

Mehrstufige Umformung hochfester Aluminiumlegierungen

Vom Fachbereich Maschinenbau
an der Technischen Universität Darmstadt

zur

Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigte

Dissertation

von

Janosch Günzel

aus Fulda

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Peter Groche

Mitberichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Mathias Liewald MBA

Tag der Einreichung: 26.06.2023

Tag der mündlichen Prüfung: 31.10.2023

Darmstadt 2023

D17

Janosch Günzel: Mehrstufige Umformung hochfester Aluminiumlegierungen
Darmstadt, Technische Universität Darmstadt

Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUpriints: 2023

URN: urn:nbn:de:tuda-tuprints-263613

Tag der mündlichen Prüfung: 31.10.2023

Veröffentlicht unter CC BY-SA 4.0 International

<https://creativecommons.org/licenses/>

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) der Technischen Universität Darmstadt. Mein besonderer Dank gilt dem Institutsleiter Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Peter Groche für die Übernahme des Erstgutachtens sowie für das mir entgegengebrachte Vertrauen und die stets motivierende und lösungsorientierte wissenschaftliche Begleitung meiner dualen Promotion. Ein weiterer großer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Mathias Liewald MBA für die Übernahme des Zweitgutachtens und den konstruktiven fachlichen Austausch.

Für die Förderung meiner Arbeiten im Rahmen der KMU-Verbundvorhaben „WarmAp“, „RAmP“ und „PrositAI dual“ und die Möglichkeit des neuen, dualen Promotionsmodells danke ich der Hessen Agentur. Weiterer Dank gebührt den Projektpartnern sowie dem Industriebeirat des LOEWE 2 Schwerpunkts „Allegro“ für den kontinuierlichen Austausch und die gute Zusammenarbeit.

Dem Kollegium des PtU danke ich für die konstruktive und offene Zusammenarbeit. Dieser Dank gilt nicht nur den wissenschaftlichen Mitarbeitern, sondern schließt auch die Teams von Sekretariat, Buchhaltung, Design, IT und Werkstatt ein. Besonders danken möchte ich dem Allegro-Team um Timon Suckow, Lukas Schell und Erik Sellner für den unermüdlichen Zusammenhalt, die konstruktiven Diskussionen und die finale Korrektur meines Manuskripts. Darüber hinaus danke ich den zahlreichen Studierenden, die meine Forschungsarbeit mit Abschlussarbeiten oder als stud. Hilfskräfte unterstützt und damit zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Ein besonderer Dank gebührt natürlich auch der Werner Schmid GmbH, allen voran den Geschäftsführern Joachim und Matthias Hauß, dass sie dieses Projekt über fünf Jahre mitgetragen haben. Die bedingungslose Unterstützung aller Kolleginnen und Kollegen hat mir viele Möglichkeiten eröffnet und maßgeblich zum Erreichen der Projektziele und somit auch des Dissertationsvorhabens beigetragen. Ich freue mich ausgesprochen auf die weitere Zusammenarbeit innerhalb spannender Projekte.

Zu guter Letzt danke ich von ganzem Herzen meiner Familie für den Freiraum und die bedingungslose Unterstützung während meiner gesamten Ausbildung. Insbesondere meiner Frau Marie und meinen Kindern Mats, Alma und Joris danke ich für ihre unermüdliche Unterstützung und ihre Bestärkung. Ihr Lächeln lässt jede noch so kurze Nacht vergessen.

Kurzzusammenfassung

Aktuelle energetische und regulatorische Entwicklungen führen zu Leichtbaubestrebungen im Mobilitätssektor, wie der stetig steigende Aluminiumanteil im Automobil zeigt. Hinzu kommt der Trend zu höherfesten Legierungen wie den hier betrachteten EN AW-6082 und -7075, die ein hohes Leichtbaupotenzial aufweisen, aber im hochfesten T6-Zustand nur begrenzt kaltumformbar sind, weshalb temperaturunterstützte Prozessrouten mit einer Umformung nach Erwärmung oder einer vorherigen Wärmebehandlung eingesetzt werden. Deren grundlegende Phänomene wurden bereits in zahlreichen Forschungsprojekten an einstufigen Prozessen untersucht, sind aber nicht ohne weiteres auf mehrstufige Umformprozesse, wie sie für die Herstellung komplexer Bauteile erforderlich sind, übertragbar. Ziel dieser Arbeit ist daher die systematische Analyse material- und prozessspezifischer Charakteristika zur Entwicklung und Realisierung einer Gesamtprozesskette zur mehrstufigen Umformung der Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und -7075 unter Wahrung der hochfesten T6-Eigenschaften im Endbauteil.

Hierzu werden mittels experimenteller und numerischer Untersuchungen die Prozessgrenzen und Einflussparameter der vierstufigen Stadienfolge (Tiefziehen, Scherschneiden, Kragenziehen und Stauchen) für die einzelnen Prozessrouten ermittelt. Die unterschiedlichen Prozessanforderungen zeigen die Notwendigkeit einer speziellen Temperaturführung, für deren Realisierung ein vierstufiges Transferwerkzeug mit temperierbaren Aktivteilen entwickelt wurde. Das Versuchswerkzeug ermöglicht eine Inline-Temperierung des Bauteils, so dass neben der thermischen Charakterisierung zur Ermittlung des Aufheiz- und Abkühlverhaltens von Blech und Werkzeug auch die Wechselwirkungen mit den mechanischen Eigenschaften und geometrischen Ausprägungen der jeweiligen Umformstufe betrachtet werden. Basierend auf diesen prozesstechnischen Erkenntnissen, aber auch allgemeineren Untersuchungen zum Verfestigungsverhalten und möglichen Wärmenachbehandlungen wird eine anfängliche Kaltumformung (vorkonditionierter Halbzeuge) mit anschließender Inline-Erwärmung in Stufe 2 und abschließender Wärmenachbehandlung als robusteste und ökonomisch wie ökologisch sinnvollste Prozessroute identifiziert. Damit wird die Machbarkeit einer mehrstufigen Umformung für beide Legierungen im Labormaßstab nachgewiesen.

Abstract

Current energy and regulatory developments are leading to lightweight construction efforts in the mobility sector, as evidenced by the steadily increasing proportion of aluminium in automobiles. In addition, there is a trend towards higher-strength alloys such as EN AW-6082 and -7075 considered here, which have a high potential for lightweight construction, but can only be cold-formed to a limited extent in the high-strength T6 state, which is why temperature-assisted process routes with forming after heating or prior heat treatment are used. Their fundamental phenomena have already been investigated in numerous research projects on single-stage processes, but are not readily transferable to multi-stage forming processes as required for the production of complex components. The aim of this work is therefore the systematic analysis of material- and process-specific characteristics for the development and realisation of an overall process chain for the multi-stage forming of the aluminium alloys EN AW-6082 and -7075 while maintaining the high-strength T6 properties in the final component.

For this purpose, the process limits and influencing parameters of the four-stage sequence of stages (deep drawing, blanking, collar drawing and upsetting) are determined for the individual process routes by means of experimental and numerical investigations. The different process requirements show the necessity of a special temperature control, for the realisation of which a four-stage transfer tool with temperature-controlled active parts was developed. The testing tool enables inline tempering of the component, so that in addition to the thermal characterisation for determining the heating and cooling behaviour of the sheet metal and tool, the interactions with the mechanical properties and geometric characteristics of the respective forming stage are also considered. Based on these process-technical findings, but also on more general investigations into the hardening behaviour and possible subsequent heat treatments, an initial cold forming (of preconditioned semi-finished products) with subsequent inline heating in stage 2 and final heat treatment is identified as the most robust as well as economically and ecologically sensible process route. This demonstrates the feasibility of multi-stage forming for both alloys on a laboratory scale.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Formelzeichen und Abkürzungen	V
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	3
2.1 Der Leichtbauwerkstoff Aluminium.....	3
2.1.1 Hochfeste Aluminiumlegierungen	5
2.1.2 Festigkeitssteigernde Mechanismen.....	6
2.1.3 Wärmebehandlungszustände	7
2.1.4 Wärmenachbehandlung (nach der Umformung).....	10
2.2 Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen.....	11
2.2.1 Kaltumformung.....	12
2.2.2 Halbwarmumformung.....	13
2.2.3 Warmumformung	14
2.2.4 Kaltumformung vorkonditionierter Halbzeuge	16
2.3 Mehrstufige Umformprozesse	17
2.3.1 Werkzeugtechnologien	18
2.4 Werkzeuggestaltung für temperierte Prozesse	20
2.4.1 Aktive Werkzeug erwärmung	21
2.4.2 Aktive Werkzeugkühlung	22
2.5 Relevante Fertigungsverfahren innerhalb der Stadienfolge.....	23
2.5.1 Tiefziehen.....	24
2.5.2 Scherschneiden	26
2.5.3 Kragenziehen	28

2.5.4	Stauchen.....	30
2.6	Wärmeübertragungsmechanismen in der Blechumformung.....	31
2.6.1	Wärmeleitung.....	33
2.6.2	Konvektion	34
2.6.3	Strahlung.....	34
2.7	Numerische Simulation in der Blechumformung	35
2.7.1	Grundlagen der Finite-Element-Methode (FEM)	35
2.7.2	Thermo-mechanische Kopplung	37
3	Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise.....	39
3.1	Motivation	39
3.2	Zielsetzung und Vorgehensweise	40
4	Versuchseinrichtungen und Simulationsaufbau.....	43
4.1	Versuchseinrichtungen.....	43
4.1.1	Erwärmung, Wärmebehandlung und Temperaturmessung.....	43
4.1.2	Werkstoff- und Oberflächencharakterisierung	45
4.1.3	Demonstratorherstellung und -auswertung.....	46
4.2	Numerische Prozessabbildung.....	49
4.2.1	Beschreibung des Gesamtmodells	49
4.2.2	Eingangsparameter.....	51
4.2.3	Modellvalidierung	54
5	Vierstufiges Werkzeug mit gezielter Temperaturführung	59
5.1	Werkzeugaufbau und -auslegung	60
5.2	Elektropneumatisches Transfersystem	65
6	Materialcharakterisierung.....	67
6.1	Untersuchte Werkstoffe	67
6.2	Vorkonditionierte Halbzeuge	68
6.2.1	Der hochfeste T6-Zustand	70

6.2.2	Der instabile W-Temper-Zustand	71
6.2.3	Der weichgeglühte O-Zustand	75
6.2.4	Fazit zur Verwendung von vorkonditionierten Halbzeugen	76
6.3	Materialverhalten unter Temperatureinfluss	77
6.4	Auftretende Verfestigungseffekte	80
6.5	Wärmenachbehandlung zur Festigkeitssteigerung	86
7	Temperierverhalten von Halbzeug, Bauteil und Werkzeug	89
7.1	Temperierverhalten des ebenen Halbzeugs	89
7.1.1	Aufheizverhalten	90
7.1.2	Abkühl- / Abschreckverhalten	92
7.2	Temperierverhalten umgeformter Bauteile	94
7.3	Temperierverhalten des Werkzeugs	95
7.3.1	Temperaturverteilung im Werkzeug	97
7.3.2	Wärmeleitung im Werkzeug	98
7.3.3	Dauerverhalten	99
8	Prozessfenster der einzelnen Stufen	103
8.1	Stufe 1: Tiefziehen	103
8.2	Stufe 2: Scherschneiden	109
8.3	Stufe 3: Kragenziehen	113
8.4	Stufe 4: Stauchen	119
9	Robustheit mehrstufiger Prozesse	124
9.1	Einflussgrößen	125
9.1.1	Material	126
9.1.2	Prozessbedingungen	129
9.1.3	Temperatur	133
9.2	Abschließende Bewertung der Prozesseinflussgrößen	135
10	Entwicklung einer umformtechnischen Gesamtprozesskette	138

10.1 Konzeptentwicklung	138
10.1.1 Methodik	139
10.1.2 Prozessauslegung	140
10.1.3 Industrielle Umsetzung	144
10.2 Bewertung der Konzepte für die Gesamtprozesskette.....	145
10.2.1 Mechanische Eigenschaften	146
10.2.2 Geometrische Genauigkeit	148
10.2.3 Materialspezifische Empfehlung	151
11 Zusammenfassung und Ausblick	154
11.1 Zusammenfassung.....	154
11.2 Ausblick	157
12 Literaturverzeichnis	159
13 Anhang	184
13.1 Dichte	184
13.2 Elastizitätsmodul	185
13.3 Plastisches Materialverhalten hochfester Aluminiumlegierungen	185
13.4 Wärmeleitfähigkeit.....	188
13.5 Wärmeausdehnungskoeffizient.....	188
13.6 Spezifische Wärmekapazität	189
13.7 Federkräfte	190
13.8 Konvektionsamplituden	191
13.9 Interfacial heat transfer coefficient (IHTC).....	191

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen, lateinische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Bedeutung
a	m^2/s	Temperaturleitfähigkeit
A	%	Bruchdehnung
A_R	mm^2	Fläche, Ronde
A_W	mm^2	Fläche, Werkzeug
b	-	Proportionalitätsparameter
b_E	mm	Kanteneinzugsbreite
b_G	mm	Schnittgratbreite
b_R	mm	Breite der Ringzone
c	N/mm	Federkonstante
c_{spez}	$J/(kg \cdot K)$	Spezifische Wärmekapazität
c_W	$J/(kg \cdot K)$	Spezifische Wärmekapazität (Werkzeug)
C	-	Dämpfungsmatrix
d_0	mm	Ausgangsdurchmesser (beim Bundanstauchen)
d_i	mm	Durchmesser des umgeformten Bereichs
d_m	mm	Mittlerer Durchmesser
d_R	mm	Rondendurchmesser
d_{St}	mm	Stempeldurchmesser
d_V	mm	Vorlochdurchmesser
E_1	J	Energie im Zustand 1

E_2	J	Energie im Zustand 2
E_M	J	Energie (materiegebunden)
f	N	Lastvektor
F	N	Kraft
F_{BH}	N	Blechhalterkraft
F_{NH}	N	Niederhalterkraft
F_S	N	Schneidkraft
F_{St}	N	Stempelkraft
h	mm	Kragenhöhe
h_1	mm	Höhe des umgeformten Bereichs
h_2	mm	Ausgangshöhe des umgeformten Bereichs
h_3	mm	Vom Werkzeug eingefasste Höhe
h_B	mm	Bruchflächenhöhe
h_E	mm	Kanteneinzugshöhe
h_G	mm	Schnittgrathöhe
h_S	mm	Glattschnitthöhe
HV_0	HV*	Grundhärte (*je nach Prüfkraft: HV 0,1, HV 1, usw.)
HV_1	HV*	Härte nach dem Schneidvorgang (* s. o.)
i	-	Inkrement
k_f	N/mm ²	Fließspannung
$k_{f,0}$	N/mm ²	Fließspannung, zu Beginn
$k_{f,s}$	N/mm ²	Fließspannung, stationär
K	-	Steifigkeitsmatrix
m	kg	Masse
m_w	kg	Masse (Werkzeug)
M	-	Massenmatrix

M_B	Nm	Biegemoment
n	-	Verfestigungsexponent (Fließkurve)
p	-	Materialkonstante
P_A	kW	Anheizleistung
\dot{q}	W/m ²	Wärmestromdichte
Q	J	Wärme
Q_{12}	J	Wärme (Änderung zw. Zustand 1 und 2)
Q_{ab}	J	Wärme, abgeführt
Q_{zu}	J	Wärme, zugeführt
\dot{Q}	J/s	Wärmestrom
\dot{Q}_{ab}	J/s	Wärmestrom, abgeführt
\dot{Q}_{zu}	J/s	Wärmestrom, zugeführt
r_M	mm	Matrizenradius
r_{St}	mm	Stempelradius
R_a	μm	Arithmetischer Mittenrauwert
R_m	N/mm ²	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	N/mm ²	0,2 %-Dehngrenze / Streckgrenze * ¹
R_z	μm	Rautiefe
s	-	Stauchverhältnis
s_B	mm	Blechdicke
t	-	Zeitpunkt
t_{Ende}	s	Zeit, Endpunkt
t_{LG}	s	Lösungsglühdauer
t_{Start}	s	Zeit, Startpunkt
t_{Takt}	s	Taktzeit
T_A	°C	Auslagerungstemperatur

T_{Ende}	°C	Temperatur, Endpunkt
T_{F}	°C	Temperatur (Fluid)
T_{HW}	°C	Halbwarmumformtemperatur
T_{LG}	°C	Lösungsglühtemperatur
T_{Start}	°C	Temperatur, Startpunkt
T_{Ronde}	°C	Temperatur (Ronde)
T_{RT}	°C	Raumtemperatur
T_{W}	°C	Temperatur (Werkzeug)
T_{Wa}	°C	Temperatur (Wand)
T_{W1}	°C	Temperatur (Werkzeug) im Zustand 1
T_{W2}	°C	Temperatur (Werkzeug) im Zustand 2
u	mm	Verschiebung
u_{S}	mm	Schneidspalt
\dot{u}	mm/s	Geschwindigkeit
\ddot{u}	mm/s ²	Beschleunigung
u_{N}	mm	Niederhalterspalt
u_{Z}	mm	Ziehspalt
W	J	Arbeit
W_{12}	J	Arbeit (Änderung zw. Zustand 1 und 2)

*1 nachfolgend als Streckgrenze bezeichnet und genutzt, da hochfeste Aluminiumlegierungen keine ausgeprägte Streckgrenze R_e aufweisen und Ermittlung über 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ erfolgt

Formelzeichen, griechische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Bedeutung
α	-	Absorption
α_{ab}	$W/(m^2 \cdot K)$	Wärmeübergangskoeffizient, abgeführte Wärme
α_{Soll}	°	Sollwinkel
$\alpha_{WÜ}$	$W/(m^2 \cdot K)$	Wärmeübergangskoeffizient
α_{zu}	$W/(m^2 \cdot K)$	Wärmeübergangskoeffizient, zugeführte Wärme
β_A	-	(Grenz-)Aufweitverhältnis
β_R	°	Rückfederungswinkel
β_Z	-	(Grenz-)Ziehverhältnis
$\Delta_0; \Delta_1; \Delta_2; \dots$	-	Fehler in der jeweiligen Umformstufe
Δ_{ges}	-	Fehler, gesamt
Δt	s	Zeitdifferenz
Δt_A	s	Anheizzeit
ΔT	°C	Temperaturdifferenz
ΔT_w	°C	Temperaturdifferenz, Werkzeug
φ	-	Umformgrad
φ_1	-	Hauptformänderung
φ_2	-	Nebenformänderung
φ_h	-	Stauchungsgrad
$\dot{\varphi}$	1/s	Umformgeschwindigkeit
λ	$W/(m \cdot K)$	Wärmeleitfähigkeit
ρ	-	Reflexion

σ_b	N/mm ²	Biegespannung
σ_n	N/mm ²	Normalspannung
σ_r	N/mm ²	Radialspannung
σ_t	N/mm ²	Tangentialspannung
T	-	Durchlass (Transmission)
ϑ_1	°C	Temperatur an Position 1
ϑ_2	°C	Temperatur an Position 2

Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
AZ	Aushärtezyklus
bzw.	beziehungsweise
ca.	circa
CFK	Carbonfaserverstärkter Kunststoff
d.h.	das heißt
DIN	Deutsches Institut für Normung
EN	Europäische Norm
ESU	Elektroschlacke-Umschmelzverfahren
et al.	et alii, und andere
etc.	et cetera, und so weiter
FEM	Finite-Element-Methode
GP	Guinier-Preston
H18	kaltverfestigt – voll durchgehärtet
HDF	Hot Die Forming
HFQ	Hot Form Quench
HRC	Härte nach Rockwell
HV	Härte nach Vickers
i.O.	in Ordnung
IHTC	Interfacial heat transfer coefficient
ISO	Internationale Organisation für Normung
IZ	Initialzustand
KA	Kaltauslagerung
KTL	Kathodische Tauchlackierung

LG	Lösungsglühen
n.i.O.	nicht in Ordnung
Nr.	Nummer
O	weichgeglüht
OEM	Original Equipment Manufacturer
OT	oberer Totpunkt
PB	Paint-Bake-Zyklus
PLC	Portevin-Le-Chatelier
PtU	Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen
RT	Raumtemperatur
S.	Seite
T	wärmebehandelt
Tier-1	„Ebene 1“-Lieferant; Hersteller, der direkt an OEM liefert
T4	lösungsgeglüht und kaltausgelagert
T6	lösungsgeglüht und warmausgelagert
UT	unterer Totpunkt
VDA	Verband der Automobilindustrie
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
vgl.	vergleiche
vs.	versus, gegen
W	lösungsgeglüht
WA	Warmauslagerung
WS	Werner Schmid GmbH
z. B.	zum Beispiel

1 Einleitung

Ob Energieerzeugung, Energiekrise oder Energieeffizienz, das Thema Energie ist ein prägendes und allgegenwärtiges Thema des 21. Jahrhunderts. Dazu tragen steigende Energiepreise [Zei22], das wachsende Umweltbewusstsein der Bevölkerung [Sca19] sowie gesetzliche Vorgaben wie das Ziel der Europäischen Union, den Energieverbrauch bis 2030 um mindestens 32,5 % zu senken [Eur20], Grenzwerte zum CO₂-Ausstoß bei Neuzulassungen [Eur19] oder das Aus für emissionsbehaftete Verbrennungsmotoren in Automobilen und leichten Nutzfahrzeugen ab 2035 [Bun23] bei. Gleichzeitig steigen die Anforderungen an Sicherheit und Funktionalität, wodurch das Fahrzeuggewicht in den letzten Jahren bzw. Jahrzehnten kontinuierlich zugenommen hat [Hel15].

Diese Entwicklung stellt die Automobilindustrie vor einen strukturellen Wandel [Fin22], weshalb neben der Antriebsart auch der Leichtbau und die damit verbundenen Treibstoff- und Emissionseinsparungen zunehmend an Bedeutung gewinnen [Fri17]. Realisiert wird dies durch die Substitution herkömmlicher Stähle durch höherfeste Stähle oder Leichtbauwerkstoffe wie Aluminium [Mod19], was sich im kontinuierlichen Anstieg des Aluminiumanteils im Automobil widerspiegelt [Duc19]. Während derzeit vor allem 5000er- und 6000er-Legierungen für Karosserie- und Strukturbauteile verwendet werden [Arg15a], ist ein Trend zu hochfesten 7000er-Legierungen zu verzeichnen [Gro16].

Deren breite industrielle Anwendung wird jedoch durch die geringe Kaltumformbarkeit [Liu17a] und hohe Rückfederungen [Cai19] limitiert, weshalb hochfeste Aluminiumlegierungen zumeist temperaturunterstützt umgeformt werden [Kum16a]. Temperaturunterstützt bedeutet in diesem Zusammenhang, dass sowohl eine Umformung nach Erwärmung als auch eine vorangehende Wärmebehandlung durchgeführt werden kann. Zu den gängigen Prozessrouten zählen die Halbwarm- und Warmumformung sowie die Kaltumformung vor-konditionierter Halbzeuge [Any17]. Die grundlegenden Phänomene dieser

Prozessrouten wurden bereits in zahlreichen nationalen und internationalen Forschungsprojekten anhand einstufiger Prozesse untersucht.

Übersteigen die Anforderungen an die geometrische Komplexität der Produkte jedoch die Prozessgrenzen einstufiger Verfahren, sind mehrstufige Umformoperationen notwendig [Tak20]. Die Übertragbarkeit auf eine mehrstufige Prozesskette samt ihren Herausforderungen wird im Rahmen dieser Arbeit anhand eines belastungsoptimierten Demonstratorbauteils der Werner Schmid GmbH (WS) aufgezeigt. Im Fokus stehen neben der fertigungstechnischen Machbarkeit insbesondere die Robustheit und die Produktivität des mehrstufigen Umformprozesses.

Je nach Arbeitsgang und Prozessroute ergeben sich innerhalb der einzelnen Werkzeugstufen unterschiedliche Spannungszustände im Bauteil und damit variierende Anforderungen, welche ein Prozessverständnis der einzelnen Stufen zur Ableitung einer zielgerichteten Temperatur-Zeit-Führung voraussetzen [Loe18]. Hinzu kommen komplexe Wärmeüberträge zwischen Bauteil und Werkzeug im Falle temperierter Umformungen [Eng13] oder ausgeprägte Kaltverfestigungen beim Einsatz vorkonditionierter Halbzeuge [Beh20]. Dies beeinflusst wiederum die Materialeigenschaften und somit die Umformcharakteristika. Aufgrund kumulierender Effekte ist somit die Entwicklung einer neuartigen Temperaturführung zur Beherrschung der komplexen Zusammenhänge und Anforderungen notwendig. Damit einher geht eine kostenintensive, verkettete Anlagenperipherie zur Gewährleistung robuster Produktionsprozesse. Da die Mehrstufigkeit allgemein für eine wirtschaftliche Fertigung großer Losgrößen steht [Loe18], kommt der Produktivität innerhalb dieser Arbeit eine wesentliche Rolle zu. Betrachtet werden dazu die Zykluszeiten bei der Inline-Temperierung des Werkstücks sowie die vor- bzw. nachgelagerten Wärmebehandlungen zur Realisierung komplexer Bauteile unter Wahrung des hochfesten T6-Zustandes.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es daher, eine energie- und ressourcenoptimierte Gesamtprozesskette für die mehrstufige Umformung komplexer Bauteile aus hochfesten Aluminiumlegierungen zu entwickeln.

2 Stand der Technik

Aufgrund der limitierten Kaltumformbarkeit hochfester Aluminiumlegierungen wurden bereits zahlreiche temperaturunterstützte Prozessrouten entwickelt. Diese beschränken sich jedoch auf einstufige Umformoperationen und sollen im Rahmen dieser Arbeit auf mehrstufige Anwendungsfälle erweitert werden. Ehe dafür auf die verschiedenen Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen eingegangen wird, erfolgt die Vorstellung der grundlegenden Informationen über (hochfestes) Aluminium unter Berücksichtigung festigkeitssteigernder Mechanismen und erreichbarer Wärmebehandlungszustände. Daraufhin werden die Werkzeugtechnologien mehrstufiger Umformprozesse sowie die Möglichkeiten temperierter Prozesse mittels aktiv beheizter bzw. gekühlter Werkzeuge behandelt. Es folgen die wesentlichen Informationen und Fehlerpotenziale zu den vier relevanten Fertigungsverfahren Tiefziehen, Scherschneiden, Kragenziehen und Stauchen. Abschließend wird der Stand der Technik zu den in der Blechumformung vorliegenden Wärmeübertragungsmechanismen sowie der Finite-Element-Methode (FEM) bei thermo-mechanischer Kopplung vorgestellt.

2.1 Der Leichtbauwerkstoff Aluminium

Der Leichtbauwerkstoff Aluminium kommt in der Natur nicht in metallischer oder oxidierter Form vor, sondern muss durch eine energieintensive Schmelzflusselektrolyse aus dem im rötlichen Sedimentgestein Bauxit enthaltenen Aluminiumoxid reduziert werden [GDA04]. Die Weltproduktion des so erzeugten Primäraluminiums steigt rasant an [Ost14], kann aber auch durch das Recycling von Altschrotten und Produktionsrückläufen [GDA04] mit 95 % geringerem Energiebedarf gegenüber der Primäraluminiumherstellung gedeckt werden [Kam09].

Aluminium zeichnet sich durch ein geringes spezifisches Gewicht, vielfältige Herstellungs- und Formgebungsmöglichkeiten und hohe elektrische Leitfähig-

keiten sowie Wärmeleitfähigkeiten aus [Ost14]. Zudem ist es ungiftig und in elementarer Form korrosionsbeständig [Ost14] durch die natürliche Bildung einer Oxidschicht [GDA04]. Wegen der geringen Festigkeit von reinem Aluminium wird es meist in Form von Aluminiumlegierungen eingesetzt, die ein breites Festigkeitsspektrum sowie hohe Anforderungen an Tragfähigkeit, Sicherheit und Langlebigkeit ermöglichen [Ost14]. Zu den weiteren Anwendungsgebieten zählen der Maschinenbau, die Mobilität vom Automobil bis hin zur Luft- und Raumfahrt, das Bauwesen, die Elektrotechnik sowie die Verpackungsindustrie [GDA04].

Aufgeteilt werden die Aluminiumlegierungen je nach Verarbeitungsspektrum in Knet- und Gusslegierungen [GDA04]. Die Legierungsbezeichnung ergibt sich nach DIN EN 573-1 aus der Vorsilbe EN, einem nachgestellten AW für eine Aluminiumknetlegierung sowie einem Bindestrich mit vierstelliger Ziffernfolge zur genauen Definition der Legierungszusammensetzung. Aus den Hauptlegierungselementen Magnesium, Silizium, Mangan, Zink und Kupfer ergeben sich die in Tabelle 1 dargestellten Legierungsgruppen [GDA07].

Tabelle 1: Einteilung der Legierungsgruppen [DIN EN 573-1, Ost14]

Serie	Hauptlegierungselement	Aushärtbarkeit
1000	Aluminium (Al) $\geq 99,0$ %	Nicht aushärtbar
2000	Kupfer (Cu)	Aushärtbar
3000	Mangan (Mn)	Nicht aushärtbar
4000	Silizium (Si)	Nicht aushärtbar
5000	Magnesium (Mg)	Nicht aushärtbar
6000	Magnesium und Silizium	Aushärtbar
7000	Zink (Zn)	Aushärtbar
8000	Sonstige Elemente	Nicht aushärtbar

Diese Legierungsgruppen können ferner in naturharte (nicht aushärtbare) und aushärtbare Legierungen unterteilt werden [GDA07]. Abhängig von der Legierungszusammensetzung [GDA04] resultieren die vorliegenden Festigkeitsei-

genschaften aus einer Mischkristallverfestigung oder einer Teilchenhärtung (vgl. Kapitel 2.1.2) und können in einer genormten Bezeichnungsweise für den Wärmebehandlungszustand an die Legierungsbezeichnung angehängt werden [Ost14].

2.1.1 Hochfeste Aluminiumlegierungen

Die Aluminiumlegierungen der 6000er- und 7000er-Serie werden aufgrund ihrer hohen spezifischen Festigkeiten auch als hochfeste Aluminiumlegierungen bezeichnet [Cai19] und in verschiedenen Leichtbauanwendungen im Mobilitätssektor angewandt [Hir11]. Das Einsatzspektrum der in dieser Arbeit verwendeten Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und -7075 wird jedoch durch eine limitierte Kaltumformbarkeit mit hohen Rückfederungswerten eingeschränkt, weshalb temperaturunterstützte Prozessrouten zum Einsatz kommen [Cai19].

Die Legierung EN AW-6082 (Al Si1MgMn) gehört zu den AlMgSi-Legierungen [Ost14]. Diese enthalten bis zu 1,5 % Magnesium und bis zu 1,6 % Silizium, sowie geringe Mengen Mangan und Chrom [Arn17]. Die aushärtbaren 6000er-Knetlegierungen, die vor allem im Automobilbau eingesetzt werden und mehr als 50 % der weltweiten Aluminiumproduktion ausmachen [Arn17], erreichen mittlere bis hohe Festigkeiten von bis zu 340 MPa für EN AW-6082 im hochfesten T6-Zustand. Größere Kaltumformungen sollten nicht im warmausgehärteten T6-Zustand, sondern besser im W-Zustand durchgeführt werden. [Ost14]

Die höchsten Festigkeiten bieten die aushärtbaren Legierungen der 7000er-Serie, wie z. B. EN AW-7075 (Al Zn5,5MgCu) mit Festigkeiten größer 570 MPa im hochfesten T6-Zustand, deren Streckgrenze mit hochfesten DP- und TRIP-Stählen vergleichbar ist [Har14]. Aufgrund der hohen Festigkeit durch den Cu-Gehalt werden sie beispielsweise in strukturellen Anwendungen im Flugzeugbau verwendet [Ost14]. Enthalten die 7000er-Legierungen keinen Kupferanteil, liegen Zinkgehalte von 3,0 bis 6,0 % und Magnesiumgehalte von 1,0 bis 2,8 % mit einem Summengehalt von maximal 7,0 % vor. Mit einem zusätzlichen Kupferanteil von 0,5 bis 2,0 % erhöhen sich die Legierungsanteile auf 4,3 bis 8 % Zink und 2,3 bis 3,2 % Magnesium. Die 7000er-Legierungen sind anfällig für Spannungsrisskorrosion. [Arn17]

2.1.2 Festigkeitssteigernde Mechanismen

Die Festigkeit aushärtbarer Aluminiumlegierungen wird neben der Legierungszusammensetzung und dem Wärmebehandlungszustand insbesondere durch die drei festigkeitssteigernden Mechanismen der Mischkristallverfestigung, Kaltverfestigung und Aushärtung bestimmt [GDA07].

Bei der Mischkristallverfestigung führt das Einbringen von Legierungsatomen in das Mischkristallgitter, d.h. der Ersatz von Aluminiumatomen im Kristallgitter durch zulegierte Fremdatome, zur Bildung von Substitutionsmischkristallen. Die entsprechende Mischkristallverfestigung nimmt mit steigendem Legierungsgehalt zu und erschwert die Versetzungsbewegung, wodurch die Fließspannung und damit die Festigkeit steigen. [Ost14]

Im Vergleich dazu resultiert die Kaltverfestigung aus der Erhöhung der Versetzungsdichte durch die plastische Deformation des Materials. Die Versetzungen innerhalb des Kristallgitters führen zu einem Anstieg der Zugfestigkeit R_m sowie der Streckgrenze $R_{p0,2}$ bei gleichzeitiger Abnahme der Bruchdehnung. [Ost14] Der dabei erreichbare Verfestigungsexponent n entspricht der logarithmischen Gleichmaßdehnung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm [Doe17] bzw. dem Verhältnis der Zugfestigkeit R_m zur Streckgrenze $R_{p0,2}$ [GDA04]. Als Einflussgrößen gelten der Mg-Gehalt der Legierung [Ost14] sowie die vorliegende Umformtemperatur [Sie15], da nur bis 250 °C Verfestigungseffekte und darüber hinaus Entfestigungsvorgänge in Form von Rekristallisationen auftreten [GDA04]. Insbesondere bei mehrstufigen Anwendungen sind aufgrund der Verfestigungseffekte [Dav15] gezielte Wärmebehandlungen zur Entfestigung erforderlich, wie etwa ein Rekristallisationsglühen [Doe17].

Den größten Einfluss hat jedoch der in Abbildung 1 gezeigte Aushärtezyklus, der auch als Aushärten [GDA04] oder Dispersionsverfestigung [GDA07] bezeichnet wird. Hierbei werden durch Lösungsglühen mit anschließendem Abschrecken und Warmauslagern feinste Ausscheidungen innerhalb der aushärtbaren Legierungen erzeugt [GDA04]. Der so erzeugte T6-Zustand weist die höchsten Festigkeiten auf [GDA07]. Findet nach dem Abschrecken keine Warmauslagerung statt, so liegt die Legierung im W-Zustand vor und zeigt aufgrund des Kaltauslagerungsverhaltens ein zeitabhängiges (im Folgenden als instabil bezeichnetes) Werkstoffverhalten [Arg15a].

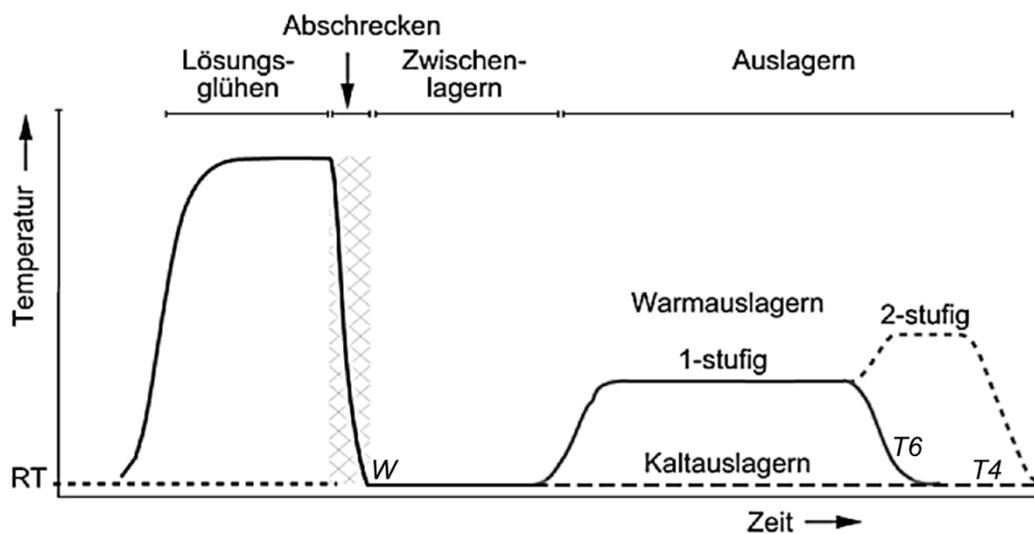


Abbildung 1: Aushärtezyklus für aushärtbare Aluminiumlegierungen (nach [Ost14])

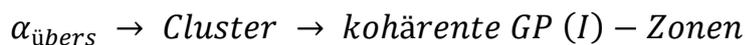
2.1.3 Wärmebehandlungszustände

Aushärtbare Aluminiumlegierungen können eine Vielzahl von Wärmebehandlungszuständen annehmen, von denen im Folgenden nur die wichtigsten behandelt werden. Insbesondere für die Erzeugung eines übersättigten Zustandes wird wegen der erforderlichen Abschreckgeschwindigkeit ein Abschrecken mit Wasser unter Zusatz von Abschreckmitteln und unter Berücksichtigung des Eintauchens zur Minimierung des Verzugs empfohlen, da ein Abschrecken an Luft schwer kontrollierbar ist. Zudem sollte das Abschreckbad direkt neben dem Ofen angeordnet sein, um den Temperaturverlust beim Handling zu vermeiden und eine gleichmäßige Temperaturverteilung sicherzustellen. [GDA07]

Die Erzeugung des W-Zustandes basiert auf einem Lösungsglühen mit anschließender Abschreckung (vgl. Abbildung 1), wobei die Angaben zu Zeit und Temperatur je nach Legierung und Literaturquelle variieren. Für die Legierung EN AW-6082 werden Temperaturen von 525 – 540 °C [GDA07], 530 ± 10 °C [Ost14] oder 535 °C [Liu16] verwendet, während für die Legierung EN AW-7075 Lösungsglühtemperaturen von 470 – 480 °C [GDA07], 465 ± 5 °C [Ost14] oder 475 – 480 °C [Beh20] angegeben werden. Bei diesen Temperaturen werden die Werkstoffe abhängig von der Materialdicke und den Ofenbedingungen [Ost14] 5 [Arg15a, Obe13], 10 [Beh20], 15 [Sch19] oder bis zu 30 Minuten [Dav15] lösungsgeglüht. Während dieser Zeit werden die Legie-

Aluminiumlegierungselemente im Aluminiumkristall gelöst und es bildet sich ein homogener Mischkristall [GDA07]. Der kritische Temperaturbereich für das anschließende Abschrecken wird mit 400 – 290 °C [Ost14] bzw. 400 – 200 °C [GDA07] angegeben. In diesem Bereich sind kritische Abschreckgeschwindigkeiten von 11,3 K/s für EN AW-6082 bis 100 K/s für EN AW-7075 erforderlich [Ost14]. Diese Abschreckraten werden meist durch Wasserabschreckung [Arg15a, Cho20, Dav15, Lee19] oder auch mit Glykollzusatz [Lea13] erreicht. Es gibt aber auch Versuche mit forcierter Luft [Cho20, Obe13] oder zwischen gekühlten Werkzeugplatten, wodurch der Verzug reduziert werden kann [Beh20, Gro16, Tra21]. Bei Einhaltung der kritischen Abschreckrate wird die Bildung von Ausscheidungen unterdrückt und die Legierungselemente bleiben gleichmäßig fein verteilt, was zu einem übersättigten Zustand führt [GDA07], sodass eine hohe Umformbarkeit und eine Härte entsprechend dem T6-Ausgangszustand nach Warmauslagerung erreicht wird [Tra21]. Der W-Zustand ist jedoch instabil [DIN EN 515], sodass eine direkte Weiterverarbeitung erfolgen muss, da sonst die Umformbarkeit signifikant abnimmt [Sch19]. Je nach Auslagerungsart stellt sich der T4- oder T6-Zustand ein.

Bei einer reinen Kaltauslagerung bilden sich im übersättigten α -Mischkristall homogene Entmischungen, sogenannte Cluster. Diese führen zu einer lokalen Anhäufung von Legierungsatomen, welche eine innere Struktur entwickeln, die auch als Guinier-Preston-Zonen oder GP-Zonen bezeichnet werden [Ost14]:



Der so erzeugte T4-Zustand (lösungsgeglüht und kaltausgelagert [DIN EN 515]) wird wegen der Spannungskorrosionsempfindlichkeit und der Instabilität aufgrund des unmittelbar nach dem Abschrecken einsetzenden Kaltauslagerungsverhaltens, das sich nach zunächst raschem Festigkeitsanstieg langsam einem Grenzwert nähert, nicht empfohlen [Ost14].

Im Vergleich dazu weist der T6-Zustand (lösungsgeglüht und warmausgelagert [DIN EN 515]) geringere Werte für Verfestigungsvermögen, Zähigkeit und Verformbarkeit auf, jedoch sind höhere Festigkeiten erreichbar [Ost14]. Bei legierungsabhängigen Temperaturen von 100 – 250 °C strebt der Aluminiummischkristall eine Gleichgewichtsphase an. Dazu werden in Abhängigkeit von der Auslagerungstemperatur metastabile Phasen gebildet. Die damit erreich-

bare Härte wird durch die Ausscheidungsphasen bestimmt, welche je nach Legierungsart aus kohärenten GP(II)-Zonen (z. B. AlMgSi-Legierungen) oder teilkohärenten Übergangsphasen (z. B. AlZnMg(Cu)-Legierungen) bestehen [Ost14]:

$\alpha_{\text{übers}}$ → Cluster → kohärente GP(II) – Zonen → teilkohärente metastabile
Übergangsphase → Gleichgewichtsphase

Zur Erzielung optimaler Materialeigenschaften ist eine genaue Beachtung und Dokumentation der Prozessparameter sowie die Berücksichtigung der Lagerzeit zwischen Abschrecken und Warmauslagern wegen der Bildung stabiler Cluster notwendig [Ost14].

Durch eine verlängerte Auslagerungsdauer kann eine gezielte Überalterung in den T7-Zustand erreicht werden, der sich durch eine höhere Korrosionsbeständigkeit bei niedrigeren Festigkeiten auszeichnet [GDA07].

Daneben gibt es den weichgeglühten O-Zustand, der ein feinkörniges und vollständig rekristallisiertes Gefüge aufweist. Dieses gewährleistet im Allgemeinen die besten Umformeigenschaften und wird auch zur Entfestigung kaltverformter und somit verfestigter Materialien verwendet. [Ost14] Zum Weichglühen werden die Bleche auf eine legierungsabhängige Temperatur von 380 – 420 °C erwärmt und 1 – 2 Stunden (EN AW-6082) bzw. 2 – 3 Stunden (EN AW-7075) gehalten [GDA07]. Die DIN 29850 empfiehlt hingegen eine Haltezeit von mindestens einer Stunde bei 415 ± 10 °C [DIN 29850]. Zur Erzielung eines feinkörnigen Gefüges ist eine kurze Aufheizzeit vorteilhaft [Ost14]. Anschließend erfolgt eine definierte Ofenabkühlung mit 30 °C/h [DIN 29850, GDA07, Ost14] auf 230 °C mit einer Haltezeit von 2 Stunden [DIN 29850] oder auf 250 °C ohne Haltezeit für EN AW-6082 [GDA07] bzw. 230 °C einschließlich einer Haltezeit von 3 bis 5 Stunden für EN AW-7075 [GDA07]. Diese Abkühlung muss kontrolliert erfolgen, um eine Übersättigung des α -Mischkristalls und damit einen instabilen Zustand aufgrund von Sekundärhärtungseffekten zu vermeiden [Ost14]. Abschließend werden die Bleche an der Luft auf Raumtemperatur abgekühlt [DIN 29850, Ost14].

2.1.4 Wärmenachbehandlung (nach der Umformung)

Je nach Prozessführung weisen hochfeste Aluminiumlegierungen nach der Umformung unterschiedliche Werkstoffeigenschaften wie z. B. verminderte Festigkeiten auf, sodass zur Wiederherstellung der ursprünglichen T6-Eigenschaften ggf. eine nachträgliche Wärmebehandlung zur Bildung fein verteilter Ausscheidungen erforderlich ist [GDA07].

Lediglich bei der Kalt- oder Halbwarmumformung im T6-Zustand ist aufgrund des kurzen Temperatureintrags und der damit verbundenen Erhaltung der hochfesten Eigenschaften keine nachfolgende Wärmebehandlung erforderlich [Beh17a]. Demgegenüber reichen die Wärmenachbehandlungen des instabilen W-Zustandes nach einer W-Temper- oder Warmumformung von mehrstündigen ein- oder zweistufigen Warmauslagerungen [Arg15a, Beh20, GDA07, Ost14] bis hin zu alleinigen [Dav15, Obe13] oder mit Kaltauslagerungen kombinierten Paint-Bake-Zyklen [Cho20, Sch19]. Paint-Bake-Zyklen (auch Lackeinbrennen oder Kathodische Tauchlackierung genannt) sind ohnehin Bestandteil vieler Weiterverarbeitungsprozesse von umgeformten Halbzeugen [Cho19]. Die eingestellten Zyklen unterscheiden sich hinsichtlich der Temperaturen von 115 – 190 °C und hinsichtlich der Zeit von 20 Minuten bis zu mehr als 24 Stunden [Arg15a, Beh20, Dav15, GDA07, Gro16, Lee19, Ost14]. Der Paint-Bake-Zyklus kann einstufig sein [Kum15, Sch19] oder aus einer exakt getakteten fünfstufigen Temperaturführung bestehen: 15 Minuten bei 125 °C, 25 Minuten bei 185 °C, 15 Minuten bei 160 °C, 15 Minuten bei 150 °C und 30 Minuten bei 140 °C [Obe13]. Neben der Temperatur und Zeit beeinflussen auch die Abschreckmethode [Beh20] sowie die plastische Vorbelastung die resultierenden Materialeigenschaften [Dav15]. Letztere wirkt sich nur auf das Kaltauslagerungsverhalten und nicht auf die Warmauslagerung aus [Heb20]. Von einer Kaltauslagerung wird insbesondere bei der Legierung EN AW-7075 abgeraten [GDA07], da sich dieser Prozess über mehrere Jahre erstrecken kann [Ost14].

2.2 Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen

Die Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen werden nach DIN 8582 in das Umformen nach Wärmen (Warmumformung) und Umformen ohne Wärmen (Kaltumformung) unterteilt. Entscheidend ist, ob die Werkstücktemperatur vor der Umformung über die übliche Raumtemperatur hinausgeht. [DIN 8582] Die gängigsten Prozessrouten der Kalt-, Halbwarm- und Warmumformung, sowie die Kaltumformung vorkonditionierter Halbzeuge zeigt Abbildung 2 [Any17].

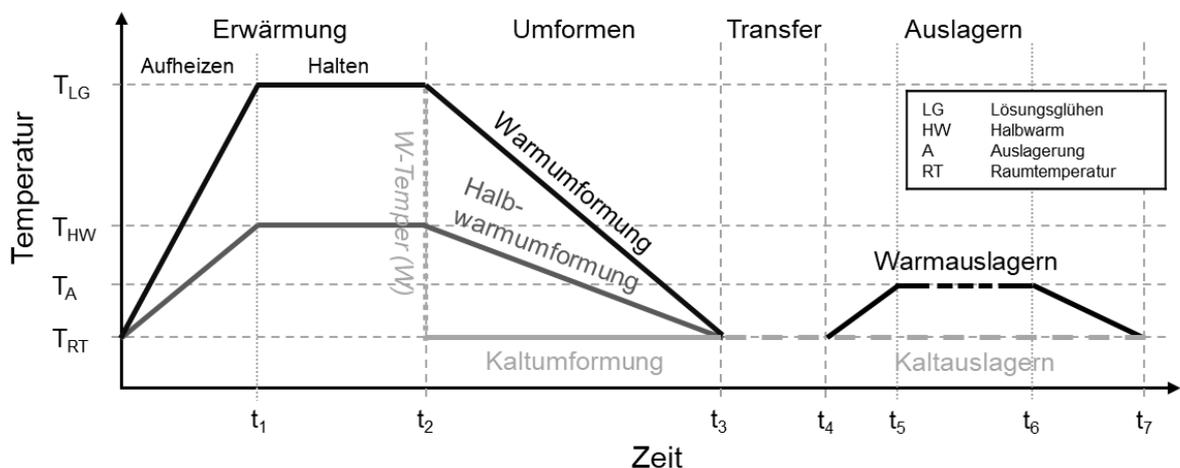
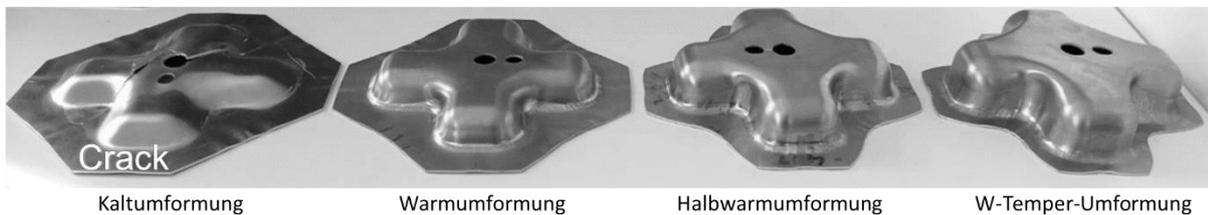


Abbildung 2: Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen (nach [Any17])

Darüber hinaus existieren Ansätze und Kombinationen mit maßgeschneideren Platinen, sogenannten „Tailored Blanks“, die im Folgenden jedoch nicht betrachtet werden. Hierzu zählen das Walzen von Dickenprofilen, das Verschweißen zweier unterschiedlicher Platinen [Har18], die Lasererwärmung zur lokalen Erweiterung der Umformbarkeit in mehrstufigen Prozessfolgen [Mer12] oder die lokale Kontakterwärmung über Heizbacken zur Einstellung lokal definierter Materialcharakteristika [Hog06]. Die abgebildeten Prozessrouten unterscheiden sich nicht nur in der Umformtemperatur und dem damit verbundenen Werkstoffverhalten, sondern auch in der vor- und nachgelagerten Prozesskette, weshalb die Charakteristika der jeweiligen Prozessrouten in den nachfolgenden Kapiteln 2.2.1 bis 2.2.4 näher beschrieben werden.

Bisherige Untersuchungen zur Umformung von hochfesten Aluminiumlegierungen belegen allesamt die geringe Kaltumformbarkeit, die durch temperierte Prozesse signifikant gesteigert werden kann, wie Abbildung 3 anhand eines Kreuznapfs aus EN AW-7075 sowie eines Türrahmens aus EN AW-6010 darstellt [APT19]. Weitere Untersuchungen zur Umformung einer B-Säule [Arg15a], eines trapezförmigen Tiefziehteils [Beh17a] oder eines rollgeformten U-Profils [Suc22] verdeutlichen jedoch auch, dass die größten Umformgrade in Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie und den einwirkenden Spannungszuständen mit unterschiedlichen temperaturunterstützten Prozessrouten erreicht werden können.

Kreuznapf aus EN AW-7075: Darstellung der max. erreichbaren Ziehtiefen



Türrahmen aus EN AW-6010 (mit identischem Umformverhalten für EN AW-7075): Machbarkeitsanalyse



Abbildung 3: Einfluss der Prozessroute auf das Umformresultat anhand zweier Bauteilgeometrien (Crack = Riss) [APT19]

2.2.1 Kaltumformung

Hochfeste Aluminiumlegierungen zeigen mit steigender Festigkeit eine abnehmende Kaltumformbarkeit [Uff10] bei gleichzeitig zunehmender Rückfederung [Cai19]. Dies schränkt die breite industrielle Anwendung produktiver Umformprozesse unter Beibehaltung der hochfesten T6-Eigenschaften [GDA04] sowie zusätzlich auftretender Verfestigungseffekte [Ost14] ein. Dabei besitzt die Kaltumformung bei Raumtemperatur unter Verwendung konventioneller Werkzeuge [Gro16] und Schmierstoffe [Sch22a], sowie geringer Zykluszeiten [Cho20] positive Eigenschaften bezüglich der Prozessführung, denen hohe

Umformkräfte [Doe17] gegenüberstehen. Die hohen Fließspannungen bei der Kaltumformung werden durch die Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ nur geringfügig beeinflusst [Doe17].

Eine Sonderform der Kaltumformung stellt die kryogene Umformung dar. Durch Abkühlung von EN AW-7075 auf Temperaturen bis zu -100 °C wird eine gleichmäßigere Dehnung bei sinkenden Temperaturen und damit eine bessere Umformbarkeit erreicht. Grund dafür sind Fragmentierungen intermetallischer Teilchen und die Bildung von Ausscheidungen und Versetzungen. [Sim20]

2.2.2 Halbwarmumformung

Zur Erweiterung der Umformbarkeit und Reduzierung der Rückfederung werden hochfeste Aluminiumlegierungen mittels temperaturunterstützter Prozessrouten umgeformt [Rig21]. Die höheren Temperaturen zeigen durch das günstige plastische Fließverhalten und die erhöhte Duktilität [Ost14] einen signifikanten Einfluss auf das Material- und somit Umformverhalten [Gu19], wie Abbildung 4 anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms sowie der Grenzformänderungskurve verdeutlicht. Hinzu kommen insbesondere bei hohen Temperaturen dehnratenabhängige Eigenschaften [Deg20], sodass die Fließspannung mit steigender Umformgeschwindigkeit zunimmt [Doe17].

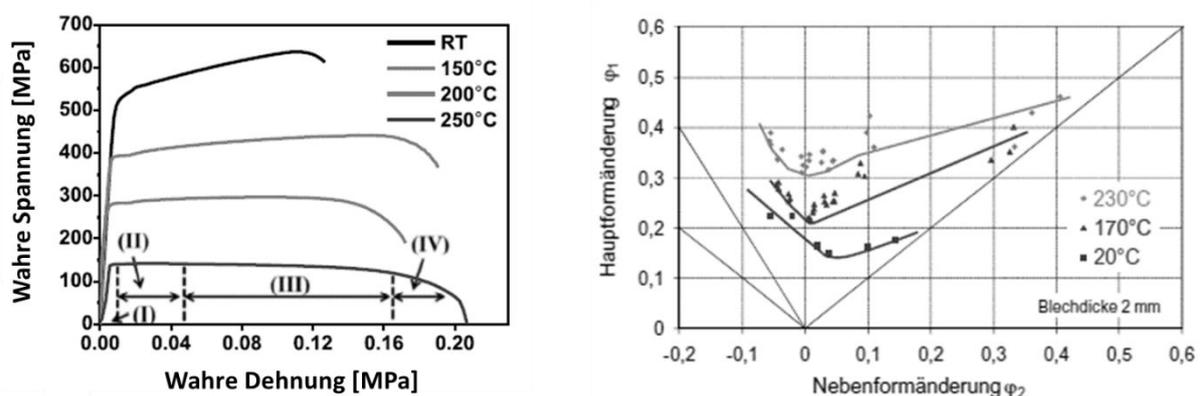


Abbildung 4: Einfluss der Temperatur auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve [Huo16] (links) und die Grenzformänderungskurve [Sot11] (rechts) von EN AW-7075

Eine Möglichkeit der temperaturunterstützten Umformung bietet die Halbwarmumformung. Dabei wird das hochfeste Ausgangsmaterial [Gro16] mit einem temperaturbeständigen Schmierstoff versehen [Beh17a] und innerhalb

weniger Sekunden konduktiv auf 200 °C [Gro16] bzw. 230 °C [Sot11] oder im Ofen auf Temperaturen von 150 – 300 °C [Beh17a] erwärmt. Um Festigkeitsverluste zu vermeiden, sollte die Erwärmung möglichst schnell [Jas21] und ohne längere Haltezeiten [Beh17a] erfolgen. Die anschließende Umformung erfolgt in einem isothermen Werkzeug [Beh17a], welches z. B. durch eine Widerstandsheizung mit Heizpatronen beheizt wird [Kum16b]. Danach werden die Bauteile an Luft abgekühlt, gereinigt und einer obligatorischen kathodischen Tauchlackierung unterzogen [Beh17a], wie die schematische Prozesskette der Halbwarmumformung in Abbildung 5 zeigt.

Der wesentliche Vorteil der Halbwarmumformung liegt in der weitgehenden Erhaltung der ursprünglichen Werkstoffeigenschaften durch den kurzen Temperatureintrag, sodass keine nachfolgende Wärmebehandlung wie bei allen anderen Prozessrouten erforderlich ist [Obe13]. Weitere Charakteristika der Halbwarmumformung sind geringe Investitionskosten und kurze Zykluszeiten [Gro16].

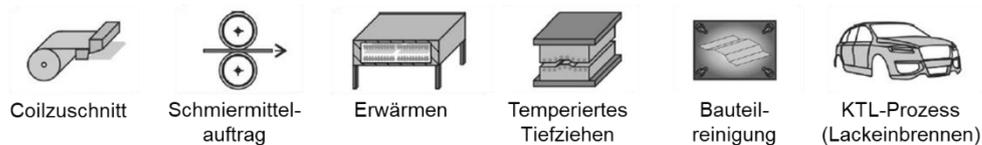
2.2.3 Warmumformung

Bei der Warmumformung wird das Blech eines beliebigen Zustandes [Sel17] – ähnlich wie beim Presshärten von Mangan-Bor-Stählen – bei einer legierungsabhängigen Temperatur lösungsgeglüht [Gro16]. Anschließend wird das Blech möglichst schnell in das gekühlte Werkzeug transferiert und ggf. zwischengekühlt [Any18], bevor es unter Werkzeugkontakt inklusive Haltezeit [Deg20] gleichzeitig umgeformt und abgeschreckt wird [Obe17], wie Abbildung 5 verdeutlicht.

Essenziell für eine gesteigerte Duktilität und hohe Bauteilfestigkeit [Deg20] sowie eine reduzierte Rückfederung [Any18] bei dem als HFQ[®] (Hot Form Quench) patentierten Verfahren ist eine schnelle und gleichmäßige Abschreckung [War13]. Diese ist neben der Flächenpressung [Deg20] von der Werkzeuggeometrie [Pen18] und dem vorliegenden Temperaturgradienten [Sal09] abhängig. Das Lösungsglühen oberhalb der Rekristallisationstemperatur [Klo17] mit den dadurch veränderten Werkstoffeigenschaften [Fan15a] ermöglicht in Kombination mit unterschiedlichen Abschreckgeschwindigkeiten die Herstellung gradierter Bauteile [Sch20, Fan15b, Gro18^E]. Neben der Ab-

schreckgeschwindigkeit ist die anschließende Wärmenachbehandlung essenziell für die erreichbaren mechanischen Eigenschaften des Materials [Deg20]. Um den hochfesten T6-Zustand zu erreichen, ist eine Warmauslagerung erforderlich [Gro16]. Diese wird im industriellen Umfeld durch ein Vorauslagern innerhalb der Prozesskette sowie einem Paint-Bake-Zyklus bzw. Lackeinbrennen beim OEM oder Tier-1 abgebildet [Any18].

Halbwarmumformung



Warmumformung



Abbildung 5: Gegenüberstellung der Prozessrouten der Halbwarm- und Warmumformung (nach [Beh17a])

Die erweiterte Umformbarkeit der Warmumformung im Vergleich zur Kaltumformung geht einher mit Herausforderungen an die Temperaturregelung [Kum16a], sowie mit dem Bedarf an temperierten Umformwerkzeugen und zusätzlicher Peripherie zum Erwärmen bzw. Abschrecken der Bleche [Cho20] oder zum schnellen Handling der temperatursensiblen Materialien, was zu höheren Kosten und Taktzeiten führt [Arg15a]. Hinzu kommen geringere Oberflächengüten [Cho20] und ein erhöhter adhäsiver Werkzeugverschleiß bei unzureichender Schmierung [Liu17a]. Aktuelle Forschungen zu Schmierstoffen und Beschichtungen basierend auf Bornitrid- oder Molybdänsulfid-Suspensionen [Gro16], elektrostatisch aufgetragenen Pulverschmierstoffen [Rig19] oder unterschiedlichen Schmierstoffen und Auftragungsvarianten [Sch22a] konstatieren tribologischen Optimierungsbedarf bei hohen Dauertemperaturen.

Eine Sonderform der Warmumformung stellt das sogenannte Hot Die Forming (HDF) dar, bei dem neben dem Blech auch die Umformwerkzeuge erwärmt werden. Das mit einem speziellen Schmierstoff temperierte Blech wird mittels

Gasdrucks aktiv zugeführt und je nach Anforderung durch den Stempel, das Gas allein oder eine Kombination daraus umgeformt. [Hod18]

2.2.4 Kaltumformung vorkonditionierter Halbzeuge

Alternativ zur Halbwarm- und Warmumformung besteht die Möglichkeit der Kaltumformung vorkonditionierter Halbzeuge im instabilen W-Temper- [Cho21] oder weichgeglühten O-Zustand [Tor10]. Die vorgeschalteten Wärmebehandlungen, im Folgenden als Vorkonditionierungen bezeichnet, reduzieren die Werkstofffestigkeit bei gleichzeitiger Erhöhung der Duktilität, wodurch eine erweiterte Umformbarkeit und eine reduzierte Rückfederung bei Raumtemperatur gewährleistet wird [Arg15a]. Da die jeweiligen Wärmebehandlungszyklen samt Parametern bereits in Kapitel 2.1.3 ausführlich erläutert wurden, liegt der Fokus nachfolgend auf den umformtechnischen Prozessketten.

Wie in Kapitel 2.2.1 beschrieben, zählen zu den wesentlichen Vorteilen der Kaltumformung die Verwendung von Werkzeugen ohne aktive Temperierung [Gro16] und konventionelle Schmierstoffe [Sch22a]. Zugleich werden gute Bauteiloberflächen bei geringen Zykluszeiten und somit eine hohe Wirtschaftlichkeit erreicht [Cho20]. Demgegenüber stehen hohe Umformkräfte [Doe17], die Notwendigkeit einer nachträglichen Wärmebehandlung zur Erzielung der hochfesten T6-Eigenschaften [Gro16] und die geringere Maßhaltigkeit im Vergleich zur Warmumformung [Men16a]. Zu beachten ist weiterhin die ausgeprägte Kaltverfestigung (vgl. Kapitel 2.1.2).

Für die Kaltumformung im W-Zustand ist eine vorgeschaltete Wärmebehandlung des in beliebigem Zustand vorliegenden Ausgangsmaterials beim Verarbeiter (Umformer) erforderlich [Deg20]. Dazu wird das Blech lösungsgeglüht und anschließend schnell abgeschreckt (vgl. Kapitel 2.1.3). Das Abschrecken kann in Wasser (ggf. mit Abschreckmittel) oder konduktiv im Werkzeug zwischen zwei Stahlplatten erfolgen. Letztere Möglichkeit weist aufgrund der langsameren Abschreckgeschwindigkeit zwar um ca. 8 % geringere Festigkeit als die Wasserabschreckung auf, ist jedoch weniger verzugsanfällig und besitzt somit vorteilhafte Eigenschaften für die Prozessautomation. [Gro22] Anschließend wird das Blech geschmiert und umgeformt, wie in der Prozesskette in Abbildung 6 dargestellt.

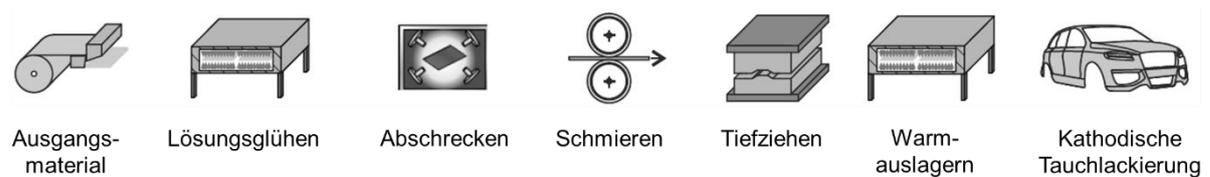


Abbildung 6: Prozessroute der Kaltumformung vorkonditionierter Halbzeuge am Beispiel der W-Temper-Umformung (nach [Beh20])

Bedingt durch einsetzende Diffusionsvorgänge und der damit verbundenen Verschlechterung der Umformbarkeit bei längeren Kaltauslagerungszeiten [Obe17] wird ein Zeitfenster von 10 Minuten [Arg15b] bzw. 30 Minuten [Obe13] empfohlen. Zur Erzielung der stabilen und hochfesten T6-Eigenschaften schließt sich eine Wärmebehandlung an [Beh18]. Diese kann in Form einer 24-stündigen Warmauslagerung bei 120 °C [Min22], eines 20 - 90-minütigen Paint-Bake-Zyklus bei 120 – 185 °C [Gro16, Min22] oder einer Kombination aus beidem erfolgen [Min22].

Eine deutliche Änderung der mechanischen Werkstoffeigenschaften ist auch im stabilen O-Zustand (weichgeglüht) möglich [Tor10]. Für die Senkung der Festigkeiten bei gleichzeitiger Erweiterung der Dehngrenzen bedarf es allerdings eines mehrstündigen Wärmebehandlungszykluses (vgl. Kapitel 2.1.3) [GDA07]. Dementsprechend sieht die einfache Prozesskette lediglich die Kaltumformung des weichgeglühten Materials, welches vorgeschaltet weichgeglüht oder direkt weichgeglüht bezogen werden kann, mit einer nachträglichen Wärmebehandlung vor. Zur Gewährleistung hoher Maßgenauigkeiten im Endbauteil wird optional ein Kaltkalibrieren zwischen dem Lösungsglühen und der Warmauslagerung durchgeführt. [Sim20] Durch zusätzliche Erhöhung der Umformtemperaturen wird die Duktilität der Legierungen EN AW-6082 [Agi09] und EN AW-7075 [Lee04] weiter gesteigert (vgl. Abbildung 38).

2.3 Mehrstufige Umformprozesse

Übersteigt die zu erzeugende Bauteilkomplexität die fertigungstechnologischen Grenzen einer einzelnen Umformoperation, sind mehrstufige Prozessfolgen nötig [Tak20]. Diese werden als Stadienfolge [Doe17] oder auch Operationsfolge [Bir13] bezeichnet und bieten die Möglichkeit eines mehrstufigen

Tiefziehens, dem sogenannten Tiefziehen im Weiterzug zur Erreichung eines größeren Gesamtziehverhältnisses [Pou12] oder einer Kombination mit weiteren Fertigungsverfahren [Che07]. So werden bspw. bei der Herstellung von Karosserieteilen je nach Komplexitätsgrad 4-6 Werkzeugstufen genutzt, welche neben klassischen Tiefziehoperationen auch Biege-, Bördel-, Stanz- und Prägeoperationen enthalten [Die18]. Wird dies in einem mehrstufigen Werkzeug auf einer gemeinsamen Grundplatte realisiert, ermöglicht dies eine wirtschaftliche [Loe18] und ressourcenschonende Herstellung anspruchsvoller Bauteile in großen Losgrößen [Bir13]. Den Vorteilen des schnellen Rüstens stehen jedoch der fixe Stößelhub und die Notwendigkeit des Durchlaufs in einer Ebene gegenüber [Hir03]. Typische Anforderungen an mehrstufige Werkzeuge sind Formgenauigkeit, Komplexität, mechanische Eigenschaften und Kosten [Loe18]. Aufgrund der Vielzahl von Einflussfaktoren und unterschiedlichen Spannungszuständen und damit Umformanforderungen birgt die Mehrstufigkeit einige Herausforderungen, wie z. B. die Fehlerfortpflanzung, auftretende Verfestigungseffekte [Lai09] oder im Falle temperierter Prozesse eine Kumulierung der eingebrachten Wärme über der Zeit [Eng13]. Deshalb setzen die Auslegung und Konstruktion von Stufenprozessen viel Wissen und Erfahrung voraus. Während der Serieneinführungsphase ist je nach Komplexität noch eine Erprobungsphase für die endgültige Geometrieabstimmung erforderlich. [Esc96]

2.3.1 Werkzeugtechnologien

Zur Realisierung mehrstufiger Umformoperationen existieren verschiedene Werkzeugtechnologien, welche sich im Wesentlichen durch die Art und Weise des Werkstückhandlings und deren Aufbau unterscheiden. Die Unterschiede zwischen einem Folgeverbund- und Transferwerkzeug stellt Abbildung 7 dar.

Bei der Folgeverbundfertigung wird der Blechstreifen vor der Presse vom Coil abgewickelt und mittels des Walzenvorschubs in Längsrichtung durch die Presse gezogen oder geschoben. Der Teiletransport erfolgt dabei gänzlich über den Blechstreifen, welcher zwischen zwei Pressenhüben je einen Schritt transferiert und dann mittels Positionierelementen (Suchstiften) exakt positioniert und fixiert wird. Erst nach Vollendung aller Beschneid- und Umformoperationen wird das Werkstück in der letzten Stufe von der Streifenanbindung ab-

getrennt. Dadurch kann eine hohe Ausbringung und somit ein wirtschaftlicher Prozess bei großen Stückzahlen realisiert werden. Für Einschränkungen bei den prozesstechnischen Freiheitsgraden sorgt jedoch die starre Einbindung in den Streifen. [Bir13]

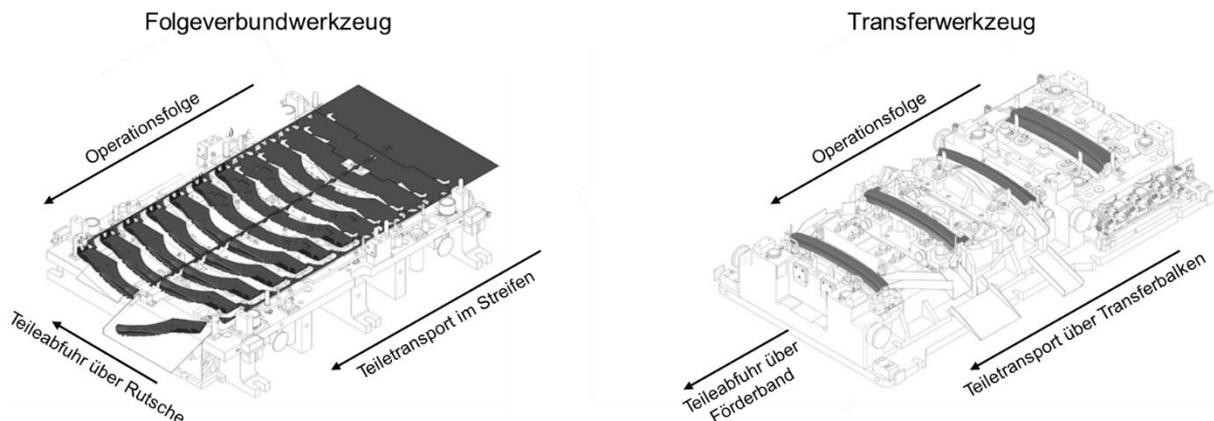


Abbildung 7: Folgeverbund- und Transferwerkzeug zur Herstellung eines Strukturteils (nach (GIW/HHN/Porsche) in [Bir13])

Im Gegensatz dazu werden bei der Transferfertigung durch die Zuführung von Platinezuschnitten bzw. durch den Zuschnitt mittels vorgeschalteter Coilanlage und Schneidstufe die Beschränkungen der Freiheitsgrade aufgehoben, sodass ein ungestörter Materialfluss vorliegt, der die Herstellung komplexerer Bauteile mit höheren Umformgraden ermöglicht [Bir13]. Der Transfer zwischen den einzelnen Umform- und Schneidstufen, welche als separate Einzelwerkzeuge oder mit einem gemeinsamen Unterbau versehen werden können [Bir13], erfolgt bei kleineren Bauteilen durch einen, mit der Presse synchronisierten, Greiferschienentransfer [Die18]. Dieser basiert auf einem Langschiensystem mit Kurzgreifern. Im Falle großflächiger Bauteile wird eine Stufenfertigung in einer Pressenlinie inklusive einer Roboterautomatisierung mit Querbalken und Saugspinne für den Werkstücktransfer genutzt. [Bir13]

Zudem besteht die Möglichkeit eines Mehrfachwerkzeuges (vgl. Folgeverbundwerkzeug in Abbildung 7). Dies ermöglicht große Stückzahlen [Klo17] unter der Voraussetzung, dass es die Pressenspezifikationen zulassen [Bir13].

Welche Technologie letztendlich genutzt wird, hängt von der Bauteilgröße und -komplexität ab [Bir13]. Weitere Faktoren können das Teilespektrum und die benötigten Verfahrensschritte [Die18] oder der Verschnitt darstellen [Bir13].

2.4 Werkzeuggestaltung für temperierte Prozesse

Die Anforderungen an die Werkzeuge bei temperierten Umformungen hochfester Aluminiumlegierungen unterscheiden sich je nach Prozessroute, wie Kapitel 2.2 verdeutlicht. Dies reicht von gekühlten Werkzeugen bei der Warmumformung, über isotherme Werkzeuge bei der Halbwarmumformung bis hin zu hohen Werkzeugtemperaturen im Falle des Hot Die Forming. Weiterhin bestehen die Möglichkeiten einer Erwärmung im Prozess [Fra21], also einem gezielten Wärmeübergang zwischen Werkzeug und Werkstück, oder die partielle Erwärmung zur bauteilspezifischen Erweiterung der Umformbarkeit [Sel21]. Zur Erzeugung gradiertter Bauteileigenschaften wird sogar eine Kombination aus gekühlten und erwärmten Werkzeugbereichen eingesetzt [Sch20].

Eine Werkzeugtemperierung ermöglicht somit die Erweiterung der Prozessgrenzen oder die Einstellung mechanischer Eigenschaften, führt jedoch zu einer deutlichen Komplexitäts- und Kostensteigerung in Bezug auf die Entwicklung und den Bau der Werkzeuge. Weitere Herausforderungen im Betrieb sind die Korrosion bei gekühlten Werkzeugen [Mat17], potenzielle Festigkeitsminderungen durch erhöhte Temperaturen oder eingebrachte Nuten und Bohrungen in belasteten Werkzeugkomponenten [Mey05] sowie die Wärmeleitung, -übertragung und -ausdehnung bei erwärmten Werkzeugen [Gro02]. Die Überlagerung thermischer Effekte führt zu Inhomogenitäten im Werkzeug [Pen18] sowie Auswirkungen auf das Gesamtwerkzeug und die Umformmaschine, weshalb eine genaue Auslegung und Regelung temperierter Werkzeugkomponenten notwendig ist [Mey05]. Dazu werden die beheizten Bereiche durch Isolationsschichten und ggf. eine Kühlung (bspw. durch eine Fluidkühlung) thermisch von der Presse entkoppelt [Doe17].

Den prinzipiellen Aufbau eines beheizbaren Tiefziehwerkzeuges inklusive Isolation (Dämmung) und Kühlung zeigt Abbildung 8.

Im Falle mehrstufiger Prozesse wird das Temperaturfeld zusätzlich durch den Bauteiltransport zwischen den einzelnen Stufen beeinflusst. Die Wärmezufuhr und -abfuhr kann dabei lose verkettet, fest verkettet oder werkzeugintegriert ausgeführt sein. [Loe18]

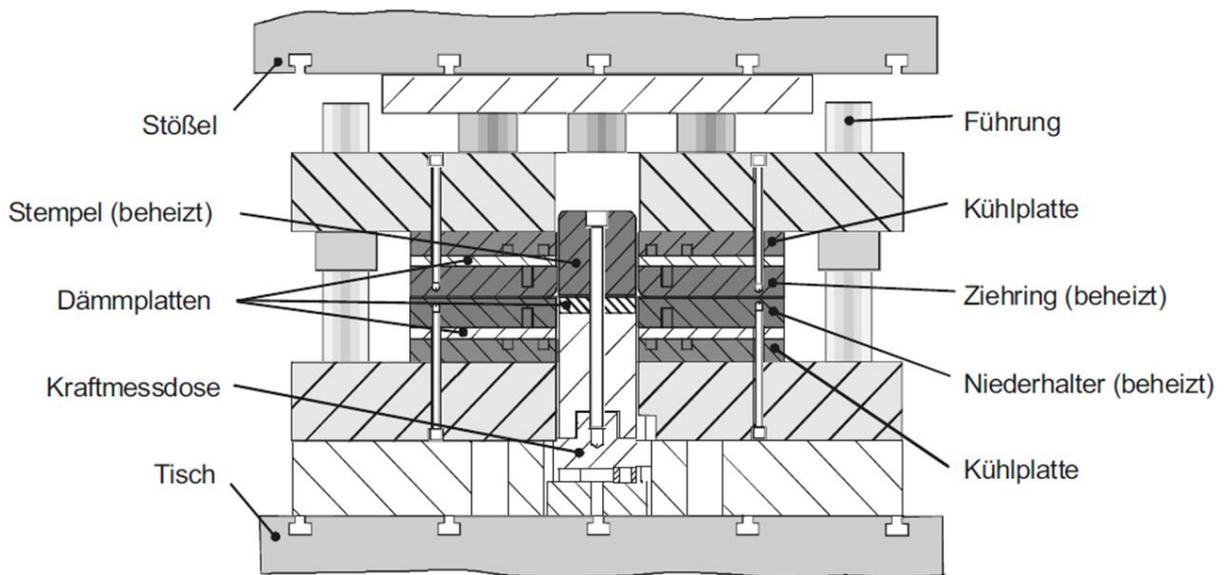


Abbildung 8: Prinzipieller Aufbau eines beheizbaren Tiefziehwerkzeugs [Doe01]

2.4.1 Aktive Werkzeugerwärmung

Für die Erwärmung von Werkstücken innerhalb mehrstufiger Umformprozesse existiert eine Vielzahl an Möglichkeiten. Dies reicht von der Induktionserwärmung, bei der das Bauteil mittels eines elektromagnetischen Wechselfeldes durch einen Induktor erwärmt wird, über die Infrarot- oder Lasererwärmung bis hin zur Ofenerwärmung, welche auf Strahlung und Konvektion basiert [Loe18].

Bei der Erwärmung von Werkzeugen erweist sich die elektrische Widerstandserwärmung durch Heizpatronen oder Rohrheizkörper aufgrund geringer Kosten bei gleichzeitig hohem Wirkungsgrad als vorteilhaft [Mey05]. Dabei werden die Heizelemente in eingefräste Nuten oder Bohrungen eingebracht und möglichst gleichmäßig im Werkzeugvolumen positioniert, sodass eine homogene Temperaturverteilung erreicht wird [Doe17]. Der zugrunde liegende Effekt der Widerstandserwärmung ist ein von außen anliegendes Potential, welches Ohm'sche Verluste und somit Wärme erzeugt [Loe18]. Dies ermöglicht beheizte Werkzeuge, welche unter beidseitigem Druck zur sekundschnellen Kontakterwärmung der Bauteile genutzt werden können [Sch22a]. Ein vergleichbares Konzept unter Nutzung von Nuten oder Bohrungen bildet die Werkzeugerwärmung mittels eines Wärmeträgerfluids [Mey05].

Bedeutende Kriterien bei der Auswahl und Auslegung der Heizelemente und Werkzeugkonstruktion sind die Wärmeleistung, die Homogenität der Temperaturverteilung, der Raumbedarf und die Tauglichkeit zur Integration in den Umformprozess [Loe18]. Wichtig ist auch die Zugänglichkeit der Temperaturmessung (Ermittlung der Regelgröße) für eine genaue Regelung der Werkzeugtemperierung.

2.4.2 Aktive Werkzeugkühlung

Kühlungen zur Temperaturregulierung werden bereits in diversen Bereichen der Produktionstechnik angewendet. Dies reicht von den spanenden Fertigungsverfahren und dem dortigen Einsatz von Kühlschmierstoffen zur Abfuhr der freiwerdenden Wärme [Dig23], über die gekühlten Werkzeuge beim Kunststoff-Spritzguss zur Reduktion der Zykluszeit [Kun23] und des Verzugs bis hin zu umformenden Verfahren, wie der Aluminium-Warmumformung oder dem Presshärten von Stahl, bei dem eine Kühlung zur Einstellung der Materialcharakteristika erforderlich ist [Men16b]. Entsprechend der Varianten kann die Kühlung mittels einer Wärmeleitung durch Festkörperkontakt, eine freie oder erzwungene Konvektion oder eine Tauchkühlung erfolgen [Loe18]. Als Kühlmedien kommen dabei Luft, Wasser, Stickstoff oder spezielle Kältemittel zum Einsatz.

In gekühlten Werkzeugen wird zumeist eine Fluidkühlung genutzt. Dazu werden Nuten und/oder Bohrungen in die Werkzeugkomponenten eingebracht, welche dann von einem Kühlmedium durchströmt werden. Je nach Ausführung wird dabei in direkte und indirekte Anordnung differenziert [Eng13]. Da die Anordnung der Kühlkanäle fertigungsbedingten Limitierungen in den Werkzeugkomponenten unterliegen [Mey05], werden immer häufiger additiv gefertigte Bauteile eingesetzt. Diese ermöglichen eine konturnahe Kühlwirkung und erweiterte Gestaltungsmöglichkeiten [Shi17]. Neben der Anordnung der Kühlkanäle wird die Kühlleistung auch durch den Kühlkanaldurchmesser, das eingesetzte Kühlmedium sowie dessen Durchflussgeschwindigkeit und Eingangstemperatur beeinflusst [Eng13]. Letztere können mittels im Spritzguss üblichen Temperiergeräten entsprechend eingestellt werden [Reg23].

2.5 Relevante Fertigungsverfahren innerhalb der Stadienfolge

Zur Herstellung komplexer Bauteile werden im Rahmen dieser Arbeit verschiedene Fertigungsverfahren in einem Mehrstufenwerkzeug kombiniert. Die vier genutzten Verfahren sind das Tiefziehen, das Scherschneiden, das Krageziehen sowie das Stauchen. Sie werden nach der Einteilung der Fertigungsverfahren von DIN 8580 den Hauptgruppen Umformen und Trennen zugeordnet, wie Abbildung 9 beschreibt [DIN 8580].

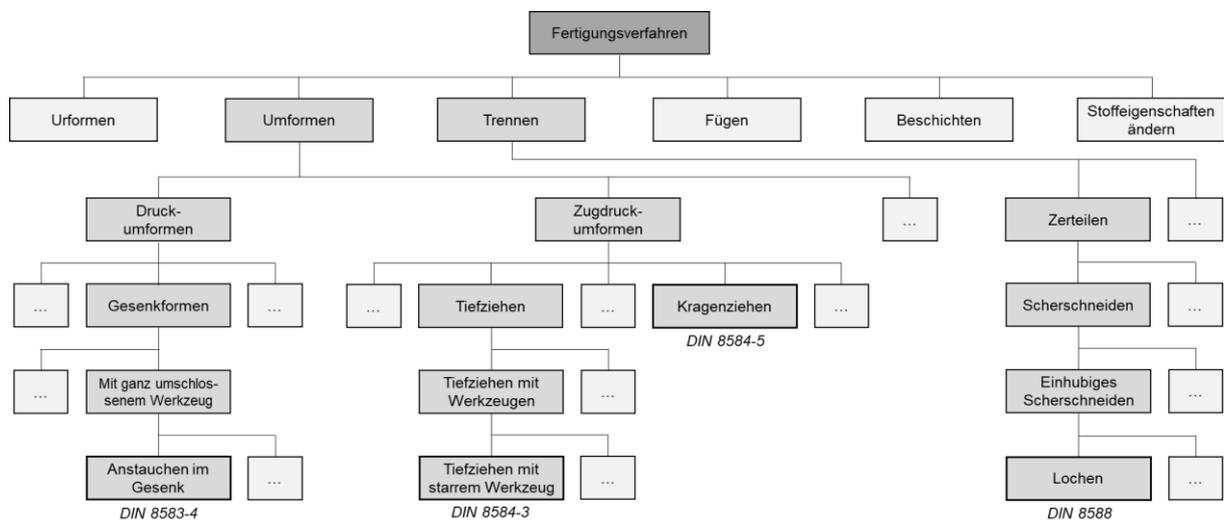


Abbildung 9: Einteilung der relevanten Fertigungsverfahren (nach [DIN 8580])

Die 2. Hauptgruppe des Umformens ist als bildsame (plastische) Änderung der Form eines festen Körpers unter Beibehaltung von Masse und Zusammenhalt definiert [DIN 8580]. Die drei zugehörigen Fertigungsverfahren werden weiterhin nach den wirkenden Spannungszuständen unterteilt und nachfolgend näher vorgestellt, genauso wie das Scherschneiden, oder auch Lochen, welches der 3. Hauptgruppe angehört. Diese ist als „Fertigen durch Aufheben des Zusammenhalts von Körpern, wobei der Zusammenhalt teilweise oder im Ganzen vermindert wird“ definiert [DIN 8580].

2.5.1 Tiefziehen

Das Tiefziehen gilt als bedeutendstes Fertigungsverfahren zur Herstellung von Blechwerkstücken mit dreidimensionaler Geometrie und findet bspw. in der Fertigung von Autokarosserien Anwendung [Klo17]. Laut DIN 8584-3 ist es ein „Zugdruckumformen eines Blechzuschnittes zu einem Hohlkörper oder Zugdruckumformen eines Hohlkörpers zu einem Hohlkörper mit kleinerem Umfang ohne beabsichtigte Veränderung der Blechdicke“ [DIN 8584-3], dessen Prozessablauf und Werkzeugkomponenten in Abbildung 10 dargestellt werden. Bei dem abgebildeten Tiefziehen mit starrem Werkzeug wird die Ronde zunächst auf die Ziehmatrize aufgelegt und mit einer Blechhalterkraft beaufschlagt [Sie15]. Anschließend wird der Werkstoff mit typischen Ziehgeschwindigkeiten in einer Größenordnung von 100 mm/s [Bir13] durch den Ziehstempel in den Ziehspalt hineingezogen und zu einem Napf umgeformt [Die18]. Dieser setzt sich aus den drei charakteristischen Bereichen Boden, Zarge und Flansch zusammen [Doe17]. Ob ein ausgeprägter Flansch verbleibt, hängt mit einer möglichen Hubbegrenzung zusammen [Die18].

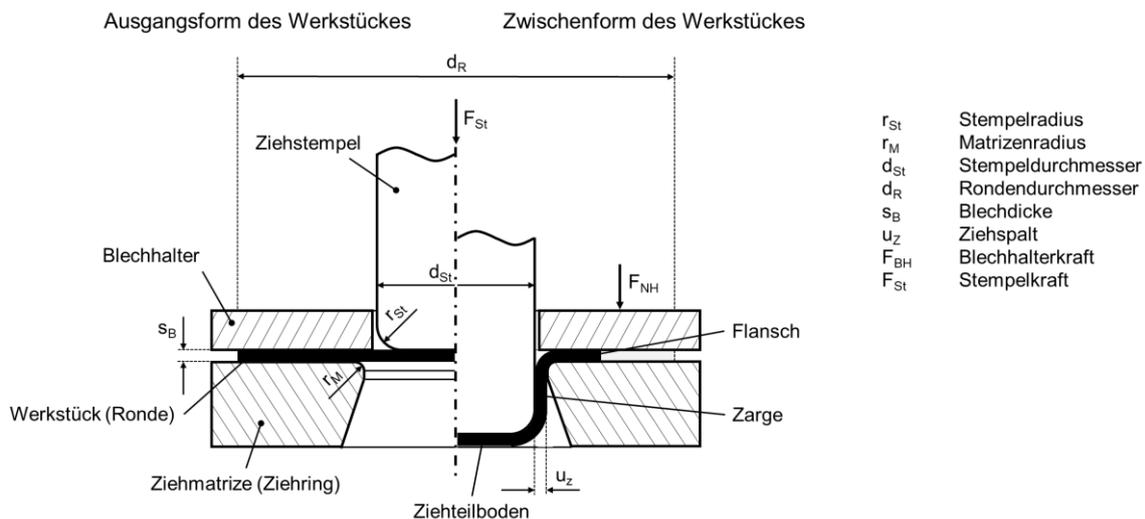


Abbildung 10: Tiefziehen eines zylindrischen Hohlkörpers im Erstzug mit Blechhalter (nach [DIN 8584-3] und [Doe17])

Obwohl die Definition keine beabsichtigte Blechdickenänderung vorsieht, kommt es in der Realität zu geringfügigen Formänderungen in Form von Ausdünnung oder Aufdickung des Materials [Bir13]. Ursächlich dafür sind die im Umformprozess wirkenden Spannungen, die von tangentialen Stauchungen σ_t

im Flansch, über radiale Zugspannungen σ_r im Ziehspalt, Druckspannungen σ_n durch die Blechhalterkraft bis zu Biegespannungen σ_b beim Ziehen über die Ziehkante reichen [Die18]. Das erreichbare Ziehverhältnis β_Z ist definiert als [Die18]:

$$\beta_Z = \frac{d_R}{d_{St}} = \frac{\text{Rondendurchmesser}}{\text{Stempeldurchmesser}}$$

Da das Ziehverhältnis im Erstzug durch die vorliegenden Geometrien von Blech und Werkzeug und die daraus hervorgehende maximale Ziehkraft begrenzt ist, ist zur Erreichung größerer Ziehverhältnisse ein Tiefziehen im Weiterzug erforderlich [Klo17]. Das erreichbare Gesamtziehverhältnis setzt sich aus dem Produkt der einzelnen Ziehverhältnisse von Erst- und Weiterzügen zusammen [Fri15].

Typische Fehler beim Tiefziehen sind Falten 1. und 2. Art, die Rückfederung des Bauteils oder Reißen im Bereich des Stempelkantenauslaufs zur Zarge [Doe17], da dort die höchsten Spannungen auftreten und zu Einschnürungen führen [Bir13]. Auch beim Tiefziehen global erwärmter Bleche können an dieser Stelle Risse auftreten, da die mit steigender Temperatur sinkende Fließspannung nicht nur die erforderliche Umformkraft, sondern auch die übertragbare Kraft in der Zarge reduziert. Alternativ besteht die Möglichkeit einer partiellen Erwärmung des Flanschs, sodass das Material im Bereich der höchsten Umformgrade geringe Fließspannungen aufweist, die dann in der Zarge durch gekühlte Werkzeugkomponenten wieder ansteigen. [Gro02]

Im Gegensatz zum Tiefziehen von Stahlblechen, bei dem die Werkzeuge stark belastet werden und einem erhöhten abrasiven Verschleiß unterliegen, treten bei der Aluminiumumformung vermehrt Aufschweißungen auf dem Werkzeug auf [Doe17]. Darüber hinaus führt der niedrigere E-Modul von Aluminium zu erhöhter Rückfederung und früherem Ausknicken, sodass höhere Blechhalterdrücke erforderlich sind [Bir13]. Neben der generell reduzierten Umformbarkeit kommt die Anisotropie der Werkstoffe hinzu, die dazu führt, dass der Flansch bei Aluminium eine kreisförmige und bei Stahl eine quadratische Kontur annimmt [Soe05].

2.5.2 Scherschneiden

Das Scherschneiden ist nach DIN 8588 als „Mechanisches Trennen von Werkstücken ohne Entstehen von formlosem Stoff, also auch ohne Späne“ definiert. Das Zerteilen der Werkstücke erfolgt zwischen zwei, sich aneinander vorbeibewegenden, Schneiden. In dieser Arbeit ist es ein einhubiges Scherschneiden, was aufgrund der „geschlossenen Schnittlinie zur Herstellung einer Innenform am Werkstück“ als Lochen bezeichnet wird. [DIN 8588]

Den Prozessablauf des Lochens samt der relevanten Werkzeugkomponenten und Kenngrößen zeigt Abbildung 11.

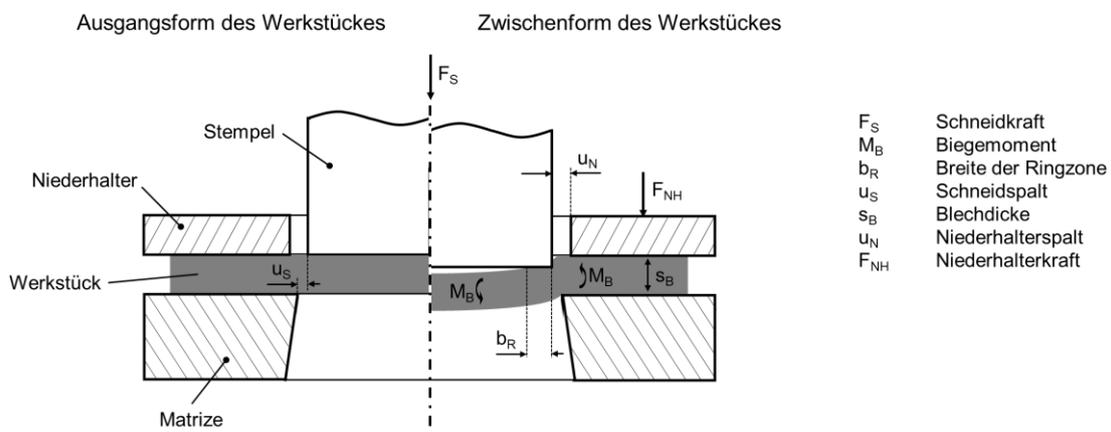


Abbildung 11: Scherschneiden im geschlossenen Schnitt (nach [Sch90])

Nach dem Einlegen des Werkstücks verfährt der Niederhalter auf das Werkstück und bringt die entsprechende Niederhalterkraft auf [Bir13]. Mit dem Aufsetzen des Stempels pressen sich die Schneidkanten von Stempel und Matrize in das Werkstück [Die18] und führen zu einer elastischen Verformung [Doe17]. Durch das Fließen des Werkstoffs entsteht der Kanteneinzug [Klo17] sowie ein Biegemoment, wodurch die Ringzone stark belastet wird [Sie15]. Während des plastischen Scherfließvorgangs wird zunächst die Glattschnittzone ausgebildet [Bir13], ehe es beim Überschreiten der werkstoffabhängigen Scherbruchgrenze zur matrizenseitigen Rissbildung kommt [Sie15]. Diese verstärkt sich bis zur vollständigen Materialtrennung und dem letztlichen Abriss des Butzens [Doe17]. In der Nähe der Schnittfläche wird der Werkstoff je nach Temperatur kaltverfestigt [Ost14] bzw. durch den Temperatureintrag im Gefüge beeinflusst.

Das Scherschneiden weist keine typischen Versagensfälle auf und kann lediglich über die Ausprägung der Schnittfläche beurteilt werden [Bir13]. Diese sollte idealerweise einen hohen Glattschnittanteil bei geringem Kanteneinzug und kleinem Schnittgrat aufweisen [Hoo99]. Die tatsächliche Schnittfläche weicht jedoch von dem angestrebten Querschnitt ab [Doe17], wie die Schnittflächenkenngrößen beim Scherschneiden in Abbildung 12 veranschaulichen.

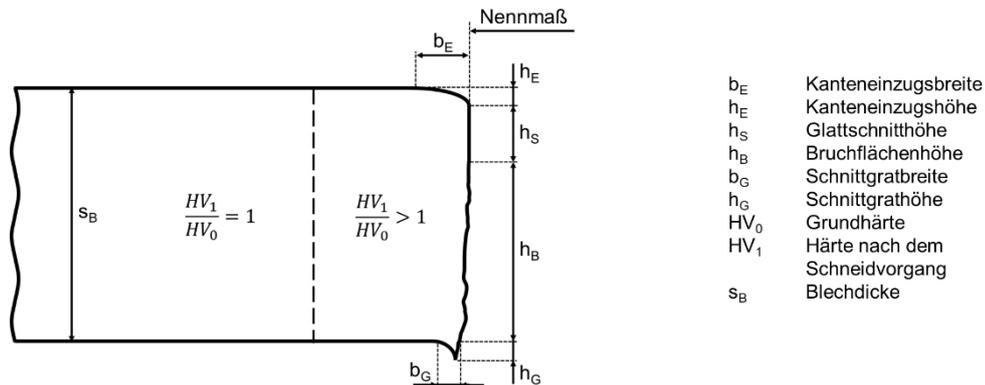


Abbildung 12: Schnittflächenkenngrößen und Bereich der Aufhärtung beim Scherschneiden (nach [VDI 2906-2])

Die Schnittfläche setzt sich aus vier charakteristischen Anteilen zusammen: der Kanteneinzugsgröße h_E , der Glattschnitthöhe h_S , der Bruchflächenhöhe h_B und der Schnittgrathöhe h_G [VDI 2906-2]. Deren Ausprägung ist von diversen Parametern wie dem Schneidspalt u_S , dem Verschleißzustand der Schneidlemente, der Blechdicke s_B und dem Werkstoff abhängig [Doe17]. Der vorherrschende Verschleißmechanismus beim Scherschneiden von Aluminium ist die Adhäsion, die neben einer Verschlechterung der Schnittflächen [Sie15] auch zu einer Ablösung sehr kleiner, formloser, stark verfestigter Aluminiumpartikel während des Schneidvorgangs, der sogenannten Flitterbildung, führt. Diese Partikel führen zu Oberflächenfehlern und können durch einen Freiwinkel von $1-2^\circ$ an einem der beiden Schneidmesser vermieden werden. [Bir13] Einen wesentlichen Einfluss auf die Schnittfläche haben auch die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs. Bei der Kaltumformung zeigen spröde Werkstoffe einen früheren Bruch und einen größeren Bruchflächenanteil als duktile Werkstoffe [Kol15]. Gleiches gilt auch für thermische Einflüsse, bei denen mit steigender Temperatur die Bruchfläche abnimmt und gleichzeitig der Glattschnittanteil zunimmt, wie Versuche an der Magnesiumlegierung AZ31B [Faz19],

dem Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 [So15] oder der Variation der Stempelgeometrie [Neu19] zeigen.

Glattere, abrissfreie Schnittflächen mit höherer Genauigkeit sind durch Feinschneiden realisierbar [Die18]. Dieses zeichnet sich durch eine zusätzliche Ringzacke im Niederhalter zur Erzeugung von Druckspannungen im Werkstück [Doe17], einen Gegenstempel und einen kleineren Schneidspalt aus [Die18]. Damit einher gehen höhere Schneidkräfte sowie eine größere Kaltverfestigung im Bereich der Schnittfläche [Klo17], welche in Abbildung 12 schematisch dargestellt ist. Die Verfestigung führt beispielsweise bei der Legierung EN AW-5182 in den Zuständen -O und -H18 zu punktuellen Festigkeitssteigerungen von über 100 % und Verfestigungstiefen größer 0,6 mm bei einer Blechdicke von 3 mm [Neu98].

Das Scherschneiden von Aluminium und seinen Legierungen erfordert im Vergleich zu Stahlblechen größere Schneidspalte [Boe14] und im Fall von Aluminium-Kupfer-Mangan- und Aluminium-Zink-Magnesium-Legierungen schmierende Zusätze [Hel12].

2.5.3 Kragenziehen

Das Kragenziehen wird in DIN 8584-5 als „Zugdruckumformen mit Stempel und Ziehring zum Aufstellen von geschlossenen Rändern an ausgeschnittenen Öffnungen“ definiert [DIN 8584-5]. Den Prozessablauf mit den typischen Kenngrößen verdeutlicht Abbildung 13.

Mit dem Kragenziehen können in sich geschlossene Kragen für Lager, Fixierungen oder Distanzierungen an ausgeschnittenen Innenkonturen an ebenen oder gewölbten Flächen erzeugt werden [Klo17]. Das Verfahrensprinzip gleicht dabei dem Tiefziehen. Der wesentliche Unterschied liegt in dem vorher eingebrachten Loch im Werkstück, welches durch das Eintauchen des abgerundeten Stempels ($d_{st} > d_v$) aufgeweitet wird [Fri15]. Die Vergrößerung des Durchmessers, auch als Aufweiten bezeichnet, verursacht Dehnungen, die eine mit zunehmender Kragenhöhe abnehmende Wanddicke im Kragen bewirken [Klo17]. In Abhängigkeit vom Ziehspalt u_z besteht darüber hinaus die Möglichkeit, den Kragen für definierte Bauteilgeometrien auf einen festen Wert abzustrecken [Hof12].

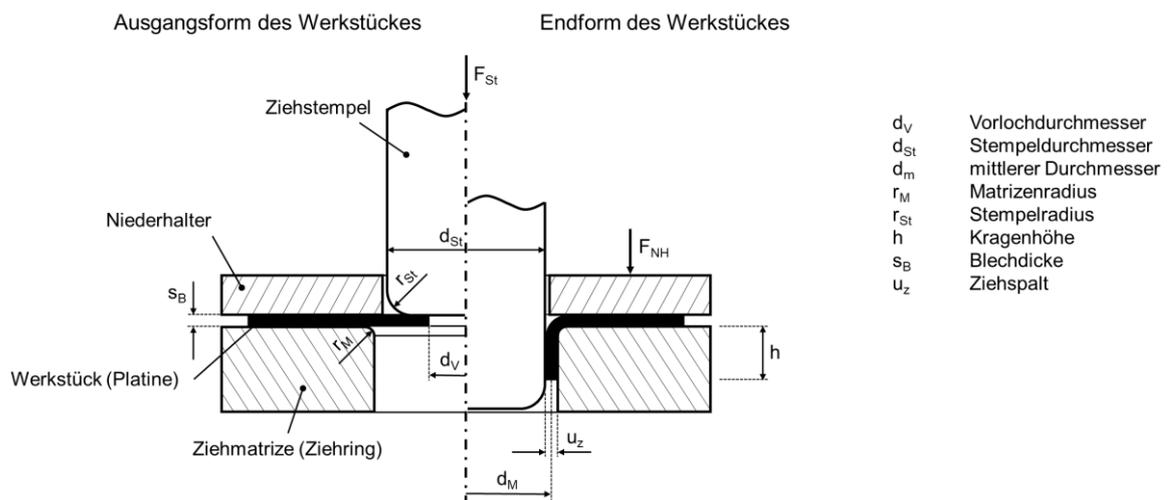


Abbildung 13: Kragenziehen mit Niederhalter an einem ebenen Blech (nach [DIN 8584-5] und [Doe17])

Während des Kragenziehens wirken in radialer und axialer Richtung des Kragens Druckspannungen, wohingegen in tangentialer Richtung Zugspannungen vorliegen [Fri15]. Hinzu kommen Biegespannungen am Matrizen- und Stempelradius [Klo17]. Das maßgebliche Fehlerkriterium beim Kragenziehen ist die Rissbildung im Kragen [Klo17], welche beim Überschreiten des Grenzaufweitverhältnisses β_A auftritt. Dies berechnet sich, analog zum Tiefziehen, aus dem Quotienten zweier Durchmesser, wie die nachfolgende Formel verdeutlicht [Kie54]:

$$\beta_A = \frac{d_{St}}{d_V} = \frac{\text{Stempeldurchmesser}}{\text{Vorlochdurchmesser}}$$

Abhängig ist das erreichbare Aufweitverhältnis neben dem Werkstückwerkstoff von der Blechdicke, dem Vorlochdurchmesser, dem Werkzeug, dem Stempeldurchmesser und der Art der Herstellung bzw. der Güte der Schnittfläche der Vorlochung [Klo17]. Da eine größere Rauheit und Gratbildung an der Lochwandung das Einreißen des Kragenrandes begünstigt [Kie68], lassen sich mit gebohrten Vorlöchern größere Aufweitverhältnisse erzielen als bei vergleichbarer Geometrie mit gestanzten Vorlöchern [Klo17]. Insbesondere bei geringen bezogenen Vorlochdurchmessern wirkt sich dies aus [Wil57].

Weiterhin kann das Aufweitverhältnis durch die Verwendung eines axialen oder radialen Gegenhalters, welcher eine zusätzliche Druckspannung ein-

bringt und dadurch die Tangentialspannung herabsetzt [Klo17], oder durch eine Erhöhung der Umformtemperatur [Sel21] erweitert werden. Letztere erwies sich bei Aluminium- und Magnesiumknetlegierungen, welche bei Raumtemperatur problematische Umformeigenschaften aufweisen, als adäquates Mittel [Gro04]. In Abhängigkeit von der Umformgeschwindigkeit und dem damit verbundenen Abkühlverhalten entsteht bei niedrigen Umformgeschwindigkeiten ein umlaufender Riss in mittlerer Höhe des vorgeformten und gelochten Napfes, während bei hohen Umformgeschwindigkeiten radiale Einschnürungen und Risse auftreten [Moh10].

2.5.4 Stauchen

Das (Bund-)Anstauchen im Gesenk ist laut DIN 8583-4 ein „Druckformen mit gegeneinander bewegten Formwerkzeugen (Gesenk), die das Werkstück ganz oder zu einem wesentlichen Teil umschließen und dessen Form enthalten (abformende Gestalterzeugung)“. Durch das Gesenkformen wird eine örtliche Stoffanhäufung an einem Werkstück ohne Gratbildung erreicht. [DIN 8583-4] Den schematischen Prozessablauf des Bundanstauchens im Gesenk inklusive der charakteristischen Geometrie Größen stellt Abbildung 14 dar.

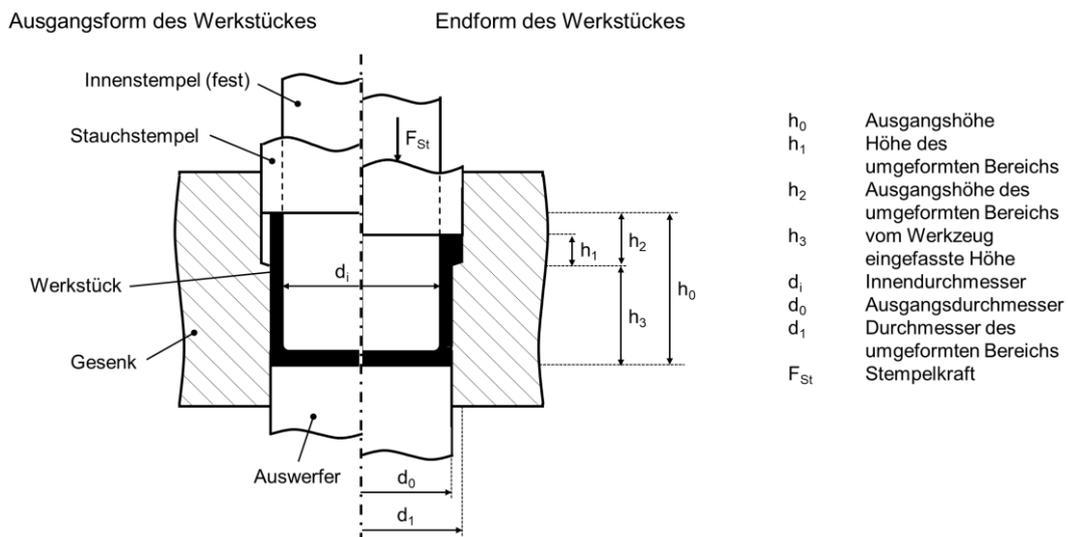


Abbildung 14: Bundanstauchen im Gesenk (nach [DIN 8583-4] und [Doe17])

Das Stauchen, wie es bspw. zur Herstellung von Schrauben und Nieten angewandt wird, zählt zu den Massivumformverfahren [Die18]. Dementsprechend liegt ein dreiachsiger Spannungszustand im Prozess vor. Das Werk-

stück selbst wird beim Bundanstauchen im Gesenk zu Teilen durch das Gesenk und weitere Werkzeugkomponenten wie Auswerfer und Stempel in der Umformbarkeit eingeschränkt [Klo17]. Somit wird beim Pressenhub durch den Stauchstempel nur eine lokale Umformung ermöglicht. Die Höhenreduzierung von der Ausgangshöhe des umgeformten Bereichs h_2 auf die Höhe des umgeformten Bereichs h_1 ermöglicht durch die vorliegende Volumenkonstanz eine Aufdickung des Durchmessers von d_0 auf d_1 [Klo17]. Beschrieben wird dies mit dem Stauchungsgrad φ_h , der die Grenzen für den zu verformenden Werkstoff angibt und wie folgt definiert ist [Die18]:

$$\varphi_h = \left| \ln \frac{h_{nachher}}{h_{vorher}} \right|$$

Für den Werkstoff EN AW-6082 wird die zulässige Formänderung beim Stauchen je nach Ausgangswerkstoff, Wärmebehandlungszustand und Geometrie mit einem Bereich von 1,5-2,0 angegeben [Die18].

Ein typischer Fehler beim Stauchen ist das Ausknicken des Schaftes bei einem zu großen Stauchverhältnis s . Dieses gibt die Grenzen der Werkstückabmessungen in Bezug auf die Knickgefahr, die freie nicht geführte Länge h_0 im Verhältnis zum Ausgangsdurchmesser d_0 an [Die18]:

$$s = \frac{h_0}{d_0}$$

Wird dies überschritten ist ein mehrstufiges Stauchen oder Zwischenglühen notwendig [Doe17]. Weitere Fehler sind Längs-, Schub- oder Innenrisse im Kopf [Die18]. Diese können durch eine Umformung bei erhöhten Temperaturen vermieden werden [Doe17]. Die erzielbaren Durchmesser- und Höhentoleranzen sind beim Warmstauchen 5-mal höher als beim Kaltstauchen [Die18].

2.6 Wärmeübertragungsmechanismen in der Blechumformung

Temperaturunterschiede zwischen einem System mit dessen Umgebung oder auch durch eine Zusammenführung einzelner Teilsysteme zu einem Gesamtsystem sorgen aufgrund der Bestrebungen nach einem thermischen Gleichgewicht für Wärmeüberträge im Prozess [Bae16]. Ursächlich dafür können die

Temperaturentwicklung durch Reibung [Doe17] und Umformung [Eng13], aber auch Temperaturdifferenzen zwischen Werkzeug und Werkstück sein. Die signifikante Temperaturabhängigkeit vieler umformtechnischer Einflussparameter macht eine genauere Betrachtung der Wärmeübertragungsmechanismen in der Blechumformung erforderlich [Lec09].

Die Wärmeübertragung wird allgemein als Transfer der Energieform Wärme bedingt durch eine vorliegende Temperaturdifferenz bezeichnet [Boe17]. Die Wärme fließt dabei stets in Richtung der niedrigeren Temperatur über die Systemgrenze [Bae08]. Neben dem Wärmetransport Q kann die Erhaltungsgröße Energie zudem als Arbeit W oder in Form materiegebundener Energie E_M über die Systemgrenze transportiert werden [VDI13]. Dementsprechend gilt für ein geschlossenes System der Energieerhaltungssatz, auch bekannt als Erster Hauptsatz der Thermodynamik, der die Energieänderung zwischen den Zuständen 1 und 2 $E_2 - E_1$ der Wärme Q und Arbeit W gegenüberstellt. [Bae16]:

$$E_2 - E_1 = Q_{12} + W_{12}$$

Speziell für die Wärmeübertragung existieren drei Mechanismen, welche Abbildung 15 schematisch darstellt.

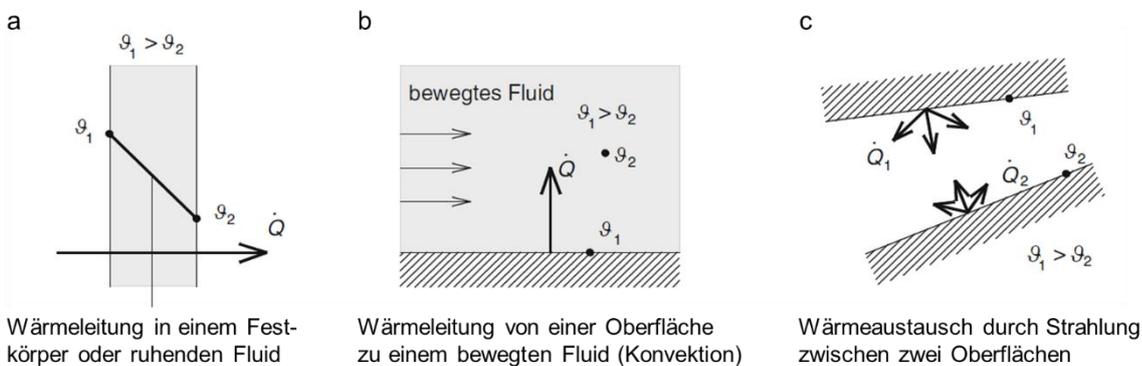


Abbildung 15: Schematische Darstellung der drei Wärmeübertragungsmechanismen Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung (nach [Boe17])

Die Wärmeleitung kann sowohl in einem Festkörper oder ruhenden Fluid als auch von einer Oberfläche zu einem bewegten Fluid (auch als Konvektion bezeichnet) erfolgen. Die dritte Option stellt der Wärmeaustausch durch Strahlung zwischen zwei Oberflächen dar. [Boe17]

Bei Umformprozessen treten alle drei Mechanismen gleichzeitig auf [Lec09]. Hinzu kommt, dass ein Prozess je nach geometrischer und thermischer Aus-

gangssituation teilweise erst nach Stunden in einen stationären Zustand übergeht [Der09].

2.6.1 Wärmeleitung

Temperaturgradienten innerhalb eines Festkörpers oder ruhenden Fluids führen zur Wärmeleitung [Boe17]. Der von dem Gradienten und den Stoffeigenschaften abhängige [Boe17] Energietransport zwischen benachbarten Molekülen in einem Material kann mittels des Fourierschen Gesetzes beschrieben werden [VDI13]:

$$\dot{q} = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x}$$

Die Wärmestromdichte \dot{q} berechnet sich aus dem Produkt der Wärmeleitfähigkeit λ mit dem lokalen Temperaturgradienten dT/dx . Im Falle einer instationären Wärmeleitung erweitert sich dies auf die allgemeingültige dreidimensionale Differentialgleichung, in der die Temperatur ϑ und die Temperaturleitfähigkeit des Materials a enthalten sind [Boe17]:

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = a * \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial^2 r} = a * \nabla^2 \vartheta$$

Als essenzielle Kennzahl der Wärmeleitung einer Konfiguration zweier angrenzender Materialien fungiert der Wärmeübergangskoeffizient (englisch: interfacial heat transfer coefficient (IHTC)). Der IHTC, auch als Wärmeübergangszahl bezeichnet, beschreibt den Wärmestrom pro Flächeneinheit und Temperaturdifferenz in $W/(m^2K)$ [Boe17] und steigt mit zunehmendem Kontaktdruck zunächst linear an, bevor er sich asymptotisch einem Maximalwert annähert [Loe18]. Als Einflussparameter gelten neben der chemischen Zusammensetzung der Kontaktpartner auch tribologische Faktoren wie der Schmierstoff [Deg20, Liu17b] oder die Beschichtung [Liu18]. Zudem führen ständige Veränderungen der Kontaktdrücke und Einebnungen der Rauheitsspitzen zur Vergrößerung der Kontaktfläche und somit Beeinflussung des Wärmeübergangskoeffizienten [Czi20]. Und auch das Werkzeug erfährt durch die mechanischen Wechselwirkungen eine elastische Verformung, was wiederum die Druckverteilung beeinflusst [Pen18].

2.6.2 Konvektion

Der Energietransport via Konvektion tritt zwischen einer festen Wand und einem strömenden Fluid auf. Das Fluid kann sowohl ein flüssiges als auch ein gasförmiges Medium sein. Unterschieden wird zwischen der erzwungenen Konvektion, bei der die Druckdifferenz aufgrund einer Pumpe oder eines Höhenunterschieds resultiert, und der freien Konvektion, welche ohne jegliche von außen aufgeprägte Druckdifferenz auskommt und ausschließlich aufgrund der vorliegenden Temperatur- und somit Dichteunterschiede entsteht. [Boe17]

Relevante Einflussgrößen der Konvektion sind Prozessparameter wie die Strömungsgeschwindigkeit und der Turbulenzgrad, aber auch Stoffwerte wie Druck, Temperatur und Wärmeleitfähigkeit des Fluids. Die Wärmestromdichte \dot{q} bei turbulenter Strömung lässt sich durch den folgenden Zusammenhang beschreiben [VDI13]:

$$\dot{q} = \alpha_{W\ddot{U}} * (T_{Wa} - T_F)$$

Neben den Temperaturen von Wand und Fluid ist der Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_{W\ddot{U}}$ relevant für die Wärmestromdichte.

2.6.3 Strahlung

Die Wärmestrahlung, auch als Temperaturstrahlung oder thermische Strahlung bezeichnet [Bae08], erfolgt im Gegensatz zu den Wärmeleitungen ohne materiellen Träger mittels elektromagnetischer Wellen im infraroten Wellenlängenbereich von 0,8 bis 400 μm [Boe17]. Unter der Voraussetzung, dass die Moleküle der Oberfläche aus mehr als zwei Atomen bestehen, wird Strahlung von festen und flüssigen Körpern, oder auch Gasen, emittiert [Boe17]. Dabei gilt: Je höher die Oberflächentemperatur, desto höher die Strahlungsintensität [VDI13].

Eine genaue Berechnung der Strahlung gestaltet sich aufgrund des Strahlungsaustauschs aller im Umfeld befindlichen Körper schwierig [Bae08]. Hinzu kommt das jeweils vorliegende Verhältnis von Reflexion ρ , Absorption α und Durchlass (Transmission) τ [Boe17]:

$$\alpha + \rho + \tau = 1$$

2.7 Numerische Simulation in der Blechumformung

Simulationen werden nach VDI 3633 als „Verfahren zur Nachbildung eines Systems mit seinen dynamischen Prozessen in einem experimentierbaren Modell, um zu Erkenntnissen zu gelangen, die auf die Wirklichkeit übertragbar sind.“ definiert [VDI 3633] und stellen heutzutage ein unverzichtbares Werkzeug in der Forschung und industriellen Praxis dar [Klo17]. Mit der nachfolgend vorgestellten nichtlinearen Finite-Elemente-Methode (FEM) können komplexe Probleme diskretisiert und durch die analytische Lösung von Differentialgleichungen untersucht werden [Doe17].

Dies wird in zahlreichen Anwendungsgebieten wie der Hydro- und Aerodynamik, Crash-Versuchen an Automobilkarosserien oder thermo-mechanisch gekoppelten Umformsimulationen praktiziert und ermöglicht bspw. numerische Festigkeitsberechnungen, Schwingungs- und Stabilitätsuntersuchungen oder Bestimmungen plastischer Beanspruchungen, woraus wertvolle Ergebnisse für die Prozessauslegung resultieren [Kno17]. Dadurch können Entwicklungsaufwand und -kosten von Umformwerkzeugen reduziert und somit ein wirtschaftlicher Einsatz gewährleistet werden [Doe17]. Weiterhin können Werkzeugbelastungen und potenzielle Fertigungsfehler untersucht [Doe17] oder Optimierungspotenziale erkannt werden [Kno17].

Speziell in der Umformtechnik unterscheiden sich die Simulationsziele je nach Bauteildimension und Verfahren. Während in der Massivumformung primär der Materialfluss und das Formfüllungsverhalten betrachtet werden, stehen in der Blechumformung das Formänderungsvermögen zur Identifikation von Ausdünnungen, die Formgenauigkeit inkl. Rückfederung und ggf. Faltenbildung im Vordergrund [Klo17].

2.7.1 Grundlagen der Finite-Element-Methode (FEM)

Die Finite-Elemente-Methode (FEM), als eines von vielen Näherungsverfahren, ist das am häufigsten routinemäßig eingesetzte zur Berechnung komplexer Konstruktionen im Maschinenbau [Kno17].

Hierzu wird in einem ersten Schritt, dem sogenannten Pre-Prozessor, ein Modell erstellt. Dieses enthält neben Werkstück- und Werkzeuggeometrien, auch

Materialparameter wie bspw. Fließkurven und thermische Parameter, sowie Anfangs- und Randbedingungen. Letztere enthalten Faktoren wie Reibung, Wärmeübergang, Werkzeugkinematik oder Temperaturen. [Doe17] Mittels der Idealisierung des mechanischen Modells und der Diskretisierung in eine große Anzahl finiter Elemente wird die Modellierung komplexer Strukturen ermöglicht [Kno17]. Die einzelnen Elemente besitzen Knoten an den Eckpunkten [Doe17] und werden nach Typ, Anzahl, Größe und deren Verteilung charakterisiert [Klo17]. Eine feinere Vernetzung führt allerdings nicht nur zu einer höheren Simulationsgüte, sondern auch zu längeren Rechenzeiten. Die FEM ermöglicht somit lokale Quantifizierungen von Verschiebungen, Spannungs- und Temperaturfeldern. [Doe17]

Ausgehend von dem manuellen Input erfolgt im Solver die programminterne Generierung und Lösung des Gleichungssystems [Kno17], welches analytisch nicht lösbar ist [Doe17]. Hierzu wird das komplexe, kontinuierliche Problem in eine endliche Anzahl voneinander unabhängiger Probleme aufgeteilt und mittels partieller, orts- und zeitabhängiger Differentialgleichungen beschrieben [Klo17]. Das resultierende algebraische Matrix-Gleichungssystem entspricht dem Aufbau der Schwingungsdifferentialgleichung [Doe17]:

$$\mathbf{M}\ddot{\mathbf{u}} + \mathbf{C}\dot{\mathbf{u}} + \mathbf{K}\mathbf{u} = \mathbf{f}$$

Es enthält neben der Massen- \mathbf{M} , auch die Dämpfungs- \mathbf{C} und Gesamtsteifigkeitsmatrix \mathbf{K} , da Umformprozesse typischerweise dynamisch und nichtlinear sind [Doe17]. Die weiteren Komponenten sind der Verschiebungsvektor \mathbf{u} , der Geschwindigkeitsvektor $\dot{\mathbf{u}}$, der Beschleunigungsvektor $\ddot{\mathbf{u}}$ sowie der Lastvektor \mathbf{f} . Zur Berechnung wird der Prozess in einzelne Zeitschritte Δt zerlegt und implizit oder explizit berechnet.

Die implizite Berechnung basiert auf der Ermittlung des statischen Gleichgewichtszustandes eines jeden Zeitschritts. Dazu erfolgt ausgehend vom bekannten Zeitpunkt t eine iterative Ermittlung des Zeitschritts $t+\Delta t$ [Doe17] unter Verwendung von Iterationen über mehrere Zeitschritte [Kle15]. Im Vergleich dazu beruht das explizite Berechnungsverfahren auf einer dynamischen Betrachtungsweise durch eine zentrale Differenzennäherung, sodass die Verschiebungen zum Zeitinkrement $(i+1)$ vollständig auf dem vorangegangenen Inkrement i basieren. [Doe17] Während implizite Verfahren vor allem in der

Massivumformung angewandt werden [Klo17] und eine hohe Stabilität aufweisen [Doe17], sind explizite Verfahren aufgrund des geringeren Rechenaufwands [Doe17] in der Blechumformung sowie hochdynamischen Anwendungen verbreitet [Kle15].

Zuletzt ermöglicht der Post-Prozessor die Visualisierung der Ergebnisse [Kle15], welche sowohl grafisch ausgewertet als auch quantitativ ausgegeben werden können [Kno17]. Dies gewährt Aussagen über Zustandsgrößen in Werkstück und Werkzeug während und nach der Umformung, was die Auslegung und Analyse komplexer Prozesse erleichtert [Klo17].

2.7.2 Thermo-mechanische Kopplung

Beschränkt sich die numerische Simulation nicht allein auf die Strukturmechanik, sondern bezieht thermische Phänomene wie die Wärmeleitung mit ein, wird dies als thermo-mechanische Kopplung bezeichnet [Tek07]. Diese kann simultan oder nicht simultan (rein mechanische Formulierung, Temperatur lediglich zur Ermittlung der Werkstoffkennwerte) gekoppelt sein [Klo17] und sorgt für weitere nichtlineare Zusammenhänge [Loe18], welche den Komplexitätsgrad der thermo-mechanisch gekoppelten Umformsimulation erhöhen. Abbildung 16 verdeutlicht den Ablauf der immer wiederkehrenden thermischen und mechanischen Analysen.

Die mechanische Analyse erfolgt ausgehend von der thermischen Analyse unter Berücksichtigung temperaturabhängiger Materialeigenschaften [Tek07]. Aus dieser gehen wiederum Reibungswärme, Wärme aus der plastischen Deformation und der Wärmeaustausch mit anderen Objekten oder der Umgebung, und somit inhomogene Temperaturfelder, hervor [Klo17]. Dazu sind neben den mechanischen und physikalischen Eigenschaften auch thermische und thermophysikalische Einflussgrößen relevant, wie bspw. temperaturabhängige Fließkurven oder Wärmeübertragungskoeffizienten [Kli07]. Zur Darstellung der transienten Wärmeübergänge und somit der Lösung von Kontaktproblemen mit nichtlinearen Randbedingungen gibt es zwei grundlegende Methoden der Kontaktmodellierung [Kle15]: Die Lagrange-Multiplikatoren-Methode, bei der die Kontaktbedingungen durch einen zusätzlichen Freiheitsgrad exakt erfüllt werden und die daher insbesondere bei lokalen Kontaktprob-

lemen wie Klemm- und Pressverbindungen eingesetzt wird, oder die Penalty-Methode, die durch die Definition einer Nebenbedingung eine schnellere Annäherung garantiert und vor allem bei flächigen Kontakten Anwendung findet [CAD04]. Spezifischere Eingangsparameter, wie ein geschwindigkeits-, druck- und temperaturabhängiger Reibungskoeffizient anstelle eines konstanten Reibungskoeffizienten, führen zu genaueren Resultaten [Eng13]. Um den Zusammenhang zwischen den Temperaturen und dem Lastvektor aufzuzeigen [Doe17] ist unter Umständen eine Anpassung der Vernetzung erforderlich [Kli07].

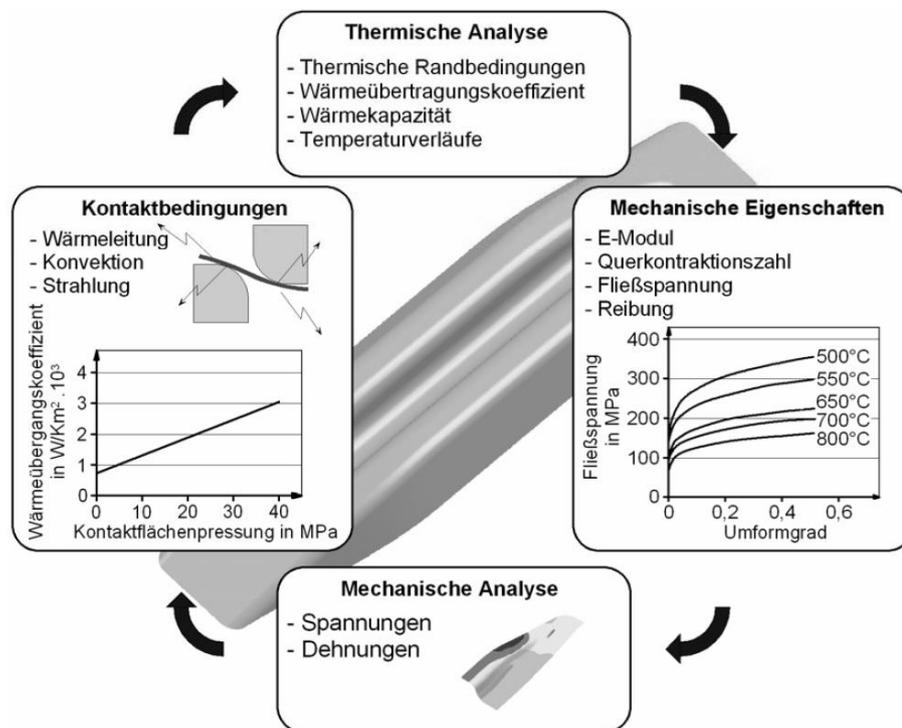


Abbildung 16: Vorgehensweise bei thermo-mechanisch gekoppelten Analysen ([Tek07], erweitert durch [Kli07])

Während in der Literatur zumeist einzelne Hübe einstufiger Prozesse betrachtet werden, sind die Gegebenheiten in der industriellen Praxis durch mehrstufige Prozesse sowie den Serienbetrieb deutlich komplexer abzubilden [Eng13].

3 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise

Sei es der leichtbaugetriebene Trend zu höherfesten Materialien [Tis18] oder die steigende Produktkomplexität durch z. B. Funktionsintegrationen [Fri17] – beides stellt hohe Anforderungen an die Auslegung und Herstellung maßgenauer Umformteile. Dies zeigen auch zahlreiche akademische Studien zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen [bspw. Deg20, Beh20, Sch20], die sich jedoch nur auf die grundlegenden Phänomene einstufiger Prozesse beschränken.

3.1 Motivation

Stoßen einstufige Prozesse jedoch aufgrund hoher Anforderungen an die geometrische Komplexität der zu fertigenden Bauteile an ihre Prozessgrenzen, sind mehrstufige Umformprozesse erforderlich [Tak20]. Die hierfür existierenden Möglichkeiten der Transfer- oder Folgeverbundtechnologie ermöglichen eine Kombination verschiedener Fertigungsverfahren oder eine Zugabstufung zur Erweiterung der Prozessgrenzen und somit die Herstellung komplexerer Bauteilgeometrien [Pou12, Che07]. Zusammen mit der Notwendigkeit temperaturunterstützter Prozessrouten aufgrund der limitierten Kaltumformbarkeit der Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und -7075 im hochfesten T6-Zustand [Any17], setzt sich diese Arbeit die Übertragung auf mehrstufige Umformprozesse zum Ziel.

Hierzu wird eine vierstufige Stadienfolge mit den Prozessen Tiefziehen, Scherschneiden, Kragenziehen und Stauchen zur Herstellung eines belastungsoptimierten Demonstratorbauteils durch angepasste Wanddicken in Anlehnung an das „stamping-forging processing“ von Wang et al. betrachtet [Wan12]. Diese Verfahrenskombination ermöglicht im Betrieb eine gezielte Krafteinleitung in besonders hoch belastete Bauteilbereiche und zeichnet sich im Gegensatz zur zweiteiligen Fertigung mit Schweißen durch eine hohe Produktivität ohne lokalen Wärmeeintrag und damit ohne Gefügebbeeinflussung in

der Schweißzone aus [Gue21c^E]. Die dabei auftretenden Herausforderungen werden anhand der um die Mehrstufigkeit erweiterten Prozessroutenübersicht in Abbildung 17 deutlich.

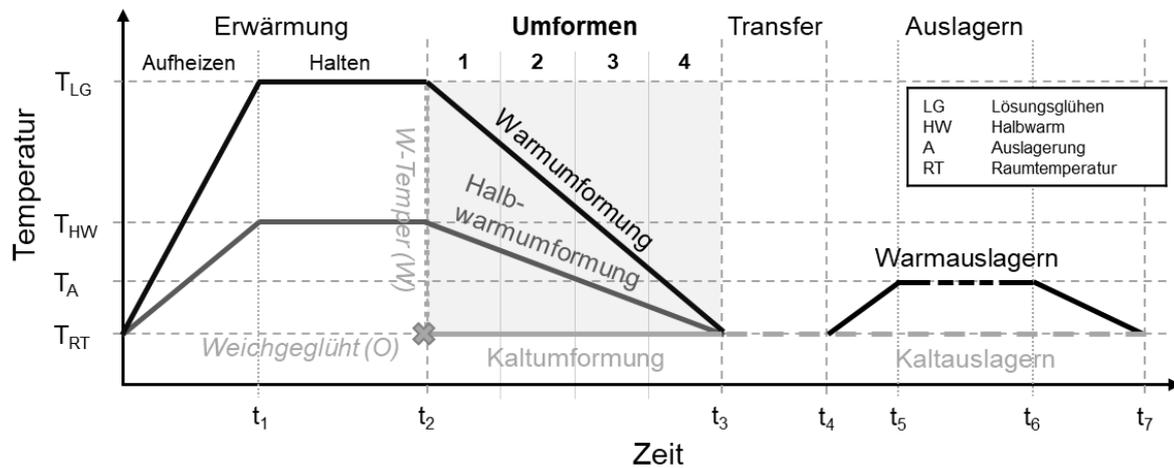


Abbildung 17: Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen (um die Mehrstufigkeit ergänzte Darstellung gegenüber Abbildung 2 [Gue21b^E], angelehnt an [Any18])

Neben den unterschiedlichen Anforderungen der vier Fertigungsprozesse ist die Kombination aus temperaturunterstützter und mehrstufiger Umformung aufgrund instationärer Temperaturfelder und temperaturabhängiger Werkstoffcharakteristika, aber auch Wärmeüberträgen oder Verfestigungseffekten herausfordernd und bedarf einer detaillierten Untersuchung hinsichtlich der Realisierbarkeit, Robustheit und Produktivität. Hierzu ist eine ganzheitliche Betrachtung inklusive aller relevanten vor- und nachgelagerten Prozesse zur Erzielung bzw. Wahrung der hochfesten T6-Eigenschaften innerhalb der komplexen Bauteilgeometrie nötig.

3.2 Zielsetzung und Vorgehensweise

Ziel dieser Arbeit ist die systematische Analyse material- und prozessspezifischer Charakteristika zur Entwicklung und Realisierung einer Gesamtprozesskette zur mehrstufigen Umformung der Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und -7075 unter Wahrung der hochfesten T6-Eigenschaften im Endbauteil.

Die daraus hervorgehenden fünf wissenschaftlichen Fragestellungen sowie die Vorgehensweise zur Untersuchung dieser Aspekte werden im Folgenden dargestellt:

1) Inwiefern sind die Grenzen konventioneller einstufiger Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen auf mehrstufige Problemstellungen übertragbar?

Aufbauend auf dem Stand der Technik (Kapitel 2) sowie den experimentellen Versuchsaufbauten und numerischen Prozessabbildungen (Kapitel 4) werden die Prozessgrenzen der vierstufigen Stadienfolge für die einzelnen Prozessrouten ermittelt (Kapitel 8). Daraus ergibt sich die Frage nach den notwendigen Werkzeug- und Prozessanpassungen für die Übertragbarkeit von einstufigen Umformprozessen auf mehrstufige Problemstellungen sowie den damit verbundenen Herausforderungen und Charakteristika.

2) Welche Anforderungen werden im Kontext mehrstufiger Prozesse an ein temperiertes Werkzeug gestellt?

Zur Realisierung der Demonstratorgeometrie wird ein universell für alle Prozessrouten anwendbares, vierstufiges Transferwerkzeug mit einer gezielten Temperaturführung entwickelt (Kapitel 5). Dieses zeichnet sich durch temperierbare Aktivteile (Stempel, Matrize und Blech-/Niederhalter) aus und ermöglicht eine Inline-Temperierung von Werkzeug und Bauteil innerhalb des Prozesses. Zur Steigerung des Prozessverständnisses wird das Temperier- und Wärmeleitverhalten von Werkzeug und Blech/Bauteil untersucht (Kapitel 7).

3) Wie hängen das Material-, Temperatur- und Umformverhalten in den einzelnen Stufen sowie im Kontext vor- und nachgelagerter Stufen zusammen und wo liegen deren Prozessgrenzen für die Legierungen EN AW-6082 und -7075?

Temperierte Umformprozesse werden von verschiedenen material- und temperaturspezifischen Phänomenen begleitet, die wiederum das Umformverhalten des Blechwerkstoffes beeinflussen. Daher ist neben einer zustands- und temperaturabhängigen Charakterisierung des Materialverhaltens (Kapitel 6) auch eine Untersuchung des Temperierverhaltens im Blech, sowie im Werkzeug für kurzzeitige Wärmeüberträge und für den stationären Serienprozess

(Kapitel 7) erforderlich. Darüber hinaus gilt es, die Prozessgrenzen und Phänomene der einzelnen Prozessstufen detailliert zu untersuchen und mögliche Optimierungspotenziale innerhalb der Umform- und Trennprozesse aufzuzeigen (Kapitel 8). Die vielfältigen Zusammenhänge und Variationen werden in den Kapiteln 6-8 verdeutlicht, bevor alle Korrelationen in die abschließende Entwicklung der Gesamtprozesskette in Kapitel 10 einfließen.

4) Wie robust sind mehrstufige, temperaturunterstützte Prozesse im industriellen Umfeld und wie können sie optimiert werden?

Durch die Kombination von Mehrstufigkeit und Temperatur unterliegt der Gesamtprozess zahlreichen Einflussgrößen, welche dem Material, den Prozessbedingungen oder der Temperatur zugeordnet werden können (Kapitel 9). Die individuellen Einflüsse werden charakterisiert und bewertet. Darüber hinaus werden Optimierungspotenziale im Werkzeugaufbau sowie der Prozessführung identifiziert, realisiert und erprobt.

5) Wie muss eine Gesamtprozesskette (inkl. vor- und nachgelagerter Prozesse) für die mehrstufige Umformung hochfester Aluminiumlegierungen gestaltet sein?

Aufgrund der vielfältigen Einflüsse und Wechselwirkungen der einzelnen Parameter und Stufen ist eine speziell entwickelte Methodik zur Entwicklung der Gesamtprozesskette erforderlich (Kapitel 10). Im Vordergrund steht dabei die Prozessauslegung unter möglichst robusten, ökonomischen und ökologischen Gesichtspunkten. Aufbauend auf den realisierbaren Prozessrouten werden die industrielle Umsetzung aufgezeigt und die Optionen hinsichtlich ihrer mechanischen und geometrischen Materialeigenschaften bewertet.

4 Versuchseinrichtungen und Simulationsaufbau

Im folgenden Abschnitt werden die verwendeten Anlagen und Einrichtungen für die experimentellen Charakterisierungen und Umformversuche sowie der Aufbau des numerischen Simulationsmodells zur Untersuchung einzelner Prozessparameter vorgestellt.

4.1 Versuchseinrichtungen

Zur Bestimmung temperatur- und zustandsabhängiger Materialcharakteristika sowie der daraus resultierenden Prozessgrenzen innerhalb mehrstufiger Umformoperationen sind verschiedene Versuchseinrichtungen erforderlich. Diese reichen von Anlagen zur Erwärmung bzw. Wärmebehandlung sowie der damit verbundenen Temperaturmessung, über Einrichtungen für die Materialcharakterisierung bis hin zur Herstellung der Demonstratorbauteile mit anschließender geometrischer Vermessung. Da die Versuchsaufbauten für einzelne Versuchsreihen zumeist mehrere Einrichtungen kombinieren, werden diese in den jeweiligen Abschnitten gesondert vorgestellt.

4.1.1 Erwärmung, Wärmebehandlung und Temperaturmessung

Für die Temperierung von Werkstück bzw. Werkzeug sowie die Durchführung von Wärmebehandlungszyklen sind entsprechende Anlagen und Temperaturmesstechnik nötig.

Die Erwärmung und Wärmebehandlung der Proben erfolgte in den ersten Versuchsreihen in einem Kammerofen des Typs N 41/H von Nabertherm. Dieser ermöglicht Temperaturen bis zu 1280 °C bei einer Temperaturgleichmäßigkeit nach DIN 17052-1 von ± 10 °C [Nab22]. Aufgrund der Baugröße, der unzureichenden Temperaturgleichmäßigkeit und des trägen Erwärmungsverhaltens wurde daraufhin ein Umluft-Kammerofen des Typs NA 15/65 von Nabertherm angeschafft und verwendet. Die Maximaltemperatur von 650 °C deckt das für Aluminium notwendige Wärmebehandlungsspektrum vollständig ab und die

horizontale Luftumwälzung sorgt für eine höhere Temperaturgleichmäßigkeit nach DIN 17052-1 von ± 5 °C [Nab22], weshalb alle relevanten Versuche mit diesem Kammerofen wiederholt wurden.

Zusätzlich zu den konvektiven Erwärmungsmethoden besteht die Möglichkeit der konduktiven Erwärmung im Versuchswerkzeug (siehe Kapitel 5.1) oder in einer Kontakt-Erwärmungseinheit. Diese enthält 20 Heizpatronen mit insgesamt 12 kW Heizleistung, sodass eine schnelle und homogene Erwärmung ebener Bleche möglich ist [Sch22a]. Aufgrund des gleichartigen Aufbaus und Temperierverhaltens zum Versuchswerkzeug wurde die Kontakt-Erwärmungseinheit der Einfachheit halber für zahlreiche Materialcharakterisierungen genutzt.

Die Regelung beider konduktiver Erwärmungsmethoden geschieht mittels eines Mehrzonenreglers. Dieser erlaubt die individuelle Regelung von 16 Heizzonen mit einer maximalen Gesamtleistung von 20 kW sowie 8 individuell geregelte Kühlzonen unter Hinzunahme eines externen Kühlkreislaufs.

Für die genaue Temperierung der Erwärmungseinrichtungen und die Erfassung der im Werkstück bzw. Werkzeug anliegenden Prozesstemperaturen ist Temperaturmesstechnik erforderlich. Aufgrund der eingeschränkten Zugänglichkeit und der reflektierenden metallischen Oberflächen und damit der Ungenauigkeiten optischer Messsysteme werden ausschließlich taktile Messmittel in Form von Thermoelementen Typ K (Ni-CrNi) eingesetzt.

Die im Werkzeug implementierten Thermoelemente weisen einen Durchmesser von 1,5 mm auf, wohingegen die Temperaturmessung im Blech mit dünneren Thermoelementen von 1,0 mm Durchmesser erfolgt (vgl. Abbildung 47). Die anliegenden Messsignale werden anschließend für die Regelung innerhalb des Mehrzonenreglers genutzt oder mit Hilfe des Universalmessverstärkers QuantumX MX840B von HBM über bis zu 8 Kanäle auf den Messrechner übertragen [HBM22]. Dort dient die Software MX Assistant zum Plotten und Auswerten der Daten. Die eingestellte Abtastrate variiert von 10 Hz bei langen Messungen wie etwa dem Aufheizverhalten des Werkzeuges bis hin zu Abtastraten von 2400 Hz bei dem Abschrecken im Wasser.

Die Bestimmung von Oberflächentemperaturen erfolgt mit einem Zweikanal-Präzisions-Sekundenthermometer GMH 3221 [Gre22a] mit angeschlossenem Oberflächenfühler GOF 400 VE der Firma Greisinger mit einer Ansprechzeit T_{90} von 2 s und einem Temperaturbereich bis zu 400 °C [Gre22b].

4.1.2 Werkstoff- und Oberflächencharakterisierung

Für die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften werden Zugversuche und Härteprüfungen durchgeführt. Messungen mit einem konfokalen Weißlichtmikroskop gewähren zudem Rückschlüsse auf die vorliegenden Oberflächencharakteristika.

Die Aufnahme der Spannungs-Dehnungs-Kurven erfolgt auf der universellen Zug-Druck-Prüfmaschine Zwick Roell 100. Sie erlaubt die Prüfung von Flach- und Rundproben mit Prüfgeschwindigkeiten von 0,0001 bis 1500 mm/min und bei einer Nennkraft von 100 kN. Zudem ermöglicht das Video-Extensometer videoXtens von Zwick Roell eine berührungslose Messung der Dehnungen mit einer Auflösung von 0,25 μm innerhalb des 200 mm großen Messbereiches. [PtU22a]

Da diese Anlage nur Zugversuche bei Raumtemperatur erlaubt, beschränken sich die Versuche auf die Parametervariationen zum T6-, W- und O-Zustand. Hierzu wurden Zugproben der Form H nach DIN 50125 mit einer Breite von 12,5 mm genutzt [DIN 50125]. Die Ziehgeschwindigkeiten der quasistatischen Zugversuche wurden zwischen 0,02; 0,2 und 2,0 mm/s variiert, was Dehnraten von 0,027; 0,0027 und 0,00027 1/s entspricht.

Alle Versuche bei erhöhten Temperaturen wurden von einem Projektpartner des Allegro-Konsortiums, dem Institut für Werkstofftechnik – Metallische Werkstoffe der Universität Kassel, bereitgestellt. Hierbei wurden Flachproben mit Dehnraten von 0,01; 0,005 und 0,001 1/s bei 100 bis 500 °C (EN AW-6082) bzw. 0,001; 0,01 und 0,1 1/s im Bereich von 200 bis 400 °C (EN AW-7075) untersucht.

Die Härteprüfung nach Vickers erfolgt auf dem halbautomatischen Härteprüfer DuraScan 20 von Struers. Durch das Eindringen des pyramidenförmigen Eindringkörpers unter einer definierten Prüflast und dem anschließenden Vermessen der Diagonalen des rautenförmigen Abdrucks können die Härten

HV 0,1, HV 1 und HV 10 bestimmt werden [PtU22b]. Dies erfordert zum Teil aufwendige Probenpräparationen. Hierzu werden in dem Nass-Trennschneider Struers Discotom-5 zunächst Schnitte angefertigt, ehe diese in Epoxidharz (EpoFix Resin + EpoFix Hardener von Struers) eingebettet werden. Nach dem vollständigen Aushärten werden die Proben auf einer Schleif- und Poliermaschine Minitex 250 DP1 von Presi stufenweise geschliffen und abschließend poliert.

Zur Bestimmung von Oberflächenkennwerten wird das konfokale Weißlichtmikroskop μ surf von nanofocus genutzt. Die konfokale Multi-Pinhole-Technologie ermöglicht eine nanometergenaue Auflösung bei der Aufnahme von dreidimensionalen Topografie- und Rauheitsmessungen. Mithilfe der Software μ soft analysis können daraus Oberflächenkennwerte oder Profilschnitte ausgegeben werden. [Nan22]

Aufnahmen der Schnittkanten wurden zudem mit dem digitalen Mikroskop Smartzoom 5 von ZEISS durchgeführt. Die auswechselbaren Objektive erlauben bis zu 2000-fache Vergrößerungen und eignen sich für die Aufnahme von Oberflächen und Schliffbildern. [PtU22c]

4.1.3 Demonstratorherstellung und -auswertung

Die praktischen Untersuchungen zur Übertragbarkeit von einstufigen auf mehrstufige Umformprozesse werden an dem in Kapitel 5 detailliert vorgestellten vierstufigen Versuchswerkzeug zur Demonstratorfertigung durchgeführt. Das Werkzeug samt elektropneumatischem Transfersystem bildet den Kern des in Abbildung 18 dargestellten Versuchsaufbaus, zu dem weiterhin der Mehrzonenregler sowie der Umluft-Kammerofen (vgl. Kapitel 4.1.1) gehören.

Verwendet wird das Werkzeug auf der Servomotorpresse SWP 2500 der synchropress GmbH. Deren Antrieb erfolgt mittels vier von Servomotoren angetriebenen Rollengewindetrieben. Dies ermöglicht die geschwindigkeits-, kraft- und wegabhängige Programmierung der Stößelbewegung, deren Parallelität zum Pressentisch durch eine elektronische Gleichlaufsteuerung sichergestellt wird. Die maximale Presskraft von 2.500 kN kann bei Stößelgeschwindigkeiten bis zu 180 mm/s aufgebracht werden. [PtU22d]

Für die Schmierung zur Minimierung von Reibung und Verschleiß wird in nahezu allen Untersuchungen das chlor- und schwefelfreie Sonderziehöl Putrol® NW V 1933-30N-1 von MKU-Chemie genutzt. Der Schmierstoff wird bei Aluminium und Kupferlegierungen angewandt und besitzt eine Viskosität von 521 mm²/s bei 40 °C. [MKU18] Der Auftrag erfolgt mit einem Pinsel nach dem Prinzip der Maximalmengenschmierung (ohne definierte Schmierstoffmenge).

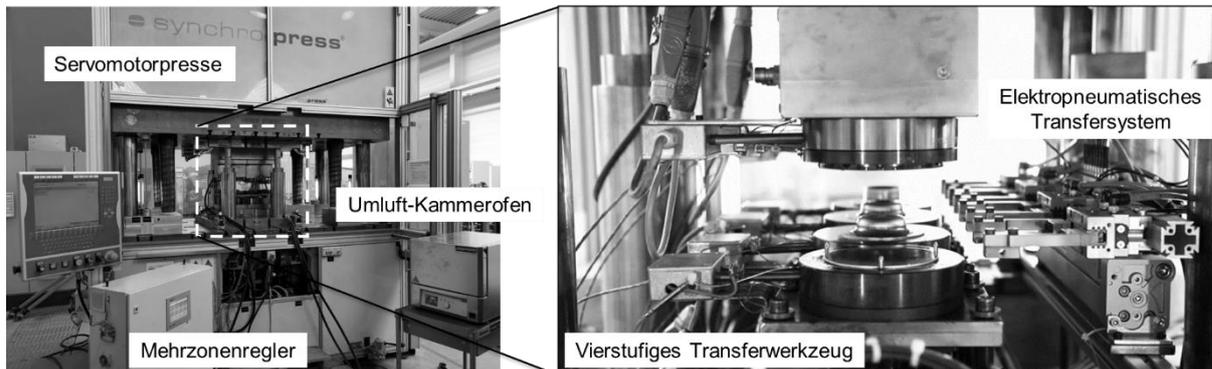


Abbildung 18: Experimenteller Versuchsaufbau (links) und seitlicher Blick in das Versuchswerkzeug (rechts)

Bei einer reinen Kaltumformung (Blech und Werkzeug kalt) werden die Bleche geschmiert, während bei temperierten Blechen in kalten Werkzeugen eine Werkzeugschmierung erfolgt und bei temperierten Werkzeugen auf eine Schmierung verzichtet werden muss, da der Schmierstoff der dauerhaften Temperatureinwirkung nicht standhält. Die verwendete Schmierstoffmenge des MKU-Öls wird vereinzelt global mit einer Feinwaage oder lokal mit dem Öl-Schichtdickenmessgerät LUBRImini bestimmt. Letzteres basiert auf der Ermittlung der Fluoreszenz. [PtU22e]

Um den Einfluss des Reibungskoeffizienten zu untersuchen, werden zudem einzelne Umformversuche mit Schmierstoffen auf Bornitrid- und Polymerbasis durchgeführt. Der Schmierstoff Mechano-Lube® 6D1 von H.C. Carbon ist eine wässrige Beschichtungsdispersion auf Basis von Bornitrid. Der in der Metallumformung und dem Aluminiumguss verwendete Schmierstoff gewährleistet eine gute Benetzung und Haftung auf heißen Oberflächen und ist bis weit über 1.000 °C beständig. [HCC19] Im Gegensatz dazu stellt der wassergelöste Polymerschmierstoff ZWEZ-Lube PD 5942 der Firma ZWEZ-CHEMIE® GmbH eine organische Verbindung auf wachsähnlicher Basis dar [ZWE22]. Die tem-

peraturabhängigen Reibkoeffizienten μ der drei Schmierstoffe werden in Tabelle 2 bei Raumtemperatur sowie bei Temperaturen von 225 und 425 °C gegenübergestellt. Darin sind signifikante Unterschiede in Höhe und Temperatureinfluss zu erkennen. Während der Ölschmierstoff sehr kleine Reibwerte aufweist, die mit steigender Temperatur zunehmen, verhält sich der Polymer-schmierstoff mit deutlich höheren Reibkoeffizienten genau umgekehrt. Im Gegensatz dazu ist der Schmierstoff auf Bornitridbasis nahezu temperaturunabhängig.

Tabelle 2: Temperaturabhängige Reibkoeffizienten μ der genutzten Schmierstoffe (nach [Sch22b])

	RT	225 °C	425 °C
MKU-Chemie: Putrol® NW V 1933-30N-1	0,01	0,02	0,03
H.C. Carbon: Mechano-Lube® 6D1	0,15	0,15	0,15
ZWEZ-Lube PD 5942	0,39	0,20	0,16

Für konkretere tribologische Untersuchungen der drei genannten Schmierstoffe sowie weiterer Schmierstoffe und die Bestimmung von Charakteristika bei der (Warm-)Umformung von hochfesten Aluminiumlegierungen wird auf die Arbeiten von Schell et al. verwiesen [Sch22b].

Für die Bauteilvermessung wird das System GOM ATOS 5 der Firma Zeiss genutzt. Es besteht aus einer Projektionseinheit und zwei Kameras, die Aufnahmen der Bauteile aus unterschiedlichen Betrachtungswinkeln erlauben. Dabei entsteht eine Vielzahl von Datenpunkten, die in der Software GOM Inspect mittels des Triangulationsprinzips zu vollflächigen 3D-Scans der Bauteile zusammengesetzt werden. Die Software erlaubt die Auswertung sämtlicher geometrischer Kennwerte. [GOM22] Bei stark reflektierenden Bauteiloberflächen werden die Bauteile vorab mit einem Bornitrid-Spray behandelt.

Zusätzlich kommt ein Koordinatenmessgerät in Portalbauweise, Modell DEA Performance von Hexagon, für die Vermessung der Bauteile zum Einsatz. Damit ist eine automatisierte Maßprüfung unter hoher Genauigkeit und Wiederholbarkeit möglich [Hex22]. Die Anlage ist für großen Teiledurchsatz aus-

gelegt und bedarf einem individuell geschriebenen Programm, in dem die gewünschten Auswertegrößen und Messpunkte hinterlegt sind.

4.2 Numerische Prozessabbildung

Für die numerische Prozessabbildung der einzelnen Bearbeitungsstufen wird die Software Abaqus/CAE 2019 von Dassault Systemes in einem SI-Einheitensystem (mm, N, t, s, MPa, t/mm³) mit der Bezugsgröße mm eingesetzt. Dies ermöglicht die Untersuchung und Bewertung einzelner Kenngrößen, die mit experimentellen Untersuchungen nicht möglich sind, wie z. B. eine gezielte Variation des Reibungskoeffizienten oder die orts- und zeitaufgelöste Bestimmung von Temperaturverteilungen.

Aufgrund des äquivalenten Aufbaus der vier Prozessstufen werden der Modellaufbau und die darin enthaltenen Eingangsparameter anhand der ersten Werkzeugstufe dargestellt, ehe die Modellvalidierung folgt.

4.2.1 Beschreibung des Gesamtmodells

Aufgrund des rotationssymmetrischen Aufbaus der Werkzeugstufen werden die Prozesse als zweidimensionale, thermo-mechanisch gekoppelte Modelle abgebildet. Der konkrete Aufbau des expliziten Simulationsmodells einschließlich der kinematischen Abfolge innerhalb eines Pressenhubs der Stufe 1 ist in Abbildung 19 dargestellt.

Das Simulationsmodell enthält die wesentlichen Konturen der Aktivteile (Stempel, Matrize, Blechhalter und Auswerfer) des in Kapitel 5.1 gezeigten Versuchswerkzeugs. Dabei werden die Einzelteile teilweise vereinfacht bzw. kombiniert modelliert, um unnötige Komplexität zu vermeiden und Rechenzeit einzusparen. Zusätzlich ergänzen Komponenten wie Anschläge oder die Auswerferplatte die Abbildung der Kinematik des experimentellen Prozesses. Die enthaltenen Federn an Auswerfer und Blechhalter werden über Federkonstanten und Vorspannkräfte abgebildet. Der Pressenhub von 100 mm wird durch einen cosinusförmigen Smooth Step realisiert, welcher in guter Annäherung dem experimentellen Pressenhub entspricht.

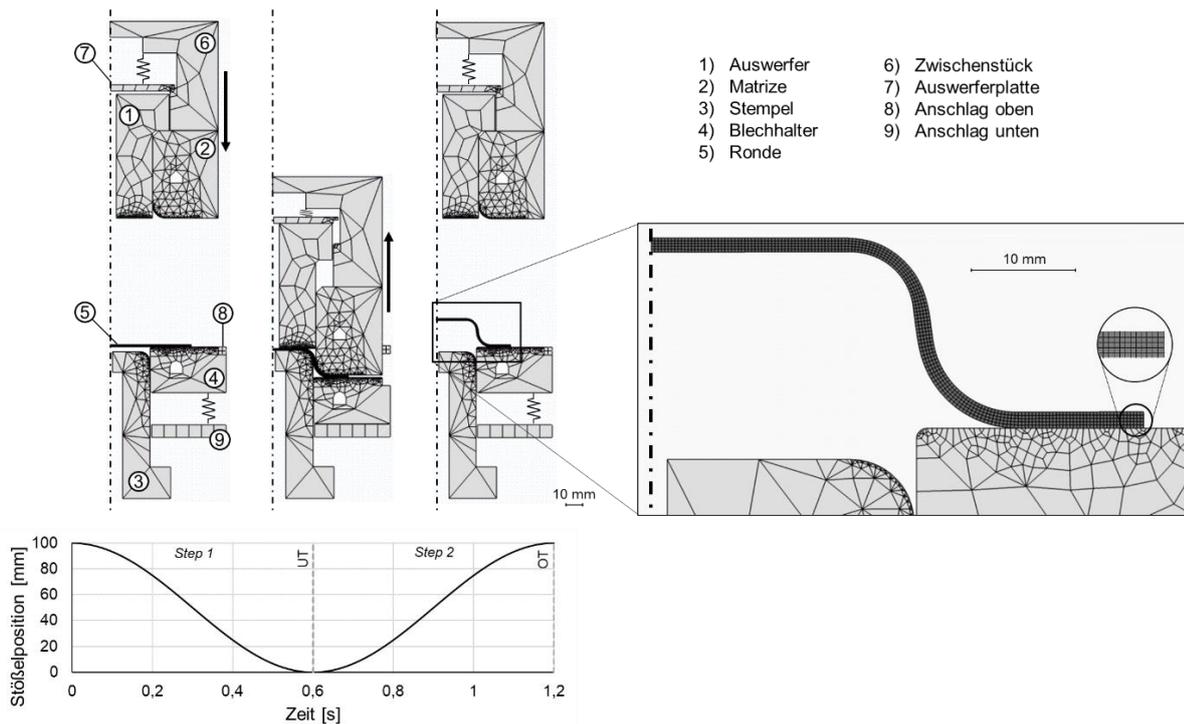


Abbildung 19: Numerisches Modell der ersten Stufe in Abaqus/CAE 2019 inklusive der kinematischen Abfolge und der Vernetzung

Aufgrund der thermischen Modellierung ist auch eine Vernetzung der Werkzeugkomponenten erforderlich, welche als Starrkörper definiert werden. Um sowohl Temperaturen als auch Umformungen abbilden zu können, erfolgt die Vernetzung der Ronde und der Werkzeugkomponenten bei umformtechnischen Fragestellungen mit CAX3RT- oder CAX4RT-Elementen (achsensymmetrisches, thermisch gekoppeltes Viereck mit 4 Knoten, bilineare Verschiebung und Temperatur mit reduzierter Integration) mit einer Größe von 0,3 mm für die Ronde sowie anwendungsfallbezogenen Vernetzungen des Werkzeugs mit minimalen Elementlängen von 0,2 mm an den Aktivflächen. Für reine Wärmestromanalysen werden aufgrund der kurzen Rechenzeiten DCAX4-Elemente (lineares achsensymmetrisches Wärmeübertragungsviereck mit 4 Knoten) verwendet.

Neben den teilweise eingeschränkten Freiheitsgraden einzelner Werkzeugkomponenten werden weitere Kontakt- und Randbedingungen definiert. Dazu gehören neben der Temperaturzuweisung bei temperierten Blechen bzw. Werkzeugen und der Angabe eines Reibungskoeffizienten μ (0,1 in der Standard-Konstellation) auch thermische Definitionen, wie die Konvektion, die über

die Amplituden der jeweiligen Kontaktzeitpunkte bestimmt werden, oder die Konduktion, die spalt- und druckabhängig hinterlegt wird. Damit sind sämtliche Interaktionen zwischen Bauteil und Werkzeug bzw. zwei Werkzeugkomponenten definiert.

Die Simulation der Folgestufen erfolgt durch Import der Bauteileigenschaften (Geometrie, Spannung und Temperatur) aus der vorhergehenden Werkzeugstufe. Eine Ausnahme bildet die Stufe 2, in der eine ausschließlich thermische Simulation durchgeführt wird und das Lochen aufgrund der Komplexität in Kombination mit thermischen Prozessen manuell durch Löschen von Elementen realisiert wird. Der Grund für die Komplexität liegt neben den zusätzlich erforderlichen Werkstoffkennwerten vor allem in den Diskontinuitäten bei der Werkstofftrennung.

4.2.2 Eingangsparmeter

Die thermo-mechanische Kopplung des Simulationsmodells erfordert temperaturabhängige Materialparameter zur Abbildung der Umformung bzw. thermischer Wärmeüberträge. Eine Zusammenfassung der wesentlichen Eingangsparmeter beider Legierungen ist in Tabelle 3 dargestellt. Es werden jedoch nur Werte bei Raumtemperatur angegeben, sodass für einen detaillierteren Einblick in die mechanische und thermische Prozessmodellierung auf den Anhang in Kapitel 13 verwiesen wird.

Tabelle 3: Mechanische und thermische Eingangsparmeter des Materialmodells (* temperaturabhängige Daten, hier dargestellt für RT)

	EN AW-6082	EN AW-7075
Dichte [t/mm ³]	2,71*10 ⁻⁹ * [Ost14]	2,81*10 ⁻⁹ * [Ost14]
Elastizitätsmodul [N/mm ²]	73.572 *	68.386 *
Wärmeleitfähigkeit [mW/mm*K]	172 * [Ost14]	114,7* [Gon11]
Spezifische Wärmekapazität [mJ/to*K]	894*10 ⁶ * [Ost14]	861*10 ⁶ * [Jua08]
Wärmeausdehnungskoeffizient [1/K]	2,31*10 ⁻⁵ * [Ost14]	2,29*10 ⁻⁵ * [Liu17c]
Unelastische Dissipation	0,9 [Das23]	
Poisson-Zahl	0,33 [Ost14]	

Ein wesentlicher Bestandteil der Eingangsparameter sind die Fließkurven des umzuformenden Blechwerkstoffs. Diese repräsentieren das plastische Verhalten des Werkstoffs und werden zustands- und temperaturabhängig aus einachsigen Zugversuchen extrapoliert, um auch Dehnungen über die Gleichmaßdehnung hinaus in der Simulation berücksichtigen zu können. Die dazu erforderlichen Zugversuche bei Raumtemperatur in den Zuständen T6, W und O stammen aus eigenen Untersuchungen, wohingegen die temperierten Zugversuche von Sajadifar et al. stammen [Saj21, Dec22]. Die abgebildeten Variationen sind in Kapitel 4.1.2 näher definiert. Aus diesen wird anschließend die Fließspannung k_f über dem Umformgrad φ dargestellt. Da diese nur limitierte Umformgrade definieren, existieren verschiedene Potenz- und Exponentialansätze zur Extrapolation. Aufgrund der höchsten Übereinstimmung mit der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve unter den Ansätzen und der guten Abbildung des Verfestigungsverhaltens von Aluminium [Hog06] werden die in Abbildung 20 dargestellten Fließkurven mit dem Ansatz von Hockett-Sherby extrapoliert [Hoc75]:

$$k_f(\varphi) = k_{f,s} - (k_{f,s} - k_{f,o}) * e^{-(n*\varphi)^p}$$

Die Fließspannung berechnet sich aus der stationären Fließspannung $k_{f,s}$, der Fließspannung zu Beginn $k_{f,o}$, der Materialkonstanten p , dem Verfestigungsexponenten n sowie dem Umformgrad φ .

Neben den Festigkeitsunterschieden der beiden Legierungen verdeutlicht die Gegenüberstellung in Abbildung 20 den Einfluss der Umformtemperatur respektive des Wärmebehandlungszustandes auf die Festigkeiten, Dehnungen und das Verfestigungs- bzw. Entfestigungsverhalten (vgl. Kapitel 6).

Zudem wird exemplarisch anhand von EN AW-7075 der Einfluss der Dehnrates bei Temperaturen von 200 und 400 °C aufgezeigt (vgl. Abbildung 20, unten rechts). Während bei 200 °C durch die Zeitabhängigkeit der thermischen Aktivierung ein signifikanter Einfluss der Dehnrates auf die Fließspannung ersichtlich ist, liegen die Fließkurven bei 400 °C auf nahezu gleichem Niveau. Die Umformsimulationen basieren bei der Kaltumformung auf den Fließkurven des jeweiligen Zustandes, während bei erwärmten Bauteilen aufgrund der fehlenden Datenbasis immer die erwärmten T6-Zustände verwendet werden.

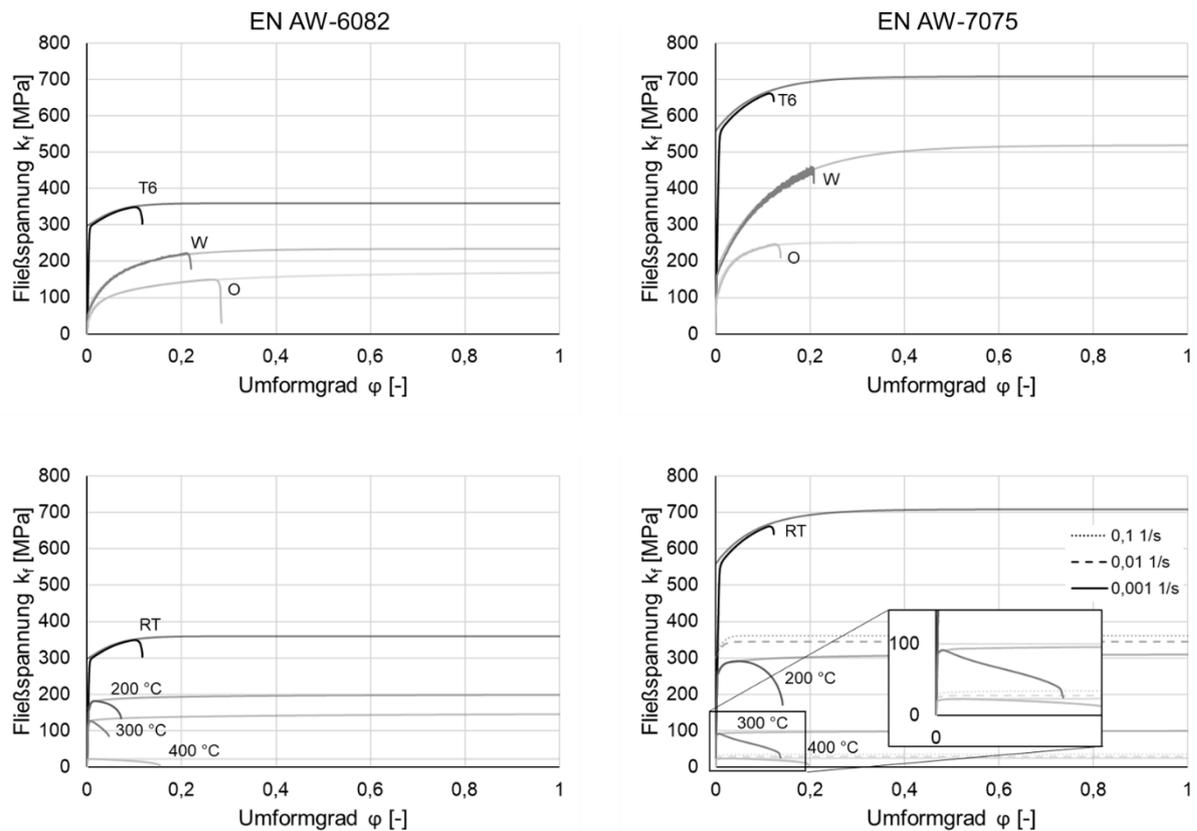


Abbildung 20: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven [Saj21, Dec22] und extrapolierte Fließkurven von EN AW-6082 und -7075 in den Zuständen T6, W und O (oben) sowie unter Variation der Temperatur (unten)

Ein weiterer prozess- und stufenspezifischer Eingangsparameter sind die Federkennwerte der verbauten Schraubenfedern. Diese werden in der Simulation zweigeteilt über eine konstante Vorspannkraft und über eine wegabhängige Federkonstante definiert. Die konkreten Werte dazu sind in Anhang 13.7 angegeben.

Zur Beschreibung thermomechanisch-gekoppelter Phänomene werden neben den Anfangstemperaturen aller Komponenten (definiert über die Funktion „Predefined Field“) auch Werte zur Definition der Wärmeströme benötigt. Dies betrifft zum einen die Konvektion, deren stufenspezifische Amplituden in Anhang 13.8 dargestellt sind, und zum anderen die Kontaktmodellierung der spalt- und druckabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten. Die in Abhängigkeit von der Materialkonstellation (Stahl – EN AW-6082, Stahl – EN AW-7075 - Stahl) verwendeten IHTC sind Literaturwerten entnommen und in Anhang 13.9 detailliert aufgeführt. Der spaltabhängige IHTC basiert auf einem Maximum

von $0,8 \text{ mW}/(\text{mm}^2\text{K})$ [Liu17c], welches bei einem Abstand der doppelten Blechdicke auf den Wärmeübergangskoeffizienten zur Luft von $0,02 \text{ mW}/(\text{mm}^2\text{K})$ abnimmt. Die zugehörige Kontaktmodellierung der Werkzeug-Werkstück-Interaktion erfolgt nach der in Kapitel 2.7.2 vorgestellten Penalty-Methode.

4.2.3 Modellvalidierung

Die Ergebnisse der numerischen Simulationsmodelle werden in Abhängigkeit von Legierung, Prozessroute und Werkzeugstufe durch experimentelle Untersuchungen validiert, um die Qualität der Abbildungsgenauigkeit aufzuzeigen. Zu diesem Zweck werden für jede Konstellation fünf Bauteile hergestellt, die dann mit GOM ATOS vermessen werden. Daraus können die in Abbildung 21 dargestellten Messwerte für die einzelnen Stufen ermittelt und über die fünf Bauteile gemittelt werden.

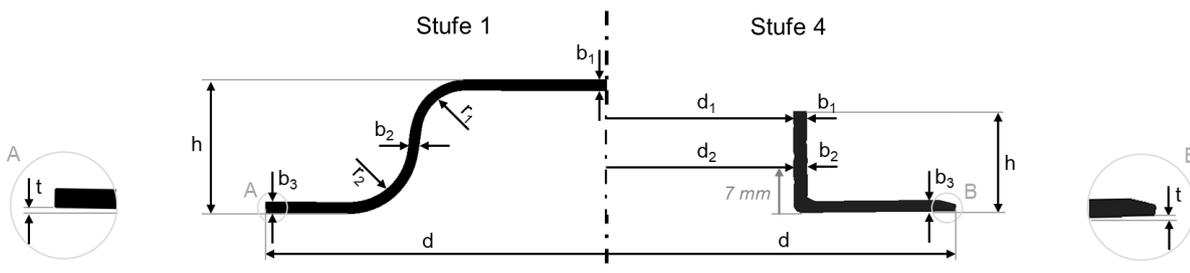


Abbildung 21: Messpunkte in Stufe 1 und 4

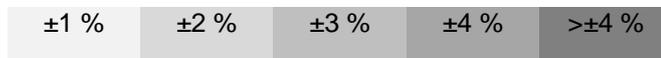
Für das Tiefziehen in Stufe 1 ergeben sich für die Kaltumformung vorkonditionierter Halbzeuge die in Tabelle 4 angegebenen prozentualen Abweichungen der numerischen von den experimentellen Resultaten. Die prozentuale Abweichung wird aus der Differenz zwischen dem experimentellen und dem numerischen Wert, dividiert durch den experimentellen Wert, berechnet.

Während der Außendurchmesser d , die Bauteilhöhe h und die Dicken b_1 , b_2 und b_3 mit maximalen Abweichungen von $3,29\%$ eine sehr gute Übereinstimmung aufweisen, treten bei den Bauteilradien r_1 und r_2 sowie der Rückfederung t größere Abweichungen von bis zu $16,08\%$ auf, was in absoluten Werten einer Rückfederung von $0,062 \text{ mm}$ im Versuch bzw. $0,052 \text{ mm}$ in der Simulation für EN AW-6082-W entspricht. Diese lassen sich nach Abgleich der selbst ermittelten Fließkurven (untersucht wurden darüber hinaus um $\pm 5\%$

multiplizierte Fließkurven) und E-Moduln mit Literaturwerten durch geringfügige Anpassungen auf maximale Abweichungen von 3,36 % in Stufe 1 fitten. Für diese signifikante Verbesserung bedarf es bei EN AW-6082-T6 und -O einer geringen Erhöhung der Fließkurve von +5 %, wohingegen bei EN AW-6082-W sowie EN AW-7075-W und -O eine geringe Absenkung der Fließkurve um -5 % mit zusätzlicher Erhöhung des E-Moduls auf den Literaturwert von 72.000 N/mm² [Xia10] bei EN AW-7075 zielführend ist.

Tabelle 4: Prozentuale Abweichungen der numerischen von den experimentellen Ergebnissen beim Tiefziehen in Stufe 1

Material - Zustand	d	h	b ₁	b ₂	b ₃	r ₁	r ₂	t
EN AW-6082-T6	-0,26	0,45	1,06	0,89	0,20	-1,95	-0,84	1,93
EN AW-6082-W	-1,39	-0,27	3,29	2,02	0,66	-7,18	-1,42	16,08
EN AW-6082-O	-2,39	0,48	2,28	1,10	0,57	-6,35	2,05	-3,37
EN AW-7075-W	-1,00	0,04	2,72	0,42	0,97	-1,88	-0,90	11,92
EN AW-7075-O	-0,85	-0,58	1,05	0,57	-0,99	-3,20	-0,59	6,94



Im Falle einer mehrstufigen Prozessführung folgen auf das Lochziehen (in der Simulation durch ein manuelles Löschen der Elemente innerhalb des Lochdurchmessers durchgeführt) ein Kragenziehen bei 400 °C und ein abschließendes Stauchen in Stufe 4. Daraus ergeben sich die in Abbildung 22 gezeigten Querschnitte für Experiment und Simulation.

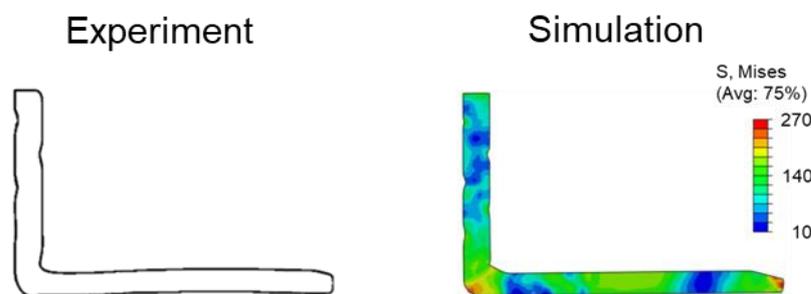
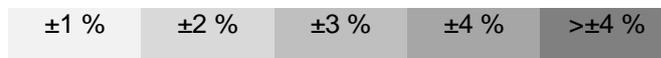


Abbildung 22: Validierung der numerischen Simulation durch einen mit GOM ATOS gescannten Querschnitt der vierten Umformstufe einer Kaltumformung von EN-AW-6082 mit einer Erwärmung auf 400 °C vor Stufe 3

Die Validierung der Bauteilgeometrie von EN AW-6082-T6 zeigt eine gute Übereinstimmung zwischen Numerik und Experiment und bildet die markanten Punkte (z. B. Faltenbildung) gut ab. Analog zur ersten Stufe werden auch für den mehrstufigen Anwendungsfall die prozentualen Abweichungen der in Abbildung 21 gezeigten Messpunkte für die unterschiedlichen Prozessrouten gegenübergestellt (vgl. Tabelle 5). Die Höhe h sowie die Durchmesser d , d_1 und d_2 sowie die Dicken b_1 , b_2 und b_3 weisen eine hohe Übereinstimmung mit maximalen Abweichungen von nur 2,58 % auf. Lediglich bei der Rückfederung t treten große Unterschiede zwischen den einzelnen Prozessrouten auf. Während die Ergebnisse für die Legierung EN AW-6082 auch bei der Rückfederung sehr gut übereinstimmen, treten bei EN AW-7075 Abweichungen von 62,92 bzw. 65,52 % auf. Ursächlich dafür sind die hohen Festigkeiten dieser Blechwerkstoffe sowie die Nachgiebigkeiten im Kraftfluss durch die eingebrachte Isolation (vgl. Kapitel 5.1).

Tabelle 5: Prozentuale Abweichungen der numerischen von den experimentellen Ergebnissen nach dem Stauchen in Stufe 4 (gefittet)

Material - Zustand	d	h	b ₁	b ₂	b ₃	d ₁	d ₂	t
EN AW-6082-T6	-0,98	0,65	-0,13	0,72	-0,45	-0,34	-0,02	-0,65
EN AW-6082-W	-2,04	1,14	0,39	-0,64	0,31	-0,18	-0,19	-0,57
EN AW-6082-O	-1,63	0,87	1,97	2,11	2,58	-0,29	-0,26	-3,47
EN AW-7075-W	-1,54	1,08	0,63	0,47	0,29	0,02	-0,26	62,92
EN AW-7075-O	-1,28	1,36	-0,52	-0,54	0,26	-0,13	0,01	65,52



Darüber hinaus können auch die thermischen Aspekte der Simulation validiert werden. Exemplarisch für die Temperaturverteilung im Werkzeug werden drei markante Punkte des Niederhalters der zweiten Stufe betrachtet. Abbildung 23 zeigt den mit einem Thermoelement erfassten Messpunkt im Werkzeuginnenren sowie die beiden mit einem Oberflächenfühler erfassten Messpunkte an der Aktivfläche des Niederhalters sowie der werkzeugabgewandten Außenseite.

Der Vergleich offenbart, dass an der Regelposition geringe Abweichungen von maximal 0,4 % zwischen Experiment und Simulation auftreten. Auch an der Aktivfläche des Niederhalters ergeben sich maximale Differenzen von 3,9 %, deren Abweichung auch an der Außenseite nicht zunimmt, aufgrund der Konvektion und der größeren Distanz zum Heizelement aber erwartungsgemäß geringere Absolutwerte aufweist.

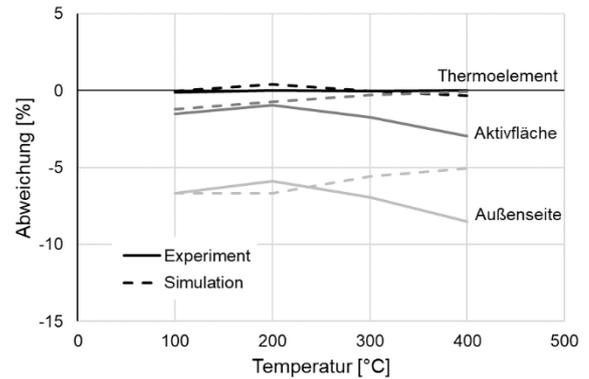
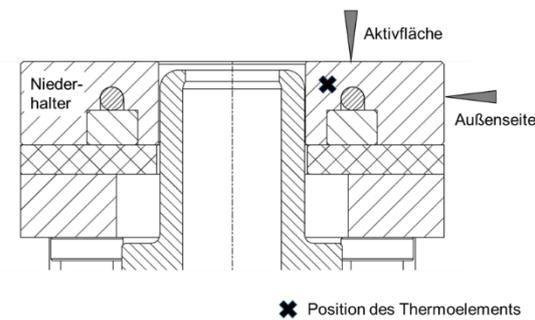


Abbildung 23: Vergleich der Werkzeug- und Oberflächentemperaturen des Stahl-Niederhalters der zweiten Stufe in Simulation und Experiment unter Variation der Solltemperatur

Darauf aufbauend wird das druckbehaftete Aufheizverhalten der Ronde in der Stahlstufe validiert. Abbildung 24 zeigt den vereinfachten Prozessablauf und die entsprechenden Temperaturverläufe bei Werkzeugtemperaturen von 250 und 400 °C.

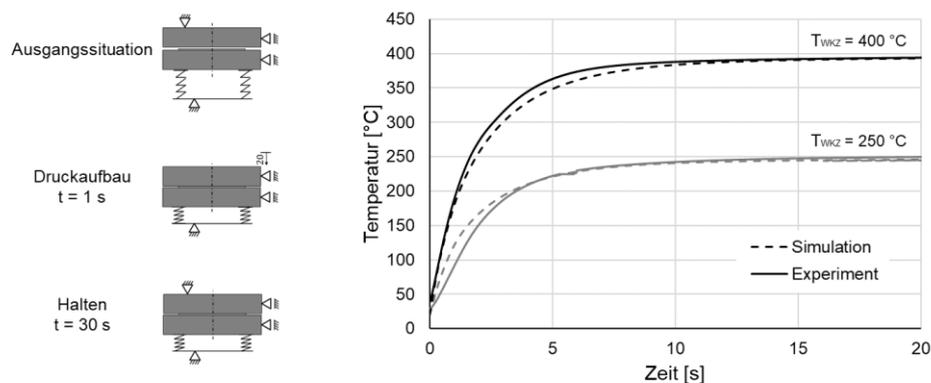


Abbildung 24: Vergleich des druckbehafteten Aufheizverhaltens der Ronde unter einem Federenddruck von 2.352 N zwischen Simulation und Experiment bei Werkzeugtemperaturen von 250 und 400 °C

Auch in diesem Fall zeigen die Resultate mit den gewählten Material- und Prozessparametern eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Numerik. Nur zu Beginn treten Abweichungen auf, die insbesondere durch die Vernachlässigung der Oberflächenfeingestalt und deren Veränderung durch die wirkenden Kontaktdrücke in der Numerik bzw. durch Messunsicherheiten im experimentellen Aufbau verursacht werden.

5 Vierstufiges Werkzeug mit gezielter Temperaturführung

Zur Untersuchung mehrstufiger Umformprozesse wurde im Rahmen dieser Arbeit ein vierstufiges Werkzeug mit gezielter Temperaturführung entwickelt. Basierend auf einem industriellen Anwendungsfall der Werner Schmid GmbH wurde die in Abbildung 25 gezeigte vierstufige Stadienfolge festgelegt. Sie beinhaltet die vier wesentlichen Verfahren, die in einem 18-stufigen Transferprozess zur Herstellung einer Rotorbuchse aus Stahl, bei der das Ausgangsmaterial mit $2,05 \pm 0,05$ mm in der Zarge um 18,3 % auf 2,425 mm aufgedickt wird, teils mehrfach genutzt werden.



Abbildung 25: Vierstufige Stadienfolge zur Herstellung einer Demonstratorgeometrie mit angepassten Wanddicken [Gue23^E]

Die Besonderheit der Prozesskette liegt in der Kombination verschiedener Fertigungsverfahren, wodurch eine rein umformtechnische Aufdickung in der Zarge erzielt wird, angelehnt an das „stamping-forging processing“ von Wang et al. [Wan12]. Dies ist in solch limitierter Stufenanzahl herausfordernd, sodass ähnliche Bauteile häufig zweigeteilt hergestellt und anschließend verschweißt werden.

Während die industrielle Prozesskette eine abgestimmte Zugabstufung und ein mehrstufiges Stauchen umfasst, ist das Versuchswerkzeug aufgrund der experimentellen Komplexität und der Kosten auf die vier wesentlichen Stufen reduziert. Als Ausgangsmaterial kommen Ronden mit einem Durchmesser von 102 mm und einer Blechdicke von 1,5 mm zum Einsatz, die zunächst zu einem Napf mit einem Durchmesser von 50 mm mit resultierendem Flansch

tiefgezogen und im Napfboden gelocht werden. Die nachfolgenden Prozessschritte des Kragenziehens und Stauchens in den Stufen 3 und 4 führen zu einer Aufdickung der Blechdicke um 20 % auf 1,8 mm. Gleichzeitig wird das WS-Logo eingepreßt und der Außendurchmesser abgeflacht.

5.1 Werkzeugaufbau und -auslegung

Der nachfolgend gezeigte Werkzeugaufbau sowie dessen Beschreibungen beziehen sich – sofern nicht gesondert hervorgehoben – auf den endgültigen Entwicklungsstand des Werkzeuges, da während der Projektlaufzeit diverse Optimierungen und Anpassungen (bspw. Austausch von Federn oder geometrische Abstimmungen) vorgenommen wurden.

Der detaillierte Aufbau des Werkzeugs ist exemplarisch anhand der ersten Stufe in Abbildung 26 dargestellt. Die Abbildung kombiniert eine Darstellung der Stufe im oberen Totpunkt (OT) inkl. der Benennung der mechanischen Komponenten (links) mit einer Darstellung im unteren Totpunkt (UT) unter Angabe der Werkzeugelemente für die gezielte Beeinflussung der Temperaturfelder (rechts).

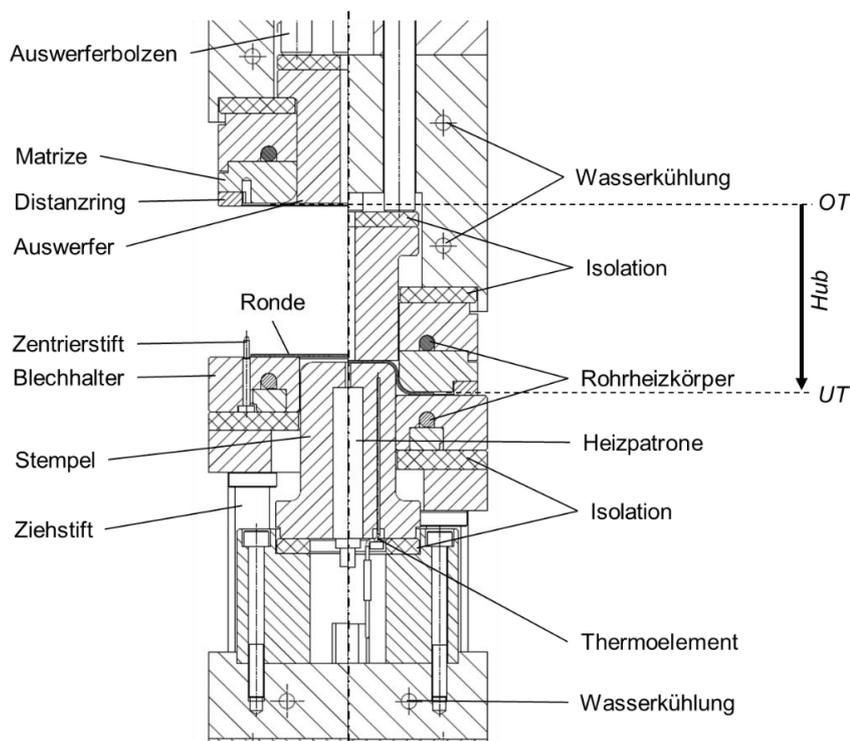


Abbildung 26: Werkzeugaufbau von Stufe 1 (Tiefziehen)

Die wesentlichen Elemente der Tiefziehstufe, die mit dem Bauteil in Kontakt treten und nachfolgend auch als Aktivteile bezeichnet werden, sind Stempel und Blechhalter im Werkzeugunterteil sowie Matrize und Auswerfer im Werkzeugoberteil. Die Positionierung der Ronde auf dem Blechhalter wird mittels dreier Zentrierstifte gewährleistet. Diese sind je nach Prozessroute für die Temperaturbereiche kalt, halbwarm und warm abgestimmt, sodass durch Austausch der Stifte bei jeglicher Wärmeausdehnung der Ronden eine zentrische Einlage sichergestellt wird. Dies ist notwendig, da bereits geringe Exzentrizitäten der Ronden zum Versagen führen. Bei einem Pressenhub auf der Servomotorpresse SWP 2500 der synchropress GmbH verfährt die Matrize die vorgegebene Bewegungskurve der Stößeinstellung von 100 mm Hubweg in einer Zykluszeit von 1,2 s (vgl. Abbildung 19) und trifft auf das Blech und somit den federnd gelagerten Blechhalter. Dieser überträgt die Kraft über Ziehstifte auf die vier im Unterbau befindlichen Systemdruckfedern (in Abbildung 26 nicht ersichtlich). Aufgrund der Möglichkeit der Werkzeugtemperierung wurde auf die Nutzung von Gasdruckfedern verzichtet, da deren empfohlener Temperaturbereich auf 80 °C limitiert ist [Fib22]. Äquivalent dazu ist der Auswerfer über vier Auswerferbolzen mit einer im Werkzeugoberteil sitzenden Systemdruckfeder gekoppelt, sodass ein sicheres Auswerfen des Bauteils nach der Umformung garantiert wird. Eine weitere Option stellt die Verwendung eines Distanzrings auf der Matrize dar. Dessen Höhe kann mittels Unterlagen in 0,05 mm Schritten auf bis zu 0,30 mm über Ausgangsblechdicke abgestimmt werden, sodass der Kontakt zwischen Blech und Werkzeug minimiert und das Nachfließen des Werkstoffs leichter ermöglicht wird.

Eine Besonderheit des Werkzeugaufbaus und damit eine spezifische Anforderung an die Werkzeugtechnologie entsprechend der wissenschaftlichen Fragestellung (vgl. Kapitel 3.2) ist die Möglichkeit der Temperierung von Stempel, Matrize und Blechhalter. Dies ermöglicht die gezielte Erwärmung der Bleche oder Bauteile im Werkzeug oder ein Halten der Temperatur innerhalb der Prozessfolge. Realisiert ist dies über eine Heizpatrone mit 16 mm Durchmesser im Stempel und je einen Rohrheizkörper mit 8 mm Durchmesser in Matrize und Blechhalter. Die in Abbildung 27 gezeigte Kontur der Rohrheizkörper ist speziell auf die Bauteilgeometrie abgestimmt und besteht aus einer beheizten Länge zur Gewährleistung einer homogenen Temperaturverteilung und einer

unbeheizten Länge zur räumlichen Trennung der elektrischen Anschlüsse von tribologischen Rückständen. Enge Werkzeugtoleranzen und die Verwendung einer Wärmeleitpaste (Varybond Regular Grade® [Var13]) sorgen für einen guten Wärmeübertrag ins Werkzeug. Wichtig ist die Berücksichtigung ausreichender Spaltmaße zwischen bewegten Bauteilen aufgrund temperaturabhängiger Wärmeausdehnungen.

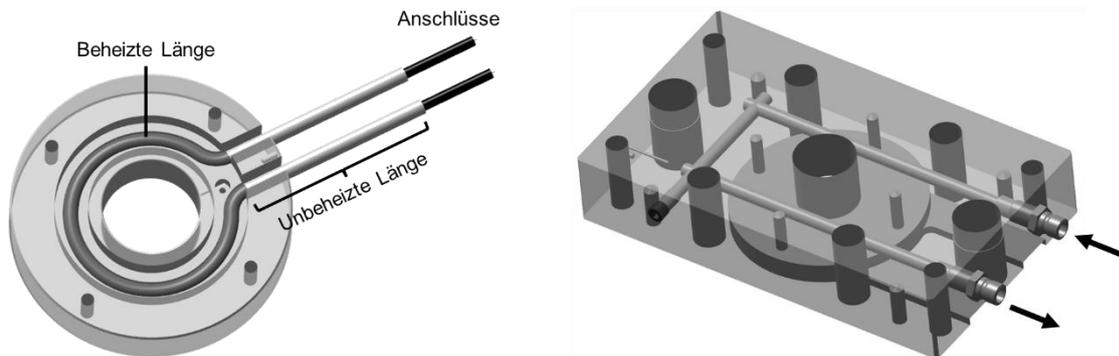


Abbildung 27: Rohrheizkörper-Geometrie im Blechhalter und Kühlkanäle in der Grundplatte des Werkzeugunterteils

Für die Auslegung der Heizkomponenten wurde die Anheizleistung P_A berücksichtigt. Diese berechnet sich aus dem Produkt der Masse m , der spezifischen Wärmekapazität c_{spez} des aufzuheizenden Materials und der Temperaturdifferenz ΔT zwischen Raumtemperatur T_{RT} und Soll-Temperatur T_{Soll} dividiert durch die Anheizzeit Δt_A [Tue22]:

$$P_A = \frac{m * c_{spez} * \Delta T_A}{\Delta t}$$

Diese wird anschließend mit einem, von Bauteilgröße und vorliegender Isolation abhängigen, Verlustfaktor multipliziert. Zusätzlich dazu müssen die empfohlenen Oberflächenbelastungen H der Heizelemente, die sich aus dem Quotienten aus Leistung und Mantelfläche des Heizelementes bestimmen, berücksichtigt werden. Zudem musste bei der Konstruktion auf die Herausführung und Erdung aller Anschlussleitungen sowie die notwendige Beständigkeit gegenüber erwärmten Werkzeugkomponenten und Schmierstoff geachtet werden.

Die Temperaturmessung in den temperierten Werkzeugkomponenten erfolgt mittels vom Hersteller getesteten und vor dem Einbau mit einem Pt100 kalib-

rierten Thermoelementen Typ K (Ni-Cr/Ni) mit einem Durchmesser von 1,5 mm. Diese sind 8-10 mm unter der Wirkoberfläche eingebracht, sodass sie eine genaue Ermittlung der anliegenden Temperaturen ermöglichen können.

Um den Wärmeübertrag der erwärmten Werkzeugkomponenten auf das restliche Werkzeug zu minimieren, sind 8 bzw. 10 mm dicke Isolationsplatten des Werkstoffs AGK K-Therm[®] AS 600 M eingebracht. Der laminar aufgebaute Muskovite Glimmer (Aluminium Kalium Hydrosilikat) besitzt eine hohe Druckfestigkeit [AGK13] und reduziert die anliegende Temperatur unter Verwendung einer 8 mm dicken Isolationsschicht von 500 auf 185 °C. Aufgrund des natürlichen Setzverhaltens des Werkstoffs von 4-8 % wurde nach dem Einfahren des Werkzeugs eine Nachjustierung über metallische Unterlagen vorgenommen. [AGK19]

Ergänzend ist in der Grundplatte des Unterteils sowie dem Zwischenstück im Oberteil eine Kühlung implementiert. Diese wird durch Bohrungen von 8 mm Durchmesser und Verschlussstopfen realisiert, wie Abbildung 27 zeigt.

Als Werkzeugwerkstoff für die temperierten Aktivteile wurde der Chrom-Molybdän-Vanadium-legierte Werkzeugstahl Unimax[®] (X50 CrMoV5-2 ESU) der Firma Uddeholms AB mit einer Härte von 57±1 HRC genutzt [Udd15]. Einzelne, stark belastete Bauteile des Warmarbeitsstahls wurden zur Verschleißminimierung zudem nitriert und mit der Beschichtung Balinit Hard Carbon der Firma Oerlikon Balzers Coating Germany GmbH beschichtet [Oer20].

Zur Reduzierung der Zykluszeit bei einer Inline-Erwärmung und somit der Steigerung der Produktivität des Gesamtprozesses werden zusätzlich einzelne Aktivteile der zweiten Stufe aus einem alternativen Material gefertigt. Aufgrund der thermischen Eigenschaften wurde hierfür der Werkstoff Cu-ETP (E-Cu 58), auch bekannt als CW004A, ausgewählt. Das durch elektrolytische Raffination hergestellte, sauerstoffhaltige Kupfer mit min. 99,9 % Reinheitsgehalt weist eine sehr hohe Leitfähigkeit von Wärme und Elektrizität auf [DKI05]. Die wesentlichen physikalischen und mechanischen Eigenschaften im Vergleich zum Unimax[®] werden in Tabelle 6 gegenübergestellt.

Aufgrund der deutlich geringeren Festigkeiten und somit höheren Anfälligkeit gegenüber abrasivem Verschleiß werden lediglich der Niederhalter und Auf-

nahmering aus Kupfer gefertigt, da diese einer geringen Flächenpressung und keiner druckbelasteten Relativbewegung unterliegen. Die Bauteile sind allseitig mit einer 30 µm starken Schicht Kanigen® der Firma Schnarr Oberflächentechnik chemisch vernickelt mit anschließender Aushärtung der Schicht bei 290 °C auf ca. 1.000 HV [Sch08]. Im Werkzeugunterbau kommen konventionelle Werkzeugstähle, wie der Kaltarbeitsstahl 1.1730 oder der Kunststoffformenstahl 1.2312, zum Einsatz.

Tabelle 6: Vergleich der physikalischen und mechanischen Eigenschaften des Werkzeugstahles Uddeholm Unimax® [Udd15] und der Kupferlegierung CW004A [DKI05]

		Stahl:	Kupfer:
		Uddeholm Unimax®	CW004A (Cu-ETP)
Physikalische Eigenschaften			
Dichte (bei 20°C)	[g/cm ³]	7,79	8,93
Elastizitätsmodul (bei 20°C)	[MPa]	213.000	130.000
Wärmeausdehnungskoeffizient von 20°C bis 200°C	[1/K]	11,5 x 10 ⁻⁶	17,3 x 10 ⁻⁶
Wärmeleitfähigkeit (bei 200°C)	[W/mK]	25	381
Spezifische Wärmekapazität (bei 20°C)	[J/kgK]	460	386
Mechanische Eigenschaften			
Streckgrenze R _{p0,2}	[MPa]	1.790	> 65
Bruchfestigkeit R _m	[MPa]	2.210	> 220

Die weiteren Stufen unterscheiden sich nur geringfügig vom dargestellten Aufbau der ersten Stufe, wie die schematische Gegenüberstellung in Abbildung 28 zeigt. In Stufe 2 wird der Stempel durch die Matrize ersetzt, während die eigentliche Matrize als Aufnahme ring fungiert und der Auswerfer um einen Lochstempel ergänzt wird. Stufe 3 ist bis auf den Federweg identisch mit Stufe 1. Stufe 4 besitzt darüber hinaus einen zusätzlichen Federweg für die Matrize, um den zu stauchenden Kragen seitlich abzustützen.

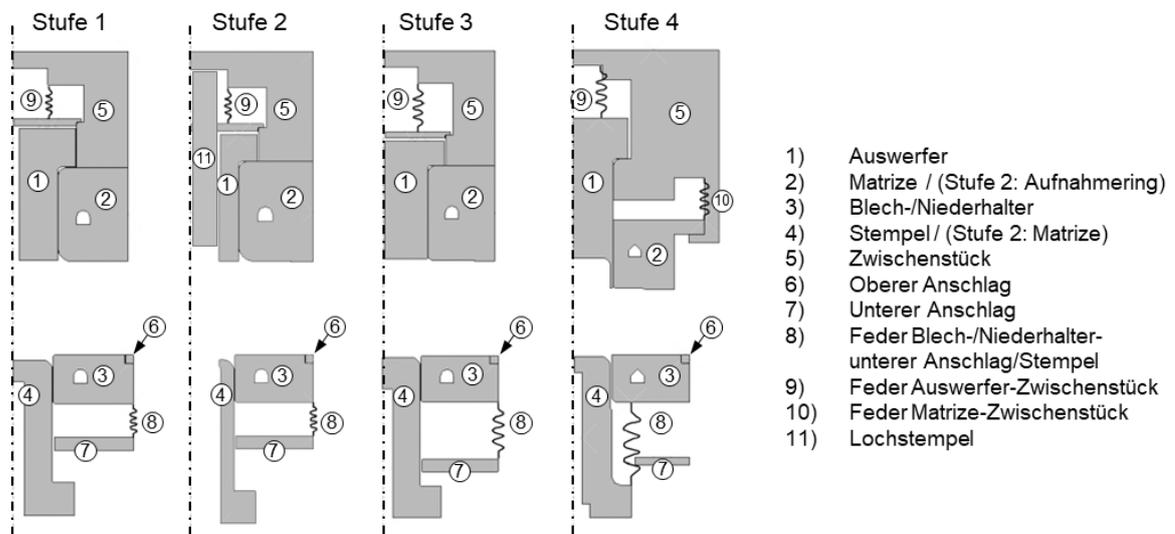


Abbildung 28: Schematische Gegenüberstellung der vier Werkzeugstufen

5.2 Elektropneumatisches Transfersystem

Zur Gewährleistung reproduzierbarer Prozessbedingungen hinsichtlich der Taktzeit (insb. bei temperierter Prozessführung) sowie der zentrischen Bauteilpositionierung ist ein Transfersystem erforderlich. Da konventionelle Systeme, bestehend aus zwei links und rechts des Materialflusses angeordneter Transferschienen, aufgrund der zahlreichen Leitungen und dem damit verbundenen einseitigen Bauraum (vgl. Abbildung 29) nicht anwendbar sind, bedarf es einer neuen Lösung des Bauteiltransports.

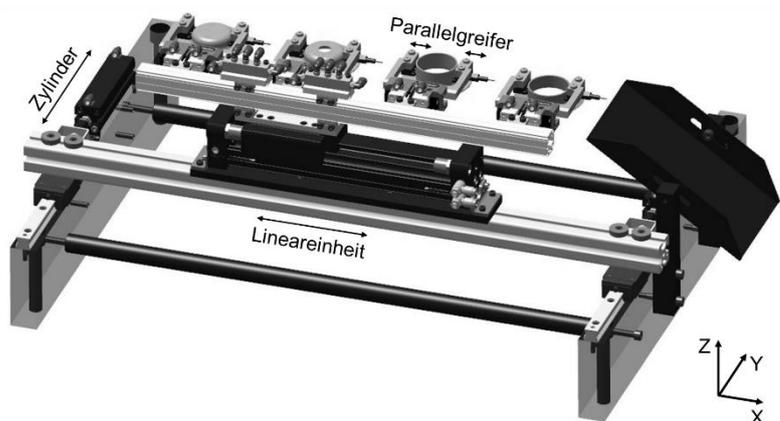


Abbildung 29: Begrenzter Bauraum im Werkzeug [Foto: HA Hessen Agentur GmbH - Jan Michael Hosan] (links) und speziell dafür konzipiertes elektropneumatisches Transfersystem (rechts)

Das speziell für diesen Zweck konzipierte Transfersystem wird auf der Grundplatte des Werkzeug-Unterteils fixiert und besitzt neben den herkömmlichen Freiheitsgraden in X- und Y-Richtung einen zusätzlichen Freiheitsgrad in X-Richtung. Dieser gewährt ein sicheres Transferieren der Bauteile mittels mechanischer Formgreifer und der Aktorik eines Parallelgreifers anstelle der zwei aufeinander zu fahrenden Transferschienen konventioneller Systeme.

Realisiert wird die Bewegungsabfolge (Zylinder einfahren, Greifer zu, Transfer (rechts), Greifer auf, Zylinder ausfahren, Rückhub (links)) mittels zweier Kompaktzylinder, vier Parallelgreifern und einem Linearantrieb mit 150 mm Verfahrweg, sodass alle vier Stufen parallel transferiert werden. Die dafür benötigte Zeit beträgt 2,5 s, wovon etwa 1,7 s tatsächliche Eingriffszeit im Werkzeug einnehmen.

Zur Minimierung des Wärmeübertrags haben die Greifzangen nur punktuellen Kontakt zum Bauteil und sind zusätzlich mit Isolationsplatten von der Greifereinheit abgeschirmt. Anschließend an Stufe 4 gelangen die fertig umgeformten Bauteile über eine Rutsche in eine Kiste.

Die Steuerung des Transfersystems erfolgt elektropneumatisch mit einer Siemens LOGO!. Die Kombination aus Basis- und Erweiterungsmodul stellt 16 digitale Eingänge (14 Abfragen und 2 Taster) und 6 digitale Ausgänge (5 Ventile und 1 Leuchtmelder) zur Verfügung, womit die drei verbauten Ventile angesteuert werden.

6 Materialcharakterisierung

In diesem Kapitel wird ein umfassender Überblick über die verwendeten Materialien gegeben. Im Fokus steht der Einfluss der Vorkonditionierungen bzw. der erhöhten Temperaturen auf die Materialeigenschaften. Dazu werden mittels Parametervariationen einzelne Prozessparameter bestimmt und dabei auftretende Phänomene sowie die Möglichkeiten anschließender Wärmenachbehandlungen erläutert.

6.1 Untersuchte Werkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit werden die beiden hochfesten Aluminiumlegierungen EN AW-6082 (Al Si1MgMn) und -7075 (Al Zn5,5MgCu) verwendet. Mit den Hauptlegierungselementen Magnesium und Silizium bzw. Zink gehören sie zu den aushärtbaren Aluminiumlegierungen. Die chemischen Zusammensetzungen der vorliegenden Chargen sind in Tabelle 7 zusammengefasst. Beide Legierungen entsprechen den in DIN EN 573-3 genormten Zusammensetzungen [DIN EN 573-3].

Tabelle 7: Chemische Zusammensetzung der Legierungen EN AW-6082 und -7075 [Sli19, AMA19]

Gewichtsanteile [%]	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sonst.
EN AW-6082	0,98	0,46	0,06	0,55	0,94	0,03	0,06	0,02	0,01
EN AW-7075	0,08	0,12	1,60	0,04	2,70	0,19	5,90	0,05	0,11

Im Anlieferungszustand liegen die Blechwerkstoffe im hochfesten T6-Zustand in Form von Coils mit Breiten von 210 mm bzw. 500 mm vor. Bei einer Blechdicke von 1,50 mm ergibt sich folglich nach DIN EN 485-4 ein Toleranzbereich von $\pm 0,07$ mm [DIN EN 485-4]. Für die Weiterverarbeitung werden die Coils für die Materialcharakterisierungen abgetafelt sowie für die umformtechnischen Untersuchungen in Ronden von 102 mm Durchmesser gestanzt. Mes-

sungen von je 60 Ronden ergeben für die Legierung EN AW-6082 eine durchschnittliche Dicke von 1,497 mm bei einer Standardabweichung von 1,03 % sowie für EN AW-7075 eine Dicke von 1,494 mm bei 0,36 % Standardabweichung [Pre21^S].

Die Oberflächenbeschaffenheit der Blechwerkstoffe ist „Mill Finish“. Messungen mit dem konfokalen Weißlichtmikroskop μ surf an jeweils 5 Ronden pro Material weisen durchschnittliche Rautiefen R_z von 2,588 μm (6082) und 1,764 μm (7075), sowie arithmetische Mittenrauwerte R_a von 0,444 μm (6082) und 0,274 μm (7075) auf. Dementsprechend besitzt das 7000er-Material eine glattere Oberfläche. Weitere Messungen an Proben im W- und O-Zustand liegen in einer ähnlichen Größenordnung und zeigen, dass die Vorkonditionierung keinen Einfluss auf die Oberflächenfeingestalt der Materialien hat. [Kub22^S]

6.2 Vorkonditionierte Halbzeuge

Neben den geometrischen Toleranzen und Abmaßen der Bleche existiert auch für die mechanischen Eigenschaften eine Norm, die DIN EN 485-2. Diese gibt Mindestwerte für Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung an, welche von den vorhandenen Chargen übertroffen werden. [DIN EN 485-2]

Neben dem hochfesten T6-Zustand existiert die Möglichkeit einer Vorkonditionierung der Werkstoffe in den W- oder O-Zustand. Deren Einfluss auf die Spannungs-Dehnungs-Kurven illustriert Abbildung 30.

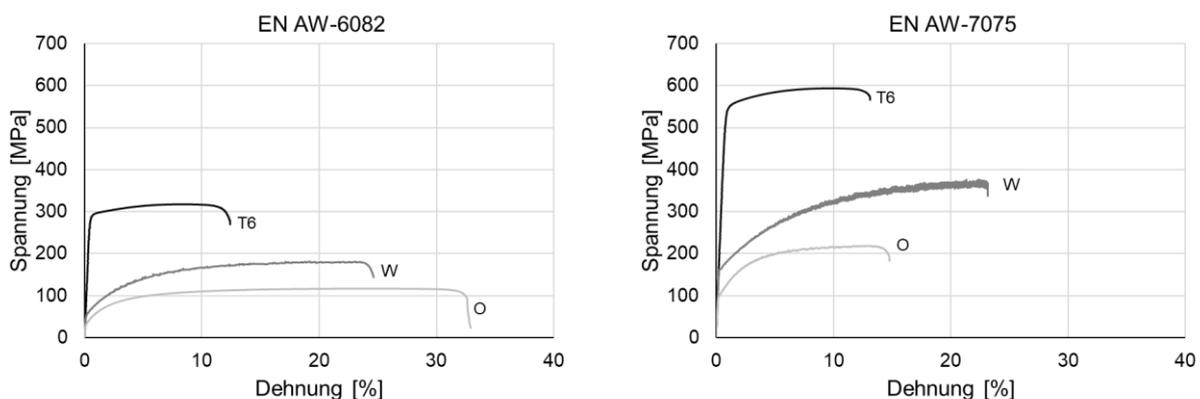


Abbildung 30: Spannungs-Dehnungs-Kurven von EN AW-6082 und -7075 in den Zuständen T6, W und O (nach [Gue23^E])

Durch die Vorkonditionierungen werden die maximalen Zugfestigkeiten R_m des T6-Zustandes signifikant reduziert, während die Gleichmaßdehnung A_g (maximale Dehnung, ehe die Probe einschnürt) sowie die Bruchdehnung A signifikant ansteigen, insbesondere bei EN AW-6082. Die geringsten Spannungen liegen bei beiden Materialien im O-Zustand vor, wohingegen die maximalen Bruchdehnungen bei EN AW-6082 im O- und bei EN AW-7075 im W-Zustand erreicht werden.

Die konkreten mechanischen Kennwerte aus den Spannungs-Dehnungs-Diagrammen inklusive der prozentualen Differenzen zum T6-Ausgangszustand sind in Tabelle 8 als Mittelwerte aus drei Versuchen pro Konstellation dargestellt.

Tabelle 8: Mechanische Kennwerte von EN AW-6082 und -7075 in verschiedenen Vorkonditionierungen [Gue22b^F]

Material – Zustand	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]
EN AW-6082 – T6	316,1	289,1	12,0
EN AW-6082 – W	183,7 -42 %	59,5 -79 %	24,5 +103 %
EN AW-6082 – O	115,9 -63 %	38,8 -87 %	32,4 +169 %
EN AW-7075 – T6	587,6	531,3	11,8
EN AW-7075 – W	374,3 -36 %	164,9 -69 %	21,8 +85 %
EN AW-7075 – O	218,4 -63 %	104,8 -80 %	15,0 +27 %

Als Maß für die durch Kaltumformung erreichbare Verfestigung kann das Verhältnis der Zugfestigkeit R_m zur Streckgrenze $R_{p0,2}$ herangezogen werden. Beiden Materialien gemein ist ein starker Unterschied zwischen den T6-Zuständen mit einem Verhältnis von 1,09 für EN AW-6082 bzw. 1,11 für EN AW-7075 gegenüber den W- und O-Zuständen mit Werten von 2,08 (EN AW-7075-O) bis 3,09 (EN AW-6082-W). Die steigende Verfestigung verschiebt die Grenzformänderungskurve zu höheren Hauptformänderungen φ_1 , sodass das Umformvermögen erweitert wird [Doe17].

Die Vorkonditionierungen führen somit zu einer signifikanten Veränderung der Materialeigenschaften. Um den Einfluss einzelner Prozessparameter der

Wärmebehandlung sowie der nachfolgenden Umformung (z. B. Ziehgeschwindigkeit) zu quantifizieren und die Robustheit zu untersuchen, schließen sich detaillierte Untersuchungen zum T6-, W- und O-Zustand an. Die Zustände W und O zeigen jedoch neben der verbesserten Kaltumformbarkeit gegenüber dem hochfesten Zustand T6 auch die Notwendigkeit einer nachträglichen Wärmebehandlung.

6.2.1 Der hochfeste T6-Zustand

Mit Mindestzugfestigkeiten von 310 MPa (EN AW-6082) bzw. 540 MPa (EN AW-7075) besitzt der T6-Zustand die höchsten Festigkeiten [DIN EN 485-2], jedoch eine geringe Kaltumformbarkeit. Die erreichbare Härte wird dabei durch die vorliegenden Ausscheidungsphasen bestimmt.

Für die genauere Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften zeigt Abbildung 31 die Einflüsse einzelner Parametervariationen auf die Zugfestigkeit R_m , die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Bruchdehnung A für den Ausgangszustand T6 der beiden Materialien EN AW-6082 und -7075. In der Mitte des Diagramms ist jeweils die Standardkonfiguration dargestellt. Die Parametervariationen in der Methode „one factor at a time“ sind links und rechts davon angeordnet und durch jeweils 3 Wiederholungen abgesichert.

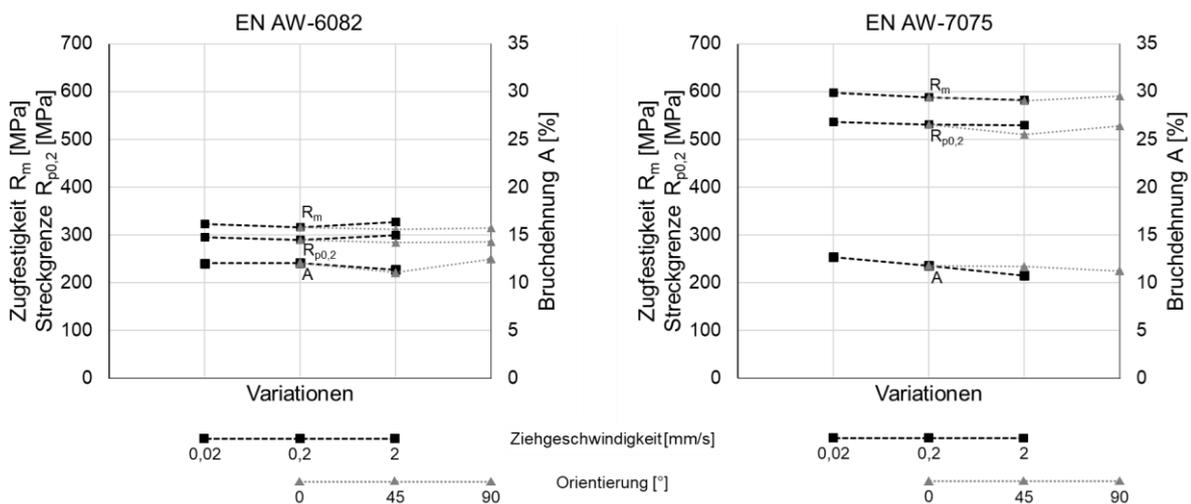


Abbildung 31: Einflussparameter auf die mechanischen Eigenschaften des T6-Zustandes von EN AW-6082 und -7075 (nach [Gue23^E])

Der T6-Zustand zeigt sowohl für die Variation der Ziehgeschwindigkeiten von 0,02, 0,2 und 2,0 mm/s als auch für die Untersuchung der Werkstofforientierung von 0, 45 und 90 ° zur Walzrichtung keine signifikanten Unterschiede bei hoher Reproduzierbarkeit. Die Festigkeiten weichen um weniger als 4,0 % und die Bruchdehnungen um bis zu 9,0 % von der Standardkonfiguration des Ausgangsmaterials ab. Während die Bruchdehnungen beider Materialien auf einem ähnlichen Niveau liegen, sind die Festigkeiten der Legierung EN AW-7075 deutlich höher. Folglich weist der hochfeste T6-Zustand zwar stabile Umformeingenschaften auf, ist aufgrund der geringen Duktilität jedoch nur limitiert kaltumformbar.

6.2.2 Der instabile W-Temper-Zustand

Im Gegensatz zum T6-Zustand ist der W-Temper-Zustand instabil und härtet natürlich aus, wie in Kapitel 6.4 näher quantifiziert wird. Erzeugt wird er durch schnelles Abschrecken nach dem Lösungsglühen, sodass die Bildung von Ausscheidungen unterdrückt wird und die Legierungselemente gleichmäßig fein verteilt bleiben. Die genaue Temperaturführung zur Erzeugung des übersättigten Zustandes ist in Abbildung 32 dargestellt. Abgesehen von einzelnen Untersuchungen mit der Kontakterwärmungseinheit (nur für die Materialcharakterisierungen in diesem Abschnitt) erfolgt das Lösungsglühen im Umluft-Kammerofen. Die Ronden werden in den vorgeheizten Ofen eingelegt und erreichen nach 5 Minuten die Lösungsglühtemperatur von 530 °C (EN AW-6082) bzw. 480 °C (EN AW-7075). Diese Temperatur wird für 3 Minuten gehalten, bevor die Ronden entnommen und in Wasser mit Abschreckpolymer abgeschreckt werden. Die 15 %ige Konzentration des Serviscol 98-AL Polymer-Abschreckkonzentrats der Firma Burgdorf GmbH & Co. KG unterdrückt die sonst sofort entstehende Dampfhaut von Wasser durch die Anlagerung eines Polymerfilms, wodurch eine mildere und gleichmäßigere Abschreckung gewährleistet wird, welche den Verzug der Bleche reduziert [Bur19].

Alternativ zum externen Abschrecken der Ronden in einem Abschreckmedium besteht die Möglichkeit einer Inline-Abschreckung im Werkzeug. Hierzu bedarf es gekühlter Werkzeuge und – je nach Blechdicke und Durchsatz – Haltezeiten im unteren Totpunkt. Sofern die erforderlichen Abschreckgeschwindigkeiten damit eingehalten werden, sind die mechanischen Eigenschaften beider

Methoden vergleichbar. Als vorteilhaft erweist sich die Implementierung in den verketteten Serienprozess, da so keine zusätzliche Trocknungsvorrichtung nach dem Wasserbad notwendig ist. [Gue20^E]

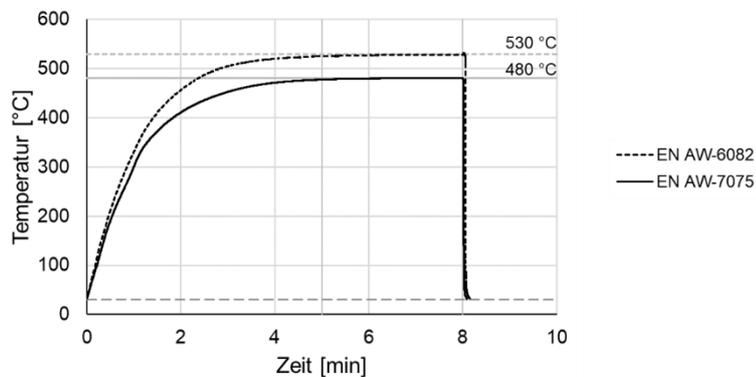


Abbildung 32: Prozessroute zur Erzeugung des instabilen W-Temper Zustandes für EN AW-6082 und -7075 [Gue23^E]

Bisherige Untersuchungen stellen zumeist den W-Temper-Zustand als resultierenden Zustand einer einstufigen Abschreckumformung (Warmumformung mit gekühlten Werkzeugen) in den Mittelpunkt. Die anschließenden Materialcharakterisierungen erfolgen bspw. bei Behrens et al. nach einer zweistufigen Auslagerung [Beh18] oder bei Merklein [Mer18] und Degner [Deg20] unter Variation verschiedener Aufheiz- und Abschreckmethoden sowie der (Wärme-) Nachbehandlung. Um die Einflüsse einzelner Prozess- und Wärmebehandlungsparameter auf die mechanischen Eigenschaften des W-Zustandes ohne kombinierte Umformung zu charakterisieren, sind diese in Abbildung 33 der Standardkonfiguration gegenübergestellt. Variiert werden neben der Ziehgeschwindigkeit und Orientierung der Probe die Erwärmungsmethode (Kammerofen, Umluft-Kammerofen, Kontakterwärmungseinheit), sowie die Lösungsglühtemperatur (530 bzw. 480 °C mit je ± 10 bzw. 20 °C) und -dauer (1, 3, 8 und 15 Min.).

Im instabilen W-Zustand liegen die Schwankungen der Zugfestigkeit und Streckgrenze mit Ausnahme der Variation der Lösungsglühtemperatur bei EN AW-6082 mit maximalen Schwankungen von 10,9 % bei der Zugfestigkeit und 20,6 % bei der Streckgrenze, allesamt unter 10 % und sind somit robust und reproduzierbar. Bei den Lösungsglühtemperaturen ist ein leichter, aber repro-

duzierbarer Trend zur Festigkeitszunahme mit steigender Temperatur zu erkennen.

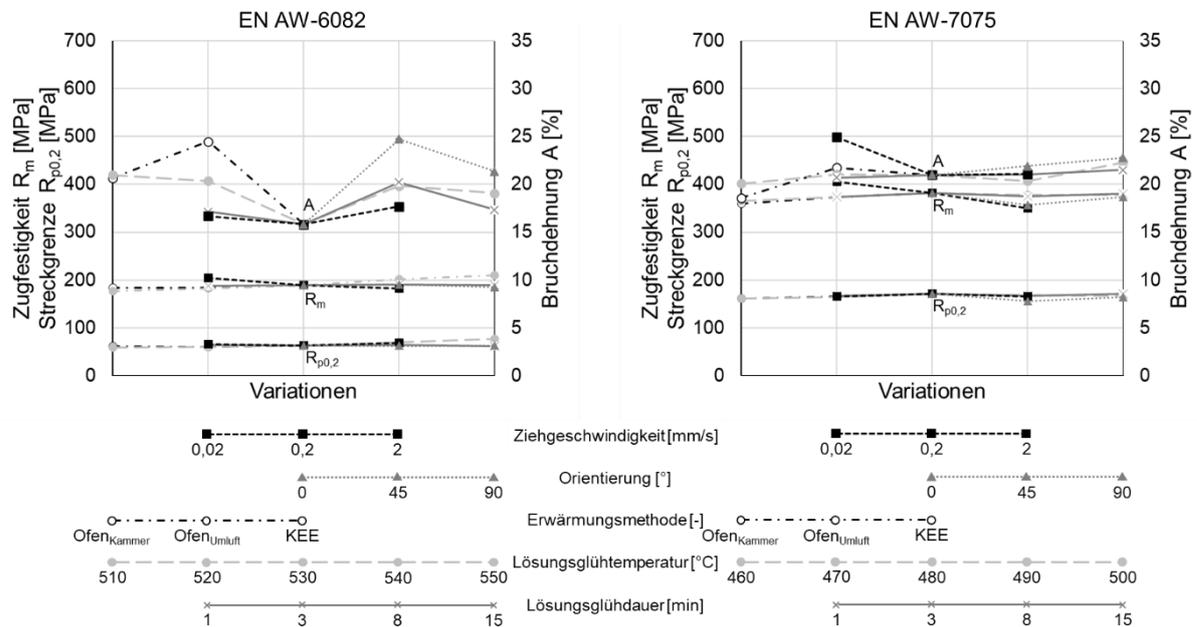


Abbildung 33: Einflussparameter auf die mechanischen Eigenschaften des W-Zustandes von EN AW-6082 und -7075 (nach [Gue23^E])

Im Vergleich dazu ist die Streubreite der einzelnen Wiederholungen, aber auch der Parametervariationen, bei der Bruchdehnung deutlich größer. Während der Werkstoff EN AW-7075 maximale Abweichungen von 11,4 % bei der Erwärmungsmethode und 18,9 % bei der Ziehgeschwindigkeit aufweist, variieren die Werte für EN AW-6082 um bis zu 56,4 %. Der Effekt erhöhter Bruchdehnungen bei längerer Ofenerwärmung im Vergleich zur schnellen Kontakt erwärmung wird auch von Pierschel et al. bestätigt [Pie17]. Die hier als Standardvariante von EN AW-6082 bezeichnete Parameterkombination (in der Mitte von Abbildung 33 dargestellt) weist mit $15,8^{+1,57}_{-2,16}$ % sehr niedrige Bruchdehnungen auf, weshalb eine Erwärmung im Umluft-Kammerofen bevorzugt werden sollte. Der Grund für die deutlich größeren Schwankungen im W-Zustand liegt auch in der Instabilität und der damit verbundenen Zeitabhängigkeit, die trotz größter Sorgfalt bei der Wärmebehandlung die Ergebnisse beeinflussen kann. Die menschlichen Einflüsse treten vor allem bei dem Transfer der Ronden vom Ofen in das Abschreckpolymer auf.

Ein besonderes Phänomen des W-Zustandes ist in der Ausprägung der Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abbildung 30 ersichtlich. Die mit zunehmender Dehnung ansteigenden Spannungsschwankungen sind als Portevin-Le-Chatelier (PLC)-Effekt bekannt [Cho21] und treten bei schnell abgeschreckten Proben und einer kurzen natürlichen Auslagerungszeit auf [Beh20]. Das Auftreten von Instabilitäten, die zu der dynamischen Reckalterung führen, ist ein thermisch aktivierter Prozess, der hauptsächlich bei Legierungen mit mehr als 0,5 % Mg (EN AW-6082: 0,94 %, EN AW-7075: 2,7 %) [Ost14] auftritt und somit vor allem bei EN AW-7075 präsent ist. Der PLC-Effekt ist zudem temperatur- und dehnratenabhängig [Ost14]. Bei der Kaltumformung mit niedrigen Umformgeschwindigkeiten erhöht der PLC-Effekt zudem die Verfestigungsrate [Ost14].

Die optisch sichtbare, streifenförmige Aufrauhung der Werkstoffoberfläche, die in einem Winkel von 50 – 60 ° zur Hauptspannungsrichtung auftritt [Ost14], ist nur bei der freien Umformung an den langsam gezogenen Zugproben sichtbar. Bei höheren Dehnraten oder der kontaktgebundenen Umformung beim Tiefziehen tritt der PLC-Effekt nicht auf, wie Abbildung 34 anhand von Messungen mit dem konfokalen Weißlichtmikroskop μ surf expert zeigt.

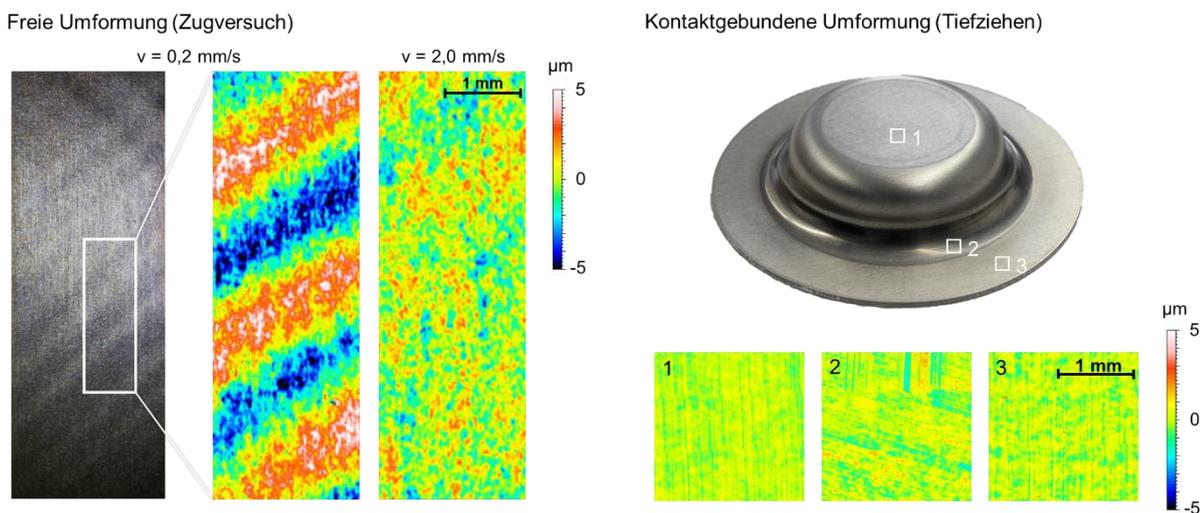


Abbildung 34: PLC-Effekt bei freier und kontaktgebundener Umformung von EN AW-7075 [Gue23^E]

Um diesen Effekt und damit unerwünschte Oberflächendefekte zu vermeiden, sollten entsprechend hohe Umformgeschwindigkeiten – wie sie in der industriellen Serienfertigung üblich sind – eingesetzt werden.

Der W-Zustand führt somit zu einer signifikanten Verbesserung der umformrelevanten Materialeigenschaften, deren Ausprägung mehr von der Erwärmungsmethode als von der gewählten Lösungsglühetemperatur und -zeit abhängt.

6.2.3 Der weichgeglühte O-Zustand

Eine weitere Möglichkeit der Vorkonditionierung bietet das Weichglühen. Der O-Zustand wird mit der in Abbildung 35 gezeigten Wärmebehandlung erzeugt. Beide Legierungen werden zunächst auf 410 °C erwärmt und für 2 Stunden bei dieser Temperatur gehalten. Anschließend werden sie mit 30 °C/h kontrolliert auf 260 °C (EN AW-6082) bzw. 230 °C (EN AW-7075) abgekühlt und für weitere 2 Stunden gehalten, bevor sie an Luft abkühlen. Dadurch entsteht ein feinkörniges und vollständig rekristallisiertes Gefüge, dessen Herstellung im Vergleich zum W-Zustand nur zeitintensiver erzielbar ist, dafür aber zeitlich stabile Eigenschaften aufweist.

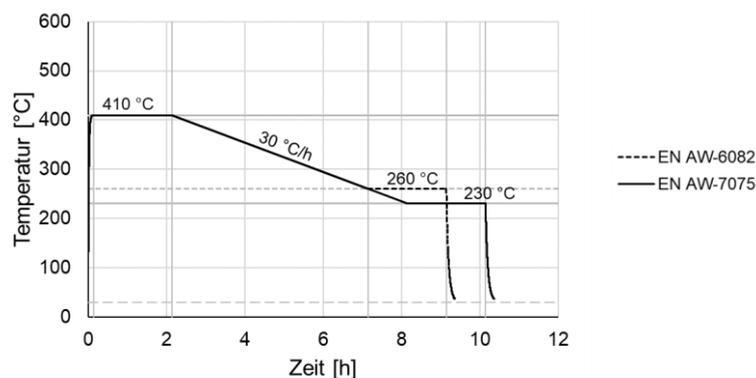


Abbildung 35: Prozessroute zur Erzeugung des weichgeglühten O-Zustandes von EN AW-6082 und -7075 [Gue23^E]

Auch für die weichgeglühten Proben erfolgt eine Parameterstudie zur Identifikation einzelner Einflussparameter auf die mechanischen Eigenschaften. Neben der Ziehgeschwindigkeit und Orientierung wird auch die Dauer der zweiten Haltezeit im Bereich von 0, 1 und 2 h variiert, wie Abbildung 36 verdeut-

licht. Der Grund dafür liegt in einer potenziellen Verkürzung der Wärmebehandlungsdauer.

Korrespondierend zum T6-Zustand weist auch der weichgeglühte O-Zustand stabile und reproduzierbare Werte aller Parametervariationen mit maximalen Abweichungen von nur 3,0 % für die Zugfestigkeit und Streckgrenze auf. Im Vergleich dazu schwanken die Bruchdehnungen materialabhängig bis zu 8,1 % bei EN AW-6082 bzw. 15,7 % bei EN AW-7075, ohne klare Tendenzen ablesen zu können. Auffallend sind zudem die niedrige Streckgrenze des O-Zustandes sowie die hohen Bruchdehnungen von bis zu 34,44 % bei der 6000er-Legierung. Aufgrund der nahezu identischen Werkstoffeigenschaften durch die Reduzierung oder den Wegfall der zweiten Haltezeit kann der Wärmebehandlungszyklus zur Herstellung des O-Zustandes theoretisch um 2 Stunden verkürzt werden. Weichgeglühte Aluminiumlegierungen bieten somit eine weitere Möglichkeit, die Werkstoffeigenschaften und damit die Umformbarkeit unter zeitlich stabilen und robusten Prozessbedingungen zu verbessern.

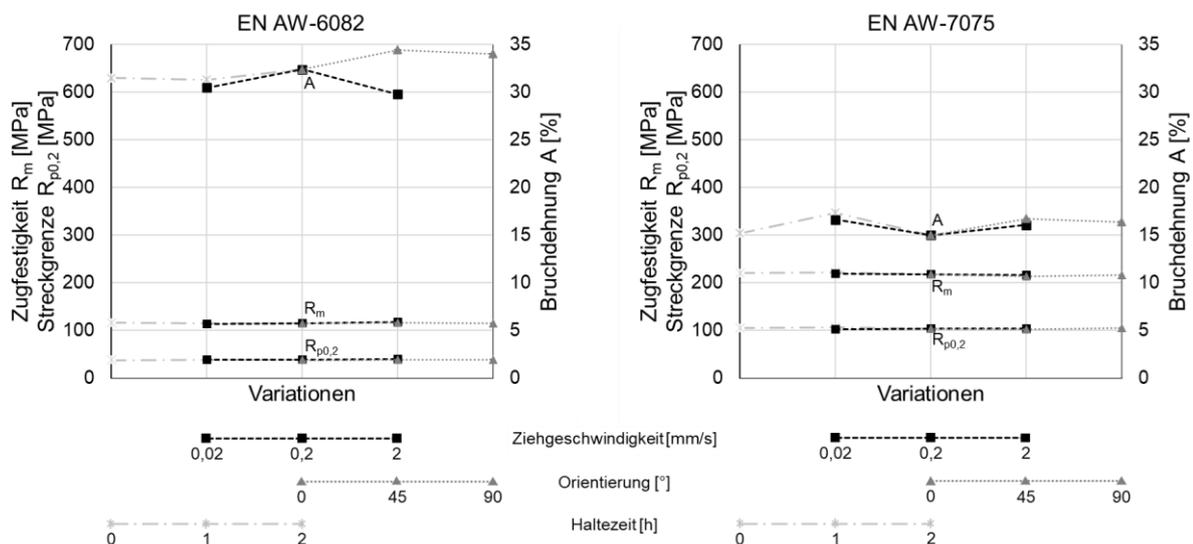


Abbildung 36: Einflussparameter auf die mechanischen Eigenschaften des O-Zustandes von EN AW-6082 und -7075 (nach [Gue23^E])

6.2.4 Fazit zur Verwendung von vorkonditionierten Halbzeugen

Zusammenfassend führen sowohl die Vorkonditionierung in den W-, als auch in den O-Zustand zu signifikanten Veränderungen des Werkstoff- und Um-

formverhaltens. Bezogen auf die einzelnen Einflussparameter lässt sich festhalten, dass die Umformgeschwindigkeit bei allen drei Vorbehandlungen nur einen geringen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zeigt und daher unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten so hoch wie möglich gewählt werden sollte. Dies bestätigt die Aussage von Hall et al., dass Aluminiumlegierungen bei Raumtemperatur eine geringere Reaktion auf die Tiefziehgeschwindigkeit zeigen als Stahl [Hal17]. Unterschiede in der Walzrichtung (Anisotropie) treten bei EN AW-6082-W zwar auf, können aber bei den nachfolgenden Umformungen bzw. bei der industriellen Serienfertigung rotationssymmetrischer Bauteile nicht beeinflusst werden.

Die größten Einflüsse in Bezug auf Streuung und Auswirkung der Parametervariation treten im W-Temper-Zustand auf. Es fällt auf, dass insbesondere die gewählte Standardkonfiguration von EN AW-6082-W einen Minimalwert für die Bruchdehnung darstellt, während die Zugfestigkeiten und Streckgrenzen auch bei Parametervariationen auf einem identischen Niveau bleiben. Die betrachteten Lösungsglühtemperaturen und -zeiten sind von untergeordneter Bedeutung, jedoch wäre es interessant, in weiteren Untersuchungen eine Parametervariation mit dem Umluft-Kammerofen durchzuführen, da der damit hergestellte W-Temper-Zustand vorteilhafte höhere Bruchdehnungen aufweist.

Abgesehen von der Bruchdehnung für den W-Zustand von EN AW-6082 bietet die Vorkonditionierung in den W- oder O-Zustand eine deutliche Verbesserung der Umformbarkeit bei robusten Prozessbedingungen, erfordert allerdings auch energieintensive vor- und nachgeschaltete Wärmebehandlungszyklen [Suc23].

6.3 Materialverhalten unter Temperatureinfluss

Als Alternative zur Kaltumformung (vorkonditionierter Halbzeuge) besteht die Möglichkeit, die Bleche vor der Umformung auf Halbwarm- oder Warmumformtemperatur zu erwärmen. Dies führt mit steigender Temperatur zu einer Zunahme der Diffusionsvorgänge, die wiederum für eine Entfestigung sorgen und damit die Fließspannung und die Bruchdehnung beeinflussen [Ost14].

Den Einfluss der Temperatur auf das mechanische Verhalten der beiden Legierungen zeigt Abbildung 37. Die eigens aufgezeichneten Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Raumtemperatur werden temperierten Versuchen des T6-Ausgangsmaterials im Bereich von 100-500 °C (EN AW-6082) bzw. 200-400 °C (EN AW-7075) von Sajadifar et al. gegenübergestellt [Saj21, Dec22].

Die dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurven basieren auf temperierten Flachproben, welche bei einer Dehnrates von 0,01 1/s ermittelt wurden und verdeutlichen die Temperaturabhängigkeit der beiden Aluminiumlegierungen. Erhöhte Temperaturen führen ebenso wie niedrigere Dehnraten zu einer signifikanten Reduzierung der Spannungen [Saj20]. Bezüglich der Bruchdehnungen unterscheiden sich die beiden Legierungen. Während die Bruchdehnungen bei EN AW-6082 von 100 bis 350 °C zunächst abfallen und erst ab 400 °C wieder deutlich ansteigen, liegen die Bruchdehnungen bei EN AW-7075 bis 300 °C auf ähnlichem Niveau.

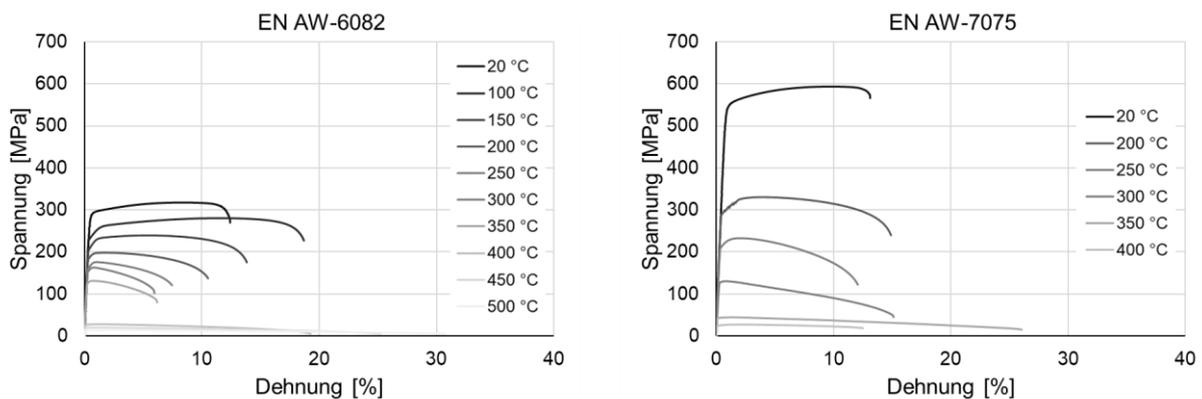


Abbildung 37: Spannungs-Dehnungs-Kurven von EN AW-6082 [Saj21] und -7075 [Dec22] im hochfesten T6-Zustand unter dem Einfluss der Temperatur

Im Vergleich zu den Spannungs-Dehnungs-Kurven vorkonditionierter Halbzeuge weisen die temperierten Versuche niedrigere Spannungen und einen deutlich kleineren Verfestigungsbereich auf. Die Zugfestigkeit wird insbesondere bei EN AW-7075 bereits bei geringen Dehnungen erreicht, sodass die Probe früh einschnürt. Ursächlich dafür ist die Entfestigung des Materials bei erhöhten Temperaturen.

Der Temperatureinfluss auf das Werkstoffverhalten der hochfesten Aluminiumlegierungen in den Ausgangszuständen W und O konnte mangels Temperier-

vorrichtung an der Zug-Druck-Prüfmaschine nicht ermittelt werden. Die in Abbildung 38 dargestellten Untersuchungen von Lee et al. verdeutlichen jedoch den Temperatureinfluss auf die Wärmebehandlungszustände T6, W und O der Legierung EN AW-7075 für Temperaturen bis 300 °C [Lee04].

Korrespondierend zu den eigenen Untersuchungen ist ein Spannungsgefälle vom T6- über den W- bis hin zum O-Zustand sowie mit steigender Temperatur zu erkennen. Da die Spannungen bei Raumtemperatur im T6-Zustand jedoch unter bzw. im W- und O-Zustand deutlich über den selbst ermittelten Werten und auch den publizierten Literaturwerten liegen und auch die Bruchdehnungen überproportional groß sind, wird lediglich die Annäherung der Verläufe bei höheren Temperaturen auf ein ähnliches Niveau als Anhaltspunkt für weitere Untersuchungen herangezogen. Im Folgenden wird daher das Verhalten der temperierten T6-Proben genutzt, da Versuche zur Wärmebehandlung zeigen, dass die Spannungs-Dehnungs-Kurven nach dem Abkühlen der auf 400 °C erwärmten Proben für alle drei Ausgangszustände auf einem vergleichbaren Niveau liegen.

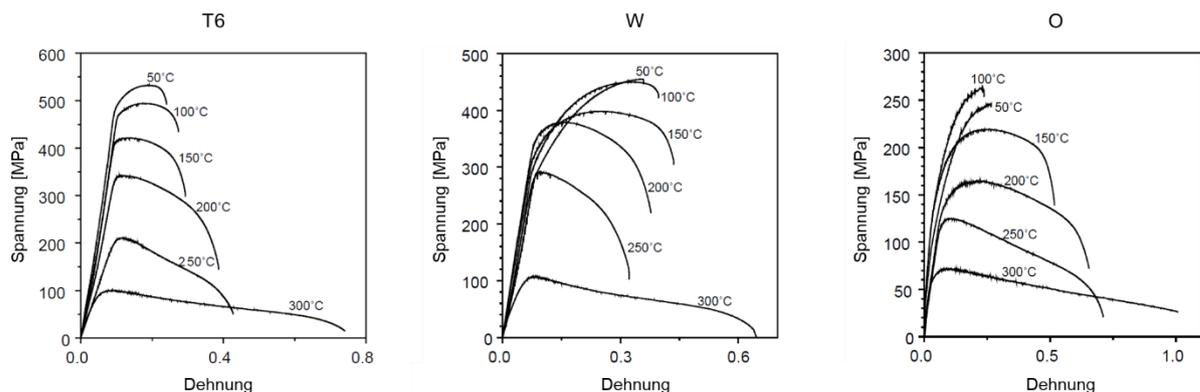


Abbildung 38: Spannungs-Dehnungs-Kurven von EN AW-7075 unter Variation des Wärmebehandlungszustandes und der Temperatur (nach [Lee04])

Neben dem Fließverhalten beeinflusst eine Variation der Umformtemperatur bzw. des Wärmebehandlungszustandes auch das Rückfederungsverhalten der hochfesten Aluminiumlegierungen, wie Abbildung 39 verdeutlicht. Um dies zu quantifizieren, wurde ein Gesenkbiegen in einem V-Biegewerkzeug mit einem Sollwinkel α_{Soll} von 90° und beheiztem Stempel unter Variation der Biegeradien (1, 2, 5 und 20 mm) untersucht.

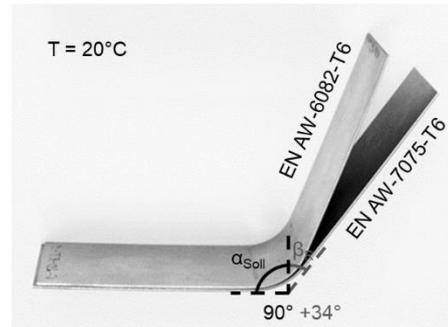
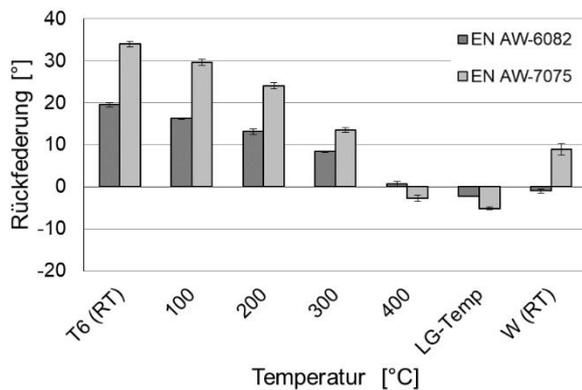


Abbildung 39: Temperatureinfluss auf die Rückfederung beim Biegen anhand eines Biegeradius von 20 mm und exemplarische Darstellung der Kaltumformung (nach [Suc19^F])

Während die Legierung EN AW-6082 aufgrund der niedrigeren Streckgrenze eine geringere Rückfederung aufweist und in allen Temperatur- und Radienkonstellationen erfolgreich umgeformt werden kann, gestaltet sich die Umformung von EN AW-7075 deutlich komplexer. Versagt das Material bei kleinen Biegeradien von 1 und 2 mm, so treten bei großen Biegeradien signifikante Rückfederungen, wie z. B. ein Rückfederungswinkel β_R von 34° bei einem Biegeradius von 20 mm, auf. Die Rückfederungen kleiner Biegeradien sind aufgrund der Rückbiegung negativ [Suc19^F]. Mit zunehmendem Biegeradius werden sie positiv und nehmen wegen der Zunahme des elastischen Biegeanteils größere Werte an. Steigende Umformtemperaturen führen bei beiden Aluminiumlegierungen zu einer Verringerung der absoluten Rückfederung, sodass bei der Warmumformung die jeweils geringsten Rückfederungen auftreten.

Steigende Umformtemperaturen bieten somit auch die Möglichkeit einer gezielten Beeinflussung der Material- und Umformeigenschaften mit dem wesentlichen Effekt der Entfestigung bei steigender Temperatur.

6.4 Auftretende Verfestigungseffekte

Je nach Prozess- und Temperaturführung unterscheiden sich die auftretenden Verfestigungseffekte in ihrer Ausprägung und damit in ihrem Einfluss auf die nachfolgenden Stufen. Zu den grundlegenden Verfestigungseffekten zählen

das Kaltauslagerungsverhalten im W-Temper-Zustand, die Kaltverfestigung beim Umformen sowie die Randschichtverfestigung durch das Scherschneiden (Lochen). Deren Ausprägungen werden im Folgenden näher analysiert und hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf den Umformprozess diskutiert.

Das zeitabhängige Kaltauslagerungsverhalten der beiden Legierungen unter Variation der Vorkonditionierungen zeigt Abbildung 40. Hierzu wurden die Ronden in den jeweiligen Wärmebehandlungszustand gebracht und im Zeitraum von 10 Minuten bis hin zu einem Monat deren Härte (HV1) geprüft.

Während der T6- und O-Zustand ein zeitlich stabiles Verhalten aufweisen, steigt die Härte des W-Zustandes insbesondere in den ersten Minuten/Stunden nach der Wärmebehandlung kontinuierlich an, weshalb eine Umformung innerhalb weniger Minuten nach dem Abschrecken empfohlen wird [Arg15a]. Während die 6000er-Legierung moderate Effekte aufzeigt und nach einem Tag nur noch ein geringfügiger Anstieg der Härte zu verzeichnen ist, steigt die Härte der 7000er-Legierung innerhalb eines Tages um 41,1 % an und weitere 17,6 % im Zeitraum von bis zu einem Monat, sodass sie 82 % der Ausgangshärte des T6-Zustandes erreicht. Einzelne Einflüsse der Wärmebehandlung wie bspw. die Lösungsglühdauer weisen mit zunehmender Kaltauslagerung geringfügigere Effekte innerhalb der Härteprüfung auf [Ome18]. Der Festigkeitsanstieg des W-Zustandes spiegelt sich auch in den Spannungs-Dehnungs-Kurven wider [Cho19]. Deren Festigkeitsniveau verschiebt sich mit steigender Kaltauslagerungsdauer immer weiter in Richtung der hochfesten T6-Zugkurve [Gue20^E].

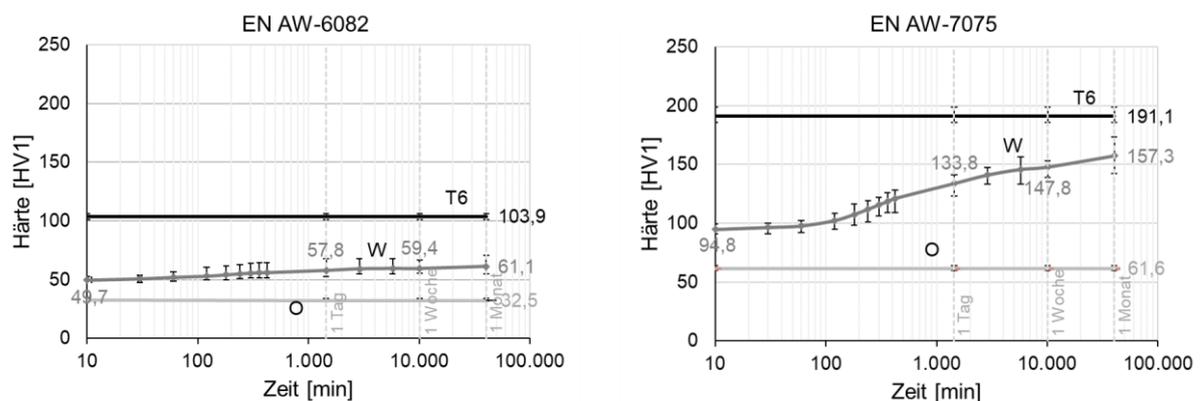


Abbildung 40: Einfluss der Kaltauslagerungszeit auf die Härte von EN AW-6082 und -7075 im T6-, W- und O-Zustand [Gue21a^F]

Bei zuvor erwärmten Proben treten legierungs- und temperaturabhängige Charakteristika auf. Während bei 200 °C erwärmte und anschließend an Luft abgekühlte oder im Werkzeug abgeschreckte Proben weder durch den Temperatureintrag noch durch die Kaltauslagerung verändert werden, zeigt die Abschreckmethode bei höheren Temperaturen deutliche Unterschiede. Hohe Abschreckgeschwindigkeiten führen zu größeren Härtesteigerungen. Zudem weist EN AW-7075 im Vergleich zu -6082 bei 400 °C ein temperaturempfindlicheres Verhalten auf. [Laz22^S]

Neben dem nur im W-Zustand vorkommenden Kaltauslagerungsverhalten tritt bei der Kaltumformung auch eine zustandsunabhängige Kaltverfestigung des Werkstoffes auf. Um diese näher zu charakterisieren, werden jeweils 3 Zugproben um 5, 10, 15 und 20 % (sofern möglich) vorgedehnt, anschließend entlastet und dann bis zum Versagen gezogen. Die zugehörigen Spannungs-Dehnungs-Kurven für den T6- und W-Zustand sind in Abbildung 41 exemplarisch für eine Vordehnung von 10 % dargestellt. Die Kurven verlaufen für beide Materialien und Zustände ähnlich denen eines konventionellen Zugversuches und weisen lediglich bei EN AW-7075-T6 eine kurzzeitige Spannungsüberhöhung auf.

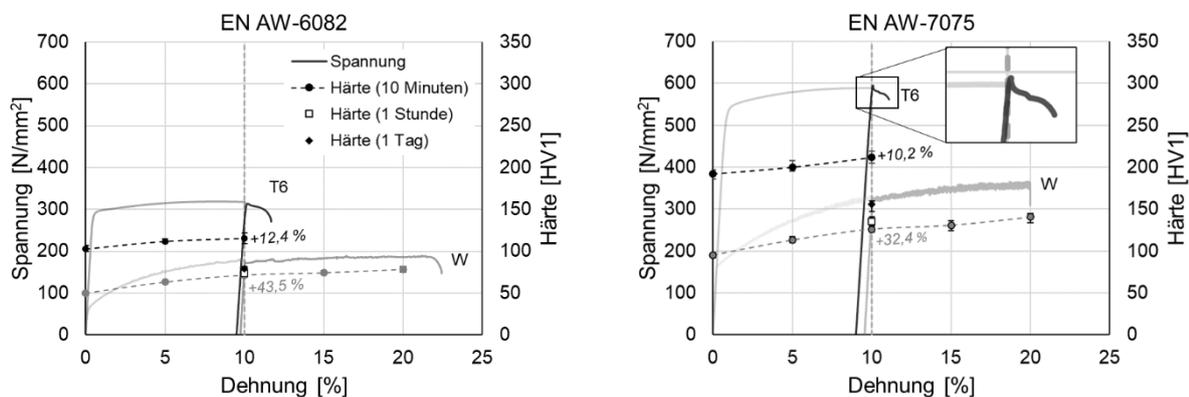


Abbildung 41: Spannungs-Dehnungs-Kurven für um 10 % vorgedehnte Proben sowie der Einfluss der Vordehnung auf die Härte von EN AW-6082 und -7075 im T6- und W-Zustand [Gue21a^F]

Äquivalent zu den Zugversuchen wurde an je 15 Messpunkten die Härte unter Variation der Vordehnung gemessen. Abbildung 41 zeigt den deutlichen Anstieg der Härte mit zunehmender Vordehnung. Aufgrund des Versagens der T6-Proben bei Dehnungen kleiner 15 % werden die prozentualen Zunahmen

vom Ausgangszustand zu einer um 10 % vorgedehnten Probe verglichen. Während im T6-Zustand geringe Härtesteigerungen von 12,4 % (6082) und 10,2 % (7075) auftreten, erhöhen sich diese im W-Zustand auf 43,5 % (6082) respektive 32,4 % (7075). Folglich führt auch die Kaltverfestigung zu einer starken Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften. Ergänzend wurden für die Dehnungen bei 10 % auch noch W-Proben nach einer Stunde sowie einem Tag gezogen und deren Härte bestimmt. Hierbei bestätigen sich die Vorerfahrungen zum Kaltauslagerungsverhalten mit moderaten Anstiegen von 3,2 % nach einer Stunde sowie 10,1 % nach einem Tag für EN AW-6082 bzw. 10,1 % und 23,6 % für EN AW-7075.

Zur anwendungsnäheren Untersuchung der Kaltverfestigung unter mehrachsigen Spannungszuständen ist in Abbildung 42 der zustandsabhängige Vergleich von Härteprüfungen der Initialzustand (IZ) an ebenen Ronden mit tiefgezogenen Näpfen durch die Härtemessung mittig im Napfboden (1B) sowie am Flansch mit 5 mm Randabstand (1F) dargestellt. Es wurden jeweils 5 Härteprüfungen an 3 Bauteilen durchgeführt. Aufgrund des natürlichen Auslagerungsverhaltens und der damit verbundenen Überlagerung wird die Härte an unpräparierten Bauteiloberflächen bestimmt, da Untersuchungen gezeigt haben, dass nur geringe Unterschiede von 3-4 % zwischen unpräparierten Oberflächenmessungen und präparierten Schliften bestehen.

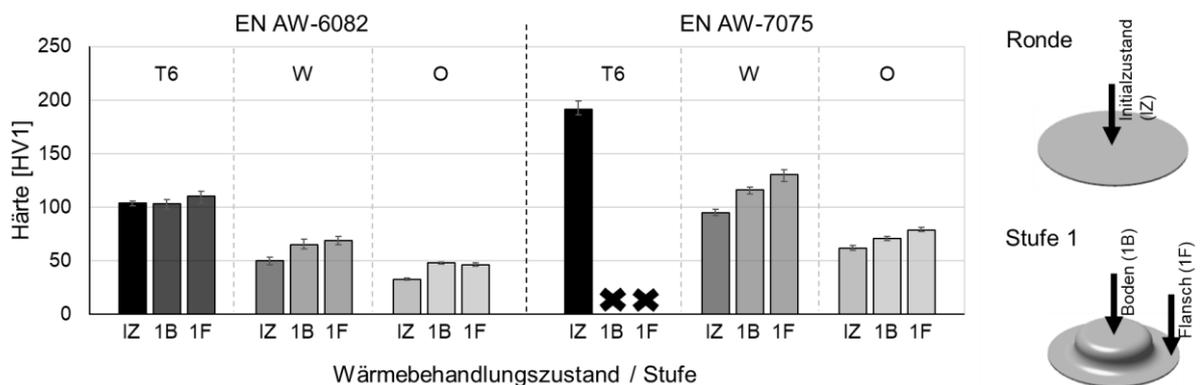


Abbildung 42: Härtemessungen an den Ausgangsronden sowie den in Stufe 1 umgeformten Näpfen unter Variation des Wärmebehandlungszustandes [Gue21a^F]

Während bei der Umformung von EN AW-6082 im hochfesten T6-Zustand moderate Härtesteigerungen von maximal 6,2 % auftreten, steigen die Härten im W-Zustand bis zu 38,7 % und im O-Zustand sogar bis zu 46,7 % an. Vergli-

chen mit der Legierung EN AW-7075, die im T6-Zustand nicht umformbar ist (vgl. Kapitel 8.1), liegen die Steigerungen im W-Zustand von maximal 37,3 % auf vergleichbarem Niveau, während die Härtewerte im weichgeglühten Zustand lediglich 27,5 % über dem Ausgangszustand liegen. Die bauteilbezogenen Härtemessungen bestätigen somit die Korrelation zwischen Material, Vorkonditionierung und Vordehnung/Umformgrad der Zugversuchsdaten, welche zu einer signifikanten Veränderung der Werkstoffeigenschaften führen.

Weiterführende Untersuchungen zur Härteverteilung innerhalb des Bauteils und über die Stufenfolge hinweg verdeutlichen die Korrelation zum Umformgrad aus den numerischen Ermittlungen. Entsprechend treten die höchsten Werte innerhalb der ersten Stufe an den Außenradien von Stempel und Matrize auf. Verglichen mit den Werten in der Rondenmitte treten im Falle vom stabilen O-Zustand der Legierung EN AW-6082 Schwankungen von bis zu 10,0 HV_{0,1} auf. Die Betrachtung der gemittelten Bauteilhärte innerhalb der mehrstufigen Umformung zeigt einen Anstieg von 33,6 auf 44,6 HV_{0,1} innerhalb der ersten Stufe. Die zweite Stufe des Lochens beeinflusst dies aufgrund der sehr lokalen Änderungen nur geringfügig auf 44,8 HV_{0,1}. Die Stufen 3 und 4 führen mit ihren Geometrieänderungen zu weiteren Steigerungen auf 47,4 und 50,3 HV_{0,1}, sodass eine Gesamthärtesteigerung von 49,8 % auftritt. Dieser aufsummierende Effekt der Verfestigung kann durch eine erneute Vorkonditionierung beseitigt werden, was zu einer signifikanten Steigerung der Umformbarkeit führt, wie Abbildung 43 zeigt.

Während der Kragen nach einer dreistufigen Kaltumformung des vorkonditionierten W-Zustandes starke Risse aufweist, treten bei einer erneuten W-Temper-Wärmebehandlung vor der dritten Stufe nur noch leichte Einschnürungen im Kragen auf. Diese Effekte sind auch bei EN AW-6082 und im weichgeglühten O-Zustand zu beobachten.

Hinzu kommt bei mehrstufigen Umformungen die Verfestigung beim Scherschneiden. Die starke plastische Umformung vor der Rissinitiierung führt zu einer lokalen Härtesteigerung im Bereich der Schnittfläche, welche wiederum das nachfolgende Kragenziehen beeinflusst, wie Abbildung 43 am Vergleich eines gebohrten und eines gestanzten Vorloches veranschaulicht.

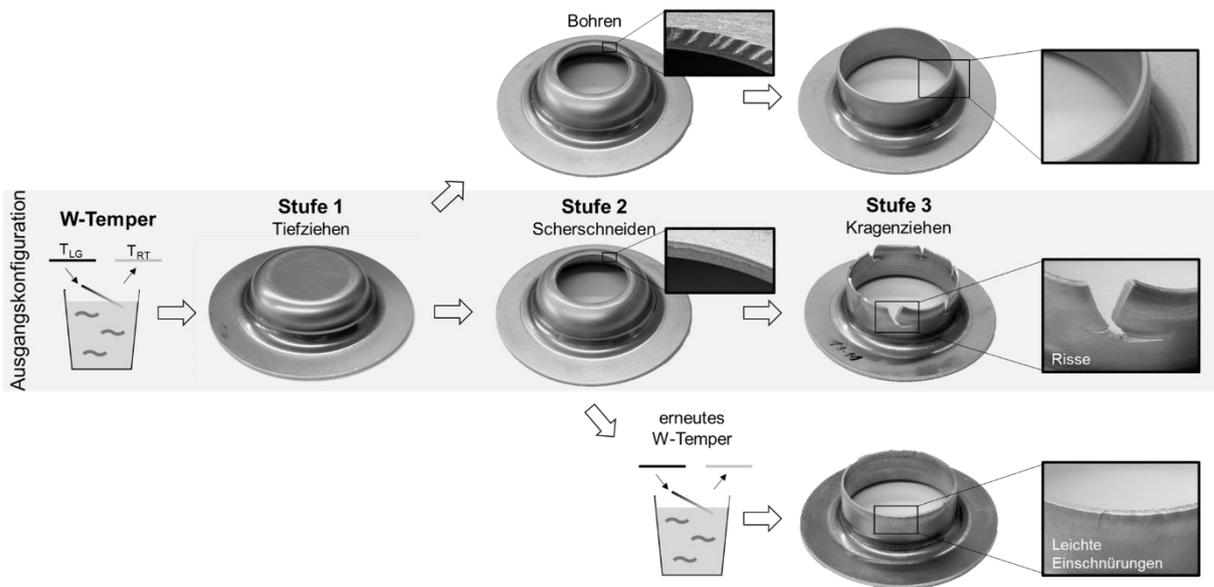


Abbildung 43: Einfluss der Vorlocherherstellung und der Verfestigung auf das Ergebnis beim Krageziehen von EN AW-7075-W [Gue20^E]

Eine quantitative Analyse der Verfestigung zeigt Abbildung 44 am Beispiel der Legierung EN AW-7075 im O-Zustand in Abhängigkeit vom Ausgangszustand und der durchschnittlichen Härte im Bauteil nach der Umformung.

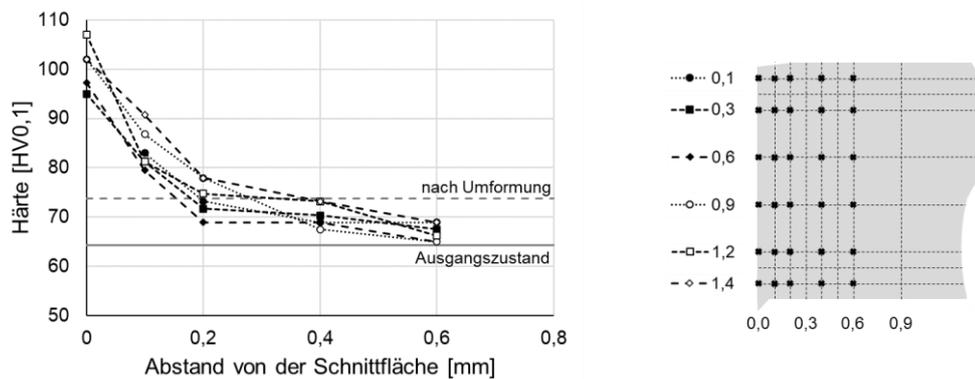


Abbildung 44: Verfestigung beim Scherschneiden am Beispiel von EN AW-7075-O [Gue23^E]

Die Verläufe verdeutlichen die signifikante und zugleich sehr lokale Verfestigung, die nur ca. 0,6 mm in das Bauteil hineinreicht und im Bereich des Schnittgrats die höchsten Verfestigungen aufweist [Kie22^S]. Absolut betrachtet treten dabei Härtesteigerungen von 20,0 HV0,1 bei EN AW-6082-W bis zu 48,2 HV0,1 bei EN AW-7075-W auf, wobei der W-Zustand aufgrund des zeitlichen Versatzes von rund einem Tag durch die Probenpräparation nur bedingt

aussagekräftig ist. Bei den stabilen Werkstoffzuständen schwanken die Extremwerte zwischen 24,5 % bei EN AW-6082-T6 und 120,2 % im weichgeglühten O-Zustand der Legierung EN AW-6082.

Im Gegensatz dazu führt der Wärmeeintrag bei der Halbwarm- oder Warmumformung durch die Erhöhung der freien Beweglichkeit der Atome und das einfachere Wandern von Versetzungen zu einer Entfestigung des Werkstoffs [Doe17].

Die resultierende Verfestigung im Bauteil ist somit werkstoff-, zeit- und temperaturabhängig und summiert sich in mehrstufigen Umformungen entsprechend auf. Speziell in der hier verwendeten Stadienfolge treten somit die höchsten Verfestigungen in der Schnittkante von Stufe 2 auf, bevor genau dort im anschließenden Kragenziehen die höchsten Umformgrade vorliegen.

6.5 Wärmenachbehandlung zur Festigkeitssteigerung

Wie in den vorangegangenen Abschnitten ersichtlich wurde, gehen mit Vorconditionierungen oder höheren Temperaturen Festigkeitsverluste einher. Um diesen entgegenzuwirken und wieder den hochfesten T6-Zustand zu erreichen, existieren unterschiedliche Wärmenachbehandlungen, die in Abbildung 45 dargestellt sind.

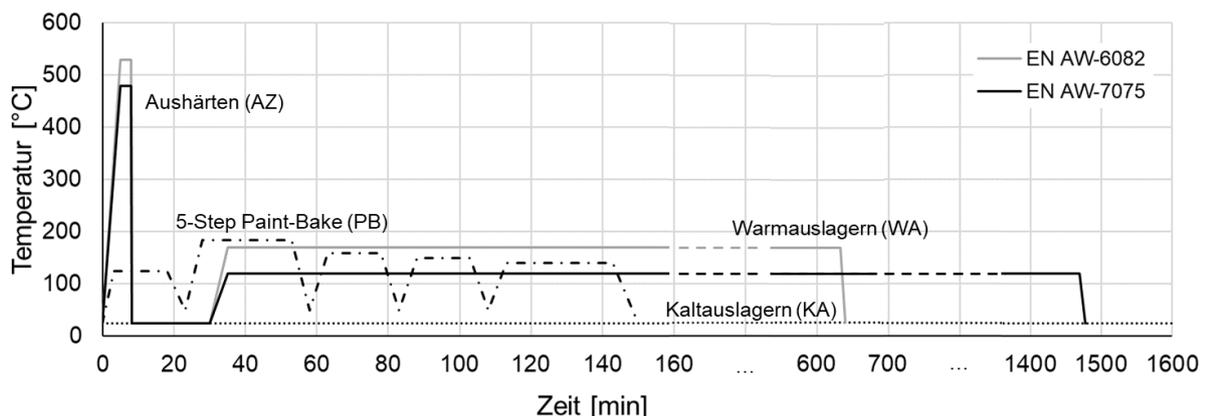


Abbildung 45: Prozessrouten zur Wärmenachbehandlung hochfester Aluminiumlegierungen

Mögliche Nachbehandlungen sind eine Kaltauslagerung (KA) bei Raumtemperatur (in diesem Fall auf einen Monat festgelegt), eine Warmauslagerung (WA)

für 10 h bei 170 °C (6082) bzw. 24 h bei 120 °C (7075), ein Paint-Bake-Zyklus (PB) oder ein kompletter Aushärtezyklus (AZ), bestehend aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern mit den bereits genannten Parametern. Der hier genutzte Paint-Bake-Zyklus lehnt sich an die Zeit-Temperatur-Schritte von Oberhauser an: 15 Minuten bei 125 °C, 25 Minuten bei 185 °C, 15 Minuten bei 160 °C, 15 Minuten bei 150 °C und 30 Minuten bei 140 °C [Obe13].

Die daraus resultierenden Auswirkungen auf die Festigkeit werden anhand von Härteprüfungen der einzelnen Vorkonditionierungen sowie nach den jeweiligen Wärmenachbehandlungen in Abbildung 46 verglichen.

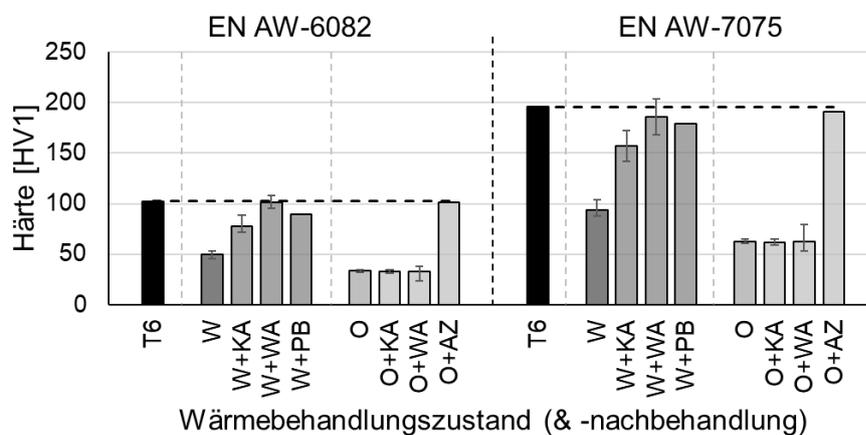


Abbildung 46: Vergleich der Härtewerte vorkonditionierter Halbzeuge vor und nach der Wärmebehandlung [Gue23^E]

Durch das instabile Materialverhalten weist der W-Zustand bereits bei einer Kaltauslagerung einen deutlichen Härteanstieg auf. Dieser kann durch eine Warmauslagerung auf bis zu 99,39 % bei EN AW-6082 bzw. 94,92 % bei EN AW-7075 der ursprünglichen T6-Eigenschaften zurückgeführt werden. Verglichen dazu liegen die Härten des Paint-Bake-Zyklus, wie auch Studien von Argandona [Arg15b] und Grohmann [Gro16] bestätigen, etwas darunter, jedoch bei einer deutlich kürzeren Wärmebehandlungsdauer. Für den weichgeglühten O-Zustand bedarf es eines kompletten Aushärtezyklus, da weder aus der Kalt- noch aus der Warmauslagerung eine Änderung der Härtewerte hervorgeht. Damit werden 98,80 bzw. 97,26 % der Ausgangshärten erreicht. Somit können beide Materialien im W- und O-Zustand umgeformt und durch eine anschließende Wärmenachbehandlung auf T6-Niveau gebracht werden. Dies

belegen auch die im Zugversuch ermittelten mechanischen Werkstoffeigenschaften, deren Werte in Abbildung 87 (vgl. Kapitel 10.2.1) dargestellt und auf die entsprechenden Normwerte des T6-Zustandes bezogen sind.

Darüber hinaus werden die verschiedenen Möglichkeiten der Wärmenachbehandlung auch für temperierte Bleche im Bereich der Halbwarm- und Warmumformung untersucht. Dazu werden die Bleche jeweils 8 Minuten im Ofen auf die entsprechende Temperatur erwärmt. Nach einer Erwärmung auf 200 °C und anschließender Abkühlung an Luft oder Abschreckung im Werkzeug sinkt die Härte der 6000er-Legierung um 3-4 %, während bei der 7000er-Legierung Einbußen von 12-14 % auftreten. Die jeweils höheren Festigkeiten werden durch das Abkühlen an Luft erreicht. Eine nachträgliche Wärmebehandlung ist bei der Halbwarmumformung nicht vorgesehen. Werden die Bleche auf 400 °C erwärmt, sinkt die Ausgangshärte beider Materialien um 58-60 %. Der Einfluss der Abschreckung ist daher zunächst gering, wirkt sich aber auf das spätere Auslagerungsverhalten aus. Bei der Legierung EN AW-6082 sind aufgrund der höheren Lösungsglüh Temperatur nur geringe Härtezuwächse durch Kalt- oder Warmauslagerung zu verzeichnen, während bei EN AW-7075 deutlichere Anstiege zu beobachten sind. Hierbei offenbart sich bereits die Notwendigkeit hoher Abschreckgeschwindigkeiten, da beide Auslagerungsarten nicht zu einer Rückkehr in den T6-Zustand führen. Dazu ist wiederum ein vollständiger Aushärtezyklus erforderlich. Noch deutlicher wird die geforderte Abschreckrate nach dem Erwärmen der Bleche auf Lösungsglüh Temperatur. Diese weisen nach dem Abkühlen bzw. Abschrecken nur 50-59 % der Ausgangshärte auf, können aber nach der Werkzeugabschreckung, annähernd ähnlich zum W-Temper, durch eine anschließende Warmauslagerung in den T6-Zustand zurückgeführt werden.

Komplexere Prozessrouten, bestehend aus einer Kombination von Vorkonditionierung und Erwärmung, sowie mögliche Einflüsse des Verzugs durch die Wärmenachbehandlung werden im Rahmen der Entwicklung der Gesamtprozesskette in Kapitel 10.2.1 thematisiert.

7 Temperierverhalten von Halbzeug, Bauteil und Werkzeug

Die angewandten Prozessrouten und Untersuchungen zum Materialverhalten verdeutlichen die Bedeutung der Temperatur bzw. der Temperaturführung bei der Umformung hochfester Aluminiumlegierungen. Zur Einhaltung der geforderten Prozessgrenzen bei temperatursensiblen Materialien [Beh17b] ist ein umfangreiches Wissen über das Aufheiz- und Abkühlverhalten des Blechs bzw. Bauteils, aber auch des Werkzeugs (im Folgenden auch als Temperierverhalten bezeichnet) erforderlich.

7.1 Temperierverhalten des ebenen Halbzeugs

Zur Bestimmung des Temperierverhaltens ebener Bleche werden Ronden entsprechend Abbildung 47 präpariert. Dazu werden 1 mm tiefe Nuten in die 1,5 mm dicken Ronden eingefräst, in die mit einem Pt100 kalibrierte Thermolemente Typ K mit einem Durchmesser von 1 mm eingebracht und mit einem Körner fixiert werden. Zum besseren Handling werden zudem Drähte auf identische Weise fixiert.

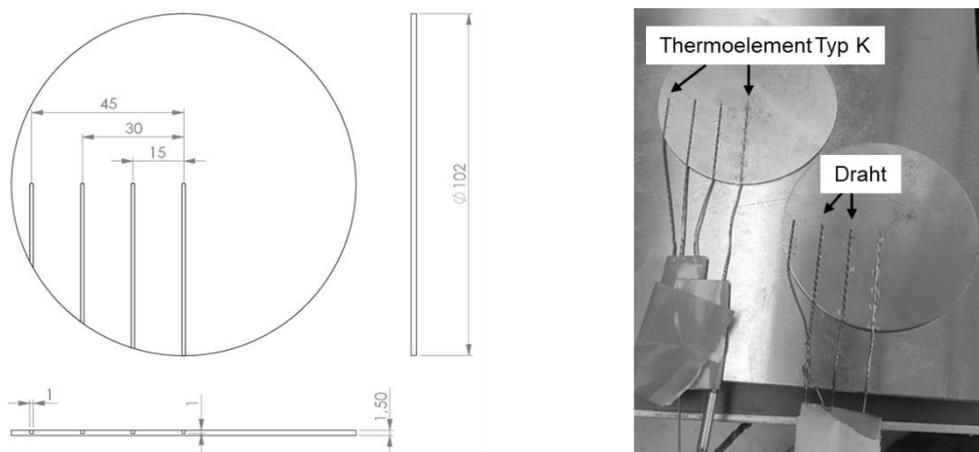


Abbildung 47: Ronden für die Temperaturmessung: Technische Zeichnung (links) und eingesetzte Thermolemente (rechts)

Einen Sonderfall im Versuchsfeld stellt das Erwärmen bzw. Abschrecken mit dem gerüsteten vierstufigen Versuchswerkzeug dar. Aufgrund der in der Servopresse integrierten Sicherheitstechnik ist ein Verfahren im Automatikbetrieb mit bis zu 180 mm/s nicht möglich. Stattdessen kann die Presse lediglich im manuellen Einrichtbetrieb, welcher auf 10 mm/s limitiert ist, verfahren werden. Um dennoch einen möglichst schnellen Wärmeübergang zu erreichen, werden Abschnitte der präparierten Ronden (zur Vermeidung von Verformungen während der Messung) in einen kleinen Spalt von ca. 5 mm zwischen Matrize und Niederhalter eingelegt, sodass ein schneller Kontakt beim Zufahren der Presse gewährleistet ist.

Aufgrund des nahezu identischen Temperierverhaltens der beiden Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und -7075 mit geringfügig niedrigeren Wärmeüberträgern der 6000er-Legierung beschränken sich alle nachfolgenden Untersuchungen auf die Legierung EN AW-7075.

7.1.1 Aufheizverhalten

Zum Aufheizen der Bleche werden sowohl konvektive als auch konduktive Methoden betrachtet und näher charakterisiert. Konduktiv bedeutet in diesem Zusammenhang eine Kontakterwärmung zwischen Werkzeug und Blech. Abbildung 48 zeigt eine Gegenüberstellung der Aufheizkurven des Kammerofens mit dem Umluft-Kammerofen sowie der Kontakterwärmungseinheit mit dem beheizten Umformwerkzeug für Temperaturen von 250, 400 und 480 °C, welche anhand unterschiedlicher Linienarten dargestellt werden.

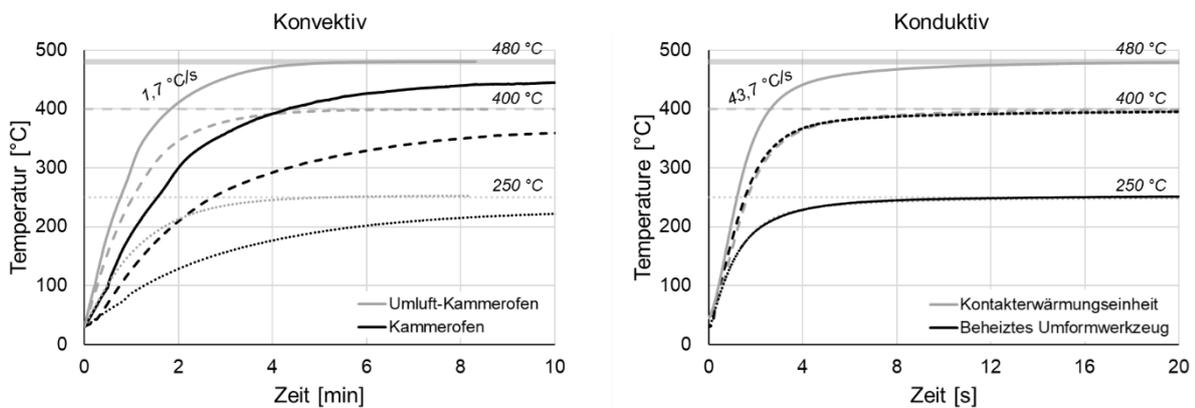


Abbildung 48: Aufheizverhalten eines ebenen Bleches bei Temperaturen von 250, 400 und 480 °C [Gue21b^E]

Der Vergleich der Öfen offenbart, dass ein Umluft-Kammerofen für die schnelle und präzise Erwärmung nötig ist. Die Zieltemperaturen werden damit nach 5 Minuten erreicht, während der konventionelle Kammerofen auch nach 10 Minuten eine deutliche Temperaturdifferenz zwischen Soll- und Ist-Temperatur aufweist. Im Vergleich dazu ermöglicht die konduktive Erwärmung zwischen zwei beheizten Werkzeugen unter flächigem Druck eine Temperierung der Bleche innerhalb weniger Sekunden. Entscheidend hierfür ist insbesondere der Kontaktdruck [Zhe18]. Die speziell entwickelte Kontakterwärmungseinheit und das beheizte Umformwerkzeug weisen keine signifikanten Unterschiede auf. Das schnellere Aufheizverhalten spiegelt sich auch in der Aufheizrate im Bereich von 100 bis 470 °C wider. Diese beinhaltet die Temperaturen T sowie Zeitpunkte t zum Start (100 °C) sowie Ende (470 °C) der Gradientenbestimmung:

$$\frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_{Ende} - T_{Start}}{t_{Ende} - t_{Start}}$$

Daraus ergeben sich Aufheizraten von 1,7 °C/s für den Umluftofen und 43,7 °C/s für die konduktiven Erwärmungsmethoden.

Ein dynamischeres Temperierverhalten bei sonst gleichen Randbedingungen (10 mm/s Verfahrensgeschwindigkeit, 2.352 N Endfederkraft) wird durch die Substitution der Stahlbauteile im Versuchswerkzeug aus dem Warmarbeitsstahl Unimax durch die in Kapitel 5.1 gezeigten Kupferbauteile ermöglicht, wie Abbildung 49 verdeutlicht. Die Aufheizrate im Bereich von 100 bis 470 °C steigt dabei auf 93,2 °C/s an, was mehr als einer Verdoppelung entspricht und im Wesentlichen auf die schnellere Erwärmung bei kleinen Temperaturgradienten zurückzuführen ist. Gründe dafür sind die hohe Wärmeleitfähigkeit von Kupfer und die gleichmäßigere Werkzeugtemperatur (vgl. Kapitel 7.3.1).

Rondentemperaturen von 250 ± 5 °C bzw. 480 ± 5 °C können somit 54,0 bzw. 61,3 % schneller erreicht werden. Aufgrund der asymptotischen Annäherung der Blechtemperatur an die Werkzeugtemperatur können die Aufheizzeiten durch höhere Gradienten, also bewusst höher eingestellte Solltemperaturen, weiter reduziert werden.

Liegen die Bleche anstelle des druckbehafteten Kontakts nur einseitig auf dem beheizten Werkzeug auf, wie es beispielsweise während des Transfers der Fall ist, erwärmt sich das Blech deutlich langsamer und erreicht selbst auf einem 400 °C heißem Kupferwerkzeug nach 20 s nur 368,1 °C.

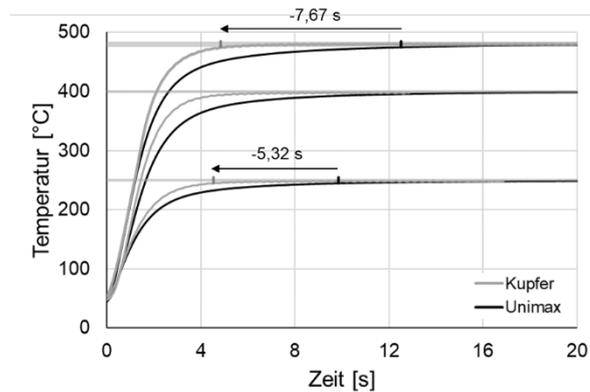


Abbildung 49: Aufheizverhalten eines ebenen Bleches im beheizten Umformwerkzeug unter Variation des Werkzeugwerkstoffes (Warmarbeitsstahl Unimax vs. Kupferlegierung CW004A) und das resultierende zeitliche Einsparpotenzial [Gue22a^E]

7.1.2 Abkühl- / Abschreckverhalten

Analog zum Aufheizverhalten wird auch beim Abkühl-/Abschreckverhalten der Bleche zwischen der konvektiven Methode an Luft sowie den konduktiven Methoden in Wasser bzw. dem temperierten Werkzeug unterschieden. Die jeweiligen Temperaturverläufe sind in Abbildung 50 dargestellt.

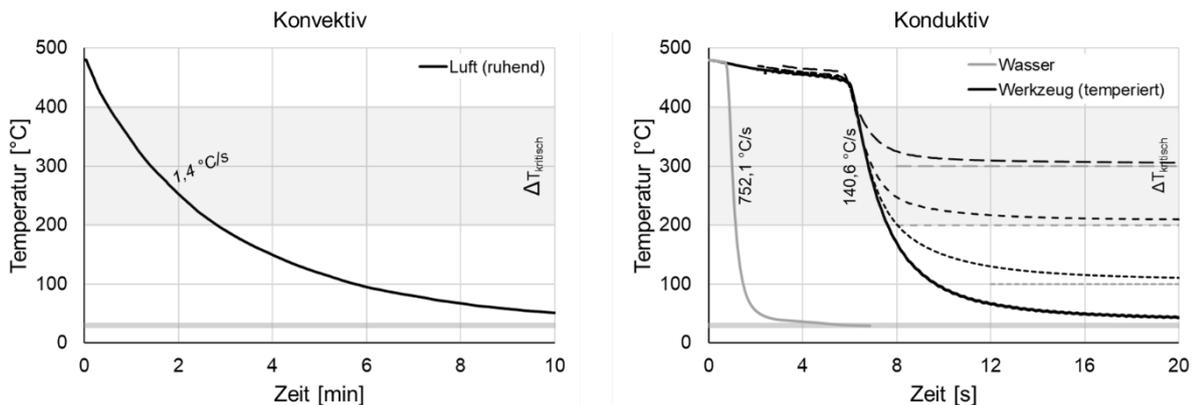


Abbildung 50: Abkühl-/Abschreckverhalten eines ebenen Bleches [Gue21b^E]

Auch hier bedarf die konvektive Abkühlung an Luft mehrere Minuten, während konduktiv im Wasser (mit Polymer-Abschreckmittel) bzw. dem Werkzeug deutlich höhere Abschreckraten erreichbar sind.

Mit

$$\frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_{Start} - T_{Ende}}{t_{Ende} - t_{Start}}$$

ergeben sich im kritischen Temperaturbereich von 400 bis 200 °C eine Abkühlrate von 1,4 °C/s an Luft, 140,6 °C/s im Werkzeug und 752,1 °C/s im Wasser. Mittels eines auf 100, 200 oder 300 °C temperierten Werkzeuges kann die Abkühlgeschwindigkeit durch den geringeren Gradienten zwischen Blech und Werkzeug entsprechend reduziert werden. Höhere Abschreckraten von 198,7 °C/s können bei beidseitigem Kontakt in der Kupferstufe erreicht werden. Liegt nur ein einseitiger Kontakt vor, verringert sich die Rate auf 22,9 °C/s.

Zur Verdeutlichung des Abkühlverhaltens eines temperierten Bleches in einem temperierten Werkzeug aus dem Warmarbeitsstahl Unimax (vgl. Kapitel 5.1) stellt Abbildung 51 das Abkühlverhalten in Abhängigkeit von Zeit und Werkzeugtemperatur gegenüber. Der druckbehaftete Kontakt mit einer Endkraft von 2.352 N führt zu einer schnellen Abkühlung der Ronden von der Ausgangstemperatur von 400 °C, womit ein Verlust der Umformbarkeit einhergeht.

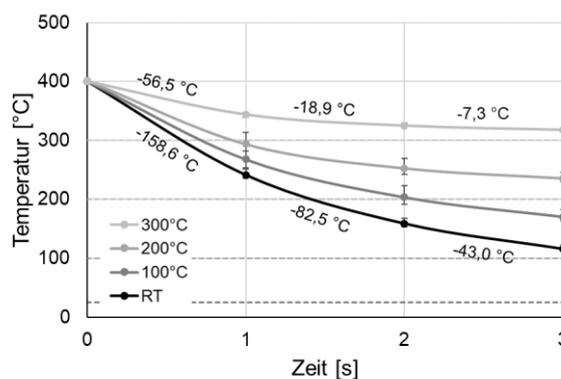


Abbildung 51: Druckbehaftetes Abkühlverhalten eines 400 °C heißen ebenen Bleches im temperierten Werkzeug

Dieser Effekt summiert sich bei mehrstufigen Anwendungen über die einzelnen Stufen und die wiederkehrende Interaktion zwischen Bauteil und Werkzeug auf und sorgt für transiente Prozessbedingungen (vgl. Kapitel 9.1.3).

7.2 Temperierverhalten umgeformter Bauteile

Neben dem Idealfall eines ebenen Bleches mit vollflächigem Kontakt und somit homogenem Wärmeübertrag, kommt es bei der Temperierung vorgeformter Bauteile zu inhomogenen und somit deutlich komplexeren Wärmeüberträgen. Am Beispiel des gelochten Bauteils von Stufe 2 ist die Temperatur im Boden relevant, da dort beim Kragenziehen in Stufe 3 die höchsten Umformgrade auftreten. Dementsprechend ist dort die notwendige Umformtemperatur einzuhalten. Abbildung 52 zeigt die entsprechenden Temperaturverläufe einer numerischen Variation der Haltezeiten im unteren Totpunkt für eine konstant angenommene Werkzeugtemperatur von 400 °C, deren zugehöriger Simulationsaufbau mit seinen Eingangsparametern in Kapitel 4.2 erläutert ist.

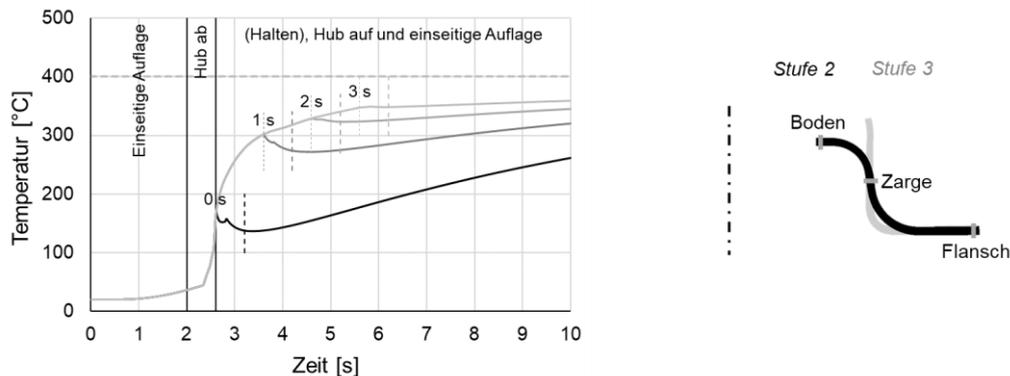


Abbildung 52: Numerisch ermitteltes Aufheizverhalten im Bauteilboden innerhalb der 400 °C heißen Kupferstufe unter Variation der Haltezeit (Stufe 2) [Gue22a^E]

Die Simulation des werkstückseitigen Aufheizverhaltens beginnt mit einer einseitigen Auflage des Bauteils von 2 s, welche stellvertretend für den Transfer aus der vorherigen Stufe steht. Anschließend verfährt der Stößel innerhalb von 0,6 s in seinen unteren Totpunkt. Mit einsetzendem Druck des Werkzeug-Oberteils auf das Bauteil kommt es zu einem deutlichen Temperaturanstieg. Ist der UT erreicht, erfolgt eine Variation der Haltezeit im Bereich von 0 bis 3 s, bevor der Stößel wieder auffährt und das Bauteil bei einseitigem Kontakt auf dem Werkzeug verbleibt. Damit sind nach 2 s Haltezeit Temperaturen von 328,7 °C und nach 3 s von 347,2 °C erreichbar. Im Vergleich dazu liegen die numerisch ermittelten Temperaturen in der Unimax-Stufe (in Abbildung 52 nicht dargestellt) mit 300,5 bzw. 322,3 °C etwas niedriger.

Ein Vergleich der Temperaturen an den drei Messpunkten innerhalb des Bauteils zeigt die Inhomogenität bei der Erwärmung auf. Nach dem Erreichen des UT variieren die Temperaturen von 161,9 °C im Boden über 112,7 °C in der Zarge bis hin zu 255,4 °C im Flansch. Dabei wird der Einfluss des druckbeaufschlagten Kontakts sichtbar. Nach einer 3-sekündigen Haltezeit reduzieren sich die Temperaturunterschiede im Bauteil, sodass vom Flansch aus abnehmende Temperaturen von 381,6 bis 347,2 °C vorliegen.

Analog dazu kühlen die Bauteile beim Handling zwischen dem Ofen und der Presse oder während des Transfers innerhalb des Werkzeugs durch lokale Werkzeugkontakte unterschiedlich stark ab. Insbesondere in den ersten Sekunden des Kontaktes ist dieser Effekt stark ausgeprägt, ehe sich die Temperatur mit zunehmender Zeit regressiv einem Niveau nähert.

Daher ist bei der Prozessauslegung besonders darauf zu achten, dass die erforderliche Umformtemperatur in den kritischen Bereichen der Folgestufe erreicht und während des Transfers und des Folgehubs aufrechterhalten wird.

7.3 Temperierverhalten des Werkzeugs

Mit dem Aufheizen oder Abkühlen von Blechen innerhalb des Werkzeuges gehen Wärmeüberträge einher. Diese beeinflussen die Temperaturverteilung im Werkzeug, wirken sich auf angrenzende Werkzeugkomponenten aus und beeinflussen unter Umständen auch die Robustheit des Gesamtprozesses durch ständig wechselnde Prozessbedingungen. Aus diesem Grund ist eine Werkzeugauslegung mit exakter Dimensionierung der Heizelemente unter Berücksichtigung der auftretenden Wärmeübertragungsmechanismen (vgl. Abbildung 15) unter Einbeziehung der wechselnden Kontaktbedingungen während des Stößelhubes (vgl. Abbildung 19) erforderlich. Ist dies der Fall und die Werkzeuge werden nahe der Wirkoberflächen temperiert und gegenüber weiteren Komponenten isoliert, sind Temperaturen bis zu 500 °C mit einer maximalen Abweichung von ± 1 °C stationär regulierbar, wie eigene Untersuchungen zum Temperierverhalten der Werkzeuge zeigen. Zusätzliche Störfaktoren, wie das Einbringen heißer Ronden, vermindern die Regelgüte und erhöhen die Schwankungen. So besitzt, exemplarisch betrachtet und ohne jegliche Verlus-

te gerechnet, eine Ronde mit 480 °C so viel Wärme um einen Liter Wasser bei Raumtemperatur um 3,24 °C aufzuwärmen.

Das Aufheizverhalten beider Werkzeugwerkstoffe unter Berücksichtigung der optimierten Rohrheizkörperpositionierung in der Kupferstufe auf eine Solltemperatur von 400 °C in Abbildung 53 bestätigt die Erfahrungen von dem Aufheizverhalten des Bleches.

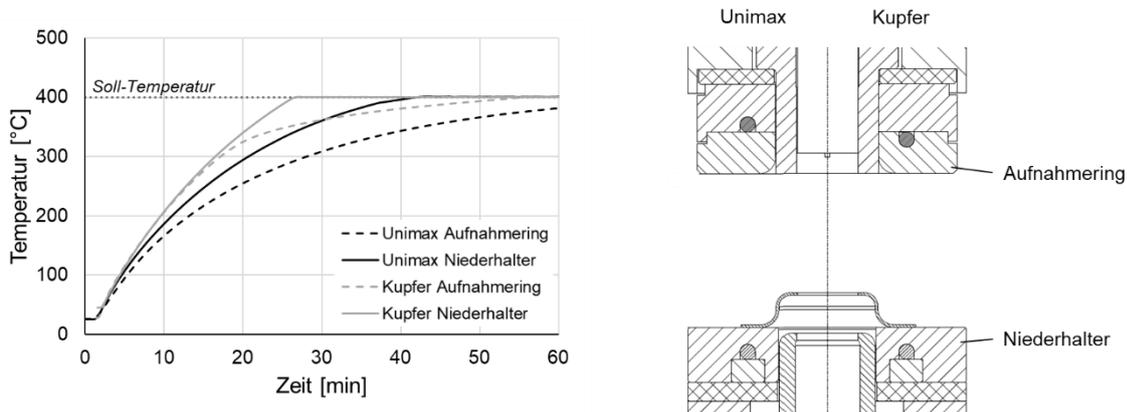


Abbildung 53: Experimentell bestimmtes Temperierverhalten von Aufnahmeering und Niederhalter unter Variation des Werkzeugwerkstoffs [Gue22aE] sowie Darstellung der optimierten Rohrheizkörperpositionierung

Die Aufheizzeit verkürzt sich dadurch im Aufnahmeering von ca. 80 auf unter 56 Minuten und im Niederhalter von ca. 42 auf unter 27 Minuten, was prozentualen Reduktionen von 30 bzw. 35 % entspricht, ehe der stationäre Zustand erreicht wird. Ursächlich dafür sind die höhere Wärmeleitfähigkeit und die geringere Wärmekapazität von Kupfer gegenüber Stahl (vgl. Tabelle 6) sowie die optimierte Anordnung des Rohrheizkörpers im Aufnahmeering zur Minimierung der räumlichen Distanz zwischen Heizelement und Aktivfläche sowie zur Vermeidung zusätzlicher Wärmeübergänge zwischen Heizelement und Aktivfläche. Im Gegensatz dazu ist das Abkühlverhalten des Werkzeugs aufgrund seiner Masse träge, sodass ein Abkühlen von 400 auf 100 °C nach Abschalten der Heizelemente etwa 70-80 Minuten dauert. Die drei Werkzeugkomponenten Matrize, Niederhalter und Aufnahmeering zeigen dabei ein sehr ähnliches Verhalten, ebenso wie die beiden Werkzeugwerkstoffe Stahl und Kupfer. Eine signifikante Verkürzung der Abkühldauer kann durch eine aktive Kühlung erreicht werden, sofern diese sehr nahe am oder im Bauteil selbst angeordnet ist.

7.3.1 Temperaturverteilung im Werkzeug

Die Temperierung der Werkzeugkomponenten wird aufgrund vorliegender Gradienten zur Umgebung sowie angrenzenden Bauteilen permanent durch Wärmeleitung und Konvektion beeinflusst. Den konkreten Einfluss des Werkzeugwerkstoffes auf die Temperaturverteilung stellt Abbildung 54 anhand der Unimax- und Kupfer-Bauteile in der optimierten Rohrheizkörperposition gegenüber. Dazu werden die Nuten der Rohrheizkörper mit einem definierten Wärmestrom beaufschlagt, sodass an der Position des Thermoelements die Zieltemperatur von 400 °C anliegt. Die vorliegende Temperaturverteilung wird durch Konvektion und Wärmeübergänge in angrenzende Bauteile bzw. Isolationschichten bestimmt.

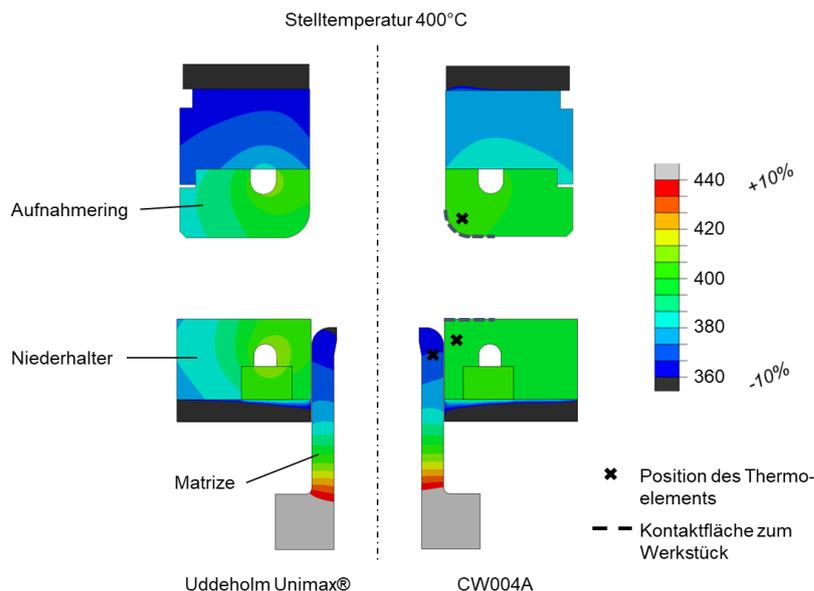


Abbildung 54: Numerisch ermittelte Temperaturverteilung im Werkzeug (Stufe 2) unter Variation des Werkzeugwerkstoffes [Gue22a^E]

Beide Werkzeugwerkstoffe erreichen die Stelltemperatur von 400 °C in den Kontaktflächen zum Werkstück, jedoch zeigt sich eine deutlich homogenere Temperaturverteilung in den Kupferbauteilen (Aufnahmering und Niederhalter) durch die höhere Wärmeleitfähigkeit. Die Matrize, welche aufgrund des wirkenden Belastungskollektivs beim Stanzen in beiden Fällen aus Unimax besteht, weist ein starkes Temperaturgefälle von über 80 °C sowie eine deutliche Differenz zur eingestellten Zieltemperatur in der Wirkzone auf. Dies resultiert aus der indirekten Beheizung der Matrize über den darunterliegenden Halte-

ring angesichts des limitierten Bauraums zwischen Innen- und Außendurchmesser der Matrize. Durch die räumliche Distanz der Heizpatronen zum Messpunkt der Temperatur reagiert das System träge. Hinzu kommt das hohe Oberflächen-zu-Volumen-Verhältnis, wodurch viel Wärme an die Umgebung und die angrenzenden Bauteile übertragen wird.

Die Werkzeugstufe mit Aktivteilen aus Kupfer weist somit auch hinsichtlich der Temperaturverteilung im Werkzeug deutliche Vorteile gegenüber der Stahlstufe auf, kann aber nur in Werkzeugkomponenten mit geringer mechanischer Bauteilbelastung eingesetzt werden. Dies verdeutlicht der Vergleich der mechanischen und physikalischen Werkstoffkennwerte in Tabelle 6.

7.3.2 Wärmeleitung im Werkzeug

Werden einzelne Werkzeugkomponenten erwärmt oder gekühlt, so entstehen Temperaturgradienten in den Werkzeugkomponenten sowie an deren Grenzflächen zu Anschlussteilen, die zu einer Wärmeleitung durch das gesamte Werkzeug führen. Exemplarische Messungen der Oberflächentemperaturen mit einem Oberflächenfühler an den in Abbildung 55 markierten Messpunkten verdeutlichen die Wärmeleitung bei eingestellten Werkzeugtemperaturen von 200 und 400 °C. In den beheizten Werkzeugkomponenten liegt dabei ein stationärer Zustand vor, während die angrenzenden Komponenten 30 Minuten nach Erreichen der eingestellten Werkzeugtemperatur mit jeweils drei Wiederholungen gemessen wurden. Zusätzlich gibt Abbildung 55 den Einfluss der Kühlung bei einer Werkzeugtemperatur von 400 °C wieder.

Hier dargestellt ist die Stahlstufe, welche sich nur geringfügig von der Kupfervariante unterscheidet, da lediglich die zwei Messpunkte an den beheizten Komponenten aus anderen Werkstoffen bestehen. Der deutliche Temperaturunterschied zwischen den aktiv beheizten Bauteilen und den damit verschraubten Bauteilen ist auf die eingebrachte Isolation zurückzuführen. Trotz Isolation weist das Zwischenstück des Oberteils bei 400 °C Werkzeugtemperatur noch 119,5 °C auf. Durch die Zuschaltung der Kühlung in diesem Bauteil kann die Temperatur auf Raumtemperatur abgesenkt werden. Dies beeinflusst wiederum leicht die erreichbare Temperatur in der beheizten Matrize. Im Unterteil zeigt die Kühlung aufgrund der räumlichen Distanz kaum Einfluss und

reduziert die Temperatur der Abstreiferplatte nach einer Stunde Laufzeit um lediglich $0,7\text{ °C}$ [Mus20^S].

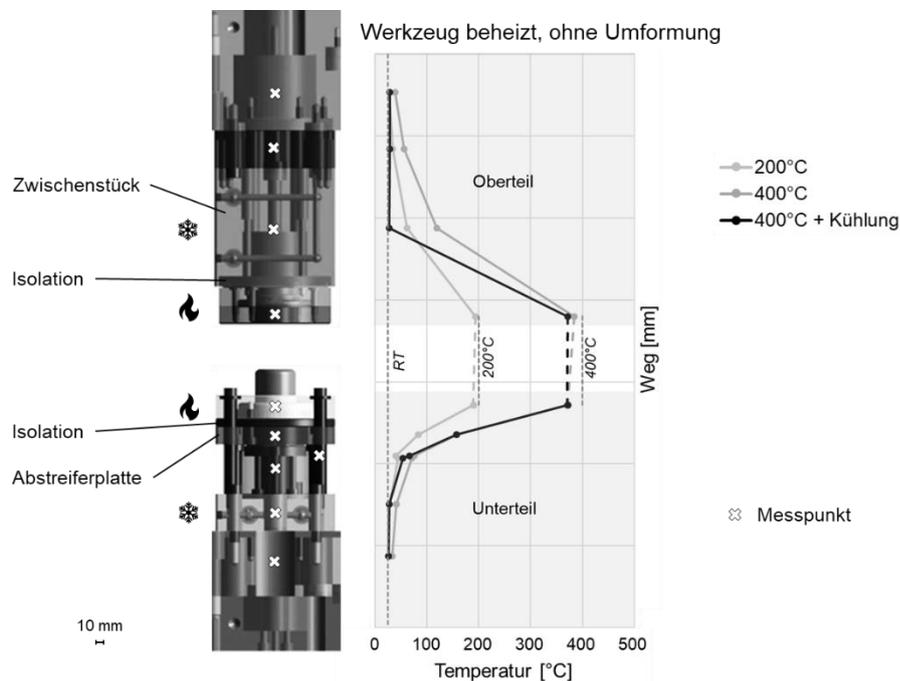


Abbildung 55: Temperaturverteilung durch Wärmeleitung innerhalb einer auf 200 und 400 °C beheizten Werkzeugstufe (Stufe 3) (nach [Gue21b^F])

Die Untersuchungen verdeutlichen die Notwendigkeit einer strikten Abtrennung des erwärmten Bereiches durch den Einbau von Isolationsplatten sowie die räumliche Nähe zu leistungsfähigen Kühlungen. Nur so können erhöhte Temperaturen im Werkzeugaufbau und der angrenzenden Peripherie unterbunden und damit Wärmeausdehnungen und Ungenauigkeiten vermieden werden.

7.3.3 Dauerverhalten

Temperaturgradienten zwischen Bauteil und Werkzeug bzw. Werkzeug und Umgebung führen zu Wärmeüberträgen und damit meist zu instationären Werkzeugtemperaturen. Zur Bestimmung dieser Temperaturverläufe sowie dem stationären Temperaturbereich innerhalb eines Serienprozesses werden experimentelle Untersuchungen angestellt. Unter Variation der Ronden- und Werkzeugtemperatur können im Labormaßstab die Werkzeugtemperaturen in Stufe 1 für Taktzeiten von 120 bis zu 30 s ermittelt werden. Geringere, in der

Industrie übliche, Taktzeiten sind so nicht reproduzierbar bestimmbar, sodass es zu deren Abschätzung eines analytischen Modelles bedarf. Die Systemgrenzen und das daraus abgeleitete Blockschaltbild zur Prognose des Dauertemperaturverhaltens zeigt Abbildung 56 und wird im Folgenden erläutert.

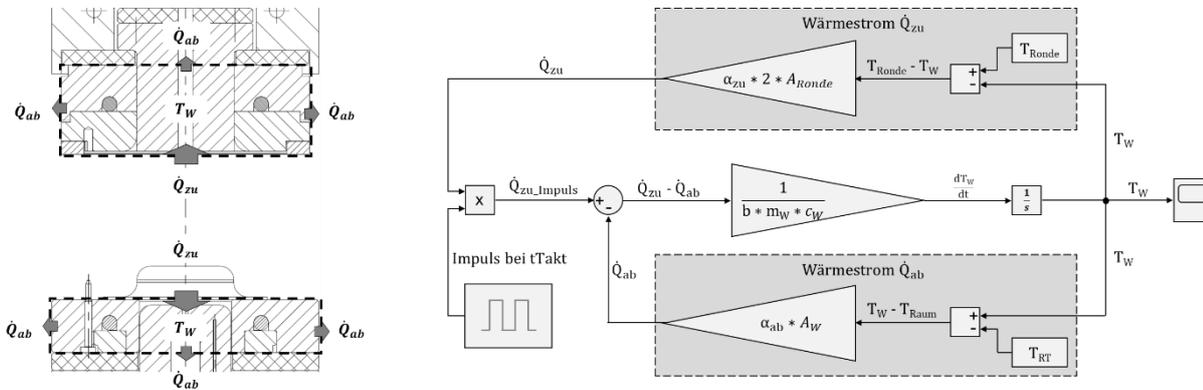


Abbildung 56: Systemgrenzen (links) und Blockschaltbild (rechts) des Modells zur Ermittlung des Dauertemperaturverhaltens in Werkzeugstufe 1 (nach [Har21^S])

Die thermodynamische Zustandsänderung der ersten Werkzeugstufe zwischen den Zuständen 1 und 2 ist gemäß 1. Hauptsatz der Thermodynamik [Bae16] wie folgt definiert:

$$E_2 - E_1 = Q_{12} + W_{12}$$

Da während des Betriebs keine mechanische Arbeit über die Systemgrenzen ins Werkzeug eingebracht wird, kann W_{12} vernachlässigt werden. Es bleibt ein Gleichgewicht aus innerer Energie des Werkzeugs $E_2 - E_1$ mit der zu- und abgeführten Wärme Q_{12} . Damit kann die Formel präzisiert werden zu:

$$m_W * c_W * (T_{W2} - T_{W1}) = Q_{zu} - Q_{ab}$$

Die Formel berücksichtigt die Temperaturänderungen der Zustände unter Berücksichtigung der Werkzeugmasse m_W und deren spezifischer Wärmekapazität c_W . Daraus kann eine Differentialgleichung erster Ordnung zur Bestimmung der Werkzeugtemperatur unter Einfluss der Taktzeit abgeleitet werden:

$$b * m_W * c_W * \frac{\partial T_W}{\partial t} = \alpha_{zu} * A_{Ronde} * (T_{Ronde} - T_W) - \alpha_{ab} * A_W * (T_W - T_{RT})$$

Mit den Wärmeübergangskoeffizienten α_{zu} für die zu- und α_{ab} für die abgeführte Wärme sowie dem Proportionalitätsparameter b auf Seiten der inneren Energie zur iterativen Validierung des Modells ermöglicht diese Formel eine

Lösung und Visualisierung des Dauertemperaturverhaltens in Matlab/Simulink. Dazu wird der Takt bzw. Stoßelhub über eine Impulsfunktion realisiert, wie im Blockschaltbild in Abbildung 56 rechts zu sehen ist. Mittels der experimentellen Untersuchungen zu den größeren Taktzeiten von 30, 60 und 120 s können die Proportionalitätsfaktoren α_{zu} , α_{ab} und b entsprechend angepasst und validiert werden.

Der Vergleich von Experiment und analytischem Ansatz für Taktzeiten von 120, 60 und 30 s wird in Abbildung 57 anhand des Blechhalters dargestellt. Zudem werden die prognostizierten Temperaturverläufe für Taktzeiten von 20 bis zu 3 s illustriert.

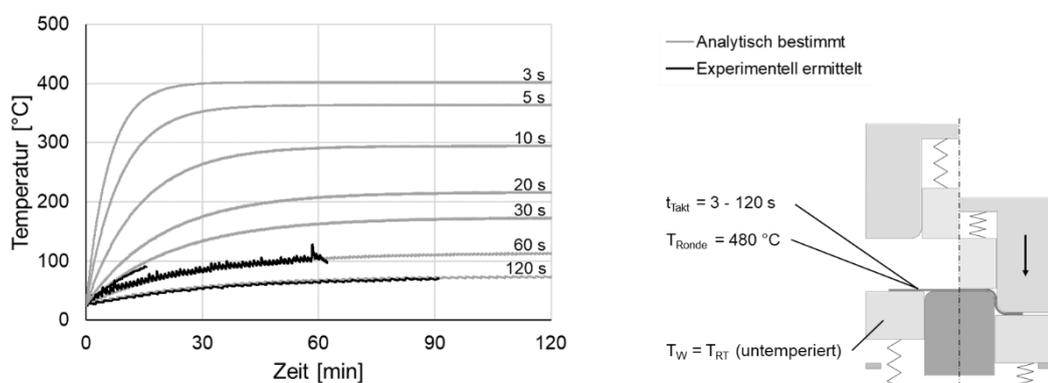


Abbildung 57: Experimentell und analytisch ermittelte Verläufe der Werkzeugtemperatur am Beispiel des Blechhalters unter Variation der Taktzeit (nach [Har21^S])

Je kleiner die Taktzeit t_{Takt} ist, desto schneller erwärmt sich das gänzlich untertemperierte, also weder erwärmte noch gekühlte, Werkzeug. Ursächlich dafür ist im Falle kalter Werkzeuge und 480 °C heißer Rondens der Wärmeeintrag durch die Rondens. Bei industriell verbreiteten Taktzeiten von wenigen Sekunden erreicht der Blechhalter innerhalb weniger Minuten einen stationären Bereich mit Temperaturen oberhalb von 300 °C , wie die analytisch ermittelten Temperaturverläufe in Abbildung 57 zeigen.

Die höheren Amplituden der Einzelhübe in den Versuchen sind auf die lokale, oberflächennahe Erwärmung zurückzuführen, da bei der analytischen Bestimmung von einer homogenen Temperatur des gesamten Prozessraumes (innerhalb der Prozessgrenzen liegende Werkzeugkomponenten) ausgegangen wird.

Hinsichtlich der Anforderungen an ein temperiertes Werkzeug (vgl. wissenschaftliche Fragestellung aus Kapitel 3.2) sind daher neben der schnellen In-line-Erwärmung von Bauteilen insbesondere die Temperaturgenauigkeit und -konstanz unter den komplexen Wechselwirkungen industrieller Prozessabläufe erforderlich.

8 Prozessfenster der einzelnen Stufen

Die Entwicklung einer mehrstufigen Gesamtprozesskette erfordert neben den werkstofftechnischen und thermischen Voruntersuchungen (vgl. Kapitel 6 und 7) umfangreiche Kenntnisse über die Prozessfenster der einzelnen Stufen, da diese unterschiedlichen Spannungszuständen und damit Prozesscharakteristika unterliegen. Hinzu kommen bei mehrstufigen Prozessen die Einflüsse vorgelagerter Prozessschritte (Stufen). Hierzu zählen Materialausdünnungen, Verfestigungs- und Entfestigungseffekte, Gefügeänderungen (und damit Änderungen der mechanischen Eigenschaften) durch Temperatureinflüsse oder inhomogene Temperatur- und Schmierstoffverteilungen.

Im Folgenden werden die einzelnen Prozessschritte (Tiefziehen, Scherschneiden, Kragenziehen und Stauchen) und deren Einflüsse aus den vorangegangenen Prozessschritten experimentell und numerisch untersucht um die wissenschaftliche Fragestellung nach den Grenzen konventioneller Prozessrouten (vgl. Kapitel 3.2) beantworten zu können. Im Fokus stehen dabei die prinzipielle Machbarkeit, die auftretenden Prozessgrenzen sowie die geometrischen Ausprägungen, wie z. B. die Wanddickenverteilung oder die Rückfederung im Bauteil, unter Variation der Temperatur und des Wärmebehandlungszustandes.

Zur statistischen Absicherung der Versuche werden mindestens drei Wiederholungen je Parameterkombination durchgeführt.

8.1 Stufe 1: Tiefziehen

Beim Tiefziehen in Stufe 1 wird eine Ronde mit einem Durchmesser von 102 mm zu einem Napf gezogen. Der vereinfachte Aufbau der Tiefziehstufe in Abbildung 58 verdeutlicht die auf 17 mm limitierte Ziehtiefe, aus der ein Napf mit einem Innendurchmesser von 50 mm und einem bleibenden Flansch hervorgeht. Da der Werkzeugaufbau und dessen Kinematik bereits in Kapitel 5.1

detailliert vorgestellt wurden, wird im Folgenden nur auf die Besonderheiten der Stufe eingegangen.

Die Federkräfte von Auswerfer und Blechhalter verlangen aufgrund der unterschiedlichen Prozessrouten eine sorgfältige Auslegung, da es andernfalls bei zu schwachen Federn zu einer Faltenbildung im Flansch bzw. bei zu starken Federn zu einer ausgeprägten Rückfederung im Bauteil kommt. Die genutzten Federkonstanten c sowie deren Anfangs- und Endkräfte können Abbildung 58 entnommen werden.

Der resultierende Napf weist idealisiert eine konstante Wanddicke von 1,5 mm auf. Aufgrund des Tiefziehens über den Stempelradius von 6 mm sowie den Matrizenradius von 8 mm kommt es trotz eines Ziehspaltes von 1,75 mm zu Zugspannungen und somit Ausdünnungen im Bauteil.

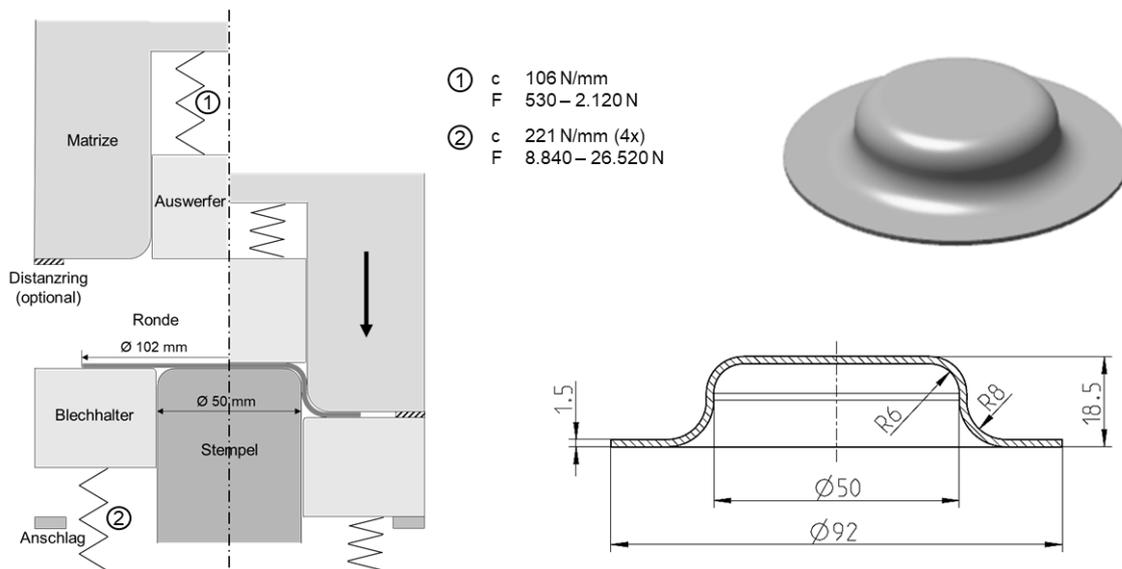


Abbildung 58: Aufbau und resultierende Bauteilgeometrie der ersten Stufe

Experimentelle Untersuchungen unter Variation des Wärmebehandlungszustandes sowie der Temperatur ergeben das in Abbildung 59 dargestellte Prozessfenster. Dazu wurden die Rondens in die jeweiligen Zustände konditioniert respektive erwärmt und anschließend in das mit Putrol® NW V 1933-30N-1 geschmierte Werkzeug eingelegt und umgeformt. Während die Legierung EN AW-6082 im hochfesten T6-Zustand kaltumformbar ist, bricht das Bauteil aus EN AW-7075 bereits auf halber Hubhöhe in mehrere Teile (vgl. Abbildung 59). Eine Temperaturerhöhung in den Bereich der Halbwarmumformung führt zu

einer Rissbildung im Stempelradius, wohingegen bei Warmumformtemperatur das Material über den gesamten Umfang des Stempelradius abgetrennt wird. Der Grund dafür ist die niedrige Fließspannung, die bei dem wirkenden Lastkollektiv aus Zug- und Druckspannungen in Verbindung mit den kleinen Radien zu einer Ausdünnung im Stempelradius führt und nicht die notwendige Festigkeit zum Nachziehen des Materials aufbringt.

Eine signifikante Erweiterung der Prozessgrenzen kann durch eine Vorkonditionierung der Materialien in den W- oder O-Zustand erreicht werden. In diesen Zuständen ist eine reproduzierbare und robuste Kaltumformung möglich, sodass auf einen zusätzlichen Wärmeeintrag verzichtet werden kann. Folglich ist eine Kaltumformung der Legierung EN AW-6082 in allen drei Zuständen sowie der Legierung EN AW-7075 im W- und O-Zustand möglich.

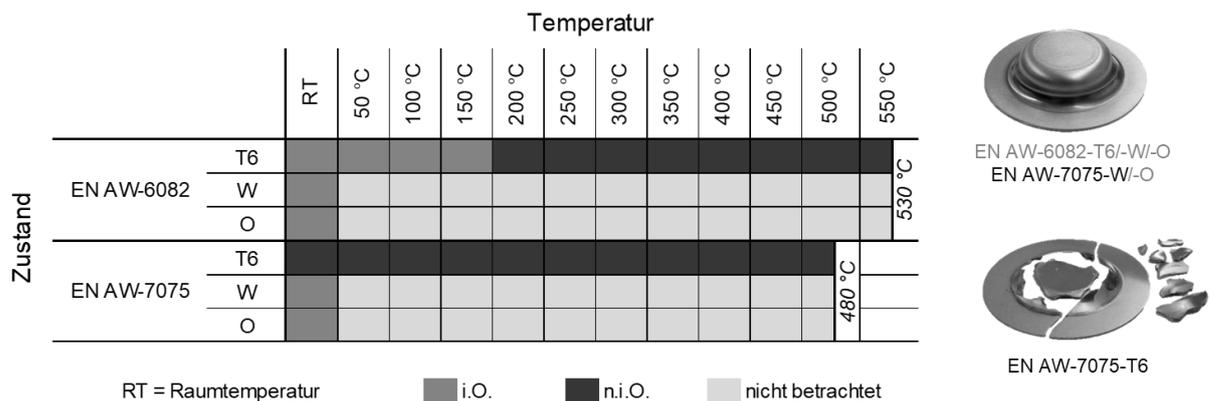


Abbildung 59: Experimentell bestimmtes Prozessfenster für das Tiefziehen in Stufe 1 sowie kaltumgeformte Proben unter Variation des Wärmebehandlungszustandes [Gue22b^E]

Der positive Einfluss der Vorkonditionierung zeigt sich auch in den experimentellen Untersuchungen zum Grenzziehverhältnis. Während die Standard-Ronde von 102 mm ($\beta_z = 2,04$) im hochfesten T6-Zustand der Legierung EN AW-6082 am Rande der Prozessgrenze liegt, können Ronden im W-Zustand bei 110 mm ($\beta_z = 2,20$) und Ronden im weichgeglühten O-Zustand bei 114 mm ($\beta_z = 2,28$) versagensfrei umgeformt werden. Im Gegensatz dazu ist die Kaltumformung der Legierung EN AW-7075 im hochfesten Zustand selbst bei einer Rondengröße von 80 mm ($\beta_z = 1,60$) nicht realisierbar. Mittels Vorkonditionierung können Ronden von 110 mm ($\beta_z = 2,20$) im W-Temper- sowie 106 mm ($\beta_z = 2,12$) im O-Zustand umgeformt werden. Die Vorkonditionierung

gen führen somit zu einer Erweiterung der Prozessgrenzen sowie zu robusten Prozessbedingungen. Die entsprechenden Trends spiegeln sich auch in den Bruchdehnungen der Spannungs-Dehnungs-Kurven der beiden Legierungen wider.

Um die Prozessgrenzen zu erweitern, besteht zusätzlich die Möglichkeit, den Blechhalter durch einen auf der Matrize montierten Distanzring zu verdrängen (vgl. Abbildung 58). Dadurch wird die Klemmung des Materials im Flanschbereich verhindert und das Nachfließen des Materials ermöglicht, was insbesondere bei weichen Zuständen mit niedrigen Fließspannungen die Einschnürung reduziert.

Der eingesetzte Distanzring (vgl. Abbildung 58) kann durch scheibenförmige Unterlagen in einem Bereich von 1,5 bis 1,8 mm in Schritten von 0,05 mm variiert werden. Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass steigende Distanzen zwar das Prozessfenster erweitern, aber weder eine Kaltumformung des hochfesten 7000er-Materials im T6-Zustand noch eine reproduzierbare Herstellung von fünf Bauteilen im Falle der Warmumformung ermöglichen. Hinzu kommt die sichtbare und irreparable Faltenbildung im Flansch, sodass Distanzen $\geq 0,15$ mm zu Ausschuss führen.

Feiner aufgelöste numerische Untersuchungen zum Einfluss der Distanzringe belegen, dass aufgrund der Aufdickung im Flansch auf bis zu 1,59 mm Blechdicke der größte Einfluss des Distanzringes bei einer Erhöhung von 0,05 auf 0,10 mm vorliegt. Dieser kompensiert die Aufdickung beim Tiefziehen und reduziert die Reibspannung zwischen Blech und Werkzeug. Dadurch wird die Ausdünnung im Bauteil um 0,01-0,02 mm reduziert, was sich wiederum positiv auf die nachfolgenden Stufen auswirkt. Ein experimenteller Abgleich mit einem Distanzring von 0,10 mm ergab keine visuell sichtbaren Falten.

Die versagenskritischste Stelle des Bauteils befindet sich im Stempelradius. Dort kommt es aufgrund der hohen Umformgrade und der damit verbundenen Spannungen zu einer Ausdünnung des Materials. Dies belegt die Darstellung der Grenzformänderungskurven in Abbildung 60. Die abgebildeten Grenzformänderungskurven der Legierung EN AW-7075 im T6- und W-Zustand wurden mittels Nakajima-Tiefungsversuchen ermittelt und nach ISO 12004 ausgewertet [Gue20^F].

Die einzelnen Formänderungen des T6-, W- und O-Zustandes unterscheiden sich nur geringfügig voneinander. Der Vergleich mit der Lage der Grenzformänderungskurven zeigt, dass eine Umformung im T6-Zustand nicht möglich ist und eine Einschnürung im Stempelradius zu erwarten ist. Die dort auftretenden Zugspannungen stellen die höchsten Umformgrade innerhalb der ersten Stufe dar.

Bei der Warmumformung führen steigende Temperaturen zu einer Verschiebung der Grenzformänderungskurven in Richtung größerer Hauptformänderungen [Gao17].

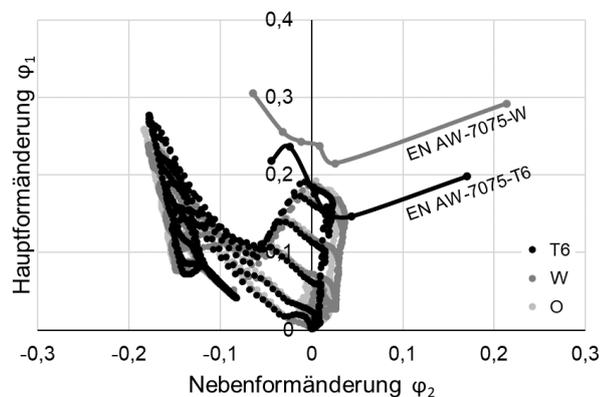


Abbildung 60: Grenzformänderungsdiagramm beim Tiefziehen von vorkonditionierten Halbzeugen der Legierung EN AW-7075 in Stufe 1 und zugehörige Grenzformänderungskurven im T6- und W-Zustand [Gue20^E]

Zur geometrischen Auswertung der einzelnen Materialien und Wärmebehandlungszustände sind in Abbildung 61 die experimentell und numerisch ermittelten Wanddickenverläufe dem normierten Bauteilpfad gegenübergestellt. Diese wurden aus den Mindestabständen der Bauteilober- und -unterseite ermittelt, die sich wiederum aus den Knoten bzw. dem Mittelwert dreier mit einer Koordinatenmessmaschine im Abstand von 0,03-0,1 mm aufgenommener Bauteilkonturen ergeben.

Der grundsätzliche Verlauf spiegelt die beim Tiefziehen zu erwartenden Bereiche wider: Eine nahezu konstante Blechdicke im Napfboden, ausgedünnte Bereiche in den Radien und eine nach außen zunehmende Aufdickung im Flansch. Die experimentellen Werte weichen mit Ausnahme des Napfbodens nur geringfügig voneinander ab. Im Vergleich dazu zeigt die Numerik eine

deutlich ausgeprägtere material- und zustandsabhängige Ausdünnung im Napfboden sowie im Stempelradius, die nicht in direktem Zusammenhang mit der Festigkeit steht. Die Abweichungen sind somit auf das Zusammenwirken der anliegenden Zugbeanspruchungen mit dem Fließ- und Verfestigungsverhalten der vorkonditionierten W- und O-Zustände zurückzuführen. Die Volumenkonstanz der jeweiligen Bauteilhälften von Experiment und Numerik ist durch minimal größere Außendurchmesser der numerischen Pfade gegeben und äußert sich in der gezeigten Darstellung durch die Lage des Übergangs vom Napfboden zum Stempelradius.

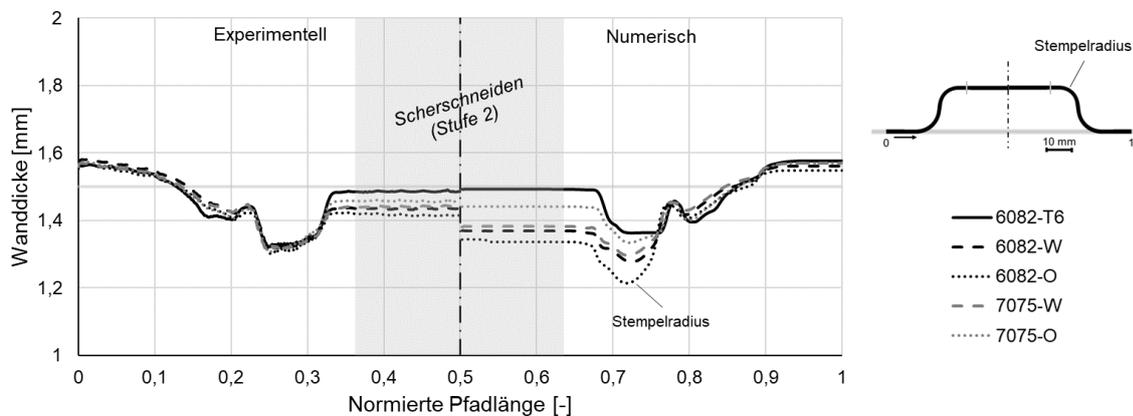


Abbildung 61: Experimentelle und numerische Wanddickenverteilung nach Stufe 1

Die prozentualen Abweichungen im Bereich des Stempelradius und damit der minimalen Blechdicke des Bauteils betragen – verglichen mit den experimentellen Verläufen – maximal 3,1 %. Lediglich der weichgeglühte Zustand des EN AW-6082 weist eine Differenz von 6,8 % auf.

Die Messungen mit der Koordinatenmessmaschine erlauben zudem eine genaue Bestimmung der auftretenden Rückfederung t . Hierzu wird die Höhe an der Unterseite des äußeren Flanschdurchmessers in Bezug auf die Ebene, auf der das Bauteil aufliegt, betrachtet. Die Maximalwerte von 0,07 mm bei der Umformung von EN AW-6082 im T6-Zustand werden durch eine Vorkonditionierung in den W- oder O-Zustand auf 0,04 mm reduziert. Im Vergleich dazu beträgt die Höhe der Rückfederung von EN AW-7075 im W-Zustand 0,01 mm und im O-Zustand 0,02 mm. Auffällig ist die Form der Rückfederung. Während die 6000er-Zustände eine nach außen ansteigende Rückfederung aufweisen, zeigen die Rückfederungen der 7000er-Proben ein bauchiges Verhalten mit

dem Rückfederungsmaximum in der Flanschmitte. Diese Ausprägungen bestätigen sich auch im numerischen Modell. Während für die 6000er-Legierung Rückfederungshöhen von 0,05 mm im T6- und 0,02 mm im W- und O-Zustand vorliegen, sind diese äquivalent zu den experimentellen Messungen für die 7000er-Legierung mit 0,01 mm im W- und 0,03 mm im O-Zustand kleiner.

Wie der grau hinterlegte Bereich rund um die Symmetrieachse in Abbildung 61 verdeutlicht, wird durch das Lochen in Stufe 2 ein Großteil der Abweichungen zwischen Experiment und Simulation im Bauteilboden beseitigt, sodass sich der weitere Einfluss in den Folgestufen auf die Ausdünnung im Bereich des Stempelradius beschränkt.

8.2 Stufe 2: Scherschneiden

Der in Stufe 1 gezogene Napf wird nach dem Transfer in die zweite Stufe ge-
locht. Dies geschieht mit dem in Abbildung 62 schematisch abgebildeten
Werkzeugaufbau, der sich im Wesentlichen durch den 32,0 mm großen Loch-
stempel von der ersten Stufe unterscheidet. In Kombination mit der Matrize mit
einem Innendurchmesser von 32,2 mm ergibt sich ein Schneidspalt von
0,1 mm.

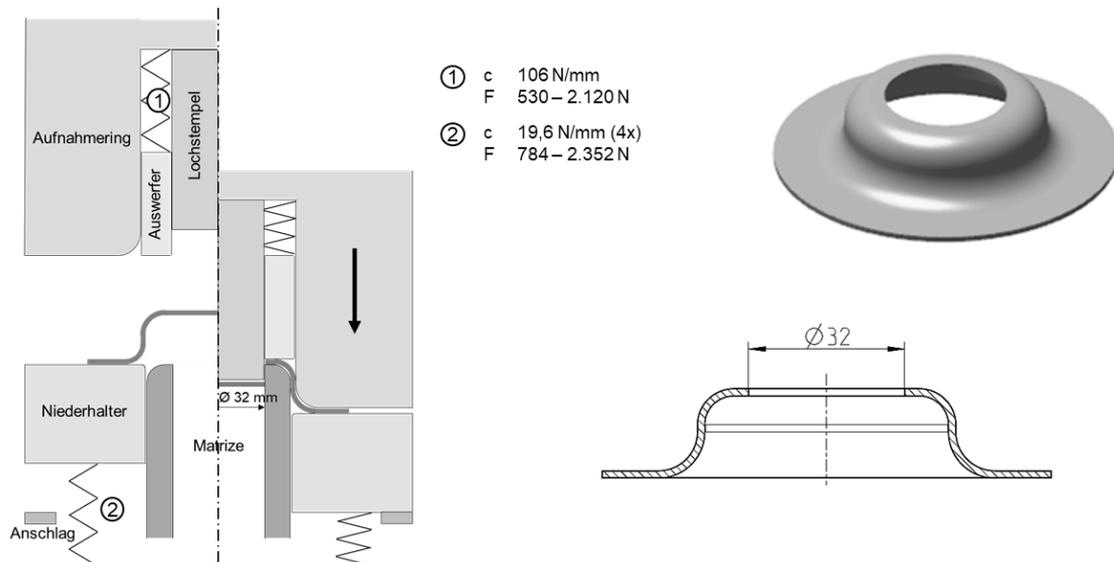


Abbildung 62: Aufbau und resultierende Bauteilgeometrie der zweiten Stufe

Auch in der zweiten Stufe ist die richtige Auslegung der Federkräfte von Auswerfer und Niederhalter entscheidend, um ein Ausbauchen oder Rückfedern des Bauteils zu vermeiden.

Der Matrizenradius der zweiten Stufe ist bewusst um 0,5 mm größer dimensioniert als der Stempelradius der ersten Stufe, sodass dieser lediglich der Zentrierung des Bauteils dient und eine weitere Umformung vermieden wird. Folglich unterscheidet sich die Bauteilgeometrie nur um das eingebrachte Loch.

Die experimentelle Abbildung des Lochens ist für alle Zustände und Temperaturkonstellationen problemlos möglich, weshalb im Folgenden nur die auftretenden Spezifikationen und Effekte erläutert werden. Einen ersten Vergleich zweier Schnittkantenausprägungen zeigt Abbildung 63. Darin wird das Loch im hochfesten T6-Zustand mit dem Lochen bei Lösungsglühtemperatur von 530 °C auf makroskopischer und mikroskopischer Ebene verglichen.

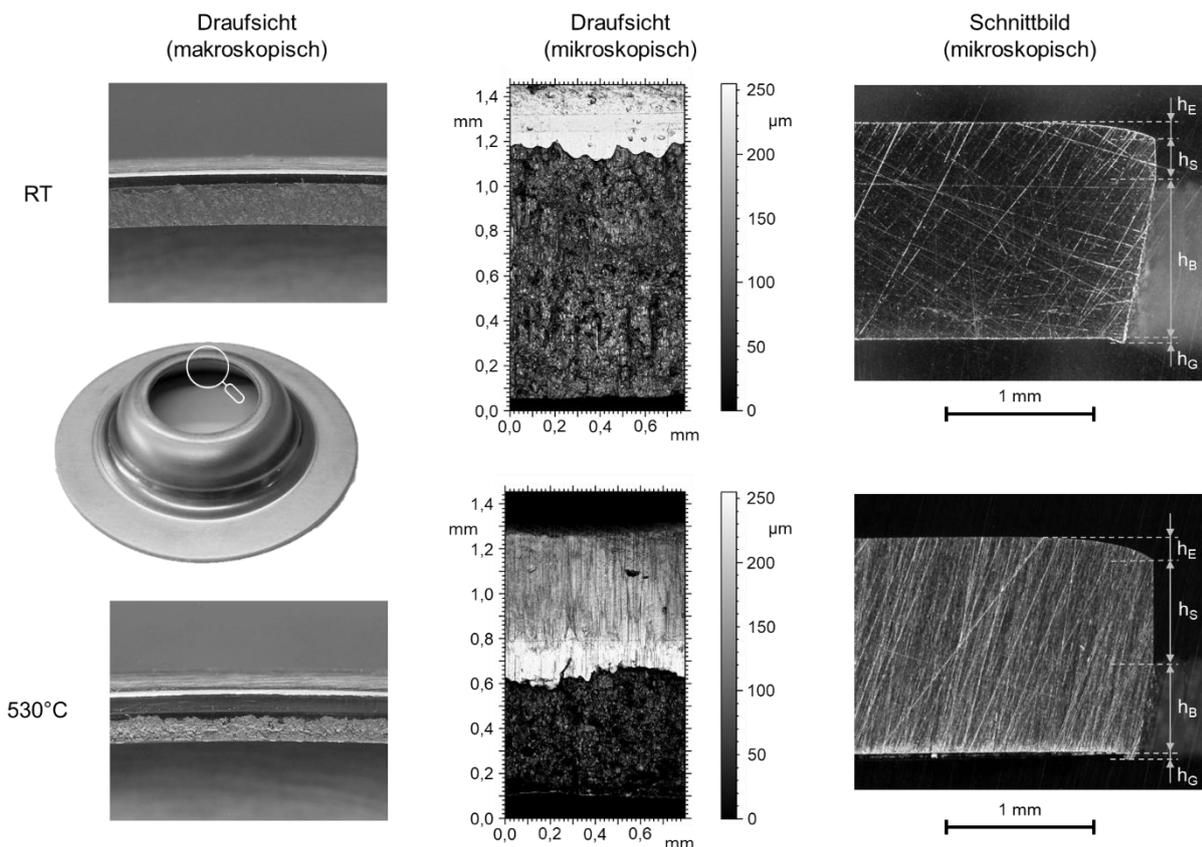


Abbildung 63: Temperatureinfluss beim Scherschneiden in Stufe 2 am Beispiel von EN AW-6082-T6 bei Raumtemperatur und bei 530 °C

Bereits die makroskopische Draufsicht auf die Schnittkante zeigt einen signifikant größeren Glattschnittanteil durch das duktilere Werkstoffverhalten bei höheren Temperaturen. Dies wird auch durch mikroskopische Betrachtungen mit dem konfokalen Weißlichtmikroskop μ surf verdeutlicht. Da diese Ansicht jedoch nur einen groben Überblick über die Glattschnitt- und Bruchzone gibt, ist für die genaue Charakterisierung ein geschliffener Querschnitt erforderlich. Dieser ermöglicht die quantitative Auswertung der vier charakteristischen Zonen. Bevor in Kapitel 8.3 der Einfluss der Schnittkantenausprägung auf die nachfolgenden Umformungen diskutiert wird, erfolgt die genauere Charakterisierung anhand eines reinen Lochprozesses, da bei den Näpfen z. B. die Legierung EN AW-7075 im hochfesten T6-Zustand nicht herstellbar ist. Zu diesem Zweck werden kleine Ronden mit einem Durchmesser von 49 mm angefertigt und unter Variation der Wärmebehandlungszustände sowie der Temperatur gelocht. Dies ermöglicht die Betrachtung auftretender Effekte aufgrund des Scherschneidens, ohne Einflüsse der vorangegangenen Umformung in Form von Ausdünnungen oder Verfestigungseffekten (vgl. Kapitel 6.4) berücksichtigen zu müssen. Dazu werden je Konstellation 5 Ronden gelocht und anschließend vermessen. Je zwei gelochte Bauteile werden zusätzlich eingebettet, sodass eine Bestimmung der Schnittzonenanteile möglich ist. Die jeweils 3 Messbereiche ergeben die in Abbildung 64 dargestellten Anteile für die beiden hochfesten Aluminiumlegierungen.

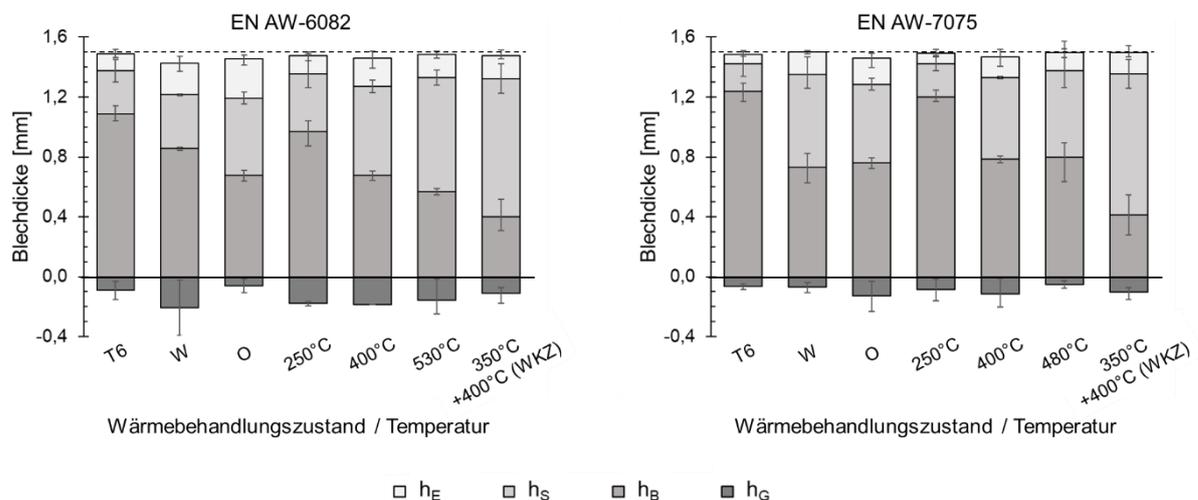


Abbildung 64: Temperatur- und zustandsabhängige Ausprägung der Schnittkanten beim Scherschneiden in Stufe 2 (nach [Hec22^S])

Geringere Fließspannungen durch Vorkonditionierung oder Erwärmung des Materials führen zu einer Verringerung der Bruchfläche (h_B) bei gleichzeitiger Zunahme des Glattschnittanteils (h_S). Die Schnittgrathöhe h_G und die Kanteneinziehungshöhe h_E zeigen dagegen keine eindeutigen Tendenzen. Lediglich die Breite des Kanteneinzugs (hier nicht abgebildet) nimmt bei weicheren Materialzuständen zu.

Während der Kanteneinziehung Werte von 4,3-17,6 % annimmt, schwanken die Glattschnittanteile von 12,3 % bei EN AW-7075 im hochfesten T6-Zustand bis zu 63,1 % bei der Kombination von 350 °C heißem Blech und 400 °C heißem Werkzeug. Äquivalent dazu verhält sich die Bruchfläche mit Anteilen von 82,7 % (EN AW-7075-T6) bis 27,3 % (350 °C Blechtemperatur und 400 °C Werkzeugtemperatur). Dies ist auf die temperaturabhängigen Materialeigenschaften im plastischen Zustand und die Scherbruchgrenze zurückzuführen. Der sich ausbildende Grat variiert teilweise über dem Umfang und überschreitet die Ausgangsblechdicke von 1,5 mm um bis zu 14,1 %. Die Schnittfläche sollte daher für die Weiterverarbeitung möglichst glatt sein und geringe Verfestigungen aufweisen.

Der resultierende Lochdurchmesser hängt hingegen nicht vom Zustand, sondern von der Temperatur ab, wie Abbildung 65 verdeutlicht.

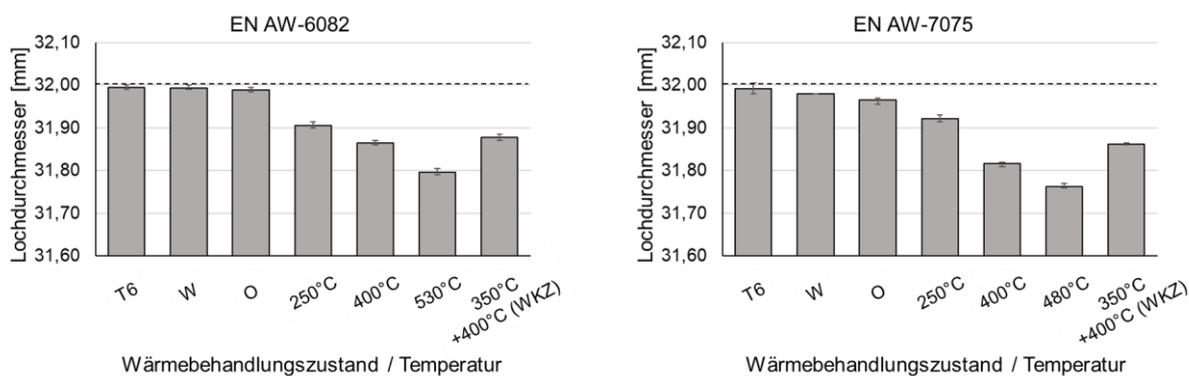


Abbildung 65: Einfluss des Wärmebehandlungszustandes / der Temperatur auf den Lochdurchmesser (nach [Hec22^S])

Die Kaltumformungen im T6-, W- und O-Zustand weisen bei beiden Legierungen eine negative Differenz von wenigen μm auf. Mit steigender Bauteiltemperatur vergrößert sich diese Differenz auf bis zu 0,203 bzw. 0,237 mm bei Lösungsglüh-temperatur. Die Kombination aus warmem Blech und Werkzeug

liegt dagegen zwischen den jeweiligen Bauteiltemperaturen. Ursache hierfür ist die thermische Ausdehnung des Aluminiums, welches beim Abkühlen schrumpft und somit den Durchmesser verringert.

Obwohl die numerische Abbildung des Scherschneidens mittlerweile gute Ergebnisse liefert, wie Krinninger et al. am Beispiel von EN AW-6014 bei Raumtemperatur zeigen [Kri17], wird im Rahmen dieser Arbeit auf die Simulation des Scherschneidens verzichtet, da die Definition der Versagenskriterien zur Abbildung der Überschreitung des Formänderungsvermögens aufwändige experimentelle Materialcharakterisierungen erfordert [Klo17], die über die hier getätigten Untersuchungen hinausgehen. Insbesondere durch die Kombination mit den thermischen Einflüssen und den vorgeschalteten Umformschritten ergeben sich neben den ohnehin schon komplexen, sehr fein vernetzten und hochdynamischen Simulationsmodellen von Scherschneidprozessen eine Vielzahl von notwendigen Charakterisierungen unter Variation von Werkstoff, Wärmebehandlungszustand und Temperatur. Die numerischen Betrachtungen der Folgestufen basieren daher auf einem manuellen Löschen der Elemente innerhalb des Lochdurchmessers und einer ausschließlich thermischen Simulation der zweiten Stufe.

8.3 Stufe 3: Kragenziehen

Nach dem Lochen wird in Stufe 3 der verbliebene Teil des Napfbodens aufgestellt. Abbildung 66 zeigt anhand des Werkzeugaufbaus und der Bauteilgeometrie, dass neben dem Aufstellen des Kragens vom Lochdurchmesser 32 mm auf den Stempeldurchmesser 50 mm auch der Bauteilradius an der Matrize auf 3 mm reduziert wird.

Eine Kaltumformung eines vorkonditionierten Halbzeugs über alle Stufen hinweg ist nicht realisierbar, wie Abbildung 67 zeigt. Während das Fehlerspektrum bei der Legierung EN AW-6082 von einem Bruch im hochfesten T6-Zustand bis zu nahezu fehlerfreien Bauteilen im weichgeglühten O-Zustand reicht und somit eine klare Verbesserung mit abnehmender Fließspannung und zunehmender Dehnung zeigt, treten bei der Legierung EN AW-7075 im

W- und O-Zustand sowohl Risse in Axial- als auch in Umfangsrichtung des Kragens auf.

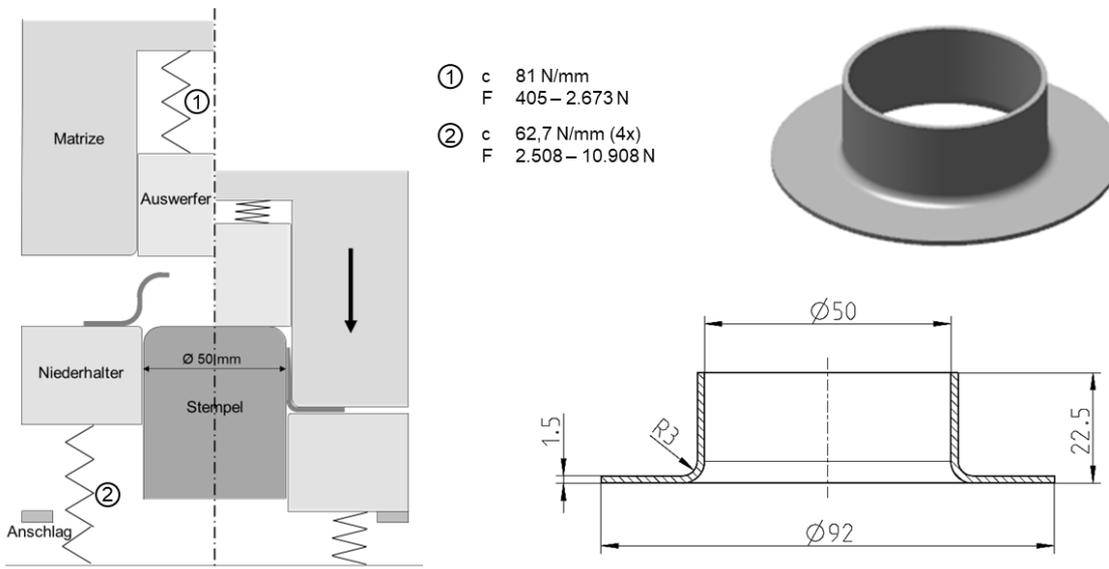


Abbildung 66: Aufbau und resultierende Bauteilgeometrie der dritten Stufe

Die Umformbarkeit kann durch eine Vorkonditionierung vor Stufe 3 signifikant erweitert werden, da hierdurch die Verfestigungen der Vorstufen durch die Umformung bzw. das Lochziehen reduziert oder gänzlich beseitigt werden (vgl. Kapitel 6.4). Dies ermöglicht eine signifikante Reduzierung der Anzahl und Tiefe der Risse, sodass bei EN AW-7075 nur noch vereinzelt, wenige Millimeter tiefe Risse entstehen und der Kragen der Legierung EN AW-6082 im O-Zustand erfolgreich gezogen werden kann.

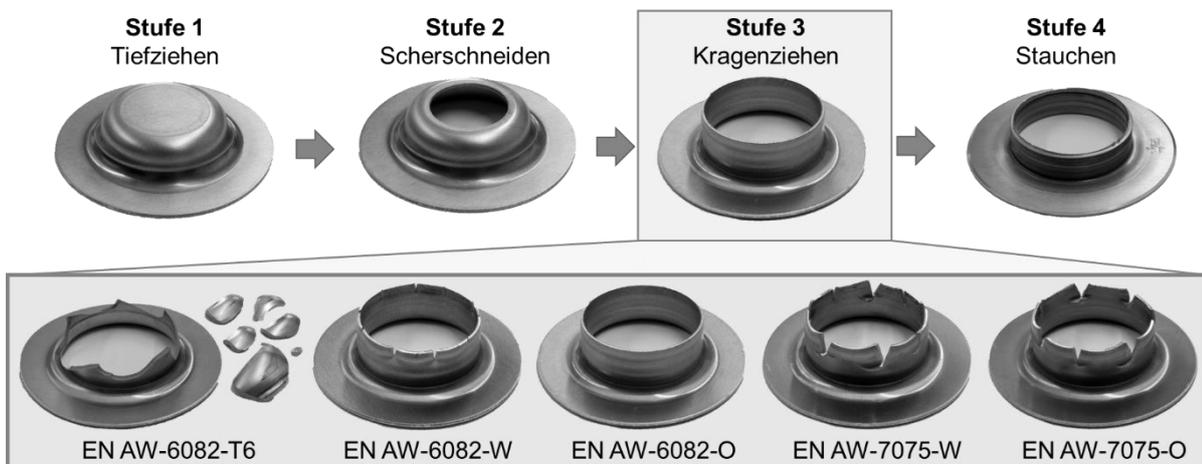


Abbildung 67: Prozessgrenzen bei der Kaltumformung von EN AW-6082 und -7075 im T6-, W- und O-Zustand [Gue21a^E]

Die legierungsabhängigen Einflüsse der Vorkonditionierungen bzw. erhöhten Umformtemperaturen werden anhand von Voruntersuchungen zum maximalen Aufweitverhältnis in Abbildung 68 dargestellt. Hierbei ist zu beachten, dass die Bauteile aus der Legierung EN AW-6082 in Stufe 1 im hochfesten T6-Zustand kaltumgeformt wurden, wohingegen für die Legierung EN AW-7075 eine Umformung im W-Temper-Zustand erforderlich ist. Das anschließende Lochen wird aufgrund fehlender Werkzeugvariationen durch ein manuelles Aufbohren im Durchmesserbereich von 16-36 mm realisiert. Zudem dienen gestanzte Lochdurchmesser von 16 und 26 mm, sowie das finale Maß von 32 mm in einem unterperierten Werkzeug zur Untersuchung des Einflusses der Vorlocherherstellung sowie der Quantifizierung der realen Prozessbedingungen. Vor der Umformung im geschmierten Werkzeug erfolgt eine Vorkonditionierung oder Erwärmung der Bauteile.

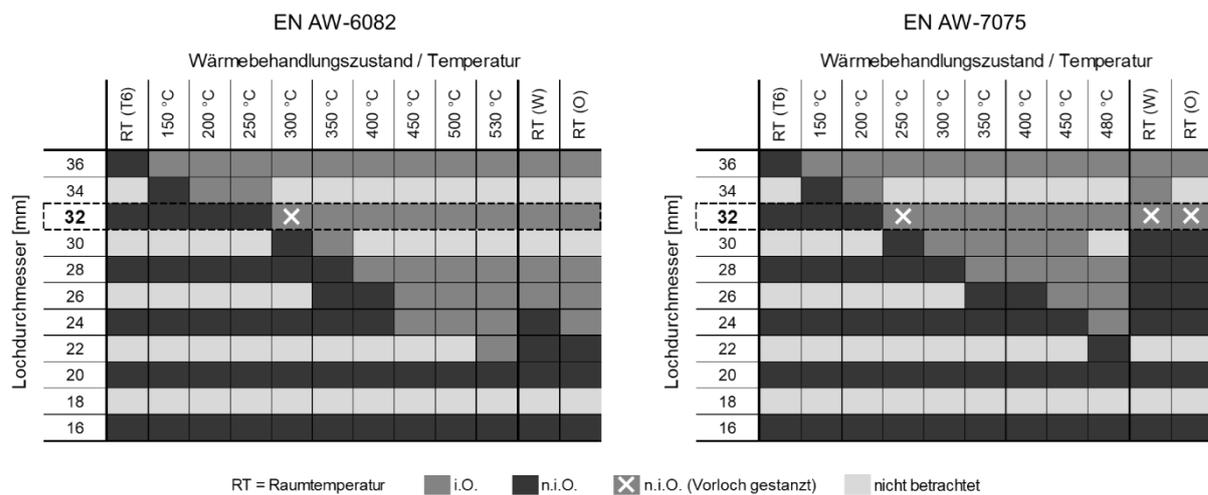


Abbildung 68: Experimentelle Bestimmung des temperaturabhängigen Aufweitverhältnisses anhand aufgebohrter Vorlöcher und Einfluss gestanzter Vorlöcher auf das Aufweitverhältnis am Beispiel des Lochdurchmessers von 32 mm

Die Prozessfenster verdeutlichen die ausgeprägte Temperaturabhängigkeit der beiden Legierungen beim Kragenziehen. Während bei einer konventionellen Kaltumformung im T6-Zustand nicht einmal ein Aufweiten von 36 auf 50 mm ($\beta_A = 1,39$) möglich ist, steigt das erreichbare Aufweitverhältnis mit zunehmender Temperatur an, sodass bei den legierungsabhängigen Lösungsglühtemperaturen von 530 und 480 °C gebohrte Vorlochdurchmesser von 22 mm ($\beta_A = 2,27$) bzw. 24 mm ($\beta_A = 2,08$) fehlerfrei kragengezogen werden

können. Erhöhte Umformtemperaturen sind somit essenziell für die Realisierung hoher Aufweitverhältnisse, wodurch höhere Kragen und damit mehr Material für das anschließende Stauchen erreicht werden. Alternativ erweitern auch Vorkonditionierungen zwischen Stufe 2 und 3 im W- oder O-Zustand die erreichbaren Aufweitverhältnisse gegenüber dem hochfesten Ausgangszustand, ohne jedoch die Ergebnisse einer Warmumformung zu erzielen. Dies ist auf die höhere Duktilität und die wirkenden Entfestigungsmechanismen zurückzuführen, die wiederum einen positiven Einfluss auf die nachfolgenden Stufen haben.

Ein weiterer Einflussfaktor auf das erreichbare Aufweitverhältnis ist die Art der Vorlochherstellung. Während beim Scherschneiden (Lochen) Kaltverfestigungen und ausgeprägte Schnittkanten auftreten, sind beim Bohren glatte Oberflächen sowie thermische Wechselwirkungen durch die Reibung bei hohen Drehzahlen gegeben, weshalb bei beiden Legierungen gebohrte Proben höhere Aufweitverhältnisse ermöglichen [Zeh20^S]. Der Einfluss der Vorlochherstellung auf das Aufweitverhältnis wird durch Untersuchungen von Choi et al. an der Legierung EN AW-7075 unter Variation des Wärmebehandlungszustandes bestätigt [Cho22].

Das experimentell bestimmte Prozessfenster für den realisierten, gestanzten Lochdurchmesser von 32 mm unter Variation von Wärmebehandlungszustand und Temperatur ist in Abbildung 69 illustriert.

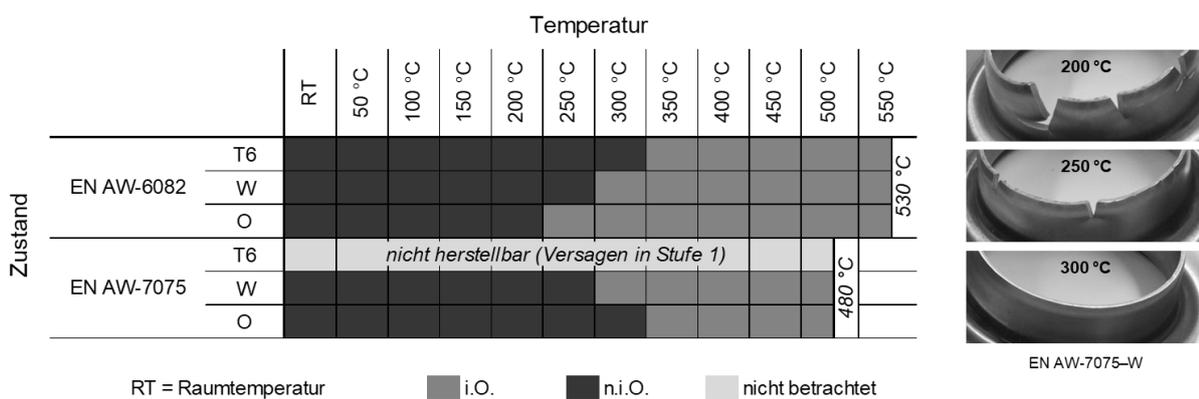


Abbildung 69: Experimentell bestimmtes Prozessfenster beim Kragenziehen in Stufe 3 für die Zustände T6, W und O der Legierungen EN AW-6082 und -7075 mit gestanzten Vorlöchern von 32 mm Durchmesser (nach [Gue22b^E])

Dabei wurde die jeweilige Vorkonditionierung vor Stufe 1 erzeugt, sodass auftretende Verfestigungseffekte aus Stufe 1 und 2 das Umformergebnis beeinflussen.

Die Ergebnisse der kragengezogenen Proben mit gestanzten Vorlöchern von 32 mm belegen die ausgeprägte Temperaturabhängigkeit. So sind bei 250 bzw. 300 °C teilweise noch große Risse im Kragen vorhanden, die durch eine Temperaturerhöhung um 50 °C vollständig vermieden werden können. Je nach Material und Zustand sind Umformtemperaturen von 250 bis 350 °C erforderlich. Das gegensätzliche Verhalten der beiden Legierungen spiegelt die jeweiligen Bruchdehnungen der Zugversuche wider. Die Legierung EN AW-6082 liegt im weichgeglühten O-Zustand an der Prozessgrenze, sodass in Einzelfällen auch eine Kaltumformung möglich ist, jedoch bei 250 °C umgeformt werden sollte, um robuste Prozessbedingungen zu gewährleisten. Eine Besonderheit ergibt sich bei Umformtemperaturen von über 400 °C für EN AW-6082-O oder 450 °C für EN AW-6082-W und EN AW-7075-O. Hierbei führen die hohen Temperaturen zu einem instabilen Werkstoffverhalten durch dynamische, zum Teil grobe Ausscheidungen, die wiederum zu Rissbildung und sprödem Verhalten führen können [Saj22]. Diese werden durch Oberflächeneffekte am Bauteilkragen sichtbar und verbleiben auch nach der Folgestufe, wie die Aufnahme der Bauteiloberfläche des Fertigteils in Abbildung 89 zeigt.

Stufe 3 weist somit ein völlig anderes Verhalten als Stufe 1 auf. Ursächlich dafür sind die unterschiedlichen Fertigungsverfahren mit ihren jeweiligen Anforderungen (insb. hinsichtlich der Spannungszustände), die wiederum eine spezielle Temperaturführung und Gesamtprozesskette erfordern.

Beim Kragenziehen bildet sich durch die Vergrößerung des Durchmessers von 32 auf 50 mm die in Abbildung 70 gezeigte Wanddickenverteilung mit der charakteristischen Ausdünnung des Kragens aus. Die Kontur der zuvor kalt umgeformten und vor Stufe 3 auf 400 °C erwärmten Bauteile weist weiterhin die ausgeprägten Bereiche (Flansch, Matrizenradius, Zarge, Stempelradius und Boden) der vorangegangenen Umformschritte auf.

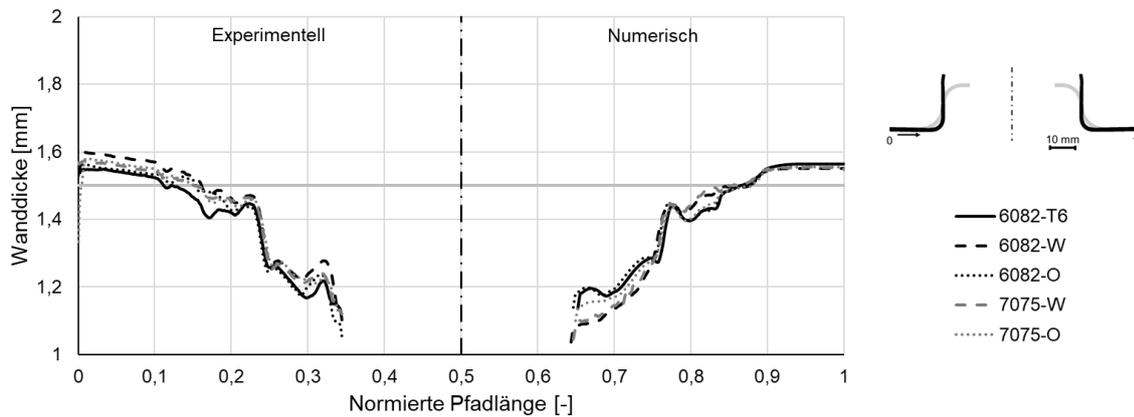


Abbildung 70: Experimentelle und numerische Wanddickenverteilung nach Stufe 3

Der Vergleich der Wanddicke über den Bauteilpfad zeigt eine gute Übereinstimmung zwischen den experimentellen und numerischen Untersuchungen sowie geringe Unterschiede zwischen den einzelnen Material-Zustands-Kombinationen. Die größten Abweichungen von bis zu 8,6 % treten im oberen Bereich des Kragens auf. Die minimale Dicke an dem höchsten Punkt des Kragens beträgt je nach Werkstoff und Wärmebehandlungszustand zwischen 1,05 und 1,13 mm, was einer prozessbedingten Ausdünnung des Ausgangsmaterials von 25-30 % entspricht.

Zur Erweiterung des erreichbaren Aufweitverhältnisses wird in der Literatur der Einsatz eines axialen oder radialen Gegenhalters zur gezielten Überlagerung von Druckspannungen zur Reduzierung der Tangentialspannungen vorgeschlagen [Sch88]. Eigene Untersuchungen unter Verwendung eines axialen Gegenhalters bestätigen das Optimierungspotenzial. Die numerische Variation der Federkräfte des Gegenhalters (in dieser Arbeit als Auswerfer bezeichnet) belegt die Reduzierung der tangentialen Zugspannungen an der für die Umformung kritischsten Stelle am obersten Punkt des Kragens mit steigender Federsteifigkeit und somit Druckspannungsüberlagerung. In der Numerik zeigt der Vergleich eines ungefederten und eines gefederten Gegenhalters mit einer Federsteifigkeit von $c = 81 \text{ N/mm}$ eine Reduzierung der Tangentialspannungen von 146,2 auf 135,6 MPa bei einer Umformung von EN AW-6082 bei 400 °C nach vorheriger Kaltumformung im T6-Zustand. Die experimentelle Validierung veranschaulicht diese Erkenntnisse, da die Anzahl und Tiefe der Risse bei Verwendung des gefederten Gegenhalters signifikant abnimmt.

8.4 Stufe 4: Stauchen

In der letzten Stufe erfolgt das Stauchen des Kragens zur Aufdickung der Zarge. Die vierte Stufe des Versuchswerkzeuges weist dazu im Gegensatz zu den Stufen 1-3 eine zusätzliche Federkomponente an der Matrize auf. Diese ist notwendig, um das Bauteil vor dem eigentlichen Stauchen seitlich abzustützen, da sonst der Auswerfer vor der Matrize auf das Bauteil auftrifft und somit eine unkontrollierte Umformung verursacht. Alternativ könnte dies auch mit einem zusätzlichen Pressenfreiheitsgrad realisiert werden. Den schematischen Werkzeugaufbau sowie die daraus resultierende Bauteilgeometrie zeigt Abbildung 71.

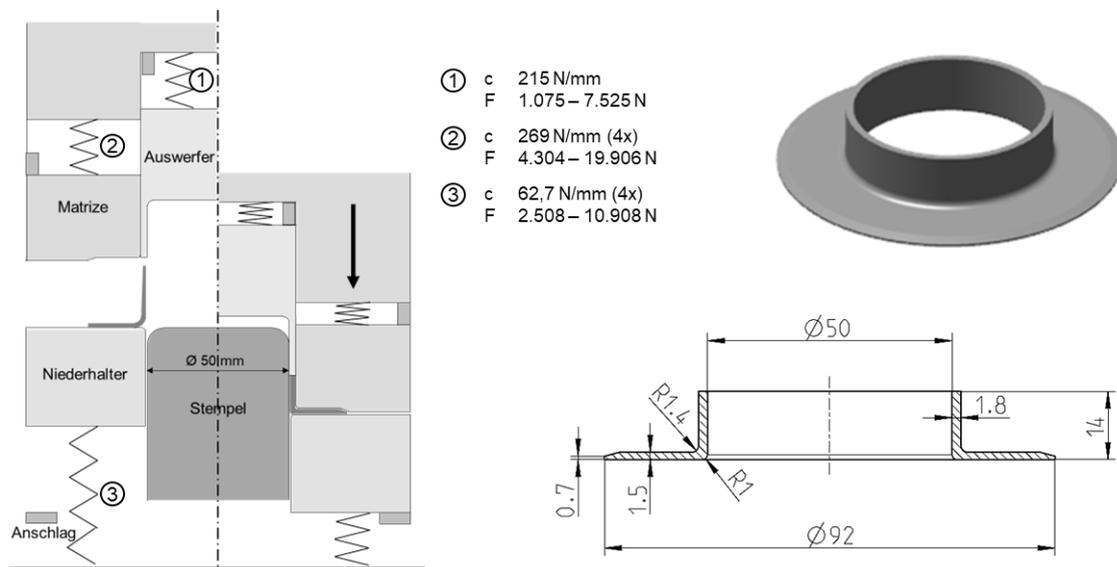


Abbildung 71: Aufbau und resultierende Bauteilgeometrie der vierten Stufe

Neben der Reduzierung der Bauteilhöhe von 22,5 auf 14 mm führt der Stauchvorgang zu einer Aufdickung der Zargendicke auf 1,8 mm sowie zu einer Verkleinerung des Bauteilradius an der Matrize auf 1,4 mm. Zusätzlich wird am Außendurchmesser des Flansches eine Fase angeschlagen.

Die resultierende Bauteilgeometrie sowie die prozessroutenabhängigen Wanddickenausprägungen, einschließlich der Faltenentstehung, veranschaulicht Abbildung 72. Die Herstellung der Bauteile erfolgt in den Stufen 1 und 2 durch eine Kaltumformung in den jeweiligen Zuständen, bevor in Stufe 3 – mit Ausnahme der kontinuierlichen Kaltumformung von EN AW-6082 im weichge-

glühten O-Zustand – eine Warmumformung bei 400 °C erfolgt. Die anschließende Umformung in Stufe 4 erfolgt mit der vorhandenen Restwärme des Kragenziehens.

Die drahterodierten Querschnitte zeigen bei der Legierung EN AW-6082 geringe Falten und eine hohe Maßgenauigkeit, während bei der härtesten Legierung EN AW-7075 deutlich stärkere Falten und eine höhere Rückfederung auftreten. Ursache für die Faltenbildung sind die vorangegangenen Umformstufen, die zu Vorkonturen, Ausdünnungen und Verfestigungen führen, sodass das Material im Stauchvorgang vor Erreichen der Sollbreite ausknickt. Dies wird durch die zeitliche Abfolge des Stauchvorgangs in Abbildung 72 verdeutlicht, in der mit dem Auftreffen des Stauchstempels (in Abbildung 71 als Auswerfer bezeichnet) der Kragen entsprechend der Ausgangsgeometrie der Stufe 3 wegnickt und erst beim Kontakt mit dem Werkzeug geführt und somit kontrolliert gestaucht wird.

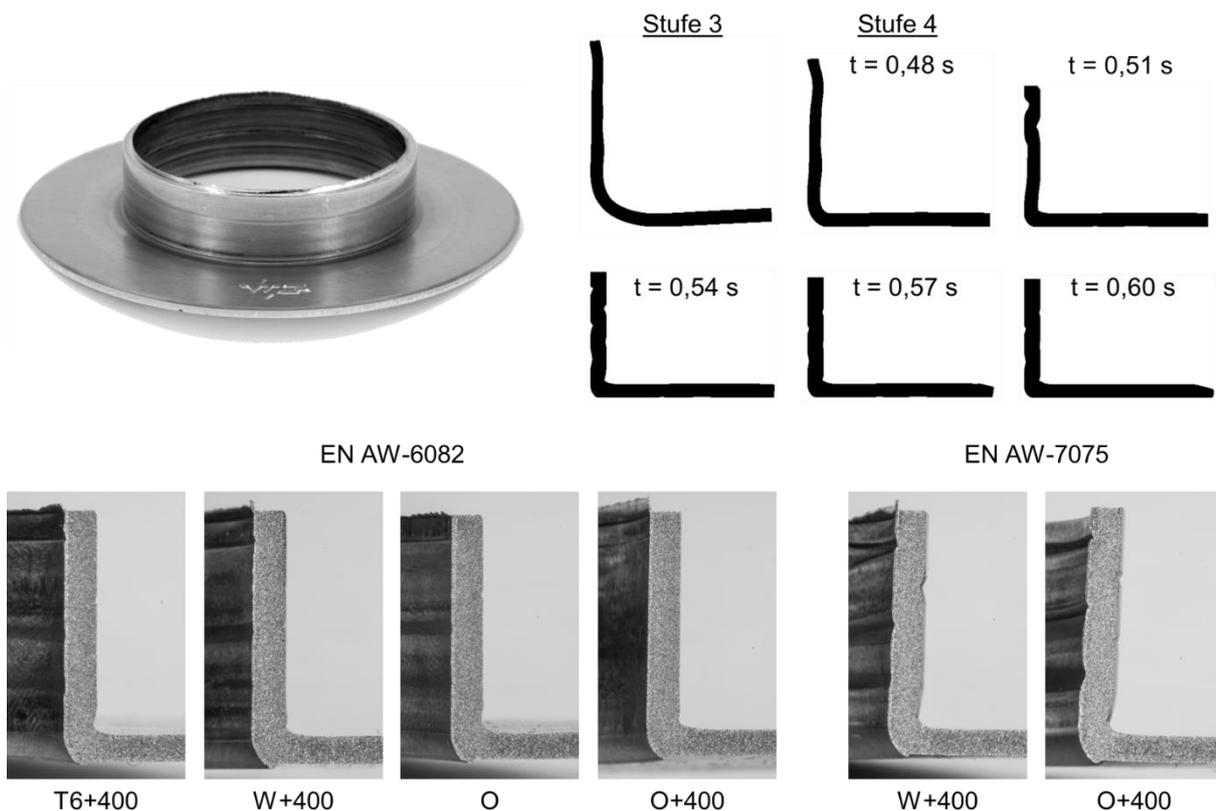


Abbildung 72: Querschnitte der vierten Umformstufe nach den unterschiedlichen Prozessrouten (unten) sowie schematische Darstellung der Faltenbildung zu unterschiedlichen Zeitpunkten der Umformung (oben)

Es verbleiben 3 Falten auf der Innen- und 2 Falten auf der Außenseite des gestauchten Kragens, die je nach Prozessführung unterschiedlich stark ausgeprägt sind. Signifikant ist die obere Falte an der Außenseite, da sie aus der Ausdünnung des Tiefziehens im Stempelradius resultiert.

An der Innenseite des Kragens kommt es teilweise zu erhöhter Gratbildung, da aufgrund der universellen Auslegung hinsichtlich der Wärmeausdehnung im Werkzeug größere Spaltmaße zwischen Stempel und Auswerfer vorliegen als prozesstechnisch sinnvoll. Damit verbunden ist eine Verdrängung des Materials, welches wiederum zu einer verminderten Formfüllung des gestauchten Kragens führt. Die Formfüllung wird zudem durch die Festigkeit des Materials beeinflusst, was sich auch in der angeschlagenen Fase sowie der Prägung widerspiegelt. Je weicher der Werkstoff ist, desto ausgeprägter sind diese beiden Charakteristika. Der Grund dafür ist die Nachgiebigkeit im Kraftfluss des Werkzeugs, die auf die eingebrachten Isolationsplatten zurückzuführen ist.

Der Vergleich zwischen einer kalt- und einer warmgestauchten Probe bei 400 °C zeigt eine Verbesserung der Wanddickengenauigkeit und der Rückfederung durch den Temperatureintrag bei einer leichten Schrumpfung des Durchmessers. Die Aufdickung des Kragens ist somit in allen Konstellationen möglich, wobei werkstoff- und prozessspezifische Ausprägungen in der Falten- und Gratbildung sowie in den finalen Bauteilabmessungen auftreten. Detailliertere Charakterisierungen sind im Rahmen der Gesamtprozessentwicklung in Kapitel 10.2 dargestellt.

Die resultierenden Wanddickenverteilungen in Experiment und Simulation bezogen auf die Ausgangsblechdicke von 1,5 mm zeigt Abbildung 73.

Der Vergleich der Wanddicken nach dem Stauchen offenbart größere Differenzen als in den vorherigen Stufen. Ursache hierfür ist die Kombination aus deutlich höheren Umformkräften und der Nachgiebigkeit des eingesetzten Isolationswerkstoffs. Dieser ist mehrfach im Ober- wie auch Unterwerkzeug verbaut und beeinflusst die Umformung, wie insbesondere der Flansch verdeutlicht. Der Wanddickenverlauf im Bereich der Zarge zeigt die einzelnen Falten, die in der numerischen Simulation aufgrund der unzureichenden Tiefenschärfe der messtechnischen Konturerfassung deutlich stärker ausgeprägt sind. Äquivalent zu den optischen Beobachtungen weisen die Zustände der Legierung

EN AW-6082 homogenere Wanddicken auf. Der Vergleich der Wärmebehandlungszustände zeigt für den T6-Zustand die beste und für den W-Zustand mit sehr tiefen Falten die schlechteste Formgenauigkeit.

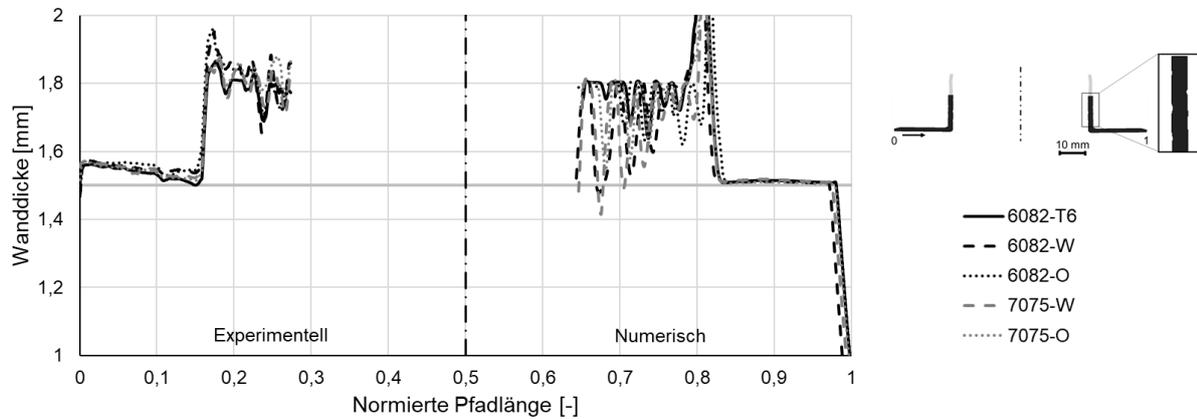


Abbildung 73: Experimentelle und numerische Wanddickenverteilung nach Stufe 4

Die Resultate zeigen somit, dass die Kombination der mehrstufigen Umformung für die Herstellung komplexer Bauteilgeometrien mit hochfesten Aluminiumlegierungen am Rande der Prozessgrenzen ausgelegt ist. Um insbesondere den aufgedickten Bereich zu optimieren, ist daher ein verbessertes Ausgangsbau teil mit geringeren Ausdünnungen oder ein mehrstufiges Stauchen zur Reduzierung der Stauchgrade in den Einzelprozessen erforderlich. Den konkreten Einfluss einer Erweiterung des bisherigen Stauchens um eine Zwischenstufe zeigt die numerische Untersuchung in Abbildung 74.



Abbildung 74: Numerische Optimierung der Konturgenauigkeit durch ein zweistufiges Stauchen am Beispiel von EN AW-7075-W (nach [Web22^S])

Hierzu wurden verschiedene Konstellationen, wie bspw. auch konische Zwischenstufen, unter Berücksichtigung der Volumenkonstanz ausgelegt und untersucht. Als zielführend hat sich das zweistufige Stauchen auf zunächst 1,5 mm Stauchspalt zur Wiederherstellung der Ausgangsblechdicke bei einer Bauteilhöhe von 16,5 mm erwiesen, ehe dann in der konventionellen Stufe 4 auf die Sollhöhe von 14 mm bei einer Wanddicke von 1,8 mm gestaucht wird. Durch das zweistufige Stauchen werden ein Ausknicken des Kragens beim Stauchen verhindert und die Bauteilkontur deutlich verbessert. [Web22^S]

Numerische Untersuchungen zeigen, dass durch die Kombination aller Optimierungspotenziale aus Distanzring, Gegenhalter und zweistufigem Stauchen eine Steigerung der minimalen Blechdicke in der Zarge um bis zu 24,76 % gegenüber der bisherigen Werkzeugkonstellation (bei EN AW-6082-W) sowie eine Reduzierung der auftretenden Spannungen möglich ist. [Web22^S]

9 Robustheit mehrstufiger Prozesse

Da jeder Prozess natürlichen Schwankungen unterliegt, sind robuste Produktionsprozesse erforderlich, um gleichbleibende Bauteilqualitäten sowie die Einhaltung enger Toleranzen zu gewährleisten. Diese sind nach VDA definiert durch die Unempfindlichkeit gegenüber unerwünschten Einflussgrößen sowie die termin- und abrufgerechte Produktion mit ausgezeichneter Qualität unter Einhaltung des geplanten wirtschaftlichen Aufwandes [VDA19].

Bei Umformprozessen ist die Unempfindlichkeit gegenüber Prozessschwankungen bereits bei einstufigen Anwendungen von Bedeutung, gewinnt aber mit zunehmender Stufenzahl und damit steigender Komplexität an Relevanz. Der Grund hierfür liegt in der Fehlerfortpflanzung, die anhand der vierstufigen Stadienfolge in Abbildung 75 verdeutlicht wird.

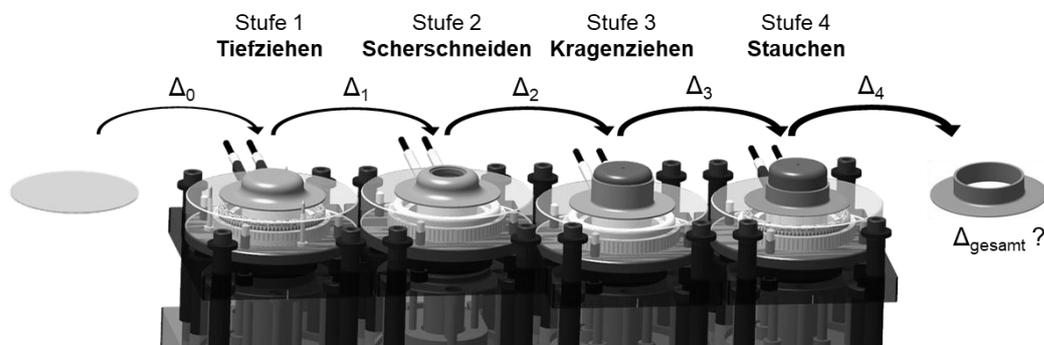


Abbildung 75: Vierstufige Stadienfolge mit Fehlerfortpflanzung

Durch die Kombination mit temperierten Prozessen erhöht sich die Anzahl der wirkenden Einflussgrößen und somit der möglichen Fehler weiter, da eine Vielzahl von Parametern temperaturabhängige Eigenschaften aufweisen. In Summe resultieren daraus komplexe Lastkollektive, die nur bedingt aktiv beeinflusst werden können. Es werden daher möglichst robuste Prozesse benötigt, um die Funktionalität unter Laborbedingungen auch im industriellen Umfeld sicherstellen zu können.

9.1 Einflussgrößen

Auf das Gesamtsystem eines mehrstufigen, temperierten Prozesses wirkt eine Vielzahl einzelner Einflussgrößen ein, wie die Übersicht in Abbildung 76 zeigt. Diese werden im Folgenden in drei Kategorien zusammengefasst und näher dargestellt.

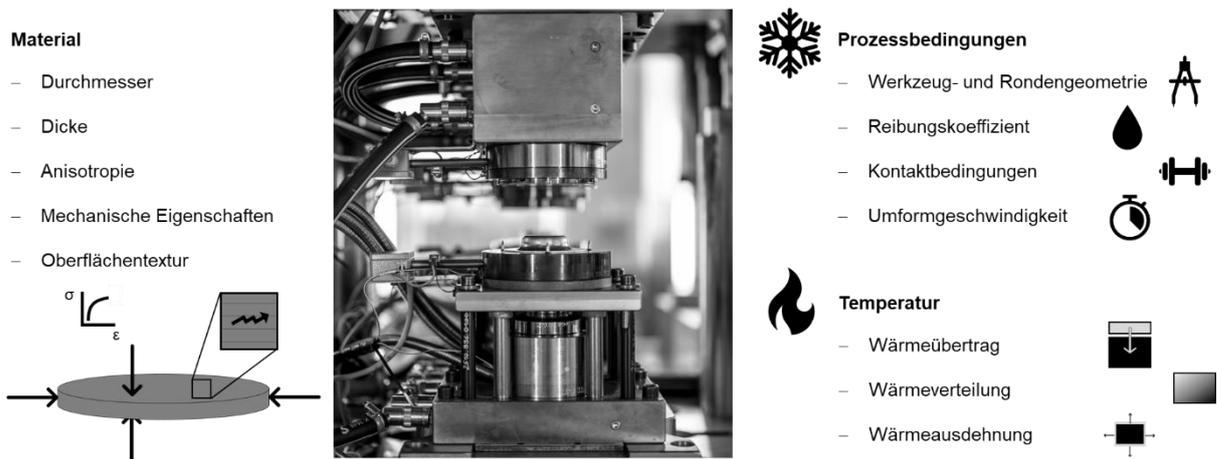


Abbildung 76: Einflussgrößen innerhalb mehrstufiger, temperierter Umformprozesse [Foto: HA Hessen Agentur GmbH – Jan Michael Hosan]

Die erste Gruppe umfasst den Anlieferungszustand der Materialien in Form von Halbzeugen, der fertigungsbedingten, normativ festgelegten, Schwankungen unterliegt. Dazu gehören beispielsweise Abmessungen wie der Durchmesser und die Blechdicke oder mechanische Eigenschaften. Darüber hinaus weisen metallische Werkstoffe anisotrope Eigenschaften und spezielle Oberflächentexturen auf.

Im Gegensatz zu den Materialeigenschaften kann die zweite Gruppe der Prozessbedingungen durch Einstellungen am Werkzeug, an der Peripherie oder an der Presse aktiv beeinflusst werden. Beispiele dafür sind die Werkzeug- und Ronden­geometrie, die Kontaktbedingungen durch mögliche Änderungen der Federkräfte, die Umformgeschwindigkeit oder der Reibungskoeffizient, der durch die Auswahl und Menge des Schmierstoffs verändert werden kann.

Die dritte und letzte Gruppe umfasst alle Einflüsse, die auf thermischen Phänomenen beruhen und somit vorwiegend bei temperaturunterstützten Umformprozessen auftreten. Hierzu zählen neben der Wärmeverteilung im Werk-

zeug selbst auch die auftretenden Wärmeüberträge zwischen Werkzeug und Bauteil oder auch die Wärmeausdehnungen aller Komponenten und der Maschine.

Nachfolgend werden zunächst die Abweichungen der einzelnen Einflussgrößen und deren Auswirkungen anhand numerischer Untersuchungen näher betrachtet, bevor abschließend in Kapitel 9.2 auf das Zusammenwirken der Einflussgrößen eingegangen wird.

9.1.1 Material

Trotz normativer Vorgaben hinsichtlich mechanischer Eigenschaften und geometrischer Grenzabmaße weisen Bänder, Bleche und Platten aus Aluminium (Legierungen) zum Teil erhebliche Schwankungen auf, wie Voruntersuchungen in Kapitel 6.1 für die Dicke und Oberflächenbeschaffenheit und in Kapitel 10.2.1 für die mechanischen Eigenschaften zeigen.

Die gemessenen Dicken liegen mit durchschnittlich 1,497 mm bei EN AW-6082 und 1,494 mm bei EN AW-7075 nahe an der Nenndicke und weisen auch nur geringe Standardabweichungen auf, wie Abbildung 77 zeigt, können aber in Abhängigkeit von der Nennbreite des Coils nach DIN EN 485-4 eine Streuung von $1,50 \pm 0,07$ mm aufweisen [DIN EN 485-4]. Der Einfluss der Blechdicke unter Annahme der minimalen und maximalen Dickentoleranz ist in Abbildung 77 anhand einer numerischen Untersuchung der Stadienfolge dargestellt.

Generell zeigt sich ein signifikanter Einfluss der Ausgangsmaterialdicke auf das Gesamtergebnis des Prozesses. Während in den Stufen 1 und 3 ein annähernd proportionales Verhalten der jeweiligen Ausgangsblechdicken (im Diagramm durch gestrichelte Linien dargestellt) zum charakteristischen Wanddickenverlauf vorliegt, treten beim Stauchen in Stufe 4 deutliche Unterschiede auf. Eine dünnere Ausgangsblechdicke führt zu einer stärkeren Faltenbildung, während das dickere Ausgangsmaterial in Stufe 4 eine höhere Formfüllung gewährleistet. Ursache hierfür sind neben der Werkzeugauslegung auf das Sollmaß auch die veränderten Kontaktbedingungen sowie die (ggf. nicht) vorhandene Stützwirkung. Auch wenn die tatsächlich beobachteten Schwankungen der Blechdicke nicht so groß ausfallen, zeigt dies den Einfluss eines ein-

zellen Systemparameters, dessen Schwankungen schwer beeinflussbar sind und der sich in Kombination mit anderen Fehlern aufsummieren kann. Die Betrachtung der maximalen Ausdünnung im Stempelradius der Stufe 1 verdeutlicht das nahezu proportionale Verhalten über die Toleranzgrenzen. So führen die prozentualen Toleranzen der Ausgangsdicke von $\pm 4,67\%$ bei EN AW-6082-T6 zu Ausdünnungen von 8,7 % bei 1,43 mm, 9,1 % bei 1,50 mm und 9,5 % bei 1,57 mm. Äquivalent dazu verhält sich die Legierung EN AW-7075-O mit Ausdünnungen von 10,8 % bei 1,43 mm, 11,1 % bei 1,50 mm und 11,4 % bei 1,57 mm. Die prozentuale Ausdünnung bei unterschiedlichen Ausgangsdicken ist für alle Prozessrouten nahezu gleich und hängt im Wesentlichen von der Material-Zustands-Konstellation ab.

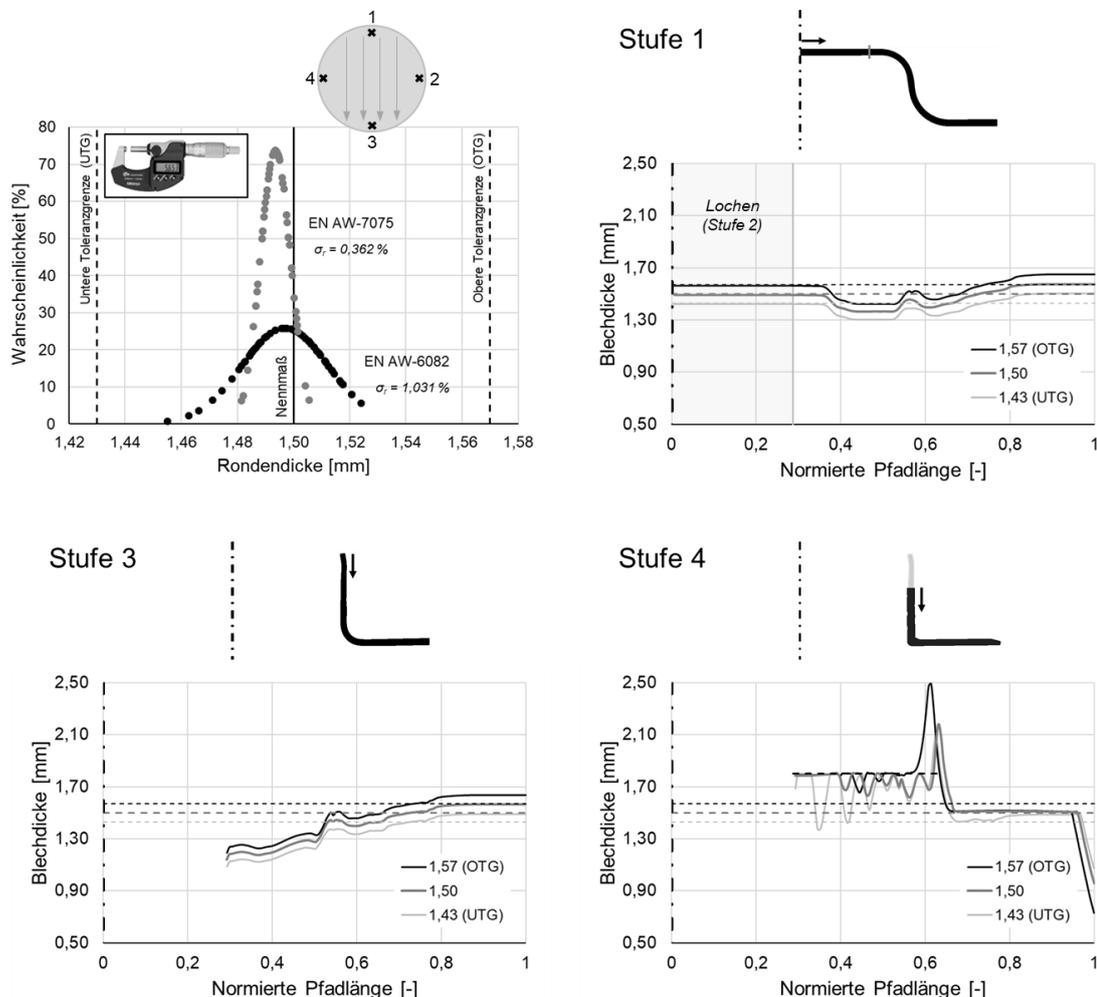


Abbildung 77: Dickenschwankungen des Halbzeugs und deren Einfluss auf den Wandickenverlauf in Stufe 1, 3 und 4 am Beispiel von EN AW-6082-T6 (nach [Pre21^S])

Im Gegensatz dazu weisen die Rondendurchmesser aufgrund der hohen Reproduzierbarkeit des Stanzens mit durchschnittlich 102,02 mm sehr geringe Abweichungen auf und sind innerhalb des vierstufigen Umformprozesses zu vernachlässigen.

Ein weiterer Faktor sind die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs, deren Mindestwerte in Abhängigkeit von Legierung, Dicke und Zustand in DIN EN 485-2 festgelegt sind. Die in der Norm für EN AW-7075-T6 geforderten Werte von 540 MPa für die Zugfestigkeit, 460 MPa für die Streckgrenze und 6 % für die Bruchdehnung werden in den eigenen Charakterisierungen mit 587,6 MPa, 531,3 MPa sowie 11,8 % deutlich übertroffen. Zur Darstellung von Unterschieden im Fließverhalten werden die Standard-Fließkurven durch eine Multiplikation der Fließspannung mit dem jeweiligen Prozentwert von ± 10 % untersucht. Dies ermöglicht die Darstellung schwankender Werkstoffeigenschaften, da bspw. der Minimalwert der Bruchdehnung zum Versagen führen kann. Die Anpassung der Fließkurven zeigt jedoch praktisch keinen Einfluss auf die Bauteilgeometrie. Während die minimalen Blechdicken im Stempelradius der ersten Stufe bei EN AW-6082-T6 um $\pm 0,07$ % von der Blechdicke der Ausgangskonstellation abweichen, weichen sie bei EN AW-7075-O bei reduzierter Fließspannung um -0,52 % und bei erhöhter Fließspannung um 0,22 % von der Blechdicke der Ausgangskonstellation ab. Je weicher der Werkstoff bzw. der Zustand ist, desto größer ist der Einfluss, sodass die maximalen Abweichungen bei EN AW-6082 im weichgeglühten O-Zustand mit -2,55 % bzw. 1,07 % auftreten. Alle anderen Werkstoffe und Zustände zeigen ein äquivalentes Verhalten in Bezug auf die Ausgangsblechdicke und die mechanischen Werkstoffeigenschaften.

Der Einfluss der aus der Walzrichtung des Werkstoffs resultierenden Anisotropie (vgl. Kapitel 6.2) wird im Rahmen der Robustheitsbetrachtung nicht weiter spezifiziert, da das Bauteil aufgrund seiner Rotationssymmetrie ohnehin keine Anpassungen zulässt. Ebenso wird auf die Untersuchung spezieller Oberflächentexturen und Rauheitskennwerte verzichtet, da eigene Messungen bereits deutliche Unterschiede zwischen den Mill Finish Strukturen der Legierungen EN AW-6082 und -7075 zeigen (vgl. Kapitel 6.2). Stattdessen wird in Kapitel 9.1.2 im Rahmen tribologischer Untersuchungen der Einfluss mehrstufiger

Umformprozesse sowie unterschiedlicher Spannungszustände auf die Oberflächeneigenschaften des Bauteils aufgezeigt.

9.1.2 Prozessbedingungen

Neben den materialspezifischen Einflussgrößen weisen Umformprozesse eine Vielzahl von prozessspezifischen Einflussgrößen auf. Hierzu zählen die Werkzeug- und Rondengeometrie, die im Rahmen dieser Untersuchungen aufgrund der angestrebten Zielgeometrie als fest angenommen werden. Eine weitere Einflussgröße stellen die wirkenden Kontaktbedingungen dar. Diese sind im Wesentlichen durch die Werkzeugentwicklung und -auslegung vorgegeben und können nur geringfügig bspw. durch Federkräfte oder Distanzringe angepasst werden. Letztere reduzieren die auf das Bauteil wirkenden Kontaktnormalspannungen und verbessern den Werkstofffluss, führen aber bei zu großen Abmessungen zu irreparabler Faltenbildung, die auch bei höheren Umformtemperaturen in Stufe 3 und dem anschließenden Stauchen bestehen bleibt [Web22^S].

Einfacher anzupassen ist die Umformgeschwindigkeit, die für das Napfziehen in Stufe 1 ebenfalls variiert wird. Hierzu wird neben dem Standard-Stößelhub von 0,6 s ein schnellerer Hub von 0,3 s sowie ein langsamerer Hub von 0,9 s untersucht. Die Variation der Umformgeschwindigkeit zeigt bei den Prozessrouten EN AW-6082-T6 und EN AW-7075-O maximale Änderungen von 0,001 mm innerhalb des kritischen Bauteilradius, was einer prozentualen Änderung von 0,07 % entspricht und auch bei anderen Konstellationen auf maximale Abweichungen von 0,16 % ansteigt, wodurch ein Potenzial für erhöhte Ausbringungsmengen resultiert. Während also die Umformgeschwindigkeit bei der Kaltumformung nahezu keinen Einfluss hat, beeinflusst diese bei temperierten Prozessen maßgeblich das Fließverhalten des Werkstoffes [Jas21] sowie die Wärmeüberträge und Reibungsbedingungen.

Die Reibung ist eine wesentliche Prozessgröße in der Umformtechnik und wird durch den Reibungskoeffizienten μ dargestellt, der z. B. von der initialen Blech- und Werkzeugtemperatur, aber auch vom Gleitweg abhängt [Sch22c] und durch die Wahl des Schmierstoffes gezielt ausgewählt und an die Prozessbedingungen angepasst werden kann. Ein wichtiger Aspekt ist dabei die

Viskosität des Schmierstoffs, die mit steigender Temperatur abnimmt [Ara23] und somit einen signifikanten Einfluss auf die Schmierwirkung ausübt [Fil18]. Am Beispiel des hier verwendeten Ölschmierstoffes bewirkt eine Temperaturerhöhung von 40 auf 100 °C eine Verringerung der Viskosität von 494,42 auf 56,79 mm²/s.

Um den Einfluss der Tribologie zu verdeutlichen, ist in Abbildung 78 eine Variation des Reibungskoeffizienten vom reibungsfreien Fall bis hin zu einem Reibungskoeffizienten von 0,225 dargestellt. Mit zunehmender Reibung dünnt der Stempelradius stärker aus. Dies zeigt sich insbesondere bei einer Erhöhung des Koeffizienten von 0,200 auf 0,225, was mit einer Änderung der minimalen Blechdicke von 1,242 auf 0,969 mm einhergeht. Diese Entwicklung konnte experimentell bestätigt werden. Während die Umformung mit einem Schmierstoff auf Ölbasis mit niedrigen Reibungskoeffizienten problemlos möglich ist, führen die höheren Reibungskoeffizienten des Bornitrid- bzw. Polymer-Schmierstoffs zu Bodenreißern im Bauteil. Dies deckt sich mit dem auftretenden Verschleißverhalten bei Untersuchungen an einem Hutprofil sowie den ermittelten Reibungskoeffizienten aus dem Streifenziehversuch von Schell et al. (vgl. Tabelle 2) [Sch23]. Die Validierung zeigt, dass sich für EN AW-7075-W experimentell eine Mindestwanddicke von 1,313 mm ergibt, die in der Simulation mit einem Reibungskoeffizienten von 0,04 erreicht wird und somit über dem Modellversuch mit $\mu = 0,01$ bei Raumtemperatur liegt.

Der positive Einfluss niedriger Reibungskoeffizienten auf die prozessbedingte Materialausdünnung im Bereich des Stempelradius wird auch durch Untersuchungen in den Konstellationen EN AW-6082-T6 und -7075-O bestätigt. Während im eher spröden T6-Zustand der 6000er-Legierung vom reibungsfreien Zustand bei $\mu = 0$ mit 1,368 mm bis zu einem Reibungskoeffizienten von 0,1 mit 1,363 mm nur geringe Effekte auftreten, bewirkt eine weitere Erhöhung auf $\mu = 0,15$ bereits eine Ausdünnung auf 1,35 mm, bevor die Simulation bei $\mu = 0,2$ wegen fehlender Konvergenz vollständig abbricht. Im Vergleich dazu schnürt EN AW-7075-O aufgrund des duktileren Werkstoffverhaltens deutlich schneller ein, sodass bereits bei einem Reibungskoeffizienten von 0,15 eine Ausdünnung auf 0,831 mm erfolgt.

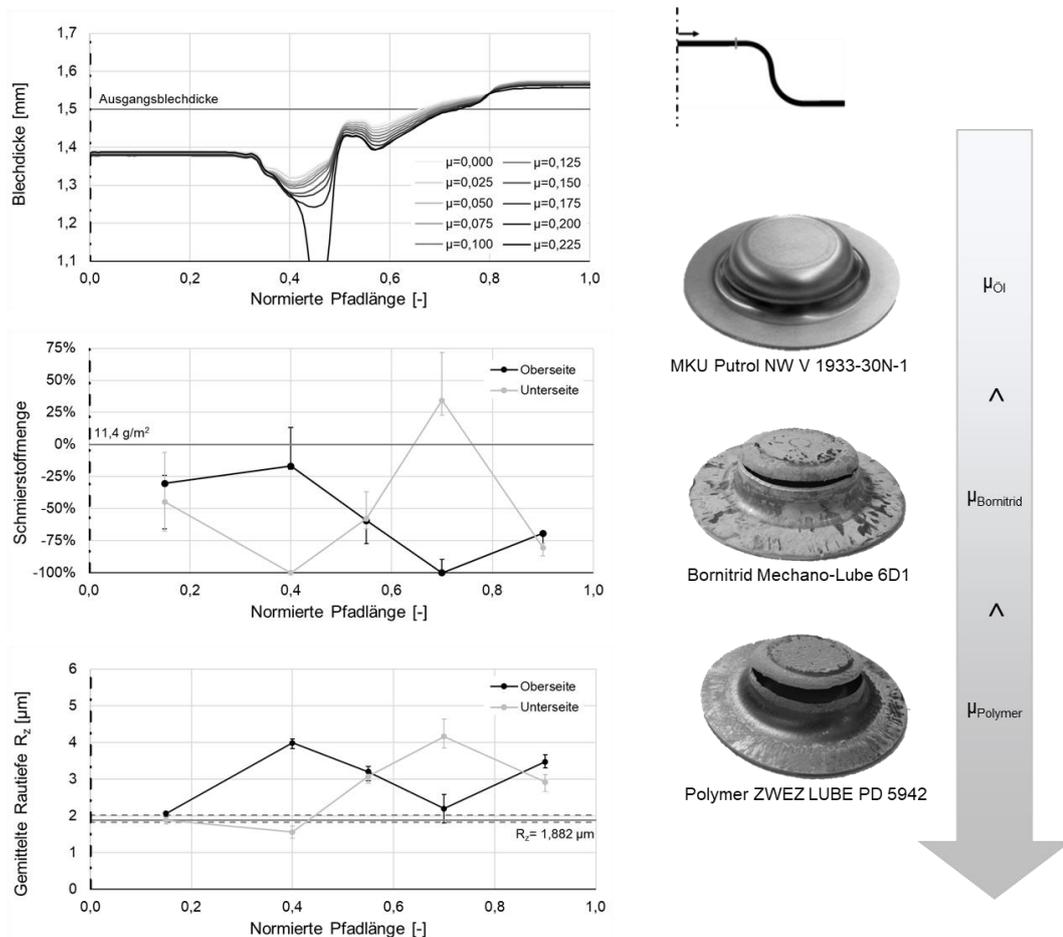


Abbildung 78: Einfluss der Reibung am Beispiel der ersten Stufe für die Legierung EN AW-7075 im W-Zustand in Abhängigkeit von der Ausdünnung (oben), sowie der Schmierstoffmenge (Mitte) und der Oberflächenbeschaffenheit des Bauteils (unten) (nach [Kub22^S])

Der positive Einfluss niedriger Reibungskoeffizienten auf das Umformresultat und die auftretende Ausdünnung bestätigt sich auch beim Kragenziehen in Stufe 3, bei dem mit zunehmender Reibung die Dicke im Kragen abnimmt. Dagegen wirken sich höhere Reibungskoeffizienten aufgrund der Stützwirkung beim Stauchen in Stufe 4 positiv auf das Umformergebnis aus. [Kub22^S] Bei mehrstufigen Anwendungen können somit unterschiedliche tribologische Anforderungen vorliegen, die durch Zusatzschmierungen definiert verbessert, nur schwer verschlechtert, jedoch nicht kontrollierbar eingestellt werden können, woraus sich komplexe Gesamtzusammenhänge ergeben.

Die numerischen Untersuchungen zur Variation des Reibungskoeffizienten geben zudem Aufschluss über die an der Ober- und Unterseite des Bauteils

wirkenden Kontaktnormalspannungen. Erwartungsgemäß liegen die maximalen Drücke im Matrizenradius der Oberseite und im Stempelradius der Unterseite vor. Daraus ergeben sich wiederum Auswirkungen auf die Schmierstoffverteilung, wie die mittlere Grafik in Abbildung 78 zeigt. Es wurden die Schmierstoffmengen an ausgewählten Punkten ermittelt und im Verhältnis zur ursprünglichen Schmierstoffmenge bezogen dargestellt. Dazu wurden jeweils drei Bauteile an 5 identischen Punkten über dem Umfang mit einem Ölschichtdickenmessgerät vermessen. Neben der nahezu vollständigen Verdrängung des Schmierstoffes in den druckbelasteten Zonen und der Ansammlung auf den gegenüberliegenden Seiten von bis zu 34,33 % ist ein Schmierstoffübertrag vom Bauteil auf das Werkzeug zu erkennen.

Analog dazu werden die Oberflächeneigenschaften der Bauteile durch die wirkenden Kontaktdrücke und die vorhandene Schmierwirkung beeinflusst. Die anschließende Ermittlung der Oberflächenrauheit an den charakteristischen Bauteilbereichen zeigt ein identisches Muster. Zugbeanspruchte Bereiche erfahren gegenüber dem Ausgangszustand eine Aufrauung, wohingegen druckbeanspruchte Bereiche trotz Umformung geglättet werden. Dies ist auch auf die wirkenden Kontaktdrücke zurückzuführen. Die anfängliche Rautiefe R_z von $1,882 \mu\text{m}$, gemittelt über die nahezu identische Ober- und Unterseite, variiert nach der ersten Stufe im Bereich von $1,56\text{-}4,16 \mu\text{m}$, bevor sie in Stufe 3 durch die hohen Zugbeanspruchungen im Kragen weiter aufgeraut wird. Beim Stauchen in Stufe 4 wirken wieder hohe Kontaktnormalspannungen, die die Rauheitsspitzen einebnen und somit die Oberfläche einglätten, sodass im Kragen vergleichbare Oberflächen wie im Ausgangszustand vorliegen.

Die inhomogenen Bedingungen hinsichtlich Materialausdünnung, Oberflächeneigenschaften, Schmierstoffverteilung, etc. beeinflussen somit die Folgestufe(n) und lassen nur eine begrenzte Prozessbeeinflussung zu. Insbesondere bei weicheren Werkstoffen und Wärmebehandlungszuständen kommt es schnell zu deutlichen Einschnürungen im kritischen Bauteilbereich, weshalb eine genaue Prozessauslegung inkl. des Einplanens von Kalibrierstufen und Nachjustierungsmöglichkeiten vorzusehen ist. Die prozessseitigen Einflussgrößen wiegen daher am schwersten und können z. B. durch den Schmierstoff beeinflusst werden.

9.1.3 Temperatur

Neben den material- und prozessabhängigen Einflussgrößen kommt bei temperaturunterstützten Prozessen eine Vielzahl weiterer Parameter hinzu. Dazu gehören die Wärmeleitung ebenso wie die daraus resultierende Wärmeverteilung oder die Wärmeübertragung. Die Kombination dieser Parameter bestimmt das temperaturabhängige Fließverhalten und die davon abhängigen Einflussgrößen.

Die thermischen Zusammenhänge in Bauteil und Werkzeug stehen ebenfalls in engem Zusammenhang mit der tribologischen Prozessauslegung aus Kapitel 9.1.2. Gründe hierfür sind das temperaturabhängige Reibverhalten, welches auch mit der Temperaturbeständigkeit des Schmierstoffs zusammenhängt, die größtenteils in Wärme umgewandelte Reibungsenergie oder die Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten (IHTC) durch den Schmierstoff [Yin17].

Der konkrete Einfluss der Umformtemperatur auf die Umformbarkeit wurde bereits in Abbildung 69 am Beispiel des Kragenziehens verdeutlicht. Die experimentellen Untersuchungen haben die engen Prozessfenster und die Notwendigkeit einer gezielten Temperaturführung aufgezeigt. Die genauen Einflüsse einer Temperaturvariation von 300, 350, 400 und 450 °C auf den Wanddickenverlauf und die Grenzformänderungskurve der dritten Stufe sind in Abbildung 79 gegenübergestellt.

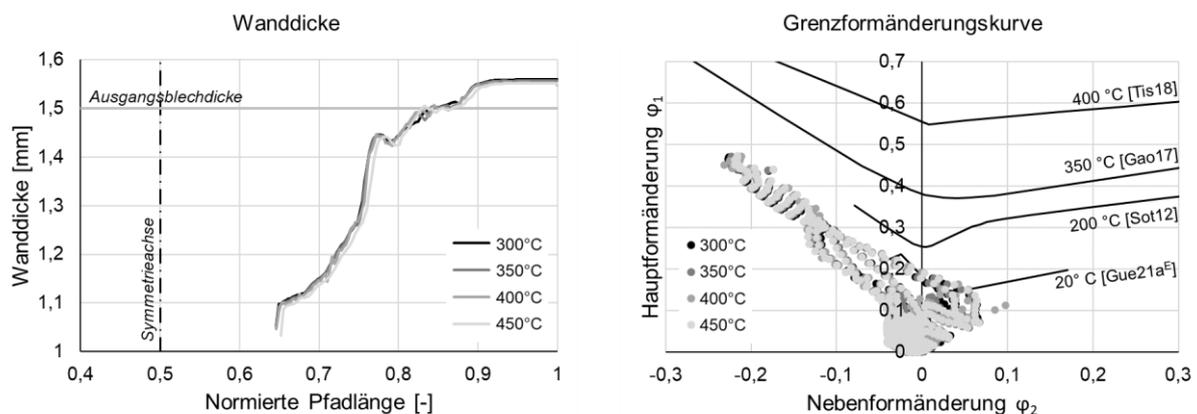


Abbildung 79: Einfluss der Temperatur auf das Umformresultat bei EN AW-7075-W: Wanddickenverlauf (links) und Formänderungen in Abhängigkeit von der Grenzformänderungskurve (rechts)

Der Wanddickenverlauf des kragengezogenen Bauteils zeigt nur geringe Unterschiede zwischen den verschiedenen Temperaturen. Mit steigender Temperatur dünnt das Material geringfügig mehr aus. Ein ähnliches Bild ergibt sich für die Grenzformänderungskurven. Auch hier liegen die Haupt- und Nebenformänderungen bei den vier Umformtemperaturen auf einem vergleichbaren Niveau und unterscheiden sich erst bei Hinzuziehen der temperaturabhängigen Grenzformänderungskurven aus der Literatur, da diese mit steigender Temperatur höhere Werte annehmen und sich somit in unkritische Bereiche verschieben. Die Grenzformänderungskurve ist wegen der zugrunde liegenden nicht-linearen Dehnpfade mehrstufiger Blechumformprozesse nur bedingt anwendbar [Sie15] und bedarf eines weiterentwickelten Kriteriums zur genaueren Prognose der lokalen Einschnürungen [Dro21].

Mit steigender Temperatur treten neben mechanischen Einflüssen auch Effekte auf die Geometrie auf. Dies sind zum einen die Wärmeausdehnungen und zum anderen das Schrumpfverhalten beim Abkühlen. Diese Einflüsse thermischer Effekte auf die Bauteilgeometrie sind in Abbildung 80 anhand eines Vergleichs zwischen Kalt- und Warmumformung bei 400 °C für die dritte Umformstufe der Legierung EN AW-6082 im O-Zustand dargestellt.

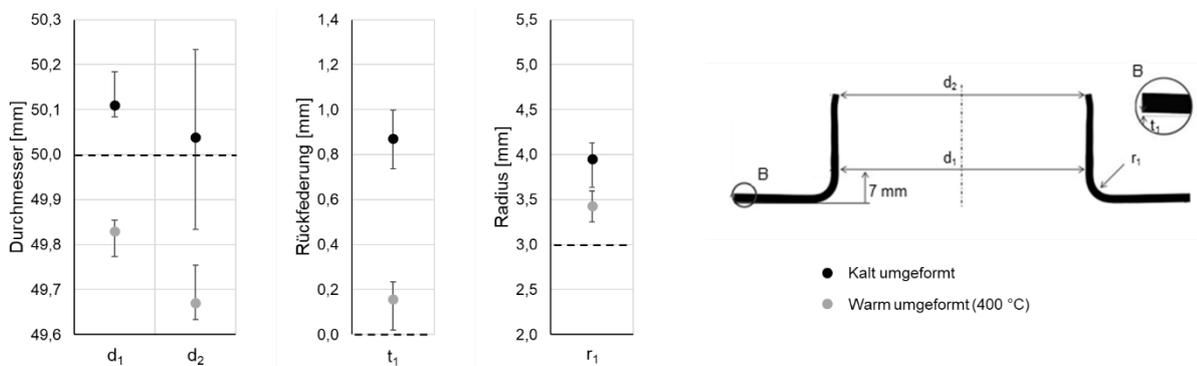


Abbildung 80: Thermische Auswirkungen auf die Bauteilgeometrie eines kalt und warm umgeformten Bauteils aus EN AW-6082-O nach dem Abkühlen (nach [Gra21^S])

Während der Kragendurchmesser d durch die Abkühlung von 400 auf 25 °C von 50,11 bzw. 50,04 mm um 0,28 - 0,37 mm und damit unter das Sollmaß schrumpft, wird die Formgenauigkeit hinsichtlich der Rückfederung t_1 (von 0,873 auf 0,158 mm) und dem Radius r_1 (von 3,954 auf 3,428 mm) durch höhere Temperaturen signifikant verbessert.

9.2 Abschließende Bewertung der Prozesseinflussgrößen

Zur Beurteilung der Sensitivität einzelner Prozesseinflussgrößen auf die minimale Blechdicke im Stempelradius (als kritischste Stelle für ein Versagen in Stufe 1) zeigt Abbildung 81 einen Vergleich für eine Kaltumformung mit Variation der Vorkonditionierung.

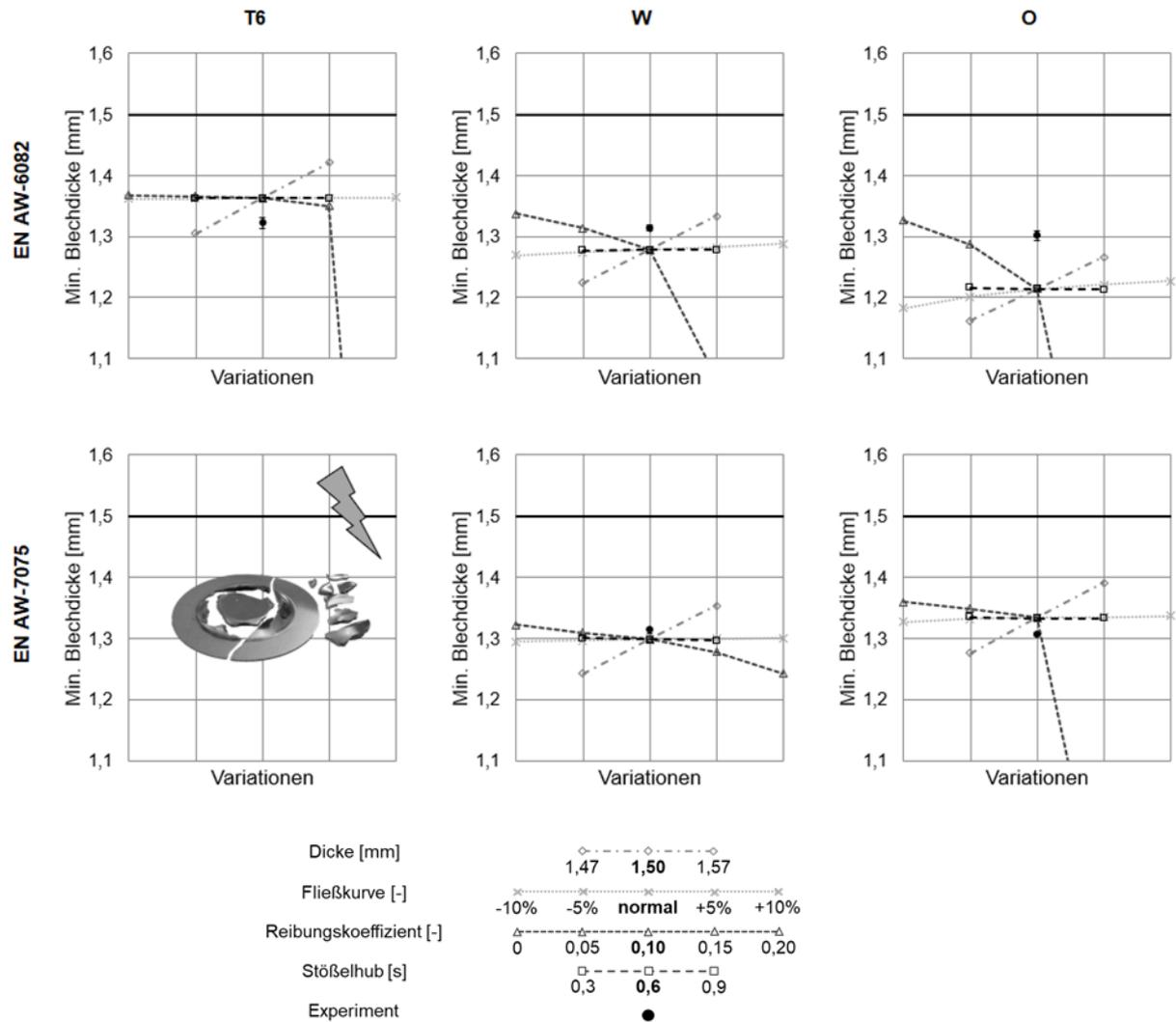


Abbildung 81: Sensitivität verschiedener Prozesseinflussgrößen unter Variation des Materials und Wärmebehandlungszustands

Während die experimentellen Untersuchungen nur geringe Unterschiede zwischen den einzelnen Werkstoffen und Zuständen zeigen, treten in der Simulation deutlich größere Unterschiede zwischen den einzelnen Zuständen auf. Dies ist auf den hohen Reibungskoeffizienten der numerischen Standardkons-

tellation von 0,1 zurückzuführen, der deutlich über den experimentell ermittelten Reibwerten des verwendeten Schmierstoffs (vgl. MKU-Öl in Tabelle 2) liegt. Mit kleineren Reibwerten verringern sich die Differenzen zwischen den numerisch und experimentell ermittelten Wanddicken im Stempelradius. Bei EN AW-6082-T6 und -7075-O werden die bleibenden Abweichungen durch die Abhängigkeit der Blechdicke in Dickenrichtung vom Verfestigungsverhalten hervorgerufen [Kas19]. Die numerisch ermittelten Einflüsse der einzelnen Faktoren sind identisch ausgeprägt und lassen Rückschlüsse auf die Sensitivität einzelner Einflussgrößen zu.

Die minimale Blechdicke im Stempelradius weist in Stufe 1 eine nahezu proportionale Abhängigkeit von der Blechdicke der Ausgangsrunde auf. Dagegen zeigt ein um 50 % schnellerer oder langsamerer Stößelhub praktisch keinen Einfluss auf die minimale Blechdicke im Bauteilradius. Der Einfluss einer Änderung der Fließkurve um $\pm 10\%$ ist ebenfalls gering und wird insbesondere bei weicheren Materialien und Zuständen deutlich. Einen signifikanteren Einfluss hat die Variation des Reibungskoeffizienten, der mit zunehmendem Koeffizienten zu einer Verringerung der Blechdicke und bei Überschreitung kritischer, werkstoff- und zustandsabhängiger Werte zum Bauteilversagen führt. Entsprechende Kombinationen der einzelnen Einflussgrößen führen somit zu einer Überlagerung der Effekte.

Bei mehrstufigen Prozessen sind daher prozess- und stufenindividuelle Betrachtungen erforderlich, da eine Vielzahl an Einflussgrößen vorliegt, die sich zum großen Teil gegenseitig beeinflussen und durch inhomogene Bedingungen (z. B. Kontaktbedingungen, Materialdicke, Schmierstoffmenge) sowie unterschiedliche Prozessanforderungen gekennzeichnet sind. Zur Verdeutlichung des Einflusses inhomogener Kontakt- und Prozessbedingungen zeigt Abbildung 82 analog zu Abbildung 52 das Aufheizverhalten des Bauteils innerhalb der 400 °C heißen Kupferstufe, in diesem Fall jedoch unter Variation der Bauteilposition bei einer festen Haltezeit von 3 s im UT.

Die Wärmeübertragung vom Werkzeug auf das Werkstück sowie die Wärmeleitung im Werkstück selbst führen zu völlig unterschiedlichen Aufheizcharakteristika, die wiederum das Material- und Schmierverhalten beeinflussen.

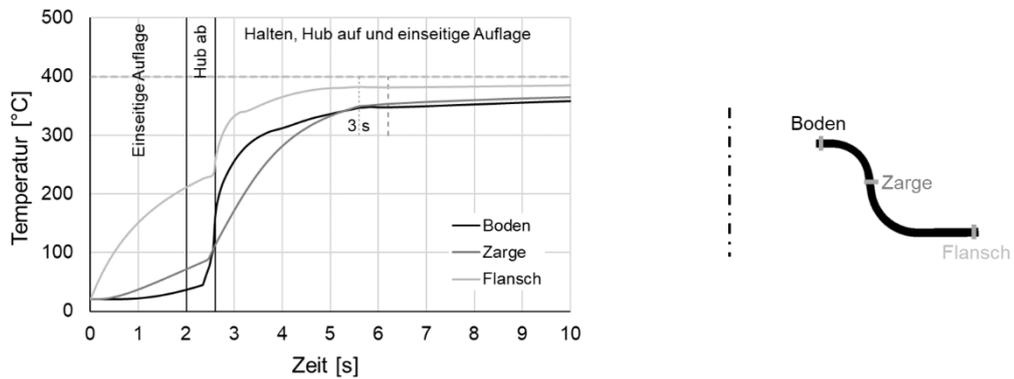


Abbildung 82: Numerisch ermitteltes Aufheizverhalten unterschiedlicher Bauteilbereiche innerhalb der 400 °C heißen Kupferstufe bei einer Haltezeit von 3 s (Stufe 2)

Um robuste Produktionsprozesse in mehrstufigen, temperaturunterstützten Prozessen zu gewährleisten (vgl. wissenschaftliche Fragestellung zur Robustheit im industriellen Umfeld aus Kapitel 3.2), ist daher die Einhaltung enger Prozessgrenzen insbesondere für die thermischen Prozessgrößen erforderlich, da diese viele weitere Prozessgrößen beeinflussen und komplexe Wechselwirkungen hervorrufen. Diese reichen von elastischen Verformungen in Werkzeug und Presse infolge mechanischer und thermischer Belastungen bis hin zu damit verbundenen Beeinträchtigungen der Flächenpressungen, die wiederum das Abkühlverhalten der Bauteile und somit die mechanischen Eigenschaften beeinflussen. Daraus ergibt sich bereits bei der einstufigen Umformung ein wesentlicher Einfluss auf die Temperaturverteilung und damit auf die Umformbarkeit des Bauteils, der sich bei der mehrstufigen Umformung fortpflanzt, sodass eine spezielle Prozesskette für die Herstellung komplexer Bauteile aus EN AW-6082 und -7075 erforderlich ist.

10 Entwicklung einer umformtechnischen Gesamtprozesskette

Da herkömmliche Prozessrouten der Kalt-, Halbwarm- und Warmumformung bei der Umformung hochfester Aluminiumlegierungen die Prozessgrenzen schnell überschreiten (vgl. Kapitel 8) und eine Temperaturführung von einstufigen nicht uneingeschränkt auf mehrstufige Prozesse übertragbar ist (vgl. wissenschaftliche Fragestellung aus Kapitel 3.2), ist eine alternative Prozessausführung erforderlich. Deren primäres Ziel ist die Erweiterung der Umformbarkeit in einer mehrstufigen Umformoperation unter Wahrung der charakteristischen Materialeigenschaften des hochfesten T6-Zustandes zur Herstellung komplexer Bauteile. Gleichzeitig sind robuste Prozesse unter möglichst ökonomischen und ökologischen Gesichtspunkten zu gewährleisten.

Die Entwicklung einer umformtechnischen Gesamtprozesskette einschließlich aller vor- und nachgelagerten Wärmebehandlungsprozesse bedarf daher der Berücksichtigung und Kombination aller Erkenntnisse aus den Voruntersuchungen zum Werkstoff- und Temperierverhalten sowie zu den Prozessgrenzen der einzelnen Stufen. Hierzu werden im Folgenden Konzepte für die Kombination der einzelnen Werkzeugstufen und Wärmebehandlungsschritte entwickelt, die dazu notwendigen Prozesse ausgelegt und anschließend hinsichtlich mechanischer und geometrischer Aspekte bewertet.

10.1 Konzeptentwicklung

Das komplexe Gesamtkonstrukt aus werkstofftechnischen, thermodynamischen und prozessseitigen Fragestellungen und Anforderungen erfordert eine methodisch erarbeitete Konzeptentwicklung. Aufbauend auf der im Folgenden entwickelten Methodik erfolgt die Prozessauslegung für die beiden hochfesten Aluminiumlegierungen. Hierbei liegt der Fokus insbesondere auf der notwendigen Temperaturführung und den Möglichkeiten, wie diese innerhalb des Prozesses realisiert werden kann. Dazu werden die Prozessfenster der ver-

schiedenen Optionen analysiert, bevor abschließend ein Konzept zur industriellen Umsetzung der Gesamtprozesskette einschließlich der vor- und nachgelagerten Peripherie zur Erreichung der T6-Eigenschaften im Endbauteil vorgestellt wird.

10.1.1 Methodik

Die Methodik zur Entwicklung einer Gesamtprozesskette für die Umformung der hochfesten Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und -7075 ist in Abbildung 83 dargestellt. Das wesentliche Element der Methodik bilden die drei vertikal angeordneten Abschnitte, die neben den numerischen und experimentellen Untersuchungen des mehrstufigen Prozesses auch die parallel durchgeführten allgemeinen (Vor-)Untersuchungen umfassen. Darüber hinaus wird die eigentliche Umformung um vor- und nachgelagerte (Wärmebehandlungs-)Prozesse erweitert, die einen wesentlichen Anteil an der Gesamtprozesskette einnehmen, wie die drei horizontalen Blöcke verdeutlichen.

Aufgrund der komplexen Wechselwirkungen temperaturunterstützter Umformprozesse (dargestellt durch die Pfeile in Abbildung 83) erfordert die Methodik eine sequenzielle Entwicklung und Optimierung der einzelnen Stufen auf der Basis der nachfolgenden, immer wiederkehrenden Charakterisierung der Einflüsse vor- und nachgelagerter Prozessschritte:

- mechanische Charakterisierungen, wie Zugversuche oder Härtemessungen zur Bestimmung thermischer und prozesseitiger Einflüsse auf das Werkstoffverhalten,
- geometrische Charakterisierungen durch die Vermessung und Auswertung signifikanter Bauteilanforderungen,
- thermische Charakterisierungen zur Ermittlung des Aufheiz- und Abkühlverhaltens sowie der Wärmeverteilung von Blech und Werkzeug unter Variation verschiedener Methoden und Parameter.

Neben der vorwärts gerichteten Prozessentwicklung werden Werkzeug- und Prozessoptimierungen an vorgelagerten Werkzeugstufen bzw. Prozessschritten durchgeführt.

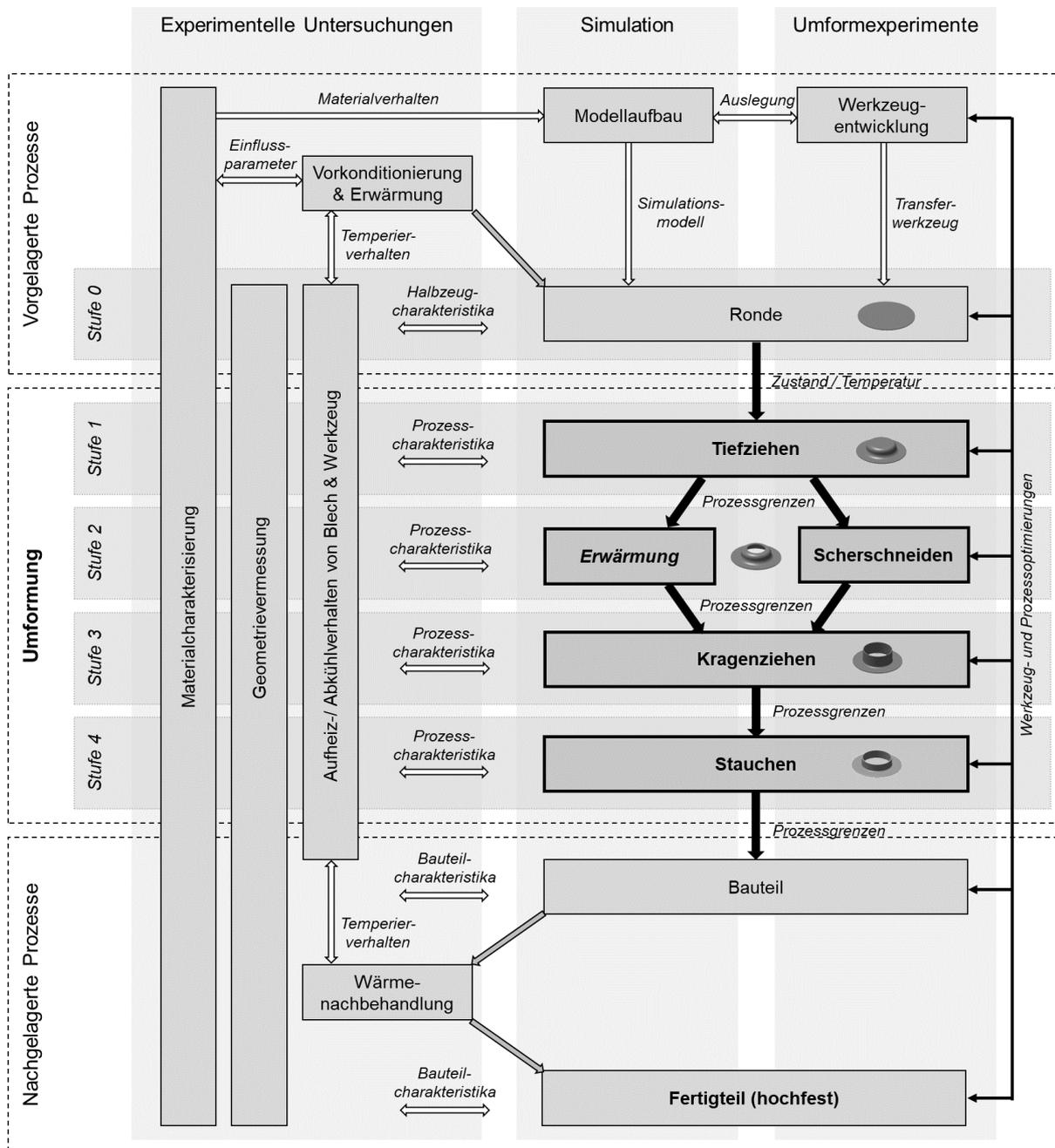


Abbildung 83: Methodik zur stufenweisen Entwicklung der Gesamtprozesskette

10.1.2 Prozessauslegung

Die Untersuchungen in Kapitel 8 haben verdeutlicht, dass jede einzelne Stufe unterschiedliche Prozessgrenzen aufweist. Die größten Differenzen bezüglich der erforderlichen Temperaturführung treten zwischen der ersten und dritten Stufe auf. Während in der ersten Stufe eine Kaltumformung von vorkonditionierten Halbzeugen die besten Ergebnisse zeigt, ist in der dritten Stufe ein

Temperatureintrag vor der Umformung erforderlich. Lediglich die Legierung EN AW-6082 liegt im weichgeglühten O-Zustand an der Prozessgrenze und kann vereinzelt über die Gesamtprozesskette kaltumgeformt werden. Reproduzierbar ist dies nur nach erneuter Zwischenkonditionierung in den O-Zustand (ähnlich Abbildung 43) möglich, stellt jedoch aufgrund des Zeitaufwandes und der Anlagenverkettung keine geeignete Prozessführung für die industrielle Großserienfertigung dar, weshalb auch hier ein zusätzlicher Wärmeeintrag für reproduzierbare Prozessbedingungen erforderlich ist.

Dieser kann bspw. durch eine externe Erwärmung im Ofen realisiert werden. Deren Prozessfenster wurde bereits in Kapitel 8.3 ermittelt und zeigt je nach Material und Wärmebehandlungszustand notwendige Umformtemperaturen von 250-350 °C. Nachteilig ist dabei vor allem die mehrminütige Aufheizdauer, die für einen hohen Durchsatz eine entsprechend große Peripherie in Form von Öfen und zusätzlichen Handling-Systemen bedarf, weshalb auch diese Möglichkeit aufgrund der komplexen Anlagenverkettung ungeeignet ist.

Alternativ ist in der Serienproduktion eine interne Erwärmung im Werkzeug denkbar. In dem konkreten Anwendungsfall kann aufgrund der Robustheit des Lochens die zweite Werkzeugstufe gleichzeitig als Erwärmungsstufe fungieren, wie der Prozessablauf in der Gesamtmethodik verdeutlicht, sodass daraus die in Abbildung 84 dargestellte Temperaturführung resultiert.

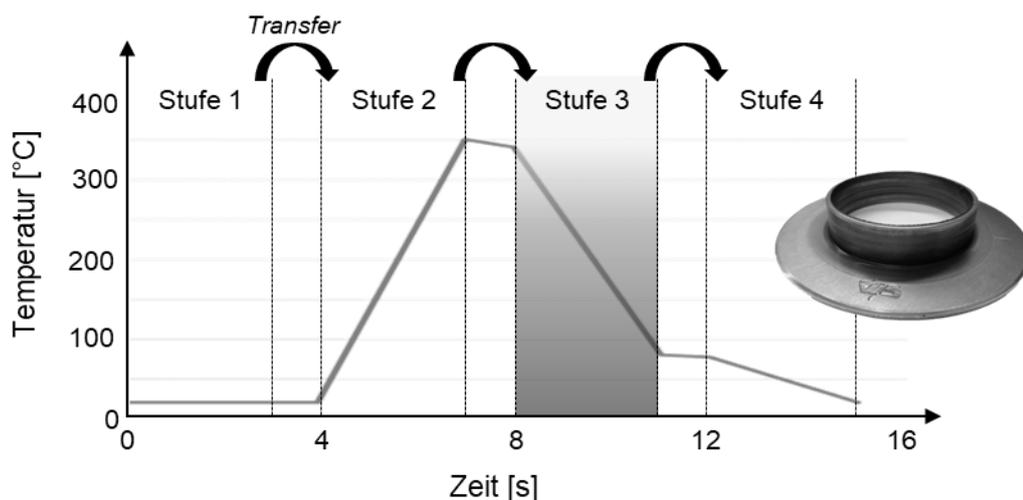


Abbildung 84: Temperaturführung für die mehrstufige Umformung hochfester Aluminiumlegierungen [Gue22b^E]

Die Inline-Erwärmung garantiert im Vergleich zum Ofen deutlich schnellere Erwärmungszeiten und erfordert kein zusätzliches Handling-System im Werkzeugbereich. Dafür bedarf es eines temperierbaren Werkzeuges, was wiederum die Komplexität und die Kosten der Werkzeugentwicklung und -fertigung erhöht. Mit der dargestellten Temperaturführung ist eine temporäre Temperierung des Bauteils vor der kritischen Stufe 3 möglich, bevor in Stufe 4 mit der vorhandenen Restwärme umgeformt wird, um die unnötige Komplexität einer weiteren Erwärmungs- oder Abkühlstufe zu vermeiden und gleichzeitig ein Mittelmaß aus Maßabweichungen und Wärmeausdehnungen zu realisieren.

Die Realisierung der Inline-Erwärmung kann sowohl mit einseitigem als auch mit beidseitigem Werkzeugkontakt erfolgen [Ber21^S]. Wie die experimentellen (Vor-)Untersuchungen zur Charakterisierung des Aufheizverhaltens ebener Bleche in Kapitel 7.1.1 zeigen, sind bei beidseitigem Kontakt deutlich höhere Aufheizraten und damit auch wirtschaftlichere Prozesse realisierbar. Die Prozessfenster unter Variation der Werkzeugtemperaturen und Haltezeiten für die verwendeten Werkstoffe und Wärmebehandlungszustände zeigt Abbildung 85.

Aufgrund der schnelleren Erwärmung werden in den Versuchen die Werkzeugkomponenten aus Kupfer in der Erwärmungsstufe (Stufe 2) verwendet. Diese resultieren aus einer der zahlreichen Werkzeug- und Prozessoptimierungen, die, wie in Abbildung 83 dargestellt, sowohl vorwärts als auch rückwärts zum Prozessablauf durchgeführt werden. Zusätzlich zu der Hubzeit von 1,2 s werden Haltezeiten im OT bei einseitigen Versuchen und im UT bei beidseitigem Kontakt ausgenutzt.

Allen Kombinationen gemeinsam ist die positive Beeinflussung des Prozessfensters mit steigender Temperatur bzw. Haltezeit. Die erforderlichen Haltezeiten zwischen einseitiger und beidseitiger Werkzeugerwärmung unterscheiden sich in etwa um eine Potenz. Dies verdeutlicht, dass aus ökonomischen und ökologischen Gründen die schnellere Variante des beidseitigen Kontaktes eingesetzt werden sollte, sofern es nicht durch die gekoppelten Haltezeiten in den Folgestufen zu einem Aufschumpfen des Bauteils auf den Stempel oder damit verbundener Verschleißmechanismen kommt.

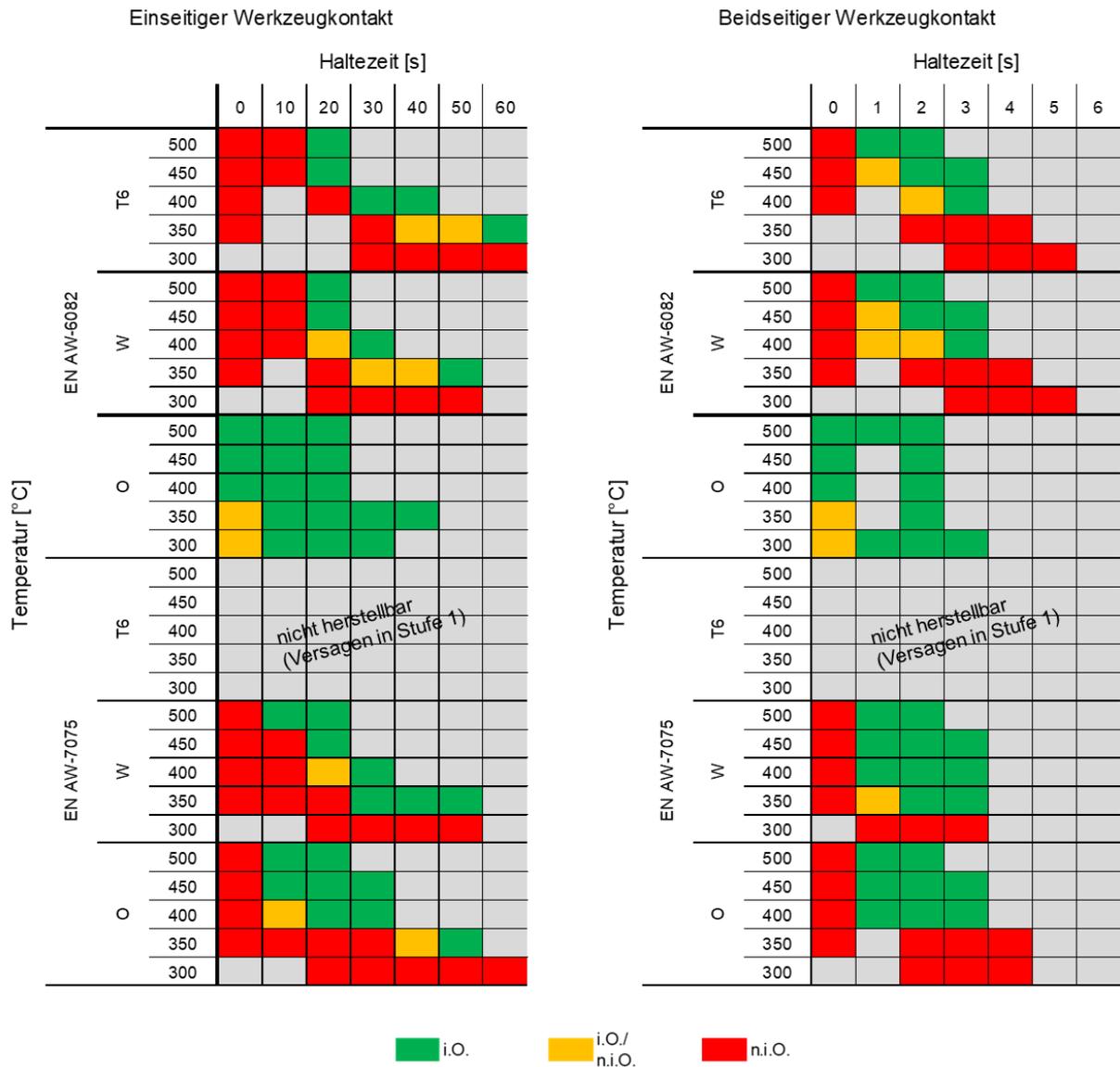


Abbildung 85: Prozessfenster von Stufe 3 bei Inline-Erwärmung in Stufe 2 mit einseitigem (links) und beidseitigem Werkzeugkontakt (rechts)

Eine Besonderheit stellt das Prozessfenster von EN AW-6082 im weichgeglühten O-Zustand dar. In diesem Zustand ist bei einer Werkzeugtemperatur 400 °C ein reiner Hub ohne Haltezeit ausreichend. Der Werkstoffvergleich zeigt weiterhin, dass EN AW-7075 sensiblere Eigenschaften aufweist und daher bei niedrigeren Temperaturen bzw. Haltezeiten umgeformt werden kann als EN AW-6082. Daraus ergeben sich im einseitigen Fall temperaturabhängig notwendige Haltezeiten von 0 s für EN AW-6082-O, 10 s für EN AW-7075-W und -O und 20 s für EN AW-6082-T6 und -W. Bei beidseitigem Kontakt mit zustandsabhängiger Temperaturführung kann die Haltezeit auf 1 s bei 400-

500 °C Werkzeugtemperatur verkürzt werden. Da im Vergleich zu den temperatur- und zustandsabhängigen Umformversuchen der Stufe 3 (vgl. Abbildung 69) keine Wärmeverluste durch den manuellen Bauteiltransfer vom Ofen in die Werkzeugstufe auftreten, passt dies gut zu den simulativ ermittelten Wärmeverteilungen innerhalb des Bauteils nach Stufe 2 (vgl. Abbildung 52). Zusammen mit dem Pressenhub von 1,2 s ergeben sich Gesamtzykluszeiten für die Umformung von 1,2-2,2 s. Damit wären 27-50 Hübe pro Minute möglich, die allerdings noch um entsprechende Transferzeiten im Werkzeug bzw. die längste Zykluszeit aus den vor- und nachgelagerten verknüpften Einzelschritten reduziert werden müssen.

10.1.3 Industrielle Umsetzung

Die industrielle Umsetzung der entwickelten Gesamtprozesskette erfordert eine Vielzahl von vor- und nachgelagerten Prozessen, sodass die eigentliche Umformung auf dem in die Presse gerüsteten Transferwerkzeug nur einen Bruchteil davon einnimmt, wie Abbildung 86 verdeutlicht.

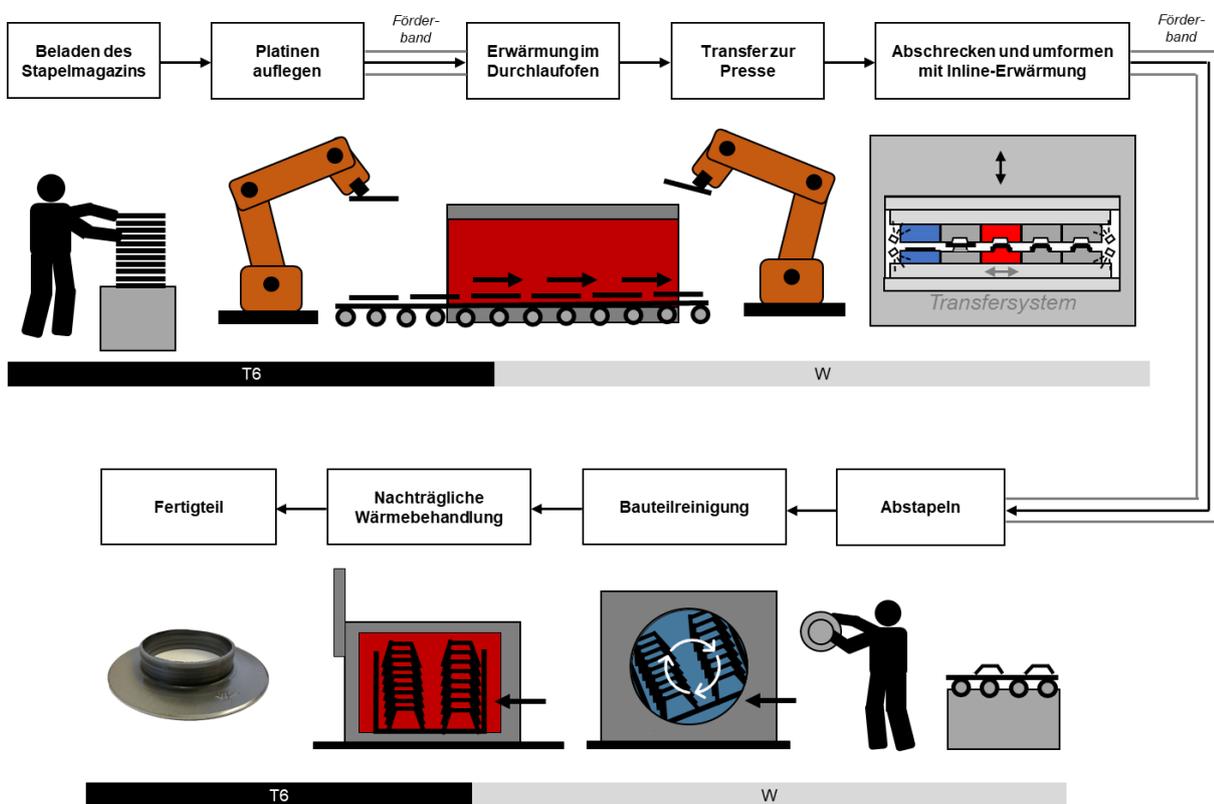


Abbildung 86: Gesamtprozesskette inklusive aller vor- und nachgelagerter Prozessschritte (am Beispiel der Prozesskette im W-Zustand) (nach [Gue22b^E])

Vor der eigentlichen Umformung muss zunächst das Ausgangsmaterial bereitgestellt werden. Dieses wird dann je nach Prozessroute direkt in das Werkzeug eingelegt oder in einem Ofen vorkonditioniert. Beim Weichglühen dauert dies mehrere Stunden, wohingegen beim abgebildeten W-Temper das Lösungsglühen in einem Durchlaufofen erfolgen kann. Anschließend wird es in eine gekühlte Werkzeugstufe ohne jegliche Umformoperation eingelegt und inline abgeschreckt. Im Werkzeug selbst wird dann die zweite Umformstufe beheizt, um die notwendige Temperatur für Stufe 3 einzubringen. Nach der Umformung erfolgen eine Bauteilreinigung und eine nachträgliche Wärmebehandlung in Form einer Warmauslagerung mit anschließender Luftabkühlung, um die hochfesten Werkstoffeigenschaften des T6-Zustandes zu erreichen.

Die Umformung hochfester Aluminiumlegierungen ist somit bei sorgfältiger Prozessauslegung möglich, jedoch mit hohen Kosten verbunden. Diese setzen sich insbesondere aus den hohen Materialkosten von über 5 €/kg für EN AW-7075, den Investitionskosten für die entsprechende Produktionsanlage inklusive umfangreicher Anlagenperipherie (insb. Öfen) und den hohen Fertigungskosten zusammen [Koh21^S]. Daher sollten möglichst kurze Zykluszeiten für die energieintensiven Prozesse angestrebt werden. Hierzu sind die notwendigen Kapazitäten für die teilweise mehrstündigen Wärmebehandlungsprozesse bereitzustellen, um neben der wirtschaftlichen Realisierung auch die teils engen Prozessfenster aufgrund auftretender Auslagerungseffekte einhalten zu können. Die umformtechnische Herstellung ermöglicht somit hohe Ausbringungen und eine wirtschaftliche Fertigung.

10.2 Bewertung der Konzepte für die Gesamtprozesskette

Um die Eignung unterschiedlicher Prozessführungen, bestehend aus einer Kaltumformung von vorkonditionierten Halbzeugen mit einer potenziellen Inline-Erwärmung, beurteilen zu können, erfolgt analog zur Vorgehensweise in den einzelnen Stufen eine Bewertung des wärmenachbehandelten Fertigteils (vgl. Abbildung 83) hinsichtlich mechanischer und geometrischer Bauteileigenschaften. Abschließend werden materialspezifische Empfehlungen für die Auswahl der Prozesskette zur Herstellung komplexer Umformteile aus EN AW-6082 und -7075 ausgesprochen.

10.2.1 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften der Fertigteile in den Zuständen T6, W und O sowie in den Kombinationen eines Zustandes mit anschließender Erwärmung auf 400 °C stellt Abbildung 87 anhand von charakteristischen Werten aus dem Zugversuch dar. Diese ermöglichen eine genaue Werkstoffcharakterisierung vor und nach einer nachträglichen Wärmebehandlung, jedoch ohne Berücksichtigung umformtechnischer Einflüsse. Für den W-Zustand wird dazu eine Warmauslagerung (WA) und für alle anderen Prozessrouten ein Aushärtezyklus (AZ) verwendet. Beide Wärmebehandlungen führen in allen Kombinationen zu einer signifikanten Erhöhung der Zugfestigkeit und Streckgrenze bei gleichzeitiger Verringerung der Bruchdehnung.

Während die Zugfestigkeiten beider Legierungen Abweichungen von weniger als 1 % gegenüber dem Ausgangszustand T6 aufweisen, liegen die Streckgrenzen mit maximalen Differenzen von 5,35 % leicht unter dem Ausgangswert. Bei den Bruchdehnungen schwanken die Werte bei der Legierung EN AW-6082 um den Ausgangswert, während bei der Legierung EN AW-7075 bis zu 3,02 % höhere Bruchdehnungen auftreten, was einer prozentualen Steigerung gegenüber dem Ausgangszustand von 25 % entspricht.

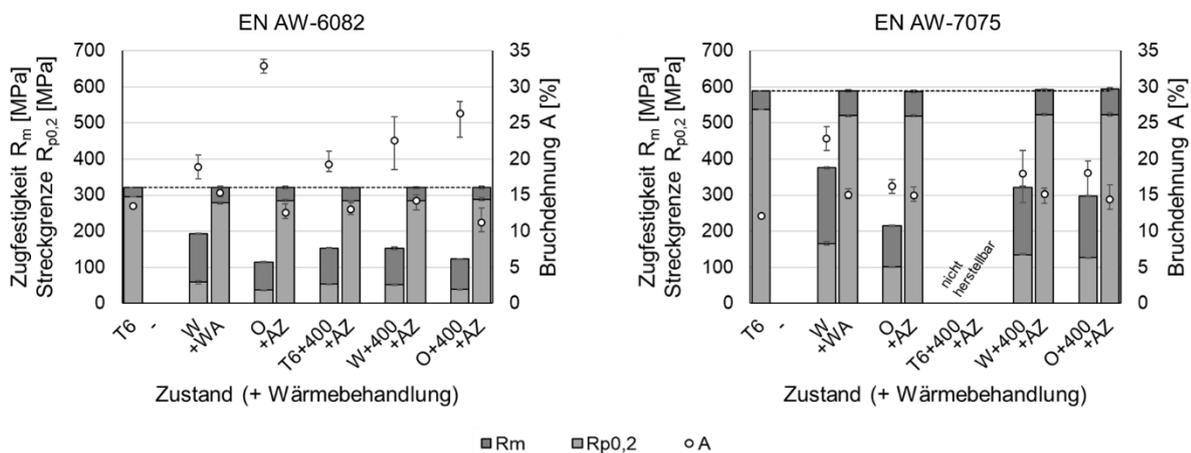


Abbildung 87: Mechanische Eigenschaften der Fertigteile vor und nach der nachträglichen Wärmebehandlung (WA: Warmauslagerung, AZ: Aushärtezyklus)

Diese Werte liegen alle oberhalb von den in DIN EN 485-2 angegebenen Mindestwerten für Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung des T6-Zustandes von 310 MPa, 260 MPa und 6 % für die Legierung EN AW-6082

und 540 MPa, 460 MPa und 6 % für die Legierung EN AW-7075 [DIN EN 485-2].

Die konkreten Verläufe der in Abbildung 87 quantifizierten Spannungs-Dehnungs-Kurven sind in Abbildung 88 dargestellt. Dazu werden jeweils drei Zugproben direkt nach dem Durchlaufen der Prozessfolge bei Raumtemperatur gezogen. Für beide Legierungen liegen die Verläufe der kombinierten Prozessrouten (Vorkonditionierung plus kurzzeitiger Temperatureinfluss von 400 °C) auf einem vergleichbaren Niveau zwischen den in Kapitel 6.2 ermittelten Verläufen des W- und O-Zustandes. Auf die Prozessroute T6+400°C wird bei der 7000er-Legierung verzichtet, da diese im T6-Zustand bereits in Stufe 1 versagt. Die Verläufe der Legierung EN AW-7075 im W-Zustand verdeutlichen nochmals den auftretenden PLC-Effekt. Wie aus der Vielzahl der Zugversuche nach der Wärmebehandlung in den T6-Zustand ersichtlich ist, zeigen alle Konstellationen eine sehr gute Übereinstimmung mit den Spannungs-Dehnungs-Kurven des Grundwerkstoffes bei nur geringen Unterschieden in der Bruchdehnung.

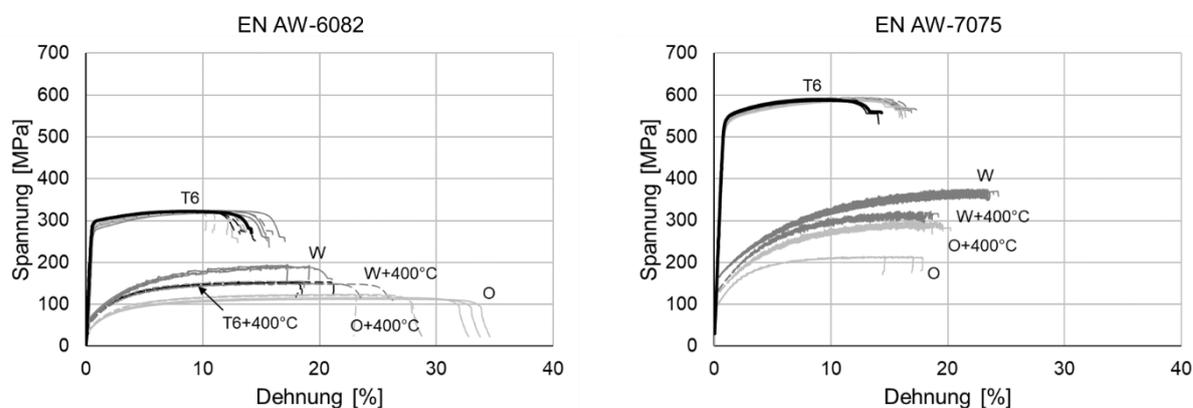


Abbildung 88: Spannungs-Dehnungs-Kurven unterschiedlicher Prozessrouten von EN AW-6082 und -7075 vor und nach der Wärmenachbehandlung

Die hohe Übereinstimmung mit dem Ausgangswerkstoff bestätigt sich auch beim Vergleich der Härtemessungen von nur wärmebehandelten Proben mit Bauteilen, die in allen 4 Stufen umgeformt und anschließend wärmebehandelt wurden. Zwischen den beiden Varianten treten maximale Abweichungen von 4,1 % bezogen auf die Härte HV1 auf, was wiederum maximalen Abweichungen von 5,0 % bezogen auf die Ausgangshärte entspricht.

Folglich können alle Prozessrouten durch einen nachträglichen Wärmebehandlungszyklus in den hochfesten T6-Zustand überführt werden, sodass aus den mechanischen Eigenschaften allein keine konkrete Empfehlung abgeleitet werden kann.

10.2.2 Geometrische Genauigkeit

Analog zu den Geometrievermessungen der einzelnen Stadien sind auch am Fertigteil bereits makroskopische Unterschiede zwischen den einzelnen Prozessrouten erkennbar. Die unterschiedlichen Ausprägungen, insbesondere hinsichtlich Anzahl, Lage und Dimension der Faltenbildung, sind in Abbildung 89 einander gegenübergestellt.

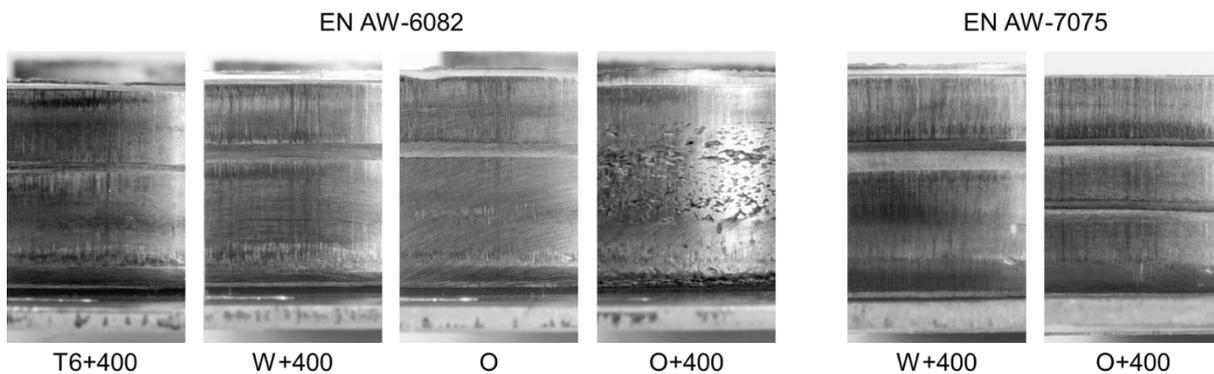


Abbildung 89: Oberfläche der Zargenaußenseite beim Stauchen in Stufe 4

Die Oberfläche der Zargenaußenseite offenbart, wie bereits in Kapitel 8.4 dargestellt, große Unterschiede zwischen den einzelnen Prozessrouten. Während bei der Legierung EN AW-6082 kleine Falten auftreten, zeigt die höherfeste Legierung EN AW-7075 deutlich ausgeprägtere Falten. Eine Besonderheit stellt die Oberfläche des weichgeglühten 6000er-Materials nach einer Umformung bei 400 °C dar. Ursache hierfür sind die in Kapitel 8.3 erläuterten Ausscheidungs Vorgänge, deren Erscheinungsbild durch das Stauchen nochmals beeinflusst wird.

Zur genaueren Charakterisierung der geometrischen Eigenschaften wurden jeweils 3 Bauteile pro Prozessroute vor bzw. nach der Wärmenachbehandlung mit einer Koordinatenmessmaschine vermessen. Dies ermöglicht den Vergleich der Prozessrouten untereinander sowie die Bestimmung des Einflusses

der nachträglichen Wärmebehandlung. Die ermittelten Abmessungen sind in Abbildung 90 dargestellt.

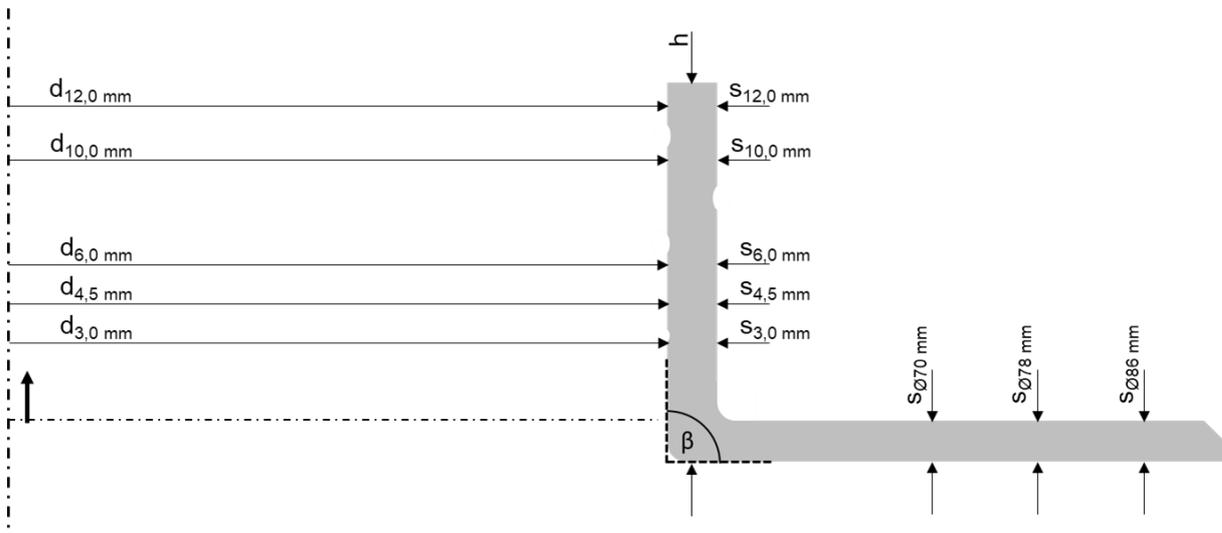


Abbildung 90: Messgrößen zur Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher Prozessrouten und Wärmenachbehandlungen auf die Bauteilgeometrie

Die ermittelten Messgrößen umfassen fünf auf die Flanschoberseite bezogene Innen- und Außendurchmesser in 3,0; 4,5; 6,0; 10,0 und 12,0 mm Bauteilhöhe zur Bestimmung der Innendurchmesser und Blechdicken der Zarge in faltenfreien Bereichen. Diese sind bewusst gewählt, um Messungenauigkeiten durch umlaufende Falten auszuschließen und nur die parallel gestauchte Zarge in die Auswertung einzubeziehen. Weiterhin werden die Blechdicken im Flansch bei Durchmessern von 70, 78 und 86 mm und die Bauteilhöhe der Zarge anhand erzeugter Ebenen gemessen. Zusätzlich wird die Rückfederung β zwischen Zargen-Innenwand und Flansch-Unterseite an drei um 120° versetzten Hilfslinien bestimmt. Die sich daraus ergebenden geometrischen Kenngrößen sind in Abbildung 91 als Mittelwerte der Einzelmessungen dargestellt. Somit basieren z. B. der Innendurchmesser und die Dicke der Zarge auf 5 Messwerten mit jeweils 3 Wiederholungen.

Die Einzelmessungen der Innendurchmesser (vgl. Abbildung 91a) weisen relativ große Schwankungen über der Messhöhe auf, die sich auch in einem gegenläufigen Verhalten der Zargendicke (vgl. Abbildung 91b) widerspiegeln. Grund dafür sind die hohen Umformgrade, die zusammen mit den auftretenden Verfestigungen, Ausdünnungen etc. zu einer Faltenbildung führen, die je

nach Prozessroute unterschiedlich stark ausgeprägt ist. Im Mittel liegt der Innendurchmesser, auch bedingt durch das Schrumpfverhalten nach der Umformung bei 400 °C, bis zu 0,09 mm unter dem Sollwert, während die Dicke bis zu 0,05 mm darüber liegt.

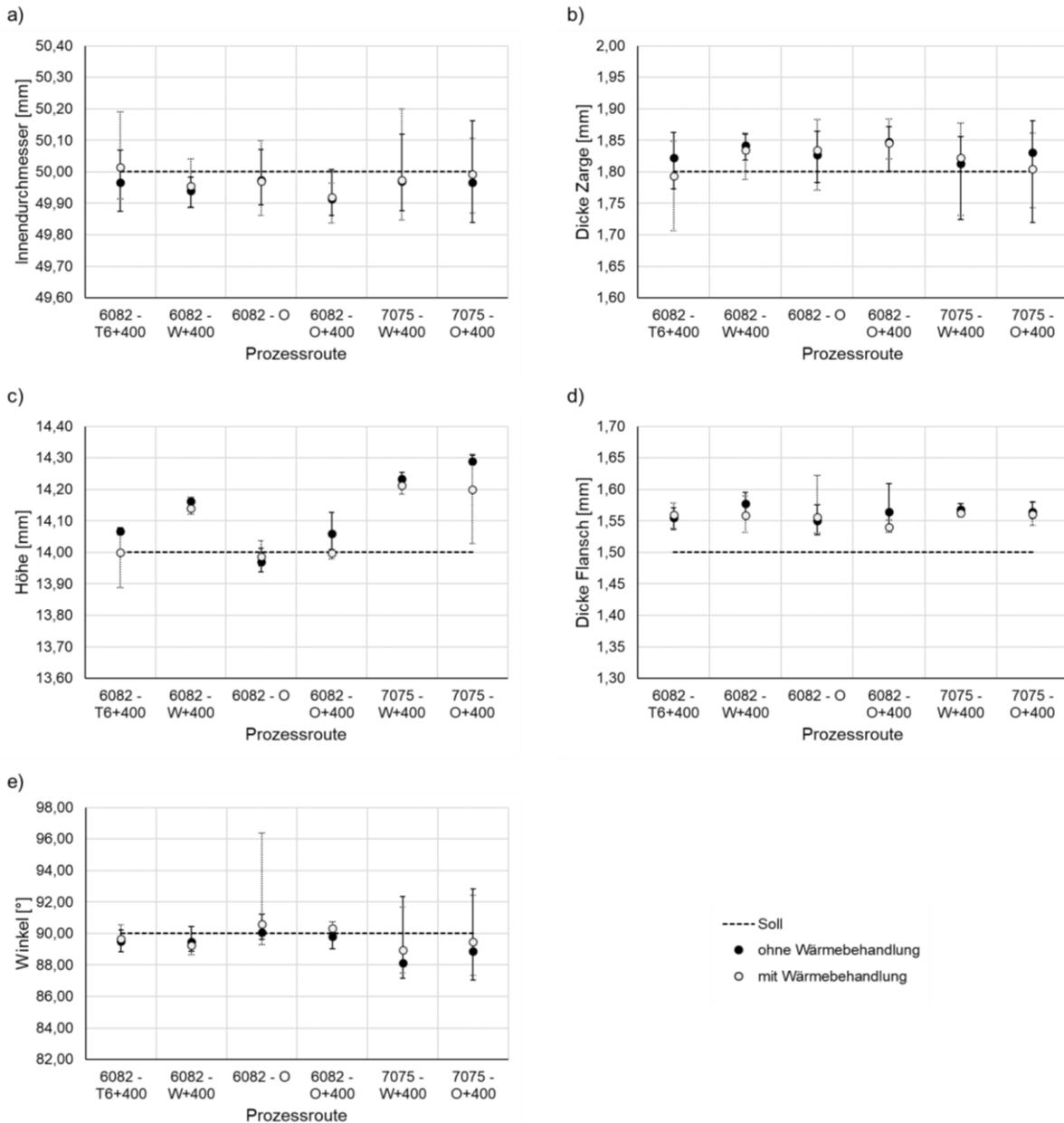


Abbildung 91: Mittelwerte geometrischer Kenngrößen unter Variation der Prozessroute und Wärmebehandlung: a) Innendurchmesser, b) Dicke Zarge, c) Höhe, d) Dicke Flansch und e) Winkel

Ein ähnlich gegenläufiges Verhalten zeigen die Bauteilhöhe (vgl. Abbildung 91c) und der Winkel zwischen Zargeninnendurchmesser und Flanschuntersei-

te (vgl. Abbildung 91e). Während die Legierung EN AW-6082 nur geringfügig vom Sollmaß abweicht, treten bei EN AW-7075 größere Abweichungen mit Winkeln von bis zu $1,87^\circ$ und Bauteilhöhen von 0,29 mm auf. Der Flansch weist mit mittleren Dicken von 1,54-1,58 mm und Dickenunterschieden von bis zu 0,03 mm zwischen den Messpositionen bei Durchmesser 70 und 86 mm (vgl. Abbildung 91d) die für das Napfziehen charakteristische Aufdickung auf, die aufgrund der Nachgiebigkeit im Kraftfluss des Werkzeuges nicht kompensiert wird.

Im Gegensatz zu den temperierten Prozessführungen führt die Wärmenachbehandlung nach einer reinen Kaltumformung der Legierung EN AW-6082 im weichgeglühten O-Zustand zu einer negativen Beeinflussung der Bauteilabmessungen. Dies hängt mit dem zunächst ausbleibenden Abkühl- und Schrumpfverhalten nach der Umformung zusammen, das erst durch den nachfolgenden Aushärtezyklus mit Abschrecken erfolgt. Grundsätzlich zeigen die Diagramme, dass die Bauteilgeometrie durch eine nachträgliche Wärmebehandlung nur minimal beeinflusst wird und die Maßgenauigkeit für nahezu alle Parameter-Prozessrouten-Konstellationen verbessert wird. Die geringen Veränderungen, insbesondere auch für den Winkel, sind auf die verzugsunempfindliche Geometrie zurückzuführen.

10.2.3 Materialspezifische Empfehlung

Für die Umformung der hochfesten Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und -7075 kommen insgesamt sechs verschiedene Prozessführungen mit einer kompatiblen Temperaturführung zwischen den einzelnen Stufen in Frage, wie Abbildung 92 zeigt. Für die 6000er-Legierung sind dies die durchgängige Kaltumformung im O-Zustand sowie die Umformung in Stufe 3 bei 400°C nach vorheriger Umformung im Zustand T6, W oder O, während sich die Auswahl für die höherfeste 7000er-Legierung aufgrund der limitierten Kaltumformbarkeit im T6-Zustand auf die Umformung bei 400°C nach Kaltumformung im W- oder O-Zustand beschränkt. Die verschiedenen Möglichkeiten sollen nun anhand der mechanischen und geometrischen Eigenschaften der einzelnen Prozessrouten inklusive aller vor- und nachgelagerten Prozesse sowie Aspekten der Wirtschaftlichkeit und Robustheit gegenübergestellt werden, sodass eine werkstoffspezifische Empfehlung der Prozessroute erfolgen kann.

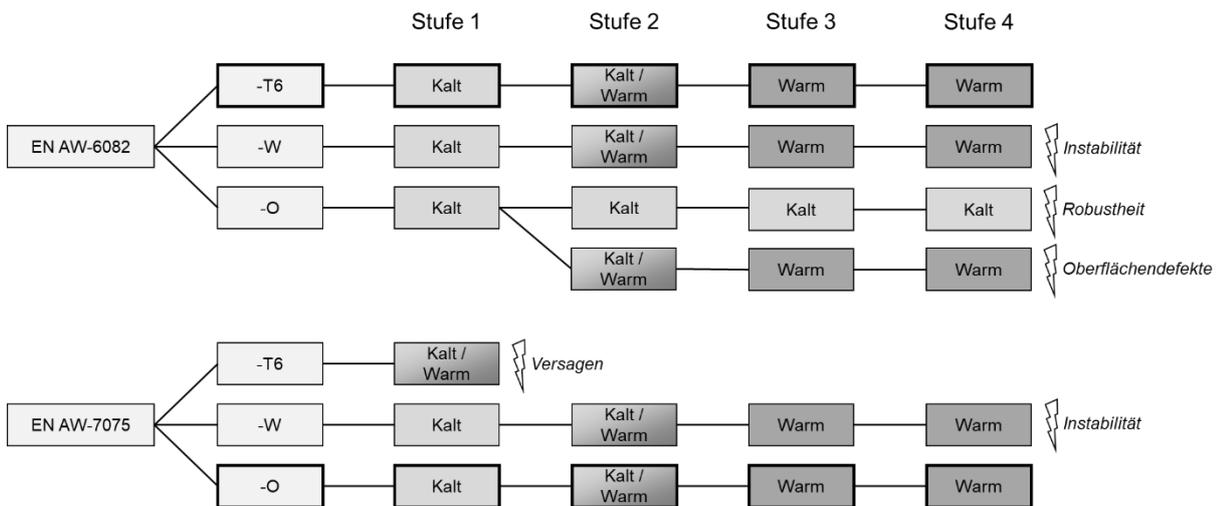


Abbildung 92: Mögliche Prozessrouten zur Herstellung des Demonstratorbauteils einschließlich möglicher Einschränkungen durch Material und Wärmebehandlungszustand

Eine nachträgliche Wärmebehandlung in Form eines Aushärtezyklus ermöglicht die Überführung aller realisierbaren Prozessrouten zur Herstellung des Demonstratorbauteils in den hochfesten T6-Zustand. Die mechanischen Eigenschaften des Endbauteils, der damit verbundene Aufwand sowie mögliche Kosten und Risiken lassen daher keine konkrete Empfehlung zu. Vielmehr bietet die vorteilhafte Gestaltung der vorgelagerten Prozesse sowie der Umformung selbst Chancen für die Selektion einer robusten und möglichst effizienten Prozesskette. So scheidet für die Legierung EN AW-6082 im weichgeglühten O-Zustand die reine Kaltumformung aufgrund mangelnder Robustheit in der Prozessführung und immer wieder auftretender Risse in Stufe 3 sowie die kombinierte Prozessführung angesichts der auftretenden Oberflächeneffekte aus. Die verbleibenden zwei Prozessrouten pro Werkstoff beinhalten alle eine Inline-Erwärmung des Bauteils in Stufe 2, um die erforderlichen Umformgrade beim Kragenziehen zu gewährleisten. Aus diesem Grund wird die Prozesskette vor Stufe 2 näher betrachtet. Beim Tiefziehen in Stufe 1 weisen die kombinierten Prozessrouten von EN AW-6082-T6 bzw. -7075-O die jeweils größten Materialdicken im Bereich des Kragens auf, was sich positiv auf die nachfolgenden Stufen auswirkt. Da die Werkstoffe in den Zuständen EN AW-6082-T6 und -7075-O in stabilen Zuständen vorliegen und aufgrund dessen auch so beschafft werden sollten, weisen diese einen erheblichen Vorteil gegenüber

dem instabilen, energieaufwendigen und zeitkritischen W -Zustand auf, der darüber hinaus eine komplexere Anlagenperipherie mit Ofen und Abschreckeinrichtung erfordert.

Auch die geometrischen Unterschiede zwischen den einzelnen Prozessrouten sind gering. Auf makroskopischer Ebene weisen alle Prozessführungen deutliche Falten auf, die jedoch auf den komplexen Umformvorgang und den hohen Stauchgrad φ_h zurückzuführen sind. Das Stauchen kann in einer industriellen Implementierung entsprechend stufenweise erfolgen, sodass die Faltenbildung in der Zarge reduziert wird. Somit bleibt der Blick auf die mit der Koordinatenmessmaschine ermittelten geometrischen Kenngrößen. Mit mittleren Innendurchmessern von 50,01 mm (6082) bzw. 49,99 mm (7075) sowie Zargendicken von 1,79 mm (6082) und 1,80 mm (7075) nach dem Aushärtezyklus weisen beide Prozessführungen eine sehr hohe Maßgenauigkeit in dem anspruchsvollsten Bereich des Bauteils auf. Gleiches gilt für die Bauteilhöhe, die bei EN AW-6082 exakt 14,00 mm beträgt und bei EN AW-7075, aufgrund der höheren Festigkeiten und Nachgiebigkeiten der Umformstufe 0,20 mm über dem Sollmaß liegt. Da auch die Winkel mit $89,66^\circ$ (6082) und $89,47^\circ$ (7075) nur geringe Abweichungen vom Sollwinkel aufweisen, werden die kombinierten Prozessführungen T6+400 für EN AW-6082 und O+400 für EN AW-7075 für die Herstellung der in Abbildung 93 gezeigten Demonstratorgeometrie und zur Beantwortung der wissenschaftlichen Fragestellung nach der Gestaltung der Gesamtprozesskette aus Kapitel 3.2 empfohlen.



Abbildung 93: Mittels der kombinierten Prozessroute hergestellte Demonstratorgeometrie aus hochfestem Aluminium

11 Zusammenfassung und Ausblick

Das folgende Kapitel fasst nach einer kurzen Einleitung die wesentlichen Erkenntnisse der Arbeit auf Basis der wissenschaftlichen Fragestellungen aus Kapitel 3.2 zusammen, bevor abschließend interessante Punkte für künftige Forschungstätigkeiten aufgezeigt werden.

11.1 Zusammenfassung

In Zeiten steigender Energiepreise, eines wachsenden Umweltbewusstseins in der Bevölkerung sowie strikter gesetzlicher Emissionsvorgaben nimmt der Leichtbau eine immer bedeutendere Rolle im Mobilitätssektor ein, wie der stetig steigende Aluminiumanteil im Automobilen verdeutlicht. Zunehmend kommen auch höherfeste Legierungen wie EN AW-6082 und -7075 zum Einsatz. Diese besitzen ein hohes Leichtbaupotenzial und gewährleisten somit einen energieeffizienten Leichtbau in Mobilitätsanwendungen.

Inwiefern sind die Grenzen konventioneller einstufiger Prozessrouten zur Umformung hochfester Aluminiumlegierungen auf mehrstufige Problemstellungen übertragbar?

Aufgrund der begrenzten Kaltumformbarkeit hochfester Aluminiumlegierungen werden diese typischerweise bei höheren Umformtemperaturen oder nach einer Vorkonditionierung im W- bzw. O-Zustand umgeformt. Beide Methoden beeinflussen die Werkstoffeigenschaften und erweitern die Umformbarkeit bei gleichzeitiger Reduzierung der Rückfederung. Die Vorgehensweisen konventioneller einstufiger Prozessrouten lassen sich jedoch nicht ohne weiteres auf mehrstufige Umformprozesse übertragen, wie sie für die Herstellung komplexer Bauteile erforderlich sind. Ursache hierfür ist die Überschreitung verfahrensabhängiger Prozessgrenzen durch eine mit steigender Stufenzahl zunehmende Anzahl von Einflüssen, wie z. B. sinkende Werkstücktemperaturen oder ausgeprägte Verfestigungseffekte.

Welche Anforderungen werden im Kontext mehrstufiger Prozesse an ein temperiertes Werkzeug gestellt?

Zur genaueren Untersuchung konventioneller Prozessrouten (Kalt-, Halbwarm- und Warmumformung) sowie deren Kombinationen und Interaktionen innerhalb mehrstufiger Stadienfolgen wurde ein temperierbares, vierstufiges Transferwerkzeug entwickelt und dessen Temperierverhalten optimiert. Mit der Temperierung und den permanenten Wärmeüberträgen innerhalb der mehrstufigen Prozesskette gehen jedoch auch ausgeprägte Wärmeausdehnungen und damit geometrische Beeinträchtigungen der Werkzeug- und Bauteilgeometrie einher, weshalb Isolationsplatten und Wasserkühlungen eingesetzt werden.

Wie hängen das Material-, Temperatur- und Umformverhalten in den einzelnen Stufen sowie im Kontext vor- und nachgelagerter Stufen zusammen und wo liegen deren Prozessgrenzen für die Legierungen EN AW-6082 und -7075?

Die Variationen von Materialien, Wärmebehandlungszuständen, Temperaturen und Fertigungsverfahren erfordern eine prozesstechnische Gesamtbetrachtung. Zu diesem Zweck wurden umfangreiche Charakterisierungen der Werkstoffeigenschaften und ihrer Prozessparameter durchgeführt. Die Vorkonditionierungen im W- bzw. O-Zustand zeigen legierungsabhängige Unterschiede auf, führen aber, im Vergleich zum Anlieferungszustand T6, zu verbesserten Umformeigenschaften. Dies geht mit einer Superposition verschiedener Verfestigungseffekte und mit der Notwendigkeit einer nachträglichen Wärmebehandlung einher. Die Aufheiz- und Abkühlcharakteristiken zeigen hingegen keine Unterschiede zwischen den Legierungen. Hier wirken sich vor allem die Erwärmungs- bzw. Abschreckmethode sowie die Kontaktbedingungen bei konduktivem Wärmeübergang stark aus. Dies wurde durch die numerische Abbildung mittels thermo-mechanisch gekoppelter Simulationen und der enthaltenen Vielzahl von temperaturabhängigen Eingangsparametern verdeutlicht. Bei der abschließenden Bestimmung der Prozessfenster der vier Stufen Tiefziehen, Scherschneiden, Kragenziehen und Stauchen wurde die Unvereinbarkeit einer konstanten Umformtemperatur über die gesamte Stadienfolge deutlich. Während beim Tiefziehen die Kaltumformung vorkonditionierter Halb-

zeuge die besten Ergebnisse liefert, sind beim Kragenziehen erhöhte Umformtemperaturen für robuste Prozesse unumgänglich. Prozessbedingte Wanddickenänderungen, Schnittkantenausprägungen und Verfestigungseffekte führen zu einem komplexen Zusammenwirken von Werkstoff-, Temperatur- und Umformverhalten.

Wie muss eine Gesamtprozesskette (inkl. vor- und nachgelagerter Prozesse) für die mehrstufige Umformung hochfester Aluminiumlegierungen gestaltet sein?

Die mehrstufige Umformung hochfester Aluminiumlegierungen erfordert daher eine neu entwickelte bauteilspezifische Gesamtprozesskette mit exakter Temperaturführung. Für die im Rahmen dieser Arbeit verwendete, vierstufige Stadienfolge hat sich eine anfängliche Kaltumformung (vorkonditionierter Halbzeuge) mit anschließender Erwärmung vor Stufe 3 als zielführend erwiesen. Um die Erwärmung im Arbeitsraum der Presse in das Transferwerkzeug einzubringen, dient die Lochstufe gleichzeitig als Erwärmungsstufe. Der konduktive, druckbelastete Kontakt zwischen beheiztem Werkzeug und Werkstück ermöglicht eine schnelle Inline-Erwärmung. Entscheidend hierfür sind insbesondere der vorliegende Temperaturgradient sowie die Haltezeit im unteren Totpunkt. Zur Realisierung komplexer Bauteile mit hochfesten T6-Eigenschaften ist zudem eine nachträgliche Wärmebehandlung nötig und bei entsprechender Prozessführung zielführend. Damit konnte die prinzipielle Machbarkeit der mehrstufigen Umformung hochfester Aluminiumlegierungen im Labormaßstab nachgewiesen werden.

Wie robust sind mehrstufige, temperaturunterstützte Prozesse im industriellen Umfeld und wie können sie optimiert werden?

Zur Implementierung solcher temperaturunterstützten Mehrstufenprozesse in die industrielle Serienfertigung sind umfangreiche, miteinander verknüpfte Anlagen erforderlich. Da die Kombination von Temperatur und Mehrstufigkeit zudem zahlreiche Herausforderungen wie Verfestigungs- und Ausdünnungseffekte oder Wärmeüberträge und -ausdehnungen mit sich bringt, steigen die Anforderungen an die Prozessführung. Dies zeigt sich beispielsweise an der geometrischen Beeinflussung des Bauteils durch die Nachgiebigkeit der Isolierung, die im numerischen Simulationsmodell nicht exakt abgebildet wird und

experimentell eine Kalibrierstufe ohne Isolation erfordert. Hinzu kommt das Dauertemperaturverhalten im Werkzeug bei geringen Zykluszeiten und somit vielen Wärmeüberträgen. Die genannten Punkte verdeutlichen die Notwendigkeit robuster Prozesse und deren prozessindividueller Auslegung. Ein weiterer Aspekt für die industrielle Umsetzung ist die Produktivität, die durch schnellere Aufheizzeiten mittels einer Kupfer-Erwärmungsstufe erreicht werden konnte.

11.2 Ausblick

Wie die Ausführungen in dieser Arbeit gezeigt haben, stellt die Tribologie die verbleibende Kernherausforderung bei der mehrstufigen Umformung hochfester Aluminiumlegierungen dar, da für die industrielle Umsetzung ein Schmierstoff benötigt wird, der den geforderten Temperaturbereich in einem beheizten Werkzeug dauerhaft mit ausreichender Schmierwirkung abdeckt. Nur so kann die notwendige Robustheit im Dauerbetrieb und damit eine gleichbleibende Bauteilqualität bei ständig wechselnden und stufenabhängigen Beanspruchungskollektiven aus Schmierung, Ausdünnung, Kontaktdrücken und Temperatur erreicht werden.

Darauf aufbauend ist das Dauerverhalten der ausgelegten Prozesskette sowohl hinsichtlich des Temperatur- als auch des Verschleißverhaltens über einen längeren, den industriellen Anforderungen reproduzierbaren Zeitraum zu betrachten und zu analysieren.

Weiteres Potenzial bietet die numerische Simulation des Lochens, das aufgrund der gleichzeitigen Erwärmung sehr komplex ist, und eine Vielzahl weiterer Materialparameter erfordert. Ihre Anwendung ermöglicht eine detailliertere Abbildung der Versagensmechanismen beim Lochen und anschließenden Krageziehen sowie der Sensitivität einzelner Einflussparameter.

Zuletzt bieten die identifizierten Optimierungsansätze Möglichkeiten zur bauteilspezifischen Prozessoptimierung, um verbesserte und faltenfreiere Ergebnisse beim Stauchen zu erzielen. Dies beginnt mit dem Einsatz eines 0,1 mm Distanzringes beim Tiefziehen, der – wie numerische Untersuchungen gezeigt haben – zu einer gleichmäßigeren Wanddickenverteilung im Napf ohne negative Auswirkungen auf die Faltenbildung im Flansch führt. Eine gezielte Druck-

überlagerung des Gegenhalters beim Kragenziehen in Stufe 3 wirkt sich ebenfalls positiv auf die Ausprägung der Vorstufen aus. Numerische Untersuchungen zeigen, dass dadurch die wirkenden Spannungen im Bereich der größten Umformungen reduziert werden, sodass kleinere Vorlochdurchmesser möglich sind und somit mehr Material für eine erhöhte Formfüllung beim Stauchen zur Verfügung steht. Schließlich sollte die Stauchstufe aufgrund des derzeit sehr hohen Stauchgrades zweistufig ausgeführt werden, wodurch in Kombination mit den anderen Maßnahmen eine signifikante Reduzierung der Falten im Endbauteil erreicht werden kann. Zur Einhaltung enger Maßtoleranzen ist zudem eine Kalibrierstufe ohne den Kraftfluss beeinträchtigende Isolationschichten in Betracht zu ziehen.

12 Literaturverzeichnis

Fasst ein kompletter Absatz Informationen aus einer einzelnen Quelle zusammen, wird dies in der vorliegenden Arbeit durch eine Quellenangabe nach dem Satzzeichen des letzten Satzes kenntlich gemacht. Steht eine Quellenangabe vor dem Satzzeichen, bezieht sie sich ausschließlich auf den entsprechenden Satz.

Unter Mitwirkung des Autors entstandene Veröffentlichungen sind mit dem hochgestellten Index „E“ und studentische Arbeiten, an deren Betreuung der Autor beteiligt war, mit dem Index „S“ gekennzeichnet.

- [Agi09] Aginagalde, A.; Gomez, X.; Galdos, L.; Garcia, C.: Heat Treatment Selection and Forming Strategies for 6082 Aluminum Alloy. Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 131, 2009
- [AGK13] AGK Hochleistungswerkstoffe GmbH: Werkstoff-Übersicht. Dortmund, 2013
- [AGK19] Aussage von Rainer Henze (Tech. Beratung Vertrieb) von der AGK Hochleistungswerkstoffe GmbH aus einem Telefonat vom 04.01.2019
- [AMA19] AMAG Rolling: Abnahmeprüfzeugnis 3.1 (EN 10204) – EN AW-7075-T6. Ranshofen, 2019
- [Any17] Anyasodor, G.; Koroschetz, C.: Industrial based volume manufacturing of lightweight aluminium alloy panel components with high-strength and complex-shape for car body and chassis structures. Journal of Physics: Conf. Series 896 (2017) 012093
- [Any18] Anyasodor, G.; Koroschetz, C.: Mass production-line and process route to enable the use of high strength aluminium alloy materials in car body engineering. Materials Science and Engineering 418 (2018) 012023

- [APT19] AP&T: Hot Sheet Forming of High Strength Aluminum. Projektvorstellung im Rahmen der Allegro-Summerschool 2019, Ulricehamn, 2019
- [Ara23] Aral Lubes: Viskositäts-Temperatur-Verhalten. Zuletzt abgerufen am 02.01.2023 unter: <https://www.aral-lubricants.de/schmierstoffwissen/schmierstofftechnik/viskositatet/viskositatet-temperaturverhalten/>
- [Arg15a] de Argandona, E. S.; Galdos, L.; Ortubay, R.; Mendiguren, J.; Agirretxe, X.: Room temperature forming of AA7075 aluminum alloys: W-temper process. Key Engineering Materials, Vols. 651-653, 2015, S. 199-204
- [Arg15b] de Argandona, E. S.; Galdos, L.; Ortubay, R.; Mendiguren, J.; Agirretxe, X.: W-Temper forming of AA7075 aluminum alloys as an alternative to the warm and hot stamping. Computer Methods in Materials Science, Vol. 15, No. 1, 2015, S. 51-57
- [Arn17] Arnold, B.: Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure. 2. Auflage, Springer Vieweg, Waldbronn, 2017
- [Bae08] Baehr, H. D.; Stephan, K.: Wärme- und Stoffübertragung. 6. Auflage, Springer, Bochum, 2008
- [Bae16] Baehr, H. D.; Kabelac, S.: Thermodynamik – Grundlagen und technische Anwendungen. 16. Auflage, Springer Vieweg, Hannover, 2016
- [Bai12] Bai, Q.; Lin, J.; Zhan, L.; Dean, T. A.; Balint, D. S.; Zhang, Z.: An efficient closed-form method for determining interfacial heat transfer coefficient in metal forming. International Journal of Machine Tools & Manufacture 56 (2012) 102-110
- [Beh17a] Behrens, B.-A.; Hübner, S.; Vogt, H.: Umformung von höchstfesten Aluminiumlegierungen – Einfluss der Umformtemperatur auf die Umformbarkeit von 7xxx-Aluminiumlegierungen. Wt Werkstattstechnik online 107, Nr. 10, 2017, S. 695-699

- [Beh17b] Behrens, B.-A.; Nürnberger, F.; Bonk, C.; Hübner, S.; Behrens, S.; Vogt, H.: Influences on the formability and mechanical properties of 7000-aluminum alloys in hot and warm forming. Journal of Physics: Conf. Series 896 (2017) 012004
- [Beh18] Behrens, B.-A.; Vogt, H.; Jalanesh, M.; Bonk, C.; Maier, H. J.; Behrens, S.: Warmumformung von 7xxx-Aluminiumlegierungen. EFB-Forschungsbericht Nr. 501, Hannover, 2018
- [Beh20] Behrens, B.-A.; Hübner, S.; Vogt, H.; Golovko, O.; Behrens, S.; Nürnberger, F.: Mechanical properties and formability of EN AW-7075 in cold forming processes. Materials Science and Engineering 967 (2020) 012017
- [Ber21^S] Bergmann, J.: Entwicklung einer Gesamtprozesskette für die mehrstufige, temperaturunterstützte Umformung von hochfestem Aluminium. Master-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2021
- [Bir13] Birkert, A.; Haage, S.; Straub, M.: Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile – Auslegung von Ziehanlagen. Springer Vieweg, Heilbronn, 2013
- [Boe14] Boege, A.; Boege, W.: Handbuch Maschinenbau – Grundlagen und Anwendungen der Maschinenbau-Technik. 22. Auflage, Springer Vieweg, Wolfenbüttel, 2014
- [Boe17] von Böckh, P.; Wetzel, T.: Wärmeübertragung – Grundlagen und Praxis. 7. Auflage, Springer Vieweg, Karlsruhe, 2017
- [Bun23] Bundesregierung: EU-Umweltrat: Nur noch CO2-frei fahren. Zuletzt abgerufen am 23.01.2023 unter: <https://www.bundesregierung.de/breg-de/themen/europa/verbrennermotoren-2058450>
- [Bur19] Burgdorf GmbH & Co. KG: Datenblatt Serviscol 98-AL. Stuttgart, 2019

- [CAD04] CADFEM Engineering Services: Service Newsletter – Kontaktberechnung mit den Methoden Penalty und Lagrange. Ausgabe 02/2004, abgerufen am 22.06.2023 unter: <https://www.yumpu.com/de/document/read/12116983/kontakttyp-lagrange-einsatzmoglichkeiten-und-cad-fem-gmbh>
- [Cai19] Cai, Z.; Batthyany, P.; Dhawan, S.; Zhang, Q.; Sun, Y.; Luan, X.; Wang, L.; Gharbi, M. M.: Study of springback for high strength aluminium alloys under hot stamping. *Advanced High Strength Steel and Press hardening*, 2019, S. 117-121
- [Che07] Chen, W.; Liu, Z. J.; Hou, B.; Du, R. X.: Study on multi-stage sheet metal forming for automobile structure-pieces. *Journal of Materials Processing Technology* 187-188 (2007) pp. 113-117
- [Cho19] Choi, Y.; Moon, C.; Lee, M.-G.: Experimental study on the mechanical properties of 7xxx aluminium alloy sheet under different heat treatment conditions. *Materials Science and Engineering* 651 (2019) 012080
- [Cho20] Choi, Y.; Lee, J.; Panicker, S. S.; Jin, H.-K.; Panda, S. K.; Lee, M.-G.: Mechanical properties, springback, and formability of W-temper and peak aged 7075 aluminum alloy sheets: Experiments and modeling. *International Journal of Mechanical Sciences* 170 (2020) 105344
- [Cho21] Choi, Y.; Ha, J.; Lee, M.-G., Korkolis, Y. P.: Effect of plastic anisotropy and Portevin-Le Chatelier bands on hole-expansion in AA7075 sheets in -T6 and -W tempers. *Journal of Materials Processing Tech.* 296 (2021) 117211
- [Cho22] Choi, Y.; Lee, J.; Bong, H. J.; Lee, M.-G.: Hole Expansion Characteristics of W-Tempered 7075 Aluminium Alloy Sheet in Comparison with Peak Aged T6 Tempered Alloy Sheet. *Metals and Materials International*, 2022
- [Czi20] Czichos, H.; Habig, K.-H.: *Tribologie Handbuch – Tribometrie, Tribomaterial, Tribotechnik*, Springer Vieweg, Berlin, 2020

- [Das23] Dassault Systemes: Abaqus/CAE 2019. Software, 2023
- [Dav15] Davies, R.; Rohatgi, A.: Enhanced Room-Temperature Formability in High-Strength Aluminum Alloys through Pulse-Pressure Forming (PPF). DOE Vehicle Technologies Office Annual Merit Review, 2015
- [Dec22] Decke, J.; Engelhardt, A.; Rauch, L.; Degener, S.; Sajadifar, S. V.; Scharifi, E.; Steinhoff, K.; Niendorf, T.; Sick, B.: Predicting Flow Stress Behavior of an AA7075 Alloy Using Machine Learning Methods. *Crystals*, 2022, 12, 1281
- [Deg20] Degner, J.: Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess. Dissertation, LFT, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2020
- [Der09] Derenthal, M.-J.: Bewertung und Optimierung der thermischen Eigenschaften schnelllaufender Umformanlagen. Dissertation, I-FUM, Leibniz Universität Hannover, 2009
- [Die18] Dietrich, J.: Praxis der Umformtechnik – Umform- und Zerteilverfahren, Werkzeuge, Maschinen. 12. Auflage, Springer Vieweg, Dresden, 2018
- [Dig23] Digital Manufacturing: Werkzeugkühlung: Erfahrener Werkzeughersteller verrät hilfreiche Tipps. Zuletzt abgerufen am 02.01.2023 unter: <https://www.digital-manufacturing-magazin.de/werkzeugkuehlung-erfahrener-werkzeughersteller-verraet-hilfreiche-tipps/>
- [DIN 8580] DIN 8580: Fassung 2003-09. Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung. Beuth Verlag, Berlin, 2003-09
- [DIN 8582] DIN 8582: Fassung 2003-09. Fertigungsverfahren Umformen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht. Beuth Verlag, Berlin, 2003

- [DIN 8584-3] DIN 8584-3: Fassung 2003-09. Fertigungsverfahren Zugdruckumformen – Teil 3: Tiefziehen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN 8583-4] DIN 8583-4: Fassung 2003-09. Fertigungsverfahren Druckumformen – Teil 4: Gesenkformen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN 8584-5] DIN 8584-5: Fassung 2003-09. Fertigungsverfahren Zugdruckumformen – Teil 5: Kragenziehen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN 8588] DIN 8588: Fassung 2013-08. Fertigungsverfahren Zerteilen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag, Berlin, 2013
- [DIN 29850] DIN 29850: Wärmebehandlung von Aluminium-Knetlegierungen – Luft- und Raumfahrt. Beuth Verlag, Berlin, 1949
- [DIN 50125] DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben. Beuth Verlag, Berlin, 2016
- [DIN EN 515] DIN EN 515: Fassung Mai 2017. Aluminium und Aluminiumlegierungen – Halbzeug – Bezeichnung der Werkstoffzustände; Deutsche Fassung EN 515:2017. Beuth Verlag, Berlin, 2017
- [DIN EN 573-1] DIN EN 571-1: Fassung 2005-02. Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug – Teil 1: Numerisches Bezeichnungssystem; Deutsche Fassung EN 573-1:2004. Beuth Verlag, Berlin, 2005
- [DIN EN 573-3] DIN EN 573-3: Fassung 2013-12. Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug – Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen; Deutsche Fassung EN 573-3:2013. Beuth Verlag, Berlin, 2013
- [DIN EN 485-2] DIN EN 485-2: Fassung 2018-12. Aluminium und Aluminiumlegierungen – Bänder, Bleche und Platten – Teil 2: Mecha-

- sche Eigenschaften; Deutsche Fassung EN 485-2:2016+A1:2018. Beuth Verlag, Berlin, 2018
- [DIN EN 485-4] DIN EN 485-4: Fassung 2019-05. Aluminium und Aluminiumlegierungen – Bänder, Bleche und Platten – Teil 4: Grenzabmaße und Formtoleranzen für kaltgewalzte Erzeugnisse; Deutsche Fassung EN 485-4:1993
- [DKI05] Deutsches Kupferinstitut: Cu-ETP. Werkstoff-Datenblätter, 2005
- [Doe01] Doege, E.; Dröder, K.: Sheet metal forming of magnesium wrought alloys – formability and process technology. Journal of Materials Processing Technology 115 (2001) pp. 14-19
- [Doe17] Doege, E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik – Grundlagen, Technologien, Maschinen. 3. Auflage, Springer Vieweg, Hannover, 2017
- [Dro21] Drotleff, K.: Verbesserte Prognose lokaler Einschnürungen in mehrstufigen Blechumformprozessen. Dissertation, IFU, Universität Stuttgart, 2021
- [Duc19] DuckerFrontier: Aluminum content in european passenger cars. Studie für European Aluminium, 2019
- [Eng13] Engels, A. M.: Beitrag zur Temperaturprognose in kombinierten Tiefzieh- und Abstreckgleitziehprozessen. Dissertation, PtU, Technische Universität Darmstadt, 2013
- [Esc96] Esche, S. K.; Khamitkar, S.; Kinzel, G. L.; Altan, T.: Process and die design for multi-step forming of round parts from sheet metal. Journal of Materials Processing Technology 56 (1996) 24-33
- [Eur19] European Union: Regulation (EU) 2019/631 of the European Parliament and of the council of 17 April 2019 setting CO₂ emission performance standards for new passenger cars and for new light commercial vehicles. 2019
- [Eur20] European Parliament: Energy Efficiency. Fact Sheets on the European Union, 2020

- [Fan15a] Fan, X.-B.; He, Z.-B.; Zhou, W.-X.; Yuan, S.-J.: Formability and strengthening mechanism of solution treated Al-Mg-Si alloy sheet under hot stamping conditions. *Journal of Materials Processing Technology* 228 (2016) pp. 179-185
- [Fan15b] Fan, X.; He, Z.; Zheng, K.; Yuan, S.: Strengthening behavior of Al-Cu-Mg alloy sheet in hot forming-quenching integrated process with cold-hot dies. *Materials & Design* 83 (2015) pp. 557-565
- [Faz19] Fazily, P.; Yu, J.; Lee, C.-W.: Characterization of Sheared Edges in Warm Blanking of Magnesium Alloy AZ31B. *Materials* 2019, 12, 1023
- [Fib22] Fibro: Bedienungsanleitung Gasdruckfedern. Hassmersheim, 2022
- [Fil18] Filzek, J.; Schröder, H; Keil, D.; Aha, B.; Zimmermann, R.: Grundlagen für die Reibungsberücksichtigung in der Prozessauslegung und -regelung mit Prelube der zweiten Generation. EFB-Kolloquium, Bad Boll 2018
- [Fin22] Finke, B.: Wie hart ist das Verbrenner-Verbot der EU? Artikel in der Süddeutschen Zeitung vom 29. Juni 2022. Zuletzt abgerufen am 23.01.2023 unter: <https://www.sueddeutsche.de/wirtschaft/verbrenner-aus-2035-eu-1.5611365>
- [Fra21] Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik (IWU): Potenziale der Kontakterwärmung in der Blechwarmumformung. Schlussbericht zum IGF-Vorhaben Nr. 19191 BR, 2021
- [Fri15] Fritz, A. H.; Schulze, G.: *Fertigungstechnik*. 11. Auflage, Springer Vieweg, Berlin, 2015
- [Fri17] Friedrich, H. E.: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. 2. Auflage, Springer Vieweg, Stuttgart, 2017
- [Gao17] Gao, H.; Politis, D. J.; Luan, X.; Ji, K.; Zhang, Q.; Zheng, Y.; Gharbi, M.; Wang, L.: Forming limit prediction for AA7075 alloys

- under hot stamping conditions. Journal of Physics: Conf. Series 896 (2017) 012089
- [GDA04] Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V.: Merkblatt W1 – Der Werkstoff Aluminium. Düsseldorf, 2004
- [GDA07] Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V.: Merkblatt W7 - Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen. Düsseldorf, 2007
- [GOM22] GOM: ATOS 5. Zuletzt abgerufen am 11.11.2022 unter: ATOS 5: https://www.gom.com/de-de/produkte/hochpraezise-3d-messtechnik/atos-5?keyword=gom%20atos%205&device=c&network=g&gclid=Cj0KCQiAgribBhDkARIsAASA5btknaz3bSuwDq4_dwtJV1IRG9iOvzU-WQKvLFOfi6sb0UH3VBC5Hp0aAmlyEALw_wcB
- [Gon11] Gong, H.: Research on Evolution and Evaluation Model of Residual Stress in Aluminum Alloy Thick Plate. Dissertation, Central South University, Changsha, China, 2011
- [Gra21^S] Gramlich, S.: Fitting einer mehrstufigen Umformsimulation auf Basis experimenteller Daten. Master-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2021
- [Gre22a] GHM Group - Greisinger: GMH 3221. Zuletzt abgerufen am 09.11.2022 unter: <https://www.greisinger.de/p/handmessgeraete-und-sensoren/temperatur/geraete-thermoelemente/gmh-3221/611384/>
- [Gre22b] GHM Group - Greisinger: GOF 400 VE. Zuletzt abgerufen am 09.11.2022 unter: <https://www.greisinger.de/p/handmessgeraete-und-sensoren/temperatur/fuehler-thermoelemente/gof-400-ve/600496/>
- [Gro02] Groche, P.; Huber, R.; Dörr, J.; Schmoeckel, D.: Hydromechanical Deep-Drawing of Aluminium-Alloys at Elevated Temperatures. CIRP Annals, Volume 51, Issue 1, 2002, pp. 215-218

- [Gro04] Groche, P.; Erhardt, R.: Lasererwärmung zur Verbesserung des Umformergebnisses beim Kragenziehen von Aluminium- und Magnesiumknetlegierungen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 2004, 35, No. 7, S. 467-472
- [Gro16] Grohmann, T.: Forming of AMAG 7xxx Series Aluminium Sheet Alloys. *New Developments in Sheet Metal Forming*, 2016
- [Gro18^E] Groche, P.; Günzel, J.; Suckow, T.: Blechkomponenten aus hochfestem Aluminium – Möglichkeiten und Potenzial der Inline-Wärmebehandlung von EN AW-7075 beim Walzprofilieren. *wt Werkstattstechnik online* 108, Nr. 10, 2018, S. 639-645
- [Gro22] Gronostajski, Z.; Jaskiewicz, K.; Kaczynski, P.; Skwarski, M.; Polak, S.; Krawczyk, J.; Chorzepa, W.; Trzpis, P.: W-Temper forming of B-pillar from 7075 aluminum alloy. *CIRP Annals, Manufacturing Technology* 71 (2022) pp. 221-224
- [Gu19] Gu, R.; Liu, Q.; Chen, S.; Wang, W.; Wei, X.: Study on High-Temperature Mechanical Properties and Forming Limit Diagram of 7075 Aluminum Alloy Sheet in Hot Stamping. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019
- [Gue20^E] Günzel, J.; Suckow, T.; Veitenheimer, C.; Hauß, J.; Groche, P.: Robuste W-Temper-Umformung von hochfestem Aluminium – Einfluss der Zeit und Abschreckmethode auf die mechanischen Eigenschaften von EN AW-7075. *wt Werkstattstechnik online* 110, Nr. 10, 2020, S. 697-703
- [Gue21a^E] Günzel, J.; Bergmann, J.; Hauß, J.; Groche, P.: Verfestigung vor-konditionierter Aluminiumbleche – Einfluss des Wärmebehandlungszustands innerhalb eines mehrstufigen Umformprozesses. *wt Werkstattstechnik online* 111, Nr. 10, 2021, S.677-683
- [Gue21b^E] Günzel, J.; Hauß, J.; Groche, P.: Temperature-controlled tools for multi-stage sheet metal forming of high-strength aluminium alloys. *Materials Science and Engineering*, 1157 (2021) 012086

- [Gue21c^E] Günzel, J.; Suckow, T.; Sellner, E.; Schell, L.; Fawaro, A.; Groche, P.: Effizienter Leichtbau durch moderne Prozesstechnologien. VDI Technik & Mensch, Ausgabe 2, 2021
- [Gue22a^E] Günzel, J.; Hauß, J.; Harnischmacher, M.; Groche, P.: Produktivitätssteigerung bei der Inline-Erwärmung – Reduzierte Zykluszeiten bei der Transferfertigung durch die Wahl des Werkzeugwerkstoffs. ZWF 117, Nr. 9, 2022, S. 548-552
- [Gue22b^E] Guenzel, J.; Hauß, J.; Gaedigk, C.; Bergmann, J.; Groche, P.: Development of a process chain for multi-stage sheet metal forming of high-strength aluminium alloys. Materials Science and Engineering, 1238 (2022) 012014
- [Gue23^E] Günzel, J.; Hauß, J.; Groche, P.: Opportunities, Challenges, and Influencing Factors in the Forming of Preconditioned Semi-Finished Products Made of EN AW-6082 and -7075. Advanced Engineering Materials, 2201799, 2023
- [Hal17] Hall, R. W.; Foster, A.; Praturlon, A. H.: Hot forming and quenching pilot process development for low cost and low environmental impact manufacturing. Journal of Physics: Conf. Series 896 (2017) 012088
- [Har14] Harrison, N. R.; Luckey, S. G.: Hot Stamping of a B-Pillar Outer from High Strength Aluminum Sheet AA7075. SAE Int. J. Mater. Manuf., Vol. 7, Issue 3, 2014
- [Har18] Harrison, N. R.; Nadeau, F.; Brück, U.; Luckey, S. G.: Tailored thickness hot stamping of high strength aluminum sheet. Proceedings of the 16th International Aluminum Alloys Conference 2018
- [Har21^S] Harnischmacher, M.: Optimierung der Wärmeüberträge innerhalb eines mehrstufigen Umformprozesses. Master-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2021
- [HBM22] Hottinger Brüel & Kjaer GmbH - HBM: QuantumX Module. Zuletzt abgerufen am 09.11.2022 unter:

- https://www.hbm.com/de/2128/quantumx-kompaktes-universelles-messverstaerkersystem/?product_type_no=QuantumX
- [HCC19] H.C. CARBON GmbH: Produkt-Information – MECHANO-LUBE® 6D1. Rednitzhembach, 2019
- [Heb20] Hebbbar, S.; Kertsch, L.; Butz, A.: Optimizing Heat Treatment Parameters for the W-Temper Forming of 7xxx Series Aluminum Alloys. *Metals* 2020, 10, 1361
- [Hec22^S] Heck, P.: Numerische Simulation eines Stanzprozesses innerhalb einer temperierten Werkzeugstufe. Master-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2022 (abgebrochen)
- [Hel12] Hellwig, W.; Kolbe, M.: Spanlose Fertigung Stanzen – Integrierte Fertigung komplexer Präzisions-Stanzteile. 10. Auflage, Springer Vieweg, Zwickau, 2012
- [Hel15] Helmers, E.: Die Modellentwicklung in der deutschen Autoindustrie: Gewicht contra Effizienz. Gutachten, Hochschule Trier, Trier, 2015
- [Hex22] Hexagon: Portal-KMGs. Zuletzt abgerufen am 11.11.2022 unter: <https://hexagon.com/de/products/product-groups/measurement-inspection-hardware/coordinate-measuring-machines/bridge-cmms>
- [Hir03] Hirschvogel, Manfred (Hrsg.): Kaltmassivumformung – Präzision in großen Serien. Industrieverband Massivumformung, Hagen, 2003
- [Hir11] Hirsch, J.: Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. *Materials Transactions*, Vol. 52, No. 5 (2011) pp. 818-824
- [Hoc75] Hockett, J. E.; Sherby, O. D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1975, Vol. 23, pp. 87-98
- [Hod18] HoDforming GmbH: HDF – fast Hot Die forming by active material blank feeding. Verfahrensvorstellung, Düsseldorf, 2018

- [Hog06] Hogg, M.: Herstellung wärmebehandelter und Umformung lokal wärmebehandelter Platinen. Dissertation, IFU, Universität Stuttgart, 2006
- [Hoo99] Hoogen, M.: Einfluss der Werkzeuggeometrie auf das Scherschneiden und Reißen von Aluminiumfeinblechen. Dissertation, München, 1999
- [Hof12] Hoffmann, H.; Neugebauer, R.; Spur, G.: Handbuch Umformen. Hanser Verlag, Berlin, 2012
- [Huo16] Huo, W.; Hou, L.; Zhang, Y.; Zhang, J.: Warm formability and post-forming microstructure/property of high-strength AA 7075-T6 Al alloy. *Materials Science & Engineering A* 675 (2016) pp. 44-54
- [Jas21] Jaskiewicz, K.; Skwarski, M.; Kaczynski, P.; Gronostajski, Z.; Polak, S.; Trzpis, P.: Warm sheet metal forming of energy-absorbing elements made 7075 aluminum alloy in the hardened state T6. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2022) 119, pp. 3157-3179
- [Jua08] Juan, J.; Peter, N.: Thermophysical Properties. *ASM Handbook, Volume 15: Casting*, pp. 468-481
- [Kam09] Kammer, C.: Aluminium Taschenbuch 1 – Grundlagen und Werkstoffe. 16. Auflage, Beuth Verlag, Düsseldorf, 2009
- [Kas19] Kastner, M.: Numerische Analyse der Wirkung der Einflussgrößen beim Tiefziehen. Masterarbeit, Montan Universität Leoben, 2019
- [Kie22^S] Kiefer, B.: Einfluss von Temperatur und Wärmebehandlungszustand beim Lochziehen von hochfestem Aluminium. Bachelor-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2022
- [Kie54] Kienzle, O.; Timmerbeil, H.: Herstellung und Gestaltung durchgezogener enger Kragen an Fein- und Mittelblechen. *Mitteilungen der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung*, 1954
- [Kie68] Kienzle, O.: Mechanische Umformtechnik – Plastizitätstheorie, Werkstoffmechanik. Springer Verlag, Berlin, 1968

- [Kle15] Klein, B.: FEM – Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau. 10. Auflage, Springer Vieweg, Calden, 2015
- [Kli07] Klimmek, C.; Karbasian, H.; Brosius, A.; Tekkaya, A. E.: Prozessnahe Umformsimulation des Presshärtens mit LS-DYNA. 6. LS-DYNA Anwenderforum, Frankenthal, 2007
- [Klo17] Klocke, F.: Fertigungsverfahren 4 – Umformen. 6. Auflage, Springer Vieweg, Aachen, 2017
- [Kno17] Knothe, K.; Wessels, H.: Finite Elemente – Eine Einführung für Ingenieure. 5. Auflage, Springer Vieweg, Berlin, 2017
- [Koh21^S] Kohl, F.: Wirtschaftlichkeitsbetrachtung von temperaturunterstützten Prozessrouten zur Umformung von hochfestem Aluminium. Master-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2021
- [Kol15] Kolbe, M.; Hellwig, W.: Spanlose Fertigung Stanzen – Präzisionsstanzteile, Hochleistungswerkzeuge, Hochgeschwindigkeitspressen. 11. Auflage, Springer Vieweg, Zwickau, 2015
- [Kub22^S] Kubsch, A.: Tribologische Einflüsse in mehrstufigen, temperaturunterstützten Umformprozessen. Master-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, M. Sc. Lukas Schell, TU Darmstadt, 2022
- [Kum15] Kumar, M.; Ross, N.: Warm forming and paint bake response of AW-7xxx sheet in various tempers. Key Engineering Materials Vols. 651-653, 2015
- [Kum16a] Kumar, M.; Kirov, G.; Grabner, F.; Mukeli, E.: Sheet Forming Processes for AW-7xxx Alloys: Relevant Process Parameters. Materials Science Forum Vol. 879, 2016
- [Kum16b] Kumar, M.; Ross, N. G.: Influence on the performance of a high-strength Al-Zn-Mg alloy sheet in the warm forming processing chain. Journal of Materials Processing Technology 231 (2016) pp. 189-198

- [Kun23] Kunststoff Magazin: Schneller Kühlen mit Kältemittel – Spritzgießen mit kürzeren Zykluszeiten und besseren Qualitäten. Zuletzt abgerufen am 02.01.2023 unter: <https://www.kunststoffmagazin.de/spritzgiessen/kaeltemittelkuehlung-im-spritzguss.htm>
- [Lai09] Lai, C. P.; Chan, L. C.; Chow, C. L.; Yu, K. M.: Thermal forming of light-weight alloys under a multi-stage forming process. Proc. IMechE Vol. 224 Part C: J. Mechanical Engineering Science, pp. 797-803
- [Laz22^S] Lazaridis, C. I.: Wärmebehandlung mehrstufig umgeformter Bauteile aus hochfestem Aluminium. Bachelor-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2022
- [Lea13] Leacock, A. G.; Howe, C.; Brown, D.; Lademo, O.-G.; Deering, A.: Evolution of mechanical properties in a 7075 Al-alloy subject to natural ageing. Materials and Design 49 (2013) pp. 160-167
- [Lec09] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, LFT, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2009
- [Lee04] Lee, M.-Y.; Sohn, S.-M.; Kang, C.-Y.; Suh, D.-W.; Lee, S.-Y.: Effects of pre-treatment conditions on warm hydroformability of 7075 aluminum tubes. Journal of Materials Processing Technology 155-156 (2004) pp. 1337-1343
- [Lee19] Lee, J.; Bong, H. J.; Kim, D.; Lee, Y.-S.; Choi, Y.; Lee, M.-G.: Application of Combined W-Temper and Cold Forming Technology to High-Strength Aluminum Alloy Automotive Parts. JOM, Vol. 71, No. 12, 2019
- [Liu16] Liu, J.; Wang, A.; Gao, H.; Fakir, O. E.; Luan, X.; Wang, L.-L.; Lin, J.: Studies on the Hot Forming and Cold-Die Quenching of AA6082 Tailor Welded Blanks. Key Engineering Materials, 2016
- [Liu17a] Liu, Y.; Zhu, Z.; Wang, Z.; Zhu, B.; Wang, Y.; Zhang, Y.: Formability and lubrication of a B-pillar in hot stamping with 6061 and 7075

- aluminum alloy sheets. *Procedia Engineering* 207 (2017) pp. 723-728
- [Liu17b] Liu, X.; Fakir, O. E.; Meng, L.; Sun, X.; Li, X.; Wang, L.: Effects of lubricant on the IHTC during the hot stamping of AA6082 aluminium alloy: experimental and modelling studies. *Journal of Materials Processing Technology*, 255, 2018, pp. 175-183
- [Liu17c] Liu, X.; Ji, K.; Fakir, O. E.; Fang, H.; Gharbi, M. M.; Wang, L.: Determination of the interfacial heat transfer coefficient for a hot aluminium stamping process. *Journal of Materials Processing Tech.* 247 (2017), pp. 158-170
- [Liu18] Liu, X.; Fakir, O. E.; Zheng, Y.; Gharbi, M. M.; Wang, L.: Effect of tool coatings on the interfacial heat transfer coefficient in hot stamping of aluminium alloys under variable contact pressure conditions. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 137, 2019, pp. 74-83
- [Liu20] Liu, X.; Cai, Z.; Zheng, Y.; Fakir, O. E.; Gandra, J.; Wang, L.: A general IHTC model for hot/warm aluminium stamping. *Applied Thermal Engineering* 181 (2020) 115619
- [Loe18] Löbbe, C.: Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen. Dissertation, Dortmund, 2018
- [Mat17] Matzke, P.: Korrosionsschutz in Kühlsystemen – Bewertung von Alterungsphänomenen und Entwicklung eines Sensors zur Kühlmittelcharakterisierung. Dissertation, MPA/IfW, Technische Universität Darmstadt, 2017
- [Men16a] Mendiguren, J.; de Argandona, E. S.; Galdos, L.: Hot stamping of AA7075 aluminum sheets. *Materials Science and Engineering* 159 (2016) 012026
- [Men16b] Mendiguren, J.; Ortubay, R.; Agirretxe, X.; Galdos, L.; de Argandona, E. S.: Press hardening of alternative high strength aluminium and ultra-high strength steels. *AIP Conference Proceedings* 1769, 050006, 2016

- [Mer12] Merklein, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: Enhancement of formability of aluminum alloys in multi-stage forming operations by a local intermediate heat treatment. *Prod. Eng. Res. Devel.* (2012) 6, pp. 541-549
- [Mer18] Merklein, M.; Degner, J.: Fertigung hochfester Aluminiumbauteile durch Umformen unter Abschreckbedingungen. EFB-Forschungsbericht Nr. 493, 2018
- [Mey05] Meyer, T.: Ein Beitrag zur Auslegung temperierter Tiefziehwerkzeuge für die Umformung von Magnesiumfeinblechen. Dissertation, Freiberg, 2005
- [Min22] Min, J.; Xie, F.; Liu, Y.; Hou, Z.; Lu, J.; Lin, J.: Experimental study on cold forming process of 7075 aluminum alloy in W temper. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 37 (2022) pp. 11-18
- [MKU18] MKU-Chemie GmbH: Technisches Datenblatt – Putrol® NW V 1933-30N-1. Rödermark, 2018
- [Mod19] Modi, S.; Vadhavkar, A.: Technology Roadmap: Materials and Manufacturing. Center for Automotive Research, Michigan, 2019
- [Moh10] Mohamed, M. S. K.: An investigation of hot forming quench process for AA6082 aluminium alloys. Dissertation, London, 2010
- [Mus20^S] Muscheid, M.: Charakterisierung des Temperaturverhaltens von hochfestem Aluminium. Bachelor-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, M. Sc. Lukas Schell, TU Darmstadt, 2020
- [Nab22] Nabertherm GmbH: Thermprozesstechnik 1 – Öfen und Wärmebehandlungsanlagen für Prozesse an Luft. Lilienthal, 2022
- [Nan22] nanofocus: Produkte – 3D-Oberflächenmesstechnik. Zuletzt abgerufen am 11.11.2022 unter: <https://www.nanofocus.de/produkte/usurf/usurf-custom/>

- [Neu98] Neugebauer, R.; Demmler, W.: Optimierung von Schneidbedingungen bei der Verarbeitung von Blechen aus unterschiedlichen Aluminiumlegierungen. EFB-Forschungsbericht Nr. 98, 1998
- [Neu19] Neumayer, F. F.; Vogt, S.; Gueffro, M.; Jesner, G.; Kelsch, R.; Geile, M.; Sommer, A.; Golle, R.; Volk, W.: Warm and cold blanking of manganese-boron steel 22MnB5 with different tool geometries. *Procedia Manufacturing* 29 (2019) pp. 345-352
- [Obe13] Oberhauser, P.; Sotirov, N.; Grohmann, T.; Schulz, P.: Performance of high strength AlZnMg(Cu) aluminium alloys after W-temper and warm forming. *Tools and Technologies for Processing Ultra High Strength Materials*, Graz, 2013
- [Obe17] Oberhauser, P.: 7xxx Bleche für Strukturbauteile – Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Umformbarkeit, Festigkeitsentwicklung und Korrosionseigenschaften. Fachvortrag: 3-Länder-Korrosionstagung, Linz, 2017
- [Oer20] oerlikon balzers: Balinit Hard Carbon – Der scharfe Schnitt. Balzers (Lichtenstein), 2020
- [Ome18] Omer, K.; Abolhasani, A.; Kim, S.; Nikdejad, T.; Butcher, C.; Wells, M.; Esmaeili, S.; Worswick, M.: Process parameters for hot stamping of AA7075 and D-7xxx to achieve high performance aged products. *Journal of Materials Processing Tech.* 257 (2018) pp. 170-179
- [Ost14] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. 3. Auflage, Springer Vieweg, Berlin, 2014
- [Pen18] Penter, L.; Pierschel, N.: Thermo-mechanical interactions in hot stamping. CIRP sponsored Conference on Thermal Issues in Machine Tools, Dresden, 2018
- [Pie17] Pierschel, N.; Reuther, F.: Potenziale der Kontakterwärmung in der Blechwarmumformung. Präsentation, Chemnitz, 2017
- [Pou12] Pourkamali Anaraki, A.; Shahabizadeh, M.; Babaei, B.: Finite Element Simulation of Multi-Stage Deep Drawing Processes &

Comparison with Experimental Results. World Academy of Science, Engineering and Technology 61 2012

- [Pre21^S] Preiß, N. H. D.: Analyse der Fehlerentstehungs- und Fehlerfortpflanzungsmechanismen in einem mehrstufigen, temperaturunterstützten Umformprozess. Master-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2021
- [PtU22a] PtU: Zug-Druckprüfmaschine – Zwick Roell 100. Zuletzt abgerufen am 09.11.2022 unter: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/materialcharakterisierung/menu_zugdruckpruefmaschine_1/index.de.jsp
- [PtU22b] PtU: Härteprüfer DuraScan 20 – Struers. Zuletzt abgerufen am 09.11.2022 unter: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/messtechnik_3/metallographische_untersuchungen__werkstoffpruefung_und_charakterisierung/haertepruefer_durascan_20_struers_1/index.de.jsp
- [PtU22c] PtU: Zeiss Smartzoom 5. Zuletzt abgerufen am 11.11.2022 unter: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/messtechnik_3/metallographische_untersuchungen__werkstoffpruefung_und_charakterisierung/zeiss_smartzoom_5/zeissmartzoom5.de.jsp
- [PtU22d] PtU: Servomotorpresse (Synchropress SWP 2500, 2.55 kN). Zuletzt abgerufen am 10.11.2022 unter: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/pressen/servomotorpresse_synchropress/index.de.jsp
- [PtU22e] PtU: Öl-Schichtdickenmessgerät – LUBRImini. Zuletzt abgerufen am 11.11.2022 unter: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/messtechnik_3/metallographische_untersuchungen__werkstoffpruefung_und_charakterisierung/lubrimi/index.de.jsp

stadt.de/institut_3/ausstattung_1/messtechnik_3/tribologische_untersuchungen/oel_schichtdickenmessgeraet_lubrimini/index.de.jsp

- [Reg23] Regloplas: Temperierung von Spritzgiessformen. Zuletzt abgerufen am 02.01.2023 unter: <https://www.regloplas.com/de/technologien/formtemperierung/temperierung-von-spritzgiessformen/>
- [Rig19] Rigas, N.; Degner, J.; Berendt, E.; Junker, F.; Merklein, M.: Characterisation of new lubrication systems for hot forming of high strength aluminum alloys. *Materials Science and Engineering* 651 (2019) 012013
- [Rig21] Rigas, N.; Schmid, H.; Merklein, M.: Comparison of different forming methods on deep drawing and springback behavior of high-strength aluminum alloys. *Materials Science and Engineering* 1157 (2021) 012048
- [Saj20] Sajadifar, S. V.; Scharifi, E.; Weidig, U.; Steinhoff, K.; Niendorf, T.: Performance of Thermo-Mechanically Processed AA7075 Alloy at Elevated Temperatures – From Microstructure to Mechanical Properties. *Metals* 2020, 10, 884
- [Saj21] Sajadifar, S. V. (Projektpartner vom Institut für Werkstofftechnik der Universität Kassel): Temperierte Spannungs-Dehnungskurven von EN AW-6082 (unveröffentlichte Quelle)
- [Saj22] Sajadifar, S. V. (Projektpartner vom Institut für Werkstofftechnik der Universität Kassel): Gespräch vom 30.06.2022
- [Sal09] Salomonsson, P.; Oldenburg, M.; Akerström, P.; Bergman, G.: Experimental and numerical evaluation of the heat transfer coefficient in press hardening. *Steel Research International* 80 (11), pp. 841-845
- [Sca19] Scalera, L.; Palomba, I.; Wehrle, E.; Gasparetto, A.; Vidoni, R.: Natural Motion for Energy Saving in Robotic and Mechatronic Systems. *Appl. Sci.* 2019, 9, 3516

- [Sch90] Schmütsch, H.-H.: Einflussgrößen auf das Schneidergebnis beim Scherschneiden von Feinblechen. Dissertation, Hannover, 1990
- [Sch08] Schnarr Oberflächentechnik: Kanigen®. Datenblatt, Version 08, Mainaschaff, 2008
- [Sch19] Schuster, P. A.; Österreicher, J. A.; Kirov, G.; Sommitsch, C.; Kessler, O.; Mukeli, E.: Characterisation and Comparison of Process Chains for Producing Automotive Structural Parts from 7xxx Aluminium Sheets. *Metals* 2019, 9, 305
- [Sch20] Scharifi, E.; Sajadifar, S. V.; Moeini, G.; Weidig, U., Böhm, S.; Niendorf, T.; Steinhoff, K.: Dynamic Tensile Deformation of High Strength Aluminum Alloys Processed Following Novel Thermomechanical Treatment Strategies. *Advanced Engineering Materials*, 2020, 2000193
- [Sch22a] Schell, L.; Groche, P.: Challenges in Tribometry for Warm and Hot Sheet Metal Forming of High Strength Aluminum with Tool Lubrication. *Tribology in Manufacturing Processes, Defect and Diffusion Forum Vol. 414*, S. 95-102
- [Sch22b] Schell, L.; Emele, M.; Holzbeck, A.; Groche, P.: Investigation of different lubricant classes for aluminum warm and hot forming based on a strip drawing test. *Tribology International* 168 (2022) 107449
- [Sch22c] Schell, L.; Filzek, J.; Groche, P.: Reibwertermittlung für die Alu-Warmblechumformung – Eine Frage der Temperatur, des Reibwerts und der Effizienz. *wt Werkstattstechnik online*, 112, Nr. 10, S. 649-654
- [Sch23] Schell, L.; Sellner, E.; Massold, M.; Groche, P.: Tribology in Warm and Hot Aluminum Sheet Forming – Transferability of Strip Drawing Tests to Forming Trials. *Advanced Engineering Materials*, 2201900, 2023

- [Sch88] Schmoeckel, D.; Schlagau, S.: Verbesserung der Verfahrensgrenzen beim Krageziehen durch Überlagerung von Druckspannungen. *Annals of the CIRP Vol.37/1*, 1988, S. 271-274
- [Sel17] Sellors, J.; Friedman, M.: Hot Form Quench (HFQ®) – A Disruptive Technology For Forming Ultra-High Strength, Lightweight & Complex Aluminum Pressings. *GALM Series 4th Lightweight Vehicle Manufacturing Summit*, 2017
- [Sel21] Sellner, E.; Khatib, A.; Ambaye, A.; Groche, P.: Krageziehen von Aluminium mit lokaler Kontakterwärmung – Experimentelle und numerische Untersuchung des Krageziehens mit lokaler Kontakterwärmung. *wt Werkstattstechnik online*, 111, Nr. 10, 2021, S. 665-670
- [Shi17] Shinde, M. S.; Ashtankar, K. M.: Additive manufacturing-assisted conformal cooling channels in mold manufacturing processes. *Advances in Mechanical Engineering*, Volume 9, Issue 5, 2017
- [Sie15] Siegert, K.: *Blechumformung – Verfahren, Werkzeuge und Maschinen*. Springer Vieweg, Stuttgart, 2015
- [Sim20] Simonetto, E.; Bertolini, R.; Ghiotti, A.; Bruschi, S.: Mechanical and microstructural behaviour of AA 7075 aluminium alloy for sub-zero temperature sheet stamping process. *International Journal of Mechanical Sciences* 187 (2020) 105919
- [Sli19] Slim Fusina Rolling: Inspection certificate – EN AW-6082-T6. Venezia, 2019
- [So15] So, H.: *Scherschneiden von Mangan-Bor-Stählen unter Temperatureinfluss*. Dissertation, Technische Universität München, 2015
- [Soe05] Sönmez, C.; Tekkaya, A. E.; Gür, C. H.: Comparison of the Deep Drawability of Aluminum and Steel using Numerical Simulation Experiments. *AIP Conference Proceedings* 778, 119-124 (2005)
- [Sot11] Sotirov, N.; Simon, P.; Waltenberger, T.; Uffelmann, D.; Melzer, C.: *Verbessertes Umformverhalten von höchstfesten 7xxx-*

- Aluminiumblechen durch Halbwarmumformen. *Journal of Heat Treatment and Materials* 66 (2011) 1, pp. 37-43
- [Sot12] Sotirov, N.; Simon, P.; Chimani, C.; Uffelmann, D.; Melzer, C.: Warm Deep Drawability of Peak-Aged 7075 Aluminium Sheet Alloy. *Key Engineering Materials Vols. 504-506* (2012) pp. 955-960
- [Suc19^E] Suckow, T.; Günzel, J.; Schell, L.; Sellner, E.; Dagnew, J.; Groche, P.: Temperatureinfluss in der Aluminiumblechumformung – Rückfederungsverhalten und Prozessgrenzen beim Gesenkbiegen von EN AW-6082 und EN AW-7075. *wt Werkstattstechnik online* 109, Nr. 10, 2019, S. 733-739
- [Suc22] Suckow, T.; Groche, P.: Evaluation of Cold Roll Forming Strategies for the Production of a High-Strength Aluminum Hat Profile. *Key Engineering Materials Vol. 926*, pp 690-699, 2022
- [Suc23] Suckow, T.; Bütev Öcal, E.; Groche, P.: A Comparative Study on the Production of a Hat Profile by Roll Forming and Stamping. *Advanced Engineering Materials*, 2201877, 2023
- [Tak20] Takalkar, A. S.; Chinnapandi, L. B. M.: Multi-stage deep drawing process of axis-symmetric extra deep drawing steel cylindrical cup. *Engineering Research Express* 2 (2020) 025008
- [Tek07] Tekkaya, A. E.; Karbasian, H.; Homberg, W.; Kleiner, M.: Thermo-mechanical coupled simulation of hot stamping components for process design. *Prod. Eng. Res. Devel.* (2007) 1:85-89
- [Tis18] Tisza, M.; Lukacs, Zs.: High strength aluminum alloys in car manufacturing. *Materials Science and Engineering* 418 (2018) 012033
- [Tor10] Torca, I.; Aginagalde, A.; Esnaola, J. A.; Galdos, L.; Azpilgain, Z.; Garcia, C.: Tensile behaviour of 6082 aluminium alloy sheet under different conditions of heat treatment, temperature and strain rate. *Key Engineering Materials Vol. 423* (2010) pp. 105-112
- [Tra21] Tran, R.; Kertsch, L.; Marx, S.; Hebbbar, S.; Psyk, V.; Butz, A.: Toward an Efficient Industrial Implementation of W-temper Forming

- for 7xxx Series Al Alloys. The Minerals, Metals & Materials Society 2021
- [Tue22] Türk+Hillinger: Berechnungsgrundlagen für elektrische Heizelemente 3.0. Tuttlingen, 2022
- [Udd15] Uddeholms AB: Uddeholm Unimax[®]. Informationsbroschüre, Ausgabe: 2, revidiert 02/2015
- [Uff10] Uffelmann, D.: Take-Off für hochfestes Aluminium im Automobilbau. Karosserie Werkstoffe, 2010
- [Var13] Varybond: Varybond Regular Grade[®] - Technisches Datenblatt. Mühlacker, 2013
- [VDA19] Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA): Das gemeinsame Qualitätsmanagement in der Lieferkette: Produktherstellung und -lieferung – Robuster Produktionsprozess. Berlin, 2019
- [VDI 2906-2] VDI-Gesellschaft Produktionstechnik: VDI 2906: Fassung 1994-05. Schnittflächenqualität beim Schneiden, Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall – Scherschneiden. Düsseldorf, 1994
- [VDI 3633] VDI-Gesellschaft Produktion und Logistik: Simulation von Logistik-, Materialfluss- und Produktionssystemen. Düsseldorf, 2018
- [VDI13] VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen: VDI-Wärmeatlas. 11., bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer Vieweg, Darmstadt, 2013
- [Wan12] Wang, X.-Y.; Jin, J.-S.; Deng, L.; Zheng, Q.: Stamping-Forging Processing of Sheet Metal Parts. Metal Forming – Process, Tools, Design, Kapitel 2, 2012
- [War13] Ward, D. I.; Foster, A.; Dean, T. A.; Lin, J.: European Patent Specification: Process for forming aluminium alloy sheet components. Birmingham, 2013
- [Web22^S] Webler, P. C.: Identifikation von Optimierungspotenzialen innerhalb eines vierstufigen Transferprozesses. Master-Thesis, Institut

- für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2022
- [Wil57] Wilken, R.: Das Biegen von Innenborden mit Stempeln. Dissertation, Hannover, 1957
- [Xia10] Xiaojing, X.; Baocun, W.; Shiyi, F.; Xiaonong, C.: Numerical analysis of residual stresses in quenching of aluminum alloy thick plates. Journal of Jiangsu University Vol. 31 No.3, 2010, S. 296–299
- [Yin17] Ying, L.; Gao, T.; Dai, M.; Hu, P.: Investigation of interfacial heat transfer mechanism for 7075-T6 aluminum alloy in HFQ hot forming process. Applied Thermal Engineering 118 (2017) pp. 266-282
- [Zeh20^S] Zehnter, J.: Ermittlung des maximalen Aufweitverhältnisses von EN AW-6082 und -7075 innerhalb eines mehrstufigen und temperaturunterstützten Umformprozesses. Bachelor-Thesis, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Betreuer: M. Sc. Janosch Günzel, TU Darmstadt, 2020
- [Zei22] Zeit Online: Sorge wegen steigender Preise wächst. Artikel in der Zeit Online vom 01.07.2022. Zuletzt abgerufen am 23.01.2023 unter: <https://www.zeit.de/news/2022-07/01/ifo-fast-alle-haendler-wollen-lebensmittelpreise-erhoehen>
- [Zhe18] Zheng, K.; Lee, J.; Xiao, W.; Wang, B.; Lin, J.: Experimental Investigations of the In-Die Quenching Efficiency and Die Surface Temperature of Hot Stamping Aluminium Alloys. Metals 2018, 8, 231
- [ZWE22] ZWEZ-Chemie[®] GmbH: Schmierfilme. Zuletzt abgerufen am 10.11.2022 unter: <https://www.zwez.de/filme/schmierfilme/>

13 Anhang

Für die numerische Untersuchung des mehrstufigen Umformprozesses werden zahlreiche temperaturabhängige Materialparameter der beiden Legierungen in ihren unterschiedlichen Zuständen benötigt. Diese stammen aus eigenen Untersuchungen sowie einer umfangreichen Literaturrecherche, wobei für die Legierung EN AW-7075 eine deutlich größere Datenbasis vorliegt. Hinzu kommen werkzeug- und prozessabhängige Parameter wie Federkräfte oder Konvektionsamplituden. Auf die Darstellung von Werkzeugzeichnungen wird aufgrund der Vielzahl der Bauteile verzichtet, zumal alle wesentlichen Abmessungen bereits in Kapitel 8 dargestellt sind.

13.1 Dichte

Aufgrund unzureichender Daten wird für alle drei Wärmebehandlungszustände die Dichte der Legierungen EN AW-6082 und -7075 im Zustand T6 angenommen, wie in Tabelle 9 dargestellt.

Tabelle 9: Dichte von EN AW-6082 und -7075 in den Zuständen T6, W und O
in $\cdot 10^{-9} \text{ to/mm}^3$

	EN AW-6082			EN AW-7075		
	T6	W	O	T6	W	O
Temperatur	[Ost14]	[Ost14]	[Ost14]	[Liu17c]	[Liu17c]	[Liu17c]
20 °C	2,71	2,71	2,71	2,81	2,81	2,81
100 °C	-	-	-	2,80	2,80	2,80
200 °C	-	-	-	2,78	2,78	2,78
300 °C	-	-	-	2,75	2,75	2,75
400 °C	-	-	-	2,73	2,73	2,73
500 °C	-	-	-	-	-	-

13.2 Elastizitätsmodul

Äquivalent zur Dichte werden die Elastizitätsmoduln der Legierungen EN AW-6082 und -7075 in Tabelle 10 aufgrund fehlender Datenbasis teilweise auf den W- und O-Zustand übertragen.

Tabelle 10: Elastizitätsmodul von EN AW-6082 und -7075 in den Zuständen T6, W und O in N/mm²

	EN AW-6082			EN AW-7075		
	T6	W	O	T6	W	O
Temperatur	-	-	-	[Xia10]	[Xia10]	[Xia10]
20 °C	73.572	72.620	70.000	72.000	72.000	72.000
100 °C	72.531	-	-	69.070	69.070	69.070
200 °C	64.991	-	-	61.870	61.870	61.870
300 °C	59.848	-	-	53.870	53.870	53.870
400 °C	56.124	-	-	48.530	48.530	48.530
500 °C	41.572	-	-	44.500	44.500	44.500

13.3 Plastisches Materialverhalten hochfester Aluminiumlegierungen

Zur Beschreibung des plastischen Materialverhaltens sind in Tabelle 11 und Tabelle 12 ausgewählte Fließkurven der Legierungen EN AW-6082 und -7075 in Abhängigkeit von der Temperatur und dem Wärmebehandlungszustand dargestellt. Diese basieren auf eigenen Versuchen (bei RT) bzw. den Versuchen des Projektpartners Sajadifar (siehe Kapitel 4.1.2) an erwärmten Proben und stellen einen Auszug aus den dehnratenabhängigen Untersuchungen dar.

Tabelle 11: Ausgewählte Fließkurven von EN AW-6082 in den Zuständen T6, W und O bei Dehnraten von 0,0026 (bei Raumtemperatur) und 0,005 1/s (bei erwärmten Proben) in N/mm²

Umformgrad	T6						W	O
	0,0026 20 °C	0,005 100 °C	0,005 200 °C	0,005 300 °C	0,005 400 °C	0,005 500 °C	0,0026 20 °C	0,0026 20 °C
0,0000	293,00	233,00	180,70	145,30	26,15	11,81	55,44	37,70
0,0005	293,63	237,82	182,95	146,18	26,40	11,91	58,71	48,67
0,0010	294,26	240,22	184,87	146,71	26,56	12,01	61,13	52,39
0,0020	295,49	243,73	187,90	147,42	26,80	12,15	65,30	57,29
0,0035	297,30	247,69	190,99	148,06	27,04	12,31	70,70	62,34
0,0050	299,05	250,86	192,92	148,46	27,18	12,42	75,51	66,15
0,0070	301,31	254,40	194,41	148,78	27,30	12,50	81,32	70,23
0,0100	304,54	258,80	195,44	149,03	27,40	12,57	89,11	75,12
0,0150	309,53	264,68	195,96	149,20	27,46	12,61	100,41	81,44
0,0200	314,06	269,43	196,07	149,26	27,48	12,62	110,21	86,46
0,0300	321,90	276,93	196,10	149,29	27,49	12,62	126,63	94,30
0,0500	333,69	287,53	196,10	149,30	27,49	12,62	151,26	105,51
0,0700	341,71	294,98	196,10	149,30	27,49	12,62	168,98	113,70
0,1000	349,18	302,97	196,10	149,30	27,49	12,62	187,65	123,03
0,1300	353,37	308,70	196,10	149,30	27,49	12,62	200,33	130,26
0,1800	356,67	315,34	196,10	149,30	27,49	12,62	213,66	139,60
0,2600	358,27	321,88	196,10	149,30	27,49	12,62	224,46	150,48
0,3600	358,64	326,54	196,10	149,30	27,49	12,62	230,10	160,22
0,5000	358,70	330,05	196,10	149,30	27,49	12,62	232,84	169,96
0,7000	358,70	332,44	196,10	149,30	27,49	12,62	233,83	179,61
1,0000	358,70	333,89	196,10	149,30	27,49	12,62	234,07	189,18

Tabelle 12: Ausgewählte Fließkurven von EN AW-7075 in den Zuständen T6, W und O bei Dehnraten von 0,0026 (bei Raumtemperatur) und 0,001 1/s (bei erwärmten Proben) in N/mm²

Umformgrad	T6						W	O
	0,0026	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,0026	0,0026
	20 °C	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	20 °C	20 °C
0,0000	550,00	-	258,20	74,55	20,87	-	181,80	105,00
0,0005	551,95	-	259,86	74,82	21,15	-	183,16	108,12
0,0010	553,51	-	261,43	75,06	21,39	-	184,51	110,80
0,0020	556,31	-	264,36	75,48	21,78	-	187,19	115,71
0,0035	560,07	-	268,23	75,97	22,23	-	191,18	122,38
0,0050	563,52	-	271,56	76,35	22,55	-	195,12	128,46
0,0070	567,79	-	275,29	76,71	22,84	-	200,29	135,89
0,0100	573,66	-	279,65	77,04	23,11	-	207,90	145,87
0,0150	582,43	-	284,56	77,31	23,31	-	220,18	160,09
0,0200	590,26	-	287,53	77,41	23,39	-	231,96	171,98
0,0300	603,83	-	290,42	77,47	23,42	-	254,14	190,58
0,0500	625,20	-	291,87	77,48	23,43	-	293,44	214,37
0,0700	641,33	-	292,07	77,48	23,43	-	326,84	227,79
0,1000	659,11	-	292,10	77,48	23,43	-	367,77	238,15
0,1300	671,71	-	292,10	77,48	23,43	-	399,83	242,90
0,1800	685,51	-	292,10	77,48	23,43	-	438,59	245,91
0,2600	697,27	-	292,10	77,48	23,43	-	475,53	247,00
0,3600	703,71	-	292,10	77,48	23,43	-	497,95	247,18
0,5000	706,97	-	292,10	77,48	23,43	-	510,09	247,20
0,7000	708,18	-	292,10	77,48	23,43	-	514,68	247,20
1,0000	708,46	-	292,10	77,48	23,43	-	515,70	247,20

13.4 Wärmeleitfähigkeit

Auch für die Wärmeleitfähigkeit liegen für die beiden Aluminiumlegierungen keine umfassenden Werte vor, sodass in Tabelle 13 die Werte für EN AW-6082-W sowie -7075-W und -O aus verfügbaren Literaturwerten für den W- bzw. T6-Zustand übernommen werden müssen.

Tabelle 13: Wärmeleitfähigkeiten von EN AW-6082 und -7075 in den Zuständen T6, W und O in mW/mm*K

Temperatur	EN AW-6082			EN AW-7075		
	T6	W	O	T6	W	O
	[Ost14]	[Ost14]	[Ost14]	[Gon11]	[Gon11]	[Gon11]
20 °C	172	216	216	114,7	114,7	114,7
100 °C	-	-	-	128,5	128,5	128,5
200 °C	-	-	-	142,1	142,1	142,1
300 °C	-	-	-	152,5	152,5	152,5
400 °C	-	-	-	160,9	160,9	160,9
500 °C	-	-	-	166,6	166,6	166,6

13.5 Wärmeausdehnungskoeffizient

Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten von EN AW-6082 und -7075 für die verschiedenen Wärmebehandlungszustände in Tabelle 14 basieren ebenfalls auf den Werten des T6-Zustandes.

Tabelle 14: Wärmeausdehnungskoeffizient von EN AW-6082 und -7075 in den Zuständen T6, W und O in $\cdot 10^{-5} 1/K$

Temperatur	EN AW-6082			EN AW-7075		
	T6	W	O	T6	W	O
	[Ost14]	[Ost14]	[Ost14]	[Liu17c]	[Liu17c]	[Liu17c]
20 °C	2,31	2,31	2,31	2,29	2,29	2,29
100 °C	-	-	-	2,46	2,46	2,46
200 °C	-	-	-	2,67	2,67	2,67
300 °C	-	-	-	2,89	2,89	2,89
400 °C	-	-	-	3,10	3,10	3,10
500 °C	-	-	-	-	-	-

13.6 Spezifische Wärmekapazität

Die spezifischen Wärmekapazitäten der beiden Aluminiumlegierungen sind in Tabelle 15 auf der Grundlage der Werte für den Zustand T6 angegeben.

Tabelle 15: Spezifische Wärmekapazität von EN AW-6082 und -7075 in den Zuständen T6, W und O in $\cdot 10^6 \text{ mJ/to}\cdot\text{K}$

Temperatur	EN AW-6082			EN AW-7075		
	T6	W	O	T6	W	O
	[Ost14]	[Ost14]	[Ost14]	[Jua08]	[Jua08]	[Jua08]
20 °C	894	894	894	861	861	861
100 °C	-	-	-	901	901	901
200 °C	-	-	-	951	951	951
300 °C	-	-	-	1.001	1.001	1.001
400 °C	-	-	-	1.051	1.051	1.051
500 °C	-	-	-	1.102	1.102	1.102

13.7 Federkräfte

Die mechanischen Kennwerte der Systemdruckfedern der vier Umformstufen sind in Tabelle 16 angegeben. In der Simulation werden diese durch eine definierte Vorspannkraft in Abhängigkeit von der Anfangskraft sowie durch die Federsteifigkeit und die Anschläge zur Begrenzung des maximalen Federweges abgebildet.

Tabelle 16: Mechanische Kennwerte der Federn von Stempel, Matrize und Auswerfer (Benennung nach Standard in Stufe 1) für die Stufen 1-4

	Stufe 1: Tiefziehen			Stufe 2: Scherschneiden		
	Auswerfer	Blechhalter	Matrize	Auswerfer	Blechhalter	Matrize
Federsteifigkeit [N/mm]	106	221	-	106	19,6	-
Anzahl Federn [-]	1	4	-	1	4	-
max. Federweg [mm]	20	30	-	20	30	-
Anfangskraft [N]	530	8.840	-	530	784	-
Endkraft [N]	2.120	26.520	-	2.120	2.352	-

	Stufe 3: Kragenziehen			Stufe 4: Stauchen		
	Auswerfer	Blechhalter	Matrize	Auswerfer	Blechhalter	Matrize
Federsteifigkeit [N/mm]	81	62,7	-	215	62,7	269
Anzahl Federn [-]	1	4	-	1	4	4
max. Federweg [mm]	33	43,5	-	35	43,5	18,5
Anfangskraft [N]	405	2.508	-	1.075	2.508	4.304
Endkraft [N]	2.673	10.908	-	7.525	10.908	19.906

13.8 Konvektionsamplituden

Der konvektive Wärmeübertrag zwischen Werkzeug und Werkstück wird durch einen konstanten Konvektionskoeffizienten an ruhender Luft von $0,02 \text{ mW/mm}^2\cdot\text{K}$ [Bai12] bei einer Umgebungstemperatur von $20 \text{ }^\circ\text{C}$ beschrieben. Aufgrund der unterschiedlichen Werkzeugkinematiken und somit instationären Kontaktbedingungen jeder einzelnen Stufe werden die auftretenden Konvektionen an Stempel, Matrize und Auswerfer durch zeitabhängige Amplituden beschrieben, wie Abbildung 94 zeigt. Der Blech- bzw. Niederhalter braucht wegen des permanenten Kontaktes mit dem Werkstück nicht gesondert betrachtet zu werden, ebenso wenig wie die außenliegenden Werkzeugflächen.

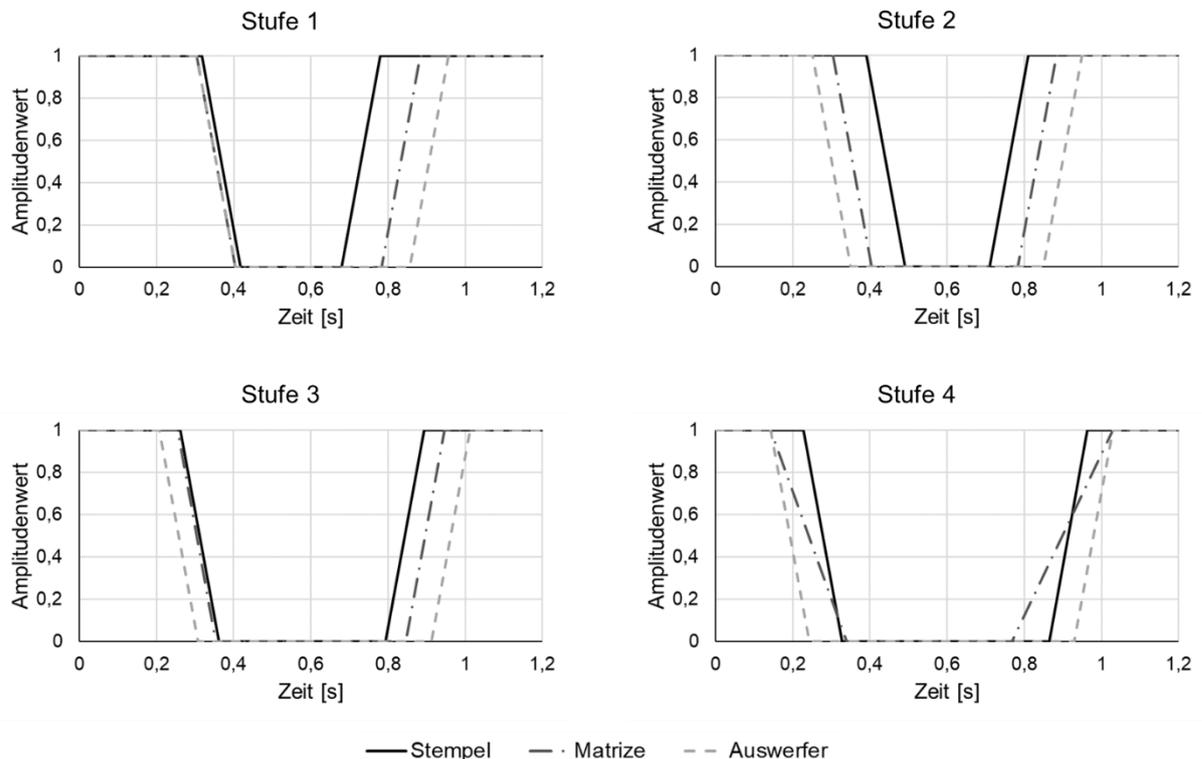


Abbildung 94: Konvektionsamplituden von Stempel, Matrize und Auswerfer (Benennung nach Standard in Stufe 1) für die Stufen 1-4

13.9 Interfacial heat transfer coefficient (IHTC)

Die spalt- und druckabhängigen IHTC-Werte verschiedener Materialkonstellationen sind in Tabelle 17 dargestellt.

Tabelle 17: Spalt- und druckabhängige IHTC in $\text{mW}/\text{mm}^2\cdot\text{K}$

Spaltabhängig bei 20 °C [Liu17c]		Druckabhängig			
		Stahl – EN AW-6082 [Liu20]		Stahl – EN AW-7075 [Liu17c]	
Spalt [mm]	IHTC	Druck [MPa]	IHTC	Druck [MPa]	IHTC
0,00	0,80	0,00	0,80	0,00	0,80
0,05	0,77	0,10	1,39	1,00	2,82
0,10	0,74	5,00	5,97	2,00	4,33
0,15	0,71	10,00	8,50	3,00	5,47
0,30	0,65	15,00	11,50	4,00	6,32
0,50	0,57	20,00	12,00	5,00	6,95
0,75	0,50	25,00	13,50	6,00	7,43
1,00	0,44	29,90	13,50	7,00	7,79
1,25	0,40	-	-	8,00	8,06
1,50	0,36	-	-	9,00	8,26
1,75	0,33	-	-	10,00	8,41
2,00	0,31	-	-	11,00	8,52
2,50	0,27	-	-	12,00	8,61
3,00	0,24	-	-	13,00	8,67
4,00	0,19	-	-	14,00	8,72
5,00	0,16	-	-	15,00	8,76
7,50	0,11	-	-	16,00	8,78
10,00	0,09	-	-	17,00	8,80
15,00	0,06	-	-	18,00	8,82
20,00	0,05	-	-	19,00	8,83
30,00	0,03	-	-	20,00	8,83
100,00	0,00	-	-	-	-

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name	Janosch Günzel
Geburtstag	11.01.1992
Geburtsort	Fulda
Staatsangehörigkeit	deutsch
Familienstand	verheiratet, 3 Kinder



Schulbildung

08/2008 – 06/2011	Ferdinand-Braun-Schule Fulda Abschluss: Abitur (Fachrichtung Maschinenbau)
-------------------	---

Studium

10/2011 – 11/2015	Bachelor-Studium: Maschinenbau – Mechanical and Process Engineering, TU Darmstadt
10/2015 – 12/2017	Master-Studium: Maschinenbau – Mechanical and Process Engineering, TU Darmstadt

Berufstätigkeit

01/2018 – 12/2022	Wissenschaftlicher Mitarbeiter (dual) am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) der TU Darmstadt und bei der Werner Schmid GmbH
01/2023 – heute	Projektleiter Entwicklung bei der Werner Schmid GmbH

Fulda, im November 2023

