamten Umformzone (**Bild 4.13**). Hohe Umformgrade führen dabei zu einer Verringerung der Triaxialität über den gesamten Radius.

Eine Veränderung der Schulteröffnungswinkel verändert den lokalen Werkstofffluss und die lokale Druckverteilung. Hohe Schulteröffnungswinkel führen dazu, dass der Werkstoff im Randbereich einer erhöhten Scherung ausgesetzt ist, welche dazu führt, dass in diesen Bereichen eine höhere Verfestigung erzielt wird. Somit ergibt sich eine größere Behinderung des Fließens im Schulterbereich, wodurch der lokale Druck im Randbereich erhöht wird. Als Resultat daraus sind im Randbereich geringe Triaxialitäten zu beobachten.

Auf der Mittelachse sind die Geschwindigkeiten des Werkstoffflusses v_1 und v_2 durch die Stößelgeschwindigkeit und den Umformgrad vollständig vorgegeben. Durch eine Veränderung des Schulteröffnungswinkels wird die Distanz, über die die Werkstoffbeschleunigung, von v_1 auf v_2 erfolgt, verändert. Hohe Schulteröffnungswinkel führen zu einer Verkleinerung der Umformzone. Gleichzeitig führt eine Erhöhung des Schulteröffnungswinkels zu einer Verkleinerung des Bereichs, in dem sich der Druck durch das Aufstauen des Werkstoffes auswirkt. Es kann beobachtet werden, dass sich der Einflussbereich des Drucks näherungsweise orthogonal zur Schulter ausbildet. Die Triaxialität ist dann dadurch erhöht, dass die Einflusszone, in der der Druck wirkt, nicht mit der Umformzone auf der Mittelachse übereinstimmt (**Bild 4.12**). Dies erklärt auch, dass ab einem Winkel von $2\alpha > 90^\circ$ kein signifikanter Unterschied in der Triaxialität festzustellen ist.

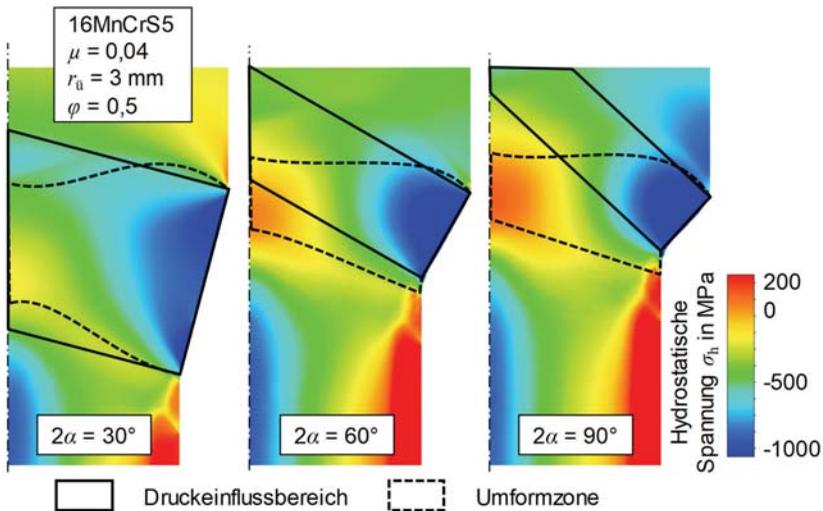


Bild 4.12: Druckeinflussbereich und Umformzone in Abhängigkeit des Schulteröffnungswinkels

Niedrige Schulteröffnungswinkel führen dazu, dass sich eine große Umformzone ausbildet, in der der Druck durch das Aufstauen des Werkstoffes wirkt. Dies führt insgesamt zu einer deutlich homogenen Verteilung der Triaxialität ($\eta_{\text{Kern}} \approx \eta_{\text{Oberfläche}}$). Eine Vergrößerung des Schulteröffnungswinkels bewirkt hingegen eine stärkere Werkstoffbeschleunigung im Kern und somit eine kleine Umformzone. Die stärkere Scherung verringert die Triaxialität im Randbereich. Der entstehende lokale Druck wirkt sich allerdings nicht auf die Umformzone auf der Mittelachse aus, sodass innerhalb dieser eine erhöhte Triaxialität festzustellen ist (**Bild 4.13**).

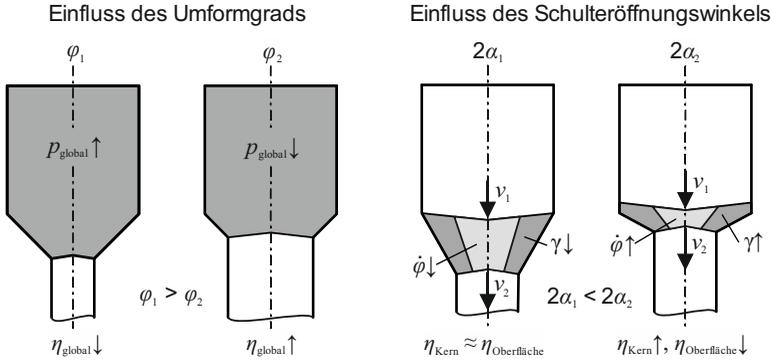


Bild 4.13: Mechanismus der Beeinflussung der Triaxialität durch den Umformgrad und den Schulteröffnungswinkel ($v_{1,2}$: Geschwindigkeit, γ : Scherdehnung)

4.3.3 Reibung

Als weiterer Einflussfaktor wurde der Einfluss des Reibwerts μ untersucht. Im **Bild 4.14** ist die maximale Triaxialität auf der Mittelachse für verschiedene Kombinationen aus Umformgrad φ und Schulteröffnungswinkel 2α dargestellt. Dargestellt sind die Werte der maximalen Triaxialität für die zwei Reibwerte $\mu = 0,04$ und $\mu = 0,08$.

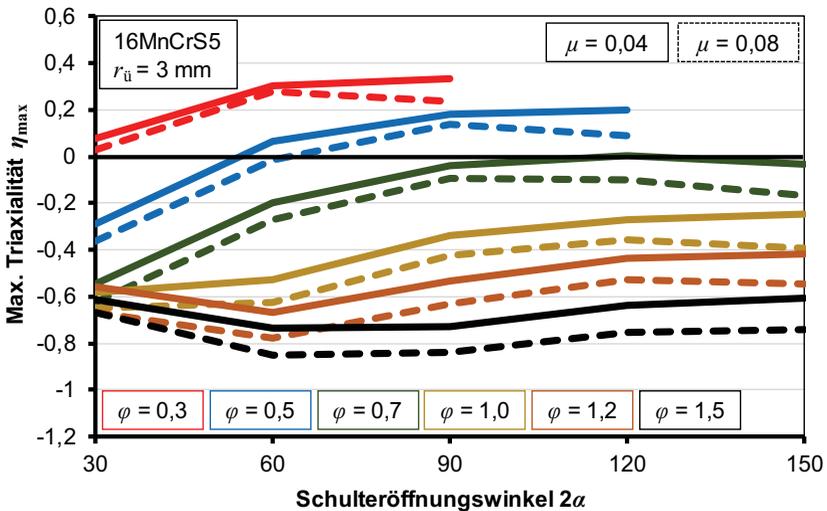


Bild 4.14: Einfluss des Reibwerts auf die maximale Triaxialität auf der Mittelachse

Es kann festgestellt werden, dass ein höherer Reibwert zu einer Verringerung der maximalen Triaxialität führt. Die Werte der maximalen Triaxialität werden im Mittel um ca. 0,1 gesenkt. Tendenziell ist bei höheren Schulteröffnungswinkeln und größeren Umformgraden ein größerer Einfluss der Reibung zu erkennen.

Bild 4.15 zeigt den Einfluss der Reibung auf die verschiedenen Lastpfade über den Radius. Auch hier ist zu erkennen, dass eine Änderung des Reibwertes von $\Delta\mu = 0,04$ zu einer Veränderung der mittleren Triaxialität von ungefähr $\Delta\eta_{\text{mittel}} = 0,1$ über den gesamten Radius führt. Für die maximale Triaxialität ist dieser Trend im Bereich der Mittelachse zu erkennen. Wie schon im Bild 4.14 gezeigt, erreicht die maximale Triaxialität im Bereich der Oberfläche ($r/\bar{r} = 1$) einen Wert von $\eta_{\text{max}} \approx 0$, der fast unabhängig vom Reibwert ist. Der Lode-Winkel-Parameter wird vom Reibwert kaum beeinflusst.

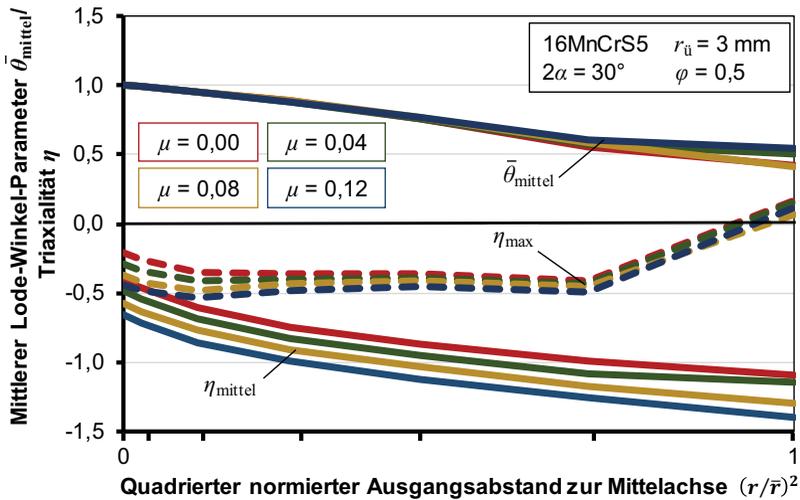


Bild 4.15: Einfluss des Reibwerts auf die Verteilung der Triaxialität und des Lode-Winkel-Parameters über den Radius

Wie der Umformgrad beeinflusst auch der Reibwert den globalen Druck in der Umformzone. Hohe Reibwerte führen zu einer Herabsetzung der Triaxialität über den gesamten Radius, da der Druck $p = -\sigma_h$ global steigt (**Bild 4.16**). Insgesamt kann festgestellt werden, dass eine Veränderung des Reibwertes um $\Delta\mu = 0,04$ zu einer Veränderung der Triaxialität von $\Delta\eta = 0,1$ in der gesamten Umformzone führt.

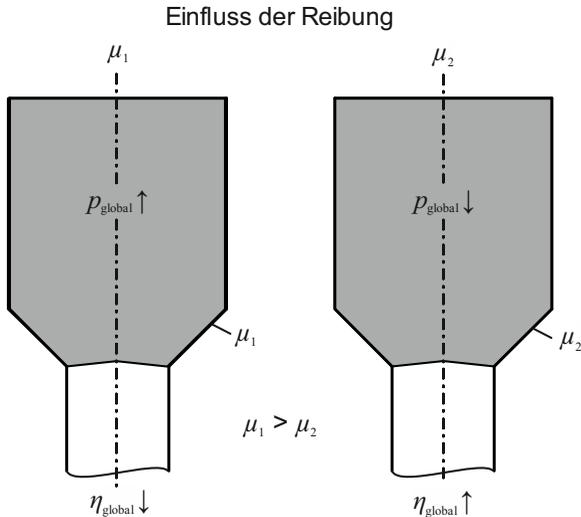


Bild 4.16: Mechanismus der Beeinflussung der Triaxialität durch die Reibung

4.3.4 Übergangsradius

Auch der Einfluss der Übergangsradien wurde betrachtet. Der Einfluss der Übergangsradien auf die maximale Triaxialität in Abhängigkeit vom Umformgrad und dem Schulteröffnungswinkel ist im **Bild 4.17** dargestellt. Es wurden die Übergangsradien von $r_{\ddot{u}} = 1 \text{ mm}$, $r_{\ddot{u}} = 3 \text{ mm}$ und $r_{\ddot{u}} = 5 \text{ mm}$ untersucht. Hohe Radien führen zu einer Verringerung der maximalen Triaxialität auf der Mittelachse der Bauteile. Je höher der Radius gewählt wird, desto geringer ist die Triaxialität. Eine Veränderung des Radius von $\Delta r_{\ddot{u}} = 2 \text{ mm}$ führt dabei zu einer maximalen Änderung der Triaxialität von $\Delta \eta = 0,1$ bei den höchsten Schulteröffnungswinkeln. Bei höheren Schulteröffnungswinkeln nimmt der Einfluss der Radien auf die maximale Triaxialität zu. Eine Variation des Umformgrades verändert den Einfluss der Radien kaum.

Der Einfluss der Übergangsradien auf die Triaxialität über den gesamten Radius ist im **Bild 4.18** dargestellt. Im Bereich um die Mittelachse führen hohe Radien zu einer geringeren maximalen und auch mittleren Triaxialität. Dieses Verhalten kehrt sich allerdings zum Rand hin um. Der Lode-Winkel-Parameter wird von den Übergangsradien nahezu nicht beeinflusst.

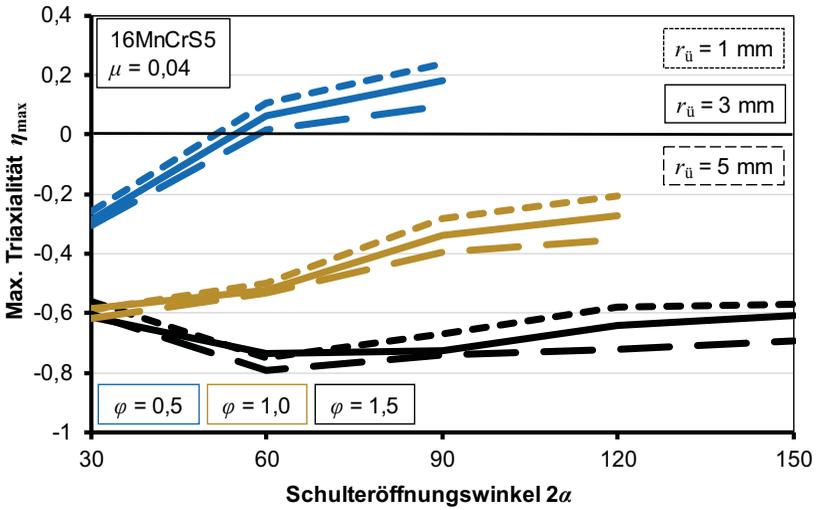


Bild 4.17: Einfluss der Übergangsradien auf die maximale Triaxialität auf der Mittelachse

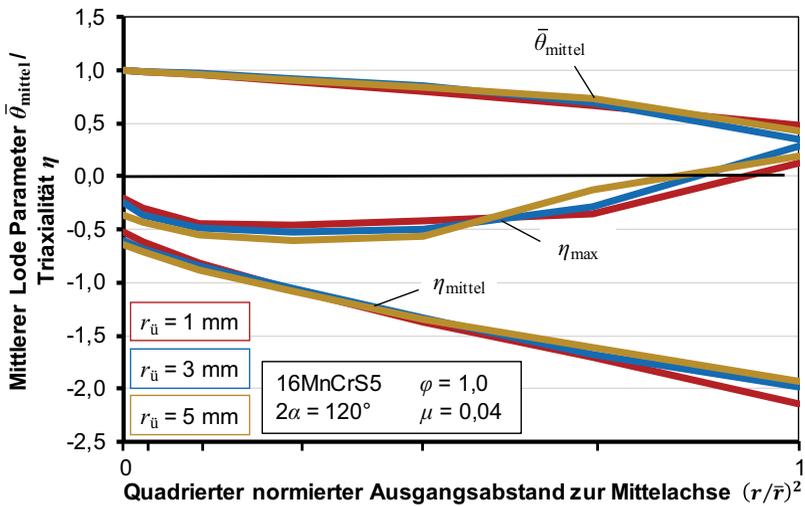


Bild 4.18: Einfluss der Übergangsradien auf die Verteilung der Triaxialität und des Lode-Parameters über den Radius

Eine Variation der Übergangsradien bewirkt, wie auch die Variation des Schulteröffnungswinkels, eine Veränderung des Werkstoffflusses und der Druckverteilung. Die Geschwindigkeit des Werkstoffflusses auf der Mittelachse v_1 und v_2 sind durch die Stößelgeschwindigkeit und den Umformgrad vollständig gegeben. Durch eine Veränderung der Übergangsradien wird die Distanz, über die die Werkstoffbeschleunigung von v_1 auf v_2 erfolgt, verändert. Dies beeinflusst die Größe der Umformzone. Kleine Übergangsradien führen zu einer Verkleinerung der Umformzone, wodurch der Werkstoff über eine kürzere Distanz beschleunigt wird. Dies führt in diesem Bereich zu einer höheren Triaxialität, da die kleine Umformzone nur wenig von dem entstehenden Druck durch die Aufstauung des Werkstoffs beeinflusst wird. Darüber hinaus führen kleine Übergangsradien zu einer erhöhten Scherung im Randbereich, wodurch die lokale Triaxialität aufgrund des höheren lokalen Drucks aufgrund der höheren Verfestigung verringert wird. Hohe Übergangsradien führen zu einer weniger gerichteten Druckverteilung, wenn angenommen wird, dass sich die Druckzone orthogonal zur Oberfläche ausbildet. Somit wird auch der Werkstoff im Kern von dem Druck beeinflusst. Dies führt zusammen mit der geringeren Scherung im Randbereich zu einer gleichmäßigeren Verteilung der Triaxialität ($\eta_{\text{Kern}} \approx \eta_{\text{Oberfläche}}$) (Bild 4.19).

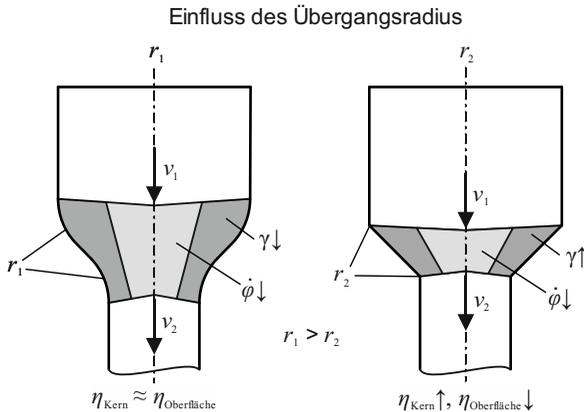


Bild 4.19: Mechanismus der Beeinflussung der Triaxialität durch den Übergangsradius ($v_{1,2}$: Geschwindigkeit, γ : Scherdehnung)

4.3.5 Fließkurve

Zur Untersuchung des Einflusses des Fließverhaltens auf den Lastpfad wurde die Fließkurve mittels der Swift-Parameter beschrieben:

$$k_f = C \cdot (\bar{\varphi} + \varphi_0)^n. \tag{4.19}$$

Bei k_f handelt es sich um die Fließspannung. C dient der linearen Skalierung der Fließspannung. $\bar{\varphi}$ ist der aktuelle Umformgrad und φ_0 führt zu einer Verschiebung der Fließkurve entlang der x -Achse. n ist der Verfestigungsexponent, der die Krümmung der Fließkurve vorgibt. Die Parameter C , φ_0 und n wurden variiert und die Sensitivität bestimmt. Die Zielgröße war die maximale Triaxialität in der Umformzone auf der Mittelachse der umgeformten Bauteile.

Die Parametervariation erfolgte mit dem Programm LS-OPT, einem Programm zur mathematischen Optimierung, in Kombination mit Abaqus. Die Grenzen der untersuchten Parameterräume sowie deren Einfluss auf die Fließkurve sind im **Bild 4.20** dargestellt. Um die Anzahl der zu untersuchenden Parameterkombinationen zu minimieren, erstellt LS-Opt, ausgehend von den untersuchten Parameterräumen, einen D-optimalen Versuchsplan mit 32 Parameterkombinationen. LS-Opt startet aufbauend auf diese Parameterkombinationen Fließpresssimulationen in Abaqus und extrahiert die maximale Triaxialität entlang der Mittelachse in der Umformzone ($\varphi = 0,5$, $2\alpha = 90^\circ$, $r_{\bar{u}} = 3$ mm, $\mu = 0,04$).

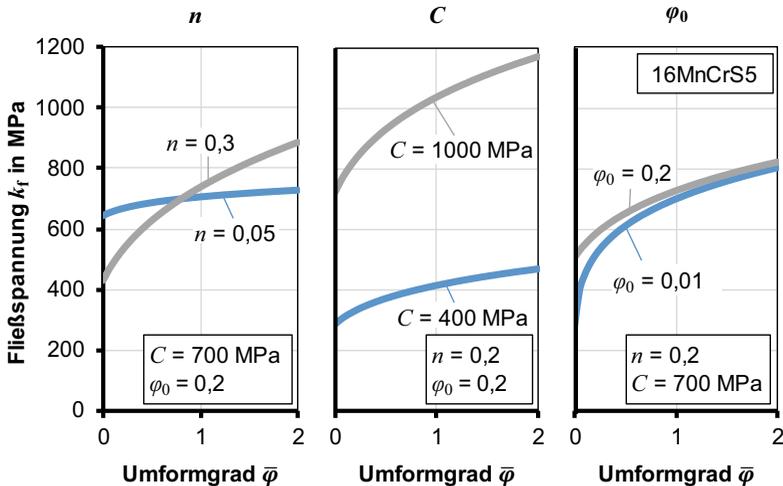


Bild 4.20: Einfluss der Swift-Parameter auf die Fließkurve

Die Ergebnisse der Sensitivitätsstudie sind in **Tabelle 4.3** dargestellt. Zur Bestimmung der Sensitivität wurden die Parameterräume und die Ergebnisgröße normiert und deren Korrelation zueinander mittels linearer Regression ermittelt. Die Sensitivität ergibt sich dann über die Steigung des linearen Ersatzmodells. Eine Steigung von 1 entspricht dabei einer vollständigen positiven Korrelation, das heißt, eine Verdopplung des Parameters, führt zu einer Verdopplung der Ergebnisgröße. Ein Wert von 0 entspricht keiner Korrelation und ein Wert von -1 einer vollständig negativen Korrelation.

Tabelle 4.3: Einfluss der Swift-Parameter auf die maximale Triaxialität

	C	φ_0	n
Parameterraum	400 – 1.000 MPa	0,01 - 0,2	0,05 - 0,3
Sensitivität	-0,07	0,33	-0,93
Maximales $\Delta\eta_{\max}$	0,005	0,12	0,49

Wie sich der Tabelle entnehmen lässt, hat der Verfestigungsexponent n in dem untersuchten Parameterraum den größten Einfluss auf die maximale Triaxialität. Eine Variation des n -Wertes in den gegebenen Grenzen führt zu einer Änderung der Triaxialität von bis zu 0,49. Der Parameter C hat keinen Einfluss auf die Triaxialität und der Parameter φ_0 lediglich einen geringeren Einfluss als der n -Wert.

Ein niedriger n -Wert oder ein hoher φ_0 -Wert erzeugen eine flachere Fließkurve, wodurch der Festigkeitsgradient vom Kern zum Randbereich gering ausfällt. Bei einem geringen Festigkeitsgradienten wird der Werkstoff im Kern axial gestreckt, da dieser von dem Werkstoff im Randbereich mitgezogen wird. Bei einem hohen Festigkeitsgradienten drückt der stärker verfestigte Werkstoff im Randbereich den weicheren Werkstoff im Kern radial zusammen, sodass die Triaxialität auf der Mittelachse reduziert wird (**Bild 4.21**).

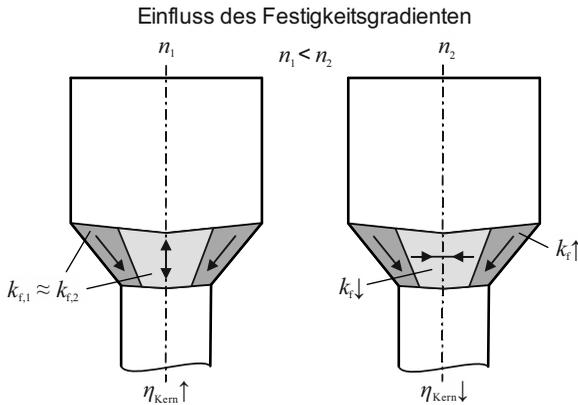


Bild 4.21: Einfluss des Festigkeitsgradienten auf die Triaxialität

In der Praxis kann die Fließkurve durch folgende Faktoren beeinflusst werden:

- Werkstoffzusammensetzung
- Wärmebehandlungszustand
- Prozesstemperatur
- Vorverfestigung

Im Folgenden wird der Einfluss der Vorverfestigung und der Prozess­temperatur beispielhaft gezeigt.

Vorverfestigung

Da zur Fertigung komplexer Bauteile beim Fließpressen in der Regel verschiedene Prozess­schritte hintereinander durchgeführt werden, wird der Einfluss einer Kaltverfestigung durch vorgelagerte Prozesse im Folgenden untersucht. Im **Bild 4.22 a)** ist der Verlauf der temperaturabhängigen Fließkurven und die dazugehörigen n -Werte der jeweiligen Kurve dargestellt. Wird durch einen vorherigen Umformprozess bereits eine Kaltverfestigung herbeigeführt, zeigt die Fließkurve eine deutlich geringere Krümmung. **Bild 4.22 b)** zeigt die temperaturabhängigen Fließkurven mit den jeweiligen n -Werten, die durch eine Vorverfestigung des Werkstoffes um $\bar{\varphi} = 0,5$ entstehen. Eine Vorverfestigung um $\bar{\varphi} = 0,5$ bewirkt dabei jeweils eine Verringerung des n -Wertes um einen Betrag von 0,06. Zusätzlich wird auch der Parameter φ_0 geändert. Nach Tabelle 4.3 führt die Verringerung des n -Wertes und die gleichzeitige Erhöhung von φ_0 zu einer Erhöhung der Triaxialität. Zusätzlich muss beachtet werden, dass zur Umformung des vorverfestigten Werkstoffes mehr plastische Arbeit verrichtet wird, welche lokal zu einem höheren Temperaturanstieg führt. Dadurch wird im Falle der Vorverfestigung der effektive n -Wert zusätzlich verringert.

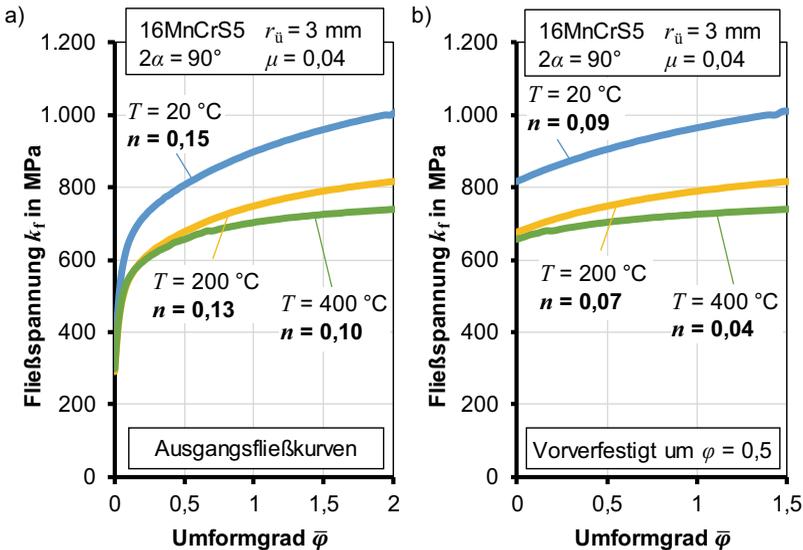


Bild 4.22: a) n -Werte der temperaturabhängigen Fließkurven des Ausgangswerkstoffes (16MnCrS5) und b) n -Werte der um $\bar{\varphi} = 0,5$ vorverfestigten Fließkurven

Die Auswirkung der vorverfestigten Fließkurven auf die Triaxialität während des Voll-Vorwärts-Fließpressens wird im Folgenden untersucht. Es kann festgestellt werden, dass die vorverfestigten Fließkurven zu einer deutlichen Steigerung der Triaxialität führen (**Bild 4.23**). Für Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ kann kein signifikanter Unterschied festgestellt werden. Die größten Unterschiede in der Triaxialität werden bei Schulteröffnungswinkeln von $2\alpha \geq 90^\circ$ erreicht. Der stärker verfestigte Werkstoff im Randbereich (5 % höhere Festigkeit bei $\varphi = 0,5$, $2\alpha = 90^\circ$) bei hohen n -Werten staucht den weichen Kern radial, sodass die Triaxialität auf der Mittelachse reduziert wird. Dies wirkt sich bei großen Schulteröffnungswinkeln deutlich stärker aus, da durch die hohe Scherung deutlich größere Umformgradunterschiede zwischen Mittelachse und Randbereich erreicht werden und der Werkstoff stärker in Richtung Mittelachse gelenkt wird. Durch eine Vorverfestigung kann kein Festigkeitsgradient festgestellt werden (0 % höhere Festigkeit bei $\varphi = 0,5$, $2\alpha = 90^\circ$).

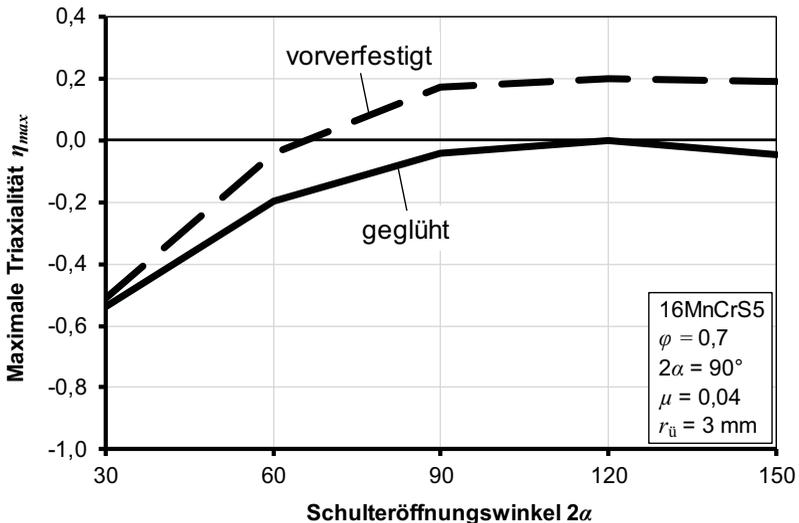


Bild 4.23: Einfluss der Vorverfestigung um $\bar{\varphi} = 0,5$ bei unterschiedlichen Schulteröffnungswinkeln auf die maximale Triaxialität in der Umformzone

Prozesstemperatur

Auch durch einen Anstieg der Temperatur verändert sich der effektive n -Wert (Bild 4.22 a)). Der n -Wert der Fließkurve bei 200 °C ist geringer als bei der Fließkurve aufgenommen bei 20 °C. Um den Einfluss der Temperatur zu untersuchen, werden Fließpresssimulationen mit initialen Halbzeugtemperaturen von 20 °C bzw. 200 °C durchgeführt. Entgegen der Vermutung, dass eine erhöhte Temperatur zu einer Verringerung des effektiven n -Wertes führt und so die Triaxialität erhöht, kann

beobachtet werden, dass das Gegenteil der Fall ist. Es kann gezeigt werden, dass eine erhöhte Halbzeugtemperatur die maximale Triaxialität auf der Mittelachse in der Umformzone senkt (**Bild 4.24**).

Eine Untersuchung der lokalen Temperaturänderung liefert Aufschluss über diesen vermeintlichen Widerspruch. Die höhere Halbzeugtemperatur führt zu einem deutlichen Anstieg der Temperatur im Kern, wodurch sich die Fließspannung signifikant verringert. Im Randbereich werden auch bei geringen Halbzeugtemperaturen hohe Temperaturanstiege festgestellt. Da sich die Fließspannung bei Temperaturen über 200 °C nicht mehr stark ändert, bewirkt eine Erhöhung der Halbzeugtemperatur keine so deutliche lokale Verringerung der Fließspannung. Zusätzlich werden insgesamt geringere Festigkeiten durch eine Erhöhung der Halbzeugtemperatur erreicht. Dies führt dazu, dass der prozentuale Unterschied in der Fließspannung zwischen Kern und Mittelachse höher ausfällt (8 % höhere Festigkeit im Randbereich bei $\varphi = 0,5$, $2\alpha = 90^\circ$) und somit die Triaxialität durch höhere Halbzeugtemperatur gesenkt wird.

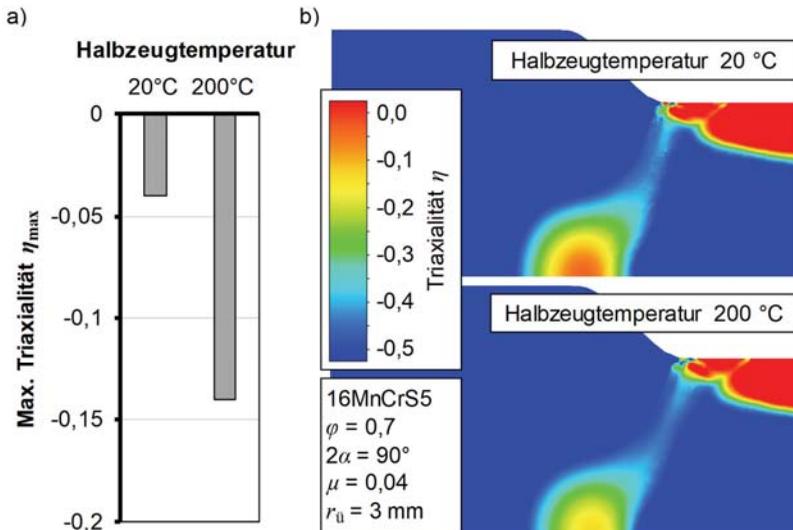


Bild 4.24: Einfluss der Halbzeugtemperatur a) auf die maximale Triaxialität entlang der Mittelachse in der Umformzone und b) die Triaxialität in der gesamten Umformzone

4.4 Fazit

Es konnte gezeigt werden, dass der deviatorische Spannungszustand in der Umformzone beim Voll-Vorwärts-Fließpressen dem eines einachsigen Zugversuchs gleicht. Dieser Spannungszustand wird durch einen hydrostatischen Druck überlagert, welcher über die Prozessparameter beim Fließpressen vorgegeben wird.

Die untersuchten Prozessparameter haben alle einen Einfluss auf die Triaxialität während des Umformens (**Tabelle 4.4**). Den größten Einfluss auf die Triaxialität haben der Schulteröffnungswinkel und der Umformgrad. Der Einfluss der Übergangsradien und der Reibung ist deutlich geringer.

Die Parameter Umformgrad und Reibung führen zu einer Veränderung des globalen Drucks, wodurch die Triaxialität über den gesamten Radius im selben Maße verändert wird. Die Parameter Schulteröffnungswinkel und Übergangsradius führen zu einem veränderten Werkstofffluss, der die Triaxialität über den Radius beeinflusst, und zum anderen dazu, dass der Druck nicht in die Umformzone projiziert wird.

Tabelle 4.4: Einfluss der Prozessparameter auf die Triaxialität auf der Mittelachse

Parameter	Untersuchte Grenzen	Triaxialität	Maximale Änderung der Triaxialität
Umformgrad	0,3 – 1,5	↓	1,2
Schulteröffnungswinkel	30° – 150°	↑	0,6
Radien	1 mm – 5 mm	↓	0,2
Reibung	0,04 – 0,08	↓	0,1

Auch die Fließkurve des genutzten Werkstoffs hat einen deutlichen Einfluss auf die Triaxialität. Es konnte gezeigt werden, dass eine Vorverfestigung des Werkstoffs zu erhöhten Triaxialitäten auf der Mittelachse führt.

Große Schulteröffnungswinkel in Kombination mit geringeren Umformgraden führen zu positiven Triaxialitäten, welche, wie im Stand der Kenntnisse beschrieben, zu Schädigung führen. Eine Änderung der Parameter Schulteröffnungswinkel und Umformgrad sind aufgrund von Anforderungen an die Geometrie der gefertigten Bauteile häufig nicht zulässig. Im Folgenden wird daher untersucht, welche weiteren Möglichkeiten bestehen, bei gleichzeitiger Beibehaltung der vorgegebenen Bauteilgeometrie, die Triaxialität aktiv zu beeinflussen.

5 Lastpfadkontrolle beim Fließpressen geometrisch identischer Bauteile

Durch eine Änderung der Prozessroute oder durch das Nutzen von Gegendruck können geometrisch identische Bauteile hergestellt werden. Im Folgenden wird der Einfluss der Prozessroute und der Einfluss des Gegendrucks auf den Lastpfad während der Umformung untersucht.

5.1 Einfluss der Prozessroute auf den Lastpfad

Werden Bauteile betrachtet, die durch das Voll-Vorwärts-Fließpressen hergestellt wurden, so kann festgestellt werden, dass eine Großzahl der Bauteile durch mehrere Voll-Vorwärts-Fließpressoperationen hergestellt werden (**Bild 5.1**). Wellen mit mehreren Absätzen können in einer Stufe gefertigt werden oder die Fertigung der einzelnen Absätze wird auf mehrere Stufen aufgeteilt. Bei der Entwicklung der Fertigungsfolge bilden die Verfahrensgrenzen der einzelnen Kaltumformstufen die technologischen Randbedingungen. Die maximal erreichbare Grenzformänderung wird durch die Belastbarkeit der Werkzeuge begrenzt. Auch das Umformvermögen der Werkstoffe kann einzelne Verfahrensschritte begrenzen, sodass eine weitere Umformung erst nach einer Glühbehandlung möglich ist (Lange, 1988). Bisher wird der Einfluss der Prozessroute auf die resultierenden Eigenschaften des Bauteils nur bedingt in Betracht gezogen. Im Folgenden wird untersucht, welchen Lastpfaden die einzelnen Bereiche der Wellen ausgesetzt sind und wie sich die Lastpfade durch die Fertigung in unterschiedlichen Prozessrouten unterscheiden.



Bild 5.1: Mehrfach abgesetzte Wellen (Hirschvogel GmbH, 2019)

Zur numerischen Untersuchung der möglichen Lastpfadänderungen beim mehrstufigen Fließpressen wird eine Welle mit zwei Absätzen untersucht. Diese Welle kann sowohl in einer Umformstufe als auch in zwei Umformstufen hergestellt werden (**Bild 5.2**). Beim einstufigen Fließpressen wird die Wellengeometrie in einem Hub unter Verwendung eines einzelnen Umformwerkzeugs gepresst. Bei der zweistufigen Prozessvariante wird zunächst der Wellenabschnitt mit dem geringsten Durchmesser (1. Absatz) umgeformt, anschließend wird das Bauteil entnommen und in einer zweiten Matrize wird der mittlere Wellenabschnitt (2. Absatz) gefertigt.

Prozessroute A: Einstufige Fertigung

Prozessroute B: Zweistufige Fertigung

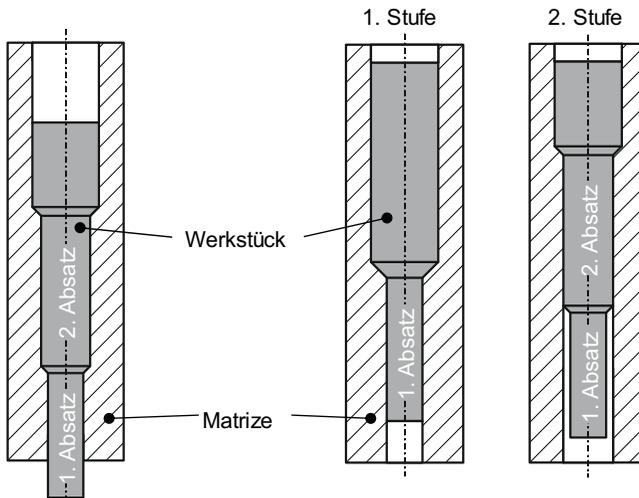


Bild 5.2: Fertigung eines geometrisch gleichen Bauteils durch eine einstufige und zweistufige Prozessroute

Eine Wellengeometrie mit einem Ausgangsdurchmesser von $d = 30$ mm wird numerisch untersucht. Der 1. Absatz weist einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und der 2. Absatz einen Umformgrad von $\varphi = 1,0$ auf. Ein Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ wird für beide Schultern gewählt.

5.1.1 Einstufiges Fließpressen

Bei der einstufigen Fertigung von doppelt abgesetzten Wellen wird ein Werkzeug genutzt, in dem das Halbzeug in einem Pressenhub in zwei direkt aufeinanderfolgenden Schultern im Durchmesser reduziert wird. Es wird nur ein Pressenhub benötigt. Dabei findet die erste Reduktion des Durchmessers zunächst unter den gleichen Bedingungen wie bei der Herstellung einer einfach abgesetzten Welle statt. Zur weiteren Reduktion des Durchmessers läuft der bereits verfestigte Werkstoff in die zweite Schulter hinein.

Der dabei entstehende Widerstand erzeugt in der ersten Schulter einen Gegendruck, der den Spannungszustand ändert (**Bild 5.3**).

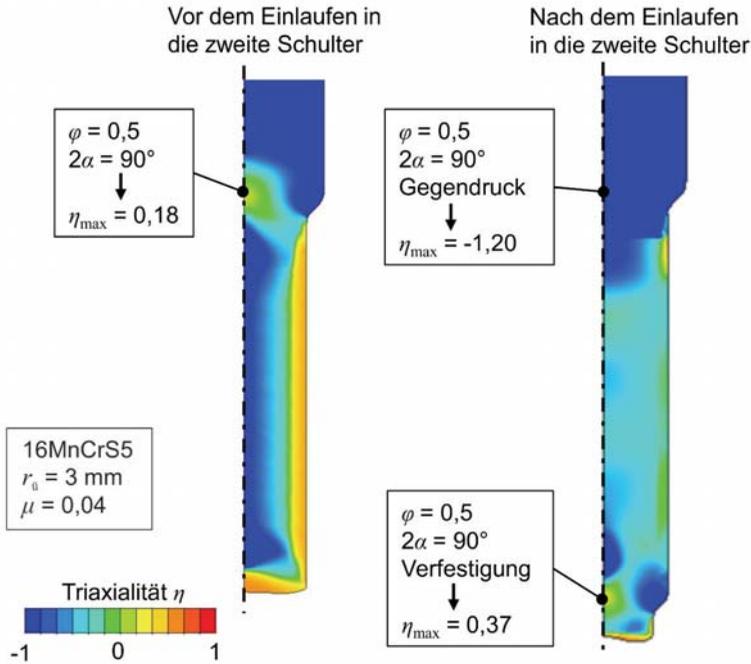


Bild 5.3: Triaxialität während der Umformung beim einstufigen Fließpressen vor und nach dem Einlaufen des Werkstoffs in die zweite Schulter

Die erste Schulter weist einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und einen Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ auf. Solange der Werkstoff nicht in die zweite Schulter eingelaufen ist, entspricht die Umformung einer einfach abgesetzten Welle mit gleichem Umformgrad und Schulteröffnungswinkel. Daher ergibt sich eine maximale Triaxialität auf der Mittelachse in der Umformzone von $\eta_{\max} = 0,18$, wie bereits im Abschnitt 4.3.2 gezeigt. Erreicht der Werkstoff die zweite Schulter, wird dieser behindert, sodass in der ersten Schulter ein Gegendruck entsteht. Dieser sorgt dafür, dass die Triaxialität stark reduziert wird und einen Wert von $\eta_{\max} = -1,20$ annimmt. Der Werkstoff, der in die zweite Schulter einläuft, wurde in der ersten Schulter bereits umgeformt und ist somit vorverfestigt. Wie im Abschnitt 4.3.5 gezeigt, führt diese Vorverfestigung zu einer Erhöhung der maximalen Triaxialität, sodass eine maximale Triaxialität von $\eta_{\max} = 0,37$ erreicht wird. Insgesamt führt dies dazu, dass nach dem Einlaufen des Werkstoffs in die zweite Schulter der 2. Absatz unter stark negativer Triaxialität ausgeformt wird. Der Werkstoffbereich, der den 1. Absatz ausformt, wird hingegen zweimal unter positiver Triaxialität

umgeformt. Daher ist im 2. Absatz keine Schädigung und im 1. Absatz eine ausgeprägte Schädigung zu erwarten.

5.1.2 Zweistufiges Fließpressen

Bei der zweistufigen Herstellung der Welle mit zwei Absätzen wird die Umformung der beiden Absätze unabhängig voneinander durchgeführt. Zunächst wird in der ersten Umformstufe der 1. Absatz ausgeformt. Aufgrund des hohen Umformgrads von $\varphi = 1,0$ wird hierbei eine geringe Triaxialität von $\eta_{\max} = -0,35$ erreicht. Nach der Ausformung dieses Absatzes wird das Bauteil ausgeworfen und der 2. Absatz wird in einer zweiten Umformstufe ausgeformt. Zur Ausformung des 2. Absatzes wird lediglich ein Umformgrad von $\varphi = 0,5$ benötigt. Dieser geringe Umformgrad führt dazu, dass in der Umformzone eine positive maximale Triaxialität von $\eta_{\max} = 0,18$ erreicht wird. Die erreichte Triaxialität in beiden Umformstufen ist lediglich abhängig von Umformgrad und Schulteröffnungswinkel, sodass die gleiche Triaxialität wie bei der einstufigen Fertigung mit den gleichen Parametern erreicht wird (siehe Abschnitt 4.3.2).

Bei der zweistufigen Umformung wird somit der mittlere Absatz unter positiver Triaxialität ausgeformt, sodass Schädigung zu erwarten ist. Der Absatz mit dem geringsten Durchmesser wird hingegen unter negativer Triaxialität ausgeformt.

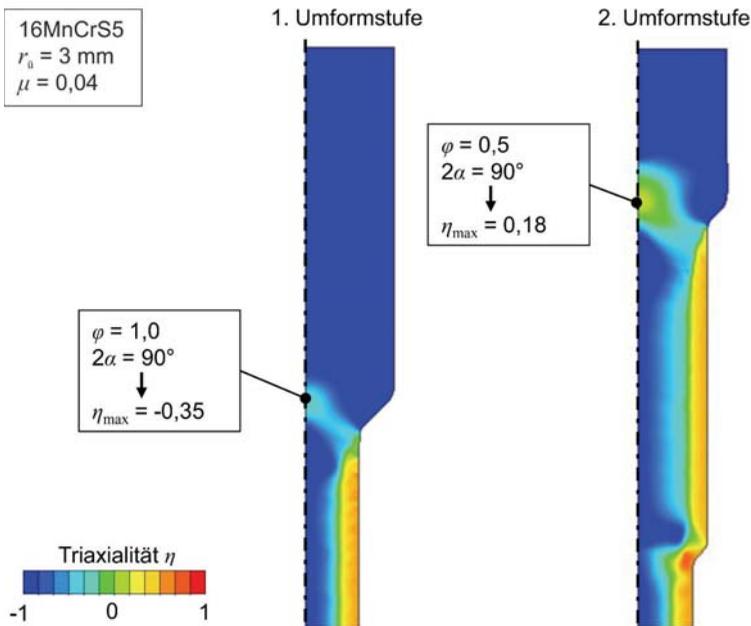


Bild 5.4: Triaxialität während der Umformung beim zweistufigen Fließpressen

5.1.3 Vergleich der Fertigungsrouuten

Ein Vergleich der einstufigen und zweistufigen Fertigung ist im **Bild 5.5** dargestellt. Für beide Fertigungsrouuten ist die maximale Triaxialität gezeigt, die der Werkstoff bei der Ausformung der jeweiligen Absätze erfährt.

Es kann festgestellt werden, dass bei der einstufigen Fertigung im 1. Absatz viel Schädigung aufgrund der zweimaligen Umformung unter positiver Triaxialität zu erwarten ist. Aufgrund des Gegendrucks bei der Ausformung des mittleren Absatzes und der damit verbundenen stark negativen Triaxialität wird im 2. Absatz keine Schädigung erwartet.

Bei der zweistufigen Fertigung der doppelt abgesetzten Wellen wird hingegen im 1. Absatz keine Schädigung erwartet, da dieser mit einem hohen Umformgrad ausgeformt wird und daher eine negative Triaxialität während der Umformung herrscht. Der 2. Absatz wird im Vergleich zu der einstufigen Fertigung ohne Gegendruck ausgeformt, wodurch eine positive maximale Triaxialität aufgrund des geringen Umformgrads auftritt und somit eine Entwicklung von Schädigung im mittleren Absatz zu erwarten ist. Die getroffenen Annahmen werden in den folgenden Kapiteln untersucht und validiert.

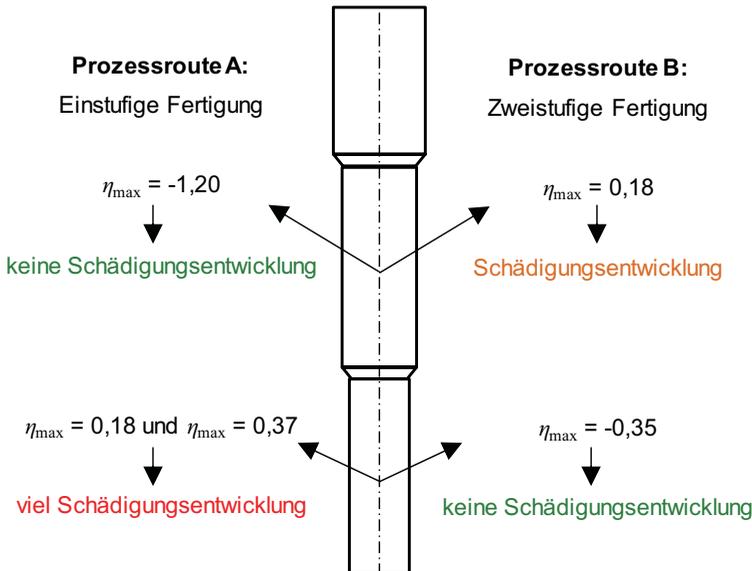


Bild 5.5: Zusammenfassung der Lastpfaduntersuchung bei der einstufigen und zweistufigen Wellenherstellung

5.2 Aufbringen von Gegendruck

Beim mehrstufigen Fließpressen wurde festgestellt, dass ein Gegendruck während der Umformung die Triaxialität senkt und so die Schädigung positiv beeinflusst. Auch zur Vermeidung von Chevron-Rissen wurde bereits der Einfluss von Gegendruck zur Vermeidung dieser Risse untersucht.

Der Gegendruck kann zusätzlich über den Auswerfer aufgebracht werden (**Bild 5.6**). Dabei wird der Auswerfer vor der Umformung bis in die Fließpressschulter gefahren. Der Auswerfer bzw. Gegenstempel bringt während der Umformung eine konstante Gegenkraft F_G auf.

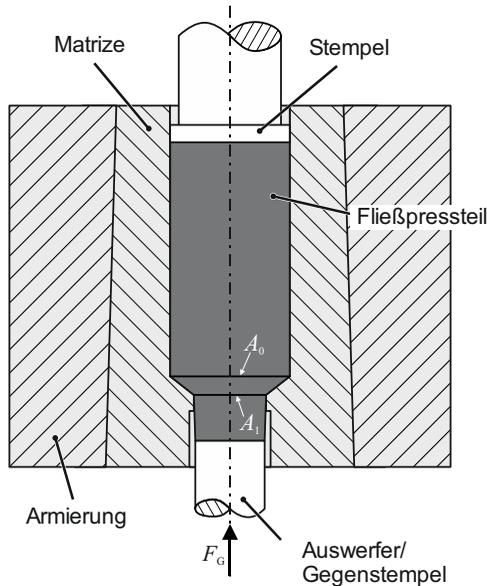


Bild 5.6: Fließpressen mit Gegendruck

Der Gegendruck p_G errechnet sich, indem die Gegenkraft F_G durch die Fläche A_1 des beim Fließpressen reduzierten Schafts geteilt wird:

$$p_G = \frac{F_G}{A_1}. \quad (5.1)$$

Im Folgenden werden die möglichen Lastpfadänderungen, die durch das Aufbringen von Gegendruck erreicht werden können, numerisch ermittelt sowie analytisch berechnet.

5.2.1 Numerische Ermittlung der Triaxialitätsänderung

In der Simulation wurde der Gegendruck über den Auswerfer eingebracht. Dieser wurde vor der Umformung in der Fließpressschulter platziert. Bei der Umformung drückt das Bauteil gegen den Auswerfer, wodurch der Gegendruck aufgebracht wird. Die vom Auswerfer aufgebrauchte Gegenkraft wird während der gesamten Umformung konstant gehalten.

Bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ wird ohne Gegendruck eine positive maximale Triaxialität von $\eta_{\max} = 0,17$ erreicht, die schädigungskritisch sein kann. Der Gegendruck wurde so gewählt, dass es nicht zu plastischer Deformation des Schafts aufgrund des Gegendrucks kommt. Durch das Aufbringen von Gegendrücken p_G in Höhe von 35 %, 53 % und 70 % der Anfangsfließspannung $k_{f,0}$ kann die Triaxialität deutlich reduziert werden (**Bild 5.7**).

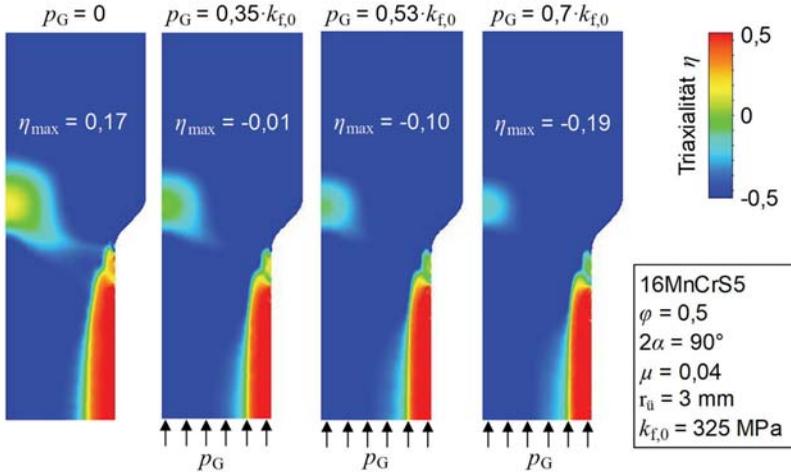


Bild 5.7: Numerisch ermittelter Einfluss des Gegendrucks auf die Triaxialität

Ein Gegendruck in Höhe von 75 % der Anfangsfließspannung führt bei dem dargestellten Beispiel zu einer Reduktion der maximalen Triaxialität um 0,36 auf einen Wert von $\eta_{\max} = -0,19$, deutlich im negativen Bereich, sodass eine deutlich verminderte Schädigung zu erwarten ist.

Wird die maximale Triaxialität in Abhängigkeit des Gegendruckes aufgetragen (**Bild 5.8**), kann beobachtet werden, dass sich ein linearer Verlauf einstellt.

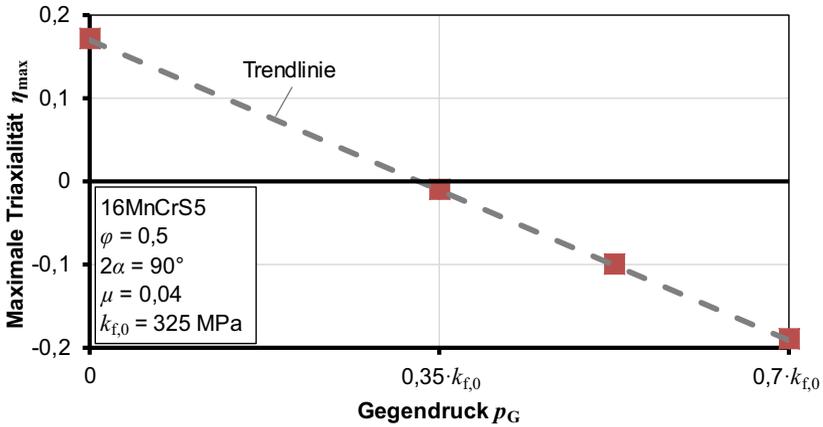


Bild 5.8: Maximale Triaxialität in Abhängigkeit des Gegendrucks

Im **Bild 5.9** ist der Verlauf der maximalen und gemittelten Triaxialität über den Radius entsprechend dem im Abschnitt 4.3 beschriebenen Vorgehen für die drei untersuchten Gegendrücke, im Vergleich zu der Fertigung ohne Gegendruck, dargestellt.

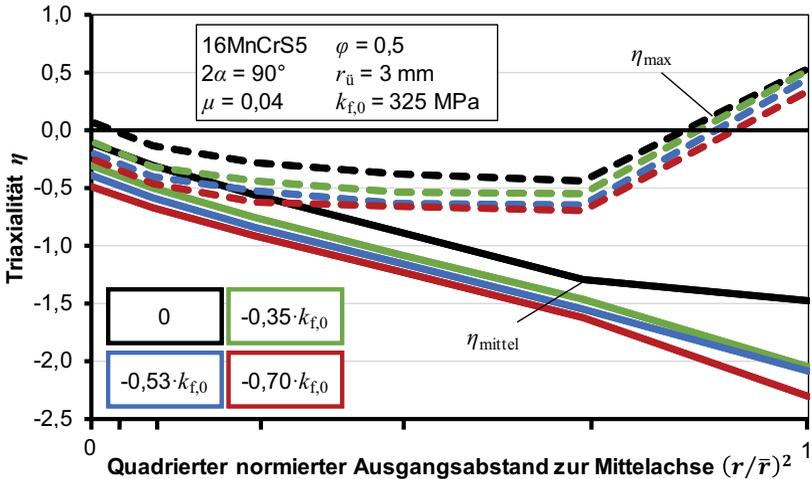


Bild 5.9: Einfluss des Gegendrucks auf die Triaxialität über den Radius

Es kann gezeigt werden, dass die maximale und gemittelte Triaxialität über den gesamten Radius hinweg durch Gegendruck herabgesetzt wird. Es ist auch zu erkennen, dass

eine Verdopplung des Gegendruckes zu einer Verdopplung der Triaxialitätsverring-
erung über den gesamten Radius führt. Dies zeigt wiederum den linearen Zusammenhang
zwischen dem Gegendruck und der Änderung der Triaxialität.

5.2.2 Berechnung der Triaxialitätsänderung

Unter der Annahme, dass der Gegendruck nicht zur Plastifizierung des Werkstücks führt
und dass die gesamte Gegenkraft zu einer Spannungsänderung in der Umformzone
führt, kann die Änderung der Triaxialität durch den jeweiligen Gegendruck berechnet
werden. Die deviatorischen Spannungskomponenten beim Pressen mit und ohne Gegen-
druck sind gleich, da sich die Gestaltänderung nicht unterscheidet:

$$\sigma'_{ij,p_G} = \sigma'_{ij}. \quad (5.2)$$

Daraus folgt, dass die von Mises-Vergleichsspannung beim Pressen mit und ohne
Gegendruck identisch ist:

$$\sigma_{vM,p_G} = \sigma_{vM}. \quad (5.3)$$

Der hydrostatische Anteil der Spannung setzt sich beim Pressen mit Gegendruck aus
dem durch den Fließpressprozess entstehenden hydrostatischen Anteil und dem
aufgebrachten Gegendruck zusammen. Es wird angenommen, dass diese beiden
Komponenten addiert werden können:

$$\sigma_{h,p_G} = p_G + \sigma_h. \quad (5.4)$$

Die Triaxialität beim Pressen mit Gegendruck kann dann berechnet werden, indem man
die Triaxialität, die ohne Gegendruck auftritt, ein Anteil der Triaxialität, hervorgebracht
durch den Gegendruck, addiert wird:

$$\eta_{p_G} = \frac{\sigma_{h,p_G}}{\sigma_{vM}} = \frac{p_G + \sigma_h}{\sigma_{vM}} = \frac{p_G}{\sigma_{vM}} + \eta. \quad (5.5)$$

Somit kann die Triaxialitätsänderung aufgrund des Gegendrucks berechnet werden,
indem der aufgebrachte Druck durch die vorliegende Vergleichsspannung geteilt wird:

$$\Delta\eta_{p_G} = \frac{p_G}{\sigma_{vM}}. \quad (5.6)$$

Die Änderung der Triaxialität in Abhängigkeit der Gegenkraft kann damit berechnet
werden. Die resultierende Triaxialität setzt sich aus der Triaxialität, die ohne Gegen-
druck in der Simulation ermittelt wurde, und der darauf aufbauenden berechneten Tri-

axialitätsänderung aufgrund des Gegendrucks, zusammen. Im **Bild 5.10** sind die numerisch ermittelten Triaxialitäten und die analytisch berechneten Triaxialitäten gegenübergestellt.

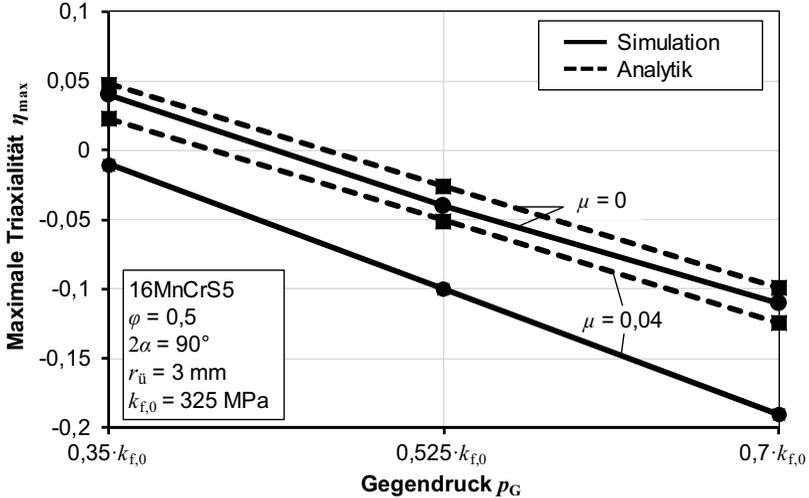


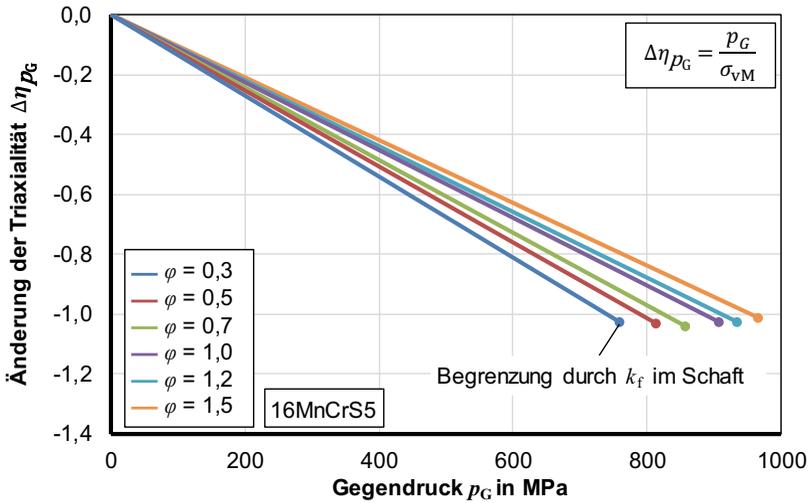
Bild 5.10: Vergleich der numerisch und analytisch bestimmten Triaxialität in Abhängigkeit des Gegendrucks

Wird in der Simulation eine Reibung von $\mu = 0,04$ angenommen, kann ein Unterschied zwischen Simulation und Analytik festgestellt werden. Bei dem höchsten Gegendruck von $p_G = 0,7 \cdot k_{f,0}$ beträgt der Unterschied in der maximalen Triaxialität $\Delta\eta_{\max} = 0,065$. Dieser Unterschied tritt auf, da der Gegendruck in der Simulation (mit $\mu = 0,04$) den globalen Druck erhöht und somit ebenfalls die Reibkraft erhöht, die überwunden werden muss. Daher treten in der Simulation geringere Triaxialitäten auf. Dies wird in der Analytik nicht berücksichtigt.

Wird die Simulation ohne Reibung durchgeführt, werden insgesamt höhere Triaxialitäten erreicht, wie bereits im Abschnitt 4.3.3 erläutert. Die simulativen und analytischen Ergebnisse liegen nun deutlich näher beieinander und es treten nur noch maximale Triaxialitätsunterschiede von $\Delta\eta_{\max} = 0,01$ auf. Der verbleibende Unterschied kann damit begründet werden, dass die maximale Triaxialität im Bereich der Fließpressschulter auftritt. Die geringen Unterschiede sind darauf zurückzuführen, dass zur Berechnung des Gegendrucks die Querschnittsfläche beim Austritt aus der Schulter angenommen wird.

Im **Bild 5.11** ist die Änderung der Triaxialität in Abhängigkeit des Gegendrucks für verschiedene Umformgrade aufgetragen. Es ist jeweils ein linearer Verlauf zu erkennen, der sich aufgrund der unterschiedlichen Vergleichsspannungen im Punkt der höchsten

Triaxialität unterscheidet. Im Gegensatz zu dem auftretenden Gegendruck beim Fließpressen mehrfach abgesetzter Wellen muss der Gegendruck so gewählt werden, dass die Fließspannung im Schaft nicht überschritten wird, um eine ungewollte Deformation zu vermeiden. Es kann eine maximale Verringerung der Triaxialität um $\Delta\eta_{p_G} \approx 1$ erfolgen, ohne dass es zu einer plastischen Deformation des Schafts kommt, da die Unterschiede zwischen der resultierenden Fließspannung im Schaft und der Vergleichsspannung in der Umformzone klein sind.



Umformgrad φ	0,3	0,5	0,7	1,0	1,2	1,5
Resultierende Fließspannung k_f im Schaft (Mittelachse) in MPa	757	813	853	903	931	965
Vergleichsspannung σ_{vM} im Punkt der maximalen Triaxialität η_{max} (Mittelachse) in MPa	741	789	825	883	912	955

Bild 5.11: Änderung der Triaxialität in Abhängigkeit vom Gegendruck für unterschiedliche Umformgrade

5.3 Fazit

Bei vorgegebener Geometrie kann der Lastpfad sowohl durch die Variation der Prozessroute als auch durch das Aufbringen von Gegendruck signifikant verändert werden.

Durch das Aufbringen von Gegendruck kann eine Verringerung der Triaxialität von $\Delta\eta \approx 1$ erreicht werden (**Tabelle 5.1**). Diese Grenze ergibt sich durch Eintritt einer ungewollten plastischen Deformation des bereits umgeformten Absatzes. Damit ist es möglich, die Parameter Schulteröffnungswinkel und Umformgrad beliebig zu wählen und trotzdem negative Triaxialitäten zu erhalten (siehe Kapitel 4).

Tabelle 5.1: Einfluss des Gegendrucks und der Prozessroute auf die Triaxialität

Parameter	Untersuchte Grenzen	Triaxialität	Maximale Änderung der Triaxialität
Gegendruck (Aktiv)	$0 - k_{\Gamma}$	↓	1
Gegendruck (Prozessroute)	-	↓	>1

Die Prozessroute beeinflusst die Triaxialität in den verschiedenen Absätzen der Welle. Je nach Prozessroute entsteht in bestimmten Absätzen mehr oder weniger Schädigung. Beim einstufigen Fließpressen der Welle wird ein Gegendruck aufgebracht, der nicht durch eine plastische Deformation beschränkt ist, da das Werkstück in dem Werkzeug nicht ausknicken kann. Im untersuchten Fall kann daher die Triaxialität im mittleren Absatz der Welle um $\Delta\eta = 1,38$ verringert werden.

6 Lastfadeinfluss auf die Schädigung

In den vorherigen Kapiteln 4 und 5 wurde der Lastpfad, dem der Werkstoff während des Fließpressens ausgesetzt ist, untersucht. In diesem Kapitel wird zunächst numerisch der Einfluss der Lastpfade auf eine im Werkstoff vorhandene ideale Pore untersucht. Das Fließpressen der Bauteile sowie die experimentellen Charakterisierungsmethoden werden beschrieben und anschließend wird der Einfluss ausgewählter Lastpfade auf den Schädigungszustand nach dem Umformen experimentell ermittelt.

6.1 Einfluss des Lastpfades auf eine ideale Pore

Um den Einfluss des Lastpfades, der durch unterschiedliche Prozessparameter beeinflusst wird, auf die Evolution der Schädigung während des Voll-Vorwärts-Fließpressens zu untersuchen, wurden numerische Untersuchungen an einer idealen Pore durchgeführt. Für diese Untersuchungen wurde ein axialsymmetrisches Modell mittels Abaqus CAE aufgebaut. Das Referenzmodell hat einen Durchmesser und eine Höhe von $d = h = 2a$. Eine kugelförmige Pore wurde in der Mitte des Modells eingebracht (**Bild 6.1**).

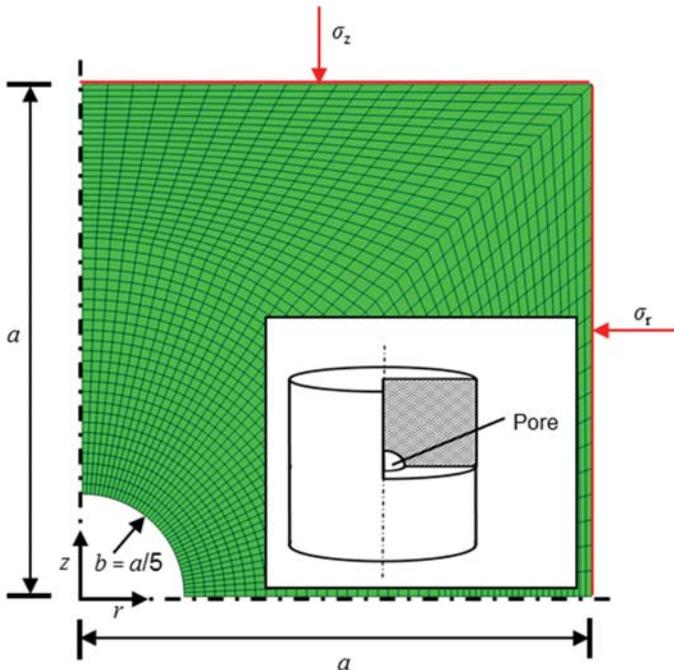


Bild 6.1: Simulationsmodell zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Lastpfade auf die Form und Größe einer idealen Pore

Das Modell repräsentiert einen Materialpunkt, der während des Fließpressens auf der Mittelachse durch die Umformzone wandert.

Die während des Fließpressens auf der Mittelachse auftretenden axialen und radialen Spannungen σ_z und σ_r eines Materialpunktes, der durch die Umformzone wandert, wurden als Randbedingungen auf die Oberfläche des Modells aufgebracht. **Bild 6.2** zeigt beispielhaft den Verlauf der Axial-, Radial- und Tangentialspannungen eines sich auf der Mittelachse durch die Umformzone bewegenden Punktes sowie den resultierende Umformgrad.

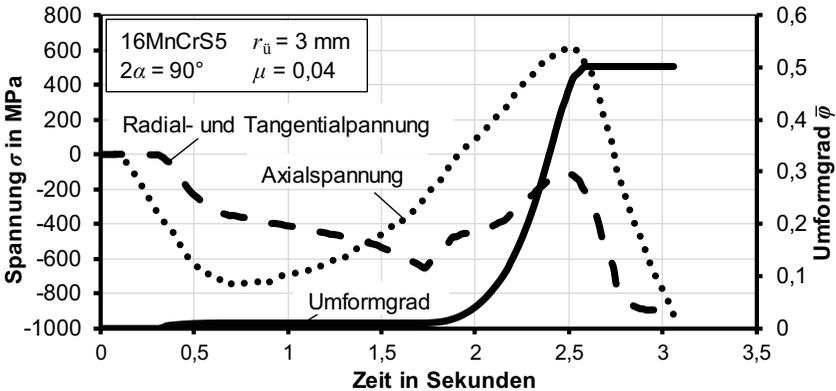


Bild 6.2: Axial-, Radial- und Tangentialspannungen eines sich auf der Mittelachse durch die Umformzone bewegenden Punktes sowie der resultierende Umformgrad

Da die Spannungs-komponenten direkt vorgegeben werden, wird das Verhalten des Referenzmodells nicht von der Länge a beeinflusst. Um sicherzustellen, dass die kugelförmige Pore die resultierenden Dehnungen entlang der Mittelachse nicht verändert, wurde die Größe schrittweise verringert. Ein anfänglicher Porenradius von $b = a/5$ erwies sich als zulässig. Auf diese Weise betrug der Unterschied zwischen der resultierenden Umformgraden beim Voll-Vorwärts-Fließpressen und dem Umformgrad im Referenzmodell weniger als 1 %.

Das Modell wurde verwendet, um den Einfluss der Lastpfade auf die Änderung der Form und das Volumen der Pore zu untersuchen. Die Form der kugelförmigen Pore nach dem Aufprägen der Lastpfade des Fließpressens mit unterschiedlichen Umformgraden ist im **Bild 6.3** dargestellt. Höhere Umformgrade führen dazu, dass die Pore zunehmend in z -Richtung gestreckt und in r -Richtung gestaucht wird. Die Richtung der Umformung

der Pore ist bei allen Umformgraden gleich, da der Lode-Winkel-Parameter auf der Mittelachse identisch ist und einen Wert von $\bar{\theta} = 1$ auf der Mittelachse annimmt.

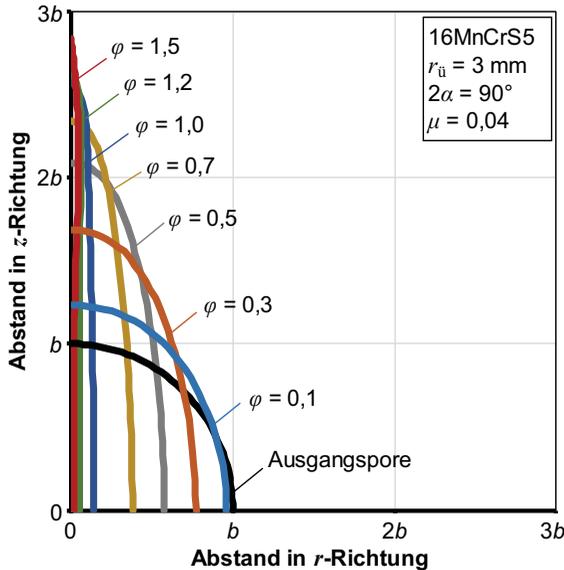


Bild 6.3: Einfluss des Umformgrads auf die Änderung der Form einer Pore

Die Volumenänderung der Poren, die durch die verschiedenen Umformgrade verursacht wird, und die mit dem Umformgrad verbundene Triaxialität während der Umformung ist im **Bild 6.4** dargestellt. Zum Vergleich wird zusätzlich das anfängliche Volumen der kugelförmigen idealen Poren gezeigt. Wird das Porenvolumen betrachtet, kann festgestellt werden, dass nur bei sehr kleinen Umformgraden eine Erhöhung des Porenvolumens im Vergleich zur Ausgangspore möglich ist. Bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,3$ verändert sich das Porenvolumen kaum. Bei Umformgraden größer als $\varphi = 0,3$ nimmt das Porenvolumen stetig ab. Ab einem Umformgrad von $\varphi = 1,2$ entwickelt sich das Porenvolumen gegen einen Wert von null. Dieses Verhalten lässt sich mithilfe der auftretenden Triaxialitäten während der Umformung erklären. Lediglich bei sehr kleinen Umformgraden $\varphi < 0,3$ herrschen positive mittlere Triaxialitäten, die zu einer Vergrößerung der Poren führt. Bei Umformgraden über $\varphi = 0,3$ herrschen negative mittlere Triaxialitäten, die eine Verringerung der Porengröße verursachen. Hohe Umformgrade von $\varphi > 1,2$ bewirken geringe gemittelte Triaxialitäten, die dazu führen, dass sich die Poren nahezu komplett schließen.

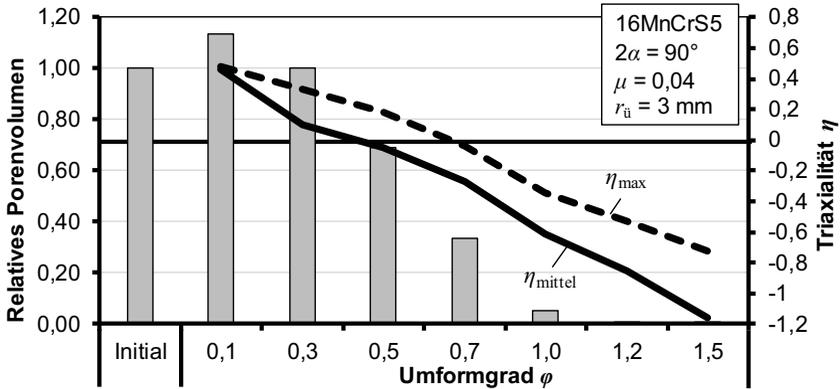


Bild 6.4: Einfluss des Umformgrads auf das numerisch ermittelte relative Porenvolumen

Die mittlere Triaxialität ist repräsentativ für das Wachstum bzw. das Schrumpfen der Poren. Dies lässt sich am Nulldurchgang der mittleren Triaxialität festmachen, da dort im Gegensatz zur maximalen Triaxialität der Wechsel vom Porenwachstum zum Porenschluss stattfindet.

Zur Untersuchung des Einflusses des Schulteröffnungswinkels wurde ein konstanter Umformgrad von $\varphi = 0,5$ gewählt und nur der Schulteröffnungswinkel variiert. Bei dieser Untersuchung wird auf der Mittelachse jeweils der gleiche Umformgrad erreicht. Es kann gezeigt werden, dass sich die Form der Pore für die drei verschiedenen Schulteröffnungswinkel qualitativ nicht verändert, da sowohl der Umformgrad als auch der Lode-Winkel-Parameter gleich ist. Lediglich die Größe der Poren unterscheidet sich (**Bild 6.5**). Durch die Änderung des Schulteröffnungswinkels wird der hydrostatische Druck, also die Triaxialität, variiert.

Für die unterschiedlichen Schulteröffnungswinkel ist auch ein Zusammenhang zwischen der Triaxialität und dem Porenvolumen erkennbar. Da die gemittelte Triaxialität durchweg negative Werte annimmt, verringert sich das Porenvolumen im Vergleich zum Ausgangszustand. Bei einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ werden geringere Triaxialitäten als bei den Schulteröffnungswinkeln von $2\alpha = 60^\circ$ und $2\alpha = 90^\circ$ erreicht. Dies führt zu einem geringeren Porenvolumen (**Bild 6.6**).

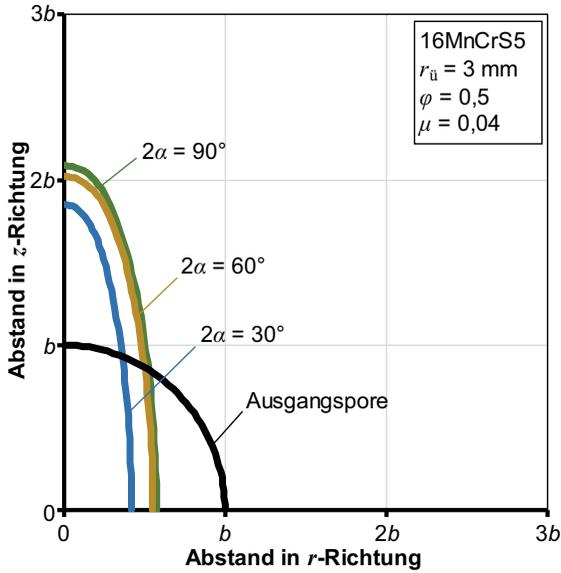


Bild 6.5: Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf die Änderung der Form einer Pore

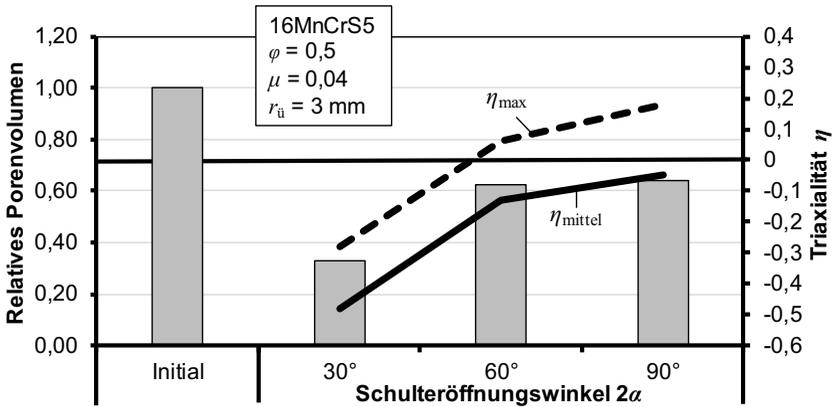


Bild 6.6: Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf das numerisch ermittelte relative Porenvolumen

Die Simulationen zeigen eine generelle Tendenz, wie sich eine ideale kugelförmige Pore während des Fließpressens unter gegebenem Spannungszustand verändern würde. In einem realen Werkstoff existieren allerdings keine ideal kugelförmigen Poren. Zusätzlich entstehen auch neue Poren und es kommt zur Vereinigung von bereits vorhandenen Poren.

Das Volumen der idealen kugelförmigen Poren hängt von der gemittelten Triaxialität ab. Ist die gemittelte Triaxialität positiv, kommt es zu einer Volumenzunahme und bei einer negativen gemittelten Triaxialität zu einer Volumenabnahme. Die Entstehung von Poren wird allerdings nicht betrachtet. In einem realen Werkstoff muss wahrscheinlich erst eine gewisse Triaxialität erreicht werden, bis es zur Entstehung der Poren kommt. Hier könnte die maximale Triaxialität von entscheidender Bedeutung sein. Das Verhalten einer realen Pore wird von dem Zusammenspiel aus Umformung, Matrixwerkstoff und Einschlüssen bestimmt.

6.2 Fließpressen der Bauteile

Im Folgenden wird der experimentelle Aufbau und die Versuchsdurchführung vom Fließpressen der einfach und zweifach abgesetzten Wellen beschrieben. Auch wird erläutert, wie technologisch der Gegendruck eingesetzt wird.

6.2.1 Einfach abgesetzte Wellen

Die Halbzeuge zum Fließpressen werden aus Stangenmaterial des Werkstoffs 16MnCrS5 hergestellt. Das Stangenmaterial hat einen Durchmesser von $d = 40$ mm. Zur Herstellung der einfach abgesetzten Wellen werden aus dem Stangenmaterial Halbzeuge mit einer Länge von $l = 71$ mm und einem Durchmesser von $d = 30$ mm erzeugt. Die so gefertigten Zylinder werden anschließend sandgestrahlt. Es wurde ein mineralisches Schmelzkammergranulat mit einem Korndurchmesser von $d = 0,25 - 1,40$ mm verwendet. Ein Luftdruck von 6 bar wird genutzt. Anschließend werden die Teile mittels Ultraschall in Ethanol gereinigt und an der Luft getrocknet. Die Beschichtung der Teile erfolgte mit dem Schmierstoff Beruforge 191 des Herstellers Carl Bechem GmbH. Beruforge 191 ist ein Molybdänsulfid-haltiger Beschichtungsschmierstoff und weist eine sehr geringe Partikelgröße auf. Der Beschichtungsschmierstoff kann bis zu Werkzeugtemperaturen von $T = 500$ °C für die Umformung von komplexen Bauteilen eingesetzt werden und eignet sich für nicht phosphatierte Halbzeuge (Carl Bechem GmbH, 2019). Zur Beschichtung wurden die Halbzeuge im Ofen auf ca. $T = 90$ °C erwärmt und anschließend in eine wässrige Suspension des Festschmierstoffs getaucht. Anschließend verdampft der Wasseranteil im Schmierstoff und auf der Halbzeugoberfläche verbleibt der eigentliche Schmierstoff.

Zur Herstellung der fließgepressten Bauteile wurde eine dreifachwirkende ölhydraulische Ziehpresse vom Typ SMG HZPUI 260 verwendet. Die Maschine und der Werkzeugaufbau sind im **Bild 6.7** dargestellt. Zur Durchführung des Umformprozesses Fließpressen auf dieser Presse wird der Ziehstößel mit dem Niederhalter über eine Koppelplatte verbunden. Damit kann die für die Umformung nutzbare Gesamtkraft auf 2600 kN erhöht werden.

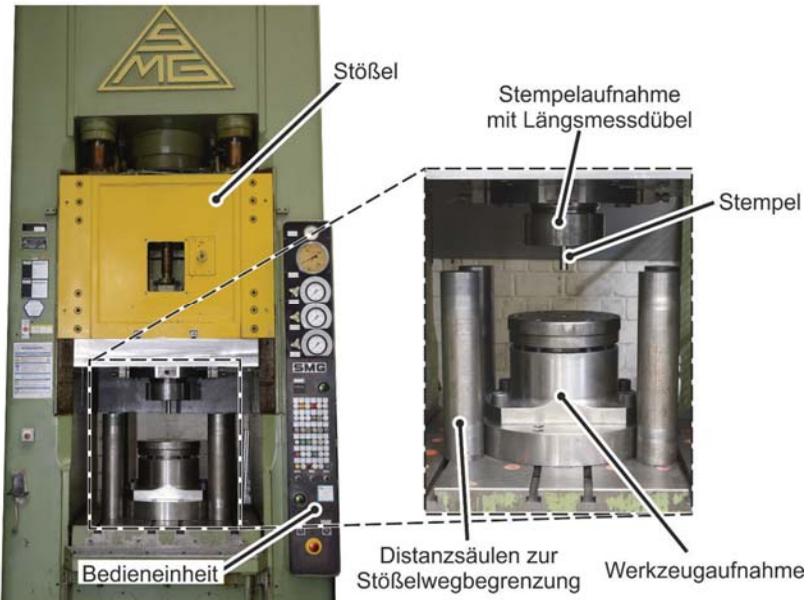


Bild 6.7: Presse mit Werkzeugen zum Fließpressen (nach Ossenkemper, 2018)

Die Kraft während der Umformung wurde mit einem piezoelektrischen Längsmessdübel bestimmt. Die Stempelkräfte werden über ein Drückstück in den Stößel eingeleitet. Dieses Drückstück befindet sich oberhalb des Stempels in der Stempelaufnahme. Der in dem Druckstück verbaute Messdübel erfasst die während des Prozesses auftretende elastische Dehnungsänderung im Druckstück. Der Stempelweg wird aufgrund der Kraftsteuerung der Maschine über vier um den Werkzeugaufbau verteilte Distanzsäulen eingestellt und begrenzt. Die Höhe der Distanzsäulen wird mittels weiterer Distanzstücke, die auf die Distanzsäulen positioniert werden, je nach Werkzeuggeometrie eingestellt. Die Presse wird mit einer Stößelgeschwindigkeit von $v_s = 10 \text{ mm/s}$ betrieben. Das Auswerfen der Werkstücke aus dem Werkzeug erfolgt nach dem Fließpressen über eine Auswerferstange, die auf einem hydraulischen Ziehkissen positioniert ist. Produzierte Bauteile mit unterschiedlichen Umformgraden sind im **Bild 6.8** dargestellt.

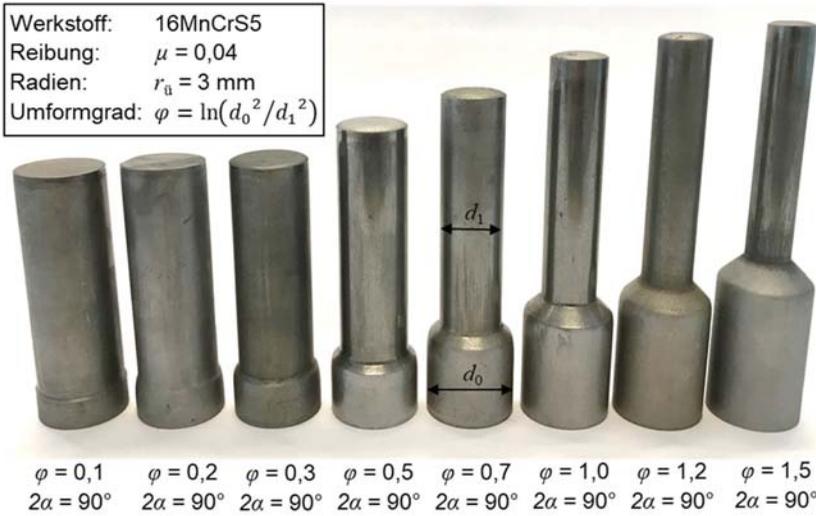


Bild 6.8: Voll-Vorwärts-fließgespreste Bauteile mit unterschiedlichen Umformgraden

6.2.2 Zweifach abgesetzte Wellen

Die Geometrie der gefertigten doppelt abgesetzten Wellen ist im **Bild 6.9** dargestellt.

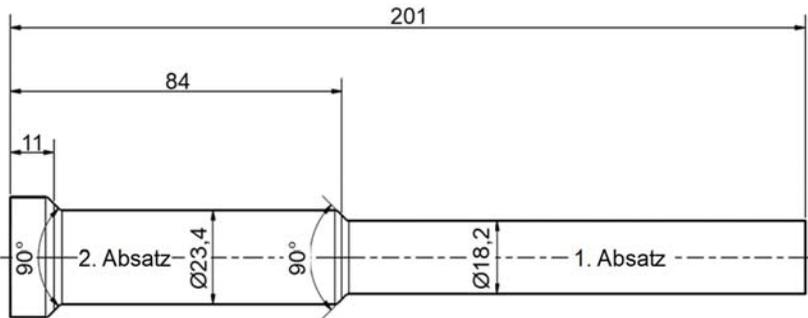


Bild 6.9: Demonstrator zur Untersuchung des mehrstufigen Fließpressens (Maße in mm)

Um den Einfluss des Gegendrucks untersuchen zu können, der bei der einstufigen Fertigung beim Einlaufen des Werkstücks in die zweite Fließpressschulter entsteht, wird die zweifach abgesetzte Demonstratorwelle so ausgelegt, dass das Volumen der beiden umgeformten Absätze ($d = 23,4 \text{ mm}$ und $d = 18,2 \text{ mm}$) identisch ist. Dies ermöglicht, dass der komplette 2. Absatz unter Gegendruck ausgeformt wird. Sobald der Werkstoff

die zweite Schulter erreicht, wird der Gegendruck in der ersten Schulter erzeugt. Bei der gegebenen Geometrie wird nun der komplette Werkstoff, der sich zu diesem Zeitpunkt im 2. Absatz befindet, in den 1. Absatz mit dem geringsten Durchmesser gepresst, da dieser das gleiche Volumen aufweist. Der 2. Absatz wird dann komplett mit Werkstoff ausgeformt, der in der ersten Umformstufe aufgrund des nun vorhandenen Gegendrucks negative Triaxialitäten während der Umformung erfahren hat. Der Werkstoff im 2. Absatz weist nach der Umformung auf der Mittelachse einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und im 1. Absatz einen Umformgrad $\varphi = 1,0$ auf. Der Schulteröffnungswinkel beträgt in beiden Schultern $2\alpha = 90^\circ$.

Zur Durchführung der Versuche wurde ein Werkzeugaufbau in der dreifachwirkenden hydraulischen Ziehpresse vom Typ BZE 1000-30.1.1 der Firma Müller Weingarten genutzt (**Bild 6.10**).

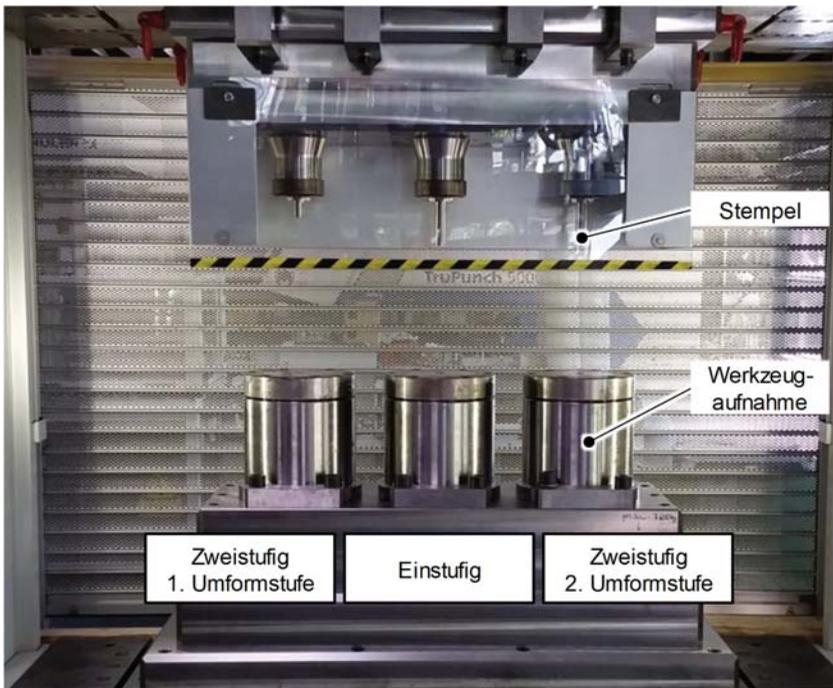


Bild 6.10: Werkzeugaufbau zum Pressen zweifach abgesetzter Wellen

Die Presse verfügt über eine maximale Presskraft von 10 MN. Es wurde ein Aufbau realisiert, der über drei verschiedene Werkzeugaufnahmen verfügt, sodass sowohl ein Werkzeug für die einstufige Fertigung als auch die beiden Werkzeuge für die zweistufige Fertigung gleichzeitig eingebaut werden können.

Die beschichteten Halbzeuge wurden mittels Voll-Vorwärts-Fließpressen bei Raumtemperatur zu einer zweifach abgesetzten Welle umgeformt. Bei allen Fließpressvorgängen wurde eine konstante Vorschubgeschwindigkeit des Pressstempels von 10 mm/s gewählt. Es wurden Halbzeuge mit einem Durchmesser von $d = 30$ mm und einer Länge von $l = 98,5$ mm verwendet. Die Vorbereitung der Halbzeuge erfolgt wie im Abschnitt 6.2.1 beschrieben.

Die produzierten doppelt abgesetzten Wellen sowie die Welle nach der ersten Umformstufe bei der zweistufigen Fertigungsroute sind im **Bild 6.11** dargestellt.

Prozessroute A: Einstufige Fertigung



Prozessroute B: Zweistufige Fertigung

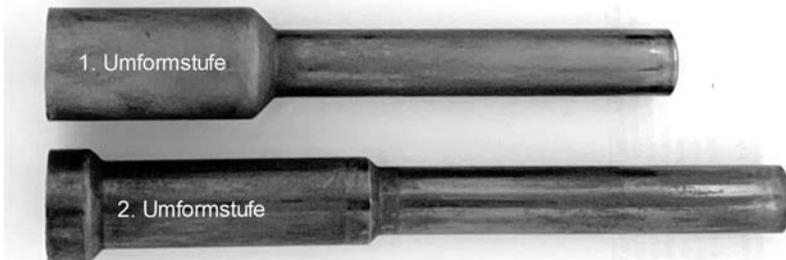


Bild 6.11: Ein- und zweistufige Fertigung doppelt abgesetzter Wellen

6.2.3 Einsatz von Gegendruck

Der Auswerfer wird vor dem Pressen der Bauteile in der Fließpressschulter zur Erzeugung eines Gegendrucks positioniert. Während des Fließpressens wurde dann eine konstante Gegenkraft über den Auswerfer auf den Schaft des fließgepressten Bauteils aufgebracht.

Zum einen darf die Fließspannung im Schaft des zu fertigenden Bauteils nicht überschritten werden. Zum anderen ist der maximale Gegendruck technologisch durch die Werkzeuge begrenzt. Die Auswerferstange ist der Teil der Versuchseinrichtung, der am ehesten beim Aufbringen des Gegendrucks beschädigt werden kann. Um den technologisch maximal erreichbaren Gegendruck zu ermitteln, der mittels der Auswerferstange

aufgebracht werden kann, wurde die maximale Knicklast der Auswerferstange berechnet. Die Auswerferstange hat einen Durchmesser von $d = 25$ mm und eine Länge von $l = 500$ mm. Zur Berechnung der kritischen Knicklast wird der Euler-Knickfall 2 angenommen. Die kritische Gegenkraft wurde unter Annahme eines Elastizitätsmoduls von $E = 210$ GPa und einem axialen Flächenträgheitsmoment des Querschnittes von $I = 19175$ mm⁴ wie folgt berechnet:

$$F_{\text{Krit,G}} = \frac{\pi^2}{l^2} \cdot E \cdot I = 158 \text{ kN.} \quad (6.1)$$

Um die Maschine nicht zu beschädigen, wurde eine maximale Gegenkraft von 100 kN gewählt, sodass ein Sicherheitsfaktor von 1,5 berücksichtigt wird.

Für die mit Gegendruck hergestellten Bauteile wird der Einfluss des geänderten Lastpfads auf die Schädigungsentwicklung und die Leistungsfähigkeit bestimmt. Zur Untersuchung wurden Bauteile gewählt, die mit dem Gegendruck von $p_G = 0,35 \cdot k_{r,0}$ und $p_G = 0,7 \cdot k_{r,0}$ während der Umformung beaufschlagt werden. Für die Untersuchungen wurde ein Umformgrad von $\varphi = 0,5$ mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ gewählt. Diese Parameterkombination ist kritisch im Hinblick auf die Schädigung, da während der Umformung positive maximale Triaxialitäten auftreten. Es soll daher untersucht werden, wie die Triaxialität während des Umformens durch den Gegendruck verringert werden kann und welchen Einfluss dies auf die Schädigung hat.

6.3 Charakterisierungsmethoden

Im Folgenden werden die Methoden Lichtmikroskopie, Rasterelektronenmikroskopie und Dichtemessung zur Untersuchung der Schädigung vorgestellt und hinsichtlich ihrer Eignung überprüft.

6.3.1 Lichtmikroskopie

Zunächst wurde geprüft, inwieweit sich die Lichtmikroskopie eignet, die Schädigung zu untersuchen. Für die Untersuchungen wurde ein Auflichtmikroskop vom Typ Axio Imager.M1m der Firma Zeiss verwendet. Die Proben wurden aus dem Schaft fließgepresster Bauteile entnommen und wie folgt beschrieben präpariert:

- Trennen
- Warmeinbetten
- Schleifen (Körnung: 320, 800 und 1200)
- Polieren (9 μm , 3 μm und 1 μm) mit zwischenzeitlicher Ultraschallreinigung

Die Matrix erscheint auf den erstellten Aufnahmen hell und Einschlüsse und Poren erscheinen dunkel. Im Ausgangszustand ist der Einschlussanteil für die beiden untersuchten Fließpressoperationen gleich. Es wird davon ausgegangen, dass sich der Einschlussanteil während des Fließpressens nicht ändert. Daher können Unterschiede in den dunkel

erscheinenden Bereichen, zwischen zwei mit unterschiedlichen Prozessparametern fließgepressten Proben, auf die Entstehung von Poren zurückgeführt werden. Lichtmikroskopische Aufnahmen für zwei verschiedene Umformgrade sind im **Bild 6.12** dargestellt. Für einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ sind im Bereich nahe der Mittelachse mehr Poren zu erwarten, da in diesem Bereich positive Triaxialitäten während der Umformung erreicht werden. Auf den lichtmikroskopischen Aufnahmen sind in diesem Bereich mehr dunkle Elemente zu erkennen, sodass rein visuell auf qualitativ mehr Poren geschlossen werden kann.

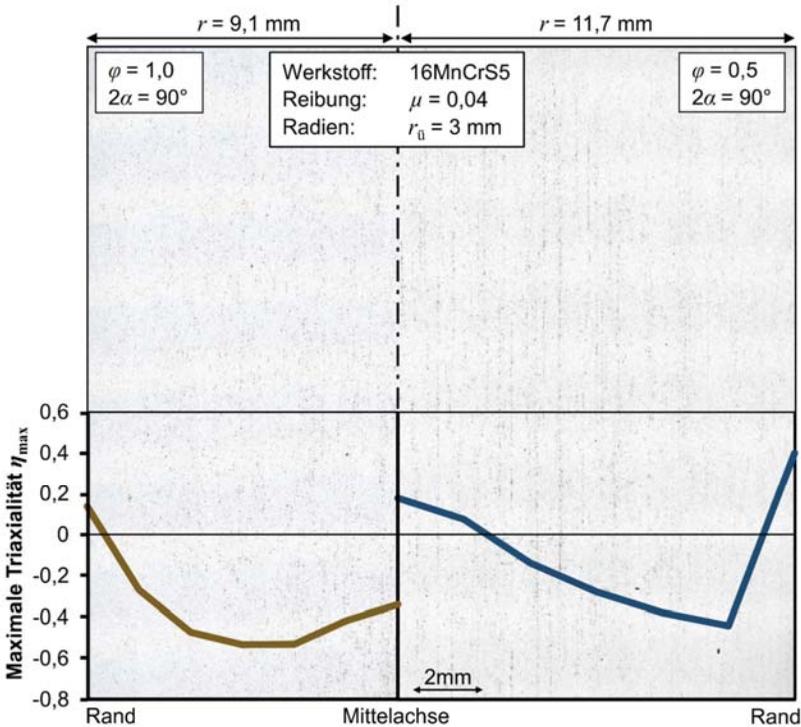


Bild 6.12: Untersuchung der Abhängigkeit der Schädigung von der Triaxialität anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen¹

Zur Quantifizierung des Anteils von Poren und Einschlüssen über den Radius wurde eine Grauwertanalyse mit der Software Matlab durchgeführt. Dazu wurden die Bilder

¹Aufnahmen wurden im Rahmen der Bachelorarbeit von K. Denter erstellt: *Untersuchung von Methoden zur Bewertung der Schädigung in fließgepressten und gebogenen Bauteilen*, Technische Universität Dortmund, 2018, betreut durch A.E. Tekkaya, O. Hering und R. Meya.

entlang des Radius in 15 rechteckige Bereiche eingeteilt und anschließend in jedem dieser Bereiche der gemeinsame Anteil an Poren und Einschlüssen an der Gesamfläche bestimmt (**Bild 6.13**).

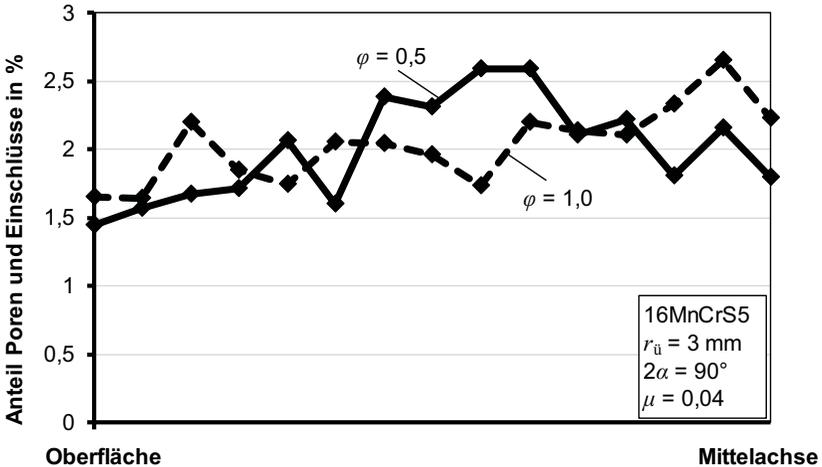


Bild 6.13: Anteil der im Lichtmikroskop bestimmten Einschlüsse und Poren über den Radius

Entgegen der anfänglichen Annahme kann gezeigt werden, dass anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen quantitativ kein signifikanter Unterschied im Anteil der Poren und Einschlüsse festgestellt werden kann. Für beide Umformgrade liegt der Anteil der Poren und Einschlüsse im Bereich der Oberfläche bei ca. 1,5 % und nimmt zur Mittelachse hin zu, wo Anteile von 2 - 2,5 % erreicht werden. Für einen Umformgrad von $\phi = 0,5$ wird auf der Mittelachse höhere Triaxialität erreicht als an der Oberfläche, sodass hier mehr Poren erwartet werden. Allerdings ist auch der Anteil an Verunreinigungen auf der Mittelachse der Halbzeuge am größten. Ein Unterschied aufgrund von Poren kann mit dieser Methode nicht festgestellt werden. Es wird vermutet, dass der Anteil der Poren im Vergleich zum Anteil der Einschlüsse deutlich kleiner ist und die Auflösung nicht ausreicht, um den Anteil der Poren zu erfassen. Daher eignet sich die Lichtmikroskopie nicht zur Bestimmung des Porenanteils.

6.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Im Gegensatz zum Lichtmikroskop können mit dem Rasterelektronenmikroskop deutlich höhere Vergrößerungen erzielt werden. Dies ermöglicht es, zwischen Einschlüssen und Poren zu unterscheiden. Zunächst wurde untersucht, wo Poren entstehen und wel-

che Porenbildungsmechanismen auftreten. Anschließend wurden quantitative Untersuchungen zur Porenfläche und Porenanzahl für unterschiedliche Fließpressparameter durchgeführt. Zur Durchführung der mikroskopischen Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) wurden die Proben, wie im Folgenden beschrieben, präpariert:

- Trennen
- Warmeinbetten
- Schleifen (Körnung: 320, 400, 600, 800, 1.000, 1.200 und 2.400)
- Polieren (6 μm , 3 μm , 1 μm und 0,25 μm) mit zwischenzeitlicher Ultraschallreinigung (jeweils ca. 5 min)
- OPS- Politur (Oxid Politur Suspension auf Basis von SiO_2) für ca. 10 min
- Politur mit Wasser für 2 min

Die OPS-Politur bietet den Vorteil, dass eine chemische Ätzkomponente in der Politur Verschmierungen des Werkstoffs an Poren und Einschlüssen während des Schleifens entfernt.

Für die Aufnahme der Bilder zur Untersuchung der Orte und Mechanismen der Schädigungsentstehung wurde das Großkammer-REM Mira XI der Firma Visitec genutzt. Zur Untersuchung des quantitativen Porenanteils und der Porenfläche wurde am Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule (RWTH) in Aachen das Rasterelektronenmikroskop JSM 7000F der Firma Jeol genutzt². Dazu wurde im Rasterelektronenmikroskop eine Fläche mit einer Länge von 1,28 mm und einer Breite von 1 mm im Bereich der Mittelachse der fließgepressten Bauteile untersucht (**Bild 6.14**). Zur Erkennung der Poren wurde die Software EDAX Genesis zur Partikelanalyse genutzt.

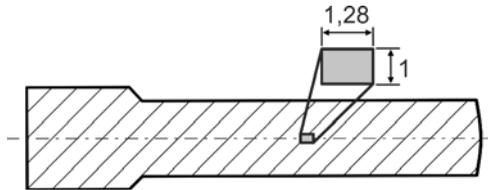


Bild 6.14: Bereich der Untersuchung (Maße in mm)

Es wurden Back Scattered Electron (BSE)-Aufnahmen erstellt, da diese einen hohen Elementkontrast aufweisen und somit eine Unterscheidung von Matrix, Einschlüssen

²Die REM-Aufnahmen wurden am GFE der RWTH in Aachen von Anthony Dunlap, Alexander Schwedt und Anke Aretz erstellt. Die Ergebnisse wurden gemeinsam veröffentlicht (Hering et al., 2019).

und Poren durch Definition eines Graustufen-Schwellwertes möglich ist. Schwere Elemente mit einer großen Ordnungszahl wie zum Beispiel Eisen erscheinen in einem hellen Grau. Einschlüsse, Präparationsrückstände und auch Poren erscheinen in unterschiedlichen Grautönen bis hin zu schwarz. Wird nur der Grauton in den BSE-Bildern genutzt, können Einschlüsse, Präparationsrückstände und Poren in der Matrix kenntlich gemacht werden. Allerdings ist eine genaue Bewertung des von der Matrix abweichenden Objekts nicht möglich, da diese alle in einem dunkleren Grau dargestellt werden.

Aus diesem Grund wurden alle Objekte, die einen anderen Grauwert als die Matrix aufweisen, zusätzlich mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) untersucht. Auf diese Weise konnten zusätzliche Informationen zur korrekten Identifizierung der Objekte gesammelt werden. Das EDX-Spektrum jedes einzelnen Objektes in der Matrix wurde anschließend analysiert, sodass eine Klassifizierung der Objekte als Einschluss, Präparationsrückstand oder Poren vorgenommen werden konnte. Zusätzlich wurden Daten zur Form und Größe der einzelnen Objekte erfasst, sodass die Fläche jedes einzelnen Objektes und insbesondere der Poren bestimmt werden kann. Das Messprinzip ist im **Bild 6.15** zusammengefasst.

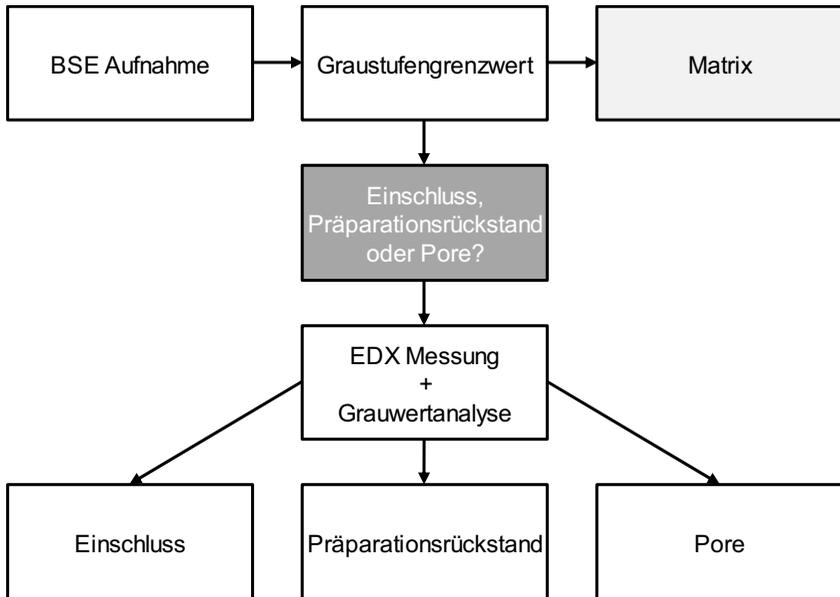


Bild 6.15: Darstellung des Messprinzips zur quantitativen Porenmessung

Die Bestimmung von Poren ist nicht trivial, da eine Pore einen Hohlraum darstellt und somit kein charakteristisches EDX-Signal aufweist. Ausgehend von der Form und der Lage der Poren werden unterschiedliche EDX-Signale erzeugt. Die charakteristischen Signale entstammen dabei dem Volumen, in dem es eine Interaktion mit dem Elektronenstrahl gibt. So kann die Messung in den Poren das EDX-Signal des Einschlusses und auch des Matrixwerkstoffs enthalten (**Bild 6.16**). Da die Messung in einen Hohlraum hinein zu unterschiedlichen Signalen führen kann, reicht die EDX-Information für sich allein nicht aus, um Hohlräume zu erkennen. Infolgedessen müssen die Bildinformationen der BSE-Bilder zusätzlich berücksichtigt werden.

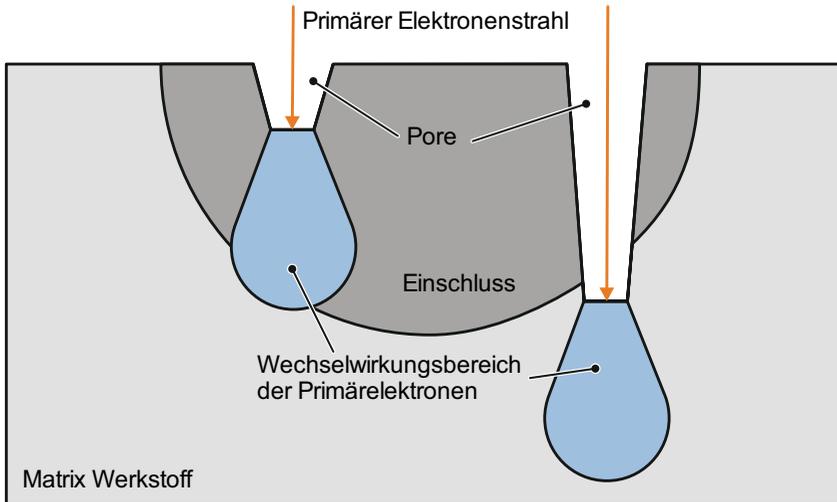


Bild 6.16: EDX-Signal Entstehung in verschiedenen Poren

Im **Bild 6.17** ist ein Objekt zu erkennen, das zwei unterschiedliche Grauwerte aufweist. Die Bereiche, die in einem helleren Grau erscheinen, können mittels der EDX-Analyse als gebrochene Mangansulfideinschlüsse identifiziert werden. Aufgrund des Grauwertes ist zu erkennen, dass zwischen den hellgrauen Objekten, die als Mangansulfide identifiziert wurden, noch andere Objekte liegen. Die EDX-Analyse des dunkleren Bereichs zeigt das Vorhandensein von Mangan, Schwefel, Eisen und Spuren von Silizium. Somit zeigt die EDX-Messung nur das Vorhandensein der umgebenden Mangansulfideinschlüsse und des Matrixwerkstoffs 16MnCrS5 an, wodurch auf das Vorhandensein einer Pore geschlossen werden kann. Abschließend kann für dieses Objekt die gesamte gelb dargestellte Fläche als Porenfläche bewertet werden.

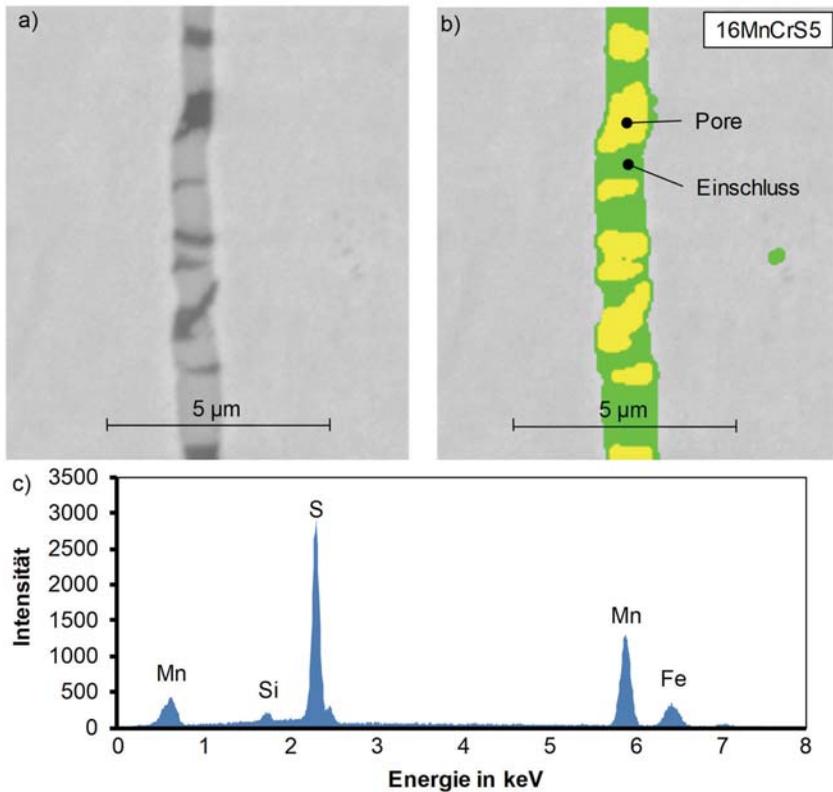


Bild 6.17: a) BSE-Aufnahme und b) Bestimmung von Objekten mit unterschiedlichen Grauwerten (Grauwert 1: grün und Grauwert 2: gelb) sowie c) EDX-Analyse des gelb dargestellten Bereichs

Im **Bild 6.18** ist eine weitere BSE-Aufnahme mit einem Objekt dargestellt, das zwei verschiedene Grauwerte aufweist. Die EDX-Messungen des helleren Bereichs (in Grün dargestellt) zeigen, dass es sich um einen Mangansulfideinschluss handelt. Bei dem dunkleren Bereich (gelb) kann eine Pore vermutet werden. Die EDX-Messung zeigt allerdings eine hohe Konzentration von Sauerstoff, Magnesium und Aluminium. Diese Elemente haben eine niedrige Ordnungszahl und erscheinen daher ebenfalls dunkel. Folglich kann dieser dunkle Bereich nicht als Poren klassifiziert werden, sondern wird als anderer Einschluss interpretiert.

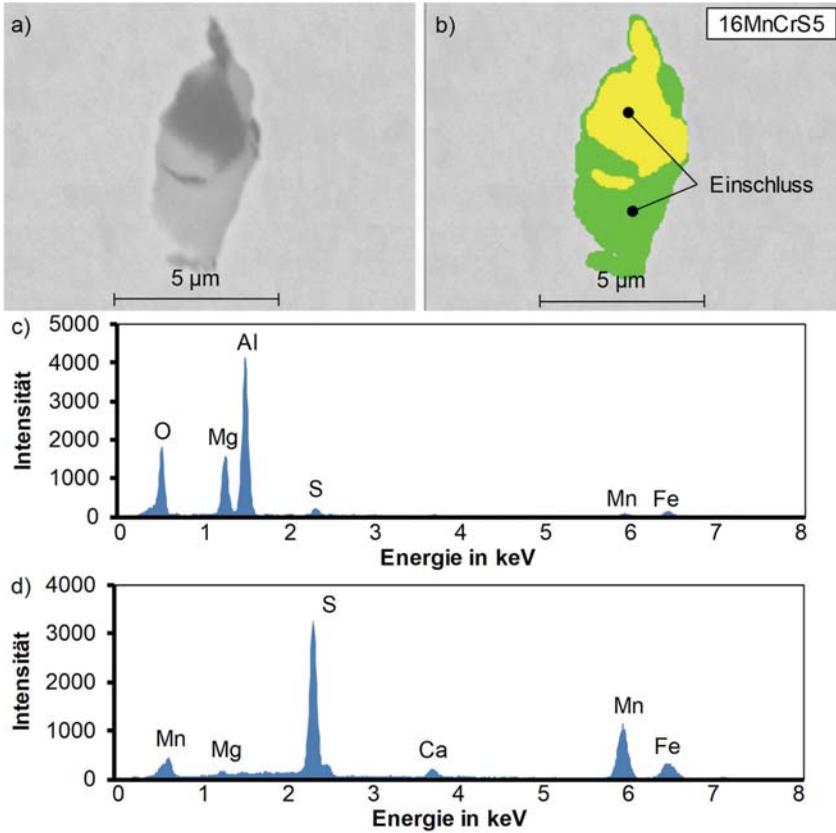


Bild 6.18: a) BSE-Aufnahme und b) Bestimmung von Objekten mit unterschiedlichen Grauwerten (Grauwert 1: grün und Grauwert 2: gelb) sowie EDX-Analyse des c) gelb dargestellten Bereichs und d) grün dargestellten Bereichs

Bei der Probenvorbereitung kann nicht verhindert werden, dass Rückstände oder Verunreinigungen auf der zu untersuchenden Oberfläche zurückbleiben. Im **Bild 6.19** ist ein Objekt dargestellt, das aufgrund des dunklen Kerns dem Anschein nach ein Einschluss oder eine Pore sein könnte, wenn nur das BSE-Bild genutzt werden würde. Der Übergang des dunklen Kerns zur helleren Matrix führt zu einer Fläche mit demselben Grauwert, wie er bei Mangansulfideinschlüssen auftritt. Die EDX-Messung zeigt allerdings eine sehr hohe Konzentration an Kohlenstoff. Diese hohe Konzentration weist auf das Vorhandensein eines organischen Partikels wie zum Beispiel Staub hin. Der äußere Rand weist ebenfalls hohe Konzentrationen an Kohlenstoff auf und kann somit auch als Teil des Staubkorns identifiziert werden.

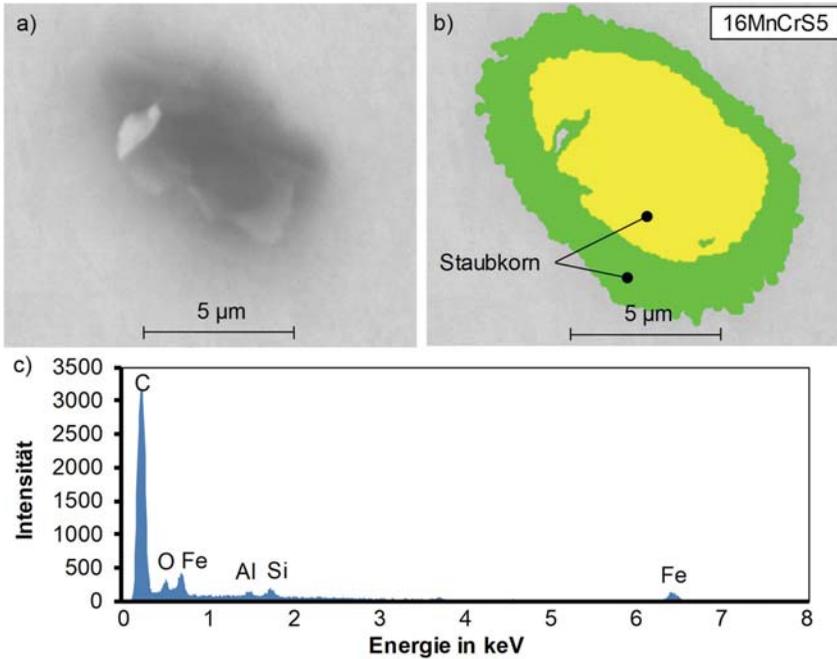


Bild 6.19: a) BSE-Aufnahme und b) Bestimmung von Objekten mit unterschiedlichen Grauwerten (Grauwert 1: grün und Grauwert 2: gelb) sowie c) EDX-Analyse gelb dargestellten Bereichs

Die Auswirkungen der Lastpfadänderung durch die Variation des Umformgrads und des Schulteröffnungswinkels auf die Entstehung von Poren können mit der zuvor beschriebenen Methode untersucht werden. Zur Auswertung wird die Porenfläche und die Porenanzahl im Messbereich genutzt. Ausgewertet werden nur Poren, die mindestens eine Größe von 10 Pixeln aufweisen. Kleinere Poren können nicht von Messartefakten, die durch die Präparation eingebracht werden, unterschieden werden. Im **Bild 6.20** ist die Porenflächenmessung für drei Messungen des Ausgangswerkstoffs dargestellt. Da die gemessene Fläche von $A = 1,28 \text{ mm}^2$ im Vergleich zu den einzelnen Poren groß und für eine mikrostrukturelle Untersuchung repräsentativ ist, wird angenommen, dass die beobachtete Datenstreuung hauptsächlich eine Folge der Probenvorbereitung ist. Die Messungen zeigen, dass die Anzahl der Poren mit kleiner werdender Einzelporenfläche $A_{E,P}$ bis zu einem Wert von $A_{E,P} = 0,1 \text{ μm}^2$ steigt. Kleinere Poren können nicht eindeutig erfasst werden. Unter einer Einzelporenfläche von $A_{E,P} = 0,04 \text{ μm}^2$ können mit der vorgestellten Methode keine Poren identifiziert werden. Die Ergebnisse zeigen, dass eine Messung der Poren mit der vorgestellten Methode möglich ist.

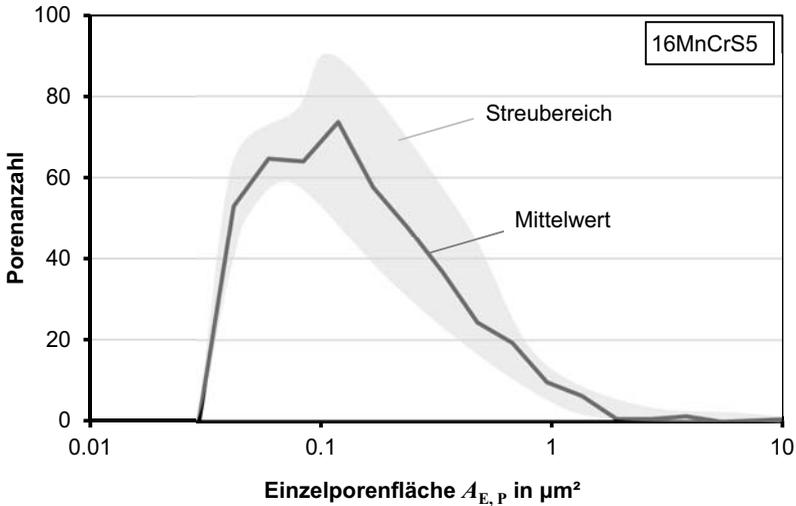


Bild 6.20: Logarithmisch skalierte Verteilung der Porengröße am Ausgangswerkstoff (16MnCrS5) anhand von drei Messungen

6.3.3 Dichtemessung

Neben der Bestimmung der Porenflächenanteile im REM ist die Dichtemessung eine weitere Methode zur Quantifizierung der Schädigung. Die Dichtemessung ermöglicht die Bestimmung des integralen Porenanteils im Volumen. Zur Dichtemessung wurde das Gerät IMETER V6 der Firma IMETER / MSB Breitwieser Systeme verwendet. Das Messprinzip basiert auf der hydrostatischen Wägung (**Bild 6.22**). Als Messflüssigkeit wurde Diiodmethan (CH_2I_2) oder Ethanol verwendet. Die Messung wurde bei einer Flüssigkeitstemperatur von 20 °C durchgeführt. Die Entnahmeposition sowie die Geometrie der verwendeten Proben sind im **Bild 6.21** dargestellt.

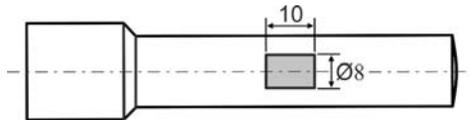


Bild 6.21: Entnahmeposition und Geometrie der Proben zur Dichtemessung (Maße in mm)

Zuerst wird der Auftrieb der Aufhängung in der genutzten Messflüssigkeit ermittelt, um diesen bei den späteren Messungen auszuschließen (Bild 6.22, a)). Anschließend wird die Probe an der Luft (Bild 6.22, b)) und in der Flüssigkeit (Bild 6.22, c)) gemessen.

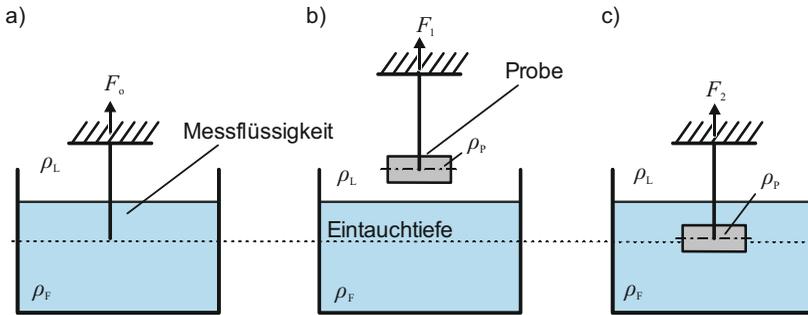


Bild 6.22: Messprinzip des hydrostatischen Wiegens. a) Kalibrierung, b) Wägung an Luft, c) Wägung in der Messflüssigkeit (ρ_L : Luftdichte, ρ_P : Probendichte, ρ_F : Flüssigkeitsdichte) (nach Meya et al., 2019)

Anhand der beiden Wägewerte an der Luft W_L und in der Flüssigkeit W_F kann die Dichte der Probe ρ_P , bei bekannter Flüssigkeitsdichte ρ_F und Luftdichte ρ_L , wie folgt bestimmt werden:

$$\rho_P = \frac{\rho_F - \rho_L}{1 - \frac{W_F}{W_L}} + \rho_L \quad (6.2)$$

Der Messfehler des Systems beträgt bei den verwendeten Einstellungen und der verwendeten Probenform ca. $0,0026 \text{ g/cm}^3$. Neben der Schädigung können auch andere Einflussfaktoren die Dichte beeinflussen. Dazu zählen unter anderem die Versetzungsdichte (Garofalo und Wriedt, 1962) oder die Gefügezusammensetzung.

Der Einfluss der Versetzungsdichte bzw. der Verfestigung und der Einfluss der Schädigung auf die Dichte wurden anhand von gestopften Zug- und Zylinderstauchversuchen überprüft. Bei gleichen Umformgraden wird die gleiche Verfestigung erreicht. Allerdings wird im Zugversuch aufgrund der positiven Triaxialität deutlich mehr Schädigung erwartet als im Zylinderstauchversuch. Es ist zu erkennen, dass die Dichte in den gestopften Zugproben mit steigendem Umformgrad deutlich stärker abnimmt als die Dichte in Zylinderstauchproben mit gleichem Umformgrad (**Bild 6.23**). Der Unterschied lässt sich damit vermutlich auf die im Zugversuch entstehende Schädigung zurückführen. Der Grund für die Abnahme der Dichte in den Zylinderstauchproben mit zunehmendem Umformgrad wird vornehmlich die Zunahme der Versetzungsdichte sein. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass die Dichteabnahme aufgrund der Schädigung in der gleichen Größenordnung liegt wie die Dichteabnahme aufgrund der Zunahme der Versetzungsdichte. Proben mit viel Schädigung und geringer Versetzungsdichte können somit die gleiche Dichte aufweisen, wodurch sich der Einfluss der Versetzungsdichte und der Schädigung auf die makroskopische Dichte in manchen Fällen kompensieren kann.

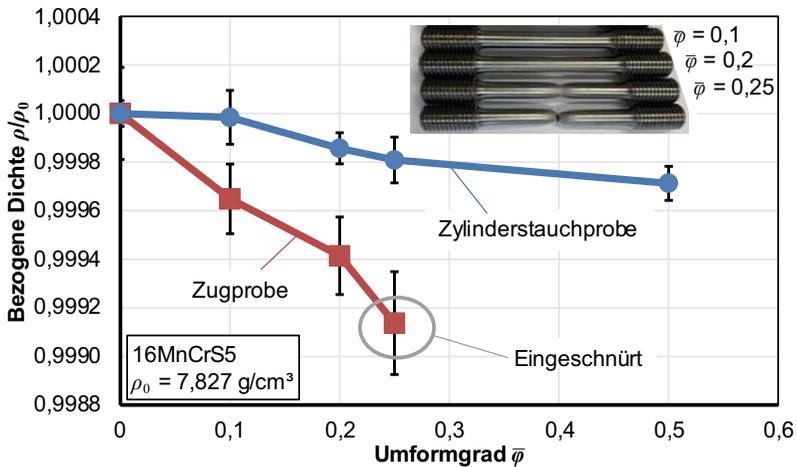


Bild 6.23: Entwicklung der Dichte im Zug- und Zylinderstauchversuch

Aus diesem Grund wurden die vergleichenden Dichtemessungen im Folgenden nur an Proben mit gleichem Umformgrad und unterschiedlichen Schulteröffnungswinkeln durchgeführt. Die Versetzungsdichte auf der Mittelachse kann bei diesen Proben als identisch angenommen werden.

6.4 Orte und Mechanismen der Porenentstehung

Im Rasterelektronenmikroskop wurden fließgepresste Proben hinsichtlich Schädigung in Form von Poren untersucht. Poren können an den vorhandenen Einschlüssen festgestellt werden. Es konnten die in der Literatur beschriebenen Mechanismen, Partikelbruch und Ablösen des Matrixwerkstoffs (Grenzflächendekohäsion) identifiziert werden.

Bild 6.24 zeigt Mangansulfideinschlüsse, an denen die beiden Mechanismen zu erkennen sind. Zum einen entstehen Poren durch den Bruch der Einschlüsse. Brechen die Einschlüsse, werden die Fragmente durch den Werkstofffluss und den herrschenden Spannungszustand auseinandergezogen, wobei sich zwischen den Bruchstücken Poren bilden (Bild 6.24 a)). Zum anderen entstehen Poren durch Ablösen des Matrixwerkstoffs von den Einschlüssen (Bild 6.24 b)).

Zur Untersuchung des Einflusses der Prozessparameter auf die Schädigung wurden zwei unterschiedliche Umformgrade mit sonst gleichen Parametern untersucht (**Bild 6.25**). Es wurden der Umformgrad $\varphi = 0,5$ und der Umformgrad $\varphi = 1,0$ gewählt, da gemäß den Ergebnissen aus Kapitel 4 im Gegensatz zu höheren Umformgraden ($\varphi > 0,7$) bei kleineren Umformgraden Schädigung aufgrund der hohen Triaxialität zu erwarten ist.

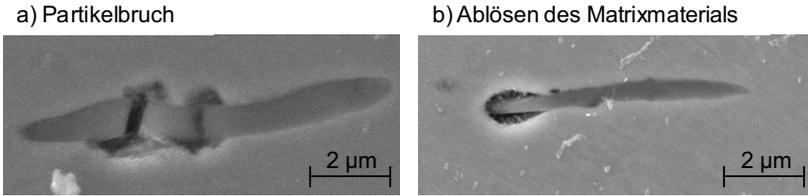


Bild 6.24: Mechanismen der Porenbildung: a) Partikelbruch und b) Ablösen des Matrixmaterials

Bei dem kleineren Umformgrad von $\varphi = 0,5$ kann ein Bruch der Einschlüsse beobachtet werden. Es entstehen Poren durch die Ablösung des Matrixwerkstoffs vom Einschluss oder durch einen Bruch der Einschlüsse. Bei dem höheren Umformgrad und einer geringeren Triaxialität während der Umformung entstehen weniger Poren. Es ist kein Bruch der Einschlüsse zu erkennen. Eine Ablösung des Einschlusses vom Matrixwerkstoff ist nur geringfügig zu beobachten.

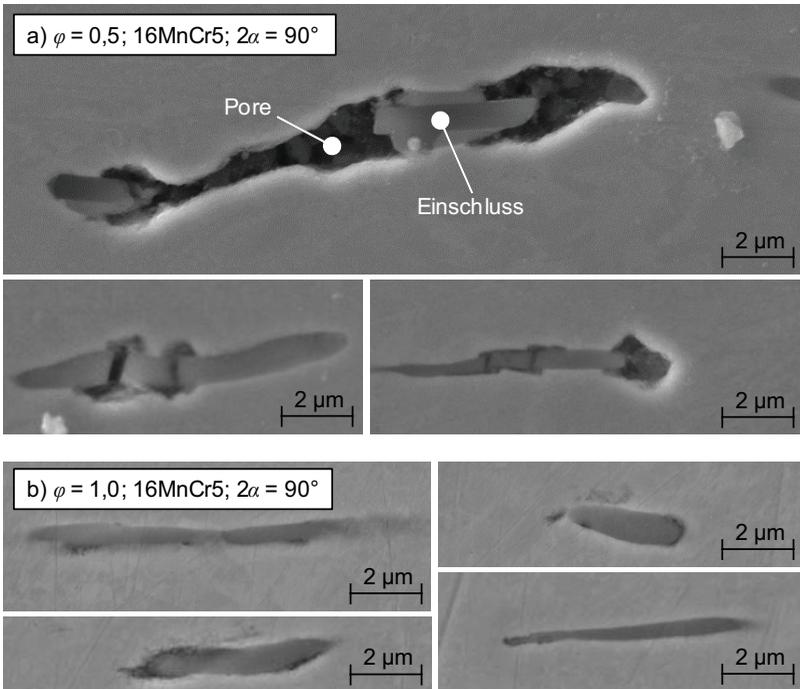


Bild 6.25: Unterschiedliche Porenbildung in fließgepressten Bauteilen mit den Umformgraden a) $\varphi = 0,5$ und b) $\varphi = 1,0$

Eine weitere Methode zur Untersuchung ist das Zerschlagen der Proben bei tiefen Temperaturen, wie von Hoefnagels et al. (2008) vorgestellt. Dazu werden die Proben in flüssigem Stickstoff auf eine Temperatur von $T = -196$ C heruntergekühlt und dann zerschlagen (**Bild 6.26**). Diese Methode verhindert ein Verschmieren der Poren durch die Prozesse der herkömmlichen Probenpräparation wie Trennen, Schleifen und Polieren. Bei dem hohen Umformgrad und den geringen Triaxialitäten während der Umformung bricht die Probe durch den Matrixwerkstoff. Auf der Bruchfläche sind kaum Einschlüsse zu sehen. Die Einschlüsse, die freigelegt werden, sind nicht gebrochen. Im Gegensatz dazu kann bei dem geringen Umformgrad und den daraus resultierenden hohen Triaxialitäten eine Bruchfläche mit vielen gebrochenen Einschlüssen und Einschlusspartikeln sichtbar gemacht werden. Der Werkstoff ist durch die Entstehung der Poren geschwächt, sodass der Bruch entlang dieser Poren entsteht.

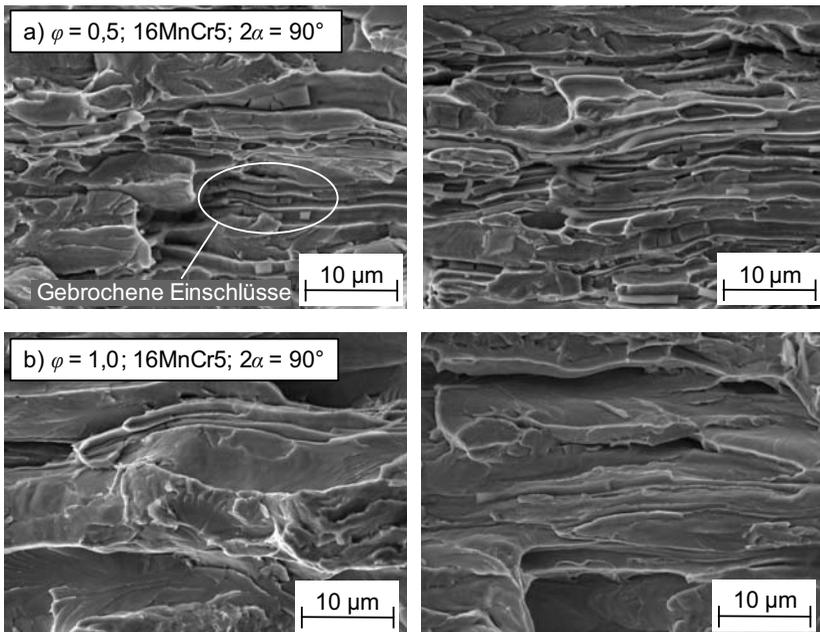


Bild 6.26: Bruchfläche von unterkühlt gebrochenen Proben aus fließgepressten Bauteilen mit den Umformgraden a) $\varphi = 0,5$ und b) $\varphi = 1,0$

6.5 Quantitative Untersuchungen der Schädigung

Im Folgenden wird die Messung mittels REM und die Dichtemessung genutzt, um die Schädigung in verschiedenen Bauteilen zu quantifizieren und den Einfluss der Prozessparameter Umformgrad und Schulteröffnungswinkel sowie den Einfluss der Fertigungsroute und des Gegendrucks experimentell zu ermitteln.

6.5.1 Einfluss des Umformgrads und Schulteröffnungswinkels

Von den untersuchten Prozessparametern haben der Umformgrad und der Schulteröffnungswinkel den größten Einfluss auf die Triaxialität (siehe Kapitel 4), sodass diese Parameter experimentell variiert wurden und der Einfluss der unterschiedlichen Triaxialität auf die Schädigung ermittelt wird.

Umformgrad

Bild 6.27 zeigt den Einfluss des Umformgrades auf die Größenverteilung der Poren. Es wurden die Umformgrade $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 1,0$ untersucht.

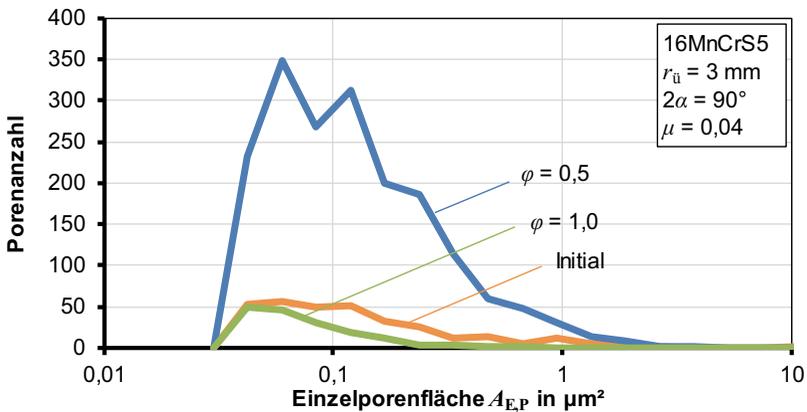


Bild 6.27: Einfluss des Umformgrads auf die Einzelporenfläche und -anzahl

Für den Umformgrad von $\varphi = 0,5$ ist eine deutliche Zunahme der Anzahl der Poren in allen Größen festzustellen. Bei einem Umformgrad von $\varphi = 1,0$ kommt es zu einer Verringerung der Anzahl der Poren in allen Größenbereichen. Dies zeigt, dass die duktile Schädigung nicht proportional mit dem erreichten Umformgrad zunimmt. Zusätzlich konnte gezeigt werden, dass eine Zunahme der Schädigung vor allem durch neu entstehende Poren zustande kommt.

Um den Ursprung der großen Unterschiede zu ermitteln, sind im **Bild 6.28** die resultierenden Porenflächen für die beiden Umformgrad $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 1,0$ sowie für den Ausgangswerkstoff in Abhängigkeit der maximalen und gemittelten Triaxialität dargestellt.

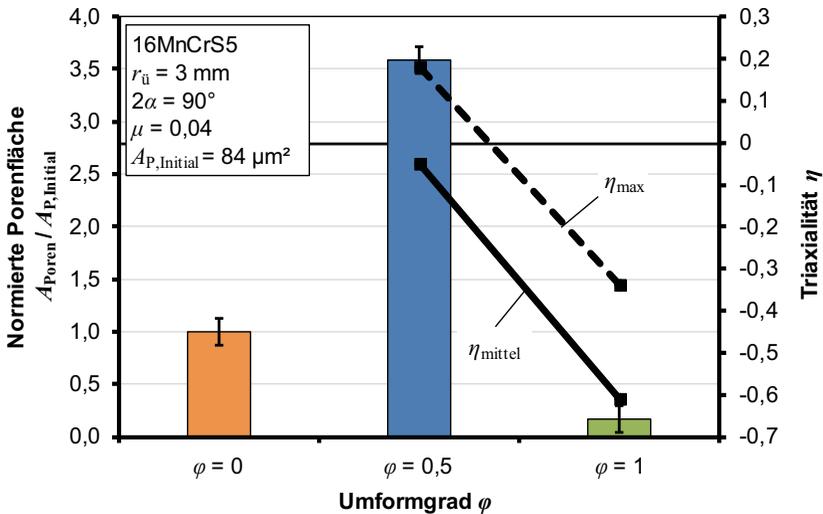


Bild 6.28: Einfluss des Umformgrads auf die normierte Gesamtporenfläche

Für den Umformgrad von $\varphi = 0,5$ erhöht sich die Porenfläche von $A_{P,Initial} = 84 \mu\text{m}^2$ auf $A_{\text{Poren}} = 302 \mu\text{m}^2$. Bei einem Umformgrad von $\varphi = 1,0$ sinkt die Porenfläche im Messbereich auf $A_{\text{Poren}} = 14 \mu\text{m}^2$. Es ist dabei eine klare Abhängigkeit von der Triaxialität zu erkennen. Sowohl die maximale als auch die gemittelte Triaxialität nimmt für einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ deutlich höhere Werte an. Die gemittelte Triaxialität ist bei beiden Umformgraden negativ, während die maximale Triaxialität für den Umformgrad $\varphi = 0,5$ positive und für $\varphi = 1,0$ negative Werte annimmt. Die Ergebnisse zeigen, dass eine hohe Triaxialität zu mehr Schädigung führt als eine geringere Triaxialität. Allerdings ist der Übergang von einer Zunahme der Schädigung zu einer Verringerung der Schädigung nicht intuitiv. Es wird angenommen, dass der Übergang durch den Wechsel von positiver und negativer Triaxialität auftritt. Dieser Wechsel findet bei den gezeigten Untersuchungen bei der maximalen Triaxialität statt, nicht jedoch bei der gemittelten Triaxialität.

Die Verringerung der Porenfläche und Porenanzahl für den Umformgrad $\varphi = 1,0$ kann anhand der Ergebnisse aus Abschnitt 6.1 erklärt werden. Es konnte dort bereits festgestellt werden, dass eine negative gemittelte Triaxialität zu einer Verringerung der Porenfläche führt. Für den Umformgrad von $\varphi = 1,0$ ist sowohl die gemittelte als auch die maximale Triaxialität negativ. Aufgrund dieser Werte hat sich das numerisch ermittelte Porenvolumen der idealen Pore auf 1/20 des initialen Volumens und auf 1/3 der Porenfläche reduziert. Die experimentellen Ergebnisse zeigen eine Abnahme der Porenfläche

auf 1/6 der anfänglichen Porenfläche. Der Ursprung der Abweichung zwischen den experimentellen und numerischen Ergebnissen kann mit der Tatsache zusammenhängen, dass die Messposition bei den Experimenten nicht vollständig auf der Mittelachse liegen kann, da eine Fläche gemessen wird. Bild 4.8 zeigt, dass die Triaxialität von der Mittelachse zum Rand hin abnimmt. Auch die Annahme einer idealen runden Pore kann zu Abweichungen zwischen den experimentellen und numerischen Ergebnissen führen. Die Tendenz der Änderung der Porengröße kann allerdings erfasst werden. Die vorhandenen Poren werden aufgrund der negativen Triaxialität in der Größe reduziert. Betrachtet man die numerischen Ergebnisse im Kapitel 6.1 für den Umformgrad von $\varphi = 0,5$ reduziert sich das Volumen der idealen runden Poren auf 70 % des anfänglichen Porenvolumens. Die experimentellen Ergebnisse zeigen hingegen eine deutliche Zunahme der Porenfläche und auch der Porenanzahl. Die Zunahme der Porenfläche ist hier das Resultat aus der Zunahme der Porenanzahl. Der entscheidende Parameter scheint die maximale Triaxialität zu sein, die im Falle des Umformgrads von $\varphi = 0,5$ positive Werte annimmt und dazu führt, dass ein Grenzwert überschritten wird, wodurch neue Poren entstehen. Die negative gemittelte Triaxialität, die zu einer Verringerung der Größe von vorhandenen Poren führt, fällt dabei nur sehr wenig ins Gewicht. Die Zunahme der Porenanzahl scheint damit im Gegensatz zur Veränderung der Porengröße den schädigungstreibenden Faktor darzustellen.

Zusätzlich wurden Dichtemessungen an Proben aus Bauteilen mit einem konstanten Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ und variierenden Umformgraden von $\varphi = 0,5$, $\varphi = 1,0$ und $\varphi = 1,5$ durchgeführt (Bild 6.29).

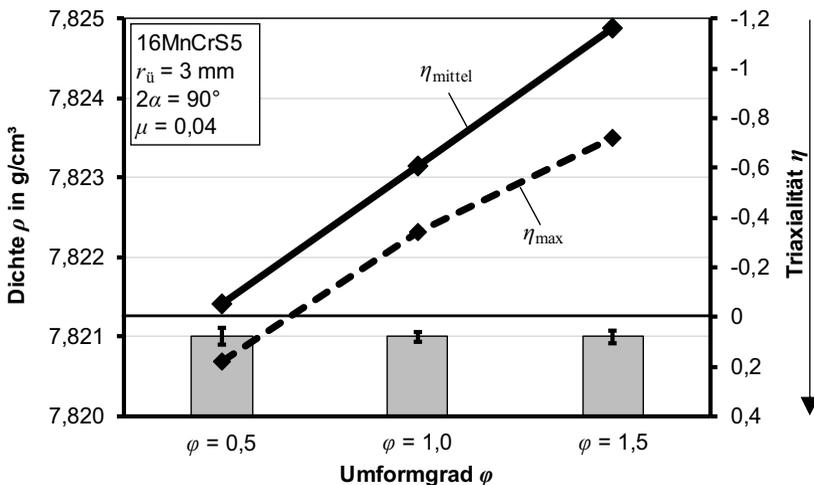


Bild 6.29: Zusammenhang zwischen Triaxialität und Dichte für unterschiedliche Umformgrade

In diesem Fall konnte keine Abhängigkeit der Dichte von der Triaxialität festgestellt werden. Die Dichte nahm mit zunehmendem Umformgrad zu. Mit zunehmendem Umformgrad nimmt die Triaxialität ab, wodurch weniger Poren erwartet werden, was wiederum zu einer Erhöhung der Dichte führt. Gleichzeitig steigt aber die Versetzungsdichte, welche die Dichte verringert. Resultierend aus diesem gegensätzlichen Verhalten verändert sich die Dichte bei den unterschiedlichen Umformgraden nicht.

Schulteröffnungswinkel

Eine Variation des Schulteröffnungswinkels ermöglicht eine Variation des Lastpfades, während der Umformgrad auf der Mittelachse konstant gehalten wird. Anhand der Untersuchung des Zusammenhangs zwischen der Porenfläche bzw. Porenanzahl und dem zugrundeliegenden Lastpfad, beschrieben durch die maximale bzw. gemittelte Triaxialität, kann die Theorie, dass positive maximale Triaxialitäten zu einer Poreneubildung führen, bestätigt werden.

Bild 6.30 zeigt die Größenverteilung der Poren für einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ für drei Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$, $2\alpha = 60^\circ$ und $2\alpha = 90^\circ$.

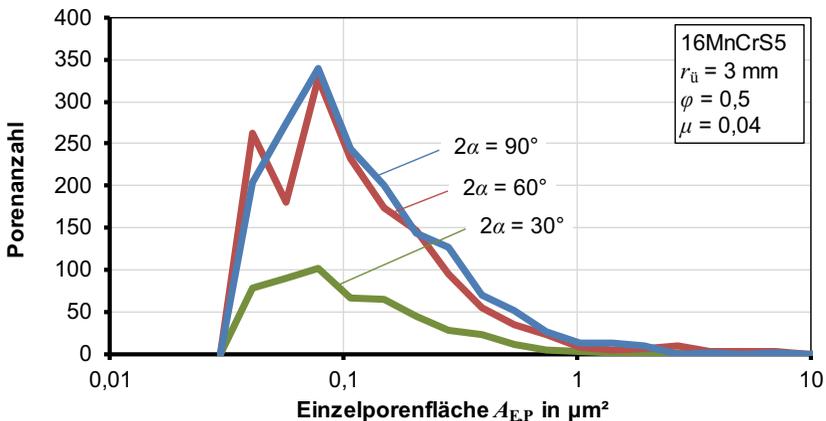


Bild 6.30: Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf die Einzelporenfläche und -anzahl

Die Ergebnisse zeigen eine ähnliche Verteilung für die Schulteröffnungswinkel $2\alpha = 60^\circ$ und $2\alpha = 90^\circ$. Bei einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ kann eine geringere Anzahl von Poren in allen Größenbereichen festgestellt werden.

Betrachtet man die Gesamtporenfläche in Abhängigkeit der gemittelten und maximalen Triaxialität im **Bild 6.31**, so kann festgestellt werden, dass für die Schulteröffnungswinkel $2\alpha = 60^\circ$ und $2\alpha = 90^\circ$ deutlich erhöhte Porenflächen ermittelt werden. Diese resultieren aus der positiven maximalen Triaxialität, die zu einer Poreneubildung führt.

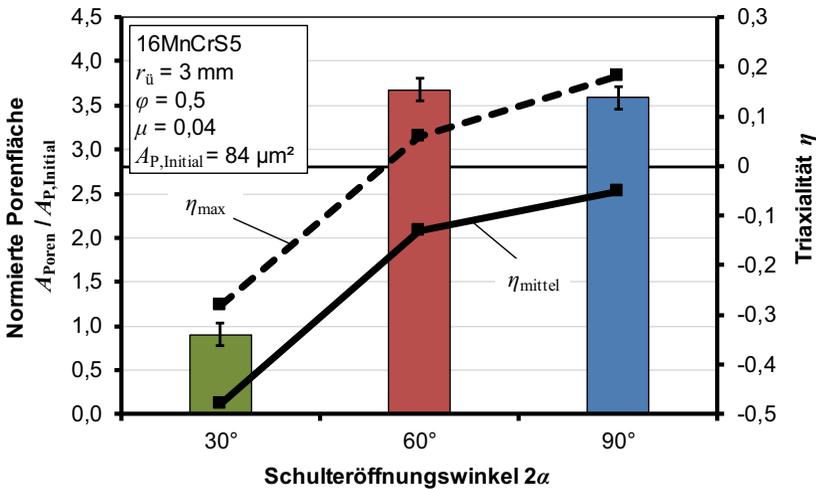


Bild 6.31: Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf die normierte Gesamtporenfläche

Bei einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ werden negative maximale Triaxialitäten erreicht, was dazu führt, dass die Gesamtporenfläche im Vergleich zum Ausgangszustand abnimmt.

Diese Ergebnisse zeigen, dass eine positive maximale Triaxialität zu einer Zunahme der Gesamtporenfläche aufgrund von Poreneubildung führt. Ist die maximale Triaxialität negativ, entstehen keine neuen Poren und die vorhandenen werden aufgrund der negativen gemittelten Triaxialität verkleinert.

Dichtemessungen wurden an umgeformten Bauteilen mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und drei verschiedenen Schulteröffnungswinkeln von $2\alpha = 30^\circ$, $2\alpha = 60^\circ$ und $2\alpha = 90^\circ$ durchgeführt (**Bild 6.32**). An jeder Probe wurden 20 Messungen durchgeführt. Die Streuung lag dabei unter einem Wert von $0,00011 \text{ g/cm}^3$. Ein Vergleich zum Ausgangswerkstoff wurde aufgrund der unterschiedlichen Versetzungsdichte nicht durchgeführt.

Die Ergebnisse zeigen eine höhere Dichte für Proben aus Bauteilen mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$. Mit zunehmendem Schulteröffnungswinkel ist eine Abnahme der Dichte festzustellen. Betrachtet man die Ergebnisse zur ermittelten Porenfläche in den Bauteilen im Bild 6.31, kann mittels der Dichtemessungen dieselbe Tendenz festgestellt werden. Die positiven maximalen Triaxialitäten bei den Schulteröffnungswinkeln von $2\alpha = 60^\circ$ und $2\alpha = 90^\circ$ führen zu einer deutlichen Erhöhung der Porenanzahl

und damit zu einer Erhöhung des Porenvolumens. Diese Erhöhung kann auch mittels der Dichtemessungen eindeutig erfasst werden.

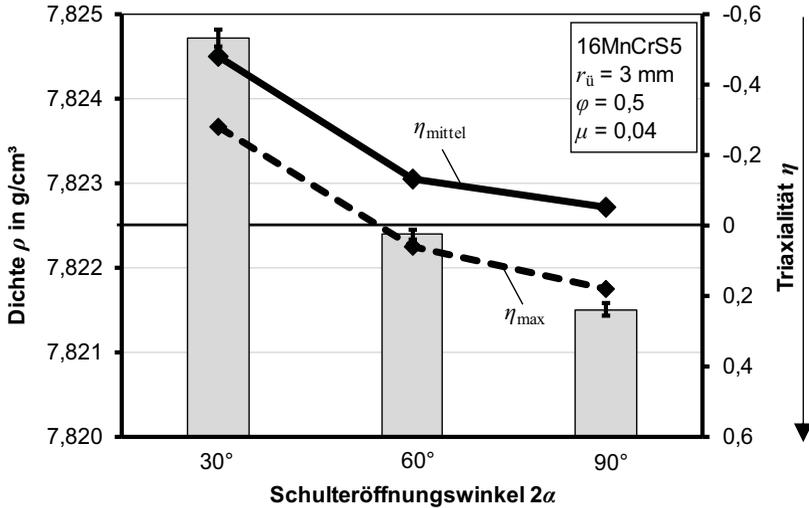


Bild 6.32: Zusammenhang zwischen Triaxialität und Dichte für unterschiedliche Schulteröffnungswinkel

Verteilung über den Radius

Zusätzlich wurde die Messung der Poren an fünf Positionen über den Radius durchgeführt (**Bild 6.33**). Es wurde zunächst ein fließgepresstes Bauteil mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ untersucht. Im Kapitel 4.3.2 wurden bereits die Lastpfade über den Radius betrachtet.

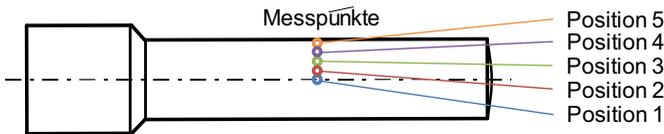


Bild 6.33: Messpunkte über den Schaftradius

Die Gesamtporenfläche an jedem Messpunkt ist in Abhängigkeit der maximalen und der gemittelten Triaxialität im **Bild 6.34** dargestellt. Die höchste mittlere Triaxialität tritt

auf der Mittelachse auf. Sowohl die maximale als auch die gemittelte Triaxialität nehmen zum Rand hin stetig ab. An der Oberfläche nimmt allerdings die maximale Triaxialität signifikant zu, während die gemittelte Triaxialität weiterhin abfällt.

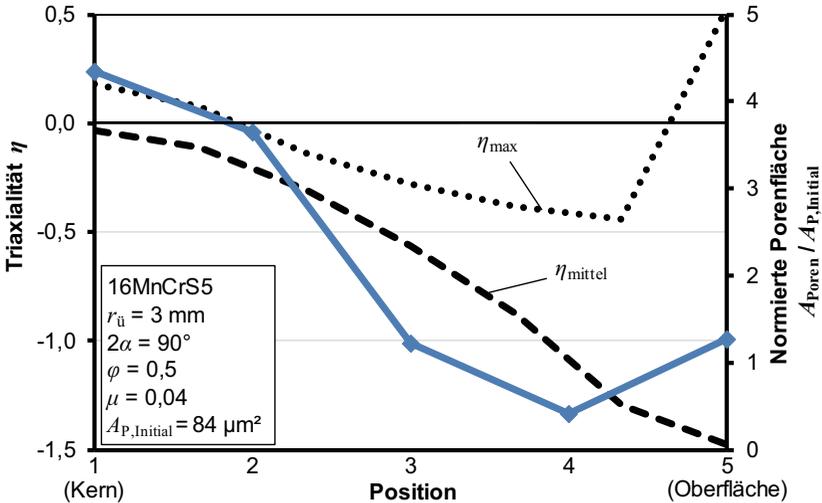


Bild 6.34: Verlauf der maximalen und gemittelten Triaxialität sowie der Porenfläche über den Radius für den Umformgrad $\varphi = 0,5$

Der qualitative Verlauf der Gesamtporenfläche stimmt für die ersten vier Positionen mit dem der maximalen und gemittelten Triaxialität überein. An der Oberfläche folgt der Verlauf dem der maximalen Triaxialität und es kommt zu einem Anstieg der Gesamtporenfläche.

Auch in diesem Fall ist zu erkennen, dass die maximale Triaxialität der entscheidende Faktor für einen Anstieg der Gesamtporenfläche und somit der Schädigung des Bauteils ist. Die beiden Messpunkte im Bereich der Mittelachse zeigen eine deutliche Zunahme der Gesamtporenfläche (+ 300 %). Der Werkstoff an diesen Messpunkten war während der Umformung positiver Triaxialität ausgesetzt, die zu einer deutlichen Zunahme der Porenanzahl führt (**Bild 6.35**).

Für die Positionen 3 und 4 werden keine positiven maximalen Triaxialitäten erreicht. Für die negativen Werte der Triaxialität wird die Porenfläche der vorhandenen Poren verkleinert, sodass für Position 4 ein geringerer Porenflächenanteil als im Ausgangszustand erreicht wird. Für Position 5 werden positive maximale Triaxialitäten erreicht, allerdings in Kombination mit sehr negativen gemittelten Triaxialitäten. Insgesamt führt dies im Verlauf der Gesamtporenfläche zu einem Anstieg am Rand. Trotz der hohen

positiven maximalen Triaxialität wird die Gesamtporenfläche des Ausgangszustands nur minimal überschritten. Es wird davon ausgegangen, dass die positive maximale Triaxialität zu einer Neubildung von Poren führt. Gleichzeitig führt die sehr negative gemittelte Triaxialität zu einer Verkleinerung der vorhandenen Poren. Die numerischen Ergebnisse aus Abschnitt 6.1 zeigen, dass eine gemittelte Triaxialität kleiner -1 zu einem kompletten Verschließen von vorhandenen Poren führt. Somit ergibt sich die resultierende Gesamtporenfläche sowohl aus der Porenfläche durch Poreneubildung aufgrund der positiven maximalen Triaxialität als auch aus der Volumenabnahme der einzelnen Poren aufgrund der negativen gemittelten Triaxialität.

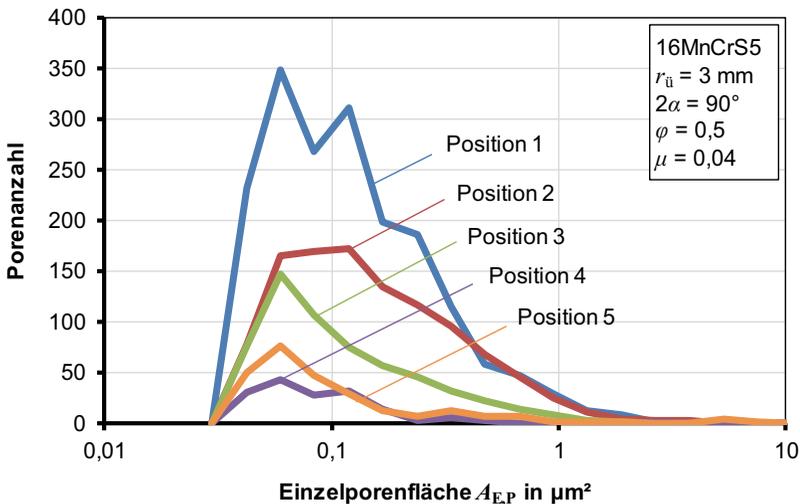


Bild 6.35: Verteilung der Einzelporenfläche und –anzahl über den Radius für den Umformgrad $\varphi = 0,5$

Zusätzlich sollte beachtet werden, dass die Nutzung der maximalen Triaxialität im Randbereich aufgrund der im Bild 4.7 gezeigten Ergebnisse des komplexen Formänderungsverlaufs zumindest fraglich ist.

Die gleichen Messungen wurden auch an einem fließgepressten Bauteil mit einem Umformgrad von $\varphi = 1,0$ durchgeführt (**Bild 6.36**). Im Kern sind auch die maximale und die gemittelte Triaxialität negativ. Dies führt dazu, dass die Porenfläche über den gesamten Radius in einem sehr ähnlichen Bereich liegt. Die Porenfläche ist im Kern signifikant geringer als bei einem Bauteil mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und positiver maximaler Triaxialität in diesem Bereich. Über den gesamten Radius werden Porenflächen gemessen, die geringer sind als im Ausgangswerkstoff.

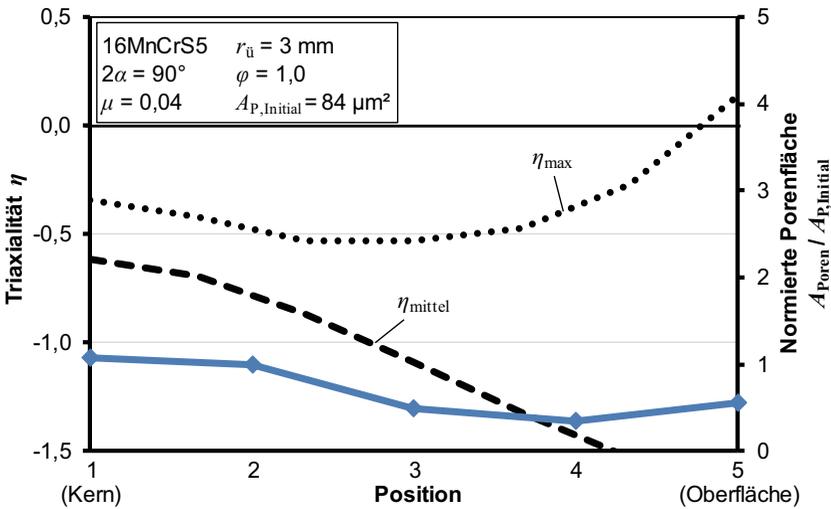


Bild 6.36: Verlauf der maximalen und gemittelten Triaxialität sowie der Porenfläche über den Radius für den Umformgrad $\varphi = 1,0$

6.5.2 Einfluss der Prozessroute

Die Prozessroute hat einen deutlichen Einfluss auf die Triaxialität während der Ausformung der einzelnen Absätze (Abschnitt 5.1). In den zwei umgeformten Absätzen wurde nach der ein- und zweistufigen Fertigung die Dichte bestimmt (Bild 6.37). Die Proben aus den gleichen Absätzen weisen jeweils die gleiche Verfestigung auf (Abschnitt 7.1), sodass die Dichteunterschiede allein auf die Schädigung zurückgeführt werden können. Es kann gezeigt werden, dass in dem Absatz mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ für beide Fertigungsrouen eine höhere Dichte erzielt wird als in dem Absatz mit dem Umformgrad $\varphi = 1,0$. Dies zeigt noch einmal, dass auch die Versetzungsdichte die gemessene Dichte beeinflusst.

Die Unterschiede der Dichte zwischen den beiden Fertigungsrouen in den jeweils gleichen Absätzen können allein auf die Schädigung zurückgeführt werden, da die Umformgrade und damit die Versetzungsdichten jeweils identisch sind. Es kann eine Korrelation zwischen der maximalen Triaxialität und der Schädigung gezeigt werden. Eine positive maximale Triaxialität führt zu geringeren Dichten als negative maximale Triaxialität bei gleichem Umformgrad.

Insgesamt kann festgestellt werden, dass eine einstufige Fertigung zu mehr Schädigung im Absatz mit dem Umformgrad $\varphi = 0,5$ und weniger Schädigung im Absatz mit dem Umformgrad $\varphi = 1,0$ führt. Je nach Beanspruchungsfall kann entschieden werden, in

welchem Absatz mehr Schädigung toleriert werden kann, und dementsprechend kann die Fertigungsroute gewählt werden.

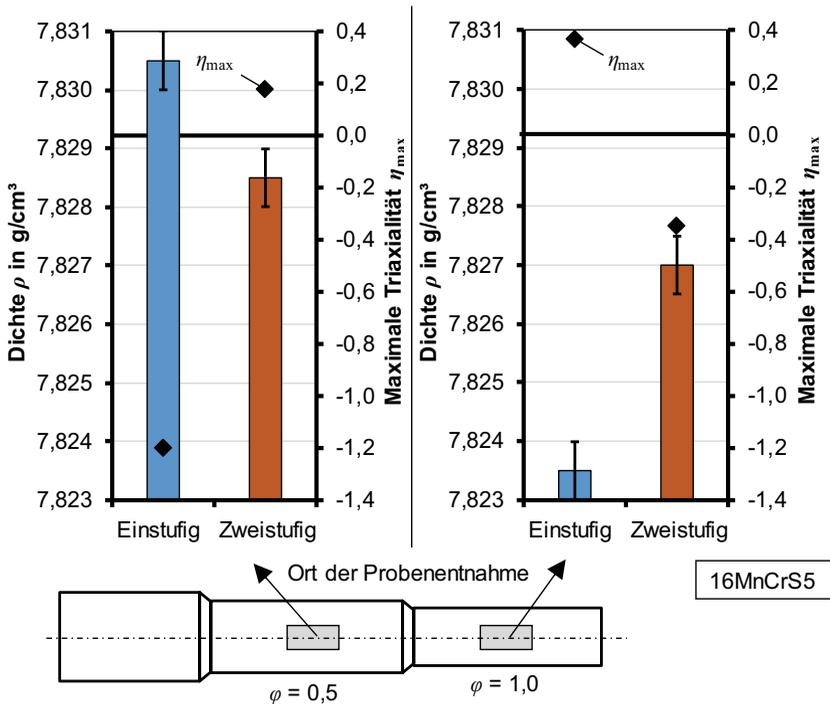


Bild 6.37: Dichte in den verschiedenen Absätzen bei ein- und zweistufiger Fertigung

6.5.3 Einfluss des Gegendrucks

Zur Charakterisierung der Schädigungsentwicklung wurden Dichtemessungen und REM-Untersuchungen an mit Gegendruck gefertigten Bauteilen durchgeführt. **Bild 6.38** zeigt die Änderung der maximalen Triaxialität in Abhängigkeit des Gegendrucks und die damit verbundene Reduzierung der gemessenen Porenfläche aufgrund der geringeren Schädigungsentwicklung. Durch das Aufbringen eines Gegendrucks in der Höhe von $p_G = 0,7 \cdot k_{t0}$ wird die maximale Triaxialität in den negativen Bereich verschoben, welche nicht zu einer Entwicklung von Schädigung führt. Daher verringert sich die gemessene Porenfläche im Vergleich zu einem geometrisch identischen Bauteil, das ohne Gegendruck hergestellt wurde, um 55 %.

Auch anhand von Dichtemessungen kann gezeigt werden, dass aufgebrachtcr Gegen-
druck die Schädigungsentwicklung deutlich reduziert (**Bild 6.39**). Im Vergleich zu ein-
em geometrisch identischen Bauteil, das ohne Gegen-
druck hergestellt wurde, verringert sich die Dichte im Bereich der Mittelachse durch einen Gegen-
druck in der Höhe von $p_G = 0,7 \cdot k_{f,0}$ um 0,13 %.

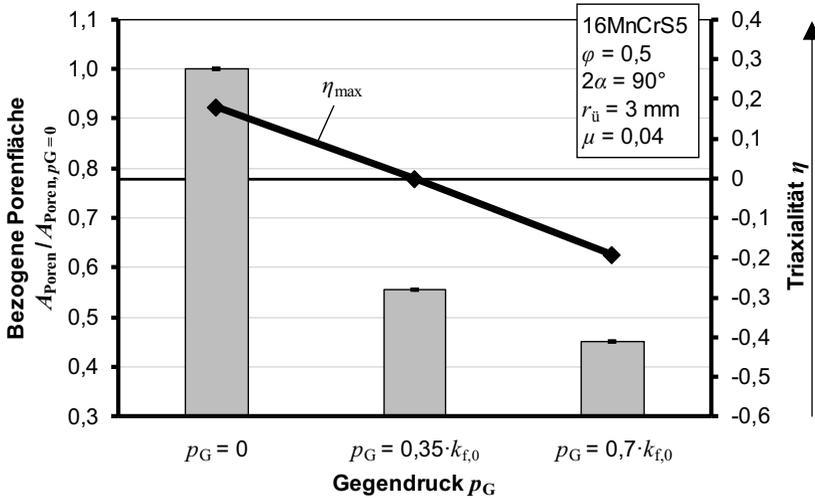


Bild 6.38: Änderung der Porenfläche durch Gegendruck während der Umformung

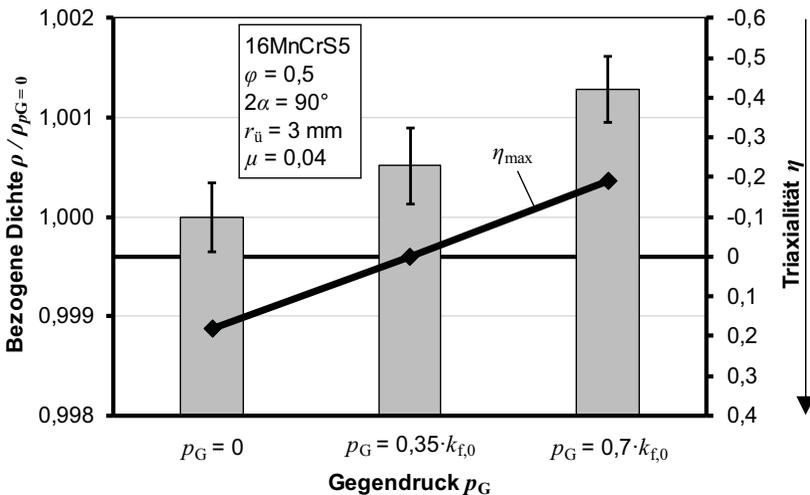


Bild 6.39: Änderung der Dichte durch Gegendruck während der Umformung

6.6 Fazit

Beim Fließpressen treten je nach Auswahl der Prozessparameter unterschiedliche Lastpfade auf. Diese Lastpfade können durch skalare Werte der Triaxialität beschrieben werden. Es wurde die maximale und die gemittelte Triaxialität genutzt. Der Schädigungszustand in Abhängigkeit der Lastpfade konnte anschließend mit der vorgestellten Methode ermittelt werden.

Die Poren entstehen bei dem untersuchten Werkstoff 16MnCrS5 an Mangansulfid-Einschlüssen durch Bruch der Einschlüsse und Ablösen des Matrixwerkstoffs.

Es konnte gezeigt werden, dass die Triaxialität während des Umformens der Hauptflussfaktor in Bezug auf die Schädigungsentwicklung ist. Höhere Umformgrade führen nicht zwangsläufig zu mehr Schädigung.

Es wird angenommen, dass die gemittelte Triaxialität die Volumenänderung von bereits existierenden Poren beschreibt, wohingegen die maximale Triaxialität vorgibt, ob sich neue Poren bilden. Sobald die maximale Triaxialität positive Werte annimmt, kommt es zu einer Poreneubildung, die im Vergleich zu der Volumenänderung der bereits existierenden Poren einen deutlich größeren Einfluss auf die im REM ermittelte Porenfläche bzw. die Dichteabnahme hat.

Die Prozessparameter Umformgrad und Schulteröffnungswinkel sowie das Aufbringen von Gegendruck verändern den Lastpfad. **Bild 6.40** zeigt, dass die Art und Weise, in der der Lastpfad verändert wird, nicht entscheidend ist. Eine positive maximale Triaxialität führt zu einem Anstieg der Porenfläche.

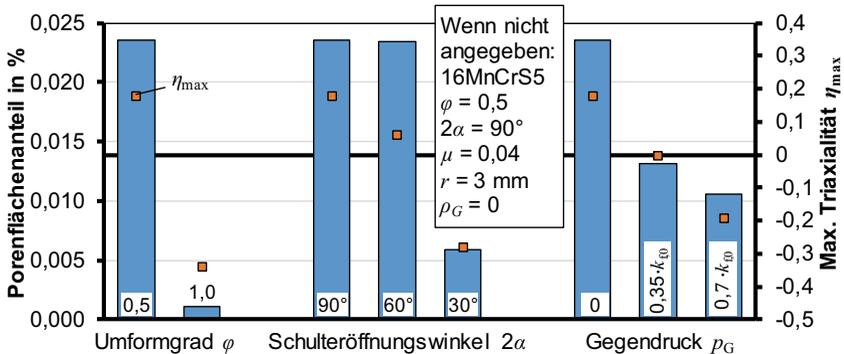


Bild 6.40: Zusammenhang zwischen maximaler Triaxialität und Schädigung

Tabelle 6.1 zeigt die für zwei verschiedene Schulteröffnungswinkel bestimmten Werte der Dichte und Porenflächen. Die durch Dichtemessung bestimmten Schädigungswerte D_A sind eine Größenordnung größer als die durch Messung der Porenfläche bestimmten

Schädigungswerte D_D . Die aus der Porenfläche berechneten Schädigungswerte sind geringer, da nicht die gesamte Schädigung, durch Vernachlässigung sehr kleiner Poren, erfasst werden kann, wohingegen mittels Dichtemessung Poren jeder Größe erfasst werden können. Auch wird bei der Dichtemessung der Einfluss der Versetzungsdichte erfasst.

Tabelle 6.1: Einfluss einer Schulteröffnungswinkeländerung auf die Schädigung - Vergleich der Methoden

	Ausgangs- werkstoff	$\varphi = 0,5$ $2\alpha = 90^\circ$	$\varphi = 0,5$ $2\alpha = 30^\circ$	Unterschied
Spannungszustand				
Max. Triaxialität η_{\max}	-	0,18	-0,28	$\Delta\eta_{\max} = 0,46$
Schädigung				
Dichte ρ in g/cm ³	7,827	7,8215	7,8247	$\Delta\rho = 0,0032$ (+ 0,04 %)
$D_D = \left(1 - \frac{\tilde{\rho}}{\rho}\right)^{\frac{2}{3}}$	-	$7,90 \cdot 10^{-3}$	$4,42 \cdot 10^{-3}$	$\Delta D_D = 3,48 \cdot 10^{-3}$ (- 44 %)
Porenfläche A_{Poren} in μm^2 ($A = 1,28 \text{ mm}^2$)	84	302	76	$\Delta A_{\text{Poren}} = 226$ (- 75 %)
$D_A = \frac{A_{\text{Poren}}}{A}$	$6,56 \cdot 10^{-5}$	$2,36 \cdot 10^{-4}$	$5,90 \cdot 10^{-5}$	$\Delta D_A = 1,77 \cdot 10^{-4}$ (- 75 %)

7 Einfluss der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit

In dem vorherigen Kapitel wurde der Einfluss des Lastpfads auf die Schädigungsentwicklung ermittelt. Nun soll das Voll-Vorwärts-Fließpressen genutzt werden, um den Einfluss der Schädigung auf die resultierende Leistungsfähigkeit zu untersuchen. Zur grundlegenden Untersuchung der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit bzw. das Bauteilverhalten werden unterschiedlich geschädigte Fließpressteile genutzt. Allerdings wird im Folgenden nicht das gesamte Bauteil geprüft, sondern lediglich Proben aus dem Bereich um die Mittelachse. Dies hat den Vorteil, dass durch das Heraustrennen von Proben aus dem Bereich der Mittelachse eine Separation von den anderen Einflussfaktoren, wie Eigenspannungen und Verfestigung, auf die Leistungsfähigkeit möglich ist. Die Separation anderer Einflüsse vom alleinigen Einfluss der Schädigung wird zunächst erläutert. Anschließend wird auf die genutzten Versuche zur Bestimmung der Leistungsfähigkeit und den Einfluss der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit eingegangen.

7.1 Separation des Einflusses der Schädigung

Die fließgepressten Bauteile wurden hinsichtlich ihrer Leistungsfähigkeit untersucht. Um den alleinigen Einfluss der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit zu ermitteln, muss der Einfluss der Schädigung von dem Einfluss der Eigenspannungen und der Verfestigung getrennt werden. Dazu müssen die untersuchten Proben unterschiedliche Schädigung, aber gleiche Eigenspannungen und gleiche Verfestigung aufweisen.

7.1.1 Eigenspannungen

Während des Fließpressens entstehen hohe Eigenspannungen durch die inhomogene elastisch-plastische Verformung. Zur Separation des Effektes der Eigenspannungen auf die Leistungsfähigkeit wird im Folgenden der Abbau der Eigenspannungen durch Auswerfen und Probenentnahme numerisch betrachtet.

Die Axialspannungsverteilung vor und nach dem Auswerfen ist für einen Umformgrad von $\varphi = 0,5$ im **Bild 7.1** dargestellt.

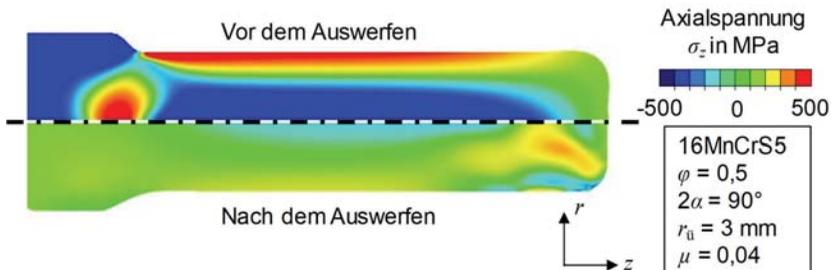


Bild 7.1: Numerisch ermittelte axiale Eigenspannungsverteilung vor und nach dem Auswerfen

Nach dem Fließpressen und vor dem Auswerfen weist das fließgepresste Bauteil hohe Eigenspannungen auf, die auf die inhomogene plastische Deformation während des Fließpressens zurückzuführen sind. Während des Auswerfens führen geringe plastische Deformationen bereits zu einer signifikanten Verringerung der Eigenspannungen. Dieses Verhalten wurde in der Literatur zum Beispiel von Tekkaya et al. (1985) beschrieben.

Im Bereich des Schaftes ist ein stationärer Bereich in axialer Richtung vorhanden. Dieser ermöglicht das Heraustrennen von Proben, die über die Länge identische Eigenspannungsverteilungen aufweisen. Die numerisch ermittelte Eigenspannungsverteilung über den Schaftquerschnitt nach dem Auswerfen und vor dem Drehen von Proben ist im **Bild 7.2** beispielhaft dargestellt. Der quadrierte Wellenradius ist proportional zur Querschnittsfläche.

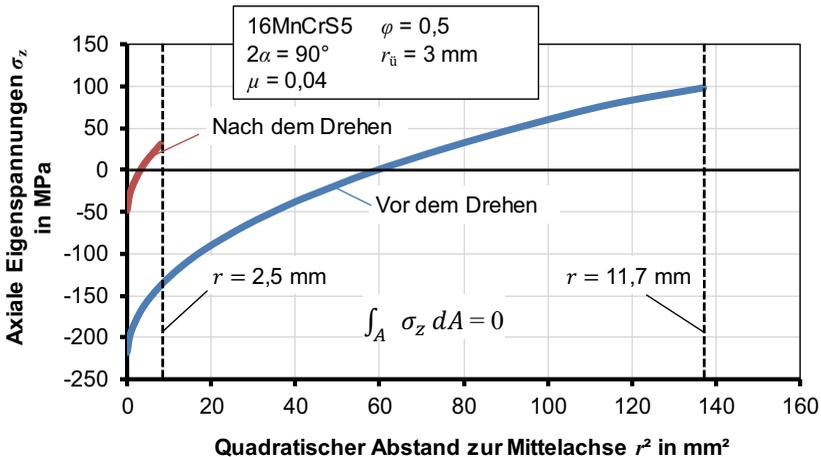


Bild 7.2: Eigenspannungsrelaxation nach dem Drehen von Proben aus dem Schaft der fließgepressten Bauteile

Im Kern treten nach dem Auswerfen nur noch Druckeigenspannungen in einer Höhe von ca. 60 % der Anfangsfließspannung $k_{f,0} = 325 \text{ MPa}$ auf. Die Eigenspannungen nehmen zur Oberfläche des Schafts hin zu. Es werden positive Spannungen von ungefähr 30 % der Anfangsfließspannung an der Oberfläche erreicht.

Nach der Entnahme von zylindrischen Proben zum Beispiel für Ermüdungsversuche (Durchmesser $d = 5 \text{ mm}$) mittels Drehen (**Bild 7.3**) werden die Eigenspannungen im Kern weiter reduziert.

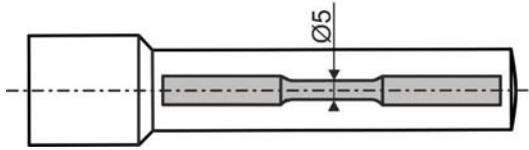


Bild 7.3: Probenentnahme einer Zugprobe aus einem fließgepressten Bauteil (Maße in mm)

Da der Bereich mit den hohen positiven Eigenspannungen an der Oberfläche des fließgepressten Bauteils entfernt wird, bildet sich in der Probe ein neuer Gleichgewichtszustand aus. Dieser wird ermittelt, indem die Eigenspannungen im verbleibenden Volumen so verschoben werden, dass sich ein neuer Gleichgewichtszustand einstellt. Die Eigenspannungen befinden sich im Gleichgewicht, wenn das Integral der Kurve null ergibt:

$$\int_A \sigma_z dA = 0. \quad (7.1)$$

Die verbleibenden Eigenspannungen befinden sich in einem Bereich zwischen +50 MPa und – 50 MPa. Dies entspricht einem Wert von weniger als 15 % der Anfangsfließspannung. Tekkaya (1986) konnte zeigen, dass unterschiedliche Umformgrade den Eigenspannungszustand nur geringfügig ändern und mit zunehmendem Umformgrad die Eigenspannungswerte abnehmen, sodass in den Proben aus fließgepressten Bauteilen mit Umformgraden $\varphi > 0,5$ noch kleinere Werte erreicht werden. Auch eine Änderung des Schulteröffnungswinkels oder des Reibwertes bewirkt nur eine sehr geringfügige Veränderung des Eigenspannungszustands.

Aus den verschiedenen fließgepressten Teilen werden jeweils die gleichen Proben gefertigt. Anschließend werden die Eigenschaften der unterschiedlichen Proben miteinander verglichen. Es wird davon ausgegangen, dass durch die Drehoperation in allen Proben der Eigenspannungszustand im gleichen Maße verändert wird. Bei diesem Vorgehen müssen die durch die Drehoperationen eingebrachten Spannungen nicht berücksichtigt werden.

Insgesamt ist der Einfluss der Eigenspannungen in den aus fließgepressten Bauteilen herausgetrennten Proben vernachlässigbar klein, da die Eigenspannungen sowohl durch das Auswerfen als auch durch die Probenentnahme signifikant reduziert werden.

7.1.2 Verfestigung

Für die Untersuchung der Leistungsfähigkeit der fließgepressten Bauteile wurden vorverfestigte Proben aus dem Schaftbereich der Fließpressteile entnommen. Eine nötige Voraussetzung ist eine homogene Umformgradverteilung über die Probenlänge. Eine inhomogene Umformgradverteilung würde zu einer Spannungslokalisierung während

der Laststeigerungsversuche oder Zugversuche führen, welche zur verfrühten Einschnürung führen kann.

Die Prozessparameter beim Voll-Vorwärts-Fließpressen wirken sich deutlich auf die Verfestigung aus. **Bild 7.4** zeigt die lokale Verteilung des Umformgrads im Schaftbereich von Bauteilen mit unterschiedlichen Querschnittsflächenreduktionen. Die numerischen Ergebnisse unterstreichen, dass aufgrund der stationären Eigenschaften des Voll-Vorwärts-Fließpressens die Dehnungen homogen über einen ausreichend großen Bereich der Bauteillänge verteilt sind. Nach dem Aufstauchen des Halbzeugs im Container beginnt der Werkstoff durch die Matrizenöffnung zu fließen. Ein stationärer Prozess wird erreicht, welcher dazu führt, dass sich eine konstante Umformgradverteilung im Schaft einstellt. Bei der Heraustrennung einer Probe sind die Dehnungen im stationären Bereich über die gesamte Länge homogen verteilt.

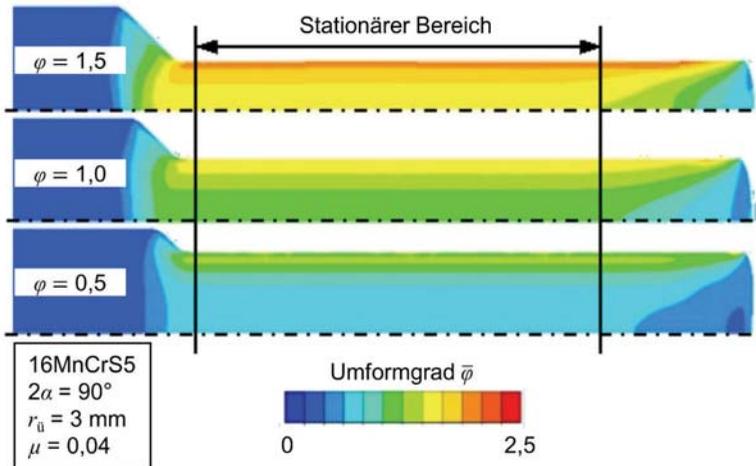


Bild 7.4: Umformgradverteilung $\bar{\varphi}$ in fließgepressten Bauteilen für unterschiedliche Gesamtumformgrade φ

Die Verteilung des Umformgrads über den Schaftradius ist im **Bild 7.5** über den quadrierten Wellenradius für unterschiedliche Gesamtumformgrade dargestellt. Der quadrierte Wellenradius ist proportional zur Querschnittsfläche.

Entlang der Mittelachse der hergestellten Wellen ist die lokale Dehnung geringfügig höher als die durch Gl. 2.12 berechnete. Die Abweichung ergibt sich durch das Aufstauchen des Werkstücks im Werkzeug vor dem eigentlichen Fließpressen durch unter-

schiedliche elastische Dehnung des Werkstücks und der Matrice sowie numerische Ungenauigkeiten, die durch erneutes Remeshing verursacht werden. Der Fehler beträgt für alle untersuchten Umformgrade weniger als 2,8 %.

In Richtung der Oberfläche nehmen die Dehnungen durch Scherung zu, deren Höhe von den Reibungsbedingungen, den Werkzeugradien und dem Schulteröffnungswinkel der Matrice abhängt. Für die verschiedenen Umformgrade kann im dargestellten Bereich ein deutlich unterschiedlicher Anstieg des Umformgrads festgestellt werden.

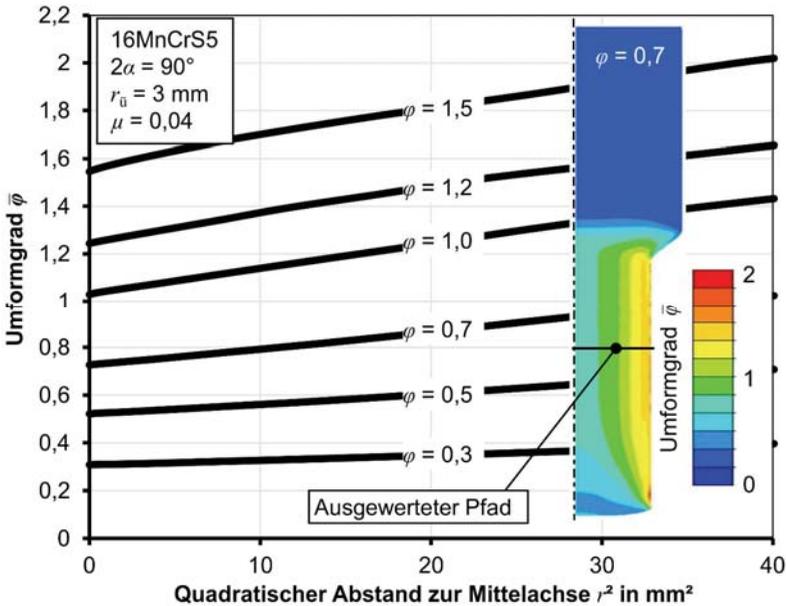


Bild 7.5: Umformgradverteilung über den Schaftradius für unterschiedliche Gesamtumformgrade

Variierende Umformgrade können zu einer unterschiedlichen Verfestigung des gesamten Bauteils führen. Zur Separation des Einflusses der Verfestigung auf die Leistungsfähigkeit werden allerdings Proben mit unterschiedlicher Schädigung benötigt, die aber eine gleiche Verfestigung aufweisen. Gleiche Verfestigung kann durch eine geschickte Wahl der Prozessparameter und Werkstoffe erreicht werden.

Insbesondere bei kleinen Umformgraden kann ein flacher Verlauf der Verfestigung im Bereich einer möglichen Probenentnahme festgestellt werden. Für einen Umformgrad

von $\varphi = 0,5$ wird im **Bild 7.6** die Verteilung des Umformgrades über den Schafradius für unterschiedliche Schulteröffnungswinkel dargestellt.

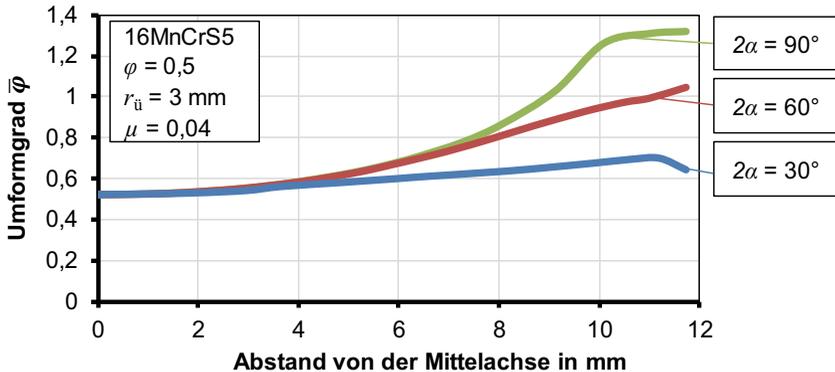


Bild 7.6: Umformgradverteilung über den Schafradius in Abhängigkeit des Schulteröffnungswinkels

Höhere Schulteröffnungswinkel führen aufgrund der zunehmenden Scherung zu deutlich höheren Umformgraden im Randbereich. Der Umformgrad auf der Mittelachse ist jedoch nahezu unabhängig von dem Schulteröffnungswinkel. Erst ab einem Abstand von 4 mm von der Mittelachse wirkt sich der Schulteröffnungswinkel auf den lokalen Umformgrad aus. Dies ermöglicht die Untersuchung der Eigenschaften mit dem separierten Einfluss der Verfestigung anhand von herausgetrennten Proben mit einem Radius von bis zu 4 mm. Im Folgendem werden daher Proben genutzt, deren Durchmesser geringer ist als 8 mm.

Die numerischen Ergebnisse wurden anhand von Härtemessungen überprüft (**Bild 7.7**). Es besteht eine Korrelation zwischen Härte und Fließspannung, die in der Literatur von Tekkaya und Lange (2000) beschrieben wurde. Die Härtemessungen zeigen im Bereich gleicher Umformgrade (bis zu einem Durchmesser von 8 mm, siehe Bild 7.6) nur sehr geringe Unterschiede in der Härte für unterschiedliche Schulteröffnungswinkel. Lediglich im Randbereich sind Unterschiede in der Härte durch die unterschiedlichen Schulteröffnungswinkel und die damit verbundene unterschiedliche Scherung zu erkennen.

Auch eine Werkstoffauswahl kann eine Untersuchung von Proben mit unterschiedlichen Umformgraden, aber gleicher bzw. sehr ähnlicher Verfestigung ermöglichen. Dies ist möglich, da unterschiedliche Umformgrade durch geschickte Werkstoffauswahl nicht zwangsläufig zu einem Unterschied in der Verfestigung führen.

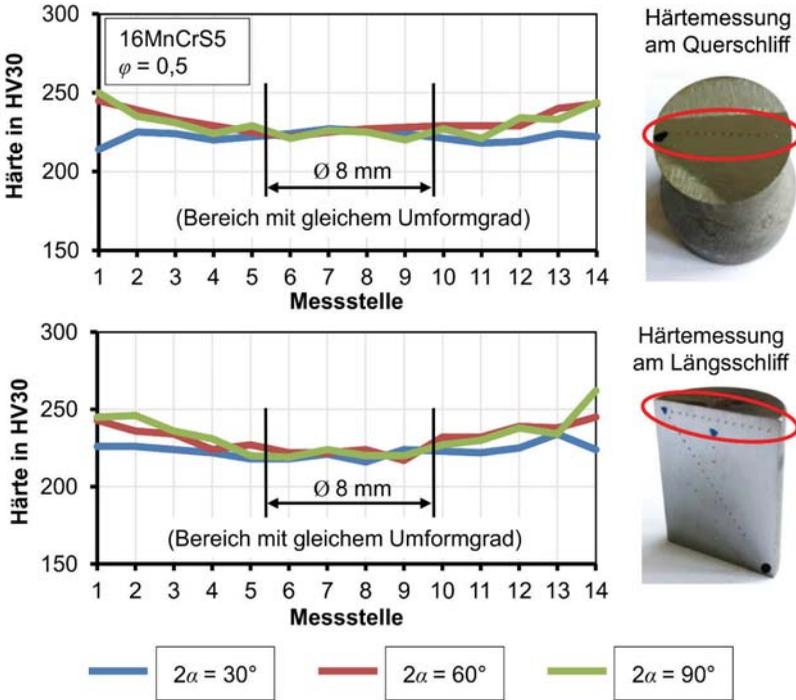


Bild 7.7: Härteverlauf über den Schaftdurchmesser für Proben mit unterschiedlichen Schulteröffnungswinkeln

Das folgende **Bild 7.8** zeigt Fließkurven, aufgenommen in Zylinderstauchversuchen, von Werkstoffen mit sehr ähnlichen chemischen Zusammensetzungen. Das unterschiedliche Fließverhalten resultiert hauptsächlich aus der unterschiedlichen Wärmebehandlung. Bei dem Werkstoff 16MnCrS5 ist in dem dargestellten Bereich eine stetige Zunahme der Fließspannung zu erkennen. Dies führt dazu, dass Fließpressteile mit unterschiedlichen Umformgraden auch unterschiedliche Fließspannungen aufweisen und eine Separation des Effektes der Verfestigung bzw. Fließspannung nicht möglich ist. Der andere Werkstoff (16MnCr5) zeigt bereits bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ ein ausgeschöpftes Verfestigungspotenzial. Ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ führt eine zunehmende plastische Formänderung nicht mehr zu einem weiteren Anstieg der Fließspannung. Durch Nutzung des Werkstoffs, bei dem die Fließspannung ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ nicht weiter ansteigt, kann auch bei unterschiedlichen Umformgraden der Einfluss der Verfestigung separiert werden. Alle Bauteile, die Umformgrade über $\varphi = 0,5$ aufweisen, verfügen über die gleiche bzw. sehr ähnliche Fließspannung.

Dies ermöglicht es somit auch, Proben mit unterschiedlichem Umformgrad hinsichtlich unterschiedlicher Schädigung zu untersuchen und den Einfluss der Verfestigung zu separieren.

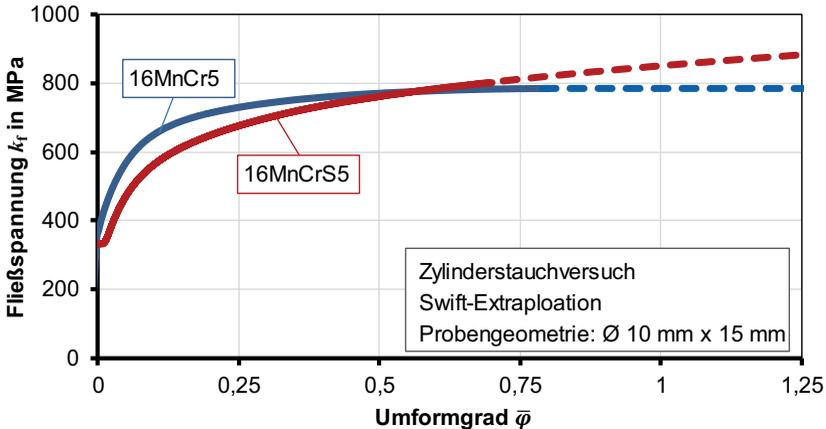


Bild 7.8: Fließkurven der Werkstoffe 16MnCr5 und 16MnCrS5

Im **Bild 7.9** ist die numerisch ermittelte Verteilung des Umformgrads nach einer einstufigen und zweistufigen Fertigungsroute dargestellt (siehe Abschnitt 5.1). Es ist zu erkennen, dass im mittleren Absatz keine Unterschiede in der Umformgradverteilung über den Radius existieren. Im Absatz mit dem geringsten Durchmesser ist allerdings in den oberflächennahen Bereichen ein deutlicher Unterschied zu erkennen. Bei der einstufigen Fertigung werden im Randbereich deutlich höhere Umformgrade erreicht, da der Werkstoff zwei Schultern durchläuft und dabei zweimal geschert wird. Im Bereich der Mittelachse werden allerdings die gleichen Umformgrade erreicht.

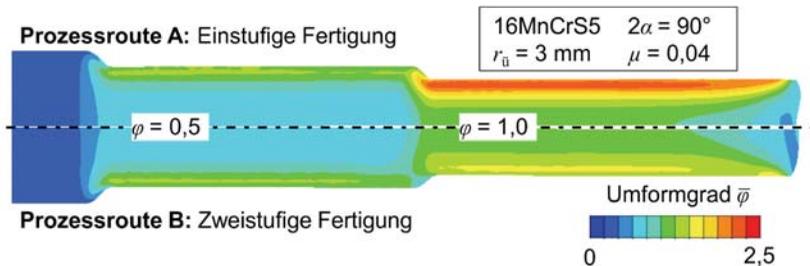


Bild 7.9: Umformgradverteilung nach einstufiger und zweistufiger Fertigung

Da im Folgenden der Einfluss der Triaxialität auf die Schädigung und anschließend der isolierte Einfluss der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit gezeigt werden soll, muss

überprüft werden, ob die Verfestigung im Bereich einer Probenentnahme gleich ist und somit der Einfluss dieser auf die Leistungsfähigkeit ausgeschlossen werden kann. Dazu wurden Zugversuchsproben mit einem Durchmesser von $d = 8$ mm aus den einzelnen Absätzen entnommen und geprüft. Es wurden jeweils vier Proben untersucht. Im Absatz mit dem geringsten Durchmesser konnte für die einstufige Fertigung eine Anfangsfließspannung von $k_{f,0} = 744$ MPa und für die zweistufige Fertigung eine Anfangsfließspannung von $k_{f,0} = 740$ MPa im Zugversuch ermittelt werden. Der Unterschied beträgt ca. 0,5 %, sodass davon ausgegangen werden kann, dass der Unterschied in der Verfestigung vernachlässigbar klein ist. Der Einfluss der Eigenspannungen kann nach demselben Prinzip, wie im Abschnitt 7.1.1 beschrieben, ausgeschlossen werden.

7.1.3 Textur

Der Einfluss der Parameter beim Fließpressen auf die Textur wurde anhand von EBSD-Aufnahmen am Ausgangsmaterial und an verschiedenen fließgepressten Bauteilen untersucht (**Bild 7.10**)³.

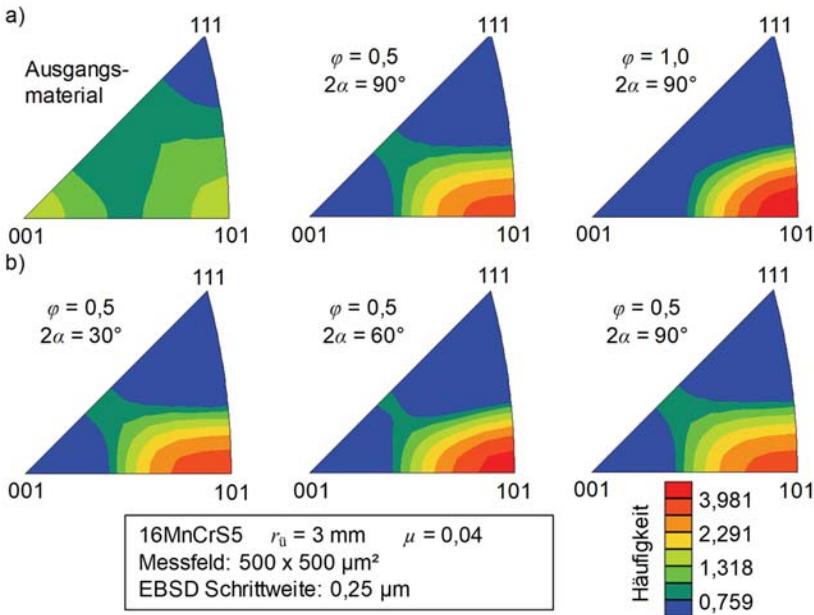


Bild 7.10: Inverse Polfiguren für die Fließpressrichtung, ermittelt im Bereich der Mittelachse fließgepresster Bauteile für a) unterschiedliche Umformgrade und b) unterschiedliche Schulteröffnungswinkel

³ Die EBSD-Aufnahmen und die Erstellung der inversen Polfiguren wurden am GFE der RWTH in Aachen von Anthony Dunlap, Alexander Schwedt und Anke Aretz durchgeführt.

Eine Fläche von $500 \times 500 \mu\text{m}^2$ im Bereich der Mittelachse der fließgepressten Proben wurde mittels EBSD-Messung untersucht und dabei eine Schrittweite von $0,25 \mu\text{m}$ und eine Beschleunigungsspannung von 20 kV genutzt. Die Untersuchungen wurden zum einen am Ausgangsmaterial und an fließgepressten Bauteilen mit den Umformgraden $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 1,0$ bei konstantem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ durchgeführt. Zum anderen wurde der Einfluss des Schulteröffnungswinkels analysiert, indem dieser bei konstantem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ variiert wurde. Für das Ausgangsmaterial kann keine signifikante Vorzugsrichtung festgestellt werden. Mit steigendem Umformgrad nimmt die Anzahl der in 101-Richtung orientierten Körner zu, wobei der Unterschied zwischen $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 1,0$ nur geringfügig ist. Diese Orientierung ist aufgrund der axialen Streckung, wie in einem Zugversuch, zu erwarten. Auch eine Variation des Schulteröffnungswinkels bewirkt keine signifikante Veränderung der inversen Polfiguren. Daher kann vor allem bei gleichem Umformgrad, aber unterschiedlichem Schulteröffnungswinkel von ähnlicher Textur ausgegangen werden.

7.2 Versuche zur Bestimmung der Leistungsfähigkeit

Fließgepresste Bauteile werden oft als hochbelastete, rotierende Bauteile, wie zum Beispiel als Getriebewellen oder auch als Verbindungselemente, genutzt. Die Bauteile sind einer Vielzahl von Belastungsfällen ausgesetzt. Getriebewellen werden zum Beispiel zyklisch belastet. Beim Starten eines Motors können die Getriebewellen plötzlichen schlagartigen Belastungen ausgesetzt sein. Auch unerwünschte elastische Auslenkungen sind zu beachten. Daher werden im Folgenden Versuche zur Ermittlung der Festigkeit, der Ermüdungsfestigkeit, der Steifigkeit und der Kerbschlagarbeit vorgestellt.

7.2.1 Dauerschwingversuche

Zur Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit werden sowohl klassische Einstufenversuche als auch Laststeigerungsversuche (Dengel und Harig, 1980) durchgeführt⁴. Einstufenversuche werden zur Ermittlung von Wöhlerkurven genutzt. Bei einer konstanten Spannungsamplitude wird die Probe bis zum Bruch belastet (**Bild 7.11 b**). Aufgrund der sehr langen Versuchszeiten wurde eine Methode entwickelt, die die Versuchszeit verkürzt. Bei einem Laststeigerungsversuch wird die Spannungsamplitude kontinuierlich erhöht (**Bild 7.11 c**), wodurch der Bruch der Proben deutlich früher eintritt. Zur Durchführung der Versuche wurde eine servo-hydraulische Prüfmaschine vom Typ PC63M der Firma Schenck mit Spannbacken der Firma Instron genutzt (**Bild 7.11 a**). Sowohl bei den Einstufenversuchen als auch bei den Laststeigerungsversuchen wurde ein R -Verhältnis von $R = -1$ genutzt. Die Frequenz betrug $f_f = 10 \text{ Hz}$. Die Laststeigerungsversuche wurden mit einer anfänglichen Spannungsamplitude von $\sigma_{a,\text{start}} = 100 \text{ MPa}$ begonnen. Die Spannungsamplitude wurde nach jeweils $\Delta N = 10^4$ Zyklen um $\Delta\sigma_a = 20 \text{ MPa}$ erhöht.

⁴Die Ermüdungsversuche wurden von Kerstin Möhring, WPT der TU Dortmund, durchgeführt.

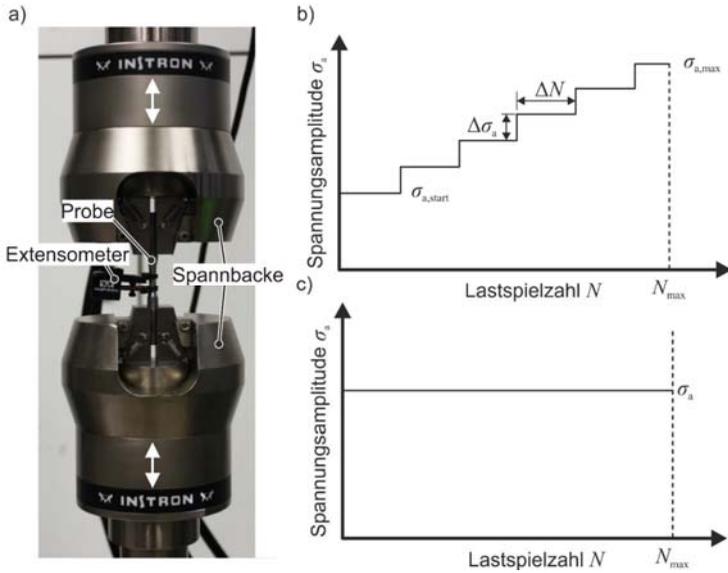


Bild 7.11: a) Versuchsaufbau, b) Laststeigerungsversuch und c) Einstufenversuch

Im **Bild 7.12** sind die Entnahmeposition und die Probenform für die Durchführung der Ermüdungsversuche dargestellt. Die Oberfläche der Proben wurde poliert, sodass eine gemittelte Rautiefe von $R_z < 0,6 \mu\text{m}$ erreicht wurde.

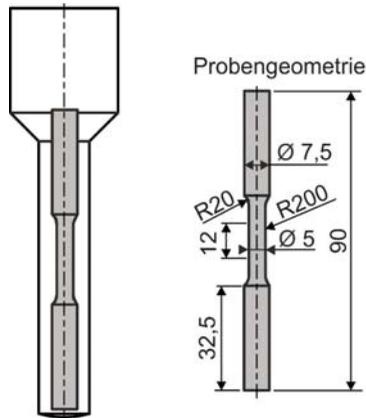


Bild 7.12 Probenentnahme und Probenform für die Durchführung von Ermüdungsversuchen (Maße in mm)

7.2.2 Zugversuche

Die statische Festigkeit sowie die elastischen Eigenschaften fließgepresster Bauteile sind für die Leistungsfähigkeit von Bedeutung. Nach Lemaitre beeinflusst die Schädigung das Elastizitätsmodul des Werkstoffs signifikant. Die Entstehung und Vergrößerung von Poren führt zu einer Verringerung der effektiven Querschnittsfläche normal zu der Belastungsrichtung, was zu einer Reduktion des Elastizitätsmoduls führt (Lemaitre und Dufailly, 1987).

Die statische Festigkeit sowie die elastischen Eigenschaften wurden in Zugversuchen an konventionellen Rundzugproben (DIN 50125 – B 8 × 40) ermittelt. Die Zugversuche wurden an einer Universalprüfmaschine Zwick Roell Z250 durchgeführt. Die Proben wurden im Bereich der Mittelachse der fließgepressten Bauteile entnommen. Die Position der Probenentnahme sowie die Geometrie sind im **Bild 7.13** dargestellt. Alle Proben wurden aus Fließpressteilen aus dem Werkstoff 16MnCrS5 gefertigt.

Die Zugversuche wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 (2017) durchgeführt. Die Geschwindigkeit wurde gesteuert, sodass eine konstante Dehnrates von $\dot{\varphi} = 0,0067 \text{ s}^{-1}$ erzielt wurde. Die Dehnung wurde direkt an den Proben mittels eines taktilen Makro-Extensometers mit einer initialen Messlänge von 40 mm gemessen.

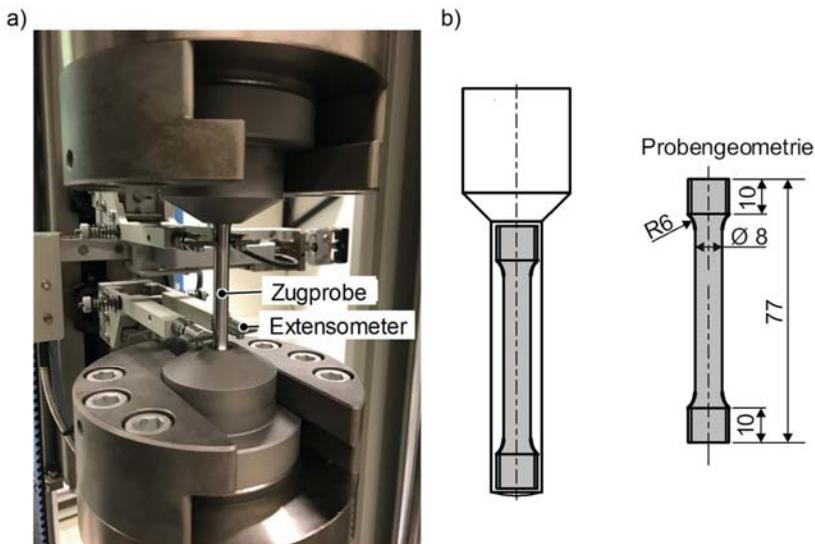


Bild 7.13: a) Versuchsaufbau zur Durchführung von Zugversuchen und b) aus dem Schaftbereich der fließgepressten Bauteile entnommene Zugproben (DIN 50125 – B 8 × 40) (Maße in mm)

Das Elastizitätsmodul wurde bei der Belastung mittels linearer Regression bestimmt. Das Elastizitätsmodul ergibt sich dabei aus der Steigung einer Trendlinie mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,998$. Die rechte Grenze des ausgewerteten Bereichs wurde so lange gekürzt, bis dieses Bestimmtheitsmaß erreicht wurde. Auf diese Weise konnte der lineare Bereich eindeutig identifiziert werden (**Bild 7.14**).

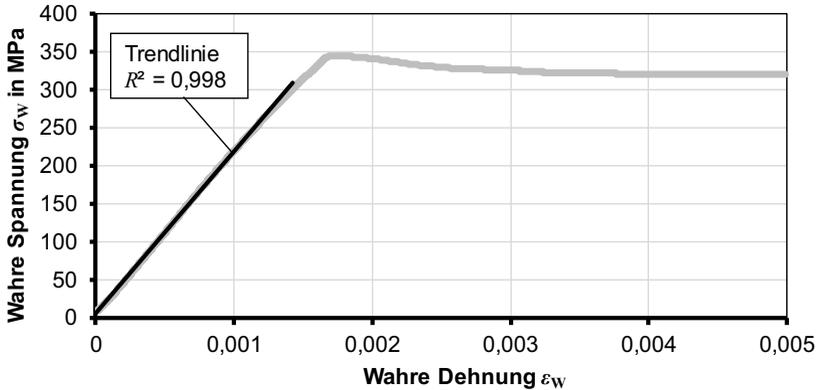


Bild 7.14: Bestimmung des E-Moduls

Zunächst wurde die Entwicklung des Elastizitätsmoduls des Ausgangswerkstoffes 16MnCrS5 während des Zugversuchs untersucht. Dazu wurden aus dem Stangenmaterial Zugproben gefertigt. Die Proben wurden während des Zugversuchs jeweils nach einer Änderung der wahren Dehnung um $\Delta\epsilon_w = 0,011$ entlastet. In jedem Belastungsschritt wurde der Elastizitätsmodul bestimmt (**Bild 7.15**).

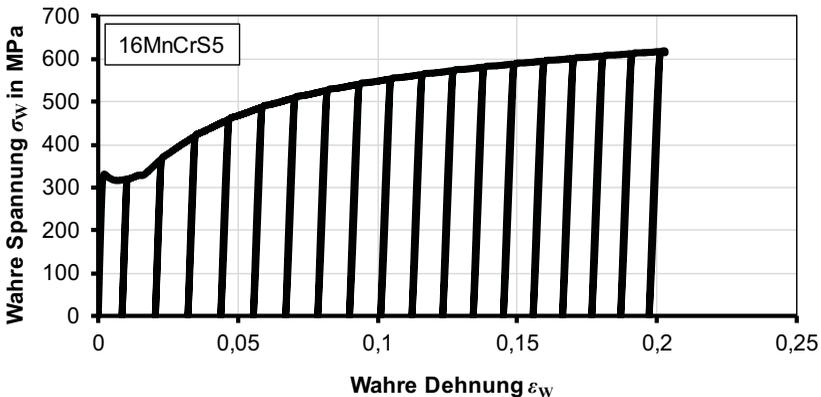


Bild 7.15: Spannungs-Dehnungs-Verlauf beim Zugversuch mit wiederholter zwischenzeitlicher Entlastung

Für das Ausgangsmaterial konnte so ein anfängliches Elastizitätsmodul von $E = 213$ GPa bestimmt werden, das während des Zugversuchs stetig abnimmt. Kurz vor dem Einschnüren bei einem Umformgrad von $\bar{\varphi} = 0,2$ wird ein Elastizitätsmodul von nur noch $E = 175$ MPa erreicht (**Bild 7.16**), was einer Reduktion von 18% entspricht.

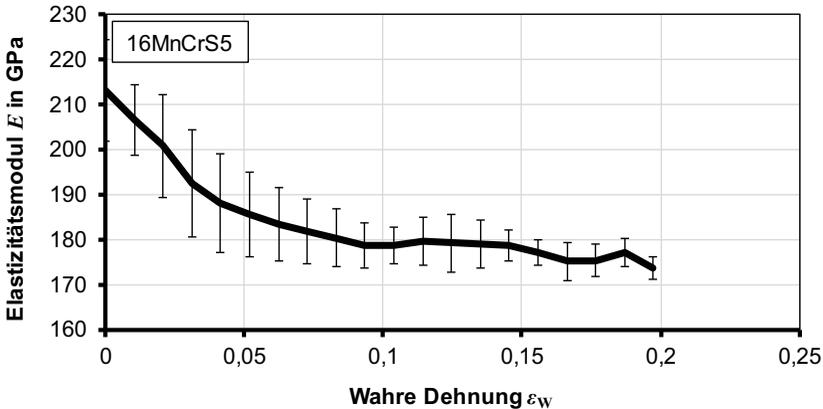


Bild 7.16: Evolution des Elastizitätsmoduls während des Zugversuchs

Im Zugversuch liegt bis zum Beginn der Einschnürung eine konstante positive Triaxialität von $\eta = 0,33$ vor. Diese positive Triaxialität führt zur Schädigungsentwicklung (Bai and Wierzbicki, 2008). Während des Zugversuchs kommt es allerdings auch zu einer zunehmenden plastischen Deformation und einer Zunahme der Verfestigung. Somit besteht die Möglichkeit, dass die Abnahme des Elastizitätsmoduls ein Resultat aus der Schädigungsentwicklung und/oder der zunehmenden plastischen Deformation ist.

Anhand der Zugversuche kann auch überprüft werden, ob die Schädigung einen Einfluss auf die Fließspannung und somit die Festigkeit der Bauteile hat. In einem ersten Schritt wurden Zug- und Zylinderstauchversuche durchgeführt. Vor der Einschnürung liegt im Zugversuch eine Triaxialität von $\eta = 0,33$ vor. Wird im Zylinderstauchversuch das Ausbauchen aufgrund von Reibung an den Stirnflächen vernachlässigt, liegt eine konstante Triaxialität von $\eta = -0,33$ vor. Daher ist davon auszugehen, dass im Zugversuch deutlich mehr Schädigung entsteht als im Zylinderstauchversuch. **Bild 7.17** zeigt die aus einem Zugversuch und aus einem Zylinderstauchversuch ermittelte Fließkurve für den Werkstoff 16MnCrS5 bei Raumtemperatur. Es ist zu erkennen, dass die Fließkurve, die mit einem Zylinderstauchversuch aufgenommen wurde, oberhalb der aus einem Zugversuch ermittelten Fließkurve verläuft.

In der Literatur werden für dieses Verhalten zwei verschiedene Gründe angeführt. Zum einen kann dieser Unterschied an der Schädigung im Zugversuch liegen (Behrens und

Landgrebe, 1999). Zum anderen wird der hydrostatische Druck während des Umformens als Grund für derartige Unterschiede angeführt (Spitzig et al., 1976). Die Untersuchungen zur Änderung der Dichte im Zug- und Zylinderstauchversuch im Abschnitt 6.3.3 zeigen, dass die Schädigungsentwicklung im Zug- und Zylinderstauchversuch unterschiedlich ist und im Zugversuch deutlich mehr Schädigung auftritt.

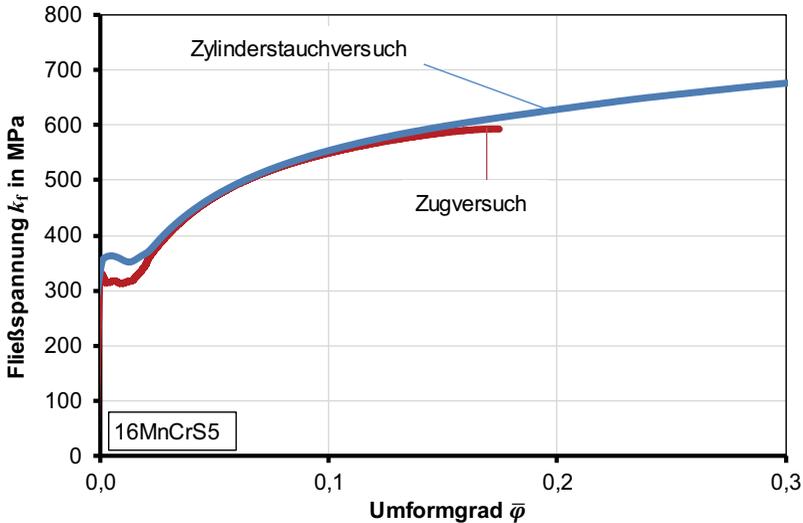


Bild 7.17: Fließkurve aus Zug- und Zylinderstauchversuch

Anhand von Versuchen an fließgepressten Bauteilen werden die Gründe für die Elastizitätsmodulabnahme und die Festigkeitsunterschiede genauer untersucht.

7.2.3 Kerbschlagbiegeversuch

Während des Anlaufens von Wellen in Getrieben oder bei Verbindungselementen sind auch schlagartige Belastungen von Bedeutung für die Leistungsfähigkeit der Bauteile. Aus diesem Grund wird der Einfluss der Schädigung auf die Kerbschlagbiegearbeit untersucht.

Es wurde bereits gezeigt, dass Imperfektionen wie zum Beispiel Sulfid-Einschlüsse im Werkstoff die Kerbschlagbiegearbeit beeinflussen. Die Kerbschlagbiegearbeit wird signifikant reduziert, wenn der Schwefelgehalt hoch ist (Biswas et al., 1992). Der Einfluss der Schädigung in Form von Poren auf die Kerbschlagbiegearbeit wurde bis zum jetzigen Zeitpunkt nicht untersucht.

Zur Untersuchung der Kerbschlagbiegearbeit wird ein Kerbschlagbiegehammer der Firma MFL Systeme vom Typ PSW300 genutzt (**Bild 7.18**).

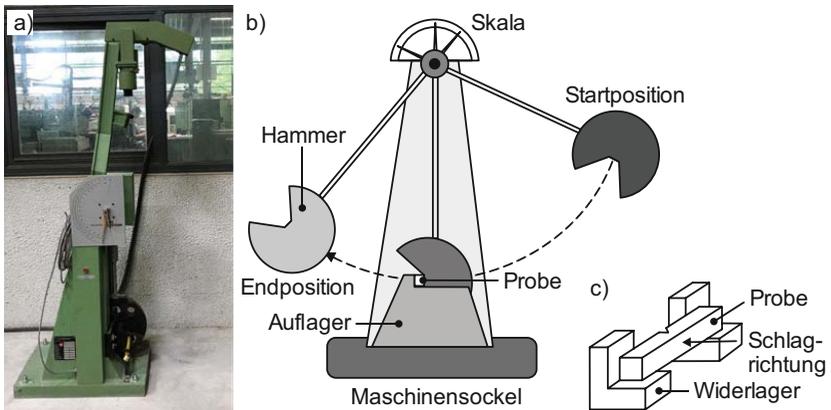


Bild 7.18: a) Kerbschlaghammer Typ PSW 300 b) Schematische Darstellung des Kerbschlagbiegeversuchs und c) Lage der Probe

Mit dem verwendeten Kerbschlaghammer können Kerbschlagbiegeversuche nach EN 10 045 durchgeführt werden. Die maximale Arbeit des Systems beträgt $W = 300 \text{ J}$. Dabei beträgt die Auftreffgeschwindigkeit des Hammers auf die Probe $5,42 \text{ m/s}$. Die Proben wurden sowohl bei Raumtemperatur als auch tiefgekühlt bei $T = -196 \text{ °C}$ getestet. Die Tiefkühlung erfolgte in flüssigem Stickstoff. Zur Durchführung der Versuche wurden genormte Proben mittels Fräsen aus dem Schaft der fließgepressten Bauteile extrahiert. Die Entnahmeposition sowie die Probenform sind im **Bild 7.19** dargestellt.

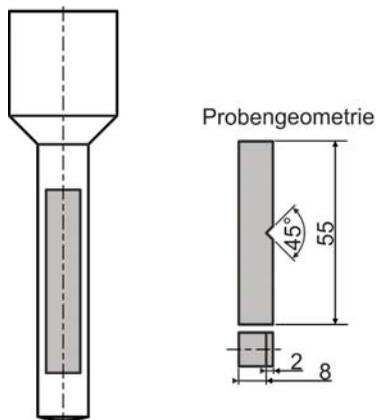


Bild 7.19: Probengeometrie und Entnahmeposition der Proben zur Durchführung der Kerbschlagbiegeversuche (Maße in mm)

7.3 Einfluss des Umformgrads und des Schulteröffnungswinkels

Im Folgenden wird der Einfluss des Umformgrads und des Schulteröffnungswinkels und die damit verbundene Schädigung auf die Bauteilleistungsfähigkeit mit den im Abschnitt 7.2 vorgestellten Methoden ermittelt.

7.3.1 Umformgrad

Untersuchungen zum Einfluss des Lastpfades und der damit verbundenen Schädigung auf die Leistungsfähigkeit fließgepresster Bauteile wurden zuerst anhand von Bauteilen durchgeführt, die zwei unterschiedliche Umformgrade aufweisen. Diese Bauteile wurden aus dem Werkstoff 16MnCr5 gefertigt. Die Fließkurve ist im Bild 7.8 dargestellt und weist ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ keine weitere Zunahme der Fließspannung auf, sodass eine gleiche Verfestigung angenommen werden kann. Auch der Einfluss der Eigenspannungen kann ausgeschlossen werden, sodass die Unterschiede in der Ermüdungsfestigkeit primär auf die unterschiedliche Schädigung, dargestellt im Bild 6.28, bezogen werden können.

Die Ermüdungsfestigkeit wurde anhand von konventionellen Einstufenversuchen bestimmt und anschließend wurde eine Wöhlerkurve erstellt. Die Versuche wurden bei Spannungsamplituden von 380 MPa, 400 MPa, 420 MPa, 440 MPa und 460 MPa durchgeführt. Es ist ein deutlicher Unterschied in der Ermüdungsfestigkeit zu erkennen (Bild 7.20).

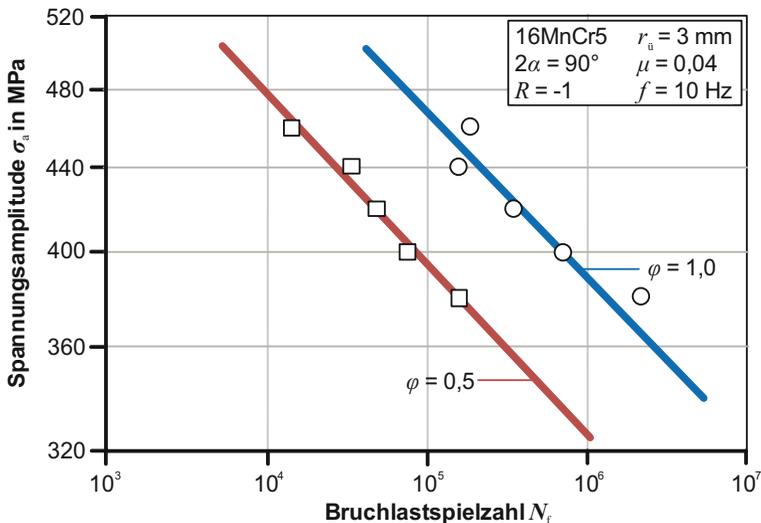


Bild 7.20: Einfluss unterschiedlicher Umformgrade auf die Wöhlerkurve

Die Proben, die eine erhöhte Schädigung aufweisen und aus fließgepressten Bauteilen mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ entnommen wurden, zeigen eine deutlich geringere Bruchlastspielzahl. Die Proben aus den fließgepressten Bauteilen mit einem Umformgrad von $\varphi = 1,0$, die wenig Schädigung aufweisen, zeigen für die untersuchten Spannungsamplituden jeweils eine um den Faktor von ungefähr 10 höhere Bruchlastspielzahl.

Die im Bild 7.20 gezeigten Ergebnisse konnten mittels Laststeigerungsversuchen, die wesentlich weniger Zeit in Anspruch nehmen, reproduziert werden (**Bild 7.21**). Die schädigungsbehafteten Proben ($\varphi = 0,5$) zeigen in den durchgeführten Versuchen eine Bruchlastspielzahl von $N_f = 180.000$ Lastwechseln. Die Proben mit deutlich geringer Schädigung ertragen 28 % mehr Lastwechsel und versagen erst bei einer Bruchlastspielzahl von $N_f = 230.000$.

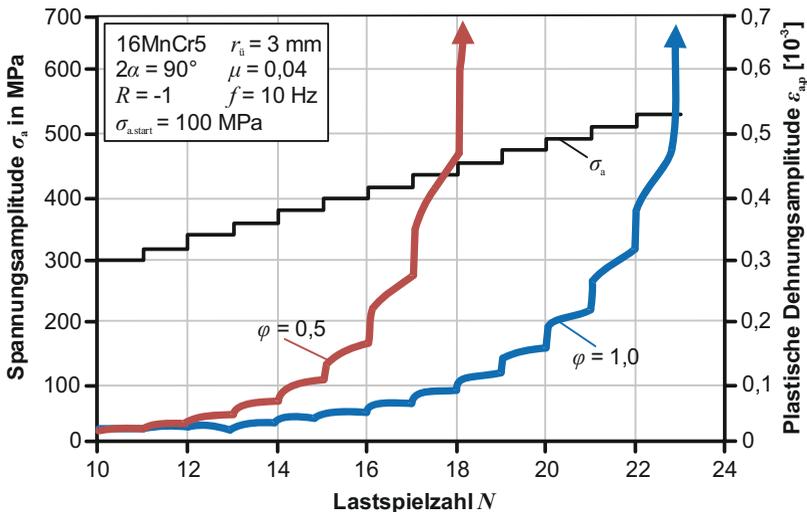


Bild 7.21: Laststeigerungsversuche mit unterschiedlichen Umformgraden

Die weiteren Untersuchungen wurden an dem Werkstoff 16MnCrS5 durchgeführt, der keine sättigende Fließkurve zeigt. Die Fließspannung nimmt allerdings ab einem Umformgrad von $\bar{\varphi} = 0,5$ nur noch geringfügig zu. Trotzdem muss bei unterschiedlichen Umformgraden mit einem geringen Einfluss der unterschiedlichen Fließspannung neben dem Einfluss der Schädigung gerechnet werden.

Im **Bild 7.22** ist die Bruchlastspielzahl für Proben aus dem Ausgangswerkstoff und für Proben, die aus fließgepressten Bauteilen mit unterschiedlichen Umformgraden gefer-

tigt wurden, gezeigt. Im Vergleich zum Ausgangszustand weisen Proben mit viel Schädigung, hervorgerufen durch die kleinen Umformgrade, eine verringerte Bruchlastspielzahl auf. Proben aus fließgepressten Bauteilen mit hohem Umformgrad zeigen aufgrund der Reduzierung der Schädigung und der erhöhten Verfestigung im Vergleich zum Ausgangszustand erhöhte Bruchlastspielzahlen.

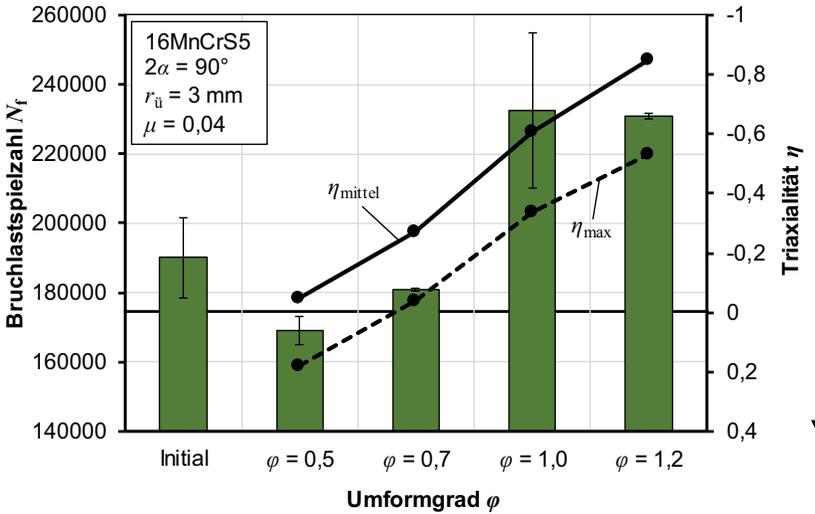


Bild 7.22: Einfluss des Umformgrads auf die Bruchlastspielzahl

Das Elastizitätsmodul wurde an Proben bestimmt, die aus dem Ausgangswerkstoff und aus fließgepressten Bauteilen mit unterschiedlichen Umformgeraden entnommen wurden (**Bild 7.23**). Es wurden auch sehr kleine Umformgrade von $\varphi = 0,1$, $\varphi = 0,2$ und $\varphi = 0,3$ genutzt, um die Ergebnisse der Proben aus den fließgepressten Bauteilen mit den Ergebnissen der Zugversuche (Abschnitt 7.2.2) zu vergleichen.

Grundsätzlich ist eine Abnahme des Elastizitätsmoduls im Vergleich zum Ausgangswerkstoff zu erkennen. Bei kleinen Umformgraden, bei denen positive maximale Triaxialitäten zu viel Schädigung führen, ist die Abnahme des Elastizitätsmoduls besonders stark. Die größten Abnahmen können bei Umformgraden von $\varphi = 0,2$ und $\varphi = 0,3$ beobachtet werden. Bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,1$ ist die Abnahme nicht ganz so stark. Es wird vermutet, dass die sehr geringe plastische Formänderung trotz der sehr hohen Triaxialität nur zu wenig Schädigung führt. Werden bei der Umformung nur negative maximale Triaxialitäten erreicht, wodurch keine Zunahme der Schädigung erfolgt, ist die Abnahme des Elastizitätsmoduls gering.

Ein Vergleich der Abnahme des Elastizitätsmoduls beim Fließpressen bzw. Verjüngen mit sehr kleinen Umformgraden, mit der Elastizitätsmodulabnahme im Zugversuch (Bild 7.16), zeigt, dass eine Umformung unter ähnlichen Triaxialitäten bis zu einem definierten Umformgrad zu vergleichbaren Elastizitätsmodulen führt. Im Zugversuch wird unter einer Triaxialität von $\eta = 0,33$ umgeformt und bei einem Umformgrad von $\bar{\varphi} = 0,2$ ein Elastizitätsmodul von $E = 175$ GPa erreicht. Beim Fließpressen mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,2$ beträgt die gemittelte Triaxialität $\eta_{\text{mittel}} = 0,26$ ($\eta_{\text{max}} = 0,4$) und führt zu einem ähnlichen Elastizitätsmodul von $E = 164$ GPa.

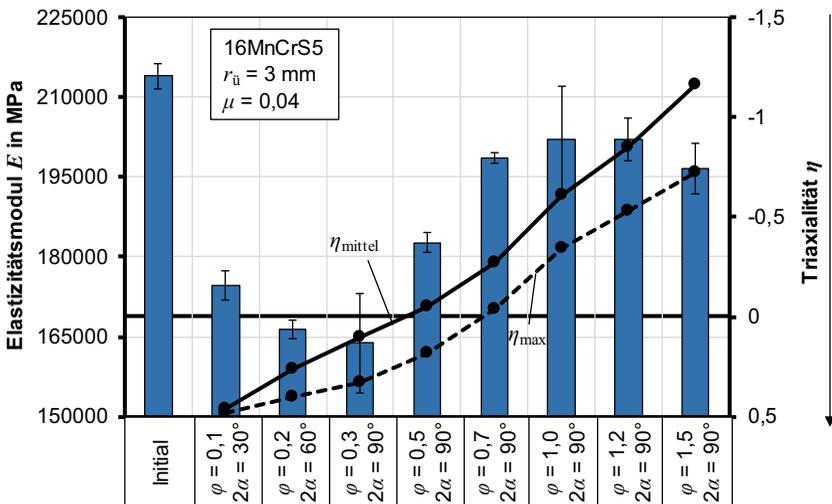


Bild 7.23: Einfluss des Umformgrads auf das Elastizitätsmodul

Es kann eindeutig gezeigt werden, dass der Elastizitätsmodul aufgrund der Schädigung und nicht aufgrund von plastischer Formänderung abnimmt, da hohe Umformgrade beim Fließpressen zu wenig Schädigung führen und dies nur zu einer geringen Verringerung des Elastizitätsmoduls im Vergleich zum Ausgangszustand führt. Auch ist ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Triaxialität und dem damit verbundenen Schädigungszustand und dem Elastizitätsmodul zu erkennen.

Wie für die Ermüdungsfestigkeit und den Elastizitätsmodul kann auch bei Proben aus fließgepressten Bauteilen mit unterschiedlichen Umformgraden eine Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit vom Spannungszustand während der Umformung und der daraus resultierenden Schädigung festgestellt werden. Im **Bild 7.24** ist eine Korrelation zwischen Triaxialität und Kerbschlagarbeit gegeben.

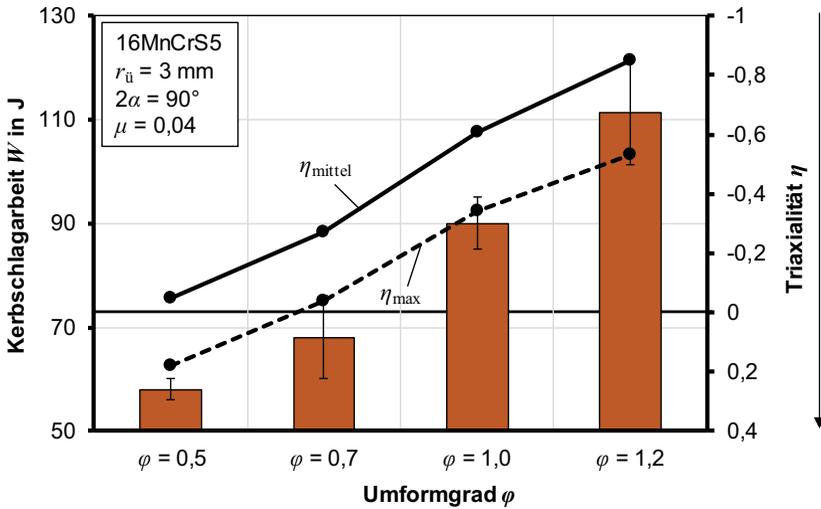


Bild 7.24: Einfluss des Umformgrads auf die Kerbschlagarbeit

7.3.2 Schulteröffnungswinkel

Im Kapitel 6 konnte gezeigt werden, dass die Variation des Schulteröffnungswinkels bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ zu deutlich unterschiedlicher Schädigung der Bauteile führt. Im Abschnitt 7.1 wurde dargestellt, dass der Einfluss der Verfestigung und der Eigenspannungen in Proben aus diesen Bauteilen vernachlässigt werden kann und somit alle Unterschiede in den Eigenschaften auf die Schädigung zurückgeführt werden können.

Bild 7.25 zeigt die Bruchlastspielzahlen, die sich für Proben aus den unterschiedlich umgeformten fließgepressten Bauteilen bei gleicher Versuchsdurchführung ergeben. Zusätzlich wurden die Werte für die im Kapitel 4.3.2 ermittelte maximale und gemittelte Triaxialität dargestellt.

Es ist eine deutliche Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl von der Schädigung, die durch unterschiedliche Triaxialitäten hervorgerufen wird, zu erkennen. Durch die erhöhte Schädigung der fließgepressten Teile mit Schulteröffnungswinkeln von $2\alpha = 60^\circ$ und $2\alpha = 90^\circ$ im Vergleich zu fließgepressten Teile mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ (siehe Abschnitt 6.5.1) können deutlich geringere Bruchlastspielzahlen ermittelt werden. Im Vergleich zu einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ ($N_f = 169.000$) kann für einen Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ ($N_f = 205.000$) eine um 21 % höhere Bruchlastspielzahl gemessen werden.

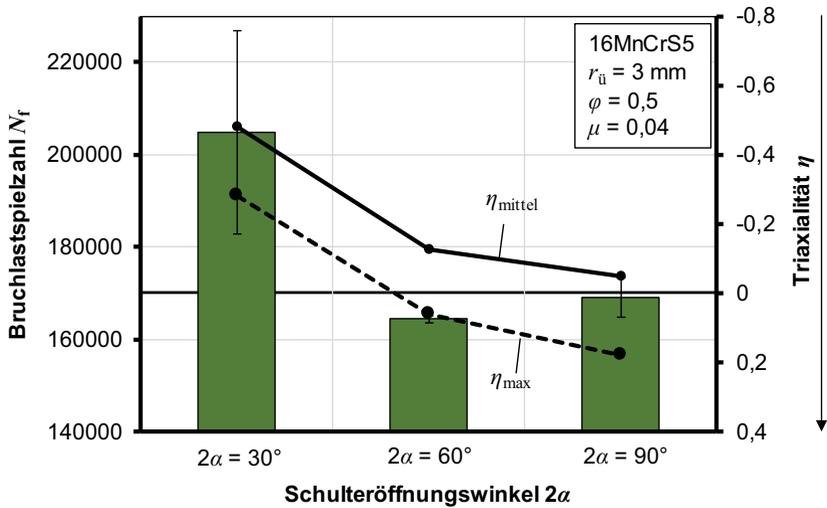


Bild 7.25: Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf die Bruchlastspielzahl in Laststeigerungsversuchen

Auch bei der Untersuchung des Elastizitätsmoduls kann eine deutliche Abhängigkeit der Schädigung vom Spannungszustand festgestellt werden (**Bild 7.26**).

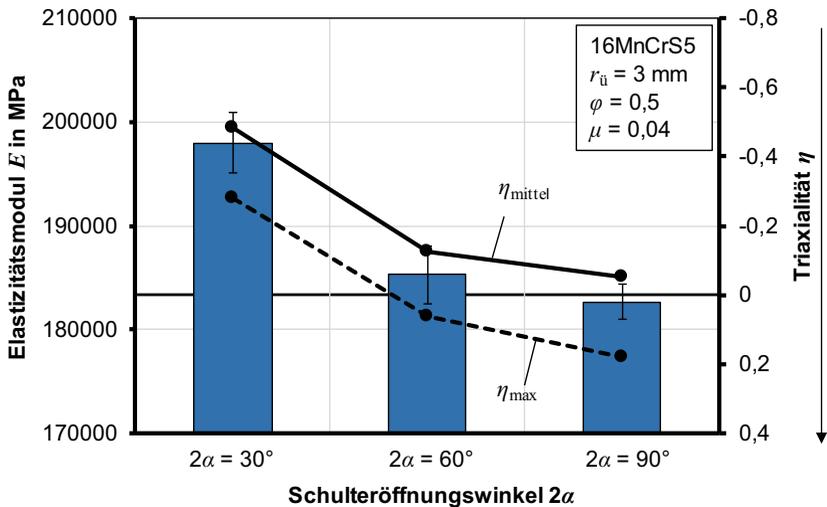


Bild 7.26: Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf den Elastizitätsmodul

Die Proben aus dem fließgepressten Bauteil mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ und der aufgrund der niedrigen Triaxialität geringen Schädigung zeigen den höchsten Elastizitätsmodul. Im Vergleich zu Proben mit erhöhter Schädigung ($2\alpha = 90^\circ$) wird ein um 9 % erhöhter Elastizitätsmodul ermittelt.

Wie bereits für die Ermüdungsfestigkeit und den Elastizitätsmodul gezeigt, ist die Kerbschlagarbeit auch abhängig vom Schädigungszustand der Probe. Die Proben mit wenig Schädigung aus fließgepressten Bauteilen mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$, die während der Umformung einer negativen Triaxialität ausgesetzt sind, zeigen eine deutlich höhere Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur (+ 79 %) als Proben, die schädigungsbehaftet sind ($2\alpha = 90^\circ$) (Bild 7.27).

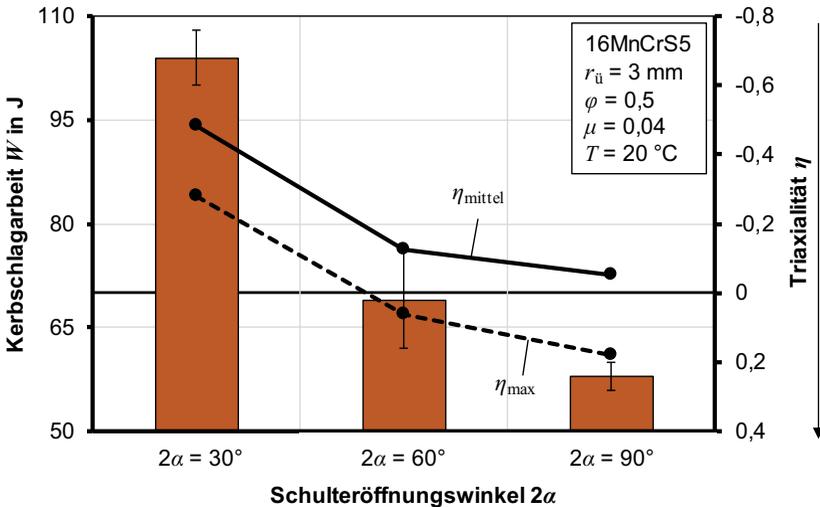


Bild 7.27: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit des Schulteröffnungswinkels bei $T = 20\text{ °C}$

Im **Bild 7.28** sind die Bruchflächen der Proben aus fließgepressten Bauteilen mit unterschiedlichen Schulteröffnungswinkeln dargestellt. Zwischen den einzelnen Proben kann kein eindeutiger Unterschied festgestellt werden. Bei allen Proben kann ein Verformungsbruch festgestellt werden. Bei einer stärkeren Vergrößerung ist die für den Verformungsbruch typische Wabenstruktur zu erkennen.

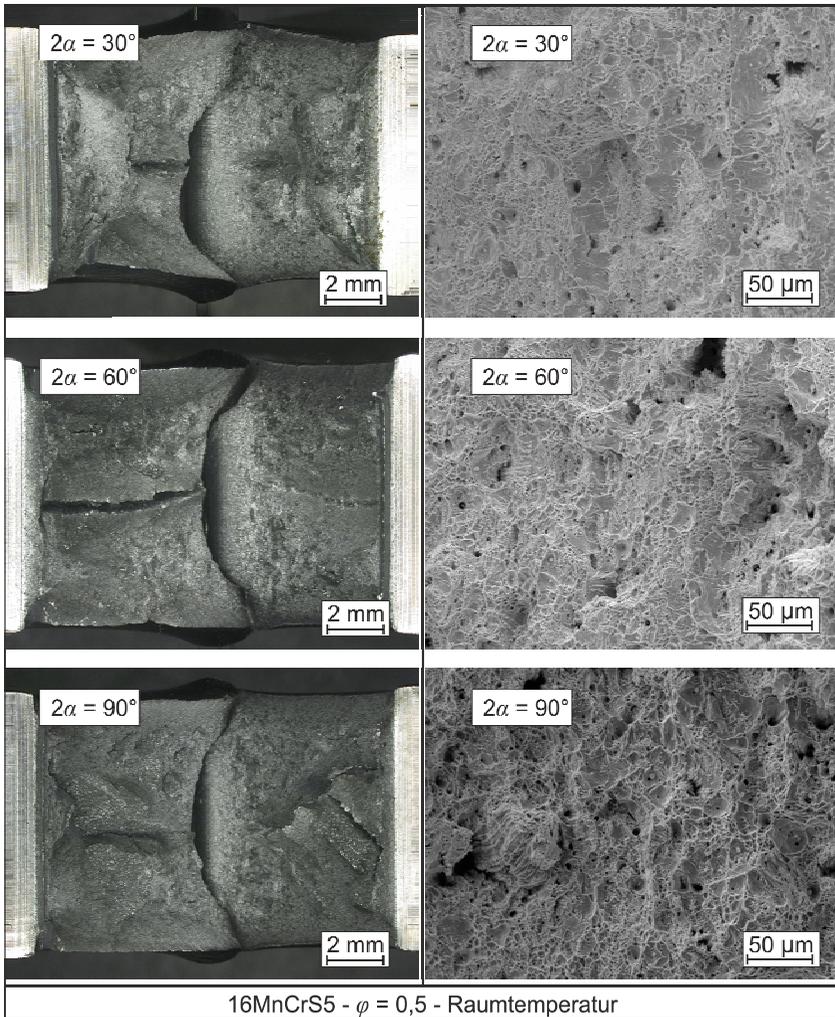


Bild 7.28: Bruchflächen nach dem Kerbschlagbiegeversuch an Proben aus fließgepressten Bauteilen mit unterschiedlichen Schulteröffnungswinkeln 2α (Übersichtsaufnahme links und Detailansicht rechts)

Bei Raumtemperatur zeigten die geprüften Kerbschlagbiegeproben auch makroskopisch einen Verformungsbruch (**Bild 7.29**). Die Proben wurden nicht in zwei Teile geteilt, sondern nur stark verformt und durch das Widerlager gezogen.



Bild 7.29: Verformungsbruch an einer Kerbschlagprobe bei $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$

Bei der Prüfung bei einer Temperatur von $T = -196 \text{ }^\circ\text{C}$ kann auch eine eindeutige Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit von der Triaxialität festgestellt werden (**Bild 7.30**).

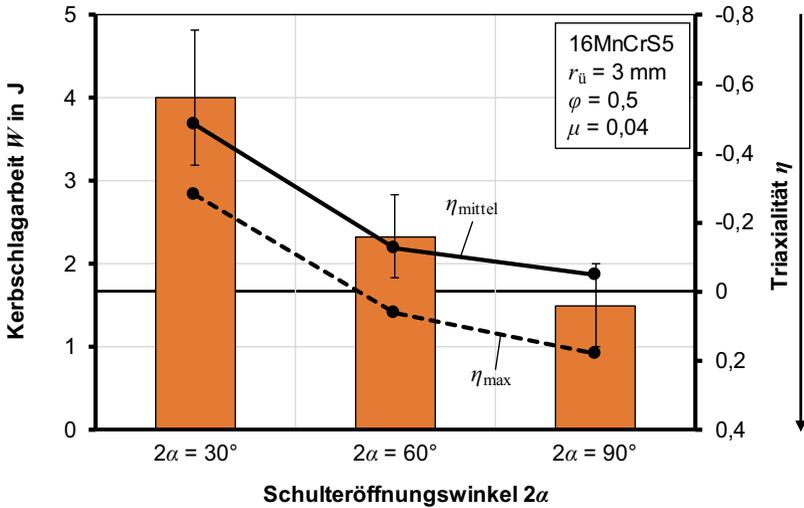


Bild 7.30: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit des Schulteröffnungswinkels bei $T = -196 \text{ }^\circ\text{C}$

Bei den geringen Temperaturen werden allerdings deutlich geringere Kerbschlagarbeiten ermittelt. Bei Temperaturen von $T = -196\text{ °C}$ tritt ein Sprödbbruch auf. Es kann kaum Verformung der Bruchflächen festgestellt werden (**Bild 7.31**).



Bild 7.31: Sprödbbruch an einer Kerbschlagprobe bei $T = -196\text{ °C}$

Mittels Fließpressen ist es möglich, durch Variation des Schulteröffnungswinkels Bauteile mit gleicher Verfestigung, aber unterschiedlich ausgeprägter Schädigung im Bereich der Mittelachse herzustellen. Werden aus diesen Bauteilen Zugproben herausgenommen und geprüft, kann der Unterschied in der Verfestigung und auch im Eigenspannungszustand vernachlässigt werden (siehe Abschnitt 7.1). Da jeweils Zugversuche durchgeführt werden, ist auch der hydrostatische Druck während der Festigkeitsermittlung identisch.

Bild 7.32 zeigt die an durch Fließpressen vorverfestigten Proben ermittelte Zugfestigkeit. Es wurde die Zugfestigkeit gewählt, da in diesem Punkt die größten Unterschiede zwischen den Fließkurven zu erwarten wären. Es kann allerdings keine Abhängigkeit der Fließspannung bzw. der Zugfestigkeit von der maximalen Triaxialität festgestellt werden. Obwohl die Schädigung deutlich unterschiedlich ist (siehe Abschnitt 6.5.1), werden nahezu identische Werte der Zugfestigkeit erreicht. Die geringen Schwankungen lassen auch keine Tendenz erkennen. Die größte Abweichung vom Mittelwert aller gemessenen Zugfestigkeiten liegt bei 1,2 %.

Es kann geschlussfolgert werden, dass die Schädigung keinen signifikanten Einfluss auf die Fließspannung hat. Es ist davon auszugehen, dass die Unterschiede in den Fließkurven aus Zug- und Zylinderstauchversuchen (Bild 7.17) auf den unterschiedlichen hydrostatischen Druck während der Versuchsdurchführung zurückzuführen sind und die Schädigung keinen signifikanten Einfluss hat.

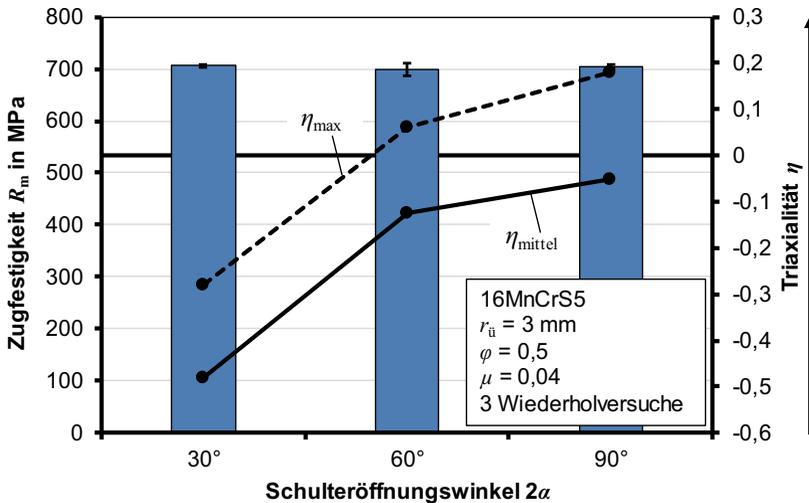


Bild 7.32: Einfluss des Schulteröffnungswinkels auf die Zugfestigkeit

7.4 Einfluss der Prozessroute

Im Folgenden werden die Auswirkungen der Triaxialität und der dadurch unterschiedlichen Schädigung auf die Leistungsfähigkeit in den einzelnen Absätzen von Wellen, die durch eine einstufige und eine zweistufige Prozessroute gefertigt wurden, überprüft. Dies erfolgt hier lediglich am Beispiel des Elastizitätsmoduls.

Zur Untersuchung des Einflusses der unterschiedlichen Triaxialität auf den Elastizitätsmodul, die bei der Ausformung der unterschiedlichen Absätze bei unterschiedlichen Fertigungsrouten auftritt, werden aus den produzierten Wellen Zugproben entnommen. Die Zugproben wurden, wie im Abschnitt 7.3 beschrieben, getestet und ausgewertet. Es wurden jeweils vier Proben pro Absatz untersucht. Wurde der Absatz unter negativer Triaxialität ausgeformt, kann ein hoher E-Modul von $E = 195 \text{ GPa}$ ($\eta_{\max} = -1,20$) bzw. $E = 192 \text{ GPa}$ ($\eta_{\max} = -0,35$) festgestellt werden. Findet die Umformung bei einer positiven Triaxialität statt, werden deutlich geringere Elastizitätsmodule von $E = 179 \text{ GPa}$, beim einstufigen Fließpressen im Absatz mit dem geringsten Durchmesser ($\eta_{\max} = 0,18$ und $\eta_{\max} = 0,37$), und von $E = 182 \text{ GPa}$ ($\eta_{\max} = 0,18$) beim zweistufigen Fließpressen im mittleren Absatz ermittelt. Somit kann beim Wechsel von einstufiger Fertigung zu zweistufiger Fertigung eine Verringerung des Elastizitätsmoduls um 7 % im mittleren Absatz und eine Erhöhung des Elastizitätsmoduls um 7 % im Absatz mit dem geringsten Durchmesser festgestellt werden.

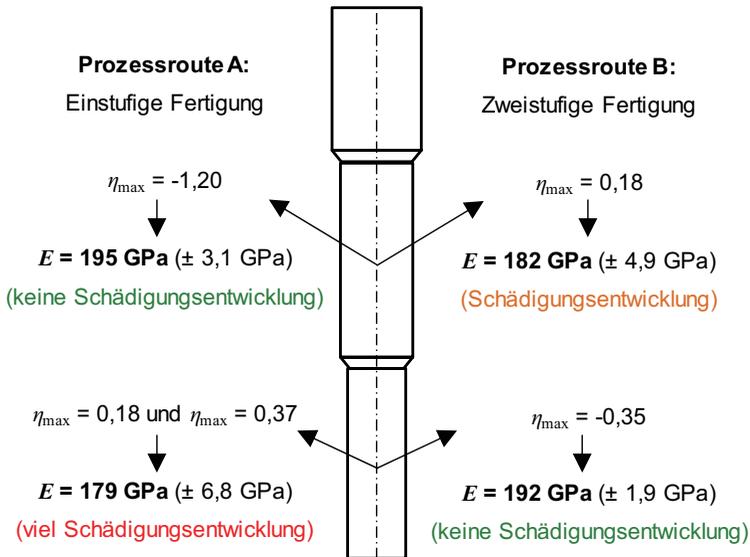


Bild 7.33: Elastizitätsmodul E infolge der Herstellung doppelt abgesetzter Wellen durch unterschiedliche Prozessrouten

7.5 Einfluss von Gegendruck

Zur Untersuchung des Einflusses des Gegendrucks auf die Leistungsfähigkeit werden Gegendrücke in Höhe von $p_G = 0,35 \cdot k_{f,0}$ und $p_G = 0,7 \cdot k_{f,0}$ genutzt. Anhand dieser Parameter wurde bereits im Abschnitt 6.5.3 gezeigt, dass mit zunehmendem Gegendruck die Schädigungsentwicklung unterdrückt wird, da die Triaxialität in der Umformzone deutlich reduziert wird.

Wird beim Fließpressen eines Bauteils mit dem Umformgrad $\varphi = 0,5$ und einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ ein Gegendruck von $p_G = 0,7 \cdot k_{f,0}$ aufgebracht, wird die maximale Triaxialität auf der Mittelachse auf einen Wert von $\eta_{\max} = -0,2$ reduziert. Aufgrund dieser negativen Triaxialität und der damit verbundenen geringen Schädigung ergibt sich ein hoher Elastizitätsmodul von ca. $E = 196.000 \text{ MPa}$ und somit eine Erhöhung um 8 % (**Bild 7.34**). Durch die Änderung des Schulteröffnungswinkels von $2\alpha = 90^\circ$ auf $2\alpha = 30^\circ$ konnte die Triaxialität ebenfalls auf einen ähnlichen Wert von $\eta_{\max} = -0,28$ reduziert werden. Dies hatte einen Elastizitätsmodul von $E = 198.000 \text{ MPa}$ und somit eine Erhöhung um 9 % zur Folge (siehe Abschnitt 7.3.2). Damit kann gezeigt werden, dass lediglich der Wert der Triaxialität und die damit verbundene Schädigung für die veränderte Leistungsfähigkeit, in diesem Fall für den Elastizitätsmodul, verantwortlich ist.

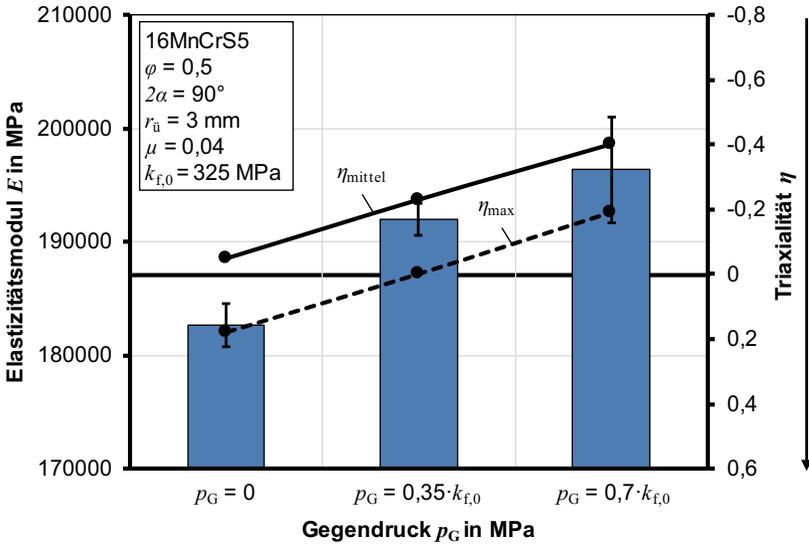


Bild 7.34: Einfluss des Gegendrucks p_G auf den Elastizitätsmodul E

Die Untersuchung der Kerbschlagarbeit an Proben aus mit Gegendruck fließgepressten Bauteilen bestätigen die zuvor beschriebenen Erkenntnisse (**Bild 7.35**).

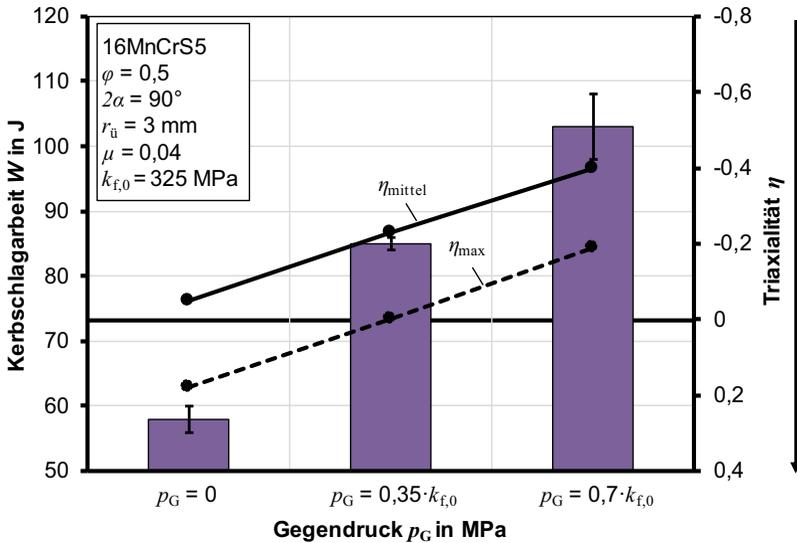


Bild 7.35: Einfluss des Gegendrucks auf die Kerbschlagarbeit

Bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ führt ein Gegendruck in Höhe von $p_G = 0,7 \cdot k_{f,0}$ zu einer Erhöhung der Kerbschlagarbeit von $W = 58 \text{ J}$ auf $W = 103 \text{ J}$ und somit um 77 % im Vergleich zu einem Bauteil, das keinen Gegendruck erfahren hat. Eine Reduzierung des Schulteröffnungswinkels bewirkt eine ähnliche Veränderung des Spannungszustandes und führt so zu einer Erhöhung der Kerbschlagarbeit in vergleichbarem Maße von 79 %.

Die Untersuchung der Ermüdungsfestigkeit durch Laststeigerungsversuche zeigt, dass mit erhöhtem Gegendruck eine verbesserte Leistungsfähigkeit, hier in Form einer höheren Bruchlastspielzahl, erreicht werden kann (**Bild 7.36**). Ein Gegendruck in Höhe von $p_G = 0,7 \cdot k_{f,0}$ führt zu einer Erhöhung der Bruchlastspielzahl um lediglich 6 %. Die Reduzierung des Schulteröffnungswinkels von $2\alpha = 90^\circ$ auf $2\alpha = 30^\circ$ bewirkte allerdings trotz ähnlicher Verringerung der Triaxialität eine Zunahme der Bruchlastspielzahl von 21 %. Ein möglicher Grund für diesen Unterschied kann die Herstellung der Proben in unterschiedlichen Chargen sein. Diese führt zum Beispiel zu Unterschieden in der Oberflächenbeschaffenheit, von denen die Ermüdungsversuche besonders beeinflusst werden.

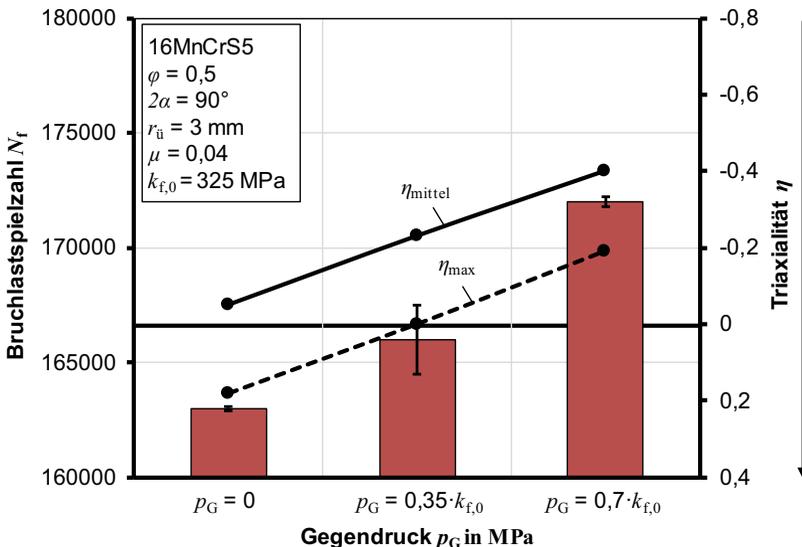


Bild 7.36: Einfluss des Gegendrucks auf die Ermüdungsfestigkeit

Wie für unterschiedliche Schulteröffnungswinkel (Abschnitt 7.3.2) wurde auch der Einfluss des Gegendrucks auf die Zugfestigkeit untersucht (**Bild 7.37**). Auch in diesem Fall

kann festgestellt werden, dass unterschiedliche Schädigung aufgrund von verschiedenen Spannungszuständen keinen Einfluss auf die statische Festigkeit der Bauteile hat.

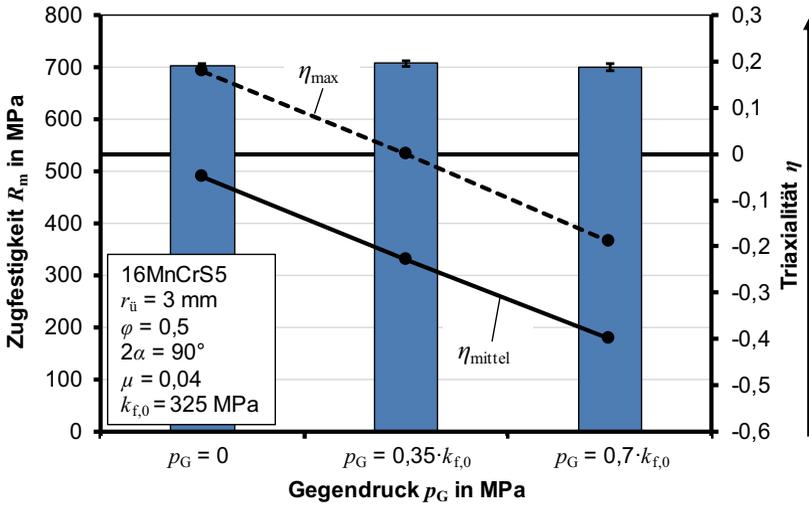


Bild 7.37: Einfluss des Gegendrucks auf die Zugfestigkeit

7.6 Fazit

Im Kapitel 6 konnte bereits eine eindeutige Abhängigkeit der Schädigung vom Lastpfad gezeigt werden. Durch die unterschiedliche Schädigung werden die Ermüdungsfestigkeit, die Kerbschlagarbeit und der Elastizitätsmodul beeinflusst. Die statische Festigkeit bleibt unbeeinflusst.

Am Beispiel einer Schulteröffnungswinkeländerung von $2\alpha = 90^\circ$ auf $2\alpha = 30^\circ$ kann gezeigt werden, dass sich die gemessene Porenfläche im Bereich der Mittelachse um 75 % verringert, da die maximale Triaxialität in der Umformzone auf der Mittelachse von $\eta_{\max} = 0,18$ auf $\eta_{\max} = -0,28$ reduziert wird. Aufgrund der verringerten Porenfläche erhöht sich die Lastspielzahl um 21 %, die Kerbschlagarbeit bei $T=20^\circ\text{C}$ um 79 %, die Kerbschlagarbeit bei $T=-196^\circ\text{C}$ um 166 % und das Elastizitätsmodul um 9 % (Bild 7.38). Der Einfluss von Verfestigung und Eigenspannungen konnte ausgeschlossen werden.

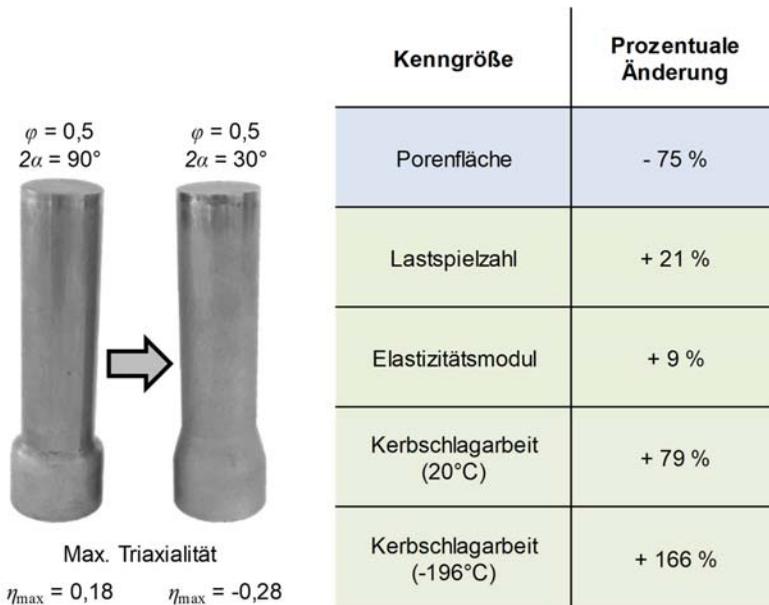


Bild 7.38: Erhöhte Leistungsfähigkeit durch Verringerung des Schulteröffnungswinkels von $2\alpha = 30^\circ$ auf $2\alpha = 90^\circ$

Es kann gezeigt werden, dass eine Korrelation zwischen der maximalen Triaxialität und der Leistungsfähigkeit besteht. Ist die maximale Triaxialität negativ, ist die Schädigung

gering (Kapitel 6) und die beste Leistungsfähigkeit wird erreicht. Bei positiven maximalen Triaxialitäten während der Umformung wird die Leistungsfähigkeit deutlich herabgesetzt. Dabei ist die Art und Weise, in der die Triaxialität verändert wird, nicht relevant. Im **Bild 7.39** ist beispielhaft für den Elastizitätsmodul und die Kerbschlagarbeit die Abhängigkeit von der maximalen Triaxialität dargestellt. Die Triaxialität wurde dabei durch die Parameter Umformgrad, Schulteröffnungswinkel oder Gegendruck geändert. Die Darstellung veranschaulicht die Korrelation zwischen maximaler Triaxialität und Leistungsfähigkeit.

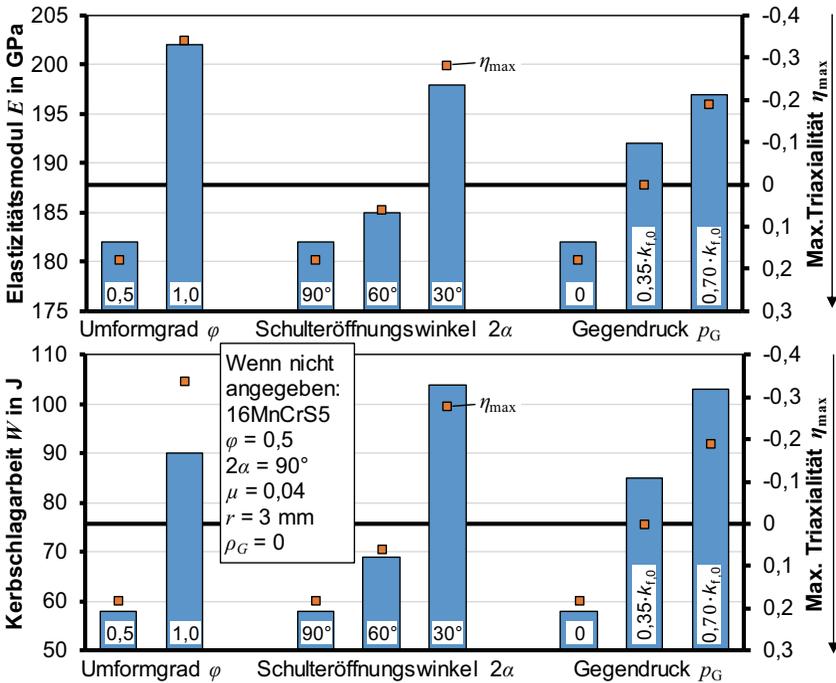


Bild 7.39: Zusammenhang zwischen maximaler Triaxialität und Kerbschlagarbeit sowie Elastizitätsmodul

8 Übertragbarkeit der Ergebnisse

Industriell eingesetzte Bauteile werden häufig in mehreren Umformstufen hergestellt. Auch werden meist verschiedene Verfahren der Kaltmassivumformung kombiniert. Zusätzlich wird oftmals eine Wärmebehandlung zwischen den einzelnen Stufen oder nach dem Umformen durchgeführt. Im Folgenden werden daher weitere Verfahren der Kaltmassivumformung numerisch hinsichtlich der auftretenden Lastpfade untersucht und anschließend auf Grundlage der erzielten Ergebnisse hinsichtlich ihrer Relevanz bezüglich Schädigung bewertet. Zusätzlich werden Versuche zum Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Schädigung durchgeführt. Abschließend wird die Übertragbarkeit der gewonnenen Ergebnisse auf weitere Werkstoffe überprüft.

8.1 Fließpressverfahren

Zu den Kernverfahren der Kaltmassivumformung zählt neben dem Fließpressen auch das Stauchen und Gleitziehen (Lange et al., 2008). Im Folgenden werden beispielhaft die herrschenden Spannungen beim Napf-Rückwärts-Fließpressen untersucht, das neben dem Voll-Vorwärts-Fließpressen zu den grundlegenden Fließpressverfahren gehört. Auch das Stauchen und Gleitziehen wird beispielhaft betrachtet. Die numerischen Untersuchungen wurden mit Simufact.Forming durchgeführt.

Napf-Rückwärts-Fließpressen

An einem Beispiel zum Napf-Rückwärts-Fließpressen (**Bild 8.1**) wird anhand der Lage der höchsten Dehnraten die Umformzone bestimmt.

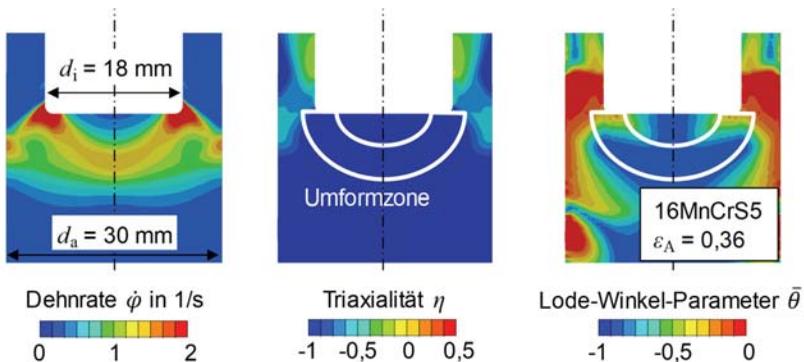


Bild 8.1: Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter in der Umformzone beim Napf-Rückwärts-Fließpressen

Es kann gezeigt werden, dass in der Umformzone sehr geringe Triaxialitäten auftreten. Es treten Lode-Winkel-Parameter im Bereich $0 > \bar{\theta} > -1$ auf. Der Spannungszustand unterscheidet sich daher deutlich von dem des Voll-Vorwärts-Fließpressens. Aufgrund der stark negativen Triaxialitäten wird auf Grundlage der in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse davon ausgegangen, dass der Prozess weniger schädigungsrelevant ist.

Abstreckgleitziehen

Nach dem Napf-Rückwärts-Fließpressen folgt oft ein Abstreckgleitziehen, um die Wanddicke zu verringern und die Oberflächenqualität zu verbessern. Im Bereich der Umformzone wird bei den ausgewählten Prozessparametern eine positive Triaxialität von $\eta = 0,13$ an der Napfinnenwand beobachtet (**Bild 8.2**). In dem Punkt der höchsten Triaxialität nimmt der Lode-Winkel-Parameter einen Wert von null an. Aufgrund der positiven Triaxialität wird davon ausgegangen, dass bei diesem Verfahren Schädigung erzeugt wird. Der Einfluss des Lode-Winkel-Parameters wurde bislang nicht untersucht.

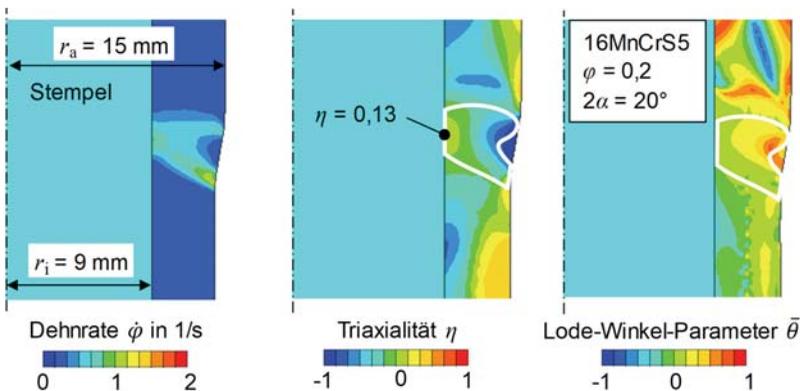


Bild 8.2: Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter in der Umformzone beim Abstreckgleitziehen

Fließpresse Napfe werden als Halbzeug beim Abstreckgleitziehen verwendet. Daher ist der Napf vorverfestigt, wenn keine Wärmebehandlung vor dem Abstreckgleitziehen stattfindet. Wird eine Vorverfestigung von $\varphi = 0,5$ angenommen, führt diese, wie beim Voll-Vorwärts-Fließpressen (Abschnitt 4.3.5), zu einem Anstieg der Triaxialität im Prozess (**Bild 8.3**).

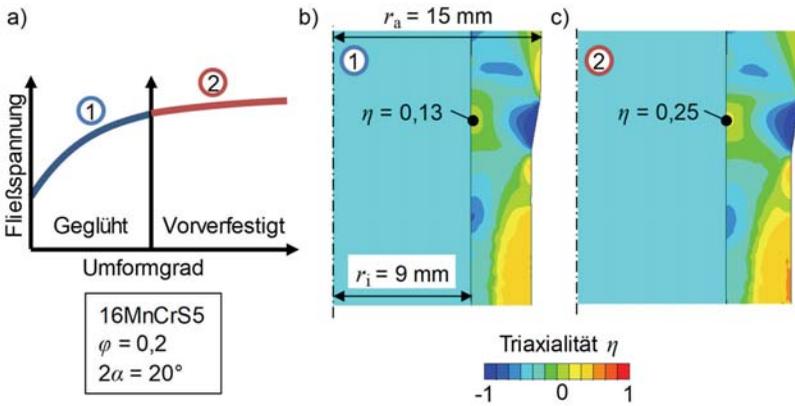


Bild 8.3: Einfluss der Vorverfestigung beim Abstreckgleitziehen a) Schematische Darstellung der Fließkurve b) Triaxialität ohne Vorverfestigung c) Triaxialität mit Vorverfestigung um $\varphi = 0,5$

Stauchungen

Wird das Kopfanstauchen betrachtet, lässt sich feststellen, dass im Bereich der höchsten Dehnraten eine negative Triaxialität vorliegt (**Bild 8.4**).

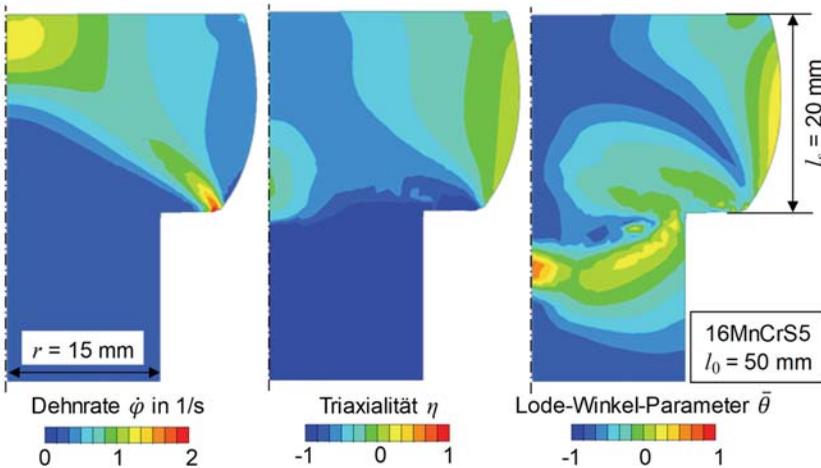


Bild 8.4: Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter in der Umformzone beim Stauchen

Im Abschnitt 6.3.3 konnte gezeigt werden, dass die Dichte bei einem Zylinderstauchversuch deutlich weniger abnimmt als im Zugversuch. Dies kann auf die geringe Triaxialität und somit geringe Schädigung zurückgeführt werden. An der Mantelfläche können allerdings positive Triaxialitäten beobachtet werden. Dies ist auch der Bereich, bei dem ein mögliches Versagen in Form von Rissen eintritt.

8.2 Wärmebehandlung

Fließpressteile werden zum Beispiel zwischen zwei Fließpressarbeitsgängen rekristallisationsgeglüht oder nach der Fertigung spannungsarmgeglüht (Lange et al., 2008). Im Folgenden wird daher untersucht, ob diese Wärmebehandlung einen Einfluss auf die Schädigung und die resultierende Leistungsfähigkeit hat.

Der Abbau von Eigenspannungen und Kaltverfestigung wird durch Glühbehandlungen im ähnlichen Temperaturbereich erreicht. Die Rekristallisationstemperatur hängt stark von der Legierungszusammensetzung und dem Kaltumformgrad ab. Daher liegt die beim Rekristallisationsglühen gewählte Temperatur in einem Bereich zwischen 400 °C und 700 °C. Für das Spannungsarmglühen wird ein vergleichbarer Temperaturbereich zwischen 450 °C und 650 °C angegeben (Spur und Söferle, 1984). Das Spannungsarmglühen findet in einen Zeitraum von 1-2 Stunden statt. Beim Rekristallisationsglühen wird mehrere Stunden geglüht (Lange et al., 2008). Nadolski et al. (2014) konnten zeigen, dass eine Glühbehandlung an Wellen aus dem Werkstoff 20MnCr5 bereits ab 500 °C für 5 Stunden einen deutlichen Abfall der Härte aufgrund von Rekristallisation auftritt. Bei Temperaturen von 600 °C wird die Härte des Ausgangszustands erreicht, da die erhöhte Versetzungsdichte durch Rekristallisation abgebaut wird. Daher kann davon ausgegangen werden, dass sowohl die Eigenspannungen abgebaut werden als auch eine Rekristallisation eintritt.

Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Schädigung und die resultierenden Eigenschaften wird anhand eines Glühens bei 550 °C für 5 Stunden untersucht. Es wurden Fließpressteile mit zwei verschiedenen Umformgraden ($\varphi = 0,5$ und $\varphi = 1,0$) geglüht und mit nicht geglühten Proben verglichen. Nach dem Glühen wurden Zugproben für Ermüdungsversuche entnommen. Da die Drehoperation zur Probenherstellung Eigenspannungen in die Probe einbringen kann, wurde die Glühoperation vor der Probenentnahme durchgeführt, sodass eine mögliche Beeinflussung in allen Proben gleich ist. **Bild 8.5** zeigt die Ergebnisse von Einstufenversuchen an spannungsarmgeglühten sowie nicht wärmebehandelten Proben.

Für beide Umformgrade führt die Wärmebehandlung zu einer vergleichbaren Änderung der Bruchlastspielzahlen. Die Wärmebehandlung führt dabei sowohl für die schädigungsbehafteten Proben ($\varphi = 0,5$) als auch die weniger geschädigten Proben ($\varphi = 1,0$) zu einer Erhöhung der Bruchlastspielzahl um einen Faktor von annähernd 10. Da davon ausgegangen wird, dass die Unterschiede in der Verfestigung und der Eigenspannung

durch die Wärmebehandlung größtenteils beseitigt werden, sind die bleibenden Unterschiede in der Bruchlastspielzahl zwischen den Proben mit unterschiedlichen Umformgraden ein Indiz dafür, dass der Einfluss der Schädigung nach der Wärmebehandlung weiterhin vorhanden bleibt. Die Änderung der Steigung der Wöhlerlinie wird auf andere mikrostrukturelle Änderungen im Werkstoff zurückgeführt.

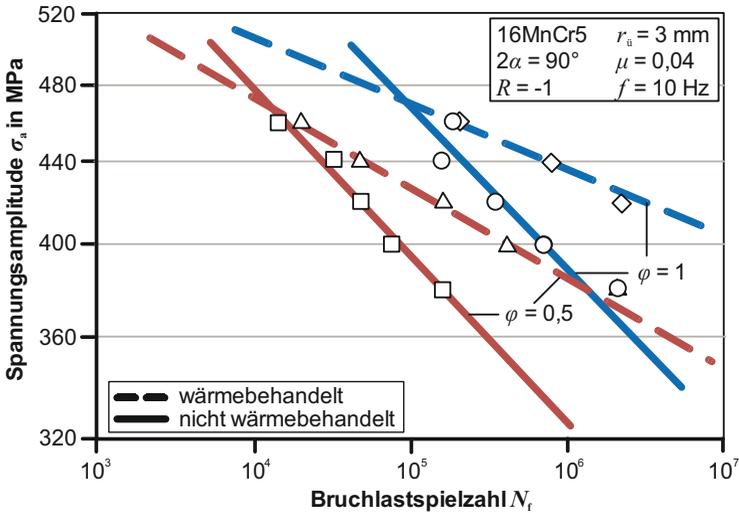


Bild 8.5: Einfluss des Umformgrads auf die Ermüdungsfestigkeit von spannungsarmgeglühten und nicht wärmebehandelten Proben in Einstufenversuchen

8.3 Werkstoffe

Anhand der Werkstoffe C15 und 100Cr6 wurde überprüft, ob die gewonnenen Erkenntnisse auch für andere Werkstoffe gelten. Im **Bild 8.6** sind die Fließkurven der Werkstoffe bei Raumtemperatur im Vergleich zum Werkstoff 16MnCrS5 dargestellt. Zusätzlich sind die jeweiligen n -Werte und der ϕ_0 -Wert angegeben.

Im Abschnitt 4.3.5 wurde der Einfluss der Fließkurve auf die Triaxialität beim Voll-Vorwärts-Fließpressen untersucht. Es konnte festgestellt werden, dass, wenn die Fließkurve mittels der Swift-Parameter beschrieben wird, die Parameter ϕ_0 und n den größten Einfluss auf die Triaxialität beim Fließpressen haben. Geringe n -Werte und hohe ϕ_0 -Werte führen zu einer hohen Triaxialität (Tabelle 4.3).

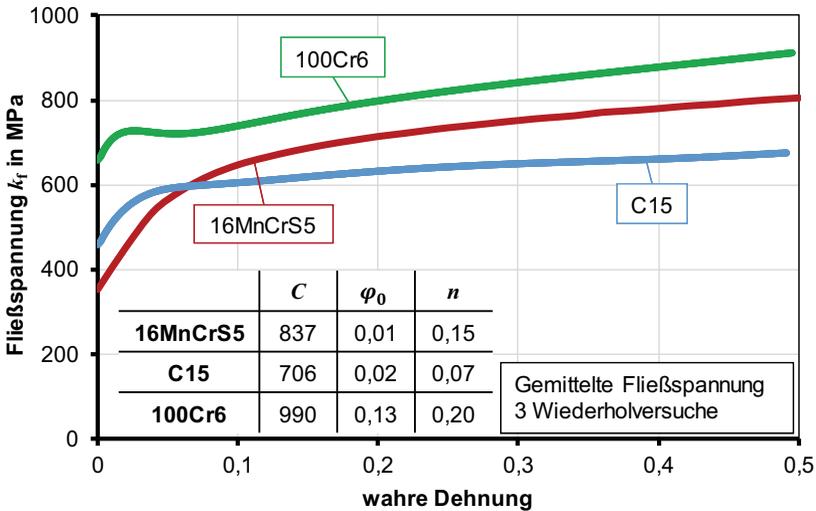


Bild 8.6: Vergleich der Fließkurven und Swift-Parameter für die Werkstoffe 16MnCrS5, C15 und 100Cr6

Bild 8.7 zeigt die Triaxialität bei der Simulation des Fließpressens mit den Fließkurven der unterschiedlichen Werkstoffe ohne Berücksichtigung der Temperatur. Für den Umformgrad von $\varphi = 0,5$ und den Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ kann bei den genutzten Werkstoffen eine positive maximale Triaxialität ermittelt werden. Bei einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ ist die maximale Triaxialität negativ.

Es kann festgestellt werden, dass die Fließkurve des Werkstoffs C15 im Vergleich zu 16MnCrS5 einen in etwa gleichen φ_0 -Wert und geringeren n -Wert aufweist, wodurch die maximale Triaxialität für beide untersuchten Schulteröffnungswinkel größer ist. Die Fließkurve des Werkstoffs 100Cr6 hat einen größeren n -Wert, aber auch einen deutlich höheren φ_0 -Wert als die Fließkurven der beiden anderen Werkstoffe. Die Parameter haben einen gegenläufigen Einfluss auf die Triaxialität (siehe Abschnitt 4.3.5), sodass die Triaxialität im Vergleich zum Werkstoff 16MnCrS5 höher ist und geringer als bei dem Werkstoff C15.

Aufgrund der positiven maximalen Triaxialität ist beim Fließpressen mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ eine vermehrte Schädigungsentwicklung im Vergleich zum Fließpressen mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ zu erwarten. Im Folgenden wird die erhöhte Schädigung anhand von Dichtemessungen und Messung des Elastizitätsmoduls nachgewiesen.

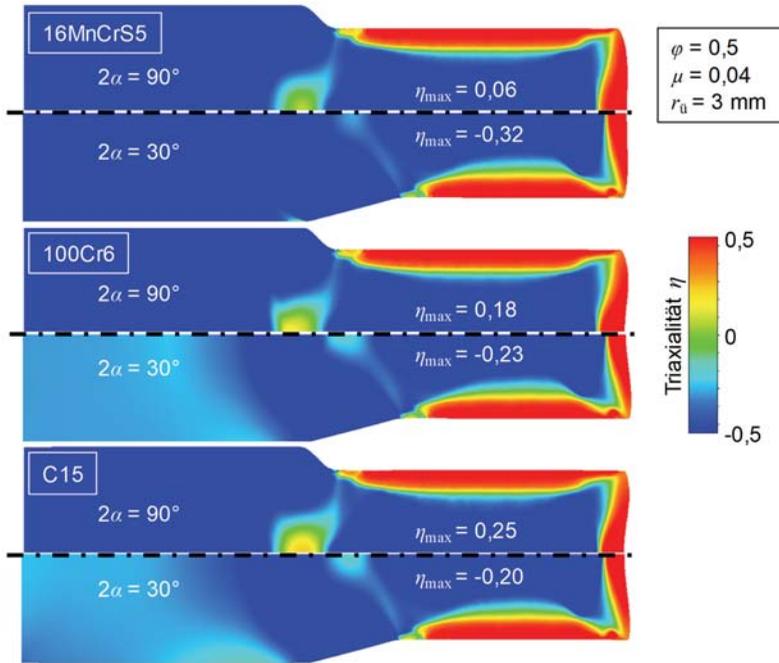


Bild 8.7: Triaxialität während des Fließpressens in Abhängigkeit des Werkstoffs und des Schulteröffnungswinkels

Ein Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ führt bei den zusätzlich untersuchten Werkstoffen zu geringerer Dichte und somit geringerer Schädigung (**Bild 8.8**).

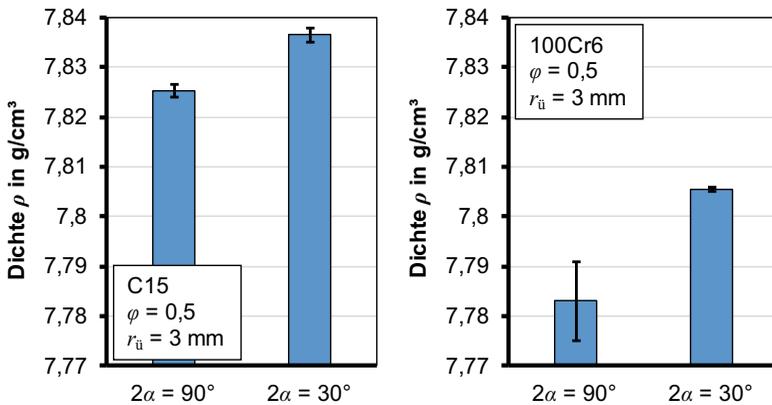


Bild 8.8: Dichte in Abhängigkeit des Schulteröffnungswinkels für die Werkstoffe C15 und 100Cr6

Die geringere Schädigung beim Fließpressen mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 90^\circ$ im Vergleich zum Fließpressen mit einem Schulteröffnungswinkel von $2\alpha = 30^\circ$ führt auch zu einem geringeren Elastizitätsmodul (**Bild 8.9**). Es kann beobachtet werden, dass ein geringerer Dichteunterschied bei dem Werkstoff C15 auch zu einem geringeren Elastizitätsmodulunterschied im Vergleich zum Werkstoff 100Cr6 führt.

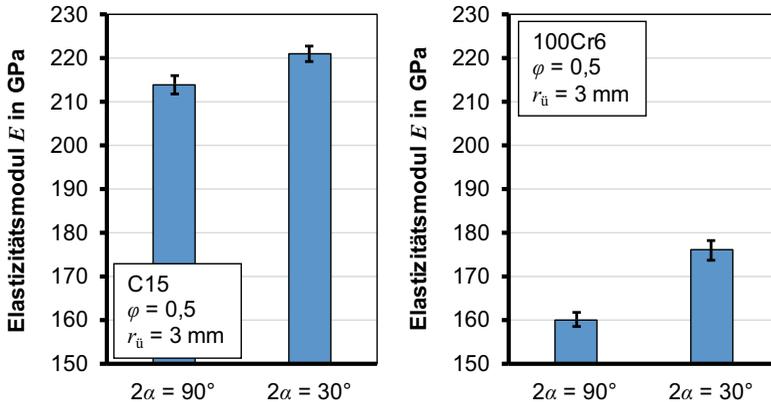


Bild 8.9: Elastizitätsmodul in Abhängigkeit des Schulteröffnungswinkels für die Werkstoffe C15 und 100Cr6

8.4 Fazit

In industrierelevanten Fertigungsprozessen der Kaltmassivumformung werden Bauteile durch die Kombination unterschiedlicher Prozesse in mehreren Stufen mit zwischenzeitlicher und/oder nachfolgender Wärmebehandlung gefertigt.

Es konnte gezeigt werden, dass neben dem Voll-Vorwärts-Fließpressen noch weitere Prozessvarianten schädigungsrelevant sind, da positive Triaxialitäten auftreten. Davon betroffen sind zum Beispiel das Hohl-Vorwärts-Fließpressen und das Abstreckgleitziehen.

Durch eine Untersuchung an wärmebehandelten Proben konnte im ersten Schritt gezeigt werden, dass bei den gewählten Parametern die Schädigung nicht beeinflusst wird. Das heißt, dass auch nach einer Wärmebehandlung die beim Fließpressen eingebrachte Schädigung nicht rückgängig gemacht wird und der negative Einfluss auf die Leistungsfähigkeit bestehen bleibt.

Die Ergebnisse sowie die erarbeitete Methodik zur Beschreibung und Bewertung der Lastpfade bezüglich der erzeugten Schädigung lassen sich auch auf andere beim Fließpressen eingesetzte Werkstoffe übertragen.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Der Lastpfad während der Umformung kann mittels Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter beschrieben werden. Der Verlauf der beim Voll-Vorwärts-Fließpressen auftretenden Lastpfade unterscheidet sich hauptsächlich quantitativ, jedoch nur geringfügig qualitativ. Daher ist eine vergleichende Beschreibung des Lastpfades mit skalaren Größen möglich. Da der Lode-Winkel-Parameter von den Prozessparametern kaum beeinflusst wird, ist es möglich, den Lastpfad mittels der maximalen oder gemittelten Triaxialität zu beschreiben. Dies ermöglicht einen einfachen Vergleich zwischen den prozessparameterabhängigen Lastpfaden.

Das Voll-Vorwärts-Fließpressen wurde als ein ideales Verfahren zur Ermittlung von Wirkzusammenhängen zwischen Lastpfad, Schädigung und Leistungsfähigkeit identifiziert, da entlang der Mittelachse der fließgepressten Bauteile folgende Punkte zutreffen:

- Starke Abhängigkeit des hydrostatischen Drucks in der Umformzone von den Prozessparametern
- Bekannte homogene Umformgrade (Bekanntes Verfestigungsmaß)
- Vernachlässigbare Eigenspannungen nach Bauteilwurf und Probenentnahme
- Homogene Verteilung der Schädigung
- Unterschiedliche Schädigung bei gleicher Verfestigung möglich

Der Einfluss der werkzeugseitigen Prozessparameter Umformgrad, Schulteröffnungswinkel, Reibung und Werkzeugradius auf den resultierenden Lastpfad wurde numerisch ermittelt (**Tabelle 9.1**). Des Weiteren wurde der Einfluss verschiedener Möglichkeiten zur Herstellung geometrisch identischer Bauteile auf den Lastpfad analysiert. Diese wurden durch aktive Aufbringung eines Gegendrucks sowie durch einen Vergleich unterschiedlicher Stufenfolgen zur Herstellung doppelt abgesetzter Wellen realisiert.

Tabelle 9.1: Einfluss der Prozessparameter auf die Triaxialität auf der Mittelachse

Parameter ↑	Untersuchte Grenzen	Triaxialität	Maximale Änderung der Triaxialität
Umformgrad	0,3 – 1,5	↓	1,2
Schulteröffnungswinkel	30° – 150°	↑	0,6
Radien	1 mm – 5 mm	↓	0,2
Reibung	0,04 – 0,08	↓	0,1
Gegendruck (Aktiv)	0 – k_f	↓	1
Gegendruck (Prozessroute)	-	↓	>1

Anhand von REM-Untersuchungen der Porenflächen an fließgepressten Proben konnte gezeigt werden, dass die Neubildung von Poren bei Vorliegen einer positiven maximalen Triaxialität den dominierenden Schädigungsmechanismus darstellt und auch zu einer Abnahme der Dichte führt.

Es konnte gezeigt werden, dass die Leistungsfähigkeit im Bereich der Steifigkeit, Kerbschlagarbeit und Ermüdungsfestigkeit von positiven maximalen Triaxialitäten in der Umformzone und der damit verbundenen Schädigung negativ beeinflusst werden. Da andere Einflussfaktoren weitestgehend ausgeschlossen werden können, wird die Schädigung als Ursache für diese Beobachtungen gesehen. Beispielhaft ist in **Tabelle 9.2** der Einfluss einer Variation des Schulteröffnungswinkels bei gleichem Umformgrad auf die Schädigung und die Leistungsfähigkeit dargestellt.

Tabelle 9.2: Einfluss einer Schulteröffnungswinkeländerung auf die Schädigung und Leistungsfähigkeit - Vergleich der Methoden

	Ausgangswerkstoff	$\varphi = 0,5$ $2\alpha = 90^\circ$	$\varphi = 0,5$ $2\alpha = 30^\circ$	Unterschied
Spannungszustand				
Max. Triaxialität η_{\max}	-	0,18	-0,28	$\Delta\eta_{\max} = 0,46$
Schädigung				
Dichte ρ in g/cm ³	7,827	7,8215	7,8247	$\Delta\rho = 0,0032$ (+ 0,04 %)
$D_D = \left(1 - \frac{\tilde{\rho}}{\rho}\right)^{\frac{2}{3}}$	-	$7,90 \cdot 10^{-3}$	$4,42 \cdot 10^{-3}$	$\Delta D_D = 3,48 \cdot 10^{-3}$ (- 44 %)
Porenfläche A_{Poren} in μm^2 ($A = 1,28 \text{ mm}^2$)	84	302	76	$\Delta A_{\text{Poren}} = 226$ (- 75 %)
$D_A = \frac{A_{\text{Poren}}}{A}$	$6,56 \cdot 10^{-5}$	$2,36 \cdot 10^{-4}$	$5,90 \cdot 10^{-5}$	$\Delta D_A = 1,77 \cdot 10^{-4}$ (- 75 %)
Schädigung / Leistungsfähigkeit				
Elastizitätsmodul E in GPa	211	182	198	$\Delta E = 16$ (+ 9 %)
$D_E = 1 - \frac{\tilde{E}}{E}$	-	0,137	0,0616	$\Delta D_E = 0,0763$ (- 57 %)
Leistungsfähigkeit				
Bruchlastspielzahl N	-	169.000	205.000	$\Delta N = 36.000$ (+ 21 %)
Kerbschlagarbeit W in J ($T = 20^\circ\text{C}$)	-	58	104	$\Delta W = 46$ (+ 79 %)
Kerbschlagarbeit W in J ($T = -196^\circ\text{C}$)		1,5	4	$\Delta W = 2,5$ (+ 166 %)

Durch gezielte Wahl der Prozessparameter, Probenentnahme und Werkstoffauswahl konnte der Einfluss weiterer Faktoren, wie Verfestigung und Eigenspannungen, vom Einfluss der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit separiert werden.

Die Ergebnisse sowie die erarbeitete Methodik wurden auch auf andere beim Fließpressen eingesetzte Werkstoffe übertragen. Durch eine Untersuchung an wärmebehandelten Proben konnte im ersten Schritt gezeigt werden, dass bei den gewählten Parametern die Schädigung nicht beeinflusst wird. Dies bedeutet, dass auch nach einer Wärmebehandlung die beim Fließpressen eingebrachte Schädigung nicht ausgeheilt wird und der negative Einfluss auf die Leistungsfähigkeit bestehen bleibt. Zusätzlich dazu wurden weitere schädigungsrelevante Prozesse des Kaltfließpressens wie das Hohl-Vorwärts-Fließpressen und das Abstreckgleitziehen identifiziert.

Im Folgenden werden die wichtigsten übertragbaren Erkenntnisse zusammengefasst:

- Schädigung ist eine Bauteileigenschaft
- Positive maximale Triaxialität führt zu Porenneubildung
- Unter negativer Triaxialität findet eine Abnahme der Porenfläche statt
- Schädigung beeinflusst die Leistungsfähigkeit der Produkte wie die Ermüdungsfestigkeit, Kerbschlagarbeit und Steifigkeit
- Die statische Festigkeit wird von der Schädigung nicht beeinflusst
- Der Elastizitätsmodul ist abhängig von der Schädigung und nicht vom Umformgrad
- Ein höherer Umformgrad führt nicht zwangsläufig zu viel Schädigung
→ Der Lastpfad ist entscheidend
- Versetzungsdichte und Poren führen zu ähnlichen Änderungen der Dichte

Ausblick

Die gewonnenen Erkenntnisse können in Zukunft auf weitere Prozesse, Stadienfolgen und auch Prozessketten übertragen werden (**Bild 9.1**), um komplexere, industrierelevante Bauteile schädigungsarm fertigen zu können. Numerisch konnte bereits gezeigt werden, dass auch bei anderen Verfahren der Kaltmassivumformung positive Triaxialitäten auftreten, die mit dem bisherigen Wissen Schädigung hervorrufen. Allerdings fehlt bisher Wissen über den Einfluss unterschiedlicher Dehnpfade auf die Schädigung und Wissen über den Einfluss von Dehnpfadwechseln, wie sie durch aufeinander aufbauende Verfahren erzeugt werden.

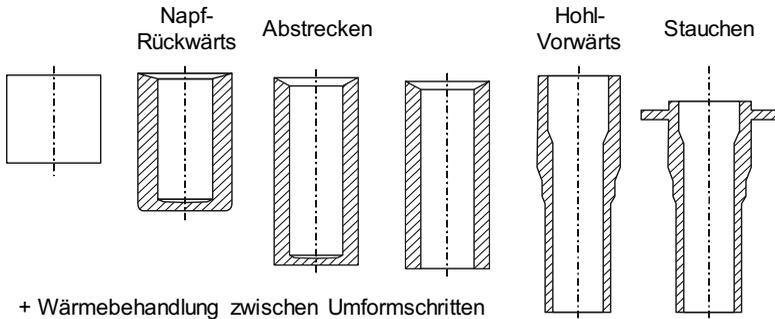


Bild 9.1: Industriell relevante Beispiel-Prozesskette

Für eine Glühbehandlung (5 Stunden bei 550 °C) nach der Umformung konnte festgestellt werden, dass der negative Einfluss der Schädigung bestehen bleibt. Da zwischen einzelnen Umformschritten und auch nach dem Kaltumformen oftmals eine Wärmebehandlung stattfindet (**Bild 9.2**), muss untersucht werden, wie sich weitere Glühtemperaturen und Haltezeiten auf die Schädigung auswirken. Auch gilt es herauszufinden, ob Schädigung durch ein anschließendes Härten beeinflusst wird.

Vor dem Fließpressen	Zwischen den einzelnen Umformstufen	Nach dem Fließpressen
Weichglühen <ul style="list-style-type: none"> • Ca. 4 Std bei 680 - 700 °C • Ofenabkühlung 	Normalglühen <ul style="list-style-type: none"> • Mehrere Stunden, ca. 850-920 °C • Luftabkühlung 	Spannungsfreiglühen <ul style="list-style-type: none"> • Mehrere Stunden, ca. 450-650 °C • Ofenabkühlung
	Rekristallisationsglühen <ul style="list-style-type: none"> • Mehrere Stunden, Temperatur abhängig von Legierung und Umformgrad • Ofenabkühlung 	Härten und Vergüten

Bild 9.2: Wärmebehandlungen beim Kaltumformen (nach Lange et al., 2008)

In der vorliegenden Arbeit konnte der Einfluss der Schädigung auf verschiedene Messgrößen festgestellt werden. Allerdings fehlt bislang eine Erklärung der physikalischen Vereinbarkeit dieser Größen. So ist bislang nicht vollständig geklärt, wie geringe Unterschiede in der Porenfläche oder Dichte zu einer starken Änderung des Elastizitätsmoduls führen können. Ein Verständnis dieser Zusammenhänge wird benötigt, um eine Vorhersage der Leistungsfähigkeit mittels numerischer Simulation zu ermöglichen.

Literaturverzeichnis

- Alberti, N., Barcellona, A., Masnata, A., Micari, F., 1993. Central Bursting Defects in Drawing and Extrusion: Numerical and Ultrasonic Evaluation. *CIRP Annals* 42 (1), S. 269–272.
- Aravas, N., 1986. The analysis of void growth that leads to central bursts during extrusion. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 34 (1), S. 55–79.
- Avitzur, B., 1968a. Analysis of Central Bursting Defects in Extrusion and Wire Drawing. *Journal of Engineering for Industry* 90 (1), S. 79–90.
- Avitzur, B., 1968b. *Metal forming: processes and analysis*. McGraw-Hill, New York.
- About, L., Brechet, Y., Maire, E., Fougères, R., 2004. On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites. *Acta Materialia* 52 (15), S. 4517–4525.
- Bai, Y., Wierzbicki, T., 2008. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *International Journal of Plasticity* 24 (6), S. 1071–1096.
- Bay, N., 1994. The state of the art in cold forging lubrication. *Journal of Materials Processing Technology* 46 (1–2), S. 19–40.
- Bay, N., Azushima, A., Groche, P., Ishibashi, I., Merklein, M., Morishita, M., Nakamura, T., Schmid, S., Yoshida, M., 2010. Environmentally benign tribosystems for metal forming. *CIRP Annals* 59 (2), S. 760–780.
- Behrens, A., Landgrebe, D., 1999. Assessment of deformation sequences using damage mechanics in cold metal forging, in: *Proceedings of the 6th ICTP, Sept. 19-24, Advanced Technology of Plasticity*. S. 2311–2316.
- Beremin, F.M., 1981. Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel. *Metallurgical Transactions A* 12 (5), S. 723–731.
- Besserer, H.-B., Hildenbrand, P., Gerstein, G., Rodman, D., Nürnberger, F., Merklein, M., Maier, H.J., 2016. Ductile Damage and Fatigue Behavior of Semi-Finished Tailored Blanks for Sheet-Bulk Metal Forming Processes. *Journal of Materials Engineering and Performance* 25 (3), S. 1136–1142.
- Biswas, D.K., Venkatraman, M., Narendranath, C.S., Chatterjee, U.K., 1992. Influence of sulfide inclusion on ductility and fracture behavior of resulfurized HY-80 steel. *Metallurgical Transactions A* 23 (5), S. 1479–1492.
- Boccaccini, D.N., Boccaccini, A.R., 1997. Dependence of Ultrasonic Velocity on Porosity and Pore Shape in Sintered Materials. *Journal of Nondestructive Evaluation* 16 (4), S. 187–192.
- Bonora, N., Gentile, D., Pironi, A., Newaz, G., 2005. Ductile damage evolution under triaxial state of stress: theory and experiments. *International Journal of Plasticity* 21 (5), S. 981–1007.

- Bonora, N., Ruggiero, A., Gentile, D., De Meo, S., 2011. Practical Applicability and Limitations of the Elastic Modulus Degradation Technique for Damage Measurements in Ductile Metals. *Strain* 47 (3), S. 241–254.
- Bouchard, P.O., Bourgeon, L., Lachapèle, H., Maire, E., Verdu, C., Forestier, R., Logé, R.E., 2008. On the influence of particle distribution and reverse loading on damage mechanisms of ductile steels. *Materials Science and Engineering: A* 496 (1–2), S. 223–233.
- Bowden, F.P., Tabor, D., Freitag, E.H., 1959. *Reibung und Schmierung fester Körper*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- Breuer, D., 2007. Bestimmung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung. Dr.-Ing.-Dissertation, RWTH-Aachen, Shaker Verlag, Aachen.
- Bridgman, P.W., 1952. Studies in Large Plastic Flow and Fracture: With Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure. *Science* 115 (2990), S. 424–424.
- Bridgman, P.W., 1945. Effects of High Hydrostatic Pressure on the Plastic Properties of Metals. *Reviews of Modern Physics* 17 (1), S. 3–14.
- Brozzo, P., Deluca, B., Rendina, R., 1972. A New Method for the Prediction of Formability Limits in Metal Sheets, Sheet Metal Forming and Formability, in: *Proceedings of the Seventh Biennial Conference of the International Deep Drawing Research Group*.
- Buffière, J.-Y., Maire, E., Cloetens, P., Lormand, G., Fougères, R., 1999. Characterization of internal damage in a MMCp using X-ray synchrotron phase contrast microtomography. *Acta Materialia* 47 (5), S. 1613–1625.
- Bundesministerium für Wirtschaft und Energie, 2019. Leichtbau. <https://www.bmw.de/Redaktion/DE/Dossier/leichtbau.html>. Zuletzt abgerufen am 28.11.2019.
- Camacho, A.M., González, C., Rubio, E.M., Sebastián, M.A., 2006. Influence of geometrical conditions on central burst appearance in axisymmetrical drawing processes. *Journal of Materials Processing Technology* 177 (1–3), S. 304–306.
- Carl Bechem GmbH, 2019. Prozessmedien für die Umformtechnik - Beruforge 190. <https://www.bechem.de/schmierstoffe/beruforge-190-5.html>. Zuletzt abgerufen am 28.11.2019.
- Carter, T.L., 1958. Effect of fiber orientation in races and balls under rolling-contact fatigue conditions. *NACA Technical Notes* 4216.
- Cretei, E., Taupin, E., Altan, T., 1997. Simulation of Metal Flow and Fracture Applications in Orthogonal Cutting, Blanking, and Cold Extrusion. *CIRP Annals* 46 (1), S. 187–190.
- Choi, J.-S., Lee, H.-C., Im, Y.-T., 2010. A study on chevron crack formation and evolution in a cold extrusion. *Journal of Mechanical Science and Technology* 24 (9), S. 1885–1890.

- Choi, S., Lee, Y.-S., Oh, H.-K., 1998. Ductile fracture in axisymmetric extrusion. *Journal of Materials Processing Technology* 74 (1–3), S. 263–267.
- Clift, S.E., Hartley, P., Sturgess, C.E.N., Rowe, G.W., 1990. Fracture prediction in plastic deformation processes. *International Journal of Mechanical Sciences* 32 (1), S. 1–17.
- Cockcroft, M.G., Latham, D.J., 1968. Ductility and workability of metals. *Journal of the Institute of Metals* (99), S. 33–39.
- Dengel, D., Harig, H., 1980. Estimation of the Fatigue Limit by Progressively-Increasing Load Tests. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 3 (2), S. 113–128.
- Dieter, G.E., 1961. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, New York, Tokio, London.
- DIN 3760, 1996. Radial-Wellendichtringe. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN 50106, 2016. Prüfung metallischer Werkstoffe - Druckversuch bei Raumtemperatur. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN 8582, 2003. Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN 8583-1, 2003. Fertigungsverfahren Druckumformen - Teil 1: Allgemeines Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN 8583-6, 2003. Fertigungsverfahren Druckumformen - Teil 6: Durchdrücken Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 6892-1, 2017. Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 898-1, 2009. Mechanische Eigenschaften von Verbindungselementen aus Kohlenstoffstahl und legiertem Stahl – Teil 1: Schrauben mit festgelegten Festigkeitsklassen – Regelgewinde und Feingewinde (ISO 898-1:2013); Deutsche Fassung EN ISO 898-1:2013. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- Doege, E., Meyer-Nolkemper, H., Saeed, I., 1986. *Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe*. Carl Hanser Verlag, München Wien.
- Europäische Kommission, 2019. EU-Maßnahmen - Klimaschutz: Strategien und Ziele. https://ec.europa.eu/clima/policies/strategies_de. Zuletzt abgerufen am 28.11.2019.
- Everett, R.K., Simmonds, K.E., Geltmacher, A.B., 2001. Spatial distribution of voids in HY-100 steel by X-ray tomography. *Scripta Materialia* 44 (1), S. 165–169.
- Fayolle, S., Bouchard, P.-O., Mocellin, K., 2014. Modelling the strength of self-piercing riveted joints, in: *Self-Piercing Riveting*. Elsevier, S. 79–107.
- Feldmann, H.D., 1959. *Fließpressen von Stahl*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.
- Freudenthal, A.M., 1951. The Inelastic Behavior of Engineering Materials and Structures. *The Journal of the Royal Aeronautical Society* 55 (490), S. 657–657.
- Garofalo, F., Wriedt, H.A., 1962. Density change in an austenitic stainless steel deformed in tension or compression. *Acta Metallurgica* 10 (11), S. 1007–1012.

- Geiger, M., 1988. Grundlagen des Durchdrückens und Durchziehens, in: Umformtechnik Handbuch Für Industrie Und Wissenschaft. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, S. 254–288.
- Gelin, J.C., Oudin, J., Ravalard, Y., Moisan, A., 1985. An Improved Finite Element Method for the Analysis of Damage and Ductile Fracture in Cold Forming Processes. *CIRP Annals* 34 (1), S. 209–213.
- Georgsmarienhütte, 2012. Range of Materials. Georgsmarienhütte GmbH.
- German Cold Forging Group, 2019. Produkte der Kaltmassivumformung. <http://www.gcfg.org/produkte/>. Zuletzt abgerufen am 28.11.2019.
- Gerstein, G., Briukhanov, A., Gutknecht, F., Volchok, N., Clausmeyer, T., Nürnberger, F., Tekkaya, A.E., Maier, H.J., 2018. Evaluation of micro-damage by acoustic methods. *Procedia Manufacturing* 15, S. 527–534.
- Giardini, C., Ceretti, E., Maccarini, G., 1995. Formability in extrusion forging: The influence of die geometry and friction conditions. *Journal of Materials Processing Technology* 54 (1–4), S. 302–308.
- Greuling, S., Seeger, T., Vormwald, M., 2006. Autofrettage innendruckbelasteter Bauteile. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 37 (3), S. 233–239.
- Gross, D., Seelig, T., 2016. Bruchmechanik. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.
- Guelorget, B., François, M., Lu, J., 2007. Microindentation as a local damage measurement technique. *Materials Letters* 61 (1), S. 34–36.
- Gurney, F.J., DePierre, V., 1974. The Influence of the Interface Condition on the Plastic Deformation Zone and the Resultant Product Integrity in Extrusion. *Journal of Engineering for Industry* 96 (3), S. 912–916.
- Gurson, A.L., 1977. Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. *Journal of Engineering Materials and Technology* 99 (1), S. 2–15.
- Habibi, N., Beier, T., Richter, H., Könemann, M., Münstermann, S., 2019. The effects of shear affected zone on edge crack sensitivity in dual phase steels, in: Proceedings of the 38th International Deep Drawing Research Group Annual Conference.
- Hambli, R., Badie-Levet, D., 2000. Damage and fracture simulation during the extrusion processes. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 186 (1), S. 109–120.
- Hambli, R., Potiron, A., 2000. Finite element modeling of sheet-metal blanking operations with experimental verification. *Journal of Materials Processing Technology* 102 (1–3), S. 257–265.
- Hancock, J.W., Brown, D.K., 1983. On the role of strain and stress state in ductile failure. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 31 (1), S. 1–24.
- Hancock, J.W., Mackenzie, A.C., 1976. On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 24 (2–3), S. 147–160.

- Hauttmann, H., 1950. Fließpressen von Stahl (Neumeyer-Fließpreßverfahren). Archiv für das Eisenhüttenwesen 21 (7–8), S. 235–242.
- Heibel, S., Dettinger, T., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A., 2018. Damage Mechanisms and Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels. Materials 11 (5), S. 761.
- Hering, O., Dunlap, A., Schwedt, A., Tekkaya, A.E., 2019. Characterization of damage in forward rod extruded parts. International Journal of Material Forming (<https://doi.org/10.1007/s12289-019-01525-z>).
- Hering, O., Ossenkemper, S., Dahnke, C., Tekkaya, A.E., Nadolski, D., Schulz, A., Steinbacher, M., Zoch, H.-W., 2017. Einfluss des Fließpressens auf die Fertigungsabweichungen und den Verzug. massivUMFORMUNG März 2017, S. 58–62.
- Hiersig, H.M., 1995. Lexikon Produktionstechnik Verfahrenstechnik. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.
- Hirschvogel GmbH, 2019. Produkte. <https://www.hirschvogel.com/de/produkte.html>. Zuletzt abgerufen am 28.11.2019.
- Hoefnagels, J.P.M., Tasan, C.C., Pradelle, M., Geers, M.G.D., 2008. Brittle Fracture-Based Experimental Methodology for Microstructure Analysis. Applied Mechanics and Materials 13–14, S. 133–139.
- Hoffmanner, A.L., 1971. The Use of Workability Test Results to Predict Processing Limits, in: Metal Forming: Interrelation Between Theory and Practice. Springer US, Boston, MA, S. 349–391.
- Hooker, L.E., 1909. Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung von Metallröhren für Patronenhülsen und dgl. Patentschrift Nr. 48790.
- ICFG, 1991. Lubrication aspects in cold forging of carbon steels and low alloy steels, in: ICFG Document (8/91).
- Isogawa, S., 2016. Latest Precision Forging in Japan, in: Proceedings of the 49th ICFG Plenary Meeting. Stuttgart, S. 120–126.
- Jennison, H.C., 1930. Certain types of defects in copper wire caused by improper dies and drawing practice. American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Technical Publication 89, S. 121–139.
- Kachanov, L.M., 1958. Rupture Time Under Creep Conditions. International Journal of Fracture 97 (1), S. 11–18.
- Klocke, F., König, W., 2006. Fertigungsverfahren 4. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.
- Klocke, F., Terhorst, M., Trauth, D., Mattfeld, P., 2013. Energieeffizientes Warmvollvorwärtsfließpressen - Mit prozessintegrierter elektrischer Widerstandserwärmung Chevron-Risse bei der Umformung vermeiden. wt Werkstattstechnik online 103 (5), S. 423–430.

- Ko, D.-C., Kim, B.-M., 2000. The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing. *Journal of Materials Processing Technology* 102 (1–3), S. 19–24.
- Kolpak, F., Dahnke, C., Tekkaya, A.E., 2019. Forming-induced anisotropy of product properties in cold extrusion, in: *Proceedings of the METEC and 4th European Steel Technology and Application Days*. Düsseldorf.
- Komori, K., 2003. Effect of ductile fracture criteria on chevron crack formation and evolution in drawing. *International Journal of Mechanical Sciences* 45 (1), S. 141–160.
- Komori, K., 1999. Simulation of chevron crack formation and evolution in drawing. *International Journal of Mechanical Sciences* 41 (12), S. 1499–1513.
- Koplik, J., Needleman, A., 1988. Void growth and coalescence in porous plastic solids. *International Journal of Solids and Structures* 24 (8), S. 835–853.
- Kumar, J., Padma, S., Srivathsa, B., Rao, N.V., Kumar, V., 2009. Evolution of Damage in Near α IMI-834 Titanium Alloy Under Monotonic Loading Condition: A Continuum Damage Mechanics Approach. *Journal of Engineering Materials and Technology* 131 (3).
- Lange, K., 1988. *Umformtechnik: Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 2: Massivumformung*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.
- Lange, K., Kammerer, M., Pöhlndt, K., Schöck, J., 2008. *Fließpressen: Wirtschaftliche Fertigung metalischer Präzisionswerkstücke*. Springer-Verlag, Berlin, New York.
- Lapovok, R., 2002. Damage evolution under severe plastic deformation. *International Journal of Fracture* 115 (2), S. 159–172.
- Lee, E.H., Mallett, R.L., Yang, W.H., 1977. Stress and deformation analysis of the metal extrusion process. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 10 (3), S. 339–353.
- Lee, Y.-S., Hahm, S.-Y., 1997. Mechanical property changes in drawing/extrusion of hardening viscoplastic materials with damage. *International Journal of Mechanical Sciences* 39 (5), S. 565–573.
- Lemaitre, J., 1985. A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture. *Journal of Engineering Materials and Technology* 107 (1), S. 83–89.
- Lemaitre, J., Dufailly, J., 1987. Damage measurements. *Engineering Fracture Mechanics* 28 (5–6), S. 643–661.
- Lim, L.G., Dunne, F.P.E., 1997a. Modelling central bursting in the extrusion of particulate reinforced metal matrix composite materials. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 37 (7), S. 901–915.
- Lim, L.G., Dunne, F.P.E., 1997b. Modelling void nucleation and growth in axisymmetric extrusion. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 211 (4), S. 285–297.
- Liu, T.S., Chung, N.L., 1990. Extrusion analysis and workability prediction using finite element method. *Computers & Structures* 36 (2), S. 369–377.

- Lode, W., 1926. Versuche über den Einfluß der mittleren Hauptspannung auf das Fließen der Metalle Eisen, Kupfer und Nickel. *Zeitschrift für Physik* 36 (11–12), S. 913–939.
- Ludwik, P., 1926. Bestimmung der Reißfestigkeit aus der gleichmäßigen Dehnung. *Zeitschrift für Metallkunde* 18 (9), S. 269–272.
- Ludwik, P., Scheu, R., 1923. Über Kerbwirkungen bei Flußeisen. *Stahl und Eisen* 31 (43), S. 999–1001.
- Maire, E., Buffière, J.Y., Salvo, L., Blandin, J.J., Ludwig, W., Létang, J.M., 2001. On the Application of X-ray Microtomography in the Field of Materials Science. *Advanced Engineering Materials* 3 (8), S. 539–546.
- Maire, E., Withers, P.J., 2014. Quantitative X-ray tomography. *International Materials Reviews* 59 (1), S. 1–43.
- Malvern, L.E., 1969. *Introduction to the Mechanics of a Continuous Medium*. Prentice-Hall.
- Mashayekhi, M., Ziaei-Rad, S., Parvizian, J., Niklewicz, J., Hadavinia, H., 2007. Ductile crack growth based on damage criterion: Experimental and numerical studies. *Mechanics of Materials* 39 (7), S. 623–636.
- Matsuno, F., Nishikida, S., Ikesaki, H., 1985. Mechanical properties of manganese sulphides in the temperature range between room temperature and 1000°C. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 25 (9), S. 989–998.
- McCallen, P., Phelan, P., 2005. Ductile Fracture by Central Bursts in Drawn 2011 Aluminium Wire. *International Journal of Fracture* 135 (1–4), S. 19–33.
- McAllen, P.J., Phelan, P., 2007. Numerical analysis of axisymmetric wire drawing by means of a coupled damage model. *Journal of Materials Processing Technology* 183 (2–3), S. 210–218.
- McClintock, F.A., 1968. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. *Journal of Applied Mechanics* 35 (2), S. 363–371.
- McVeigh, C., Liu, W.K., 2006. Prediction of central bursting during axisymmetric cold extrusion of a metal alloy containing particles. *International Journal of Solids and Structures* 43 (10), S. 3087–3105.
- Meya, R., Kusche, C., Löbbe, C., Al-Samman, T., Korte-Kerzel, S., Tekkaya, A., 2019. Global and High-Resolution Damage Quantification in Dual-Phase Steel Bending Samples with Varying Stress States. *Metals* 9 (3), S. 319–337.
- Mohr, D., 2015. *Basic Notions of Fracture Mechanics - Ductile Fracture*. ETH Zurich, Department of Mechanical and Process Engineering, Chair of Computational Modeling of Materials in Manufacturing. [https://ethz.ch/content/dam/ethz/special-interest/mavt/virtual-manufacturing/ivp-dam/Studium/Vorlesungsunterlagen/Dynamic Behavior of Materials and Structures/Downloads/Lecture7/Lecture 7 \(Dirk Mohr, ETH, Fracture Mechanics, Ductile Fracture\).pdf](https://ethz.ch/content/dam/ethz/special-interest/mavt/virtual-manufacturing/ivp-dam/Studium/Vorlesungsunterlagen/Dynamic%20Behavior%20of%20Materials%20and%20Structures/Downloads/Lecture7/Lecture%207%20(Dirk%20Mohr,%20ETH,%20Fracture%20Mechanics,%20Ductile%20Fracture).pdf). Zuletzt.

- Mohrbacher, H., 2013. Reverse metallurgical engineering towards sustainable manufacturing of vehicles using Nb and Mo alloyed high performance steels. *Advances in Manufacturing* 1 (1), S. 28–41.
- Moritoki, H., 1991. The criterion for central bursting and its occurrence in drawing and extrusion under plane strain. *International Journal of Plasticity* 7 (7), S. 713–731.
- Morrison, W.B., 1975. Influence of testing direction on the mechanical properties of wrought steel. *Metals Technology* 2 (1), S. 33–41.
- Müller, W., Hager, B., Pöhlandt, K., 1994. Einfluß von Verfahrensparametern beim Fließpressen auf das Ermüdungsverhalten. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 25, S. 329–340.
- Münstermann, S., Sparrer, Y., Yao, Y., Lian, J., Meya, R., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2019. Effect of plastic strain and ductile damage on elastic modulus of multiphase steel and its impact on springback prediction, in: *Proceedings of the 22nd International Esaform Conference on Material Forming: Esaform 2019*.
- Muster, W.J., 1983. Schadensfälle im Zusammenhang mit Eigenspannungen, in: *Eigenspannungen, Entstehung – Messung – Bewertung*. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., Oberursel, S. 117–136.
- Nadolski, D., Schulz, A., Hoffmann, F., Zoch, H.W., Hänisch, S., Ossenkemper, S., Haase, M., Tekkaya, A.E., 2014. Einfluss einer Kaltmassivumformung und Wärmebehandlung auf die Maß- und Formänderungen. *HTM - Journal of Heat Treatment and Materials* 69 (5), S. 295–305.
- Narita, S., Uemori, T., Hayakawa, K., Kubota, Y., 2016. Effect of Hardening Rule on Analysis of Forming and Strength of Multistage Cold Forged Bolt without Heat Treatment. *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity* 57 (670), S. 1070–1076.
- Needleman, A., Tvergaard, V., 1984. An analysis of ductile rupture in notched bars. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 32 (6), S. 461–490.
- Nehl, E., 1983. *Untersuchungen zum Halbwarmfließpressen von Automatenstählen*, Berichte aus dem Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.
- Neimitz, A., Janus, U., 2016. Analysis of Stress and Strain Fields in and around Inclusions of Various Shapes in a Cylindrical Specimen Loaded in Tension. *Archives of Metallurgy and Materials* 61 (2), S. 569–576.
- Öchsner, A., Gegner, J., Winter, W., Kuhn, G., 2001. Experimental and numerical investigations of ductile damage in aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A* 318 (1–2), S. 328–333.
- Oliver, W.C., Pharr, G.M., 1992. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research* 7 (6), S. 1564–1583.
- Orowan, E., 1945. Notch Brittleness and the Strength of Materials. *Transactions of the Institute of Engineers and Shipbuilders of Scotland* 89, S. 165–215.

- Ossenkemper, S., 2018. Verbundfließpressen in konventionellen Fließpresswerkzeugen. Dr.-Ing.-Dissertation, TU Dortmund, Shaker Verlag, Aachen.
- Oyane, M., Sato, T., Okimoto, K., Shima, S., 1980. Criteria for ductile fracture and their applications. *Journal of Mechanical Working Technology* 4 (1), S. 65–81.
- Pardoën, T., Delannay, F., 1998. Assessment of void growth models from porosity measurements in cold-drawn copper bars. *Metallurgical and Materials Transactions A* 29 (7), S. 1895–1909.
- Pathak, N., Butcher, C., Worswick, M., Bellhouse, E., Gao, J., 2017. Damage Evolution in Complex-Phase and Dual-Phase Steels during Edge Stretching. *Materials* 10 (4), S. 346.
- Peng, J., Wu, P.D., Huang, Y., Chen, X.X., Lloyd, D.J., Embury, J.D., Neale, K.W., 2009. Effects of superimposed hydrostatic pressure on fracture in round bars under tension. *International Journal of Solids and Structures* 46 (20), S. 3741–3749.
- Pineau, A., Benzerga, A.A., Pardoën, T., 2016. Failure of metals I: Brittle and ductile fracture. *Acta Materialia* 107, S. 424–483.
- Plancak, M., 1990. Stress distribution within the specimen in cold forward extrusion of steel. *Journal of Materials Processing Technology* 24, S. 387–394.
- Plateau, J., Henry, G., Crussard, C., 1957. Quelques nouvelles applications de la microfractographie. *Revue de Métallurgie* 54 (3), S. 200–216.
- Pugh, H.L.D., Watkins, M.T., 1961. Experimental investigation of the extrusion of metals. *Production Engineer London* 40 (4), S. 256–282.
- Puttick, K.E., 1959. Ductile fracture in metals. *Philosophical Magazine* 4 (44), S. 964–969.
- Ratcliffe, R.T., 1965. The measurement of small density changes in solids. *British Journal of Applied Physics* 16 (8), S. 1193–1196.
- Remmers, W.E., 1930. Causes of cuppy wire. *Trans. AIME* 89, S. 107–120.
- Reusch, F., 2003. Entwicklung und Anwendung eines nicht-lokalen Materialmodells zur Simulation duktiler Schädigung in metallischen Werkstoffen. Dr.-Ing.-Dissertation, TU Dortmund, Eigenverlag der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Bremerhaven.
- Rice, J.R., Tracey, D.M., 1969. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17 (3), S. 201–217.
- Rogers, H.C., 1971. Prediction and Effects of Material Damage During Deformation Processing, in: *Metal Forming: Interrelation Between Theory and Practice*. Springer US, Boston, MA, S. 453–474.
- Rogers, H.C., 1960. The tensile fracture of ductile metals. *Transactions of The Metallurgical Society of AIME* 218, S. 498–506.

- Roll, K., Tekkaya, A.E., 1993. Numerische Verfahren der Prozeßsimulation in der Umformtechnik, in: Lange, K. (Ed.), Umformtechnik - Handbuch Für Industrie Und Wissenschaft - Band 4: Sonderverfahren, Prozeßsimulation, Werkzeugtechnik, Produktion. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- Rousselier, G., 1987. Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture. *Nuclear Engineering and Design* 105 (1), S. 97–111.
- Saanouni, K., Mariage, J.F., Cherouat, A., Lestriez, P., 2004. Numerical prediction of discontinuous central bursting in axisymmetric forward extrusion by continuum damage mechanics. *Computers & Structures* 82 (27), S. 2309–2332.
- Sachs, G., 1927. Zur Theorie des Ziehvorgangs. *Z. Angew. Math. Mech.* 7, S. 235–236.
- Samuels, L.E., 1957. The nature of mechanically polished metal surfaces: The surface deformation produced by the abrasion and polishing of 70: 30 brass. *Wear* 1 (3), S. 261.
- Sancho, A., Cox, M.J., Cartwright, T., Aldrich-Smith, G.D., Hooper, P.A., Davies, C.M., Dear, J.P., 2016. Experimental techniques for ductile damage characterisation. *Procedia Structural Integrity* 2, S. 966–973.
- Schmitt, J.H., Jalinier, J.M., Baudalet, B., 1981. Analysis of damage and its influence on the plastic properties of copper. *Journal of Materials Science* 16 (1), S. 95–101.
- Schmoeckel, D., 1973. Entwicklung eines Fließpressteils zur Serienreife. *Industrie Anzeiger - Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik* 95 (63), S. 1469–1472.
- Schmoeckel, D., 1966. Untersuchung über die Werkzeuggestaltung beim Vorwärts-Hohlfließpressen von Stahl und Nichteisenmetallen. Dr.-Ing.-Dissertation, Universität Stuttgart.
- Schwab, W., 1989. Ermüdungsverhalten von massivumgeformten bauteilähnlichen Proben aus Stahl, Berichte aus dem Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.
- Schwab, W., Lange, K., 1985. Effect of Process Parameters in Metalforming on Fatigue Behaviour. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*.
- Siebel, E., 1932. Die Formgebung im bildsamen Zustand: Theoretische Grundlagen der technischen Formgebungsverfahren. Verlag Stahleisen, Düsseldorf.
- Singer, F., 1934. Verfahren zur Vorbehandlung von Eisen- und Stahlwerkstücken für die spanlose Formgebung, z.B. das Ziehen, Strecken und Walzen. DE673405 C.
- Soyarslan, C., Tekkaya, A.E., 2009. Prevention of Internal Cracks in Forward Extrusion by Means of Counter Pressure: A Numerical Treatise. *Steel Research International* 80 (9), S. 671–679.
- Soyarslan, C., Tekkaya, A.E., Akyuz, U., 2008. Application of Continuum Damage Mechanics in discontinuous crack formation: Forward extrusion chevron predictions. *ZAMM* 88 (6), S. 436–453.

- Spitzig, W.A., Sober, R.J., Richmond, O., 1976. The effect of hydrostatic pressure on the deformation behavior of maraging and HY-80 steels and its implications for plasticity theory. *Metallurgical Transactions A* 7 (11), S. 1703–1710.
- Spur, G., Söferle, T., 1984. *Handbuch der Fertigungstechnik Band 2/2 Umformen*.
- Srikanth, A., Zabaras, N., 1999. A computational model for the finite element analysis of thermoplasticity coupled with ductile damage at finite strains. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 45 (11), S. 1569–1605.
- Suh, Y.S., Agah-Tehrani, A., Chung, K., 1991. Stress analysis of axisymmetric extrusion in the presence of strain-induced anisotropy modeled as combined isotropic-kinematic hardening. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 93 (2), S. 127–150.
- Sun, B., 2004. High-cycle fatigue damage measurement based on electrical resistance change considering variable electrical resistivity and uneven damage. *International Journal of Fatigue* 26 (5), S. 457–462.
- Swift, H.W., 1952. Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1 (1), S. 1–18.
- Tada, N., Hayashi, Y., Kitamura, T., Ohtani, R., 1997. Analysis on the applicability of direct current electrical potential method to the detection of damage by multiple small internal cracks. *International Journal of Fracture* 85 (1), S. 1–9.
- Tanaka, H., 1952. On the Causes of Cuppy Defects in a Drawn Material. *Journal of the Japan Institute of Metals* 16 (10), S. 567–571.
- Tanaka, H., Yoshida, K., 1979. Relation between Oxygen Contents and the Cupping of Tough Pitch Copper Wire. *Journal of the Japan Institute of Metals* 43 (7), S. 618–625.
- Tasan, C.C., Hoefnagels, J.P.M., Geers, M.G.D., 2012. Identification of the continuum damage parameter: An experimental challenge in modeling damage evolution. *Acta Materialia* 60 (8), S. 3581–3589.
- Tasan, C.C., Hoefnagels, J.P.M., Geers, M.G.D., 2009. A brittle-fracture methodology for three-dimensional visualization of ductile deformation micromechanisms. *Scripta Materialia* 61 (1), S. 20–23.
- Taylor, G.I., Quinney, H., 1934. The Latent Energy Remaining in a Metal after Cold Working, in: *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. S. 307–326.
- Tekkaya, A.E., 1986. *Ermittlung von Eigenspannungen in der Kaltmassivumformung*. Dr.Ing.-Dissertation, Universität Stuttgart, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo.
- Tekkaya, A.E., Allwood, J.M., Bariani, P.F., Bruschi, S., Cao, J., Gramlich, S., Groche, P., Hirt, G., Ishikawa, T., Löbbecke, C., Lueg-Althoff, J., Merklein, M., Misiolek, W.Z., Pietrzyk, M., Shivpuri, R., Yanagimoto, J., 2015. Metal forming beyond shaping: Predicting and setting product properties. *CIRP Annals* 64 (2), S. 629–653.

- Tekkaya, A.E., Gerhardt, J., Burgdorf, M., 1985. Residual Stresses in Cold-Formed Workpieces. *CIRP Annals* 34 (1), S. 225–230.
- Tekkaya, A.E., Lange, K., 2000. An Improved Relationship between Vickers Hardness and Yield Stress for Cold Formed Materials and its Experimental Verification. *CIRP Annals* 49 (1), S. 205–208.
- Tipper, C.F., 1949. The fracture of metals. *Metallurgia* 39 (231), S. 133–137.
- Tresca, H., 1864. Mémoire sur l'écoulement des corps solides soumis à de fortes pressions. *Comptes Rendus de l'Academie Des Sciences* 59, S. 754–758.
- VDI 3138, 1998. VDI-Richtlinie 3138 Blatt 1: Kaltmassivumformen von Stählen und NE-Metallen - Grundlagen für das Kaltfließpressen. VDI-Gesellschaft Produktion und Logistik, Düsseldorf.
- VDI 3171, 1981. VDI-Richtlinie 3171: Stauchen und Formpressen. VDI-Gesellschaft Produktion und Logistik, Düsseldorf.
- Venkata Reddy, N., Dixit, P.M., Lal, G.K., 1996. Central Bursting and Optimal Die Profile for Axisymmetric Extrusion. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 118 (4), S. 579–584.
- Volgger, M., 2008. Lichtmikroskopie - Theorie und Anwendung. Core Facility Cell Imaging und Ultrastrukturforschung - Universität Wien.
- Wagener, H.W., Haats, J., 1995. Crack prevention and increase of workability of brittle materials by cold extrusion. *Material Processing Defects* S. 373–385.
- Yan, D., Tasan, C.C., Raabe, D., 2015. High resolution in situ mapping of microstrain and microstructure evolution reveals damage resistance criteria in dual phase steels. *Acta Materialia* 96, S. 399–409.
- Yang, D.Y., Lee, C.M., Cho, J.R., 1990. Analysis of axisymmetric extrusion of rods by the method of weighted residuals using body-fitted coordinate transformation. *International Journal of Mechanical Sciences* 32 (2), S. 101–114.
- Yoon, J.I., Jung, J., Lee, H.H., Kim, G.-S., Kim, H.S., 2016. Factors governing hole expansion ratio of steel sheets with smooth sheared edge. *Metals and Materials International* 22 (6), S. 1009–1014.
- Yoshida, K., 2000. FEM analysis of wire breaks in drawing of superfine wire with an inclusion. *Wire Journal International* 33 (3), S. 102–107.
- Zapara, M., Augenstein, E., Helm, D., 2014. Prediction of damage in cold bulk forming processes. *PAMM* 14 (1), S. 1037–1040.
- Zhang, S., Xia, Q., Li, W., Zhou, X., 2014. Ductile damage measurement and necking analysis of metal sheets based on digital image correlation and direct current potential drop methods. *International Journal of Damage Mechanics* 23 (8), S. 1133–1149.
- Zhong, Z., Hung, N.P., 2002. Grinding of alumina/aluminum composites. *Journal of Materials Processing Technology* 123 (1), S. 13–17.

- Zimerman, Z., Avitzur, B., 1970. Analysis of central bursting defects in extrusion and wire drawing. *J. Eng. Ind.* 90, S. 135–145.
- Zimerman, Z., Darlington, H., Kottcamp, E.H., 1971. Selection of Operating Parameters to Prevent Central Bursting Defects During Cold Extrusion, in: Hoffmann, A.L. (Ed.), *Metal Forming: Interrelation Between Theory and Practice*. Springer US, Boston, MA, S. 47–62.

Anhang

Anhang – Kapitel 4

Neben dem FE-Programm Simufact.Forming wurde zusätzlich Abaqus/Standard genutzt. Da Abaqus/Standard nicht über die Möglichkeit einer automatisierten Neuvernetzung verfügt, wurde eine feinere Diskretisierung vorgenommen. Das Werkstück wurde mit achssymmetrischen 4-Knoten-Elementen mit reduzierter Integration (CAX4R) mit einer mittleren Elementkantenlänge von 0,2 mm vernetzt, sodass das Werkstück eine Gesamtelementanzahl von ca. 20.000 Elementen aufweist. In den Regionen, in denen ein Kontakt zwischen Werkzeug und Werkstück vorliegt, wurde das Werkzeug mit Elementen mit einer durchschnittlichen Elementkantenlänge von 1,2 mm vernetzt. Für das Werkzeug wurden insgesamt ca. 3.300 Elemente genutzt. Wie bei der Simulation mit Simufact.Forming wurde das Coulomb-Reibmodell genutzt und ein Wert von $\mu = 0,04$ festgelegt.

Zur Analyse der Lastpfade beim Fließpressen wurden die beiden Simulationsprogramme Abaqus/Standard und Simufact.Forming verwendet und untersucht. Simulationen von Fließpressprozessen mit verschiedenen Prozessparameterkombinationen aus Umformgrad und Schulteröffnungswinkel wurden mit beiden Simulationsprogrammen durchgeführt.

Als erste integrale Größe wurde die Maximalkraft während der Umformung analysiert (Bild A.1). Die Abweichungen liegen bei allen untersuchten Parameterkombinationen in einem Bereich unter 3 %. Die größten Abweichungen zwischen den beiden Programmen entstehen bei dem höchsten Umformgrad ($\varphi = 1,5$) und dem höchsten Schulteröffnungswinkel ($2\alpha = 150^\circ$).

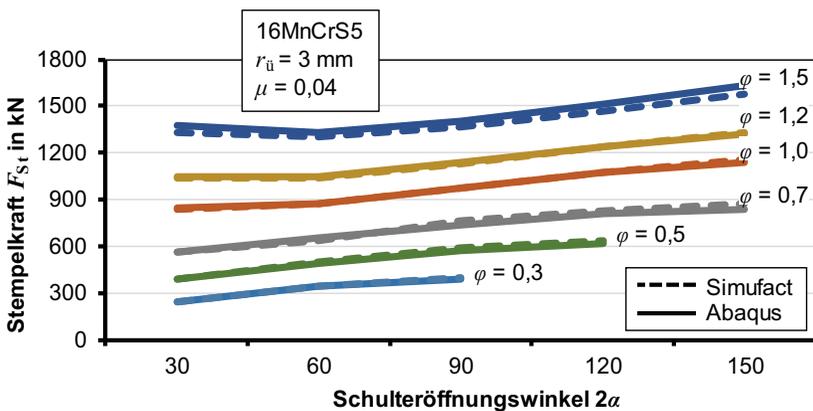


Bild A.1: Vergleich der Maximalkraft aus Abaqus und Simufact in Abhängigkeit des Umformgrads und Schulteröffnungswinkel

Des Weiteren wurden die maximalen Axialspannungen in der Umformzone analysiert (Bild A.2).

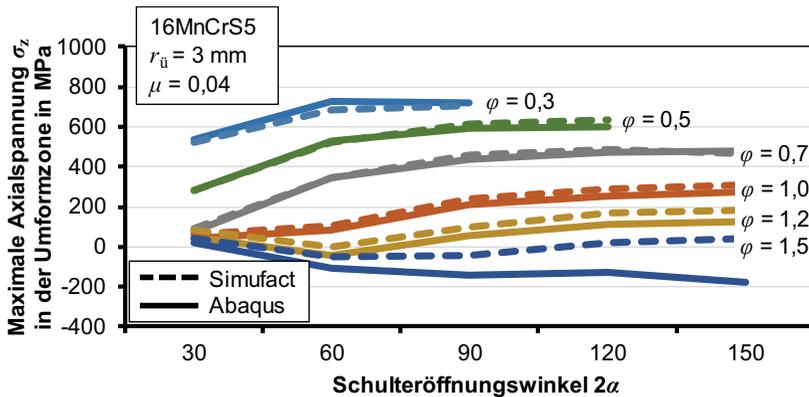


Bild A.2: Vergleich der maximalen Axialspannung in der Umformzone aus Abaqus und Simufact in Abhängigkeit des Umformgrads und Schulteröffnungswinkel

Bei der Auswertung der maximalen und per Definition lokalen Axialspannung können deutlich größere Abweichungen zwischen den beiden Simulationsprogrammen festgestellt werden. Die Abweichungen steigen mit zunehmendem Umformgrad und zunehmendem Schulteröffnungswinkel an. Betrachtet man allerdings den gesamten Verlauf der Axialspannung auf der Mittelachse der Fließpressteile, kann eine sehr gute Übereinstimmung der numerisch ermittelten Axialspannungen festgestellt werden (Bild A.3).

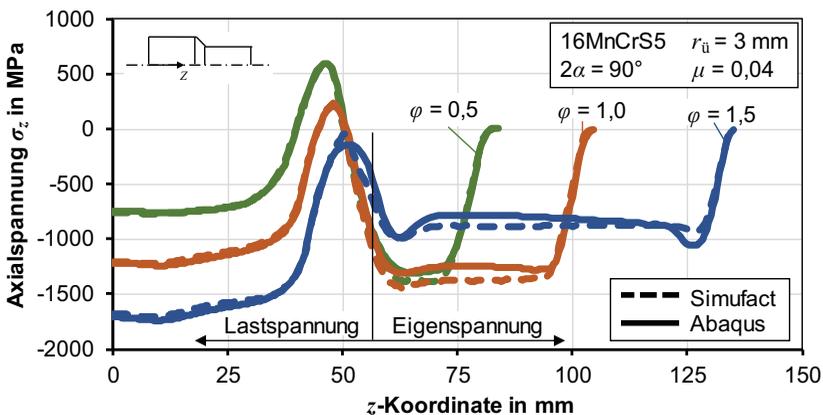


Bild A.3: Verlauf der Axialspannung auf der Mittelachse aus Abaqus und Simufact in Abhängigkeit des Umformgrads bei 25 mm Stempelweg

Größere Abweichungen sind lediglich im Bereich der maximalen Axialspannung in der Umformzone zu beobachten. Die vorhandenen Abweichungen können sowohl auf das Remeshing bei Simufact.Forming oder auf die starke Netzverzerrung (lokal negative Jakobideterminante) für höhere Umformgrade bei Abaqus/Standard (ohne Remeshing) zurückgeführt werden. Insgesamt kann jedoch gezeigt werden, dass sowohl bei der Kraft als auch bei den Axialspannungen eine zufriedenstellende Übereinstimmung der Ergebnisse erzielt wird. Lediglich die Spannungen bei dem Umformgrad $\varphi = 1,5$ zeigten eine deutliche Abweichung. Diese kann allerdings nicht direkt einer Schwäche eines einzelnen Programms zugeordnet werden.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name	Oliver Hering
Geburtsdatum	20. September 1988
Geburtsort	Essen
Staatsangehörigkeit	Deutsch

Beruflicher Werdegang

Seit 07/2015	Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund
Seit 09/2019	Leiter der Abteilung Massivumformung, Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund

Akademische Ausbildung

10/2009 - 01/2014	Maschinenbaustudium, Technische Universität Dortmund Vertiefungsrichtung: Werkstofftechnik/Werkstoffprüfung Abschluss: Bachelor of Science – Maschinenbau
02/2014 - 06/2015	Maschinenbaustudium, Technische Universität Dortmund Vertiefungsrichtung: Werkstofftechnik/Werkstoffprüfung Abschluss: Master of Science – Maschinenbau

Schulische Ausbildung

08/1995 – 06/1999	Lieberfeld-Grundschule, Dortmund
08/1999 – 06/2008	Max-Planck-Gymnasium, Dortmund Abschluss: Abitur

Aus der Dortmunder Umformtechnik sind im Shaker Verlag bisher erschienen:

A. Adelhof: Komponenten einer flexiblen Fertigung beim Profilrunden.
ISBN 3-86111-601-4

G. Reil: Prozeßregelung numerisch gesteuerter Umformmaschinen mit Fuzzy
Logic. ISBN 3-86111-862-9

F. Maevus: Rechnerintegrierte Blechteilefertigung am Beispiel des
Gesenkbiegens. ISBN 3-8265-0104-7

R. Warstat: Optimierung der Produktqualität und Steigerung der Flexibilität
beim CNC-Schwenkbiegen. ISBN 3-8265-1170-0

H. Sulaiman: Erweiterung der Einsetzbarkeit von Gesenkbiegepressen durch
die Entwicklung von Sonderwerkzeugen. ISBN 3-8265-1443-2

Ch. Smatloch: Entwicklung eines numerisch einstellbaren Werkzeugsystems für
das Tief- und Streckziehen. ISBN 3-8265-1465-3

T. Straßmann: Prozeßführung für das Walzrunden auf der Basis Neuronaler
Netze. ISBN 3-8265-1966-3

L. Keßler: Simulation der Umformung organisch beschichteter Feinbleche und
Verbundwerkstoffe mit der FEM. ISBN 3-8265-2256-7

E. Szücs: Einsatz der Prozeßsimulation bei der Entwicklung eines neuen
Umformverfahrens - der Hochdruckblechumformung. ISBN 3-8265-3119-1

S. Chatti: Optimierung der Fertigungsgenauigkeit beim Profilbiegen.
ISBN 3-8265-3534-0

F. Haase: Eigenspannungen an dünnwandigen Bauteilen und
Schichtverbunden. ISBN 3-8265-4312-2

N. Austerhoff: Integrierte Produkt- und Prozeßgestaltung für die Herstellung
von Blechbiegteilen. ISBN 3-8265-6613-0

D. Arendes: Direkte Fertigung gerundeter Aluminiumprofile beim
Strangpressen. ISBN 3-8265-6442-1

R. Kollack: Finite-Element-Simulation wirkmedienbasierter
Blechumformverfahren als Teil einer virtuellen Fertigung. ISBN 3-8265-6566-5

T. Weidner: Untersuchungen zu Verfahren und Werkzeugsystemen der
wirkmedienbasierten Blechumformung. ISBN 3-8265-6602-5

W. Homberg: Untersuchungen zur Hochdruckblechumformung und deren
Verfahrenskomponenten. ISBN 3-8265-8684-0

M. Rohleder: Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen im Produktentstehungsprozess von Blechformteilen. ISBN 3-8265-9977-2

V. Hellinger: Untersuchungen zur Methodik der Berechnung und Herstellung von leichten Stützkernverbunden. ISBN 3-8322-0104-1

A. Klaus: Verbesserung der Fertigungsgenauigkeit und der Prozesssicherheit des Rundens beim Strangpressen. ISBN 3-8322-0208-0

B. Heller: Halbanalytische Prozess-Simulation des Freibiegens von Fein- und Grobblechen. ISBN 3-8322-0923-9

A. Wellendorf: Untersuchungen zum konventionellen und wirkmedienbasierten Umformen von komplexen Feinstblechbauteilen. ISBN 3-8322-2435-1

C. Klimmek: Statistisch unterstützte Methodenplanung für die Hochdruck-Blechumformung. ISBN 3-8322-2994-9

R. Krux: Herstellung eigenschaftsoptimierter Bauteile mit der Hochdruck-Blechumformung und Analyse der induzierten Eigenspannungen. ISBN 3-8322-3551-5

S. Jadhav: Basic Investigations of the Incremental Sheet Metal Forming Process on a CNC Milling Machine. ISBN 3-8322-3732-1

C. Beerwald: Grundlagen der Prozessauslegung und -gestaltung bei der elektromagnetischen Umformung. ISBN 3-8322-4421-2

A. Brosius: Verfahren zur Ermittlung dehnratenabhängiger Fließkurven mittels elektromagnetischer Rohrumformung und iterativer Finite-Element-Analysen. ISBN 3-8322-4835-8

R. Ewers: Prozessauslegung und Optimierung des CNC-gesteuerten Formdrückens. ISBN 3-8322-5177-4

T. Langhammer: Untersuchungen zu neuen Konzepten für PKW-Kraftstoffbehälter. ISBN 3-8322-5300-9

M. Schikorra: Modellierung und simulationsgestützte Analyse des Verbundstrangpressens. ISBN 3-8322-5506-0

M. Schomäcker: Verbundstrangpressen von Aluminiumprofilen mit endlosen metallischen Verstärkungselementen. ISBN 978-3-8322-6039-2

N. Ridane: FEM-gestützte Prozessregelung des Freibiegens. ISBN 978-3-8322-7253-1

R. Shankar: Surface Reconstruction and Tool Path Strategies for Incremental Sheet Metal Forming. ISBN 978-3-8322-7314-9

- U. Dirksen: Testumgebung für Prozessregelungen zum Drei-Rollen-Profilbiegen mit virtuellem und realem Biegeprozess.
ISBN 978-3-8322-7673-7
- D. Risch: Energietransfer und Analyse der Einflussparameter der formgebundenen elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8322-8360-5
- M. Marré: Grundlagen der Prozessgestaltung für das Fügen durch Weiten mit Innenhochdruck. ISBN 978-3-8322-8361-2
- D. Becker: Strangpressen 3D-gekrümmter Leichtmetallprofile.
ISBN 978-3-8322-8488-6
- V. Psyk: Prozesskette Krümmen - Elektromagnetisch Komprimieren - Innenhochdruckumformen für Rohre und profilförmige Bauteile.
ISBN 978-3-8322-9026-9
- M. Trompeter: Hochdruckblechumformung großflächiger Blechformteile.
ISBN 978-3-8322-9080-1
- H. Karbasian: Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehärteter Bauteile. ISBN 978-3-8322-9250-8
- M. J. Gösling: Metamodell unterstützte Simulation und Kompensation von Rückfederungen in der Blechumformung. ISBN 978-3-8322-9355-0
- H. Pham: Process Design for the Forming of Organically Coated Sheet Metal.
ISBN 978-3-8440-0309-3
- B. Rauscher: Formschlüssig verbundene Metall-Kunststoff-Hybridbauteile durch Integration von Blechumformung und Spritzgießen.
ISBN 978-3-8440-0655-1
- T. Cwiekala: Entwicklung einer Simulationsmethode zur zeiteffizienten Berechnung von Tiefziehprozessen.
ISBN 978-3-8440-0701-5
- M. Hermes: Neue Verfahren zum rollenbasierten 3D-Biegen von Profilen.
ISBN 978-3-8440-0793-0
- N. Ben Khalifa: Strangpressen schraubenförmiger Profile am Beispiel von Schraubenrotoren.
ISBN 978-3-8440-0969-9
- J. Kolbe: Thermisch beschichtete, faserverstärkte Polymerwerkzeuge für die Umformung höherfester Blechwerkstoffe.
ISBN 978-3-8440-1353-5

L. Kwiatkowski: Engen dünnwandiger Rohre mittels dornlosen Drückens.
ISBN 978-3-8440-1381-8

T. Kloppenborg: Analyse- und Optimierungsmethoden für das
Verbundstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-1384-9

A. Schuster: Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten Stählen
und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften.
ISBN 978-3-8440-1581-2

A. Jäger: Strangpressen von Aluminiumprofilen mit prozessintegrierter
umformtechnischer Weiterverarbeitung.
ISBN 978-3-8440-1654-3

M. M. Hussain: Polymer Injection Sheet Metal Forming – Experiments and
Modeling.
ISBN 978-3-8440-2041-0

M. S. Aydin: Efficient Parameter Characterization for Hardening and Yield
Locus Models for Sheet Metals.
ISBN 978-3-8440-2118-9

A. Canpolat: Experimentelle und numerische Bewertung der
Fließortbestimmung mittels Kreuzzugversuch.
ISBN 978-3-8440-2126-4

V. Güley: Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion.
ISBN 978-3-8440-2476-0

D. Pietzka: Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren
Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunden.
ISBN 978-3-8440-2538-5

M. Haase: Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with
Integrated Equal Channel Angular Pressing.
ISBN 978-3-8440-2571-2

Q. Yin: Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im
ebenen Torsionsversuch.
ISBN 978-3-8440-2839-3

C. Becker: Inkrementelles Rohrumformen von hochfesten Werkstoffen.
ISBN 978-3-8440-2947-5

R. Hölker: Additiv hergestellte Werkzeuge mit lokaler Innenkühlung zur
Produktivitätssteigerung beim Aluminium-Strangpressen.
ISBN 978-3-8440-3149-2

C. Weddeling: Electromagnetic Form-Fit Joining.
ISBN 978-3-8440-3405-9

A. Güner: In-situ stress analysis with X-ray diffraction for yield locus Determination.
ISBN 978-3-8440-3414-1

A. Güzel: Microstructure Evolution during Thermomechanical Multi-Step Processing of Extruded Aluminum Profiles.
ISBN 978-3-8440-3428-8

S. Hänisch: Verzugsanalyse kaltmassivumgeformter und wärmebehandelter Bauteile.
ISBN 978-3-8440-3761-6

A. Foydl: Strangpressen partiell verstärkter Aluminiumprofile.
ISBN 978-3-8440-3875-0

A. Weinrich Mora: Das Freibiegen mit inkrementeller Spannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-4221-4

S. Cai: Tailored and double-direction pressure distributions for vaporizing-foil Forming.
ISBN 978-3-8440-4255-9

G. Sebastiani: Erweiterung der Prozessgrenzen inkrementeller Blechumformverfahren mittels flexibler Werkzeuge.
ISBN 978-3-8440-4359-4

C. Pleul: Das Labor als Lehr-Lern-Umgebung in der Umformtechnik. Entwicklungsstrategie und hochschuldidaktisches Modell.
ISBN 978-3-8440-4569-7

H. Hassan: Springback in deep drawing – Accurate prediction and reduction.
ISBN 978-3-8440-4924-4

L. Chen: An Investigation of Failure Mechanisms in Forming of Monolithic and Composite Sheets.
ISBN 978-3-8440-5168-1

L. Hiegemann: Glattwalzen beschichteter Oberflächen.
ISBN 978-3-8440-5419-4

G. Georgiadis: Hot stamping of thin-walled steel components.
ISBN 978-3-8440-5435-4

S. P. Afonichev: Numerische Simulation der Umformung von Sandwichblechen unter Berücksichtigung großer Krümmungen.
ISBN 978-3-8440-5471-2

D. May: Globally Competent Engineers. Internationalisierung der Ingenieurausbildung am Beispiel der Produktionstechnik.
ISBN 978-3-8440-5615-0

H. Chen: Granular medium-based tube press hardening.
ISBN 978-3-8440-5701-0

G. Grzancic: Verfahrensentwicklung und Grundlagenuntersuchungen zum Inkrementellen Profilverformen.
ISBN 978-3-8440-5889-5

S. Alkas Yonan: Inkrementelle Kaltumformung von Thermoplasten.
ISBN 978-3-8404-6026-3

P. Siczakarek: Inkrementelle Blechmassivumformung.
ISBN 978-3-8440-6118-5

S. Ossenkemper: Verbundfließpressen in konventionellen Fließpresswerkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6175-8

K. Isik: Modelling and characterization of damage and fracture in sheet-bulk metal forming.
ISBN 978-3-8440-6278-6

S. Gies: Thermische Spulenverluste bei der elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8440-6468-1

C. H. Löbbgen, Brüggemann: Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6485-8

J. Lueg-Althoff: Fügen von Rohren durch elektromagnetische Umformung – Magnetpulsschweißen.
ISBN 978-3-8440-6558-9

C. Dahnke: Verbundstrangpressen adaptiver Leichtbaukomponenten aus Aluminium und Formgedächtnislegierungen.
ISBN 978-3-8440-6630-2

O. K. Demir: New test and interpretation of electromagnetic forming limits of sheet metal.
ISBN 978-3-8440-6986-0

M. Schwane: Entwicklung und Eigenschaften von Längspressnähten beim Aluminiumstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-6994-5

R. Meya: Schädigungskontrolliertes Blechbiegen mittels
Druckspannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-7510-6

