

BEITRÄGE ZUR UMFORMTECHNIK



Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA
Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart

Thorben Schiemann

76 Mechanismen der Faltenbildung beim Bundanstauchen an hohlen Fließpressteilen



Universität Stuttgart

Mechanismen der Faltenbildung beim Bundanstauchen an hohlen Fließpressteilen

**Von der Fakultät Konstruktions-, Produktions- und Fahrzeugtechnik
der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigte
Abhandlung**

**von
Thorben Schiemann
aus Stadthagen**

**Hauptberichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA
Mitberichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Peter Groche**

Tag der mündlichen Prüfung: 06. Juni 2016

**Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart
Erscheinungsjahr 2016**

Dipl.-Ing. Thorben Schiemann

Institut für Umformtechnik

Universität Stuttgart

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA

Institut für Umformtechnik

Universität Stuttgart

D93

ISBN 978-3-946818-01-4

Institut für Umformtechnik

Universität Stuttgart

Holzgartenstraße 17

70174 Stuttgart

www.ifu.uni-stuttgart.de

Printed in Germany

Für Cornelia, Ole und Annelene

Geleitwort des Herausgebers

Die langjährige Buchreihe „Beiträge zur Umformtechnik“ enthält Forschungsberichte oder abgeschlossene Dissertationen, die am des Instituts für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart oder durch eine Zusammenarbeit zwischen dem Institut und einem Unternehmen entstanden sind bzw. um andersartige Abschlussberichte langjähriger Forschungsarbeiten.

Umformen ist die gezielte Änderung der Form, der Oberfläche und der Eigenschaften eines metallischen Körpers unter Beibehaltung von Masse und Stoffzusammenhalt.

Diese Definition für das Umformen metallischer Körper in Anlehnung an DIN 8580 beschreibt nicht nur die gezielte Änderung der Form, sondern auch die gezielte Änderung der Oberfläche und der Eigenschaften des Produktes durch den Umformvorgang. Die Technik des Umformens befasst sich daher mit einer möglichst guten Vorausbestimmbarkeit von finalen Produkteigenschaften, wobei die mathematische Beschreibung und die Modellbildung des Umformprozesses eine grundlegende Voraussetzung für die numerische Simulation mithilfe der Methode der Finiten Elemente (FEM) liefert.

Oftmals geht die intuitive, auf aktuellen Grundlagenerkenntnissen basierende Forschung in der Umformtechnik zusammen mit einer experimentellen Herangehensweise an neue Fragestellungen einher. Die dabei erzielten Forschungsergebnisse dienen dem allgemeinen Wissenserwerb und dem Grundlagenverständnis von werkstofflichen und verfahrensspezifischen Phänomenen und sind somit nicht nur für Wissenschaftler, sondern auch für die in der Praxis stehenden Ingenieure von grundsätzlicher Bedeutung.

Stets kürzere Entwicklungszeiten für neue Produkte der Umformtechnik einerseits und veränderte Wertschöpfungsketten, die Dynamik von Märkten, neue Technologien sowie veränderte Randbedingungen, wie z. B. Leichtbaubestrebungen und Initiativen im Sinne von Industrie 4.0, erfordern heute eine besondere Intensivierung der anwendungstechnisch ausgerichteten Forschung und Entwicklung auf diesen Gebieten. Moderne Forschungsstellen sind in beide Prozesse eingebunden: zum einen in die Grundlagenforschung mit Blick auf Werkstoffe, Verfahren und Maschinen der Umformtechnik und zum anderen in vorwettbewerbliche bzw. stark anwendungsorientierte Prozesse der Lösungsfindung.

Ziel und Motivation für die Herausgabe dieser Berichte ist daher die Publikation solcher teils grundlagenorientierter, teils recht praxisorientierter Forschungs- und Entwicklungsarbeiten, die an meinem Institut entstehen. Ein weiteres Ziel dieser Buchreihe ist das Bereitstellen einer fundierten Basis für weiterführende wissenschaftliche Arbeiten auf internationalem Niveau.

Mathias Liewald

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart.

Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA, Direktor des Instituts für Umformtechnik, danke ich für das entgegengebrachte Vertrauen, für die sehr wertvollen fachlichen Diskussionen und die wissenschaftlichen Freiheiten, die für die Anfertigung meiner Arbeit eine große Bedeutung hatten.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Peter Groche danke ich herzlich für die Übernahme des Mitberichtes sowie die fachlichen Diskussionen.

Mein Dank gilt auch den Mitarbeitern des Institutes für Umformtechnik, ohne deren Unterstützung die Durchführung meiner Arbeit nicht möglich gewesen wäre. Hr. Siegel und Hr. Altdörfer danke ich für die technische Unterstützung im Versuchsfeld, den Mitarbeitern der Werkstatt danke ich für die Anfertigung der zahlreichen Werkzeuge und Rohteile. Hervorheben möchte ich den Einsatz von Fr. Bedall, die einen Großteil der zahlreichen metallographischen Analysen durchgeführt hat.

Besonders möchte ich mich bei den Kollegen aus der Abteilung Massivumformung bedanken, allen voran Hr. Dr.-Ing. Alexander Felde, Abteilungsleiter der Abteilung Massivumformung, für die langjährige Unterstützung und Ermutigung sowie die fachlichen Diskurse. Den Herren Dr.-Ing. Stefan Rudolf, Dipl.-Ing. Christian Mletzko und Dipl.-Ing. Florian Dörr möchte ich für die fachlichen Diskussionen zur Methodik, Vorgehen und Durchführung dieser Arbeit bedanken, die meine wissenschaftliche Arbeit wesentlich geprägt haben. Hervorheben möchte ich auch den freundschaftlichen Zusammenhalt und die Unterstützung aller Kollegen in der Abteilung Massivumformung.

Ich möchte auch meinen Studenten: M. Sc. Michael Foisel, Dipl.-Ing. Peter Weidmann, B. Sc. Michael Till, B. Sc. Claudius Beiermeister, B. Sc. Patrick Siegmann und B. Sc. Michael Gianuzzi danken, die durch ihre tatkräftige Unterstützung und Hilfe zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Für die Finanzierung des Forschungsvorhabens IGF16496N *Erzeugen von Flanschen und Bunden an hohlen Fließpressteilen* möchte ich dem Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie danken. Für die Bereitstellung der finanziellen Mittel für die Studie GCFG 25 *Experimentelle Untersuchung und numerische Abbildung der Faltenbildung 2. Art beim Anstauchen von Bunden an hohlen Fließpressteilen* möchte ich der German Cold Forging Group danken.

Besonderer Dank gilt meinen Eltern und meiner Familie für die bedingungslose Unterstützung während des Studiums und der Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter.

Bei meiner Frau Cornelia, meinem Sohn Ole und meiner Tochter Annelene möchte ich mich für die bedingungslose Unterstützung, die unermüdliche Motivation zur Fertigstellung dieser Arbeit und ihre Geduld bedanken.

Inhaltsverzeichnis

GELEITWORT DES HERAUSGEBERS	A
VORWORT	B
INHALTSVERZEICHNIS	C
ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS.....	1
FORMELZEICHEN.....	2
KURZFASSUNG.....	6
ABSTRACT	9
1 EINLEITUNG.....	12
2 STAND DER TECHNIK	14
2.1 GRUNDLAGEN DES FLIEßPRESSENS UND DES STAUCHENS	14
2.2 WIRTSCHAFTLICHE BEDEUTUNG UMFORMENDER VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG VON LEICHTBAUKOMPONENTEN	17
2.3 HERSTELLUNG ROHRFÖRMIGER HALBZEUGE ZUR WEITERVERARBEITUNG ZU LEICHTBAUKOMPONENTEN	19
2.4 UMFORMTECHNISCHE VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG VON HOHLEN PRESSTEILEN MIT BUND AUSGEHEND VOM HOHLEN HALBZEUG	21
2.4.1 STAUCHEN VON HOHLEN HALBZEUGEN	21
2.4.2 QUERFLIEßPRESSEN VON HOHLEN HALBZEUGEN.....	26
2.4.3 VERFAHRENSKOMBINATIONEN UND SONDERVERFAHREN ZUR HERSTELLUNG VON BUNDWELLEN AUSGEHEND VON HOHLEN HALBZEUGEN.....	31
2.5 VERFAHRENSGRENZEN BEIM (KALT)UMFORMEN HOHLER HALBZEUGE ZU BUNDWELLEN.....	39
2.5.1 GEOMETRISCHE GRENZEN DER BETRACHTETEN VERFAHREN	39
2.5.2 ÜBERSCHREITUNG DES FORMÄNDERUNGSVERMÖGENS	39
2.5.3 ÄQUATORIALE FALTENBILDUNG.....	39
3 MOTIVATION UND ZIELSETZUNG DER ARBEIT	42
3.1 PROBLEMSTELLUNG	42
3.2 MOTIVATION UND ZIELSETZUNG	43
4 PARAMETRISIERUNG DER NUMERISCHEN MODELLE.....	45
4.1 SIMULATIONSSOFTWARE UND SIMULATIONSMODELL	45
4.2 VERWENDETE PRÜFMASCHINE ZUR AUFNAHME DER MATERIALKENNWERTE.....	46
4.3 VORGEHENSWEISE ZUR AUFNAHME DER MATERIALDATEN UND DER EXTRAPOLATION ZU HOHEN UMFORMGRADEN	47
4.4 ÜBERPRÜFUNG DER VORHERSAGEGÜTE DER GEWÄHLTEN MATERIALMODELLE.....	51
4.5 GRUNDLAGEN DER STOCHASTISCHEN SIMULATION	57
4.5.1 VORGEHENSWEISE FÜR DIE NUMERISCHEN SENSITIVITÄTSANALYSEN	57
4.5.2 EINGESETZTE SAMPLINGMETHODE ZUR DURCHFÜHRUNG DER SENSITIVITÄTSANALYSEN	57
4.5.3 KORRELATIONSANALYSEN.....	58
5 UNTERSUCHUNGSMETHODEN UND VERWENDETE ANLAGENTECHNIK	60
5.1 EINGESETZTE VERSUCHSWERKSTOFFE	60
5.1.1 EINSATZSTAHL 20MoCr4.....	60

5.1.2	EINSATZSTAHL 16MnCrS5.....	61
5.1.3	UNLEGIERTER VERGÜTUNGSSTAHL Cf53.....	62
5.1.4	ALUMINIUMKNETLEGIERUNG EN AW6082.....	63
5.2	PARAMETER DER WÄRMEBEHANDLUNG.....	64
5.2.1	WEICHGLÜHEN (GKZ-GLÜHEN +AC) VON STAHLWERKSTOFFEN	64
5.2.2	FP-GLÜHEN VON STAHLWERKSTOFFEN	65
5.2.3	REKRISTALLISATIONSGLÜHEN VON STAHLWERKSTOFFEN	66
5.2.4	WEICHGLÜHEN VON ALUMINIUMLEGIERUNGEN (-O).....	67
5.3	VERWENDETE UMFORMMASCHINEN.....	68
5.4	PROZESSROUTEN UND VERFAHRENSKOMBINATIONEN ZUR HERSTELLUNG DER BUNDWELLEN. 70	
5.4.1	PROZESSROUTEN ZUR UNTERSUCHUNG MEHRSTUFIGER UMFORMVERFAHREN ZUR HERSTELLUNG HOHLER BUNDWELLEN	70
5.4.2	VERFAHRENSKOMBINATIONEN ZUR UNTERSUCHUNG DER HERSTELLUNG VON BUNDWELLEN	76
5.5	VERSUCHSWERKZEUGE	78
5.6	INDUKTIVE ERWÄRMUNGSANLAGE.....	82
5.7	MESSTECHNIK	83
5.8	PROBENPRÄPARATION UND GEFÜGEANALYSE	83
6	MECHANISMEN DER FALTENBILDUNG BEIM BUNDANSTAUCHEN VON HOHLEN FLIEßPRESSTEILEN	85
6.1	FALTENBILDUNG 1. ART ALS FOLGE INSTABILEN AUSKNICKENS DES HOHLEN HALBZEUGES....	85
6.2	FALTENBILDUNG 2. ART ALS FOLGE LOKALISierter VERFESTIGUNG UND OBERFLÄCHENVERKLEINERUNG	86
6.3	FALTENBILDUNG 3. ART ALS FOLGE LOKALISierter OBERFLÄCHENVERKLEINERUNG	93
6.4	MECHANISMEN DER FALTENBILDUNG IN DER ÜBERSICHT	94
7	UNTERSUCHUNG DER FALTENBILDUNG 1. ART	96
7.1	NUMERISCHE SENSITIVITÄTSANALYSE ZUR IDENTIFIZIERUNG WEITERER EINFLUSSGRÖßEN AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART	96
7.2	EINFLUSS GEOMETRISCHER PROZESSGRÖßEN AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART	102
7.2.1	EINFLUSS DER WERKZEUGEOMETRIE SOWIE KINEMATISCHER, TRIBOLOGISCHER UND THERMISCHER GRÖßEN AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART.....	104
7.2.2	EINFLUSS DER FERTIGUNGSTOLERANZEN DER HALBZEUGGEOMETRIE AUF DIE FALTENTIEFE	106
7.3	EINFLUSS DER UMFORMTEMPERATUR AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART.....	108
7.3.1	NUMERISCHE SENSITIVITÄTSANALYSE ZUR BESTIMMUNG DES TEMPERATUREINFLUSSES AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART	108
7.3.2	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNG DES EINFLUSSES DER UMFORMTEMPERATUR AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART.....	110
7.4	EINFLUSS DER UMFORMGESCHWINDIGKEIT AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART.....	113
7.5	EINFLUSS DER UMFORMHISTORIE AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART	117
7.5.1	NUMERISCHE UNTERSUCHUNG DES EINFLUSSES DER UMFORMHISTORIE AUF DIE FALTENBILDUNG 1. ART.....	122
8	UNTERSUCHUNG DER FALTENBILDUNG 2. ART	129
8.1	VERMEIDUNG DER FALTENBILDUNG 1. ART ALS VORAUSSETZUNG ZUR ENTSTEHUNG (UNTERSUCHUNG) DER FALTENBILDUNG 2. ART.....	129
8.2	EXPERIMENTELLE IDENTIFIZIERUNG VON EINFLUSSGRÖßEN AUF DIE FALTENBILDUNG 2. ART	130
8.2.1	EINFLUSS DES WERKSTOFFES UND DES GEFÜGES AUF DIE FALTENBILDUNG 2. ART	130
8.2.2	EINFLUSS DER OBERFLÄCHENQUALITÄT DES HOHLEN HALBZEUGES VOR DER UMFORMUNG AUF DIE FALTENBILDUNG 2. ART	132
8.2.3	EINFLUSS DER UMFORMHISTORIE DES HOHLEN HALBZEUGES AUF DIE FALTENBILDUNG 2. ART BEIM ZWEISTUFIGEN BUNDANSTAUCHEN	137
8.2.4	EINFLUSS DES WERKSTOFFFLUSSES AUF DIE FALTENBILDUNG 2. ART	144

9	EMPIRISCHES SCHÄDIGUNGSMODELL ZUR VORHERSAGE DER FALTE 2. ART	149
9.1	ÜBERSICHT ÜBER SINNVOLLE MODELLE ZUR BESCHREIBUNG DER FALTENBILDUNG 2. ART ..	149
9.2	ANALYSE DES ANWENDUNGSPROBLEMS	150
9.2.1	BERÜCKSICHTIGUNG DER KRITISCHEN OBERFLÄCHENVERKLEINERUNG	150
9.2.2	BERÜCKSICHTIGUNG DER KRITISCHEN LOKALEN (VOR-)VERFESTIGUNG	151
9.2.3	BERÜCKSICHTIGUNG DES WERKSTOFFFLUSSES	151
9.2.4	BERÜCKSICHTIGUNG DER OBERFLÄCHENRAUIGKEIT DES HOHLEN HALBZEUGES	151
9.2.5	BERÜCKSICHTIGUNG DER UMFORMTEMPERATUR	151
9.3	GRUNDLAGEN DES FALTENKRITERIUMS ZUR VORHERSAGE DER FALTENBILDUNG 2. ART	152
9.4	BESCHREIBUNG DER EXPERIMENTELL ERMITTELTEN EINFLUSSGRÖßEN MIT MATHEMATISCHEN, EMPIRISCHEN TERMEN.....	152
9.4.1	OBERFLÄCHENVERKLEINERUNG ÜBER ÄNDERUNG DER HÖHE DER INNEREN MANTELFLÄCHE	154
9.4.2	BERECHNUNG DER LOKALE VERFESTIGUNG AUS DEM VERGLEICHSUMFORMGRAD	156
9.4.3	BESTIMMUNG DER OBERFLÄCHENRAUIGKEIT ÜBER EINEN FAKTOR	156
9.4.4	BERECHNUNG DER UMFORMTEMPERATUR AUS DER ELEMENTTEMPERATUR	156
9.5	VISUALISIERUNG DER FALTENBILDUNG IM POST-PROCESSING	157
9.5.1	NEUVERNETHUNGALGORITHMUS	158
10	EXPERIMENTELLE ABSICHERUNG NUMERISCHER VORHERSAGEN	160
10.1	PARAMETRISIERUNG DER GLEICHUNG ZUR BERECHNUNG DES FALTENWERTES	160
10.2	ABSICHERUNG UND VALIDIERUNG.....	161
10.3	ÜBERTRAGBARKEIT DES PARAMETRISIERTEN FALTENKRITERIUMS AUF ANDERE VERFAHREN	165
11	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	167
11.1	AUSBLICK UND ZUKÜNFTIGE ARBEITEN	171
ANHANG		173
LITERATURVERZEICHNIS		208
CURRICULUM VITAE		216

Abkürzungsverzeichnis

2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
ALHS	Advanced Latin Hypercube Sampling
CoP	Coefficient of Prognosis
DoE	Design of Experiments
FALTEB	Subroutine zur Berechnung des Faltenwertes
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FP	Ferritisch-perlitisch
GKZ	Globular kugeliger Zementit
Gleeble	Thermomechanisches Prüfsystem
HDPE	Polyethylen
IT	Informationstechnologie
LHS	Latin Hypercube Sampling
MARCK	Subroutine zur Markierung der Falte
Matlab	Programmiersprache für numerische Berechnungen
MOP	Metamodel of Optimal Prognosis
NRFP	Napf-Rückwärts-Fließpressen
NVFP	Napf-Vorwärts-Fließpressen
OEM	Original Equipment Manufacturer
PKW	Personenkraftwagen
PTFE	Polytetrafluorethylen
QFP	Quer-Fließpressen
QMW	Quadratischer Mittelwert
RT	Raumtemperatur
SFTC	Scientific Forming Technologies Company
TRACK	Subroutine zur Verfolgung des Faltenortes
WRISTD	Subroutine zur Bestimmung der Koordinaten des Faltenortes

Formelzeichen

Lateinische Symbole

a	[mm]	Tiefe der Kavität beim abgesetzten Innendorn
A	[–]	Koeffizient des Faltenkriteriums
A	[mm ²]	Elementfläche
A_0	[mm ²]	Elementfläche vor der Umformung
A_I	[mm ²]	Elementfläche zum i-ten Integrationsschritt
B	[–]	Koeffizient des Faltenkriteriums
C_{zges}	[N/m]	Federkonstante für die Gesamtdehnung des Pressenrahmens
C_{zWZ}	[N/m]	Federkonstante für axiale Dehnung des Werkzeuges
D	[–]	Damagewert
D	[kN/mm]	Gesamtdehnung der Presse
$\emptyset D_A$	[mm]	Aussendurchmesser des hohlen Halbzeuges
$\emptyset D_{A0}$	[mm]	Aussendurchmesser des hohlen Halbzeuges
$\emptyset D_{A1}$	[mm]	Aussendurchmesser des Halbzeuges nach der 1. Stauchstufe
$\emptyset D_{A2}$	[mm]	Aussendurchmesser des Halbzeuges nach der 2. Stauchstufe
$\emptyset D_{AD}$	[mm]	Aussendurchmesser des Innendornes
$\emptyset D_{AN}$	[mm]	Aussendurchmesser des gepressten Napfes
$\emptyset D_B$	[mm]	Bunddurchmesser
$\emptyset D_{B1}$	[mm]	Aussendurchmesser des Bundes nach der 1. Stauchstufe
$\emptyset D_{B2}$	[mm]	Aussendurchmesser des Bundes nach der 2. Stauchstufe
$\emptyset D_I$	[mm]	Innendurchmesser des hohlen Halbzeuges
$\emptyset D_{I0}$	[mm]	Innendurchmesser des hohlen Halbzeuges
$\emptyset D_{I1}$	[mm]	Innendurchmesser des Halbzeuges nach der 1. Stauchstufe
$\emptyset D_{I2}$	[mm]	Innendurchmesser des Halbzeuges nach der 2. Stauchstufe
$\emptyset D_{If}$	[mm]	Aussendurchmesser der Faltentiefe
$\emptyset D_{IN}$	[mm]	Innendurchmesser des gepressten Napfes
$\emptyset D_m$	[mm]	Kleinster Durchmesser am abgesetzten Innendorn
D_{Krit}	[–]	Kritischer Schädigungswert
$\emptyset D_{RTN}$	[mm]	Aussendurchmesser des Rohteils für das NRFP
$\emptyset D_{Spule}$	[mm]	Spulendurchmesser der Induktionsspule

dF	[–]	Änderung des Faltenwertes
f	[Hz]	Frequenz
f	[–]	Faltenindex
F	[–]	Faltenwert
F_i	[–]	Faltenwert zum i-ten Integrationsschritt
F_{i+1}	[–]	Faltenwert zum Integrationsschritt i+1
F_{krit}	[–]	Kritischer Faltenwert
h	[mm]	Höhe des verzerrten Elementes
h_0	[mm]	Höhe des hohlen Halbzeuges nach der spanenden Bearbeitung
h_0	[mm]	Höhe der Stauchprobe
h_0	[mm]	Höhe des oberen Grundkörpers bis zum Bund
h_0	[mm]	Höhe des unverzerrten Elementes
h_1	[mm]	Höhe des hohlen Halbzeuges nach der 1. Stauchstufe
h_2	[mm]	Höhe des hohlen Halbzeuges nach der 2. Stauchstufe
h_b	[mm]	Bundhöhe nach der 2. Stauchstufe
HB	[–]	Härte nach Brinell
h_{IN}	[mm]	Innenhöhe des Napfes nach dem NRFP
h_i	[mm]	Innenhöhe des hohlen Halbzeuges
h_{RTN}	[mm]	Höhe des Rohteils vor dem NRFP
h_s	[mm]	Freie Stauchhöhe; freie Höhe des formgebenden Werkzeuges
h_{smin}	[mm]	Notwendige Mindestknicklänge
H_{Spule}	[mm]	Höhe der Induktionsspule
h_U	[mm]	Höhe des unteren Grundkörpers bis zum Bund
HV	[N/mm ²]	Härte nach Vickers
K	[–]	Faktor zur Berechnung des maximalen Flanschvolumens
K_1	[–]	Faktor zur Berechnung des maximalen Flanschvolumens
K_1	[–]	Faktor für Materialmodell
K_2	[–]	Faktor zur Berechnung des maximalen Flanschvolumens
K_2	[–]	Faktor für Materialmodell
K_3	[–]	Faktor für Materialmodell
k_f	[MPa]	Fließspannung

m	$[-]$	Reibfaktor
m	$[-]$	Geschwindigkeitsexponent
m	$[mm]$	Länge der Mantelfläche des verzerrten Elementes
m_0	$[mm]$	Länge der Mantelfläche des unverzerrten Elementes
n	$[-]$	Verfestigungsexponent
P_{max}	$[kW]$	Maximale Leistung der Induktionsspule
r	$[mm]$	Radius der Unterkante des verzerrten Elementes
R	$[mm]$	Radius der Oberkante des verzerrten Elementes
R_A	$[\mu m]$	Mittlere Rauheit
R'_A	$[-]$	Faktor zur Berechnung des Faltenwertes
r_0	$[mm]$	Stauchprobenradius
r_0	$[mm]$	Radius der Unterkante des unverzerrten Elementes
R_0	$[mm]$	Radius der Oberkante des unverzerrten Elementes
R_I	$[mm]$	Radius der inneren Mantelfläche
$R_{Stauchbahn}$	$[mm]$	Stauchbahnradius
s	$[mm]$	Höhenabnahme der Stauchprobe
s_0	$[mm]$	Wanddicke des hohlen Halbzeuges
s_1	$[mm]$	Knotenabstand
s_2	$[mm]$	Knotenabstand
s_{ges}	$[mm]$	Gesamtknotenabstand
T	$[^{\circ}C]$	Halbzeugtemperatur
t_f	$[mm]$	Faltentiefe
T_i	$[^{\circ}C]$	Knotentemperatur
T_m	$[^{\circ}C]$	Schmelztemperatur
T_R	$[^{\circ}C]$	Raumtemperatur
T_{WZ}	$[^{\circ}C]$	Werkzeugtemperatur
V	$[mm/s]$	Stößelgeschwindigkeit
V_f	$[mm^3]$	Flanschvolumen
$V_{Stößel}$	$[mm/s]$	Stößelgeschwindigkeit

Griechische Symbole

α	[°]	Winkel
β	[-]	Konstante
β	[°]	Winkel
ε_A	[-]	Bezogene Querschnittsänderung beim NRFP
ε_{Amin}	[-]	Minimale bezogene Querschnittsänderung beim NRFP
ε_{Amax}	[-]	Maximale bezogene Querschnittsänderung beim NRFP
ϑ	[-]	Konstante
λ	[-]	Konstante
μ	[-]	Reibungszahl
π	[-]	Kreiszahl
φ	[-]	Logarithmischer Umformgrad
$\dot{\varphi}$	[-]	Umformgeschwindigkeit
$\dot{\varphi}_0$	[-]	Konstante
φ_v	[-]	Vergleichsumformgrad nach v. Mises
ψ	[-]	Oberflächenverkleinerung
ψ_i	[-]	Knotenweise Oberflächenverkleinerung

Kurzfassung

Der wirtschaftliche Durchbruch des Kaltfließpressens von Stahl gelang in den 1930er Jahren nach erfolgreicher Umsetzung des sogenannten Singer Patents [PAT59], das ein Verfahren zur Phosphatierung der für die Kaltformgebung eingesetzten Halbzeuge aus Stahl beschreibt. Die wirtschaftliche Bedeutung des Fließpressens und des Stauchens nahm im Zuge der Industrialisierung und der Massenproduktion stetig zu. Der Automobilsektor gilt gemeinhin als der größte Abnehmer für durch Fließpressen und Stauchen hergestellte Bauteile. Weitere große Abnehmer sind der allgemeine Maschinenbau und die Bauindustrie. Durch Fließpressen hergestellte Bauteile zeichnen sich gegenüber durch andere Fertigungsverfahren hergestellte Bauteile aus Stahl vor allem durch die überlegenen mechanischen Eigenschaften aufgrund der fertigungsbedingten Kaltverfestigung sowie des belastungsgerechten Faserverlaufs aus. Darüber hinaus sind sehr hohe Mengenleistungen sowie einbaufertige Form-, Maß- und Lagetoleranzen (zwischen IT6 – IT11 [VDI98]) erzielbar. Die Oberfläche fließgepresster Bauteile weist eine geringe Rauigkeit auf. Angesichts der globalen Ressourcenknappheit nimmt ein weiterer Vorteil dieses Fertigungsverfahrens – die Ressourceneffizienz – einen immer höheren Stellenwert ein. Fortschritte bei den Fertigungsverfahren zur Herstellung der für die Formgebung benötigten Umformwerkzeuge, wie z.B. das Senkerodieren und das Drahtschneiden sowie Weiterentwicklungen der Werkzeug- und auch Werkstückwerkstoffe und der für die Umformung benötigten tribologischen Systeme, erlauben die Herstellung immer komplexerer Komponenten [Lan08].

Die komplexen Fertigungsprozessketten bei der Herstellung von Kaltfließpress- und Kaltschachteilen beginnen im Walzwerk mit dem Design des für den Anwendungsfall benötigten Werkstoffes. Bei der Weiterverarbeitung vom Draht erfolgt meist eine Reduzierung des Ausgangsdurchmessers durch eine oder mehrere Ziehstufen, die Vereinzelung durch einen Scherprozess und die mehrstufige Umformung. Dem Umformprozess können Weiterverarbeitungsschritte wie das Walzen und das Spanen angeschlossen sein. Darüber hinaus sind Veredelungsprozesse wie das Verzinken und Wärmebehandlungsprozesse zur Erreichung der notwendigen Bauteilfestigkeiten möglich.

Die Komplexität dieser Prozessketten in Verbindung mit dem globalen Kostendruck und bedarfssynchroner Produktionen erfordert die frühzeitige Erkennung und Vermeidung von Fehlern, möglichst bereits während der Entwicklungsphase. Ein Hilfsmittel zur frühzeitigen Fehlererkennung ist die Methode der finiten Elemente und die auf ihr basierenden Computerprogramme zur Umform- und Prozesssimulation. Erklärtes Ziel aktueller Entwicklungen im Bereich der Massivumformung (z.B. Forschungsverbund Massiver Leichtbau) ist die virtuelle Abbildung dieser Prozessketten, die nicht nur die Herstellung des Umformteils, sondern auch mögliche Wärmebehandlungsschritte sowie das Verhalten des Bauteils unter Einsatzbedingungen berücksichtigen.

Voraussetzung für die frühzeitige Erkennung von Fertigungsfehlern ist eine ausreichende Kenntnis über deren Ursache, die Mechanismen zur Entstehung dieser Fehler sowie der daraus abgeleiteten Ansätze zur Vermeidung dieser Fehler. Die vorliegende Arbeit setzt an diesem Punkt an und enthält Untersuchungsergebnisse zu Entstehungsarten, Ursachen, numerischer Darstellung sowie Abstellmaßnahmen des Umformfehlers *äquatoriale Faltenbildung* beim zweiseitig eingespannten, innen geführten Bundanstauchen hohler Fließpressesteile.

Die eingangs erwähnte Ressourceneffizienz durch Kaltmassivumformung hergestellter Leichtbauteile lässt sich durch Verwendung hohler Halbzeuge als Ausgangsmaterial weiter steigern.

In **Kapitel 1** und **Kapitel 2** der vorliegenden Arbeit werden daher neben den Grundlagen des Fließpressens und des Stauchens verschiedene Herstellungsmöglichkeiten rohrförmiger Halbzeuge und in **Kapitel 2.4** deren umformtechnische Weiterverarbeitung zu hohlen Bundwellen mittels Stauchen, Quer-Fließpressen und zahlreicher Sonderverfahren zusammengefasst. Ferner erfolgt die Darstellung bekannter verfahrensspezifischer Grenzen mit dem Schwerpunkt der äquatorialen Faltenbildung in einer übersichtlichen Form, aus der sich die in **Kapitel 3** beschriebene Motivation und Zielsetzung der vorliegenden Arbeit ableitet. Defizite verschiedener nationaler und internationaler wissenschaftlicher Arbeiten zur Thematik der vorliegenden Arbeit sind vor allem die Missachtung des Einflusses der Umformhistorie der hohlen Halbzeuge auf die Faltenbildung sowie fehlende Untersuchungen zum Einfluss mehrstufiger Umformverfahren, Wärmebehandlungen sowie kinematischer, thermischer und tribologischer Einflüsse auf die äquatoriale Faltenbildung. Aus dem Stand der Technik leitet sich darüber hinaus Forschungsbedarf zur numerischen Darstellung der bekannten und bislang unbekanntenen Faltenbildungsmechanismen ab. Die Parametrisierung der numerischen Modelle, die Vorgehensweise zur Ermittlung der dafür benötigten Materialkennwerte und die eingesetzten Sampling- und Auswertemethoden für die stochastischen Parameterstudien werden in **Kapitel 4** vorgestellt. In **Kapitel 5** werden die eingesetzten Untersuchungsmethoden, die verwendete Anlagentechnik sowie die mehrstufigen, experimentell und numerisch untersuchten Prozessrouten und Verfahrenskombinationen für die Generierung der Untersuchungsergebnisse der vorliegenden Arbeit vorgestellt.

In **Kapitel 6** werden die drei gefundenen und zur äquatorialen Faltenbildung beim zweiseitig eingespannten, innen geführten Bundanstauchen hohler Halbzeuge führenden Mechanismen erläutert und anhand numerischer sowie experimenteller Untersuchungen belegt. Metallographische Analysen unterstützten hierbei die wissenschaftliche Beweisführung. Es gibt, Stand heute, drei verschiedene zur Faltenbildung führende Mechanismen. Die Faltenbildung 1. Art, als Folge instabiler Ausknickens des hohlen Halbzeuges, wird signifikant von geometrischen Prozessgrößen wie der bezogenen freien Stauchhöhe und der Wanddicke des hohlen Halbzeuges beeinflusst. Die numerischen und experimentellen Untersuchungen in **Kapitel 7** zeigen darüber hinaus, dass das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges werkstoffunspecifisch ist und kinematische sowie thermische Einflussgrößen nicht signifikant sind. Über die im Stand der Technik dargestellten Einflussgrößen hinaus konnte gezeigt werden, dass die Umformhistorie bzw. die Vorverfestigung des hohlen Halbzeuges das instabile Ausknicken signifikant beeinflusst und die Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe in Richtung geringerer freier Stauchhöhen verschoben wird. Mittels geeigneter Wärmebehandlungen der umformtechnisch hergestellten hohlen Halbzeuge konnte die Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe erweitert werden (**Kapitel 7.5**). In **Kapitel 8** wird gezeigt, dass eine verfahrensspezifische, lokal sehr hohe, Verfestigung in Wechselwirkung mit der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges sowie der lokalen Oberflächenverkleinerung zu einem hohen Fließwiderstand innerhalb des Werkstückes führt und der von oben nachfließende Werkstoff im Bauteil eingeschlossen wird. Überlegungen, dass diese Faltenbildung 2. Art aufgrund Überschreitung des werkstoffspezifischen ertragbaren Formänderungsvermögens ein Riss ist, wurde durch REM- und EDX-Analysen in **Kapitel 6** widerlegt. Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen in **Kapitel 8.2.3** und **Kapitel 8.2.4** konnte darüber hinaus gezeigt werden, dass die lokale Verfestigung Hauptursache für die Faltenbildung 2. Art ist und durch eine geeignete Wärmebehandlung oder einen veränderten Stofffluss vermieden werden kann. Bei Vermeidung sowohl der Falte 1. Art als auch 2. Art kommt es aufgrund der verfahrensspezifischen kontinuierlichen Reduzierung der inneren Mantelfläche zu einer unvermeidbaren multiplen Faltenbildung 3. Art (**Kapitel 6.3**).

Die numerischen Untersuchungen zur prädiktiven Vorhersage der Faltenbildung 2. Art in **Kapitel 7.5** zeigen, dass mittels der in der verwendeten Simulationssoftware verfügbaren Schadenskriterien diese Art der Faltenbildung nicht darstellbar ist. Es wird daher in **Kapitel 9** die Vorgehensweise und die Umsetzung zur Entwicklung eines empirischen Schädigungsmodells zur Vorhersage der Faltenbildung 2. Art beschrieben. Die Beschreibung der experimentell bestimmten Einflussgrößen auf die Faltenbildung 2. Art erfolgte mit mathematisch, empirischen Termen und in **Kapitel 10** wird die Parametrisierung der Gleichungen mittels der vorliegenden experimentellen Datenbasis beschrieben. Die Validierung und Absicherung des empirischen Schädigungskriteriums sowie der Nachweis der Übertragbarkeit auf andere Verfahren erfolgt in den **Kapiteln 10.2** und **10.3**.

Kapitel 11 enthält eine Zusammenfassung der durchgeführten Forschungsarbeiten. Die gewonnenen Erkenntnisse über die Verfahrensgrenzen werden in werkstoffspezifischen Arbeitsdiagrammen übersichtlich dargestellt.

Die numerischen und experimentellen Ergebnisse dieser Arbeit machen deutlich, dass der Umformfehler Faltenbildung beim zweiseitig eingespannten und innen geführten Bundanstauchen differenziert und unter Beachtung der Fertigungsfolge, beginnend mit der Herstellung des hohlen Halbzeugs, betrachtet werden muss. Generell ist eine geringe Vorverfestigung des hohlen Halbzeuges vor dem Stauchprozess anzustreben. Darüber hinaus sollte eine möglichst geringe Oberflächenrauigkeit der inneren Mantelfläche angestrebt und das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges während des Stauchens berücksichtigt werden. Kinematische und tribologische Einflussgrößen auf die Bildung einer Falte können im Rahmen z.B. industriell erreichbarer Prozessgeschwindigkeiten vernachlässigt werden. Mittels des entwickelten und in eine kommerzielle Software implementierten, empirischen Schädigungsmodells konnte erstmals die Faltenbildung 2. Art mit einer relativ hohen Genauigkeit prädiktiv vorhergesagt werden. Die Ergebnisse dieser Arbeit leisten somit einen wichtigen Beitrag zur industriellen Prozessauslegung derartiger Umformprozesse.

Abstract

The economic breakthrough of cold extrusion of steel alloys succeeded in the 1930s, after successful implementation of the so-called Singer patent [PAT59], which describes a process for phosphating the semi-finished products used for the cold forging of steel. The economic importance of cold forging and upsetting steadily increased with industrialization and mass production. The automotive sector is the biggest consumer of components produced by cold forging and upsetting. Other major customers are the general engineering and construction industries. Components made by cold forging are distinguished from components manufactured by other manufacturing processes, in particular by the superior mechanical properties due to the work hardening and the load-oriented fibre flow. Moreover, a very high quantitative output as well as net-shape tolerances of dimension, position and form (between IT6 - IT11 [VDI98]) are achievable. The surface quality of cold forged products is high. Another advantage of this production method – the resource efficiency – is gaining in importance due to the global shortage of resources. Progress in the manufacturing process for the production of the forming tools, such as the EDM and wire cutting and further developments of the tool and the workpiece materials and the required tribological systems, permitting the production of increasingly complex components [Lan08].

The complex process chains in the production of cold forged and upset parts usually start in the rolling plant with the design of the optimal material. The further processing of the wire is usually done by reducing the initial diameter by one or more drawing stages, the separation by a shearing process and the multi-stage forging. The forging process can be followed by subsequent machining or rolling operations. Additionally, refining processes such as galvanizing and heat treatment, to achieve the desired mechanical strength, are possible.

The complexity of this process chains in conjunction with the global cost pressure and just in time production requires early detection and prevention of errors, already during the development phase. A tool for early failure detection is the finite element method and based on it, software for metal forming and process simulation. The declared aim of current developments in the area of bulk metal forming (e.g. Forschungsverbund massiverLeichtbau) is the virtual process chain, which takes into account not only the forming process but also possible heat treatment steps as well as the behaviour of the component under operating conditions.

Requirement for the early detection of manufacturing defects is sufficient knowledge of its cause, the mechanisms of formation of these errors and the derived approaches to avoid these errors. The present work starts here, and contains research results to formation types, causes, numerical prediction and corrective actions regarding to the failure *annular fold formation* during flange upsetting of hollow cold forged parts.

The aforementioned resource efficiency of lightweight components produced by cold forging can be increased further by usage of tubular semi-finished products as raw material.

In **chapter 1** and **chapter 2** of the present work fundamentals of cold forging, upsetting and the manufacturing of tubular semi-finished parts are summarized. In **chapter 2.4** further processing of these hollow semi-finished parts to tubular flanged parts by upsetting, lateral extrusion and special procedures is summarized. Furthermore, known specific limits with a focus on the annular fold formation are carried out in a concise form, from which the motivation and objective of the present work, described in **chapter 3**, is derived. Various national and international scientific papers on the subject of the present study particularly disregard the influence of forming

history on the formation of folds. Furthermore, a lack of studies on the influence of multi-stage forming processes, heat treatments and kinematic, thermal and tribological influences on the annular folding was derived. Moreover, a need for research was derived out of the state of the art regarding to the numerical prediction of the known and hitherto unknown fold mechanisms during flange upsetting of tubular components.

The parameterisation of the numerical models, the procedure for the determination of the required material parameters and the sampling and evaluation methods used for the stochastic parametric studies are presented in **chapter 4**. In **chapter 5** the investigation methods deployed, the used experimental setup as well as the multistage, numerically and experimentally investigated, process routes and process combinations will be introduced.

The three found mechanisms leading to annular fold formation during flange upsetting of tubular components are discussed in **chapter 6**. The proof is based on numerical and experimental investigations. Metallographic analyses supported this scientific evidence.

There are, as of today, three different mechanisms leading to annular fold formation during flange upsetting of tubular components. The fold of first order, because of instability occurrence of the tubular part, mainly is influenced by geometrical parameters such as the related free upsetting height and the wall thickness of the hollow semi-finished part. The numerical and experimental studies in **chapter 7** showed that the instability behaviour of hollow semi-finished parts is not material specific and kinematic and thermal factors have no significant influence on the fold of first order.

In addition to the state of the art it was shown that the forming history or the strain hardening state respectively of the tubular part has a significant influence on the instability occurrence and the forming limit related free upsetting height is shifted down.

By means of suitable heat treatments, the forming limit related free upsetting height was extended (**chapter 7.5**). In **chapter 8**, is described that a localized strain hardening in interaction with the surface quality of the tubular semi-finished part as well as the local surface reduction during upsetting leads to a high resistance to material flow and skin inclusion occurs. Considerations that this fold formation of second order is a crack due to exceedance of the material-specific tolerable formability, has been contradicted by SEM and EDX analyses in **chapter 6**. Furthermore, as part of the experimental studies in **chapter 8.2.3** and **chapter 8.2.4**, it was shown that local strain hardening is the leading cause for fold formation of second order and is avoidable by a suitable heat treatment or an altered flow of material.

In avoiding both the fold of first order and the fold of second order, there is a multiple fold formation of third order due to the process specific reduction of inner lateral surface of the tubular part (**chapter 6.3**).

The numerical studies on the fold of second order in **section 7.5** showed that by the available damage criterions in the used simulation software this type of fold formation is not predictable. Therefore, procedure and implementation of an empirical model to predict the fold of second order is described in **chapter 9**. The description of the determined experimental influencing factors on the fold of second order was carried out using mathematical, empirical terms. In **chapter 10**, the parameterization of the equations by means of the present experimental database is described. Validation and hedge of the developed empirical damage criterion as well as proof of transferability to other procedures follows in **chapters 10.2** and **10.3**.

Chapter 11 provides a summary of the research carried out. The gained results regarding to the process limits are clearly displayed in material-specific working limit diagrams.

The findings of this study clarified that the forming fault annular folding must be considered differentiated taking the manufacturing sequence, starting with the production of the hollow semi-finished product, into account. Generally, low strain hardening of the hollow semi-finished parts before the upsetting process is desirable. In addition, the lowest possible surface roughness of the inner lateral surface should be sought, and the instability behaviour of the hollow semi-finished part has to be taken into account during upsetting. Kinematic and tribological influencing factors on fold formation are neglectable. By means of the developed empirical damage model, implemented in a commercial software, prediction of fold of second order with high accuracy was possible for the first time. The results of this work thus make an important contribution to the industrial process design of such forming processes.

1 Einleitung

Motivation und gesellschaftliche Gründe für die aktuellen Leichtbaubestrebungen nahezu aller OEM sowie der Zuliefererindustrie weltweit sind strenge gesetzliche Vorgaben hinsichtlich des zulässigen Schadstoffausstoßes von Kraftfahrzeugen, knapper werdende Ressourcen sowie der zunehmend ökologisch geprägte Kundenwunsch nach geringeren Kraftstoffverbräuchen. Ein von den meisten Automobilherstellern gewählter Weg, die teilweise Elektrifizierung des Antriebsstranges, führt aktuell zu einer weiteren Gewichtszunahme aktueller und zukünftiger PKW, die an anderer Stelle kompensiert werden muss. Darüber hinaus werden durch Downsizing-Bestrebungen die Leistungsdichte der Motoren und damit die Betriebslast der im Motor verbauten Komponenten stetig erhöht. Darüber hinaus ist die Produktion der Automobile von ökonomischen Anforderungen geprägt, die sich ebenfalls aus gesetzlichen Anforderungen und – vor allem – dem zunehmenden Kostendruck ergeben.

Bei der Produktion von Automobilen kommen in erheblichem Maße Fertigungstechnologien der Umformtechnik zum Einsatz, die zunehmend unter den Prämissen einer ganzheitlichen Ressourceneffizienz, konstruktiven Leichtbauanforderungen sowie der Verwendung neuer oder hochfester metallischer Werkstoffe stehen. Die Verfahren der Massivumformung kommen hauptsächlich bei der Herstellung von hochbelasteten Antriebs-, und Fahrwerkskomponenten sowie bei der Produktion von Verbindungselementen wie beispielweise Schrauben und Muttern zum Einsatz. Deutschland ist nach China mit einem Gesamtvolumen von rund 2,8 Mio. t Massivumformteilen (Stand 2013) einer der größten Produzenten von massivumgeformten Komponenten weltweit und hat in Europa einen Marktanteil von rund 50 % [Eur15]. Dieser hohe Marktanteil ist gegenüber dem internationalen Kosten- und Wettbewerbsdruck nur durch Bewahrung der Technologieführerschaft und durch stetige Produkt- und Prozessinnovation möglich.

Diese durch verschiedene Produktionstechnologien der Massivumformung hergestellten Antriebskomponenten unterliegen meist hohen mechanischen Belastungen und sind in sicherheits- oder lebensdauerrelevanten Subsystemen moderner Fahrzeuge verbaut. Insbesondere Kaltfließpressteile bieten durch ihren belastungsgerechten Faserverlauf und der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch Kaltverfestigung ein hohes Potential für den konstruktiven Leichtbau. Durch den Einsatz von hohlen Wellen im Fahrzeugantriebsstrang kann unter Beibehaltung der Torsionssteifigkeit innerhalb gewisser Grenzen eine Reduzierung der rotierenden Massen erfolgen. Ein fertigungstechnisches Problem beim Anstauchen von Bundchen an hohlen Wellen, die z.B. als Lagersitz oder zur Weiterleitung von Drehmomenten dienen, ist die Bildung einer Falte in der Äquatorialebene des Bundes während des Stauchens. Diese Verfahrensgrenze schränkt die material- und kosteneffiziente Herstellung derartiger hohler Wellen durch Fließpressen stark ein und wurde von [Die75] erstmals wissenschaftlich untersucht. Bundelemente an Getriebewellen sind durch ein Lastkollektiv aus umlaufenden Biege- und Torsionsbelastungen oft hochbeanspruchte und daher kritische Bauteilbereiche. Ein Materialfehler in Form einer Falte setzt daher die Dauerfestigkeit durch die Kerbwirkung signifikant herab und ist an diesen Stellen nicht tolerierbar. Es ist durch verschiedene Untersuchungen [Die75, Fel07] bekannt, dass eine Verfahrensgrenze durch die sogenannte Faltenbildung 1. Art beim Stauchen von hohlen Halbzeugen hauptsächlich von geometrischen Einflussgrößen abhängt. Insbesondere ist das Verhältnis der freien Stauchhöhe zur Wanddicke der hohlen Halbzeuge in diesem Zusammenhang zu nennen. Eine Verschiebung der Verfahrensgrenze durch geeignete werkstoff- oder prozessspezifische Maßnahmen würde das Geometriespektrum derartiger hohler Bundwellen hinsichtlich eines großen Bunddurchmessers unter Beibehaltung einer hinreichend

großen Bunddicke erweitern und den Bestrebungen nach der Verwendung von Leichtbaukomponenten und effizienten Fertigungsverfahren merklich gerecht werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Erarbeitung und Bewertung technologischer Maßnahmen zur Identifizierung bislang unbekannter oder nicht untersuchter Einflussgrößen auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen und deren Klassifizierung bzw. die Findung von Maßnahmen, um die Verfahrensgrenze der Faltenbildung zu erweitern. Mittels theoretischer Betrachtungen des innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchens, unter Zuhilfenahme der Methode der Finiten Elemente sollen zunächst weitere Einflussgrößen auf die Faltenbildung identifiziert und Verfahren zur Erweiterung der Verfahrensgrenze entwickelt werden. Die zu untersuchenden Einflussparameter sind neben der Umformhistorie, die die Herstellung des hohlen Halbzeuges sowie Wärmebehandlungsschritte zwischen den Umformstufen mit einbezieht, verschiedene Werkstoffe und prozessspezifische Einflussgrößen wie z.B. die Umformtemperatur sowie tribologische und kinematische Einflussgrößen. Darüber hinaus soll ein mehrstufiger Umformprozess entwickelt werden, der die Instabilität der hohlen Halbzeuge durch eine geeignete Masseverteilung möglichst weitgehend vermeidet. Abschließend soll die prädiktive Vorhersage der äquatorialen Faltenbildung mittels der Methode der finiten Elemente überprüft und gegebenenfalls durch geeignete Ansätze verbessert werden.

Auf Basis der theoretischen Betrachtungen und Sensitivitätsanalysen sollen Versuchswerkzeuge und Versuchsanlagen konstruiert und gefertigt werden, mit denen eine experimentelle Validierung der gefundenen Einflussgrößen auf die Faltenbildung möglich ist. Der experimentelle Teil und die metallographische Analyse der Bundwellen bzw. der Faltenbildung stellen den Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit dar. Mittels der durchzuführenden Versuchsreihen sollen die Mechanismen, die zur Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen führen, analysiert und klassifiziert werden sowie mit den gewonnenen Erkenntnissen eine Erweiterung der Verfahrensgrenze angestrebt werden. Ferner soll die Vorhersage der Faltenbildung mittels numerischer Methoden gegenüber dem Stand der Technik verbessert werden. Mit den numerischen und experimentellen Ergebnissen dieser Arbeit sollen Arbeitsdiagramme für die industrielle Prozessauslegung erstellt werden.

2 Stand der Technik

Der inhaltliche Schwerpunkt dieses Kapitels liegt auf der Darstellung des Standes auf wissenschaftlichem und praktischem Gebiet zur Herstellung und der Weiterverarbeitung hohler Halbzeuge aus metallischen Werkstoffen durch umformtechnische Verfahren. Der thematischen Einordnung der vorliegenden Arbeit folgend, werden hauptsächlich Verfahren der Kaltmassivumformung zur Herstellung hohler Fließpress- bzw. Stauchteile und die damit verbundenen Verfahrenseigenschaften und Verfahrensgrenzen sowie der aktuelle Stand der Erkenntnisse auf wissenschaftlichem Gebiet betrachtet.

2.1 Grundlagen des Fließpressens und des Stauchens

Kaltfließpressen wird nach [DIN03a] als Durchdrücken eines zwischen Werkzeugteilen aufgenommenen Rohteils zur Erzeugung einzelner Werkstücke definiert und gemäß [DIN03b] der Gruppe Druckumformen zugeordnet. Das Verfahren des Kaltfließpressens bietet gegenüber anderen Fertigungsverfahren zahlreiche Vorteile [Lan88]:

- Werkstoffeinsparung durch optimale Werkstoffausnutzung,
- hohe Mengenleistung bei kurzen Taktzeiten und
- reproduzierbare Maß-, Lage- und Formtoleranzen mit hohen Oberflächengüten sowie
- Verbesserung der Werkstoffeigenschaften durch Kaltverfestigung und optimalen Faserverlauf.

Ziel der Kaltmassivumformung ist die Herstellung von einbaufertigen Bauteilen. Dem gegenüber stehen die hohen Investitionen für Umformmaschinen und die erforderlichen Anlagen zur Oberflächen- und Wärmebehandlung sowie die hohe Anzahl der benötigten Werkzeuge. Grenzen sind der Kaltumformung durch das eingeschränkte Umformvermögen des Umformwerkstoffes sowie durch ein Überschreiten des Kraft- bzw. Arbeitsangebotes der Maschine oder den ertragbaren Belastungen der Umformwerkzeuge gesetzt. Die Werkstückqualität von Fließpressteilen wird nach [Wag68], [VDI98] und [Sch06] von:

- dem Werkstückwerkstoff,
 - den Werkstückabmessungen und der Volumenkonstanz der Rohteile,
 - der Art der Oberflächenbehandlung (blank, gebeizt, gestrahlt, phosphatiert usw.),
 - dem Gefüge und der Vorverfestigung der Rohteile,
 - den Werkzeugabmessungen und Herstellungsgenauigkeiten der Werkzeuge,
 - der Werkzeugbelastbarkeit,
 - der Führungsgenauigkeit der Werkzeuge,
 - dem Verhältnis der erforderlichen zur maximal verfügbaren Presskraft,
 - der Umformmaschine,
 - den Umformverfahren (ein- oder mehrstufig, mit oder ohne Zwischenbehandlung, Stufenfolge, Umformtemperatur (kalt, mit Hilfswärme, Halbwarm))
-

bestimmt. Die Verfahren des Kaltfließpressens finden bevorzugt Anwendung bei der Herstellung von hochbeanspruchten Bauteilen mit hohen Anforderungen an die Maß- und Formgenauigkeit. Das Kaltfließpressen wird zunehmend auch für komplexe Formteile mit Funktionsflächen in Near-Net-Shape oder Net-Shape Qualität eingesetzt. Der günstige Faserverlauf führt – verglichen mit spanend gefertigten Werkstücken, die einen unterbrochenen Faserverlauf aufweisen – zu einer höheren Lebensdauer. Kaltmassivumgeformte Bauteile zeichnen sich daher durch verbesserte statische und dynamische Eigenschaften aus [Wei13, Völ13], was sie insbesondere für den Einsatz in der Fahrzeugindustrie mit ihren hohen Betriebslasten prädestiniert.

Die Einteilung der Fließpressverfahren (**Abbildung 2.1**) erfolgt nach der Werkstückgeometrie voll-, hohl und napfförmig sowie nach der Richtung des Stoffflusses, bezogen auf die Werkzeughauptbewegung: Vorwärts-, Rückwärts- und Querfließpressen [DIN03c, Lan88].

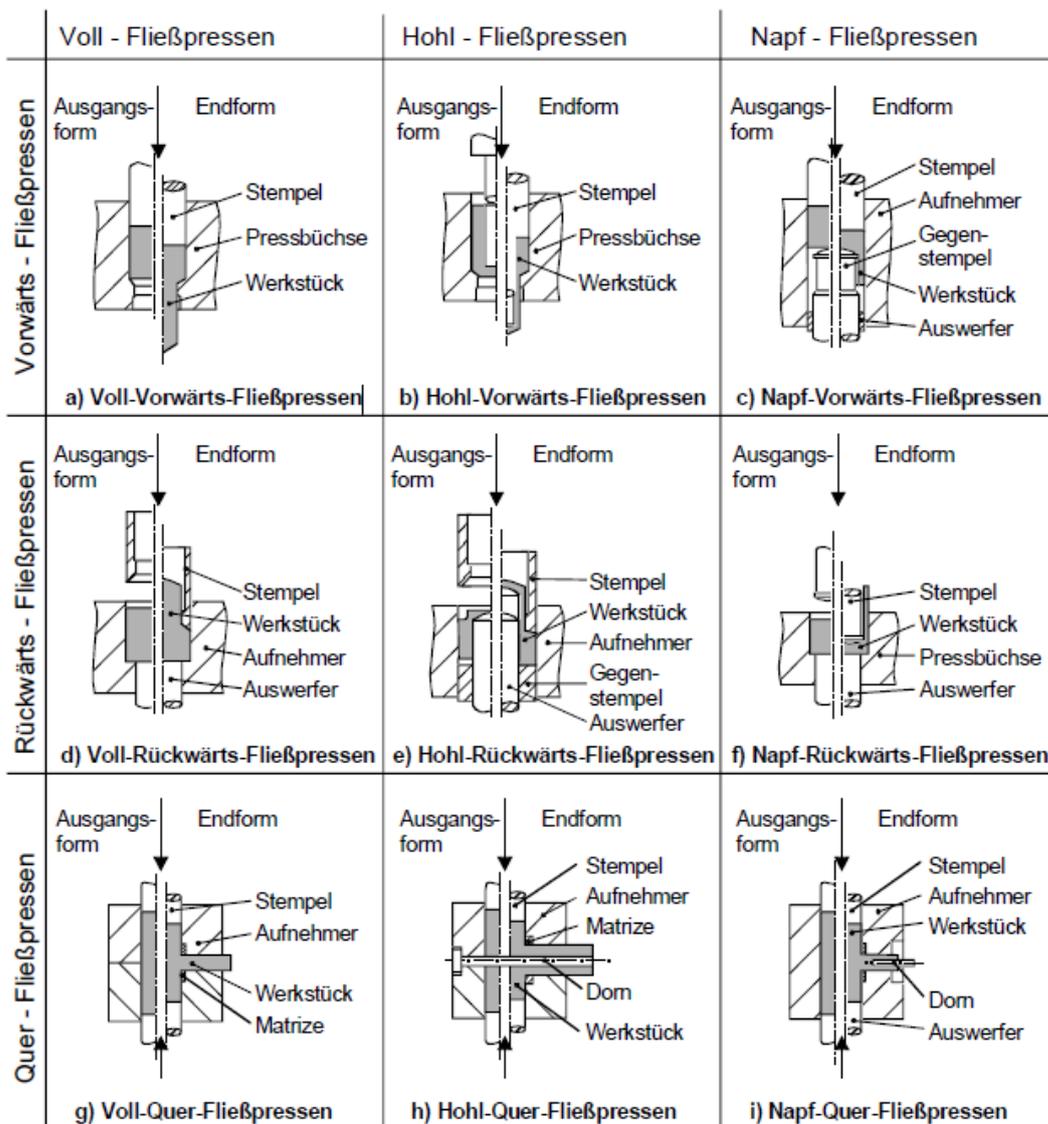


Abbildung 2.1 Einteilung der Fließpressverfahren nach DIN8583 [Lan08]

Neben der Einteilung der Fließpressverfahren existieren zahlreiche Formenordnungen, die einer weiteren Klassifizierung von Teilegruppen dienen. Die in der vorliegenden Arbeit betrachteten hohlen Umformteile mit äquatorialem Bund können nach **Abbildung 2.2** als hohles Querfließpressteil mit Nebenformelement in einer Ebene betrachtet werden. Hervorzuheben ist, dass

nach [Lan08] die Herstellung eines hohlen Fließpressteils mit umlaufenden Bund oder Flansch grundsätzlich nicht oder nur mit Einschränkungen möglich ist.

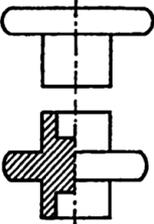
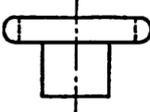
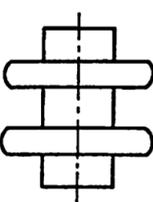
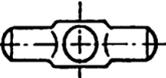
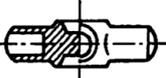
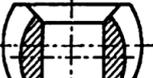
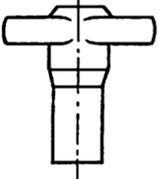
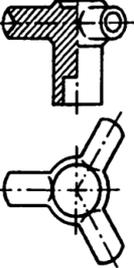
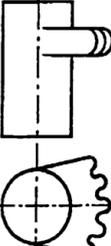
	Nebenformelemente in einer Ebene			Nebenformelemente nicht in einer Ebene
	voll	hohl	profiliert	
Bund / Flansch		—		
seitliche Nebenformelemente	gedrungene Form			
	Langform			

Abbildung 2.2 Formenordnung für Querfließpressteile [Lan88]

Das Stauchen wird nach [DIN03a] ebenfalls der Gruppe „Druckumformen“ zugeordnet. Anders als beim Fließpressen wird das Werkstück nicht durch eine formgebende Öffnung durchgedrückt, sondern zwischen zwei sogenannten Stauchbahnen an mindestens einer Stelle geometrisch verkleinert. Eine hervorzuhebende Rolle nimmt der Zylinderstauchversuch zur Aufnahme von Materialkennwerten für die Bestimmung der Fließkurve oder zur Ermittlung von Reibungskennzahlen als sogenannter Hohlstauchversuch ein. Das Anstauchen dient zur lokalen Stoffanhäufung an einem Werkstück. Das Werkstück wird zu diesem Zweck teilweise eingespannt, so dass es nur zu einer partiellen Umformung des Werkstückvolumens kommt. Fertigungsfolgen oder mehrstufige Massivumformprozesse enthalten meistens eine Stauchstufe z.B. zur Vorzentrierung des gescherten Stangenabschnittes, zur Erzeugung planparalleler Stirnflächen oder zur Masseverteilung für die nachfolgenden Umformschritte. Bei der Fertigung von Getriebewellen wird das Anstauchen oftmals zur Erzeugung lokaler Stoffanhäufungen verwendet, die später als Lagersitz oder zur Ein- und Weiterleitung von Drehmomenten dienen. Eine besondere Bedeutung nimmt das Anstauchen von hohlen Halbzeugen zur umformtechnischen Herstellung hohler, komplexer Fließpressteile als Bestandteil diversifizierter Leichtbaustrategien moderner Fahrzeuge ein.

Das Anstauchen von hohlen Fließpressteilen wurde erstmals von Dieterle [Die75] klassifiziert (**Abbildung 2.3**) und wissenschaftlich untersucht. In der vorliegenden Arbeit wird der Einteilung von Dieterle folgend das innen geführte, zweiseitig eingespannte Hohlkörperstauchen numerisch und experimentell untersucht.

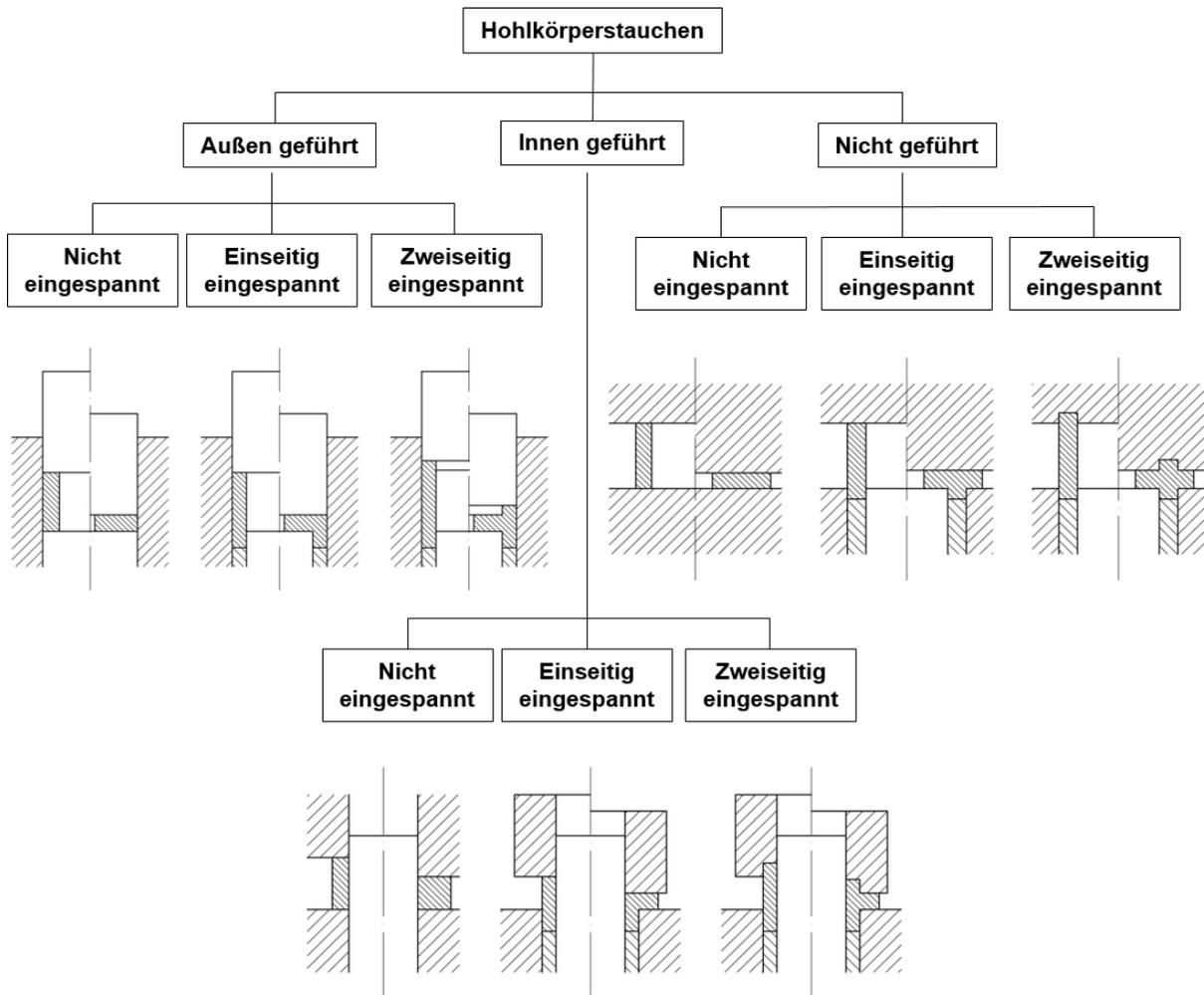


Abbildung 2.3 Einteilung des Hohlkörperstauchens nach Dieterle [Die75]

2.2 Wirtschaftliche Bedeutung umformender Verfahren zur Herstellung von Leichtbaukomponenten

Eine Reduzierung der Masse von umformtechnisch hergestellten Einzelkomponenten unter Beibehaltung der funktionalen Anforderungen erfolgt konstruktiv oftmals durch eine hohle Ausführung oder die Zusammenfassung von Einzelkomponenten zu Baugruppen [Sch96, Qui09b, Wei11, Wid10]. Bei einer hinreichenden Menge an Stückzahlen ist eine ressourceneffiziente Fertigung gleichbedeutend mit geringeren Fertigungskosten [Qui09b]. Den Forderungen nach hoher ertragbarer Betriebslast sowie geringen Bauteilgewichten können Kaltfließpressteile durch ihren verfahrensspezifischen, belastungsgerechten Faserverlauf und der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch Kaltverfestigung gerecht werden und bieten somit ein hohes Potential für den konstruktiven Leichtbau [Inf04]. Daher nimmt der Einsatz bzw. die umformtechnische Herstellung hohler, komplexer Fließpressteile als Bestandteil diversifizierter Leichtbaustrategien moderner Fahrzeuge stetig zu. Ausgehend von einem hohlen Halbzeug werden heute Innen- und Aussenverzahnungen sowie Flansche, Absätze und Bunde zur Ein- und Weiterleitung von Drehmomenten oder zur Aufnahme von Lagerkräften fließgepresst. Teilweise werden spanende Nacharbeiten durchgeführt. So können komplexe, hohle und einbaufertige Pressteile entstehen, die neben den mechanischen auch den hohen Anforderungen an Maß-, Form- und Lagegenauigkeiten genügen müssen. In [Sch96] wird erwähnt, dass die Fertigungskosten zur Herstellung einer Hohlwelle die Kosten zur Herstellung

einer Vollwelle um bis zu 20 % übersteigen. Dabei macht es keinen Unterschied, ob die Hohlwelle durch Fließpressen und anschließendem Hohlbohren oder durch Fließpressen eines hohlen Halbzeuges hergestellt wird. Ursache sind die mit der Umformung von hohlen Fließpresseteilen verbundenen hohen Fertigungskosten, die den durch Materialeinsparung reduzierten Werkstoffeinsatz überkompensieren. Nach [Qui09a] liegen die Kosten zur Herstellung einer Hohlwelle, ausgehend vom hohlen, durch umformtechnische Verfahren hergestellten Halbzeug, nur noch geringfügig über den Kosten zur Herstellung einer Vollwelle, die wiederum aufgrund ihres hohen Gewichtes nicht mehr zeitgemäß ist. Die Herstellung einer Hohlwelle durch finales Tieflochbohren liegt hingegen weiterhin 20 % über den Kosten zur Herstellung einer Vollwelle bzw. zur Herstellung einer Hohlwelle ausgehend vom hohlen Halbzeug. Ursache für die Kostensenkungen in [Qui09a] zur Herstellung einer Hohlwelle ausgehend vom hohlen Halbzeug gegenüber [Sch96] können einerseits in den gestiegenen Werkstoffkosten bzw. Legierungszuschlägen liegen und andererseits in technologischen Fortschritten bei den Fertigungsverfahren. Es sei darauf verwiesen, dass weder für den Kostenvergleich in [Sch96] noch in [Qui09a] detaillierte Angaben zu den jeweils betrachteten Wellen existieren. Die hier aufgeführten, vergleichenden Betrachtungen können daher allenfalls als Trend betrachtet werden.

Eine ressourceneffiziente und kostengünstige Verfahrensfolge zur umformtechnischen Herstellung komplexer, hohler Fließpressteile oder auch hohler Warmformteile beginnt aus heutiger Sicht zwangsläufig mit einem hohlen Halbzeug oder der umformtechnischen Herstellung dieses hohlen Halbzeuges [Qui09a].

In **Abbildung 2.4** ist das Gewichtsverhältnis sowie das auf eine Vollwelle bezogene polare Trägheitsmoment in Abhängigkeit des Durchmesserverhältnis der Hohlwelle gezeigt. Es ist ersichtlich, dass bei einem Durchmesserverhältnis von rund 70 % durch die zentrale Bohrung der Hohlwelle eine Gewichtsreduzierung von 50 % möglich ist. Das polare Trägheitsmoment verringert sich gegenüber der Vollwelle nur um rund 25 %.

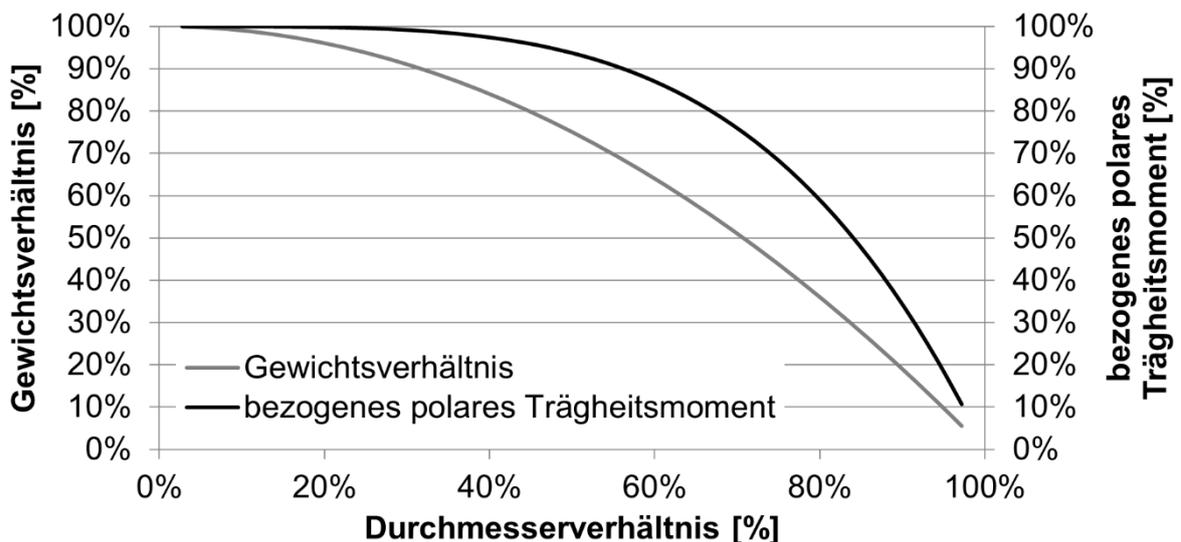


Abbildung 2.4 Auf eine Vollwelle (100%) bezogenes Gewichtsverhältnis sowie polares Trägheitsmoment in Abhängigkeit des Durchmesserverhältnis der Hohlwelle

2.3 Herstellung rohrförmiger Halbzeuge zur Weiterverarbeitung zu Leichtbaukomponenten

Das Verfahren Tiefbohren ist entweder für die Herstellung von hohlen Halbzeugen zur Weiterverarbeitung mit Fertigungsverfahren, für die lange Halbzeuge erforderlich sind, geeignet oder zur Herstellung von kurzen, hohlen Abschnitten, die z.B. in anschließenden Fließpressverfahren eine signifikante Längung (z.B. durch Abstrecken) erfahren. Als Tiefbohrung sind nach [VDI06] Bohrungen mit Verhältnissen der Bohrungstiefe bezogen auf den Bohrungsdurchmesser $h_i/\varnothing D_I > 10$ definiert. Mit zunehmender Bohrungstiefe treten jedoch Probleme bei der Kühlung sowie der Spanabfuhr auf. Die erreichbaren Fertigungstoleranzen beim Tiefbohren liegen je nach eingesetztem Verfahren zwischen IT8 und IT10 [TBL13]. Einen Vorteil bietet das Tiefbohren hinsichtlich der Einsparung einer zusätzlichen Wärmebehandlung, da durch diesen Fertigungsschritt keine Werkstoffverfestigungen eingebracht werden. Durch den spanenden Fertigungsschritt sinkt allerdings die Materialeffizienz deutlich. Darüber hinaus sind zusätzliche Fertigungseinrichtungen, wie zum Beispiel Bohrwerke, erforderlich.

Bei der Herstellung von hohlen Halbzeugen durch Napf-Rückwärts-Fließpressen und Lochen sind als bedeutendste Vorteile die guten, verfahrensbedingt erreichbaren, Fertigungstoleranzen zwischen IT6 und IT11 [VDI98] und Oberflächenqualitäten zu nennen. Verfahrenseinschränkungen ergeben sich durch die minimal erreichbaren Wanddicken sowie die auf den Innendurchmesser $\varnothing D_I$ bezogene Napftiefe h_i , die aufgrund der ertragbaren Werkzeugbelastung begrenzt ist [Lan08]. Hervorzuheben sind die kurzen Taktzeiten sowie die hohe Materialeffizienz. Aufgrund der durch den Umformprozess verursachten Kaltverfestigung sind vor weiteren umformtechnischen Fertigungsschritten teilweise Wärmebehandlungen notwendig, um das Gefüge zu rekristallisieren [Sch96, Lan03, Qui09a]. Dieser Wärmebehandlungsschritt entfällt, wenn der Herstellung des hohlen Halbzeuges die unmittelbare Weiterverarbeitung zu einem Fließpressteil auf einer Mehrstufenpresse folgt.

Wenn für das hohle Halbzeug ein Verhältnis von Lochtiefe zu Innendurchmesser zwischen $5 < h_i/\varnothing D_I < 10$ gefordert ist und auf die engen Fertigungstoleranzen, die beim Napf-Rückwärts-Fließpressen erreichbar sind, verzichtet werden kann, dann bietet sich das Bohrungsdrücken an. Mit dem Bohrungsdrücken sind Fertigungstoleranzen im Bereich von IT9-IT12 möglich [Neu01, Gla07]. Über die erreichbaren Oberflächenqualitäten sind keine Angaben zu finden. Es zeichnet sich wie das NFRP durch eine hohe Materialeffizienz aus; auch hier sind teilweise Wärmebehandlungsschritte zur Rekristallisierung des verfestigten Gefüges vor der Weiterverarbeitung notwendig. Für die Herstellung der hohlen Halbzeuge durch Bohrungsdrücken sind zusätzliche, spezielle Fertigungseinrichtungen erforderlich.

In [Sch96, Lan03, Wei11] wird darauf hingewiesen, dass einer Etablierung von durch quergewalzten oder geschweißten und kaltgezogenen Rohren als hohles Halbzeug die groben Rundlauf-toleranzen, die Einschränkungen der verfügbaren Wanddicken sowie zusätzliche, qualitätsverbessernde, spanende Fertigungsschritte gegenüberstehen. Größtes Hindernis beim Einsatz von Rohren als hohles Halbzeug für die umformtechnische Weiterverarbeitung stellen die verfügbaren Wanddickenverhältnisse sowie die Wanddickenschwankungen, die bis zu 5 % vom Nenndurchmesser [Lan03] betragen können, dar. Nur geringe oder keine Einschränkungen bestehen bei Rohren hinsichtlich der erreichbaren Bohrungstiefe h_i bezogen auf den Innendurchmesser $\varnothing D_I$. Bei der Verwendung von geschweißten und kaltgezogenen Präzisionsstahlrohren können Wanddickenschwankungen von bis zu 3 % bezogen auf den Nenndurchmesser erreicht werden. Durch ein Kaltziehen nach dem Schweißen können die Toleranzen reduziert und gute

Oberflächenqualitäten erzielt werden. Einschränkungen ergeben sich durch die verfügbaren Verhältnisse von Außendurchmesser $\varnothing D_A$ zur Wanddicke s . Erreichbare Fertigungstoleranzen für geschweißte oder nahtlose Präzisionsstahlrohre liegen zwischen IT12-IT15 [DIN10a, DIN10b]. Durch den Kaltzug wird der Werkstoff vorverfestigt, was eine Wärmebehandlung vor den nachfolgenden Umformschritten erfordern kann. Die Materialeffizienz bei der Herstellung der hohlen Halbzeuge durch Rohrzug ist hoch. Andere Rohrherstellungsverfahren kommen aufgrund der erforderlichen Halbzeugtoleranzen für die umformtechnische Weiterverarbeitung nicht in Frage.

Ein Vergleich der diskutierten Verfahren ist in **Tabelle 2.1** unter Auswertung der genannten Quellen gezeigt.

Tabelle 2.1 Vergleich verschiedener Fertigungsverfahren zur Herstellung hohler Halbzeuge für die umformtechnische Weiterverarbeitung

	Tiefbohren	Napf-Rückwärts-Fließpressen	Bohrungsdrücken	Nahtlose und kaltgezogene Rohre	Geschweißte und kaltgezogene Rohre
Zus. Wärmebehandlung erforderlich	Nein	Teilweise	Teilweise	Ja	Ja
Material-effizienz	●	●●	●●	●●●	●●●
Erreichbare Fertigungstoleranzen	●●	●●●	●●	●	●
Oberflächengüte	●●	●●●	k. A.	●●	●●
Verfahrenseinschränkungen	$h_i/\varnothing D_l > 10$	$h_i/\varnothing D_l < 5$	$h_i/\varnothing D_l < 10$	$\varnothing D_A/s$	$\varnothing D_A/s$
Taktzeiten	●	●●●	●●	●●	●●
Technologischer Aufwand	●●●	●●	●●	●	●
Nicht rotationssymmetrische Querschnitte	Nein	Ja	Ja	Nein	nein
Legende	●●● sehr gut, ● schlecht				

Hinsichtlich der Taktzeiten heutiger Produktionsanlagen sei darauf hingewiesen, dass die Herstellung der jeweiligen Halbzeuge z.B. Stangenabschnitte für das Tiefbohren, Fließpressen und Bohrungsdrücken bzw. Flachstahl und gelochtes Blockmaterial für die Rohrherstellungsprozesse nicht berücksichtigt wurden. Die Kombination von Napf-Rückwärts-Fließpressen mit Lochchen hat hinsichtlich der Taktzeiten die höchste Punktzahl, da dieser Fertigungsprozess in die Weiterverarbeitung durch Fließpressen integriert und somit kontinuierlich gestaltet werden kann. Weiterhin ist eine Prozessroute, bei der die Herstellung des hohlen Halbzeuges durch

Kaltumformung (z.B. Napf-Rückwärts-Fließpressen und Lochen oder Bohrungsdrücken und Lochen) erfolgt, trotz der zusätzlich erforderlichen Wärmebehandlung 10 % günstiger als die Prozessroute mit Herstellung des hohlen Halbzeuges durch spanende Prozesse (z.B. Hohlbohren eines massiven Abschnittes) [Qui09a, Wei11]. Nichtrotationssymmetrische Querschnitte sind nur mit den Verfahren Napf-Rückwärts-Fließpressen und Bohrungsdrücken mit anschließendem Lochvorgang herstellbar.

2.4 Umformtechnische Verfahren zur Herstellung von hohlen Pressteilen mit Bund ausgehend vom hohlen Halbzeug

In diesem Abschnitt werden verschiedene Verfahren, Verfahrenskombinationen und Fertigungsfolgen zur Herstellung von hohlen, massiven Pressteilen mit Bund vorgestellt. Die Unterteilung des Kapitels erfolgt nach den Grundverfahren Stauchen und Quer-Fließpressen sowie nach Verfahrenskombinationen und Sonderverfahren.

2.4.1 Stauchen von hohlen Halbzeugen

Von Dieterle [Die75] wurden numerische und experimentelle Untersuchungen zum innen geführten, einseitig eingespanntem Flansch- bzw. zweiseitig eingespannten Bundanstauchen an hohlen Halbzeugen durchgeführt. Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen wurde der Einfluss tribologischer, geometrischer und werkstoffspezifischer Einflussgrößen auf die Faltenbildung untersucht und festgestellt, dass es beim Bundanstauchen von Hohlkörpern zur Bildung einer Ringfalte in der Medianebene des angestauchten Bundes kommt. Die Bildung dieser sogenannten Falte 1. Art hängt signifikant von den geometrischen Einflussgrößen der bezogenen freien Stauchhöhe sowie der Wanddicke des hohlen Halbzeuges ab (**Abbildung 2.5**).

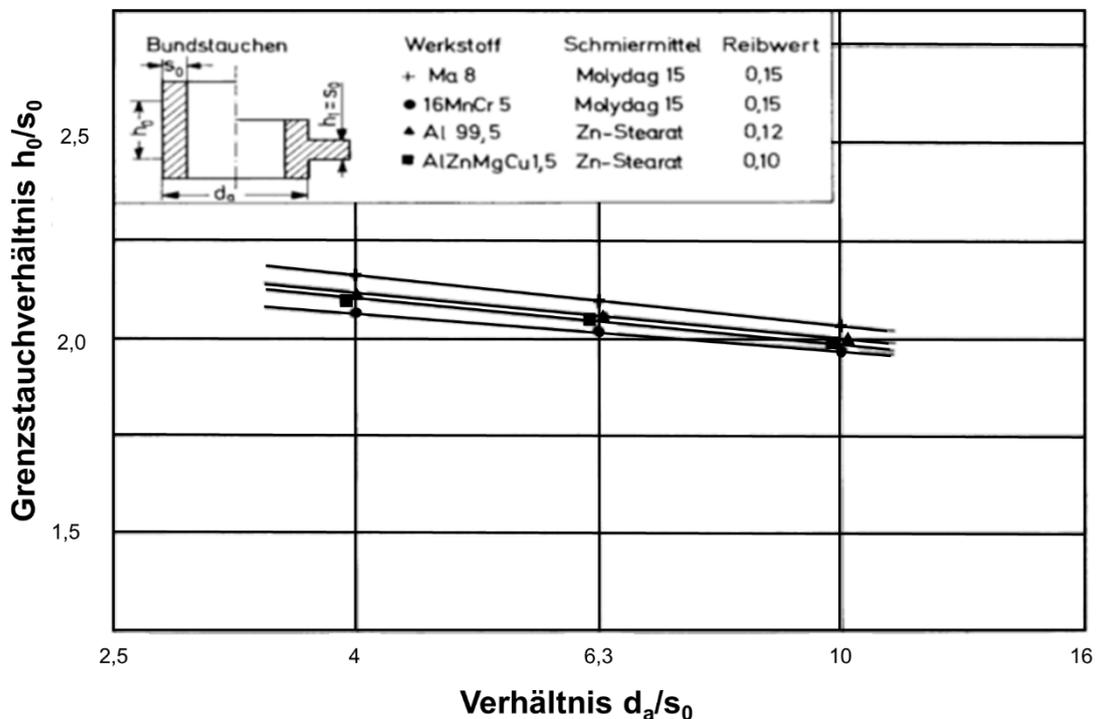


Abbildung 2.5 Grenzstauchverhältnisse beim Bundanstauchen an hohlen Halbzeugen nach [Die75]

Bei der Wahl einer kritischen, auf die Wanddicke des hohlen Halbzeuges bezogenen, freien Stauchhöhe h_s / s_0 kommt es nach [Die75], unabhängig von den tribologischen Randbedingungen, zu einem instabilen Ausknicken des hohlen Halbzeuges. Neben der bezogenen freien

Stauchhöhe hängt die Faltenbildung darüber hinaus auch vom bezogenen Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_A / s_0$ ab. Je geringer die Wanddicke des hohlen Halbzeuges, desto geringer die bezogene, maximal zulässige, freie Stauchhöhe, ab der es gerade noch nicht zur Faltenbildung kommt. Nach [Die75] lassen Werkstoffe mit höherer Verfestigung eine höhere freie bezogene Stauchhöhe zu. Dieser Effekt nimmt allerdings mit steigender Reibungszahl ab.

In [Fel07] wurden die Untersuchungen von [Die75] aufgegriffen und der Einfluss verschiedener Gefügestände des Werkstoffes 16MnCr5 auf die Faltenbildung 1. Art beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen untersucht. Die hohlen Halbzeuge wurden aus gezogenen, ungeglühten sowie gezogenen, geglühten Rohren und spanend aus Vollmaterial hergestellt. Angaben über die Art der Wärmebehandlung finden sich in [Fel07] nicht. Die experimentellen Untersuchungen haben gezeigt, dass die Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe vom Gefügestand des hohlen Halbzeuges beeinflusst wird. Bei Verwendung vorverfestigter Halbzeuge kommt es bereits ab einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s / s_0 = 1,88$ zum instabilen Ausknicken und damit zur Faltenbildung 1. Art. Hingegen liegt die Verfahrensgrenze bei Verwendung eines wärmebehandelten und damit unverfestigten Halbzeuges bei $h_s / s_0 = 2,11$. Diese experimentellen Ergebnisse bestätigen die Untersuchungen von [Die75] und deuten darauf hin, dass die Faltenbildung neben den geometrischen Einflussgrößen auch von werkstoffspezifischen Einflussgrößen abhängt.

In [Har81] werden experimentelle Untersuchungen zum ungeführten und nicht eingespannten Stauchen von hohlen Halbzeugen aus Reinaluminium durchgeführt (**Abbildung 2.6**).

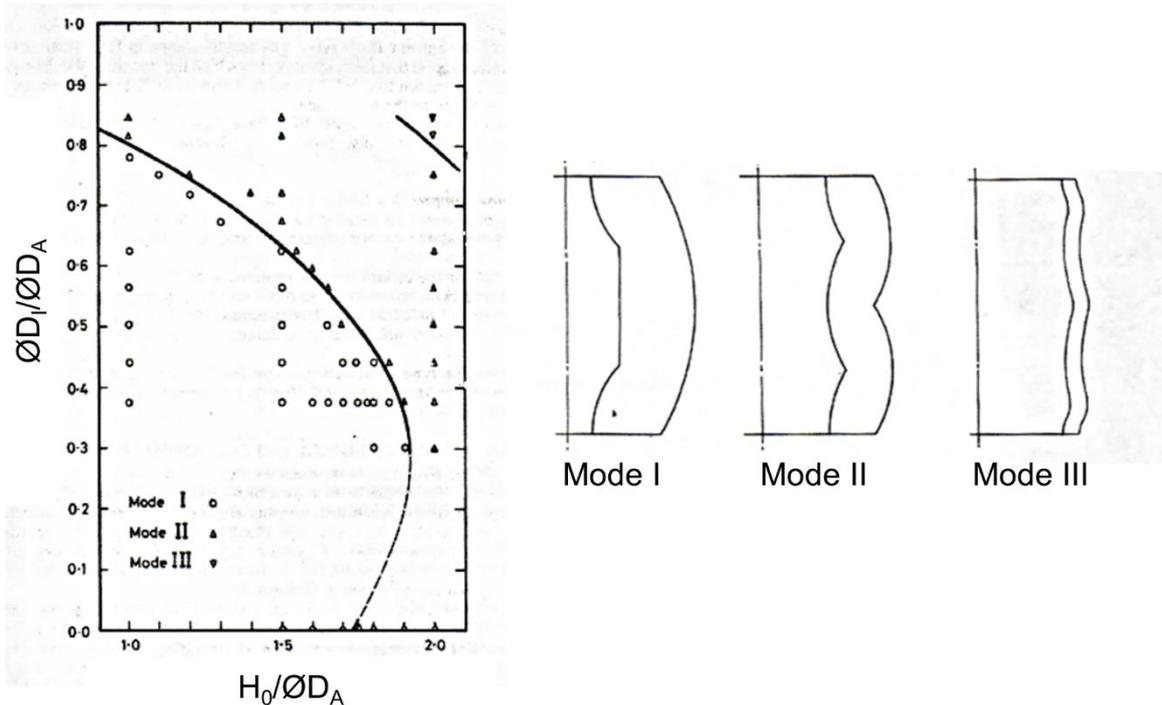


Abbildung 2.6 Instabilitätsmodus in Abhängigkeit der bezogenen freien Stauchhöhe sowie des bezogenen Durchmesser Verhältnis nach [Har81]

In Abhängigkeit von dem bezogenen Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_1 / \varnothing D_A$ sowie der bezogenen freien Stauchhöhe $h_0 / \varnothing D_A$ wurden verschiedene Instabilitätsmodi identifiziert. Dabei wurde festgestellt, dass je größer die bezogene freie Stauchhöhe $h_0 / \varnothing D_A$ ist, desto größer die Neigung zum instabilen Ausknicken.

In [ASM88] wird eine Verfahrensfolge zur Herstellung einer hohlen Bundwelle in drei Umformstufen gezeigt (**Abbildung 2.7**). Die Umformtemperatur beträgt $T = 1205\text{ °C}$ und das hohle Halbzeug wird nur im Bereich der Umformzone vorgewärmt. Das gezeigte Verfahren ist daher dem partiellen Warmumformen zuzuordnen. In der ersten Stufe wird der Bund angestaucht. Die freie Stauchhöhe wird dabei unterkritisch gewählt, damit ein instabiles Ausknicken des rohrförmigen Halbzeuges vermieden werden kann. Als Verfahrensgrenze für das instabile Ausknicken beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Warmanstauchen von Bund an hohlen Halbzeugen wird in [ASM88] eine bezogene freie Stauchhöhe von $h_s / s_0 = 2,5$ angegeben. Nach dem Anstauchen wird in zwei weiteren Umformstufen lediglich der vorgestauchte Bund in der Höhe reduziert und aufgrund der Volumenkonstanz im Durchmesser vergrößert. In [ASM88] wird empfohlen, derartige Bauteile warm vorzuformen und die finale Bauteilgeometrie durch kaltumformende Verfahren herzustellen. In [Rau10] wird ein ähnliches Verfahren zur Herstellung einer hohlen Bundwelle ausgehend vom hohlen Halbzeug durch Stauchen mit partieller Erwärmung beschrieben. Ziel ist die Vermeidung der Faltenbildung in der Äquatorialebene des angestauchten Bundes. Angaben zu den geometrischen Verhältnissen bzw. den untersuchten Werkstoffen und Umformtemperaturen finden sich in [Rau10] nicht.

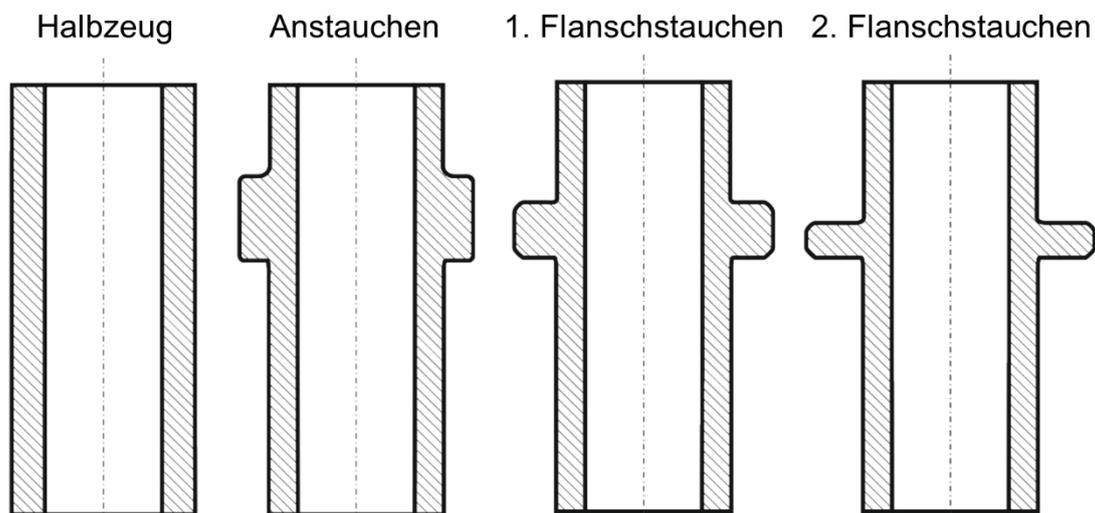


Abbildung 2.7 Verfahrensfolge zum Warmstauchen einer Bundwelle in drei Umformstufen nach [ASM88]

In [Cha01] werden numerische Untersuchungen zur Faltenbildung beim geführten, einseitig eingespannten Flanschstauchen vorgestellt. Nach [Cha01] ist die prädiktive Vorhersage von Umformfehlern mittels der Methode der finiten Elemente nur eingeschränkt möglich. In den numerischen Untersuchungen wurde eine erhöhte Faltenbildungswahrscheinlichkeit mit steigender bezogener Stauchhöhe h_s / s_0 festgestellt. In [Pou06] wird ein Verfahren zum geführten, einseitig eingespannten Flanschstauchen an einem rohrförmigen Halbzeug beschrieben. Fokus der numerischen Untersuchungen in [Pou06] lag auf der vollständigen Vermeidung der Faltenbildung, verursacht durch instabiles Ausknicken des rohrförmigen Halbzeuges durch ein zweistufiges Anstauchen. Aus den geometrischen Angaben der Prozessparameter in [Pou06] berechnet sich eine bezogene freie Stauchhöhe von $h_s / s_0 = 2,65$. Mittels eines mathematischen Algorithmus erfolgt die numerische Optimierung der Werkzeugform der 1. Stauchstufe. Die Form des Werkzeuges wird dabei durch einen sogenannten B-Spline beschrieben, dessen Koordinaten variabel sind. Mittels der numerisch optimierten Vorstauchform, die einen nach innen gerichteten Materialfluss bedingt, kann das instabile Ausknicken vermieden werden. Eine

experimentelle Validierung erfolgt nicht. Einen anderen Ansatz zur Vermeidung der durch die geometrische Instabilität hervorgerufenen Faltenbildung bei der umformtechnischen Herstellung eines Flanschelements verfolgt [Cha09]. Durch ein spezielles, mehrfachbewegtes Werkzeug (**Abbildung 2.8**) kann die freie Stauchhöhe der durch Rückwärts-Fließpressen erzeugten Hohlformgeometrie während des Umformprozesses unterkritisch gehalten werden. Die numerischen Untersuchungen wurden für den Stahl C15 durchgeführt. Die Umformtemperatur betrug $T = 1130\text{ °C}$. Mittels des vorgestellten Werkzeugkonzeptes konnte die Faltenbildung bei einer spezifischen Bauteilgeometrie vermieden werden.

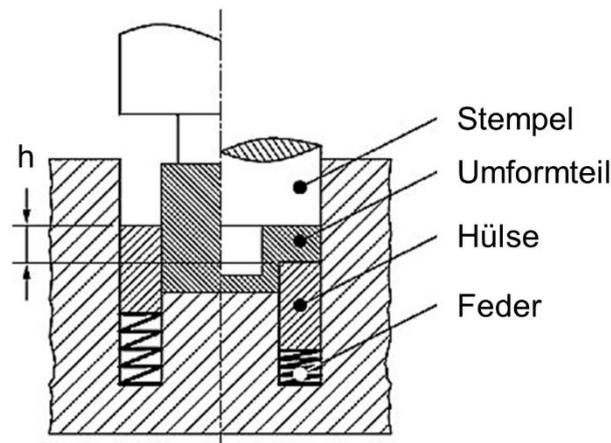


Abbildung 2.8 Werkzeugkonzept mit zusätzlichem Werkzeugbewegungselement nach [Cha09]

In [Cha14] wird die Faltenbildung, verursacht durch instabiles Ausknicken, beim Flanschanstauchen an Befestigungselementen anhand einer numerischen Parameterstudie untersucht (**Abbildung 2.9**).

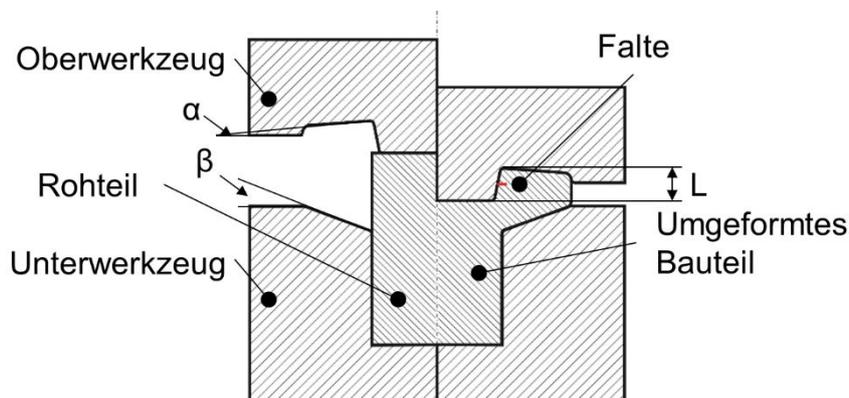


Abbildung 2.9 Flanschanstauchen an einem Befestigungselement und geometrische Einflussgrößen auf die Faltenbildung nach [Cha14]

Ziel der Parameterstudie war die Findung von optimalen geometrischen Größen zur faltenfreien Herstellung des Befestigungselementes. Die numerische Sensitivitätsanalyse hat gezeigt, dass insbesondere die durch die Länge des Innendorns L beeinflusste freie Stauchhöhe die Faltenbildung beeinflusst. Für die kleinste untersuchte Länge des Innendorns konnte keine Faltenbildung beobachtet werden. Die Variation der Stauchbahnwinkel (α bzw. $\beta = 0^\circ, 50^\circ, 100^\circ$) von oberer und unterer Matrize zeigte, dass durch steilere Winkel die Faltenlänge signifikant verringert werden kann und die Tendenz zum Ausknicken verringert wird. Die numerische Vorhersagegenauigkeit der in [Cha14] beobachteten Faltenbildung ist hoch. In [Bae11] wird ein Verfahren zum Kopfanstauchen an einer Kraftstoffleitung ausgehend von einem rohrförmigen

Halbzeug beschrieben. Als problematisch hinsichtlich der im Betrieb wirkenden hohen Kraftstoffdrücke wird in [Bae11] die Schwachstelle in Form einer Ringfalte beschrieben. Mittels eines zweistufigen Stauchverfahrens, das in der ersten Stufe eine numerisch optimierte Vorform erzeugt, konnte die Faltenbildung nicht vermieden, jedoch reduziert werden. Im Rahmen einer numerischen Parameterstudie wurde ein signifikanter Einfluss des Stauchbahnwinkels ($\alpha = 42^\circ, 46^\circ, 50^\circ$) in Wechselwirkung mit dem Übergangsradius ($\rho = 6 \text{ mm}, 8 \text{ mm}, 10 \text{ mm}$) festgestellt und als optimale Kombination ($\alpha = 46^\circ; \rho = 10 \text{ mm}$) gewählt. Eine Variation der freien Stauchhöhen erfolgte nicht, da die Geometrie des Common Rails vorgegeben war.

In [Hu04] wird ebenfalls ein Verfahren zum Anstauchen eines Stirnflansches an ein rohrförmiges Halbzeug beschrieben. Verfahrensbedingt würde es bei zu hohen bezogenen freien Stauchhöhen zu einem Ausknicken des rohrförmigen Halbzeuges und damit zur Faltenbildung kommen. In [Hu04] wird daher ein schrittweises, inkrementelles Umformverfahren vorgeschlagen. Die freie bezogene Stauchhöhe wird unterkritisch gewählt, der Flansch angestaucht und das Rohr axial nachgeschoben. Die Stauchhöhe pro Umformschritt darf dabei nicht die Wanddicke des rohrförmigen Halbzeuges überschreiten, da es nach [Hu04] ansonsten zur Faltenbildung kommt.

In [Beh07, Beh14, Beh15] werden numerische und experimentelle Untersuchungen zur Bildung von Schmiedefalten während des Bundanstauchens vorgestellt. Ziel der Untersuchungen bildete die Identifizierung signifikanter Einflussgrößen auf die Faltenbildung beim Bundschmieden sowie die Validierung der numerischen Modelle. Das bezogene Durchmesser Verhältnis der hohlen Halbzeuge aus 16MnCrS5, 20MnCr5 und 100Cr6 wurde zwischen $\phi D_I / \phi D_A = 0,6 - 0,66$ variiert. Die bezogene Stauchhöhe wurde so gewählt, dass das Halbzeugvolumen einen konstanten Wert beibehält. Neben der Halbzeuggeometrie wurde der Einfluss der Halbzeugtemperatur ($T = 800^\circ\text{C}; 1200^\circ\text{C}$), der Umformgeschwindigkeit ($V_{\text{Stößel}} = 250 - 750 \text{ mm/s}$), der Werkzeugtemperatur ($T_{WZ} = 20^\circ\text{C}; 250^\circ\text{C}$) sowie in den numerischen Untersuchungen der tribologischen Prozesseingangsgrößen ($\mu = 0,1 - 0,4; m = 2\mu$) auf die Bildung von Schmiedefalten untersucht. Die Ergebnisse der numerischen und experimentellen Sensitivitätsanalysen in [Beh07, Beh14, Beh15] zeigen, dass die Bildung einer Schmiedefalte, verursacht durch eine Halbzeuginstabilität, signifikant von der Geometrie des hohlen Halbzeuges (bezogene freie Stauchhöhe) abhängt. Mit sinkender freier Stauchhöhe kann das instabile Ausknicken und damit die Faltenbildung vermieden werden. Diese Einflussgröße wird als dominant bezeichnet. Eine separate Sensitivitätsanalyse der beschriebenen Prozesseingangsgrößen bei konstanter bezogener freier Stauchhöhe erfolgte in [Beh07, Beh14, Beh15] nicht. Ferner konnte in den Untersuchungen ein schwacher Einfluss der Umformgeschwindigkeit sowie der tribologischen Prozesseingangsgrößen auf die Faltenbildung festgestellt werden. Dabei gilt: je höher die Umformgeschwindigkeit, desto geringer die Neigung zur Faltenbildung. Die weiteren untersuchten Prozesseingangsgrößen zeigten offensichtlich keinen Einfluss auf die Faltenbildung. Die Übereinstimmung zwischen der prädiktiven Vorhersage der Faltenbildung mittels der Methode der finiten Elemente und den experimentellen Untersuchungen war hoch. In [Beh07] wurde darüber hinaus eine Subroutine für das kommerzielle Programm ForgeTM vorgestellt, mit der eine Visualisierung der Knoten mit Selbstkontakt (Falte) möglich ist. Diese Subroutine wurde in [Beh14] auf eine dreidimensionale Problemstellung übertragen und in [Beh15] für eine Optimierung der Prozesseingangsparameter genutzt.

2.4.2 Querfließpressen von hohlen Halbzeugen

Das Querfließpressen von hohlen Halbzeugen zur Herstellung von Bundwellen ist durch einen nicht veränderlichen formgebenden Werkzeugspalt während des Umformens gekennzeichnet. Dies unterscheidet das Querfließpressen vom Stauchen hohler Halbzeuge zu Bundwellen oder ähnlichen Teilen. Mit beiden Verfahren sind prinzipiell ähnliche Werkstückgeometrien herstellbar. Jedoch ist beim Querfließpressen die Bundhöhe h_b durch die Werkzeuggeometrie vorgegeben. Der Bunddurchmesser $\varnothing D_b$ kann einerseits durch die formgebenden Werkzeuge und andererseits durch die Rohteillänge bzw. den Umformweg bestimmt werden. Begrenzt wird der Bunddurchmesser $\varnothing D_b$ durch das Auftreten von Rissen sowie Einschnürungen am Bundaußendurchmesser in Folge zu hoher Tangentialspannungen [Sch86, Ali88].

Die Matrizenhälften, deren Teilungsebene in der Regel der Äquatorialebene des herzustellenden Bundes entspricht, sind oftmals in sogenannten Schließvorrichtungen eingebaut. Für weiterführende Literatur zum Aufbau und zur Funktionsweise von Schließvorrichtungen sei z.B. auf [Sch86, Lan88, Lan08] verwiesen.

Neben dem Erreichen der Grenze des Formänderungsvermögens am Bunddurchmesser $\varnothing D_b$ werden die herstellbaren Bauteilgeometrien beim Querfließpressen von hohlen Halbzeugen zu Bundwellen maßgeblich von der Bildung einer sogenannten Ringfalte infolge instabiler Ausknickens in der Äquatorialebene des Bundes begrenzt.

In [Kir79] wird die Faltenbildung in Abhängigkeit des Matrizenkantenradius R_M , der auf die Wanddicke s_0 bezogenen Spalthöhe h_s für die Werkstoffe 1.0402 (Einsatzstahl), 1.4541 (austenitischer Stahl) sowie Blei untersucht. Es konnte festgestellt werden, dass mit steigendem Matrizenkantenradius R_M die maximale bezogene freie Spalthöhe h_s/s_0 , bei der es zur Faltenbildung kommt, abnimmt. Darüber hinaus wurde für die auf die Wanddicke des rohrförmigen Halbzeuges bezogene Spalthöhe die Verfahrensgrenze zwischen $1,8 < h_s/s_0 < 2,0$ experimentell bestimmt. Durch die konische Ausführung der formgebenden Werkzeugöffnung konnte die Verfahrensgrenze bei einem Kegelwinkel von $\alpha = 12^\circ$ auf $h_s/s_0 = 3,2$ erweitert werden. Für diese Angabe finden sich in [Kir79] keine Angaben zur Abhängigkeit vom Werkstoff.

In [Ali88] wird die Verfahrensgrenze für die Herstellung von hohlen Bundwellen mittels Querfließpressen zwischen $1,5 < h_s/s_0 < 2,0$ angegeben. In [Rau13] wurde in numerischen und experimentellen Untersuchungen die Verfahrensgrenze für das zweiseitige Querfließpressen rohrförmiger Halbzeuge aus Stahl mit partieller Erwärmung mit $h_s/s_0 = 1,8$ bestimmt. Ferner finden sich in [Rau13] Angaben über den Zusammenhang zwischen Umformtemperatur und der Verfahrensgrenze der bezogenen freien Spalthöhe: mit steigender Umformtemperatur sinkt die faltenfrei herstellbare freie bezogene Stauchhöhe. Die Angaben werden in [Rau13] nicht weiter quantifiziert, ferner finden sich in dort keine Angaben zu den untersuchten Werkstoffen.

Grundlegende Arbeiten zum Quer-Fließpressen von rohrförmigen Halbzeugen zu Bundwellen sind in [And91] durchgeführt worden. Als Verfahrensgrenze wurde die äquatoriale Faltenbildung identifiziert und im Rahmen experimenteller Untersuchungen signifikante geometrische Einflussgrößen auf diese identifiziert. Nach [And91] sind in diesem Zusammenhang vor allem das bezogene Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A$ sowie der bezogene formgebende Werkzeugspalt h_s/s_0 zu nennen (**Abbildung 2.11**). Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen, die für die Aluminiumlegierung ENAW1050 durchgeführt wurden, konnten faltenfreie Bundwellen bis zu einem maximalen bezogenen Durchmesser Verhältnis von $h_s/s_0 = 1,6$ hergestellt

werden. Diese Verfahrensgrenze ist dabei abhängig von den untersuchten Durchmesserhältnissen. Für größer werdende Wanddicken nimmt die Verfahrensgrenze ab und erreicht für das experimentell untersuchte Durchmesserverhältnis $\varnothing D_I / \varnothing D_A = 0,3$ einen maximalen Wert von $h_s / s_0 = 1,3$ (**Abbildung 2.10**).

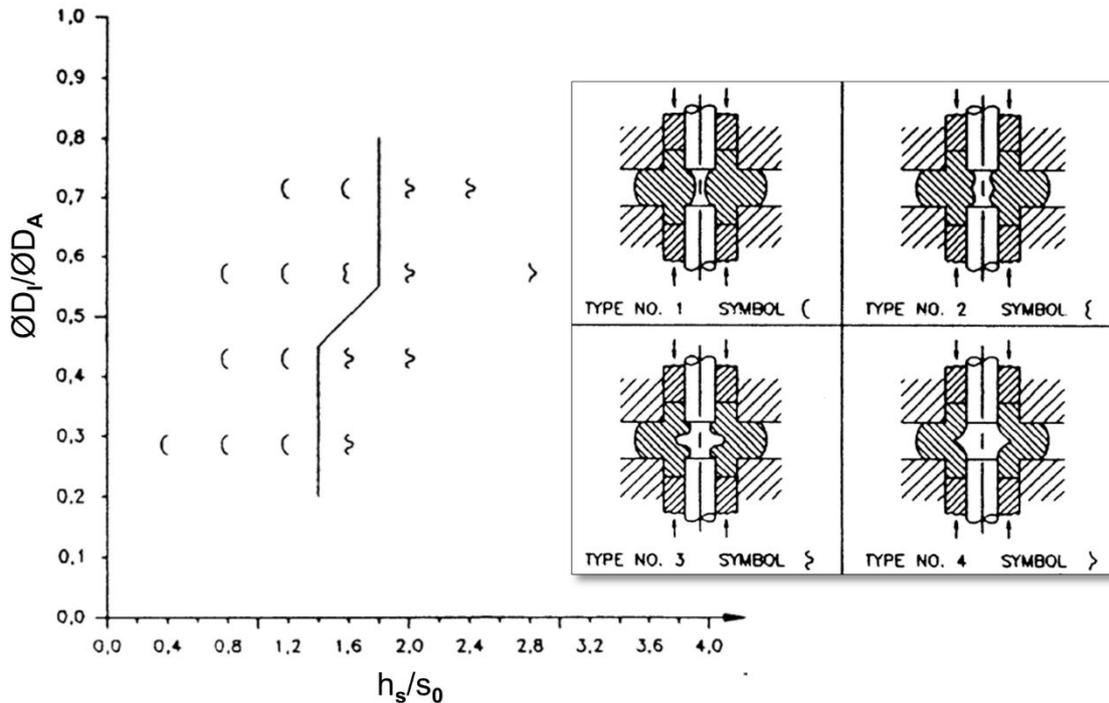


Abbildung 2.10 Arbeitsdiagramm für das Quer-Fließpressen von hohlen Bundwellen und Art der Instabilität nach [And91]

Es wird an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die Untersuchungen in [And91] mit einer speziellen Form des Innendorns durchgeführt wurden, der im Bereich des formgebenden Werkzeugspaltes abgesetzt ist (**Abbildung 2.11, Detail**). Diese abgesetzte Form des Innendorns führt während des Umformens zu einer lokalen Aufdickung im Bereich des formgebenden Werkzeugspaltes. Dadurch wird einerseits die Knickstabilität des rohrförmigen Halbzeuges erhöht und andererseits die Umformkraft durch den geteilten Werkstofffluss gesenkt. Nach [And91] gilt das Umformteil als fehlerfrei, wenn die Falten eine radiale Ausbreitung $t_f < \varnothing D_I$ nicht überschreiten. Die Herstellung der finalen Bundwelle mit konstantem Innendurchmesser erfolgt nach [And91] durch spanende Nachbearbeitung. Neben der Verfahrensgrenze für die charakteristische Faltenbildung durch instabiles Ausknicken des rohrförmigen Halbzeuges wurden in Abhängigkeit der gewählten Höhe des formgebenden Werkzeugspaltes vier verschiedene Arten des Materialflusses bestimmt. Dabei kann es neben dem einfachen Ausknicken zu einem mehrfachen Ausknicken des hohlen Halbzeuges kommen (**Abbildung 2.10, Detail**).

Die Untersuchungen von [And91] wurden in [Pet94, Are95, Pet95, Rod96, Col97a, Col97b, Pet97, Lin06] aufgegriffen und weitere zahlreiche numerische und experimentelle Untersuchungen zum Quer-Fließpressen von rohrförmigen Halbzeugen aus ENAW1050 durchgeführt. Alle experimentellen Untersuchungen wurden mit dem bereits in [And91] genutzten Werkzeugsatz durchgeführt. Dieser wurde dafür zum Teil leicht modifiziert. Die Umformversuche wurden bei einer relativ niedrigen Umformgeschwindigkeit von $V_{Stö\beta el} = 0,15 \text{ mm} / \text{s}$ durchgeführt. Die in [And91] bestimmte Verfahrensgrenze konnte bestätigt werden.

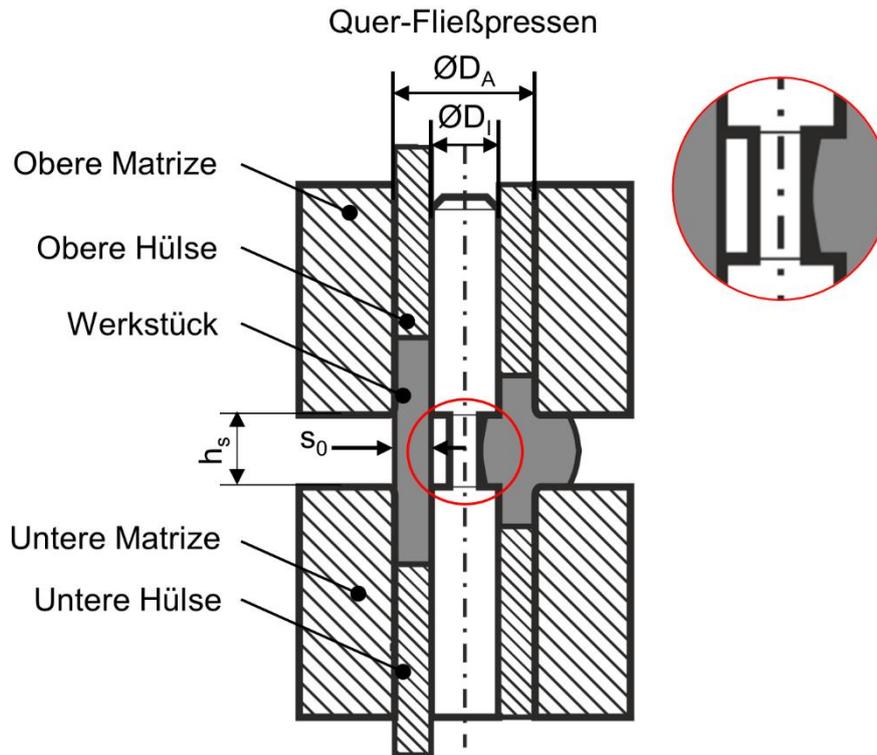


Abbildung 2.11 Einstufiges Quer-Fließpressen mit abgesetztem Innendorn nach [And91]

In [Pet94], [Are95], [Pet95], [Rod96] und [Pet97] werden numerische und experimentelle Untersuchungen zum zweistufigen Quer-Fließpressen von rohrförmigen Halbzeugen in einem Werkzeugsatz vorgestellt (**Abbildung 2.12**). Ziel der Arbeiten war die Erweiterung der in [And91] ermittelten Verfahrensgrenze. Durch die Vorformstufe wird die Wanddicke des hohlen Halbzeuges im Bereich des Bundes durch Begrenzung des Werkstoffflusses nach außen erhöht. Anders als in [And91] wurde die verfahrensspezifische Kavität des Innendorns komplett ausgefüllt. Nach Entfernen des Vorformringes erfolgte der Werkstofffluss radial nach außen gerichtet. Mittels dieses zweistufigen Querfließpressverfahrens wurde in [Rod96] und [Pet97] für das bezogene Durchmesser Verhältnis von $\varnothing D_I / \varnothing D_A = 0,571$ und einem minimalen Dorn Durchmesser von $\varnothing D_m = \varnothing D_I - 2a$ und $a = 5 \text{ mm}$ eine Erweiterung der Verfahrensgrenze von $h_s / s_0 = 1,6$ auf $h_s / s_0 = 2,4$ erzielt. Bei dieser bezogenen freien Höhe des formgebenden Werkzeugspaltes kommt es sehr wohl zu Umformfehlern in Form von Falten oder Einformungen, die Tiefe dieser Umformfehler überschreitet jedoch eine radiale Ausbreitung von $t_f < \varnothing D_I$ nicht.

Diese Untersuchungen wurden in [Col97a] abermals aufgegriffen und anhand einer numerischen Studie optimale Vorformen der Innendornkavität in Abhängigkeit des bezogenen Durchmesser Verhältnisses $\varnothing D_I / \varnothing D_A$ sowie der bezogenen Höhe des formgebenden Werkzeugspaltes h_s / s_0 ermittelt. Die geometrische Definition der Kavität des Innendorns erfolgte durch den Neigungswinkel der Kavität $2a / h_s$ (**Abbildung 2.12, Detail**). Im Rahmen der numerischen und experimentellen Untersuchungen wurde der minimal erforderliche Neigungswinkel $2a / h_s = 0,4$ ermittelt, der weitestgehend unabhängig vom bezogenen Durchmesser Verhältnis zu wählen ist. Die in [Col97a] untersuchten Durchmesser Verhältnisse betragen: $\varnothing D_I / \varnothing D_A = 0,286; 0,429; 0,571; 0,714$. Für die beiden unteren bezogenen Durchmesser Verhältnisse sollte der Neigungswinkel den Wert $2a / h_s = 0,6$ nicht überschritten werden.

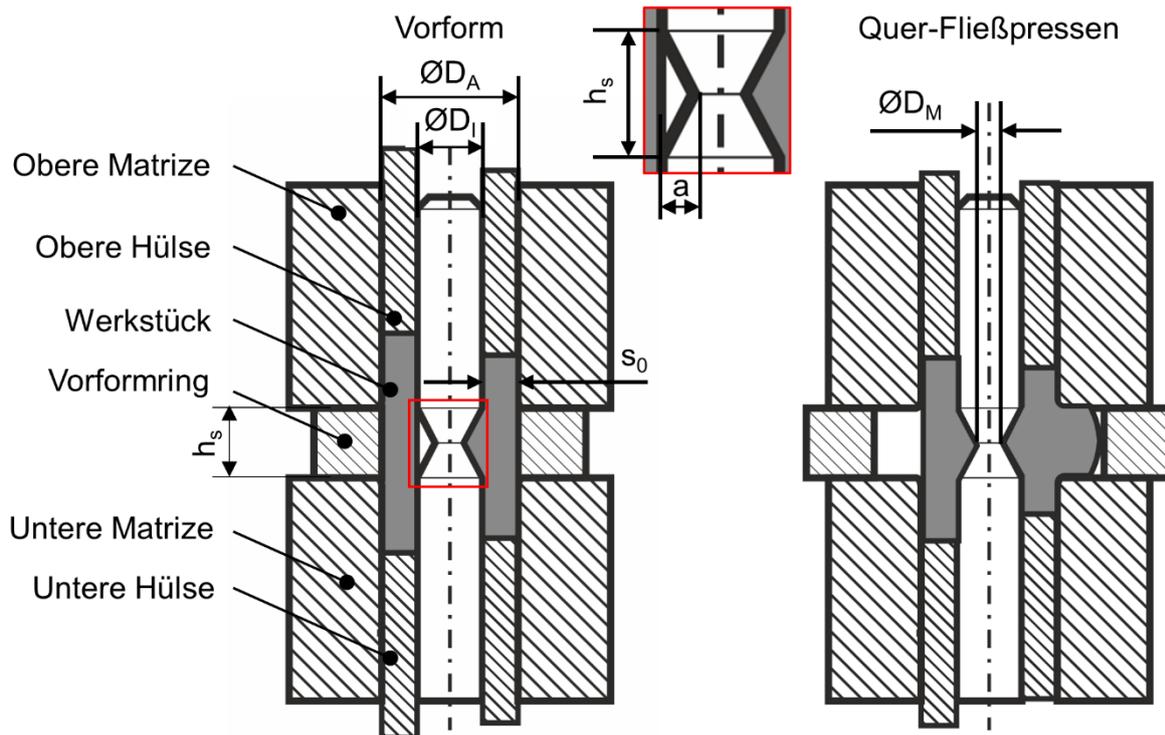


Abbildung 2.12 Zweistufiges Quer-Fließpressen (in einem Werkzeugsatz) mit definierter Vorformoperation und Begrenzung des Werkstoffflusses in radialer Richtung durch einen Vorformring (links) sowie Fertigpressen ohne Vorformring (rechts) nach [Pet94]

Ansonsten kommt es im Bereich der Innendornkavität zur Mehrfachfaltenbildung. Mittels der optimierten Vorform des Innendorns konnte eine Erweiterung der Verfahrensgrenze auf $h_s / s_0 = 2,8$ für die bezogenen Durchmesserhältnisse $\phi D_I / \phi D_A = 0,571; 0,714$ durch experimentelle Untersuchungen bestätigt werden. In [Lin06] werden die experimentellen Ergebnisse zum zweistufigen Quer-Fließpressen nochmals aufgegriffen und mittels der kommerziellen Software DEFORM 2D der Fa. SFTC numerische Untersuchungen unter Zuhilfenahme eines abduktiven Netzwerkes durchgeführt. Es wurde ein Faltenindex $f = \phi D_{If} / \phi D_I$, der die Faltentiefe ϕD_{If} auf den Innendurchmesser des rohrförmigen Halbzeuges vor Beginn der Umformung ϕD_I bezieht, eingeführt. Der Faltenindex wurde in [Lin06] in Abhängigkeit der in den zahlreichen vorangehenden Untersuchungen ermittelten signifikanten Einflussparameter mit dem Ziel der Vorhersage der geometrischen Ausprägung der Innendornkavität sowie des Grades der Vorformung numerisch untersucht und Nomogramme erstellt. Das abduktive Netzwerk wurde ausschließlich mit Daten aus den vorangehenden Untersuchungen zum zweistufigen Quer-Fließpressen der Aluminiumlegierung ENA1050 trainiert. Ein Nachweis der Übertragbarkeit auf andere Verfahren oder Werkstoffe findet sich in [Lin06] nicht.

In [Are95], [Col97a] und [Pet97] wird zudem berichtet, dass es bei sehr hohen Umformgraden zu einer Einförmigkeit des nachfließenden Materials im Bereich der Innendornkavität kommt (**Abbildung 2.13**). Dieser Effekt tritt nach kompletter Füllung der Innendornkavität, folglich für hohe Umformgrade auf. Die Tiefe dieser Einförmigkeit kann durch Wahl eines kleineren Durchmessers ϕD_m (vgl. **Abbildung 2.12**) verringert [Pet97] werden. Ursache ist die Ausbildung einer toten Zone im Bereich der Innendornkavität mit zunehmendem Umformgrad, die nach [Are95] die Wirkung eines Art keilförmigen Werkzeuges hat und zur Einförmigkeit des von oben nachfließenden Materials führt. Die numerische Darstellung dieses Umformfehlers ist in [Are95, Col97a, Pet97] nicht gelungen.

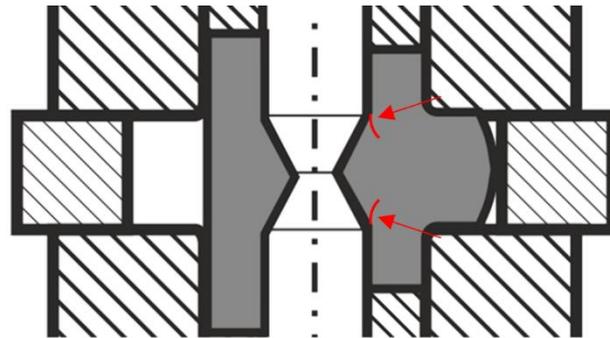


Abbildung 2.13 Schematische Darstellung des in [Are95], [Col97a] und [Pet97] beobachteten Umformfehlers (rote Pfeile) bei sehr hohen Umformgraden und kompletter Füllung der Innendornkavität

In [Col97b] wird das zweistufige Quer-Fließpressverfahren mit Vorformring zur Herstellung einer hohlen Bundwelle mit der Form einer Riemenscheibe am Außendurchmesser aus der Aluminiumlegierung ENAW1050 untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass es ohne die Vorformoperation zu einer äquatorialen Faltenbildung, verursacht durch instabiles Ausknicken, kommt. Mittels des zweistufigen Verfahrens sind nach [Col97b] industriell nutzbare, umformfehlerfreie Bauteile herstellbar. Anhand des Vergleichs von Mikrohärtemessungen und numerischen Untersuchungen konnten sehr hohe Umformgrade von $\varphi_V = 1,8$ im Bereich der Innenkavität der Bundwelle nachgewiesen werden. In [Lop98] wird das Phänomen dieser Einformungen im Bereich der toten Zone der Innendornkavität metallographisch analysiert und durch numerische Untersuchungen ergänzt. Für hohe Umformgrade konnte in [Lop98] die Ausbildung einer toten Zone (**Abbildung 2.13, links der roten Pfeile**) anhand von TEM-Analysen nachgewiesen werden. Dabei wurde festgestellt, dass, je höher der Umformgrad, desto höher die Ausbildung der Versetzungsdichte. Im Bereich der Totzone kommt es zu einer „Sättigung der Umformung“ bzw. das Material wird nicht weiter umgeformt. Darüber hinaus wurde anhand numerischer Untersuchungen nachgewiesen, dass im Bereich der toten Zone kein nach außen gerichteter radialer Werkstofffluss mehr erfolgt. Eine numerische Darstellung des eingeformten Materials war in [Lop98] nicht möglich.

In [Bal00] erfolgt eine Klassifizierung verschiedener Umformfehler beim Quer-Fließpressen von vollen Halbzeugen. Anhand numerischer Untersuchungen wurden verschiedene Prozesskonfigurationen und Einflussgrößen untersucht. Es konnte festgestellt werden, dass die Bildung von Oberflächenfalten durch den Verfestigungsexponenten des eingesetzten Werkstoffes beeinflusst wird. Die Halbzeuginstabilität verhält sich proportional zum Verfestigungsexponenten. Diese Ergebnisse konnten in [Qin04] bestätigt werden. Ferner wurde festgestellt, dass die tribologischen Bedingungen nur sehr geringen Einfluss auf die Faltenbildung aufweisen. Es wird daher in [Bal00] und [Qin04] der Einsatz von Vorformoperationen zur Vermeidung faltenbegünstigender Materialflüsse empfohlen.

Eine Zusammenfassung grundlegender Arbeiten zur Herstellung von Bundwellen mittels Quer-Fließpressen ausgehend vom hohlen Halbzeug findet sich in [Bal04]. Als Hauptversagensursache oder Verfahrensgrenze für die Herstellung der Bundwellen mittels Quer-Fließpressen wird die äquatoriale Faltenbildung angegeben. Diese wird nach Analyse verschiedener Arbeiten in [Bal04] in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe (Bundhöhe) h_s/s_0 angegeben. Die Verfahrensgrenze bewegt sich nach [Bal04] zwischen $h_s/s_0 = 1,6 - 1,8$. Darüber hinaus wird in [Bal04] die Rissbildung an der Außenseite des Bundes für sehr geringe Bundhöhen beschrieben. Forschungsbedarf besteht nach [Bal04] in der Untersuchung verschiedener Roh-

teilgeometrien, Werkzeugkinematiken, Werkzeugformen, Werkstückwerkstoffe sowie verschiedener Umformtemperaturen. Teilweise fehlen systematische Klassifizierungen der Umformfehler in Abhängigkeit von der Prozessführung, des Werkstückwerkstoffe sowie der Werkzeuge.

2.4.3 Verfahrenskombinationen und Sonderverfahren zur Herstellung von Bundwellen ausgehend von hohlen Halbzeugen

In [Kir79] und [Ali88] wird ein Verfahren zur Herstellung einer Bundwelle ausgehend vom hohlen Halbzeug mittels des einseitigen Quer-Fließpressens beschrieben. Im Gegensatz zum konventionellen Quer-Fließpressen ist der formgebende Werkzeugspalt während des Prozesses veränderlich (**Abbildung 2.14**). Erreicht wird dies durch eine schwimmend gelagerte untere Matrize. In [Kir79] wird beschrieben, dass die Bewegung der unteren Matrize durch einen unterhalb dieser befindlichen Bleiring erfolgt. Das Geschwindigkeitsverhältnis von Ober- zu Unterwerkzeug kann nach [Kir79] durch Verwendung verschiedener Ringquerschnitte erfolgen. Es ist anzunehmen, dass durch Verwendung eines Bleirings die sich einstellende Geschwindigkeit v_2 annähernd konstant bleibt und durch verschiedene Ringgeometrien veränderlich ist, da Blei bereits bei Raumtemperatur keine Verfestigungsneigung mehr aufweist.

Zu Prozessbeginn wird für den formgebenden Werkzeugspalt ein unterkritisches Verhältnis h_s/s_0 gewählt. Sobald die Kavität zwischen den Werkzeughälften gefüllt bzw. die durch den fließgepressten Bund resultierende axiale Kraft die Vorspannkraft bzw. die Fließgrenze des Bleiwerkstoffes überschreitet, bewegt sich die untere Matrizenhälfte in Stempelbewegungsrichtung. Der formgebende Werkzeugspalt vergrößert sich und ein Bund mit einer größeren Bundhöhe h_B kann hergestellt werden.

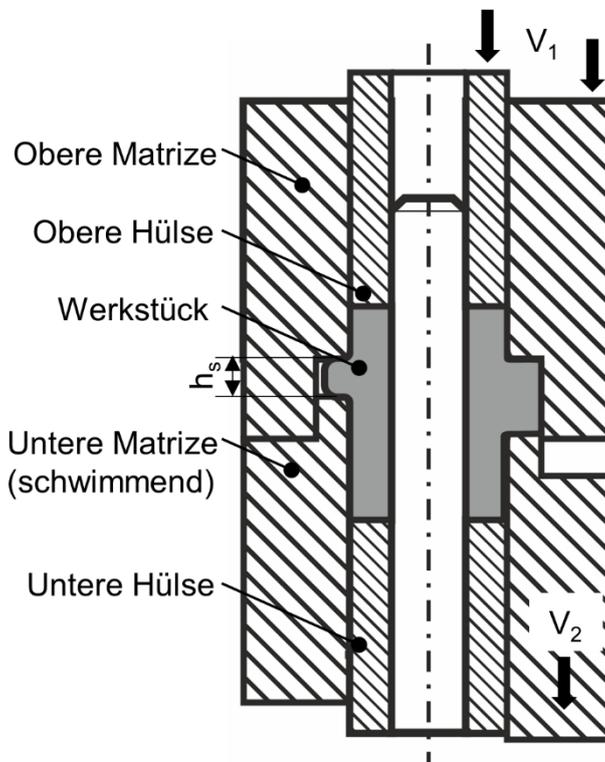


Abbildung 2.14 Einseitiges Quer-Fließpressen mit schwimmend gelagerter unterer Matrize nach [Ali88]

Nach [Kir79] und [Ali88] kann so die Faltenbildung infolge instabilen Ausknickens verzögert werden. Quantitative Angaben zur Erweiterung der Verfahrensgrenze finden sich in diesen Arbeiten nicht.

In [Kir79] wird trotz Vermeidung der Faltenbildung infolge instabilen Ausknickens durch das beschriebene Verfahren eine sogenannte „Stich-“, oder „Verkürzungsbildung“ an der Rohrinnenfläche bei den untersuchten Stahlwerkstoffen (1.0402 (Einsatzstahl), 1.4541 (austenitischer Stahl)) beobachtet. Dieser Effekt wird beim untersuchten Bleiwerkstoff nicht beschrieben. In [Kir79] wird daher eine Berechnungsvorschrift **(2.1)** für das maximal herstellbare Flanschvolumen angegeben:

$$V_f = K * s_0^2 * (2 * \varnothing D_0 - s_0) \quad (2.1)$$

Der Faktor K wird nach **(2.2)** berechnet und in Abhängigkeit des Verhältnisses der unteren Matrixgeschwindigkeit v_2 zur oberen Matrixgeschwindigkeit v_1 sowie der Flanschform nach **Tabelle 2.2** gewählt.

$$K = K_1 * K_2 * \frac{\pi}{2} \quad (2.2)$$

Tabelle 2.2 Berechnung des Koeffizienten K nach [Kir79]

$\frac{v_2}{v_1}$ [-]	K_1 [-]	K_2 [-]	K [-]
0,3	0,9-1	2,1	2,97-3,30
0,5		2,4	3,40-3,77
0,8		2,8	3,96-4,40
1		1,5	2,12-2,36

Umfangreiche theoretische, numerische und experimentelle Untersuchungen zur umformtechnischen Herstellung hohler Bundwellen mit dem Ziel der Findung wirtschaftlich herstellbarer Verfahrensfolgen wurden von Kudo et al. [Kud80] durchgeführt. Neben der Umformstufe zur Herstellung des Bundes wurden in [Kud80] auch verschiedene Fertigungsfolgen zur Herstellung der hohlen Halbzeuge, ausgehend vom zylindrischen Rohteil, mit in die Überlegungen einbezogen. Ziel seiner Arbeit war die Findung einer wirtschaftlichen Fertigungsfolge zur Herstellung von hohlen Bundwellen ausgehend vom vollen Halbzeug. Die Beurteilung der verschiedenen Fertigungsfolgen erfolgte anhand der Zielgrößen Umformkraft, Energiebedarf, mögliche Umformfehler, Materialeffizienz, Anzahl der Umformoperationen und Anzahl der benötigten Werkzeugbewegungen. Basierend auf numerischen und theoretischen Überlegungen sowie der genannten Zielgrößen wurden in [Kud80] vier Fertigungsfolgen zur Herstellung einer hohlen Bundwelle favorisiert (**Abbildung 2.15**). Es ist zu beachten, dass sowohl bei der Fertigungsfolge a) als auch bei der Fertigungsfolge c) der Bundaussendurchmesser nach dem Stauchen dem Außendurchmesser des hohlen Halbzeuges nach dem Napfen entspricht. Es kommt daher durch den Stauchprozess nicht zur einer Stoffanhäufung in der Äquatorialebene des hohlen Halbzeuges sondern zu einer Längung des Wellengrundkörpers. Das häufig beobachtete Problem der Faltenbildung durch instabiles Ausknicken während des Stauchens tritt somit verfahrensbedingt nicht auf. Auch bei den Fertigungsfolgen b) und d) kommt es nicht zu einer Faltenbildung, da der Stauchprozess ausgehend vom vollen Halbzeug erfolgt.

Die experimentellen Untersuchungen zur Validierung der theoretischen und numerischen Untersuchungen in [Kud80] wurden mit spanend hergestellten hohlen Halbzeugen durchgeführt.

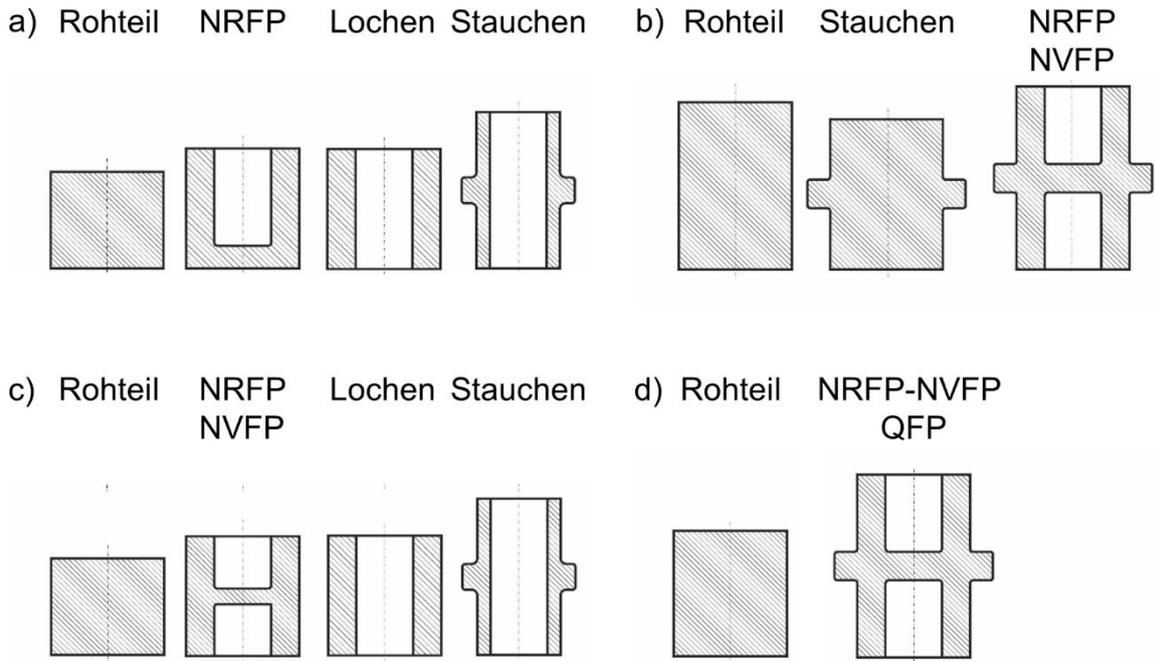


Abbildung 2.15 Verfahrensfolgen zur Herstellung hohler Bundwellen nach [Kud80]

Eine Berücksichtigung des Einflusses der Umformhistorie bzw. der durch die umformtechnische Herstellung hervorgerufene Werkstoffverfestigung insbesondere auf die Bildung von Umformfehlern erfolgte daher nicht. Die experimentellen Untersuchungen wurden an Rohteilen aus Reinaluminium durchgeführt. Es wurde beobachtet, dass es bei einem ungünstigen Materialfluss zur Bildung von Falten bzw. zum Einschluss des oberflächennahen Werkstoffes kommen kann. Ferner wurde aufgrund der lokalen Oberflächenverkleinerung beim Stauchen eine „orangenhautartige Veränderung der Innenoberfläche“ der rohrförmigen Halbzeuge beobachtet. Eine systematische Untersuchung der beobachteten Umformfehler findet sich in [Kud80] nicht.

In [Rau07] werden verschiedene Fertigungsfolgen zur Herstellung von hohlen Bundwellen aus 34MnB5 vorgestellt.

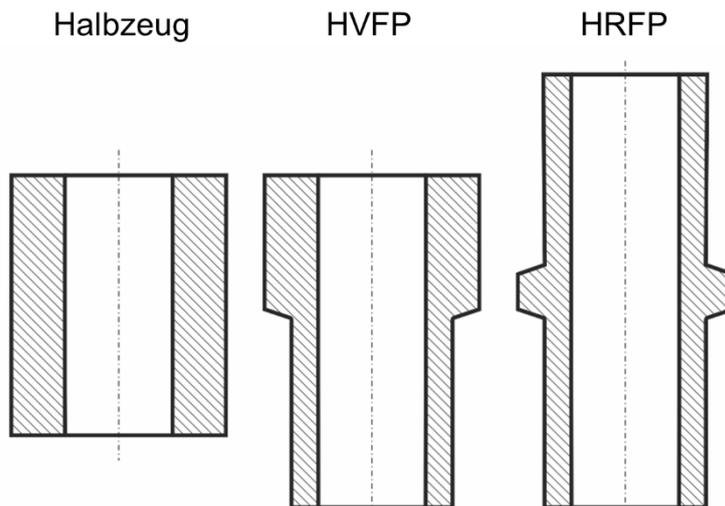


Abbildung 2.16 Stadienfolge zur Herstellung einer hohlen Bundwelle nach [Rau07]

Der Fokus der Untersuchungen lag auf der umformtechnischen Herstellung eines Mittensbundes ausgehend von einem rohrförmigen Halbzeug. Bei der in **Abbildung 2.16** gezeigten Stadienfolge

wird an einem hohlen Halbzeug, dessen Außendurchmesser bereits dem Bundaussendurchmesser des Fertigteils entspricht, durch HVFP und HRFP der Wellengrundkörper im Außendurchmesser verringert und erfährt eine signifikante Längung.

Das alternative in [Rau07] vorgestellte Verfahren (**Abbildung 2.17**) wird als axial-radial Umformen und Stauchen bei halbwarmen Temperaturen bezeichnet. Das rohrförmige Halbzeug wird dabei im Bereich der Umformzone partiell induktiv erwärmt und anschließend umgeformt. Bei der Umformung wird ein radialer Materialfluss in Richtung Innendorn zugelassen. Für die in [Rau07] angegebenen geometrischen Verhältnisse des Fertigteils ergibt sich eine bezogene Anfangsspalthöhe von $h_s/s_0 = 2,0$.

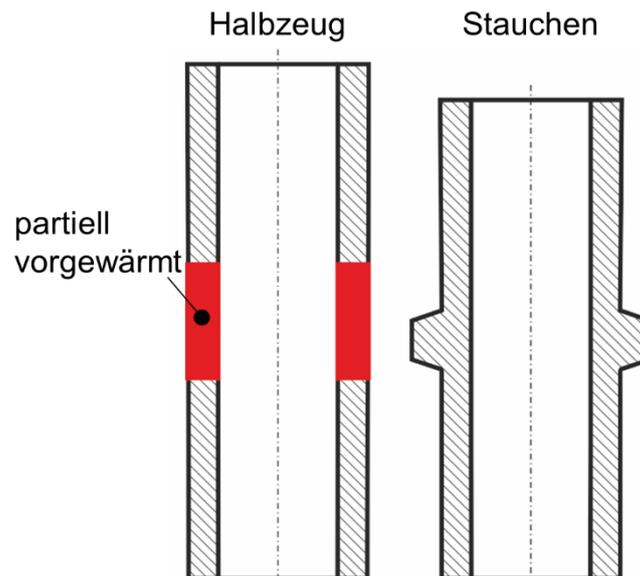


Abbildung 2.17 Anstauchen eines Bundes an ein partiell vorgewärmtes Halbzeug nach [Rau07]

In [Rau13] wird eine Verfahrenskombination vorgestellt, bei der ein rohrförmiges Halbzeug zunächst gestaucht und anschließend mittels Quer-Fließpressen fertiggepresst wird (**Abbildung 2.18**). Das rohrförmige Halbzeug wird erwärmt und der Bund wird angestaucht. Sobald die obere Matrize auf die untere Matrize aufsetzt, bleibt der über die Geometrie der unteren Matrize definierte formgebende Werkzeugspalt konstant und die finale Bauteilgeometrie wird durch Quer-Fließpressen erzeugt. Es ist anzunehmen, dass es bei dieser Verfahrenskombination – insbesondere im zweiten Umformschritt – prinzipbedingt zu einer Formabweichung der unteren Bundfläche kommt. Ähnliche Untersuchungen zur Verfahrenskombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen an Vollkörpern werden in [Mew71] vorgestellt. Fokus dieser Untersuchungen lag auf der Herstellung einer Außenverzahnung an einem angeformten Mittenbund. Durch diese Verfahrenskombination konnte gegenüber dem konventionellen Quer-Fließpressen die Umformkraft signifikant gesenkt und die Formfüllung der Kavität verbessert werden.

Mittels des in **Abbildung 2.18** gezeigten Verfahrens können nach [Rau13] an dünnwandigen rohrförmigen Halbzeugen Bunde mit großen Außendurchmessern $\varnothing D_B$ hergestellt werden. Das Verfahren wird im Temperaturbereich von $750^\circ\text{--}950^\circ\text{C}$ durchgeführt. Als Verfahrensgrenze, ab der es zum instabilen Ausknicken des rohrförmigen Halbzeuges bzw. zur Faltenbildung kommt, wird die bezogene Anfangsstauchhöhe von $h_s/s_0 = 1,3$ definiert. Angaben zu den untersuchten Werkstoffen und eine Quantifizierung der Umformtemperaturen finden sich in [Rau13] nicht.

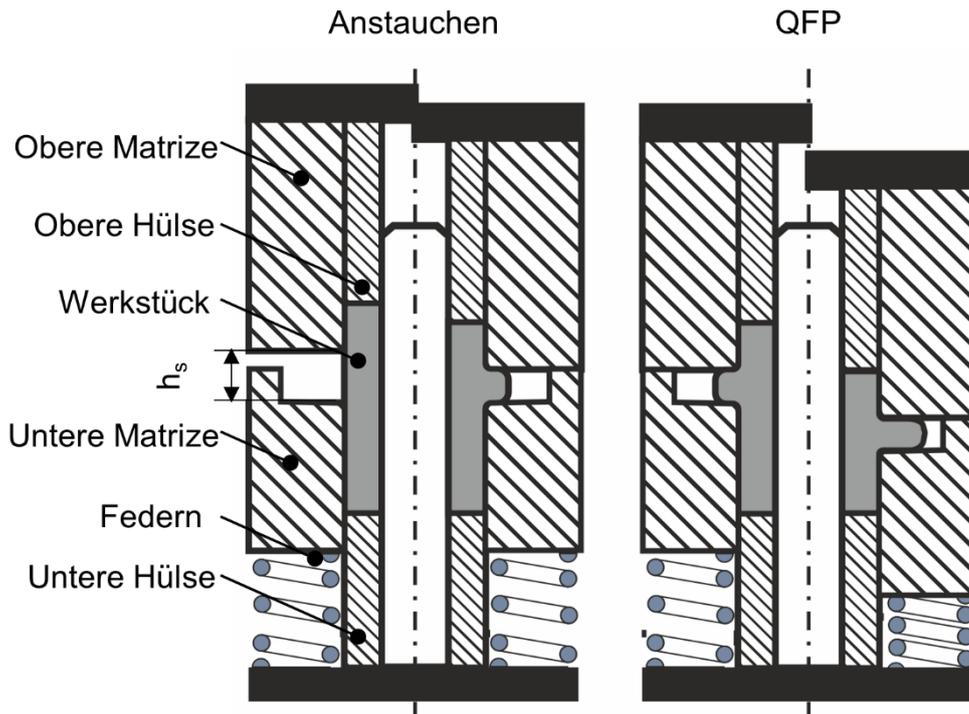


Abbildung 2.18 Verfahrenskombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen im selben Werkzeug nach [Rau13]

In [Rau15] wird beschrieben, dass das in **Abbildung 2.18** gezeigte Verfahren um radial angeordnete Stützsegmente erweitert wurde. Die Segmente sind weg- oder kraftgesteuert, üben eine radiale Stützkraft auf den Bund aus und vermeiden das instabile Ausknicken. Das rohrförmige Halbzeug wird im Bereich der Umformzone partiell erwärmt. Die resultierenden maximalen Vergleichsumformgrade in der Umformzone sind mit $\varphi_V = 0,9$ relativ niedrig. Mittels des Verfahrens mit radial angeordneten Stützsegmenten kann die Dicke des umgeformten Bundes gegenüber dem konventionellen Quer-Fließpressen signifikant erweitert werden. Nachteil bei diesem Verfahren ist die Gratbildung zwischen den Segmenten, da der tangentielle Formschluss durch die Vergrößerung des Bunddurchmessers mit zunehmender Umformung nur zu Beginn der Umformung besteht. Ein ähnliches Verfahren wird in [PAT03] beschrieben. Auch hier wird die Faltenbildung, verursacht durch instabiles Ausknicken, mittels steuerbarer und radial angeordneter Werkzeugsegmente während des Umformens vermieden.

Bei dem in **Abbildung 2.19** gezeigten Verfahren nach [Pop14] wird die Endgeometrie des Bauteils in einem Schritt durch eine Verfahrenskombination aus HVFP-HRFP ausgehend vom hohlen Halbzeug hergestellt. Auch hier weist das hohle Halbzeug bereits den Außendurchmesser des Bundes auf und ähnelt damit den in [Kud80] vorgestellten Verfahren. Das Verfahren wird nach [Pop14] bei halbwarmen Temperaturen durchgeführt und kombiniert die in **Abbildung 2.16** gezeigten sequentiellen Stadien in einem Umformschritt.

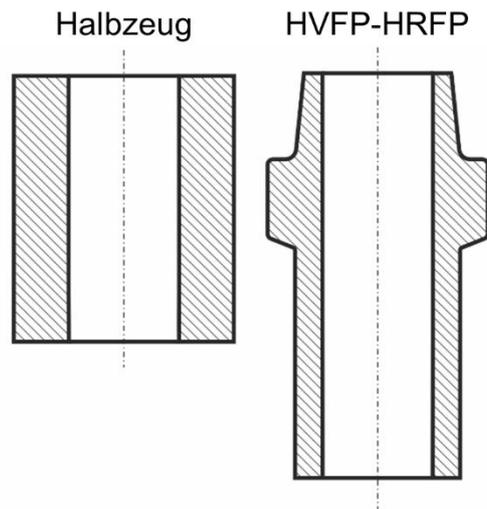


Abbildung 2.19 Verfahrenskombination zur Herstellung einer hohlen Bundwelle nach [Pop14]

In **Abbildung 2.20** ist eine Stadienfolge zur Herstellung einer hohlen Bundwelle ausgehend vom vollen Halbzeug nach [Gen09] gezeigt. In der ersten Umformstufe wird durch Stauchen und Napf-Rückwärts-Fließpressen der Außendurchmesser des herzustellenden Bundes definiert. In der folgenden Umformstufe erfährt der Wellengrundkörper durch ein weiteres Napf-Rückwärts-Fließpressen eine signifikante Längung und wird in der letzten Umformstufe gelocht.

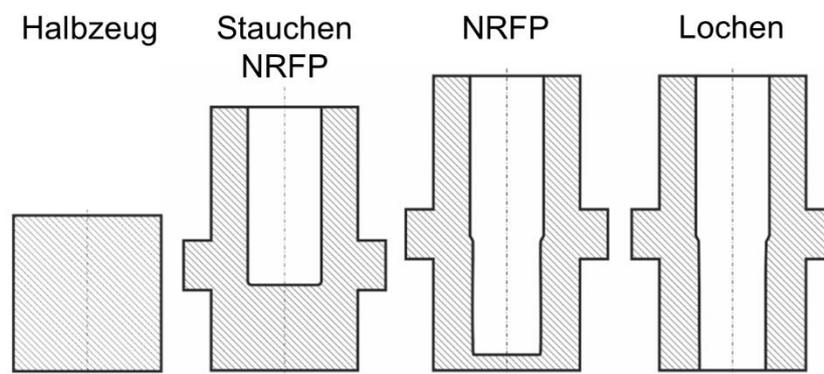


Abbildung 2.20 Stadienfolge zur Herstellung einer hohlen Bundwelle ausgehend vom vollen Halbzeug nach [Gen09]

Prinzipbedingt kann es bei der in [Gen09] gezeigten Verfahrensfolge nicht zur Bildung einer Ringfalte kommen. Auch hier finden sich Analogien zu denen in [Kud80] vorgestellten Verfahren.

Ähnliche, kombinierte Umformverfahren werden z.B. in [Lee12] und [Jaf15] untersucht. Sowohl in [Lee12] als auch in [Jaf15] erfolgt die Herstellung der hohlen Bundwelle ausgehend vom vollen Halbzeug durch das kombinierte Umformverfahren Napf-Rückwärts-Napf-Vorwärts-Quer-Fließpressen. Der Napfboden kann durch Lochen entfernt werden. Verfahrensbedingt kommt es nicht zur Bildung einer Falte in der Äquatorialebene des Bundes. Nachteilig ist die durch die bezogene Stempelkraft eingeschränkte Napftiefe bzw. die sich daraus ergebenden maximalen Wellenlängen.

Ein Sonderverfahren des freien Stauchens bi-metallischer hohler Halbzeuge mit partieller Vorwärmung wird in [Sch05] beschrieben. Dabei wird in ein rohrförmiges Halbzeug aus Aluminium oder Kupfer in ein Stahlrohr eingelegt und das umgebende Stahlrohr induktiv auf eine Temperatur von 800 °C vorgewärmt. Nach der Erwärmung wird durch freies Stauchen ein bundförmiges, faltenfreies Bauteil hergestellt (**Abbildung 2.21**). Anhand experimenteller Parameterstudien wurde der Werkstofffluss in Abhängigkeit von verschiedenen Rohrwanddicken ($s_0 = 3 \text{ mm}, 4 \text{ mm}, 5 \text{ mm}$) untersucht. Dabei wird der Werkstofffluss des inneren Rohres signifikant vom Werkstofffluss des äußeren Rohres beeinflusst.

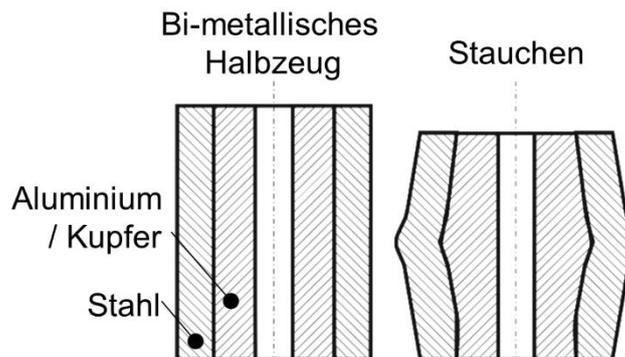


Abbildung 2.21 Verfahrensskizze des freien Anstauchens von bi-metallischen Halbzeugen mit partieller Vorwärmung nach [Sch05]

In [Oha01] wird ein Verfahren zum Quer-Fließpressen einer hohlen Bundwelle mit einem verlorenen Kern, der beim Umformen als Stützmaterial dient, vorgestellt (**Abbildung 2.22**).

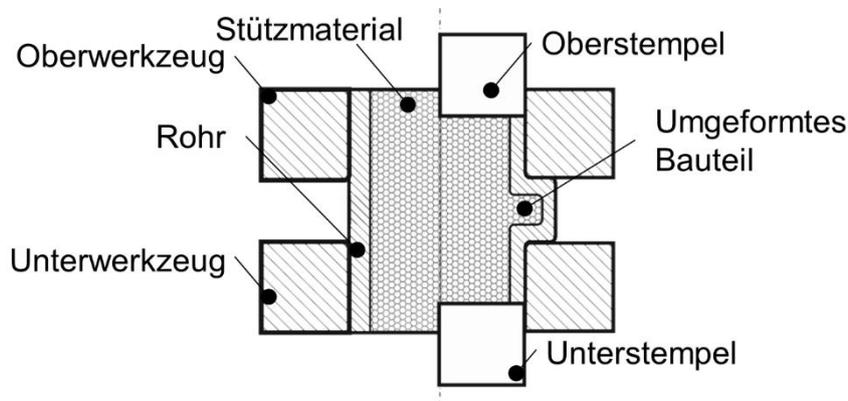


Abbildung 2.22 Verfahren zum Quer-Fließpressen einer Hohlwelle mit verlorenem Stützkern nach [Oha01]

Ähnliche Untersuchungen wurden auch in [EP91], [Qin04] und [Ma05] durchgeführt. In [Oha01] dient eine niedrigschmelzende Bleilegierung als verllorener Kern. Das rohrförmige Halbzeug wird mit dem flüssigen Stützmaterial ausgegossen. Nach dem Erstarren des Stützmaterials erfolgt der Umformprozess und das Stützmaterial wird nach dem Umformen wieder ausgeschmolzen. Ziel der Untersuchungen war die Vermeidung des instabilen Ausknickens des Rohrwerkstoffes.

In den Untersuchungen in [Qin04] und [Ma05] werden anstelle einer niedrigschmelzenden Bleilegierung verschiedene Stützmaterialien z.B. aus Nylon, PTFE, HDPE verwendet. In beiden Untersuchungen werden hinsichtlich des instabilen Ausknickens des rohrförmigen Halbzeuges überkritische geometrische Parameter gewählt. Es konnte sowohl in [Qin04] als auch in [Ma05] gezeigt werden, dass das instabile Ausknicken der rohrförmigen Halbzeuge aus

Reinaluminium durch Verwendung eines Stützmaterials aus einem nichtmetallischen Werkstoff vermieden und Near-Net-Shape Bauteile hergestellt werden können. Für die Umformversuche wurde ein zweifachwirkendes Werkzeug genutzt, das einen Druckaufbau im nichtmetallischen Stützmaterial unabhängig von der Umformkraft erlaubt. Es wurden Arbeitsdiagramme in Abhängigkeit verschiedener Lastpfade des Stützmediums erstellt. In [EP91] wird ein Verfahren zur Herstellung von Flanschen und Bundnen an Hohlkörpern durch Querfließpressen mit Wasser als Stützmaterial beschrieben.

In [EFB07] wird das umformtechnische Fügeverfahren *Fügen durch Knickbauchen* vorgestellt. Ziel dieser Arbeit bildete die Herstellung einer umformtechnischen Verbindung eines rohrförmigen (E235+N) und eines blechförmigen Werkstoffes durch gezieltes Ausknicken des rohrförmigen Halbzeuges (**Abbildung 2.23**). Anders als bei den meisten anderen in der vorliegenden Arbeit beschriebenen Verfahren und Untersuchungen wird hier das Instabilitätsverhalten des rohrförmigen Halbzeuges gezielt zur Herstellung der Fügeverbindung genutzt. Dafür wird in [EFB07] eine notwendige Mindestknicklänge h_{smin} für die fehlerfreie Herstellung der Fügeverbindung bzw. die Stabilität des Fügeprozesses beschrieben. Im Rahmen der numerischen und experimentellen Untersuchungen wurden verschiedene geometrische Prozessparameter ($\varnothing D_A, \varnothing D_I, h_s, s_0$) untersucht und entsprechende Arbeitsdiagramme erarbeitet. Für die Untersuchungen wurden sehr dünnwandige Rohre genutzt. Für die größte Wanddicke von $s_0 = 6 \text{ mm}$ wird in [EFB07] ein für das benötigte Ausknicken mindestens erforderliches Stauchhöhenverhältnis von $h_{smin} / s_0 = 7,11$ angegeben. Dieses bezogene Stauchhöhenverhältnis liegt signifikant über den in den meisten vorliegenden Quellen angegebenen Stauchhöhenverhältnissen (vgl. **Tabelle 2.3**).

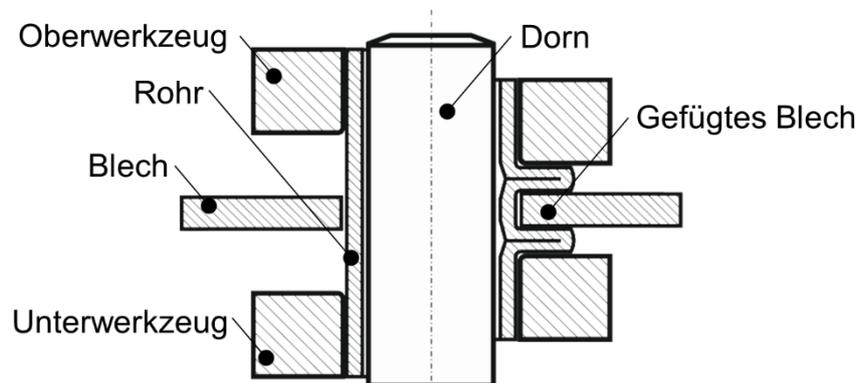


Abbildung 2.23 Verfahren zum Fügen durch Knickbauchen [EFB07]

Weitere Sonderverfahren zur Herstellung von hohlen Bundwellen sind z.B. die in [EP85] beschriebenen Fertigungsfolgen. Durch Fließpressen werden zwei oder mehrere hohle Halbzeuge hergestellt, die durch Reibschweißen gefügt werden. In [PAT01] finden sich Verfahren, indem die Durchmesserreduzierung des rohrförmigen Halbzeuges durch Profilwalzen hergestellt wird. Darüber hinaus besteht die Möglichkeit, hohle Bundwellen mittels der Verfahren Rundkneten [Piw10] oder dem sogenannten Axial-Radial-Umformen [Gro01] herzustellen. Beim Axial-Radial-Umformen werden die beiden Grundverfahren Rundkneten und Stauchen kombiniert. Das Verfahren kann mittels partieller Erwärmung der Umformzone durchgeführt werden. Verfahrensgrenzen sind Formabweichungen der umformtechnisch hergestellten Geometrien, Zunderbildung sowie Faltenbildung. In Wechselwirkung stehende Einflussgrößen auf die Verfahrensgrenze Faltenbildung sind nach [Gro01] die Umformtemperatur und die Axialkraft. Genaue Angaben zu geometrischen Grenzen finden sich in [Gro01] nicht.

2.5 Verfahrensgrenzen beim (Kalt)Umformen hohler Halbzeuge zu Bundwellen

Aufgrund der zahlreichen vorliegenden wissenschaftlichen Untersuchungen zur Herstellung von Bundwellen ausgehend von hohlen Halbzeugen sollen im folgenden Abschnitt die spezifischen Verfahrensgrenzen in einer übersichtlichen und knappen Form dargestellt werden.

2.5.1 Geometrische Grenzen der betrachteten Verfahren

Die Herstellung von Bundwellen mittels Verfahrensfolgen und Verfahrenskombinationen, bei denen die Formgebung des Bundes zeitgleich mit der Formgebung des Wellengrundkörpers durch Napf-Rückwärts-Fließpressen und / oder durch Napf-Vorwärts-Fließpressen erfolgt, sind geometrisch durch die verfahrensspezifischen maximalen Napftiefen begrenzt. Nach [Lan08] sind Verhältnisse von Napfhöhe zu Napfinnendurchmesser $h_i/\varnothing D_I > 3,5$ industriell nicht wirtschaftlich herstellbar.

Bei der Herstellung hohler Halbzeuge durch das Napf-Rückwärts-Fließpressen, das Napf-Vorwärts-Fließpressen oder der Kombination beider Verfahren gelten die gleichen genannten Einschränkungen. Das so hergestellte hohle Halbzeug kann jedoch durch Abstrecken oder Verjüngen eine weitere signifikante Längung erfahren, so dass längere Bundwellen herstellbar sind. Alternative Verfahren zur Herstellung hohler Halbzeuge sind das Bohrungsdrücken und die Verfahren des Tieflochbohrens.

Für das Quer-Fließpressen und das Stauchen lassen sich keine allgemeingültigen geometrischen Grenzen angeben. Da die zum Quer-Fließpressen oftmals eingesetzten Schließvorrichtungen aber einen sehr hohen Bauraumbedarf haben, ist die Herstellung von sehr langen hohlen Bundwellen mittels dieses Verfahrens durch die verfügbaren Umformmaschinen ebenfalls eingeschränkt. Darüber hinaus kommt es in Abhängigkeit der Flanschhöhe zu Formabweichungen des erzeugten Flansches von der Idealform, dem sogenannten Flanschwinkel [Sch86, Ko01]. Das Stauchen hat gegenüber dem Quer-Fließpressen einen geringeren Bauraumbedarf. Die herstellbare Wellenlänge ist aber ebenfalls durch die verfügbaren Umformmaschinen begrenzt.

2.5.2 Überschreitung des Formänderungsvermögens

Die erreichbaren Bundaußendurchmesser beim Quer-Fließpressen sind durch Überschreiten des zulässigen Formänderungsvermögens aufgrund zu hoher tangentialer Zugspannungen begrenzt [Sch86, Lan08]. Beim Querfließpressen von Bund an Vollwellen wurde in [Doh86] bei relativen Spalthöhen $h_s/\varnothing D_A > 0,5$ ein spontanes Reißen des Bundes an der Bundaußen-seite festgestellt. Bei relativen Spalthöhen $h_s/\varnothing D_A < 0,5$ erfolgte eine Einschnürung bevor der Werkstoff reißt. Beim Bundanstauchen wird von derartigen Umformfehlern nicht berichtet [Die75], [Fel07]. Während des Stauchprozesses wird im Bund stets ein isobarer Druckspannungszustand durch die kleiner werdende formgebende Werkzeugöffnung erzeugt und das Formänderungsvermögen des Werkstoffes ist gegenüber dem Quer-Fließpressen, bei dem verfahrensbedingt kein isobarer Druckspannungszustand überlagert wird, erhöht.

2.5.3 Äquatoriale Faltenbildung

In **Tabelle 2.3** ist eine tabellarische Übersicht der in experimentellen Untersuchungen bestimmten Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* angegeben. Werden für die Verfahrensgrenze Bereiche angegeben, so sind diese als Funktion der Wanddicke zu verstehen.

Tabelle 2.3 Übersicht über die geometrischen Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe aus verschiedene Quellen

Verfahren	Verfahrensgrenze	Werkstoff	Umformtemperatur	Verfahrensgrenzerweiterung durch	Quelle
-	h_s/s_0 [-]	-	T [°C]	-	-
Stauchen	1,9-2,2	Ma8, 16MnCr5, ENAW 1050, ENAW 7075	RT		[Die75]
Stauchen	2,5	Stahl	1205		[ASM88]
Stauchen	1,88	16MnCrS5, Rohr gezogen	RT		[Fel07]
	2,11	16MnCrS5, geglüht			
Stauchen	2,0	Stahl	Halbwarm		[Rau07]
Stauchen	Keine Angabe	16MnCrS5, 20MnCr5, 100Cr6	800, 1200		[Beh07, Beh14, Beh15]
Stauchen	7,11*	E235+N	RT		[EFB07]
Einseitiges QFP	1,8-2,0	1.0402, 1.4541, Blei	RT		[Kir79]
Zweiseitiges QFP	1,5-2,0	Keine Angabe	RT		[Ali88]
Zweiseitiges QFP	1,3-1,6**	EN AW 1050	RT		[And91]
Zweiseitiges QFP	1,8	Stahl	Halbwarm		[Rau13]
Zweiseitiges QFP	1,6-1,8**	EN AW 1050	RT		[Bal04]
mehrstufiges QFP	2,4**	EN AW 1050	RT	Zweistufiges Verfahren mit Vorform	[Rod96, Pet97]
mehrstufiges QFP	2,8**	EN AW 1050	RT	Zweistufiges Verfahren mit optimierter Vorform	[Col97a]
Stauchen und QFP	1,3	Stahl	Halbwarm		[Rau13]
* Mindesthöhe, um gezieltes Ausknicken zur Herstellung einer Fügeverbindung zu ermöglichen					
** Als faltenfrei gelten auch Bauteile, bei denen die Falentiefe eine radiale Ausbreitung $t_f < \varnothing D_I$ nicht überschreitet					

Ein Vergleich der Umformverfahren Stauchen und Quer-Fließpressen zeigt, dass die Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe, ab der es zu einem instabilen Ausknicken der hohlen Halbzeuge kommt, für die durch Stauchen hergestellten hohlen Bundwellen tendenziell etwas höher liegt. Darüber hinaus zeigt sich für das Umformverfahren Stauchen ein proportionaler Zusammenhang zwischen bezogener freier Stauchhöhe und der Umformtemperatur. Weiterhin scheint die Umformhistorie des hohlen Halbzeuges bzw. eine signifikante Vorverfestigung mit einer Senkung der bezogenen freien Stauchhöhe einzugehen. Ein signifikanter Einfluss des Werkstoffes auf die Verfahrensgrenze ist anhand der vorliegenden Quellen nicht nachweisbar.

Vergleicht man die Verfahrensgrenzen der durch einstufiges Quer-Fließpressen hergestellten hohlen Bundwellen, so knicken Stahlwerkstoffe tendenziell erst bei höheren bezogenen Stauchhöhen aus als die oftmals untersuchte Aluminiumlegierung EN AW 1050. Mittels mehrstufiger Quer-Fließpressverfahren kann die Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe gegenüber dem einstufigen Quer-Fließpressen signifikant erhöht werden. Ein Einfluss der Umformtemperatur auf das Instabilitätsverhalten rohrförmiger Halbzeuge aus Stahl während des Quer-Fließpressens scheint nicht vorzuliegen.

Untersuchungen zur Erweiterung der durch Faltenbildung eingeschränkten Herstellbarkeit von hohlen Bundwellen finden sich beim Stauchen von hohlen Halbzeugen nicht. Die durch Sonderverfahren und Kombinationen der Verfahren Stauchen und Quer-Fließpressen erzielten Verfahrensgrenzenenerweiterungen liegen im Bereich der maximal durch Stauchen umformbaren bezogenen freien Stauchhöhe. Die beim mehrstufigen Quer-Fließpressen durch eine optimierte Vorform des Innendorns erzielten Verfahrensgrenzenenerweiterungen unterliegen der Einschränkung, dass trotz der Maßnahmen eine Faltenbildung auftritt, die verfahrensbedingt aber den Innendurchmesser des Grundkörpers des hohlen Halbzeuges nicht überschreitet.

3 Motivation und Zielsetzung der Arbeit

3.1 Problemstellung

Die Verfahren der Massivumformung eignen sich aufgrund ihrer überlegenen mechanischen Eigenschaften, des ressourceneffizienten Materialeinsatzes sowie der erreichbaren Fertigungstoleranzen insbesondere für die Herstellung von Leichtbaukomponenten für den Fahrzeug-, Flugzeug- und Anlagenbau. Insbesondere die Substitution von Vollwellen durch Hohlwellen führt zu einer signifikanten Reduzierung des Gewichtes sowie der rotierenden Massen bei nur leichten Einbußen der Festigkeitseigenschaften der Hohlwelle und kann somit einen Beitrag zu aktuellen Leichtbaubestrebungen liefern. Wirtschaftlich sind die Verfahren der Massivumformung bei hohen Stückzahlen und Mengenleistungen sowie durch die Möglichkeit, sogenannte Net-Shape Bauteile herzustellen.

Eine ressourcen- und kosteneffiziente, umformtechnische Prozesskette beginnt heutzutage zwangsläufig mit der umformtechnischen Herstellung hohler Halbzeuge. Aufgrund der erforderlichen Halbzeugtoleranzen für weiterführende Produktionsschritte kommen dafür nur einige wenige Fertigungsverfahren wie das Napf-Rückwärts- und das Napf-Vorwärts-Fließpressen sowie das Bohrungsdrücken in Frage. Die Fließpressverfahren haben dabei gegenüber dem Bohrungsdrücken wirtschaftliche Vorteile, da sie direkt in mehrstufige Prozessfolgen integriert werden können und keine speziellen Umformmaschinen benötigen.

Für die umformtechnische Herstellung hohler Wellen, die oftmals eine zentrale Werkstoffanhäufung in Form eines umlaufenden Bundes z.B. zur Ein- und Weiterleitung von Drehmomenten durch Verzahnungen aufweisen, eignen sich insbesondere die Umformverfahren des Stauchens und des Querfließpressens. Verfahrenskombinationen, die die Grundverfahren Napf-Rückwärts-Fließpressen, Napf-Vorwärts-Fließpressen und Quer-Fließpressen im selben Umformschritt verknüpfen, sind hinsichtlich der Länge der Welle begrenzt. Die im Stand der Technik diskutierten Sonderverfahren sind zum Teil bauteilspezifisch oder erfordern komplexe, mehrfachbewegte Werkzeuge. Die maximal erreichbaren Bunddurchmesser beim Quer-Fließpressen sind aufgrund des tangentialen Zugspannungszustandes und der damit verbundenen Rissbildung begrenzt. Darüber hinaus kommt es zu einer verfahrensspezifischen Formabweichung des Bundes, sodass keine parallelen Bundseiten herstellbar sind. Das Bundanstauchen hingegen ist durch einen hohen, mit abnehmender Bundhöhe exponentiell steigenden Kraftbedarf gekennzeichnet. Dennoch sind die wirtschaftlichen (einfache Werkzeugtechnik, hohe Mengenleistung, Integrierbarkeit in mehrstufige Prozessfolgen) und geometrischen (parallele Bundflächen, variable Bundhöhe, große Bunddurchmesser, nahezu keine Beschränkung der Bauteillänge) Vorteile des Bundanstauchens den anderen betrachteten Fertigungsverfahren überlegen.

Bei der Herstellung hohler Bundwellen sowohl durch Quer-Fließpressen als auch durch Stauchen stellt die äquatoriale, umlaufende Faltenbildung die zentrale Problemstellung dar. Für das Quer-Fließpressen liegen fast ausschließlich numerische und experimentelle Untersuchungen für die Aluminiumlegierung EN AW 1050 vor [And91, Pet94, Are95, Pet95, Rod96, Col97a, Col97b, Pet97, Lin06]. Für das innen geführte, zweiseitig eingespannte Stauchen bei Raumtemperatur sind erste wissenschaftliche Arbeiten von [Die75] durchgeführt worden, die von [Fel07] aufgegriffen wurden. Signifikante Einflussgrößen auf die Faltenbildung beim Anstauchen sowie beim Quer-Fließpressen von hohlen Halbzeugen sind die:

- bezogene freie Stauchhöhe $h_S/\varnothing D_A$ bzw. h_S/s_0 in Wechselwirkung mit dem

- bezogenen Wanddickenverhältnis $\varnothing D_I / \varnothing D_A$.

Tribologische und kinematische Einflussgrößen auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen bei Raumtemperatur konnten bislang nicht nachgewiesen werden. Erste Untersuchungen in [Fel07] zeigen einen Einfluss der Vorverfestigung des hohlen Halbzeuges auf die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* beim Bundanstauchen. In anderen Veröffentlichungen wird die Herstellung des hohlen Halbzeuges bzw. der Einfluss der Umformhistorie des hohlen Halbzeuges auf die Faltenbildung zwar in theoretischen Überlegungen erwähnt (z.B. in [Kud80]), nicht aber numerisch oder experimentell untersucht. Generell liegen daher keine Untersuchungen vor, die einen ganzheitlichen Blick auf die Prozesskette zur Herstellung einer hohlen Bundwelle, ausgehend vom vollen Stangen- oder Drahtabschnitt, ermöglichen. Darüber hinaus finden sich keine vollständigen Arbeiten, die den Einfluss von Wärmebehandlungen bzw. des Gefügestandes und der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges auf die Faltenbildung untersuchen. Widersprüchliche Aussagen zum Einfluss des Verfestigungsexponenten auf das Instabilitätsverhalten in [Die75] und [Bal00] zeigen weiteren Forschungsbedarf. Die numerische Darstellung der äquatorialen Faltenbildung beschränkt sich auf die durch instabiles Ausknicken der rohrförmigen Halbzeuge hervorgerufene Faltenbildung und die verschiedenen Instabilitätsmodi während des Umformens. Wissenschaftliche Untersuchungen zum Einfluss weiterer Parameter (z.B. die Umformhistorie, Wärmebehandlungsschritte, die Umformgeschwindigkeit, erhöhte Umformtemperatur, werkstoffspezifische Einflussgrößen, Qualität der hohlen Halbzeuge) auf die Faltenlänge finden sich kaum. In [Kud80] und [Kir79] werden bei Vermeidung der Faltenbildung durch instabiles Ausknicken Hinweise auf eine sogenannte „Stichbildung“ oder die Einformung von oberflächennahen Bauteilbereichen gegeben. Eine systematische Untersuchung dieses Umformfehlers sowie eine numerische Darstellung liegen derzeit nicht vor.

Neben den grundlegenden Untersuchungen zum einstufigen Querfließpressen liegen auch Untersuchungen zum zweistufigen Querfließpressen mit dem Ziel der Verfahrensgrenzenerweiterung vor [Rod96, Col97a, Pet97]. Als faltenfrei gelten in den genannten Untersuchungen allerdings Bauteile, bei denen die Faltentiefe eine radiale Ausbreitung $t_f < \varnothing D_I$ nicht überschreitet und eine spanende Nacharbeit der so hergestellten hohlen Bundwellen ist obligatorisch. Untersuchungen, die eine Verfahrensgrenzenerweiterung beim Innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen anstreben, finden sich nicht.

3.2 Motivation und Zielsetzung

Das wissenschaftliche Ziel der vorliegenden Arbeit bildet somit die Klassifizierung der äquatorialen Faltenbildung des innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchens hinsichtlich der Eigenschaften verschiedener Versuchswerkstoffe sowie der Prozess- und Werkzeugtechnologie. Im Fokus der numerischen und experimentellen Untersuchungen steht die Möglichkeit der Beeinflussung der bekannten geometrischen Verfahrensgrenze durch weitere prozessspezifische Maßnahmen. Mögliche Einflussgrößen sollen anhand einer Verfahrensfolge erarbeitet werden, die die Herstellung des hohlen Halbzeuges durch Fließpressen sowie mögliche Wärmebehandlungen berücksichtigt (**Kap. 5.2, Kap. 5.4**). Nach Identifizierung weiterer Faltenbildungsmechanismen beim Anstauchen von hohlen Fließpressteilen soll die prädiktive Bestimmung dieser Umformfehler mittels der Methode der Finiten Elemente überprüft und verbessert werden. Ferner sollen Einflussgrößen auf die Faltenlänge numerisch untersucht und anhand experimenteller Ergebnisse validiert werden.

Das Erreichen der Forschungsziele ist von der Verifizierbarkeit folgender Hypothesen abhängig:

1. Das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges während des Stauchens kann durch prozess- und verfahrensspezifische Größen beeinflusst werden.
2. Neben der Faltenbildung durch instabiles Ausknicken gibt es weitere Faltenbildungsmechanismen.
3. Die Ableitung eines empirischen Schädigungsmodells zur Vorhersage der nicht ausschließlich durch geometrische Einflussgrößen verursachten Faltenbildung ist durch die betrachteten Einflussgrößen möglich.

Für die Verifizierung der 1. Hypothese werden der zu untersuchende Parameterraum zunächst anhand numerischer Sensitivitätsanalysen eingegrenzt und die grundlegenden Einflussparameter sowie die plastomechanischen Mechanismen und Einflussgrößen auf die Faltenbildung beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Anstauchen hohler Fließpressteile untersucht (**Kap. 7**). Die aus dem Stand der Technik abgeleiteten und zu untersuchenden Einflussparameter beim einstufigen Bundanstauchen sind der Werkstoff und mögliche Gefügestände (**Kap. 5.1**), tribologische und kinematische Einflussgrößen sowie die Umformtemperatur. Die numerisch und theoretisch identifizierten Einflussgrößen werden durch experimentelle Untersuchungen validiert oder widerlegt. Dabei werden auf Basis der numerischen Untersuchungen Versuchswerkzeuge für zielführende Parameterkombinationen konstruiert und gefertigt (**Kap. 5.5**). Die Klassifizierung der Faltenbildungsmechanismen erfolgt anhand experimenteller Untersuchungen sowie metallographischer und werkstofflicher Analysen (**Kap. 6**) und stellt den Kern zur Validierung der 2. Hypothese dar.

In einem zweiten Schritt werden mehrstufige Umformverfahren untersucht, um den Einfluss der Umformhistorie auf die Faltenbildung zu analysieren (**Kap. 7.5, Kap. 8**). Die zu untersuchenden Verfahrensfolgen sollen auch die in der Technologie des Kaltfließpressens gängigen Wärmebehandlungen mit einbeziehen. Darüber hinaus soll anhand experimenteller Untersuchungen der Einfluss der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen untersucht werden (**Kap. 8.2.2**). Ziel dieses Untersuchungsschwerpunktes ist, neben der Validierung der 1. und 2. Hypothese, die Ableitung optimaler Prozessparameter sowie die Findung weiterer, bislang unbekannter, Einflussgrößen auf die Faltenbildung.

Abschließend soll ein empirisches Schädigungsmodell zur prädiktiven Vorhersage der nicht durch instabiles Ausknicken verursachten Faltenbildung entwickelt, in die kommerzielle Software DEFORMTM implementiert, anhand der experimentellen Untersuchungen parametrisiert und die Übertragbarkeit nachgewiesen werden (**Kap. 9**). Dieser Abschnitt dient zur Validierung der 3. Hypothese.

Gelingt die Vermeidung des instabilen Ausknickens des hohlen Halbzeuges und die Identifizierung weiterer, bislang unbekannter, prozess- und verfahrensspezifischer Einflussparameter auf die Faltenbildung beim Anstauchen von hohlen Fließpressteilen, dann besteht die Möglichkeit einer Verfahrensgrenzenerweiterung. Ferner können anhand der experimentellen Untersuchungen optimale Prozessparameter für die industrielle Anwendung des Bundanstauchens an hohlen Fließpressteilen erfolgen. Das empirische Schädigungsmodell erlaubt die prädiktive Vorhersage des Umformfehlers *Faltenbildung* und kann zur Vermeidung aufwändiger Trial & Error Versuche führen. Die Kombination der experimentellen und numerischen Ergebnisse erlaubt die Erstellung von werkstoff- und prozessspezifischen Arbeitsdiagrammen und die Übertragbarkeit auf weitere industrielle Anwendungen (**Kap. 10, Kap. 11**).

4 Parametrisierung der numerischen Modelle

Im folgenden Kapitel sollen die Grundlagen der in dieser Arbeit zur Anwendung kommenden numerischen Modelle erläutert werden. Ein Schwerpunkt des Kapitels liegt auf der Findung geeigneter Materialmodelle, um den Stofffluss mit hoher Genauigkeit vorherzusagen. Darüber hinaus werden Grundlagen zur stochastischen Simulation sowie den eingesetzten Samplingmethoden für die numerischen Sensitivitätsanalysen erläutert.

4.1 Simulationssoftware und Simulationsmodell

Für die numerischen Untersuchungen des innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchprozesses sowie der Verfahrensfolgen wurde die kommerzielle Software DEFORMTM V10.2 der Firma SFTC verwendet. Aufgrund der Rotationssymmetrie wurde in den meisten Fällen nur die Hälfte des Modells entlang eines Schnittes, der dem Verlauf der Symmetrielinie folgt, simuliert. In einigen Fällen wurden 3D Modelle verwendet. Die geometrischen Größen der Simulationsmodelle wurden in Anlehnung an die Arbeiten von [Die75] und [Fel07] gewählt. Darüber hinaus ergaben sich durch die Betrachtung der gesamten Prozesskette technologische Grenzen durch die verfügbaren Umformmaschinen und Werkzeuggestelle. Für die modellbasierten Simulationsparameter (Wärmeübergangs- und Wärmeleitungsparameter, tribologische Parameter) wurden werkstoffspezifische bzw. vom Softwarehersteller voreingestellte Größen verwendet. Die kinematischen Modellparameter wurden anhand der in den experimentellen Untersuchungen verwendeten Umformmaschinen gewählt bzw. aus Messdaten generiert (**Kap. 5.3**).

Das Netz der zweidimensionalen elastisch-plastischen Werkstücke wurde in Abhängigkeit des Untersuchungsziels mit 5.000 – 10.000 Elementen automatisch generiert. Die 30 ° Ausschnitte der dreidimensionalen elastisch-plastischen Werkstücke wurden mit rund 330.000 Tetraeder-Elementen vernetzt. Eine gegebenenfalls erforderliche Neuvernetzung wurde vom Programm automatisch vorgenommen, wenn Teile des Netzes die Werkzeuge durchdrungen haben. Um eventuelle Falten an der Innenseite des rohrförmigen Halbzeuges besser abbilden zu können, wurde die Netzdichte durch lokale Netzverfeinerung in diesem Bereich erhöht. Dazu wurde die relative Elementgröße im Bereich der äquatorialen Falte mit 1:1 festgelegt. Die unmittelbar angrenzenden Bereiche wurden mit einer relativen Elementgröße von 3:1 diskretisiert. Bauteilbereiche mit nur geringer Umformung wurden mit einer relativen Elementgröße von 6:1, Bereiche ohne nennenswerte Umformung mit 12:1 vernetzt (**Abbildung 4.1**).

Die temperatur- und umformgeschwindigkeitsabhängigen Fließkurven wurden im Zylinderstauchversuch aufgenommen (**Kap. 4.3**). Bei allen Simulationen wurde angenommen, dass 90 % der Umformenergie in Wärme dissipieren. Die Wärmeleitungskoeffizienten wurden für Werkstückselbstkontakt mit $11.000 \text{ W/m} \cdot \text{k}$ und für Werkstück-Werkzeugkontakt mit $5000 \text{ W/m} \cdot \text{K}$ angenommen. Weitere wärmeleitungsrelevante Daten wie z.B. Wärmekapazität oder Emissionsgrad wurden werkstoffabhängig gewählt.

Die Reibung wurde mit Reibfaktoren berücksichtigt und diese in Abhängigkeit vom Werkstoff gewählt. Für die Reibungspartner Stahl-Stahl wurde ein Reibfaktor von $m = 0,12$ gewählt. Für die Reibungspartner Stahl-Aluminium wurde ein Reibfaktor von $m = 0,15$ gewählt. Die Wahl dieser Werte basiert auf Erfahrungen, die im Rahmen verschiedener Forschungsprojekte am IFU gewonnen wurden.

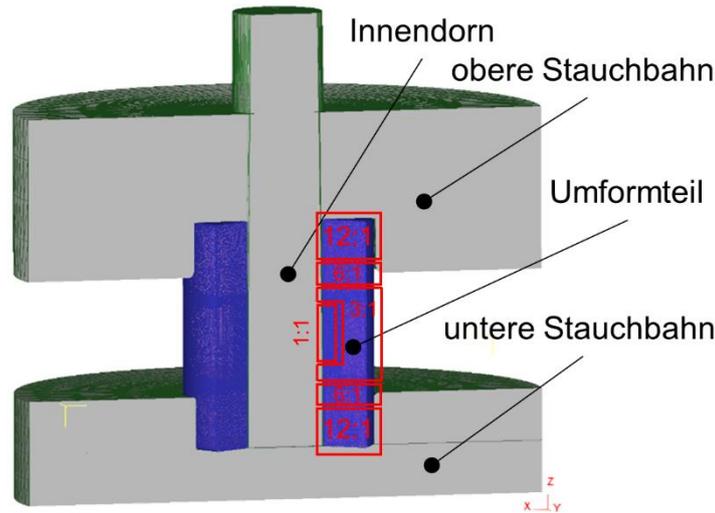


Abbildung 4.1 Simulationsmodell für das Innen geführte, zweiseitig eingespannte Bundstauan

Sowohl für die impliziten, zweidimensionalen Modelle als auch für die expliziten, dreidimensionalen Modelle wurde die Newton-Raphson Iteration gewählt. Die für die Umformung relevanten Werkzeuge wurden in den meisten Fällen als starre Körper gemäß den in den experimentellen Untersuchungen verwendeten Werkzeuggeometrien modelliert.

Von den hier aufgeführten Angaben abweichende Parameter, z.B. die Verteilung bestimmter Einflussparameter im Rahmen der numerischen Sensitivitätsanalysen oder die elastische Modellierung bestimmter Werkzeugkomponenten werden in den nachfolgenden Kapiteln explizit erwähnt.

4.2 Verwendete Prüfmaschine zur Aufnahme der Materialkennwerte

Die Aufnahme der Fließkurven erfolgte mit dem am Institut vorhandenen thermomechanischen Prüfsystem Gleeble 3800 C (**Abbildung 4.2**). Die Stauproben wurden unmittelbar vor der Umformung konduktiv erwärmt. Die Regelung der Proben temperatur erfolgte mittels auf der Probenmantelfläche aufgeschweißten Thermo elementen, die auch eine Aufzeichnung der Probenmantelflächentemperatur während des Umformens ermöglichten. Um die Reibung an den Probenstirnflächen zu minimieren, wurden Graphitfolien zwischen der Stirnfläche der Probe und den Hartmetallstau bahnen angebracht. Die Stauproben wurden mit einer Aufheizrate von $4 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ auf Umformtemperatur erwärmt und anschließend 60 Sekunden bei dieser Temperatur gehalten, um eine homogene Temperaturverteilung in der Probe zu erzielen. Die elastische Maschinendehnung wurde bei der Berechnung der Fließkurve nach Gleichung (4.1) und Gleichung (4.2) kraftabhängig korrigiert.

$$\varphi(s) = \ln \frac{h_0 - (s - \Delta s)}{h_0} \quad (4.1)$$

$$k_f(F, s) = \frac{F * (h_0 - (s - \Delta s))}{\pi * r_0^2 * h_0} \quad (4.2)$$

Aus den Gleichungen (4.1) und (4.2) wird ersichtlich, dass sich der Messfehler in der Höhenabnahme der Probe sowohl auf die Berechnung des Umformgrades als auch auf die Berechnung

der Fließspannung auswirkt und daher möglichst klein zu halten ist. Daher muss einerseits die kraftabhängige elastische Auffederung der Prüfmaschine bekannt und andererseits die elastische Wölbung der Stauchbahnen unterhalb der Probenstirnflächen möglichst klein sein. Durch die Verwendung von Hartmetallstauchbahnen kann die elastische Wölbung der Stauchbahnen minimiert werden. Nach [IMU08] wurden für diese Untersuchungen Zylinderstauchproben mit einem Verhältnis von $\frac{h_0}{D_0} = 1,5$ gewählt.



Abbildung 4.2 Probenkammer des thermomechanischen Prüfsystems Gleeble 3800 C mit Stauchprobe und angeschweißten Thermoelementen [IFU]

4.3 Vorgehensweise zur Aufnahme der Materialdaten und der Extrapolation zu hohen Umformgraden

Im folgenden Abschnitt wird die durchgeführte Methodik zur Bestimmung von Materialkennwerten vorgestellt. An die Umformsimulation besteht gemeinhin der Anspruch den Stofffluss, die resultierenden Umformkräfte, plastomechanische Kenngrößen sowie mögliche Umformfehler mit einer hohen Genauigkeit vorherzusagen. Für die numerische Simulation von Umformvorgängen mit der Methode der finiten Elemente ist daher die Kenntnis über den Zusammenhang zwischen Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Umformtemperatur für jedes Element zu jedem Zeitpunkt der Umformung notwendig, um die Fließspannung zu berechnen. Als Fließspannung wird gemeinhin jene Spannung bezeichnet, die im einachsigen Spannungszustand und bei einem gegebenen Umformgrad φ , einer Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und einer Umformtemperatur T zur Einleitung bzw. Aufrechterhaltung des plastischen Fließens notwendig ist. Die Geschwindigkeitsabhängigkeit der Fließspannung ist vor allem bei höheren Umformtemperaturen zu beobachten, da die dort ablaufenden Rekristallisations- und Erholungsvorgänge zeitabhängig sind. Aus den genannten Anforderungen ergibt sich für eine möglichst genaue numerische Simulation die Notwendigkeit, Informationen über die Fließspannung für einen möglichst großen Bereich der im Prozess auftretenden Umformgrade, Temperaturen und Umformgeschwindigkeiten zu kennen bzw. diese zu bestimmen. Aus den genannten Gesetzmäßigkeiten leiten sich die Anforderungen an die Aufnahmeverfahren bzw. die Durchführung der Fließkurvenaufnahme ab:

- Einachsiger, homogener Spannungszustand im gesamten Probenquerschnitt,
- konstante Temperatur während des Stauchvorganges im gesamten Probenquerschnitt und
- eine homogene Umformgeschwindigkeit im gesamten Probenquerschnitt.

Zur rechnerischen Bestimmung der Spannungsverhältnisse im Probenquerschnitt ist eine möglichst exakte Probenvermessung vor, während und auch nach dem Versuch sicherzustellen.

Werden alle Bedingungen eingehalten, kann das für die Fließkurvenbestimmung notwendige Tripel (4.3) experimentell bestimmt werden.

$$k_f = f(\varphi, \dot{\varphi}, T) \quad (4.3)$$

Zur Bestimmung der Fließkurve werden im Allgemeinen drei Grundversuche herangezogen:

- der Zugversuch,
- der Stauchversuch und
- der Torsionsversuch [Pöh84, Lan02, ICF14].

Die Forderung nach der Aufnahme bzw. der Beschreibung von Materialkennwerten für Umformgrade $\varphi \geq 1$ schließt z.B. den Zugversuch als Prüfverfahren für die vorliegende Arbeit aus, da aufgrund der Mehrachsigkeit mit Beginn der Probeneinschnürung nur Umformgrade von etwa $\varphi \approx 0,3$ im einachsigen Zustand erreicht werden können [Pöh84, Lan02, ICF14].

Der Stauchversuch findet aufgrund seiner einfachen Durchführung sowie der Möglichkeit, die Fließkurve bis zu einem Umformgrad von $\varphi \approx 1$ aufzunehmen, breite Verwendung zur Bestimmung von Materialdaten insbesondere für die Verfahren der Massivumformung.

Sämtliche Abwandlungen des Stauchversuches, z.B. der Zylinderstauchversuch nach Rastegaev [Ras40], der Kegelstauchversuch nach [Sie27], der Zylinderstauchversuch mit vorverfestigten Proben [Pöh79], der Flachstauchversuch [Wat55] oder auch der diskontinuierliche Stauchversuch sind zusammenfassend in [Pöh84, Pöh86] beschrieben. In [Pöh84, Pöh86] findet sich auch ein Vergleich der genannten Verfahren nach einheitlichen Gesichtspunkten; diese sind nach [Pöh86]:

- Der Einfluss bzw. die Auswirkung von Messfehlern,
- die erreichbaren Wertebereiche für Umformgrad und Umformgeschwindigkeit,
- der Aufwand für Probenherstellung, Versuchsdurchführung und Versuchsauswertung,
- die Notwendigkeit einer oder mehrerer Prüfmaschinen und
- bestehende Normen.

Es wird deutlich, dass diejenigen Prüfverfahren, mit denen hohe Wertebereiche des Umformgrades erreichbar sind, andere signifikante Nachteile haben. So können z.B. im Zylinderstauchversuch mit vorverfestigten Proben Umformgrade von $\varphi = 2,5$ erreicht werden. Es kann aber bei diesem Verfahren nicht sichergestellt werden, dass über den Querschnitt der Primärprobe eine homogene, einachsige Verteilung des Spannungszustandes, eine homogene Werkstücktemperatur sowie eine konstante Umformgeschwindigkeit vorliegt. Darüber hinaus ist durch die verfahrensbedingte Unterbrechung des Versuches mit Nullpunktfehlern zu rechnen. Dadurch sind wesentliche Anforderungen an die Aufnahme von Fließkurven nicht erfüllt. Diese Methodik ist daher eher zur qualitativen Beurteilung von mechanischen Eigenschaften von fließgepressten Komponenten nach dem Umformprozess geeignet. Für weitere Vor- und Nachteile der einzelnen Verfahren sei auf [Pöh84, Pöh86] verwiesen.

Die Analyse der verschiedenen Prüfverfahren macht deutlich, dass die Fließkurvenaufnahme mittels des einfachen Zylinderstauchversuches für die vorliegende Arbeit zielführend ist. Zum einen steht mit dem thermomechanischen Umformsimulator Gleeble 3800 C ein modernes Prüfsystem zur Verfügung und zum anderen besteht ein vertretbarer Aufwand für Probenherstellung, Versuchsdurchführung und Versuchsauswertung.

Nach [Pöh84, Lan02] besitzt der einfache Zylinderstauchversuch aufgrund seiner Reibungssensitivität als Fehlerquelle erster Ordnung, die nach [Die79] nur für relativ niedrige Umformgrade vernachlässigt werden kann, nur bis zu Umformgraden von $\varphi \approx 0,7$ Gültigkeit. Da die im einfachen Zylinderstauchversuch ermittelten Fließkurven aber in der vorliegenden Arbeit als Datenbasis für die Extrapolation der Fließkurven zu hohen Umformgraden dienen, soll eine Beschreibung der Versuchsaufnahme und Durchführung an dieser Stelle erfolgen.

Der Zylinderstauchversuch ist hinsichtlich der Ermittlung der Fließkurve nicht genormt und wurde daher in Anlehnung an [IMU08] durchgeführt. Die Berechnung des Umformgrades aus den Messdaten erfolgt nach den Gleichungen (4.1) und (4.2). Die Fließkurven wurden für die Umformgeschwindigkeiten $\dot{\varphi} = 0,04 \text{ s}^{-1}$, $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\varphi} = 25 \text{ s}^{-1}$ und einen Temperaturbereich von RT bis 500°C für die Stahlwerkstoffe in Schritten von 100 °C und von RT bis 250 °C für die untersuchte Aluminiumlegierung in Schritten von 50 °C aufgenommen.

Nachdem die Fließkurven für die drei untersuchten Versuchswerkstoffe aus den gemessenen Kraft-Weg-Verläufen berechnet worden sind, wurden die Koeffizienten der in **Tabelle 4.1** gezeigten empirischen Materialmodelle mit den Gleichungen (4.5) bis (4.15) mittels der Root-Mean-Square Fehler Methode nach Gleichung (4.4) bestimmt. Es wurden nur solche Materialmodelle verwendet, die die Fließspannung in Abhängigkeit vom Umformgrad φ , von der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und von der Proben temperatur T angeben. Aufgrund der Dissipation von ca. 90 % der Umformenergie in Wärme liegt, vor allem bei hohen Umformgeschwindigkeiten, während des Stauchens keine konstante Umformtemperatur in der Umformprobe vor. Die angeschweißten Thermolemente ermöglichen eine Temperaturlaufzeichnung an der Probenmantelfläche während des gesamten Stauchvorganges. Die um die elastische Maschinen- dehnung korrigierten Messdaten werden für die Koeffizientenbestimmung der Materialmodelle (**Tabelle 4.1**) herangezogen. So erfolgt eine rechnerische Temperaturkompensation.

$$\Delta k_w = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (k_{i,f\text{berechnet}} - k_{i,f\text{gemessen}})^2}{n}} \quad (4.4)$$

Tabelle 4.1 Für die Fließkurvenextrapolation verwendete Materialmodelle

Materialmodell		Quelle
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = K1 * \varphi^n * \dot{\varphi}^m * e^{[-\lambda(T-T_0)]}$	(4.5)	[Shi70]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = K1(K2 + \varphi)^n * \dot{\varphi}^m * T^{-\vartheta}$	(4.6)	[Mol83]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 + K2 * \varphi^n) * \left(1 + K3 * \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0}\right)\right) * \left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0}\right)^m * \left(1 - K4 * \left[\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right]^m\right)$	(4.7)	[Joh83]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 + K2 * \varphi^n) * \left(1 + K3 * \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0}\right)\right) * e^{-\lambda*(T-T_r)}$	(4.8)	[Abo05]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = K1(1 + K2 * \varphi)^n * (1 + K3 * \dot{\varphi})^m * (1 - \vartheta * T)$	(4.9)	[Bat88]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 + K2 * \varphi^n) * \left(1 + \alpha * \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\beta}\right)\right) * e^{-\lambda*(T/T_m)}$	(4.10)	[Lud09] [Pra21] [EI94]

$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 + K2 * \varphi^n) * (1 + \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\beta}\right))^m * e^{-\lambda*(T/Tm)}$	(4.11)	[Lud09] [Zen46] [EI94]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 * (K2 + \varphi^n)) * (1 + \alpha * \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\beta}\right)) * e^{-\lambda*(T/Tm)}$	(4.12)	[Swi52] [Pra21] [EI94]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 * (K2 + \varphi^n)) * (1 + \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\beta}\right))^m * e^{-\lambda*(T/Tm)}$	(4.13)	[Swi52] [Zen46] [EI94]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 * (K2 + \varphi^n) - K3) * (1 + \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\beta}\right))^m * e^{-\lambda*(T/Tm)}$	(4.14)	[Gos76] [Zen46] [EI94]
$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (K1 * (K2 + \varphi^n) - K3) * (1 + \alpha * \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\beta}\right)) * e^{-\lambda*(T/Tm)}$	(4.15)	[Gos76] [Pra21] [EI94]

Die Koeffizientenbestimmung der Materialmodelle in **Tabelle 4.1** wird für die gemessenen Fließwiderstände für jeden Werkstoff bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,7$ durchgeführt. Die Güte der bestimmten Modellparameter und Bezugsgrößen zur analytischen Beschreibung der im einfachen Zylinderstauchversuch bestimmten Fließkurven erfolgt mit Gleichung (4.4).

Anhand dieser Vorauswahl können zum einen das Materialmodell mit der besten Übereinstimmung zwischen den experimentell bestimmten Fließwiderständen sowie den analytisch berechneten Fließkurven und zum anderen die Koeffizienten der Materialmodelle bestimmt werden.

Die werkstoffspezifische Koeffizientenbestimmung anhand der beschriebenen Vorgehensweise für die Materialmodelle (4.5) bis (4.15) mittels (4.4) führt zu den in (4.16) bis (4.19) gezeigten Koeffizienten.

Für die drei Stahlwerkstoffe 16MnCrS5, 20MoCr4 und Cf53 im Wärmebehandlungszustand +AC beschreibt das Materialmodell nach [Mol83] die aus den Messdaten berechneten Fließwiderstände mit der höchsten Genauigkeit. Für die Aluminiumlegierung EN AW 6082 eignet sich das Materialmodell nach [Bat88] am besten zur Beschreibung des Fließverhaltens.

$$k_{f16MnCrS5}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = 8226(0,005 + \varphi)^{0,21} * \dot{\varphi}^{0,009} * T^{-0,396} \quad (4.16)$$

$$k_{f20MoCr4}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = 6407(0 + \varphi)^{0,18} * \dot{\varphi}^{0,004} * T^{-0,342} \quad (4.17)$$

$$k_{fAA6082}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = 45(1 + 937564 * \varphi)^{0,14} * (1 + 374 * \dot{\varphi})^{0,036} * (1 - 0,001 * T) \quad (4.18)$$

$$k_{fCf53}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (0 + 890 * \varphi^{0,19}) * \left(1 + 0,005 * \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{1}\right)\right) * e^{-0,0006*(T-301)} \quad (4.19)$$

In **Abbildung 4.3** ist ein Vergleich der aus den in **Tabelle 4.1** gezeigten Fließkurvenmodellen berechneten Fließkurven mit der aus den Messdaten berechneten Fließkurve gezeigt. Die aus

den Messdaten ermittelte Fließkurve ist bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,7$ und für den extrapolierten Bereich bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 2$ exemplarisch für den Werkstoff 16MnCrS5 bei RT und einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 0,04$ gezeigt. Hervorgehoben sind die aus den Messdaten berechnete Fließkurve (rot) und die nach Gleichung (4.6) berechnete Fließkurve (schwarz), die durch Bestimmung der Materialparameter (4.4) mathematisch die beste Übereinstimmung im Messbereich zeigt. Beim graphischen Vergleich der Fließkurven wird deutlich, dass zwischen den verschiedenen Materialmodellen mit zunehmendem Umformgrad teilweise erhebliche Unterschiede in der Berechnung der Fließspannung bestehen.

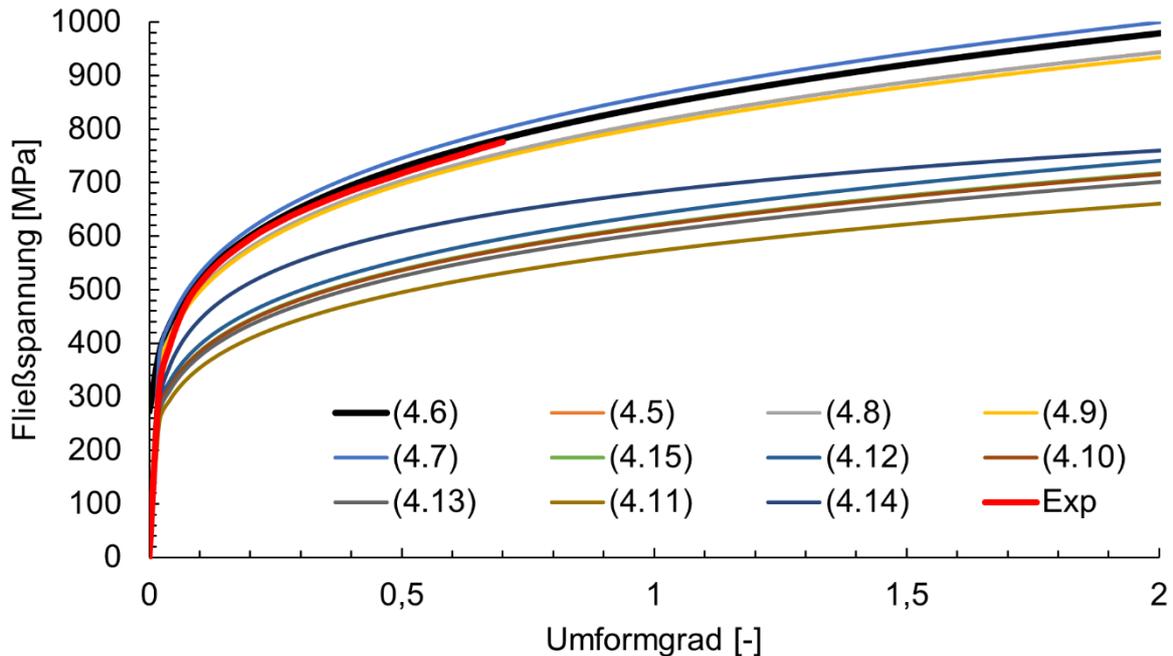


Abbildung 4.3 Vergleich der analytisch berechneten Fließspannungen mit der experimentell bestimmten Fließkurve in Abhängigkeit vom Umformgrad (16MnCrS5, $\dot{\varphi} = 0,04$, $T = RT$)

4.4 Überprüfung der Vorhersagegüte der gewählten Materialmodelle

Die Güte der nach dem in Kapitel 4.3 beschriebenen Verfahren zur Bestimmung von Materialkennwerten auch für hohe Umformgrade soll anhand der Qualität der Vorhersage von Stofffluss, Umformkraft und Umformtemperatur am Beispiel eines Napf-Rückwärts-Fließpressprozesses durchgeführt werden.

Diese Überprüfung der generellen Vorhersagegüte, der gemäß der beschriebenen Methodik bestimmten Koeffizienten der Materialmodelle, erfolgt nur für jene Werkstoffe, mit denen experimentelle Untersuchungen der Prozessroute 1 bzw. Prozessroute 2 durchgeführt werden (vgl. Kap. 5.4). Für die übrigen Versuchswerkstoffe und Gefügestände erfolgt die Bestimmung der Koeffizienten der Materialmodelle – sofern für numerische Untersuchungen herangezogen – nach der in Kap. 4.3 beschriebenen Methodik.

Als Maß für die Vorhersagegenauigkeit von Stofffluss, Umformkraft und Umformtemperatur dient der quadratische Mittelwert (QMW_{sj}) der aus den experimentell bzw. numerisch bestimmten Messwerten der Umformkraft ($j = 1$) und der Werkstücktemperatur an einer definierten Messstelle ($j = 2$) an je sieben ($i = 7$) diskreten Stellen des Stößelweges bestimmt wird:

$$QMW_{sj} = \sqrt{\frac{1}{n} * \sum_{i=1}^n (X_{ij}^{EXP} - X_{ij}^{FEM})^2} \quad (4.20)$$

Der Napf-Rückwärts-Fließpressprozess wird für die Bewertung der Güte der Materialdaten herangezogen, da lokal Umformgrade bis zu $\varphi_V = 3$ erreicht werden und diese im extrapolierten Bereich der Fließkurven liegen. Darüber hinaus kann die Temperatur an der Napfkante verfahrensbedingt mittels angeschweißten Thermoelementen leicht gemessen werden. Die Vorgehensweise wird exemplarisch für den Werkstoff 16MnCr5S im Gefügestand GKZ erläutert:

In **Abbildung 4.4** ist das für die zweidimensionalen Simulationen des Napf-Rückwärts-Fließpressprozesses vernetzte Simulationsmodell gezeigt. Die Werkzeugaktivteile wurden entsprechend ihren realen Geometrien elastisch modelliert. So können die kraftabhängigen radialen und axialen Auffederungen und ihr Einfluss auf Umformkraft, Stößelweg und Stofffluss berücksichtigt werden. Die Stößelkinematik entspricht der Kinematik der in den experimentellen Untersuchungen verwendeten mechanischen Presse (**Kap. 5.3**). Die Ersatzfeder beinhaltet die kraftabhängige Gesamtdehnung von Presse und Werkzeugpassivteilen im Kraftfluss des Versuchswerkzeugaufbaus und wurde gemäß Gleichung (4.21) in Anlehnung an [Lan02] berechnet bzw. gemessen:

$$D = \frac{C_{zges} * C_{zWZ}}{C_{zges} + C_{zWZ}} \quad (4.21)$$

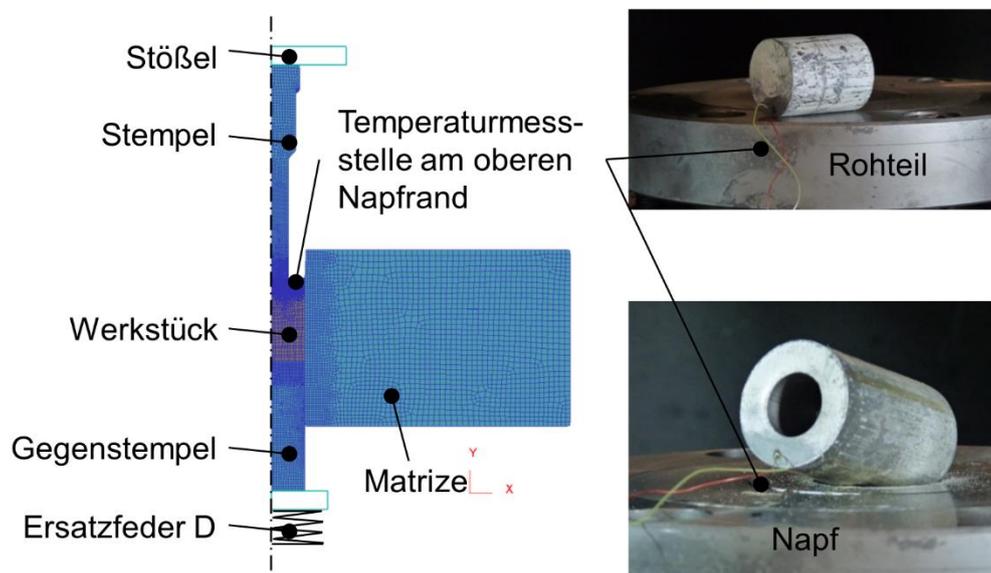


Abbildung 4.4 Simulationsmodell mit Bezeichnung der aktive am Umformprozess beteiligter Komponenten sowie Stößel und Ersatzfeder (links) und Rohteil (rechts, oben) sowie Napf (rechts, unten) mit angeschweißten Thermoelementen

Die kraftabhängige Dehnung der mechanische Presse (Dehnung des Gestells, Durchbiegung des Tisches und des Stößels, Triebwerksfederung und Triebwerksspiel) wurde mit einer Kraftmessdose Typ HBM C6A 5MN und einem am Pressenstößel montierten Wegmesssystem gemessen. Die axiale Einfederung der Kraftmessdose sowie der zwei Druckstücke wurde mit ANSYS™ ermittelt und die gemessene Gesamtdehnung um den linear elastischen Anteil des

Messaufbaus korrigiert. Aufgrund der Pressenbauart ergibt sich für die Gesamtdehnung in Abhängigkeit von der Presskraft ein nichtlinearer Verlauf (**Abbildung 4.5**), der für die Berücksichtigung in der FE Simulation in drei Abschnitte unterteilt wurde.

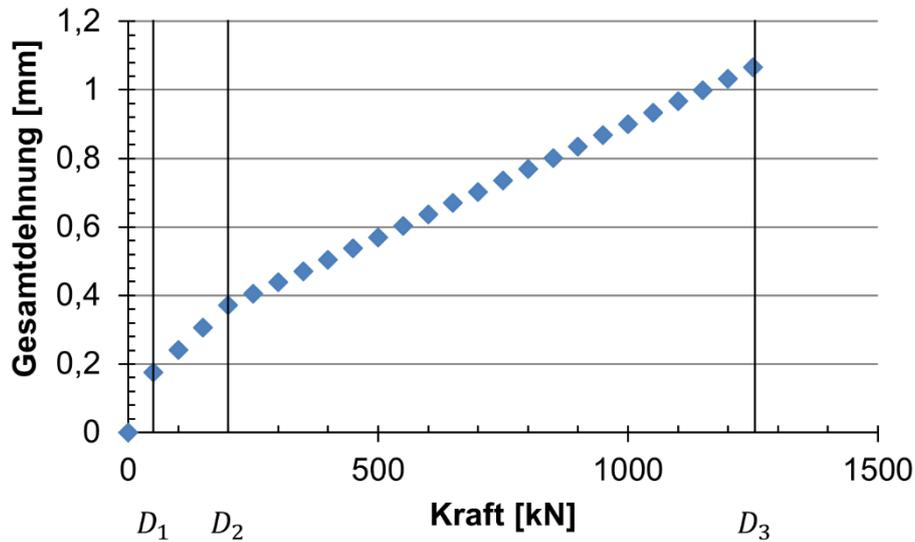


Abbildung 4.5 Gesamtdehnung D , unterteilt in drei Bereiche D_1 - D_3 von Presse und Werkzeugpassivteilen in Abhängigkeit von der Kraft für den Napf-Rückwärts-Fließpressprozess

Die ermittelten Federkonstanten sowie weitere tribologische, thermische und kinematische Modellparameter für das Simulationsmodell sind in **Tabelle 4.2** und **Tabelle 4.3** gezeigt.

Tabelle 4.2 Modellparameter des Simulationsmodells

Objekt	Objekttyp	Elementanzahl	Materialdaten	Material	Kinematik
Werkstück	Plastisch	5000	Tabelle 4.1	16MnCrS5	-
Stempel	Elastisch	1500	$E = 210.000 \text{ MPa}$ $\mu = 0.3$	1.3343	-
Gegenstempel	Elastisch	1500	$E = 210.000 \text{ MPa}$ $\mu = 0.3$	1.3343	-
Matrize	Elastisch	2500	$E = 210.000 \text{ MPa}$ $\mu = 0.3$	1.3343	-
Stößel	Starr	-	-	-	Kniehebel

Tabelle 4.3 Tribologische, thermische und kinematische Modellparameter des Simulationsmodells für die Simulation des Napf-Rückwärts-Fließpressprozesses

Parameter	Wert
α [kW/m ² K]	Werkstück-Werkzeug = 5 Werkstück-Werkstück = 11
μ [-]	0,1
m [-]	Stahl-Stahl = 0,12 Stahl-Aluminium = 0,15
D [kN/mm]	$D_1 = 324$
	$D_2 = 1152$
	$D_3 = 4470$

DK [-]	0,9
ε [-]	0,7

Aus dem Werkstoff 16MnCrS5-GKZ wurden 66 Nöpfe hergestellt, die gemessenen Umformkraft-Stößelwegverläufe mit MatlabTM unter Berücksichtigung der elastischen Verluste von Werkzeug und Presse ausgewertet und an sieben diskreten Stellen des Stößelweges jeweils die Mittelwerte der gemessenen Umformkraft aus 66 Versuchen bestimmt (**Abbildung 4.6**). Da die elastischen Verluste der Presse und der Werkzeugteile im Kraftfluss in der Simulation berücksichtigt wurden, entfällt die Notwendigkeit der Korrektur des Stößelweges in den Messdaten. Es wird deutlich, dass das nach der in **Kap. 4.3** beschriebenen Methode am besten bewertete Materialmodell nach Molinari (**4.6**) für den Werkstoff 16MnCrS5 im Gefügestand GKZ die geringsten Abweichungen zwischen gemessener und berechneter Umformkraft für den gesamten Messbereich zeigt. Gemeinhin fällt auf, dass für alle gewählten Materialmodelle nur eine mittlere Abweichung von 3 % zwischen gemessener und berechneter Umformkraft besteht.

Der maximale Fehler der gemessenen Umformkräfte beträgt 0,3 % und ist vernachlässigbar klein.

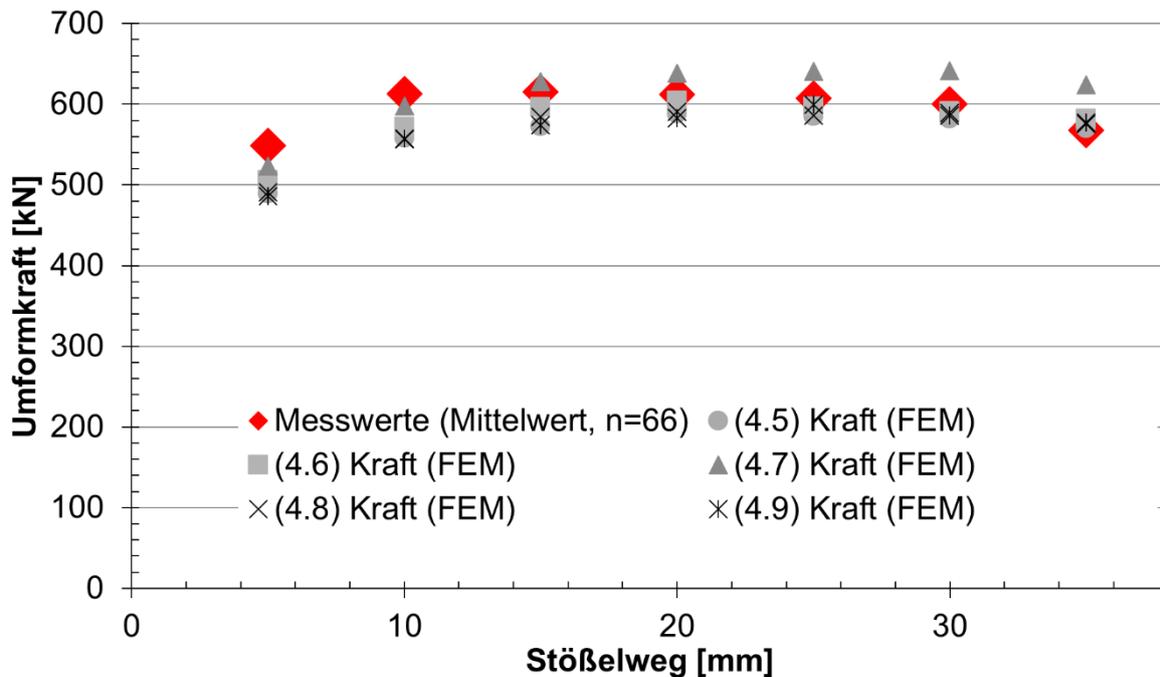


Abbildung 4.6 Vergleich der gemessenen und mit der Methode der finiten Elemente berechneten Umformkraft an sieben diskreten Stellen des Stößelweges für verschiedene Materialmodelle (Napf-Rückwärts-Fließpressen, 16MnCrS5-GKZ)

In **Abbildung 4.7** ist der Vergleich der mittels an den Rohteilstirnflächen angeschweißten Thermoelemente während des Umformprozesses gemessenen Temperatur, die ebenfalls an sieben diskreten Stellen des Stößelweges ausgewertet wurde, mit den an der äquivalenten Stelle berechneten Temperaturen gezeigt. Auch hier ist eine große Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment zu beobachten. Es ist zu beachten, dass die Werkstücktemperatur an der Messstelle von zahlreichen Wärmeverlusten beeinflusst wird und trotz Verwendung der Standardwerte für thermische und tribologische Modellparameter (**Tabelle 4.3**) sehr gute Ergebnisse erzielt wurden. Sofern nicht anders angegeben, werden diese Standardeinstellungen für weitere

numerische Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit verwendet. Auch hier zeigt das Materialmodell nach Molinari (4.6) für den Werkstoff 16MnCrS5 die höchste Übereinstimmung zwischen gemessenen und berechneten Daten.

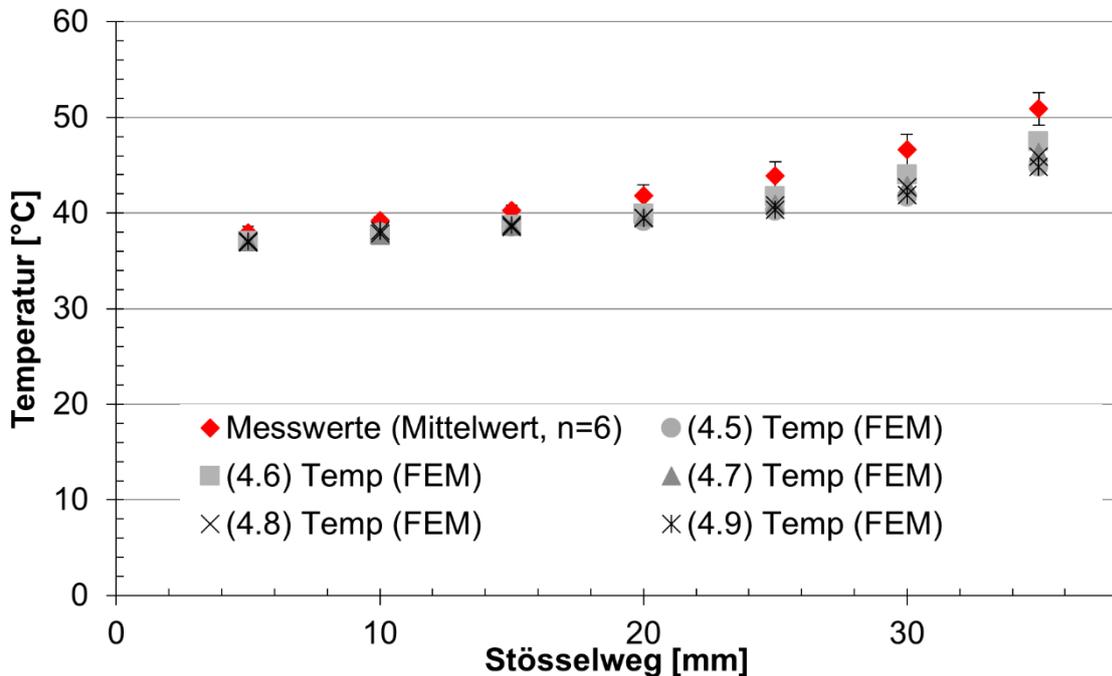


Abbildung 4.7 Vergleich der gemessenen und mit der Methode der finiten Elemente berechneten Werkstücktemperatur an sieben diskreten Stellen des Stößelweges für verschiedene Materialmodelle (Tabelle 4.1) (Napf-Rückwärts-Fließpressen, 16MnCrS5-GKZ)

Die quantitative Beurteilung der Vorhersagegüte nach (4.20) für die Umformkraft ($j = 1$) und die Umformtemperatur ($j = 2$) ist in **Abbildung 4.8** gezeigt. Beide Zielfunktionen nehmen für das Materialmodell nach (4.6) die niedrigsten Werte als ein Maß für die Güte der Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation an und bestätigen die nach der Methode in **Kap. 4.3** ausgewählten Materialmodelle bzw. die Vorgehensweise zur Berechnung der Koeffizienten.

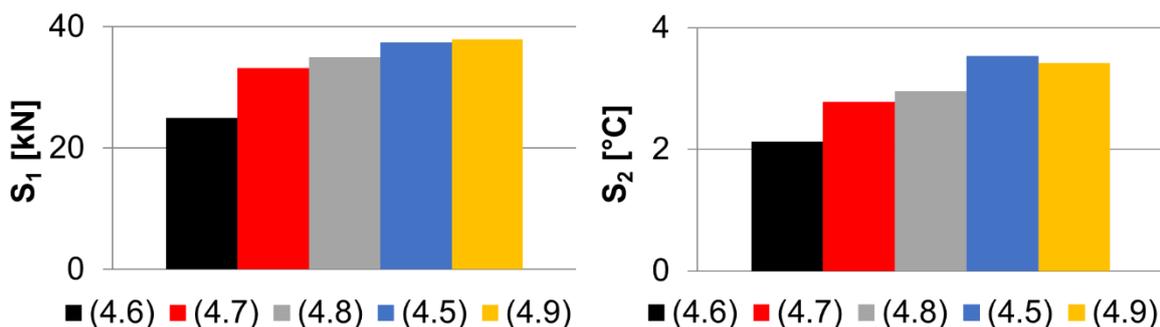


Abbildung 4.8 Quadratischer Mittelwert nach (4.20) in Abhängigkeit der gewählten Materialmodelle für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ

Für die Versuchswerkstoffe 20MoCr4 im Gefügezustand GKZ und den Werkstoff ENAW6082 im Zustand O wurde mit der Methodik der kleinsten Fehlerquadrate ebenfalls eine Vorauswahl der in **Tabelle 4.1** gezeigten Modelle getroffen und anschließend die Güte der Materialmodelle anhand des Vergleichs zwischen gemessenen und berechneten Kennwerten eines Napf-Rückwärts-Fließpressprozesses überprüft. Aus beiden Versuchswerkstoffen sind 63 Nöpfe gepresst worden. Ziel war auch hier die Schaffung einer Datenbasis aus experimentellen Werten zur Beurteilung der Vorhersagegüte der Materialmodelle.

Die quantitative Beurteilung der Vorhersagegüte nach (4.20) für die Umformkraft ($j = 1$) und die Umformtemperatur ($j = 2$) für den Werkstoff 20MoCr4-GKZ ist in **Abbildung 4.9** gezeigt. Beide Zielfunktionen nehmen für das Materialmodell nach (4.5) den geringsten Wert an, der ein Maß für die Güte der Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation ist.

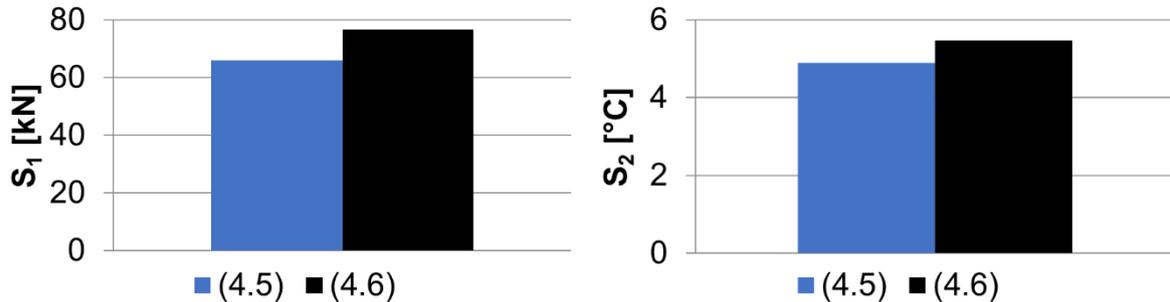


Abbildung 4.9 Quadratischer Mittelwert nach (4.20) in Abhängigkeit von den gewählten Materialmodellen (4.5) und (4.6) für den Werkstoff 20MoCr4-GKZ

Die quantitative Beurteilung der Vorhersagegüte nach (4.20) für die Umformkraft ($j = 1$) und die Umformtemperatur ($j = 2$) für den Werkstoff ENAW6082-O ist in **Abbildung 4.10** gezeigt. Beide Zielfunktionen nehmen für das Materialmodell nach (4.9) den geringsten Wert an, der ein Maß für die Güte der Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation ist.

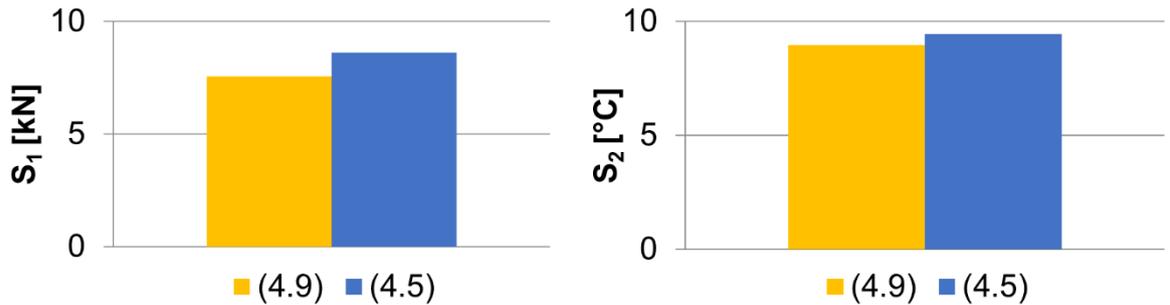


Abbildung 4.10 Quadratischer Mittelwert nach (4.20) in Abhängigkeit von den gewählten Materialmodellen (4.5) und (4.9) für den Werkstoff ENAW6082-O

In **Tabelle 4.4** sind die auf Basis des Vergleichs zwischen experimentellen und numerisch bestimmten Daten gewählten werkstoffspezifischen Materialmodelle sowie die Koeffizienten, die für die numerischen Untersuchungen der vorliegenden Arbeit angewandt werden in der Übersicht dargestellt. Für den Werkstoff Cf53 wurden keine Näpfe gepresst, daher erfolgte die Auswahl des Materialmodells zur Beschreibung des rheologischen Werkstoffverhaltens anhand der in **Kapitel 4.3** beschriebenen Vorgehensweise.

Tabelle 4.4 Gewählte werkstoffspezifische Materialmodelle und Koeffizienten für die numerische Simulation

Werkstoff	Materialmodell
16MnCrS5-GKZ	$k_{f16MnCrS5}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = 8226(0,005 + \varphi)^{0,21} * \dot{\varphi}^{0,009} * T^{-0,396}$
20MoCr4-GKZ	$k_{f20MoCr4}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = 908 * \varphi^{0,21} * \dot{\varphi}^{0,003} * e^{[-0,0007(T-299)]}$
Cf53-GKZ	$k_{fCf53}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (0 + 890 * \varphi^{0,19}) * \left(1 + 0,005 * \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{1}\right)\right) * e^{-0,0006 * (T-301)}$
ENAW6082-O	$k_{fAA6082}(\varphi, \dot{\varphi}, T) = 45(1 + 937564 * \varphi)^{0,14} * (1 + 374 * \dot{\varphi})^{0,036} * (1 - 0,001 * T)$

4.5 Grundlagen der stochastischen Simulation

Stetige Verbesserungen der Leistungen von Hardware und mathematischen Algorithmen machen die stochastische Simulation und den Einsatz stochastischer Methoden zur Überprüfung von Sensitivitäten der untersuchten Zielgrößen gegenüber den gewählten Eingangsparameterstreuungen unerlässlich. Sie wurden auch in der vorliegenden Arbeit angewendet. In diesem Abschnitt sollen daher die zur Anwendung kommenden sogenannten Samplingmethoden, Korrelationskoeffizienten zur Beurteilung der Vorhersagekraft der Analysen sowie die Vorgehensweise bei der numerischen Sensitivitätsanalyse und die dafür eingesetzten Softwarepakete erläutert werden. Dieses Kapitel erhebt nicht den Anspruch eines vollständigen Überblickes über heute bekannte statistische Methoden, Erstellung und Auswertung von Versuchsplänen. Hier sei auf weiterführende Literatur z.B. [Kle09] verwiesen.

4.5.1 Vorgehensweise für die numerischen Sensitivitätsanalysen

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit kamen verschiedene Softwarepakete zum Einsatz. Sampling und stochastische Auswertung der Systemantworten werden mit der Software OptiSlang4TM durchgeführt. Zum Teil wird die Generierung der Samples mit der Software DEFORMTM V11.01 durchgeführt. Die Stoffflussimulationen bzw. die Generierung der Systemantworten als Funktion der Eingangsparameter werden mit der Software DEFORMTM V10.2 durchgeführt. Die Vorgehensweise ist in **Abbildung 4.11** dargestellt.

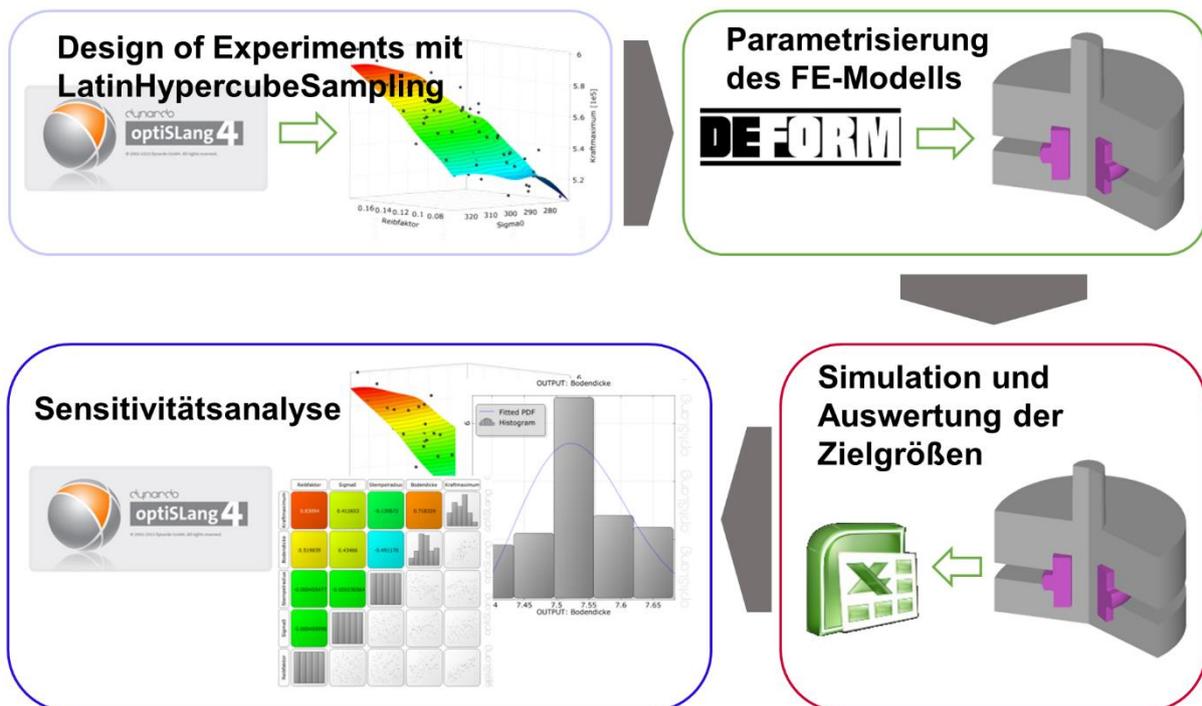


Abbildung 4.11 Vorgehensweise und eingesetzte Software für die numerische Sensitivitätsanalyse

4.5.2 Eingesetzte Samplingmethode zur Durchführung der Sensitivitätsanalysen

Ziel einer Sensitivitätsanalyse ist die Ermittlung von signifikanten Zusammenhängen zwischen Prozesseingangsgrößen und Prozesszielgrößen in einem definierten Parameterraum. Sind Zusammenhänge zwischen Eingangs- und Ausgangsgrößen bekannt, liefert die Sensitivitätsanalyse wichtige Erkenntnisse zum Prozessverständnis komplexer Problemstellungen und erlaubt eine gezielte Optimierung von z.B. Umformprozessen. Übergeordnetes Ziel ist zudem eine

möglichst hohe Effizienz, das heißt, hohe Werte der Vertrauensintervalle der Korrelationsanalyse bei einer möglichst geringen Anzahl von numerischen Simulationen. Wird zudem die Sensitivität der Ausgangsparameterstreuung gegenüber Streuungen der Eingangsparameter untersucht, spricht man von einer Robustheitsanalyse.

Es gibt verschiedene Methoden zur Generierung von Stichproben, die ohne Systemkenntnis zum Teil vordefinierte lineare oder quadratische Abhängigkeiten voraussetzen oder eine hohe Anzahl von Stichproben benötigen und daher ungeeignet sind [Dyn13]. Ein typischer Vertreter derartiger Methoden zur Generierung von Stichproben sind vollfaktorielle Versuchspläne. Vollfaktorielle Versuchspläne haben den Nachteil, dass die Anzahl der Versuche exponentiell mit der Dimension steigt [Mos11, Kle09]. Dies ist insbesondere beim Einsatz numerischer Methoden in der Umformtechnik ein signifikanter Nachteil, da die Rechenzeiten in der Regel deutlich länger als bei linear elastischen Simulationen sind. Der Ansatz, die Anzahl der benötigten Stichproben durch teilfaktorielle Versuchspläne zu reduzieren hat den Nachteil, dass maximal dreidimensionale Wechselwirkungen berücksichtigt werden können [Mos11]. Für die Bestimmung nichtlinearer Zusammenhänge und höherdimensionaler Wechselwirkungen wird das sogenannte Latin Hypercube Sampling [McK79] empfohlen [Wil06a, Mos11]. Mittels des Latin Hypercube Samplings kann bei gleichem zu erwartenden Vertrauensintervall die Anzahl benötigter Stichproben um den Faktor 12 gegenüber der Monte Carlo Methode reduziert werden [Wil06b]. Das Advanced Latin Hypercube Sampling [Mos11] kann ebenfalls zur Reduzierung des Stichprobenumfangs bei gleichbleibender Qualität der Stichprobe eingesetzt werden. Die Monte Carlo Methode, bei der die Auswahl der Stichproben zufällig und unabhängig voneinander erfolgt, birgt bei einer geringen Anzahl von Stichproben die Gefahr der Cluster- oder Fehlstellenbildung [Mos11, Dyn13] und damit eine unerwünschte Erzeugung mathematischer Abhängigkeiten zwischen Prozesseingangs- und Prozessergebnisgrößen. Um diesen Nachteil zu vermeiden, ist eine hohe Anzahl von Stichproben notwendig.

Aus den genannten Gründen wurde in dieser Arbeit ausschließlich die Methode des Latin Hypercube Samplings bzw. des Advanced Latin Hypercube Samplings für die Erzeugung der Stichproben für die numerischen Sensitivitätsanalysen eingesetzt. Mit beiden Methoden sind in der Vergangenheit gute Ergebnisse im Fachgebiet der Umformtechnik erzielt worden [Bla12, Mle13, Lie14].

4.5.3 Korrelationsanalysen

Einen weiteren wichtigen Aspekt im Rahmen stochastischer Simulationen oder Sensitivitätsanalysen stellt die Korrelationsanalyse, als ein quantitatives Maß für den Zusammenhang zwischen Eingangs- und Ausgangsgrößen dar. Auch bei der Korrelationsanalyse gibt es verschiedene Verfahren und Methoden zur Berechnung, deren Eignung jedoch im Einzelfall geprüft werden muss. So kann z.B. von einem linearen Zusammenhang zwischen Eingangs- und Ausgangsgröße ausgegangen werden, wenn das Bestimmtheitsmaß R^2 Werte größer 80 % annimmt. Kleinere Werte des Bestimmtheitsmaßes R^2 der linearen Korrelationshypothese lassen den Schluss auf nicht signifikante Einflüsse der betrachteten Einfluss- und Zielgröße zu oder deuten auf höherdimensionale Korrelationen hin, die auch z.B. mit der quadratischen Korrelationshypothese nicht erkannt werden. Wechselwirkungen zwischen den Einflussgrößen können von linearen oder höherdimensionalen Korrelationskoeffizienten ebenfalls nicht quantifiziert werden [Mos11]. Für weiterführende Literatur zu Korrelationshypothesen sei z.B. auf [Kle09] verwiesen. Ein Vorgehen zur Generierung und Auswertung von numerischen Stichproben wird

in [Wil06b] vorgeschlagen. Eine Gegenüberstellung verschiedener Korrelationsanalysen findet sich z.B. in [Mos11].

In [Mos08] wird das sogenannte Metamodel of Optimal Prognosis (MOP) eingeführt. Metamodelle werden gemeinhin in der nichtlinearen Stochastik zur Approximation komplexer Problemstellungen und Zusammenhänge zwischen Eingangs- und Ausgangsgrößen eingesetzt. Ziel ist die Reduzierung des Rechenaufwandes zeitintensiver numerischer Simulationen oder auch experimenteller Untersuchungen durch Nutzung eines mathematischen Ersatzmodells. Die Schwierigkeit besteht in der Auswahl eines geeigneten Metamodels für die jeweilige Problemstellung sowie der quantitativen Beurteilung der Approximationsgüte. Die in [Mos08] dargestellte Methodik nutzt den sogenannten „Coefficient of Prognosis“ (CoP) für die Beurteilung der Approximationsgüte des gewählten Meta-Modells. Für die Approximation werden nicht signifikante Eingangsgrößen herausgefiltert und Teile der Stichprobe als Stützstellen herangezogen. Die Approximationsgüte wird anschließend mit den verbleibenden Daten, die nicht zur Modellgenerierung herangezogen wurden, überprüft und das sogenannte MoP (Metamodel of Optimal Prognosis [Mos10]) generiert. Anhand des CoP kann die Signifikanz singulärer Einflussparameter aber auch die Wechselwirkung zwischen den Parametern und den Zielgrößen beurteilt werden.

Untersuchungen von [Mle13] belegen die Eignung des von [Mos08] eingeführten MOP sowie des CoP auch für Problemstellungen der Massivumformung. Aus den genannten Gründen wird für die Beurteilung der Approximationsgüte bzw. die quantitative Beurteilung der Korrelationen zwischen Eingangs- und Ausgangsgrößen der CoP eingesetzt.

5 Untersuchungsmethoden und verwendete Anlagentechnik

In diesem Kapitel werden die für die experimentelle Untersuchung der Mechanismen der Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen eingesetzten Methoden, Maschinen, Versuchswerkzeuge und Prozessrouten vorgestellt.

5.1 Eingesetzte Versuchswerkstoffe

Im Folgenden werden die für die experimentellen Untersuchungen verwendeten Versuchswerkstoffe in der Übersicht dargestellt.

5.1.1 Einsatzstahl 20MoCr4

Der Werkstoff 20MoCr4 mit der Werkstoffnummer 1.7321 wird für einsatzgehärtete Werkstücke des Automobilbaus und des allgemeinen Maschinenbaus, wie z.B. Getriebewellen, Getrieberäder oder auch Zahnräder für Hydraulikpumpen verwendet [Lan08]. Es handelt sich um einen nach DIN EN 10084 [DIN08] genormten Einsatzstahl. Einsatzstähle sind Stähle mit verhältnismäßig niedrigen Kohlenstoffgehalten. Sie sind zum Aufkohlen oder Carbonitrieren und anschließendem Härten vorgesehen. In **Tabelle 5.1** sind die Legierungsbestandteile des Werkstoffes 20MoCr4 nach [DIN08] dargestellt.

Tabelle 5.1 Legierungsbestandteile des Werkstoffes 20MoCr4 in Massenanteilen (in %) [DIN08]

C	Si (max)	Mn	P (max)	S (max)	Cr	Mo	Ni	B
0,17-0,23	0,40	0,70-1,00	0,025	0,035	0,30-0,60	0,40-0,50	-	-

In **Tabelle 5.2** und **Tabelle 5.3** sind die physikalischen und die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes 20MoCr4 aufgelistet.

Tabelle 5.2 Physikalische Eigenschaften des Werkstoffes 20MoCr4 [DEW10a]

Physikalische Eigenschaft	Wert	Einheit
Dichte	7760	kg/m ³
Elastizitätsmodul	210000	MPa
Elektr. Widerstand bei 20°C	0,12	Ω mm ² /m
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	48,0	W/m K
Spez. Wärmekapazität bei 20 °C	432	J/kg K
Wärmeausdehnungskoeffizient im weichgeglühten Zustand		10 ⁻⁶ / K ⁻¹
20 – 100 °C	11,5	
20 – 200 °C	12,5	
20 – 300 °C	13,3	
20 – 400 °C	13,9	

Tabelle 5.3 Mechanische Eigenschaften des Werkstoffes 20MoCr4 im blindgehärteten Zustand bei Raumtemperatur [DEW10a]

Mechanische Eigenschaft	Wert	Einheit
Streckgrenze	635	MPa
Zugfestigkeit	880-1180	MPa
Bruchdehnung ($L_0=5 d_0$)	9	%
Brucheinschnürung	35	%

5.1.2 Einsatzstahl 16MnCrS5

Der Werkstoff 16MnCrS5 mit der Werkstoffnummer 1.7139 wird für einsatzgehärtete Werkstücke des Automobilbaus und des allgemeinen Maschinenbaus, wie z.B. Getriebewellen, Getrieberäder, Mitnehmer oder Tripoden verwendet [Lan08]. Es handelt sich um einen nach DIN EN 10084 [DIN08] genormten Einsatzstahl. Der Werkstoff 16MnCrS5 wurde im Zustand GKZ (+AC) für diese Arbeit verwendet. Gemäß [DIN08] besteht der Werkstoff 16MnCrS5 aus den in **Tabelle 5.4** aufgelisteten Legierungselementen.

Tabelle 5.4 Legierungsbestandteile des Werkstoffes 16MnCrS5 in Massenanteilen (in %) nach [DIN08]

C	Si (max)	Mn	P (max)	S (max)	Cr	Mo	Ni	B
0,14-0,19	0,40	1,00-1,30	0,025	0,02-0,04	0,08-0,04	-	-	-

In **Tabelle 5.5** und **Tabelle 5.6** sind die physikalischen und die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes 16MnCrS5 aufgelistet.

Tabelle 5.5 Physikalische Eigenschaften des Werkstoffes 16MnCrS5 [DEW14]

Physikalische Eigenschaft	Wert	Einheit
Dichte	7760	kg/m ³
Elastizitätsmodul	210000	MPa
Elektr. Widerstand bei 20°C	0,12	Ω mm ² /m
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	44,0	W/m K
Spez. Wärmekapazität bei 20 °C	431	J/kg K
Wärmeausdehnungskoeffizient im weichgeglühten Zustand		10 ⁻⁶ / K ⁻¹
20 – 100 °C	11,5	
20 – 200 °C	12,5	
20 – 300 °C	13,3	
20 – 400 °C	13,9	

Tabelle 5.6 Mechanische Eigenschaften des Werkstoffes 16MnCrS5 im blindgehärteten Zustand bei Raumtemperatur [DEW14]

Mechanische Eigenschaften	Wert	Einheit
Streckgrenze	635	MPa
Zugfestigkeit	880-1180	MPa
Bruchdehnung ($L_0=5 d_0$)	9	%
Brucheinschnürung	35	%

5.1.3 Unlegierter Vergütungsstahl Cf53

Der Vergütungsstahl Cf53 wird im Automobilbau für Getriebeteile, Bolzen und Wellen eingesetzt und gilt gemeinhin als schwer kaltumformbar [Lan08]. Er zeichnet sich durch eine hohe Anfangsfließspannung und eine starke Verfestigung aus und wird in der industriellen Anwendung vor allem warmumgeformt. Der Werkstoff Cf53 besteht aus denen in **Tabelle 5.7** gezeigten Legierungselementen.

Tabelle 5.7 Chemische Zusammensetzung des unlegierten Vergütungsstahls Cf53 in Massenanteilen (in %) nach [DEW10b]

C	Si (max)	Mn
0,5-0,57	0,15-0,35	0,4-0,7

In **Tabelle 5.8** und in **Tabelle 5.9** sind die physikalischen und mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes Cf53 gezeigt [DEW10b].

Tabelle 5.8 Physikalische Eigenschaften des Werkstoffes Cf53 [DEW10b]

Physikalische Eigenschaft	Wert	Einheit
Dichte	7690	kg/m ³
Elastizitätsmodul	210000	MPa
Elektr. Widerstand bei 20°C	0,19	Ω mm ² /m
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	42,6	W/m K
Spez. Wärmekapazität bei 20 °C	470	J/kg K
Wärmeausdehnungskoeffizient im weichgeglühten Zustand		10 ⁻⁶ / K ⁻¹
20 – 100 °C	11,5	
20 – 200 °C	12,5	
20 – 300 °C	13,3	
20 – 400 °C	13,9	

Tabelle 5.9 Mechanische Eigenschaften des Werkstoffes Cf53 im vergüteten Zustand bei Raumtemperatur [DEW10b]

Mechanische Eigenschaften	Wert	Einheit
Streckgrenze	510	MPa
Zugfestigkeit	740-880	MPa
Bruchdehnung ($L_0=5 d_0$)	12	%
Brucheinschnürung	25	%

5.1.4 Aluminiumknetlegierung EN AW6082

Bei der Aluminiumlegierung EN AW6082 mit der Werkstoffnummer 3.2315 handelt es sich um eine aushärtbare Universallegierung. Wegen ihrer guten Korrosionsbeständigkeit kommt sie im Maschinen- und Gerätebau und in der Elektrotechnik zum Einsatz. Sie ist gut schweißbar und lässt sich sowohl kalt als auch warm gut umformen. Die Legierung besteht nach [DIN09a] aus folgender chemischer Zusammensetzung (**Tabelle 5.10**).

Tabelle 5.10 Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes ENAW6082 in Massenanteilen (in %) nach [DIN09a]

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Andere Beimengungen
min.	0,70	-	-	0,40	0,60	-	-	-	-
max.	1,30	0,50	0,10	1,00	1,20	0,25	0,20	0,10	0,15

Für den weichgeglühten Werkstoffzustand (-O) ergeben sich nach DIN EN AW 485-2 [DIN09b] die in **Tabelle 5.11** aufgeführten physikalischen Eigenschaften. Die mechanischen Eigenschaften dieser Legierung sind in **Tabelle 5.12** dargestellt.

Tabelle 5.11 Physikalische Eigenschaften des Werkstoffes EN AW6082 [DIN09b]

Physikalische Eigenschaften	Wert	Einheit
Dichte	2700	kg/m ³
Elastizitätsmodul	70000	MPa
Elektr. Widerstand bei 20°C	0,03 - 0,042	Ω mm ² /m
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	170- 220	W/m K
Spez. Wärmekapazität bei 20 °C	432	J/kg K
Wärmeausdehnungskoeffizient im weichgeglühten Zustand		10 ⁻⁶ / K ⁻¹
20 – 100 °C	23,4	

Tabelle 5.12 Mechanische Eigenschaften des Werkstoffes EN AW6082 [DIN09b]

Werkstoff- zustand	Nenn- dicke in mm		Zugfestig- keit R_m in MPa	Dehngrenze $R_{p\ 0,2}$ in MPa	Bruchdeh- nung in % min.		Härte HBW
	über	bis			max.	max.	
weichgeglüht	0,4	1,5	150	85	14	-	40
	1,5	3,0	150	85	16	-	40
	3,0	6,0	150	85	18	-	40
	6,0	12,5	150	85	17	-	40
	12,5	25	155	-	-	16	40

5.2 Parameter der Wärmebehandlung

Wärmebehandlungen von Eisen- und NE-Metallen werden mit dem Ziel einer gezielten Änderung der Werkstoffeigenschaften für den verbesserten Einsatz der Komponente durchgeführt [Wei08]. So kann z.B. durch Härten ein martensitisches Gefüge erreicht und die Festigkeit eines Werkstoffes sowie der Widerstand gegen das Eindringen anderer Gefüge gesteigert werden. Glühbehandlungen werden gemeinhin zur Homogenisierung des Gefüges und damit der Werkstoffeigenschaften eingesetzt mit dem übergeordneten Ziel, die Be- oder Weiterbearbeitung zu erleichtern.

Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen der vorliegenden Arbeit soll der Einfluss verschiedener Gefügestände sowie der Werkstoffverfestigung auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen untersucht werden. Grundsätzlich wird zwischen Wärmebehandlungen unterschieden, die vor dem ersten Umformschritt oder zwischen einzelnen Umformstufen durchgeführt werden.

Der Einsatzstahl 20MoCr4 sowie der unlegierte Vergütungsstahl Cf53 wurden vor dem ersten Umformschritt auf die Zustände GKZ (+AC) sowie FP (+FP) wärmebehandelt. Der Einsatzstahl 16MnCrS5 wurde im Zustand GKZ (+AC) angeliefert. Die untersuchte Aluminiumlegierung wird vor dem ersten Umformschritt auf den Zustand O (weichgeglüht) wärmebehandelt. Um den Einfluss der Verfestigung auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen zu untersuchen, werden zwischen den Umformstufen Wärmebehandlungen zur Rekristallisation des umgeformten Gefüges durchgeführt. Im Folgenden werden die im Rahmen der vorliegenden Arbeit eingesetzten Wärmebehandlungen sowie die Parameter der Wärmebehandlungen kurz erläutert.

5.2.1 Weichglühen (GKZ-Glühen +AC) von Stahlwerkstoffen

Das Weichglühen oder auch GKZ-Glühen wird nach [Lan08] mit dem Ziel der Verbesserung der Umformbarkeit aufgrund der Umwandlung von lamellaren in kugeligen Zementit durchge-

führt. Die Wärmebehandlung erfolgt in der Regel vor dem ersten Umformschritt. Derart wärmebehandelte Stähle lassen sich besser umformen und weisen ein höheres Formänderungsvermögen auf, da der Werkstofffluss von der weicheren ferritischen Grundmasse übernommen wird und die kugelig eingeformten Zementitbestandteile die Versetzungsbewegung in einem geringeren Maße behindern als lamellar eingeformte Zementitbestandteile. Ein Maß für die Güte der Wärmebehandlung ist der sogenannte globulare Einformgrad der Zementitbestandteile. Er sollte nach [Spu87] zwischen 80 - 90 % liegen. In **Tabelle 5.13** sind die werkstoffspezifischen Parameter für die Anforderung an die Wärmebehandlung GKZ gezeigt. Der Werkstoff wird auf eine Temperatur unterhalb der Umwandlungslinie Ac1 erwärmt und es kann ein Pendelglühen um Ac1 erfolgen. Die Haltezeit richtet sich nach dem gewünschten Einformgrad der Zementitbestandteile. Der Werkstoff 16MnCrS5 wurde im Zustand GKZ angeliefert, die Wärmebehandlung der Werkstoffe 20MoCr4 und Cf53 wurde extern beauftragt.

Tabelle 5.13 Parameter der Wärmebehandlung GKZ-Glühen

Werkstoff	Umwandlungslinie (Ac1) [°C]	Einformgrad [%]	Max. Härte [HB]
20MoCr4	735	80-90	165
Cf53	725	80-90	220

In **Abbildung 5.1** ist die Gefügeanalyse der Versuchswerkstoffe 16MnCrS5, Cf53 und 20MoCr4 nach dem GKZ Glühen gezeigt.

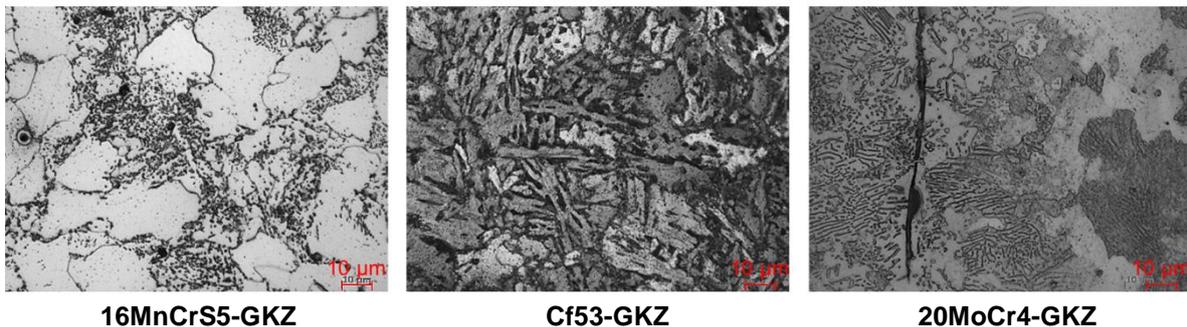


Abbildung 5.1 Gefügeanalyse der Versuchswerkstoffe nach dem GKZ Glühen

5.2.2 FP-Glühen von Stahlwerkstoffen

Beim sogenannten FP-Glühen (Ferrit-Perlit-Glühen) wird zunächst Austenitisiert ($T > Ac3$ für untereutektoide Legierungen) und anschließend durch einen geregelten Abkühlvorgang ein möglichst reines, ferritisch-perlitisches Gefüge erzeugt. Ziel dieser Wärmebehandlung ist die Erzeugung eines möglichst gleichmäßigen Gefügestandes mit guten Spannungs- sowie bessere Zerspannungseigenschaften [Spu87]. In **Tabelle 5.14** sind die werkstoffspezifischen Parameter bzw. die Anforderungen für die Wärmebehandlung FP genannt.

Tabelle 5.14 Parameter der Wärmebehandlung FP-Glühen

Werkstoff	Umwandlungslinie (Ac3) [°C]	Gefüge [-]	Max. Härte [HB]
20MoCr4	860	reines Ferrit-Perlit	140-187
Cf53	755	Gefüge	140-187

In **Abbildung 5.2** ist die Gefügeanalyse der Versuchswerkstoffe 20MoCr4 und Cf53 nach dem FP-Glühen gezeigt.

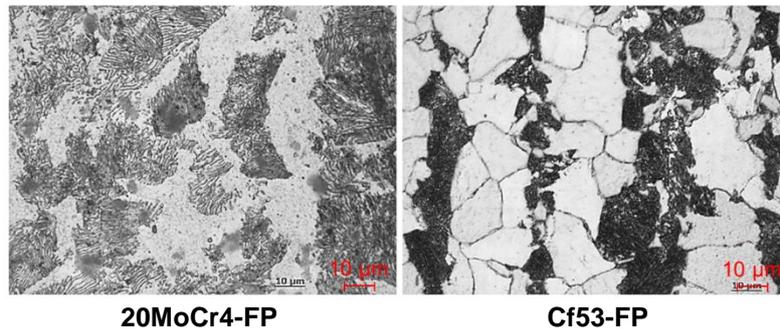
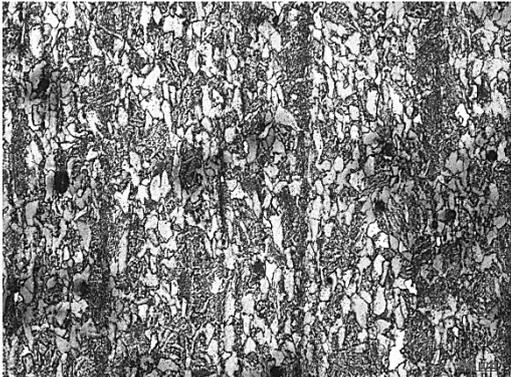


Abbildung 5.2 Gefügeanalyse der Versuchswerkstoffe nach dem FP-Glühen

5.2.3 Rekristallisationsglühen von Stahlwerkstoffen

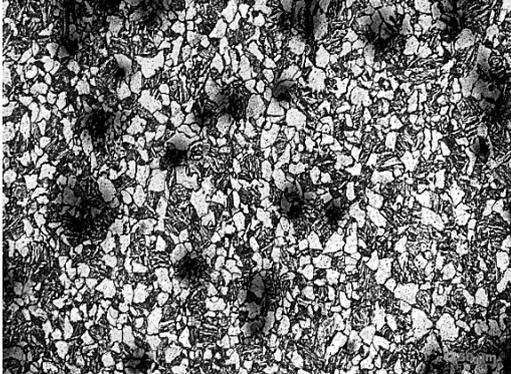
Aufgrund der hohen Verfestigung durch kaltumformende Verfahren findet das sogenannte Rekristallisationsglühen zur Wiederherstellung oder Verbesserung der Umformbarkeit nach vorangehenden Umformstufen sowie zur Reduzierung der Verfestigung Anwendung in der Kaltmassivumformung. Gemeinhin wird durch eine Kaltverformung eine hohe Versetzungsdichte erzeugt, was infolge der vielen Gitterverzerrungen einem energetisch ungünstigen Zustand entspricht [Roo11]. Durch das Rekristallisationsglühen werden die durch die Kaltumformung hervorgerufene Kaltverfestigung (Versetzungsdichte) und auch die infolge der Kaltumformung eingetretenen Eigenschafts- und Gefügeänderungen rückgängig gemacht [Spu87]. Die gestreckten Kristallite des umgeformten Gefüges lösen sich auf, es entstehen solche mit normaler polyedrischer Gestalt [Wei08]. Im Wechsel mit einem solchen Glühprozess kann man ein Bauteil theoretisch beliebig oft umformen [Nie05]. Beim Rekristallisationsglühen kann jedoch die Grenze zum Grobkornglühen leicht überschritten werden. Dieser – auch als sogenannte Sekundärrekristallisation bezeichnete – thermisch aktivierte Vorgang führt zu einer Vereinigung benachbarter Körner, was eine Zunahme der Korngröße zur Folge hat [Spu87]. Die Ausbildung eines grobkörnigen Gefüges ist beim Umformen zu vermeiden, da dieses zu einem leichten Materialversagen führt [Lan08]. Besitzen die Körner ein größeres Volumen, so sinkt ihre Möglichkeit, sich in dem Gefüge an Deformationen und lokale Versetzungen anzupassen [Roo11].

Tabelle 5.15 Glühparameter für das Rekristallisationsglühen und Ergebnisse der Härtemessungen nach den verschiedenen Wärmebehandlungen für den Werkstoff 16MnCrS5

16MnCrS5	Temperatur [°C]		Zeit	Härte nach dem Rekristallisationsglühen und Gefügeanalyse
	RT	650	-	141,7 HB 2,5/187,5 [n=4]
	650	650	6h	
	650	RT	Luft	

Aufgrund der starken Abhängigkeit der Rekristallisationstemperatur vom Grad der zuvor eingebrachten Kaltverfestigung und der Aufheizungsgeschwindigkeit sowie materialspezifischen Einflüssen [Spu87] können keine allgemeingültigen, werkstoffspezifischen Temperaturangaben in der Literatur gefunden werden. Für die vorliegende Arbeit wurden daher Glühversuche an durch Napf-Rückwärts-Fließpressen hergestellten Umformteilen durchgeführt und die verfahrensspezifische Temperatur durch metallographische Analysen für die Werkstoffe 16MnCrS5 (Tabelle 5.15) und 20MoCr4 (Tabelle 5.16) bestimmt.

Tabelle 5.16 Glühparameter für das Rekristallisationsglühen und Ergebnisse der Härtemessungen nach den verschiedenen Wärmebehandlungen für den Werkstoff 20MoCr4

20MoCr4	Temperatur [°C]		Zeit	Härte nach dem Rekristallisationsglühen und Gefügeanalyse
	RT	680	-	
	680	680	4h	
680	RT	Luft		

5.2.4 Weichglühen von Aluminiumlegierungen (-O)

Beim Weichglühen von Aluminiumlegierungen wird durch Bildung eines neuen Korngefüges die vorherige Kaltverfestigung rückgängig gemacht und es entsteht ein feinkörniges, vollständig rekristallisiertes Gefüge mit sehr guten Umformeigenschaften [Ost07]. Um eine feine Korngröße nach dem Weichglühen zu erreichen, ist eine schnelle Aufheizzeit und eine hinreichend langsame Abkühlung einzuhalten, da es ansonsten zu einem instabilen Gefügestand mit sekundären Aushärtungseffekten kommen kann [Ost07]. Für aushärtbare Aluminiumlegierungen wird eine Weichglüh Temperatur zwischen 370 °C und 450 °C mit einer Haltezeit von ein bis zwei Stunden empfohlen [Spu87].

Für die in Tabelle 5.17 gezeigten Glühparameter für die in der vorliegenden Arbeit eingesetzte Aluminiumlegierung EN AW6082 konnte auf Erfahrungswerte des Arbeitskreis für das Fließpressen von Aluminiumlegierungen (Forschungsgesellschaft Umformtechnik mbH Stuttgart, www.fgu-mbh.de) zurückgegriffen werden.

Tabelle 5.17 Glühparameter für das Weichglühen und Ergebnisse der Härtemessung nach dem Weichglühen für den Werkstoff EN AW6082

EN AW 6082	Temperatur [°C]		Zeit	Härte nach dem Weichglühen
	RT	400	-	36,85 HB 2,5/32,25 [n=8]
	400	400	2h	
	400	250	9h	
	250	RT	Luft	

5.3 Verwendete Umformmaschinen

Zur Durchführung der ein- und mehrstufigen Umformversuche stand eine am Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart vorhandene mechanische Kurbelpresse mit Unterflurantrieb (Maypres MKN 2-600/14F) zur Verfügung (**Abbildung 5.3, links**). Der Stößelhub beträgt 148 mm; die Stößelverstellung 50 mm. Die maximale Presskraft liegt bei 6000 kN. Die Presse hat einen tischseitigen Auswerfer, der über eine Auswerferkraft von 350 kN verfügt. Die Hubzahl ist zwischen 15-45 1/min stufenlos einstellbar. Zur Durchführung der einstufigen Umformversuche bei hohen Stößelgeschwindigkeiten stand eine am Institut vorhandene, einfachwirkende, hydraulische Hochgeschwindigkeitspresse (Typ Becker van Hüllen) zur Verfügung (**Abbildung 5.3, rechts**). Der Stößelhub dieser Presse beträgt 300 mm; die maximale Presskraft liegt bei 5000 kN. Die Presse hat einen tischseitigen Auswerfer. Der Geschwindigkeitsverlauf ist bis zu einer Stößelgeschwindigkeit von $V = 800$ mm/s frei programmierbar. Mittels dieser Umformpresse ist durch einen Stickstoff-Speicherantrieb mit nachgeschaltetem Kolbenspeicher eine theoretische maximale Stößelgeschwindigkeit von $V = 800$ mm/s erreichbar. Die Sicherstellung einer konstanten Umformgeschwindigkeit bis zum Umformprozessende, unter Beibehaltung der geometrischen Zielgrößen, erfolgte durch verstellbare Anschläge.



Abbildung 5.3 Versuchspresse May MKN 2-600/14F (links) und Becker van Hüllen (rechts) im Versuchsfeld des Instituts für Umformtechnik, Universität Stuttgart

In **Abbildung 5.4** ist der Hub- und Geschwindigkeitsverlauf für verschiedene Hubzahlen der Versuchspresse May in Abhängigkeit von der Zeit gezeigt.

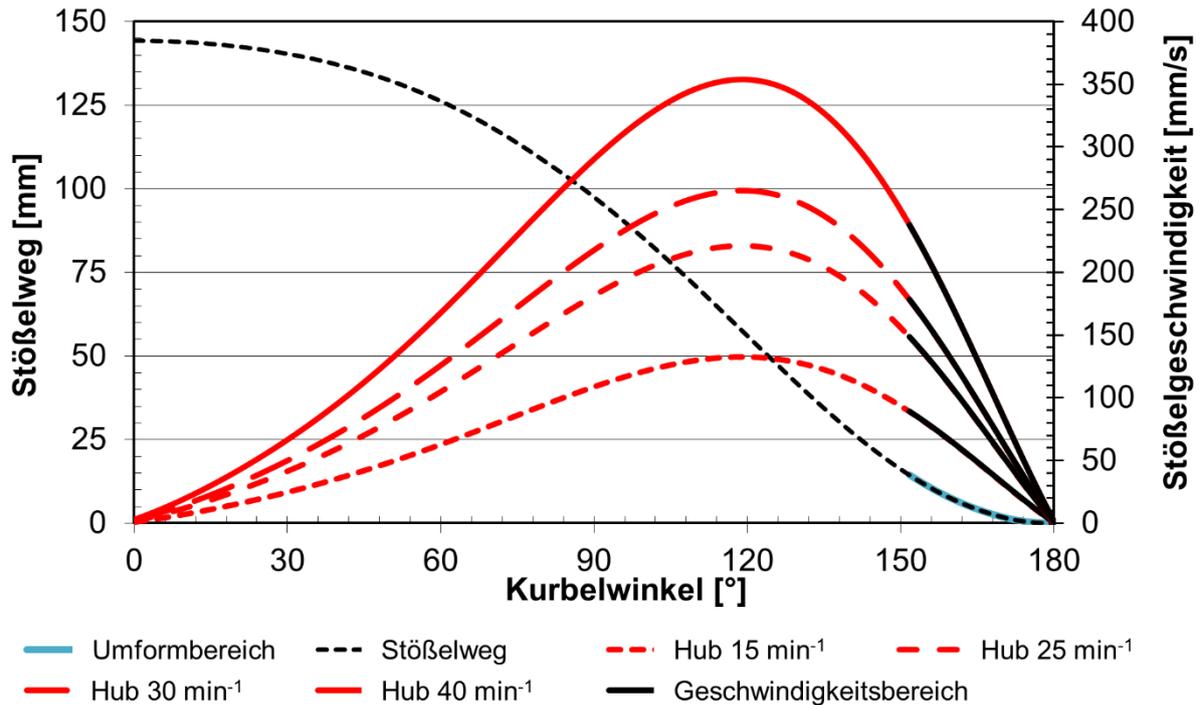


Abbildung 5.4 Hub- und Geschwindigkeitsverlauf in Abhängigkeit vom Kurbelwinkel und von verschiedenen Hubzahlen sowie für die experimentellen Untersuchungen genutzte Bereiche der verwendeten Versuchspresse MayPress

In **Abbildung 5.5** ist exemplarisch der Stößelweg in Abhängigkeit von der Zeit der verwendeten Hochgeschwindigkeitspresse Becker van Hüllen gezeigt.

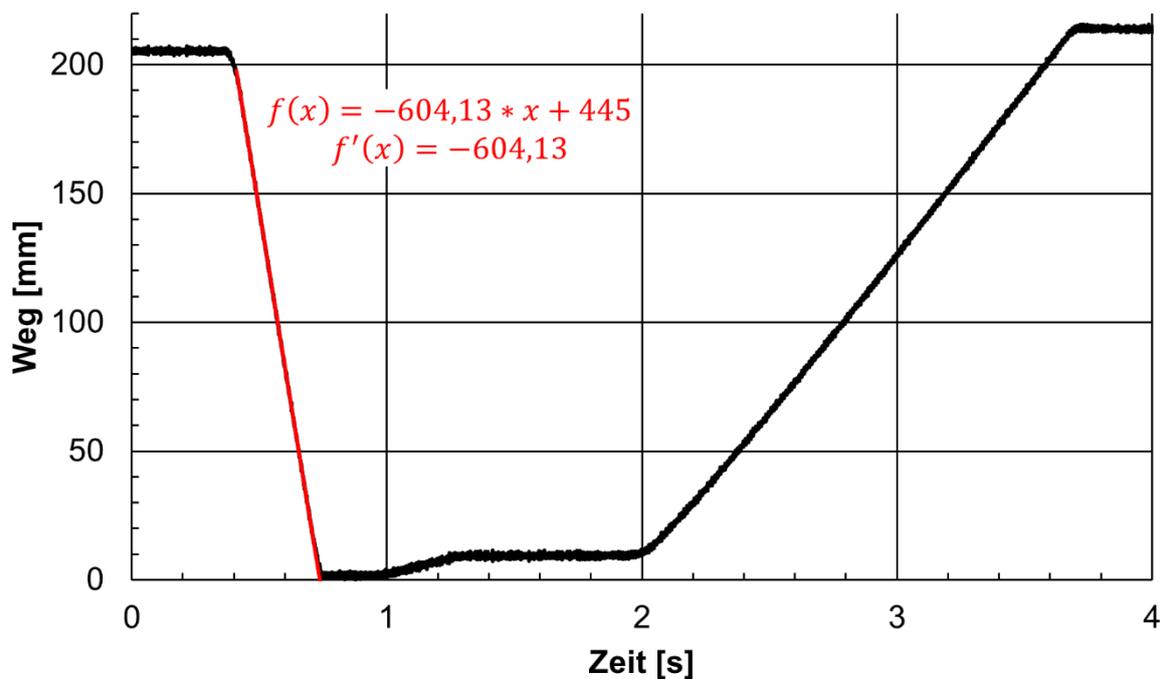


Abbildung 5.5 Exemplarische Darstellung des Stößelweges der verwendeten Hochgeschwindigkeitspresse in Abhängigkeit der Zeit und der im Umformbereich konstanten Geschwindigkeit von rund 600 mm/s (rot hervorgehoben)

Rot hervorgehoben ist der Bereich mit konstanter Umformgeschwindigkeit, dessen Messwerte sich mittels linearer Regression analytisch bestimmen lassen. Die Stößelgeschwindigkeit von rund $V = 600 \text{ mm/s}$ ergibt sich aus der ersten Ableitung. Nach Erreichen des unteren Totpunktes – vorgegeben durch die Anschläge – verweilt der Stößel mehrere Zehntelsekunden und fährt dann mit einer vorgegebenen Kinematik wieder in den oberen Totpunkt zurück.

Mittels dieser Presse soll der Einfluss kinematischer Parameter auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen hohler Fließpressteile untersucht werden.

5.4 Prozessrouten und Verfahrenskombinationen zur Herstellung der Bundwellen

Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen wird der Einfluss fünf verschiedener Prozessrouten sowie zweier Verfahrenskombinationen auf die Faltenbildung untersucht (**Abbildung 5.6 - Abbildung 5.10**). Ziel ist die Bestimmung des Einflusses der Oberflächenqualität auf der Innenseite des hohlen Halbzeuges, des Verfestigungszustandes sowie die Bestimmung rheologischer, thermischer und kinematischer Einflussgrößen auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen. Ferner soll untersucht werden, ob neben dem z.B. in [Die75] beschriebenen instabilen Ausknicken weitere zur äquatorialen Faltenbildung führende Mechanismen existieren. Darüber hinaus dienen die Prozessrouten zur Schaffung einer experimentellen Datenbasis für die Entwicklung und Validierung des Faltenkriteriums zur Vorhersage des Faltenortes, des Faltenbeginns und der Faltentiefe mittels der Methode der finiten Elemente (vgl. **Kap. 9**) sowie zum Nachweis der Übertragbarkeit auf andere geometrische Ausprägungen derartiger Bundwellen.

5.4.1 Prozessrouten zur Untersuchung mehrstufiger Umformverfahren zur Herstellung hohler Bundwellen

Da für die Umformversuche keine mehrstufigen Werkzeuge oder Transfereinheiten am Institut zur Verfügung standen, werden die Fertigungsschritte aller Prozessrouten sequentiell durchgeführt. Durch diese Vorgehensweise wird der Einfluss der lokalen Erwärmung durch die Dissipation von Umformenergie auf die Faltenbildung bei mehrstufigen Umformprozessen vernachlässigt. Daher erfolgen in **Kap. 7.3** Untersuchungen zum Einfluss der Umformtemperatur auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Halbzeugen.

Die Herstellung des hohlen Halbzeuges aus dem gepressten Napf (Prozessroute 1: **Abbildung 5.6** und Prozessroute 2: **Abbildung 5.7**) erfolgt spanend durch Entfernung des Bodens. Außen- und Innendurchmesser des Napfes werden nicht spanend bearbeitet. In **Tabelle 5.18** sind die bezogene Querschnittsänderung ε_A für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Durchmesserhältnisse des hohlen Halbzeuges sowie die werkstoffspezifischen Grenzwerte der bezogenen Querschnittsänderung nach [Lan08] gezeigt. Es ist ersichtlich, dass die maximal zulässige bezogene Querschnittsänderung (Knickgefahr) ε_{Amax} für die Stahlwerkstoffe bereits ab einem Durchmesserhältnis $\varnothing D_I / \varnothing D_A = 0,5$ überschritten wird. Aus diesem Grund werden die Prozessrouten 1 und 2 für alle Werkstoffe nur für die Durchmesserhältnisse $\varnothing D_I / \varnothing D_A = 0,5$ und $\varnothing D_I / \varnothing D_A = 0,6$ untersucht.

In **Tabelle 5.19** sind die werkstoffspezifischen geometrischen Prozesseingangs- und Prozessausgangsgrößen für das Napf-Rückwärts-Fließpressen in Abhängigkeit der Durchmesserhältnisse des hohlen Halbzeuges gezeigt. Bei der Auslegung aller Umformstufen wurde die elastische Auf- bzw. Einfederung der Aktivwerkzeuge berücksichtigt, um ein problemloses Einlegen der Halbzeuge in die Folgestufen zu gewährleisten.

Tabelle 5.18 Bezogene Querschnittsänderung ϵ_A für die untersuchten Durchmesserhältnisse und Grenzwerte nach [Lan08]

$\text{ØD}_I/\text{ØD}_A$ [-]	ϵ_A [-]	ϵ_{Amin} [-] [Lan08]		ϵ_{Amax} [-] [Lan08]	
		NE-Werkstoffe	Stahlwerkstoffe	NE-Werkstoffe	Stahlwerkstoffe
0,4	0,84	0,1	0,25	0,98	0,65
0,5	0,75				
0,6	0,36				

Tabelle 5.19 Geometrische Prozessgrößen des Napf-Rückwärts-Fließpressprozesses ($\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,5$ und $\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,6$)

	ØD_{RTN} [mm]	h_{RTN} [mm]	ØD_{AN} [mm]	ØD_{IN} [mm]	ϵ_A [-]	h_{IN} [mm]
NRFP EN AW6082 ($\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,5$)	35,75 $^{+0,09}_{-0,06}$	45,07 $^{+0,09}_{-0,07}$	35,89 $^{+0,01}_{-0,01}$	18,13 $^{+0,00}_{-0,01}$	0,25	49,92 $^{+0,14}_{-0,19}$
NRFP EN AW6082 ($\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,6$)	35,74 $^{+0,02}_{-0,04}$	45,1 $^{+0,12}_{-0,06}$	35,89 $^{+0,05}_{-0,05}$	21,92 $^{+0,00}_{-0,01}$	0,64	63,49 $^{+0,34}_{-0,33}$
NRFP 16MnCrS5 ($\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,5$)	35,71 $^{+0,05}_{-0,03}$	45,05 $^{+0,04}_{-0,11}$	35,95 $^{+0,06}_{-0,1}$	18,14 $^{+0,18}_{-0,03}$	0,25	47,64 $^{+0,12}_{-0,14}$
NRFP 16MnCrS5 ($\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,6$)	35,71 $^{+0,04}_{-0,02}$	45,03 $^{+0,06}_{-0,04}$	35,92 $^{+0,08}_{-0,06}$	21,93 $^{+0,02}_{-0,05}$	0,64	51,27 $^{+0,16}_{-0,14}$
NRFP 20MoCr4 ($\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,5$)	35,73 $^{+0,10}_{-0,10}$	45,02 $^{+0,07}_{-0,05}$	35,96 $^{+0,04}_{-0,04}$	18,12 $^{+0,05}_{-0,03}$	0,25	47,31 $^{+0,19}_{-0,31}$
NRFP 20MoCr4 ($\text{ØD}_I/\text{ØD}_A=0,6$)	35,71 $^{+0,04}_{-0,06}$	45,04 $^{+0,14}_{-0,04}$	35,93 $^{+0,07}_{-0,05}$	21,94 $^{+0,02}_{-0,05}$	0,64	50,75 $^{+0,23}_{-0,13}$

In **Abbildung 5.6** ist die Fertigungsfolge der *Prozessroute 1*, bestehend aus den drei Umformstufen NRFP sowie erster und zweiter Stauchstufe gezeigt. Aus den gepressten Näpfen werden rohrförmige Halbzeuge mit unterschiedlichen Höhen h_0 durch spanende Fertigungsverfahren hergestellt, die hinsichtlich der Faltenbildung ein kritisches Verhältnis der auf den Außendurchmesser bezogenen freien Stauchhöhe $h_s/\text{ØD}_A$ darstellen. Mittels des zweistufigen Stauchprozesses soll die Faltenbildung vermieden und eine Verfahrensgrenzenerweiterung erzielt werden. Anhand von Zustellmustern der zweiten Stauchstufe mit doppelter Belegung sollen Ort, Zeitpunkt und Verlauf der möglichen Faltenbildung anhand metallographischer Untersuchungen ausgewählter Versuchswerkstücke bestimmt werden. Darüber hinaus kann anhand der *Prozessroute 1* die Faltenbildung in Abhängigkeit des Verfestigungszustandes bzw. der Umformhistorie anhand von Wärmebehandlungen zur Rekristallisierung des umgeformten Gefüges abgeleitet werden. Die verwendeten Zwischenschichten und Schmierstoffarten sind **Tabelle 5.21** und **Tabelle 5.22**, die Nomenklatur der Prozessrouten in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung ist **Tabelle 5.23** zu entnehmen.

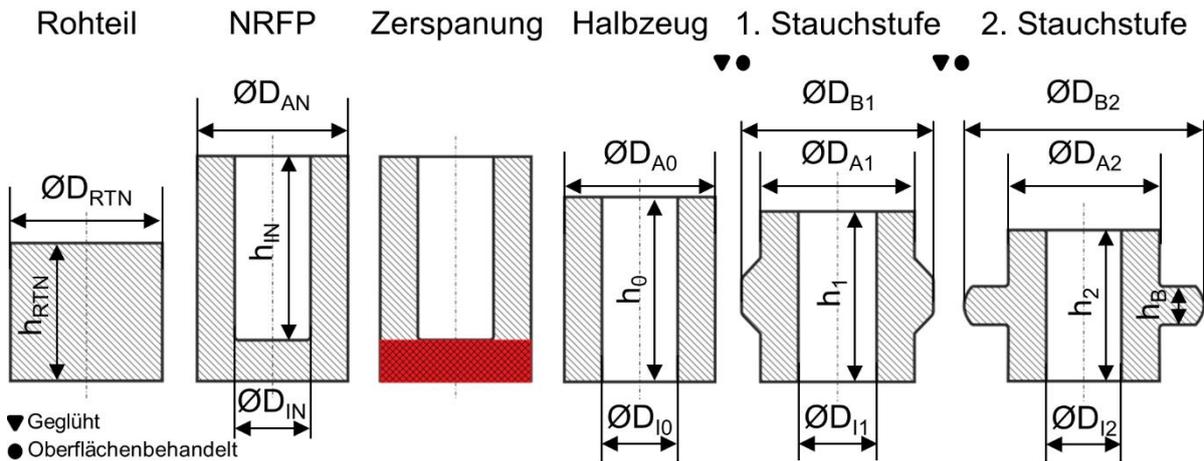


Abbildung 5.6 Prozessroute 1 (NRFP und zweistufiges Bundanstauchen)

In **Abbildung 5.7** ist die Fertigungsfolge der *Prozessroute 2*, bestehend aus den zwei Umformstufen NRFP und Stauchen, gezeigt. Wie auch bei *Prozessroute 1* werden aus den gepressten Näpfen rohrförmige Halbzeuge mit unterschiedlichen Höhen h_0 hergestellt, die hinsichtlich der Faltenbildung und gemäß des Standes der Technik sowohl ein kritisches als auch ein unkritisches Verhältnis der auf den Außendurchmesser bezogenen freien Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A$ darstellen.

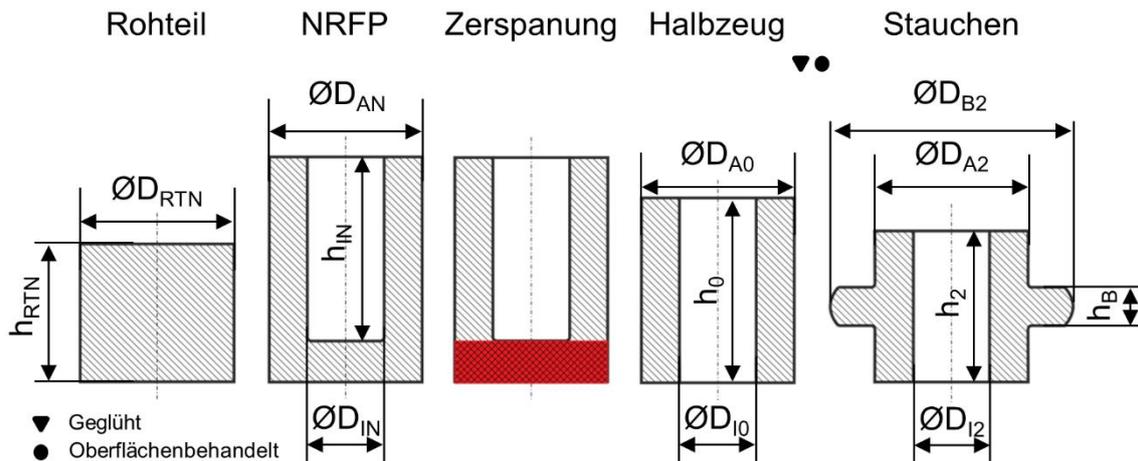


Abbildung 5.7 Prozessroute 2 (NRFP und einstufiges Bundanstauchen)

Ferner wird anhand der Wärmebehandlung nach dem NRFP der Einfluss der Umformhistorie in Wechselwirkung mit der bezogenen freien Stauchhöhe auf die Faltenbildung untersucht.

In **Abbildung 5.8** ist die Fertigungsfolge der *Prozessroute 3*, bestehend aus einem zweistufigen Stauchprozess, gezeigt. Die rohrförmigen Halbzeuge werden ausschließlich spanend mit definierten Oberflächenqualitäten (**Tabelle 5.20**) der inneren Mantelfläche hergestellt. Mittels dieses zweistufigen Stauchprozesses soll die Faltenbildung in Abhängigkeit der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges untersucht werden. Zwischen der ersten und zweiten Stauchstufe erfolgt keine Wärmebehandlung.

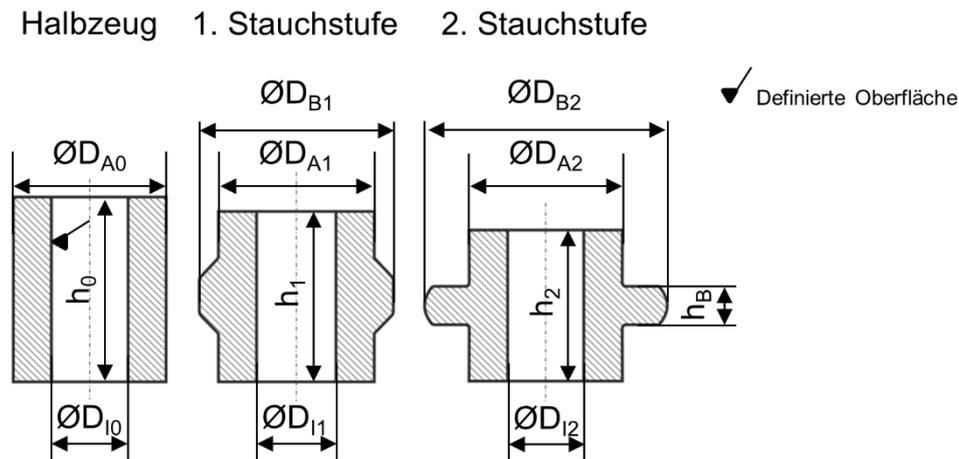


Abbildung 5.8 Prozessroute 3 (hohles Halbzeug mit definierter Oberflächenqualität der inneren Mantelfläche und zweistufiges Bundanstauchen)

In **Tabelle 5.20** sind die Rauigkeitskennwerte der hohlen Halbzeuge in Abhängigkeit des Herstellungsverfahrens sowie die Nomenklatur der spanend hergestellten hohlen Halbzeuge mit definierter Oberflächenqualität gezeigt. Die Rauigkeitsmessungen erfolgten mit einem konfokal-optischen Gerät. Es ist ersichtlich, dass zwischen dem flächenbezogenen Kennwert S_a und dem linienbezogenen Kennwert R_a – insbesondere bei denen durch NRFP hergestellten hohlen Halbzeugen – erhebliche Abweichungen bestehen. Ursache stellt die Anisotropie der Oberflächenstruktur, die einen signifikanten Einfluss auf die Höhe des Mittenrauwerts R_a hat, dar. Die arithmetischen Mittenrauwerte R_a wurden entlang einer Messstrecke von $1,6\text{ mm}$ in Umformrichtung bestimmt. Die flächenbezogenen arithmetischen Mittenrauwerte S_a wurden auf einer Fläche von $2,56\text{ mm}^2$ gemessen.

Tabelle 5.20 Rauigkeitskennwerte der inneren Mantelfläche der hohlen Halbzeuge in Abhängigkeit von den Prozessrouten 1,2 und 3

	Arithmetischer Mittenrauwert R_a [μm]	Flächenbezogener arithmetischer Mittenrauwert S_a [μm]
NRFP (1-x-x, 2-x)	0,234 (robuster Gauß-Filter; 0,8 mm)	1,22
Spanend 1 (3-b-1)	0,381 (robuster Gauß-Filter; 0,8 mm)	0,41
Spanend 2 (3-b-2)	3,04 (robuster Gauß-Filter; 0,8 mm)	2,57
Spanend 3 (3-b-3)	8,1 (robuster Gauß-Filter; 0,8 mm)	6,55

In **Abbildung 5.9** ist die Fertigungsfolge der Prozessroute 4, bestehend aus einem zweistufigen Stauchverfahren, gezeigt. Die Herstellung der hohlen Halbzeuge erfolgt spanend. Anhand *Prozessroute 4* wird der Einfluss einer geeigneten Masseverteilung in Wechselwirkung mit dem Einfluss der Verfestigung auf die Faltenbildung untersucht.

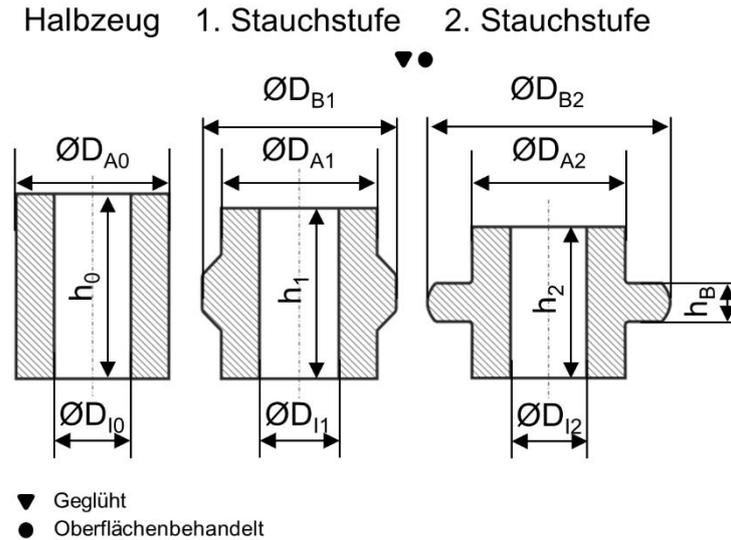


Abbildung 5.9 Prozessroute 4 (Herstellung des hohlen Halbzeuges durch spanende Verfahren und zweistufiges Bundanstauchen)

In **Abbildung 5.10** ist *Prozessroute 5*, bestehend aus einem einstufigen Stauchprozess, gezeigt. Die Herstellung der hohlen Halbzeuge erfolgt spanend und ist daher vergleichbar mit den im Stand der Technik diskutierten Forschungsarbeiten [Die75, Fel07]. Mittels dieser Prozessroute werden die werkstoffspezifischen Verfahrensgrenzen bestimmt. Ferner wurden mittels des einstufigen Bundanstauchens – ausgehend vom spanend hergestellten Halbzeug – die Einflüsse rheologischer, thermischer und kinematischer Prozessgrößen auf die Faltenbildung bzw. die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* experimentell untersucht.

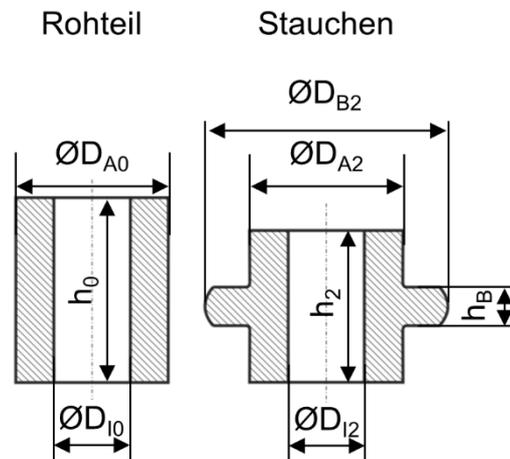


Abbildung 5.10 Prozessroute 5 (Herstellung des hohlen Halbzeuges durch spanende Verfahren und einstufiges Bundanstauchen)

Gemäß der Zielsetzung der vorliegenden Arbeit wurden neben dem Einfluss geometrischer Prozesseingangsgrößen auf die Faltenbildung auch thermische, kinematische, tribologische und rheologische Einflussgrößen in die Untersuchungen mit einbezogen. Die experimentelle Modellierung definierter und quantifizierbarer tribologischer Systeme gilt gemeinhin als kaum praktikabel. So ist z.B. die Sicherstellung exakt gleicher Schmierstoffmengen auf den Bauteilen unter Berücksichtigung der durch die Fertigungstoleranzen bedingten Volumenschwankungen kaum oder nur mit einem sehr hohen Aufwand möglich. Darüber hinaus müssten die Versuchswerkzeuge nach jedem Versuch demontiert, gereinigt und wieder montiert werden. Ferner wer-

den Schmierstoffe gemeinhin mit dem Ziel der Reibungsminimierung entwickelt, sodass ausschließlich durch Wahl eines alternativen Fabrikates nur geringe Unterschiede zu erwarten sind. Aus den genannten Gründen wird auf die experimentelle Untersuchung des Einflusses des tribologischen Systems auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen hohler Halbzeuge verzichtet (vgl. Kap. 7.1).

Für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Stahlwerkstoffe kamen Schmierstoffsysteme bestehend aus Phosphat und Seife für das NRFP sowie Phosphat und MoS₂ für das Bundanstauchen zum Einsatz (Tabelle 5.21). Die experimentellen Untersuchungen des Einflusses der Umformtemperatur auf die Faltenbildung (Prozessroute 5) wurden ohne Konversionsschicht durchgeführt, da diese nur bis zu Temperaturen von ca. 300 °C beständig ist [Mle12].

Tabelle 5.21 Verwendete Zwischenschichten und Schmierstoffe in Abhängigkeit der Prozessroute und der verschiedenen Umformstufen für die untersuchten Stahlwerkstoffe (16MnCrS5, 20MoC4, Cf53)

Prozessroute	NRFP	Stauchstufe 1	Stauchstufe 2
1	Phosphat + Seife	Phosphat + MoS ₂	
2	Phosphat + Seife	-	Phosphat + MoS ₂
3	-	Phosphat + MoS ₂	
4	-	MoS ₂	
5	-	-	MoS ₂

Für den Aluminiumwerkstoff kommen Schmierstoffsysteme bestehend aus Aluminat und Seife für das NRFP sowie Zinkstearat für das Bundanstauchen zum Einsatz (Tabelle 5.22).

Tabelle 5.22 Verwendete Zwischenschichten und Schmierstoffe in Abhängigkeit der Prozessroute und der verschiedenen Umformstufen für den untersuchten Aluminiumwerkstoff (EN AW6082)

Prozessroute	NRFP	Stauchstufe 1	Stauchstufe 2
1	Aluminat + Seife	Zinkstearat	
2	Aluminat + Seife	-	Zinkstearat
3	-	Zinkstearat	
4	-	-	Zinkstearat
5	-	-	Zinkstearat

In Tabelle 5.23 ist die Nomenklatur der Prozessrouten in Abhängigkeit von der durchgeführten Wärmebehandlungsoperation zur Rekristallisation des umgeformten Gefüges nach der vorangehenden Umformstufe gezeigt.

Prozessroute 1-a-b bedeutet demnach, dass die Herstellung des hohlen Halbzeuges durch NRFP erfolgt ist und das Gefüge anschließend durch eine Wärmebehandlung rekristallisiert wurde. Anschließend erfolgte ein Neuauftrag des Schmierstoffsystems. Im folgenden zweistufigen Stauchprozess wurde keine erneute Zwischenbehandlung des Halbzeuges durchgeführt. Mit *Prozessroute 5-a* werden alle in der vorliegenden Arbeit untersuchten Verfahren oder Verfahrenskombinationen zur umformtechnischen Herstellung einer hohlen Bundwelle bezeichnet, die von einem spanend hergestellten rohrförmigen Halbzeug ausgehen, das demnach keine Vorverfestigung aufweist.

In den folgenden Diagrammen und Tabellen wird zur Bezeichnung und Unterscheidung der Prozessrouten auf diese Nomenklatur zurückgegriffen.

Tabelle 5.23 Nomenklatur der Prozessrouten in Abhängigkeit der durchgeführten Wärmebehandlungsoperation zur Rekristallisation des Gefüges

Prozessroute	Wärmebehandlung nach dem NRFP	Wärmebehandlung nach der Stauchstufe 1
1-a-a	ja	ja
1-a-b	ja	nein
1-b-b	nein	nein
1-b-a	nein	ja
2-a	ja	-
2-b	nein	-
3-b	-	nein
4-a	-	ja
4-b	-	nein
5-a	-	-

5.4.2 Verfahrenskombinationen zur Untersuchung der Herstellung von Bundwellen

Die Recherche zum Stand der Technik hinsichtlich der Möglichkeit der Verfahrensgrenzenerweiterung macht deutlich, dass trotz Existenz zahlreicher Sonderverfahren und Verfahrenskombinationen zum Teil keine wissenschaftlich gesicherten Erkenntnisse über Verfahrenseigenschaften und Verfahrensgrenzen bzw. ihr Potential zur Erweiterung der Verfahrensgrenze beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen bestehen. Es werden daher für die vorliegende Arbeit zwei Massivumformverfahren herausgegriffen und mit dem Bundanstauchen kombiniert. Ziel ist die Untersuchung des Einflusses rheologischer Einflüsse auf die Faltenbildung. Aus funktionaler und fertigungstechnischer Sicht bieten sich insbesondere Umformverfahren an, mit denen typische und häufig vorkommende Geometrien an Bundwellen erzeugt werden können. Dies sind Durchmesserübergänge, die umformtechnisch durch ein Verjüngen oder Aufweiten hergestellt werden können. Weiterhin scheint eine Verfahrenskombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen sinnvoll, da mit beiden Grundverfahren ähnliche Geometrien hergestellt werden können.

Stauchen und Aufweiten

In diesem Abschnitt soll auf die Beschreibung des kombinierten Verfahrens aus Stauchen und Aufweiten eingegangen werden. In **Abbildung 5.11** sind die Werkzeugaktivteile sowie das rohrförmige Halbzeug vor der Umformung (links der Symmetrielinie) und nach der Umformung (rechts der Symmetrielinie) gezeigt. Beide Umformvorgänge finden während eines Pressenhubes statt, jedoch erfolgt das Aufweiten durch den konisch geformten Dorn zeitlich vor dem eigentlichen Bundanstauchen. Hierdurch soll die Geometrie so abgestützt werden, dass ein instabiles Ausknicken des Werkstücks verhindert und die äquatoriale Faltenbildung vermieden werden kann. Durch das partielle Aufweiten vor dem eigentlichen Bundanstauchen wird die Knickstabilität des hohlen Halbzeuges erhöht.

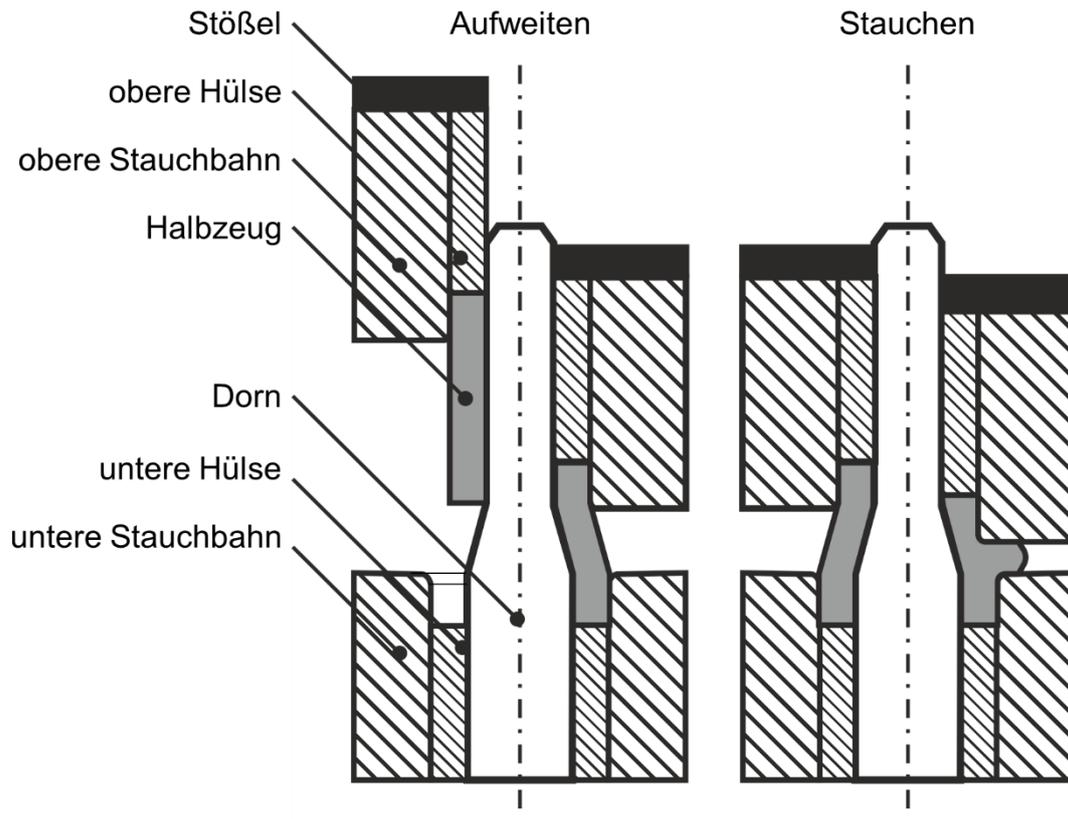


Abbildung 5.11 Verfahrenskombination aus Stauchen und Aufweiten

Die Verfahrenskombination Stauchen und Aufweiten wurde in dieser Arbeit nur für den Werkstoff 20MoCr4 untersucht, um den grundsätzlichen Einfluss eines veränderten Werkstoffflusses auf die Faltenbildung zu untersuchen.

Stauchen und Quer-Fließpressen

Grundsätzlich lassen sich hohle Fließpressteile mit rotationssymmetrischen Bunden oder Flanschen sowohl durch Stauchen als auch durch Quer-Fließpressen herstellen (vgl. **Kap. 2.4**). Für die Kombination beider Verfahren müssen das Stauchen und das Quer-Fließpressen im selben Werkzeug erfolgen, wie es in ähnlicher Weise auch in [EP06] oder [Rau13] beschrieben ist. Aufgrund der Verwendung einer einfachwirkenden, mechanischen Presse muss die Bewegung des Gegenstempels bzw. der unteren Stauchbahn werkzeugseitig ermöglicht werden.

Zu Beginn des Umformvorganges wird der Bund unterkritisch angestaucht (**Abbildung 5.12, links**). Die bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A$ bzw. h_s/s_0 kann dabei innerhalb der bekannten Grenzen unterkritisch gewählt werden. Mit zunehmender Umformung übt der Bund eine stetig steigende, axiale Kraft auf die untere Stauchbahn aus. Wird eine definierte Vorspannkraft der Stickstofffeder überschritten, führt die untere Stauchbahn eine zusätzliche axiale Bewegung in Stößelbewegungsrichtung aus. Sobald die Bewegung der unteren Stauchbahn eingeleitet wurde, erfolgt der Werkstofffluss aufgrund des feststehenden Gegenstempels durch eine Kombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen (**Abbildung 5.12, rechts**). Über die Höhe der Vorspannkraft der Stickstofffeder kann die Bundhöhe definiert werden. Soll nach Einleitung des Quer-Fließpressens ein konstanter Spalt zwischen den beiden Stauchbahnen eingehalten werden, muss die Federkennlinie über den ganzen Hub möglichst konstant bleiben. Technisch ist dies z.B. mittels Ausgleichsbehälter, die den Druckanstieg durch die Kompression des Stickstoffes in der Stick-

stofffeder während des Hubes begrenzen, teilweise umsetzbar. Die experimentellen Untersuchungen dieser Verfahrenskombination erfolgten für die beiden Versuchswerkstoffe EN AW6082 und 20MoCr4 mit dem Ziel den grundsätzlichen Einfluss des Werkstoffflusses auf die Faltenbildung zu untersuchen.

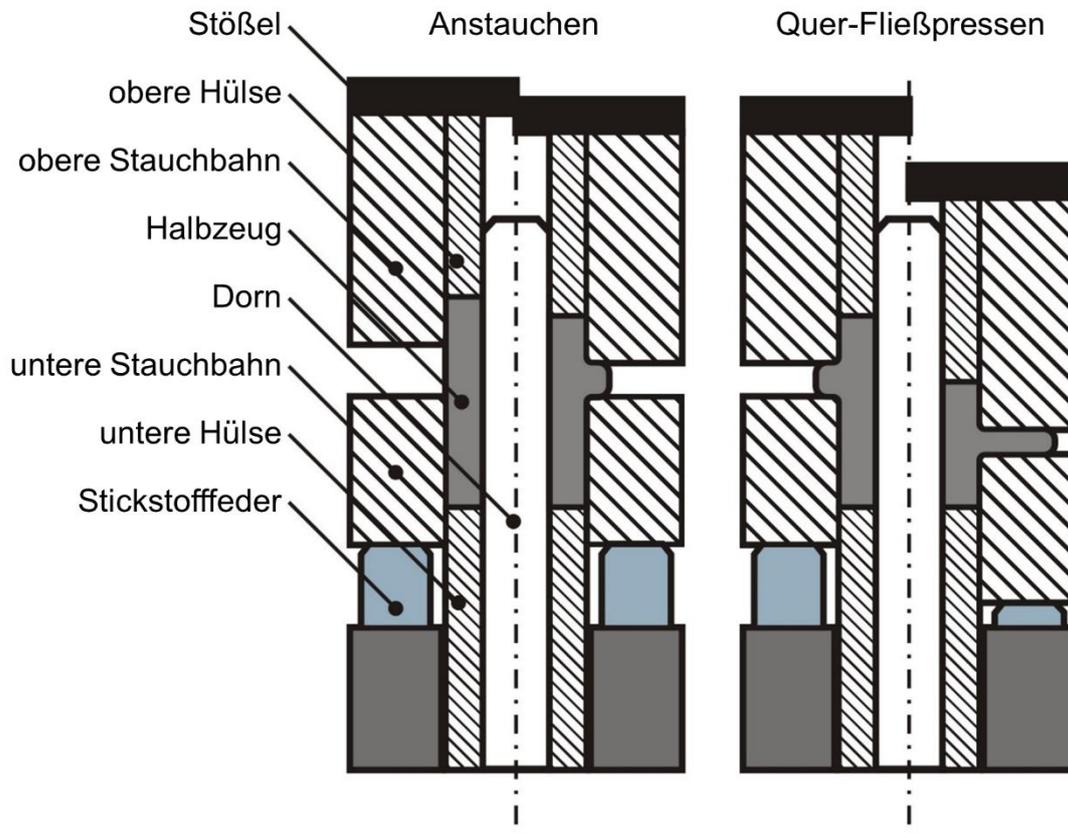


Abbildung 5.12 Verfahrenskombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen zur Herstellung hohler Bundwellen

5.5 Versuchswerkzeuge

Für die experimentellen Versuche der in **Kap. 5.4** beschriebenen Prozessrouten wurden drei Werkzeugsätze, eingebaut in je ein separates Säulenführungsgestell, verwendet. Für eine detaillierte Beschreibung der Auslegung von Kaltmassivumformwerkzeugen sowie der Werkstoffauswahl sei z.B. auf [Lan08] verwiesen. In **Abbildung 5.13** ist das Versuchswerkzeug für das Napf-Rückwärts-Fließpressen gezeigt. Die Werkzeugaktivteile bestehen aus dem Napfstempel, der einfach armierten Matrize sowie dem Auswerfer bzw. dem Gegenstempel. Der gepresste Napf wird nach dem Umformprozess durch die Abstreiferbrücke abgestreift. Die Auslegung des Pressverbandes erfolgte mit dem Programm Matrib2 und die Matrize wurde mit fünf Promille vorgespannt.

Die benötigten Aufmaße der jeweiligen Folgestufe aufgrund der elastischen Auf bzw. Einfederungen der Werkzeugaktivteile wurden bei der Konstruktion mit jeweils $0,1\text{ mm}$ berücksichtigt. Dieser Wert basiert auf Erfahrungen bei der Auslegung mehrstufiger Umformprozesse. Verschiedene Durchmesserverhältnisse des gepressten Napfes können durch Wechsel des Napfstempels erzeugt werden.

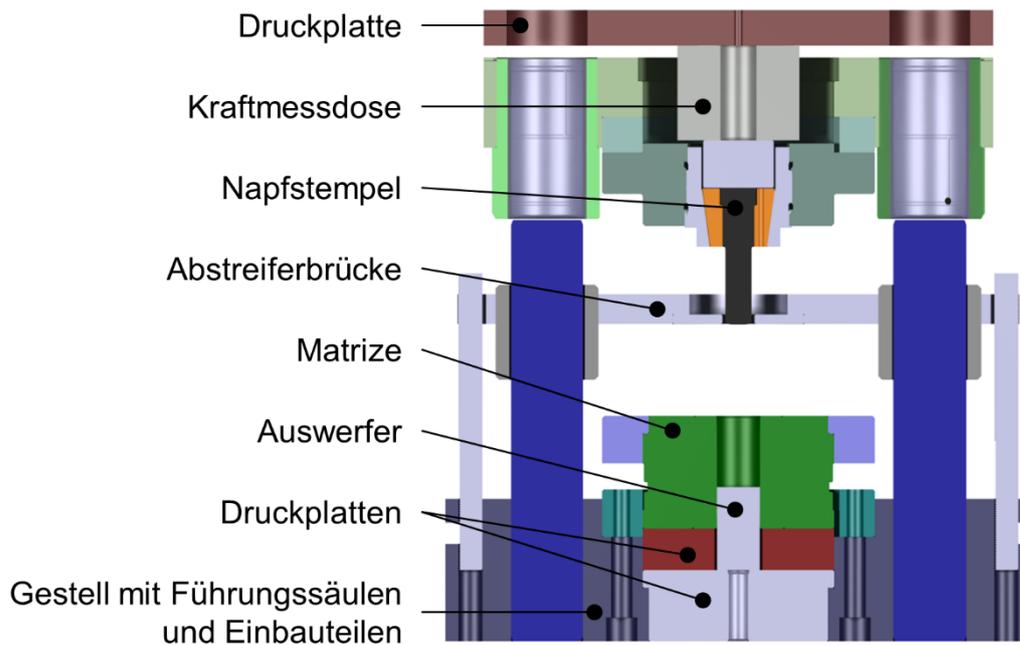


Abbildung 5.13 Werkzeug für das Napf-Rückwärts-Fließpressen

In **Abbildung 5.14** ist das Werkzeug für die erste Stauchstufe des zweistufigen Umformprozesses gezeigt. Obere und untere Stauchbahn sind im Bereich der Umformzone konisch mit einem Winkel von $\alpha = 45^\circ$ ausgeführt. Numerische Untersuchungen haben gezeigt (**Kap. 8.1**), dass die Faltenbildung 1. Art – verursacht durch das instabile Ausknicken des hohlen Halbzeuges – bei einer Aufteilung des Bundanstauchprozesses in zwei Umformstufen mit geeigneter Masseverteilung in der ersten Umformstufe vermieden werden kann. Die Masseverteilung kann mit konisch ausgeführten Stauchbahnen erfolgen. Durch den Stauchbahnwinkel α resultieren in Richtung des Innendorns wirkende Kraftvektoren, die die Halbzeugstabilität verbessern. Die untere Stauchhülse übernimmt auch die Auswerferfunktion. Der Innendorn ist im oberen Bereich konisch ausgeführt, um das Einlegen des hohlen Halbzeugs bzw. die Entnahme des gepressten Teils zu erleichtern.

Durch den Wechsel der oberen und unteren Stauchbahn, der beiden Stauchhülsen sowie des Innendorns kann die 1. Umformstufe auf die 2. Umformstufe (**Abbildung 5.15**) umgebaut werden. Hier werden konventionelle Stauchbahnen eingesetzt, um die finale Pressteilform herzustellen. Die Werkzeugfunktionalitäten sind identisch mit denen der ersten Umformstufe. Die zweite Umformstufe wird auch als singuläre Stauchstufe für die Prozessrouten 2-a, 2-b und 5a eingesetzt. Variationen des Durchmesserhältnisses $\varnothing D_I / \varnothing D_A$ der Bundwelle erfolgen durch Wechsel der Aktivteile Dorn sowie unterer und oberer Stauchhülse.

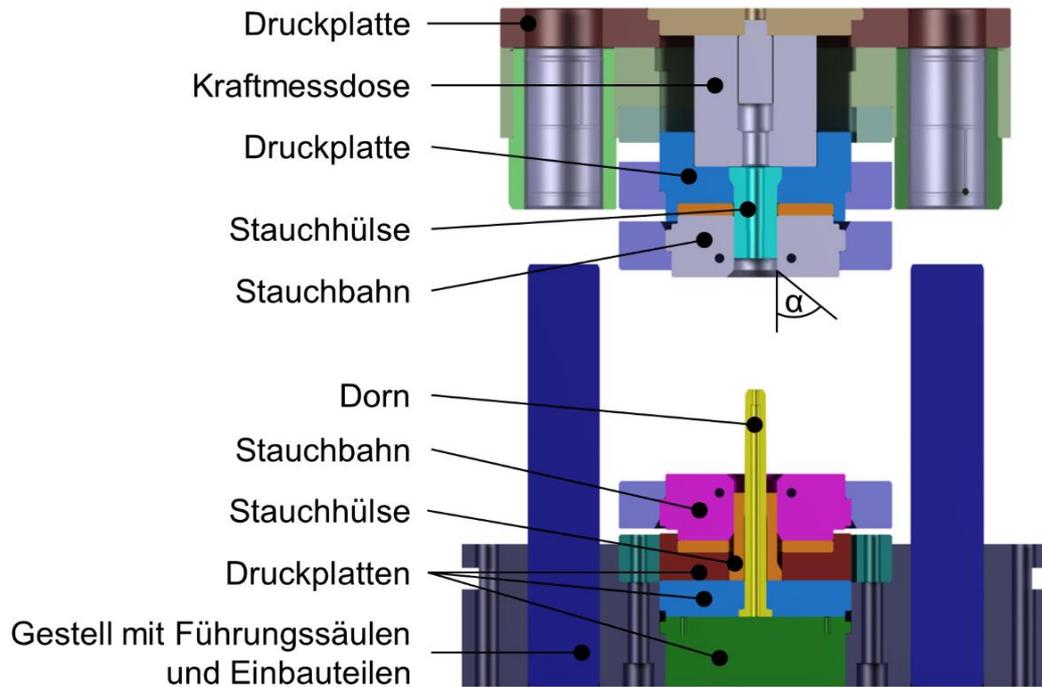


Abbildung 5.14 Werkzeug für die erste Stauchstufe des zweistufigen Stauchprozesses mit konischen Stauchbahnen

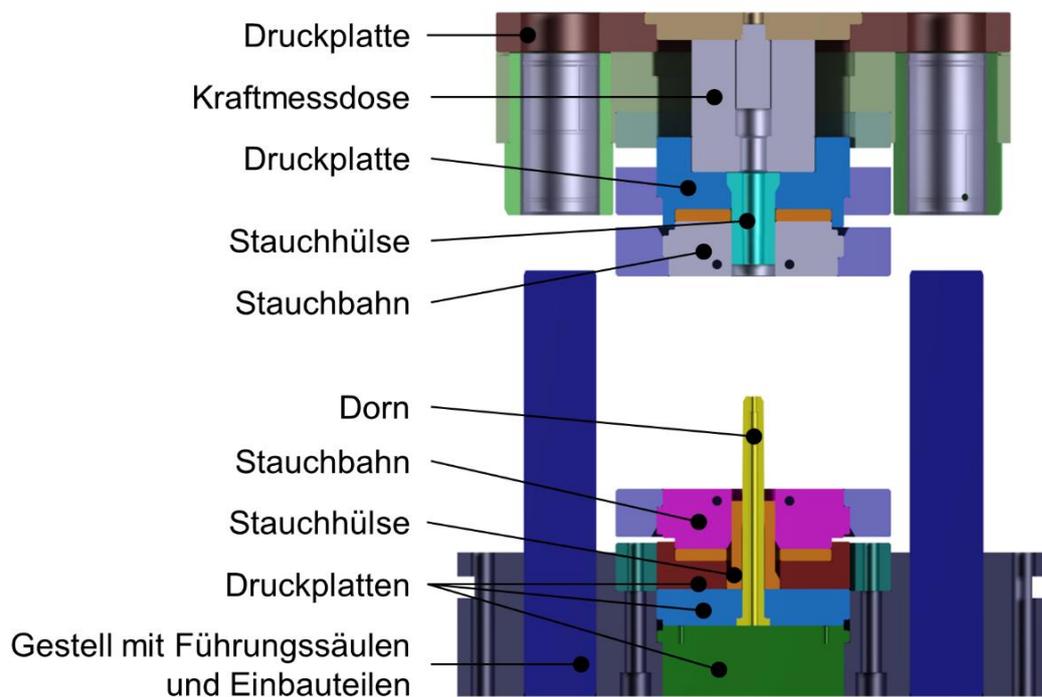


Abbildung 5.15 Werkzeug zum Fertigstauchen mit ebenen Stauchbahnen

Sowohl die Stauchbahnen als auch die Dorne der ersten und zweiten Stauchstufe sind mit Bohrungen für Heizpatronen versehen, die eine Erwärmung der Werkzeugaktivteile ermöglichen. Isolierplatten unterhalb der Stauchbahnen begrenzen die Wärmeleitung in das Werkzeuggestell.

In **Abbildung 5.16** ist das Versuchswerkzeug für die experimentellen Untersuchungen der Verfahrenskombination Stauchen und Aufweiten abgebildet. Gegenüber dem in **Abbildung 5.15** gezeigten Versuchswerkzeug wurden der Dorn sowie die untere Stauchbahn und die untere Hülse angepasst. Eigene numerische Voruntersuchungen haben gezeigt, dass ein Dornwinkel von $\alpha = 10^\circ$ optimal hinsichtlich der Vermeidung verfahrensspezifischer Grenzen ist.

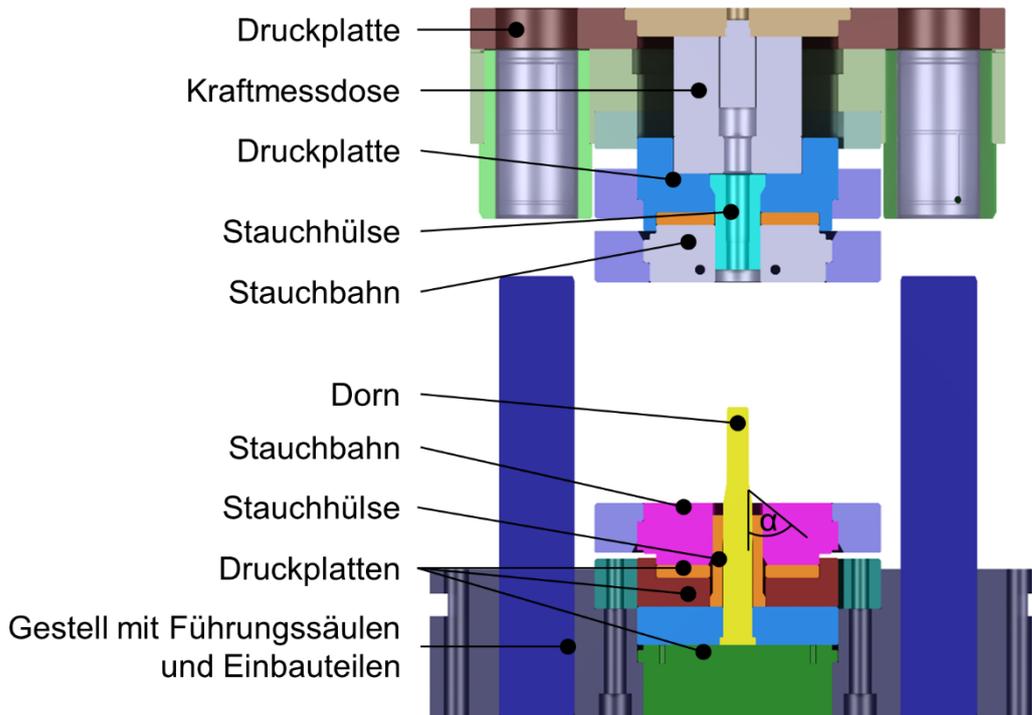


Abbildung 5.16 Versuchswerkzeug für das Stauchen und Aufweiten

Für die experimentellen Untersuchungen der Verfahrenskombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen wurde das in **Abbildung 5.17** gezeigte Versuchswerkzeug verwendet. Die Aktivteile des Werkzeuges bestehen aus unterer und oberer Stauchhülse, einem Innendorn sowie den beiden Stauchbahnen. Die für das Einleiten des Querfließpressvorganges notwendige Bewegung der unteren Stauchbahn, ausgelöst durch die Axialkraft des Bundes nach dem Anstauchen, wird über eine hohle Stickstofffeder mit auf einem Kreisumfang angeordneten Federelementen realisiert. Numerische Voruntersuchungen haben gezeigt, dass die Federkennlinie nach Überschreitung einer definierten Vorspannkraft möglichst konstant bleiben sollte, um den formgebenden Abstand zwischen den beiden Stauchbahnen nach Beginn des Quer-Fließpressens möglichst konstant zu halten. Technisch wird diese Problematik durch Verwendung eines Ausgleichsbehälters gelöst, der den Druckanstieg während des Einfederns möglichst gering hält. Mittels der über den Systemdruck einstellbaren Vorspannkraft der Stickstofffeder können der Beginn des Querfließpressvorganges und damit die Bundhöhe vorgegeben werden. Die Führung der unteren Stauchbahn erfolgt über einen in das Werkzeuggestell integrierten Führungsring sowie die untere Stauchhülse. Diese übernimmt nach dem Umformen die Auswerferfunktion. Detaillierte Angaben zur Auslegung von Quer-Fließpresswerkzeugen finden sich in z.B. in [Lan08].

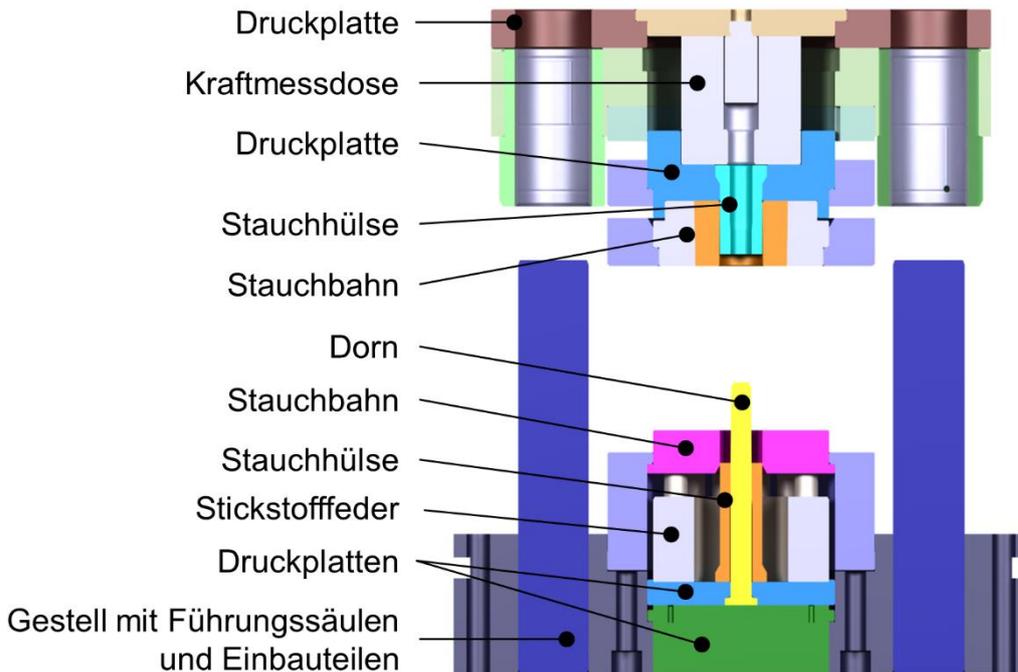


Abbildung 5.17 Versuchswerkzeug für das Stauchen und Quer-Fließpressen

5.6 Induktive Erwärmungsanlage

Die Erwärmung der hohlen Halbzeuge für die experimentellen Untersuchungen des Einflusses erhöhter Umformtemperaturen auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Wellen erfolgte mit einer Anlage zur induktiven Erwärmung vom Typ TIG 20/300 der Firma Hüttinger Elektronik. Diese hat eine maximale Leistung von $P_{max} = 20 \text{ kW}$, wobei die Leistung während der Erwärmung geregelt werden kann. Die Spule wird mit einer Wechselspannung mit der konstanten Frequenz $f = 40 \text{ kHz}$ gespeist und hat 14 Windungen. Der Innendurchmesser beträgt $\varnothing D_{Spule} = 77 \text{ mm}$ bei einer Gesamthöhe von $H_{Spule} = 120 \text{ mm}$. Die Anlage verfügt über eine Wasserkühlung, welche die Induktionsspule kontinuierlich mit Kühlwasser durchströmt. Die Rohteile werden pneumatisch über einen Hubzylinder ein- und ausgefahren und stehen während der Erwärmung auf einem Teller aus Schamotte. Dieser isoliert das Rohteil gegenüber der Hubzylinderstange thermisch. Eine in den Schamotteteller eingearbeitete Tasche zentriert die Rohteile in der Spule. Die Beschickung der Anlage mit Rohteilen und der Transfer in das Versuchswerkzeug erfolgte manuell. Die Parameter der induktiven Vorwärmung der Versuchsteile wurden experimentell ermittelt. Dazu wurden drei Bohrungen in die Proben eingebracht, in die dann Thermoelemente vom Typ K mit einem Durchmesser $D = 1,5 \text{ mm}$ eingesteckt wurden. Ein Thermoelement befand sich dabei ca. 1 mm vom Innendurchmesser des hohlen Halbzeuges entfernt, ein Thermoelement in der Mitte und ein Thermoelement ca. 1 mm entfernt vom Außendurchmesser der Versuchsteils. Die Leistung und die Erwärmungsdauer wurden temperaturabhängig ermittelt. Aufgrund des rohrförmigen Halbzeuges kommt es nicht zur Ausbildung eines signifikanten Temperaturgradientens während des induktiven Erwärmens zwischen den Thermoelementen mit dem größten radialen Abstand. Leistung und Erwärmungsdauer wurden so eingestellt, dass die Halbzeugtemperatur fünf Sekunden nach Ende der Erwärmung der Zieltemperatur $\pm 5 \text{ °C}$ entspricht. Diese Zeit wurde gewählt, da die Einlegezeit der Rohteile in die Presse bei den darauffolgenden Fließpressversuchen etwa 5 s beträgt. Um die Erwärmungszeiten zu verifizieren, wurden jeweils mindestens drei Versuche durchgeführt.

Umfangreiche Untersuchungen zur Beständigkeit von Schmierstoffen gegenüber thermischen Belastungen im Arbeitskreis für Entwicklung und Erforschung des Kaltpressens haben gezeigt, dass der hier für die untersuchten Stahlwerkstoffe verwendete Schmierstoff (ohne Konversionsschicht) kurzzeitige Erwärmungen bis zu 500 °C zulässt.

5.7 Messtechnik

Für die Erfassung der Messwerte in den experimentellen Untersuchungen wurde ein industrieller Messverstärker des Typs QuantumX MX840 der Firma HBM GmbH verwendet. Es handelt sich dabei um einen multifunktionalen Messverstärker mit acht Universaleingängen, der sowohl digitale als auch analoge Signale verarbeiten kann. Die Kraftmessung während der Versuche erfolgte mit Federkörper-Kraftaufnehmern, die für maximal 6.000 kN Last ausgelegt sind. Diese bestehen aus massiven Stahlzylindern als Federkörper auf die Dehnmessstreifen (DMS) aufgeklebt sind. Das für die Messung von Absolutwerten notwendige Einmessen der Kraftmessdosen wurde auf einer hydraulischen Laborpresse mit kalibrierten Kraftaufnehmern am IFU durchgeführt. Bei allen Umformstufen wurde die Stempelspannmutter bzw. wurden die Spannringe nur angelegt, damit die Kennlinie der Kraftmessdose durch die Vorspannung nicht verändert wird. Alle Kraftmessdosen wurden im eingebauten Zustand mit einer kalibrierten Kraftmessdose als Referenz eingemessen. Für die Wegmessung fanden resistive bzw. induktive Wegaufnehmer Verwendung. Die Werkstücktemperatur wurde mit angeschweißten Thermoelementen vom Typ K gemessen. In **Abbildung 5.18** ist ein Blockschaltbild der verwendeten Messkette gezeigt. Für die Auswertung wurde ein Windows PC und die Software QuantumX Assistent benutzt. Der Start der Messung erfolgte über individuell definierbare Trigger. Die Messfrequenz wurde in Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit zwischen 1000 Hz und 10.000 Hz variiert.



Abbildung 5.18 Blockschaltbild der verwendeten Messkette

5.8 Probenpräparation und Gefügeanalyse

Für die Analyse der Faltenbildung wurde nach Durchführung der Umformversuche der Faltenbereich ausgewählter Bundwellen herausgearbeitet und eingebettet. Anschließend erfolgte die Präparation der Proben für die metallographischen Untersuchungen. In **Abbildung 5.19** ist die Entnahme der Probe aus der senkrecht getrennten Probe schematisch dargestellt.

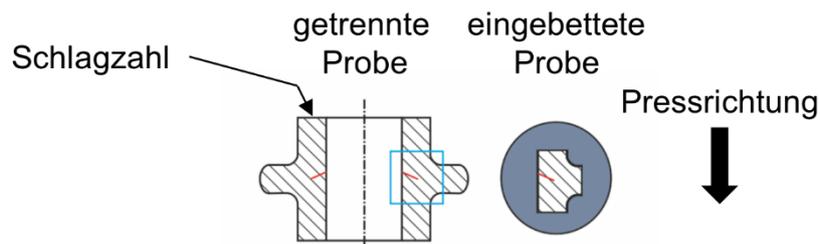


Abbildung 5.19 Visualisierung der Schliifprobenpräparation

Die Markierung der Versuchsproben erfolgte immer stirnseitig, das Einlegen in das Werkzeug immer mit Markierung oben. So kann einerseits ein Wechsel der Pressrichtung beim mehrstufigen Anstauchen vermieden und andererseits der Faltenverlauf in Abhängigkeit der Pressrichtung untersucht werden. Da anzunehmen ist, dass die Falte radial nicht über eine gleichmäßige Tiefe verfügt (z.B. durch Verkippung des Pressenstößels), kann ein systematischer Fehler durch diese Art der Probenpräparation ausgeschlossen werden.

Für die Analyse der Versuchsproben kamen verschiedene Prüfverfahren und Geräte zum Einsatz, die im Folgenden kurz beschrieben werden:

Mikroskopische Aufnahmen

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen wurden mit dem inversen Auflichtmikroskop observer.d1m der Firma Carl Zeiss durchgeführt. Mittels der integrierten Auswertesoftware können geometrische Größen der aufgenommenen Bildbereiche gemessen werden. Für einen Teil der elektronenmikroskopischen Aufnahmen wurde das Neoscope JCM-5000 der Firma Jeol verwendet. Teilweise wurden die Versuchsproben durch Partner aus der Industrie mittels dort vorhandener Rasterelektronenmikroskope ausgewertet.

Härtemessungen

Für die Härtemessung wurde das Messsystem Picodentor HM 500 der Firma Fischer zur Bestimmung der Martenshärte nach der instrumentierten Eindringprüfung [DIN12] verwendet. Die Messdatenerfassung kann automatisch nach dem zuvor programmierten Muster erfolgen. Aufgrund der geringen Eindruckdurchmesser und Eindringtiefen eignet sich die Mikrohärtmessung für die Darstellung von Härteverteilungen in kleinen Prüfbereichen sowie für die Messung sehr dünner Prüfobjekte. Gemäß [DIN12] sind prüfobjektspezifische Oberflächenqualitäten sowie Abstände zum Probenrand sowie zwischen den Messpunkten einzuhalten. Die Visualisierung der gemessenen Härteverteilungen erfolgte mit der Software MATLAB™.

6 Mechanismen der Faltenbildung beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen

In diesem Kapitel sollen die anhand experimenteller Voruntersuchungen identifizierten und zur Faltenbildung führenden verschiedenen Mechanismen beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen diskutiert und klassifiziert werden. In den **Kapiteln 7 und 8** werden die numerischen und experimentellen Untersuchungen der verschiedenen Faltenarten beschrieben.

6.1 Faltenbildung 1. Art als Folge instabilen Ausknickens des hohlen Halbzeuges

Aufgrund der Instabilität des rohrförmigen Halbzeuges beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen kommt es zu einem Ausknicken, und, bei weiterer Umformung, zur Bildung einer Hauptfalte in der Äquatorialebene des angestauchten Bundes. Vorangehende Untersuchungen (vgl. **Kap. 2.5**) haben gezeigt, dass diese Art der Faltenbildung maßgeblich von geometrischen Prozessgrößen abhängig ist. So werden häufig die auf den Außendurchmesser bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A$ oder die auf die Wanddicke des rohrförmigen Halbzeuges bezogene freie Stauchhöhe h_s/s_0 für die Definition der Verfahrensgrenze herangezogen. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll der Stand der Technik um weitere Einflussgrößen auf das instabile Ausknicken ergänzt und überprüft werden, ob die Verfahrensgrenze zu höheren freien Stauchhöhen verschoben werden kann.

In **Abbildung 6.1** ist die REM-Analyse der Erscheinungsform einer Falte 1. Art dargestellt. Links im Bild sieht man die aufgrund des instabilen Ausknickens des hohlen Halbzeuges während des Umformens gebildete Falte 1. Art. An der Falten Spitze sind Verästelungen erkennbar, die sich auch an der inneren Mantelfläche wiederfinden. Rechts im Bild ist der Faltengrund vergrößert dargestellt. Dort, wo die beiden Mantelflächen aufeinandertreffen, kommt es zu lokalen Kaltverschweißungen. Die Falte verläuft in Umfangsrichtung wellenförmig.

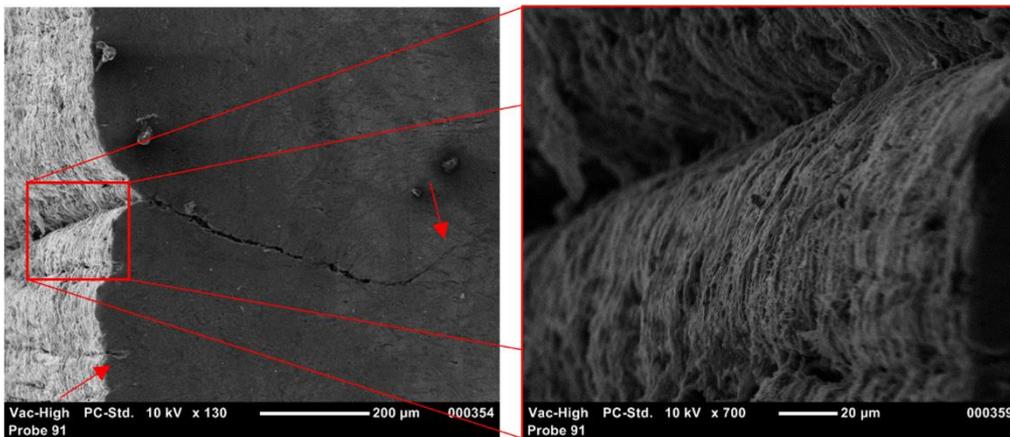


Abbildung 6.1 REM-Analyse einer Falte 1. Art (C15, $h_s/s_0 = 2,6$, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ Prozessroute 1-b-a, Aufnahme nach der 1. Stauchstufe)

In **Abbildung 6.2** ist die experimentell beobachtete Bildung der Falte 1. Art anhand eines Zustellmusters der numerischen Faltenbildung 1. Art gegenüber gestellt. Anhand des Zustellmusters wird deutlich, dass das hohle Halbzeug bei zu großer freier Stauchhöhe ausknickt und die sich bildende Falte bei weiterer Umformung geschlossen wird. Es wird deutlich, dass die Faltenbildung 1. Art unter Zuhilfenahme der Methode der finiten Elemente dargestellt werden kann.

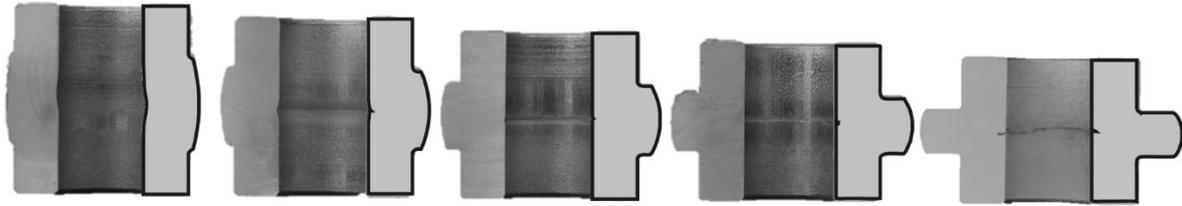


Abbildung 6.2 Gegenüberstellung experimenteller (links) und numerischer (rechts) Abbildung der Faltenbildung 1. Art (EN AW6082, $h_s/\varnothing D_A = 0,65$)

6.2 Faltenbildung 2. Art als Folge lokalisierter Verfestigung und Oberflächenverkleinerung

Experimentelle Voruntersuchungen haben gezeigt, dass bei Vermeidung der Faltenbildung 1. Art durch geeignete Methoden ein weiterer, zur Faltenbildung führender Mechanismus existiert, der bislang wissenschaftlich nicht ausreichend untersucht wurde. Als Ursachen für diesen im Folgenden als Falte 2. Art bezeichneten Umformfehler konnten die lokal sehr hohe Verfestigung im faltengefährdeten Bereich und der für das Stauchen typische asymmetrische Werkstofffluss in Wechselwirkung mit der Qualität der inneren Mantelfläche des hohlen Halbzeuges identifiziert werden. Diese Einflussgrößen führen zu einem Einschluss des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes im Bauteil. Im Folgenden wird der zur Falte 2. Art führende Bildungsmechanismus anhand von Härteverlaufsmessungen, REM- und EDX-Analysen analysiert.

In **Abbildung 6.3 links** ist die REM-Analyse eines polierten Längsschliffes nach der ersten Stauchstufe der *Prozessroute 4-b* gezeigt. Die bezogene Stauchhöhe $h_s/s_0 = 2,6$ stellt ein kritisches Verhältnis für das einfache Bundanstauchen dar.

Aufgrund der Instabilität des hohlen Halbzeuges würde dies zur Faltenbildung 1. Art führen. Mittels des zweistufigen Bundanstauchens mit geeigneter Masseverteilung in der 1. Umformstufe kann das instabile Ausknicken und damit die Faltenbildung 1. Art vermieden werden. Die Härteverteilung nach Vickers (**Abbildung 6.3, rechts**), gemessen auf einer Fläche mit einem Flächeninhalt von 81 mm^2 , zeigt eine hohe Werkstoffverfestigung im Zentrum des Stauchkreuzes.

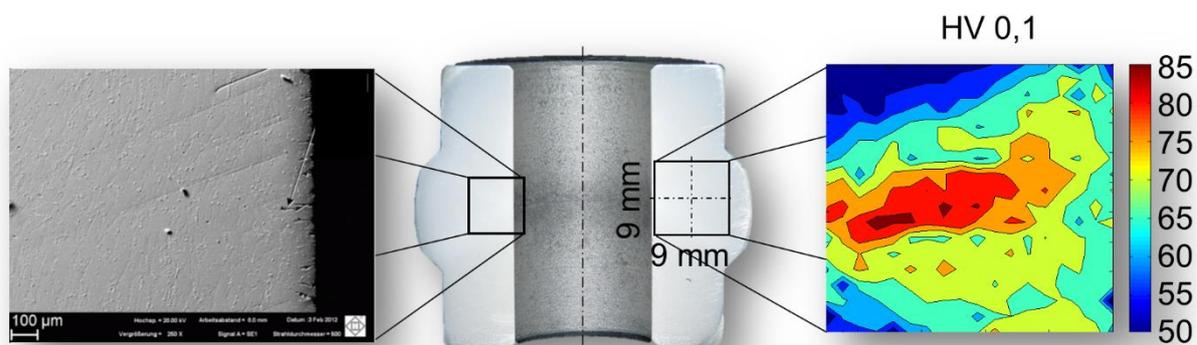


Abbildung 6.3 REM-Analyse (links) und Härteverlauf HV 0,1 in der Äquatorialebene des vorgestauchten Bundes nach der 1. Stauchstufe (EN AW6082, $h_s/s_0 = 2,6$, Prozessroute 4b)

In **Abbildung 6.4, links** ist die REM-Analyse des polierten Längsschliffes einer Bundwelle aus EN AW6082 nach der zweiten Umformstufe (*Prozessroute 4-b*) abgebildet. Es wird deutlich, dass es trotz Vermeidung der Halbzeuginstabilität durch die 1. Umformstufe und Aufteilung

des Stauchprozesses in zwei Stufen zu einer Faltenbildung mit einer Faltentiefe von 1,6 mm kommt. In **Abbildung 6.4, rechts** ist die lichtmikroskopische Aufnahme der Messpunkte der Mikrohärtmessung ober- und unterhalb der Falte abgebildet. Ziel dieser Mikrohärtmessung ist der Nachweis einer hohen Verfestigung unterhalb der Falte, die auf dem Niveau der maximalen Härte nach der ersten Umformstufe im äquivalenten Bereich liegt und einer geringeren Verfestigung oberhalb der Falte, die Härtewerte vergleichbar mit Werten oberhalb der höchsten Verfestigung nach der ersten Umformstufe aufweist.

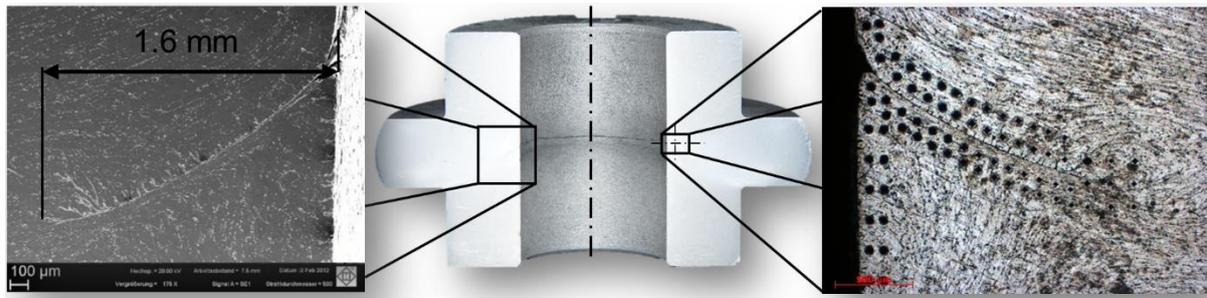


Abbildung 6.4 REM Analyse (links) und Lage der Messpunkte der Mikrohärtmessung des fertiggestauchten Bundes nach der 2. Stauchstufe (rechts) (EN AW6082, $h_s/s_0 = 2,6$, Prozessroute 4b)

Die Mittelwerte der ober- und unterhalb der Falte gemessenen Härte sind in **Abbildung 6.5** grafisch dargestellt. Trotz der hohen Streuung der Messung weist der unterhalb der Falte gemessene Bereich eine deutlich höhere Härte als der oberhalb der Falte gemessene Bereich auf. Der Mittelwert der Härtemessungen oberhalb der Falte liegt auf dem gleichen Niveau wie der oberhalb der Zone höchster Verfestigung gemessene Bereich nach der ersten Umformstufe. Dies deutet auf die gleiche Umformhistorie des mantelflächennahen Werkstoffes unmittelbar oberhalb der Zone höchster Verfestigung nach der 1. Umformstufe und des Werkstoffes oberhalb der Falte nach der 2. Umformstufe hin.

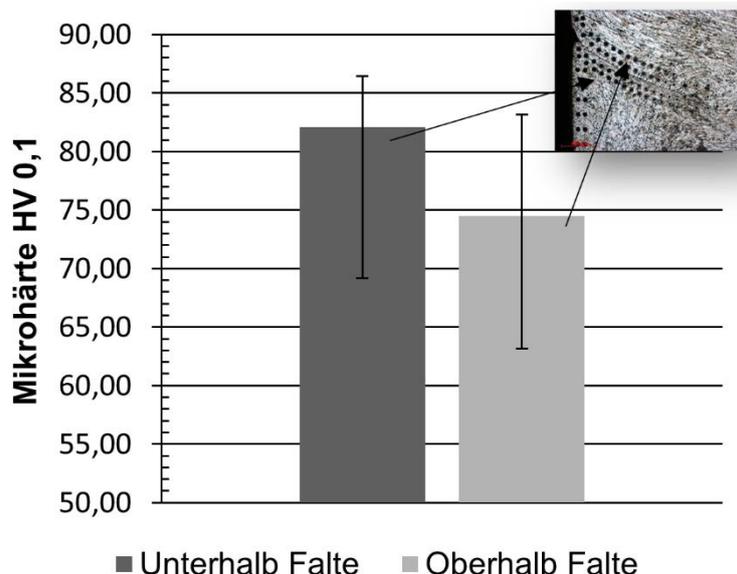


Abbildung 6.5 Ergebnisse der Mikrohärtmessung ober- und oberhalb der Falte einer Bundwelle nach der 2. Stauchstufe (EN AW6082, $h_s/s_0 = 2,6$, Prozessroute 4b)

Die Messungen unterstreichen die Annahmen, dass der axial von oben nachfließende Werkstoff

aufgrund der sehr hohen Werkstoffverfestigung im Zentrum des Stauchkreuzes in radiale Richtung abgelenkt und der nachfließende Werkstoff im Bauteil eingeschlossen wird. Bei einer Rissbildung würden die Bereiche ober- und unterhalb der Falte ähnliche Härtewerte aufweisen.

In **Abbildung 6.6 links** ist die REM-Analyse der inneren Mantelfläche einer Bundwelle aus EN AW6082 im Bereich des Faltengrundes gezeigt. Der Mantelflächenbereich oberhalb der Falte ist leicht in Richtung des Bundes versetzt und die Subduktion des Mantelflächenbereiches oberhalb des Faltengrundes ist deutlich zu erkennen. In **Abbildung 6.6 rechts** ist die REM-Analyse des polierten Längsschliffes abgebildet. Die hellen Punkte sind Ausscheidungen, die dem Materialfluss folgen und eine Art Faserverlauf sichtbar machen. Betrachtet man diesen Faserverlauf als Indikator für den erfolgten Werkstofffluss ist zu erkennen, dass der axiale Materialfluss des von oben nachfließenden mantelflächenahnen Werkstoffes an der hochverfestigten Zone im Zentrum des Stauchkreuzes stoppt (vgl. **Abbildung 6.3**) und in radialer Richtung im Bauteil eingeschlossen wird.

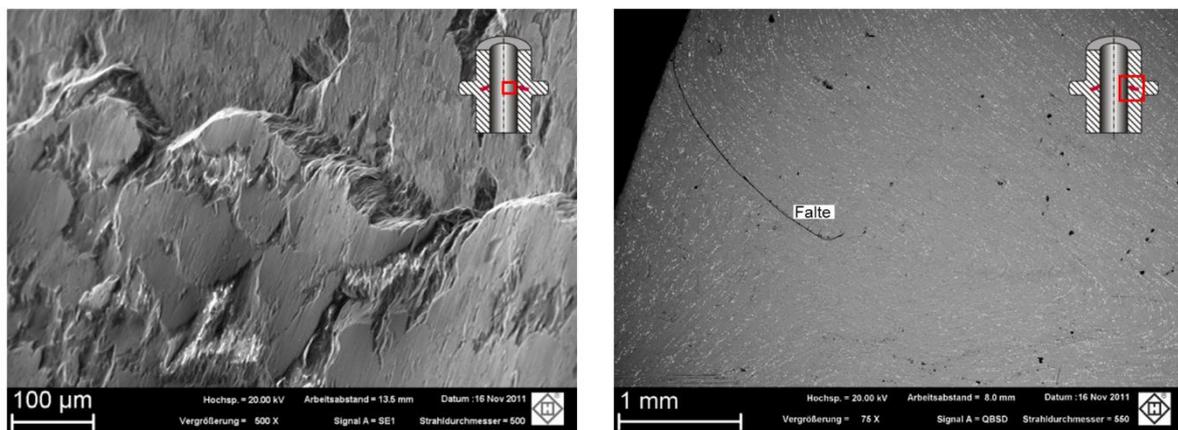


Abbildung 6.6 REM-Analysen der inneren Mantelfläche in der Äquatorialebene des Bundes (links) und des Längsschliffes (rechts) (ENAW6082, $h_s/s_0 = 2,75$, Prozessroute 4-b)

In **Abbildung 6.7** ist die REM-Analyse eines Längsschliffes einer Bundwelle aus 20MoCr4-GKZ gezeigt. Anhand der Ausrichtung der Mangansulfide oder des sogenannten Faserverlaufs wird der Werkstofffluss visualisiert.

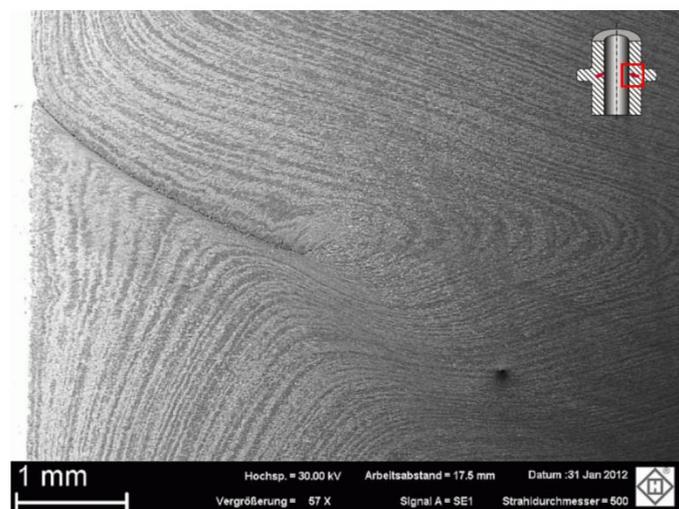
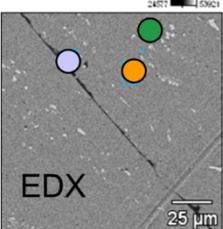


Abbildung 6.7 REM Analyse und Ausrichtung der Mangansulfide des fertiggestauchten Bundes nach der 2. Stauchstufe (20MoCr4-GKZ, $h_s/s_0 = 2,8$, Route 4b)

Der axiale Materialfluss des in Stauchrichtung fließenden mantelflächennahen Werkstoffes stoppt an der hochverfestigten Zone des Zentrums des Stauchkreuzes und wird in radialer Richtung abgelenkt. Die Ausrichtung der Mangansulfide hebt die unterschiedlichen Materialflussrichtungen ober- und unterhalb der Falte hervor. Auch hier ist im Faltengrund eine deutliche Subduktion des von oben nachfließenden, mantelflächennahen Werkstoffes erkennbar.

In **Tabelle 6.1** sind die Ergebnisse einer EDX-Analyse im polierten Längsschliff einer Bundwelle aus EN AW6082 gezeigt. Es sind in der Falte Reste von Zink (Zn), Sauerstoff (O) und Kohlenstoff (C) nachweisbar (**Tabelle 6.1, P1**), die auf Schmierstoffreste der für die Schmierung der hohlen Halbzeuge verwendeten Metallseife Zinkstearat ($\text{Zn}(\text{C}_{18}\text{H}_{35}\text{O}_2)_2$) hinweisen. Reste des Schmierstoffes sind bis zur Spitze der Falte nachzuweisen. Weiterhin lassen sich die gleichen Reste auch auf der Oberfläche sowie der inneren Mantelfläche des Bauteils finden. Reste des für die Bundwellen aus Stahl verwendeten MoS_2 haltigen Schmierstoffes lassen sich ebenfalls bis in die Spitze der Falte nachweisen.

Tabelle 6.1 Ergebnisse der EDX-Analyse in der Falte des polierten Längsschliffes einer Bundwelle aus EN AW6082



%w/w	C	O	Al	Si	Mn	Fe	Zn
P 1			99.09		0.91		
P 2	24.09		59.33	4.07	8.31	4.21	
P 3	84.66	5.15	7.65				2.54

In **Abbildung 6.8** ist die Entwicklung der Falte 2. Art anhand von REM-Analysen eines Zustellmusters einer mittels der Verfahrenskombination Stauchen und Quer-Fließpressen hergestellten Bundwelle aus EN AW6082 dargestellt.

Aufgrund der lokalen Verkleinerung der inneren Mantelfläche als Ursache des asymmetrischen Werkstoffflusses, mit einem starren Bereich unterhalb des angestauchten Bundes kommt es zunächst zu einer Aufrauung der Oberfläche in der Äquatorialebene der Bundwelle und damit zur Bildung von multiplen Ausgangspunkten für die spätere Falte 2. Art (**Abbildung 6.8, 1**). Es ist zu beachten, dass es bei den in **Abbildung 6.8** gezeigten Längsschliffen von verschiedenen Zustellmustern aufgrund des eingesetzten Kombinationsverfahrens aus Stauchen und Quer-Fließpressen nicht zu einem instabilen Ausknicken des hohlen Halbzeuges und damit auch nicht zur Faltenbildung 1. Art kommt.

Bei weiterer Umformung (**Abbildung 6.8, 2**) beginnt der Einschluss des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes. Auch hier ist kein Instabilitätsverhalten des Halbzeuges zu erkennen. Der Materialfluss wird bei fortgesetzter Umformung in radialer Richtung abgelenkt (**Abbildung 6.8, 3**) und die Falte 2. Art bildet sich aus. Eine weitere Umformung führt nun zu einer Längen- bzw. Tiefenzunahme der Falte 2. Art (**Abbildung 6.8, 4**). Gut erkennbar ist die Subduktion des von oben nachfließenden Werkstoffes im Bereich der inneren Mantelfläche in **Abbildung 6.8, 4**.

Vergleicht man die REM-Analysen der Längsschliffe der Bauteile aus den untersuchten Stahl- und Aluminiumwerkstoffen fallen das nahezu identische und werkstoffunspezifische Erscheinungsbild sowie Zeitpunkt und Ort der Faltenbildung 2. Art auf. Diese Beobachtung untermauert die These, dass es sich bei diesem Umformfehler um eine Falte 2. Art handelt.

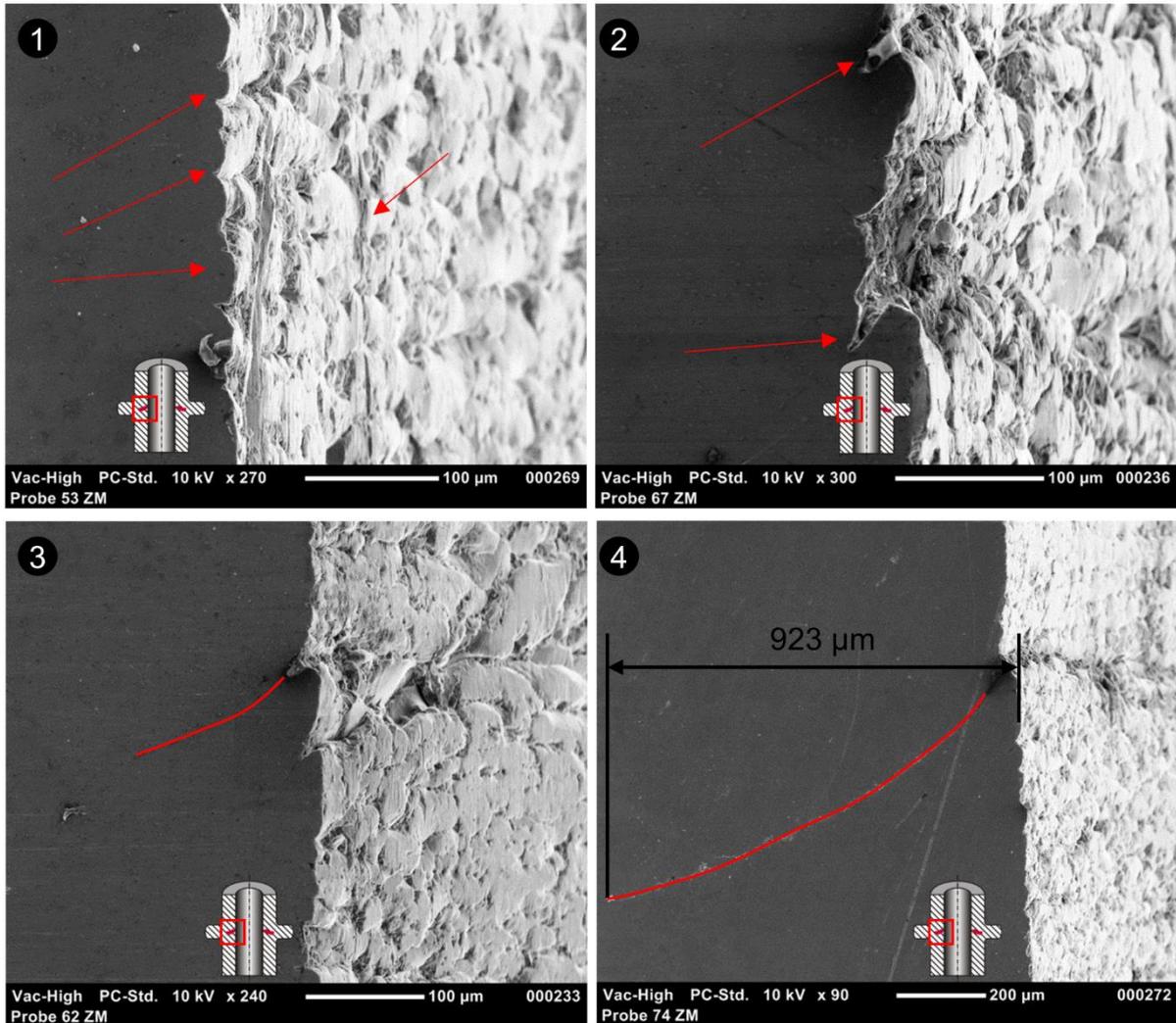


Abbildung 6.8 REM-Aufnahmen der Bildung der Falte 2. Art; 1: $h_s/s_0 = 2$, 2: $h_s/s_0 = 2,4$, 3: $h_s/s_0 = 2,52$, 4: $h_s/s_0 = 2,68$ (EN AW6082, Stauchen und QFP)

Neben mikroskopischen Analysen der Erscheinungsform der Falte 2. Art soll die nachfolgende Analyse plastomechanischer Kenngrößen die Spannungs- und Formänderungszustände während des Umformens näher beleuchten.

In **Abbildung 6.9** ist die numerische Analyse des Vergleichsumformgrades nach v. Mises nach der 1. und 2. Stauchstufe der *Prozessroute 1-a-b* für den Werkstoff 16MnCrS5 gezeigt. Aus den Erfahrungen aus den experimentellen Untersuchungen ist bekannt, dass bei dieser Prozessroute und der bezogenen freien Stauchhöhe in jedem Fall mit einer Faltenbildung 2. Art zu rechnen ist.

Das Stauchkreuz mit der Zone des höchsten Umformgrades in der Äquatorialebene des angestauchten Bundes kommt deutlich zum Vorschein. Die Formänderungsverteilung über den Querschnitt ist inhomogen. Insgesamt werden bei der *Prozessroute 1-a-b* nach der 2. Umformstufe max. Umformgrade von $\varphi_V = 2,5$ erreicht. Der numerisch berechnete Umformgrad korreliert qualitativ gut mit der in **Abbildung 6.4** gezeigten Härteverteilung. Es ist an dieser Stelle anzumerken, dass die beobachtete Faltenbildung 2. Art numerisch nicht darstellbar ist. Der Spannungszustand beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen ist durch Druckspannungen gekennzeichnet.

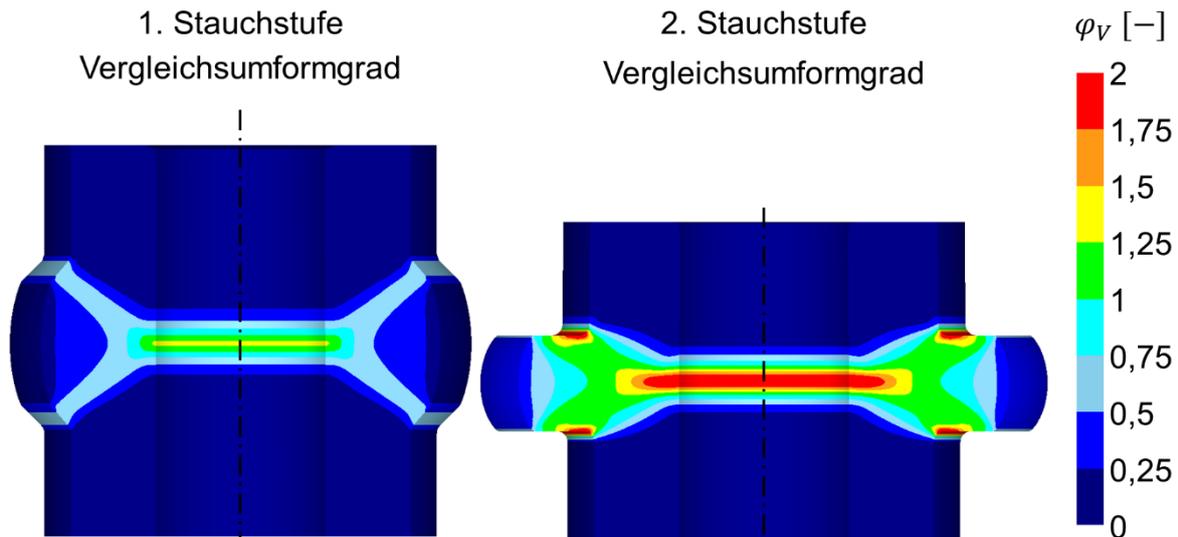


Abbildung 6.9 Vergleichsumformgrad nach v. Mises nach der 1. und 2. Stauchstufe (16MnCrS5-GKZ, $h_s/s_0 = 2,6$, Route 1-a-b)

In **Abbildung 6.10** sind die numerisch berechnete mittlere Hauptspannung (links) und die minimale Hauptspannung (rechts) nach der 2. Stauchstufe abgebildet. Die mittlere Hauptspannung liegt hauptsächlich im Druckspannungsbereich. Eine Ausnahme bildet der Bundaußenrand; dort sind positive mittlere Spannungen also Zugspannungen erkennbar. Ursache sind die tangentialen Zugspannungen aufgrund der dort auftretenden Durchmesserergrößerung im freien Umformbereich. Die minimale Hauptspannung liegt hingegen im gesamten Bauteilquerschnitt im Druckspannungsbereich. Im Zentrum des Stauchkreuzes werden Druckspannungen in Höhe von rund 400 MPa erreicht.

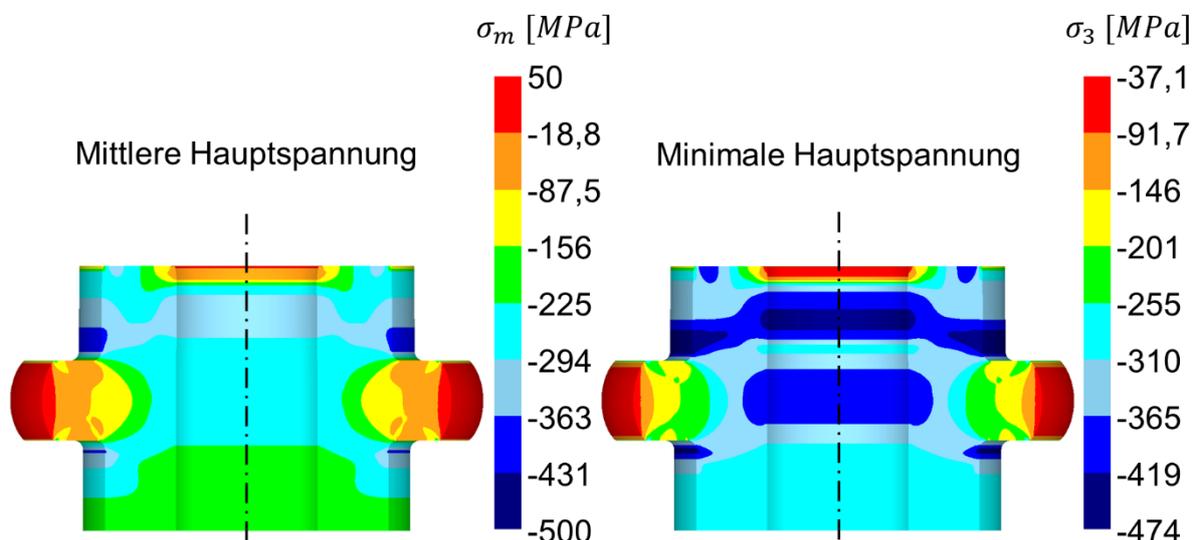


Abbildung 6.10 Mittlere Hauptspannung (links) und minimale Hauptspannung (rechts) nach der 2. Stauchstufe (16MnCrS5-GKZ, $h_s/s_0 = 2,6$, Route 1-a-b)

Der durch Druckspannungen gekennzeichnete Spannungszustand in der Medianebene des angestauchten Bundes schließt die Bildung eines duktilen Bruches in Folge von Porenbildung an Einschlüssen und des Porenwachstums und der Porenvereinigung als Ursache einer Zugbeanspruchung aus. Ebenso lässt sich die für einen duktilen Bruch typische Wabenstruktur in den mikroskopischen Analysen nicht erkennen. Demnach lassen sich mit den zahlreichen auf der

Theorie der duktilen Werkstoffschädigung basierenden Schädigungsmechanismen keine Schädigungen im faltengefährdeten Bereich vorhersagen. In **Abbildung 6.11 links** ist exemplarisch die berechnete Schädigung nach Cockcroft & Latham gezeigt. Dieses Schädigungskriterium wird den makromechanischen Kriterien zugeordnet und basiert auf über den Umformgrad kumulierten Werten der maximalen Hauptspannung. Gemäß dem in **Abbildung 6.10** gezeigten Spannungszustand wird die Zone höchster Schädigung im Bereich des Bundaußendurchmessers berechnet. Für numerische Analysen weiterer Schädigungsmodelle für diese Prozessroute sei auf **Kap. 9** verwiesen.

In **Abbildung 6.11, rechts** ist der maximale Schubspannungszustand nach der 2. Stauchstufe abgebildet. Die Zone größter Schubspannung liegt in der Äquatorialebene des angestauchten Bundes. Ursache sind der für das betrachtete Umformverfahren starre Werkstoffbereich unterhalb des angestauchten Bundes und der daraus resultierende Geschwindigkeitsgradient.

Es stellt sich folglich die Frage, ob die Falte 2. Art ein Werkstoffversagen in Form eines Scher- oder Verformungsbruches ist. Im Zugversuch liegt die Bruchfläche bei einem reinen Scherbruch in einem Winkel von 45° zur Zugrichtung [Bar05]. Ein plastischer Verformungsbruch wird durch Versetzungsbewegungen in Folge von Scherspannungen verursacht und kann parallel zur größten Schubspannung liegen [Bar05].

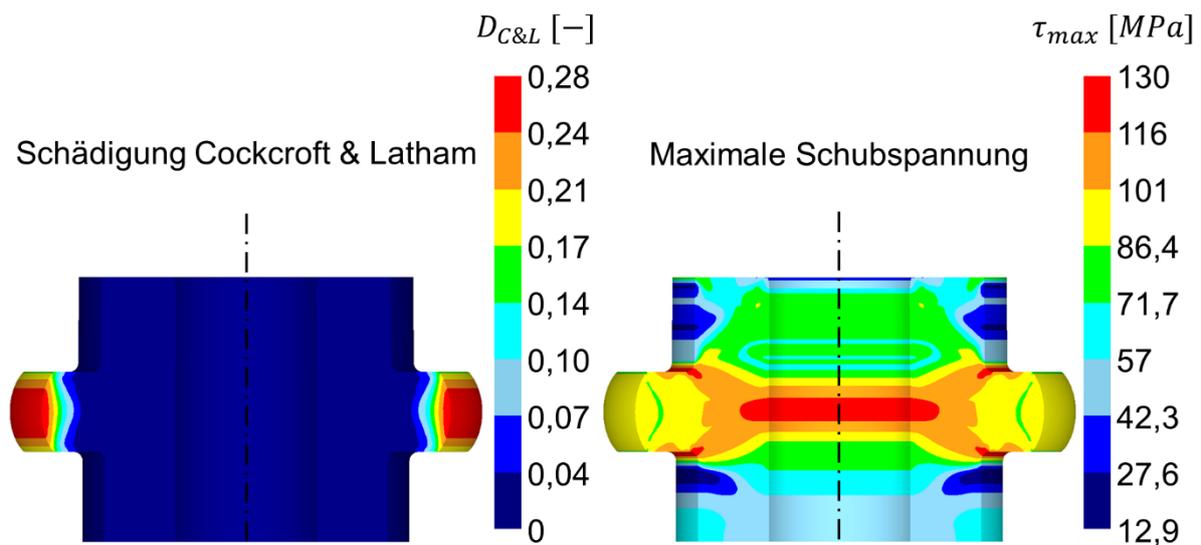


Abbildung 6.11 Schädigung nach C&L (links) und maximale Schubspannung (rechts) nach der 2. Stauchstufe (16MnCrS5-GKZ, $h_s/s_0 = 2,6$, Route 1-a-b)

Die These einer Rissbildung soll im Folgenden anhand der Zusammenfassung der durchgeführten Untersuchungen widerlegt werden. In **Abbildung 6.12 links** ist der vergrößerte Bereich einer Falte 2. Art (kleines Bild) gezeigt. Erscheinungsformen von Rissen weisen gemeinhin sehr zackenförmige Verläufe auf. Die Erscheinungsform des in **Abbildung 6.12** gezeigten Umformfehlers weist hingegen einen sehr gleichmäßigen Verlauf auf. Darüber hinaus sind in der Falten spitze (rote Pfeile **Abbildung 6.12 rechts**) an der Faltenoberseite die Struktur und die Erscheinungsform der inneren Mantelfläche zu erkennen. Im Falle eines Risses wären aufgrund der Neubildung der Oberfläche keine charakteristischen Merkmale der inneren Mantelfläche an der Risspitze erkennbar. Die signifikanten Unterschiede der Härtemessungen ober- und unterhalb der Falte 2. Art weisen auf eine unterschiedliche Umformgeschichte der untersuchten Werkstückbereiche hin, wenn man die Korrelation zwischen Härte und Verfestigung bzw. Formänderung voraussetzt.

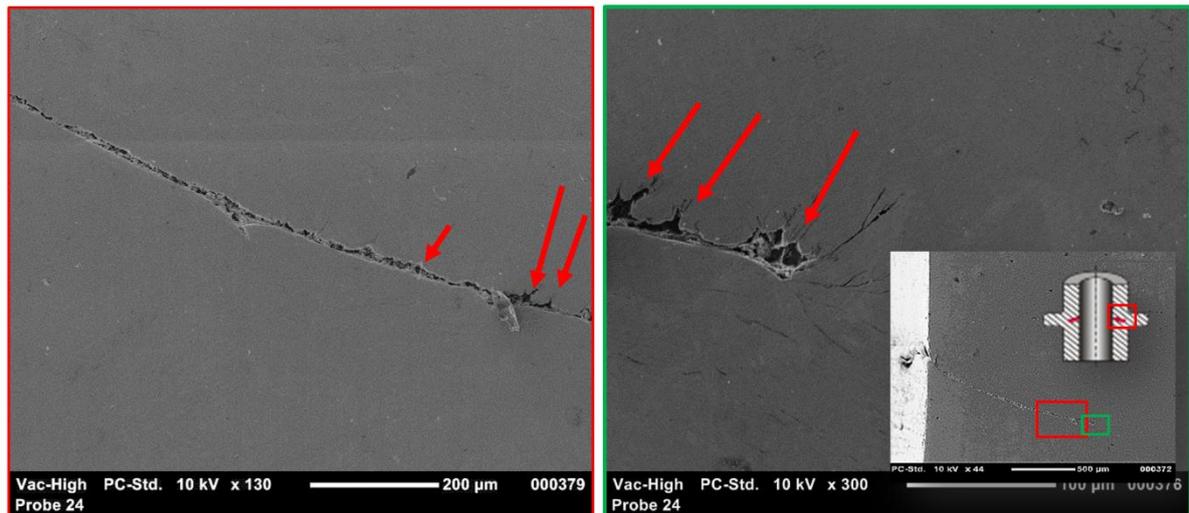


Abbildung 6.12 REM-Analyse der Falte 2. Art (C15, $h_s/s_0 = 2, 2$, Route 2-b)

In den gemessenen Kraft-Weg-Verläufe ist zudem kein Kraftabfall zum Zeitpunkt der Bildung des betrachteten Umformfehlers erkennbar. Eine Rissbildung aufgrund der Überschreitung des zulässigen Formänderungsvermögens wurde auch anhand von EDX-Analysen widerlegt, mit denen sowohl für den Aluminiumwerkstoff als auch für den Stahlwerkstoff Schmierstoffreste in der Spitze der Falten nachgewiesen werden konnten. Die anhand verschiedener REM-Analysen durchgeführten Materialflussanalysen zeigen eine Ablenkung des axialen Materialflusses in radiale Richtung und den daraus resultierenden Einschluss des von oben nachfließenden Werkstoffes in der Bundwelle. Die ergänzenden numerischen Untersuchungen zeigen, dass im Zentrum des Stauchkreuzes ein allseitiger Druckspannungszustand existiert, der einen duktilen Bruch ausschließt bzw. verzögert.

Auffällig ist, dass die Faltenbildung 2. Art mittels numerischer Simulation und den gängigen Material- und Verfestigungsmechanismen sowie verschiedener Schädigungsmodelle nicht vorhergesagt werden kann.

6.3 Faltenbildung 3. Art als Folge lokalisierter Oberflächenverkleinerung

Bei Rückbildung der Verfestigung durch Rekristallisationsglühen zwischen der ersten und zweiten Stauchstufe (Prozessroute 4-a) kann die Bildung einer Hauptfalte (Falte 1. Art oder Falte 2. Art) vermieden werden und es kommt zur Bildung multipler Nebenfalten.

Ursächlich für die Bildung der multiplen Nebenfalten ist die Reduzierung der inneren Mantelfläche des hohlen Halbzeuges während des Umformens, die zu einer Art zieharmonikaartigem Auffalten der Mantelfläche im faltengefährdeten Bereich führt. Die Tiefe dieser Nebenfalten ist signifikant geringer als die der Hauptfalten (**Abbildung 6.13**). Aufgrund der Rückbildung der Werkstoffverfestigung durch das Zwischenglühen kommt es beim gezeigten Auspressgrad bei keinem der untersuchten Werkstoffe zur Faltenbildung 2. Art.

Es sei an dieser Stelle angemerkt, dass die Bildung multipler Nebenfalten auch unmittelbar vor der Bildung der Falte 2. Art beobachtet werden kann (**Abbildung 6.8**) und gegebenenfalls als Trigger der Falte 2. Art betrachtet werden muss.

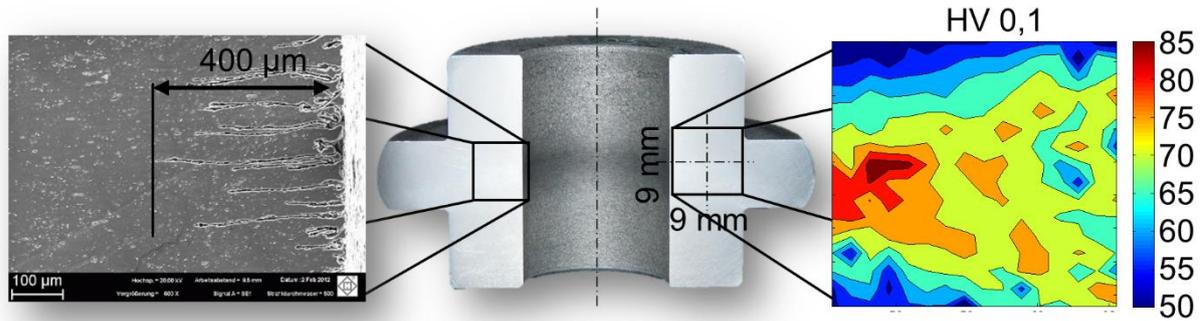


Abbildung 6.13 REM-Analyse (links) und Härteverlauf in der Äquatorialebene des vorgestauchten Bundes nach der 2. Stauchstufe (EN AW6082, $h_s/s_0 = 2, 6$, Route 4a)

6.4 Mechanismen der Faltenbildung in der Übersicht

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass es unabhängig vom Versuchswerkstoff drei verschiedene Mechanismen der Faltenbildung beim Anstauchen von hohlen Fließpressteilen und zwei Faltenerscheinungsformen gibt. Daher wird die durch instabiles Ausknicken des hohlen Halbzeuges verursachte Falte als *Falte 1. Art* bezeichnet. Kann das instabile Verhalten des hohlen Halbzeuges und damit die Falte 1. Art vermieden werden, kommt es aufgrund der lokal sehr hohen Verfestigung des verfahrensspezifischen Werkstoffflusses und in Wechselwirkung mit der Oberflächenqualität der inneren Mantelfläche zur *Faltenbildung 2. Art*. Die Falte 2. Art bildet sich durch radiales Abgleiten des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes bzw. dessen Subduktion. Die Falten 1. Art und 2. Art werden in dieser Arbeit als Hauptfalten bezeichnet.

In **Abbildung 6.14** ist die Klassifizierung der in dieser Arbeit zu untersuchenden Faltenarten beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen in der Übersicht dargestellt.

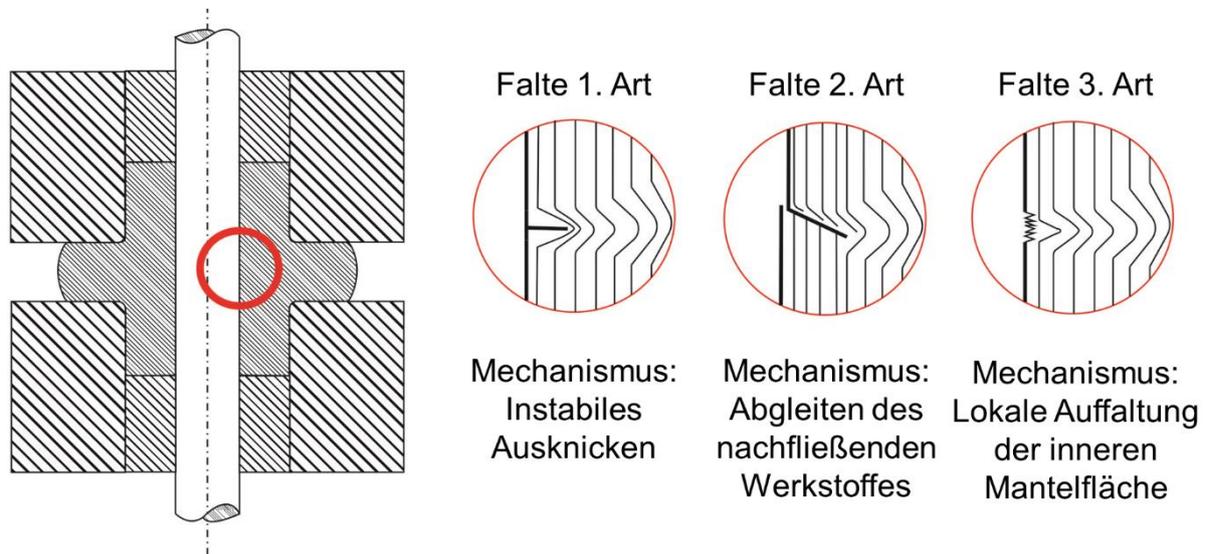


Abbildung 6.14 Klassifizierung der Faltenarten beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen und Bildungsmechanismen in der Übersicht

Wird sowohl das instabile Ausknicken als auch die lokale Verfestigung vermieden, kommt es aufgrund der lokalen Oberflächenverkleinerung zur Bildung multipler, signifikant kleinerer Nebenfallen. Diese haben ihre Ursache in der kontinuierlichen Reduzierung der inneren Mantelfläche während des Umformens, die sich im Äquatorialbereich des Bundes ziehharmonikaartig

übereinander legt. Diese Falten werden als *Falten 3. Art* bezeichnet und haben eine andere Erscheinungsform als die anderen beiden Faltenarten. Diese Nebenfalten sind zudem signifikant kleiner als die beiden Hauptfaltenarten und daher z.B. hinsichtlich der mechanischen Anforderungen im Einsatz des Bundelementes weitaus unkritischer.

Grundsätzlich ist die Tiefe der Falten abhängig vom umgeformten Werkstoffvolumen und dem Zeitpunkt der Faltenbildung. So können sowohl Falten 1. Art als auch Falten 2. Art eine Tiefe erreichen, die den Außendurchmesser $\varnothing D_A$ des hohlen Halbzeuges überschreitet.

7 Untersuchung der Faltenbildung 1. Art

In den zahlreichen Veröffentlichungen zum Instabilitätsverhalten hohler Halbzeuge beim Anstauchen bzw. Fließpressen von Bundens wird häufig nur der Einfluss geometrischer Parameter auf die Bildung einer Ringfalte untersucht. Bei in der industriellen Anwendung befindlichen Sonderverfahren (vgl. [Rau13]) wird das hohle Halbzeug partiell auf Halbwarmumformtemperatur vorgewärmt. Differenzierte Angaben zu Temperaturbereichen sowie Parameterstudien zu etwaigen Wechselwirkungen von den geometrischen Parametern verschiedener Einflussgrößen auf die Faltenbildung finden sich nicht. Auf Basis der Untersuchungen von [Die75] werden in diesem Kapitel weitere Einflussgrößen auf die Faltenbildung 1. Art – verursacht durch das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges – untersucht. Dabei werden anhand einer numerischen Sensitivitätsanalyse zunächst weitere Einflussgrößen auf die äquatoriale Faltenbildung identifiziert und die numerischen Ergebnisse anhand experimenteller Untersuchungen validiert. Im Fokus der nachfolgenden Untersuchungen stehen dabei neben den geometrischen Prozessparametern thermische, kinematische, tribologische und werkstoffliche Prozessparameter. Anhand numerischer sowie experimenteller Untersuchungen soll darüber hinaus die Möglichkeit der Erweiterung der Verfahrensgrenze „*Bezogene freie Stauchhöhe*“ untersucht werden.

7.1 Numerische Sensitivitätsanalyse zur Identifizierung weiterer Einflussgrößen auf die Faltenbildung 1. Art

In diesem Unterkapitel soll anhand einer numerischen Sensitivitätsanalyse der Einfluss der

- Stößelgeschwindigkeit V [mm/s],
- des Reibfaktors m [–],
- der bezogenen freien Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A$ [–] und
- der Halbzeugtemperatur T [°C]

auf das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges untersucht werden. Mittels dieses Screenings sollen insignifikante Einflussgrößen auf die Faltenbildung identifiziert und die experimentellen Untersuchungen entsprechend auf die signifikanten Einflussgrößen beschränkt werden. Die Sensitivitätsanalyse wurde für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ sowie das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ durchgeführt. Insgesamt wurden 80 Stichproben mit dem Advanced Latin Hypercube Sampling generiert, die entsprechenden Simulationsmodelle erstellt, numerisch berechnet und ausgewertet. Für die Parameter Stößelgeschwindigkeit V [mm/s], Reibfaktor m [–] und Halbzeugtemperatur T [°C] wurde Gleichverteilung angenommen. Der Eingangsparameter *bezogene freie Stauchhöhe* $h_s/\varnothing D_A$ [–] wurde als diskrete Größe behandelt. Verteilungen und Variationsbereiche der Parameter sind in **Tabelle 7.1** gezeigt.

Tabelle 7.1 Einflussparameter, Verteilung und Variationsbereich für die Sensitivitätsanalyse zur Identifikation weiterer Einflussgrößen auf die Faltenbildung

Parameter	Einheit	Parametertyp	Auflösung	Variationsbereich
V	[mm/s]	deterministisch/stochastisch	quasistetig	50-300
m	[–]	deterministisch/stochastisch	quasistetig	0,06-0,24
T	[°C]	deterministisch/stochastisch	quasistetig	20-500
$h_s/\varnothing D_A$	[–]	deterministisch	diskret	0,45-0,65

Die Auswertung der Sensitivitätsanalyse erfolgte mit dem CoP (Coefficient of Prognosis). Die Approximationsgüte wird anschließend mit den verbleibenden Daten, die nicht zur Modellgenerierung herangezogen wurden, überprüft und das sogenannte MoP (Metamodel of Optimal Prognosis [Mos10]) generiert.

In **Abbildung 7.1** ist das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse sowie des Indikationswertes (CoP) für die Vorhersagegenauigkeit gezeigt. Der CoP beträgt bereits nach Berechnung von 49 Designs 95 % für die Zielgröße Faltentiefe. Es wurden daher keine weiteren Designs gerechnet. Die Eingangsparameter Stößelgeschwindigkeit V [mm/s], Halbzeugtemperatur T [°C] und bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\phi D_A$ [-] tragen zu 95 % der erklärbaren Varianz der Zielgröße bei. Der Einflussparameter Reibfaktor hat offensichtlich keinen Einfluss auf die Faltentiefe für den untersuchten Designraum. Die Einflussparameter Stößelgeschwindigkeit V [mm/s] und Halbzeugtemperatur T [°C] spielen dabei nur eine untergeordnete Rolle.

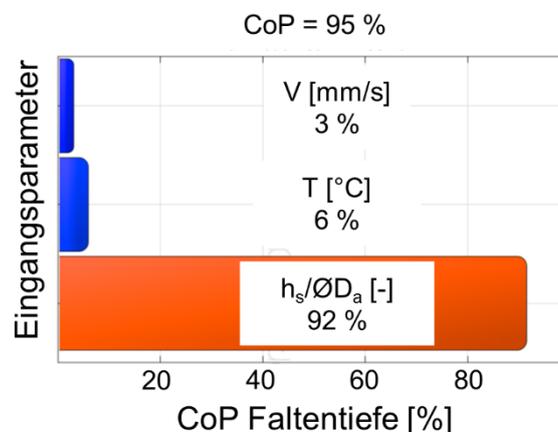


Abbildung 7.1 Signifikante Einflussparameter auf die Zielgröße Faltentiefe und Indikationswert für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodels (ALHS, 49 Designs)

Der übergeordnete Einfluss der bezogenen freien Stauchhöhe $h_s/\phi D_A$ [-] auf die Faltentiefe bzw. deren Bildung wird in **Abbildung 7.2** verdeutlicht. Dort sind die Metamodelle zur Vorhersage der Faltentiefe in Abhängigkeit von der Wechselwirkung zwischen der Stößelgeschwindigkeit und der bezogenen freien Stauchhöhe bzw. der Halbzeugtemperatur und der bezogenen freien Stauchhöhe gezeigt. Für beide Wechselwirkungen wird deutlich, dass unabhängig von den anderen Einflussparametern bis zu einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/\phi D_A \leq 0,55$ bzw. $h_s/s_0 \leq 2,2$ keine Faltenbildung zu erwarten ist. Für bezogene freie Stauchhöhen von $h_s/\phi D_A > 0,55$ bzw. $h_s/s_0 > 2,2$ ist hingegen in jedem Falle mit einer Faltenbildung zu rechnen.

Das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse zur Identifizierung weiterer Einflussgrößen auf die *Bildung* einer Ringfalte zeigt, dass das Instabilitätsverhalten maßgeblich von der bezogenen freien Stauchhöhe und damit fast ausschließlich von geometrischen Parametern abhängt. Der Einfluss der tribologischen Bedingungen auf die *Bildung* einer äquatorialen Falte infolge des Instabilitätsverhaltens beim Anstauchen hohler Halbzeuge kann vernachlässigt werden. In den experimentellen Untersuchungen wird daher bei allen Versuchen zum Stauchen ein Schmierstoff auf MoS₂ Basis für die untersuchten Stahllegierungen und Zinkstearat für die untersuchte Aluminiumlegierung verwendet, um die Vergleichbarkeit der Ergebnisse sicherzustellen. Da die Stößelgeschwindigkeit hinsichtlich der Bildung einer Falte ebenfalls eine untergeordnete Rolle spielt, wird die Pressenhubzahl für die experimentellen Untersuchungen zwischen 20 – 25 Hub min⁻¹ eingestellt. Von diesen Einstellungen abweichende Versuchsparameter werden angegeben.

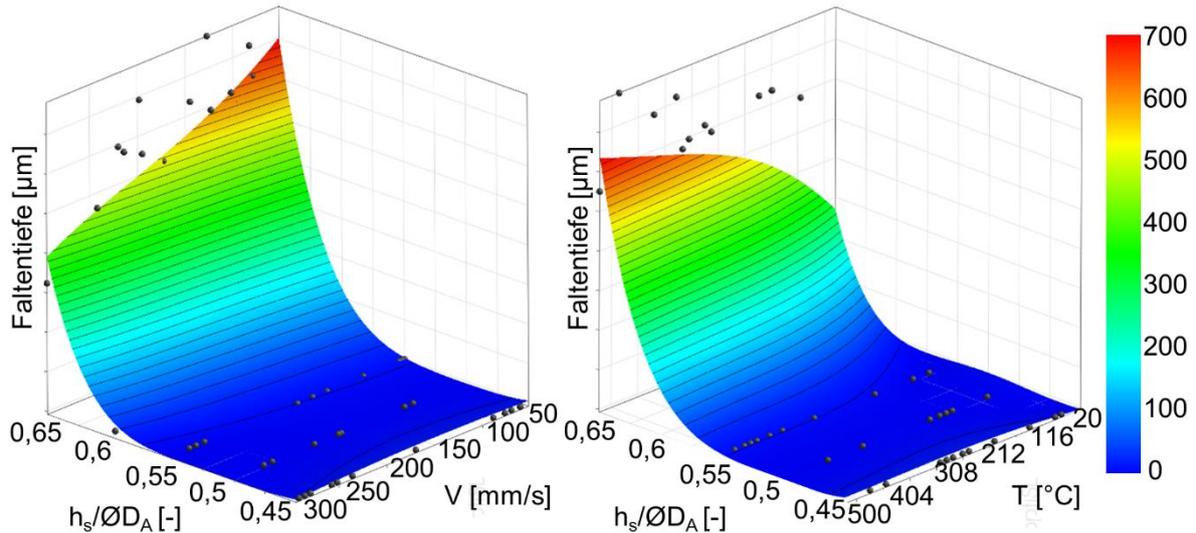


Abbildung 7.2 Metamodell zur Vorhersage der Faltenantiefe in Abhängigkeit der Stößelgeschwindigkeit und der bezogenen Stauchhöhe (links) und Metamodell zur Vorhersage der Faltenantiefe in Abhängigkeit der Halbzeugtemperatur und der bezogenen freien Stauchhöhe (rechts)

In einer weiteren numerischen Sensitivitätsstudie für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ wurde nun für die konstante bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A = 0,65$ geprüft, ob die bereits beschriebenen tribologischen, kinematischen oder thermischen Einflussgrößen Einfluss auf die Faltenantiefe haben. In **Abbildung 7.3** ist das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse sowie der Indikationswert für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells gezeigt. Die Eingangsparmeter Stößelgeschwindigkeit V [mm/s], Halbzeugtemperatur T [°C] und Reibfaktor m [-] tragen zu 83 % der erkläraren Varianz der Zielgröße Faltenantiefe bei. Den signifikantesten Einfluss auf die Faltenantiefe hat die Halbzeugtemperatur, gefolgt von der Stößelgeschwindigkeit und den geringsten Einfluss auf die Faltenantiefe hat der Reibfaktor.

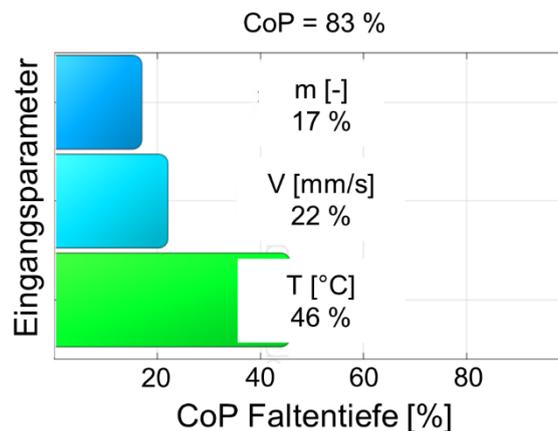


Abbildung 7.3 Signifikante Einflussparameter auf die Zielgröße Faltenantiefe und Indikationswert für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells (ALHS, 54 Designs)

Berücksichtigt man alle Wechselwirkungen, so ist für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ eine hohe Stößelgeschwindigkeit in Kombination mit einer geringen Halbzeugtemperatur sowie eine hohe Reibung zur Vermeidung der Faltenbildung 1. Art zu wählen. In der experimentellen Durchführung bzw. dem industriellen Einsatz wird insbesondere die Stößelgeschwindigkeit durch die verfügbaren Umformpressen sowie die Transferzeit zwischen den Umformstufen be-

grenzt. Hohe Reibfaktoren gehen einher mit steigendem Werkzeugverschleiss, steigenden Umformkräften bis hin zu Versagen durch Adhäsion zwischen Werkzeug und Werkstück. Für die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Schmierstoffe wurden in mehreren Untersuchungen Reibfaktoren im Bereich $m = 0,06$ anhand einer umfangreichen experimentellen Studie ermittelt [Mle12]. Da Schmierstoffe gemeinhin mit dem Ziel der Reibungsminimierung entwickelt werden, wird die experimentelle Validierung der numerischen Ergebnisse bei ungünstigen tribologischen Bedingungen durch die Verfügbarkeit entsprechender Schmierstoffe erschwert. Ferner besteht die Gefahr des Werkzeugversagens durch Adhäsion zwischen Werkstück und Werkzeug. Für weiterführende Untersuchungen zum Einfluss der Halbzeugtemperatur auf die Faltenbildung sei auf **Kapitel 7.3** verwiesen.

Interpretation der Ergebnisse

Neben der Erkenntnis, dass für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges maßgeblich von den geometrischen Größen des Halbzeuges sowie des Umformprozesses (freie Stauchhöhe und Wanddicke) beeinflusst wird, zeigt die numerische Sensitivitätsanalyse bzw. das Screening, dass die Bildung einer Falte durch die genannten Einflussgrößen im untersuchten Parameterraum nicht beeinflusst werden kann. Es ist also allein durch Wahl einer alternativen Halbzeugtemperatur oder Stößelgeschwindigkeit nicht möglich, die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* zu erweitern.

Betrachtet man den Einfluss der genannten Parameter für eine konstante bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A = 0,65$ bzw. $h_s/s_0 = 2,6$ zeigt die numerische Sensitivitätsanalyse einen Einfluss der tribologischen, kinematischen und thermischen Bedingungen auf die *Faltentiefe*. Da die hier beschriebene Faltenbildung durch ein instabiles Ausknicken des hohlen Halbzeuges resultiert, das mit einem radialen Werkstofffluss sowie dem Abheben des Werkstückes vom Innendorn einhergeht, kann der Reibfaktor keinen Einfluss auf die Bildung der Falte haben. Aufgrund des Abhebens des rohrförmigen Halbzeuges vom Innendorn und der damit einhergehenden freien Umformung wird diese – für diesen betrachteten Umformfehler charakteristische – Umformphase nicht vom Reibfaktor beeinflusst. Sobald sich die Falte gebildet hat, führt ein zum Innendorn gerichteter Werkstofffluss wieder zu einem Kontakt zwischen Werkstück und Innendorn. Durch den von oben nachfließenden Werkstoff kommt es zu einer kontinuierlichen Durchmesserzunahme des Bundes. Höhere Reibfaktoren führen nun zu einer entgegen dem Werkstofffluss gerichteten Reibungskraft, die dem Werkstofffluss in radialer Richtung entgegenwirkt und somit zu einer geringeren Faltentiefe führt. In dieser Phase der Umformung kommt es durch den radialen Werkstofffluss nur noch zu einer Längen- bzw. Tiefenzunahme der bereits vorhandenen Falte. Vergleicht man die beiden Kraft–Weg–Verläufe für den Reibfaktor $m = 0,06$ und $m = 0,24$, so fällt auf, dass beide für die erste Phase der Umformung – gekennzeichnet durch einen degressiven Kraftanstieg – übereinander liegen (**Abbildung 7.4**).

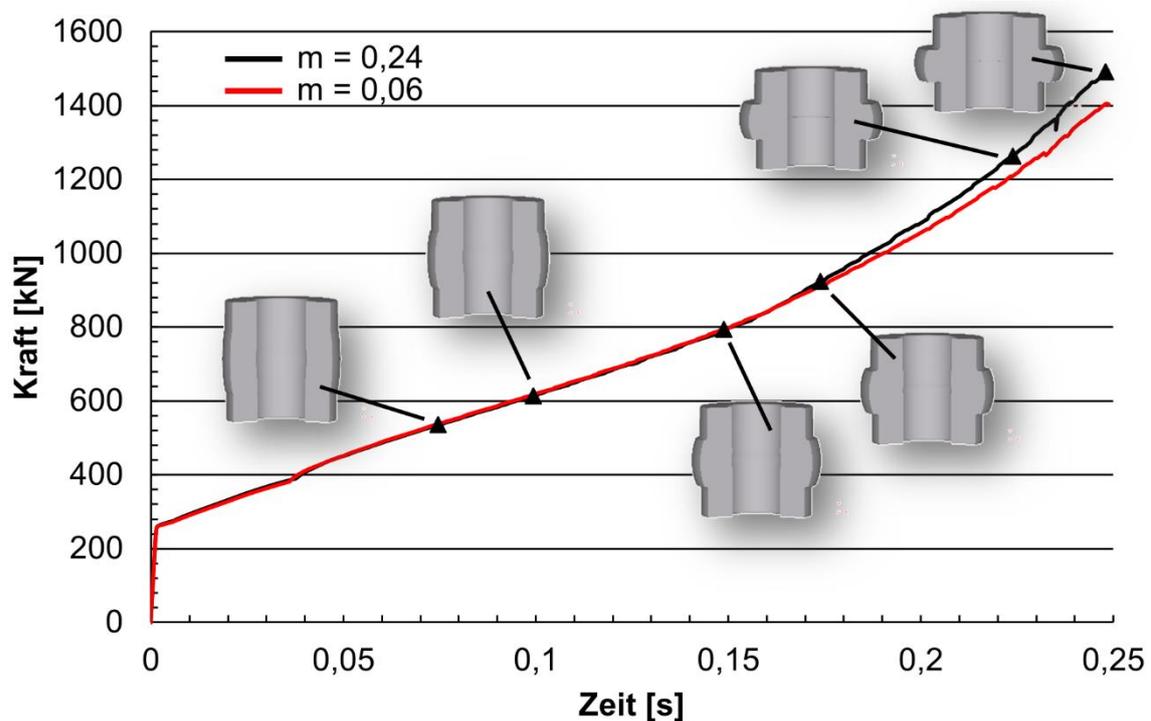


Abbildung 7.4 Numerisch ermittelte Umformkraft in Abhängigkeit von der Zeit und des Reibfaktors sowie Darstellung der umgeformten Geometrie für ausgewählte Zeitpunkte (16MnCrS5, $h_s/\phi D_A = 0,65$, $h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

In dieser Phase des Umformvorganges kommt es zum instabilen Ausknicken des rohrförmigen Halbzeuges. Dies ist auch an den identischen Umformkraftverläufen der verschiedenen Reibfaktoren zu sehen. Ab dem Wendepunkt des Kraftverlaufes, dem ein exponentieller Kraftanstieg folgt, ist eine Korrelation zwischen Reibfaktor und Höhe der Umformkraft festzustellen. Dabei gilt, je höher der Reibfaktor zwischen Werkstück und Stauchbahnen, desto höher die Umformkraft. In diesem Punkt ist die Phase des Anstauchens beendet.

Anhand der Auswertung der numerischen Sensitivitätsanalyse wird deutlich, dass das instabile Ausknicken und damit die Hauptursache für die Faltenbildung nicht durch Wahl eines höheren Reibfaktors beeinflusst werden kann bzw. die Faltenbildung unabhängig von den tribologischen Bedingungen erfolgt. Aufgrund der Ergebnisse der numerischen Sensitivitätsanalyse wird der Einfluss der Reibung auf die Faltenbildung 1. Art experimentell nicht untersucht.

Anhand der numerischen Sensitivitätsanalyse zum Einfluss verschiedener Prozesseingangsgrößen wird deutlich, dass hohe Stößelgeschwindigkeiten bei konstanter Halbzeugtemperatur bzw. konstantem Reibfaktor in jedem Fall zu einer geringeren Faltentiefe führen. Hohe Stößelgeschwindigkeiten führen einerseits zu höheren Umformgeschwindigkeiten und andererseits zu einer geringeren Prozesszeit. Da die Wärmeleitung im Werkstück ein zeitabhängiger Vorgang ist, führen hohe Stößelgeschwindigkeiten zu einer Lokalisation der durch die Dissipation von Umformenergie in Wärme erzeugten Werkstücktemperatur im Bereich der Umformzone, die mit der Faltenzone einhergeht. Das Geschwindigkeits- und das Temperaturfeld beeinflussen den Werkstofffluss und damit die Lage der Fließscheide des radialen Geschwindigkeitsfeldes im Werkstück in der Äquatorialebene des Bundes. An der Fließscheide (**Abbildung 7.5**) tritt während der Umformung keine Geschwindigkeit in radialer Richtung auf. Ist der Radius der Fließscheide kleiner oder gleich dem Radius der inneren Mantelfläche des Werkstückes $R_F \leq$

R_I , so kommt es im Medianquerschnitt des Bundes zu einem nach außen gerichteten Werkstofffluss. Ist der Radius der Fließscheide größer als der Innenradius der Bundwelle $R_F > R_I$ ergibt sich für Werkstoffbereiche links der Fließscheide ein nach innen gerichteter Werkstofffluss.

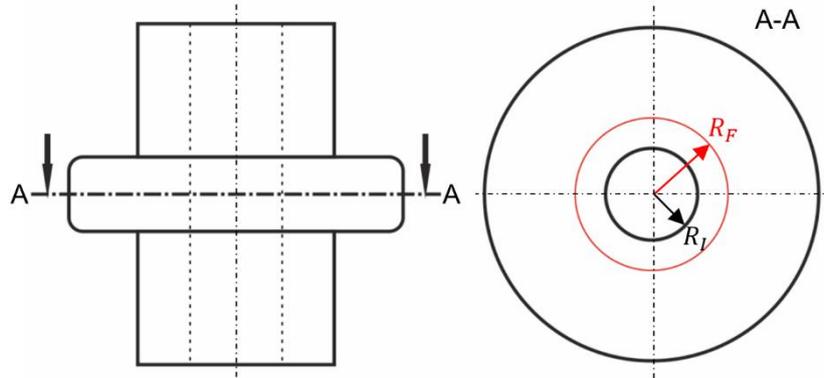


Abbildung 7.5 Visualisierung der Fließscheide (rot) im Medianquerschnitt einer hohlen Bundwelle

In **Abbildung 7.6** ist der Betrag der Differenz nach (7.1) zwischen dem Radius R_F und dem Radius R_I in Abhängigkeit des auf den gesamten Stößelweg bezogenen momentanen Stelwegs und der Stößelgeschwindigkeit gezeigt.

$$\Delta R = |R_F - R_I| \quad (7.1)$$

ΔR ist nicht konstant und nimmt mit zunehmendem Umformweg stetig ab. Für eine Stößelgeschwindigkeit von $V = 250 \text{ mm/s}$ fallen Fließscheide und innere Mantelfläche in der Medianebene der Bundwelle erst bei rund 93 % des Umformweges zusammen. Daraus resultierend ergibt sich für eine Stößelgeschwindigkeit von 250 mm/s eine geringere Faltentiefe.

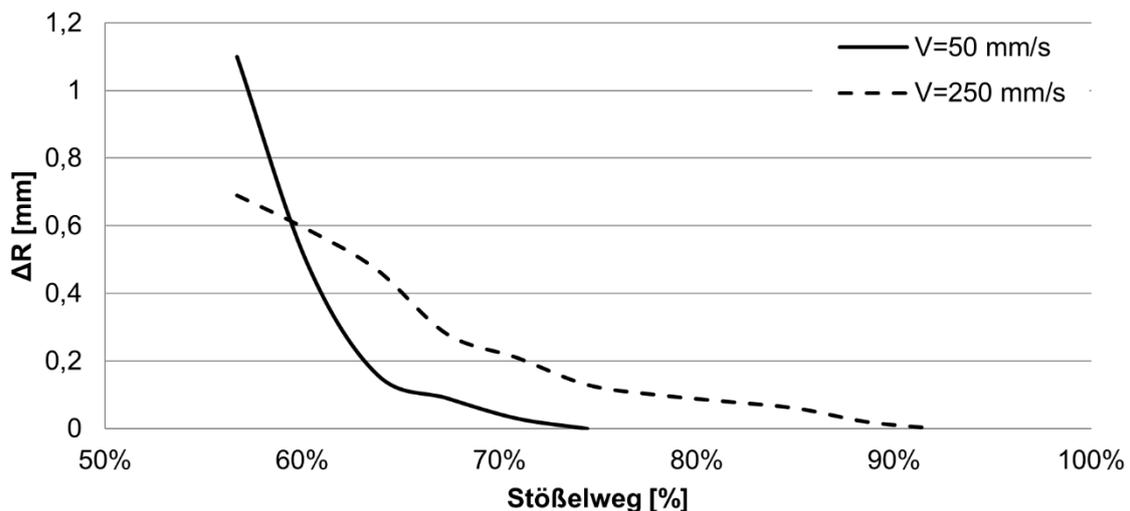


Abbildung 7.6 Abstand zwischen Fließscheide und Innenradius in Abhängigkeit vom Stößelweg und von der Stößelgeschwindigkeit (16MnCrS5-GKZ, $h_s/s_0=2,6$, RT)

ber den Zusammenhang zwischen dem Geschwindigkeitsfeld und den betrachteten Einflussgrößen lassen sich folgende Zusammenhänge ableiten. Die Stößelgeschwindigkeit hat einen direkten quantitativen Einfluss auf das Geschwindigkeitsfeld im Werkstück. Ein qualitativer Einfluss der Stößelgeschwindigkeit auf das Geschwindigkeitsfeld bzw. die Lage der Fließscheide in der Medianebene des Bundes ist nicht festzustellen.

Ferner wirkt sich die Stößelgeschwindigkeit direkt auf die Umformgeschwindigkeit der finiten Elemente sowie durch die zeitabhängigen Wärmeleitungsvorgänge auf die Elementtemperatur aus. Beide Größen haben wiederum über das Materialmodell einen Einfluss auf die Fließspannungsverteilung im faltengefährdeten Bereich. Auch die Halbzeugstarttemperatur wirkt sich direkt auf die Elementtemperatur und damit auf die Fließspannung und den weiteren, elementbezogenen Verlauf der Fließspannung aus. Der Reibfaktor nimmt über die Reibschubspannung Einfluss auf die oberflächennahen Elementtemperaturen.

Aus diesen Erkenntnissen lässt sich ableiten, dass die Lage der Fließscheide und damit die Faltenbildung bzw. die Faltentiefe beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen – anders als beim Ringstauchversuch [Mal64, Lan02], bei dem die Fließspannung keinen Einfluss auf die Lage der Fließscheide hat – werkstoffspezifisch ist. Diese These soll anhand numerischer und experimenteller Untersuchungen im folgenden Kapitel untersucht werden.

7.2 Einfluss geometrischer Prozessgrößen auf die Faltenbildung 1. Art

Die Ergebnisse des numerischen Screenings (**Kap. 7.1**) bestätigen die Untersuchungen von [Die75], der ebenfalls einen übergeordneten Einfluss der geometrischen Prozessgröße *bezogene freie Stauchhöhe* $h_s/\varnothing D_A$ in Abhängigkeit von der Wanddicke des hohlen Halbzeuges $\varnothing D_i/\varnothing D_A$ festgestellt hat. Anhand experimenteller Untersuchungen wird die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* werkstoffspezifisch bestimmt. Für die experimentellen Untersuchungen des Einflusses geometrischer Prozessgrößen auf die Faltenbildung 1. Art kommt die *Prozessroute 5-a* zum Einsatz. Durch die spanende Herstellung der hohlen Halbzeuge kann ein größerer Parameterraum untersucht werden. Die so ermittelte Verfahrensgrenze dient in späteren numerischen und experimentellen Untersuchungen zur Beurteilung einer möglichen Erweiterung bzw. Reduzierung dieser durch entsprechende Maßnahmen. Der Versuchsplan ist in **Tabelle 7.2** gezeigt.

Tabelle 7.2 Versuchsplan für die experimentelle Untersuchung des Einflusses geometrischer Prozessgrößen auf die Faltenbildung

Werkstoff [-]	$h_s/\varnothing D_A$ [-]	h_s/s_0 [-]	$\varnothing D_i/\varnothing D_A$ [-]
20MoCr4-GKZ, Cf53-GKZ, Cf53-FP, EN AW6082	0,5	2	0,5
	0,55	2,2	
	0,6	2,4	
	0,65	2,6	

In **Abbildung 7.7** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der *bezogenen freien Stauchhöhe* und des Werkstoffes bzw. Gefügestandes für die *Prozessroute 5-a* gezeigt. Es wird deutlich, dass es ab einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/\varnothing D_A > 0,55$ bzw. $h_s/s_0 > 2,2$ unabhängig vom Werkstoff zur Faltenbildung 1. Art kommt. Darüber hinaus unterscheiden sich die experimentell bestimmten Faltentiefen, trotz der hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften zum Teil grundverschiedenen Versuchswerkstoffe, für bezogene freie Stauchhöhen von $h_s/\varnothing D_A > 0,55$ nicht signifikant.

Für die bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A = 0,5$ bzw. $h_s/s_0 = 2$ ist für die im Rahmen der *Prozessroute 5-a* untersuchten Werkstoffe bzw. Gefügestände keine Faltenbildung nachweisbar. Für die bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A = 0,55$ kommt es für den Werkstoff Cf53

im Gefügezustand FP nicht zu einer Faltenbildung. Die Messergebnisse für die Versuchswerkstoffe Cf53-GKZ und EN AW6082 zeigen, dass es innerhalb der Stichprobe Bundwellen mit und ohne Falte gibt.

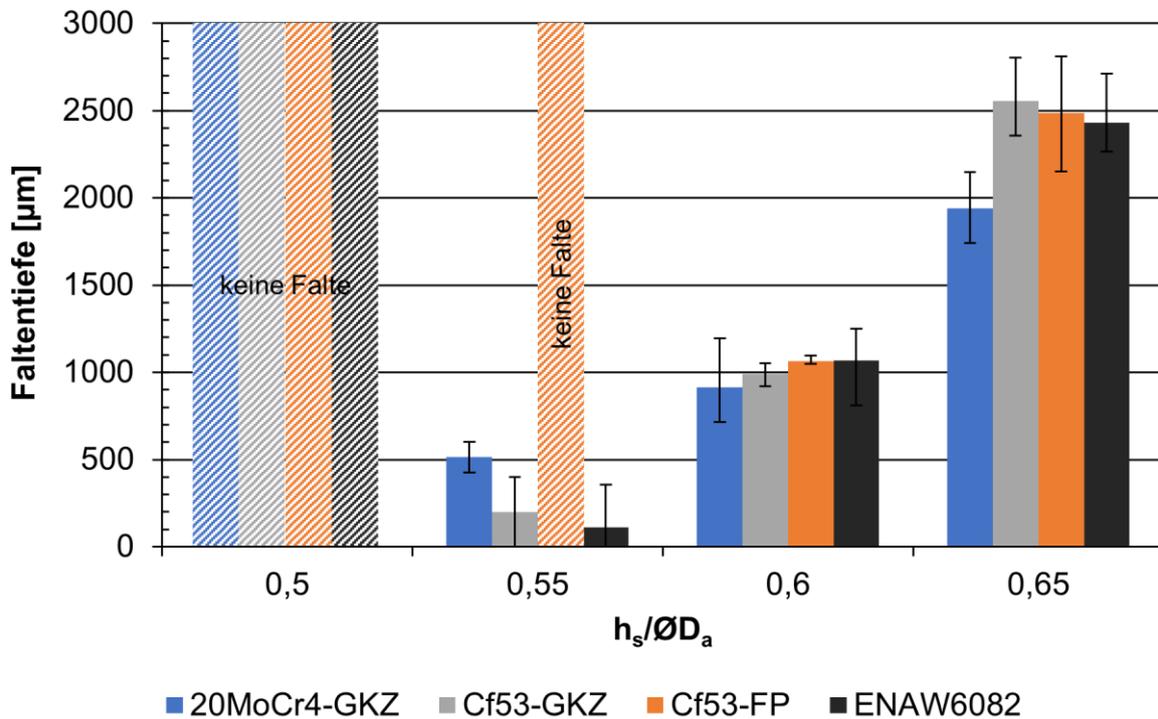


Abbildung 7.7 Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe und des Werkstoffes ($\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$)

Der Vergleich in **Abbildung 7.7** zeigt, dass kein Einfluss der signifikant voneinander verschiedenen mechanischen und chemischen Werkstoffeigenschaften auf die Faltentiefe (Falte 1. Art) bzw. das instabile Ausknicken existiert, sofern eine hinreichend große bezogene freie Stauchhöhe gewählt wird. Dies bestätigt die Ergebnisse der numerischen Sensitivitätsanalyse zum Einfluss geometrischer Prozesseingangsgrößen auf die Faltenbildung 1. Art. Ein signifikanter Einfluss tribologischer Bedingungen auf die Faltenbildung 1. Art kann anhand des in **Abbildung 7.7** gezeigten Vergleichs ebenfalls ausgeschlossen werden, da aufgrund der voneinander verschiedenen, werkstoffspezifischen Schmierstoffe der Stahl- und Aluminiumlegierungen von unterschiedlichen Reibungsbedingungen ausgegangen werden kann. Dies bestätigt ebenfalls die Ergebnisse der numerischen Sensitivitätsanalyse hinsichtlich des untergeordneten Einflusses tribologischer Bedingungen auf das instabile Ausknicken bei großen bezogenen freien Stauchhöhen.

Die experimentellen Ergebnisse zeigen, dass durch die Wahl eines alternativen Werkstoffes oder Werkstoffgefüges die Verfahrensgrenze des *instabilen Ausknickens* nicht signifikant beeinflusst werden kann, obwohl z.B. zwischen der Aluminiumlegierung und den Stahllegierungen signifikant voneinander verschiedene mechanische Eigenschaften sowie chemische Zusammensetzungen vorliegen. Vorangehende Arbeiten von [Die75] können damit bestätigt werden. Das Instabilitätsverhalten des rohrförmigen Halbzeuges wird bei Verwendung der *Prozessroute 5-a* nur von geometrischen Prozessgrößen beeinflusst.

Im Folgenden werden demnach bezogene freie Stauchhöhen von $h_s/s_0 > 2,2$ ($h_s/\varnothing D_A > 0,55$) für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ für alle untersuchten Versuchswerkstoffe als Verfahrensgrenzenenerweiterung bezeichnet. Kommt es hingegen für bezogene freie

Stauchhöhen $h_s/s_0 < 2$ ($h_s/\varnothing D_A < 0,5$) zur Faltenbildung, so wird dies als Verfahrensgrenzenreduzierung bezeichnet.

7.2.1 Einfluss der Werkzeuggeometrie sowie kinematischer, tribologischer und thermischer Größen auf die Faltenbildung 1. Art

Anhand einer weiteren numerischen Sensitivitätsanalyse soll der Einfluss des

- Stauchbahnradius $R_{Stauchbahn}$ [mm] in Wechselwirkung mit der
- Stößelgeschwindigkeit V [mm/s],
- des Reibfaktors m [–] und
- der Halbzeugtemperatur T [°C]

auf das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges untersucht werden. Die Sensitivitätsanalyse wurde für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ sowie das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ und die bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A = 0,65$ durchgeführt. Insgesamt wurden 100 Stichproben mit dem Latin Hypercube Sampling generiert, die entsprechenden Simulationsmodelle erstellt, simuliert und ausgewertet. Für alle Einflussparameter wurde Gleichverteilung angenommen. Verteilungen und Variationsbereiche der Parameter sind in **Tabelle 7.3** gezeigt.

Tabelle 7.3 Einflussparameter, Verteilung und Variationsbereich für die Sensitivitätsanalyse zur Identifikation geometrischer Einflussgrößen der Stauchbahn in Wechselwirkung mit kinematischen, tribologischen und thermischen Einflussgrößen

Parameter	Einheit	Parametertyp	Auflösung	Variationsbereich
V	[mm/s]	deterministisch/ stochastisch	quasistetig	50-300
m	[–]	deterministisch/ stochastisch	quasistetig	0,06-0,24
T	[°C]	deterministisch/ stochastisch	quasistetig	20-500
$R_{Stauchbahn}$	[mm]	deterministisch/ stochastisch	quasistetig	1-5

In **Abbildung 7.8** sind das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse sowie des Indikationswertes (CoP) für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells dargestellt. Der CoP beträgt nach Berechnung von 100 Designs 91 % für die Zielgröße Faltentiefe. Die Eingangsparameter Stauchbahnradius $R_{Stauchbahn}$ [mm], Halbzeugtemperatur T [°C] und Stößelgeschwindigkeit V [mm/s], tragen zu 91 % der erklärbaren Varianz der Zielgröße bei. Der Einflussparameter Reibfaktor hat keinen Einfluss auf die Faltentiefe für den untersuchten Designraum. Die Einflussparameter Stößelgeschwindigkeit V [mm/s] und Halbzeugtemperatur T [°C] spielen nur eine untergeordnete Rolle.

Der übergeordnete Einfluss des Stauchbahnradius $R_{Stauchbahn}$ [mm] auf die Faltentiefe bzw. deren Bildung wird in **Abbildung 7.9** verdeutlicht. Dort sind die Metamodelle zur Vorhersage der Faltentiefe in Abhängigkeit von der Wechselwirkung zwischen der Stößelgeschwindigkeit und des Stauchbahnradius bzw. der Halbzeugtemperatur und des Stauchbahnradius gezeigt.

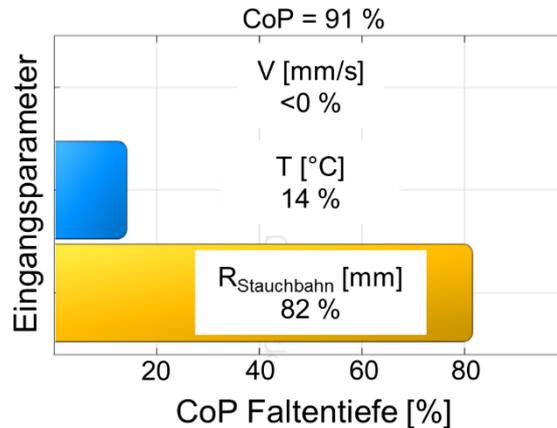


Abbildung 7.8 Signifikante Einflussparameter der Sensitivitätsanalyse der Werkzeuggeometrie auf die Zielgröße Faltentiefe und Indikationswert für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells (LHS, 100 Designs)

Für beide Wechselwirkungen wird der übergeordnete Einfluss des Stauchbahnradius auf die Faltentiefe bzw. die Bildung einer äquatorialen Falte deutlich. Dabei gilt: je kleiner der Stauchbahnradius, desto tiefer die Falte. Für Radien $R_{\text{Stauchbahn}} > 3\text{mm}$ kann die Faltenbildung für die im Rahmen der numerischen Sensitivitätsanalyse untersuchte freie bezogene Stauchhöhe von $h_s/\varnothing D_A = 0,65$ vermieden werden.

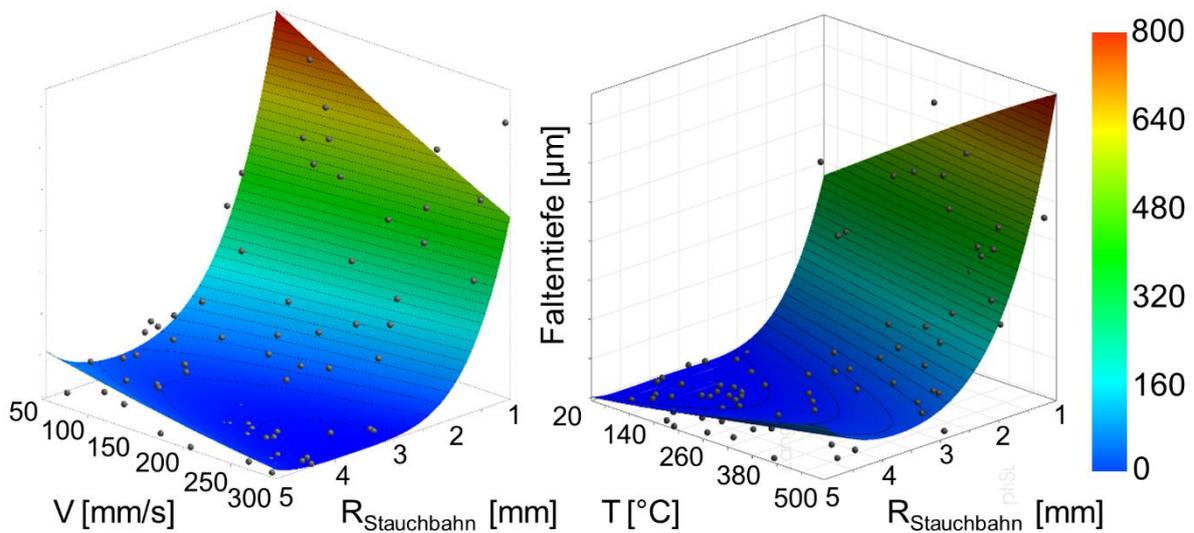


Abbildung 7.9 Metamodell zur Vorhersage der Faltentiefe in Abhängigkeit von der Stoßelgeschwindigkeit und des Stauchbahnradius (links) und Metamodell zur Vorhersage der Faltentiefe in Abhängigkeit der Halbzeugtemperatur und des Stauchbahnradius (rechts)

Dies ist insofern beachtenswert, da die eingespannte Länge des hohlen Halbzeuges mit zunehmendem Radius abnimmt. Ursache ist die größere Stützwirkung bei großen Radien, die dem instabilen Ausknicken der hohlen Halbzeuge entgegenwirkt und einen radialen Werkstofffluss in Richtung des Innendorns über einen größeren Bereich zur Folge hat. Das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse zur Identifizierung des Einflusses des Stauchbahnradius auf die Bildung einer Ringfalte zeigt, dass sowohl die Faltenbildung als auch die Faltentiefe durch Wahl eines größeren Stauchbahnradius signifikant beeinflusst werden kann. Da Ziel der vorliegenden Arbeit die Untersuchung der zur Faltenbildung führenden Mechanismen ist, wird daher ein Stauchbahnradius von $R_{\text{Stauchbahn}} = 1\text{mm}$ für die experimentellen Untersuchungen gewählt.

7.2.2 Einfluss der Fertigungstoleranzen der Halbzeuggeometrie auf die Faltentiefe

Bei wissenschaftlichen Untersuchungen ist die Kenntnis über die Sensitivität der zu untersuchenden Zielgrößen gegenüber unerwünschten Einflussgrößen von Interesse. Da es fertigungsbedingt zu Schwankungen der Halbzeuggeometrie innerhalb der vorgegeben Fertigungstoleranzen kommen kann, soll anhand einer numerischen Sensitivitätsanalyse der Einfluss der

- Halbzeughöhe h_{Halbzeug} [mm] in Wechselwirkung mit dem
- Halbzeugaußendurchmesser $\varnothing D_A$ [mm] und
- dem Halbzeuginnendurchmesser $\varnothing D_I$ [mm]

auf die Faltentiefe beim Bundanstauchen untersucht werden. Die Sensitivitätsanalyse wurde für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ sowie das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I / \varnothing D_A = 0,5$ und die bezogene freie Stauchhöhe $h_s / \varnothing D_A = 0,65$ durchgeführt. Insgesamt wurden 50 Stichproben mit dem Latin Hypercube Sampling generiert, die entsprechenden Simulationsmodelle erstellt, simuliert und ausgewertet. Für alle Einflussparameter wurde Gleichverteilung angenommen. Verteilungen und Variationsbereiche der Parameter sind in **Tabelle 7.4** gezeigt.

Tabelle 7.4 Einflussparameter, Verteilung und Variationsbereich für die Sensitivitätsanalyse zur Identifikation geometrischer Einflussgrößen der Halbzeugfertigungstoleranzen

Parameter	Einheit	Parametertyp	Auflösung	Variationsbereich
h_{Halbzeug}	[mm]	deterministisch/ stochastisch	quasistetig	43,3-43,5
$\varnothing D_A$	[mm]	deterministisch/ stochastisch	quasistetig	35,9-36
$\varnothing D_I$	[mm]	deterministisch/ stochastisch	quasistetig	18,1-18,2

In **Abbildung 7.10** ist das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse sowie der Indikationswert für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells dargestellt. Die Eingangsparameter Halbzeughöhe h [mm] und Außendurchmesser $\varnothing D_A$ [mm] tragen zu 87 % der erklärten Varianz der Zielgröße Faltentiefe bei. Den signifikantesten Einfluss auf die Faltentiefe zeigt die Halbzeughöhe, gefolgt vom Außendurchmesser des hohlen Halbzeuges. Der Innendurchmesser des hohlen Halbzeuges hat im gewählten Variationsbereich der Einflussparameter keinen signifikanten Einfluss auf die Faltentiefe und wurde aus dem Modell herausgefiltert.

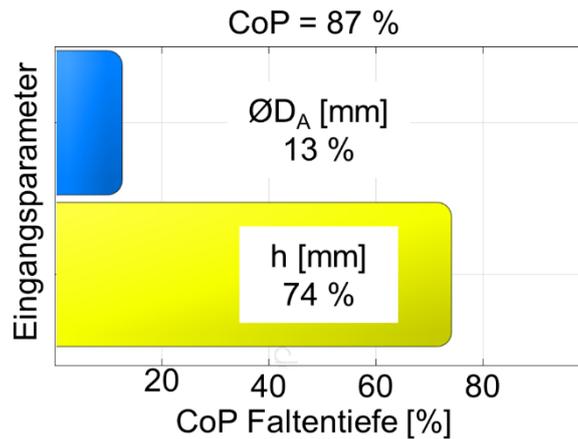


Abbildung 7.10 Signifikante Einflussparameter auf die Zielgröße Faltentiefe und Indikationswert für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells (LHS, 50 Designs)

Der übergeordnete Einfluss der Halbzeughöhe auf die Faltentiefe wird anhand **Abbildung 7.11** verdeutlicht. Dort ist das Metamodell zur Vorhersage der Faltentiefe in Abhängigkeit der Wechselwirkung zwischen der Halbzeughöhe und des Halbzeugaußendurchmessers gezeigt. Für beide Einflussgrößen besteht ein linearer Zusammenhang. Die Halbzeughöhe wirkt sich direkt auf die bezogene freie Stauchhöhe $h_s/\varnothing D_A$ und damit auf das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges bzw. den Zeitpunkt der Faltenbildung aus. Die anhand des Metamodells vorhergesagte minimale Faltentiefe beträgt $t_{fmin} = 320 \mu\text{m}$ und die maximale vorhergesagte Faltentiefe beträgt $t_{fmax} = 590 \mu\text{m}$.

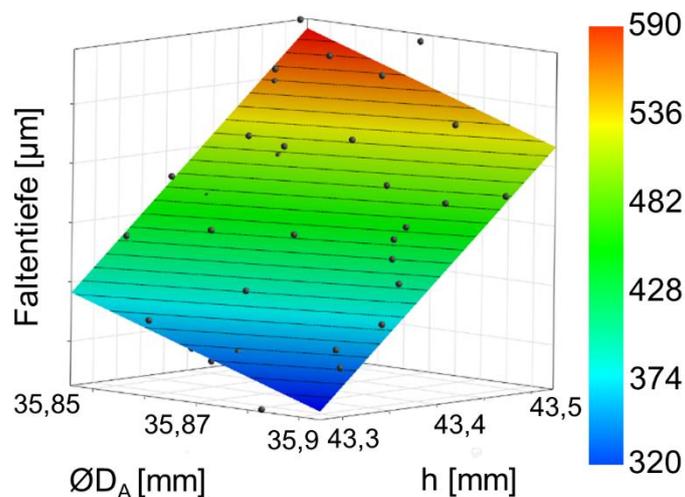


Abbildung 7.11 Metamodell zur Vorhersage der Faltentiefe in Abhängigkeit vom Rohteilaußendurchmesser und von der Rohteilhöhe

Um die realen fertigungsbedingten Schwankungen der Geometrie der für die experimentellen Untersuchungen genutzten Halbzeuge zu bestimmen, wurde die Standardabweichung einer Stichprobe ($n = 510$) mit einer mittleren Halbzeughöhe von $h = 43,39 \text{ mm}$ bestimmt. Sie beträgt $\sigma = 0,05 \text{ mm}$ und ist damit sehr gering. Ein signifikanter Einfluss der fertigungsbedingten und damit unerwünschten Schwankungen der Halbzeuggeometrie auf die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit kann somit ausgeschlossen werden.

7.3 Einfluss der Umformtemperatur auf die Faltenbildung 1. Art

Die numerische Sensitivitätsanalyse (Kap. 7.1) für den Werkstoff 16MnCrS5 hat gezeigt, dass ein Einfluss der Halbzeugtemperatur in Wechselwirkung mit der Stößelgeschwindigkeit auf die Falentiefe nicht vernachlässigt werden kann. Eine Abgrenzung des experimentell zu untersuchenden Temperaturbereiches ergibt sich aus der Zuordnung der vorliegenden Arbeit zum Kaltfließpressen / Kaltstauchen. Mit *Kalt* wird in der Umformtechnik gemeinhin das Einlegen des Rohteils in das Umformwerkzeug ohne Vorwärmung bezeichnet. Insbesondere bei mehrstufigen Umformprozessen kann jedoch in Abhängigkeit vom verwendeten Umformwerkstoff, der Schmierungsart innerhalb der Maschine sowie anderer kinematischer, tribologischer und thermischer Randbedingungen die Temperatur im Bauteil Temperaturniveaus von $T > 300\text{ °C}$ erreichen. Ferner wurde am Institut für Umformtechnik (IFU) der Begriff *Lauwarmumformung* [Mle12] geprägt und numerisch sowie experimentell untersucht, der die Umformung bei erhöhten Temperaturen bis $T = 500\text{ °C}$ beschreibt. Bei der Umformung im erhöhten Temperaturbereich unterhalb des als *Halbwarmumformung* bezeichneten Temperaturbereiches ($T > 500\text{ °C}$) sollen die technologischen Vorteile von Kalt- und Halbwarmumformung kombiniert werden. Die wesentlichen Vorteile des Umformens bei erhöhten Temperaturen sind eine gegenüber dem Kaltfließpressen reduzierte Belastung der Umformwerkzeuge sowie gegenüber dem Halbwarmfließpressen bessere Form-, Maß- und Lagetoleranzen der hergestellten Bauteile. Ferner ist bei erhöhten Temperaturen bis 500 °C keine Kühlung der Umformwerkzeuge notwendig. Bei der Lauwarmumformung muss der werkstoffspezifische Temperaturbereich der Blausprödigkeit zwischen $250\text{ °C} < T < 400\text{ °C}$ berücksichtigt werden.

Den genannten technologischen Eigenschaften des Lauwarmumformens folgend, bieten sich vor allem höherfeste Werkstoffe (C-Gehalt $> 0,45\%$) für die Umformung im erhöhten Temperaturbereich an. Zu dieser Werkstoffgruppe gehören z.B. Vergütungsstähle, die sich nur bedingt für das Umformen bei Raumtemperatur eignen. Ein typischer Vertreter dieser Werkstoffgruppe ist der Vergütungsstahl Cf53, der vor allem für Achs- und Getriebeteile eingesetzt und typischerweise warmumgeformt wird. In [Lan08] wird für den Vergütungsstahl Cf53 eine Erwärmung auf eine Temperatur zwischen 280 °C und 350 °C empfohlen, um die Umformkraft und damit die Werkzeugbelastungen zu senken.

7.3.1 Numerische Sensitivitätsanalyse zur Bestimmung des Temperatureinflusses auf die Faltenbildung 1. Art

Die Sensitivitätsanalyse wurde für den Werkstoff Cf53-GKZ sowie das Durchmesser Verhältnis $\phi D_I / \phi D_A = 0,5$ durchgeführt. Insgesamt wurden 54 Stichproben mit dem Advanced Latin Hypercube Sampling generiert, die entsprechenden Simulationsmodelle erstellt, simuliert und ausgewertet, ob es zur Faltenbildung kommt und wie tief die Falte ist. Für die Parameter Stößelgeschwindigkeit V [mm/s], Reibfaktor m [–] und Halbzeugtemperatur T [°C] wurden Gleichverteilungen angenommen. Die gewählten Verteilungen und Variationsbereiche der Parameter sind in **Tabelle 7.5** gezeigt. Für die Umformgeschwindigkeit wurde ein Variationsbereich gewählt, der auch in den experimentellen Untersuchungen mit der zur Verfügung stehenden Umformpresse abgedeckt werden kann. Ein Reibfaktor von $m = 0,12$ wird in der numerischen Analyse gemeinhin für die Kaltumformung von Stahlwerkstoffen mit Werkzeugen aus konventionellem Werkzeugstahl und am Markt erhältlichen Umformschmierstoffen gewählt. Für die Überprüfung der Sensitivität des hier betrachteten Umformprozesses gegenüber tribologischen Einflussgrößen wurde der Variationsbereich halbiert bzw. verdoppelt. Die Wahl des Variationsbereiches der Temperatur ergibt sich aus [Mle12].

Tabelle 7.5 Einflussparameter, Verteilung und Variationsbereich für die Sensitivitätsanalyse zur Identifikation signifikanter Einflussgrößen auf die Faltenbildung bei erhöhten Temperaturen

Parameter	Einheit	Parametertyp	Auflösung	Variationsbereich
V	[mm/s]	deterministisch/stochastisch	quasistetig	50-300
m	[–]	deterministisch/stochastisch	quasistetig	0,06-0,24
T	[°C]	deterministisch/stochastisch	quasistetig	20-500

In **Abbildung 7.12** ist das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse zum Einfluss kinematischer, tribologischer und thermischer Einflussgrößen auf die Faltenbildung beim Bundanstauhen anhand des Indikationswertes (CoP) für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells gezeigt. Die Eingangsparameter Stößelgeschwindigkeit V [mm/s] und Reibfaktor m [–] tragen zu 78 % der erklärbaren Varianz der Zielgröße Faltentiefe bei. Die Halbzeugtemperatur T [°C] weist beim Werkstoff Cf53-GKZ – anders als beim Werkstoff 16MnCrS5 – keinen signifikanten Einfluss auf die Bildung einer Falte bzw. die Faltentiefe auf und wurde daher automatisch aus dem Modell herausgefiltert. Die Abhängigkeit der Faltentiefe vom Einflussparameter Reibfaktor wurde bereits in **Kap. 7.1** diskutiert.

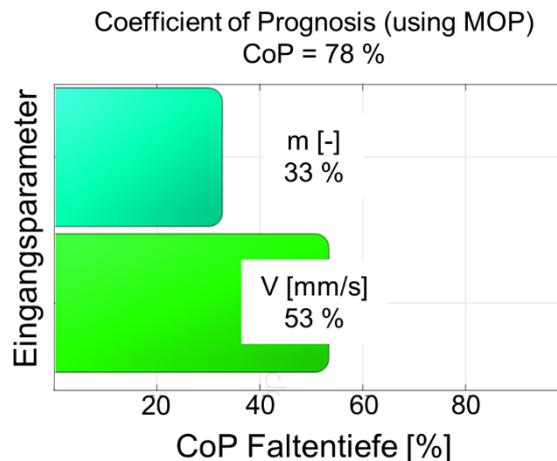


Abbildung 7.12 Signifikante Einflussparameter auf die Zielgröße Faltentiefe und Indikationswert für die Vorhersagegenauigkeit des Metamodells (ALHS, 54 Designs)

Die Ergebnisse der Sensitivitätsanalyse zur Ermittlung des Einflusses der Umformung bei erhöhten Temperaturen für den Werkstoff Cf53 sind insofern differenziert zu betrachten, da – zumindest aus stochastischer Sicht – die Halbzeugtemperatur überraschenderweise zu vernachlässigen ist. Es ist anzunehmen, dass die gewählten Variationsbereiche der Einflussparameter (**Tabelle 7.5**) Einfluss auf das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse haben. Sehr hohe Stößelgeschwindigkeiten führen aufgrund der Dissipation von Umformenergie in Wärme sowie der zeitabhängigen Wärmeleitung zu einer sehr inhomogenen Temperaturverteilung im Werkstück während des Umformens und beeinflussen über das Materialmodell den Werkstofffluss stärker als eine von RT verschiedene Starttemperatur bei niedrigen Stößelgeschwindigkeiten.

In **Abbildung 7.13** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der Wechselwirkung zwischen den tribologischen und kinematischen Einflussgrößen gezeigt. Wie auch bei der vorangehenden

Sensitivitätsanalyse für den Werkstoff 16MnCrS5-GKZ scheint eine Kombination hoher Stößelgeschwindigkeiten und ungünstiger tribologischer Bedingungen zielführend, um eine geringe Faltenantiefe zu erzielen.

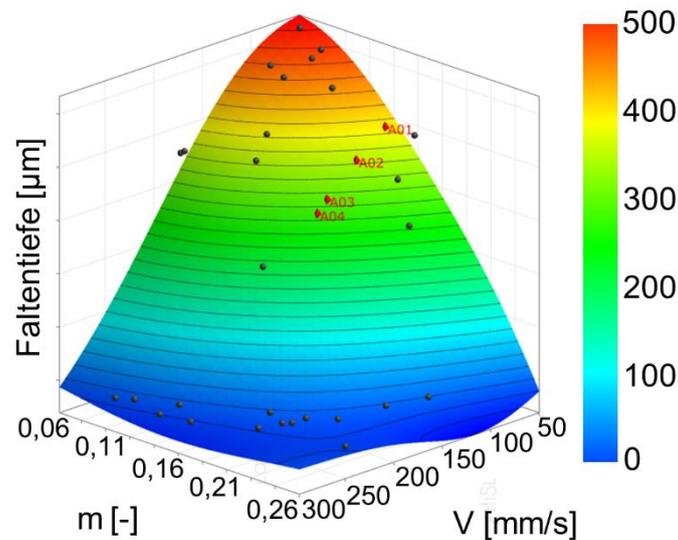


Abbildung 7.13 Faltenantiefe in Abhängigkeit von der Wechselwirkung zwischen Reibfaktor m [-] und Stößelgeschwindigkeit V [mm/s] (ALHS, 54 Designs, Cf53)

Anders als bei der vorangehenden Sensitivitätsanalyse kann beim Werkstoff Cf53-GKZ die Faltenbildung gänzlich vermieden werden. Die in **Abbildung 7.13** rot hervorgehobenen Designs **A01** bis **A04** markieren die in den experimentellen Untersuchungen (**Kap. 7.3.2**) erreichbaren Parameterkombinationen (**Tabelle 7.6**) aus mittlerer Stößelgeschwindigkeit der verwendeten Umformpresse sowie einem Reibfaktor, der den tribologischen Bedingungen bei der Umformung bei erhöhten Temperaturen entspricht [Mle12]. Es ist ersichtlich, dass die in den experimentellen Untersuchungen realisierbaren Parameterkombinationen gemäß dem Metamodell sicher zu einer Faltenbildung führen.

Tabelle 7.6 Parameterkombinationen der Designs A01 bis A04 und durch das Metamodell prädiktiv vorhergesagte Faltenantiefe

Design [-]	Umformtemperatur [°C]	Stößelgeschwindigkeit [mm/s]	Reibfaktor [-]	Faltenantiefe [µm]
A01	500	60	0,14	389
A02	500	90	0,14	347
A03	500	120	0,14	289
A04	500	130	0,14	269

7.3.2 Experimentelle Untersuchung des Einflusses der Umformtemperatur auf die Faltenbildung 1. Art

Das Ergebnis dieser numerischen Studie wird anhand experimenteller Untersuchungen der *Prozessroute 5-a* validiert, da eine Vermeidung der Faltenbildung mit einer Verschiebung bzw. Erweiterung der Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe einhergeht. Der Einfluss der tribologischen Bedingungen wurde bei den experimentellen Untersuchungen konstant gehalten. Zum Einsatz kam ein für die Umformung im erhöhten Temperaturbereich geeigneter Schmierstoff auf MoS₂-Basis. Für die experimentellen Untersuchungen stand die in **Kap. 5.3** beschriebene mechanische Kniehebelpresse mit Unterflurantrieb zur Verfügung. Aus der kinematischen

Zwangsführung der Kniehebelpresse ergeben sich die in **Abbildung 5.4** gezeigten und bei verschiedenen Hubzahlen gemessenen Hub- bzw. Geschwindigkeitsverläufe in Abhängigkeit des Kurbelwinkels. Die Wahl einer konstanten Umformgeschwindigkeit ist nicht möglich. Daher wurde für die Auswertung der Versuche die mittlere Geschwindigkeit im Umformbereich angenommen. Die hohlen Halbzeuge wurden spanend hergestellt. Die Erwärmung der Rohteile erfolgte induktiv mit der in **Kap. 5.6** beschriebenen Anlage. Das Versuchswerkzeug zum Bundanstauchen ist in **Kap. 5.5** beschrieben. Um den Temperaturgradienten zwischen Werkzeug und Werkstück zu reduzieren, wurden die Stauchbahnen des in **Abbildung 5.15** gezeigten Versuchswerkzeuges mit Heizpatronen auf eine Zieltemperatur von 80 °C erwärmt. Industrielle Erfahrungen zeigen, dass sich bei Serienprozessen mit Umformung im erhöhten Temperaturbereich stationäre Werkzeugtemperaturen zwischen 80 °C und 100 °C einstellen. Versuchsplan und Versuchsparameter für diese Analyse sind in **Tabelle 7.7** aufgeführt. Die Versuche bei Raumtemperatur dienen als Referenz. Die übrigen Temperaturen wurden so gewählt, dass in Abhängigkeit von der Wechselwirkung der Dissipation von Umformenergie in Wärme sowie der zeitabhängigen Wärmeleitung ein möglichst hoher Temperaturgradient im Bauteil entsteht. Anhand des Verlaufes der temperatur- und werkstoffabhängigen Fließspannung für den Werkstoff Cf53-GKZ (**Abbildung 7.14**) wird ersichtlich, dass es mit Zunahme der Umformtemperatur bis ca. 300 °C zunächst zu einem leichten Abfall der Fließspannung kommt. Anschließend kommt es zu einem Anstieg der Fließspannung bis zu einer Umformtemperatur von ca. 400° C. In diesem Zusammenhang wird auch häufig von Blausprödigkeit solcher Stahlwerkstoffe gesprochen. Das Gebiet der Blausprödigkeit kann als untere Grenztemperatur für die Umformung bei erhöhten Temperaturen angesehen werden. Bei weiterer Erhöhung der Umformtemperatur kommt es zu einem signifikanten Abfall der Fließspannung. Bei einer Erwärmung der hohlen Halbzeuge auf Temperaturen $T \geq 400 \text{ °C}$ ist während des Umformens aufgrund der heterogenen Verteilung des Umformgrades im Bauteil mit einem signifikanten Temperaturgradienten zu rechnen, der wiederum die Fließscheidenlage und damit die Neigung zum instabilen Ausknicken bzw. einen lokal nach innen gerichteten Werkstofffluss in der Medianebene beeinflusst.

Tabelle 7.7 Versuchsplan für die experimentelle Untersuchung des Einflusses der Umformtemperatur auf die Faltenbildung

Werkstoff [-]	$h_s/\varnothing D_a$ [-]	$\varnothing D_i/\varnothing D_a$ [-]	h_s/s_0 [-]	Temperatur [°C]	Mittlere Umformgeschwindigkeit [mm/s]
Cf53-GKZ	0,6	0,5	2,4	RT; 400; 450; 500	60
	0,65		2,6	RT; 450; 500; 550; 600	60
	0,6		2,4	RT; 500	60, 90, 120, 130

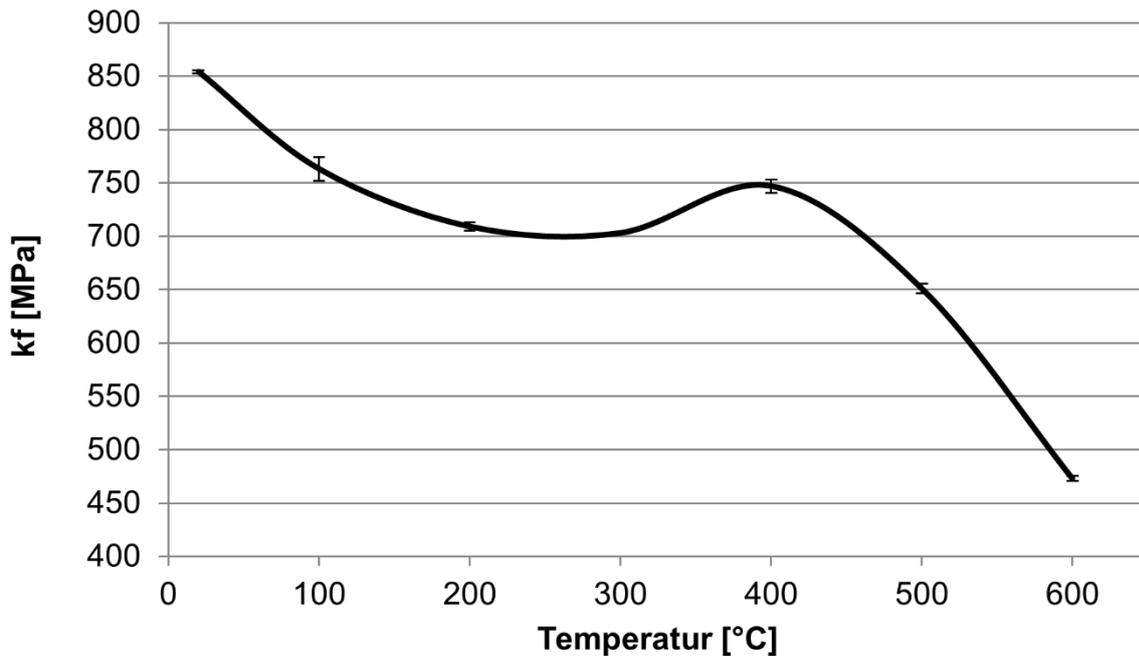


Abbildung 7.14 Fließspannung in Abhängigkeit von der Umformtemperatur für den Werkstoff Cf53-GKZ ($\varphi = 0,04$, $\varphi = 0,7$)

In **Abbildung 7.15** sind exemplarisch die Kraft-Weg-Verläufe für vier verschiedene Halbzeugtemperaturen gezeigt. Erwartungsgemäß führen die erhöhten Halbzeugtemperaturen – verglichen mit der Umformung bei Raumtemperatur – zu geringeren Umformkräften. Qualitativ lässt sich kein Einfluss der Halbzeugtemperatur auf den Verlauf der gemessenen Umformkraft feststellen. Wie auch schon von [Die75] beobachtet, lassen die Kraft-Weg-Verläufe keinen Rückschluss auf die äquatoriale Faltenbildung zu.

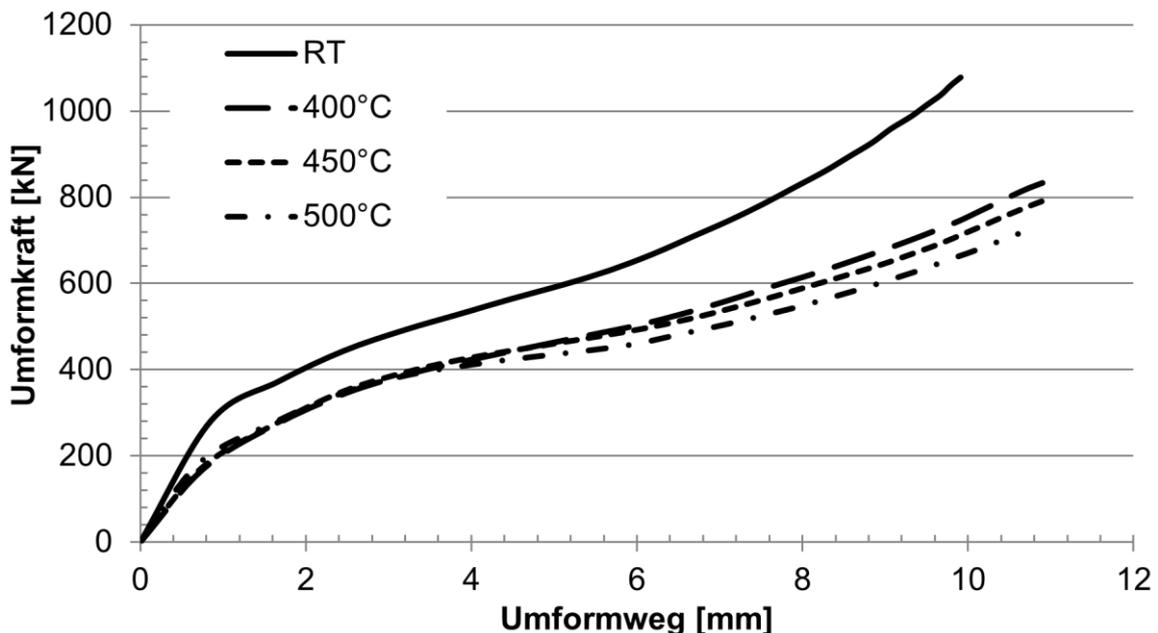


Abbildung 7.15 Umformkraftverläufe in Abhängigkeit vom Umformweg und der Halbzeugtemperatur (Cf53-GKZ, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, $h_s/s_0 = 2,4$)

Nach Durchführung der Umformversuche wurden die Bundwellen gemäß den Angaben in **Kap. 5.8** präpariert und die Faltentiefe gemessen. In **Abbildung 7.16** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit der Halbzeugtemperatur für eine konstante Hubzahl der Versuchspressen von 20 min^{-1}

gezeigt. Dies entspricht einer mittleren Stößelgeschwindigkeit von $V = 60 \text{ mm/s}$. Es kann keine Abhängigkeit der Faltentiefe von der Halbzeugtemperatur festgestellt werden.

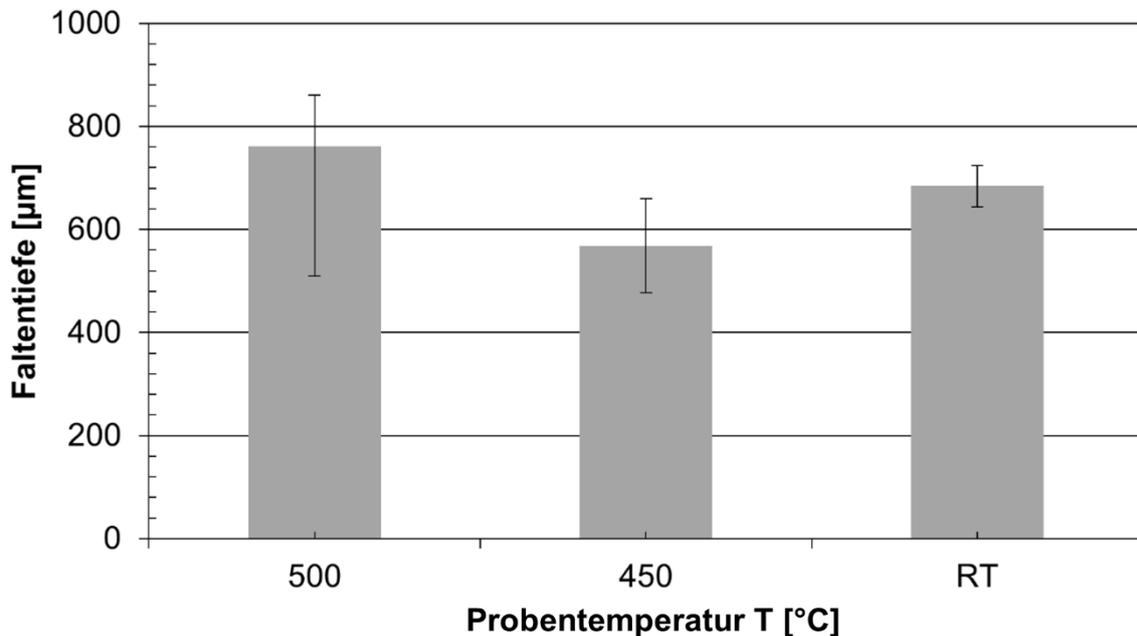


Abbildung 7.16 Faltentiefe in Abhängigkeit von der Halbzeugtemperatur (Cf53-GKZ, $V = 60 \text{ mm/s}$, $\phi D_i / \phi D_A = 0,5$, $h_s / s_0 = 2,4$)

Die gemessene Faltentiefe bei Raumtemperatur liegt noch innerhalb der Messunsicherheit der bei einer Halbzeugtemperatur von 500 °C gemessenen Faltentiefe. Diese experimentellen Ergebnisse bestätigen die numerische Analyse, die ebenfalls keine Abhängigkeit der Faltentiefe von der Halbzeugtemperatur bei konstanten tribologischen und kinematischen Bedingungen vorhergesagt hat.

7.4 Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Faltenbildung 1. Art

Für die experimentellen Untersuchungen zur Validierung des numerisch bestimmten, signifikanten Einflusses kinematischer Größen auf die Faltenbildung (vgl. Kap. 7.3.1) wurde eine am Institut vorhandene Hochgeschwindigkeitspresse verwendet. In Tabelle 7.8 ist der Versuchsplan für die experimentelle Untersuchung des Einflusses der Umformgeschwindigkeit auf die Faltenbildung gezeigt. Die experimentellen Untersuchungen wurden für die beiden bezogenen Stauchhöhenverhältnisse von $h_s / \phi D_A = 0,6$ und $h_s / \phi D_A = 0,65$ bei Raumtemperatur durchgeführt.

Tabelle 7.8 Versuchsplan für die experimentelle Untersuchung des Einflusses der Umformgeschwindigkeit auf die Faltenbildung

Werkstoff [-]	$h_s / \phi D_A$ [-]	$\phi D_i / \phi D_A$ [-]	h_s / s_0 [-]	Temperatur [°C]	Stößelgeschwindigkeit [mm/s]
Cf53-GKZ	0,6	0,5	2,4	RT	20, 300, 400, 600
	0,65		2,6	RT	20, 300, 400, 450, 600

In **Abbildung 7.17** ist die numerisch bestimmte Faltentiefe für das bezogene Stauchhöhenverhältnis von $h_s/\phi D_A = 0,65$ den experimentell ermittelten Faltentiefen für die Stauchhöhenverhältnisse $h_s/\phi D_A = 0,6$ und $h_s/\phi D_A = 0,65$ in Abhängigkeit von der Stößelgeschwindigkeit gegenübergestellt.

Die numerischen Ergebnisse zeigen einen umgekehrt proportionalen Zusammenhang zwischen Faltentiefe und Stößelgeschwindigkeit und eine Vermeidung der Faltenbildung 1. Art für Stößelgeschwindigkeiten $V \geq 400 \text{ mm/s}$. Die experimentellen Ergebnisse (rote und blaue Kurve) zeigen bis zu einer Stößelgeschwindigkeit von $V = 350 \text{ mm/s}$ eine degressiv zunehmende Faltentiefe. Für Stößelgeschwindigkeiten $V > 350 \text{ mm/s}$ tritt ein Sättigungseffekt mit leicht alternierendem Verlauf ein. Qualitativ lassen sich für die beiden experimentell untersuchten bezogenen Stauchhöhen keine Unterschiede feststellen. Erwartungsgemäß liegen die gemessenen Faltentiefen für das bezogene Stauchhöhenverhältnis von $h_s/\phi D_A = 0,65$ über denen des Stauchhöhenverhältnisses von $h_s/\phi D_A = 0,6$.

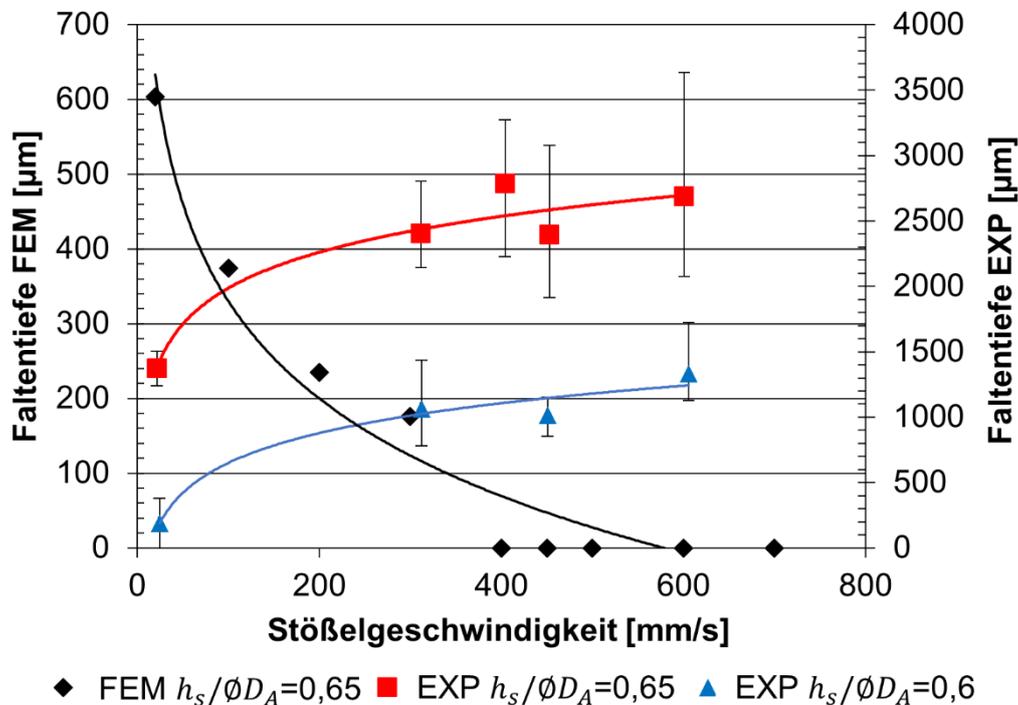


Abbildung 7.17 Numerisch und experimentell bestimmte Faltentiefe in Abhängigkeit der Stößelgeschwindigkeit

Auffällig sind neben den adversativen Verläufen der numerischen (schwarze Kurve) und experimentellen (rote und blaue Kurve) Ergebnisse die signifikante Zunahme der absoluten Faltentiefe mit steigender Stößelgeschwindigkeit im Rahmen der experimentellen Untersuchungen. So ist für eine Stößelgeschwindigkeit von $V = 20 \text{ mm/s}$ und den hier sonst gewählten Randbedingungen zwischen der numerisch und experimentell bestimmten Faltentiefe ein Unterschied von 127 % festzustellen.

In **Abbildung 7.18** sind zwei lichtmikroskopische Aufnahmen der Äquatorialebene zweier Bundwellen, umgeformt mit $V = 20 \text{ mm/s}$ (**Abbildung 7.18, links**) und $V = 600 \text{ mm/s}$ (**Abbildung 7.18, rechts**), gegenübergestellt. Die signifikante Erhöhung der Umformgeschwindigkeit geht mit einer signifikanten Erhöhung der Faltentiefe einher. Die Fließlinien sowie die Erscheinungsform der Falten 1. Art lassen keine Rückschlüsse auf den Einfluss kinematischer Größen

zu. Da im Rahmen der experimentellen Untersuchungen mit mechanischen Anschlägen gearbeitet wurde, weisen alle Bundwellen geometrisch ähnliche Abmaße auf. Eine tiefere Falte kann daher nur durch eine frühere Bildung bzw. ein früheres instabiles Ausknicken resultieren.

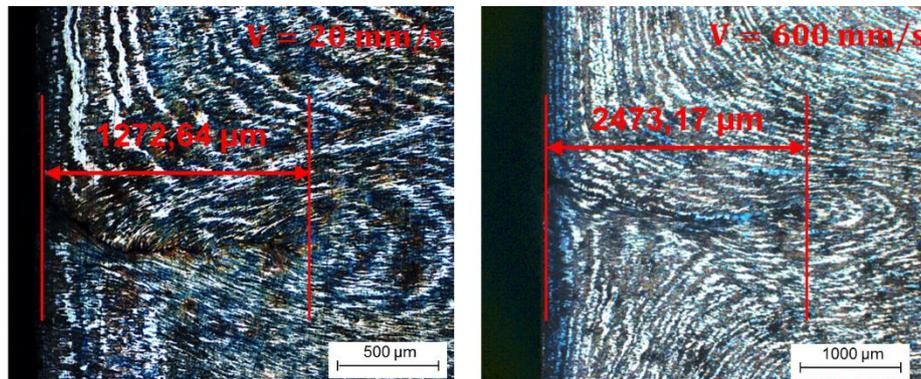


Abbildung 7.18 Gegenüberstellung lichtmikroskopischer Aufnahmen von zwei Bundwellen; umgeformt mit einer Stößelgeschwindigkeit $V = 20 \text{ mm/s}$ (links) und $V = 600 \text{ mm/s}$ (rechts) (Cf53-GKZ, $h_s/\phi D_A = 0,65$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

Da die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss geometrischer, rheologischer und werkstoffspezifischer Größen auf die Faltenbildung mit der in **Kap. 5.3** beschriebenen mechanischen Kniehebelpresse durchgeführt worden sind, wurden die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss kinematischer Einflussgrößen im Rahmen der technischen Möglichkeiten dieser Versuchspresse wiederholt. In **Abbildung 7.19** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit der mittleren Stößelgeschwindigkeit gezeigt.

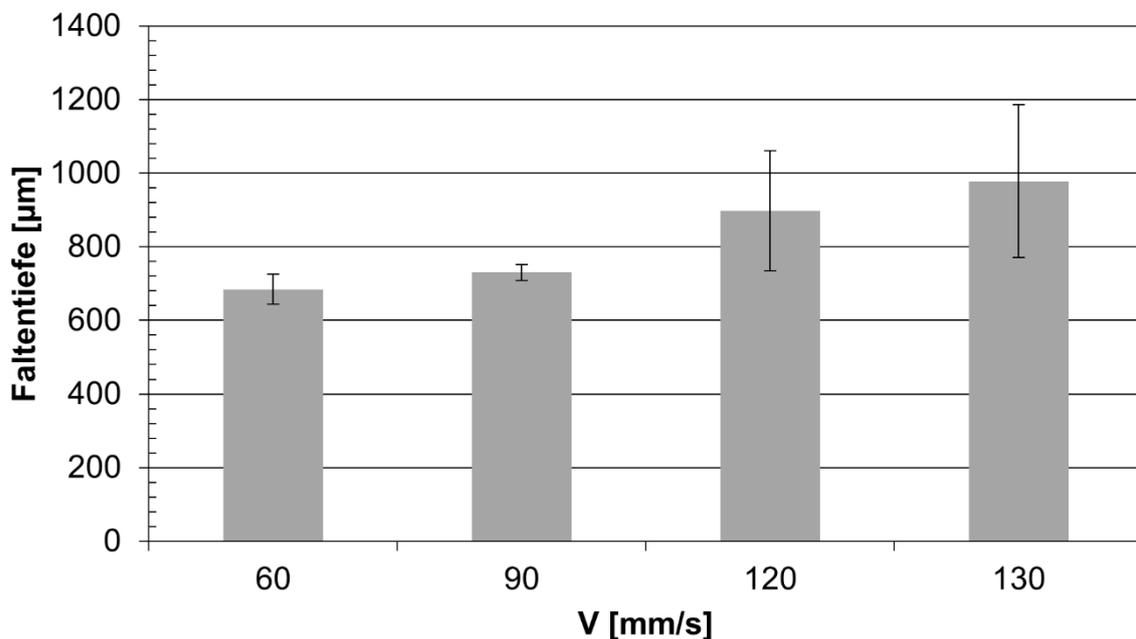


Abbildung 7.19 Faltentiefe in Abhängigkeit der mittleren Stößelgeschwindigkeit (Cf53-GKZ, $T = \text{RT}$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$, $h_s/\phi D_A = 0,65$, $h_s/s_0 = 2,4$)

Die zwischen den einzelnen Stößelgeschwindigkeiten festgestellten Unterschiede der Faltentiefe bestätigen den in **Abbildung 7.17** gezeigten Trend, dass mit höherer Stößelgeschwindigkeit eine Zunahme der Faltentiefe zu erwarten ist. Innerhalb der technischen möglichen Geschwindigkeiten der mechanischen Kniehebelpresse liegen die Faltentiefen innerhalb der festgestellten

Messunsicherheiten. Es ist daher anzunehmen, dass innerhalb des experimentell untersuchbaren Variationsbereichs des Parameters *Stößelgeschwindigkeit* dieser keinen Einfluss auf die Faltenbildung bzw. die Faltentiefe hat sowie keine Wechselwirkungen zwischen kinematischen und weiteren untersuchten Einflussgrößen bestehen.

Diese experimentellen Ergebnisse legitimieren die Wahl einer konstanten Hubzahl von 25 min^{-1} (entspricht $\bar{V} = 90 \text{ mm/s}$) für die nachfolgenden Untersuchungen zum Einfluss geometrischer, rheologischer und werkstoffspezifischer Einflüsse auf die Faltenbildung.

Interpretation der Ergebnisse

Die experimentellen Untersuchungen widerlegen im Wesentlichen die Ergebnisse der numerischen Sensitivitätsanalyse zum Einfluss kinematischer Effekte auf die Faltenbildung 1. Art und stellen die Vorhersagekraft des Metamodells (**Abbildung 7.13**) in Frage. Im experimentell untersuchten Parameterraum ist eine Verschiebung der Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* durch Wahl höherer Stößelgeschwindigkeiten nicht möglich. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die in **Kap. 7.3.1** durchgeführte numerische Sensitivitätsanalyse mit der Softwareversion DEFORM V10.2 durchgeführt wurde und diese nur über einen impliziten Solver zur Lösung des numerischen Problems verfügt. Somit können dynamische Effekte der Bewegungsgleichung nicht berücksichtigt werden. Ab der Softwareversion DEFORM V11.0 steht für dreidimensionale Modelle auch ein expliziter Solver zur Verfügung, mit dem dynamische Effekte der Bewegungsgleichung wie Masseneffekte, Beschleunigungen usw. berücksichtigt werden. Simuliert wurde im Folgenden ein Ausschnitt von 30° unter Verwendung eines elasto-plastischen Modells. Eine Detailaufnahme der Medianebene zeigt vom Innendorn abgelöste Elemente mit einem Abstand von $t_f = 0,045 \text{ mm}$ (**Abbildung 7.20**).

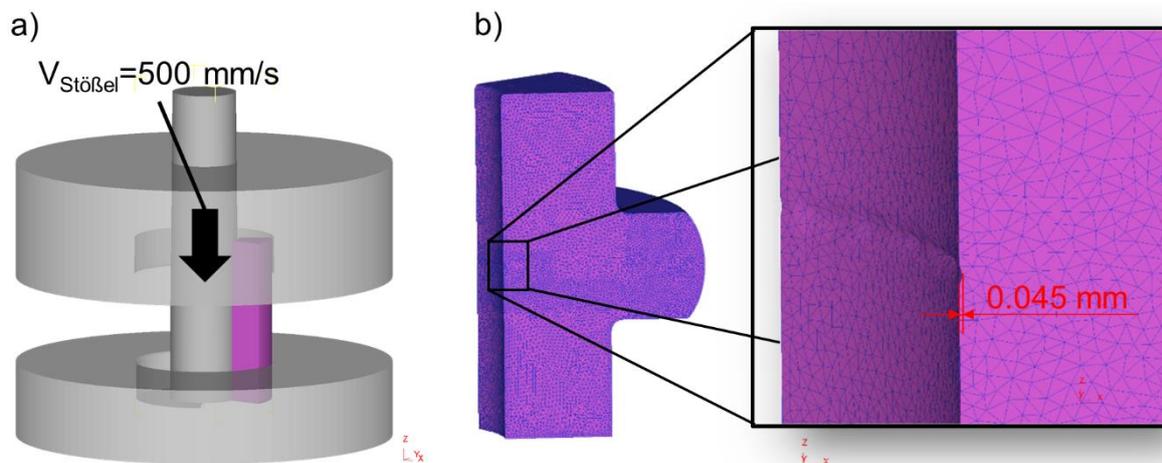


Abbildung 7.20 a) Simulationsmodell für die numerischen Untersuchungen mit explizitem Solver mit oberer und unterer Stauchbahn sowie Innendorn und b) Faltengefährdeter Bereich nach der Umformung ($h_s/s_0 = 2,6$, $\phi_{D1}/\phi_{DA} = 0,5$, Cf53)

Die Ergebnisse der numerischen Analyse mittels des expliziten Solvers für eine Stößelgeschwindigkeit von $V = 500 \text{ mm/s}$ zeigen, dass dieser explizite Solver keine thermischen Zustandsgrößen berechnet (**Abbildung 7.21 links**), sodass eine Berücksichtigung der durch Dissipation hervorgerufenen Temperaturzunahme während des Hochgeschwindigkeitsstauchens nicht möglich ist. Die Umformgeschwindigkeiten erreichen lokal bis zu $\dot{\phi} = 200 \text{ s}^{-1}$ im fal-

tengefährdeten Bereich. Die Verteilung des Vergleichsumformgrades φ_V ist mit der des impliziten Solver berechneten vergleichbar. Es kommt ebenfalls zur Bildung des typischen Stauchkreuzes mit lokaler hoher Umformung in der Medianebene des Bauteils.

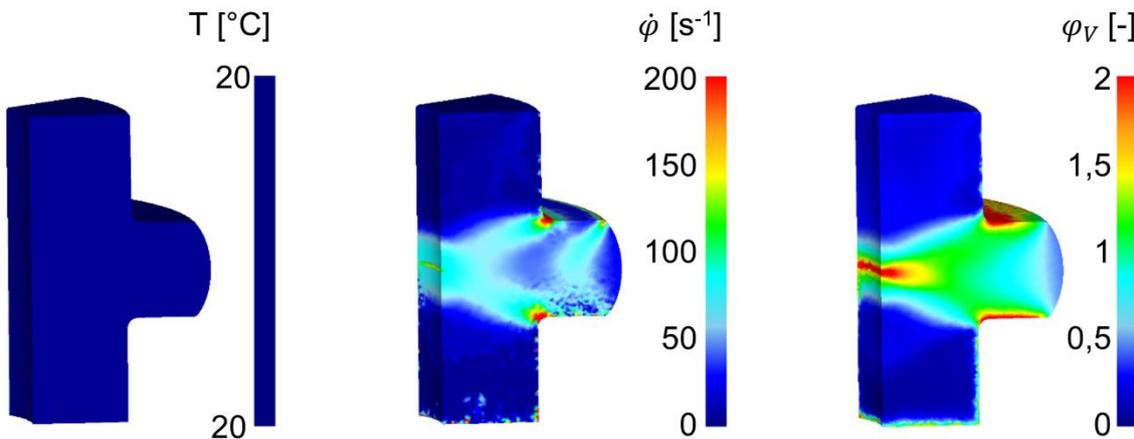


Abbildung 7.21 Thermische und plastomechanische Größen des expliziten Simulationsmodells links: Temperatur; mittig: Umformgeschwindigkeit; rechts: Vergleichsumformgrad ($h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$, Cf53)

Die mittels des expliziten Solvers berechnete Faltentiefe von $t_{fFEM} = 0,045 \text{ mm}$ steht einer experimentell ermittelten Faltentiefe von $t_{fEXP} > 2 \text{ mm}$ gegenüber. Die Tatsache, dass vom expliziten Modell keine thermischen Zustandsgrößen berechnet werden und die für diese Arbeit aufgenommenen Materialdaten nur bis zu einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 25 \text{ s}^{-1}$ gültig sind (Kap. 4.3), legt nahe, dass die beim Hochgeschwindigkeitsstauchen ablaufenden kinematischen Vorgänge innerhalb des Werkstoffes nur unzureichend abgebildet werden können und weiterer Entwicklungen der Simulationsmodelle bedürfen (Kap. 11.1). Für weitere numerische Untersuchungen wurde daher der implizite Solver verwendet.

7.5 Einfluss der Umformhistorie auf die Faltenbildung 1. Art

Die zahlreichen vorliegenden Untersuchungen zur Faltenbildung beim Bundanstauchen und Quer-Fließpressen hohler Halbzeuge zu Bundwellen vernachlässigen den Einfluss des Verfestigungszustandes auf die Faltenbildung durch Verwendung spanend hergestellter Halbzeuge (vgl. Kap. 2). Da in Abhängigkeit von den Stückzahlen eine spanende Herstellung der hohlen Halbzeuge in der industriellen Produktion weder ökonomisch noch ökologisch sinnvoll ist, soll der Einfluss der Herstellungsart und des damit einhergehenden Verfestigungszustandes des hohlen Halbzeuges auf die Faltenbildung untersucht werden. Für die numerischen und experimentellen Untersuchungen kommen dabei die *Prozessrouten 2-a, 2-b* und *5-a* zur Anwendung (vgl. Kap. 5.4).

Die Herstellung der hohlen Halbzeuge erfolgte durch Napf-Rückwärts-Fließpressen; die Höhe des hohlen Halbzeuges wurde spanend nachbearbeitet. Nach dem Napf-Rückwärts-Fließpressen und der spanenden Nachbearbeitung wurden die hohlen Halbzeuge der *Prozessroute 2-a* einer Wärmebehandlung zur Rückbildung der Verfestigung unterzogen (vgl. Kap. 5.2). Die hohlen Halbzeuge der *Prozessroute 2-b* wurden vor dem Bundanstauchen keiner Wärmebehandlung unterzogen. Die Halbzeuge der *Prozessroute 5-a* wurden spanend hergestellt und dienen als Referenz. Der Versuchsplan für diese Untersuchung ist in **Tabelle 7.9** aufgeführt. *Prozessroute 5-a* wurde nur für das Durchmesser Verhältnis $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$ untersucht.

Tabelle 7.9 Versuchsplan zur Untersuchung des Einflusses der Verfestigung in Wechselwirkung mit der bezogenen freien Stauchhöhe, des Werkstoffes und der Wanddicke (* nur für die Werkstoffe EN AW6082 und 20MoCr4 untersucht)

$h_s/\varnothing D_A$ [-]	0,4		0,45		0,5		0,55		0,6		0,65	
	h_s/s_0 [-]		1,8		2		2,2		2,4		2,6	
Route	FE	EXP	FE	EXP	FE	EXP	FE	EXP	FE	EXP	FE	EXP
$\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$	2-a			x	x	x	x	x	x	x	x	x
	2-b			x	x	x	x	x	x	x	x	x
	5-a*											x
h_s/s_0 [-]	2		2,25		2,5		2,75		3		3,25	
$\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$	2-a	x	x	x	x	x	x	x	x	x		
	2-b	x	x	x	x							

In **Abbildung 7.22** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe in Wechselwirkung mit der Prozessroute für den Werkstoff 20MoCr4-GKZ gezeigt. Es ist sowohl ein signifikanter Einfluss des Verfestigungszustandes des hohlen Halbzeuges auf die Bildung einer äquatorialen Ringfalte als auch auf die Faltentiefe offensichtlich. Die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* wird für die *Prozessroute 2-b*, gegenüber der *Prozessroute 5-a*, um rund 20 % reduziert und gegenüber der *Prozessroute 2-a* um rund 20 % erweitert.

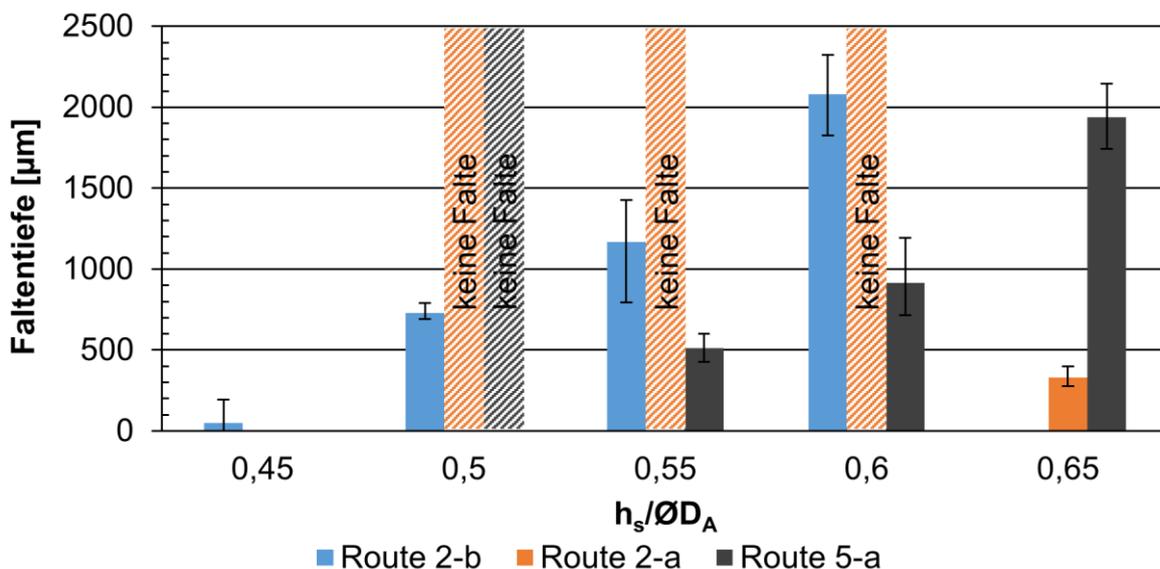


Abbildung 7.22 Faltentiefe in Abhängigkeit der Prozessroute und der bezogenen freien Stauchhöhe ($\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, 20MoCr4-GKZ)

In **Abbildung 7.23** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit der bezogenen freien Stauchhöhe in Wechselwirkung mit der Prozessroute für den Werkstoff EN AW6082 gezeigt. Auch für diesen Werkstoff ist sowohl ein signifikanter Einfluss des Verfestigungszustandes des hohlen Halbzeuges auf die Bildung einer äquatorialen Ringfalte als auch auf die Faltentiefe offensichtlich. Die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* wird für die *Prozessroute 2-b*, gegenüber der *Prozessroute 5-a*, um rund 20 % reduziert. Anders als beim Werkstoff 20MoCr4 kommt es für

die untersuchte Aluminiumlegierung sowohl für die *Prozessroute 2-a* als auch für die *Prozessroute 2-b* bereits ab einer bezogenen Stauchhöhe von $h_s/\varnothing D_A = 0,55$ bzw. $h_s/s_0 = 2,2$ zur Faltenbildung. Darüber hinaus weisen die mittels der *Prozessroute 2-b* hergestellten Bundwellen für alle untersuchten bezogenen Stauchhöhen die tiefste Falte auf.

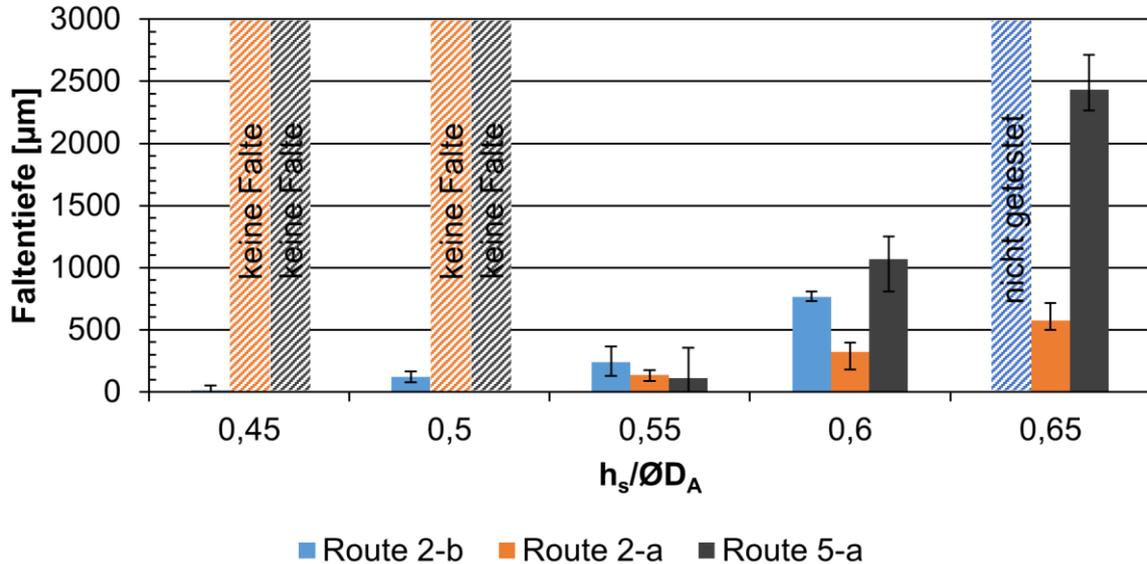


Abbildung 7.23 Faltentiefe in Abhängigkeit von der Prozessroute und der bezogenen freien Stauchhöhe ($\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, EN AW6082)

Das Faltenwachstum der *Prozessrouten 2-b* und *5-a* für den Werkstoff 20MoCr4 ist in **Abbildung 7.24** gezeigt. Für beide Prozessrouten wird das höchste Bestimmtheitsmaß für einen linearen funktionalen Zusammenhang zwischen Faltentiefe und bezogener freier Stauchhöhe erreicht. Ob es eine obere Schranke für das Faltenwachstum gibt, kann anhand der vorhandenen Datenbasis nicht bestimmt werden. Alle in **Abbildung 7.24** untersuchten Bundwellen wurden bis zu einer Bundhöhe von $h_B = s_0 = 9 \text{ mm}$ gestaucht.

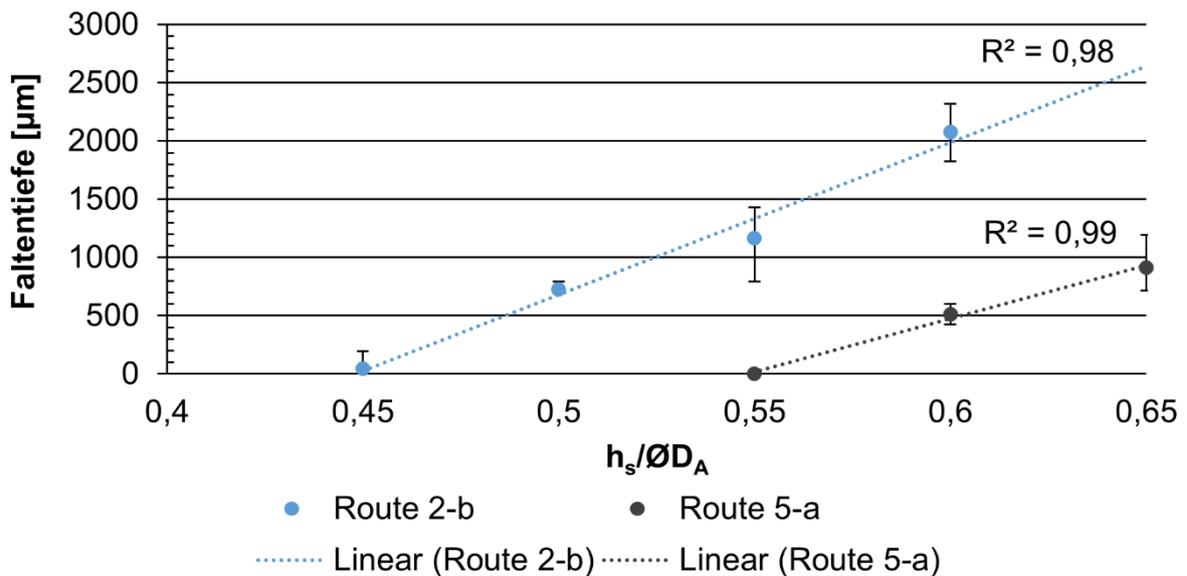


Abbildung 7.24 Faltenwachstum in Abhängigkeit von der Prozessroute und der bezogenen freien Stauchhöhe ($\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, 20MoCr4-GKZ)

Für den Werkstoff EN AW6082 lässt sich sowohl für die *Prozessroute 2-a* als auch für die *Prozessroute 2-b* ein quadratischer funktionaler Zusammenhang zwischen Faltenwachstum und bezogener freier Stauchhöhe angeben (**Abbildung 7.25**). Auch hier kann aufgrund der vorliegenden Datenbasis keine Aussage über eine obere Schranke des Faltenwachstums getroffen werden.

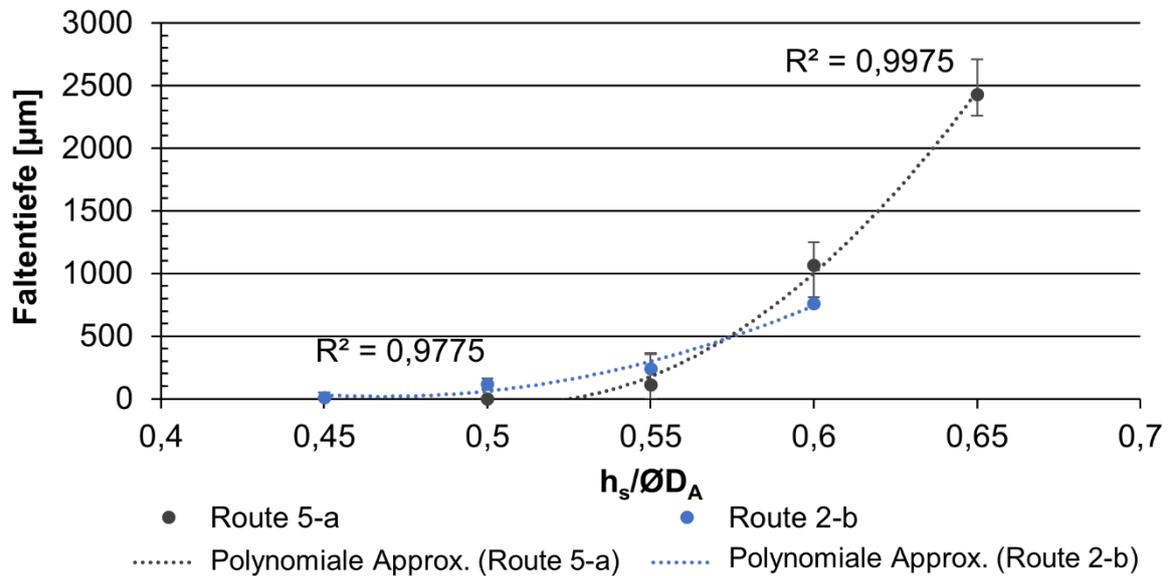


Abbildung 7.25 Faltenwachstum in Abhängigkeit der Prozessroute und der bezogenen freien Stauchhöhe ($\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, EN AW6082)

Eine Gegenüberstellung lichtmikroskopischer Aufnahmen des faltengefährdeten Bereichs für den Werkstoff 20MoCr4 nach dem Bundanstauchen der Prozessrouten 2-a, 2-b und 5-a ist in **Abbildung 7.26** gezeigt. Bei gleicher bezogener freier Stauchhöhe ist die Falte bei einem mittels *Prozessroute 2-b* hergestellten Bauteils um rund 170 % tiefer als bei eines mittels *Prozessroute 5-a* hergestellten Bauteils. Bei des mittels der *Prozessroute 2-a* hergestellten Bauteils kommt es bei einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/\varnothing D_A = 0,6$ nicht zu einer Faltenbildung in der Medianebene der Bundwelle.

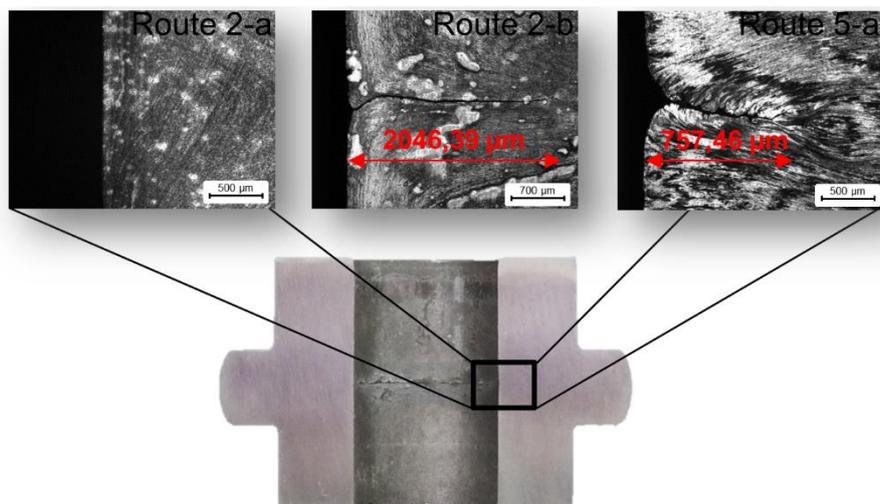


Abbildung 7.26 Lichtmikroskopische Aufnahmen des faltengefährdeten Bereichs nach dem Bundanstauchen für die Prozessrouten 2-a, 2-b und 5-a ($\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, 20MoCr4-GKZ)

Diese Untersuchungen belegen einen signifikanten Einfluss der Verfestigung bzw. der Umformhistorie des hohlen Halbzeuges vor dem Bundanstauchen auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen an hohlen Fließpressteilen.

In **Abbildung 7.27** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit der bezogenen freien Stauchhöhe in Wechselwirkung mit dem Versuchswerkstoff und der Prozessroute gezeigt. Es ist ersichtlich, dass mittels der *Prozessroute 2-a* die Faltenbildung für die beiden Stahlwerkstoffe bis zu einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,4$ vermieden werden kann. Für den Aluminiumwerkstoff kommt es für die *Prozessroute 2-a* bereits bei einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,2$ zu einer Faltenbildung.

Für die *Prozessroute 2-b* kommt es ab einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 1,8$ für alle untersuchten Versuchswerkstoffe zur Faltenbildung. Es fällt auf, dass die beiden Stahlwerkstoffe sowohl eine vergleichbare Faltentiefe als auch ein mit zunehmender bezogener Stauchhöhe vergleichbares Faltenwachstum aufweisen. Für den Aluminiumwerkstoff kommt es sowohl für die Faltentiefe als auch für das Faltenwachstum bis zu einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,4$ zu signifikanten Abweichungen von Faltentiefe und Faltenwachstum der Stahlwerkstoffe.

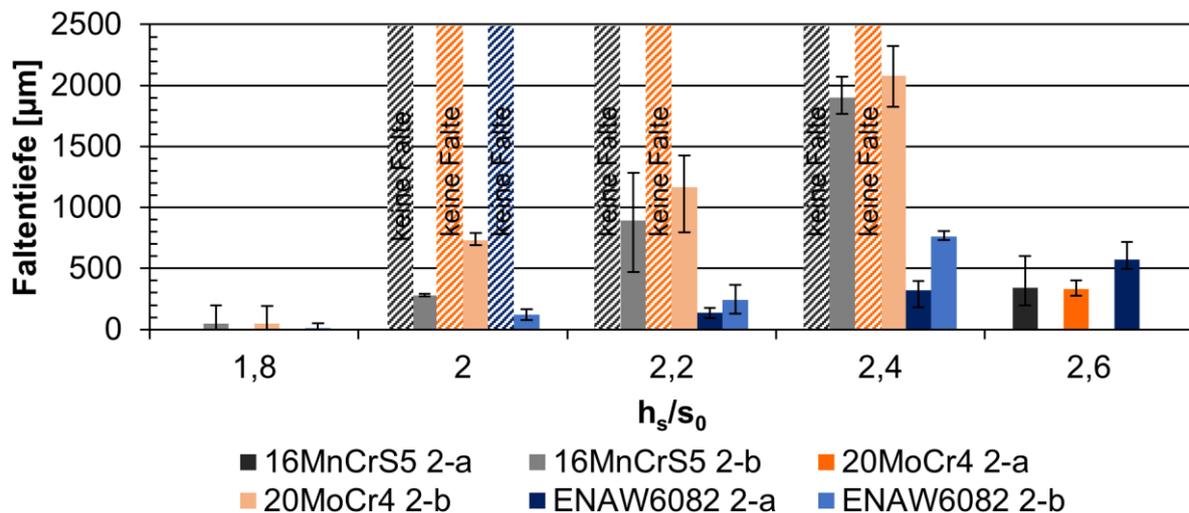


Abbildung 7.27 Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe, vom Versuchswerkstoff und von der Verfestigung für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$

In **Abbildung 7.28** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe in Wechselwirkung mit dem Versuchswerkstoff und der Prozessroute für ein Wanddickenverhältnis von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$ dargestellt.

Bis zu einem bezogenen Stauchhöhenverhältnis von $h_s/s_0 = 2$ kommt es weder bei *Prozessroute 2-a* noch bei *Prozessroute 2-b* für keine der untersuchten Legierungen zur Faltenbildung. Für die beiden Stahlwerkstoffe mit der *Prozessroute 2-a* kommt es ab einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,75$ zur Faltenbildung. Für den Versuchswerkstoff EN AW6082 kommt es bei diesem Wanddickenverhältnis des hohlen Halbzeuges sowohl für die *Prozessroute 2-a* als auch für die *Prozessroute 2-b* bereits ab einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,25$ zur Faltenbildung. Die Verfahrensgrenze liegt für die beiden Stahlwerkstoffe und die *Prozessroute 2-b* bei einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,25$.

Auch bei einem Wanddickenverhältnis von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$ fällt der signifikante Unterschied der Faltentiefe und des Faltenwachstums zwischen den untersuchten Stahl- und Aluminiumlegierungen auf. Im Vergleich mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen für das Wanddickenverhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ wird deutlich, dass eine Abhängigkeit der Verfahrensgrenze von der Wanddicke besteht und daher für die Erstellung von Arbeitsdiagrammen die Wanddicke des hohlen Halbzeuges mit einbezogen werden muss.

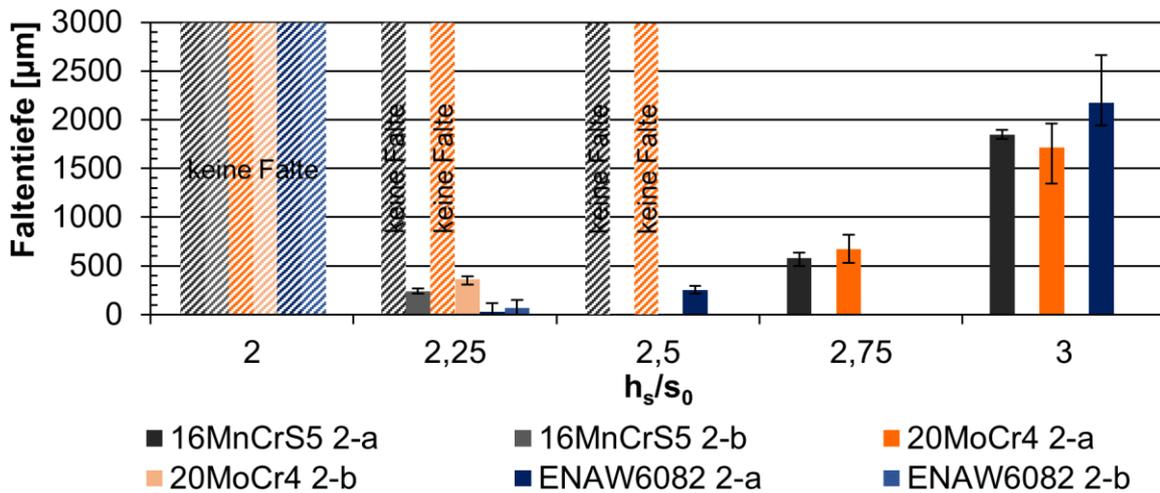


Abbildung 7.28 Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe, vom Versuchswerkstoff und von der Verfestigung für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$

7.5.1 Numerische Untersuchung des Einflusses der Umformhistorie auf die Faltenbildung 1. Art

Bei der numerischen Untersuchung der in **Abbildung 7.27** und **Abbildung 7.28** gezeigten und diskutierten experimentellen Ergebnisse fällt eine signifikante Abweichung zwischen numerisch vorhergesagter und experimentell bestimmter Faltenbildung und Faltentiefe auf (**Abbildung 7.29**). Die verwendete Simulationssoftware sowie die Parametrisierung der verwendeten Simulationsmodelle sind in **Kap. 4.1** beschrieben.

Mittels der Methode der finiten Elemente kann die Faltenbildung sowohl für den Werkstoff 16MnCrS5 als auch für den Werkstoff 20MoCr4 und *Prozessroute 2-b* und das Wanddickenverhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ erst ab einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,4$ mit einer hohen Vorhersagegüte bestimmt werden. Für bezogene freie Stauchhöhen $h_s/s_0 \geq 2,4$ bilden die numerischen Modelle das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges gut ab, infolge dessen es zur Faltenbildung 1. Art kommt.

Für bezogene freie Stauchhöhen $h_s/s_0 < 2,4$ kann mittels der Methode der finiten Elemente und der verwendeten Simulationsmodelle hingegen keine Faltenbildung vorhergesagt werden. Eine numerische Analyse des Werkstoffflusses zeigt, dass es für bezogene freie Stauchhöhen $h_s/s_0 < 2,4$ nicht zu einem instabilen Ausknicken des hohlen Halbzeuges während des Stauchens kommt.

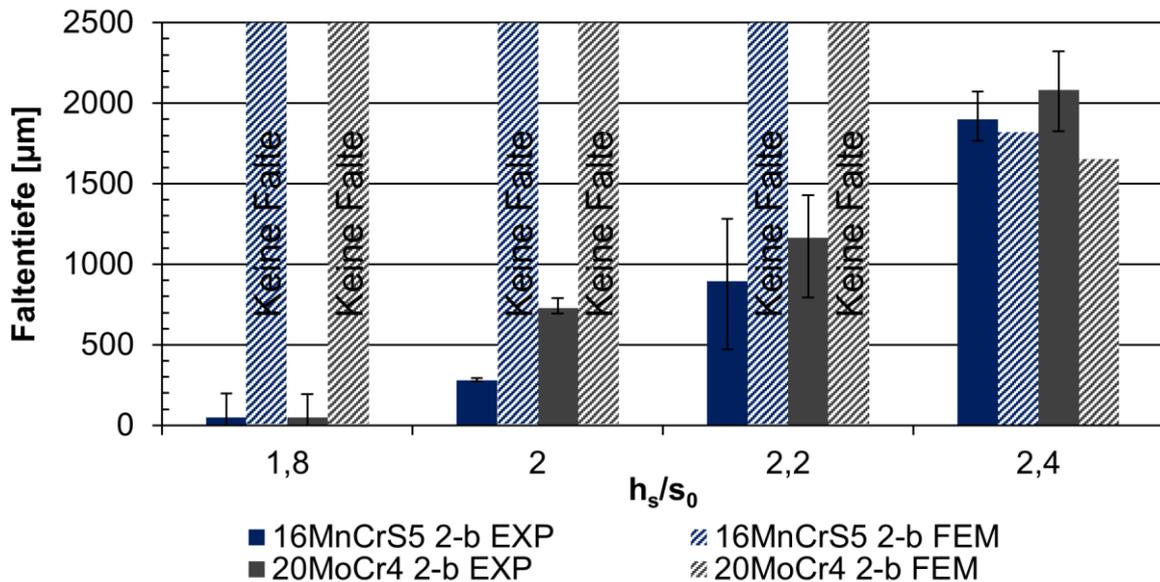


Abbildung 7.29 Vergleich der experimentell und numerisch bestimmten Faltentiefe in Abhängigkeit vom Werkstoff und von der bezogenen freien Stauchhöhe ($\phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

In **Abbildung 7.30** ist eine Gegenüberstellung mikroskopischer Aufnahmen nach *Prozessroute 2b* hergestellter Bundwellen aus 16MnCrS5 (links) und 20MoCr4 (rechts) für die bezogene Stauchhöhe $h_s/s_0 = 2,2$ und das Durchmesser Verhältnis $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$ gezeigt.

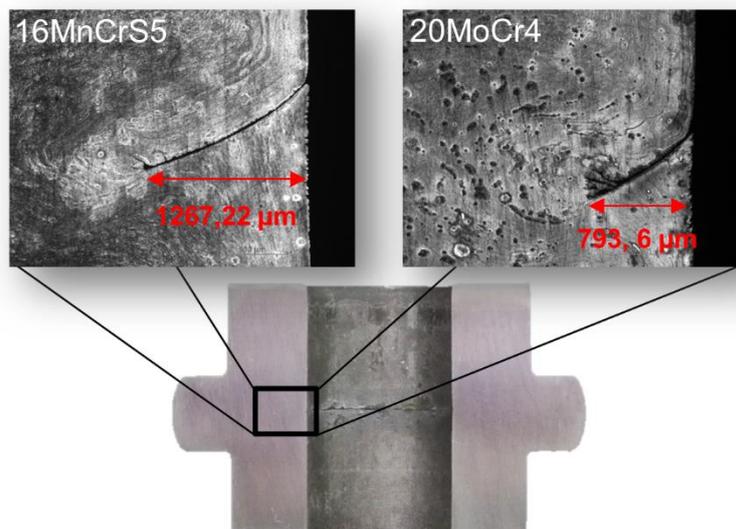


Abbildung 7.30 Gegenüberstellung der mikroskopischen Aufnahmen der Faltenbildung für den Werkstoff 16MnCrS5 (links) und 20MoCr4 (rechts) für die Prozessroute 2-b ($\phi D_I/\phi D_A = 0,5$, $h_s/s_0 = 2,2$)

Die mikroskopische Analyse zeigt, dass für dieses bezogene Stauchhöhen- sowie Durchmesser Verhältnis eine Falte 2. Art vorliegt. Die in **Kap. 6.2** beschriebene Subduktion des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes ist in beiden Schliffbildern deutlich zu erkennen.

Die numerische Analyse (**Abbildung 7.31**) hingegen verdeutlicht, dass diese Subduktion mittels der Methode der finiten Elemente nicht abgebildet werden kann. Die Halbzeugverfestigung sowie die spezifischen geometrischen Eigenschaften des hohlen Halbzeuges (Kanteneinzug) wurden durch eine Simulation des Napf-Rückwärts-Fließpressens berücksichtigt. Die Höhe des

hohlen Halbzeuges wurde durch boolesche Operationen erzeugt und die plastomechanischen Kenngrößen des Napf-Rückwärts-Fließpressens anschließend auf ein Netz mit sehr hoher Dichte im faltengefährdeten Bereich unter Verwendung von Mesh-Windows interpoliert. Trotz Verwendung einer sehr geringen Elementkantenlänge im faltengefährdeten Bereich von $l < 0,1 \text{ mm}$ kann der beobachtete Umformfehler bzw. die in den experimentellen Untersuchungen beobachtete Faltenbildung 2. Art nicht abgebildet werden. Deutlich wird dies anhand der vergrößerten Darstellung des Netzes im faltengefährdeten Bereich nach dem Bundanstauchen. Zwischen den gelb markierten Knoten und dem Innendorn besteht Kontakt (**Abbildung 7.31, rechts oben**). Eine Subduktion des von oben nachfließenden Werkstoffes ist somit mit der Methode der finiten Elemente nicht darstellbar. Die mikroskopische Analyse der Medianebene einer von den Prozesseingangsbedingungen vergleichbaren experimentell hergestellten Bundwelle in **Abbildung 7.31, rechts** zeigt eine Falte, die sich mehr als $1000 \mu\text{m}$ in das Bauteil hineinzieht und damit signifikant länger als die Elementkantenlänge des FEM Modells ist.

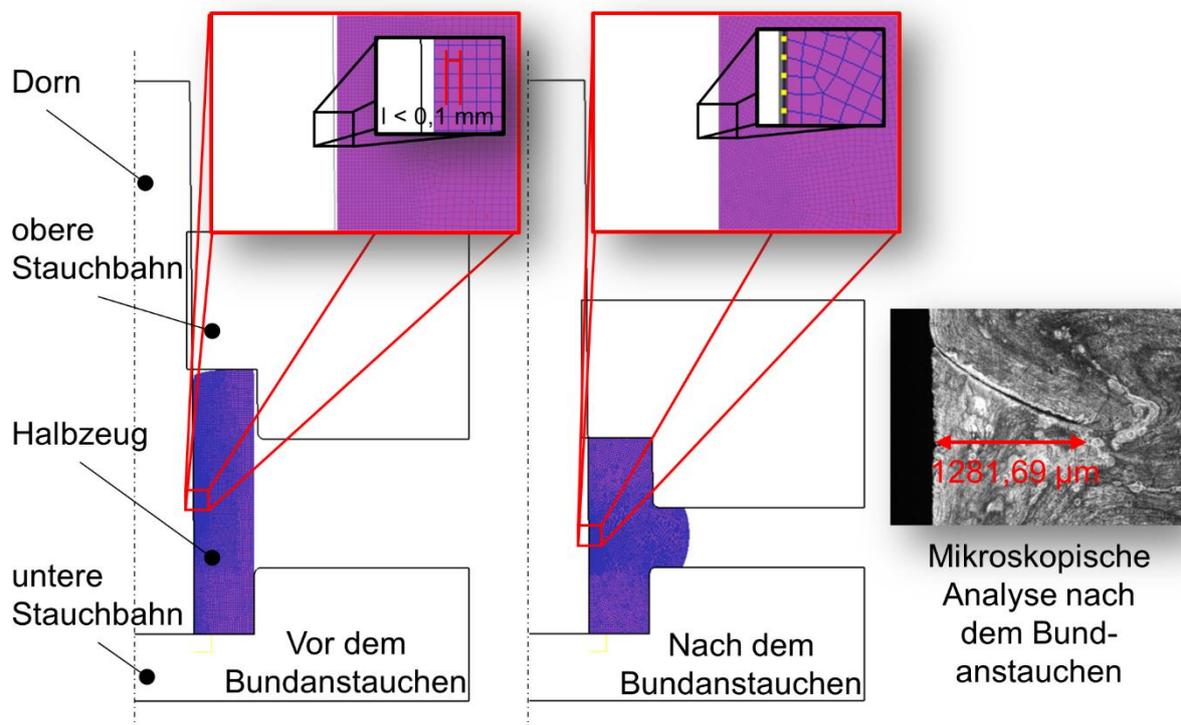


Abbildung 7.31 Ergebnisse der numerischen Analyse einer mittels Prozessroute 2b hergestellten Bundwelle aus 16MnCrS5 ($\phi D_1/\phi D_A = 0,5$, $h_S/s_0 = 2,2$)

In **Abbildung 7.32** wird die Differenz zwischen der numerisch und experimentell bestimmten Umformkraft in Abhängigkeit des Umformweges einer Bundwelle, hergestellt mittels *Prozessroute 2-b*, verdeutlicht. Der experimentell bestimmte Umformweg wurde um die elastische Dehnung der Umformpresse korrigiert. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die experimentelle Herstellung der Bundwelle in einem zweistufigen Umformprozess mit spanender Bearbeitung zwischen den Umformstufen erfolgt ist. Die Zerspanung wurde für die numerischen Untersuchungen durch booleschen Operationen ersetzt und die plastomechanischen Kenngrößen des Napf-Rückwärts-Fließpressens anschließend auf das neue Netz interpoliert. Eine Berücksichtigung der im realen Prozess freiwerdenden (unbekannten) Eigenspannungen kann somit nicht erfolgen. Trotz dieser Vereinfachungen sind die festgestellten Abweichungen

zwischen numerisch und experimentell bestimmter Umformkraft gering. Anhand des experimentell bestimmten Kraft-Weg-Verlaufes lässt sich nicht auf die Faltenbildung 2. Art schließen.

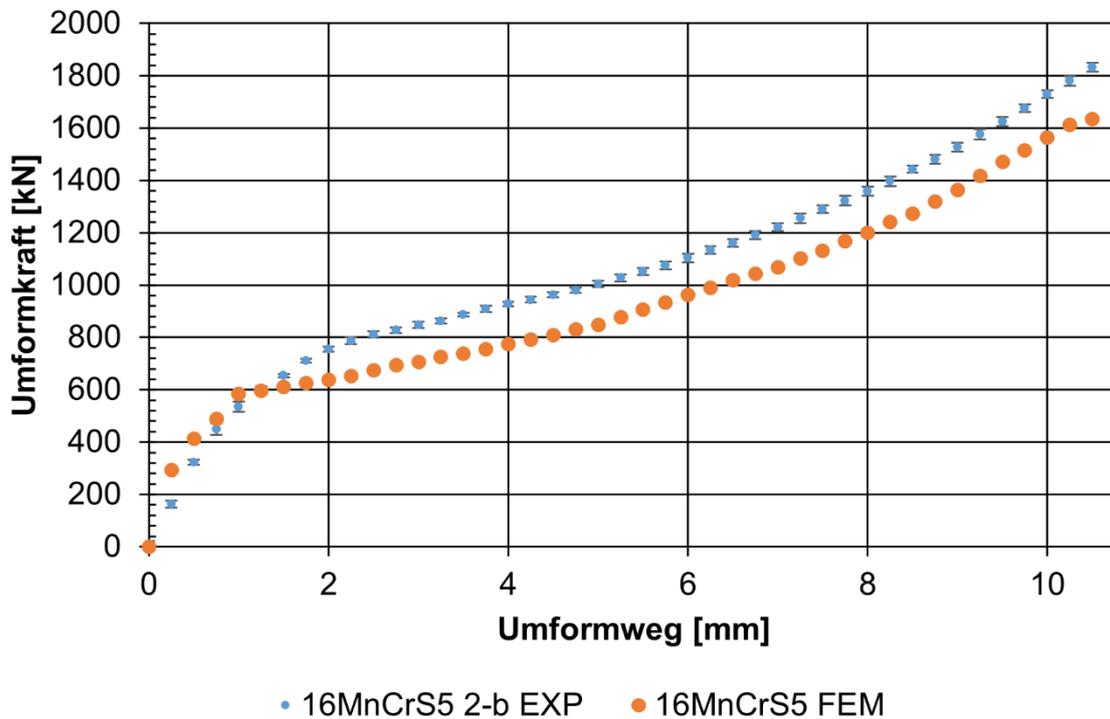


Abbildung 7.32 Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten Umformkraft in Abhängigkeit vom Umformweg (16MnCrS5, Prozessroute 2b, $\varnothing D_1/\varnothing D_A = 0,5$, $h_s/s_0 = 2,2$)

Die hier gezeigte numerische Analyse des Werkstoffflusses verdeutlicht, dass die Falte 2. Art trotz Verwendung genauer Simulationsmodelle und unter Berücksichtigung der am Herstellungsprozess beteiligten Fertigungsschritte prädiktiv nicht vorhergesagt werden kann.

Es bleibt zu prüfen, ob die prädiktive Vorhersage der Werkstückschädigung alternativ durch verfügbare Schädigungsmodelle mit einer ausreichenden Genauigkeit möglich ist. Das Prinzip der Berechnung des Schadenswertes der verschiedenen Bruchkriterien ist bei allen Modellen weitestgehend identisch. Ausgehend von verschiedenen Einflussfaktoren wie Spannungen, Dehnungen, Umformgraden, Umformgeschwindigkeit, Werkstoffeigenschaften usw. wird ein Schadenswert D ermittelt. Mittels Analogieversuchen, die die werkstofflichen Gegebenheiten und die im realen Umformprozess auftretenden plastomechanischen Umformgrößen möglichst gut abbilden sollten, wird ein kritischer Schadenswert D_{krit} ermittelt. Überschreitet der berechnete Schadenswert D den kritischen Schadenswert D_{krit} , wird von einer Schädigung des Werkstoffes in der Simulation ausgegangen. Die zahlreichen Schädigungsmodelle zeichnen sich durch eine unzureichende Allgemeingültigkeit aus und sind stark von Geometrie, Umformgeschichte und Materialkonstanten sowie dem verfahrensspezifischen Spannungszustand abhängig. Die Bestimmung des kritischen Schadenswertes D_{krit} ist in vielen Fällen nur durch Analogieversuche möglich.

Die in der für diese Arbeit verwendeten Simulationssoftware implementierten Schädigungsmodelle nach Freudenthal [Fre50], McClintock [McC68], Cockcroft & Latham [Coc86], Rice & Tracy [Ric69], Brozzo [Bro72], Oyane [Oya72], Osakada [Osa78], Ayada [Aya84], Zhao & Kuhn [Zha92] sowie das über eine Subroutine implementierte Scherkriterium nach Gouveia

[Gou98] wurden in Bezug auf ihre Vorhersagegüte der Falte 2. Art überprüft. In **Abbildung 7.33** sind die auf die maximale Schädigung normierten, akkumulierten Damagewerte für die genannten Schädigungskriterien im faltengefährdeten Bereich einer nach *Prozessroute 1-a-b* umgeformten Bundwelle für die zweite Stauchstufe erläutert. Nimmt der normierte Damagewert einen Wert $D_{max} = 1$ an, wird die maximale Schädigung in der Medianebene der Bundwelle an der inneren Mantelfläche vorhergesagt. Anhand dieses Vergleiches ist lediglich eine Aussage hinsichtlich der prädiktiv korrekten Vorhersage des Schädigungsortes möglich.

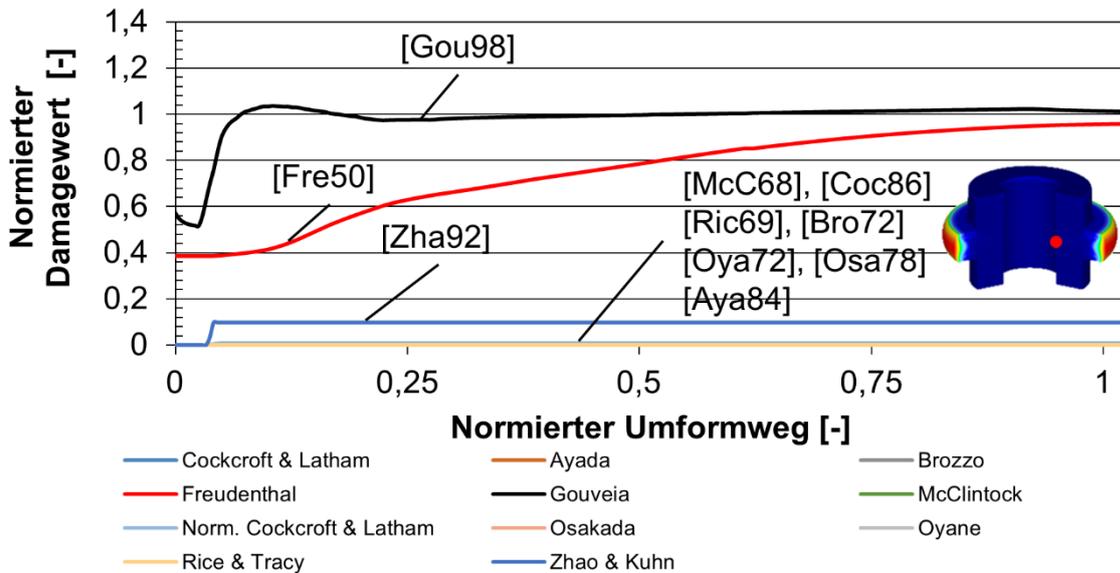


Abbildung 7.33 Vergleich der Schädigungsentwicklung verschiedener Schadensmodelle im faltengefährdeten Bereich (16MnCrS5, Prozessroute 1-a-b, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$, $h_s/s_0 = 2,6$)

Aus **Abbildung 7.33** geht hervor, dass mittels der Schädigungskriterien nach Freudenthal und Gouveia im faltengefährdeten Bereich sehr hohe Schädigungswerte vorhergesagt werden. Beim Scherkriterium nach Gouveia fällt auf, dass die Schädigung im faltengefährdeten Bereich bereits kurz nach Beginn der Umformung einen konstanten Wert annimmt und nicht weiter steigt. Sowohl das Kriterium nach Freudenthal als auch das Kriterium nach Gouveia sagen eine ähnlich hohe oder höhere Schädigung im Bereich der Stauchbahnradien vorher. In diesen Bereichen ist jedoch die Bildung einer Falte 2. Art aufgrund der Oberflächenvergrößerung sowie des Werkstoffflusses ausgeschlossen. Die Ursache der Faltenbildung 2. Art wird daher weder von Freudenthal noch von Gouveia eindeutig vorhergesagt. Darüber hinaus ist keine quantitative Aussage über die Tiefe der Schädigung möglich. Mit den anderen getesteten Schädigungskriterien nach McClintock [McC68], Cockcroft & Latham [Coc86], Rice & Tracy [Ric69], Brozzo [Bro72], Oyane [Oya72], Osakada [Osa78], Ayada [Aya84], Zhao & Kuhn [Zha92] kann keine Schädigung im faltengefährdeten Bereich vorausgesagt werden.

Interpretation der Ergebnisse

Die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Prozessroute bzw. der Umformhistorie auf die Faltenbildung 1. Art in der Medianebene der Bundwellen zeigen, dass die geometrischen Prozesseingangsgrößen in Wechselwirkung mit dem Verfestigungszustand sowie des Versuchswerkstoffes des hohlen Halbzeuges stehen und hinsichtlich der Faltenart differenziert betrachtet werden müssen.

Für das Durchmesser Verhältnis der hohlen Halbzeuge von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ und die untersuchten Stahllegierungen führt eine fertigungsbedingte Verfestigung des hohlen Halbzeuges (*Prozessroute 2-b*) zu einer gegenüber der *Prozessroute 2-a* um rund 30 % reduzierten Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe. Für den untersuchten Aluminiumwerkstoff kann anhand der experimentellen Untersuchungen eine Reduzierung der Verfahrensgrenze um 20 % belegt werden.

Für das Durchmesser Verhältnis des hohlen Halbzeuges von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$ ist durch Wahl der *Prozessroute 2-b* anhand der experimentellen Ergebnisse eine Reduzierung der Verfahrensgrenze um rund 20 % für die beiden Stahllegierungen nachweisbar. Für die untersuchte Aluminiumlegierung ergibt sich bei Herstellung der Bundwellen mittels *Prozessroute 2-b* und dem Durchmesser Verhältnis von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$ eine Reduzierung der Verfahrensgrenze von rund 10 %.

Weiterhin wird anhand der numerischen und experimentellen Untersuchungen deutlich, dass in Abhängigkeit der bezogenen freien Stauchhöhe zwischen den Faltenbildungsmechanismen 1. Art und 2. Art unterschieden werden muss. So kann unter Zuhilfenahme der Methode der finiten Elemente für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ eine zur Faltenbildung 1. Art führende und erhöhte Halbzeuginstabilität ab einer bezogen freien Stauchhöhe von $h_S/s_0 = 2,4$ in Folge der Vorverfestigung festgestellt werden. Verglichen mit den Halbzeugen der *Prozessroute 2-a* kommt es durch die umformtechnische Herstellung der hohlen Halbzeuge zu einer reduzierten Knicksteifigkeit und damit zu einer früheren Faltenbildung 1. Art. Aufgrund der mit der umformtechnischen Herstellung der hohlen Halbzeuge einhergehenden plastischen Deformation ist – zumindest lokal – von einer Verringerung des E-Moduls auszugehen [Mün04]. Nach *Euler* reduziert sich die ertragbare Knickspannung mit sinkendem E-Modul. Streng genommen besitzen in der vorliegenden Arbeit aber weder die Gleichungen nach *Euler* (nur für den elastischen Fall) noch die Gleichungen nach *Tetmajer* ($\sigma_K < k_f$) Gültigkeit und der reduzierte E-Modul kann daher nicht als singulärer Erklärungsansatz für die reduzierte Knicksteifigkeit, verglichen mit unverfestigten Halbzeugen, herangezogen werden.

Die Halbzeugherstellung durch Napf-Rückwärts-Fließpressen und Entfernen des Bodens führt verfahrensbedingt zu einer hohen Plastifizierung im mantelflächennahen Bereich des Innendurchmessers. In Richtung der Mantelfläche des Außendurchmessers nimmt die Plastifizierung hingegen signifikant ab. Dadurch ergibt sich eine heterogene Formänderungsverteilung über den Halbzeugquerschnitt, einhergehend mit einem geringeren Stoffflusswiderstand in Richtung des angestauchten Bundes, der den Werkstofffluss in radialer Richtung erleichtert.

Die reduzierte Knicksteifigkeit der vorverfestigten Halbzeuge für bezogene freie Stauchhöhen $h_S/s_0 = 2,4$ und das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ kann demnach als Folge der heterogenen Formänderungsverteilung, hervorgerufen durch das Napf-Rückwärts-Fließpressen, in Wechselwirkung mit einem reduzierten E-Modul und damit als Ursache für die Verschiebung der Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe in Richtung geringerer Stauchhöhen interpretiert werden.

Für beide untersuchten Durchmesser Verhältnisse kann für den Werkstoff EN AW6082 eine gegenüber den Stahllegierungen reduzierte Knicksteifigkeit für die *Prozessroute 2-a* festgestellt werden. Weiterhin fällt eine gegenüber den Stahllegierungen signifikant geringere Differenz zwischen den Verfahrensgrenzen der *Prozessrouten 2-a* und *2-b* auf. Die Aluminiumlegierung weist einen geringeren E-Modul auf, der zu einer reduzierten Knicksteifigkeit des unverfestig-

ten Halbzeuges und damit zu einer früheren Faltenbildung 1. Art führt. Einen weiteren Erklärungsansatz für die gegenüber den Stahllegierungen reduzierte Knicksteifigkeit der untersuchten Aluminiumlegierung kann z.B. für die *Prozessroute 2-a* ein Einfluss des vorangehenden Napf-Rückwärts-Fließpressens sein. Bei den Stahlwerkstoffen kommt es zu einer in Werkstoffflussrichtung liegenden Ausrichtung der Mangansulfide (Faserverlauf). Diese senkrecht zur Stauchrichtung verlaufenden Sulfide können eine Auswirkung auf die Knicksteifigkeit des hohlen Halbzeuges haben. Eine Korrelation zwischen Ausrichtung der Mangansulfide und mechanischen Eigenschaften von Kaltfließpressteilen wird z.B. in [Sch13] nachgewiesen. Der Aluminiumwerkstoff verfügt nicht über derartige Mangansulfide, sondern weist lediglich Ausscheidungen auf.

Die Verfahrensgrenze der *Prozessroute 2-b* konnte hingegen sowohl für die Stahl- als auch die Aluminiumlegierung sowie für beide Durchmesserhältnisse bei gleichen bezogenen Stauchhöhen festgestellt werden. Es ist daher anzunehmen, dass die zur Faltenbildung 2. Art führenden Mechanismen werkstoffunspezifisch sind und die Subduktion des von oben nachfließenden Werkstoffes die Neigung zum instabilen Ausknicken gänzlich verhindert.

Die numerische Darstellung der Faltenbildung 2. Art erweist sich als schwierig, da die zugrunde liegenden Mechanismen und Einflussgrößen unbekannt sind und durch die verfügbaren Schädigungskriterien nicht korrekt dargestellt werden.

In **Kap. 11** sind die numerischen und experimentellen Ergebnisse zur Bestimmung der Verfahrensgrenze beim Bundanstauchen an hohlen Fließpressteilen in Abhängigkeit der untersuchten Einflussparameter der vorliegenden Arbeit anhand von Arbeitsdiagrammen übersichtlich dargestellt.

8 Untersuchung der Faltenbildung 2. Art

Einen Schwerpunkt des folgenden Kapitels bilden die numerischen und experimentellen Untersuchungen der Faltenbildung 2. Art mit dem Ziel der Identifizierung und Validierung weiterer Einflussgrößen. Da die Vermeidung der Halbzeuginstabilität während des Umformens Voraussetzung für das Auftreten der Falte 2. Art ist, kommen sowohl für die numerischen als auch für die experimentellen Untersuchungen im Rahmen dieses Kapitels nur die *Prozessrouten* 1-x-x, 3-x, 2-b und 4-x sowie die Verfahrenskombinationen Stauchen und Quer-Fließpressen zur Anwendung (vgl. Kap. 5.4).

8.1 Vermeidung der Faltenbildung 1. Art als Voraussetzung zur Entstehung (Untersuchung) der Faltenbildung 2. Art

Ein Teilziel der vorliegenden Arbeit ist die Erweiterung der Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* beim Anstauchen von hohlen Fließpressteilen durch Vermeidung des instabilen Ausknickens. Zur Vermeidung des instabilen Ausknickens soll ein zweistufiger Umformprozess mit einer gezielten Masseverteilung in der ersten Umformstufe zur Erhöhung der Halbzeugstabilität untersucht werden. Die Herstellung der finalen Bauteilgeometrie mit einem Bundelement, das über zwei parallele Bundflächen verfügt, erfolgt in der zweiten Umformstufe. Numerische Voruntersuchungen haben gezeigt, dass sich zur Vermeidung der Faltenbildung 1. Art hinsichtlich der Halbzeugstabilität, bei kritischen bezogenen freien Stauchhöhen grundsätzlich alle Vorstauchformen mit einer stabilitätserhöhenden Masseverteilung im Bundbereich anbieten. Besonders geeignet erscheinen Vorstauchformen mit konischen Stauchbahnen, die in Abhängigkeit vom Stauchbahnwinkel α einen in Richtung des Innendorns wirkenden Kraftvektor \vec{F} erzeugen, der das instabile Ausknicken vermeidet (**Abbildung 8.1 rechts**). Das Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse zum Einfluss des Stauchbahnwinkels auf die äquatoriale Faltenbildung ist in **Abbildung 8.1 links** gezeigt. Es wurden insgesamt 100 Designs mit dem Latin Hypercube Sampling erstellt und berechnet. Das Ergebnis zeigt, dass das instabile Ausknicken und damit die Faltenbildung 1. Art für Stauchbahnwinkel $\alpha \leq 50^\circ$ vermieden werden kann.

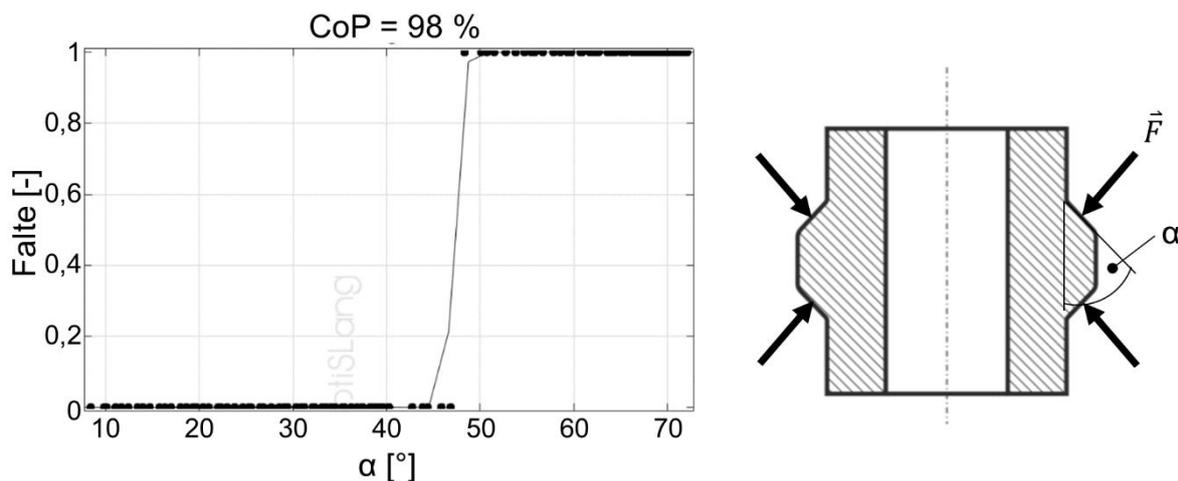


Abbildung 8.1 Faltenbildung (0 = keine Falte; 1 = Falte) in Abhängigkeit vom Stauchbahnwinkel α (16MnCrS5, LHS, 100 Designs, $h_s/s_0 = 2,8$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$) (links) und Visualisierung der Vorstauchform mit einem Stauchbahnwinkel α und den Kraftvektoren \vec{F} (rechts)

Dieses Ergebnis der numerischen Sensitivitätsanalyse wurde für die in **Abbildung 8.2** aufgeführten Versuchswerkstoffe validiert. Es wird deutlich, dass eine werkstoffabhängige Korrelation zwischen Stauchbahnwinkel und Faltentiefe besteht. Für die untersuchten Werkstoffe kann die Faltenbildung – verursacht durch instabiles Ausknicken des hohlen Halbzeuges – mit einem Stauchbahnwinkel $\alpha \leq 45^\circ$ vermieden werden.

Aufgrund der Ergebnisse der numerischen Sensitivitätsanalysen, mit denen eine Vermeidung des instabilen Ausknickens in Abhängigkeit vom Stauchbahnwinkel der ersten Stufe nachgewiesen werden kann, wird für die weiteren numerischen und experimentellen Untersuchungen des zweistufigen Verfahrens der Prozessrouten 1-x-x, 3-x und 4-x ein Stauchbahnwinkel von $\alpha = 45^\circ$ gewählt.

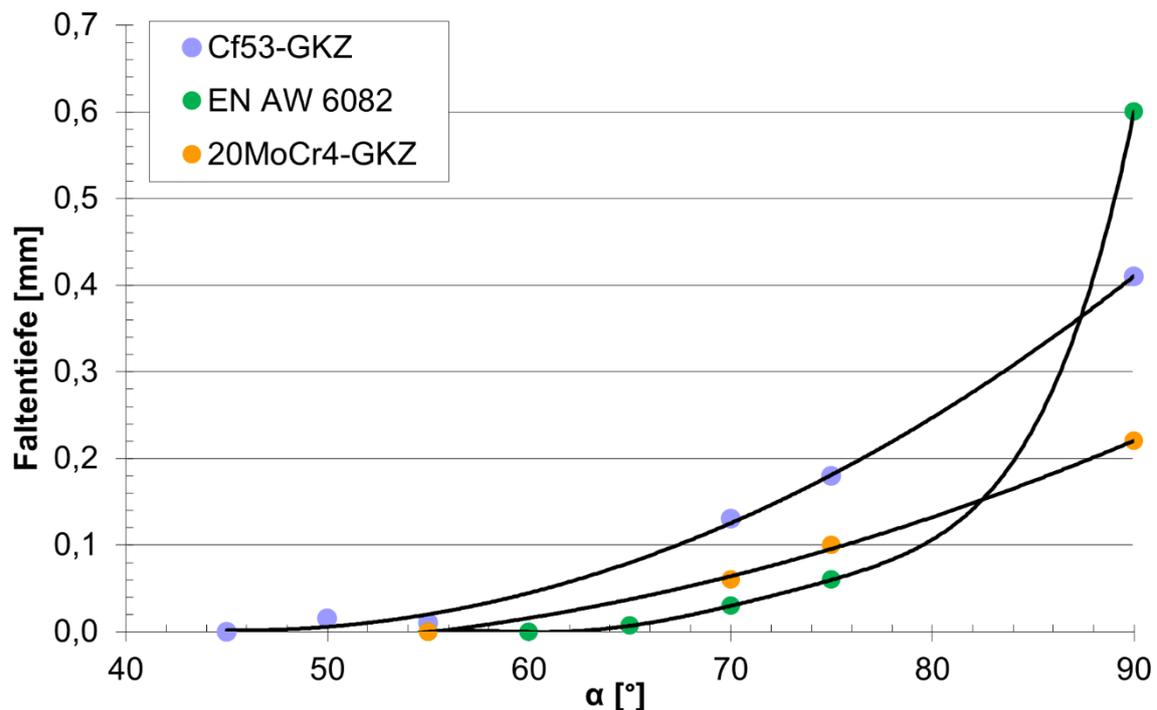


Abbildung 8.2 Faltentiefe in Abhängigkeit des Stauchbahnwinkels α und des Werkstoffes nach der ersten Umformstufe ($h_s/s_0 = 2,8$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

8.2 Experimentelle Identifizierung von Einflussgrößen auf die Faltenbildung 2. Art

Wie in **Kap. 7.5.1** gezeigt werden konnte, ist eine numerische Vorhersage der Faltenbildung 2. Art sowohl unter Zuhilfenahme der in der Software implementierten Schadenskriterien als auch durch den numerisch berechneten Werkstofffluss und auch durch Betrachtung anderer plastomechanischer und rheologischer Kenngrößen nicht zweifelsfrei möglich. Daher sind umfangreiche experimentelle Untersuchungen mit dem Ziel der Identifizierung von Einflussgrößen auf die Faltenbildung 2. Art durchgeführt worden. Die Ergebnisse werden in den folgenden Unterkapiteln erläutert.

8.2.1 Einfluss des Werkstoffes und des Gefüges auf die Faltenbildung 2. Art

Anhand der in **Kap. 7.5** diskutierten experimentellen Untersuchungen wird deutlich, dass die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe*, ab der es zur Faltenbildung 2. Art kommt, werkstoffunspezifisch ist. In **Tabelle 8.1** ist der Versuchsplan zur Untersuchung des Werkstoffeinflusses in Wechselwirkung mit der bezogenen freien Stauchhöhe sowie der Wanddicke auf die Faltenbildung beim Bundanstauchen hohler Fließpressteile gezeigt.

Tabelle 8.1 Versuchsplan zur Untersuchung des Werkstoffeinflusses in Wechselwirkung mit der bezogenen Stauchhöhe und der bezogenen Wanddicke auf die Faltenbildung

Werkstoff [-]	Prozessroute [-]	h_s/s_0 [-]	$\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$	$\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$
16MnCrS5	2-b	2	x	x
		2,2	x	-
		2,25	-	x
20MoCr4	2-b	2	x	x
		2,2	x	-
		2,25	-	x
EN AW6082	2-b	2	x	x
		2,2	x	-
		2,25	-	x

Zwischen den Faltentiefen treten hingegen bei gleichen bezogenen freien Stauchhöhen signifikante Unterschiede in Abhängigkeit vom Versuchswerkstoff auf (**Abbildung 8.3** und **Abbildung 8.4**). Für die in **Abbildung 8.3** gezeigten bezogenen freien Stauchhöhen lassen sich in den mikroskopischen Analysen für den Werkstoff 20MoCr4 die tiefsten Falten feststellen. Der Werkstoff 16MnCrS5 weist hingegen signifikant geringere Faltentiefen auf. Für den Versuchswerkstoff EN AW6082 lassen sich die geringsten Faltentiefen feststellen. Durch eine Erhöhung der bezogenen freien Stauchhöhe kommt es für die untersuchten Versuchswerkstoffe zur Bildung einer tieferen Falte 2. Art, da aufgrund des mit der Stauchhöhe linear zunehmenden Werkstoffvolumens, mehr Werkstoff in das Bauteil abgleiten kann. Alle Bundwellen mit diesem Durchmesserverhältniss ($\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$) wurden auf eine Bundhöhe von 9 mm gestaucht.

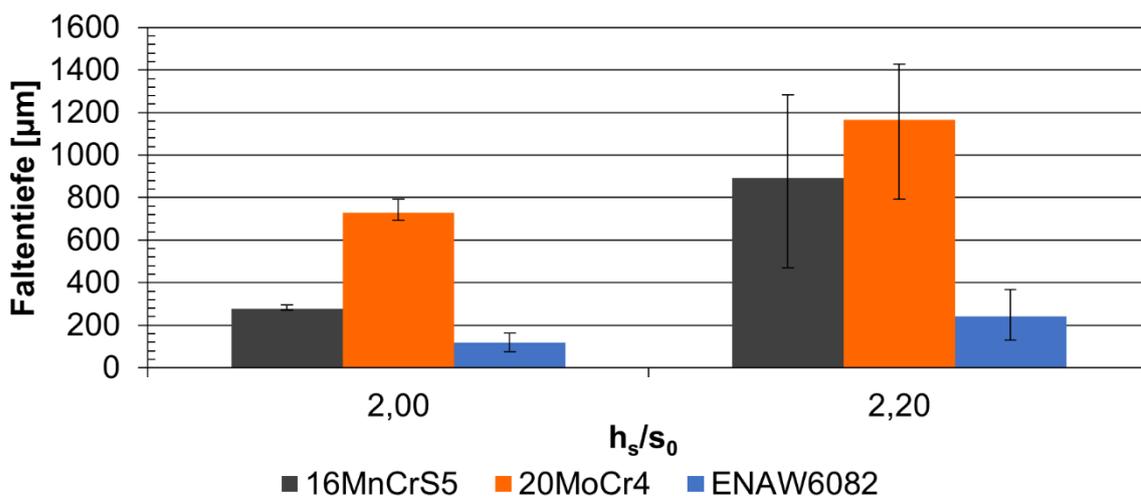


Abbildung 8.3 Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe und des Versuchswerkstoffes (Prozessroute 2b, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$)

In **Abbildung 8.4** ist die Faltentiefe der Falte 2. Art für die *Prozessroute 2-b* und das bezogene Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$ für die drei untersuchten Versuchswerkstoffe sowie die bezogenen Stauchhöhenverhältnisse $h_s/s_0 = 2$ und $h_s/s_0 = 2,26$ dargestellt. Für alle untersuchten Versuchswerkstoffe bestätigt sich der für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ festgestellte Trend.

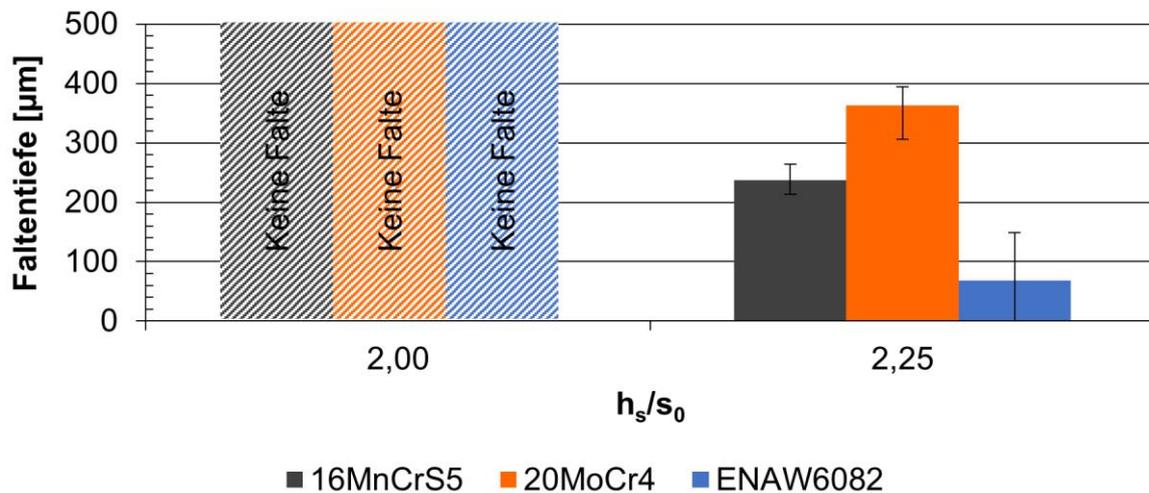


Abbildung 8.4 Faltentiefe in Abhängigkeit vom Versuchswerkstoff (Prozessroute 2-b, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$)

Es fällt für beide Durchmesser Verhältnisse auf, dass die Verfahrensgrenze, ab der es zur Faltenbildung 2. Art kommt, keine Korrelation zur Wanddicke des hohlen Halbzeuges aufweist. Dies deutet auf Einflussfaktoren unabhängig von der Wanddicke des hohlen Halbzeuges auf die Faltenbildung 2. Art hin.

8.2.2 Einfluss der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges vor der Umformung auf die Faltenbildung 2. Art

Der Versuchsplan zur Untersuchung des Einflusses der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges vor der Umformung auf die Faltenbildung 2. Art ist in **Tabelle 8.2** gezeigt.

Aufgrund der zeit- und kostenintensiven Präparation einer definierten Oberflächenqualität der inneren Mantelflächen der hohlen Halbzeuge durch spanende Verfahren wurde der Einfluss der Oberflächenqualität auf die Faltenbildung 2. Art nur für das bezogene Durchmesser Verhältnis von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ untersucht. Für dieses bezogene Durchmesser Verhältnis liegt die größte experimentelle Datenbasis vor, so dass eine mögliche Verschiebung der Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe den anderen experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt werden kann.

Tabelle 8.2 Versuchsplan zur Untersuchung des Einflusses der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges vor der Umformung auf die Faltenbildung 2. Art

Werkstoff [-]	Prozessroute [-]	h_s/s_0 [-]	$\varnothing D_I/\varnothing D_A$
16MnCrS5	1-a-b	2,6	0,5
	3-b-1		
	3-b-2		
	3-b-3		
20MoCr4	1-a-b	2,6	0,5
	3-b-1		
	3-b-2		
	3-b-3		

In **Abbildung 8.5** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges vor der Umformung für die beiden Versuchswerkstoffe 16MnCrS5 und 20MoCr4 dargestellt. Für die experimentellen Untersuchungen kamen die zweistufigen Prozessrouten 1-a-b sowie 3-b-1, 3-b-2 und 3-b-3 ohne Wärmebehandlung nach der ersten Stauchstufe mit einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,6$ zum Einsatz. Die Herstellung der hohlen Halbzeuge für die Prozessroute 3-b-x erfolgte spanend mit einer definierten Oberflächenqualität (vgl. Kap. 5.4). Anhand der Ergebnisse der Faltentiefenmessung der Längsschliffe nach der zweiten Stauchstufe ist eine signifikante Korrelation zwischen der Qualität der Oberfläche des hohlen Halbzeuges vor dem Stauchprozess sowie der Faltentiefe zu erkennen. Dabei lässt sich feststellen, dass je größer die Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges ist, desto tiefer die Falte in der Äquatorialebene der Bundwelle. Diese Korrelation lässt sich sowohl für den Werkstoff 16MnCrS5 als auch für den Werkstoff 20MoCr4 nachweisen.

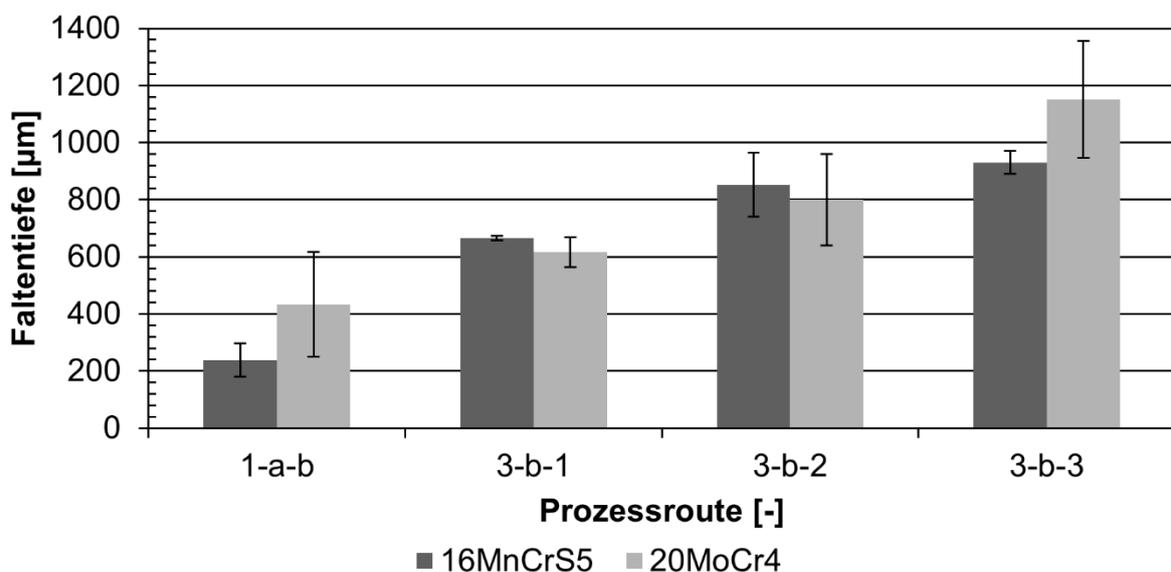


Abbildung 8.5 Faltentiefe in Abhängigkeit von der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges und der Prozessroute ($h_s/s_0 = 2,6$, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$)

In **Abbildung 8.6** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges anhand von Längsschliffen nach der zweiten Umformstufe für den Werkstoff 16MnCr5 visualisiert. Deutlich zu erkennen ist die Struktur der spanend hergestellten Oberfläche an der Faltenoberseite bei den Prozessrouten 3-b-x.

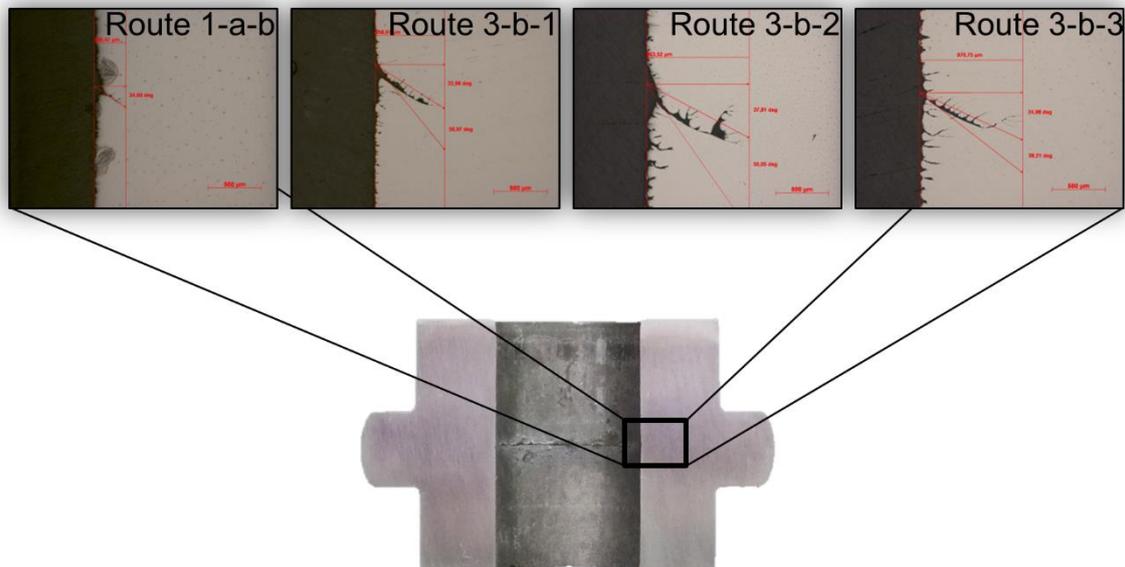


Abbildung 8.6 Visualisierung der Faltentiefe in Abhängigkeit von der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges (16MnCr5, $h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

In **Abbildung 8.7** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges anhand von Längsschliffen für den Werkstoff 20MoCr4 dargestellt. Auch hier ist eine signifikante Korrelation zwischen Faltentiefe und Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges vor der Umformung zu erkennen. Die Struktur der spanend hergestellten inneren Mantelfläche oberhalb der Falte lässt sich besonders gut im Schliffbild nach *Prozessroute 3-b-3* erkennen.

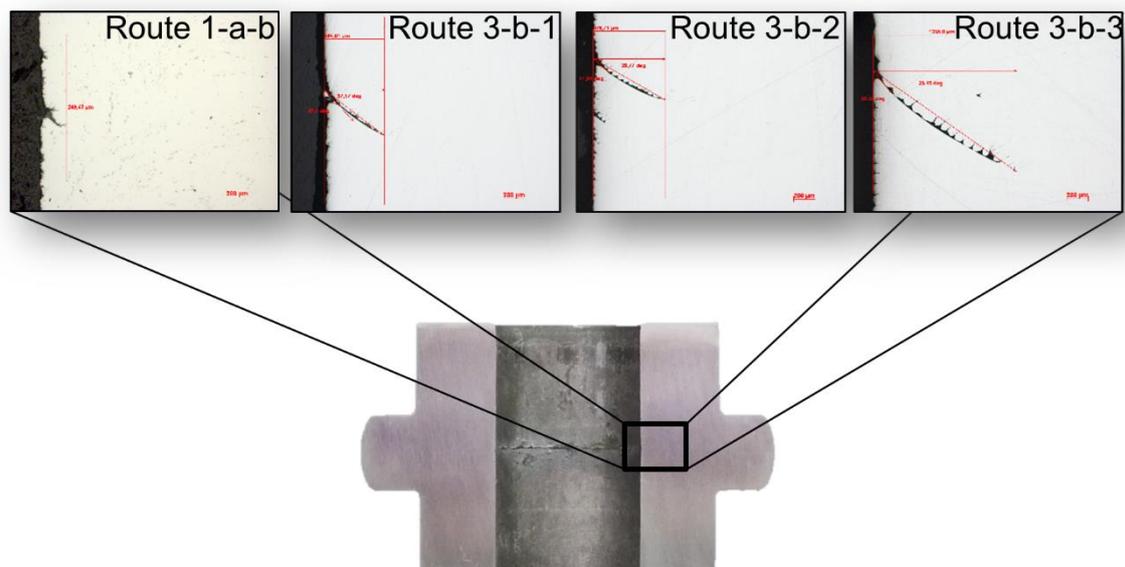


Abbildung 8.7 Visualisierung der Faltentiefe in Abhängigkeit der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges (20MoCr4, $h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

In **Abbildung 8.8** ist die Evolution der Faltenbildung in Abhängigkeit der Bundhöhe für die Prozessroute 3-b-2 anhand von mikroskopischen Aufnahmen von Längsschliffen verschiedener

Zustellungen nach der zweiten Stauchstufe exemplarisch für den Werkstoff 16MnCrS5 dargestellt.

Die Bundhöhe h_b sinkt mit steigender Nummerierung (1-6). Mit zunehmendem Umformweg kommt es zu einer Subduktion des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes in das Bauteil und damit zu einer Faltenbildung 2. Art (**Abbildung 8.8, Bild 5 und Bild 6**). Der exakte Moment des Faltenbeginns ist schwer über Zustellmuster zu bestimmen.

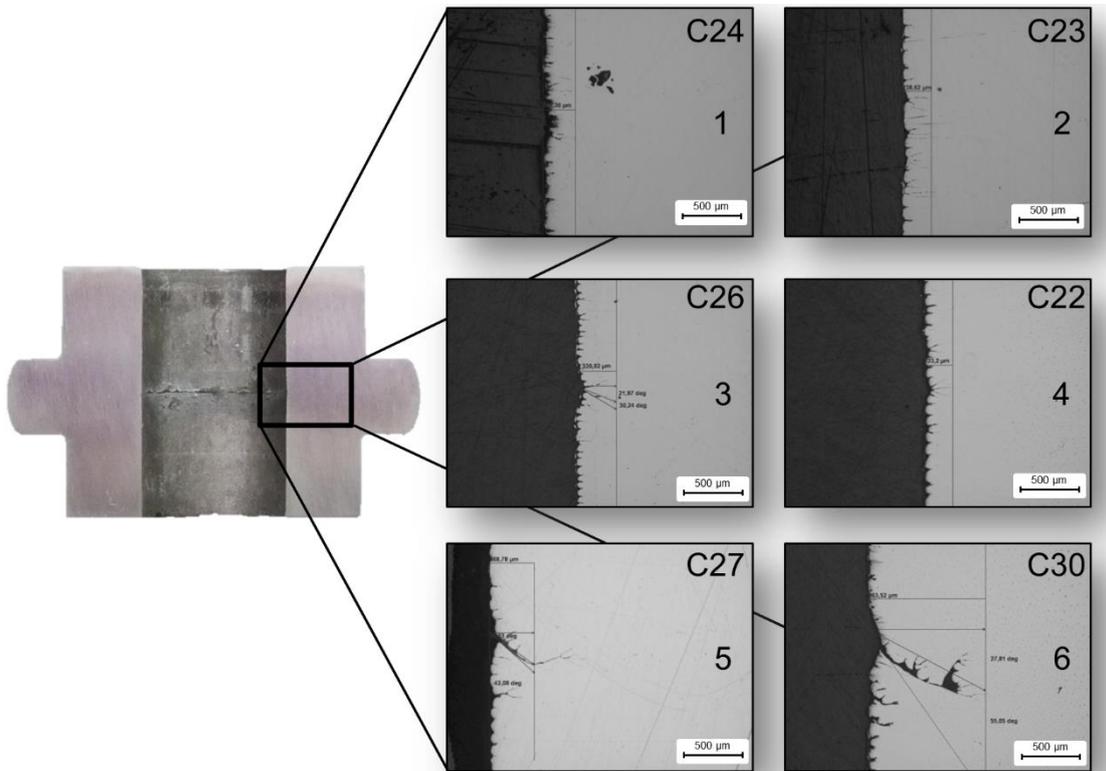


Abbildung 8.8 Faltenbildung in Abhängigkeit von der Bundhöhe (Prozessroute 3-b-2, 16MnCrS5, $h_s/s_0 = 2, 6$)

In **Abbildung 8.9** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit des Umformweges in Wechselwirkung mit der Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges vor der Umformung für den Versuchswerkstoff 16MnCrS5 gezeigt. Für die Bestimmung der Messpunkte wurden je zwei Zustellmuster der zweiten Stufe der *Prozessrouten 1-a-b, 3-b-1, 3-b-2* und *3-b-3* erstellt, vermessen, metallographisch aufbereitet und die Faltentiefe gemessen. Für eine bessere Visualisierung wurden jeweils der letzte faltenfreie Messpunkt und der erste Messpunkt mit Falte verbunden. Die jeweils zugehörige Ordinate gibt den bezogenen Umformweg des letzten faltenfreien Messpunktes an.

Es ist ersichtlich, dass mit zunehmender Oberflächenrauigkeit der bezogene Umformweg bis zur Faltenbildung abnimmt. So kommt es für die *Prozessroute 3-b-3* bereits nach 74 % des Umformweges der zweiten Stauchstufe zur Faltenbildung 2. Art. Für die *Prozessroute 1-a-b*, die verfahrensbedingt die geringste Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges aufweist, kommt es hingegen erst ab einem bezogenen Umformweg von 89 % zur Faltenbildung.

Nach Bildung der Falte 2. Art kann anhand der Entwicklung der Faltentiefe in Abhängigkeit von dem bezogenen Umformweg und in Wechselwirkung mit der Prozessroute keine eindeutige mathematische Korrelation für alle Prozessrouten angegeben werden. So ist der Anstieg der Faltentiefe bis zum Umformende für die *Prozessrouten 3-b-x* eher progressiv, während die Zunahme der Faltentiefe für die *Prozessroute 1-a-b* eher einen degressiven Verlauf annimmt.

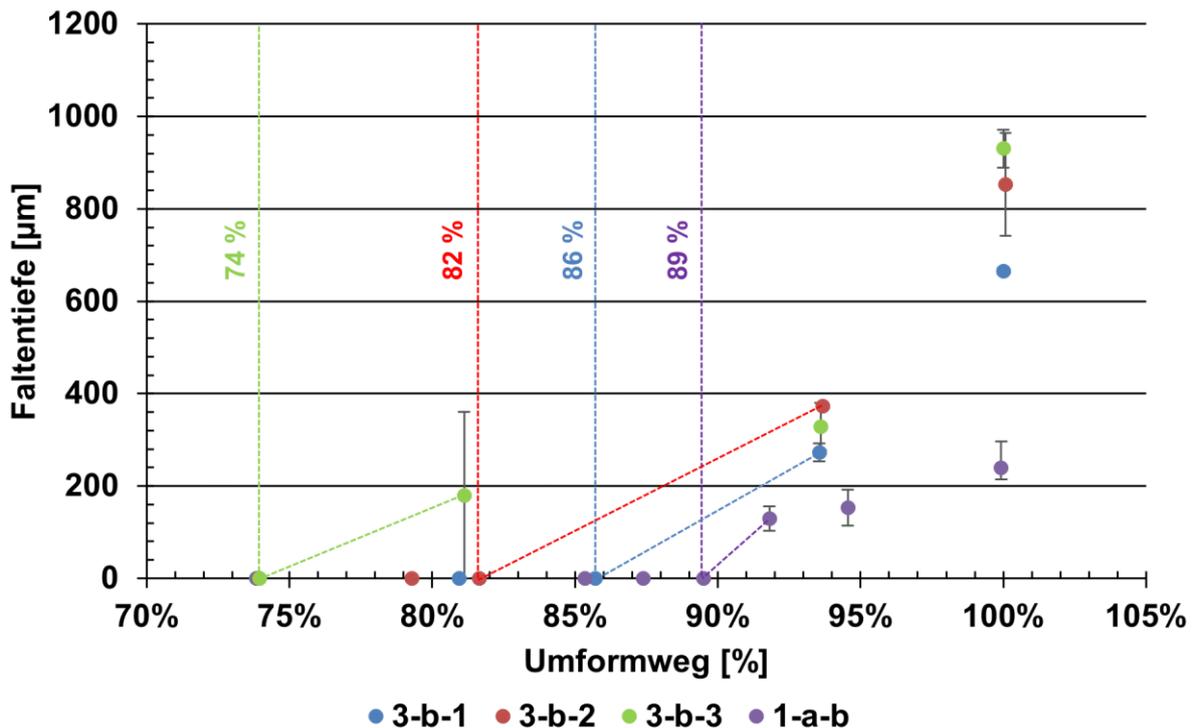


Abbildung 8.9 Faltentiefe in Abhängigkeit vom Umformweg in Wechselwirkung mit der Prozessroute (16MnCrS5, $h_s/\phi D_A = 0,65$, $h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_1/\phi D_A = 0,5$)

Interpretation der Ergebnisse

Die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges vor dem Bundanstauchen auf die Faltenbildung 2. Art weisen eine signifikante Korrelation zwischen Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges und der Faltentiefe auf. Es wird deutlich, dass eine hohe Oberflächenrauigkeit zu einer tieferen Falte 2. Art führt. Ebenso konnte anhand metallographischer Untersuchungen von Zustellmustern der vier gegenübergestellten Prozessrouten eine Korrelation zwischen Beginn der Faltenbildung 2. Art und Oberflächenrauigkeit (vgl. Tabelle 5.20) nachgewiesen werden. In Kap. 6.2 wurde eine lokale Aufrauung der inneren Mantelfläche und damit einhergehend die Bildung von multiplen Ausgangspunkten für die spätere Falte 2. Art bereits beschrieben. Die Kerbwirkung der spanend hergestellten Struktur der hohlen Halbzeuge wird durch die mit dem Stauchprozess einhergehende lokale Verkleinerung der inneren Mantelfläche im Bereich der späteren Falte verstärkt und die Bildung der Falte 2. Art begünstigt. Dies führt zu einer früheren Faltenbildung und schließlich zu einer tieferen Falte 2. Art.

Zwischen den umformtechnisch hergestellten Halbzeugen der Prozessroute 1-a-b und den spanend hergestellten Halbzeugen der Prozessrouten 3-b-x besteht hinsichtlich der Isotropie der Oberflächenstruktur, bezogen auf die Stauchrichtung, noch ein weiterer signifikanter Unterschied, der einen Erklärungsansatz für die signifikant unterschiedlichen Faltentiefen liefert.

Durch den Napf-Rückwärts-Fließpressprozess und den entgegen der Stempelbewegungsrichtung fließenden Werkstoff ergibt sich die in Abbildung 8.10, links gezeigte Oberflächenstruktur. Der rote Pfeil markiert die Bewegungsrichtung des Napfstempels. Anhand des Isotropieplots (Abbildung 8.10, links, unten) wird deutlich, dass sowohl die Rauigkeitstäler als auch die Rauigkeitsspitzen des genapften Halbzeuges in der späteren Stauchrichtung bzw. senkrecht zum Verlauf der späteren Falte 2. Art liegen. Die Rauigkeitstäler und Rauigkeitsspitzen der spanend hergestellten Oberflächenstruktur (Abbildung 8.10, rechts) hingegen liegen in einem Winkel

von 90° zur späteren Stauchrichtung bzw. in Faltenverlaufsrichtung. Durch die lokalisierte Oberflächenverkleinerung während des Stauchens wird die innere Mantelfläche zusätzlich gestaucht und die Rauigkeitstäler werden zu multiplen Ausgangspunkten für die spätere Falte 2. Art.

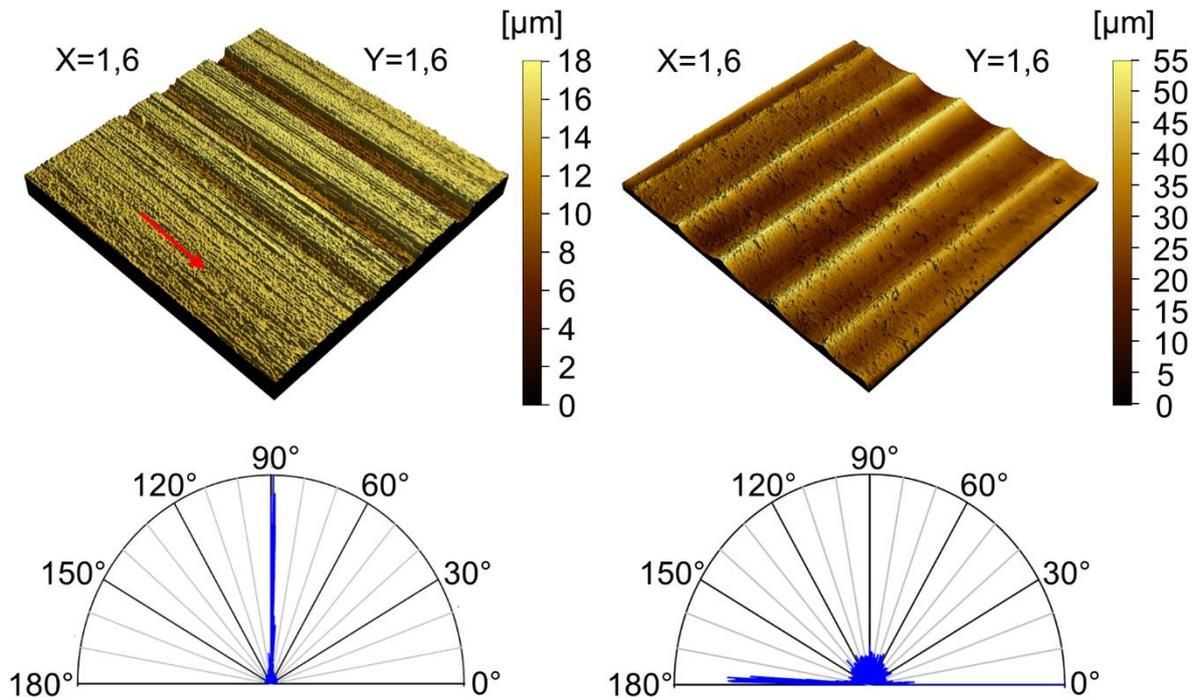


Abbildung 8.10 Oberflächenstruktur (oben) und Isotropieplot der Oberfläche (unten) des genapften Halbzeuges (6,7 % (links), Prozessroute 1-a-b) und des spanend hergestellten Halbzeuges (8,53 % (rechts), Prozessroute 3-b-3)

8.2.3 Einfluss der Umformhistorie des hohlen Halbzeuges auf die Faltenbildung 2. Art beim zweistufigen Bundanstauchen

Der Einfluss der Umformhistorie (Vorverfestigung) auf die Faltenbildung 2. Art soll ebenfalls anhand experimenteller Untersuchungen der *Prozessrouten 1-x-x* und *2-x* für die Werkstoffe 16MnCrS5, 20MoCr4 und ENAW6082 untersucht werden.

In **Tabelle 8.3** ist der Versuchsplan der experimentellen Untersuchungen zu den *Prozessrouten 1-x-x* für die drei untersuchten Versuchswerkstoffe gezeigt. Mittels der *Prozessroute 1-a-a*, die sowohl nach dem Napf-Rückwärts-Fließpressen als auch nach der ersten Stauchstufe eine werkstoffspezifische Wärmebehandlung zur Rückbildung der Verfestigung durch Rekristallisation enthält, soll die Möglichkeit der Verfahrensgrenzenerweiterung durch Vermeidung der Faltenbildung 1. Art und 2. Art untersucht werden. Die Durchführung der *Prozessroute 1-a-a* erfolgte nur für solche wanddickenabhängigen Stauchhöhenverhältnisse, die bei Prozessrouten ohne Rückbildung der Werkstoffverfestigung nachweislich eine Faltenbildung aufweisen. Die *Prozessrouten 1-b-x* wurden für die beiden Stahllegierungen (16MnCrS5, 20MoCr4) untersucht, da bereits bei den Untersuchungen zum Einfluss der Umformhistorie auf die Faltenbildung 1. Art (vgl. **Kap. 7.5**) eine auf die Vorverfestigung zurückführbare und reduzierte Knickstabilität der hohlen Halbzeuge bzw. Subduktion des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes bestimmt wurde. Aus dem gleichen Grund sind die experimentellen Untersuchungen für das Durchmesser Verhältnis $\phi D_I / \phi D_A = 0,6$ nur für die *Prozessrouten 1-a-x* durchgeführt worden.

Übergeordnetes Ziel der experimentellen Untersuchungen bleibt die Bestimmung von nicht geometrischen Einflussgrößen auf die Faltenbildung und die Erweiterung der Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* beim Bundanstauchen von hohlen Fließpressteilen. Anhand der experimentellen Untersuchungen wird die Gültigkeit der nur von geometrischen Grenzen abhängigen Arbeitsdiagramme (z.B. nach [Die75]) mit den im Folgenden gezeigten Ergebnissen überprüft und ergänzt.

Tabelle 8.3 Versuchsplan zur Untersuchung des Einflusses der Verfestigung in Wechselwirkung mit der bezogenen freien Stauchhöhe, des Werkstoffes und der Wanddicke

$h_s/\varnothing D_A$ [-]		0,5		0,55		0,6		0,65		0,7		0,75		
$\varnothing D_I/\varnothing D_A$		0,5	0,6	0,5	0,6	0,5	0,6	0,5	0,6	0,5	0,6	0,5	0,6	
16MnCrS5	Route	1-a-a	-	x	-	x	-	x	x	-	x	-	x	-
		1-a-b	-	x	-	x	-	-	x	-	-	-	-	-
		1-b-a	-	-	-	-	-	-	x	-	-	-	-	-
		1-b-b	-	-	-	-	-	-	x	-	-	-	-	-
20MoCr4	Route	1-a-a	-	x	-	x	-	x	x	-	x	-	x	-
		1-a-b	-	x	-	x	-	-	x	-	-	-	-	-
		1-b-a	-	-	-	-	-	-	x	-	-	-	-	-
		1-b-b	-	-	-	-	-	-	x	-	-	-	-	-
ENAW6082	Route	1-a-a	-	x	-	x	-	x	x	-	x	-	-	-
		1-a-b	-	x	-	x	-	-	x	-	-	-	-	-
		1-b-a	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		1-b-b	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

In **Abbildung 8.11** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der *Prozessroute* $1-x-x$ sowie von dem bezogenen Stauchhöhenverhältnis $h_s/\varnothing D_A = 0,65$ und für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$ gezeigt. Es ist für alle Versuchswerkstoffe ein signifikanter Zusammenhang zwischen der gewählten Prozessroute und der Faltenbildung ersichtlich. Die experimentellen Ergebnisse der *Prozessroute* $1-a-a$ zeigen, dass eine Rückbildung der Werkstoffverfestigung durch Rekristallisation des umgeformten Gefüges sowohl vor als auch nach der ersten Stauchstufe die Faltenbildung bzw. die Existenz einer Falte 2. Art vermeidet. Für keinen der untersuchten Versuchswerkstoffe sind für dieses bezogene Stauchhöhenverhältnis Falten 2. Art im metallographischen Schliffbild nachweisbar. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die Prozessroute 1 nach Definition von [Die75] ein überkritisches Verhältnis der auf den Außendurchmesser des hohlen Halbzeuges bezogenen freien Stauchhöhe darstellt und die Vermeidung der Faltenbildung 1. Art nur durch die Verwendung des zweistufigen Stauchprozesses mit geeigneter Masseverteilung in der ersten Stauchstufe und in Wechselwirkung mit einer geeigneten Wärmebehandlung möglich ist. Diese Aussage ist sowohl für die untersuchten Stahllegierungen als auch für die untersuchte Aluminiumlegierung gültig.

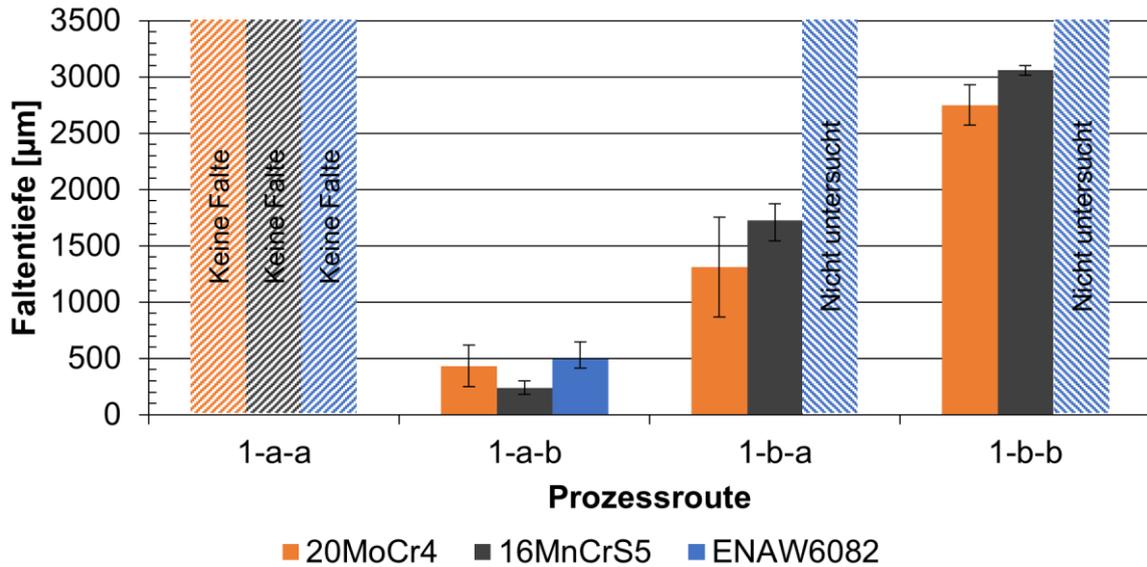


Abbildung 8.11 Faltentiefe in Abhängigkeit der Prozessroute ($h_s/\phi D_A = 0,65, h_s/s_0 = 2,6, \phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

Für die Prozessrouten 1-b-a und 1-b-b ergeben sich bei identischen bezogenen Stauchhöhenverhältnissen signifikant tiefere Falten als für die Prozessrouten 1-a-b und 1-a-a. In **Abbildung 8.12** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der Prozessroute 1-x-x, von verschiedenen bezogenen Stauchhöhenverhältnissen sowie von den untersuchten Versuchswerkstoffen und den Durchmesserhältnissen $\phi D_I/\phi D_A = 0,6$ gezeigt.

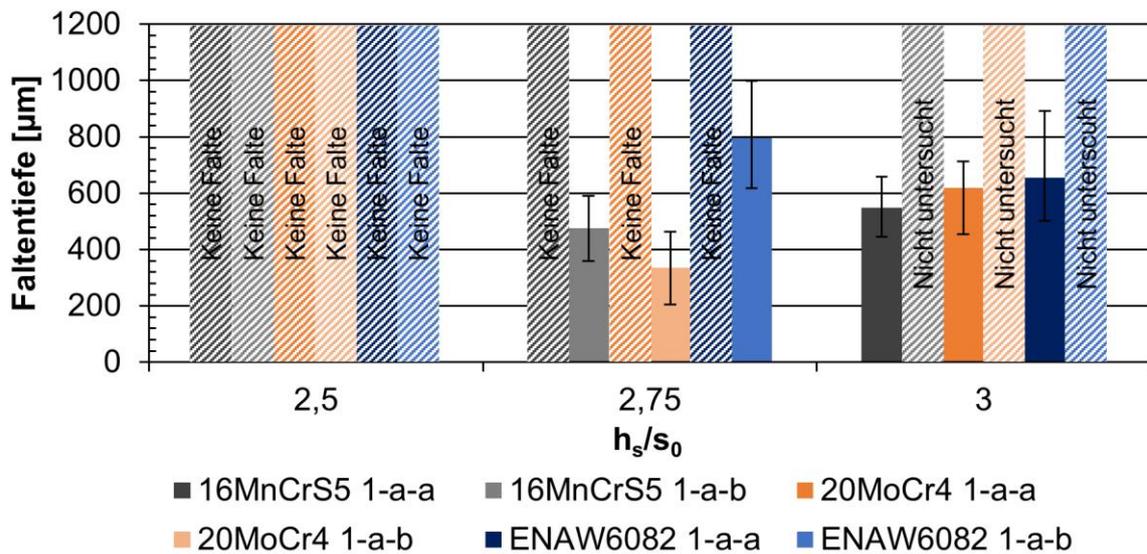


Abbildung 8.12 Faltentiefe in Abhängigkeit von verschiedenen Prozessrouten für die Werkstoffe 16MnCrS5, 20MoCr4, EN AW6082 ($\phi D_I/\phi D_A = 0,6$)

Es ist für alle Versuchswerkstoffe ein signifikanter Zusammenhang zwischen der gewählten Prozessroute und der Faltenbildung ersichtlich.

Die experimentellen Ergebnisse der Prozessroute 1-a-a zeigen, dass eine Rückbildung der Werkstoffverfestigung durch Rekristallisation des umgeformten Gefüges sowohl vor als auch nach der ersten Stauchstufe die Faltenbildung bzw. die Existenz einer Falte 2. Art bis zu einer

bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,75$ verhindert. Für eine bezogene freie Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 3$ ist für das Durchmesser Verhältnis $\phi D_1/\phi D_A = 0,6$ auch für die *Prozessroute 1-a-a* mit einer Faltenbildung zu rechnen.

Eine Gegenüberstellung lichtmikroskopischer Aufnahmen des faltengefährdeten Bereichs nach der ersten Umformstufe für die *Prozessrouten 1-a-b* und *1-b-b* und den Versuchswerkstoff 16MnCrS5 ist in **Abbildung 8.13** dargestellt. Für die *Prozessrouten 1-b-x*, bei denen nach dem Napf-Rückwärts-Fließpressen keine Rekristallisation des umgeformten Gefüges erfolgte, kommt es aufgrund der Vermeidung des instabilen Ausknickens durch die gewählte Stauchbahnform bereits während der ersten Umformstufe zur Faltenbildung 2. Art. In der zweiten Stauchstufe kommt es dann zu einem weiteren Abgleiten der inneren Mantelfläche und damit zu den signifikant tieferen Falten.

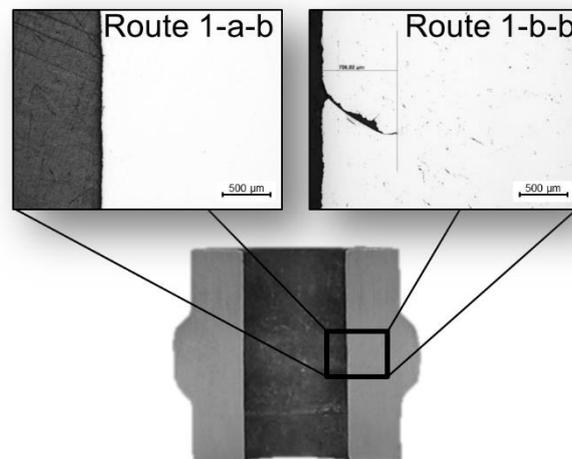


Abbildung 8.13 Visualisierung der Faltentiefe in Abhängigkeit von der Prozessroute nach der 1. Stauchstufe (16MnCrS5, $h_s/\phi D_A = 0,65$, $h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_1/\phi D_A = 0,5$)

In **Abbildung 8.14** sind lichtmikroskopische Aufnahmen des faltengefährdeten Bereichs nach der zweiten Stauchstufe in Abhängigkeit der verschiedenen Prozessrouten für den Versuchswerkstoff 16MnCrS5 gegenübergestellt. Anhand der Schliffbilder ist die Falte 2. Art für die *Prozessrouten 1-a-b*, *1-b-a* und *1-b-b* zweifelsfrei zu bestimmen.

In **Abbildung 8.15** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe und des Versuchswerkstoffes für die *Prozessroute 1-a-a* und das Durchmesser Verhältnis $\phi D_1/\phi D_A = 0,5$ gezeigt. Für alle Versuchswerkstoffe kommt es bis zu einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,6$ nicht zur Faltenbildung 2. Art. Die Verfahrensgrenze liegt für alle Werkstoffe bei einem bezogenen Stauchhöhenverhältnis von $h_s/s_0 = 2,8$. Für das bezogene Stauchhöhenverhältnis von $h_s/s_0 = 3$ kommt es für den Werkstoff 16MnCrS5 bereits nach der ersten Stauchstufe zu einer Faltenbildung 1. Art. Für den Werkstoff 20MoCr4 führten zu hohe mechanische Belastungen zu einem Werkzeuggewaltbruch in der ersten Stauchstufe. Für die Aluminiumlegierung ergibt sich für die Faltentiefe ein Mittelwert von $t_f = 938 \mu m$.

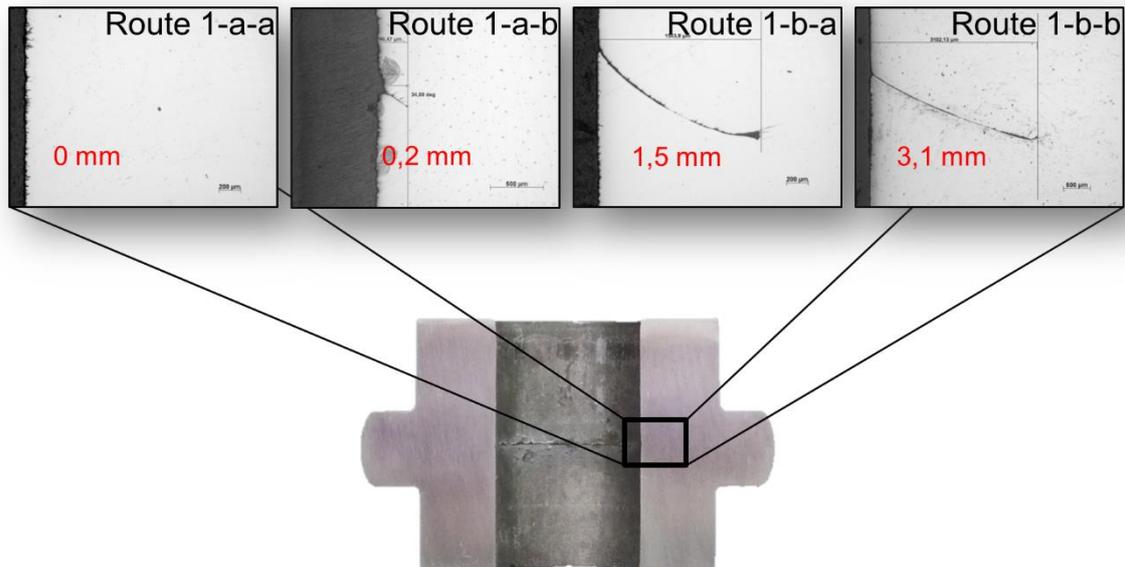


Abbildung 8.14 Visualisierung der Faltentiefe in Abhängigkeit von der Prozessroute nach der 2. Stauchstufe (16MnCrS5, $h_s/\varnothing D_A = 0,65$, $h_s/s_0 = 2,6$, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$)

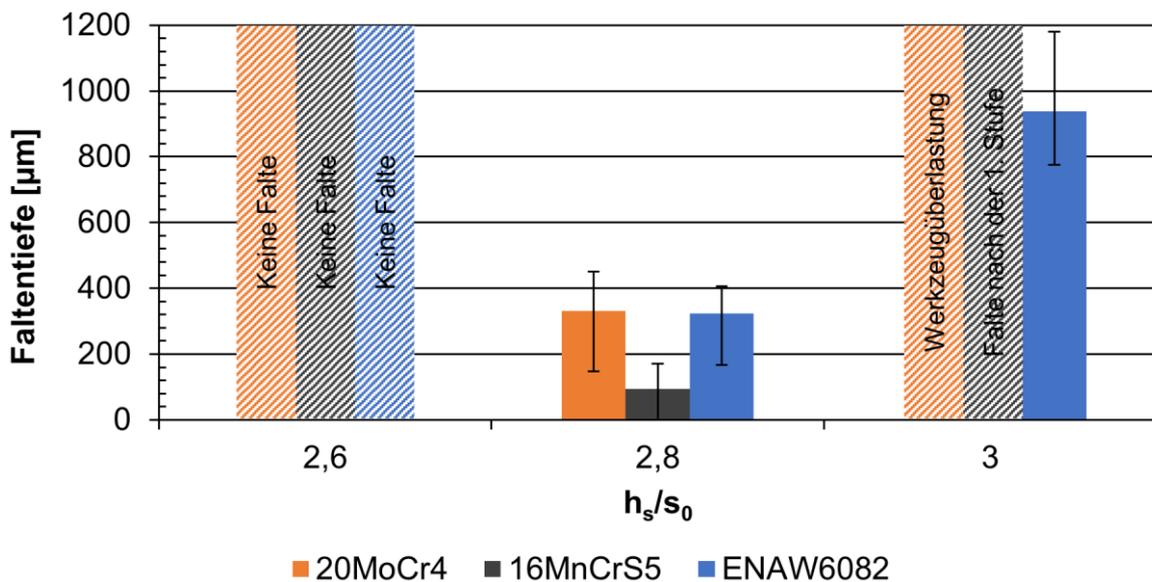


Abbildung 8.15 Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe und des Versuchswerkstoffes (Prozessroute 1-a-a, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$)

Gegenüber der *Prozessroute 2-a* kann die Verfahrensgrenze durch den zweistufigen Umformprozess mit Zwischenglühen zur Rekristallisation des umgeformten Gefüges für die beiden Stahlwerkstoffe um rund 10 % und für den Aluminiumwerkstoff um rund 30 % erweitert werden.

In **Abbildung 8.16** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe und vom Versuchswerkstoff für das bezogene Durchmesser Verhältnis von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$ dargestellt. Bis zu einer bezogenen freien Stauchhöhe von $h_s/s_0 = 2,75$ kommt es für keinen der untersuchten Werkstoffe zur Faltenbildung. Für das bezogene Stauchhöhenverhältnis von $h_s/s_0 = 3$ kommt es für alle drei untersuchten Versuchswerkstoffe bereits nach der ersten Stauchstufe zu einer Faltenbildung.

Für das bezogene Durchmesser Verhältnis von $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$ und die beiden Stahlwerkstoffe kann die Verfahrensgrenze durch Wahl der *Prozessroute 1-a-a* und gegenüber der Verfahrensgrenze der *Prozessroute 2-a* um rund 10% und für den Aluminiumwerkstoff um rund 38 % erweitert werden.

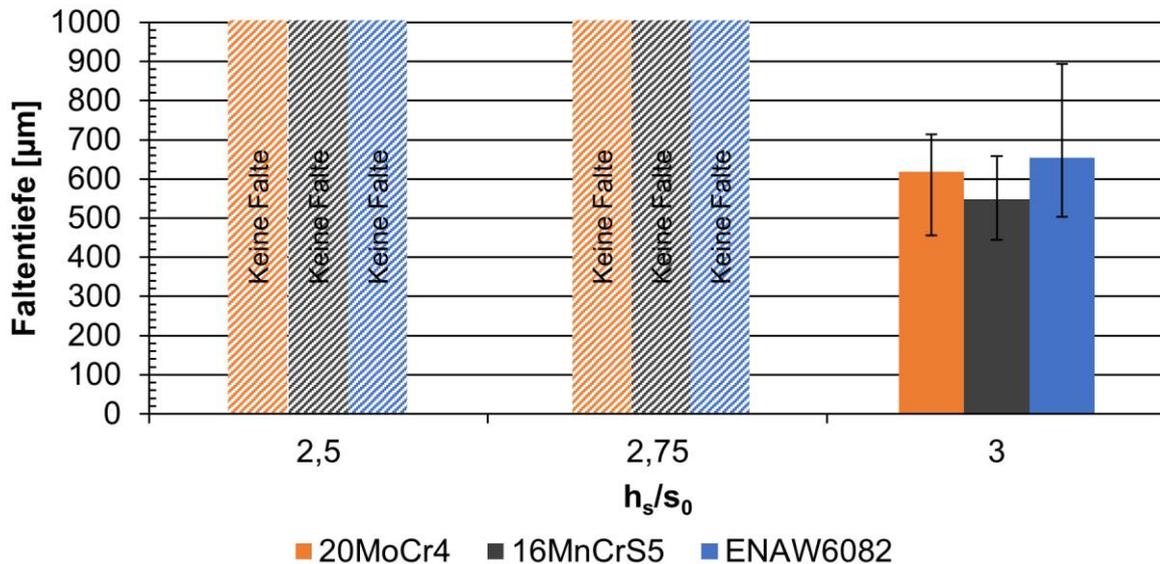


Abbildung 8.16 Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe und des Versuchswerkstoffes (Prozessroute 1-a-a, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,6$)

In **Abbildung 8.17** ist ein Vergleich der Kraft-Weg-Verläufe der dritten Umformstufe der *Prozessrouten 1-a-a*, *1-a-b* und *1-b-b* für den Werkstoff 16MnCrS5 gezeigt. Der Umformweg wurde für eine bessere Vergleichbarkeit auf den unteren Totpunkt der verwendeten mechanischen Presse normiert.

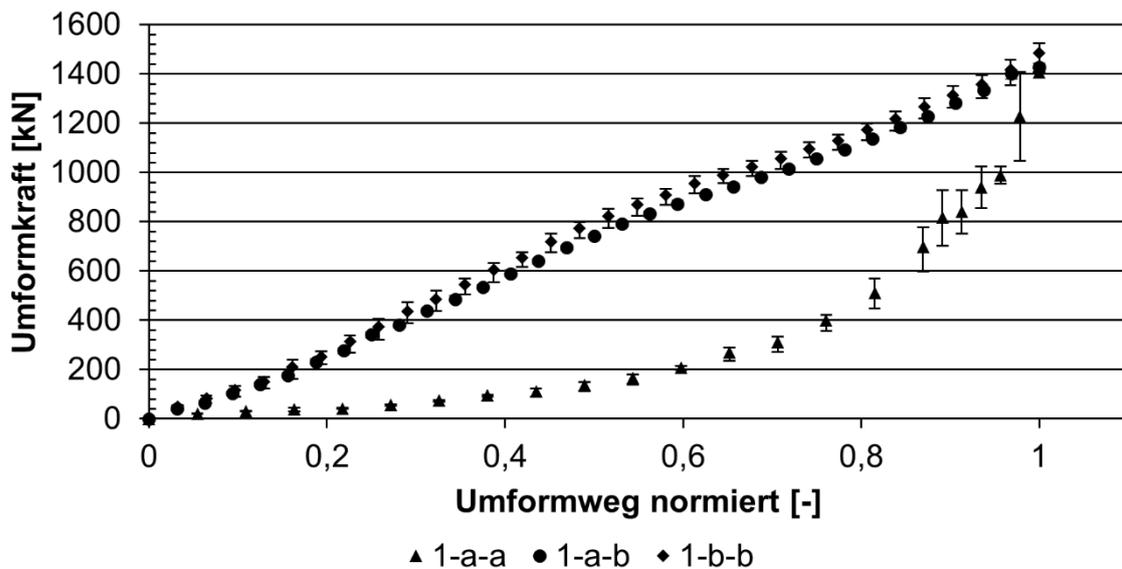


Abbildung 8.17 Umformkraft in Abhängigkeit des normierten Umformweges und der Prozessroute (16MnCrS5, $h_s/\varnothing D_A = 0,65$, $h_s/s_0 = 2,6$, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$)

Die Umformkraft steigt für alle drei Prozessrouten zunächst schwach an und geht dann in einen

exponentiellen Verlauf über, der bei der *Prozessroute 1-a-a* deutlich steiler ansteigt. Die maximale Umformkraft im unteren Totpunkt der Presse liegt für alle Prozessrouten auf einem vergleichbaren Niveau. Zwischen den *Prozessrouten 1-a-b* und *1-b-b* ergibt sich nur ein marginaler quantitativer Unterschied der absoluten Umformkraft während des Umformens. Für die *Prozessroute 1-a-a* mit einer Wärmebehandlung zur Rekristallisation des Gefüges nach dem Napf-Rückwärts-Fließpressen und dem ersten Bundanstauchen ergibt sich hingegen ein signifikant von den *Prozessrouten 1-a-b* und *1-b-b* unterschiedliches Kraftniveau während des Umformens. Anhand der Kraft-Weg-Verläufe lässt sich somit nicht auf die Faltenbildung schließen. Dieses wurde auch bereits von [Die75] festgestellt.

In **Abbildung 8.18** ist ein Vergleich der maximalen, im unteren Totpunkt der Presse gemessenen Umformkraft in Abhängigkeit der Prozessroute sowie der Versuchswerkstoffe gezeigt. Erwartungsgemäß liegen die maximalen Umformkräfte der untersuchten Aluminiumlegierung deutlich unterhalb der maximalen Umformkräfte der beiden untersuchten Stahllegierungen. Für den Versuchswerkstoff 16MnCrS5 ergeben sich für alle Prozessrouten niedrigere oder vergleichbare maximale Umformkräfte. Alle mehrstufigen Prozessrouten ohne Wärmebehandlung zur Rekristallisation des Gefüges zwischen den Umformstufen weisen eine höhere maximale Umformkraft zwischen 5 % und 11 % auf.

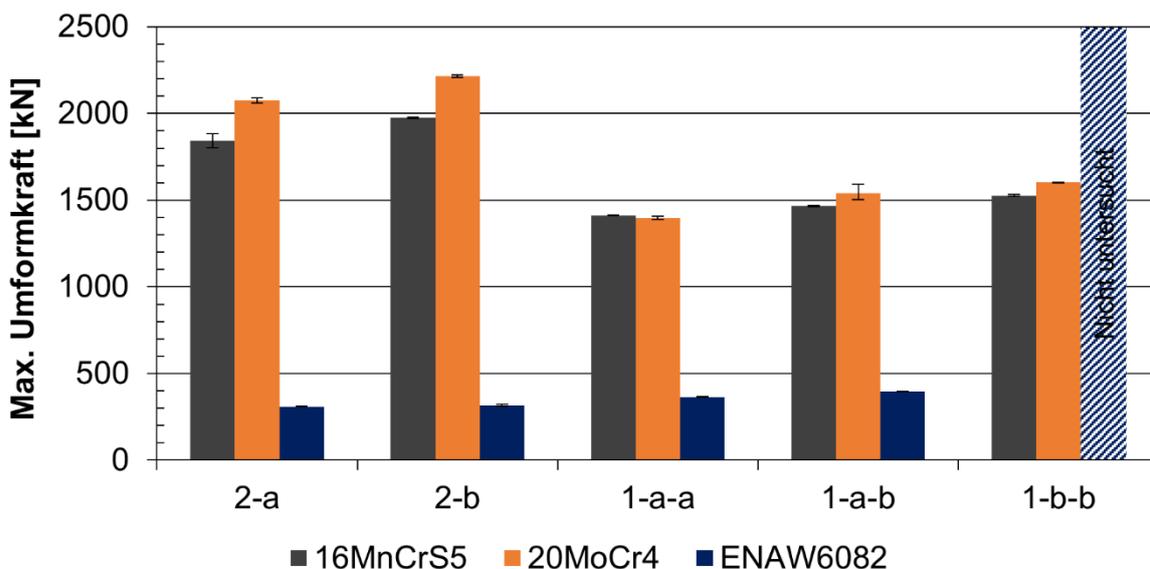


Abbildung 8.18 Maximale Umformkraft (im unteren Totpunkt des Stößels) in Abhängigkeit von der Prozessroute und der Versuchswerkstoffe (Route 1-x-x: $h_s/\phi D_A = 0,65$, $h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$, Route 2-x: $h_s/\phi D_A = 0,6$, $h_s/s_0 = 2,4$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$)

Interpretation der Ergebnisse

Anhand der experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Umformhistorie (Prozessroute) auf die Faltenbildung beim zweistufigen Bundanstauchen wird deutlich, dass die Vermeidung der Faltenbildung 1. Art (instabiles Ausknicken) durch geeignete Masseverteilung in der ersten Stauchstufe möglich, jedoch nicht immer hinreichend ist. Durch die verfahrensbedingte hohe lokale und heterogene Verfestigung des hohlen Halbzeuges in Wechselwirkung mit einer lokalen Oberflächenverkleinerung kommt es trotz Vermeidung des instabilen Ausknickens zur Subduktion des von oben nachfließenden Werkstoffes. Dies kann für die *Prozessroute 1-b-x* bereits nach der ersten Stauchstufe nachgewiesen werden. Eine Wärmebehandlung zur Rückbildung der Verfestigung nach dem Napf-Rückwärts-Fließpressen (*Prozessroute 1-a-b*) führt

zwar zu faltenfreien Bauteilen nach der ersten Stauchstufe hat jedoch in der zweiten Stauchstufe eine Faltenbildung 2. Art zur Folge. Eine Erweiterung der Verfahrensgrenze ist daher nur durch zweimaliges Rekristallisationsglühen bzw. durch Wahl der *Prozessroute 1-a-a* möglich. Anders als bei *Prozessroute 2-a*, bei der die Knickstabilität mit geringer werdender Wanddicke abnimmt, weist die Verfahrensgrenze der *Prozessroute 1-a-a* keine eindeutige Korrelation zur Wanddicke des hohlen Halbzeuges auf. Ursache ist die Vermeidung des instabilen Ausknickens durch die Masseverteilung in der ersten Umformstufe.

8.2.4 Einfluss des Werkstoffflusses auf die Faltenbildung 2. Art

Die in **Kap. 5.4.2** beschriebene Verfahrenskombination Stauchen und Quer-Fließpressen dient in erster Linie zur Vermeidung der Faltenbildung 1. Art, da durch das unterkritische Stauchverhältnis h_s/s_0 das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges vermieden werden und durch den kombinierten Prozess eine Bundwelle mit möglichst großem Bunddurchmesser bei einer hinreichenden Bundhöhe herstellbar ist. Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen zur Verfahrenskombination aus Stauchen- und Querfließpressen sind in **Kap. 6.2** zur Charakterisierung der Falte 2. Art herangezogen worden. Da der Faltenbildung 2. Art eine Subduktion des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes zugrunde liegt, stellt sich die Frage nach der Vermeidung der Faltenbildung 2. Art durch einen veränderten Werkstofffluss.

In den vorangehenden Untersuchungen war das Durchmesser Verhältnis $\emptyset D_I/\emptyset D_A$ vor der Umformung stets gleich dem Durchmesser Verhältnis nach der Umformung. Anders ausgedrückt betrug das Verhältnis des Innendurchmessers des hohlen Halbzeuges bezogen auf den Aussendurchmesser des Dornes sowohl vor als auch nach der Umformung $\emptyset D_{I0}/\emptyset D_{AD} = 1$. Wählt man vor der Umformung ein Durchmesser Verhältnis von $\emptyset D_{I0}/\emptyset D_{AD} > 1$ ergibt sich ein während der Umformung radial nach Innen gerichteter und damit veränderter Werkstofffluss. Nach der Umformung beträgt der auf den Aussendurchmesser des Dorns bezogene Innendurchmesser des hohlen Halbzeuges wieder $\emptyset D_{I0}/\emptyset D_{AD} = 1$. Aufgrund des geringeren Werkstoffvolumens der Rohteile vor der Umformung bildet sich somit ein Bund mit geringerem Außendurchmesser.

Die bezogene freie Stauchhöhe h_s/s_0 bzw. $h_s/\emptyset D_A$ lässt sich bei der betrachteten Verfahrenskombination nicht mehr aus den geometrischen Verhältnissen von Rohteil und Werkzeug vor der Umformung berechnen. Grund hierfür stellt die zusätzliche Bewegung der unteren Stauchbahn und der aufgrund des kombinierten Verfahrens während des Umformens veränderliche formgebende Werkzeugspalt dar. In **Abbildung 8.19** sind die geometrischen Bezeichnungen am hohlen Halbzeug sowie der Fertigteilgeometrie der Verfahrenskombination Stauchen und Quer-Fließpressen grafisch dargestellt. Die Berechnung der bezogenen freien Stauchhöhe erfolgt nach Gleichung (8.1) bzw. nach Gleichung (8.2).

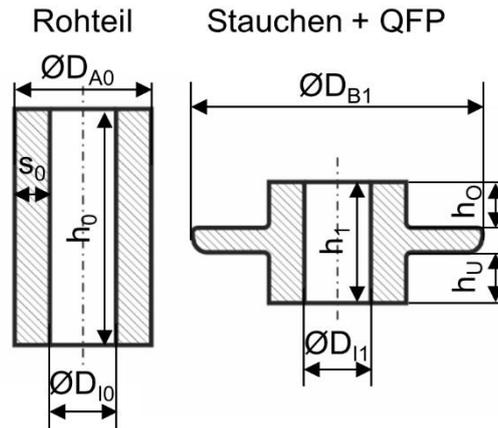


Abbildung 8.19 Geometrische Bezeichnungen am hohlen Halbzeug sowie der Fertigteilgeometrie der Verfahrenskombination Stauchen und Quer-Fließpressen

$$h_s / \varnothing D_A = \frac{h_0 - (h_U + h_O)}{\varnothing D_A} \quad (8.1)$$

$$h_s / s_0 = \frac{h_0 - (h_U + h_O)}{s_0} \quad (8.2)$$

In **Abbildung 8.20** ist die Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe in Wechselwirkung mit dem bezogenen Innendurchmesser des hohlen Halbzeuges vor der Umformung gezeigt. Die bezogene freie Stauchhöhe wurde nach den Versuchen mittels Gleichung (8.2) berechnet. Es ist ersichtlich, dass bei vergleichbaren bezogenen freien Stauchhöhen in Abhängigkeit vom bezogenen Innendurchmesser ein signifikanter Unterschied in der gemessenen Faltentiefe besteht.

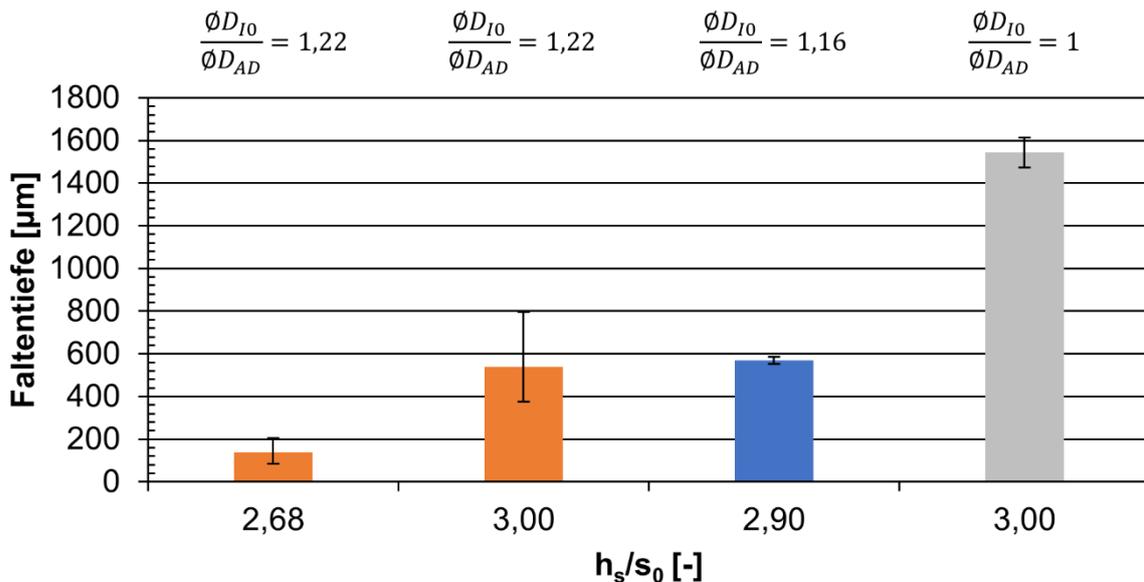


Abbildung 8.20 Faltentiefe in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe und des bezogenen Verhältnisses des Innendurchmessers des hohlen Halbzeuges zum Außendurchmesser des Dorns vor der Umformung (EN AW6082, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$)

Interpretation der Ergebnisse

Für das bezogene Innendurchmesserverhältnis $\varnothing D_{I0}/\varnothing D_{AD} = 1$ ergibt sich die in **Abbildung 8.21, rechts** gezeigte, tiefe Falte 2. Art. In **Abbildung 8.21, links** ist die Mikrohärteverteilung eines 64 mm^2 großen Messbereiches, dessen horizontale Symmetrielinie in der Äquatorialebene des Bundes liegt, gezeigt. Die kritische Verfestigung von $85 \text{ HV } 0,1$ wurde während des Umformens überschritten und die Subduktion des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffes war die Folge.

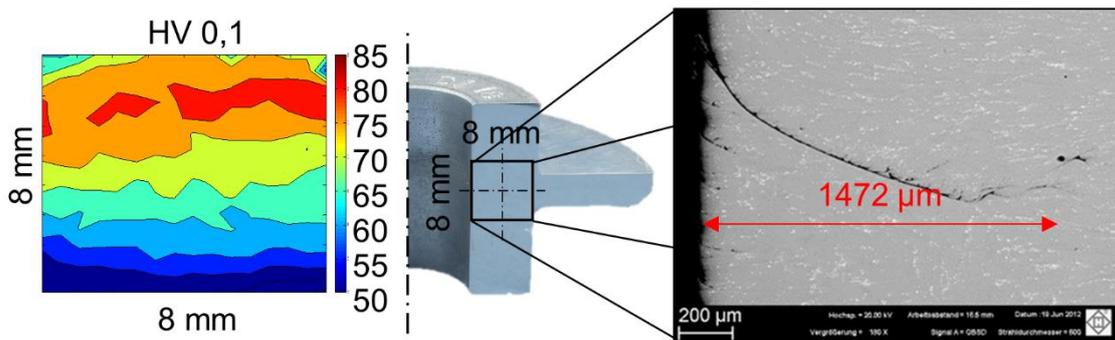


Abbildung 8.21 Mikrohärteverteilung in einem 64 mm^2 großen Messbereich und REM-Aufnahme der Falte (EN AW6082, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, $\varnothing D_{I0}/\varnothing D_{AD} = 1$, $h_s/s_0 = 3$)

In **Abbildung 8.22, links** ist die Mikrohärteverteilung eines ebenfalls 64 mm^2 großen Messbereiches, dessen horizontale Symmetrielinie in der Äquatorialebene des Bundes liegt, gezeigt. Das bezogene Innendurchmesserverhältnis vor der Umformung betrug $\varnothing D_{I0}/\varnothing D_{AD} = 1,22$. Anhand der gemessenen Mikrohärteverteilung wird deutlich, dass auch bei diesem Verhältnis des Innendurchmessers des hohlen Halbzeuges bezogen auf den Außendurchmesser des Dorns die kritische Verfestigung von $85 \text{ HV } 0,1$ überschritten wird und es zur Faltenbildung 2. Art kommt. In der REM-Analyse (**Abbildung 8.22, rechts**) sind multiple Nebenfalten zu erkennen. Dies deutet darauf hin, dass die Bildung der Hauptfalte bei diesem Umformzustand gerade erst begonnen hat.

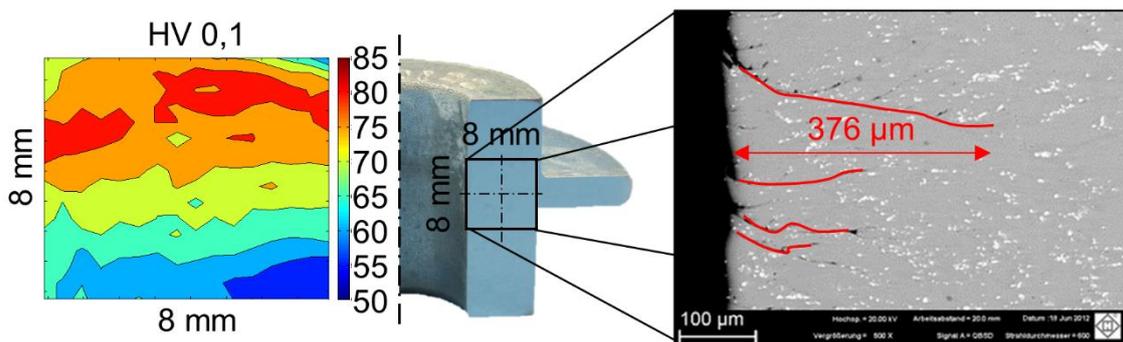


Abbildung 8.22 Mikrohärteverteilung in einem 64 mm^2 großen Messbereich und REM Aufnahme der Falte (EN AW6082, $\varnothing D_I/\varnothing D_A = 0,5$, $\varnothing D_{I0}/\varnothing D_{AD} = 1,22$, $h_s/s_0 = 3$)

Die Mikrohärtmessungen und numerischen Analysen legen nahe, dass der lokale Vergleichsumformgrad und damit die Verfestigung durch Wahl eines Verhältnisses $\varnothing D_{I0} / \varnothing D_{AD} > 1$ nicht signifikant beeinflusst werden. Die Ursache für die unterschiedlichen Faltenbildungsmechanismen muss demnach in einem veränderten Werkstofffluss zu finden sein, der ein Abgleiten der mantelflächennahen Oberfläche vermeidet. Bei Betrachtung des Werkstoffflusses der numerischen Simulation des Rohteils mit einem Verhältnis $\varnothing D_{I0}/\varnothing D_{AD} = 1,22$ fällt auf, dass es nach dem Aufstauchen des Rohteils aufgrund des Einlegespiels zunächst zu einem radialen

Stofffluss zwischen den Stauchbahnen kommt. Dieser Werkstofffluss ist sowohl nach innen als auch nach außen gerichtet (**Abbildung 8.23, links, Zone 2**). Nachdem der Werkstoff am Innendorn anliegt und die Bewegung der unteren Stauchbahn durch die axialen Kräfte des Bundes ausgelöst wird, kommt es zu einer Kombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen und der Bund wird in seinem Durchmesser vergrößert. Aufgrund des größeren Innendurchmessers des Rohteils kommt es mit Beginn des kombinierten Umformens zu einem radialen Materialfluss unterhalb des Bundes und die innere Mantelfläche des Werkstückes legt sich an den Innendorn an (**Abbildung 8.23, links, Zone 3**). Durch Ausbildung des typischen Stauchkreuzes kommt es zur lokalen hohen Verfestigung im faltengefährdeten Bereich, die auch bei Verhältnissen $\frac{\varnothing D_{I0}}{\varnothing D_{AD}} > 1$ kritische Werte erreicht. Aufgrund des erhöhten Fließwiderstandes im Schnittpunkt des Stauchkreuzes und gemäß des Mechanismus der Faltenbildung 2. Art müsste es nun zu einem Abgleiten des von oben nachfließenden Werkstoffbereiches kommen. Das Durchmesser Verhältnis $\frac{\varnothing D_{I0}}{\varnothing D_{AD}}$ oberhalb des Bundes ist zu diesem Zeitpunkt der Umformung weiterhin größer als Eins (**Abbildung 8.23, links, Zone 1**). Aufgrund des erhöhten Fließwiderstandes in der Äquatorialebene des Bundes wird nun der Grundkörperbereich des Werkstückes oberhalb des Bundes durch einen radialen Werkstofffluss auf den Außendurchmesser $\varnothing D_{AD}$ des Innendorns verkleinert. Es kommt folglich nicht zu einem Einschluss von mantelflächennahen Werkstoffvolumen durch Abgleiten oberhalb des stark verfestigten Bereiches und somit zur Faltenbildung 2. Art. Diese mittels der Auswertung der numerischen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse haben sich in den experimentellen Untersuchungen bestätigt.

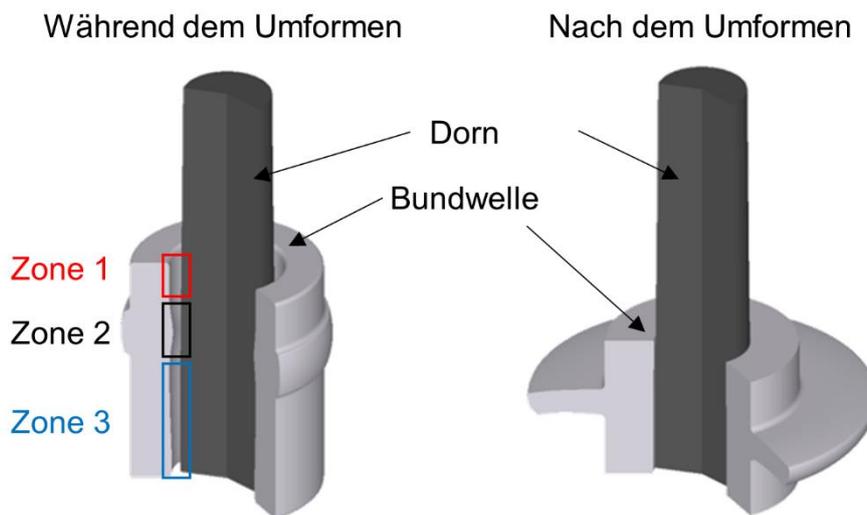


Abbildung 8.23 Darstellung von verschiedenen Stoffflusszonen bei der Umformung mittels der Verfahrenskombination Stauchen und Quer-Fließpressen (ENAW6082, $\frac{\varnothing D_I}{\varnothing D_A} = 0,5$, $\frac{\varnothing D_{I0}}{\varnothing D_{AD}} = 1,22$, $\frac{h_s}{s_0} = 3$)

Interpretation der Ergebnisse

Anhand der numerischen und experimentellen Untersuchungen in **Kap. 8** konnten zwei der in der Zielsetzung dieser Arbeit formulierten Thesen: *Das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges während des Stauchens kann durch prozess- und verfahrensspezifische Größen beeinflusst werden* sowie *Neben der Faltenbildung durch instabiles Ausknicken gibt es weitere Faltenbildungsmechanismen* belegt werden. Die Faltenbildung 2. Art bzw. die Subduktion des von oben nachfließenden, mantelflächennahen Werkstoffes ist eine Folge lokaler Oberflächenver-

kleinerung in Wechselwirkung mit einer lokalisierten Werkstoffverfestigung und der Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges vor der Umformung. Die Faltenbildung 1. Art kann sowohl durch den zweistufigen Stauchprozess als auch durch die Verfahrenskombination aus Stauchen und Quer-Fließpressen durch einen geänderten Werkstofffluss vermieden werden. Die experimentellen Ergebnisse haben gezeigt, dass es bei Vermeidung der Faltenbildung 1. Art zu einer Subduktion des von oben nachfließenden Werkstoffes, der Faltenbildung 2. Art, kommt und somit mindestens zwei Faltenbildungsmechanismen vorliegen. Zur Vermeidung dieser Faltenbildung 2. Art muss die während des mehrstufigen Umformprozesses zunehmende lokale Verfestigung begrenzt oder durch Zwischenbehandlungen egalisiert werden. Es konnte gezeigt werden, dass dies für alle untersuchten Versuchswerkstoffe sowie Wanddickenverhältnisse nur durch Wahl der *Prozessroute 1-a-a* möglich ist, die sowohl nach dem Napf-Rückwärts-Fließpressen als auch nach dem 1. Bundanstauchen eine Wärmebehandlung zur Rückbildung der durch die Umformung hervorgerufenen Werkstoffverfestigung enthält. Ferner konnte gezeigt werden, dass die dritte These dieser Arbeit, die [...] *prädiktive Vorhersage der nicht ausschließlich durch geometrische Einflussgrößen verursachten Faltenbildung* [...] mittels der Methode der finiten Elemente bislang nicht möglich ist.

9 Empirisches Schädigungsmodell zur Vorhersage der Falte 2. Art

Es konnte anhand numerischer Untersuchungen gezeigt werden, dass die prädiktive Vorhersage der Falte 2. Art mittels der Methode der finiten Elemente sowie verschiedener Schädigungsmodelle nicht möglich ist. Es wird daher hier ein empirisches Faltenkriterium entwickelt, das auf einem summarischen Ansatz der mathematischen bzw. numerischen Beschreibung der experimentell untersuchten Einflussgrößen auf die Faltenbildung 2. Art basiert (vgl. **Kap. 8**). Die Vorgehensweise zur Entwicklung dieses Faltenkriteriums bzw. der einzelnen Teilmoleküle zur Beschreibung der experimentell bestimmten Einflussgrößen sowie die Implementierung in die kommerzielle FE-Software DeformTM und die Visualisierung im Post-Processor werden in diesem Kapitel vorgestellt.

9.1 Übersicht über sinnvolle Modelle zur Beschreibung der Faltenbildung 2. Art

Zur Beschreibung komplizierter technischer Systeme oder physikalischer Zusammenhänge werden in den Ingenieurwissenschaften häufig Modelle verwendet. Als Modell bezeichnet man eine vereinfachte Darstellung eines komplexen realen Systems sowie die Beschreibung wichtiger physikalischer Eigenschaften oder Verhaltensweisen der betrachteten Problemstellung. Hauptziel bei der Modellbildung ist die Beschreibung und Analyse relevanter Eigenschaften [Hau11]. Bei der mathematischen Modellbildung wird das reale Problem mittels mathematischer Formulierung ausgedrückt [Ort13]. Die einzelnen Schritte der mathematischen Modellierung gliedern sich nach [Hau11] in die

- Analyse des Anwendungsproblems,
- Modellbildung,
- mathematische Analyse des Modells
- Berechnung, Simulation und Parametrisierung sowie
- Interpretation und Validierung des Modells.

Darüber hinaus gibt es verschiedene Modelltypen (White-Box, Grey-Box, Black-Box), die sich nach dem Detaillierungsgrad der Problembeschreibung unterscheiden und von verfügbaren Kenntnissen über Gesetzmäßigkeiten und Wirkzusammenhängen abhängen. In der Umformtechnik kommen häufig sogenannte Black-Box Modelle (auch als Input/Output oder empirische Modelle bezeichnet) zur Anwendung. Diese empirischen Modelle bilden aus Messungen oder experimentellen Untersuchungen bekannte Zusammenhänge zwischen Ein- und Ausgabedaten ab. Es wird bei diesen Modellen häufig auf eine mathematische Beschreibung der zum Versagensfall führenden realen Vorgänge verzichtet. Ein Beispiel sind die Schadenskriterien zur prädiktiven Vorhersage von Schadensort, Schadenszeitpunkt und Schadenshöhe beim Kaltfließpressen. Die aufgrund von Spannungszuständen eintretende duktile Werkstoffschädigung beim Kaltfließpressen ist häufig auf eine Poren- oder Fehlstellenbildung im Gefüge, dem Porenwachstum sowie der Porenvereinigung und schließlich der Bildung eines Risses im Gefüge des Werkstoffes zurückzuführen. Das Risswachstum ist dabei von weiteren zahlreichen Einflussgrößen abhängig. Bei den verfügbaren empirischen Schädigungsmodellen wird ein kumulierter Schädigungswert in Abhängigkeit verschiedener, mutmaßlich zur duktilen Schädigung führender, Kenngrößen (vgl. **Kap. 7.5.1**) berechnet. Die mathematische Formulierung dieser Modelle beschreibt in erster Linie die Korrelation zwischen experimentell oder numerisch nachweisbaren plastomechanischen Kenngrößen oder Spannungszuständen und der Bildung einer duktilen Schädigung. Ein anderes Beispiel sind Modelle zur Abbildung tribologischer Kenngrößen beim Kaltfließpressen mittels physikalisch begründeter Terme, wie z.B. von [Sta11] vorgeschlagen.

9.2 Analyse des Anwendungsproblems

Die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen und die Beschreibung der zur Faltenbildung 2. Art führenden Einflussgrößen ermöglichen die Formulierung des Anwendungsproblems in Abhängigkeit signifikanter Einflussgrößen. Darüber hinaus können auf Basis der experimentellen Untersuchungen Annahmen und Vereinfachungen getroffen werden. Anhand der experimentellen Untersuchungen zur Faltenbildung 2. Art (vgl. Kap. 8) sind

- die Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges vor der Umformung (Kap. 8.2.2),
- die Umformhistorie bzw. der Verfestigungszustand des hohlen Halbzeuges (Kap. 8.2.3),
- die kritische Oberflächenverkleinerung der inneren Mantelfläche während des Stauchens (Kap. 8.2.4) sowie
- die Halbzeugtemperatur (Rekristallisation) (Kap. 8.2.3)

als signifikante Einflussgrößen auf die *Initiierung* der Faltenbildung 2. Art identifiziert worden. Werkstoffspezifische Unterschiede hinsichtlich der bezogenen freien Stauchhöhe, ab der mit einer Faltenbildung 2. Art in Abhängigkeit weiterer Einflussgrößen zu rechnen ist, sind experimentell nicht nachweisbar.

9.2.1 Berücksichtigung der kritischen Oberflächenverkleinerung

Für die prädiktive Vorhersage des Schädigungsortes (Falte 2. Art) muss dieser anhand geeigneter Größen aus dem Kontinuum identifiziert werden. Die Analyse der experimentellen Untersuchungen zeigt, dass ein wesentlicher Einflussfaktor auf die Subduktion der oberen Mantelfläche während des Stauchens die lokale Verkleinerung der oberen Mantelfläche dargestellt. Im Bereich der späteren Hauptfalte kommt es zunächst zu einer lokalen Stauchung, die eine ziehharmonikaartige Auffaltung der inneren Mantelfläche zur Folge hat (Abbildung 9.1). Diese sowohl oberhalb als auch unterhalb der Hauptfalte auftretenden Nebenfalten stellen Instabilitäten dar, die im Ablauf des Umformvorganges zur Faltenbildung 2. Art führen. Ferner findet sich diese spezifische Oberflächenstruktur auch an der oberen Flanke der Hauptfalte wieder und belegt eine Bildung dieser Nebenfalten (Falten 3. Art) vor der eigentlichen Hauptfalte.

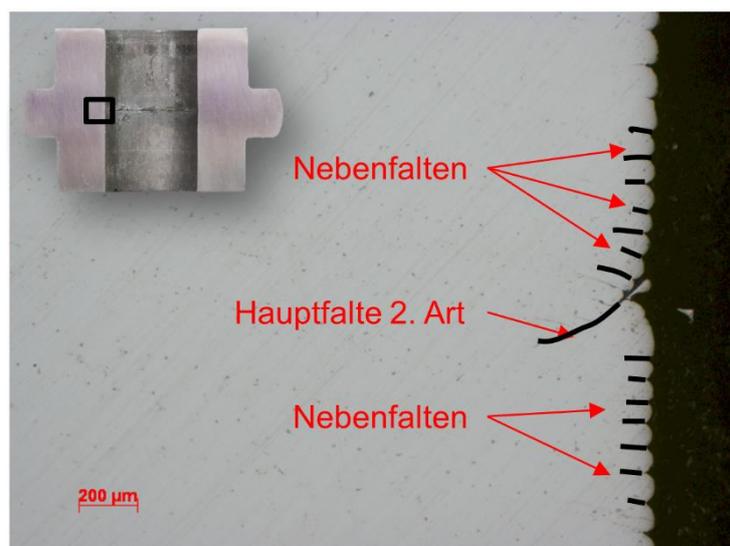


Abbildung 9.1 Falte 2. Art und lokal gestauchte innere Mantelfläche (20MoCr4, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$, $h_s/s_0 = 2,6$, Route 3-b-3, RT)

Diese lokalisierte Auffaltung beschränkt sich auf die Medianebene der Bundwelle und hat ihre Ursache im verfahrensspezifischen Werkstofffluss. In Richtung der Stirnflächen der Bundwelle nimmt diese lokale Auffaltung signifikant ab. Für die Berücksichtigung der lokalen Oberflächenverkleinerung der inneren Mantelfläche im empirischen Faltenmodell kann folglich keine analytische Berechnung der Mantelfläche des hohlen Halbzeuges und der Mantelfläche der umgeformten Bundwelle erfolgen, sondern es muss die lokale Oberflächenverkleinerung für die prädiktive Vorhersage des Schädigungsortes herangezogen werden. Durch die lokalisierte Oberflächenverkleinerung ergibt sich darüber hinaus eine lokale Werkstoffverfestigung, die ebenfalls charakteristisch für die Falte 2. Art ist.

9.2.2 Berücksichtigung der kritischen lokalen (Vor-)Verfestigung

Anhand der in den **Kap. 6, 7** und **8** vorgestellten Ergebnisse der numerischen und experimentellen Untersuchungen sowie der Bauteilanalysen wurde eine signifikante Korrelation zwischen lokaler Werkstoffverfestigung und Faltenbildung 2. Art nachgewiesen. Die in der Medianebene der Bundwelle auftretenden hohen Verfestigungen sind prozessspezifisch zu betrachten und haben ihre Ursache in der Existenz des für Stauchprozesse typischen Stauchkreuzes sowie der im vorangehenden Abschnitt beschriebenen lokalisierten Verkleinerung der inneren Mantelfläche. Darüber hinaus wurde ein Einfluss der Umformhistorie bzw. der Vorverfestigung des hohlen Halbzeuges anhand verschiedener Untersuchungsmethodiken nachgewiesen. Diese Wechselwirkung zwischen Oberflächenverkleinerung und lokaler Verfestigung muss in dem empirischen Faltenkriterium ebenfalls Berücksichtigung finden.

9.2.3 Berücksichtigung des Werkstoffflusses

Mittels der Berücksichtigung des Einflusses von kritischer Oberflächenverkleinerung sowie kritischer lokaler Verfestigung auf den Beginn der Faltenbildung 2. Art, die eine Folge prozessspezifischer Knotenverschiebungen sind, erfolgt eine Berücksichtigung verfahrensspezifischer und andersartiger Werkstoffflüsse, wie sie z.B. bei Verfahrenskombinationen wie Stauchen und Aufweiten auftreten.

9.2.4 Berücksichtigung der Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges

Der in **Kap. 8.2.2** anhand experimenteller Untersuchungen belegte und signifikante Einfluss der Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges auf die Faltentiefe bzw. den Beginn der Faltenbildung muss ebenfalls Berücksichtigung in dem empirischen Faltenkriterium finden. Die Abbildung von Oberflächenstrukturen mittels der numerische Simulation ist kaum oder nur mit hohem Aufwand möglich, der in vielen Fällen in keinem Verhältnis zum Ergebnisgewinn steht. Die Berücksichtigung der Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges erfolgt daher über einen skalaren Wert, der als Faktor in das empirische Faltenkriterium mit einfließt.

9.2.5 Berücksichtigung der Umformtemperatur

Wie in **Kap. 7** und **8** beschrieben, kann die Faltenbildung 2. Art bei mehrstufigen Kaltmassivumformprozessen durch eine Wärmebehandlung zwischen den Umformstufen, die eine Rekrystallisation des Gefüges bewirkt, vermieden werden. Dadurch kann die in vorherigen Umformstufen eingetretene Werkstoffverfestigung ganz oder teilweise rückgängig gemacht werden. Des Weiteren ist die Fließspannung bzw. die Verfestigung eines metallischen Werkstoffes stark temperaturabhängig. Bei werkstoffspezifischen höheren Temperaturen laufen Erholungs- und Rekrystallisationsvorgänge ab, die zudem eine hohe Abhängigkeit von der Umformgeschwindigkeit haben. Metallographisch kommt es bei thermomechanischen Vorgängen zum Klettern von Versetzungen, die Hindernisse umgehen können. Der Verlauf der Fließkurve bzw. der

Fließspannung ist eine Wechselwirkung zwischen Verfestigung durch Zunahme der Versetzungsdichte bei der Umformung und Abnahme der Versetzungsdichte durch Kristallerholung bzw. Rekristallisation. Die Rekristallisationsgeschwindigkeit ist gegenüber der Formänderungsgeschwindigkeit oft zu klein, um während des Umformens neue Körner zu bilden. Man spricht daher auch von statischer und dynamischer Rekristallisation. Bei der dynamischen Rekristallisation besteht ein Gleichgewicht zwischen Versetzungsbildung und Leerstellenkonzentration. Diese Leerstellenkonzentration ist bei Umformvorgängen hoch, da Leerstellen durch Versetzungsreaktionen laufend erzeugt werden. Die Temperatur bei der empirischen Beschreibung der Faltenbildung 2. Art findet Berücksichtigung, da keine Angaben über die Faltenbildung 2. Art bei Warmumformvorgängen bekannt sind (vgl. **Kap. 2**) und die Faltenbildung 2. Art durch statische Rekristallisation vermieden werden kann. Dies kann auch als Ansatz zur Erweiterung des empirischen Faltenkriteriums verstanden werden

9.3 Grundlagen des Faltenkriteriums zur Vorhersage der Faltenbildung 2. Art

Für die prädiktive Vorhersage von Ort und Zeitpunkt der Faltenbildung muss ein akkumulierter Faltenwert **(9.1)** berechnet werden, der die Umformhistorie eines jeden Randelementes bzw. Randknotens berücksichtigt:

$$F = \sum_{i=1}^n F_i \quad (9.1)$$

Der Faltenwert zum Integrationsschritt i wird berechnet aus dem Faltenwert des Integrationsschrittes $i - 1$ und der Änderung des Faltenwertes dF **(9.2)**, der die experimentell bestimmten Einflussfaktoren auf die Faltenbildung 2. Art berücksichtigt:

$$F_i = F_{i-1} + dF, dF = dF(\varphi_{v,i}^n, d\psi_i, R'_a, T_i) \quad (9.2)$$

Überschreitet der Faltenwert F einen vorher festzulegenden kritischen Faltenwert F_{Krit} , so wird die Faltenbildung initiiert **(9.3)**:

$$F \geq F_{Krit} \quad (9.3)$$

Die Änderung dF beinhaltet die experimentell bestimmten Einflussfaktoren und wird als Funktion der Verfestigung $\varphi_{v,i}^n$, der Änderung der Oberflächenverkleinerung $d\psi_i$ sowie eines Oberflächenfaktors R'_a angegeben. Gleichung **(9.4)** beschreibt die physikalischen Zusammenhänge des Modells. Der Einfluss der Werkstücktemperatur wird berücksichtigt, indem keine weitere Änderung des Faltenwertes dF bei Erreichen der Rekristallisationstemperatur T_R zugelassen wird. Darüber hinaus soll gelten, dass dF 0 wird, sobald weder eine Werkstoffverfestigung noch eine Oberflächenverkleinerung auftritt.

$$dF \rightarrow 0, \quad T_i \rightarrow T_R \vee \{\varphi_{v,i}^n \rightarrow 0 \wedge d\psi_i \rightarrow 0\} \quad (9.4)$$

9.4 Beschreibung der experimentell ermittelten Einflussgrößen mit mathematischen, empirischen Termen

Die mathematische Beschreibung von dF erfolgt nach **(9.5)**. Diese mathematische Formulierung der Änderung des Faltenwertes dF ermöglicht die knotenweise Vorhersage des örtlich und zeitlich aufgelösten Faltenwertes F_i und berücksichtigt Wechselwirkungen zwischen den Einflussgrößen.

$$dF = (A * \varphi_{v,i}^n * d\psi_i + B * d\psi_i) * R'_a \quad (9.5)$$

Durch eine Vergrößerung der Oberfläche $\psi_i > 1$ (für die Definition von ψ_i vgl. Kap. 9.4.1) könnte eine Änderung des Faltenwertes nach (9.5) $dF < 0$ auftreten. Dies scheint physikalisch sinnvoll, solange die Bildung der Falte 2. Art noch nicht erfolgt ist. Es ist denkbar, dass durch eine Oberflächenvergrößerung die ziehharmonikaartig aufgefaltete Oberfläche wieder geglättet wird. Die Faktoren A und B ermöglichen eine Gewichtung der Einflussfaktoren bzw. die Anpassung des Modells an eine bestimmte umformtechnische Problemstellung. Diese Anpassung schränkt die Gültigkeit des Modells ein, da aufgrund des empirischen Ansatzes z.B. die Ausrichtung der oberflächennahen Mangansulfide, die Lage der Gleitebenen sowie Versetzungen und oberflächennahe Eigenspannungen nicht berücksichtigt werden.

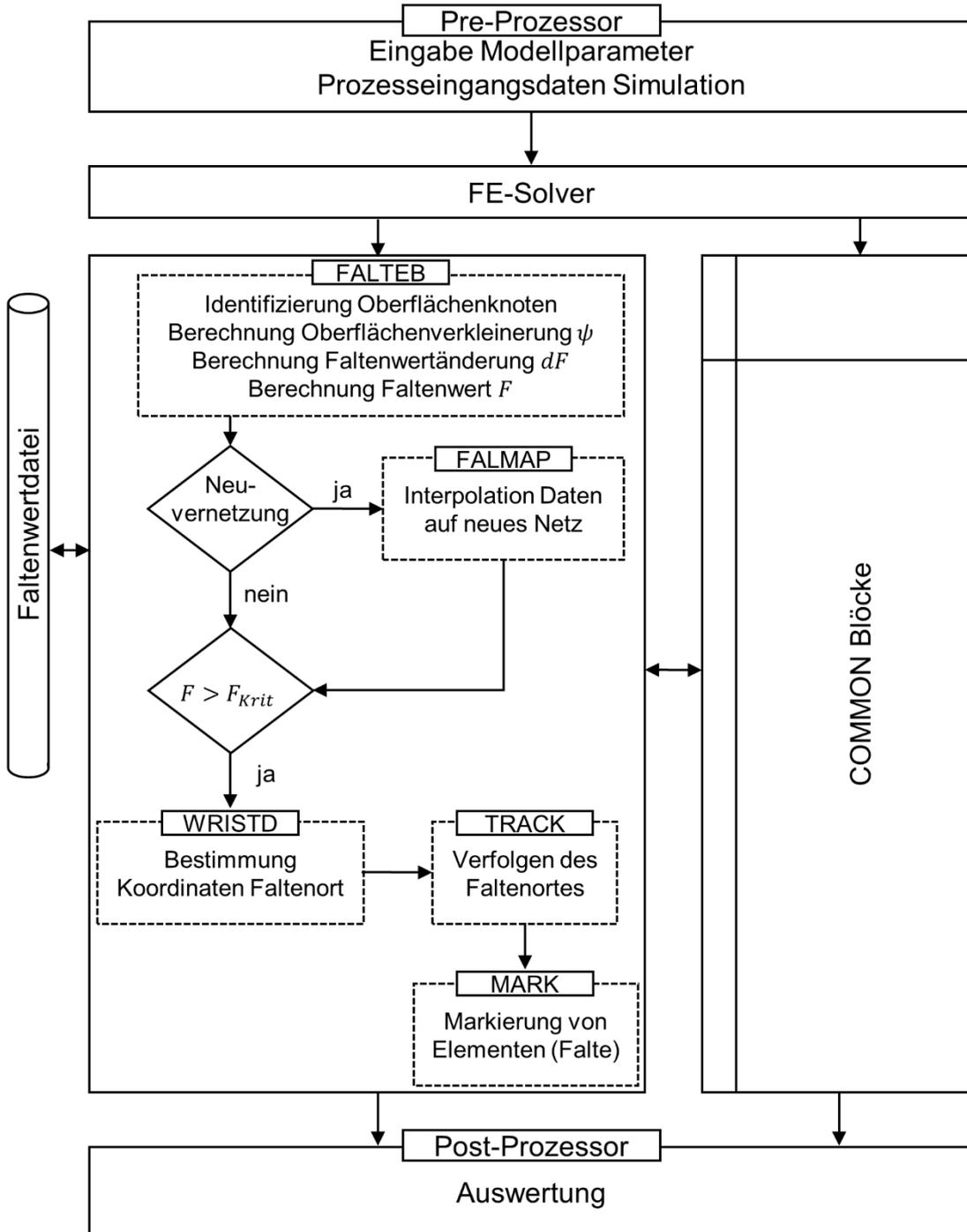


Abbildung 9.2 Programmstruktur zur Berechnung des Faltenwertes

Die Vorgehensweise zur Bestimmung der Faktoren A, B und R'_a ist in **Kap. 10.1** beschrieben. Die verschiedenen Prozessrouten bzw. die daraus resultierende Umformhistorie wird durch den akkumulierten Ansatz berücksichtigt. Die Implementierung des Faltenkriteriums, das in Fortran77 programmiert wurde, erfolgte in das kommerzielle FE-Programm DeformTM für zweidimensionale Problemstellungen über die Subroutine USRMSH die Zugriff auf die meisten internen Variablen des Simulationsprogramms erlaubt und vor und nach jedem Integrations-schritt der Simulation aufgerufen wird (vgl. **Anhang zu Kap. 9**).

Die Programmstruktur des Faltenkriteriums ist in **Abbildung 9.2** gezeigt. Für die Berechnung des Faltenwertes sind mehrere Subroutinen sowie die Verwendung externer Speicherdateien notwendig. Die Parametrisierung des Modells erfolgt im Pre-Prozessor des Simulationsprogramms unter Verwendung von Benutzervariablen. So ist eine individuelle Anpassung des Faltenkriteriums und z.B. die Eingabe einer werkstoffspezifischen Rekristallisationstemperatur möglich. Die Auswertung der FE-Simulation erfolgt im Post-Prozessor. Für die Visualisierung der berechneten Größen werden ebenfalls Benutzervariablen verwendet.

9.4.1 Oberflächenverkleinerung über Änderung der Höhe der inneren Mantelfläche

Da die Schädigung in Form der Falte 2. Art eine Oberflächenschädigung darstellt, müssen zur Berechnung zunächst die Oberflächenknoten bzw. die Oberflächenelemente identifiziert werden, um eine Berechnung der Oberflächenverkleinerung zu ermöglichen. Die verwendete kommerzielle Simulationssoftware DEFORMTM stellt dafür eine Feldvariable mit einer Liste der Oberflächenknoten zur Verfügung, die in einem sogenannten COMMON Block gespeichert wird (gemeinsamer Speicher für Variablen und Felder aus verschiedenen Programmeinheiten [Weh85]). Die Identifizierung von Oberflächenknoten kann durch die Auswertung der sogenannten Konnektivitätsmatrix erfolgen, die Informationen über die Wertigkeit (Anzahl der Nachbarknoten) eines jeden Knotens enthält. Für die Berechnung der Oberflächenverkleinerung der Elementkanten an der inneren Mantelfläche des hohlen Halbzeuges eignet sich der vom Simulationsprogramm elementweise berechnete Umformgrad in z-Richtung nicht, obwohl es sich um ein zweidimensionales Problem handelt. Eine exakte Berechnung der Kantenlänge aus den beiden zwei- bzw. dreiwertigen Knoten eines jeden Oberflächenelementes ist ebenfalls nicht möglich, da dafür eine homogene Verzerrung des Elementes vorausgesetzt wird. Für den vorliegenden Fall (und alle anderen Fälle) besteht aber die Möglichkeit der Elementverzerrung wie in **Abbildung 9.3** gezeigt.

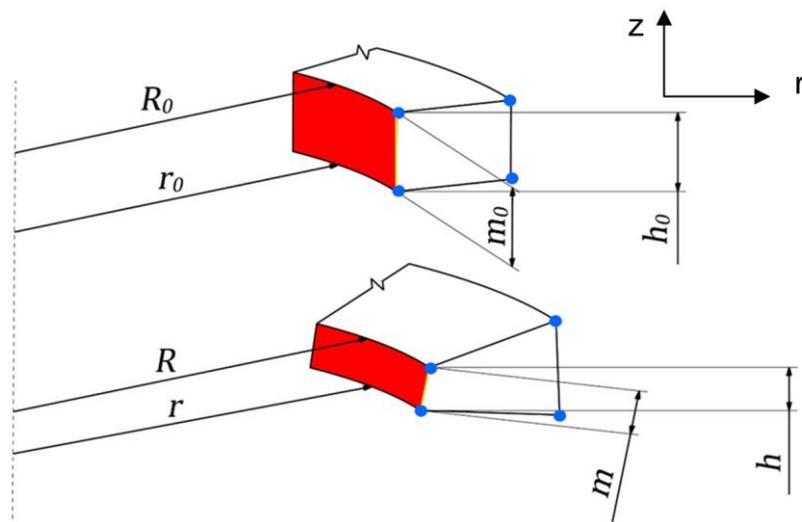


Abbildung 9.3 Darstellung einer inhomogenen Elementverzerrung mit $R \neq r$ und Änderung der Form des Elementes für die Darstellung der Elementverzerrung

Daher wird die Änderung der Elementkantenlänge mit der Berechnungsformel für eine Kegelmantellinie schrittweise für jeden Integrationsschritt und für jedes Oberflächenelement berechnet.

Die Zuhilfenahme der ebenfalls vom Simulationsprogramm bereitgestellten Umformgrade in r - bzw. θ -Richtung ist ebenfalls nicht zielführend, da diese beim gewählten Elementtyp für den zentralen Integrationspunkt berechnet werden und die r -Koordinate (Radius) der Oberflächekante nicht aus diesen so berechneten Umformgraden abgeleitet werden kann.

Daher wird zur Berechnung der Oberflächenverkleinerung der im Folgenden ausgeführte geometrische Weg gewählt. Für jede Oberflächekante werden vom Simulationsprogramm die Knotenkoordinaten und die Knotenverschiebungen bereitgestellt. Die Knotenverschiebungen beziehen sich dabei auf den Ausgangszustand des Werkstücks. Durch die aktuellen Knotenkoordinaten und Knotenverschiebungen können die Ausgangsknotenkoordinaten berechnet werden, unabhängig davon, ob und wie oft eine Neuvernetzung stattgefunden hat. Um diese zu erhalten, müssen lediglich die Knotenverschiebungen von den aktuellen Knotenkoordinaten subtrahiert werden. Dies geschieht komponentenweise, also in r - und z -Richtung. Dadurch ist es möglich, die exakte Mantelfläche der Oberflächekante jedes Oberflächenelements des Werkstücks in jedem Verschiebungsintegrationsschritt in der Simulation zu berechnen.

Die Oberflächenverkleinerung wird als Quotient aus der aktuellen und der Ausgangsoberfläche jeder Elementkante des Oberflächennetzes definiert und mit der Formel (9.6) zur Berechnung der Mantellinie eines Kegelstumpfes berechnet:

$$\psi = \frac{A}{A_0} = \frac{(R + r) * \sqrt{(R - r)^2 + h^2}}{(R_0 + r_0) * \sqrt{(R_0 - r_0)^2 + h_0^2}} \quad (9.6)$$

Mit $d\psi_i$ als Änderung der Oberflächenverkleinerung zum i -ten Integrationsschritt und ψ_i^* als Oberflächenänderung vor dem Integrationsschritt:

$$d\psi_i = \psi_i^* - \psi_i = \frac{A_i^* - A_i}{A_0} \quad (9.7)$$

Das Ergebnis der numerischen Berechnung der Oberflächenverkleinerung ψ nach Gleichung (9.6) für das einfache Bundanstauen (*Prozessroute 2-a*) ist in **Abbildung 9.4** gezeigt. Es wird deutlich, dass im faltengefährdeten Bereich eine sehr hohe Verkleinerung der inneren Mantelfläche zu erwarten ist. Die übrigen Bereiche erfahren nur einer sehr kleine oder gar keine Verkleinerung der Oberfläche. Für die Visualisierung der knotenbezogenen Oberflächenverkleinerung ψ wurde eine Benutzervariable und die Subroutine USRMSH verwendet.

Die lokalisierte, inhomogene Oberflächenverkleinerung in **Abbildung 9.4** zeigt, dass ein analytischer Ansatz zur Berechnung der Oberflächenverkleinerung der inneren Mantelfläche aufgrund der verfahrensspezifischen inhomogenen Formänderungsverteilung nicht zielführend ist. Beim analytischen Ansatz würde sich aufgrund der Höhenänderung der inneren Mantelfläche eine homogene Oberflächenverkleinerung ergeben, die den Faltenort nicht darstellen kann.

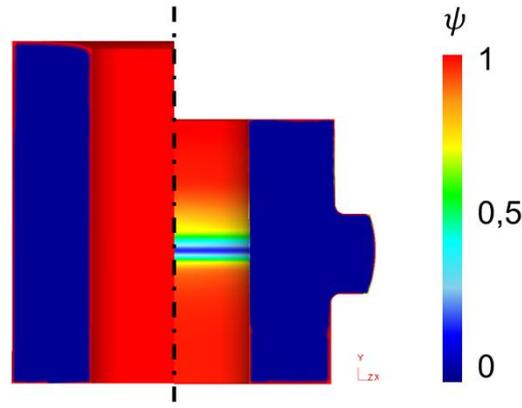


Abbildung 9.4 Nach Gleichung (9.6) berechnete Oberflächenverkleinerung ψ der Oberflächenknoten der inneren Mantelfläche vor (links) und nach (rechts) dem Bundanstauchen (16MnCrS5, Prozessroute 2-b)

9.4.2 Berechnung der lokale Verfestigung aus dem Vergleichsumformgrad

Die Änderung der Verfestigung wird nur für Umformgradzunahmen berücksichtigt, da entfestigende Vorgänge oder gleichbleibende Werte des Umformgrades physikalisch gesehen nicht zu einer Zunahme der Verfestigung führen. Als Verfestigung wird der Anstieg der Fließgrenze mit der mathematischen Beschreibung nach Gleichung (9.8) infolge vorhergehender Umformung bezeichnet.

$$\varphi_v^n \quad (9.8)$$

Für Temperaturen $T_i > T_R$ wird die Verfestigung, mathematisch nach Gleichung (9.8) beschrieben, nicht berücksichtigt und keine Änderung des Faltenwertes berechnet, da Gleichung (9.4) gilt.

9.4.3 Bestimmung der Oberflächenrauigkeit über einen Faktor

Wie in Kap. 8.2.3 experimentell nachgewiesen wurde, hat die Oberflächenrauigkeit der inneren Mantelfläche des hohlen Halbzeuges einen signifikanten Einfluss auf die Tiefe der Falte 2. Art und muss daher in dem empirischen Kriterium Berücksichtigung finden. Mit zunehmender Oberflächenrauigkeit sind tiefere Falten 2. Art bzw. eine frühere Überschreitung des kritischen Faltenwertes nachweisbar. Die Berücksichtigung dieses physikalischen Zusammenhangs erfolgt über einen skalaren Oberflächenfaktor der anhand der experimentellen Datenbasis zu parametrisieren ist:

$$R'_a \quad (9.9)$$

Über den multiplikativen Ansatz (Gleichung (9.5)) führen höhere skalare Werte von R'_a , wie sie bei hohen Oberflächenrauigkeiten des hohlen Halbzeuges vor dem Bundanstauchen auftreten, zu einem größeren Faltenwert bzw. zu einer früheren und damit tieferen Faltenbildung.

9.4.4 Berechnung der Umformtemperatur aus der Elementtemperatur

Es wird aufgrund der experimentellen Untersuchungen (Kap. 7 und 8) sowie der im Stand der Technik recherchierten Aussagen im Folgenden davon ausgegangen, dass bei Überschreitung der im Pre-Processing zu definierenden Rekristallisationstemperatur T_R keine weitere Zunahme des Faltenwertes dF erfolgt (9.10).

$$dF \rightarrow 0, \quad T_i \rightarrow T_R \quad (9.10)$$

Innerhalb der Subroutine wird diese Bedingung durch eine IF-Schleife überprüft. Wird die Rekristallisationstemperatur überschritten, dann wird $dF = 0$.

9.5 Visualisierung der Faltenbildung im Post-Processing

Neben der zeitlichen und örtlichen Vorhersage der Falte 2. Art ist für eine Abschätzung der Faltentiefe eine Berechnung des Faltenwachstums nach Erfüllung der Bedingung (9.3) notwendig. Anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen verschiedener senkrechter Schnittebenen der untersuchten Bundwellen wurde der Winkel, unter dem sich die Falte 2. Art ausbildet, vermessen. Es ergab sich dabei für alle untersuchten Werkstoffe ein mittlerer Winkel $\bar{\beta} = 49^\circ$.

Die Vorgehensweise zur Visualisierung der Faltenbildung im Post-Processor ist in **Abbildung 9.5** gezeigt. Die Faltenbildung wird beim Überschreiten des Faltengrenzwerts F_{krit} am faltenverursachenden Oberflächenknoten (Pos. 1) initiiert. Um die Tiefe der Falte bestimmen zu können, wird die Position des faltenverursachenden Oberflächenknotens während der Simulation verfolgt. Wird während der weiteren Umformung ein neues Netz erstellt, so ist es erforderlich, die Koordinaten des faltenverursachenden Oberflächenknotens mit diesem neuen Netz mitzuführen. Die Höhe Δz des Faltendreiecks kann nun zu jedem beliebigen Integrations-schritt nach der Faltengrenzwertüberschreitung bestimmt werden. Dazu wird die Differenz aus den z-Koordinaten des „faltenverursachenden“ Oberflächenknotens vom aktuellen Zeitpunkt (Pos. 2) und vom Zeitpunkt, als dieser den Faltengrenzwert überschritten hat (Pos. 1), gebildet. Ausgehend von der Ausgangsposition (Pos. 1) wird unter einem bestimmten Winkel eine Faltenstrecke (Hypotenuse des Faltendreiecks, rot) bestimmt. Diejenigen Elemente in der Simulation, die von dieser Faltenstrecke durchzogen werden, werden markiert und stellen die Falte dar.

Diese visuelle Darstellung der Faltentiefe stellt eine Vereinfachung dar. Nach Überschreitung des kritischen Wertes F_{krit} wird der in realen umformtechnischen Problemstellungen vorhandene Einfluss der Faltenbildung auf den Werkstofffluss vernachlässigt. Diese Vorgehensweise ähnelt allerdings der Vorgehensweise zur Darstellung duktiler Risse mittels der FEM, denen eine Elementlöschung nach Überschreitung eines kritischen Schädigungswertes zugrunde liegt. Eine weitere Vereinfachung ist die Annahme, dass das Faltenwachstum linear verläuft. Es konnte allerdings im Rahmen der experimentellen Untersuchungen bzw. der metallographischen Analysen keine eindeutige mathematische Beschreibung des Faltenwachstums gefunden werden. Darüber hinaus hat bei einer derartigen Vorgehensweise die Vernetzungsdichte einen signifikanten Einfluss auf die Vorhersage der Faltentiefe, da sie die Auflösung der Faltentiefe definiert. Sie ist daher im faltengefährdeten Bereich möglichst gering zu wählen.

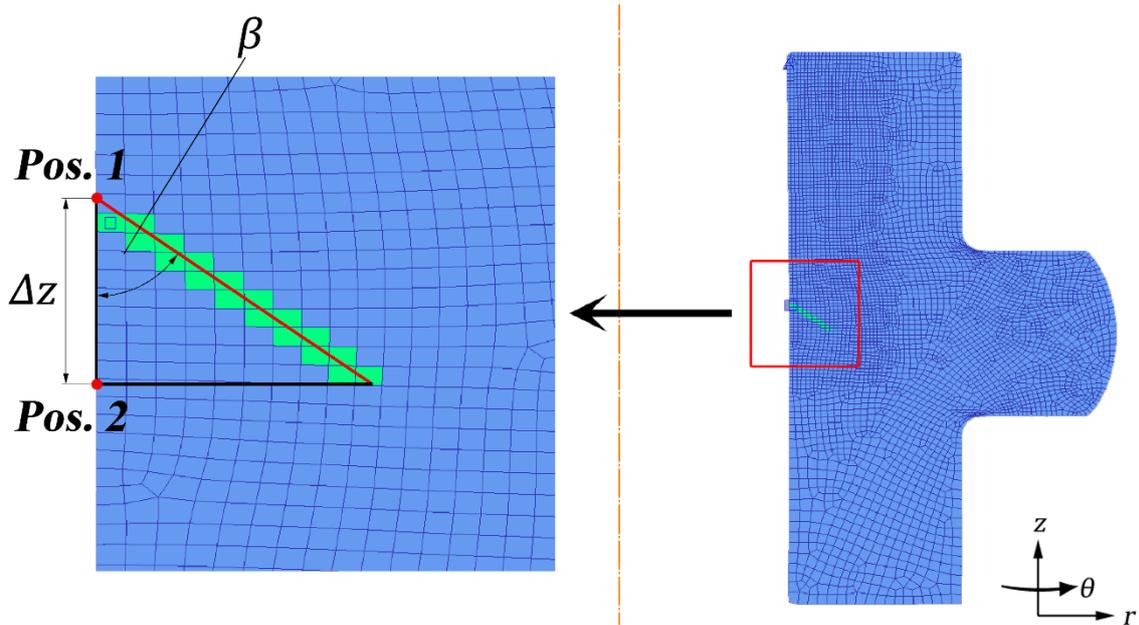


Abbildung 9.5 Faltdarstellung in der Simulation (links: vergrößerte Darstellung des Berechnungsnetzes im Bereich der Äquatorialebene des Bundes an der inneren Mantelfläche, rechts: Darstellung des gesamten Berechnungsnetzes des Bauteils)

9.5.1 Neuvernetzungsalgorithmus

Die Faltenwertberechnung wird, wie in den vorangehenden Abschnitten erläutert, ausschließlich für die Oberflächenknoten des Simulationsnetzes durchgeführt. Dazu werden im ersten Schritt der Subroutine die Oberflächenknoten identifiziert und in einen sogenannten COMMON-Block überführt, der allen Programmteilen zur Verfügung steht. Für die in diesem COMMON-Block enthaltenen Knoten wird die Änderung des Faltenwertes mittels (9.5) berechnet, schrittweise aufsummiert (9.2) und in eine Benutzerknotenvariable überführt. Wird aufgrund einer zu starken Netzverzerrung ein neues Netz erstellt, so müssen die Faltenwerte des alten auf das neue Netz übertragen werden. Die automatische, vom Programm bereitgestellte Neuvernetzungsroutine kann dazu nicht genutzt werden, da diese zwar eine Interpolation der Benutzervariablen vom alten auf das neue Netz durchführt, aber von einer homogenisierten Verteilung über das gesamte Netz ausgeht. Eine Interpolation der Faltenwerte auf das neue Netz durch das Programm führt zu einer „verschmierten“ Bestimmung der Faltenwerte und zu einer erhöhten Ungenauigkeit, die sich proportional zur Anzahl der Neuvernetzungsschritte verhält. Aus diesem Grund werden nach einer Neuvernetzung des Bauteils die Faltenwerte durch einen eigenen Algorithmus auf die Oberflächenknoten des neuen Netzes übertragen. Dies macht es erforderlich, dass die Faltenwerte und die entsprechenden r - und z -Koordinaten der Oberflächenknoten für jeden Integrationsschritt in eine externe Datei geschrieben werden. Nach einer automatischen Neuvernetzung können so die Faltenwerte und deren zugehörige Koordinaten des letzten Integrationsschrittes eingelesen und auf das neue Netz übertragen werden.

Es ist nicht möglich, die Faltdaten in einem COMMON-Block mitzuführen, da dieser nach einer Neuvernetzung zurückgesetzt wird und seine vorher abgespeicherten Werte für jeden Lastschritt verliert.

Mithilfe der Knotenkoordinaten der Oberflächenknoten des neuen Netzes werden nach der Neuvernetzung diejenigen beiden Oberflächenknoten des alten Netzes gesucht, deren Gesamt-

abstand, gebildet aus den Einzelabständen der beiden alten Knoten zum neuen Knoten, am geringsten ausfällt. Die Informationen zu den Faltenwerten und Koordinaten der Oberflächenknoten des alten Netzes werden aus der bereits erwähnten externen Datei bezogen. Im Falle der in **Abbildung 9.6** dargestellten Konstellation der Oberflächenknoten zueinander fällt der Gesamt- abstand s_{ges} der beiden Oberflächenknoten 1 und 2 des alten Netzes zum Oberflächenknoten 1 des neuen Netzes am geringsten aus. Die beiden Einzelabstände s_1 und s_2 bilden die Grundlage für die Berechnung des Faltenwerts $F_{i+1,1}$ für den Oberflächenknoten 1 des neuen Netzes. Gemäß dem Gesetz der abgewandten Hebelarme wird der Faltenwert für den Oberflächenknoten 1 des neuen Netzes $F_{i+1,1}$ aus den Faltenwerten $F_{i,1}$ und $F_{i,2}$ der Oberflächenknoten 1 und 2 des alten Netzes berechnet (9.11).

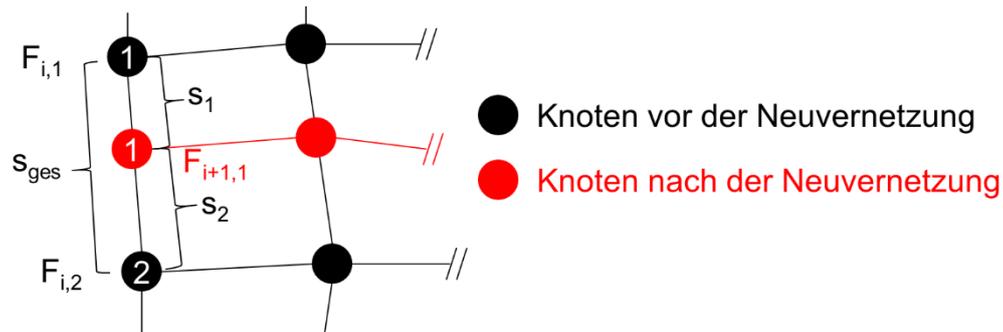


Abbildung 9.6 Übertragung der Faltenwerte der Oberflächenknoten des alten Netzes auf die Oberflächenknoten des neuen Netzes

$$F_{i+1,1} = F_{i,1} * \frac{s_2}{s_{ges}} + F_{i,2} * \frac{s_1}{s_{ges}}; s_{ges} = s_1 + s_2 \quad (9.11)$$

Diese Vorgehensweise wird für alle Oberflächenknoten des neuen Netzes durchgeführt. So wird die beschriebene „Verschmierung“ oder homogenisierte Verteilung der nur für die Oberflächenknoten berechneten Faltenwerte auf alle Netzknoten vermieden.

10 Experimentelle Absicherung numerischer Vorhersagen

Im folgenden Kapitel werden das in **Kap. 9** vorgestellte Kriterium zur Berechnung der Falte 2. Art, die parametrisierte Gleichung **(10.2)** sowie der kritische Faltenwert $F_{Krit} = 1,52$ auf ihre Vorhersagekraft der Falte 2. Art überprüft. Dazu werden Ergebnisse experimenteller Untersuchungen aus den vorangehenden Kapiteln herangezogen, um die Güte und Genauigkeit des Kriteriums sowie die Übertragbarkeit nachzuweisen.

10.1 Parametrisierung der Gleichung zur Berechnung des Faltenwertes

Die Bestimmung der Koeffizienten A , B und R'_a sowie des kritischen Faltenwertes F_{Krit} erfolgt in einer iterativen Vorgehensweise nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate. Für die Bestimmung der Koeffizienten sowie des kritischen Faltenwertes F_{Krit} sind die experimentellen Ergebnisse der *Prozessrouten 1-a-b*, *2-b* und *3-b* herangezogen und als Zielgrößen definiert worden. Bei einem empirischen Faltenkriterium kann nur eine iterative Vorgehensweise erfolgen, da die Falttiefe bzw. die Form der Falte nicht analytisch in Abhängigkeit von den diskutierten Einflussfaktoren berechnet werden kann.

F_{Krit} bezeichnet den numerisch bestimmten, zeit- und orts aufgelösten kritischen Faltenwert, der aus einem Vergleich zwischen geometrischen Größen von experimentellen Zustellmustern bei denen der Beginn der Faltenbildung 2. Art erkennbar ist sowie geometrischen Größen numerisch bestimmter äquivalenter Zustellungen iterativ bestimmt wurde. Anschließend erfolgt eine Minimierung der Fehlerfunktion Z **(10.1)** unter Variation der Parameter A , B und R'_a unter Einbeziehung des numerisch berechneten Faltenwertes F_{FEM} in Abhängigkeit der drei Einflussfaktoren $(\varphi_{v,i}^n, d\psi_i, R'_a)$ für die drei *Prozessrouten 1-a-b*, *2-b* und *3-b*.

$$\min_{A,B,R'_a} Z \text{ mit } Z = \sum_{i=1}^k (F_{FEM}(\varphi_{v,i}^n, d\psi_i, R'_a) - F_{Krit})^2 \quad (10.1)$$

Mittels dieser Vorgehensweise werden die Parameter A , B und n zu 0,56; 1,22 und 0,2 bestimmt. R'_a wird nach **Tabelle 10.1** bestimmt. Formel **(10.2)** zeigt die parametrisierte Gleichung für die Berechnung der Änderung des Faltenwertes nach jedem Intergrationsschritt.

$$dF = (0,56 * \varphi_{v,i}^{0,2} * d\psi_i + 1,22 * d\psi_i) * R'_a \quad (10.2)$$

Tabelle 10.1 Faktor R'_a in Abhängigkeit der gemessenen Oberflächenrauigkeit

Faktorzuordnung R'_a	
R_a des hohlen Halbzeuges [μm]	Faktor R'_a [-]
0,21	1,01
0,38	1,02
3,04	1,03
8,1	1,05

Alle folgenden numerischen Untersuchungen werden mit diesem Parametersatz berechnet. Der kritische Faltenwert, ab dem mit einer Faltenbildung 2. Art zu rechnen ist, wurde zu $F_{krit} = 1,52$ bestimmt. Die Parametrisierung der Gleichung erfolgte mit experimentellen Daten für die beiden Stahlwerkstoffe 16MnCrS5 und 20MoCr4 sowie die Aluminiumlegierung EN AW6062. Der durch Minimierung der Fehlerfunktion (10.1) bestimmte kritische Wert ist somit werkstoffunabhängig.

10.2 Absicherung und Validierung

Das entwickelte und in das Simulationsprogramm DEFORMTM implementierte Faltenkriterium wurde auf seine Vorhersagekraft hinsichtlich der örtlichen sowie zeitlichen Bildung der Falte 2. Art sowie der Faltentiefe der Falte 2. Art untersucht.

In **Abbildung 10.1** ist der Vergleich zwischen gemessener und mittels des Faltenkriteriums vorhergesagter Faltentiefe (FEM) in Abhängigkeit von der Prozessroute für den Werkstoff 16MnCrS5 gezeigt. Die Faltenbildung 2. Art kann mittels des Faltenkriteriums für jede der untersuchten Prozessrouten vorhergesagt werden. Die Vorhersagegenauigkeit der Faltentiefe anhand der entwickelten Visualisierung für alle Prozessrouten variiert und steigt tendenziell mit zunehmender Faltentiefe an. So kann die mittlere Faltentiefe der nach *Prozessroute 3-b* mit einer Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges von $R_a = 8 \mu\text{m}$ umgeformten Umformteile mit einer relativen Abweichung von lediglich 1 % vorhergesagt werden. Hingegen besteht bei *Prozessroute 1-a-b* eine Abweichung zwischen mittlerer gemessener und numerisch berechneter Faltentiefe von rund 38 %.

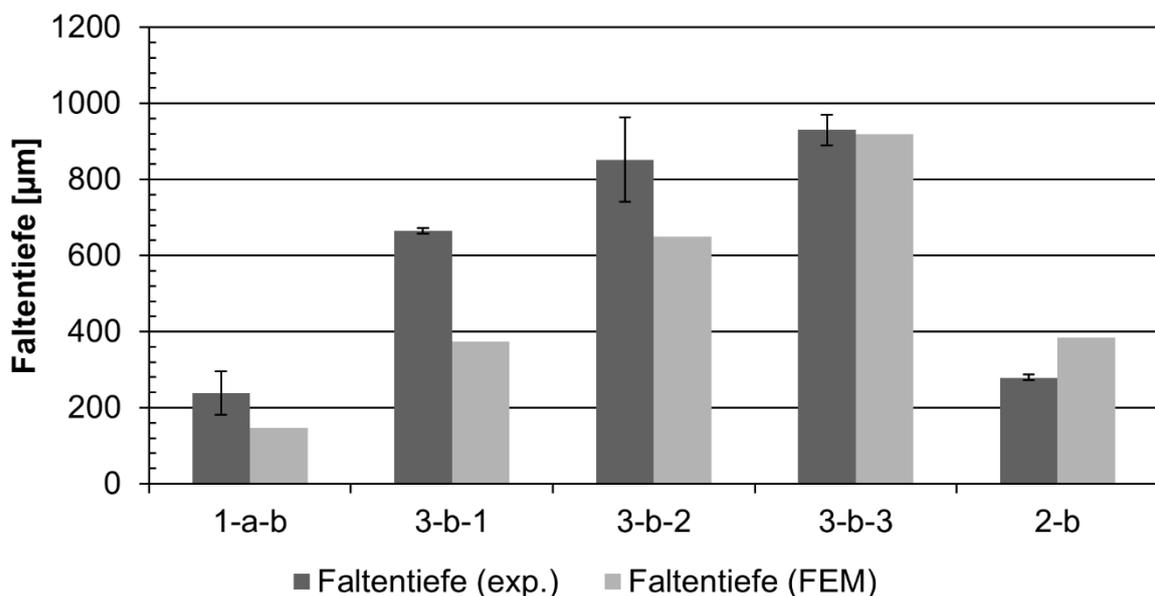


Abbildung 10.1 Vergleich zwischen gemessener und vorhergesagter Faltentiefe (16MnCrS5, Prozessrouten 1-a-b und 3-b-x: $h_s/s_0 = 2,6$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$; Prozessroute 2-b: $h_s/s_0 = 2$, $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$, RT)

Generell ist, trotz der getroffenen Vereinfachungen, die Faltenbildung 2. Art anhand des entwickelten Faltenkriteriums mit einer relativ hohen Genauigkeit vorhersagbar.

In **Abbildung 10.2** ist der Vergleich der gemessenen (exp.) und mittels des Faltenkriteriums vorhergesagter (FEM) Faltentiefe für den Werkstoff 20MoCr4 dargestellt. Hier wird deutlich, dass mittels der für (10.2) bestimmten Koeffizienten die Faltenbildung 2. Art auch für den

Werkstoff 20MoCr4 und grundsätzlich voneinander verschiedener Prozessrouten mit einer ausreichenden Genauigkeit vorhergesagt werden kann.

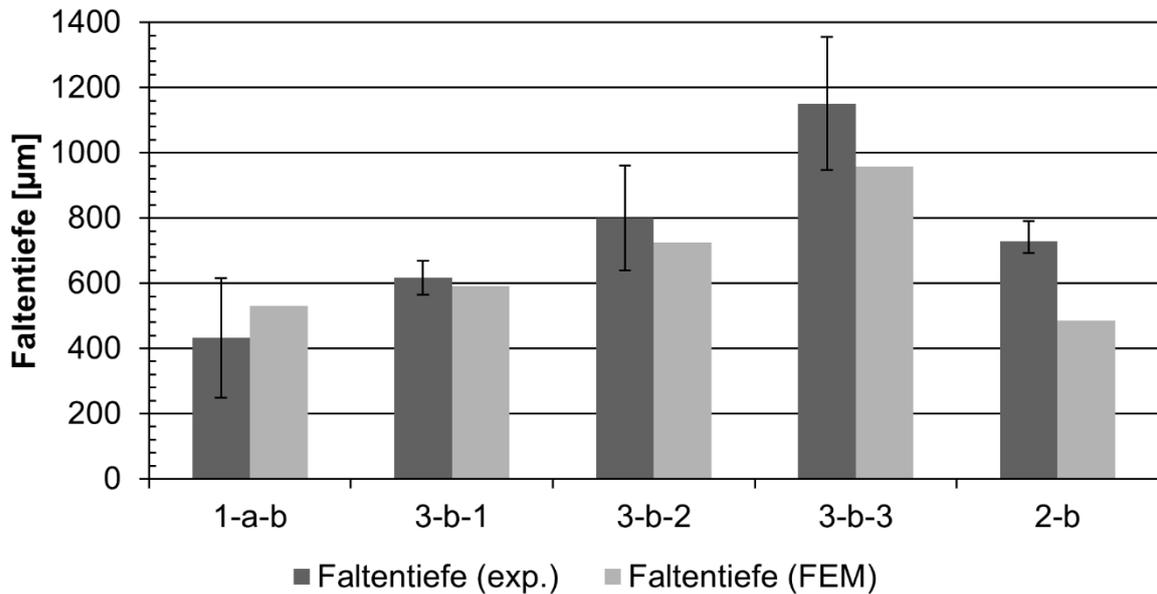


Abbildung 10.2 Vergleich zwischen gemessener und vorhergesagter Faltentiefe (20MoCr4, Prozessrouten 1-a-b und 3-b-x: $h_s/s_0 = 2, 6$, $\phi D_I/\phi D_A = 0, 5$; Prozessroute 2-b: $h_s/s_0 = 2$, $\phi D_I/\phi D_A = 0, 5$)

In **Abbildung 10.3** ist eine Gegenüberstellung zwischen lichtmikroskopischen Aufnahmen der Falte 2. Art in Abhängigkeit von der Prozessroute mit denen im Post-Processor visualisierter numerisch berechneter Faltentiefen gezeigt.

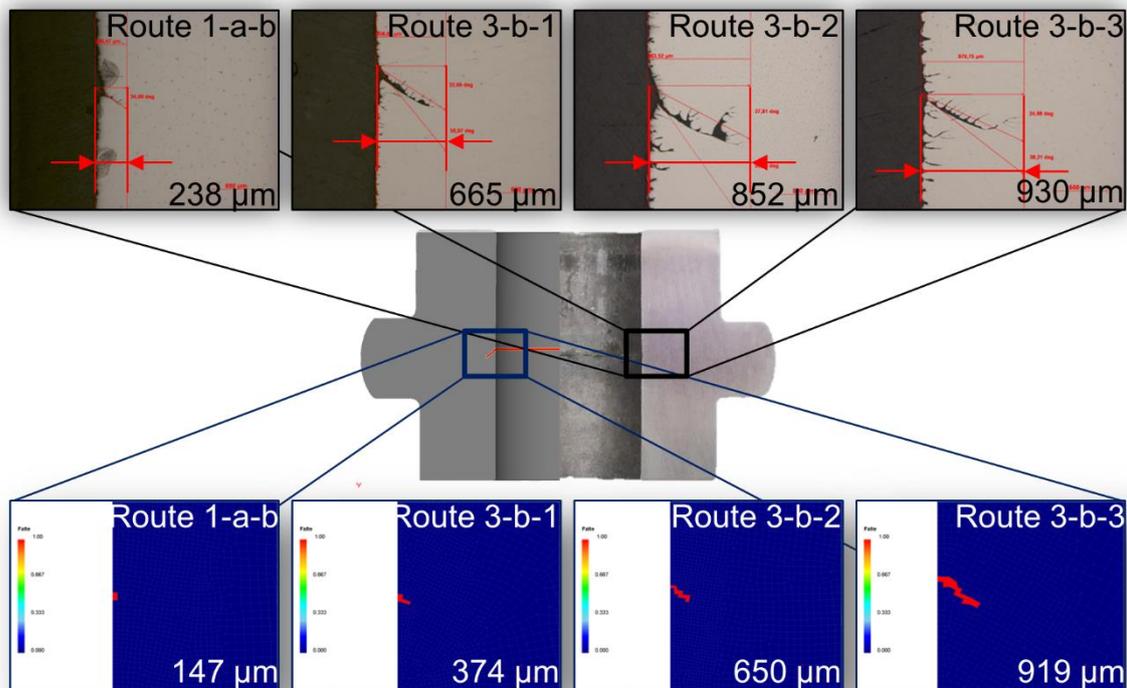


Abbildung 10.3 Gegenüberstellung zwischen lichtmikroskopischen Aufnahmen der Falte 2. Art (oben) und mittels FEM berechneter Faltentiefen 2. Art (unten) (16MnCrS5, $h_s/\phi D_A=0,65$, $\phi D_I/\phi D_A=0,5$, 2. Stauchstufe)

Für die *Prozessroute 3-b-3* ergibt sich lediglich eine Abweichung von rund 1 % zwischen berechneter und mittlerer gemessener Faltentiefe. Für die *Prozessroute 1-a-b* kommt es hingegen zu einer Abweichung von rund 40 %. Hier bestätigt sich die Aussage, dass es mit tiefer werdenden Falten zu einer höheren Vorhersagekraft des entwickelten Faltenkriteriums kommt. Mittels des von der Qualität der inneren Mantelfläche abhängigen und eingeführten Koeffizienten R'_a wird der proportionale Zusammenhang zwischen Oberflächenrauigkeit der inneren Mantelfläche des hohlen Halbzeuges und Faltentiefe korrekt bemessen. Berücksichtigt man die in den experimentellen Untersuchungen auftretenden Prozessschwankungen sowie die numerisch nicht abbildbare Beeinflussung des Stoffflusses durch die Falte 2. Art, die werkstoffspezifischen mikrostrukturellen Vorgänge sowie den Einfluss der Probenpräparation auf die gemessene Faltentiefe, so kann trotz der Abweichungen dennoch von einer relativ hohen Vorhersagekraft des entwickelten und werkstoffunspezifischen Faltenkriteriums gesprochen werden.

In **Abbildung 10.4** ist die gemessene und numerisch berechnete Faltentiefe für die drei untersuchten Versuchswerkstoffe und die *Prozessroute 2-b* in Abhängigkeit des bezogenen Stauchhöhenverhältnis für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_1/\varnothing D_A = 0,5$ dargestellt. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass bis zu einem bezogenen freien Stauchhöhenverhältnis von $h_s/s_0 = 2,2$ eine Falte 2. Art auftritt, die nur mittels des vorgeschlagenen Faltenkriteriums vorhersagbar ist. Für das bezogene Stauchhöhenverhältnis von $h_s/s_0 = 2,4$ kommt es aufgrund der Vorverfestigung des hohlen Halbzeuges zu einem Instabilitätsverhalten und damit zu einem Ausknicken des hohlen Halbzeuges. Die Falte 1. Art kann mittels der Methode der finiten Elemente mit einer hohen Vorhersagekraft bestimmt werden. Es fällt auf, dass die Abweichung der mittels des vorgeschlagenen Faltenkriteriums vorhergesagten Faltentiefen mit zunehmender bezogener Stauchhöhe abnehmen. Ursache ist die Beeinflussung des Stoffflusses nach Bildung der Falte 2. Art sowie die vereinfachte Annahme, dass das Faltenwachstum linear verläuft (vgl. **Kap. 9.2**).

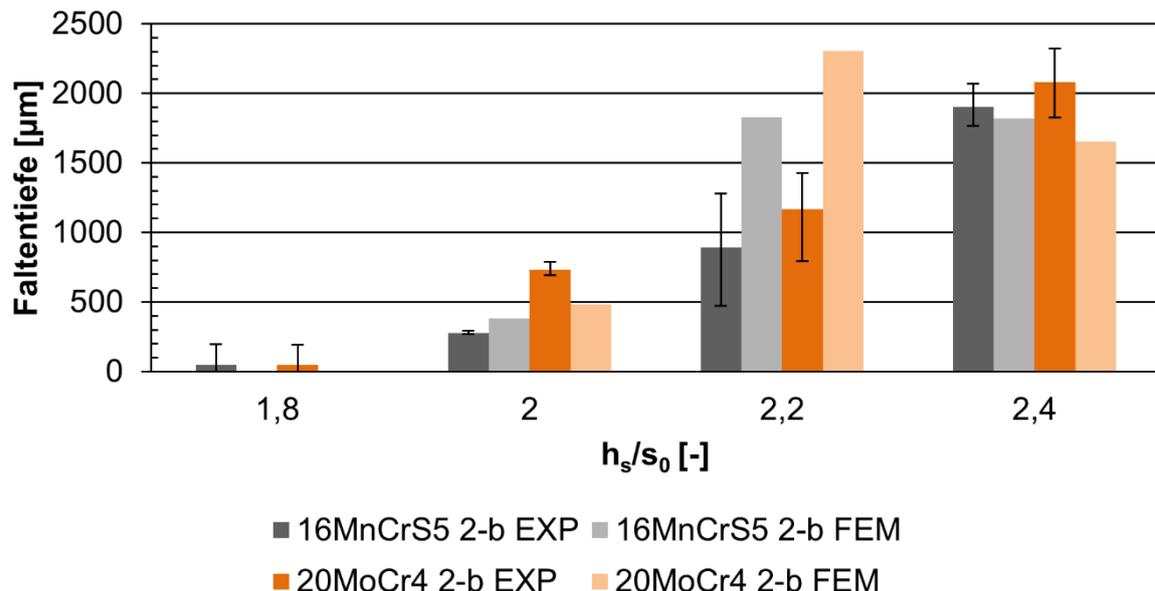


Abbildung 10.4 Gemessene und numerisch berechnete Faltentiefen 1. Art ($h_s/s_0 = 2,4$) und 2. Art ($1,8 < h_s/s_0 \leq 2$) in Abhängigkeit von der bezogenen freien Stauchhöhe ($\varnothing D_1/\varnothing D_A = 0,5$)

In **Abbildung 10.5** sind die gemessene und numerisch berechnete Faltentiefe für die drei untersuchten Versuchswerkstoffe und die *Prozessroute 2-b* in Abhängigkeit vom bezogenen Stauchhöhenverhältnis für das Durchmesser Verhältnis $\varnothing D_1/\varnothing D_A = 0,6$ dargestellt. Für das bezogene

Durchmesser Verhältnis $h_s/s_0 = 2$ kann in den experimentellen Untersuchungen keine Faltenbildung nachgewiesen werden. Dies wird durch das entwickelte Faltenkriterium korrekt vorhergesagt. Für das bezogene Durchmesser Verhältnis $h_s/s_0 = 2,25$ kann die experimentell nachweisbare Falte 2. Art ebenfalls korrekt vorhergesagt werden. Auch die werkstoffspezifischen Unterschiede (Verfestigung, die Dissipation von Umformenergie in Wärme sowie spezifischer Stofffluss) der Faltentiefe können qualitativ vorhergesagt werden.

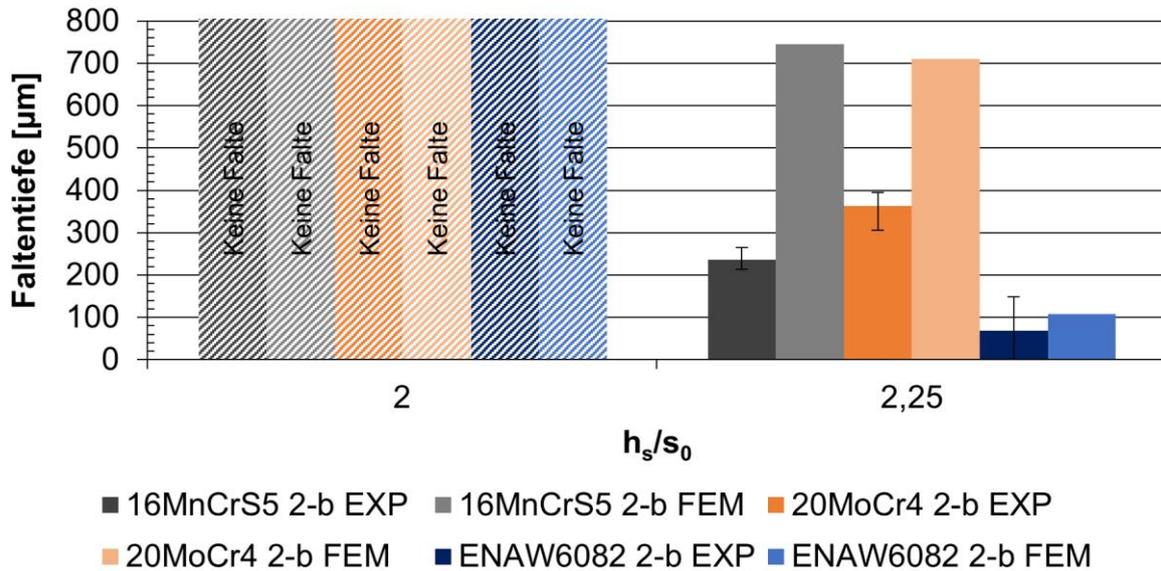


Abbildung 10.5 Experimentell ermittelte (EXP) und numerisch berechnete (FEM) Faltentiefen in Abhängigkeit der bezogenen freien Stauchhöhe ($\varnothing D/\varnothing D_A=0,6$, RT)

In **Abbildung 10.6** ist die experimentell bestimmte (EXP) und numerisch berechnete (FEM) Faltentiefe für die *Prozessrouten 1-a-a* und *1-a-b* in Abhängigkeit von drei untersuchten Versuchswerkstoffen dargestellt.

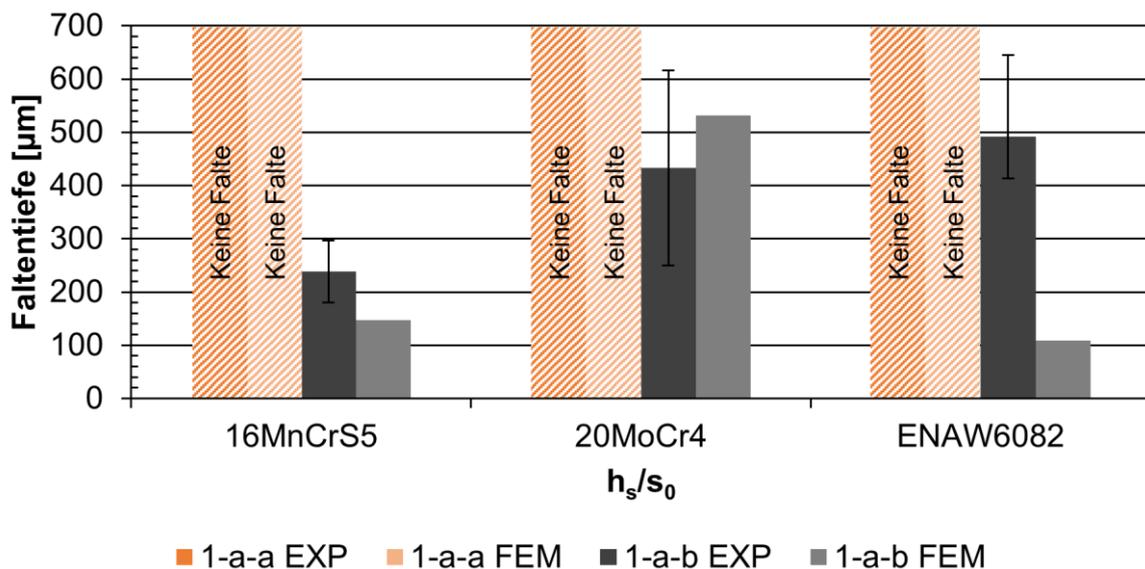


Abbildung 10.6 Experimentell ermittelte (EXP) und numerisch berechnete (FEM) Faltentiefe in Abhängigkeit der bezogenen freien Stauchhöhe und der Prozessroute ($\varnothing D/\varnothing D_A=0,5$)

In allen Fällen wird für die Prozessroute 1-a-a keine Falte 2. Art vom entwickelten Faltenkriterium vorhergesagt.

Die in **Abbildung 10.5** und **Abbildung 10.6** gezeigten Vergleiche zwischen experimentell bestimmter und numerisch vorhergesagter Falentiefe der Falte 2. Art beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen zeigen, dass mittels der Visualisierung der Falte im Post-Processor bei sehr hohen freien bezogenen Stauchhöhen eine signifikante Abweichung zwischen realer und berechneter Falentiefe besteht. Grund dafür bildet die vereinfachte Annahme, dass die Falte nach Bildung linear unter einem konstanten Winkel verläuft und der Werkstofffluss nach Bildung der initialen Falte von dieser nicht beeinflusst wird. Die Ergebnisse zeigen jedoch, dass zukünftige Arbeiten sich mit der mathematisch geschlossenen Formulierung des Faltenwachstums 2. Art beschäftigen sollten (vgl. **Kap. 11.1**) und derzeit noch Ungenauigkeiten in Bezug auf den Einfluss der Falte auf den Werkstofffluss bestehen.

10.3 Übertragbarkeit des parametrisierten Faltenkriteriums auf andere Verfahren

Anhand experimenteller Untersuchungen einer Verfahrenskombination – bestehend aus Stauchen und Aufweiten – für den Werkstoff 20MoCr4 (vgl. **Kap. 5.4.2**) wurde die Übertragbarkeit des Faltenkriteriums nachgewiesen. In **Abbildung 10.7** ist die numerisch berechnete Falentiefe der Verfahrenskombination Stauchen und Aufweiten für den Werkstoff 20MoCr4 (links) und der in den metallographischen Untersuchungen gemessenen Falentiefe (rechts) dargestellt. Zwischen berechneter und gemessener Falentiefe ergibt sich für diesen Fall lediglich eine Abweichung von 6 %.

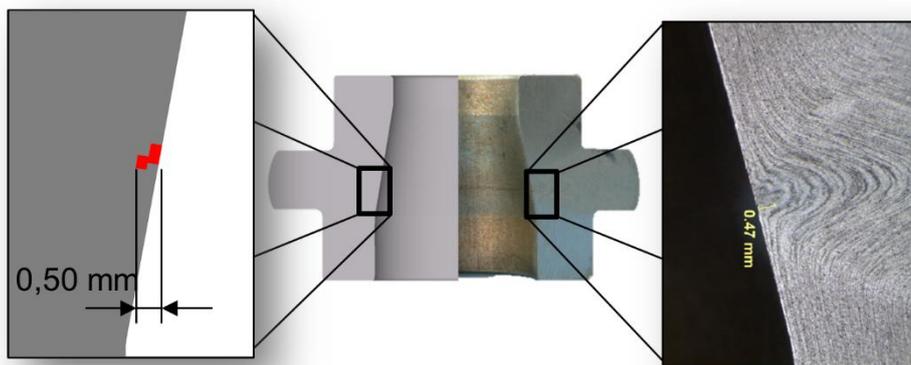


Abbildung 10.7 Gegenüberstellung einer lichtmikroskopischen Aufnahmen der Falte 2. Art (rechts) und mittels des Faltenkriteriums berechneter Falentiefe 2. Art (links) der Verfahrenskombination Stauchen und Aufweiten mit kegeliger Innengeometrie (20MoCr4, $\varnothing D_1/\varnothing D_A = 0,5$)

In **Abbildung 10.8** ist eine Gegenüberstellung der numerisch mittels des entwickelten Faltenkriteriums berechneten Falentiefe (rechts) und eine REM-Aufnahme des Beginns der Faltenbildung 2. Art (links, rote Pfeile) für die Verfahrenskombination Stauchen und Quer-Fließpressen gezeigt.

Die Gegenüberstellung des experimentell bestimmten Messortes mit dem numerisch berechneten Ort der Faltenbildung sowie der Zeitpunkt der Schädigungsvorhersage stimmen gut mit den experimentellen Ergebnissen überein. Dies ist insofern bemerkenswert, da es sich hier um einen verfahrensbedingt gänzlich anderen Werkstofffluss handelt.

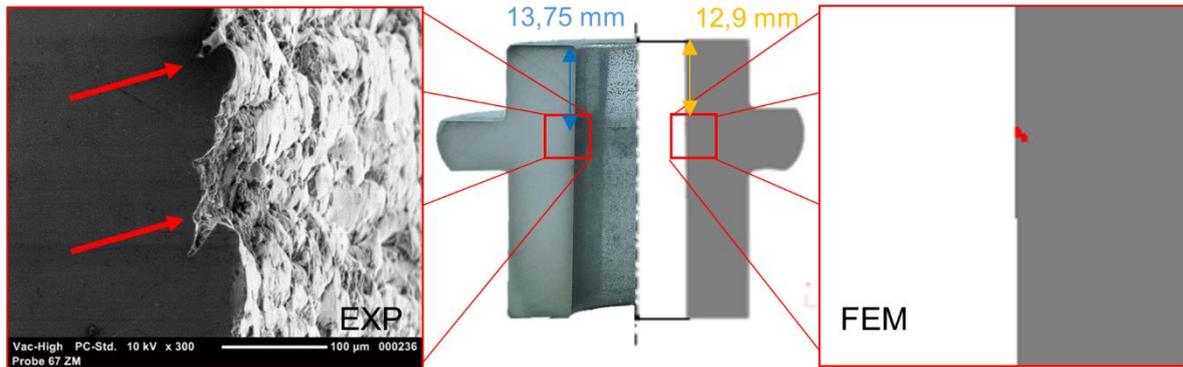


Abbildung 10.8 Gegenüberstellung einer REM Aufnahme des Beginns der Falte 2. Art (links) und mittels des Faltenkriteriums berechneter Faltentiefe 2. Art (rechts) der Verfahrenskombination Stauchen und Quer-Fließpressen (EN AW6082, $\frac{\varnothing D_1}{\varnothing D_A} = 0,5$, $\frac{h_s}{s_0} = 2,2$ RT,)

Anhand dieser zwei experimentellen Beispiele konnte somit gezeigt werden, dass das auf der vorliegenden experimentellen Datenbasis entwickelte und validierte empirische Schädigungsmodell zur Vorhersage der Faltenbildung 2. Art auch auf andere Verfahrenskombinationen der Kaltmassivumformung mit abweichendem Werkstofffluss und Innengeometrien der inneren Mantelfläche übertragbar ist.

Die in der Zielsetzung des **Kapitels 3.2** formulierte These: *Die Ableitung eines empirischen Schädigungsmodells zur prädiktiven Vorhersage der nicht ausschließlich durch geometrische Einflussgrößen verursachten Faltenbildung ist durch die betrachteten Einflussgrößen möglich* konnte anhand des entwickelten empirischen Kriteriums (**Kap. 9**) sowie der experimentellen Absicherung (**Kap. 10**) belegt werden.

11 Zusammenfassung und Ausblick

Eine umformtechnische Fertigung hohler Wellen, die über einen Bund zur Ein- und Weiterleitung von Kräften und Drehmomenten verfügen, kann mittels des innen geführten, zweiseitig eingespannten Stauchens eines hohlen Fließpressteils erfolgen. Das Stauchen hat gegenüber dem Quer-Fließpressen vor allem wirtschaftliche Vorteile, die sich aus der einfacheren Werkzeugtechnik sowie der ebenfalls werkzeugbedingten höheren Ausbringung ergeben. Darüber hinaus sind durch Stauchen hergestellte Stoffanhäufungen maßhaltiger und es können größere Bunddurchmesser ohne lokale Einschnürungen oder Rissbildung aufgrund der Überschreitung des Formänderungsvermögens hergestellt werden. Eine ressourceneffiziente Fertigungskette beinhaltet neben dem Bundanstauchen auch die umformtechnische Herstellung des hohlen Halbzeuges z.B. durch Napf-Rückwärts-Fließpressen. Das Bundanstauchen an hohlen Fließpressteilen führt jedoch zu verfahrensspezifischen Umformfehlern. Ein Fehlerbild ist sowohl beim Bundanstauchen als auch beim Bundquerfließpressen die äquatoriale Faltenbildung.

Die im Stand der Technik diskutierten Arbeiten zur Herstellung von hohlen Bundwellen, ausgehend vom hohlen Halbzeug vernachlässigen den Einfluss der Vorverfestigung des umformtechnisch hergestellten hohlen Halbzeuges bzw. die Umformhistorie auf die äquatoriale Faltenbildung und eine systematische Klassifizierung der verschiedenen, zur Faltenbildung führenden, Mechanismen existiert nicht. Darüber hinaus gibt es für das innen geführte, zweiseitig eingespannte Bundanstauchen bei Raumtemperatur keine weiterführenden Arbeiten, die die Faltenantiefe in Abhängigkeit von verschiedenen Einflussparametern untersuchen. Die prädiktive, numerische Darstellung der Faltenbildung wird als schwierig beschrieben, ist aber gemäß dem heutigen Anspruch an eine *digitale Prozesskette* unerlässlich.

Über die im Stand der Technik dargestellten Einflussgrößen hinaus konnte gezeigt werden, dass die Umformhistorie bzw. die Vorverfestigung des hohlen Halbzeuges das instabile Ausknicken signifikant beeinflusst. Durch Napf-Rückwärts-Fließpressen hergestellte hohle Halbzeuge führen zu einer höheren Instabilität und die Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe* wird in Richtung geringerer freier Stauchhöhen verschoben. Grund ist ein weiterer, bislang nicht bekannter, Faltenbildungsmechanismus: Durch den Napf-Rückwärts-Fließpressprozess erfährt das hohle Halbzeug eine hohe Verfestigung im Bereich der inneren Mantelfläche. Die Ausbildung des typischen Stauchkreuzes während dem Stauchen dieses hohlen Halbzeuges in Wechselwirkung mit der Oberflächenqualität sowie der lokalen Oberflächenverkleinerung führt zu einem hohen Fließwiderstand innerhalb des Werkstückes und zu einer Subduktion des von oben nachfließenden mantelflächennahen Werkstoffvolumens im Bauteil. Überlegungen, dass diese Faltenbildung 2. Art aufgrund der Überschreitung des werkstoffspezifischen ertragbaren Formänderungsvermögens ein Riss ist, konnten durch REM- und EDX-Analysen widerlegt werden. Mittels Prozessrouten, die geeignete – zur Rekristallisation des umgeformten Gefüges führende – Wärmebehandlungen beinhalten, kann die Verfahrensgrenze bezogene freie Stauchhöhe erweitert werden, sofern das instabile Ausknicken des hohlen Halbzeuges (Faltenbildung 1. Art) durch geeignete Maßnahmen vermieden wird. Dies kann z.B. durch einen zweistufigen Umformprozess erfolgen.

Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen konnte darüber hinaus gezeigt werden, dass die lokale Verfestigung die eigentliche Hauptursache für die Faltenbildung 2. Art ist und durch Wärmebehandlung oder einen veränderten Stofffluss vermieden werden kann. Bei Vermeidung sowohl der Falte 1. Art als auch 2. Art kommt es aufgrund der verfahrensspezifischen kontinuierlichen Reduzierung der inneren Mantelfläche zu einer multiplen Faltenbildung 3. Art. Die Tiefe dieser Falten 3. Art ist signifikant geringer als die Tiefen der sogenannten Hauptfalten 1.

und 2. Art und liegt in Abhängigkeit des bezogenen Stauchhöhenverhältnisses innerhalb zulässiger Oberflächenrauigkeiten für Kaltfließpressteile.

Anhand der in der vorliegenden Arbeit gezeigten numerischen und experimentellen Ergebnisse zur Untersuchung der Mechanismen der Faltenbildung beim Bundanstauchen an hohlen Fließpressteilen wird deutlich, dass der Umformfehler *Faltenbildung* differenziert und unter Beachtung der Fertigungsfolge derartiger Bundwellen betrachtet werden muss. Generell ist eine geringe Vorverfestigung des hohlen Halbzeuges vor den Stauchprozessen anzustreben. Darüber hinaus sollte eine möglichst geringe Oberflächenrauigkeit der inneren Mantelfläche angestrebt und das Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges während des Stauchens berücksichtigt werden. Kinematische und tribologische Einflussgrößen auf die *Bildung* einer Falte können im Rahmen z.B. industriell erreichbarer Prozessgeschwindigkeiten vernachlässigt werden. Sofern eine Faltenbildung in Kauf genommen und die Bundwelle z.B. durch nachfolgende Zerspanungsprozesse bearbeitet wird, ist an der inneren Mantelfläche des hohlen Halbzeuges eine möglichst hohe Reibung anzustreben. Fertigungsfolgen, die durch die in der vorliegenden Arbeit gezeigten Methoden eine Erweiterung der Verfahrensgrenze gegenüber dem einfachen Bundanstauchen beinhalten, müssen immer unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten bewertet werden.

Für die ressourceneffiziente Herstellung einer hohlen Bundwelle mittels des innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchens müssen demnach stets mehrere Einflussgrößen und Faktoren berücksichtigt werden. Die numerischen und experimentellen Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass diese werkstoffunspezifisch sind:

- Überschreitet die von der Wanddicke des hohlen Halbzeuges abhängige bezogene maximale freie Stauchhöhe h_s/s_0 die Grenze der Faltenbildung 1. Art, muss das instabile Ausknicken durch einen geeigneten, zweistufigen Stauchprozess vermieden werden (**Kap. 8.1**).
- Wird das hohle Halbzeug umformtechnisch hergestellt, muss die damit einhergehende Werkstoffverfestigung durch einen Zwischenglühprozess rekristallisiert werden.
- Erfolgt die weitere Umformung durch einen zweistufigen Stauchprozess, muss auch nach der ersten Stauchstufe eine Wärmebehandlung zur Rekristallisierung des umgeformten Gefüges erfolgen, um die Faltenbildung 2. Art zu vermeiden.
- Die Oberflächenqualität des hohlen Halbzeuges sollte eine möglichst geringe Rauheit ($R_a < 0,2$) aufweisen, da raue Oberflächen mit senkrecht zur Stauchrichtung verlaufenden Rauigkeitsspitzen und Rauigkeitstälern Initialstellen für die Faltenbildung 2. Art darstellen.

Die material- und ressourceneffizienteste Herstellung einer hohlen Bundwelle kann nach *Prozessroute 2-b* erfolgen. Dies setzt allerdings zum einen unterkritische bezogene Stauchhöhen (Faltenbildung 1. Art) und zum anderen die Unterschreitung des kritischen Faltenwertes (Faltenbildung 2. Art) bzw. geringe Auspressgrade des Bundes voraus. Eine prädiktive Beurteilung der Faltenbildung 2. Art kann mittels des in der vorliegenden Arbeit entwickelten und in ein kommerzielles Simulationsprogramm implementierten Faltenkriteriums mit einer relativ hohen Vorhersagekraft überprüft werden. Die Entscheidung, mit welchem Fertigungsverfahren das hohle Halbzeug hergestellt wird, muss stets unter Berücksichtigung aller Faktoren getroffen werden. Generell sollte auf eine zur Instabilität führende, freie bezogene Stauchhöhe verzichtet und auf eine möglichst geringe Oberflächenrauigkeit des hohlen Halbzeuges sowie auf eine

möglichst geringe Verfestigung der inneren Mantelfläche durch vorangehende Umformprozesse geachtet werden.

In **Abbildung 11.1** bis **Abbildung 11.3** sind die mittels der in dieser Arbeit durchgeführten numerischen und experimentellen Ergebnisse in Abhängigkeit von den untersuchten Einflussparametern bezogene freie Stauchhöhe, Durchmesser Verhältnis des hohlen Halbzeuges sowie der gewählten Prozessroute für die drei ganzheitlich untersuchten Werkstoffe EN AW 6082, 16MnCr5 und 20MoCr4 generierten Arbeitsdiagramme gezeigt. In den Legenden sind angegeben, ob die Stützpunkte der Flächen experimentell oder numerisch unter Zuhilfenahme des entwickelten, empirischen Faltenkriteriums generiert wurden. Für den Werkstoff 16MnCr5 (**Abbildung 11.2**) sind zusätzlich die in [Die75] für den Werkstoff 16MnCr5 und nach der *Prozessroute 5-a* ermittelten Verfahrensgrenzen angegeben. Oberhalb der gezeigten Flächen ist mit Faltenbildung – unabhängig vom Entstehungsmechanismus – zu rechnen. Es zeigt sich für alle untersuchten Werkstoffe ein proportionaler Zusammenhang zwischen bezogener Wanddicke des hohlen Halbzeuges und der Verfahrensgrenze *bezogene freie Stauchhöhe*, die zur Faltenbildung 1. Art führt. Dabei gilt: je dünnwandiger das hohle Halbzeug, desto niedriger die bezogene freie Stauchhöhe, ab der mit Faltenbildung zu rechnen ist.

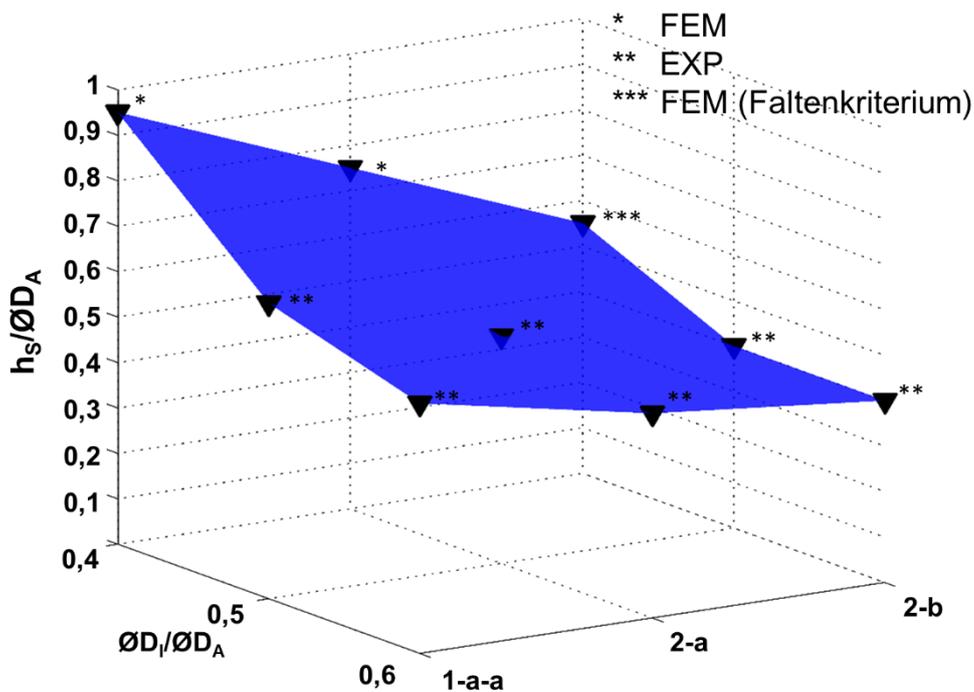


Abbildung 11.1 Verfahrensgrenze (oberhalb der Fläche) beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen für die Aluminiumlegierung EN AW6082 in Abhängigkeit des bezogenen Durchmesser Verhältnis, der bezogenen freien Stauchhöhe sowie der Prozessroute ($\varnothing D_A = 36$)

Ferner wird bei allen untersuchten Werkstoffen deutlich, dass die Verfahrensgrenze durch eine geeignete Verfahrensfolge mit Wärmebehandlungsschritten zwischen den Umformstufen erweiterbar ist. Ohne diese Wärmebehandlungsschritte konnte experimentell nachgewiesen werden, dass es zu einer deutlichen Reduzierung der Verfahrensgrenze und damit bereits bei bislang als unterkritisch geltenden freien bezogenen Stauchhöhen mit einer Faltenbildung zu rechnen ist.

Für alle untersuchten Versuchswerkstoffe kann weder für ein konstantes Wanddickenverhältnis $\phi D_I/\phi D_A$ noch innerhalb einer Prozessroute von einem linearen mathematischen Zusammenhang zwischen maximaler bezogener freier Stauchhöhe und der bezogenen Wanddicke, wie von Dieterle [Die75] und Felde [Fel07] angenommen, gesprochen werden.

Ein Vergleich der nach [Die75] ermittelten Verfahrensgrenzen (**Abbildung 11.2, ●**) und der in dieser Arbeit ermittelten Verfahrensgrenzen für die *Prozessroute 2-a* (**Abbildung 11.2, ▼**) zeigt für das bezogene Durchmesser Verhältnis $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$ eine leichte Verschiebung zu höheren bezogenen freien Stauchhöhen. Dies ist vermutlich auf die spanende Herstellung der hohlen Halbzeuge in [Die75] zurückzuführen, die einen Einfluss auf das Stabilitätsverhalten während des Umformens zeigten (vgl. **Kap. 7.5**). Durch die spanende Bearbeitung entstehen sogenannte Drehriefen, die eine Art Kerbwirkung mit der Folge einer erhöhten Halbzeuginstabilität hervorrufen. Dadurch wird die Verfahrensgrenze beeinflusst. Der Zusammenhang zwischen einer schlechten Oberflächenqualität der inneren Mantelfläche des hohlen Halbzeuges und der Faltenantiefe wurde in **Kap. 8.2.2** experimentell nachgewiesen.

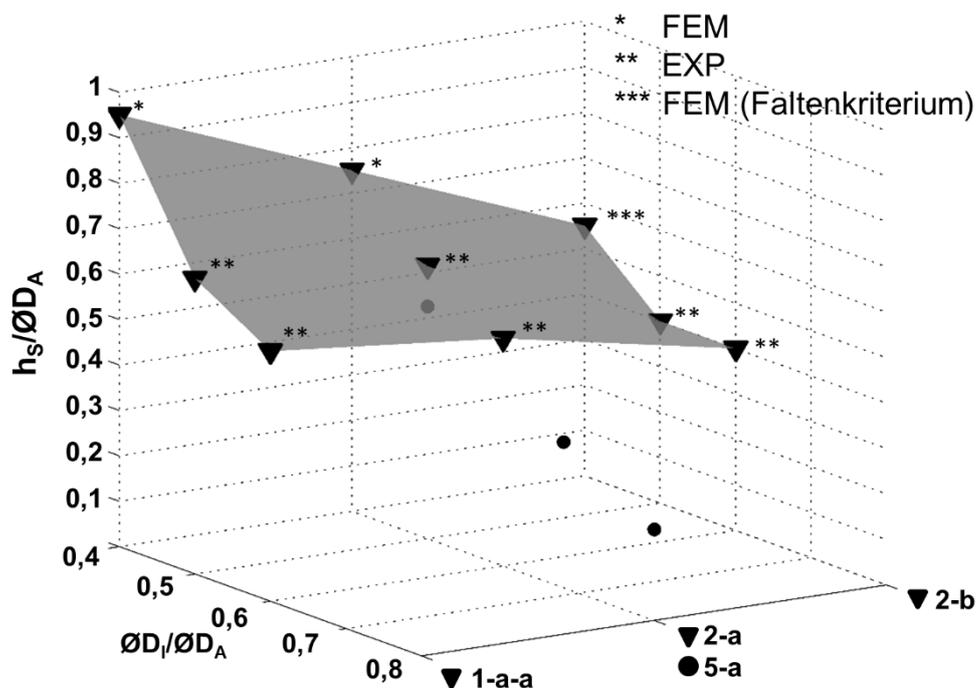


Abbildung 11.2 Verfahrensgrenze (oberhalb der Fläche) beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen für die Stahllegierung 16MnCrS5 in Abhängigkeit vom bezogenen Durchmesser Verhältnis, von der bezogenen freien Stauchhöhe sowie von der Prozessroute (●: Experimentelle Ergebnisse nach [Die75], $\phi D_A = 36$)

Auffällig ist bei allen untersuchten Versuchswerkstoffen der experimentell nachgewiesene, konstante Verlauf der Verfahrensgrenze für die *Prozessroute 2-b* und die bezogenen Durchmesser Verhältnisse $\phi D_I/\phi D_A = 0,5$ und $\phi D_I/\phi D_A = 0,6$. Dies zeigt, dass die Faltenbildung 2. Art unabhängig vom Instabilitätsverhalten des hohlen Halbzeuges bei Überschreitung eines kritischen Faltenwertes auftritt.

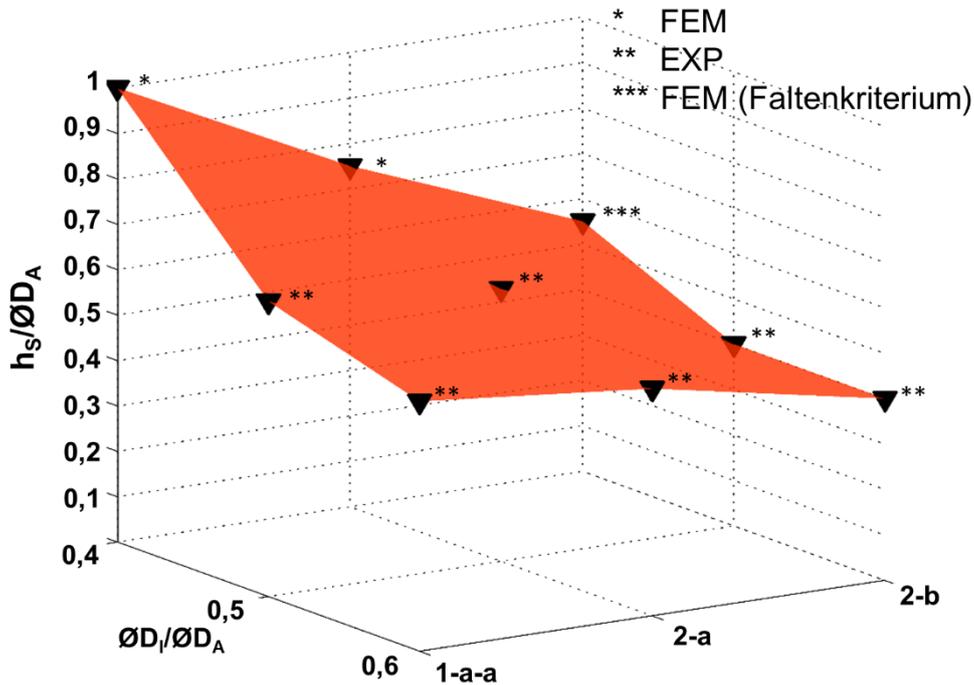


Abbildung 11.3 Verfahrensgrenze (oberhalb der Fläche) beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen für die Stahllegierung 20MoCr4 in Abhängigkeit vom bezogenen Durchmesser Verhältnis, von der bezogenen freien Stauchhöhe sowie von der Prozessroute ($\varnothing D_A = 36$)

Die hier gezeigten Diagramme sollen eine Entscheidungshilfe für die industrielle Anwendung des untersuchten Umformverfahrens *innen geführtes, zweiseitig eingespanntes Bundanstauchen* geben.

11.1 Ausblick und zukünftige Arbeiten

Der in den numerischen Untersuchungen mit einem impliziten Simulationsmodell für den Werkstoff Cf53 festgestellte kinematische Einfluss auf die Faltenbildung 1. Art konnte im Rahmen der experimentellen Untersuchungen auf einer Hochgeschwindigkeitspresse widerlegt werden (**Kap. 7.4**). Die daraufhin mittels eines expliziten Simulationsmodells durchgeführten Werkstoffflusssimulationen zur numerischen Abbildung kinematischer Effekte während des Anstauchens von Bündeln zeigten ebenfalls die Vermeidung des instabilen Ausknickens bei hohen Umformgeschwindigkeiten. Die Diskrepanz zwischen numerischem Modell und experimentellen Versuchen scheint demnach auf die Verfügbarkeit von Werkstoffmodellen bzw. die Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei sehr hohen Umformgeschwindigkeiten und Umformgraden zurückzuführen zu sein.

Darüber hinaus sollte der Einfluss der Umformtemperatur auf die Faltenbildung 2. Art weiter untersucht werden. Die experimentellen Untersuchungen bei erhöhter Umformtemperatur haben gezeigt, dass die Faltenbildung dadurch nicht vermeidbar ist. Da die Bildung dieses Umformfehlers aber maßgeblich auf die beim Bundanstauchen vorliegende lokale Werkstoffverfestigung zurückzuführen ist, sollten zukünftige Arbeiten experimentelle Untersuchungen bei Temperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur mit einbeziehen.

Das entwickelte empirische Faltenkriterium sollte um eine geschlossene analytische Formulierung der Faltenentwicklung 2. Art nach ihrer Bildung erweitert werden, um die Vorhersagegen-

auigkeit der Faltentiefe zu verbessern. Darüber hinaus sollte eine Übertragung auf dreidimensionale Simulationsmodelle erfolgen. Weiterhin sollten die in **Kap. 11** gezeigten Arbeitsdiagramme anhand weiterer experimenteller und numerischer Untersuchungen um weitere Stützpunkte ergänzt werden. Untersuchungen zum Einfluss der äquatorialen Falte auf die mechanischen Eigenschaften der Bauteile im Einsatz sind von übergeordnetem industriellen Interesse und könnten ebenfalls Gegenstand zukünftiger Forschungsarbeiten sein.

Die in **Kapitel 6.3** beschriebene Falte 3. Art infolge der lokalisierten Oberflächenverkleinerung beim innen geführten, zweiseitig eingespannten Bundanstauchen könnte hinsichtlich des Einflusses auf die mechanischen Eigenschaften einer Bundwelle im Einsatz als hoch belastetes Bauteil überprüft werden. Ferner könnten alternative Verfahrensfolgen entwickelt werden, die die lokale Auffaltung der inneren Mantelfläche vermeiden.

Aus heutiger Sicht sind umformtechnische Verfahrensfolgen von Leichtbaukomponenten nur ausgehend vom hohlen Halbzeug ökonomisch sinnvoll und wettbewerbsfähig. Die Umformung hohler Halbzeuge durch Stauchen kann bei Nichteinhaltung der verfahrensspezifischen Grenzen zur äquatorialen Faltenbildung führen, die nur mit erhöhtem Aufwand umgangen werden kann. Es empfiehlt sich daher in zukünftigen Arbeiten, ein kombiniertes Stauchverfahren zu untersuchen, das, ebenfalls ausgehend von einem hohlen Halbzeug, die umformtechnische Herstellung einer Bundwelle ohne äquatoriale Faltenbildung an der inneren Mantelfläche erlaubt (**Abbildung 11.4**). Dabei werden die Verfahren Hohl-Vorwärts-Fließpressen, Hohl-Rückwärts-Fließpressen und Stauchen kombiniert. Anders als beim konventionellen Bundanstauchen hat das hohle Halbzeug bereits einen Aussendurchmesser $\varnothing D_{A0} \approx \varnothing D_{B2}$. Durch Stauchen wird die Höhe des Bundes festgelegt; während des Stauchens kommt es zu einer Längung des Wellengrundkörpers durch einen vorwärts- und rückwärtsgerichteten Werkstofffluss.

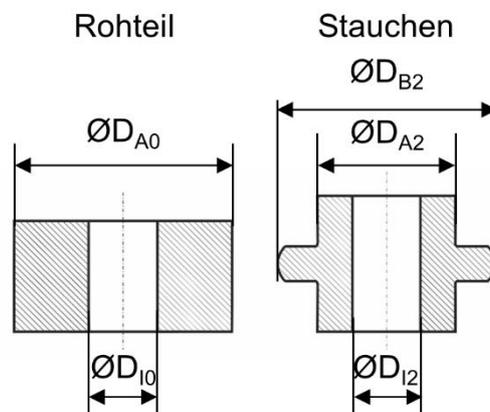


Abbildung 11.4 Alternatives Umformverfahren zur faltenfreien Herstellung einer hohlen Bundwelle

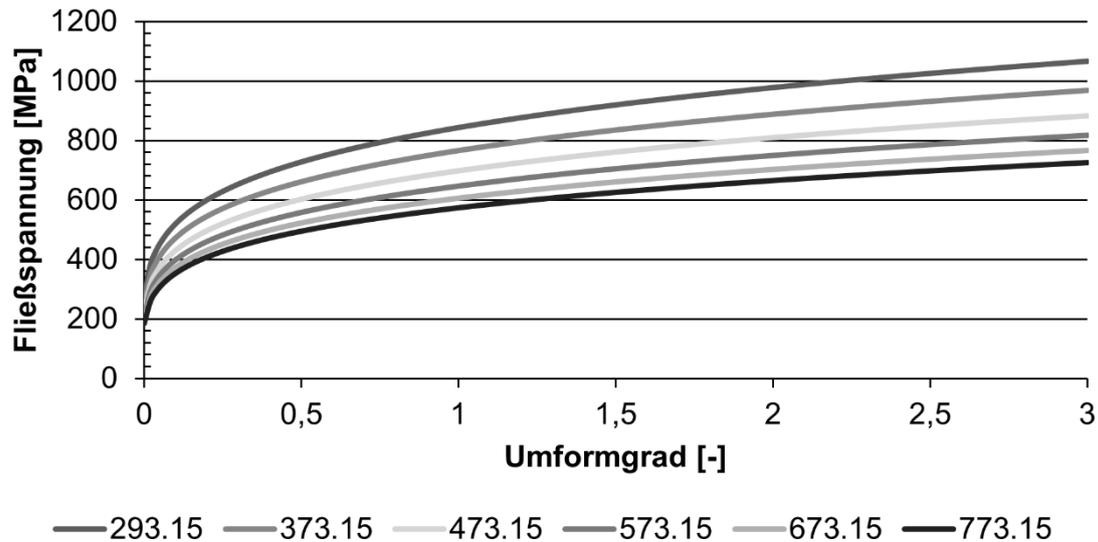
Zu untersuchende Einflussgrößen könnten die Geometrie des hohlen Halbzeuges, die Kinematik der Werkzeuge und tribologische Einflussgrößen zur Bestimmung der verfahrensspezifischen Prozesseigenschaften sein. Grenzen sind diesem Verfahren durch die maximal erreichbare Höhe des Wellengrundkörpers, die Bildung einer Falte am Außendurchmesser des Bundes, die Lage des Bundes in Abhängigkeit tribologischer und kinematischer Einflussgrößen sowie die mit abnehmender Bundhöhe steigenden Umformkräfte sein. Es ist davon auszugehen, dass die geometrische Ausprägung der einzelnen Bauteilbereiche signifikant von den tribologischen Bedingungen abhängig ist. Eine Prüfung der Eignung dieses Verfahrens als sogenannter Tribotest könnte ebenfalls Gegenstand zukünftiger Forschungsarbeiten sein, um eine indirekte Bestimmung von Reibungszahlen oder Reibfaktoren zu ermöglichen.

Anhang

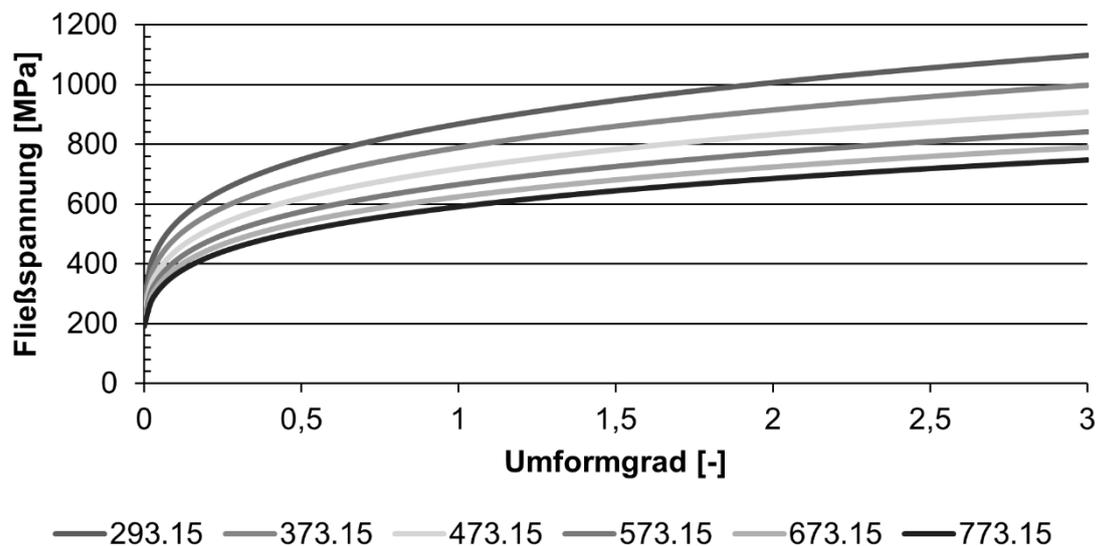
In diesem Kapitel werden weiterführende Informationen zu der in dieser Arbeit durchgeführten numerischen und experimentellen Untersuchungen aufgeführt. Die Zugehörigkeit zu den einzelnen Kapiteln ist angegeben.

Anhang zu Kapitel 5.1

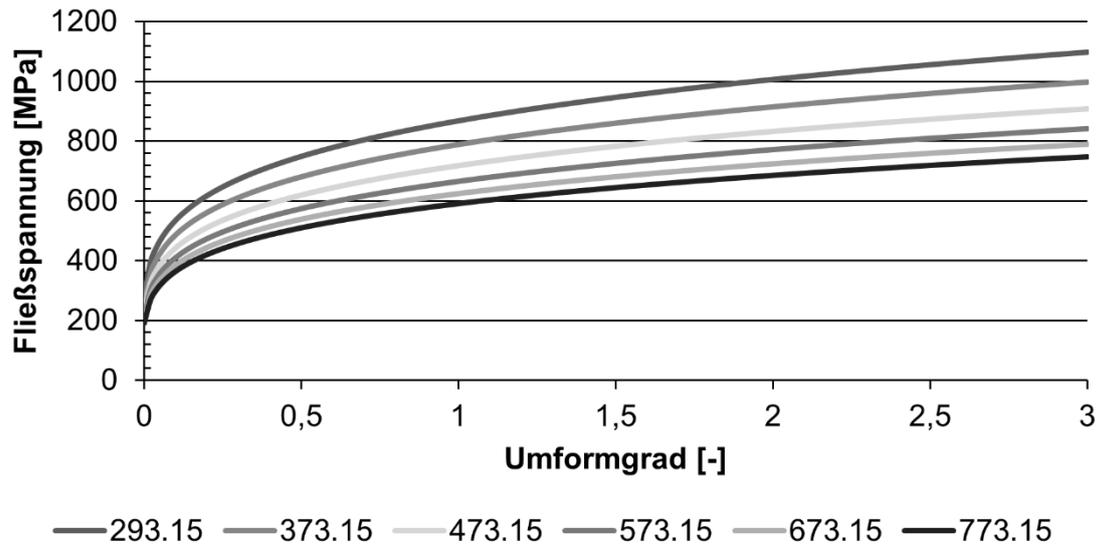
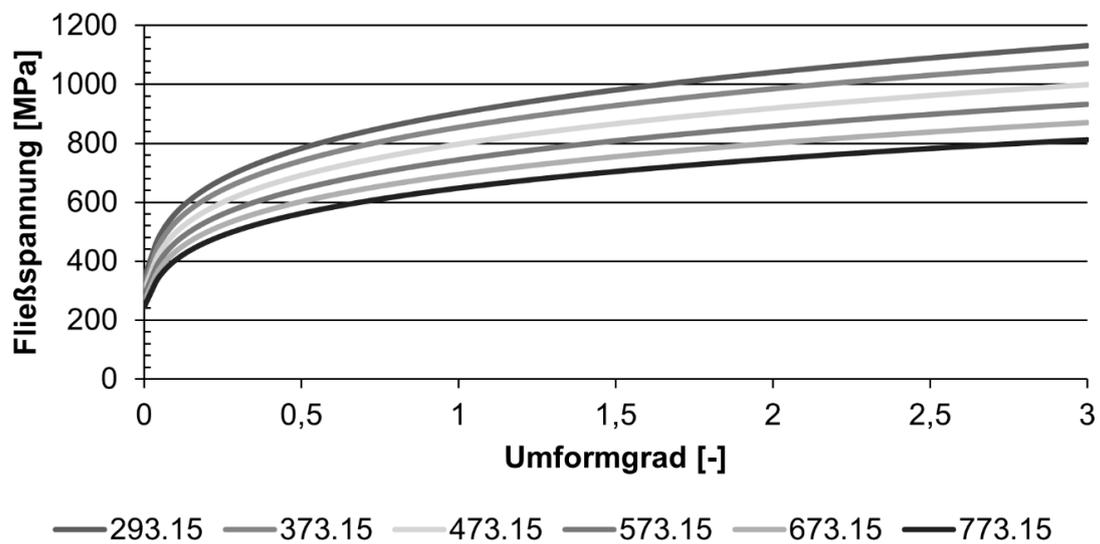
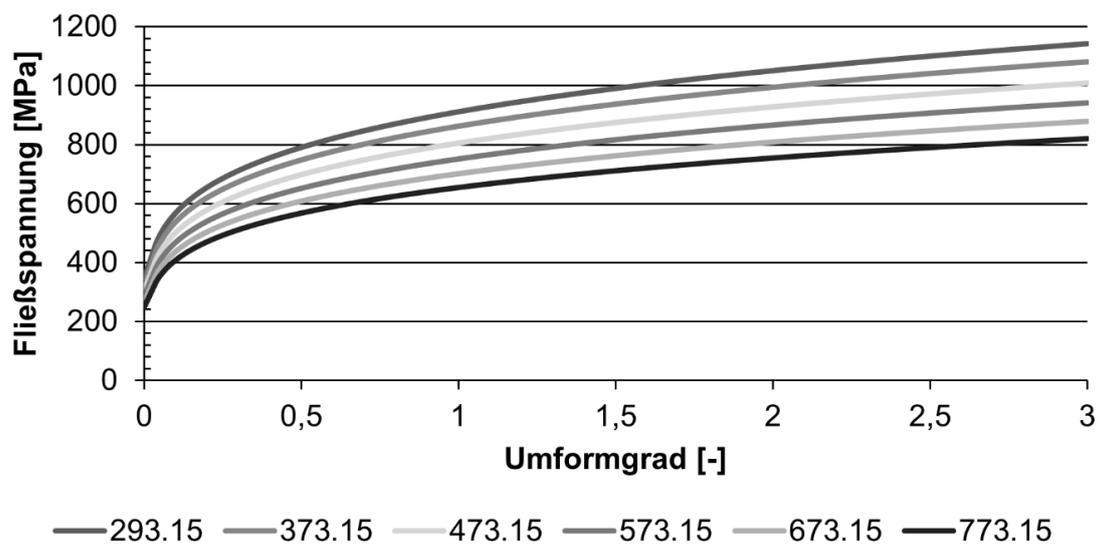
In den folgenden Abbildungen sind die für die numerischen Untersuchungen, werkstoffspezifischen Fließkurven abgebildet. Die Temperaturangaben sind in *Kelvin*.

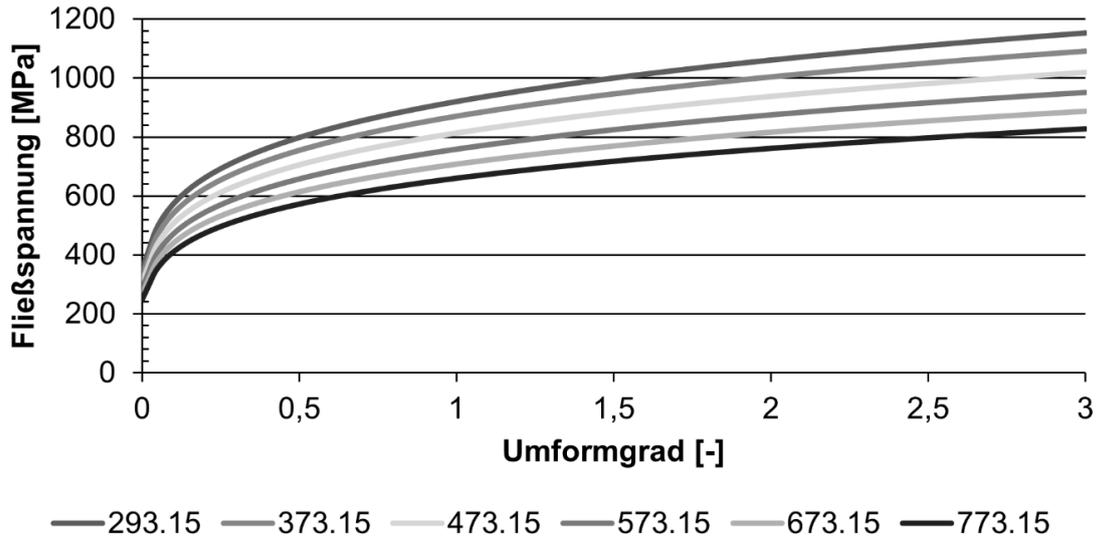
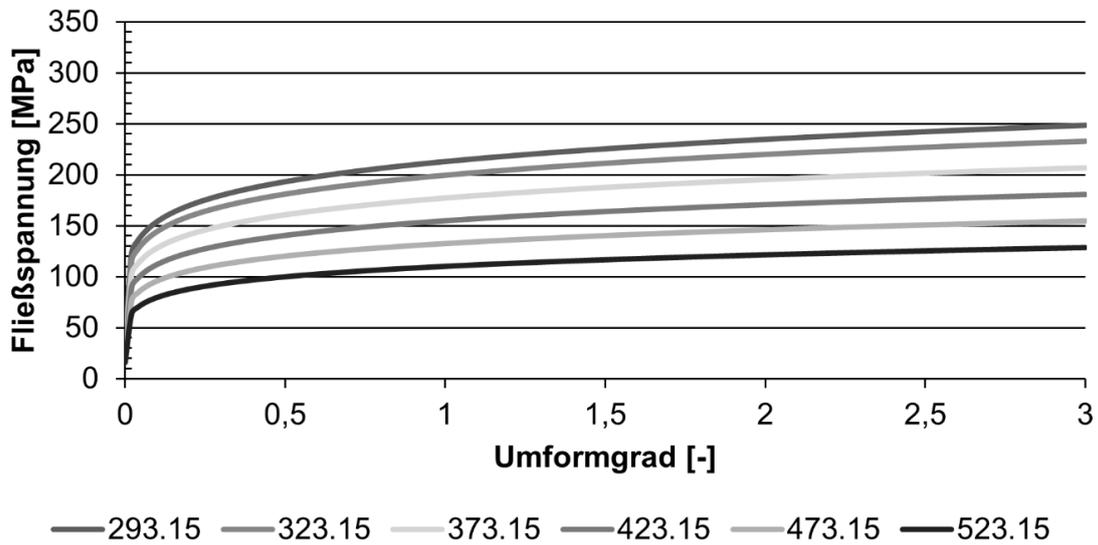
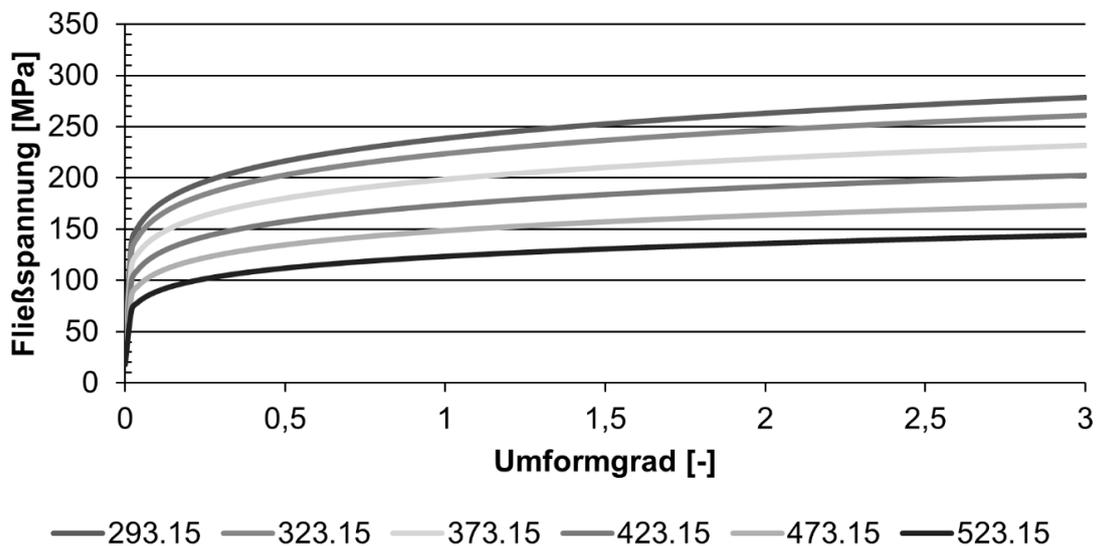


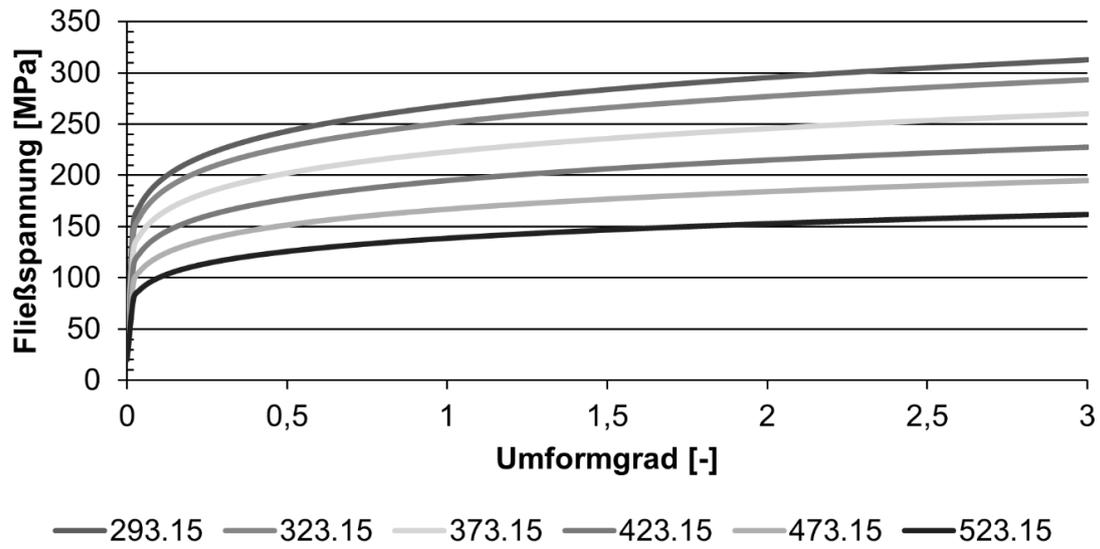
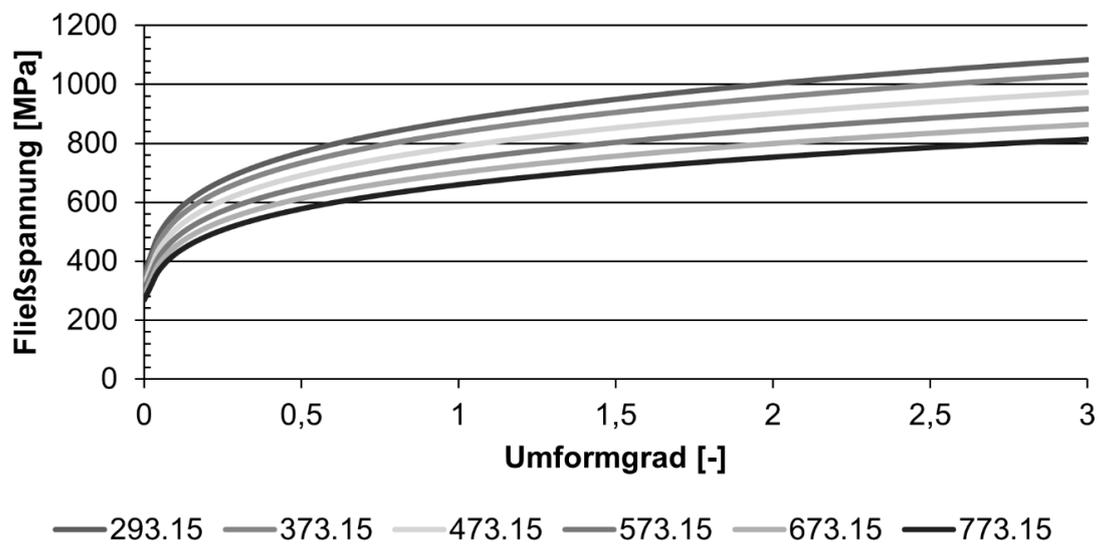
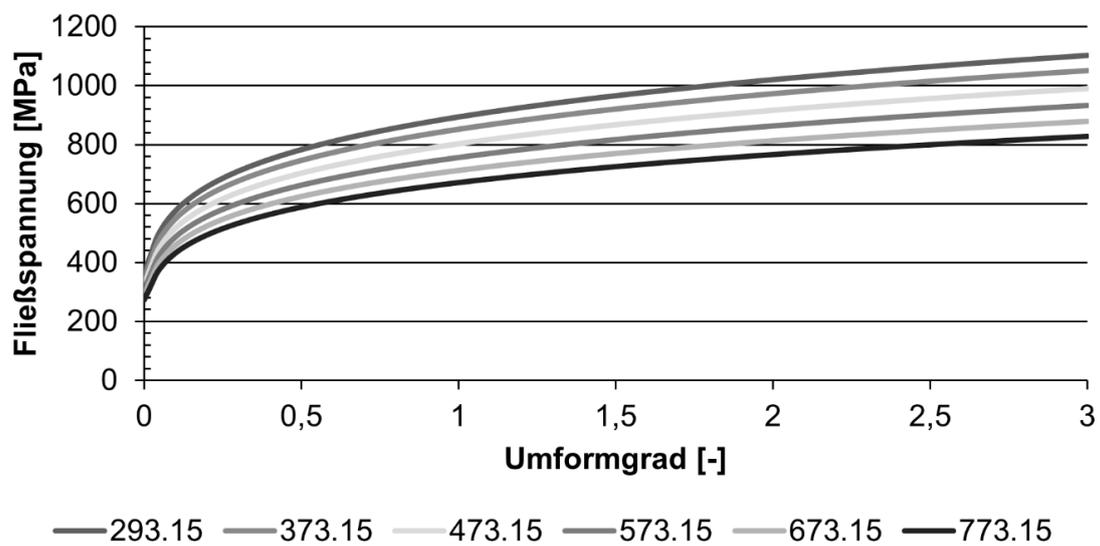
A 1 Fließkurven 16MnCrS5 ($\dot{\varphi} = 0,04 \text{ s}^{-1}$)

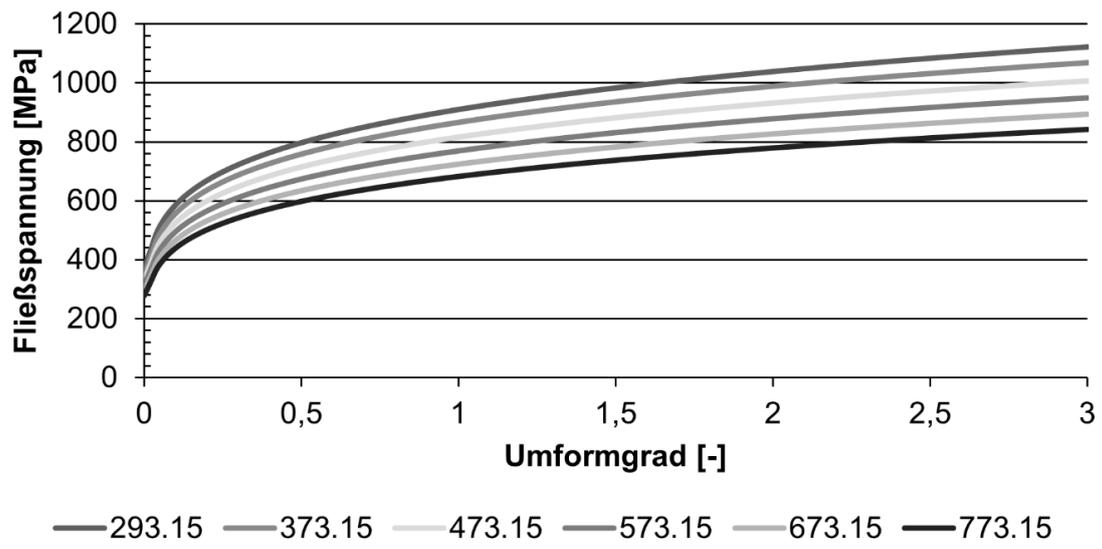


A 2 Fließkurven 16MnCrS5 ($\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$)

A 3 Fließkurven 16MnCrS5 ($\dot{\varphi} = 25 \text{ s}^{-1}$)A 4 Fließkurven 20MoCr4 ($\dot{\varphi} = 0,04 \text{ s}^{-1}$)A 5 Fließkurven 20MoCr4 ($\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$)

A 6 Fließkurven 20MoCr4 ($\dot{\varphi} = 25 \text{ s}^{-1}$)A 7 Fließkurven EN AW6082 ($\dot{\varphi} = 0,04 \text{ s}^{-1}$)A 8 Fließkurven EN AW6082 ($\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$)

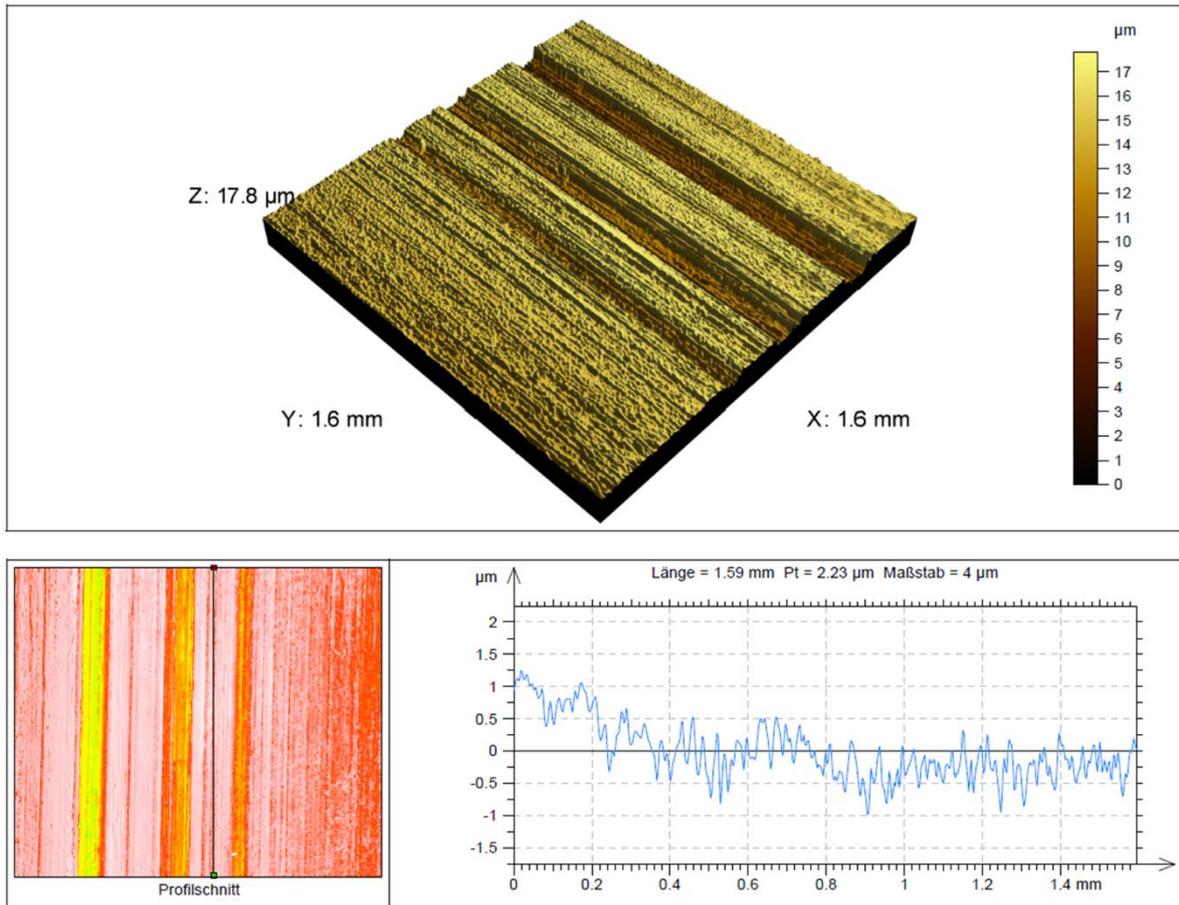
A 9 Fließkurven EN AW6082 ($\dot{\varphi} = 25 \text{ s}^{-1}$)A 10 Fließkurven Cf53 ($\dot{\varphi} = 0,04 \text{ s}^{-1}$)A 11 Fließkurven Cf53 ($\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$)



A 12 Fließkurven Cf53 ($\dot{\varphi} = 25 \text{ s}^{-1}$)

Anhang zu Kapitel 8.2.2

Im Folgenden sind die Messungen der Oberflächenqualitäten und Oberflächentopographien der für die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Halbzeugoberflächenqualität auf die äquatoriale Faltenbildung gezeigt.

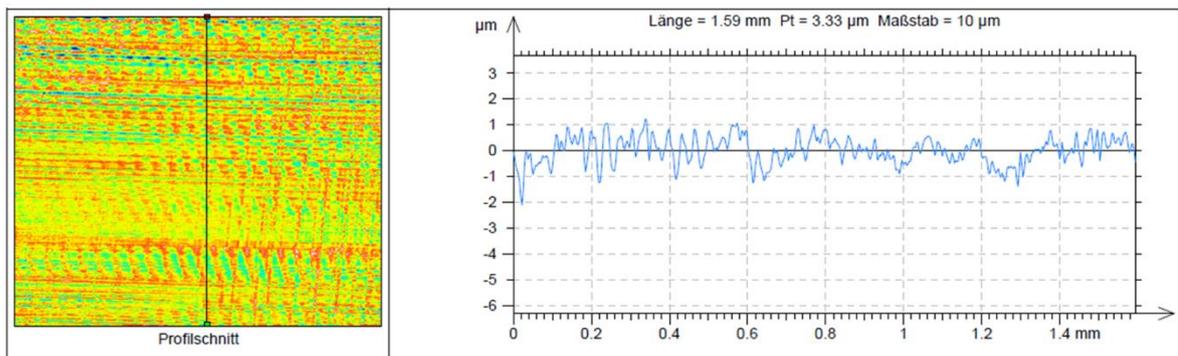
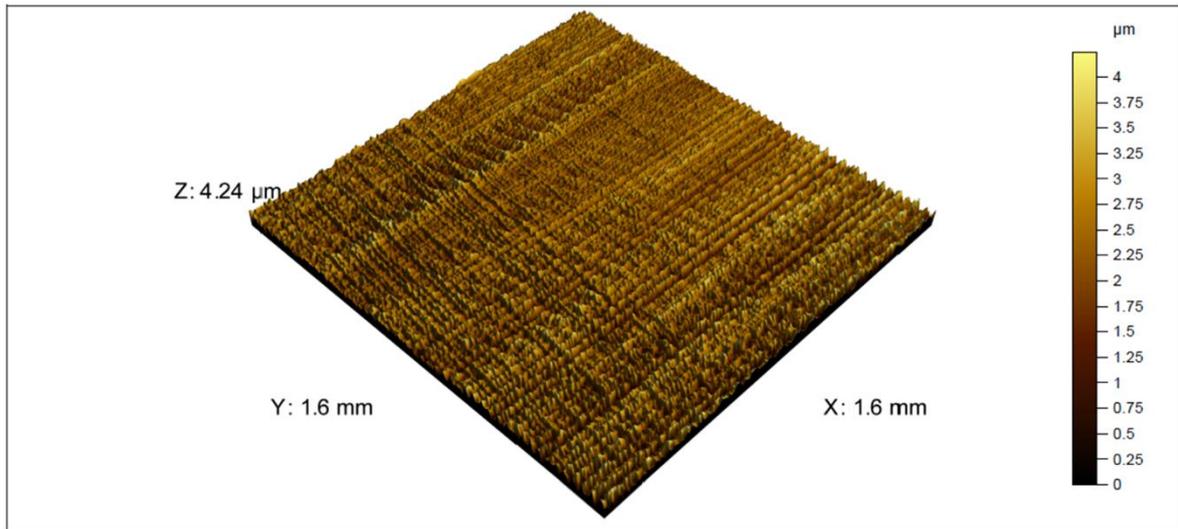


A 13 Rauigkeitsprofil der inneren Mantelfläche (16MnCrS5, Prozessroute 1-a-b)

Tabelle 11.1 Amplituden- und Höhenparameter Rauheitsprofil (16MnCrS5, Route 1-a-b)

R_a	0,234	μm	Robuster Gauss Filter 0,8
R_z	1,41	μm	
R_t	1,41	μm	
R_p	0,522	μm	
R_q	0,292	μm	
R_c	0,627	μm	
R_v	0,893	μm	
R_{SK}	-0,97		
R_{ku}	3,07		
S_q	1,66	μm	
S_{sk}	-1,54		
S_{ku}	5,07		
S_p	2,82	μm	
S_v	15	μm	

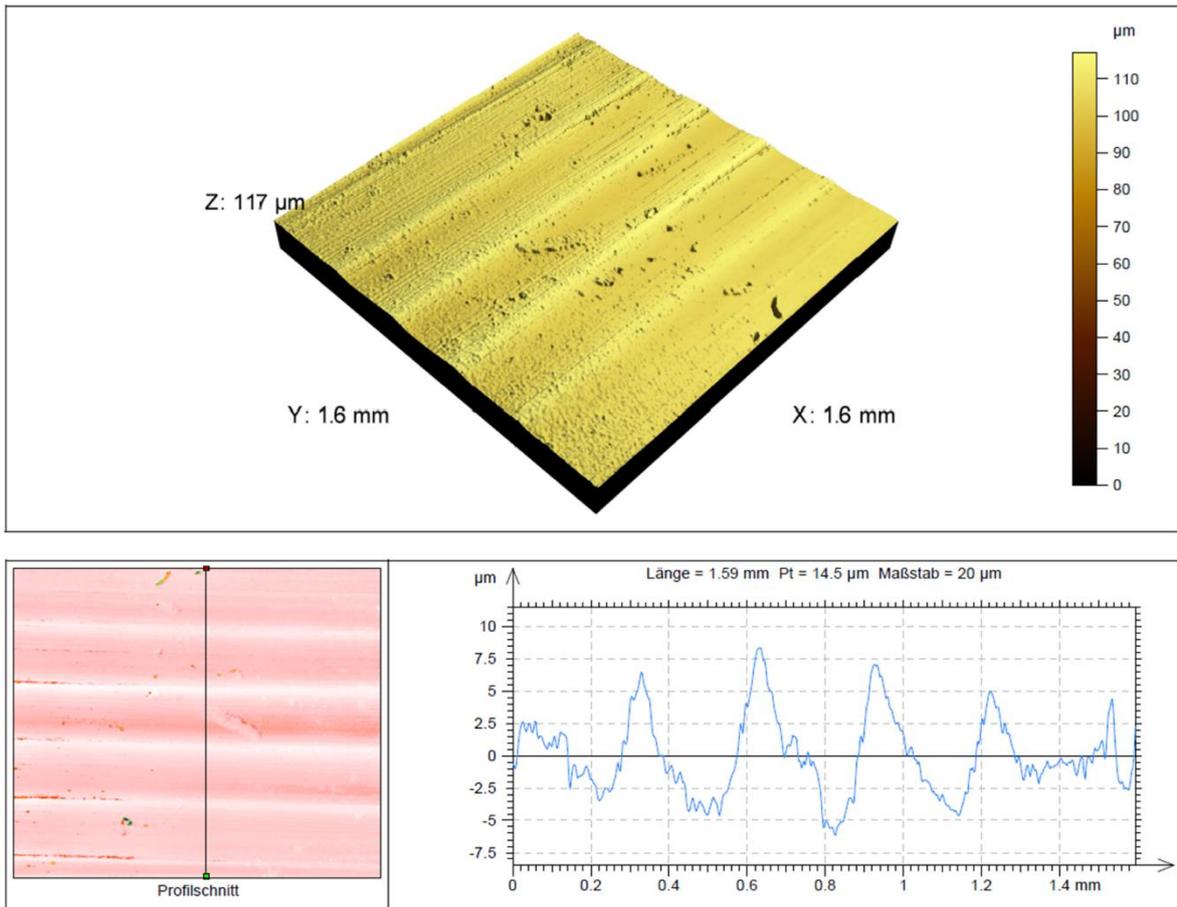
S_z	17,8	μm	
S_a	1,22	μm	



A 14 Rauigkeitsprofil der inneren Mantelfläche (16MnCrS5, Prozessroute 3-b-1)

Tabelle 11.2 Amplituden- und Höhenparameter Rauheitsprofil (16MnCrS5, Route 3-b-1)

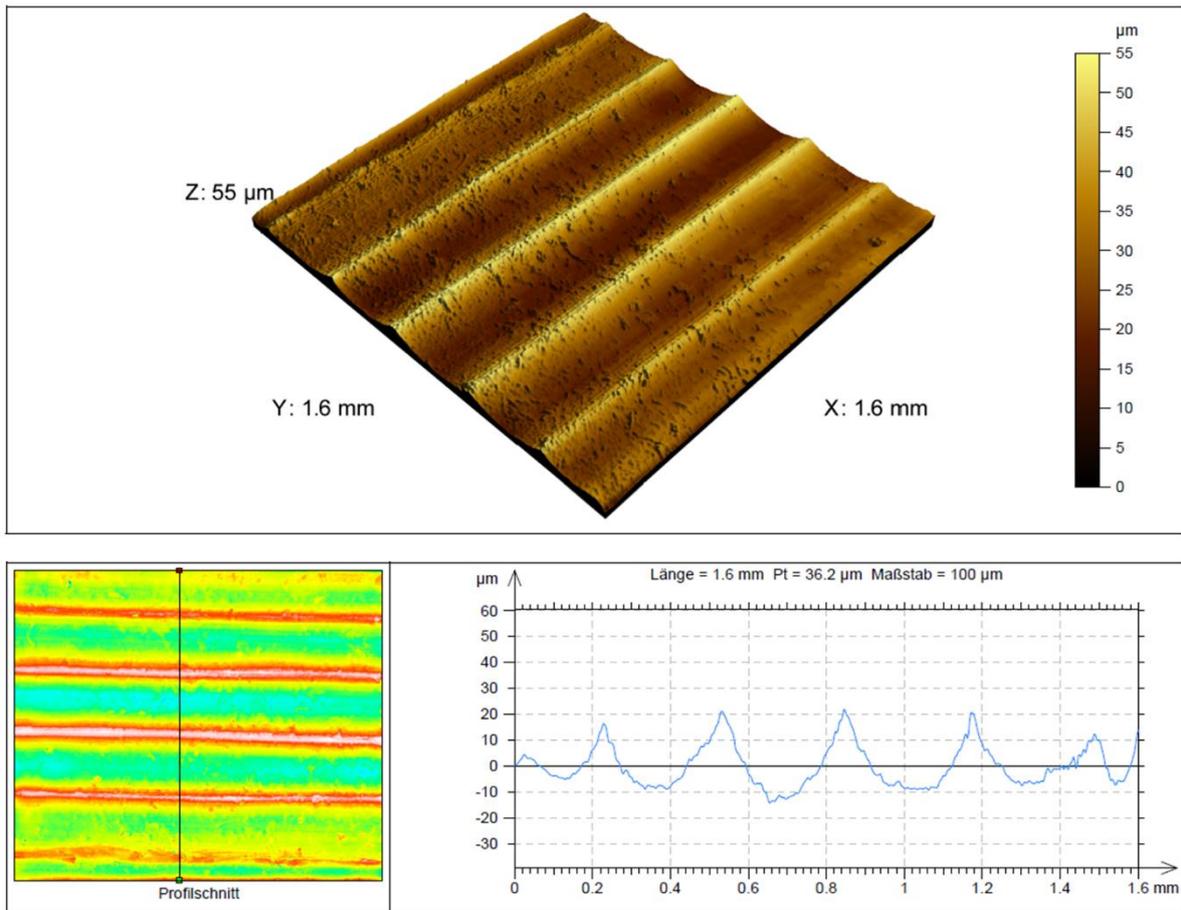
R_a	0,238	μm	Robuster Gauss Filter 0,8
R_z	2,31	μm	
R_t	2,31	μm	
R_p	0,978	μm	
R_q	0,474	μm	
R_c	1,02	μm	
R_v	1,33	μm	
R_{SK}	-0,219		
R_{ku}	2,81		
S_q	0,524	μm	
S_{sk}	-0,17		
S_{ku}	3,4		
S_p	1,75	μm	
S_v	2,49	μm	
S_z	4,24	μm	
S_a	0,41	μm	



A 15 Rauigkeitsprofil der inneren Mantelfläche (16MnCrS5, Prozessroute 3-b-2)

Tabelle 11.3 Amplituden- und Höhenparameter Rauheitsprofil (16MnCrS5, Route 3-b-2)

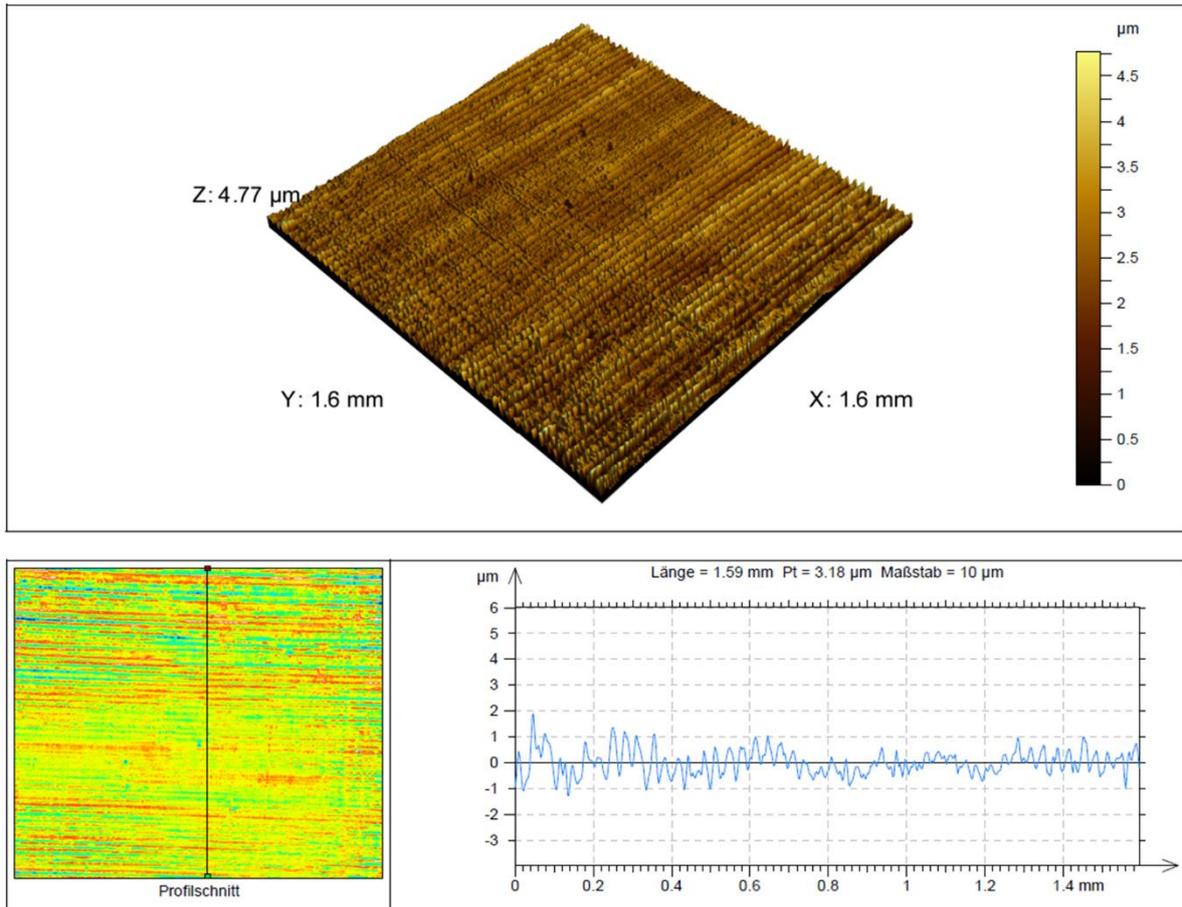
R_a	3,04	μm	Robuster Gauss Filter 0,8
R_z	14,7	μm	
R_t	14,7	μm	
R_p	8,66	μm	
R_q	3,67	μm	
R_c	10,3	μm	
R_v	6,03	μm	
R_{SK}	0,508		
R_{ku}	2,4		
S_q	3,66	μm	
S_{sk}	-3,7		
S_{ku}	86,5		
S_p	9,53	μm	
S_v	108	μm	
S_z	117	μm	
S_a	2,57	μm	



A 16 Rauigkeitsprofil der inneren Mantelfläche (16MnCrS5, Prozessroute 3-b-3)

Tabelle 11.4 Amplituden- und Höhenparameter Rauheitsprofil (16MnCrS5, Route 3-b-3)

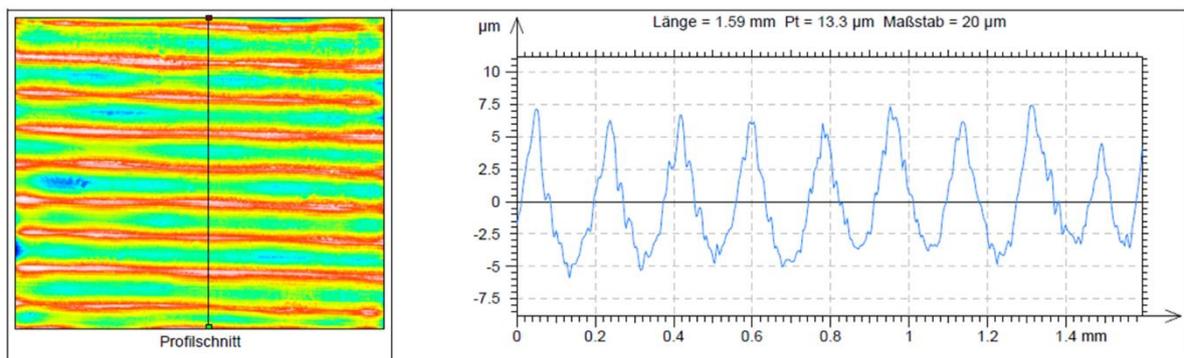
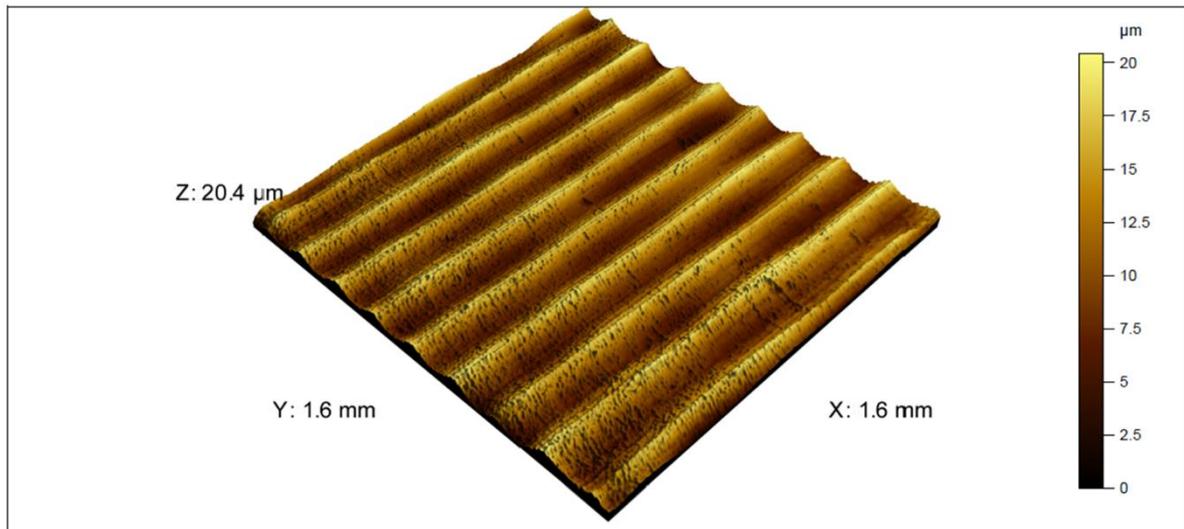
R_a	8,1	μm	Robuster Gauss Filter 0,8
R_z	36,1	μm	
R_t	36,1	μm	
R_p	23,7	μm	
R_q	9,74	μm	
R_c	33,1	μm	
R_v	12,4	μm	
R_{SK}	1,08		
R_{ku}	2,6		
S_q	8,17	μm	
S_{sk}	0,759		
S_{ku}	2,97		
S_p	25	μm	
S_v	30	μm	
S_z	55	μm	
S_a	6,55	μm	



A 17 Rauigkeitsprofil der inneren Mantelfläche (20MoCr4, Prozessroute 3-b-1)

Tabelle 11.5 Amplituden- und Höhenparameter Rauheitsprofil (20MoCr4, Route 3-b-1)

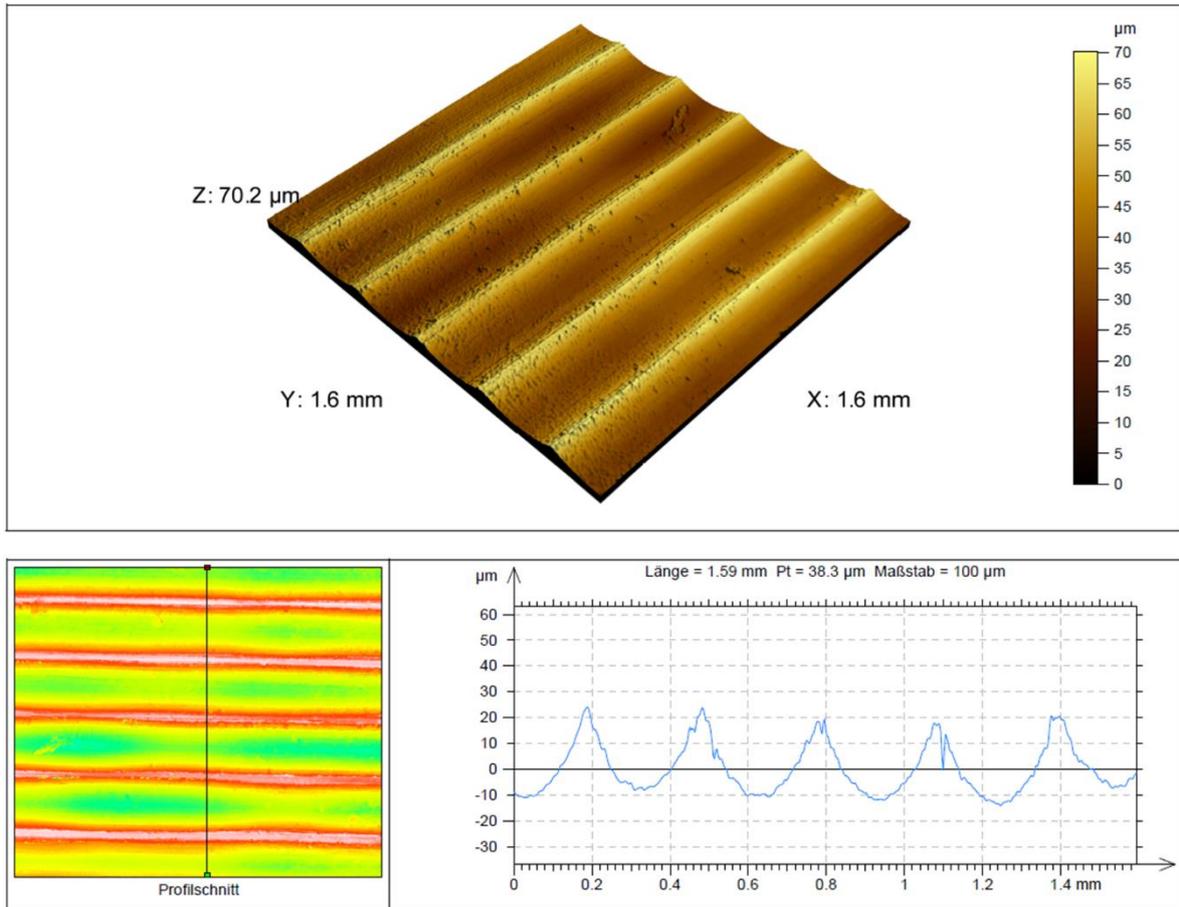
R_a	0,314	μm	Robuster Gauss Filter 0,8
R_z	2,07	μm	
R_t	2,07	μm	
R_p	1,06	μm	
R_q	0,386	μm	
R_c	0,938	μm	
R_v	1,02	μm	
R_{SK}	-0,0743		
R_{ku}	2,67		
S_q	0,525	μm	
S_{sk}	0,103		
S_{ku}	3,67		
S_p	2,09	μm	
S_v	2,68	μm	
S_z	4,77	μm	
S_a	0,406	μm	



A 18 Rauigkeitsprofil der inneren Mantelfläche (20MoCr4, Prozessroute 3-b-2)

Tabelle 11.6 Amplituden- und Höhenparameter Rauheitsprofil (20MoCr4, Route 3-b-2)

R_a	2,96	μm	Robuster Gauss Filter 0,8
R_z	11,8	μm	
R_t	11,8	μm	
R_p	6,99	μm	
R_q	3,43	μm	
R_c	11	μm	
R_v	4,8	μm	
R_{SK}	0,545		
R_{ku}	1,94		
S_q	3,49	μm	
S_{sk}	0,311		
S_{ku}	2,08		
S_p	8,95	μm	
S_v	11,5	μm	
S_z	20,4	μm	
S_a	2,98	μm	



A 19 Rauigkeitsprofil der inneren Mantelfläche (20MoCr4, Prozessroute 3-b-3)

Tabelle 11.7 Amplituden- und Höhenparameter Rauheitsprofil (20MoCr4, Prozessroute 3-b-3)

R_a	8,06	μm	Robuster Gauss Filter 0,8
R_z	33,6	μm	
R_t	33,6	μm	
R_p	22,4	μm	
R_q	9,57	μm	
R_c	32,1	μm	
R_v	11,2	μm	
R_{SK}	0,792		
R_{ku}	2,26		
S_q	9,95	μm	
S_{sk}	0,65		
S_{ku}	2,4		
S_p	27,6	μm	
S_v	42,6	μm	
S_z	70,2	μm	
S_a	8,33	μm	

Anhang zu Kapitel 9

In der folgenden Tabelle ist der Programmcode des in der kommerziellen Software DEFORM™ V10.2 implementierten Subroutinen aufgeführt.

1	C*****
2	C
3	SUBROUTINE USRMSH(RZ,DRZ,URZ,TEMP,DTMP,
4	+ FRZA,FRZB,EFSTS,EFEPS,TEPS,
5	+ RDTY,STS,EPS,DCRP,TSRS,DAMG,USRVE,USRVN,ATOM,HEATND,EPRE,
6	+ VOLT,WEAR,
7	+ HDNS,VF,DVF,VFN,TICF,GRAIN,
8	+ CURTIM,DTMAXC,
9	+ NBCD,NBCDT,NOD,MATR,NBDRY,KOBJ,NUMEL,NUMNP,
10	+ NDSTART,NDEND,NEDGE,NUSRVE,NUSRND,NTMATR,
11	+ ISTATUS,NROUTINE,NTRELN,NGRIVAL,KSTEP,AVGSRT,SRTLMT,AXMT,
12	& IELMNOD,EFEPS_NP,TEPS_NP,DAMG_NP,STS_NP)
13	C
14	C*****
15	C
16	C All FIELD VARIABLES CAN BE CHANGED!
17	C
18	C IMPROPER CHANGE MADE IN THIS ROUTINE WILL CAUSE PROBLEMS
19	C IN THE ANALYSIS.
20	C
21	C PLEASE USE THIS ROUTINE WITH CAUTION!!
22	C
23	C*****
24	C
25	C This routine will be called at the beginning of the step and
26	C at the end of the step
27	C
28	C Object with FEM mesh will be passed to this Routine
29	C
30	C REAL*8 array
31	C
32	C RZ(2,NUMNP): Nodal Coordinateis
33	C DRZ(2,NUMNP): Nodal displacemnts
34	C URZ(2,NUMNP): Nodal Velocities
35	C TEMP(NUMNP) : Nodal temperatures
36	C DTMP(NUMNP) : Nodal temperature change for the step
37	C FRZA(2,NUMNP): Nodal Point external forces
38	C FRZB(2,NUMNP): Nodal point reaction forces
39	C EFSTS(NUMEL): Effective stress
40	C EFEPS(NUMEL): Effective strain rate
41	C TEPS(NUMEL) : Total plastic strain
42	C RDTY(NUMEL) : Element Densities

43	C STS (4,NUMEL): Stress tensors
44	C EPS (4,NUMEL): Strain rate tensors
45	C DCRP(4,NUMEL): Creep rate tensors
46	C TSRS(4,NUMEL): Strain Components
47	C DAMG(NUMEL) : Damages
48	C USRVE(NUSRVE,NUMEL): User Defined Element Variables
49	C NUSRVE: Number of User Defined Element Variables
50	C (Must be declared in the Pre-Processor)
51	C USRVN(NUSRND,NUMEL): User Defined Nodal Variables
52	C NUSRND: Number of User defined Node variables
53	C (must be declared in the Pre-processor)
54	C
55	C ATOM(NUMNP): Dominating Atom Contents
56	C HEATND(NUMNP): Nodal Heat Source
57	C
58	C EPRE(NEDGE): Pressure on the boundary edges
59	C (based on the boundary node list:NBDRY)
60	C (Positive - tension, Negative-compressive)
61	C
62	C VOLT(NUMNP): Voltage at Node (available Only for Heating Module)
63	C
64	C WEAR(5,NUMNP): Die wear related Data
65	C WEAR(1) : Node Area
66	C WEAR(2) : Contact Temperature
67	C WEAR(3) : Sliding Velocity
68	C WEAR(4) : Shear Stress
69	C WEAR(5) : Contact Pressure
70	C
71	C MICRO-STRUCTURE RELATED VARIABLE
72	C
73	C Available ONLY for HT application
74	C
75	C HDNS(2,*): Hardness
76	C VF(NTMATR,*): Volume Fraction
77	C VFN(NTMATR,*): Transformation Starting Volume Fraction
78	C DVF(NTRELN,*): Transformation Volume Fraction Change Amount
79	C TICF(NTRELN,*): Incubation Time
80	C GRAIN(NGRNVAL,*): Grain Size
81	C
82	C REAL*8 Variables
83	C
84	C CURTIM: Current Time
85	C DTMAXC: Time Step
86	C AVGSRT: Average strain rate
87	C SRTLMT: Limiting Strain rate
88	C
89	C Integer*4 Integer Array

90	C
91	C NBCD(2,NUMNP): Nodal Boundary Condition
92	C 0- Traction specified => FRZA
93	C 1- prescribed Velocity => URZ
94	C 2- Pressure Specified => EPRE
95	C NBCDT(NUMNP): Temperature Boundary Condition
96	C 0- Prescribed Nodal heat
97	C 1- Prescribed Nodal Temperature
98	C
99	C NOD(4,NUMEL): Element Connectivity (global node numbering)
100	C MATR(*) : Material Group Number:
101	C NBDRY(NEDGE): Boundary Node list (Global node numbering)
102	C
103	C Interger*4 Integer Variables
104	C
105	C KOBJ : Current Object number
106	C
107	C NUMEL: Total Number of Elements of KOBJ
108	C NUMNP: Total Number of Nodes of KOBJ
109	C NDSTART: Starting Node Number of KOBJ
110	C NDEND : Ending Node Number of KOBJ
111	C
112	C NEDGE: Total Number of Boundary edges of KOBJ
113	C NTMATR: Total Number of Materials
114	C NTRELN: Total Number of Inter-materail relations
115	C NGRNVAL: Number of Grain-related Variables
116	C NROUTINE: User Controlled Routine Number
117	C
118	C ISTATUS: 0 -> Called at the beginning of each step prior to the analysis
119	C 1 -> Called at the end of each step prior to writing to database
120	C
121	C AXMT : material axis rotation
122	C
123	C NODAL DEFINITION OPTIONS
124	C IELMNOD(K) = 0 : Element definition
125	C > 0 : Node+element definition
126	C K = 1,2,3 -- REFERRING TO DAMAGE, EFF. STRAIN AND STRESS
127	C COMPONENTS (ELASTOPLASTIC OBJECT), RESPECTIVELY
128	C EFEPS_NP(NUMNP) : Nodal eff. strain rate
129	C TEPS_NP(NUMNP) : Nodal eff. strain
130	C DAMG_NP(NUMNP) : Nodal damage factor
131	C STS_NP(NUMNP) : Nodal stress components (elastoplastic object)
132	C
133	C For example for a given meshed object (either plastic or
134	C elasto-plastic) once user turns on option to compute
135	C the nodal strains (in the Pre Processor > Simulation controls >
136	C Advanced > Output control) the stored values of the nodal strain

137	C strain rates can be extracted from the arrays TEPS_NP and
138	C EFEPS_NP. For example the following statement assigns
139	C nodal effective strain for the node 123 to the variable RN123
140	C RN123 = TEPS_NP(123)
141	C
142	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)
143	COMMON /PLDSRK/ PDIE_SRK(2),PDIE_LD(2),PDIE_VEL(2)
144	C .. PDIE_SRK(1:3): x- and y- Strokes of P_DIE
145	C .. PDIE_LD(1:3): x- and y- Forces of P_DIE
146	C .. PDIE_VEL(1:3): x- and y- velocity of P_DIE
147	COMMON /IDIMEN/ NUMSTN,NUMSTS
148	C .. NUMSTS : TOTAL NUMBER OF STRESS COMPONENTS PER ELEMENT
149	C Torsional Element : NUMSTS=6, otherwise NUMSTS=4
150	C .. NUMSTN : TOTAL NUMBER OF STRAIN COMPONENTS PER ELEMENT
151	C Ex) "Elastic", "Plastic", and "Thermal" strains are selected for strain output
152	C NUMSTN = NUMSTS + NUMSTS + 1 = 9 => TSRS(9,*)
153	C
154	DIMENSION RZ(2,*),DRZ(2,*),URZ(2,*),TEMP(*),DTMP(*)
155	DIMENSION FRZA(2,*),FRZB(2,*)
156	DIMENSION EFSTS(*),EFEPS(*),TEPS(*)
157	DIMENSION STS(4,*),EPS(4,*),DCRP(4,*),TSRS(NUMSTN,*)
158	DIMENSION DAMG(*),ATOM(*),HDNS(2,*)
159	DIMENSION NOD(4,*)
160	DIMENSION RDTY(*),VOLT(*)
161	DIMENSION USRVN(NUSRND,*)
162	DIMENSION USRVE(NUSRVE,*)
163	DIMENSION EPRE(*),HEATND(*)
164	DIMENSION NBDRY(*),MATR(*)
165	DIMENSION WEAR(5,*)
166	C
167	DIMENSION NBCD(2,*),NBCDT(*)
168	C
169	DIMENSION VF(NTMATR,*),VFN(NTMATR,*)
170	DIMENSION DVF(NTRELN,*),TICF(NTRELN,*)
171	DIMENSION AXMT(*),GRAIN(NGRNVAL,*)
172	DIMENSION IELMNOD(*)
173	DIMENSION EFEPS_NP(*),TEPS_NP(*),DAMG_NP(*),STS_NP(4,*)
174	DIMENSION IN(4)
175	DATA IN/1,3,4,2/
176	C INDMSH wird nach einem Remesh der Wert 1 zugewiesen (dient dazu, einen Remesh zu erkennen). Nach einem Remesh wird die DEF_SIM.exe
177	C erneut aufgerufen, wodurch alle vorher von Subroutine zu Subroutine übertragene Daten verloren gehen bzw. auf ihren "DATA"-Status gesetzt werden.
178	DATA INDMSH/1/
179	C Dateien einlesen und schreiben über Benutzervariablen, die im Preprocessing eingegeben werden
180	C IUSRVL(1): Faltengrenzwert, Rekristallisationstemperatur --> muss im Pre-Processing eingegeben werden bei den Uservariablen (Eingabebeispiel: 0.5 600)

181	C IUSRVL(9): Faltenindex --> keine Eingabe im Pre-Processing; wird mit dem Wert von INDFAL belegt (=0: keine Falte, =1: Falte)
182	C IUSRVL(8): NODFAL,FALKO(1),FALKO(2),FALKO(3),FALKO(4) --> keine Benutzereingabe
183	C IUSRVL(3): Informationen darüber, ob es sich um eine anfängliche oder weiterführende Simulation handelt (Eingabe im Pre-Processing: anfänglich: 1 0; weiterführend: 2 0)
184	C IUSRVL(10): enthält MSHGW --> keine Eingabe im Pre-Processing (wird automatisch geschrieben)
185	C IUSRVL(7): Anzahl Remeshes --> keine Eingabe im Pre-Processing (wird automatisch geschrieben), Vorheriger Step
186	C IUSRVL(4): Faltenwinkel --> Eingabe im Pre-Processing (Winkel in °)
187	C IUSRVL(2): Pfad zur Speicherung der benötigten Dateien --> Eingabe im Preprocessing (Bsp.: 'D:\Simulation\' --> Anführungszeichen nicht vergessen!)
188	CHARACTER*80 IUSRVL
189	COMMON /IUSR/ IUSRVL(10)
190	C Common-Block für Konstanten
191	COMMON /KONST/ PI
192	DATA PI/3.141592653589793D0/
193	C Common-Block für Randknoten
194	COMMON /RNODS/ NODS(10000),NODNUM
195	SAVE/RNODS/
196	C Common-Block für Knotenbindung: HEBELA - enthält Hebelarme (X,Y-Richtung); NEDHEB zeigt an, zwischen den Knoten welchen Randelements der zu trackende Punkt liegt
197	COMMON /HEBEL/ HEBELA(2), NEDHEB
198	C Common-Block /HEBEL/ werden Anfangswerte zugewiesen (werden nach Remesh gesetzt)
199	DATA HEBELA, NEDHEB/2*0D0,0/
200	SAVE/HEBEL/
201	C Common-Block für die Speicherung der Knotenkoordinaten des faltensüberschreitenden Knotens (1,2 --> X,Y-Koordinaten zum Zeitpunkt des Übertritts; 3,4 --> aktuelle Knotenkoordinaten (mitgetrackt))
202	C NODFAL --> Gibt an, welches der faltengrenzwertüberschreitende Knoten ist, MSHGW --> wird auf 1 gesetzt, wenn Faltenwert überschritten wurde, damit ersehen werden kann, ob seit dem Übertritt
203	C des Faltenwertes ein Remesh durchgeführt wurde. Nach Remesh wird FALLIM wieder mit den in der DATA-Anweisung vorgegebenen Werten besetzt
204	COMMON /FALLIM/ FALKO(4),NODFAL,MSHGW
205	DATA FALKO, NODFAL,MSHGW/4*0D0, 0, 0/
206	SAVE/FALLIM/
207	C=====
	=====
	=====
208	C=====
	=====
	=====
209	C=====
	=====
	=====

210	C Programm wird nur für das Objekt 1 (Rohteil ausgeführt) WICHTIG!!!: An den Werkzeuge darf kein Remesh stattfinden --> ansonsten funktioniert das Programm u.U. nicht mehr
211	IF(KOBJ.EQ.1)THEN
212	C=====
213	C=====
214	C Randknoten müssen in Common-Block geschrieben werden, um in anderen Subroutines verfügbar zu sein
215	CALL WRNODS(NBDRY,NEDGE)
216	C=====
217	C=====
218	C Anfangswerte für Benutzervariablen werden ganz zu Beginn der Simulation gesetzt (Step 1, vor Integration); wird ganz zu Beginn für Objekt 1 ausgeführt: LOGISCHE VARIABLEN "INDFAL" und "INDMSH" werden geändert
219	IF((ISTATUS.EQ.0).AND.(KSTEP.EQ.1)) THEN
220	C Uservariablen USRVN(*) werden zurückgesetzt
221	DO 100 IND1=1,NDEND
222	USRVN(1,IND1)=0D0
223	USRVN(2,IND1)=0D0
224	USRVN(3,IND1)=0D0
225	USRVN(4,IND1)=0D0
226	100 CONTINUE
227	C Uservariablen USRVN(*) werden vorbesetzt
228	DO 400 IND4=1,NODNUM
229	NODAK=NODS(IND4)
230	USRVN(1,NODAK)=0D0
231	USRVN(2,NODAK)=RZ(1,NODAK)
232	USRVN(3,NODAK)=RZ(2,NODAK)
233	USRVN(4,NODAK)=0D0
234	400 CONTINUE
235	C Benutzervariable IUSRVL(9) wird der Faltenindex 0 (Faltengrenzwert nicht überschritten) zugewiesen (ganz zu Beginn der Simulation kann noch kein Faltengrenzwert überschritten sein)
236	INDFAL=0
237	C Remeshanzahl wird auf 0 gesetzt (IUSRVL(7)), MSHGW wird auf 0 gesetzt (Indikator ob seit der Faltenüberschreitung remeshed wurde)
238	WRITE(IUSRVL(9),*) INDFAL
239	WRITE(IUSRVL(7),*) 0,KSTEP
240	WRITE(IUSRVL(10),*) 0
241	C Remesh-Index INDMSH wird auf 0 gesetzt, und somit sensitiv für einen Remesh gemacht. Nach einem Remesh wird INDMSH gemäß der DATA-Anweisung oben wieder der Wert 1 zugewiesen
242	INDMSH=0
243	END IF

244	C=====
245	C Variable INDFAL, MSHIND, NSIM und INDREA werden aus den Uservariablen eingelesen
246	READ(IUSRVL(9),*) INDFAL
247	READ(IUSRVL(7),*) MSHIND,KSTEPL
248	READ(IUSRVL(3),*) NSIM,INDREA,MSHNEW
249	READ(IUSRVL(10),*) MSHGW
250	C=====
251	C Wenn es sich um eine weiterführende Simulation handelt, werden die Daten aus der alten Simulation eingelesen (dies geschieht nur einmal nachdem die neue Simulation gestartet wurde).
252	C Der Remesh-Status (INDMSH), der mit 1 initialisiert wird, wird auf 0 gesetzt, um sensitiv für eine Remesh der weiterführenden Simulation zu sein
253	ZCK81=(NSIM.GT.1)
254	ZCK82=(INDREA.EQ.0)
255	IF(ZCK81.AND.ZCK82) THEN
256	C INDREA sorgt dafür, dass FILL nach dem Starten einer weiteführenden Simulation nur einmal ausgeführt wird
257	INDREA=1
258	WRITE(IUSRVL(3),*) NSIM,INDREA,MSHNEW
259	C Hebelarme werden nur ermittelt, wenn eine Falte besteht und seit dem Faltenwertsüberschreitung ein Remesh stattgefunden hat
260	IF(MSHNEW.EQ.1) THEN
261	DO 200 IND1=1,NDEND
262	USRVN(1,IND1)=0D0
263	USRVN(2,IND1)=0D0
264	USRVN(3,IND1)=0D0
265	USRVN(4,IND1)=0D0
266	200 CONTINUE
267	CALL FALMAP(RZ,USRVN,NUSRND)
268	ENDIF
269	IF((MSHGW.EQ.0).AND.(INDFAL.EQ.1)) THEN
270	CALL HEBERM(RZ)
271	ENDIF
272	IF(MSHGW.EQ.1)THEN
273	READ(IUSRVL(8),*) NODFAL,FALKO(1),FALKO(2),FALKO(3),FALKO(4)
274	ENDIF
275	INDMSH=0
276	ENDIF
277	C=====
278	C Nach einem Remesh werden die Knoten- und Elementbenutzervariablen zurückgesetzt und anschließend von FALMAP wieder befüllt
279	C Randelemente werde nur für eine Step>1 nochmals eingelesen
280	ZCK11 = KSTEP.GT.1
281	ZCK12 = INDMSH.EQ.1
282	ZCK13 = ISTATUS.EQ.0

283	IF(ZCK11.AND.ZCK12.AND.ZCK13) THEN
284	C Zurücksetzen von USRVN, da durch das Remesh Faltenwerte dem neuen Netz zugeordnet werden müssen (Faltenwerte kommen aus faltenwert.dat)
285	DO 300 IND3=1,NDEND
286	USRVN(1,IND3)=0D0
287	USRVN(2,IND3)=0D0
288	USRVN(3,IND3)=0D0
289	USRVN(4,IND3)=0D0
290	300 CONTINUE
291	C Die aktuelle Anzahl an Remeshes wird eingelesen, um eins erhöht und wieder in die Variable IUSRVL(7) geschrieben.
292	READ(IUSRVL(7),*) MSHIND
293	MSHIND = MSHIND+1
294	C MSHGW wird sicherheitshalber nach einem Remesh mit dem Wert 0 belegt. Im Normalfall besitzt MSHGW schon den Wert 0
295	MSHGW=0
296	END IF
297	C=====
298	C Subroutine FALMAP wird nach einem Remesh aufgerufen, um die bestehenden Faltenwerte auf die Knoten des neuen Netzes zu mappen. Dies wird wiederum vor dem Integrationsschritt durchgeführt (ISTATUS.EQ.0).
299	C Dies geschieht nur unmittelbar nach dem Remesh, dann nicht mehr.
300	ZCK21=ISTATUS.EQ.0
301	ZCK22=INDMSH.EQ.1
302	IF(ZCK21.AND.ZCK22) THEN
303	C Subroutine FALMAP wird aufgerufen, um bestehende Faltenwerte auf die Knoten des neuen Netzes zu mappen
304	CALL FALMAP(RZ,USRVN,NUSRND)
305	END IF
306	C=====
307	C Subroutine FALTEB berechnet die akkumulierten Faltenwerte für die Knoten des aktuellen Netzes und schreibt diese in die Datei faltenwert.dat,
308	C um nach einem Remesh die Faltenwerte des alten Netzes zur Verfügung stellen zu können (FALTEB wird nach dem Integrationsschritt ausgeführt).
309	C Wenn der Falten Grenzwert überschritten wurde, wird MSHGW einmalig auf den Wert 1 gesetzt. Nach einem Remesh wird MSHGW wieder mit 0 initialisiert. Dies geschieht von selber.
310	C Kann alternativ aber auch noch nach dem Remeshen manuell durchgeführt werden (wie oben geschehen).
311	ZCK31=ISTATUS.EQ.1
312	IF(ZCK31) THEN
313	CALL FALTEB(RZ,TEPS_NP,TEMP,DRZ,USRVN,NUSRND)
314	ENDIF
315	C=====
316	C Wichtig ist es, den faltenverursachenden Punkt mitzutracken. Dies wird durchgeführt, sobald der Falten Grenzwert überschritten und ein Remesh durchgeführt wurde.

317	C Ausgeführt wird diese Methode, wenn eine Falte besteht (INDFAL=1), ein Remesh durchgeführt wurde (INDMSH=1) und wenn nach dem Faltegrenzwertübertritt der
318	C Remesh stattgefunden hat (MSHGW=0). Außerdem geschieht dies vor dem Integrations-schritt.
319	C --> INDFAL=1
320	ZCK41=INDFAL.EQ.1
321	ZCK42=ISTATUS.EQ.0
322	ZCK43=INDMSH.EQ.1
323	ZCK44=MSHGW.EQ.0
324	ZCK45=ZCK41.AND.ZCK42
325	ZCK46=ZCK43.AND.ZCK44
326	IF(ZCK45.AND.ZCK46) THEN
327	C Anschließend wird die Subroutine HEBERM aufgerufen, um die Hebelarme und das Element zu ermitteln, das für das Tracking herangezogen wird
328	CALL HEBERM(RZ)
329	ENDIF
330	C=====
331	C Nachdem die Hebelarme bestimmt wurden, muss nun die aktuelle Position des getrackten Knotens bestimmt werden.
332	C Dies wird nur durchgeführt, wenn der Faltegrenzwert überschritten wurde (INDFAL=1) und Hebelarme bestimmt sind (MSHGW=0).
333	C Außerdem wird dies nur nach dem Integrationsstep durchgeführt.
334	ZCK51=ISTATUS.EQ.1
335	ZCK52=MSHGW.EQ.0
336	ZCK53=INDFAL.EQ.1
337	IF(ZCK51.AND.ZCK52.AND.ZCK53) THEN
338	C Subroutine TRACK zum Tracken des faltenverursachenden Punktes
339	CALL TRACK(RZ)
340	ENDIF
341	C=====
342	C Wenn der Faltegrenzwert überschritten wurde und noch nicht remeshed wurde (INDMSH=0), so werden zur Berechnung der Faltegerade die Koordinaten des
343	C faltengrenzwertüberschreitenden Punktes herangezogen (kein Tracking muss durchgeführt werden), MSHGW=1, INDFAL=1
344	ZCK61=INDFAL.EQ.1
345	ZCK62=MSHGW.EQ.1
346	ZCK63=ISTATUS.EQ.1
347	IF(ZCK61.AND.ZCK62.AND.ZCK63) THEN
348	C Subroutine WRISTD macht das oben genannte.
349	CALL WRISTD(RZ)
350	ENDIF
351	C=====
352	C Wenn der Faltegrenzwert überschritten wurde, wird die Subroutine MARK ausgeführt, die die Elemente markiert, die von der Faltegeraden durchzogen werden
353	ZCK71=INDFAL.EQ.1
354	ZCK72=ISTATUS.EQ.1

355	IF(ZCK71.AND.ZCK72)THEN
356	CALL MARK(RZ,NOD,USRVE,NUSRVE,NUMEL)
357	ENDIF
358	C=====
359	C Schreiben von Werten zum Ende der Simulation
360	WRITE(IUSRVL(7),*) MSHIND,KSTEP
361	WRITE(IUSRVL(10),*) MSHGW
362	C INDMSH wird auf 0 gesetzt, nachdem ein Remesh durchgeführt wurde und das Programm einmal durchgelaufen ist. Somit ist das Programm wieder sensitiv für einen Remesh.
363	INDMSH=0
364	C=====
365	END IF
366	RETURN
367	END
368	C=====
369	C=====
370	C SUBROUTINE HEBERM
371	C=====
372	C Subroutine HEBERM um den Hebelarme für den faltenüberschreitenden Knoten zu bestimmen
373	C Erklärung: Wenn der Faltegrenzwert überschritten wird und ein Remesh stattgefunden hat, muss der faltenüberschreitende
374	C Knoten des alten Netzes mit dem neuen Netz mitbewegt werden. Dazu wird ermittelt, zwischen welchen beiden Knoten des neuen
375	C Netzes der faltenüberschreitende Knoten des alten Netzes liegt und anschließend mit diesen mitbewegt. Dabei sind Hebelarme
376	C nötig, um zu ermitteln, wie "intensiv" sich der faltenüberschreitende Knoten mit dem darüber- und dem darunterliegenden Knoten
377	C des neuen Netzes mitbewegt.
378	SUBROUTINE HEBERM(RZ)
379	C Variablen vom Typ LOGICAL werden mit Z... indiziert. Nötig sind diese um IF-Ausdrücke auszuwerten.
380	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)
381	C Common-Block /MSHAN/ anstatt aufwendiger Parameterübergabe über CALL-Aufruf
382	COMMON /RNODS/ NODS(10000),NODNUM
383	SAVE /RNODS/
384	C Initialisierung von Kreiszahl PI
385	COMMON /KONST/ PI
386	C Datein einlesen und schreiben über Benutzervariablen, die im Preprocessing eingegeben werden
387	CHARACTER*80 IUSRVL
388	COMMON /IUSR/ IUSRVL(10)

389	C Initialisierung von RZ
390	DIMENSION RZ(2,*)
391	C Common-Block /HEBEL/ zum Eintragen der Hebelarme
392	COMMON /HEBEL/ HEBELA(2), NEDHEB
393	SAVE /HEBEL/
394	C COMMON-Block /FALLIM/, um aktuelle Knotenkoordinaten zu erhalten
395	COMMON /FALLIM/ FALKO(4),NODFAL, MSHGW
396	SAVE /FALLIM/
397	C Einlesen der Koordinaten des faltenverursachenden Knotens
398	READ(IUSRVL(8),190) IR1,R2,R3,R4,R5
399	190 FORMAT(I5,4(F15.10))
400	NODFAL=IR1
401	FALKO(1)=R2
402	FALKO(2)=R3
403	FALKO(3)=R4
404	FALKO(4)=R5
405	C Aktuelle Position des mitbewegten faltenüberschreitenden Knotens
406	POXXAK=FALKO(3)
407	POYYAK=FALKO(4)
408	C Hebelarme
409	HEB1=0D0
410	HEB2=0D0
411	ABSMIN=0D0
412	C Ermittlung des Randelementes, zwischen dessen beiden Randknoten getrackt wird
413	DO 100 IND1=1,NODNUM
414	ABST1=0D0
415	ABST2=0D0
416	GESABS=0D0
417	DIFFX1=0D0
418	DIFFX2=0D0
419	DIFFY1=0D0
420	DIFFY2=0D0
421	IF(IND1.EQ.NODNUM) THEN
422	NOD1=NODS(IND1)
423	NOD2=NODS(1)
424	ELSE
425	NOD1=NODS(IND1)
426	NOD2=NODS(IND1+1)
427	ENDIF
428	POSYN1=RZ(2,NOD1)
429	POSYN2=RZ(2,NOD2)
430	POSXN1=RZ(1,NOD1)
431	POSXN2=RZ(1,NOD2)
432	DIFFX1=POXXAK-POSXN1
433	DIFFX2=POXXAK-POSXN2
434	DIFFY1=POYYAK-POSYN1
435	DIFFY2=POYYAK-POSYN2

436	ABST1=DSQRT(DIFFX1**2+DIFFY1**2)
437	ABST2=DSQRT(DIFFX2**2+DIFFY2**2)
438	GESABS=ABST1+ABST2
439	IF(IND1.EQ.1) THEN
440	ABSMIN=GESABS+1D0
441	ENDIF
442	C In der Variablen NEDHEB wird die Randkante des aktuellen Netzes gespeichert,
443	C die herangezogen wird, um den faltenüberschreitenden Knoten mitzutracken.
444	IF(GESABS.LT.ABSMIN) THEN
445	ABSMIN=GESABS
446	HEBELA(1)=ABST1/GESABS
447	HEBELA(2)=ABST2/GESABS
448	NEDHEB=IND1
449	ENDIF
450	100 CONTINUE
451	END
452	C=====
	=====
453	C=====
	=====
454	C SUBROUTINE TRACK
455	C=====
	=====
456	C Subroutine TRACK, um den Faltenknoten zu tracken. Dies geschieht anhand von He-
	belarmen, die zuvor durch die Subroutine
457	C HEBERM ermittelt wurden
458	SUBROUTINE TRACK(RZ)
459	C Variablen vom Typ LOGICAL werden mit Z... indiziert. Nötig sind diese um IF-
	Ausdrücke auszuwerten.
460	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)
461	C Common-Block /MSHAN/ anstatt aufwendiger Parameterübergabe über CALL-Auf-
	ruf
462	COMMON /RNODS/ NODS(10000),NODNUM
463	SAVE /RNODS/
464	C Initialisierung von Kreiszahl PI
465	COMMON /KONST/ PI
466	C Datein einlesen und schreiben über Benutzervariablen, die im Preprocessing eingege-
	ben werden
467	CHARACTER*80 IUSRVL
468	COMMON /IUSR/ IUSRVL(10)
469	C Initialisierung von RZ
470	DIMENSION RZ(2,*)
471	C Common-Block /HEBEL/ zum Eintragen der Hebelarme
472	COMMON /HEBEL/ HEBELA(2), NEDHEB
473	SAVE /HEBEL/
474	C COMMON-Block /FALLIM/, um aktuelle Knotenkoordinaten zu erhalten
475	COMMON /FALLIM/ FALKO(4),NODFAL, MSHGW
476	SAVE /FALLIM/

477	C Einlesen der Daten und Speicherung auf lokale Variablen
478	HEB1=HEBELA(1)
479	HEB2=HEBELA(2)
480	IF(NEDHEB.EQ.NODNUM) THEN
481	NOD1=NODS(NEDHEB)
482	NOD2=NODS(1)
483	ELSE
484	NOD1=NODS(NEDHEB)
485	NOD2=NODS(NEDHEB+1)
486	ENDIF
487	POSXN1=RZ(1,NOD1)
488	POSXN2=RZ(1,NOD2)
489	POSYN1=RZ(2,NOD1)
490	POSYN2=RZ(2,NOD2)
491	C Vektor zwischen Punkt 1 und Punkt 2
492	V2 = POSYN2-POSYN1
493	V1 = POSXN2-POSXN1
494	V1MOD=HEB1*V1
495	V2MOD=HEB1*V2
496	POSXAK=POSXN1+V1MOD
497	POSYAK=POSYN1+V2MOD
498	FALKO(3)=POSXAK
499	FALKO(4)=POSYAK
500	C Schreiben von FALLIM in IUSRVL(8)
501	IW1=NODFAL
502	W2=FALKO(1)
503	W3=FALKO(2)
504	W4=FALKO(3)
505	W5=FALKO(4)
506	WRITE(IUSRVL(8),140) IW1,W2,W3,W4,W5
507	140 FORMAT(I5,4(F15.10))
508	END
509	C=====
	=====
510	C=====
	=====
511	C SUBROUTINE MARK
512	C=====
	=====
513	C Subroutine MARK, um die faltendurchzogenen Elemente zu kennzeichnen
514	SUBROUTINE MARK(RZ,NOD,USRVE,NUSRVE,NUMEL)
515	C Variablen vom Typ LOGICAL werden mit Z... indiziert. Nötig sind diese um IF-Ausdrücke auszuwerten.
516	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)
517	C Initialisierung von Kreiszahl PI
518	COMMON /KONST/ PI
519	C Dateien einlesen und schreiben über Benutzervariablen, die im Preprocessing eingegeben werden

520	CHARACTER*80 IUSRVL
521	COMMON /IUSR/ IUSRVL(10)
522	C Initialisierung von RZ
523	DIMENSION RZ(2,*)
524	DIMENSION NOD(4,*)
525	DIMENSION USRVE(NUSRVE,*)
526	DIMENSION XNOD(4)
527	DIMENSION YNOD(4)
528	DIMENSION DELX(3)
529	DIMENSION DELY(3)
530	DIMENSION STEIG(3)
531	DIMENSION XSCH(3)
532	DIMENSION YSCH(3)
533	DIMENSION ACHS(3)
534	C COMMON-Block /FALLIM/, um aktuelle Knotenkoordinaten zu erhalten
535	COMMON /FALLIM/ FALKO(4),NODFAL, MSHGW
536	SAVE /FALLIM/
537	C Berechnung der Faltengeraden mit Hilfe der Knotenkoordinaten aus /FALLIM/
538	READ(IUSRVL(4),*) FALTWI
539	FAWIRA = (FALTWI*PI)/(180D0)
540	DIFFY=FALKO(2)-FALKO(4)
541	DIFFX=DTAN(FAWIRA)*DIFFY
542	C Definition der Grenzen, innerhalb welcher sich die Falte ausbreitet
543	GRXU = FALKO(1)
544	GRXO = GRXU+DIFFX
545	GRYO = FALKO(2)
546	GRYU = GRYO-DIFFY
547	C Faltengerade
548	STEIGF=-DIFFY/DIFFX
549	ACHSAF=GRYO-STEIGF*GRXU
550	C Nullen von USRVE(1,*)
551	DO 1000 INDI=1,NUMEL
552	USRVE(1,INDI)=0D0
553	1000 CONTINUE
554	C Alle Elemente werden durchsucht und berechnet, ob die Faltengerade diese in den berechneten Grenzen scheidet
555	DO 100 IND1=1,NUMEL
556	C Variablen
557	XMAX=0D0
558	XMIN=0D0
559	YMAX=0D0
560	YMIN=0D0
561	NTEST=0
562	NOD1=NOD(1,IND1)
563	NOD2=NOD(2,IND1)
564	NOD3=NOD(3,IND1)
565	NOD4=NOD(4,IND1)
566	XNOD(1)=RZ(1,NOD1)

567	XNOD(2)=RZ(1,NOD2)
568	XNOD(3)=RZ(1,NOD3)
569	XNOD(4)=RZ(1,NOD4)
570	YNOD(1)=RZ(2,NOD1)
571	YNOD(2)=RZ(2,NOD2)
572	YNOD(3)=RZ(2,NOD3)
573	YNOD(4)=RZ(2,NOD4)
574	DELX(1)=XNOD(2)-XNOD(1)
575	DELX(2)=XNOD(3)-XNOD(1)
576	DELX(3)=XNOD(4)-XNOD(1)
577	DELY(1)=YNOD(2)-YNOD(1)
578	DELY(2)=YNOD(3)-YNOD(1)
579	DELY(3)=YNOD(4)-YNOD(1)
580	DO 500 IND5=1,3
581	IF(DELX(IND5).EQ.0) THEN
582	XSCH(IND5)=XNOD(1)
583	ELSE
584	STEIG(IND5)=DELY(IND5)/DELX(IND5)
585	ACHS(IND5)=YNOD(1)-STEIG(IND5)*XNOD(1)
586	FAK1=(ACHS(IND5)-ACHSAF)
587	FAK2=(STEIGF-STEIG(IND5))
588	XSCH(IND5)=FAK1/FAK2
589	ENDIF
590	YSCH(IND5)=STEIGF*XSCH(IND5)+ACHSAF
591	500 CONTINUE
592	DO 200 IND2=1,4
593	IF(XNOD(IND2).GT.XMAX) THEN
594	XMAX=XNOD(IND2)
595	ENDIF
596	IF(YNOD(IND2).GT.YMAX) THEN
597	YMAX=YNOD(IND2)
598	ENDIF
599	200 CONTINUE
600	XMIN=XMAX
601	YMIN=YMAX
602	DO 300 IND3=1,4
603	IF(XNOD(IND3).LT.XMIN) THEN
604	XMIN=XNOD(IND3)
605	ENDIF
606	IF(YNOD(IND3).LT.YMIN) THEN
607	YMIN=YNOD(IND3)
608	ENDIF
609	300 CONTINUE
610	DO 400 IND4=1,3
611	ZCK1=(GRXU.LT.XSCH(IND4))
612	ZCK2=(XSCH(IND4).LT.GRXO)
613	ZCK12=ZCK1.AND.ZCK2

614	ZCK3=(GRYU.LT.YSCH(IND4))
615	ZCK4=(YSCH(IND4).LT.GRYO)
616	ZCK34=ZCK3.AND.ZCK4
617	ZCK5=(XMIN.LT.XSCH(IND4))
618	ZCK6=(XSCH(IND4).LT.XMAX)
619	ZCK56=ZCK5.AND.ZCK6
620	ZCK7=(YMIN.LT.YSCH(IND4))
621	ZCK8=(YSCH(IND4).LT.YMAX)
622	ZCK78=ZCK7.AND.ZCK8
623	ZG1=ZCK12.AND.ZCK34
624	ZG2=ZCK56.AND.ZCK78
625	IF(ZG1.AND.ZG2)THEN
626	NTEST=1
627	ENDIF
628	400 CONTINUE
629	IF(NTEST.EQ.1)THEN
630	USRVE(1,IND1)=1D0
631	ENDIF
632	100 CONTINUE
633	END
634	C=====
	=====
635	C=====
	=====
636	C SUBROUTINE FALMAP
637	C=====
	=====
638	C Subroutine FALMAP, um die bestehenden Faltenwerte auf die Knoten eines neuen Netzes zu mappen. Dies ist erforderlich nach eine Remesh
639	SUBROUTINE FALMAP(RZ,USRVN,NUSRND)
640	C Variablen vom Typ LOGICAL werden mit Z... indiziert. Nötig sind diese um IF-Ausdrücke auszuwerten.
641	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)
642	CHARACTER*100 PFAD0
643	CHARACTER*14 PFAD1
644	CHARACTER*4 PFAD2
645	CHARACTER*18 PFAD3
646	CHARACTER*100 PFAD4
647	C Common-Block /MSHAN/ anstatt aufwendiger Parameterübergabe über CALL-Aufruf (Informationen zum aktuellen Netz)
648	COMMON /RNODS/ NODS(10000),NODNUM
649	SAVE /RNODS/
650	C Initialisierung von Kreiszahl PI
651	COMMON /KONST/ PI
652	C Dateien einlesen und schreiben über Benutzervariablen, die im Preprocessing eingegeben werden
653	CHARACTER*80 IUSRVL
654	COMMON /IUSR/ IUSRVL(10)

655	C Initialisierung von RZ
656	DIMENSION RZ(2,*)
657	DIMENSION USRVN(NUSRND,*)
658	C Initialisierung von Variablen zum Einlesen der Faltenwerte der Randknoten des alten Netzes (in externe Datei geschrieben: faltenwert.dat)
659	C FALALT(1,*)-->X-Koordinate Knoten, (2,*)-->Y-Koordinate Knoten, (3,*)-->Faltenwert, (4,*)-->Oberflächenverkleinerungswert
660	DIMENSION FALALT(4,10000)
661	C Einlesen der Daten aus der Datei, deren Pfad in PFAD abgelegt ist
662	READ(IUSRVL(2),*) PFAD0
663	READ(IUSRVL(7),*) MSHIND,KSTEPL
664	PFAD1='faltenwert'
665	PFAD2='.dat'
666	WRITE(PFAD1,"(A10,I4.4)") PFAD1,KSTEPL
667	PFAD3=PFAD1//PFAD2
668	PFAD4=TRIM(PFAD0)//PFAD3
669	OPEN(1,FILE=TRIM(PFAD4),STATUS='OLD')
670	C Einlesen der Anzahl an Randknoten des vorherigen Netzes
671	READ(1,'(I5)',END=130) NODOLD
672	C Einlesen der X-,Y-Koordinaten und des Faltenwerts aus der Datei faltenwert.dat
673	DO 100 IND1=1,NODOLD
674	READ(1,120,END=110) FAL1,FAL2,FAL3,FAL4
675	120 FORMAT(4(F16.10))
676	110 CONTINUE
677	C Speichern der Faltenwerte im Array FALALT (FALALT nur innerhalb dieser Subroutine nötig)
678	FALALT(1,IND1)=FAL1
679	FALALT(2,IND1)=FAL2
680	FALALT(3,IND1)=FAL3
681	FALALT(4,IND1)=FAL4
682	100 CONTINUE
683	130 CONTINUE
684	CLOSE(1)
685	C Knoten des aktuellen Netzes wird ein Faltenwert zugeordnet
686	DO 300 IND3=1,NODNUM
687	NODAK=NODS(IND3)
688	C Koordinaten werden aus Variable RZ gelesen
689	XNOD=RZ(1,NODAK)
690	YNOD=RZ(2,NODAK)
691	ABSMIN=0D0
692	HEBA1=0D0
693	HEBA2=0D0
694	C NOMAP ist ein Index dafür, innerhalb welcher beider Knoten des alten Netzes der aktuelle Knoten des neuen Netzes liegt
695	NOMAP=0
696	C FALW sind die Faltenwerte des oberen und unteren Knotens des alten Netzes, innerhalb derer der aktuelle Knoten des neuen Netzes liegt (Oberflächenverkleinerungswerte entsprechend FALW3, FALW4)

697	FALW1=0D0
698	FALW2=0D0
699	FALW3=0D0
700	FALW4=0D0
701	C Mit allen Kanten des alten Netzes wird der Abstand zu dem aktuellen Knoten gebildet
702	DO 400 IND4=1,NODOLD
703	ABST1=0D0
704	ABST2=0D0
705	GESABS=0D0
706	IF(IND4.EQ.NODOLD)THEN
707	DIFFX1=FALALT(1,IND4)-XNOD
708	DIFFX2=FALALT(1,1)-XNOD
709	DIFFY1=FALALT(2,IND4)-YNOD
710	DIFFY2=FALALT(2,1)-YNOD
711	ELSE
712	DIFFX1=FALALT(1,IND4)-XNOD
713	DIFFX2=FALALT(1,(IND4+1))-XNOD
714	DIFFY1=FALALT(2,IND4)-YNOD
715	DIFFY2=FALALT(2,(IND4+1))-YNOD
716	ENDIF
717	ABST1=DSQRT(DIFFX1**2+DIFFY1**2)
718	ABST2=DSQRT(DIFFX2**2+DIFFY2**2)
719	GESABS=ABST1+ABST2
720	IF(IND4.EQ.1) THEN
721	ABSMIN=GESABS+1D0
722	ENDIF
723	IF(GESABS.LT.ABSMIN) THEN
724	ABSMIN=GESABS
725	HEBA1=ABST1/GESABS
726	HEBA2=ABST2/GESABS
727	NOMAP=IND4
728	ENDIF
729	400 CONTINUE
730	FALW1=FALALT(3,NOMAP)
731	FALW2=FALALT(3,(NOMAP+1))
732	FALW3=FALALT(4,NOMAP)
733	FALW4=FALALT(4,(NOMAP+1))
734	C Anwendung des Gesetzes der abgewandten Hebelarme
735	USRVN(1,NODAK)=FALW1*HEBA2+FALW2*HEBA1
736	USRVN(2,NODAK)=XNOD
737	USRVN(3,NODAK)=YNOD
738	USRVN(4,NODAK)=FALW3*HEBA2+FALW4*HEBA1
739	300 CONTINUE
740	END
741	C=====
	=====
742	C=====
	=====

743	C SUBROUTINE FALTEB
744	C=====
745	C Subroutine FALTEB, um die neuen Faltenwerte für das aktuelle Netz zu schreiben
746	SUBROUTINE FALTEB(RZ,TEPS_NP,TEMP,DRZ,USRVN,NUSRND)
747	C Variablen vom Typ LOGICAL werden mit Z... indiziert. Nötig sind diese um IF-Ausdrücke auszuwerten.
748	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)
749	CHARACTER*100 PFAD0
750	CHARACTER*14 PFAD1
751	CHARACTER*4 PFAD2
752	CHARACTER*18 PFAD3
753	CHARACTER*100 PFAD4
754	C Common-Block /RNODS/ statt aufwendiger Parameterübergabe
755	COMMON /RNODS/ NODS(10000),NODNUM
756	SAVE /RNODS/
757	C Initialisieren des Common-Blockes /FALLIM/ : Nötig, falls Faltenwert überschritten wird
758	COMMON /FALLIM/ FALKO(4),NODFAL, MSHGW
759	SAVE/FALLIM/
760	C Initialisierung von Kreiszahl PI
761	COMMON /KONST/ PI
762	C Dateien einlesen und schreiben über Benutzervariablen, die im Preprocessing eingegeben werden
763	CHARACTER*80 IUSRVL
764	COMMON /IUSR/ IUSRVL(10)
765	C Initialisierung von RZ
766	DIMENSION RZ(2,*)
767	DIMENSION TEPS_NP(*)
768	DIMENSION TEMP(*)
769	DIMENSION DRZ(2,*)
770	DIMENSION USRVN(NUSRND,*)
771	C Initialisierung von FALTEAK, das X-,Y-Koordinate und Eff.Strain der Randknoten des aktuellen Netzes nach der Integration enthält und zum Schreiben der Datei
772	C faltenwert.dat dient
773	DIMENSION OFLVKA(NODNUM)
774	DIMENSION OFLVNO(NODNUM)
775	DIMENSION PHI(NODNUM)
776	DIMENSION DF(NODNUM)
777	DIMENSION OFLVK2(NODNUM)
778	DIMENSION OFLVN2(NODNUM)
779	C Einlesen des Faltenwertes aus den Benutzervariablen IUSRVL(1)
780	READ(IUSRVL(1),*) GRENZW, RETEMP,FAKA,FAKB,FAKC, RA
781	C Einlesen, ob schon eine Faltenbildung initiiert wurde oder nicht
782	READ(IUSRVL(9),*) INDFAL
783	C Pfad PFAD zum Schreiben der Datei wird eingelesen
784	READ(IUSRVL(2),*) PFAD0
785	READ(IUSRVL(7),*) MSHIND,KSTEPL

786	PFAD1='faltenwert'
787	PFAD2='.dat'
788	WRITE(PFAD1,"(A10,I4.4)") PFAD1,KSTEPL
789	PFAD3=PFAD1//PFAD2
790	PFAD4=TRIM(PFAD0)//PFAD3
791	C Faktoren FAKA,FAKB,FAKC werden initialisiert
792	DO 100 IND1=1,NODNUM
793	IF(IND1.EQ.NODNUM) THEN
794	NOD1=NODS(IND1)
795	NOD2=NODS(1)
796	ELSE
797	NOD1=NODS(IND1)
798	NOD2=NODS(IND1+1)
799	ENDIF
800	C Aktuelle Knotenkoordinaten der Randknoten
801	X1AK=RZ(1,NOD1)
802	X2AK=RZ(1,NOD2)
803	Y1AK=RZ(2,NOD1)
804	Y2AK=RZ(2,NOD2)
805	C Knotenkoordinaten der Randknoten vor dem Integrationsschritt
806	X1REF=USRVN(2,NOD1)
807	X2REF=USRVN(2,NOD2)
808	Y1REF=USRVN(3,NOD1)
809	Y2REF=USRVN(3,NOD2)
810	X10=X1AK-DRZ(1,NOD1)
811	X20=X2AK-DRZ(1,NOD2)
812	Y10=Y1AK-DRZ(2,NOD1)
813	Y20=Y2AK-DRZ(2,NOD2)
814	HAK=Y1AK-Y2AK
815	HREF=Y1REF-Y2REF
816	H0=Y10-Y20
817	HAKQ=HAK**2D0
818	HREFQ=HREF**2D0
819	H0Q=H0**2D0
820	SURAK=DSQRT(((X1AK-X2AK)**2)+HAKQ)
821	SURREF=DSQRT(((X1REF-X2REF)**2)+HREFQ)
822	SUR0=DSQRT(((X10-X20)**2)+H0Q)
823	AMANAK=(X1AK+X2AK)*PI*SURAK
824	AMANRE=(X1REF+X2REF)*PI*SURREF
825	AMAN0=(X10+X20)*PI*SUR0
826	C Berechnung von dO als Quotient aus Oberfläche vor dem Integrationsschritt und Oberfläche nach dem Integrationsschritt
827	OFLVKA(IND1)=AMANAK/AMAN0
828	OFLVK2(IND1)=(AMANRE/AMAN0)-(AMANAK/AMAN0)
829	100 CONTINUE
830	C Zuweisung von dO an die einzelnen Knoten (arithmetischer Mittelwert der beiden umschließenden Kanten)
831	DO 200 IND2=1,NODNUM

832	OFL1=0D0
833	OFL2=0D0
834	DOFL1=0D0
835	DOFL2=0D0
836	IF(IND2.EQ.1) THEN
837	OFL1=OFLVKA(NODNUM)
838	OFL2=OFLVKA(IND2)
839	DOFL1=OFLVK2(NODNUM)
840	DOFL2=OFLVK2(IND2)
841	ELSE
842	OFL1=OFLVKA(IND2)
843	OFL2=OFLVKA(IND2-1)
844	DOFL1=OFLVK2(IND2)
845	DOFL2=OFLVK2(IND2-1)
846	ENDIF
847	OFLVNO(IND2)=((OFL1+OFL2)/2D0)
848	OFLVN2(IND2)=((DOFL1+DOFL2)/2D0)
849	C Berechnung von dF:
850	NODAK=NODS(IND2)
851	PHI(IND2)=TEPS_NP(NODAK)
852	PROD1=FAKA*PHI(IND2)**0.2
853	PROD2=FAKB*OFLVN2(IND2)
854	PROD3=FAKC*TEMP(NODAK)
855	PROD4=RA
856	PROD5=OFLVN2(IND2)
857	DF(IND2)=(PROD1*PROD5+PROD2)*PROD4
858	C Falls die Knotentemperatur höher als die Rekristallisationstemperatur ist, steigt der Faltengrenzwert nicht an (dF=0).
859	IF(PROD3.GT.RETEMP) THEN
860	DF(IND2)=0D0
861	ENDIF
862	USRVN(1,NODAK)=USRVN(1,NODAK)+DF(IND2)
863	USRVN(2,NODAK)=RZ(1,NODAK)
864	USRVN(3,NODAK)=RZ(2,NODAK)
865	USRVN(4,NODAK)=OFLVNO(IND2)
866	200 CONTINUE
867	C Bei Überschreiten des Faltengrenzwertes wird FALKO geschrieben
868	IF(INDFAL.EQ.0) THEN
869	FALMAX=GRENZW
870	DO 400 IND3=1,NODNUM
871	NODAK=NODS(IND3)
872	ZCK1=((USRVN(1,NODAK)).GT.FALMAX)
873	IF(ZCK1) THEN
874	POSX=RZ(1,NODAK)
875	POSY=RZ(2,NODAK)
876	FALKO(1)=POSX
877	FALKO(2)=POSY
878	FALKO(3)=POSX

879	FALKO(4)=POSY
880	NODFAL=NODAK
881	FALMAX=USRVN(1,NODAK)
882	INDFAL=1
883	MSHGW=1
884	ENDIF
885	400 CONTINUE
886	WRITE(IUSRVL(9),*) INDFAL
887	ENDIF
888	C Schreiben der Datei faltenwert.dat
889	INQUIRE(FILE=TRIM(PFAD4),EXIST=ZCK1)
890	IF(.NOT.ZCK1)THEN
891	OPEN(1,FILE=TRIM(PFAD4),STATUS='NEW')
892	ELSE
893	OPEN(1,FILE=TRIM(PFAD4),STATUS='OLD')
894	CLOSE(1,STATUS='DELETE')
895	OPEN(1,FILE=TRIM(PFAD4),STATUS='NEW')
896	ENDIF
897	C Nur Werte werden in faltenwert.dat geschrieben, die innerhalb von ULIM und OLIM liegen
898	WRITE(1,110) NODNUM
899	110 FORMAT(I5)
900	DO 500 IND4=1,NODNUM
901	NODAK=NODS(IND4)
902	S1=USRVN(2,NODAK)
903	S2=USRVN(3,NODAK)
904	S3=USRVN(1,NODAK)
905	S4=USRVN(4,NODAK)
906	WRITE(1,120) S1,S2,S3,S4
907	120 FORMAT(4(F16.10))
908	500 CONTINUE
909	CLOSE(1)
910	END
911	C=====
	=====
912	C=====
	=====
913	C SUBROUTINE WRISTD
914	C=====
	=====
915	C Subroutine WRISTD, um FALKO(*) zu schreiben. Wird durchgeführt, wenn der Fal- tengrenzwert überschritten wurde,
916	C aber noch kein Remesh stattgefunden hat.
917	SUBROUTINE WRISTD(RZ)
918	C Variablen vom Typ LOGICAL werden mit Z... indiziert. Nötig sind diese um IF- Ausdrücke auszuwerten.
919	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)

920	C Initialisieren des Common-Blockes /FALLIM/ : Nötig, falls Faltengrenzwert überschritten wird
921	COMMON /FALLIM/ FALKO(4),NODFAL,MSHGW
922	SAVE/FALLIM/
923	C Common-Block /IUSR/ zum Einlesen der Benutzervariablen aus Preprocessor
924	CHARACTER*80 IUSRVL
925	COMMON /IUSR/ IUSRVL(10)
926	C Initialisierung der Variablen RZ, die im Subroutinenaufruf übergeben wurde.
927	DIMENSION RZ(2,*)
928	FALKO(3)=RZ(1,NODFAL)
929	FALKO(4)=RZ(2,NODFAL)
930	C Schreiben von FALLIM in IUSRVL(8)
931	IW1=NODFAL
932	W2=FALKO(1)
933	W3=FALKO(2)
934	W4=FALKO(3)
935	W5=FALKO(4)
936	WRITE(IUSRVL(8),140) IW1,W2,W3,W4,W5
937	140 FORMAT(I5,4(F15.10))
938	END
939	C=====
940	C=====
941	C SUBROUTINE WRNODS
942	C=====
943	C Subroutine WRNODS, um Randknoten in RNODS zu schreiben
944	SUBROUTINE WRNODS(NBDRY,NEDGE)
945	C Variablen vom Typ LOGICAL werden mit Z... indiziert. Nötig sind diese um IF-Ausdrücke auszuwerten.
946	IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Y), INTEGER*4 (I-N), LOGICAL(Z)
947	C Initialisieren des Common-Blockes /FALLIM/ : Nötig, falls Faltengrenzwert überschritten wird
948	COMMON /RNODS/ NODS(10000),NODNUM
949	SAVE/RNODS/
950	C Dimensionszuweisung von NBDRY
951	DIMENSION NBDRY(NEDGE)
952	C Zuweisung an NODS
953	DO 100 IND1=1,NEDGE
954	NODS(IND1)=NBDRY(IND1)
955	100 CONTINUE
956	NODNUM=NEDGE-1
957	END

Literaturverzeichnis

- [Abo05] Abouridouane, M.: Bruchverhalten von Leichtmetallen unter Impact-Beanspruchung, Dissertation, RWTH Aachen, 2005
- [Ali88] Aliev, I.S.: Open-die and closed-die forging technology, radial extrusion processes, Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo, Nr. 6, 1988, pp. 1-4
- [And91] Andersen, B., Andersen, C. B.: Radial Extrusion of Tubular Components, M.Sc. Thesis, Institute of Manufacturing Engineering, TU Denmark, 1991
- [Are95] Arentoft, M., Petersen, S. B., Rodrigues, J. M. C., Martins, P. A. F., Balendra, R., Wanheim, T.: Review of research into the injection forging of tubular materials, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 52, 1995, pp. 460-471
- [ASM88] Davis, J. R. et al.: Handbook, A.S.M. 1988, Volume 14: Forming and Forging, American Society for Metals, Metals Park, OH, USA, ISBN: 978-0871700209
- [Aya84] Ayada, T., Higashino, K., Mori, K.: Central bursting in extrusion of inhomogeneous materials; in: Proceedings of the 1st International Conference on Technology of Plasticity (ICTP) Band 1 (1984); S. 553-558
- [Bae11] Bae, J. H. et al.: A Study on Optimal Design and Fatigue Life of the Common Rail Pipe, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, Vol. 12, No. 3, 2011, pp. 475-483, doi: 10.1007/s12541-011-0061-4
- [Bal00] Balendra, R., Qin, Y.: Identification and classification of flow-dependent defects in the injection forging of solid billets, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 106, 2000, pp. 199-203
- [Bal04] Balendra, R., Qin, Y.: Injection forging: engineering and research, Journal of Materials Processing Technology, 145, 2004, pp. 189-206, doi: 10.1016/s0924-0136(03)00670-8
- [Bar05] Bargel, Hans-Jürgen et al.: Werkstoffkunde, 9., bearbeitete Auflage, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2005, ISBN: 978-3-540-26107-0
- [Bat88] Batra, R.C: Steady state penetration of thermoviscoplastic targets, Comp. Mech. Vol. 3, (1988) 1-12
- [Beh07] Behrens, B.A., Röhr, S., Schäfer, F., Hundertmark, A.: Untersuchungen zur numerischen Ermittlung von Schmiedefalten, www.UTFscience.de, II, 2007
- [Beh14] Behrens, B.-A., Matthias, T., Kazhai, M.: Numerical and Experimental Investigations on Fold Formation in Forged Parts, Key Engineering Materials, Vol. 611-612, 2014, pp.212-220, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.611-612.212
- [Beh15] Behrens, B.-A., Bouguecha, S.-M., Vucetic, M., Bouguecha, A., Kazhai, M.: Experimental Investigations and Automatic Numerical Optimization of a Bulk Metal Forming Process to Avoid Forging Folds, Key Engineering Materials, Vol. 651-653, 2015, pp. 305-310, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.305
- [Bla12] Blaich, Christian: Robuster Tiefziehprozess durch Erfassung und Optimierung der örtlichen Bauteilqualität, Dissertation, Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, 2012, ISBN: 978-3-88355-393-1
- [Bro72] Brozzo, P., DeLuca, B., Rendina, R.: A new method for the prediction of formability limits in metal sheets, In.: 7-th Conference of the International Deep Drawing Research Group, 1972
- [Cha01] Chaudhry, I.-A., Mohamed, B., Anuar, A.: Finite Element Simulation of Cold Forging Process, Proceedings of 4th Regional Conference on Higher Eng. Education Network (RECHEEN), 14.-15.03.2001, UM, Kuala Lumpur
-

- [Cha09] Chan, W.-L., Fu, M.-W., Chan, L.-C.: Simulation-enabled study of folding defect formation and avoidance in axisymmetrical flanged components, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, 2009, pp. 5077-5086, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2009.02.005
- [Cha14] Chang, T.-P., Huang, S.-C., Huang, T.-F., Dao, T.-P.: A Study of Optimal Mould Geometric Parameters During the Cold Preforming of Hollow Fasteners with a Thin Flange, *Journal of Engineering Technology and Education* 11 (3), 2014, pp. 379-390, ISSN 1813-3851
- [Coc86] Cockcroft, M.G.; Latham, D.J.: Ductility and the workability of metals; in: *Journal of the Institute of Metals* 96 (1986) Nr. 240
- [Col97a] Colla, D., Petersen, S. B., Martins, P. A. F.: An investigation into the preforming of tubes, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 39, No. 5, 1997, pp. 507-521
- [Col97b] Colla, D., Petersen, S. B., Balendra, R., Martins, P. A. F.: Injection Forging of Industrial Components From Thick-Walled Tubes, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol. 119, 1997, pp. 537-541
- [DEW10a] DEW Datenblatt, Cr-Mo-legierter Vergütungsstahl 1.7321/1.7323 20MoCr4/20MoCrS4, Deutsche Edelstahlwerke, http://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.7321_1.7323_de.pdf, heruntergeladen am 17.09.10, 11:14 Uhr
- [DEW10b] DEW Datenblatt, Unlegierter Vergütungsstahl 1.1213 Cf53, Deutsche Edelstahlwerke, http://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.1213_de.pdf, heruntergeladen am 17.09.10, 11:20 Uhr
- [DEW14] DEW Datenblatt, Cr-Mn-legierter Einsatzstahl 1.7131/1.7139 16MnCr5/16MnCrS5, Deutsche Edelstahlwerke, http://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.7131_1.7139_de.pdf, heruntergeladen am 08.04.14, 15:03 Uhr
- [Die79] Diether, U.: Warmfließkurven von Stählen und ihre Ermittlung im Stauchversuch, Seminar Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, Forschungsinstitut Umformtechnik, Stuttgart, 26.-27.6.1979
- [DIN03a] Norm DIN 8582, Fertigungsverfahren Umformen: Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht; Beuth Verlag Berlin, 2003
- [DIN03b] Norm DIN 8580, Fertigungsverfahren: Begriffe, Einteilung, Beuth Verlag Berlin, 2003
- [DIN03c] Norm DIN 8583-6, Fertigungsverfahren Druckumformen, Teil 6: Durchdrücken, Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Beuth Verlag Berlin, 2003
- [DIN08] Norm DIN 10084, Einsatzstähle – Technische Lieferbedingungen; Beuth Verlag Berlin, 2008
- [DIN09a] Norm DIN EN AW 573 Teil 3; Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen; Beuth Verlag Berlin 2009
- [DIN09b] Norm DIN EN AW 485 Teil 2; Aluminium und Aluminiumlegierungen - Mechanische Eigenschaften; Beuth Verlag Berlin 2009
- [DIN10a] Norm DIN EN 10305-1: Präzisionsstahlrohre – Technische Lieferbedingungen – Teil1: Nahtlose kaltgezogene Rohre; Beuth Verlag Berlin, 2010
- [DIN10b] Norm DIN EN 10305-2: Präzisionsstahlrohre – Technische Lieferbedingungen – Teil1: Geschweißte kaltgezogene Rohre; Beuth Verlag Berlin, 2010
-

- [DIN12] Norm Entwurf DIN EN ISO 14577-1:2012-03, Metallische Werkstoffe – Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter – Teil 1: Prüfverfahren, Beuth Verlag Berlin, 2012
- [Doe07] Doege, E., Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik, Grundlagen, Technologien, Maschinen, Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 2007
- [Doh86] Dohmann, F., Klaas, F.: Verfahren zum Umformen von Rohren; Bänder Rohre Bleche, Heft 4 (1986), S. 63-66
- [Dyn13] Dynardo GmbH, Schulungsunterlagen Grundlagen Workshop optiSlang, Weimar 2013
- [EFB07] EFB Merkblatt 07/110, Fügen durch Knickbauchen, EFB Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. Hannover, 2014
- [El94] El-Magd, E.: Mechanical properties at high strain rates, Journal de Physique IV, Vol. 4, 1994, S. 149-170
- [EP85] Europäische Patentschrift 0052077 B1, Schlatter, W., Verfahren zur Herstellung einer rotationssymmetrischen Hohlwelle
- [EP91] Europäische Patentschrift 0232257B1, Bögel, H., Verfahren zur Herstellung von Flanschen oder Bunden an Hohlkörpern durch Querfließpressen
- [Eur15] <http://www.euroforge.org/statistics/production-figures.html>, abgerufen am 13.05.2015
- [Fel07] Felde, A.; Braun, M.; Bleyl, F.: Untersuchungen der Verfahrensgrenzen des Kaltpressens von Bunden (Flanschen) an hohlen Teilen bzw. hohlen Wellen, Abschlussbericht der GCFG-Studie Hohle Wellen, Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, 2007
- [Fre50] Freudenthal, A.: The inelastic behavior of engineering metals and structures. Wiley, New York 1950
- [Gla07] Glaß, R.; Popp, M., Inkrementelles Hohlformen von hohlen Bauteilen des Antriebsstrangs, 22. Jahrestreffen der Kaltmassivumformer am 14. und 15. Februar 2007 in Düsseldorf, Handbuch für Tagungsteilnehmer, VDI-Wissensforum IWB GmbH
- [Gos76] Gosh, A. K.: Met. Tran. 7, (1976) 523-533
- [Gou98] Gouveia, B.P.P.A., Rodrigues, J.M.C., Martins, P.A.F.: Ductile fracture in metalworking: experimental and theoretical research; in: Journal of Materials Processing Technology 101 (2000), S. 52-63.
- [Gro01] Groche, P., Heislitz, F., Rathmann, T.: Weiterentwicklung des Axial-Radial-Umformens, wt werkstattstechnik online, 91, 2001, H. 10, S. 621-624
- [Har81] Hartley, P. et al.: The static axial compression of tall hollow cylinders with high interfacial friction, International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 23, Nr. 8, 1981, pp. 473-485
- [Hau11] Haußer, F., Luchko, Y.: Mathematische Modellbildung mit MATLAB – Eine praxisorientierte Einführung, Springer, Heidelberg, 2013, ISBN 978-3-8274-2398-6
- [Hu04] Hu, X. L., Wang, Z. R.: Numerical simulation and experimental study on the multi-step upsetting of a thick and wide flange on the end of a pipe, Journal of Materials Processing Technology, 151, 2004, pp. 321-327, doi: 10.1016/j.matprotec.2004.04.081
- [ICF14] ICFG Document No. 24/14, Process Simulation in Cold Forging: Material Testing and Modelling, Meisenbach Verlag Bamberg, 2014, ISBN 978-3-87525-366-5
- [IMU08] Merkblatt, Richtlinie zur Aufnahme von Fließkurven, Stand 09 / 2008, Industrieverband Massivumformung, Goldene Pforte 1, 58093 Hagen

- [Inf04] Leichtbau durch Massivumformung, Infostelle Industrieverband Massivumformung (Hg.), 2004, ISBN 3-928726-20-X
- [Jaf15] Jafarzadeh, H., Barzegar, S., Babaei, A.: Analysis of Deformation Behavior in Backward-Radial-Forward-Extrusion Process, *Trans Indian Inst Met*, 68 (2), 2015, pp. 191-199, doi: 10.1007/s12666-014-0441-4
- [Joh83] Johnson, G.R., Cook, W.H.: Proc. 7th Int. Symp. Ballistics, Netherlands (1983) 541
- [Kir79] Kirsanov, K.A., Zimin, V.A., Revtova, E.A., Abramenko, V. Ju.: Ein- und zweiseitiges Fließpressen von Werkstücken mit Flansch aus Rohrabschnitten, deutsche Vollübersetzung aus: *Kuznecno-stampovocnoe proizvodstvo*, Nr. 9, 1979, S. 7-9
- [Kle09] Kleppmann, W.: Taschenbuch Versuchsplanung Produkte und Prozesse optimieren, 6. überarbeitete Auflage, Carl Hanser Verlag München, Wien, ISBN: 978-3-446-42033-5, 2009
- [Ko01] Ko, Beong Du, Kim Joon Dong, Lee Hyung Soo, Hwang Bok Boeng: The influence of die geometry on the radial extrusion processes, *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 2001, pp. 109-114
- [Kud80] Kudo, H. et al.: Cold Forging of Hollow Cylindrical Components Having an Intermediate Flange – Ubet Analysis and Experiment, *Annals of the CIRP*, Vol. 29, No. 1, 1980, pp. 129-133
- [Lan02] Lange, K.: Umformtechnik, Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 1: Grundlagen, 2. Auflage, Springer-Verlag, 2002, ISBN 3-540-43686-3.
- [Lan03] Landgrebe, D., Raedt, H.-W.: Massivumformtechniken zur Herstellung hohler Getriebewellen, Siebert, K. (Hrsg.) Tagungsband der Internationalen Konferenz „Neuere Entwicklung in der Massivumformung“, Fellbach, 2003, MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, S. 337-351
- [Lan08] Lange, K. et al.: Fließpressen. Fließpressen: Wirtschaftliche Fertigung metallischer Präzisionswerkstücke, Berlin, Heidelberg, New York, Springer Verlag, 2008
- [Lan88] Lange, K. (Hrsg.): Umformtechnik. Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Band 2: Massivumformung, Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York 1988, ISBN 3540177094
- [Lee12] Lee, H. Y., Hwang, B. B., Lee, S. H.: Forming Load and Deformation Energy in Combined Radial Backward Extrusion Process, *Proceedings of the 14th International Conference on Metal Forming*, 16.-19.09.2012, AGH University of Science and Technology, Krakow, Poland
- [Lie14] Liewald, M., Schiemann, T., Mletzko, C.: Automatically Controlled (Cold-) Forging Processes, *Procedia CIRP*, Vol. 18, 2014, pp. 39-44, DOI: 10.1016/j.procir.2014.06.104
- [Lin06] Lin, S. Y., Lin, F. C.: Predictions of the minimum relative depth of die cavity and the minimum amount of preforming in the radial extrusion of tubular components, *Computers and Structures*, Vol. 84, 2006, pp. 503-513, doi: 10.1016/j.compstruc.2005.09.009
- [Lop98] Lopes, A. B., Petersen, S. B., Rodrigues, J. M. C., Martins, P. A. F., Gracio, J. J.: Injection forging of tubes: results of macroscopic analysis and comparison with microstructural observations, *Materials Science and Engineering*, A248, 1998, pp. 276-286
- [Lud09] Ludwik, P.: *Elemente der technologischen Mechanik*, Springer-Verlag, Berlin, 1909

- [Ma05] Ma, Y., Qin, Y., Balendra, R.: Forming of hollow gear-shafts with pressure assisted injection forging (PAIF), *Journal of Materials Processing Technology*, 167, 2005, pp. 294-301, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.05.053
- [Mal64] Male, A.T., Cockcroft, M.G.: A Method for the Determination of the Coefficient of Friction of Metals under Conditions of Bulk Plastic Deformation, *Journal of the Institute of Metals* 93, pp. 38-46, 1964/1965
- [McC68] McClintock, F.A.: A criterion for ductile fracture by the growth of holes; in: *Journal of Applied Mechanics* (1968); S. 363-371
- [McK79] McKay, M. D., Beckman, R. j., Conover, W. J.: A Comparison of Three Methods for Selecting Values of Input Variables in the Analysis of Output from a Computer Code, in: *Technometrics*, Vol. 21, No. 2, 1979, pp. 239-245, DOI: 10.2307/1268522
- [Mew71] Mewes, H.-J., Voelkner, W.: Verfahrenskombination Stauchen und Seitwärtsauspressen, *Fertigungstechnik und Betrieb*, Vol. 21, H. 3, 1971, pp. 151
- [Mle12] Mletzko, C., Keck, A., Liewald, M.: Untersuchung von Schmierstoffsystemen für die Massivumformung von Stahlwerkstoffen bei erhöhten Temperaturen, Abschlussbericht Arbeitspaket 1: Tribologie in der Lauwarmumformung, Arbeitskreis für Entwicklung und Erforschung des Kaltpressens
- [Mle13] Mletzko, C.: Improvement of material flow prediction of combined cold forging processes by parameter calibration. 10th Weimar Optimization and Stochastic Days 2013, Weimar, Germany, 2013
- [Mol83] Molinari, A.; Clifton, R.: *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*, 296 (1983) 1
- [Mos08] Most, T., Will, J.: Metamodel of Optimal Prognosis – An automatic approach for variable reduction and optimal metamodel selection, *Weimarer Optimization and Stochastic Days 2008*, Weimar, 2008
- [Mos10] Most, T., Will, J.: Recent advances in metamodels of optimized prognosis (MoP), *Proceedings of the 9th Weimarer Optimization and Stochastic Days 7.0 2010*, Weimar
- [Mos11] Most, T., Will, J.: Sensitivity analysis using the Metamodel of Optimal Prognosis, *Weimarer Optimization and Stochastic Days 2011*, Weimar, 2011
- [Mün04] Münstermann, S.: Einflußgrößen auf den Elastizitätsmodul von Stählen für den Fahrzeugbau, *FAT Schriftenreihe Nr. 182*, 2004, ISSN: 0933-050 X
- [Neu01] Neugebauer, R.; Lorenz, B.; Glaß, R.: Leichtbau-Hohlwellen durch Querwalzen und Bohrungsdrücken, Sievert, k. (Hrsg.) *Tagungsband der Internationalen Konferenz „Neuere Entwicklung in der Massivumformung“*, Fellbach, 2001, MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, S. 239-255
- [Neu09] Ressourceneffizienz im Powertrain Frauenhofer, *Frauenhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik* (Hrsg.), 2009
- [Nie05] Niemann, G., Winter, H. Bernd-Rober H.: *Maschinenelemente*, Band 1, Springer Verlag, ISBN: 978-3-540-25125-5, 2005
- [Oha01] Ohashi, T., Matsui, K., Saotome, Y.: The lateral extrusion of copper pipes with a lost core of low temperature melting alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 2001, pp. 98-102
- [Ort13] Ortlieb, C. P. et al.: *Mathematische Modellierung – eine Einführung in zwölf Fallstudien – 2., aktualisierte Auflage*, Springer, Wiesbaden, 2013, ISBN 978-3-658-00535-4
- [Osa78] Osakada, K.; Mori, K.: Prediction of ductile fracture in cold forging; in: *CIRP* (Hrsg.): *Annals of the CIRP* 27 (1978); S. 135-139

- [Ost07] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, 2., neu bearbeitete und aktualisierte Auflage, Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York, ISBN: 978-3-540-71196-4, 2007
- [Oya72] Oyane, M.: Criteria of ductile fracture strain; in: Bulletin of the JSME 15 (1972) Nr. 90
- [PAT59] Patentschrift DE000001141154A, Singer, F., Verfahren zur Herstellung von die Kaltformgebung erleichternden Filmen auf Eisen und Stahl
- [PAT01] Patentschrift DE19725453C2, Köstemeier, K. H., Verfahren zur Herstellung einer Hohlwelle
- [PAT03] Offenlegungsschrift DE10129671A1, N.N., Verfahren zur Herstellung gezielter Werkstoffanhäufung an hohlen Wellen
- [PAT06] Offenlegungsschrift DE10 2004 032 122 A1 2006.01.19, Adams, B., Karsten, J., Rauschnabel, E., Verfahren zum Umformen von Rohrelementen und Verfahren zur Herstellung von Hohlwellen
- [Pet94] Petersen, S. B., Rodrigues, J. M. C., Martins, P. A. F.: Production of tubular components by radial extrusion – a finite element analysis, International Journal of Materials Processing Technology, Vol. 45, 1994, pp. 87-92
- [Pet95] Petersen, R., Rodrigues, J. M. C., Martins, P. A. F.: Extended formability limits for tubular components through combined injection forming/upsetting: a finite element analysis, Journal of Engineering Manufacturing, Vol. 209, 1995, p. 107
- [Pet97] Petersen, S.B., Balendra, R., Rodrigues, J. M. C., Martins, P. A. F.: The avoidance of defects in radially extruded tubular parts by preforming, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 69, 1997, pp. 155-161
- [Piw10] Piwek, V., Kuhfuss, B., Moumi, E., Hork, M.: Light weight design of rotary swaged components and optimization of the swaging process, International Journal of Material Forming, Vol. 3, 2010, pp. 845-848, doi: 10.1007/s12289-010-0902-1
- [Pöh79] Pöhlandt, K.: Beitrag zur Aufnahme von Fließkurven bei hohen Umformgraden, Seminar „Neuere Entwicklungen in der Massivumformung“, Forschungsgesellschaft Umformtechnik mbH, Stuttgart, 26.06.-27.06.1979
- [Pöh84] Pöhlandt, K.: Vergleichende Betrachtung der Verfahren zur Prüfung der plastischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe, Habilitationsschrift, Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo, 1984, ISBN 3-540-13578-2
- [Pöh86] Pöhlandt, K.: Werkstoffprüfung für die Umformtechnik Grundlagen, Prüfmethoden, Anwendungen, Werkstoff-Forschung und –Technik, Band 4, B. Ilschner (Hrsg.), Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 1986
- [Pou06] Poursina, M., Parvizian, J., Antonio, C. A. C.: Optimum pre-form dies in two-stage forging, Journal of Materials Processing Technology, 174, 2006, pp. 325-333, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.01.015
- [Pra21] Prandtl, L.: Über die Eindringtiefe (Härte) plastischer Baustoffe und die Festigkeit von Schneiden, Zeitschrift für angewandte Mathematik und Mechanik, Vol. 1, 1921, S. 15-20
- [Qin04] Qin, Y., Ma, Y., Balendra, R.: Pressurising materials and process design considerations of the pressure assisted injection forging of thick walled tubular components, Journal of Materials Processing Technology, 150, 2004, pp. 30-39, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2004.01.032
- [Qin04] Qin, Y., Balendra, R.: An approach for the forming of large-thickness-flange components by injection forging, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 145, 2004, pp. 153-162
-

- [Qin09a] Quintenz, G.; Hofmann, T.; Raedt, H.-W.: GETPRO Kongress zur Getriebe-
produktion, 11.-12.3.2009, Congress Centrum Würzburg, Deutschland, Her-
ausgeber/Veranstalter FVA, Band GETPRO - Kongress zur Getriebe-
produktion, S. 218-226
- [Qin09b] Quintenz, G.; Raedt, H.-W.: FEM-optimierte Leichtbau-Hohlwellen für das
Getriebe, Automobiltechnische Zeitschrift / ATZ Produktion, Vol. 111, H.
12, 2009, S. 922-925
- [Ras40] Rastegaev, M. V.: Neue Methode der homogenen Stauchung von Proben zur
Bestimmung der Fließspannung und des Koeffizienten der inneren Reibung
(russ.), Zav. Lab., 1940, S. 354
- [Rau07] Rauschnabel, E., Adams, B.: Wirtschaftliche Verfahrenskombinationen für
Leichtbauwellen, M. Liewald (Hrsg.): Vortragstexte Internat. Konferenz
„Neuere Entwicklungen in der Massivumformung“, Fellbach, 2007, MAT
INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, Frankfurt a. M., S. 83-96,
ISBN 978-3-88355-358-0
- [Rau10] Rauschnabel, E.: Spezialitäten für die Rohrbearbeitung, Blech Rohre Profile,
H. 12, 2010, S. 22-25
- [Rau13] Rauschnabel, E., Adams, B.: LightWeightPro-Leichtbauteile großer Länge
aus Rohrhalbzeug umformen, wt Werkstattstechnik online, H. 10, Jg. 103,
2013, S. 796-801
- [Rau15] Rauschnabel, E., Adams, B.: Hohlwellen mit Verzahnungen, Tagungsband
des 30. Jahrestreffens der Kaltmassivumformer, VDI Wissensforum, 11.-
12.02.2015, Düsseldorf, Deutschland
- [Ric69] Rice, J.R.; Tracy, D.M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress
fields; in: Journal of Mechanics and Physics of Solids 17 (1969); S.201-217
- [Rod96] Rodrigues, J. M. C., Petersen, S. B., Martins, P. A. F., Barata Marques, M. J.
M.: Towards Nett-Shape Manufacturing of Tubular Components, Internatio-
nal Journal of Mach. Tools Manufacturing, Vol. 36, No. 3, 1996, pp. 399-
409
- [Roo11] Roos, E., Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure-Grundlagen, Anwen-
dung, Prüfung, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2011
- [Sch05] Schlemmer, K.L., Osman, F.H.: Differential heating forming of solid and bi-
metallic hollow parts, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 162-
163, 2005, pp. 564-569, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.124
- [Sch06] Schmidt, H.: Stadienpläne. Unterlagen zum Seminar „Grundlagen der Mas-
sivumformung“, Technische Akademie Esslingen, Ostfildern-Nellingen, 19.-
20. Oktober 2006
- [Sch86] Schätzle, W.: Querfließpressen eines Flansches oder Bundes an zylindri-
schen Vollkörpern aus Stahl, Dissertation, Bericht Nr. 93, Institut für Um-
formtechnik, Springer Verlag, 1986
- [Sch96] Schmieder, F., Kettner, P.: Fertigung von Getriebe- Hohlwellen durch
Massivumformung. Konstruktion 48 (1996), S. 15- 19
- [Sch13] Schuster, A.: Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten Stählen
und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften, Institut für Um-
formtechnik und Leichtbau, Universität Dortmund, Dissertation, Shaker Ver-
lag, 2013
- [Shi70] Shirakashi, T.; Usui, E.: Bul. Jap. Soc. Preci. Eng.1-4, 91, Japan (1970)
- [Sie27] Siebel, E., Pomp, A.: Die Ermittlung der Formänderungsfestigkeit von Me-
tallen aus dem Stauchversuch, Mitteilungen des Kaiser-Wilhelm-Institut für
Eisenforschung 9, 1927.
-

- [Spu87] Spur, G. (Hrsg.), Stöferle, T.: Handbuch der Fertigungstechnik, Band 4/2, Wärmebehandeln, Carl Hanser Verlag München, Wien, ISBN: 3-446-14954-6, 1987
- [Sta11] Stahlmann, J.: Untersuchungen und Methoden zur Beschreibung und Nutzung tribologischer Systeme mit strukturierten Halbzeugoberflächen in der Kaltmassivumformung, Dissertation, TU Darmstadt, 2011
- [Swi52] Swift, H. W.: Plastic instability under plane stress, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 1, 1952, S. 1-18
- [TBL13] www.tiefbohr-lexikon.de/, abgerufen am : 09 September 2013, 15:12 Uhr
- [VDI06] VDI- Richtlinie 3210 Blatt 1:Tiefbohrverfahren. Düsseldorf, Beuth Verlag, 2006
- [VDI98] VDI- Richtlinie 3138 Blatt 1 und 2: Kaltfließpressen von Stählen und NE-Metallen, Grundlagen. Düsseldorf, Beuth Verlag, 1998
- [Völ13] Völkl, R. et al.: Beanspruchungsangepasste Bauteileigenschaften durch effiziente, optimierte Kaltumformprozesse, Liewald, M. (Hrsg.) Papers of International Conference "New Developments in Forging Technology Forming", Fellbach, 2013, MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, S. 165-179
- [Wag68] Wagener, H. W.; Leykamm, H.: Maßtoleranzen an Kaltpresswerkstücken aus Stahl, Industrie-Anzeiger (90), Nr. 3, 1968, S. 21 – 27
- [Wat55] Watts, A. B., Ford, H.: On the basic yield stress curve for a metal, Proc. Inst. Mech. Eng., Vol. 169, 1955, S. 1141-1150
- [Weh85] Wehnes, H.: Fortran 77 – Strukturierte Programmierung mit FORTRAN 77, 4., vollständig überarbeitete Auflage, Hanser Verlag, München, Wien, 1985, ISBN 3-446-14259-2
- [Wei08] Weißbach, W.: Werkstoffkunde- Strukturen, Eigenschaften, Prüfung 17. Auflage: Vieweg+Teubner Verlag
- [Wei11] Weidel, S., Raedt, H.-W., Linder, G.: Intelligent lightweight design by forged transmission components, VDI-Berichte 2130, International VDI-Congress Transmissions in Vehicles 2011, Friedrichshafen, 07 and 08 June 2011, VDI Verlag Düsseldorf 2011, pp. 311-322
- [Wei13] Weidel, S., Raedt, H.-W., Beitrag der Massivumformung zu den Leichtbaubestrebungen in der Automobilindustrie, Liewald, M. (Hrsg.) Papers of International Conference "New Developments in Forging Technology Forming", Fellbach, 2013, MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, S. 283-290
- [Wid10] Widdermann, S.: Downsizing Mit Formteilen Der Massivumformung. ATZproduktion, 2010, 3. Jg., Nr. 2, S. 34-39.
- [Wil06a] Will, J., Menke, T., Stühmeyer, A.: Rechnerische Robustheitsbewertungen von Umformprozessen, in: M. Liewald (Hrsg.) Tagungsband „Neuere Entwicklungen in der Blechumformung“, Internationale Konferenz „Neuere Entwicklungen in der Blechumformung, 9.-10.05.2006, Fellbach
- [Wil06b] Will, J., Bucher, C.: Statistische Maße für rechnerische Robustheitsbewertungen CAE-gestützter Berechnungsmodelle, Weimarer Optimization and Stochastic Days 2006, Weimar, 2006
- [Zen46] Zener, C.; Hollomon, J. H.: Problems in non-elastic deformation of metals, Journal of applied Physics, Vol. 17, 1946, S. 69-90
- [Zha92] Zhao, D., Bandstra, J. P., Kuhn, H. A., A New Fracture Criterion for Fracture Prediction in Metalworking Processes, Concurrent Engineering Approach to Materials Processing, Dwivedi, S.N., Paul, A.J., Dax, F.R., Ed., TMS, 1992, pp. 107-119
-

