

Temperaturunterstützte Prozessketten zum Rollformen und Laserstrahlschweißen hochfester Profile aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075

Vom Fachbereich Maschinenbau
an der Technischen Universität Darmstadt

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

Dissertation

von

Timon Suckow

aus Biebesheim am Rhein

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

Mitberichterstatter: Prof. Dr.-Ing. T. Niendorf

Tag der Einreichung: 20.10.2023

Tag der mündlichen Prüfung: 17.01.2024

Darmstadt 2024

D17

Suckow, Timon: Temperaturunterstützte Prozessketten zum Rollformen und Laserstrahlschweißen hochfester Profile aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075
Darmstadt, Technische Universität Darmstadt
Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUprints: 2024
URN: [urn:nbn:de:tuda-tuprints-266835](https://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:tuda-tuprints-266835)
URL: <https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/26683>
Tag der mündlichen Prüfung: 17.01.2024
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 TU Darmstadt. Für diese Möglichkeit, das entgegengebrachte Vertrauen und die hilfreichen sachlichen Diskussionen gilt mein besonderer Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Groche. Zusätzlich bedanke ich mich bei Herrn Prof. Niendorf für die Übernahme des Zweitgutachtens und dem Hessischen Ministerium für Wissenschaft und Kunst für die finanzielle Förderung des Allegro-Projekts im Rahmen der Landes-Offensive zur Entwicklung Wissenschaftlich-ökonomischer Exzellenz (LOEWE).

Ein besonderes Dankeschön möchte ich meinen Kolleginnen und Kollegen am PtU aussprechen. Besonders hervorzuheben sind die Kollegen aus dem Allegro-Projektverband Janosch Günzel, Lukas Schell und Erik Sellner, welche aufgrund der fachlichen Überschneidungen immer für Diskussionen offen waren. Gemeinsame Dienstreisen und Projekttreffen sorgten stets für allgemeine Erheiterung und bleiben in bester Erinnerung!

Ebenfalls möchte ich mich bei allen Studierenden bedanken, die mich im Rahmen ihrer Projekt- und Abschlussarbeiten oder HiWi-Tätigkeit bei meiner Forschungsarbeit unterstützt haben. Darüber hinaus bedanke ich mich bei den Versuchsfeldtechnikern Edwin Kirchner und Paul Boger für die ausgezeichnete und zuverlässige Arbeit im Versuchsfeld. Außerdem gilt ein großer Dank Mirko Feick, stellvertretend für die gesamte Werkstatt, für die zuverlässige Fertigung diverser Werkzeuge und Versuchsproben. Weiterer Dank gilt allen Mitarbeitern aus dem Sekretariat, der Buchhaltung, dem Design und der IT.

Zuletzt gilt ein großer Dank meiner Familie. Angefangen bei meinen Eltern, für eine unbeschwerte Kindheit und die Unterstützung während des Studiums. Für den großen Rückhalt während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter und insbesondere bei der Erstellung meiner Dissertation bedanke ich mich bei meiner Frau Hanna und meinen Kindern Nika und Marilena. Vielen Dank für die schöne Zeit und die Unterstützung in den letzten Jahren.

Darmstadt, im Oktober 2023

Timon Suckow

Kurzfassung

In der vorliegenden Arbeit werden temperaturunterstützte Prozessketten (T6, W und O) zur Herstellung hochfester Profile aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 mittels Rollformen und Laserstrahlschweißen untersucht. Fertigungstechnische Herausforderungen liegen in der schlechten Umformbarkeit und Schweißbarkeit des Materials. Aufgrund der anhaltenden Nachfrage nach Leichtbaulösungen in der Automobilindustrie ist das Rollformen als kostengünstiges Massenfertigungsverfahren prädestiniert. Zum einen ist eine große Variation an unterschiedlichen Profilformen herstellbar, zum anderen ist das Verfahren in der Industrie weit verbreitet.

Zur Evaluation der Prozessketten hinsichtlich der Prozessgrenzen, der erreichbaren Festigkeiten und der geometrischen Genauigkeit werden Modellversuche und FE-Simulationen durchgeführt. Diese werden abschließend in Experimenten zur Herstellung der Profile validiert. Bei Profilen mit einem kleinen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (z. B. V-, U- oder Hutprofil) ermöglichen temperaturunterstützte Prozessketten eine signifikante Erweiterung der Prozessgrenzen, d. h. es können kleinere Biegeradien hergestellt werden. Bei einem großen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (z. B. Rundrohr) wird die Rückfederung nach der Umformung reduziert. Da die Umformung auch bei den temperaturunterstützten Prozessketten (W und O) im kalten Zustand erfolgt, werden die Vorteile der Kalt- und Warmumformung kombiniert.

In den temperaturunterstützten Prozessketten haben die folgenden Parameter einen besonderen Einfluss auf die erreichbare Festigkeit der gefertigten Profile: die Lösungsglüh-temperatur, die Abkühlrate und die Abschreckverzögerung. Unter der Zielsetzung, die maximale Festigkeit im Endbauteil zu erreichen, erweist sich eine Wärme-Nachbehandlung (WNBH) nach dem Rollformen und Schweißen als zielführend. Diese ist an die jeweilige Prozesskette angepasst und besteht in den meisten Fällen aus dem Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern der Profile. Zumeist ist eine sehr kurze Lösungsglühzeit von $t = 10 \text{ s}$ ausreichend, um eine hohe Endfestigkeit des Materials ($R_m \geq 580 \text{ MPa}$) zu erreichen. Dies ermöglicht die Integration des Lösungsglühens und des anschließenden Abschreckens inline in die Prozesskette. Bei der Herstellung geschlossener Profile (z. B. Rundrohr) stellt das Laserstrahl-

schweißen aufgrund der geringen Schweißseignung der Legierung eine besondere Herausforderung dar. Maßnahmen zur Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit sind das Schweißen mit Zusatzwerkstoff (7075-TiC-Draht) und die Durchführung einer WNBH nach dem Schweißen. Dabei sind Festigkeiten von bis zu 567 MPa (Schweißnahtfaktor 0,95) erreichbar. Folglich wird die Machbarkeit der Herstellung hochfester Profile mittels Rollformen und Laserstrahlschweißen nachgewiesen.

Abstract

In the present work, temperature-supported process chains (T6, W and O) to produce high-strength profiles from the aluminium alloy AA7075 by roll forming and laser beam welding are investigated. The poor formability and weldability of the material are challenging for processing the material. As a result of the continuing demand for lightweight solutions in the automotive industry, roll forming is ideally suited as a cost-effective mass production process. On the one hand, a large variation of different profile shapes can be produced, and on the other hand, the process is widespread in the industry.

Model experiments and FE simulations are conducted to evaluate the process chains with regard to the process limits, the achievable strength and the geometric accuracy. Finally, these are validated in experiments for the production of the profiles. For profiles with a small ratio of $\frac{r_i}{s}$ (e.g. V-, U- or hat profile), temperature-supported process chains enable a significant extension of the process window, i.e. smaller bending radii can be produced. For a large ratio of $\frac{r_i}{s}$ (e.g. round tube), the springback after forming is clearly reduced. Since forming also takes place in the cold state in the temperature-supported process chains (W and O), the advantages of cold and hot forming are combined.

In the temperature-supported process chains, the following parameters have a significant influence on the achievable strength of the final components: the solution annealing temperature, the cooling rate and the quenching delay. With the aim of achieving the maximum strength in the final component, a post heat treatment (PHT) after roll forming and welding is effective. The PHT is adapted to the respective process chain and in most cases consists of solution annealing, quenching and artificial ageing of the profiles. For the most process chains, a short solution annealing time of $t = 10 \text{ s}$ is sufficient to achieve a high final strength of the material ($R_m \geq 580 \text{ MPa}$). This allows the integration of inline solution annealing and subsequent quenching into the process chain. When producing closed profiles (e.g. round tube), laser beam welding poses a particular challenge due to the low weldability of the material. Welding with filler metal (7075-TiC-wire) and performing a PHT after welding can enhance weld seam strength up to 567 MPa (joint efficiency 0.95). Hence, the feasibility of producing high-strength profiles by roll forming and laser beam welding is demonstrated.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort und Danksagung	I
Kurzfassung	II
Abstract	IV
Inhaltsverzeichnis	V
Formelzeichen und Abkürzungen	IX
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	4
2.1 Aluminiumlegierung EN AW-7075	4
2.1.1 Wärmebehandlung der Legierung EN AW-7075	6
2.1.2 Umformen der Legierung EN AW-7075	14
2.2 Rollformen	16
2.2.1 Prozessauslegung beim Rollformen	20
2.2.2 Rollformen von Rundrohren	28
2.2.3 Rollformen hochfester Werkstoffe	30
2.2.4 Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen	31
2.2.5 Integration zusätzlicher Prozesse beim Rollformen	35
2.3 Gesenkbiegen	37
2.4 Schweißen der Aluminiumlegierung EN AW-7075	38
2.4.1 Schweißfehler und Charakterisierung von Schweißnähten	39
2.4.2 Schweißbarkeit von Aluminiumlegierungen	40
2.4.3 Laserstrahlschweißen	43
2.5 Prozessketten und Modellversuche	46
3 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise	48
3.1 Motivation	48
3.2 Zielsetzung und Vorgehensweise	49

4	Versuchsanlagen, Material und Messsysteme	52
4.1	Rollformanlage	52
4.2	Laserbearbeitungszentrum.....	53
4.3	Gesenkbiegewerkzeug und Servomotorpresse	53
4.4	Rundknetanlage	54
4.5	Erwärmungsanlagen und Abschreckvorrichtung.....	54
4.5.1	Öfen	54
4.5.2	Kontakterwärmungseinheit	55
4.5.3	Induktive Erwärmung	55
4.5.4	Vergleich der Erwärmungsanlagen.....	56
4.5.5	Abschreckmedien und Abschreckvorrichtungen.....	57
4.6	Materialien und Materialcharakterisierung	60
4.6.1	Materialien	60
4.6.2	Prüfverfahren zur Materialcharakterisierung.....	61
4.7	Temperaturmessung	62
4.8	Geometrievermessung	63
4.9	Messung dynamischer Formänderungen.....	63
5	Materialmodell und FE-Simulationen	64
5.1	Materialmodell	64
5.2	FE-Simulationen	66
6	Prozessketten zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile.....	69
6.1	T6-Prozesskette	70
6.2	W-Prozesskette	71
6.3	O-Prozesskette.....	71
6.4	Modellversuche	72
7	Prozessintegrierte Wärmebehandlung.....	74
7.1	Inline-Wärmebehandlung	75

7.2	Modellversuche zur prozessintegrierten Wärmebehandlung	79
7.2.1	Einfluss verschiedener Wärmebehandlungsparameter	79
7.2.2	Einfluss von Imperfektionen auf die Inline-Wärmebehandlung..	83
7.2.3	Zusätzlicher Einfluss der Umformung	85
7.2.4	Einstellung gradierter Eigenschaften	88
	Zwischenfazit zur wissenschaftlichen Fragestellung 1	90
8	Prozessauslegung, Analyse und Optimierung des Rollformens.....	92
8.1	Gesenkbiegen als Modellversuch zum Rollformen	92
8.2	Versagensvorhersage beim Rollformen	94
8.2.1	Kalibrieren des MMC-Kriteriums	94
8.2.2	FE-Simulation zur Versagensvorhersage beim Rollformen	97
8.2.3	Inkrementelle Akkumulation der Schädigung.....	99
8.3	Rollformen des V-, U- und Hutprofils.....	100
8.3.1	Vorhersage des Materialversagens	100
8.3.2	Evaluation der Profilqualität am Beispiel des Hutprofils.....	102
8.4	Rollformen eines Rundrohrs.....	105
8.4.1	Prozessauslegung und Prozessanalyse	106
8.4.2	Optimierung durch temperaturunterstützte Prozessketten	112
	Zwischenfazit zu den wissenschaftlichen Fragestellungen 2 und 3	116
9	Laserstrahlschweißen.....	118
9.1	Modellversuche zum Laserstrahlschweißen	119
9.1.1	Temperaturunterstützte Prozessketten	120
9.1.2	Variation der Schweißfuge	122
9.2	Rohrschweißen.....	123
	Zwischenfazit zur wissenschaftlichen Fragestellung 4	127
10	Abschließende Betrachtung der Prozessketten.....	129
10.1	Wechselwirkungen und Einfluss auf die Bauteileigenschaften	129

10.2 Bewertung der Prozessketten	133
10.3 Methodische Prozessauslegung für die Herstellung hochfester Aluminiumprofile.....	136
Zwischenfazit zur wissenschaftlichen Fragestellung 5	138
11 Zusammenfassung und Ausblick	139
12 Literaturverzeichnis	142
13 Anhang	169
13.1 Umformrollen, Parameter und Biegewinkelfolgen	169
13.2 Technische Zeichnungen	172
13.3 Fließkurven und PLC-Effekt	174
13.4 Aufheiz- und Abkühlkurven	176
13.5 Inline-WBH	177
13.6 Versagensvorhersage beim Rollformen	179
13.7 Geometrievermessung	183
13.8 Laserstrahlschweißen	183
13.8.1 Grundlegende Untersuchungen zur WNBH.....	186
13.8.2 Erweiterte Analyse der Modellversuche.....	187
13.8.3 Rohrschweißen	189
13.9 FE-Simulationen	193

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen, lateinische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Bedeutung
a	mm	Schenkellänge
a_1	mm	Abgewickelte Länge der Randbiegezone
a_2	mm	Abgewickelte Länge der mittleren Biegezone
a_{\max}	mm	Abstand der Randfaser zur neutralen Faser
a_R	mm	Größter Durchmesser im Rohrquerschnitt
A	-	Bruchdehnung
A_{50}	-	Bruchdehnung bei einer Anfangsmesslänge von $l_0 = 50$ mm
A_g	-	Gleichmaßdehnung
b	mm	Breite
b_R	mm	Kleinster Durchmesser im Rohrquerschnitt
b_S	mm	Spaltbreite
b_{St}	mm	Stegabstand
c_1	-	Materialkonstante für das MMC-Kriterium
c_2	N/mm ²	Materialkonstante für das MMC-Kriterium
c_{θ}^{ax}	-	Materialkonstante für das MMC-Kriterium
c_{θ}^s	-	Materialkonstante für das MMC-Kriterium
c_{η}	-	Materialkonstante für das MMC-Kriterium
C	N/mm ²	Formänderungsfestigkeit
d	mm	Durchmesser

d_a	mm	Außendurchmesser
d_i	mm	Innendurchmesser
d_L	mm	Durchmesser des Laserstrahls
d_R	mm	Rollenabstand
D	-	Schädigungsvariable
e	-	Emissionsgrad
E	N/mm ²	E-Modul (Elastizitätsmodul)
f_{Ind}	Hz	Frequenz des Induktors
F	N	Kraft
F_{max}	N	Maximalkraft im Zugversuch
$F_{\text{Zug,max}}$	N	Kraft am Zugbolzen bei Versagen der Schweißnaht
g	mm	Schweißspalt
h	W/(m ² K)	Wärmeübergangskoeffizient
h_s	mm	Flankenhöhe
i	-	Zählvariable
I	mm ⁴	Flächenträgheitsmoment
J	N/mm ²	3. Invariante des Spannungsdeviators
J_s	A/m ²	Stromdichte
$J_{s,0}$	A/m ²	Max. Stromdichte an der Bauteiloberfläche
k	N/mm	Gerüststeifigkeit
k_f	N/mm ²	Fließspannung (wahre Spannung)
l	mm	Länge
l_0	mm	Anfangsmesslänge der Zugprobe
$l_{\text{Ü}}$	mm	Länge des Übergangsbereichs
L	mm	Biegelänge

m	kg	Masse
M_b	N*mm	Biegemoment
n	-	Verfestigungsexponent
N	-	Zählvariable
P_{Ind}	kW	Leistung des Induktors
P_L	kW	Ausgangsleistung des Lasers
\dot{q}	W/m ²	Wärmestromdichte
r_1	mm	Innenradius des Rohrs in der Randbiegezone
r_2	mm	Innenradius des Rohrs in der mittleren Biegezone
r_a	mm	Außenradius
r_A	°C/s	Abkühlrate
$r_{A,\text{krit}}$	°C/s	Kritische Abkühlrate
r_{AH}	K/s	Aufheizrate
r_i	mm	Innenradius
r_{St}	mm	Stempelradius
R_e	N/mm ²	Streckgrenze
R_m	N/mm ²	Zugfestigkeit
$R_{m,\text{GW}}$	N/mm ²	Zugfestigkeit im Grundwerkstoff (GW)
$R_{m,\text{S}}$	N/mm ²	Schweißnahtfestigkeit
$R_{m,\text{SZ}}$	N/mm ²	Zugfestigkeit in der Schweißzone (SZ)
$R_{p0,2}$	N/mm ²	0,2-%-Dehngrenze
s	mm	Blechdicke
s_W	mm	Wandstärke
SF	MPa/MPa	Schweißnahtfaktor
t	s	Zeit

t_{AH}	s	Aufheizzeit
t_{AV}	s	Abschreckverzögerung
t_{LG}	s	Lösungsglühzeit
t_U	s	Umformzeit
t_{WA}	h	Warmauslagerungszeit
t_{WZA}	s	Wartezeit vor dem Warmauslagern
t_{WZS}	s	Wartezeit vor dem Schweißen
t_{WZU}	s	Wartezeit vor der Umformung
T	°C	Temperatur
T_L	°C	Lufttemperatur
T_{LG}	°C	Lösungsglühtemperatur
T_{RT}	°C	Raumtemperatur
T_{WA}	°C	Warmauslagerungstemperatur
ΔT_{AV}	°C	Temperaturdifferenz, resultierend aus der Abschreckverzögerung
U_{Ind}	V	Ausgangsspannung des Induktors
v	mm/s	Geschwindigkeit
v_B	m/min	Vorschubgeschwindigkeit des Blechs
v_D	m/min	Vorschubgeschwindigkeit des Schweißdrahts
w	mm	Gesenkweite
W	mm ³	Widerstandsmoment
x	mm	Koordinate normal zur Wandoberfläche

Formelzeichen, griechische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Bedeutung
α	°	Biegewinkel
$\alpha_{B,R}$	°	Biegewinkel nach der Rückfederung
α_R	°	Rückfederungswinkel
α_s	°	Fugenöffnungswinkel
β	°	Biegewinkel
δ	mm	Eindringtiefe
ε	-	Dehnung
ε^*	-	Fiktive Dehnung
ε_{krit}	-	Kritische plastische Längsdehnung
$\varepsilon_{längs}$	-	Gesamte Längsdehnung
ε_p	-	Plastische Dehnung
$\varepsilon_{p,längs}$	-	Plastische Längsdehnung
ε_R	-	Restdehnung
$\bar{\varepsilon}^p$	-	Plastische Vergleichsdehnung
$\bar{\varepsilon}_{Bruch}^p$	-	Plastische Vergleichsdehnung bei Bruch
$\dot{\varepsilon}$	1/s	Dehnrage
η	-	Spannungstriaxialität
η_m	-	Mittlere Spannungstriaxialität
η_0	-	Materialkonstante für das MMC-Kriterium
θ	°	Lode-Winkel
θ_v	°	Vertikaler Biegewinkel
$\bar{\theta}$	-	Lode-Winkel-Parameter
$\bar{\theta}_m$	-	Mittlerer Lode-Winkel-Parameter

κ_R	-	Numerische Exzentrizität
λ	W/(m*K)	Wärmeleitfähigkeit
μ	V*s/(A*m)	Permeabilitätszahl
μ_{FEM}	-	Reibungskoeffizient in der FEM
μ_0	V*s/(A*m)	Magnetische Feldkonstante
μ_r	-	Materialabhängige Permeabilitätszahl
ν	-	Querkontraktionszahl
ξ	-	Normierte 3. Invariante des Spannungsdeviators
ρ	g/cm ³	Relative Dichte
ρ_{el}	Ω *m	Spezifischer elektrischer Widerstand
σ	N/mm ²	Spannung
σ^*	N/mm ²	Fiktive Spannung
σ_1	N/mm ²	Erste Hauptspannung
σ_2	N/mm ²	Zweite Hauptspannung
σ_3	N/mm ²	Dritte Hauptspannung
σ_b	N/mm ²	Biegespannung
σ_F	N/mm ²	Fließgrenze
σ_m	N/mm ²	Mittelspannung
σ_R	N/mm ²	Restspannung
$\sigma_{V,Zug}$	N/mm ²	Flächenbezogene Versagensspannung
$\bar{\sigma}$	N/mm ²	Vergleichsspannung
φ	-	Umformgrad (wahre Spannung)

Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
3D	dreidimensional
Abk.	Abkürzung
Abschreckvz.	Abschreckverzögerung
AW	Aluminium Wrought (Aluminiumknetlegierung)
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
d. h.	das heißt
DIC	Digital Image Correlation (deutsch: digitale Bildkorrelation)
E-Modul	Elastizitätsmodul
engl.	englisch
exp.	experimentell
GISSMO	Generalized Incremental Stress State Dependent Damage Model
GW	Grundwerkstoff
HFI	Hoch-Frequenz-Induktion
i. d. R.	in der Regel
IHTC	interfacial heat transfer coefficient
IFM	Institute for Frontier Materials
k. A.	keine Angabe
KR	Kalibrierrollen
LG	Lösungsglühen
max.	maximal
MF	Mittelfrequenz
MMC-Kriterium	Modifiziertes Mohr-Coulomb-Kriterium
Nd:YAG-Laser	Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Laser

orig.	original
OUR	Ober- und Unterrolle
PLC	Portevin-Le-Chatelier
PSA	Profil-Spannungs-Analyse
RK	Rundkneten
RT	Raumtemperatur
RR	Retrogression and Reaging
SF	Schweißnahtfaktor
SG	Schweißgut
SpRK	Spannungsrissskorrosion
SR	Seitenrollen
SZ	Schweißzone
TiC	Titancarbid
übers.	übersättigt
vgl.	vergleiche
WA	Warmauslagern
WBH	Wärmebehandlung
WBHs	Wärmebehandlungen
WEZ	Wärmeeinflusszone
WG	Weichglühen
WIG	Wolfram-Inertgas
WNBH	Wärme-Nachbehandlung
WVBH	Wärme-Vorbehandlung
z. B.	zum Beispiel

1 Einleitung

In der gesellschaftlichen Verantwortung liegt der nachhaltige Umgang mit Ressourcen, der im produzierenden Gewerbe in Form von Material- und Energieeffizienz messbar ist. Zur Erreichung einer hohen Materialeffizienz ist der Werkstoffleichtbau geeignet, da die hohen spezifischen Festigkeiten von Leichtbauwerkstoffen einen geringeren Materialeinsatz ermöglichen [HIR11, TIS18]. Während die Materialeffizienz anhand der Menge des eingesetzten Materials vergleichsweise einfach zu bemessen ist, sind bei der Energieeffizienz viele Faktoren und Wechselwirkungen zu berücksichtigen. Neben dem Energieeinsatz bei der Herstellung eines Bauteils, vom Rohstoff bis zum Fertigteil, spielen ebenso die Nutzungsphase und das Recycling eine wichtige Rolle [ABE07]. Im Automobilbereich beträgt der Energieanteil in der Nutzungsphase an der Gesamtenergie im Lebenszyklus 93 – 98 % [DAS14]. Der hohe Anteil zeigt den Nutzen von Leichtbauwerkstoffen im Automobilbereich und im gesamten Transportsektor auf. Auf der anderen Seite erhöht der anhaltende Trend zur Elektromobilität in Kombination mit der Nutzung erneuerbarer Energien den Anteil der Bauteilherstellung am gesamten Ressourcenverbrauch im Lebenszyklus [HEL17]. Aus diesem Grund sind effiziente Produktionsprozesse zur Herstellung umgeformter Bauteile von besonderem Interesse.

Nach Gonçalves et al. [GON22] sind im Transportsektor hochfeste Aluminiumlegierungen in besonderem Maße für eine ressourcenschonende Bauweise hinsichtlich Material- und Energieeffizienz geeignet. Ein weiterer Vorteil beim Einsatz hochfester Aluminiumlegierungen ist die allgemein gute Recyclingfähigkeit des Aluminiums. Die Herstellung von Sekundäraluminium benötigt nur 5 % der Energie zur Herstellung von Primäraluminium [KÜR21]. In Deutschland lag der Anteil von recyceltem Sekundäraluminium an der gesamten Aluminiumproduktion im Jahr 2020 bei 51 % [STA22].

Im Rahmen dieser Arbeit werden Prozessketten zur Herstellung rollgeformter Profile aus der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 untersucht. Das Fertigungsverfahren Rollformen ist ein mehrstufiges Fertigungsverfahren zur

Herstellung profilmörmiger Bauteile [HAL06]. Bei der Produktion hoher Stückzahlen ist das Rollformen im Vergleich zu diskontinuierlichen Fertigungsprozessen wie dem Gesenkbiegen kostengünstig und wirkt dem hohen Materialpreis der Aluminiumlegierung EN AW-7075 entgegen [KLO17]. Gegenüber dem Gesenkbiegen ergibt sich eine größere Gestaltungsfreiheit [RÖC08], die zusätzlich durch die Möglichkeit zur Einbringung größerer Formänderungen unterstrichen wird [BAD15]. Weiterhin eignet sich das Rollformen zur Integration weiterer Prozesse wie einer Wärmebehandlung (WBH) oder dem Laserstrahlschweißen [GRO13]. Die wirtschaftliche Bedeutung des Rollformens wird durch den hohen Umsatz bei der Fertigung rollgeformter Bauteile, allein in Deutschland, von rund 1,78 Milliarden Euro im Jahr 2020 unterstrichen [STA21].

Das Einsatzgebiet rollgeformter Bauteile aus hochfestem Aluminium ist aufgrund der genannten Vorteile hinsichtlich Material- und Energieeffizienz insbesondere im Transportsektor zu sehen. Der Anteil der Weltaluminiumproduktion für den Transportsektor beträgt 27 % [GAL18]. Im Hinblick auf den Trend zu rein elektrisch betriebenen Fahrzeugen und den im Vergleich zu Verbrennern geringeren Nutzlasten ist das Streben nach Leichtbau vorhanden. Der Bedarf an hochfesten Profilen zum Schutz der meist am Fahrzeugboden befindlichen Akkus und weiteren Strukturen zum Insassenschutz bieten eine weitere Chance zur Integration rollgeformter Bauteile in Fahrzeugkarosserien [DRE21]. In den Jahren 2022-2030 wird ein signifikanter Anstieg insbesondere bei Elektrofahrzeug-spezifischen Anwendungen (+ 53,7 kg) und beim Body in white (+ 15,5 kg) erwartet [DUC23]. Insgesamt steigt der Anteil pro Fahrzeug von 205 kg auf 256 kg [DUC23].

Die Auslegung der Prozessketten zum Rollformen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 im Rahmen dieser Arbeit umfasst neben der Umformung ebenso die prozessintegrierte WBH und das Laserstrahlschweißen zur Fertigung geschlossener Profile. Bestehende Herausforderungen zur Realisierung der Prozessketten sind insbesondere die limitierte Umformbarkeit [CHO20] und Schweißbarkeit der Legierung [ENZ17]. Zusätzlich besitzt die Legierung eine vergleichsweise hohe Korrosionsanfälligkeit [RAO16]. Folglich liegt das Ziel dieser Arbeit in der Beherrschung der Herausforderungen bei gleichzeitiger Ausnutzung der Vorteile. Zur Ausnutzung der genannten Vorteile sind sowohl die Verarbeitung als auch der beanspruchungsgerechte Einsatz

hochfester Aluminiumlegierungen elementar. Dazu werden im Rahmen der Untersuchungen sowohl die Gesamtprozesskette als auch Modellversuche in Anlehnung an die Prozesskette durchgeführt. Die Modellversuche dienen der einfachen Parametervariation und damit einer umfassenden Untersuchung und Bewertung der verschiedenen Prozessketten im Hinblick auf die Eigenschaften der rollgeformten und geschweißten Bauteile.

Die hohe Anzahl an wissenschaftlichen Veröffentlichungen zur Umformung und zum Schweißen hochfester Aluminiumlegierungen und zahlreiche Schwerpunktzentren zum Thema „Umformung hochfester Aluminiumlegierungen“ zeigen die aktuelle Relevanz des Themas. Diese Arbeit ist im Rahmen des Forschungsprojektes Allegro (Hochleistungskomponenten aus Aluminiumlegierungen durch ressourcenoptimierte Prozesstechnologien) entstanden.

2 Stand der Technik

In diesem Kapitel wird der Stand der Technik zur umform- und schweißtechnischen Verarbeitung der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 mit Schwerpunkt auf den Fertigungsverfahren Rollformen und Laserstrahlschweißen vorgestellt. Weiterhin beinhaltet das Kapitel die Grundlagen zur Wärmebehandlung der Aluminiumlegierung EN AW-7075. Abschließend erfolgt eine allgemeine Beschreibung fertigungstechnischer Prozessketten und Modellversuche im Kontext der Prozessauslegung.

2.1 Aluminiumlegierung EN AW-7075

Die Aluminiumlegierung EN AW-7075¹ (Al Zn5,5MgCu) gehört zur Gruppe der aushärtbaren 7xxx-Aluminiumlegierungen und zeichnet sich durch ihre hohe Festigkeit aus [OST14]. Tabelle 1 zeigt die chemische Zusammensetzung der Legierung mit den Hauptlegierungselementen Zink, Magnesium und Kupfer.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Legierung EN AW-7075 nach [DIN EN 573-3].

Legierungselement	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
Gewichtsanteil [%]	0-0,4	0-0,5	1,2-2	0-0,3	2,1-2,9	0,18-0,28	5,1-6,1	0-0,2	0-0,25

Eigenschaften

In Tabelle 2 sind die mechanischen Eigenschaften der Legierung im hochfesten T6-Zustand dargestellt. Auffallend ist die hohe Festigkeit bei gleichzeitig geringer Bruchdehnung. Daraus resultiert das geringe Umformvermögen der Legierung, das sich in dem großen Mindestbiegeradius r_i widerspiegelt.

Tabelle 2: Eigenschaften der Aluminiumlegierung EN AW-7075 nach [DIN EN 485-2] am Beispiel eines Blechs mit einer Dicke von $s = 1,5$ mm.

Zugfestigkeit R_m	Dehngrenze $R_{p0,2}$	Bruchdehnung A_{50}	Biegeradius r_i
≥ 540 MPa	≥ 460 MPa	6 %	5,5s (90°-Winkel)

¹ Die Legierung EN AW-7075 ist eine Aluminiumknetlegierung (AW: Aluminium Wrought).

Aufgrund der großen Bedeutung der mechanischen Eigenschaften für die Umformbarkeit wird eine Literaturrecherche zu den mechanischen Eigenschaften der Legierung im hochfesten T6-Zustand durchgeführt. Abbildung 1 fasst die mechanischen Eigenschaften von vierzehn Chargen aus wissenschaftlichen Arbeiten zusammen, deren Zusammensetzung nach [DIN EN 573-3] der Legierung EN AW-7075 entsprechen. Diese sind jeweils im T6-Zustand und haben eine Blechdicke von $s = 1,5 - 6,25$ mm. Die Zugfestigkeit liegt im Bereich von $R_m = 485 - 592$ MPa, die Dehngrenze bei $R_{p0,2} = 404 - 538$ MPa und die Bruchdehnung zwischen $A = 7,5 - 15$ %. Im Rahmen dieser Arbeit wird für die Beschreibung der Streckgrenze R_e ersatzweise die 0,2-%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ verwendet, da die Aluminiumlegierung EN AW-7075 über keine ausgeprägte Streckgrenze verfügt. Die 0,2-%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ beschreibt die Zugspannung im einachsigen Zugversuch, bei der eine plastische Dehnung von 0,2 % vorliegt.

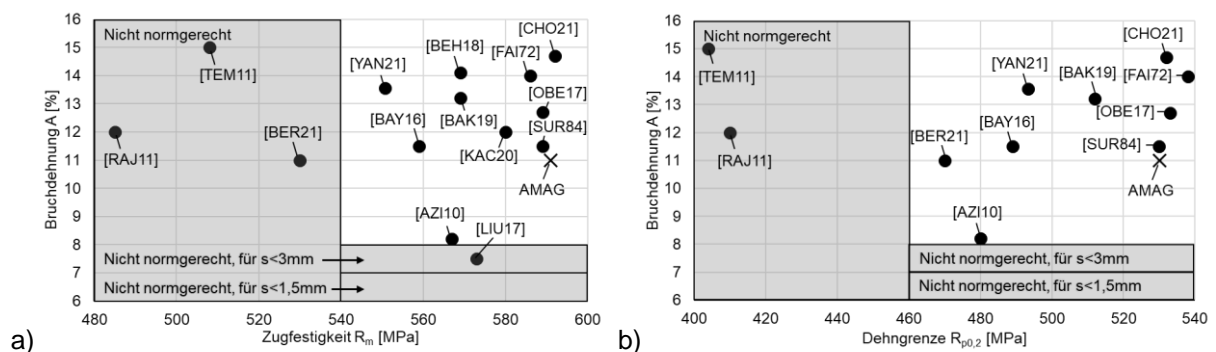


Abbildung 1: Literaturrecherche zur Zugfestigkeit R_m (a), zur Dehngrenze $R_{p0,2}$ (b) und zur jeweiligen Bruchdehnung A der Aluminiumlegierung EN AW-7075 im T6-Zustand [AMA19, AZI10, BAK19, BAY16, BEH18, BER21, CHO21, FAI72, KAC20, LIU17, OBE17, RAJ11, SUR84, TEM11, YAN21].

Die Festigkeitskennwerte und die Bruchdehnung liegen für die Großzahl der verwendeten Legierungen deutlich über den von der nach [DIN EN 485-2] festgelegten dickenabhängigen Grenzwerten. In der Abbildung ist die in dieser Arbeit verwendete Legierung EN AW-7075 der AMAG Rolling GmbH Austria mit einem „X“ gekennzeichnet. Sie liegt damit im oberen Bereich der Festigkeitskennwerte. Eine weitere, für diese Arbeit relevante Eigenschaft der Legierung ist die geringe Schweißreignung (Kapitel 2.4).

Einsatzgebiete und Potenziale

Aufgrund der hohen spezifischen Festigkeit wird die Legierung derzeit vor allem in der Luft- und Raumfahrt und in Hochleistungsanwendungen eingesetzt [BOU22, OST14]. Dazu zählen Anwendungen im Sportbereich (z. B. Anbauteile für Fahrräder, Golfschläger und Skistöcke) oder kleine, meist spanend hergestellte Teile mit Fokus auf gewichtsoptimiertem Design [DEC23, GOL23, MUT21, ONE23]. Die bisherigen Anwendungen haben gemeinsam, dass zu meist kleine Stückzahlen gefertigt werden und die Kosten für die Bauteile aufgrund der Einsatzgebiete im High-End Bereich nicht entscheidend sind. Bei größeren Stückzahlen, z. B. im Automobil- oder Nutzfahrzeugbereich, rückt die Kostenfrage in den Vordergrund. Deshalb sind Massenfertigungsverfahren wie das Rollformen vorteilhaft, um das Potenzial des Werkstoffs bestmöglich auszunutzen. Dies gelingt, wenn hochfeste Bauteile in einem wirtschaftlichen und bestenfalls energieeffizienten Prozess hergestellt werden. Hierdurch kann der hohe Preis² der Aluminiumlegierung EN AW-7075 zum Teil kompensiert werden.

Im Automobilbereich konkurrieren hochfeste Aluminiumlegierungen mit pressgehärteten Stählen [TIS18]. Am Beispiel eines Seitenaufprallträgers zeigen Schlosser et al. [SCH17b], dass der Einsatz der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 ($R_{p0,2} = 460 \text{ MPa}$, $R_m = 540 \text{ MPa}$) bei gleichbleibender Crashperformance gegenüber einem pressgehärteten Stahl ($R_{p0,2} = 1200 \text{ MPa}$, $R_m = 1900 \text{ MPa}$) zu einer Gewichtseinsparung von 42,3 % führt.

2.1.1 Wärmebehandlung der Legierung EN AW-7075

Aluminiumlegierungen durchlaufen in der Gießerei und im Walzwerk verschiedene Fertigungsschritte. Nach dem Strangguss der Schmelze zu einem Barren wird dieser mittels Spannungsarmglühen bei erhöhter Temperatur homogenisiert, wobei Eigenspannungen reduziert und unerwünschte Seigerungen (inhomogene Verteilung der Legierungselemente) entfernt werden. Anschließend wird der Barren zunächst warm- und danach auf die gewünschte Dicke zu einem Band kaltgewalzt. Nach dem darauffolgenden Richtprozess wird das Band zur

² Die Anschaffungskosten für das Material (EN AW-7075-T6) lagen im Jahr 2019 bei ca. 5 €/kg.

gezielten Einstellung des Zustands wärmebehandelt. In Tabelle 3 sind charakteristische Wärmebehandlungszustände aushärtbarer Aluminiumlegierungen dargestellt. [AMA14, ROM14]

Tabelle 3: Charakteristische Wärmebehandlungszustände aushärtbarer Aluminiumlegierungen nach [DIN 29850].

Zustand	Bedeutung
F	Unbehandelt, Herstellungsstand (Walz-, Press-, Gusszustand)
O	Weichgeglüht
W	Lösungsgeglüht, abgeschreckt (unstabiler Zustand, kein Einbauszustand)
T4	Lösungsgeglüht, abgeschreckt und kaltausgelagert
T6	Lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert auf höchste Festigkeit
T73	Lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert; besonders beständig gegen Spannungsrisskorrosion (SpRK)

Unter der Wärmebehandlung (WBH) wird die gezielte Änderung bestimmter Materialeigenschaften durch thermische Behandlung des Materials verstanden [DIN 29850]. In diesem Kapitel werden die grundlegenden WBHs, die verschiedenen Zustände der Legierung und die zugrundeliegenden Mechanismen erläutert. Der Wärmebehandlungszyklus aushärtbarer Aluminiumlegierungen besteht grundsätzlich aus vier Phasen: dem Lösungsglühen, dem Abschrecken, dem Zwischenlagern und dem Auslagern. Der Wärmebehandlungszyklus ist in Abbildung 2a dargestellt. [OST14]

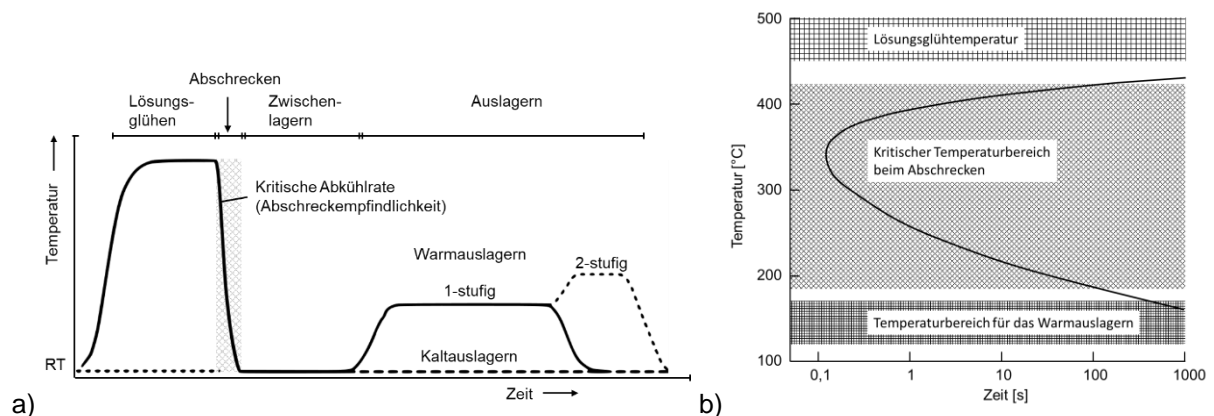


Abbildung 2: a) Schema der allgemeinen WBH aushärtbarer Aluminiumlegierungen (angelehnt an [OST14]). b) C-Kurve für die Legierung EN AW-7075 (angelehnt an [OST14]).

Im ersten Schritt wird das Material lösungsgeglüht, wobei die Lösungsglühtemperatur nach [DIN 29850] $T_{LG} = 465 - 475 \text{ °C}$ beträgt. Dagegen werden in der Literatur Lösungsglühtemperaturen von minimal $T_{LG} = 450 \text{ °C}$ [ZOU17] und maximal $T_{LG} = 500 \text{ °C}$ [KAC20] angewendet. Einerseits ist eine hohe Lösungsglühtemperatur vorteilhaft, da die Lösungsglühzeit verkürzt wird, andererseits führen zu hohe Lösungsglühtemperaturen zu Anschmelzungen im Gefüge [KES01]. Die nach [DIN 29850] vorgeschriebene Lösungsglühzeit t_{LG} ist abhängig von der Dicke s und dem Wärmebehandlungszustand des Materials und liegt bei mindestens $t_{LG} = 5 \text{ min}$. Beim Lösungsglühen sind die Legierungsatome im α -Mischkristall gelöst. Die Aushärtbarkeit von Aluminiumlegierungen basiert auf der temperaturabhängigen Löslichkeit der Legierungsatome im α -Mischkristall, die sich während des Abschreckens infolge abnehmender Temperaturen fortlaufend verringert. Bei der Legierung EN AW-7075 hat das Legierungselement Zink eine hohe Löslichkeit bei hohen Temperaturen, welche bei geringeren Temperaturen stark abnimmt [MUR83]. Zusätzlich sorgt das Legierungselement Magnesium für eine reduzierte Löslichkeit des Zinks, wodurch die Ausscheidungshärtung begünstigt wird. Die Zugabe des dritten Hauptlegierungselements Kupfer verringert die Löslichkeit des Zinks weiter und sorgt zusätzlich für eine Stabilisierung der Ausscheidungsphasen. [OST14]

Eine ausreichend hohe Abkühlrate beim Abschrecken nach dem Lösungsglühen sorgt für eine behinderte Diffusion der Legierungselemente, welche hierdurch im Mischkristall fixiert werden und die Grundlage für die Mischkristallverfestigung und Ausscheidungshärtung bilden. Die Abkühlrate muss im kritischen Temperaturbereich von $T = 425 - 200 \text{ °C}$ zur Erreichung höchster Festigkeiten größer als $r_A = 100 \text{ K/s}$ sein (vgl. Abbildung 2b) [MIL18]. Eine zu geringe Abkühlrate führt zu unerwünschten groben Ausscheidungen während des Abschreckens und folglich zu einem verringerten Potenzial für die Ausscheidungshärtung [MIL18]. Nach Liu et al. liegt der kritische Temperaturbereich bei Temperaturen von $T = 415 - 185 \text{ °C}$ und die kritische Abkühlrate bei $r_A \geq 300 \text{ K/s}$ [LIU10]. Die Notwendigkeit einer hohen Abkühlrate wird als Abschreckempfindlichkeit bezeichnet.

Die Legierung EN AW-7075 erreicht ihre hohe Festigkeit hauptsächlich durch Ausscheidungshärtung. Diese beginnt unmittelbar nach dem Abschrecken. Dabei bilden sich aus dem übersättigten α -Mischkristall homogene Ent-

mischungen der Gleichgewichtsphasen in Form örtlich angehäufter Legierungsatome, die sogenannten Cluster. Aus diesen entstehen wiederum Ausscheidungen, die je nach Auslagerungstemperatur und Auslagerungszeit kohärent, teilkohärent oder inkohärent sind. Die Ausscheidungshärtung erfolgt bei Raumtemperatur (Kaltauslagern \rightarrow T4) unter Bildung kohärenter Ausscheidungen oder bei erhöhter Temperatur (Warmauslagern \rightarrow z. B. T6 oder T73) unter Bildung teil- oder inkohärenter Ausscheidungen. Bei AlZnMg(Cu)-Legierungen lautet die Ausscheidungsfolge allgemein wie folgt: [OST14]

$\alpha_{\text{übers.}} \rightarrow$ Cluster \rightarrow GP-Zonen $\rightarrow \eta'$ (kugelförmig) $\rightarrow \eta$ (MgZn₂)

Die maximale Festigkeit wird bei der Legierung EN AW-7075 durch Warmauslagern und die Bildung teilkohärenter η' -Ausscheidungen erreicht. Typischerweise wird die Legierung nach dem Lösungsglühen und Abschrecken für 24 h bei 120 °C in den Zielzustand T6 ausgelagert. In diesem Zustand liegen feine (überwiegend) η' -Ausscheidungen homogen verteilt vor. Abweichende Auslagerungstemperaturen und -zeiten sind möglich. Nach Ostermann führt eine zweistufige Auslagerung (1. Stufe: 115 – 125 °C für 12 – 24 h und 2. Stufe: 165 – 180 °C für 4 – 6 h) zu höchsten Festigkeiten der Legierung. [OST14]

Ein typisches Versagensphänomen von AlZnMg(Cu)-Legierungen ist die Spannungsrisskorrosion (SpRK). Diese tritt unter anhaltender mechanischer Spannung in aggressiven Umgebungsmedien häufig ohne sichtbare Korrosionsercheinungen auf und äußert sich in einem verformungslosen, interkristallinen Bruch infolge Wasserstoffversprödung kritisch orientierter Korngrenzen [OST14]. Sofern bei der Legierung EN AW-7075 eine höhere Resistenz gegen SpRK gewünscht ist, wird durch eine längere Warmauslagerungszeit der überalterte T73-Zustand eingestellt. Dabei bilden sich aus den teilkohärenten η' -Phasen inkohärente η -Phasen (MgZn₂). Dies führt zu einer Verringerung der Festigkeit, die im Vergleich zum Zustand T6 bei etwa 85 % liegt [DIN EN 485-2]. Eine Sonderform der WBH stellt das Retrogression und Reaging (RR) dar. Das von Cina [CIN74] vorgesehene RR sieht eine zusätzliche Erwärmung vor, nachdem die Legierung bereits im T6-Zustand vorliegt. Dabei werden Ausscheidungen rückgebildet, welche anfällig für die SpRK sind. In dem zweistufigen Prozess wird die Legierung zunächst für 7 – 120 s auf 200 – 260 °C erwärmt, nachfolgend im Wasserbad oder mittels Luftabkühlung abgeschreckt und da-

nach erneut für 16 – 48 h bei 115 – 125 °C warmausgelagert. Daraus resultiert eine mit dem T6-Zustand vergleichbare Festigkeit und mit dem T73-Zustand vergleichbare Korrosionsbeständigkeit. Nach dem Abschrecken ist ein reines Kaltauslagern in den T4-Zustand aufgrund der erhöhten Anfälligkeit gegen SpRK nicht empfehlenswert [OST14].

Eine weitere WBH ist das Weichglühen. Dabei werden die Kaltverfestigung und die Aushärtung rückgängig gemacht. Bei der Legierung EN AW-7075 findet das Weichglühen nach [DIN 29850] im Temperaturbereich zwischen 230 – 425 °C statt. Aus dem Weichglühen resultiert ein feinkörniges Gefüge mit einer geringen Festigkeit, bei gleichzeitig erhöhter Duktilität und damit einem höheren Formänderungsvermögen der Legierung (O-Zustand). Tabelle 4 fasst die typischen Parameter zur WBH der Legierung EN AW-7075 zusammen. [OST14]

Tabelle 4: Parameter zur WBH der Legierung EN AW-7075 [DIN 29850, KAC20, LIU10, MIL18, OST14, ZOU17].

WBH	Temperatur	Zeitintervall	Abkühlrate	Zielzustand
Lösungsglühen (LG)	450 – 500 °C	Zustandsabhängig	≤ 100 – 300 K/s im Temperaturbereich von 425 – 185 °C	W (nach dem Abschrecken)
Kaltauslagern	RT	∞	-	T4
Warmauslagern	120 °C	24 h	Luftabkühlung	T6
		37 h		T73
Weichglühen (WG)	415 °C ± 10 °C → 230 °C	≥ 9 h	Luftabkühlung	O

Erwärmungsmethoden

Nachfolgend werden die Grundlagen zu den im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Erwärmungsmethoden zusammengefasst. Die maximale Temperatur innerhalb der entsprechenden WBHs beträgt $T = 500 \text{ °C}$. Zur WBH werden verschiedene Wärmebehandlungsanlagen eingesetzt, welchen die folgenden Wärmeübertragungsmechanismen zugrunde liegen: Konvektion, Strahlung, Kontakterwärmung und Induktion [VDI13]. Davon werden die Kontakterwärmung und die induktive Erwärmung nachfolgend vorgestellt. Zusätzlich wird die Wärmeleitung als Mechanismus zum Transport von Wärme beschrieben.

Kontakterwärmung

Die Kontakterwärmung beruht auf dem Wärmeübergang zwischen zwei benachbarten Festkörpern und ist abhängig vom Kontakt zwischen den Bauteiloberflächen. Der Wärmeübergangskoeffizient h (englisch: interfacial heat transfer coefficient (IHTC)) gilt als Bemessungsgröße für die Wärmeübertragung zweier Kontaktflächen [BÖC17]. Einflussparameter für die Größe des Wärmeübergangskoeffizienten h sind der Kontaktdruck, die chemische Zusammensetzung der Kontaktpartner und die tribologischen Kontaktbedingungen (z. B. Rauheit oder Schmierstoffe) [DEG20, LIU19].

Induktive Erwärmung

Bei der induktiven Erwärmung wird in einer von Wechselstrom durchflossenen Spule (Induktor) ein magnetisches Wechselfeld induziert. Befindet sich im Wechselfeld ein metallischer Leiter, wird in diesem eine entsprechende Wechselspannung induziert. Die Wechselspannung induziert im metallischen Leiter einen Wechselstrom, den sogenannten Wirbelstrom, der nach der Lenz'schen Regel seiner Ursache entgegenwirkt. Dies wiederum sorgt für eine Temperaturerhöhung im metallischen Leiter. Bei paramagnetischen Werkstoffen wie dem Aluminium erfolgt die Erwärmung durch Wirbelstromverluste aufgrund des inneren elektrischen Widerstands des Leiters. Bei magnetischen Werkstoffen fallen die Hysterese-Verluste deutlich stärker ins Gewicht, was zu höheren Wirkungsgraden bei der induktiven Erwärmung führt. [BEN65, FAS91]

Anders als bei der Wärmeleitung, der Konvektion oder der Wärmestrahlung wird bei der Induktion die Wärme im zu erwärmenden Bauteil selbst erzeugt. Die Erzeugung der Wärme im Bauteil ist dabei inhomogen und in der Randzone des Bauteils am größten. Dieses Phänomen wird Skin-Effekt genannt. Das Auftreten des Skin-Effekts ist durch die Selbstinduktion des Wechselstroms zu begründen, welche wiederum zu einer Erhöhung des Widerstandes führt [BEN65]. Ein Maß für die Stromdichteverteilung und damit für die örtliche Auflösung der Wärmeerzeugung ist die Eindringtiefe δ , welche von der Frequenz des Induktors f_{ind} , dem spezifischen elektrischen Widerstand ρ_{el} und der Permeabilitätszahl $\mu = \mu_r * \mu_0$ des zu erwärmenden Bauteils abhängt. Am Beispiel eines Metallzylinders wird die Eindringtiefe wie folgt berechnet: [FAS91]

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho_{el}}{\pi * \mu * f_{Ind}}} \quad (1)$$

Die Eindringtiefe δ beschreibt den Abstand der Oberfläche zu dem Punkt, an dem die Stromdichte J_S noch 37 % der max. Stromdichte an der Bauteiloberfläche $J_{S,0}$ beträgt. Der Wert resultiert aus der Exponentialfunktion, welche die Stromdichteverteilung als Funktion des Abstands von der Bauteiloberfläche angibt. [FAS91]

$$J_S(x) = J_{S,0} * e^{-\frac{x}{\delta}} \quad (2)$$

$$J_S(\delta) = \frac{J_{S,0}}{e} = 0,37 * J_{S,0} \quad (3)$$

Bei flachen Blechbändern sind Wärmequellen an der Ober- und Unterseite für die induktive Erwärmung geeignet [FAS91]. Demnach ergibt sich die optimale Frequenz f_{Ind} aus der Dicke des Blechbands s . Bei Blechbändern liegt das optimale Verhältnis der Blechdicke zur Eindringtiefe bei $\frac{s}{\delta} = 2,3 - 4$ [FAS91]. Für dünne Bleche liegt das Verhältnis bei $\frac{s}{\delta} = 2,3$. Die optimale Frequenz für dünne Bleche ergibt sich demnach aus der Formel:

$$f_{Ind} = \frac{\rho_{el}}{\pi * \mu * \delta^2} = \frac{2,3^2 * \rho_{el}}{\pi * \mu * s^2} \quad (4)$$

Bei Nicht-Einhalten der optimalen Frequenz f_{Ind} ist die Temperatur des zu erwärmenden Bauteils über der Blechdicke inhomogen [FAS91].

Wärmeleitung

Bei den vorgestellten Mechanismen zur Wärmeübertragung, die induktive Erwärmung ausgenommen, erfolgt die Einleitung der Wärme in das zu erwärmende Werkstück über die Bauteiloberfläche. Die Wärmeleitung innerhalb des Bauteils sorgt für den Transport der Wärme in innenliegende Schichten des Bauteils. Der Energietransport zur Wärmeleitung wird am Beispiel des eindimensionalen Wärmetransports mit dem Fourierschen Gesetz beschrieben: [VDI13]

$$\dot{q} = -\lambda \frac{dT}{dx} \quad (5)$$

Dabei ist x die Koordinate normal zur Wandoberfläche und λ die Wärmeleitfähigkeit. Je größer die Wärmeleitfähigkeit λ eines Materials und je größer der räumliche Temperaturgradient $\frac{dT}{dx}$ innerhalb des Bauteils, desto größer ist die Wärmestromdichte \dot{q} .

Abkühlmethoden

Neben der Erwärmung ist das Abkühlen oder Abschrecken ein essenzieller Bestandteil der WBH von Aluminiumlegierungen. Vor dem Abschrecken erfolgt der Transfer zur Abschreckvorrichtung, verbunden mit einer Transferzeit, auch Abschreckverzögerung t_{AV} genannt [DIN 29850]. Nach [DIN 29850] ist die max. zulässige Abschreckverzögerung abhängig von der Dicke des abzuschreckenden Bauteils. Die max. zulässige Abschreckverzögerung liegt im Bereich von $t_{AV} = 7 - 15$ s. Das Abschrecken kann in einem mit einem Abkühlmedium gefüllten Tauchbad erfolgen. Folgende Voraussetzungen sind für die Wahl des Abkühlmediums entscheidend:

- Keine chemische Reaktion des Abkühlmediums mit dem abzuschreckenden Bauteil [DIN 29850].
- Abkühlrate im zulässigen Bereich [OST14].
- Möglichst geringer Bauteilverzug [OST14].

Geeignete Abkühlmedien für das Abschrecken im Tauchbad sind z. B. Wasser, Öl oder eine Abschreckpolymerlösung [CAN05]. Beim Abschrecken im Wasser-Tauchbad kann aufgrund der hohen und ungleichmäßigen Abkühlrate ein abschreckbedingter Bauteilverzug auftreten. Dieser resultiert aus ungleichmäßigen Abkühlraten infolge der Blasenbildung beim Abschrecken im siedenden Wasser [BAE15]. Abhilfe schaffen das Abschrecken im Öl [KIL20] oder in einer Abschreckpolymerlösung [GÜL18]. Beim Abschrecken mit einer Abschreckpolymerlösung ist die Abkühlrate durch das Mischungsverhältnis vom Abschreckpolymer zum Wasser anpassbar [GÜL18, SIL09].

Zusätzliche Möglichkeiten zur Abkühlung im Rahmen der WBH sind die Sprühkühlung [LIA17], die Luftabkühlung [MOO21] oder die Kontaktabkühlung [MOO21]. Sofern die Sprühkühlung mit Wasser erfolgt, ist die Ausbildung des Flüssigkeitsfilms auf der Bauteiloberfläche und die damit verbundene Blasenbil-

derung beim Abschrecken von Bedeutung für den Abkühlvorgang [LIA17]. Parameter zur Einstellung der Sprühkühlung sind die Tropfenverteilung (z. B. Vollkegel-, Hohlkegel- oder Flachstrahldüse) und der Volumenstrom [LIA17]. Bei der Luftabkühlung ist die Abkühlrate im Vergleich zu den anderen Abkühlmethoden langsam [MOO21]. Die Kontaktabkühlung beruht ebenso wie die Kontakterwärmung auf Wärmeleitung zweier angrenzender Werkstoffe. Allgemein ist festzuhalten, dass die Abschreckbedingungen (Homogenität und Abkühlrate) einen entscheidenden Einfluss auf die Bauteilqualität haben [CAN05].

2.1.2 Umformen der Legierung EN AW-7075

Umformen bei Raumtemperatur

Aufgrund der hohen Festigkeit und des geringen Formänderungsvermögens ist die Legierung EN AW-7075 im T6-Zustand bei Raumtemperatur nur begrenzt umformbar [LEE04]. Lösungsansätze zur Verbesserung der Umformbarkeit basieren auf gezielten WBHs oder der Umformung bei erhöhter Blechtemperatur. Neben der Umformung im hochfesten T6-Zustand ist eine Vorkonditionierung des umzuformenden Materials in den W-Temper-Zustand oder den weichgeglühten O-Zustand mit nachfolgender Umformung möglich. In beiden Zuständen ist das Formänderungsvermögen im Vergleich zum T6-Zustand deutlich erhöht und die Umformung findet bei Raumtemperatur statt [LEE04]. In Abbildung 3 sind Prozessketten zur Kaltumformung der Aluminiumlegierung EN AW-7075 dargestellt.

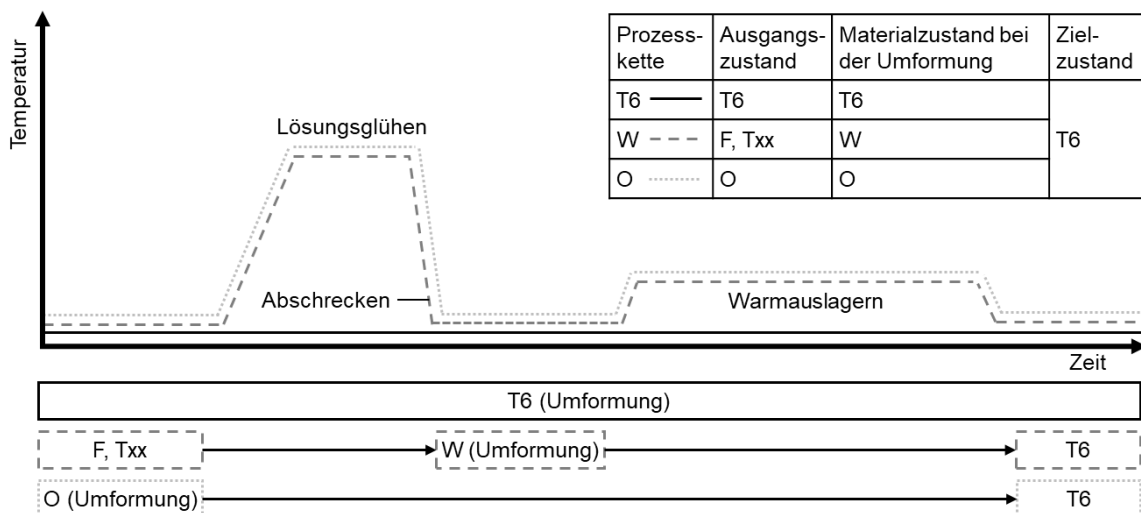


Abbildung 3: Prozessketten zur Kaltumformung der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075.

Vorteile gegenüber der Umformung bei erhöhten Temperaturen sind kürzere Zykluszeiten, die geringere Komplexität der Prozessregelung, geringere Investitionen, geringerer Werkzeugverschleiß, die Verwendung konventioneller Schmierstoffe und die einfache Konstruktion der Werkzeuge [SÁE15, SCH22]. Abbildung 4 zeigt das Formänderungsvermögen der Legierung im W- und im O-Zustand im Vergleich zum hochfesten T6-Zustand sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen.

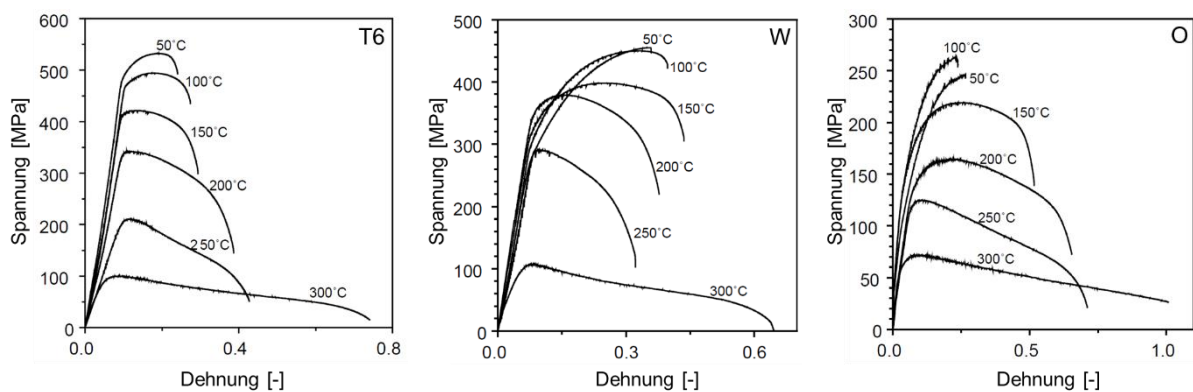


Abbildung 4: Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die Legierung EN AW-7075 in den Zuständen T6, W und O bei verschiedenen Temperaturen (angelehnt an [LEE04]).

Die Prozessketten verlangen eine Vorkonditionierung des umzuformenden Materials durch eine entsprechende WBH. Im Fall der W-Prozesskette wird das Material lösungsgeglüht, abgeschreckt und anschließend im W-Zustand umgeformt [SÁE15]. Der W-Zustand ist zeitlich begrenzt, da nach dem Abschrecken die festigkeitssteigernde Kaltauslagerung beginnt. Die beste Umformbarkeit ist gegeben, wenn die Umformung in einer kurzen Zeitspanne nach dem Abschrecken stattfindet [GÜN21b, SÁE15]. Nach der Umformung wird das Material zum Erreichen des hochfesten T6-Zustands warmausgelagert. Durch Integration des Lösungsglühens in die Prozesskette ist es möglich, das Material für die W-Prozesskette im Herstellungszustand F zu beziehen, d. h. eine WBH im Walzwerk ist nicht zwingend notwendig [DEG20].

Bei der Umformung im W-Zustand tritt in Abhängigkeit der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ der Portevin-Le-Chatelier-Effekt (PLC)-Effekt auf. Dieser wird auch als dynamische Reckalterung bezeichnet und äußert sich in einem ungleichmäßigen Verformungsverhalten [CHO21, MOO21, OME18]. Im einachsigen Zugversuch ist der PLC-Effekt durch eine gezackte Spannungs-Dehnungs-Kurve im plastischen Bereich erkennbar. Die ungleichmäßig verteilte plastische Deformation sorgt für

die Ausbildung sogenannter Fließfiguren, welche z. B. auf Außenhaut-Bauteilen von PKWs zu nicht-tolerierbaren Oberflächenfehlern führt [FEN08].

Die O-Prozesskette ist durch die Umformung des Materials im weichgeglühten Zustand charakterisiert und bedarf einer vollständigen WBH nach der Umformung [BEH13, LEE04]. Diese besteht aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern.

Umformen bei erhöhten Temperaturen

Eine Alternative zur Kaltumformung ist das Umformen bei erhöhten Temperaturen, da das Formänderungsvermögen bei höheren Temperaturen zunimmt (vgl. Abbildung 4) [LEE04]. Für die Legierung EN AW-7075 lässt sich die Umformung bei erhöhten Temperaturen in zwei Gruppen einteilen: die Halbwarm- und die Warmumformung. Bei der Halbwarmumformung liegt die Temperatur während der Umformung im Bereich von 140 – 230 °C [SOT12, WAN12]. Üblicherweise liegt das Material bei der Halbwarmumformung im T6-Zustand vor. Je nach Zustand der Legierung, der Umformtemperatur und des Zeitintervalls der Temperatureinwirkung auf den Werkstoff kann eine WBH nach der Umformung erforderlich sein, um den T6-Zustand wiederherzustellen. Huo et al. zeigen am Beispiel des Erichsentests, dass die Halbwarmumformung im Vergleich zu den O- und W-Prozessketten bei richtiger Wahl der Umformtemperatur zu einem höheren Formänderungsvermögen führt [HUO16]. Eine weitere Prozesskette stellt das Abschreckumformen als Verfahren der Warmumformung dar. Beim Abschreckumformen wird das Material in den Bereich der Lösungsglühtemperatur T_{LG} vorgewärmt und anschließend in einem Werkzeug simultan umgeformt und abgeschreckt [MEN16, ZHE19].

2.2 Rollformen

Nach [DIN 8586] ist das Fertigungsverfahren Rollformen (ehemals: Walzprofilieren) ein mehrstufiges Biegeverfahren mit drehender Werkzeugbewegung zur Umformung von Blechstreifen oder Bändern zu gebogenen Profilen. Rollgeformte Bauteile finden im Transportwesen (Automotive, Luft- und Raumfahrt und Schienenfahrzeuge), in der Möbelindustrie, im Bauwesen und in weiteren Bereichen Anwendung [SWE03]. Das Verfahrensprinzip des Rollformens ist in Abbildung 5a dargestellt. Maßgeblich für die Formänderung ist die Form des

Profilierspalt (Abbildung 5b), wobei die Formgebung durch eine Biegung des Profils in der Biegezone erreicht wird [BUI08]. Die stufenweise Umformung der Profile beim Rollformen wird innerhalb der Biegewinkelfolge, auch Profilblume genannt, dargestellt (Abbildung 5c).

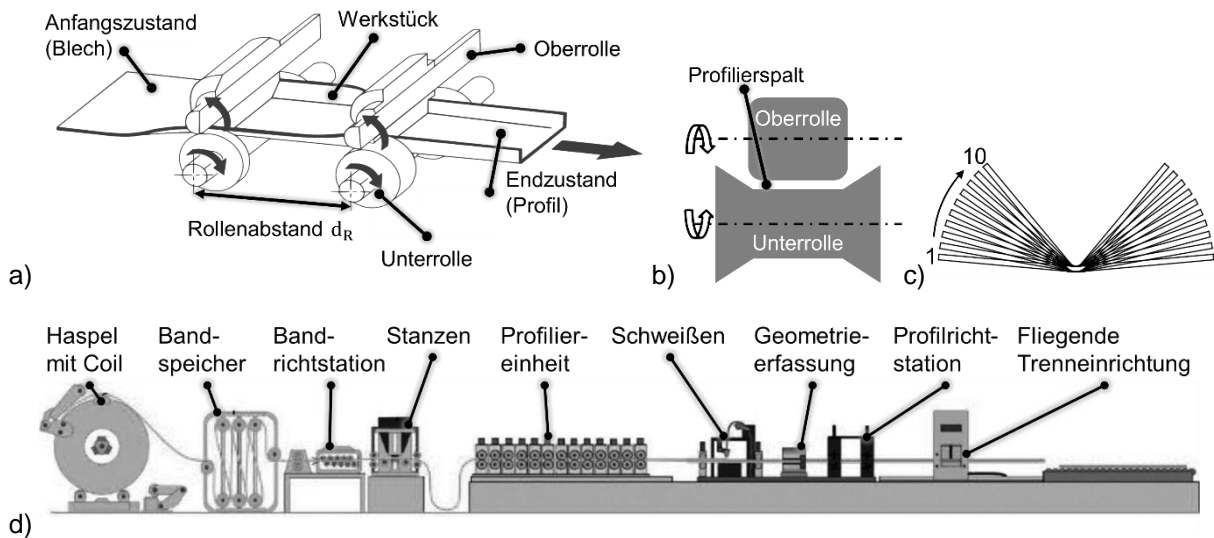


Abbildung 5: a) Schematische Darstellung des Rollformens (angelehnt an [KLO17]). b) Darstellung des Profilierspalt beim Rollformen (angelehnt an [TRA19]). c) Darstellung einer Biegewinkelfolge in Form der Profilblume. d) Aufbau einer Rollformanlage (angelehnt an [GRO13]).

Der Vorschub des Werkstücks resultiert aus dem Reibkontakt zwischen den drehenden Werkzeugen und dem Blechband [HAL06]. In der Regel findet das Rollformen bei Raumtemperatur ohne beabsichtigte Änderung der Blechdicke statt [LAN90]. Die hohe Prozessgeschwindigkeit von üblicherweise 40 – 100 m / min ist vorteilhaft für die Produktion von Großserien [KLO17]. Fertigungstechnische Restriktionen wie Hinterschnitte sind mittels Rollformen besser herstellbar als mit dem konkurrierenden Fertigungsverfahren Gesenkbiegen [RÖC08]. Abbildung 5d zeigt den typischen Aufbau einer Rollformanlage. Das Kernstück, die Profilereinheit, besteht aus mehreren Rollformgerüsten. In diesen befinden sich die Rollformwerkzeuge zur Formgebung des Profils. Die sequenzielle Abfolge von Rollformwerkzeugen wird innerhalb dieser Arbeit als Stufenfolge (kurz: Stufen oder Umformstufen) bezeichnet. Zusätzliche Stationen oder Fertigungsschritte innerhalb einer Rollformanlage sind das Abwickeln von der Haspel, das Richten des Blechbands, optionale Stanz- oder Schweißprozesse, die Erfassung der Profilgeometrie, das Richten des Profils und das Ablängen der Profile [GRO13].

Charakteristisch für das Rollformen ist die dreidimensionale Einformung, bei der simultan mit der gewollten Querbiegung in der Biegezone zur Formgebung überlagerte Längsdehnungen bzw. -stauchungen und eine überlagerte Längsbiegung auftreten [BOG79]. Zur Verbesserung des Verständnisses werden zunächst die Grundlagen der relevanten Deformationen während des Rollformens in Form der Biegung dargestellt. Weitere, zumeist unerwünschte Deformationen sind die Längung und Stauchung der Bandkante, die Längsbiegung sowie Scherspannungen in der Blechebene und in Richtung der Blechdicke. [HAL06]

Theoretische Grundlagen der Biegung beim Rollformen

Beim Rollformen erfolgt die Umformung und damit die Formgebung des Profils durch eine gezielte Biegung in der Umformzone. Die analytische Beschreibung des Biegens wurde durch die elementare Biegetheorie von Ludwik entwickelt [LUD03]. Diese ermöglicht unter der Annahme verschiedener Vereinfachungen die analytische Beschreibung von Biegeprozessen. Biegen wird im Allgemeinen als das Krümmen eines Werkstücks verstanden [LAN90]. Die Biegung, resultierend aus dem angreifenden Biegemoment M_B , verursacht eine über dem Querschnitt lineare Dehnungsverteilung, welche in Abbildung 6 am Beispiel des Biegebogens dargestellt ist.

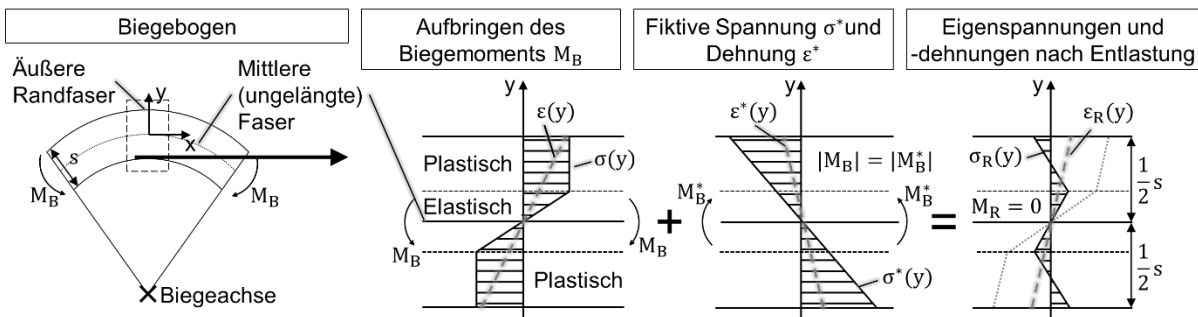


Abbildung 6: Biegebogen und Entwicklung von Spannungen und Dehnungen für ein elastisch-idealplastisches Material beim und nach dem Biegen (angelehnt an [LAN90]).

Unter der Annahme eines elastisch-idealplastischen Materialverhaltens werden den Dehnungen $\varepsilon(y)$ die entsprechenden Spannungen $\sigma(y)$ zugeordnet [LAN90]. Die Spannungen $\sigma(y)$ und Dehnungen $\varepsilon(y)$ sind im Zugbereich (oben) positiv und im Druckbereich (unten) negativ. Die Spannungen resultieren bei Überschreiten der Fließgrenze σ_F in einer plastischen Dehnung und damit in bleibenden Formänderungen. Aufgrund der Vereinfachungen nach Ludwik werden nur Spannungen und Dehnungen in tangentialer (x)-Richtung betrachtet.

Eine weitere Annahme ist, dass die mittlere (ungelängte) Faser beim Biegen nicht gedehnt wird und sich stets in der Blechmitte befindet [LUD03].

Zur Berechnung der Rückfederung und der im Blech verbleibenden Eigenspannungen werden die fiktive Dehnung $\varepsilon^*(y)$, die fiktive Spannung $\sigma^*(y)$ und das fiktive Biegemoment M_B^* eingeführt [LAN90]. Zusätzlich wird eine rein elastische Rückfederung nach der Wegnahme des Biegemoments M_B angenommen. Nach der Wegnahme des Biegemoments M_B gilt $M_R = 0$, d. h. dem herrschenden Biegemoment M_B wird das entsprechende fiktive Biegemoment M_B^* mit der entsprechenden Deformation, ausgedrückt durch die fiktiven Spannungen $\sigma^*(y)$ und Dehnungen $\varepsilon^*(y)$, entgegengesetzt. Aus der daraus folgenden Superposition der Spannungen $\sigma(y)$ und Dehnungen $\varepsilon(y)$ mit den fiktiven Spannungen $\sigma^*(y)$ und Dehnungen $\varepsilon^*(y)$ resultieren die verbleibenden Eigenspannungen (Restspannungen σ_R) und Eigendehnungen (Restdehnungen ε_R), welche auch nach der Rückfederung im Blech verbleiben [LAN90]. Die Superposition der Spannungen und Dehnungen ist in Abbildung 6 (rechts) dargestellt.

Theoretische Grundlagen zu den Längsdehnungen beim Rollformen

Aus der dreidimensionalen Einförmigkeit beim Rollformen resultieren Längsdehnungen innerhalb des Profilquerschnitts. Abbildung 7 zeigt die räumliche Einförmigkeit beim Rollformen eines Rohrs. Anhand der Flusslinien werden die unterschiedlichen Längungen und Stauchungen über dem Profilquerschnitt dargestellt.

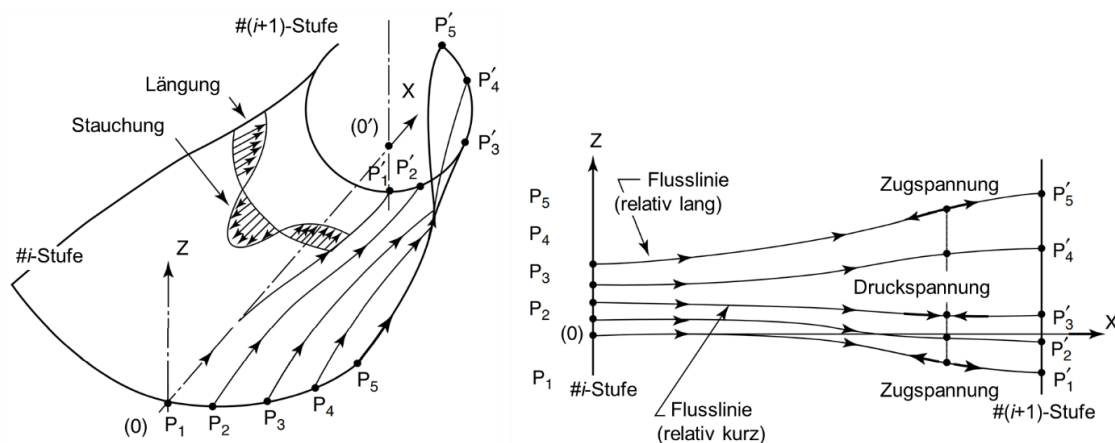


Abbildung 7: Entwicklung von Längsspannungen und -dehnungen beim Rollformen (angelehnt an [HAL06]).

In der Regel tritt die größte Längung in der Bandkante auf. Das ist darauf zurückzuführen, dass die Randbereiche der Profile zumeist in vertikaler Richtung ansteigen und damit stärker gelängt werden als die mittleren Bereiche. Daraus resultiert eine inhomogene Verteilung der Längsdehnungen und -spannungen über dem Profilquerschnitt. Aufgrund der Talfahrt des Profils (vgl. Abbildung 9b) treten in Abbildung 7 in der Profilmitte Zugspannungen auf. [HAL06]

Fehler beim Rollformen

Aus der dreidimensionalen Einformung resultieren zum Teil unerwünschte Formänderungen, welche in verschiedenen Fehlerbildern resultieren [BOG79]. Typische fertigungsbedingte Fehler sind in Abbildung 8 dargestellt. Die Durchbiegung, die Verdrehung und die Bandkantenwelligkeit resultieren aus einer inhomogenen Verteilung der Längsdehnung über dem Querschnitt der rollgeformten Bauteile [HAL06]. Eine zu große plastische Dehnung der Bandkante beim Verlassen des Profilierspalt aufgrund der großen Längsdehnungsdifferenz zum übrigen Profilquerschnitt führt zur Bandkantenwelligkeit [HAL06]. Der Kopfsprung tritt infolge freiwerdender Eigenspannungen nach dem Trennen der Profile auf [SAF14]. Beim Profilieren hochfester Werkstoffe sind Risse in der Biegezone (vgl. Kapitel 2.2.4) und die Rückfederung des Profils typische Fehler [DEO18]. Strategien zur Vermeidung fertigungsbedingter Fehler sind in Kapitel 2.2.1 dargestellt.

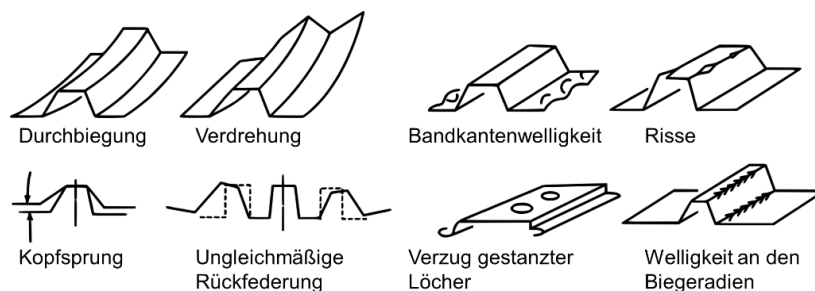


Abbildung 8: Fertigungsbedingte Fehler beim Rollformen (angelehnt an [HAL06]).

2.2.1 Prozessauslegung beim Rollformen

Die Prozessauslegung hat beim Rollformen aufgrund der Komplexität des Prozesses eine besondere Bedeutung. Das Ziel besteht darin, fehlerfreie Bauteile zu produzieren und gleichzeitig durch den effizienten Einsatz der Rollformgerüste geringe Werkzeugkosten zu realisieren [HAL06]. Dazu ist, neben einer hohen Prozesseffizienz, eine gewisse Fehlertoleranz im Hinblick

auf leichte Abweichungen der Rollenpositionen und Chargenschwankungen des Materials notwendig. Nachträgliche Änderungen am Rollensatz sind kostenintensiv und durch eine fehlertolerante Prozessauslegung zu vermeiden [MYN06]. Der zentrale, Knowhow-intensivste Bestandteil bei der Auslegung eines Rollensatzes ist die Entwicklung der Biegewinkelfolge (vgl. Abbildung 5c) [MYN09]. Zur Entwicklung der Biegewinkelfolge existieren Softwarelösungen mit entsprechenden Schnittstellen zu FE-Solvern [BRA22, DAT14]. Stricker hat in seiner Arbeit eine Methode für die Stufenfolgeplanung beim Rollformen entwickelt, welche die formänderungstechnologischen Aspekte des Rollformprozesses berücksichtigt [STR96]. Ein standardisiertes Vorgehen zur Profilauslegung existiert aufgrund der Vielfalt an Möglichkeiten zur Ausführung der Biegewinkelfolgen und Randbedingungen nicht [HAL06]. Vielmehr ist die Auslegung der Profile auch heute noch weitgehend wissens- und erfahrungsbasiert. [HAL06].

Einformstrategie

Für die Auslegung des Rollensatzes anhand der Profilblume existieren verschiedene Einformstrategien. Diese sind am Beispiel der Einformung im Kreisbogen und der Einformung von Fertigradien in Abbildung 9a dargestellt. Bei der Einformung im Kreisbogen wird die gesamte Biegezone von der ersten Stufe an gebogen und der Radius wird von Stufe zu Stufe kleiner. Bei der Einformung von Fertigradien wird der finale Radius bereits ab der ersten Stufe eingeformt und die Umformzone in jeder Stufe erweitert. Ein weiteres Mittel zum Design der Profilblume ist die Applikation einer Tal- oder Bergfahrtstrategie (vgl. Abbildung 9b). Bei der Talfahrtstrategie wird der Profilboden von Stufe zu Stufe abgesenkt, während er bei der Bergfahrt nach oben wandert. Weiterhin ist die Festlegung der Biegewinkelinkremente von großer Bedeutung für die Biegewinkelfolge. [HAL06]

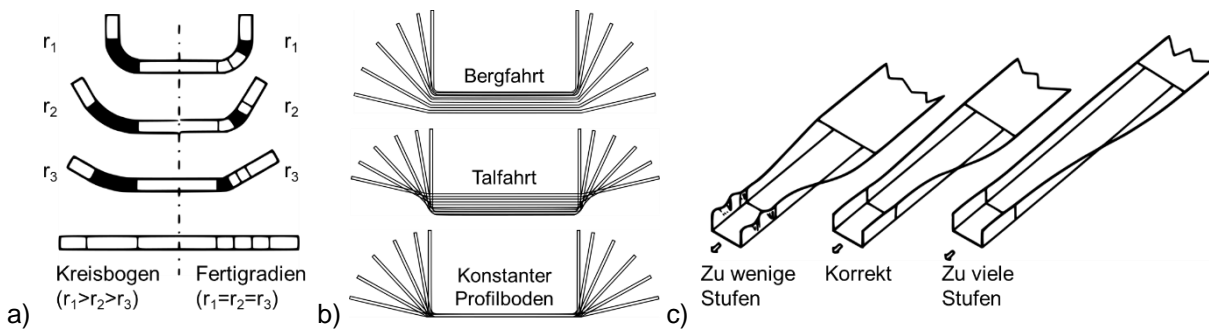


Abbildung 9: a) Einformung im Kreisbogen und von Fertigradien (angelehnt an [TRA17]). b) Berg-, Tal- und Konstanter Profildboden. c) Auswirkung von zu wenigen und zu vielen Stufen auf die Profilverformung und die Prozesseffizienz (angelehnt an [HAL06]).

Prozesseffizienz

Die höchste Prozesseffizienz wird erreicht, wenn die Anzahl an Stufen gerade ausreicht, um ein fehlerfreies Profil herzustellen. Zur Bestimmung der Stufenanzahl existieren analytische Ansätze, basierend auf den geometrischen Verhältnissen der Stufenfolgen (z. B. Profilverformung, Biegefolge, Rollenabstand) [HUI18, ONA90]. Parameter zur Beeinflussung der Anzahl an Umformstufen sind die Profilhöhe, die Dicke und die mechanischen Eigenschaften des umzuformenden Materials, der Rollenabstand, die geforderten Toleranzen und die Charakteristiken der Rollformanlage [HAL06]. Die Anzahl der Stufen hat einen großen Einfluss auf die Längung der Bandkante zwischen den einzelnen Stufen und damit auf die Bandkantenwelligkeit. In Abbildung 9c sind die Auswirkungen von zu wenigen und zu vielen Stufen dargestellt. Eine zu hohe Anzahl an Stufen hat zwar keinen negativen Einfluss auf die Profilqualität, allerdings ist die Prozesseffizienz und damit die Konkurrenzfähigkeit beeinträchtigt [HAL06].

Numerische Simulation von Rollformprozessen

Die allgemeinen Grundlagen der Finite-Elemente-Methode (FEM) sind in der Umformtechnik weitgehend bekannt, daher werden im Folgenden die Besonderheiten der FEM beim Rollformen erläutert. Anhand der numerischen Simulation kann die Profilqualität nach der Rückfederung im Hinblick auf verbleibende Dehnungen und Spannungen im Profil sowie die Profilverformung bewertet werden [BUI08]. Die verbleibenden Spannungen und Dehnungen sind für eine Vielzahl von Profilfehlern (vgl. Abbildung 8) verantwortlich. Darüber hinaus ermöglicht die Durchführung einer FE-Simulation eine effiziente Auslegung von Rollformprozessen im Hinblick auf die generelle Machbarkeit und die Prozess-

effizienz [BUI08]. Aus diesem Grund ist die numerische Simulation zur Auslegung von Rollformprozessen in der Industrie heute weit verbreitet. Aufgrund des stufenweisen Umformprozesses mit teilweise bis zu 40 Umformstufen ist die numerische Simulation von Rollformprozessen zeitaufwendig [LIN05]. Die anhaltende Entwicklung immer stärkerer Rechner wirkt den langen Rechenzeiten entgegen [LEI20].

Nach Volk et al. [VOL19] sind die Genauigkeit und die Präzision eines Modells, z. B. eines FE-Modells, für die Prozessgestaltung wichtig. Ein Modell muss einen Output liefern, der dem realen Prozess nahekommt [SEL17]. Im folgenden Abschnitt werden die Randbedingungen und Vereinfachungen für numerische Simulationen des Rollformens vorgestellt, die sich in der Vergangenheit etabliert haben. Dies ermöglicht eine verlässliche Vorhersage der Profilgeometrie nach der Rückfederung und damit eine Aussage über mögliche Profilfehler, die z. B. aus Längsdehnungen resultieren (vgl. Kapitel 2.2):

- Annahme eines quasistatischen Prozesses [BUI08].
- Vernachlässigung der Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück, da sie nur einen geringen Einfluss auf die Profilgeometrie hat [BUI08, DAM89, GEH08, GRO14, MON21, MÜL14b, MÜL14a].
- Annahme starrer und starr gelagerter Werkzeuge, da ebenfalls nur ein geringer Einfluss auf die Profilgeometrie festgestellt wird. Lediglich die Auswertung der Kräfte oder Drehmomente an den Rollformwerkzeugen erfordert nachgiebige und nachgiebig gelagerte Werkzeuge [GRO14].
- Gängige Elementtypen sind Volumenelemente mit acht Knoten oder Schalenelemente mit vier Knoten. Zur akkuraten Berechnung des aus der Biegung resultierenden Spannungsgradienten sollen mindestens zwei Elemente in Richtung der Blechdicke vorliegen [MAH18].
- Bei symmetrischen Profilen ist der Aufbau eines halbsymmetrischen FE-Modells gängig [BRU98, MON21].

Bandkantenwelligkeit in der Prozessauslegung

Parameter mit einem großen Einfluss auf die Bandkantenwelligkeit sind die Steifigkeit (Dicke s und E-Modul E) und die Dehngrenze $R_{p0,2}$ des umgeformten Materials [HAL06]. Weiterhin hängt die Längsdehnung der Bandkante und damit

die Gefahr der Bandkantenwelligkeit von der Schenkellänge a , dem Biegewinkel α und dem Rollenabstand d_R ab [HAL06]. Kleine Rollenabstände und große Biegewinkelinkremente in einer einzelnen Umformstufe führen zu einer großen Längsdehnung in der Bandkante und steigern damit die Gefahr der Bandkantenwelligkeit. Folglich nimmt die Berechnung der Längsdehnung in der Bandkante eine zentrale Rolle bei der Prozessauslegung ein [HAL06].

Nach der von Bhattacharyya hergeleiteten Formel kann die Biegelänge analytisch bestimmt werden und ein Rückschluss auf die auftretenden Längsdehnungen und den optimalen Rollenabstand in jeder Umformstufe gezogen werden: $L = \sqrt{8a * \alpha / 3s}$ [BHA84]. Demnach ist die Biegelänge L abhängig von der Schenkellänge a , der Blechdicke s und dem Biegewinkel α , jedoch nicht von den Materialeigenschaften. Der Zusammenhang der Größen ist beispielhaft für eine Stufe in Abbildung 10a dargestellt. Weiterführende Ansätze zur Berechnung der Längsdehnung liefern Nefussi [NEF98] und Abeyrathna [ABE17]. Eine computergestützte, analytische Methode zur Auslegung von Biegewinkelfolgen im Hinblick auf die maximale Längsdehnung in der Bandkante in jeder Umformstufe wurde von Kiuchi entwickelt [KIU84].

Nach Kasaei et al. [KAS14] sind die folgenden drei Mechanismen für die Längung und die anschließende Stauchung der Bandkante und damit für die Bandkantenwelligkeit verantwortlich:

- 1.: Wird die Bandkante von Stufe zu Stufe nach unten bewegt (Talfahrt-Strategie), wird sie in Längsrichtung gebogen. Die Biegung erzeugt eine Stauchung in der Bandkante und begünstigt damit die Bandkantenwelligkeit [WEN94].
- 2.: Grund für die Bandkantenwelligkeit ist die Stauchung der zuvor in der Umformstufe plastisch gelängten Bandkante (vgl. Abbildung 7). Die Stauchung folgt aus dem Längenausgleich mit dem restlichen Profilquerschnitt bei Verlassen der Umformstufe [FAR02].
- 3.: In jeder Stufe wird das Profil bei der Einformung aufgrund der Längendifferenzen im Rand- und Mittelbereich nach unten gebogen. Sobald das Profil in die nächste Stufe hineinläuft, wird der vordere Bereich des Profils angehoben und der Randbereich in Längsrichtung gestaucht. Daraus folgt die Bandkantenwelligkeit [TEH06a].

Farzin et al. haben die kritische plastische Längsdehnung (englisch: Buckling Limit Strain – BLS) definiert [FAR02]. Sobald die kritische plastische Längsdehnung $\varepsilon_{\text{krit}}$ in einer Stufe überschritten wird, treten Bandkantenwellen auf. Der ersten Umformstufe kommt nach Tehrani eine große Bedeutung zu, da hier ein zu großer Biegewinkelschritt zu Bandkantenwellen führt [TEH06a]. Sofern Bandkantenwellen im Profil auftreten, sind Nachfolgeprozesse wie das Schweißen von Rohren schwierig bis unmöglich [KIU95].

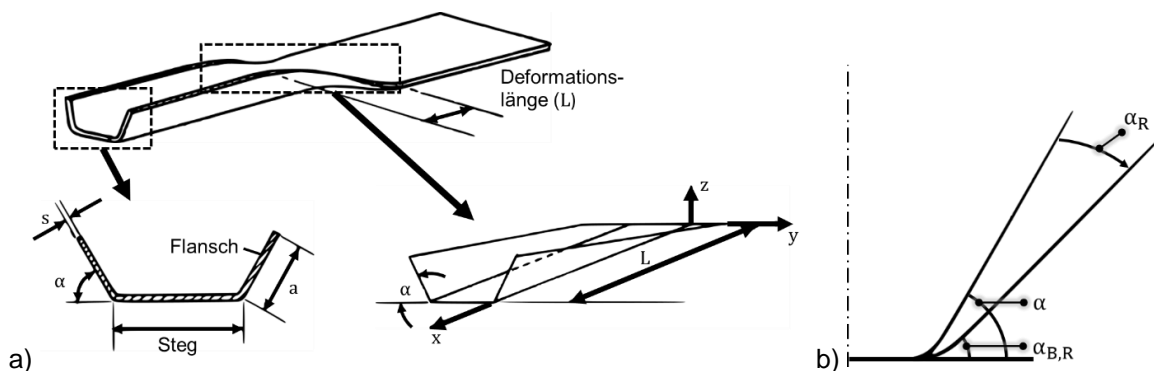


Abbildung 10: a) Darstellung der Biegelänge in Abhängigkeit des Biegewinkels α , der Blechdicke s und der Schenkellänge a am Beispiel einer Umformstufe (angelehnt an [BHA84]). b) Halbsymmetrische Darstellung der Rückfederung um den Winkel α_R des Soll-Biegewinkels α zum Ist-Biegewinkel $\alpha_{B,R}$ am Beispiel eines U-Profils.

Rückfederung in der Prozessauslegung

Definitionsgemäß ist der Rückfederungswinkel α_R die Differenz vom Soll-Biegewinkel α zum Ist-Biegewinkel $\alpha_{B,R}$ nach dem Rollformen, bzw. der Rückfederung: $\alpha_R = \alpha - \alpha_{B,R}$. In Abbildung 10b ist der Zusammenhang der Größen am Beispiel eines U-Profils dargestellt. Parameter mit einem Einfluss auf die Rückfederung sind der Biegeradius r_i , die Blechdicke s , die Einformstrategie, der E-Modul E , die Dehngrenze $R_{p0,2}$, der Verfestigungsexponent n und die Anisotropie [GRO08a].

Zur Erzielung einer guten geometrischen Genauigkeit rollgeformter Profile ist die Rückfederung bei der Prozessauslegung oder während des Rollformens zu kompensieren. Eine analytische Berechnung der Rückfederung im Rahmen der Prozessauslegung hat sich als nicht geeignet erwiesen [GRO08a]. Zur Kompensation der Rückfederung eignet sich die Vorhersage der Rückfederung durch numerische Simulationen. Eine entsprechende Anpassung des Biegewinkels zur Kompensation der Rückfederung kann durch verschiedene Maßnahmen erfolgen: das Überbiegen in der letzten Stufe, das Einformen eines kleinen

Biegeradius in der vorletzten Stufe oder die Kompensation durch Rückbiegen des Stegs und der Biegeschenkel [HAL06, LIU20]. Die akkurate Berechnung der Rückfederung in der numerischen Simulation stellt Anforderungen an das FE-Modell (vgl. Seite 22) und insbesondere an das verwendete Materialmodell. Dabei kommt der Modellierung des Materialverhaltens eine besondere Bedeutung zu. Diese beinhaltet die Fließbedingung, die Verfestigung und die Modellierung des E-Moduls.

Über die Fließbedingung wird die Anisotropie, d. h. das richtungsabhängige Verhalten, des umzuformenden Materials berücksichtigt. Eine typische Fließbedingung in der Blechumformung ist die isotrope Fließbedingung nach von Mises. Weitere Fließbedingungen, wie die Fließbedingung nach Hill [HIL98] oder nach Barlat [BAR03], berücksichtigen die Anisotropie des Materials.

Nach Chun et al. ist die Berücksichtigung des Bauschingereffekts in der Blechumformung unter zyklischen Lastbedingungen zur akkuraten Berechnung der Rückfederung zwingend notwendig [CHU02]. Der Bauschingereffekt ist ein typisches Phänomen metallischer Werkstoffe und beschreibt die Verringerung der Fließgrenze σ_F infolge einer plastischen Verformung bei Lastumkehr (vgl. Abbildung 11a). Mit der isotropen Verfestigung kann der Bauschingereffekt nicht abgebildet werden, da die Fließgrenzen $\sigma_{F,1}$ und $\sigma_{F,2}$ gleich groß sind. Aus diesem Grund wurden verschiedene Verfestigungsmodelle entwickelt (z. B. Chaboche, Yoshida–Uemori und ANK model³) welche einen kinematischen Verfestigungsanteil zur Modellierung des Bauschingereffekts beinhalten [CHA89, CHU02, YOS02]. In Abbildung 11b ist die Vergrößerung der Fließfläche bei isotroper Verfestigung und die Verschiebung der Fließfläche bei kinematischer Verfestigung infolge einer plastischen Verformung in Richtung der ersten Hauptspannung σ_1 dargestellt. Beim Rollformen kann die Spannungsverteilung nach Entlastung (vgl. Abbildung 6) und damit die Rückfederung durch Berücksichtigung des Bauschingereffekts besser reproduziert werden [GEH08].

Ein weiterer Einfluss auf die Modellierung der Rückfederung innerhalb numerischer Simulationen geht von der Abnahme des E-Moduls bei fortschreitender plastischer Verformung aus [CHA13]. Diese ist am Beispiel eines DP-Stahls in

³ ANK model ist die englische Bezeichnung für „anisotropic nonlinear kinematic hardening model“.

Abbildung 11c dargestellt. Beim Werkstoff Aluminium ist die Abnahme des E-Moduls im Vergleich zu Stahlwerkstoffen gering [BUS07].

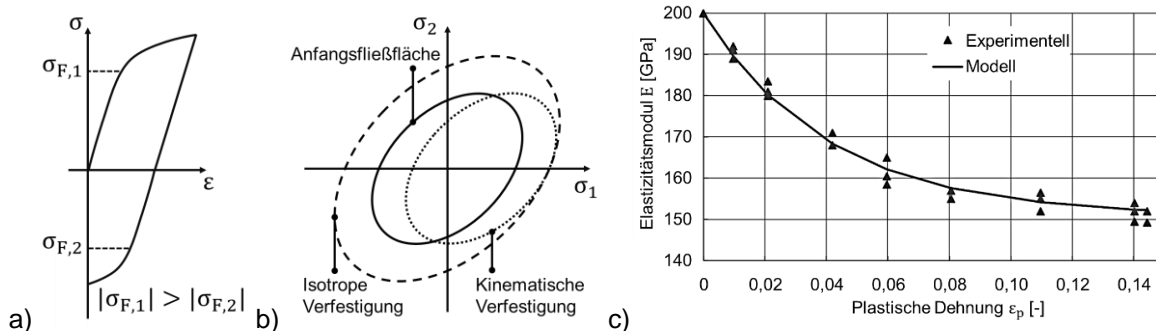


Abbildung 11: a) Darstellung des Bauschingereffekts infolge einer Lastumkehr. b) Isotrope und kinematische Verfestigung (angelehnt an [KRA05]). c) Abnahme des E-Moduls bei fortschreitender plastischer Verformung (angelehnt an [CHA13]).

Moneke [MON21], Mahajan [MAH18], Abvabi [ABV15] und Lindgren [LIN07] nehmen beim Rollformen ein isotropes elastisch-plastisches Materialverhalten an und ermitteln die Fließkurve zur Beschreibung des plastischen Materialverhaltens im einachsigen Zugversuch. Andere Autoren nutzen erweiterte Materialmodelle zur Optimierung der Fließkurve über den Abgleich mit dem Kraft-Weg-Verlauf aus Simulation und Experiment [DEO18] oder berücksichtigen die Anisotropie des Materials über die Fließbedingung [DAD17, LIU20, YAN15]. Untersuchungen zur Berücksichtigung des Bauschingereffekts durch erweiterte Verfestigungsmodelle wurden von Gehring [GEH08], Naofal [NAO19], Liu [LIU20] durchgeführt. In den Untersuchungen von Gehring stimmen die Ergebnisse mit dem isotropen Verfestigungsmodell besser mit den experimentellen Ergebnissen überein, als die Ergebnisse mit dem kombinierten (isotrop und kinematisch) Verfestigungsmodell [GEH08]. Konträr dazu zeigt Naofal, dass die Rückfederung unter Verwendung eines kombinierten Verfestigungsmodells (Yoshida-Uemori) im Vergleich zum isotropen Verfestigungsmodell besser vorhergesagt wird [NAO19]. Die zusätzliche Berücksichtigung der Abnahme des E-Moduls bei plastischer Verformung resultiert in einer weiteren Verbesserung der Vorhersage der Rückfederung [NAO19]. Liu zeigt, dass auch die Berücksichtigung der Anisotropie über die Fließbedingung zu einer Verbesserung der Vorhersage der Rückfederung führt [LIU20]. Die Anisotropie von Blechwerkstoffen hängt maßgeblich von deren Herstellungsprozess ab [HU07] und die Verringerung des E-Moduls infolge plastischer Deformationen ist ebenso materialabhängig [BUS07].

Die vorgestellten Phänomene zur Beschreibung des Materialverhaltens erfordern eine Vielzahl von Versuchen zur Bestimmung der entsprechenden Parameter. Die Ausprägung der Phänomene hängt von den verwendeten Werkstoffen ab. Bei vielen Werkstoffen lässt sich das Materialverhalten näherungsweise mit einer Kombination aus isotroper und kinematischer Verfestigung beschreiben [HEL23, LIU20]. Haddag et al. [HAD07] haben gezeigt, dass insbesondere beim Biegen großer Biegeradien eine rein isotrope oder kinematische Verfestigung zu ähnlichen Rückfederungen führen. Oliveira et al. [OLI07] fassen zusammen, dass die meisten Verfestigungsmodelle sehr ähnliche Vorhersagen in Bezug auf die Rückfederung liefern. Weiterhin ist nach Yang et al. [YAN22] der notwendige Grad an Komplexität des Materialmodells in Bezug auf das Verfestigungsmodell zur Vorhersage der Rückfederung kaum vorhersehbar.

Eine Alternative zur Kompensation der Rückfederung in der Prozessauslegung ist eine Inline-Erfassung des Biegewinkels mittels Lasertriangulationssensor mit nachträglicher Anpassung des Biegewinkels über ein intelligentes Kalibriergestüt [GRO08a].

2.2.2 Rollformen von Rundrohren

Zur Herstellung von Rohren existieren verschiedene Fertigungsverfahren, welche zu nahtlosen oder geschweißten Rohren führen [WAN01]. Beispiele zur Herstellung nahtloser Rohre sind der Schleuderguss, das Strangpressen oder das Pilgerwalzen. Im Rahmen dieser Arbeit wird die Rohrherstellung mittels Rollformen und anschließendem Längsnahtschweißen untersucht. Generell ist die Einförmigkeit großer Radien, bzw. großer Verhältnisse von Radius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$ beim Rollformen herausfordernd, da der elastische Anteil an der Gesamtverformung groß ist. Daraus folgt eine große Rückfederung nach Verlassen der Umformrolle, welche beim Rollendesign berücksichtigt werden muss [HAL06]. Darüber hinaus ist die Vermeidung umformbedingter Bandkantenwellen (vgl. Abbildung 8) anzustreben, da die Qualität der Bandkante für den nachfolgenden Schweißprozess essenziell ist [HAL06].

Für das Rollformen von Rundrohren existieren verschiedene Einförmstrategien, welche anhand der Profilblumen schematisch in Abbildung 12a dargestellt sind. Bei der Einradieneinförmigkeit ist der Biegeradius über dem gesamten Profilquerschnitt gleich groß. Aus dem großen Biegeradius in den ersten Stufen resultiert

eine hohe Rückfederung, welche für die Prozessstabilität, insbesondere beim Schweißvorgang, problematisch ist [BRE07]. Für hochfeste Materialien mit einer starken Tendenz zur Rückfederung wird dieser Effekt verstärkt [HAL06]. Bei der Zweiradieneinformung wird der Profilquerschnitt in zwei Randbiegezone (1) und die mittlere Biegezone (2) aufgeteilt. Die Aufteilung des Profils ist in Abbildung 12b am halbsymmetrischen Querschnitt des Blechs während der Einformung dargestellt. In der Randbiegezone ist der Radius üblicherweise in jeder Stufe gleich groß und entspricht dem Zielradius. In der mittleren Biegezone wird das Rohr von Stufe zu Stufe gebogen, bis in der letzten Stufe der geschlossene Rohrquerschnitt vorliegt [BRE07]. Bei der W-Einformung ist der Profilquerschnitt ebenso in die mittlere Biegezone und die Randbiegezone aufgeteilt. Die mittlere Biegezone wird zu Beginn der Einformung entgegen der Rohrkrümmung gebogen, sodass der Querschnitt einem „W“ ähnelt. Die negative Krümmung im Mittelbereich wird in der nachfolgenden Stufe zurückgeformt und anschließend bis zum finalen Radius gebogen. Vorteilhaft ist die Bandkantenführung und die Darstellung des Zielradius in der Randbiegezone des Profils ab der ersten Stufe [BRE07]. Eine weitere Beeinflussung der Einformstrategie ist durch das stufenweise Absenken des Profilbodens (Abbildung 12c) gegeben [HAL06].

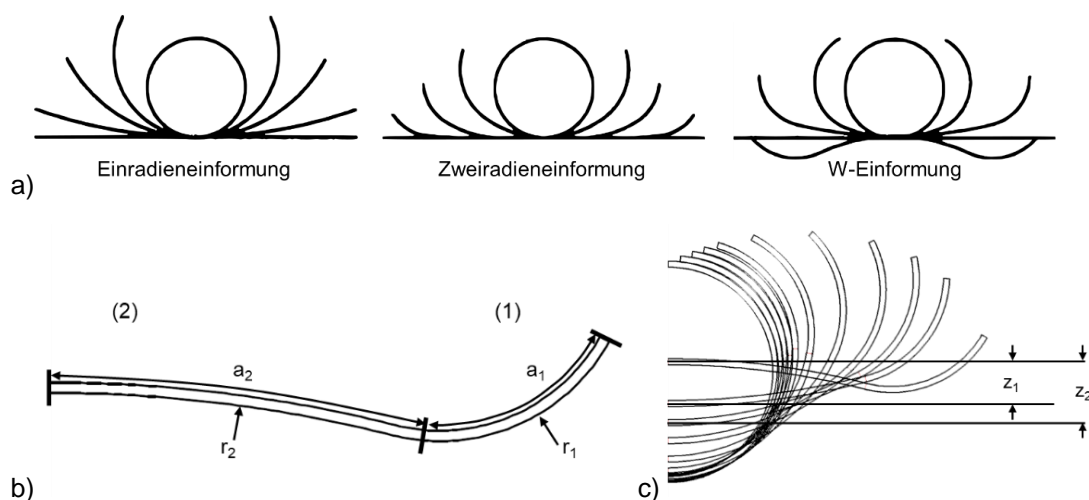


Abbildung 12: a) Strategien zur Einformung eines Rundrohrs (angelehnt an [GRO08b]). b) Randbiegezone (1) und mittlere Biegezone (2) bei der Rohreinformung. c) Quantifizieren der Talfahrt durch stufenweises Absenken des Profilbodens in z-Richtung.

Neben der Auswahl der Einformstrategie sind die verschiedenen Rollentypen von Bedeutung für die Prozessauslegung. Die Rollformwerkzeuge zur Rohreinformung sind in Abbildung 13a beispielhaft dargestellt. Im Allgemeinen formen die Ober- und Unterrollen das Profil in den ersten Stufen ein. Danach folgt das

weitere Schließen der Kontur durch Seitenrollen. Zum Ende des Prozesses werden Kalibrierrollen zur Führung und zur Einleitung einer Umfangskraftkomponente eingesetzt und in der letzten Stufe wird das Profil wiederum von Seitenrollen vollständig geschlossen [BRE07].

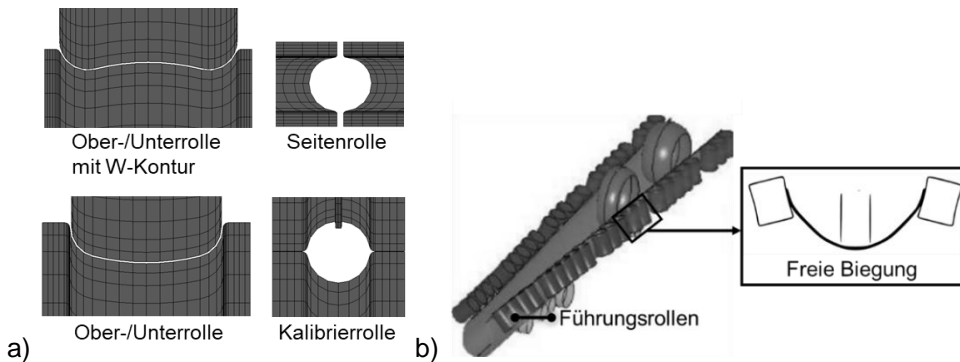


Abbildung 13: a) Übliche Rollentypen bei der Einförmung eines Rundrohrs (angelehnt an [BRE07]). b) Käfigeinförmung zur Einförmung eines Rundrohrs (angelehnt an [CHE19, JIA09]).

Abbildung 13b zeigt einen Sonderfall der Rohreinförmung, die sogenannte Käfigeinförmung. Bei der Käfigeinförmung werden viele kleine Rollen an der Bandkante des einzuförmenden Rohrs angeordnet. Ein großer Teil des Profilquerschnitts liegt während des Biegevorgangs in den Umformstufen nicht an den Werkzeugen an. Folglich findet in diesen Bereichen eine freie Biegung statt. Dies föhrt dazu, dass im Rohrquerschnitt Bereiche vorliegen, in denen keine Umformung in Querrichtung stattfindet und die Rest-Umformung in diesen Bereichen in den nachfolgenden Kalibrierrollen stattfinden muss. [JIA09]

Die Anzahl an Umformstufen zum Rollformen von Rundrohren liegt in der Literatur zwischen 9 [WAL91] und 24 Stufen [GRO08b]. In Tabelle 22 (Anhang) sind Einförmstrategien zum Rollformen von Rundrohren zusammengefasst.

2.2.3 Rollformen hochfester Werkstoffe

Angesichts der Entwicklung hochfester Stähle, hat das Rollformen hochfester Werkstoffe in den letzten Jahren zunehmend an Relevanz gewonnen. Beim Rollformen hochfester Werkstoffe stellen insbesondere die hohe Rückfederung und das Materialversagen in der Biegezone eine Herausforderung dar [DEO18, GRO08a]. Das Materialversagen in der Biegezone äußert sich in funktionseinschränkenden Rissen und tritt infolge der begrenzten Umformbarkeit hochfester Werkstoffe auf (vgl. Kapitel 2.2.4). Darüber hinaus resultiert die hohe Rückfeder-

rung aus dem hohen elastischen Dehnungsanteil, bedingt durch die hohe Dehngrenze [HAL06]. Die elastischen Dehnungen werden nach dem Verlassen des Profilierspalts freigesetzt und äußern sich in der Rückfederung. Das wiederum führt zu einer geringeren Maßhaltigkeit des Profils, sofern die Rückfederung in der Prozessauslegung nicht kompensiert wird (vgl. Kapitel 2.2.1).

Im Vergleich zum Schwenk- oder Gesenkbiegen sind beim Rollformen kleinere Verhältnisse des Biegeradius zur Wandstärke herstellbar [BAD15]. Ein Vorteil beim Profilieren hochfester Werkstoffe ist deren Toleranz gegen Profilverfälschungen wie die Bandkantenwelligkeit, der Kopfsprung oder die Durchbiegung, da ein großer elastischer Dehnungsbereich zur Verfügung steht (vgl. Abbildung 8) [LIN07]. Daher ist es möglich, hochfeste Materialien in einer geringeren Anzahl an Umformstufen einzuformen [LIN07].

Rollformen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075

Zum Rollformen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 existieren nach Kenntnis des Autors zwei wissenschaftliche Arbeiten. Lee et al. [LEE18] haben in einem Rollformprozess zur Herstellung eines Stoßfängers (EN AW-7075-T6) das Materialversagen mit dem Generalized Incremental Stress State Dependent Damage Model (GISSMO) vorhergesagt. Basierend auf dem FE-Modell erfolgt eine Optimierung des Werkzeugdesigns, wodurch die Prozessgrenzen erweitert werden. In der Arbeit von Weiss et al. [WEI23] wird der Einfluss der Einformstrategie auf das Materialversagen der Legierung im T4- und T73-Zustand untersucht. Während die Rückfederung bei der Einformung von Fertigradien geringer ausfällt, ist die Toleranz gegen Materialversagen in Form von Rissen in der Biegezone bei der Einformung im Kreisbogen höher.

2.2.4 Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen

Modelle zur Versagensvorhersage in der Umformtechnik finden in der Auslegung von Umformprozessen zur optimalen Ausnutzung des Prozessfensters Anwendung [CAO17]. Eine Möglichkeit zur Versagensvorhersage, speziell für die Blechumformung, besteht in der Anwendung von Grenzformänderungskurven. Diese werden i. d. R. in Tiefungsversuchen (Nakajima oder Marciniak) ermittelt [STR06]. Aufgrund der Beschränkung auf über dem Querschnitt gleichmäßig verteilte Spannungen und Dehnungen sind Grenzformänderungskurven nicht für Umformprozesse wie das Rollformen geeignet [HU02].

Eine weitere Möglichkeit ist die Versagensvorhersage über ungekoppelte und gekoppelte Schädigungsmodelle [TEK20]. Gekoppelte Schädigungsmodelle lassen eine Rückkopplung der Schädigung auf das elastische und plastische Materialverhalten zu. Die Applikation dieser Modelle ist aufgrund der hohen Komplexität und der großen Abhängigkeit der Vernetzung im FE-Modell auf die Simulationsergebnisse mit einem hohen Aufwand verbunden [TEK20].

Nach Tekkaya et al. [TEK20] beschreibt die Schädigung die Entstehung, das Wachstum und die Koaleszenz von Poren in der Mikrostruktur von Strukturwerkstoffen. Die Schädigung wird ebenso wie die Festigkeit oder die Eigenspannungen als Materialeigenschaft verstanden. Versagen ist die letzte Stufe der Schädigung und äußert sich in Umformprozessen durch untolerierbare und funktionseinschränkende Risse [DAS91]. In Umformprozessen wird die Schädigung insbesondere durch eine hohe Spannungstriaxialität η während der Umformung oder durch Lokalisierung der plastischen Scherung ($\eta = 0$) gefördert [TEK20]. Damit nimmt die Art des Spannungszustands bei der Modellierung von Schädigung und Versagen in Bezug auf die erreichbaren Umformgrade eine zentrale Rolle ein [BAI08]. Der Spannungszustand kann anhand der Spannungstriaxialität η und des Lode-Winkels θ beschrieben werden. Diese ergeben sich aus dem Verhältnis der vorliegenden Spannungen während Umformprozessen [BAI08]. Dabei ist die Spannungstriaxialität η durch das Verhältnis der Mittelspannung σ_m zur Vergleichsspannung $\bar{\sigma}$ definiert:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad (6)$$

$$\text{mit } \sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (7)$$

$$\text{und } \bar{\sigma} = \sqrt{0,5[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (8)$$

Weiterhin ist der Lode-Winkel θ wie folgt definiert [BAI08]:

$$\theta = \frac{\arccos(\xi)}{3} \quad (9)$$

$$\text{mit } \xi = \left(\frac{J}{\bar{\sigma}^3}\right) \quad (10)$$

$$\text{und } J = \left[\frac{27}{2} (\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m) \right]^{\frac{1}{3}} \quad (11)$$

Der normalisierte Lode-Winkel θ wird als Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}$ definiert. Dabei gilt $-1 \leq \bar{\theta} \leq 1$ [BAI10]:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi} \quad (12)$$

Die Darstellung des Spannungszustands durch die Spannungstriaxialität η und den Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}$ erlaubt die Anwendung des modifizierten Mohr-Coulomb (MMC)-Kriteriums. Dieses ist wie folgt definiert [BAI10]:

$$\begin{aligned} \bar{\varepsilon}_{Bruch}^p = & \left\{ \frac{C}{c_2} [1 - c_\eta(\eta - \eta_0)] \times \left[c_\theta^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (c_\theta^{ax} - c_\theta^s) \left(\sec\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) - 1 \right) \right] \right. \\ & \left. \times \left[\sqrt{\frac{1 + c_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) + c_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \end{aligned} \quad (13)$$

In dieser Form des Kriteriums sind acht Materialkonstanten (C , n , c_η , η_0 , c_θ^s , c_θ^{ax} , c_1 und c_2) zu bestimmen. Die Darstellung der Versagensfläche erfolgt im 3D-Raum, da die plastische Vergleichsdehnung bei Bruch $\bar{\varepsilon}_{Bruch}^p$ von der Spannungstriaxialität η und dem Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}$ abhängt. Im ebenen Spannungszustand ($\sigma_3 = 0$) wird das MMC-Kriterium als Versagenskurve im 2D-Raum dargestellt, da die Spannungstriaxialität η und der Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}$ direkt voneinander abhängen [BAI08]:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{2}{\pi} \cdot \cos^{-1} \left(-\frac{27}{2} \eta \left(\eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right) \quad (14)$$

Innerhalb des von Bai und Wierzbicki [BAI08] vorgeschlagenen Kriteriums erfolgt die Quantifizierung der Schädigung anhand der Schädigungsvariablen D . Die inkrementelle Akkumulation der Schädigungsvariable D berücksichtigt die Abhängigkeit der Schädigung und des Materialversagens vom Lastpfad während der Umformung [BAI08]. Versagen tritt bei linearen Lastpfaden (η und $\bar{\theta}$ sind konstant) auf, sobald die folgende Bedingung erfüllt ist [BAI08]:

$$D(\bar{\varepsilon}^p) = \int_0^{\bar{\varepsilon}^p} \frac{d\bar{\varepsilon}^p}{f(\eta, \bar{\theta})} \geq D(\bar{\varepsilon}_{Bruch}^p) = 1 \quad (15)$$

Dabei ist $\bar{\epsilon}^p$ die plastische Vergleichsdehnung und $\bar{\epsilon}_{\text{Bruch}}^p = f(\eta, \bar{\theta})$ die plastische Vergleichsdehnung bei Bruch. Über die inkrementelle Akkumulation der Schädigung wird die Nichtlinearität der Lastpfade berücksichtigt, allerdings nicht die Reihenfolge der auftretenden Spannungszustände während der Umformung. Nach Lange kann die Reihenfolge einen Einfluss auf die bis zum Bruch ertragbaren Formänderungen haben [LAN90].

Der Einsatz von Schädigungsmodellen verlangt eine Kalibrierung der Modelle anhand angepasster Prüfverfahren zur Materialcharakterisierung [WIE05]. Die Wahl der Kalibrierungsversuche hängt vom versagenskritischen Lastpfad im betrachteten Umformprozess ab. Dieser sollte in den Versuchen zur Kalibrierung des Schädigungsmodells so genau wie möglich abgebildet werden [TEK20]. In Abbildung 14a sind verschiedene Proben und Versuche zur Kalibrierung von Schädigungsmodellen abgebildet. Abbildung 14b zeigt die Versagenskurve für das MMC-Kriterium, basierend auf fünf verschiedenen Kalibrierungsversuchen.

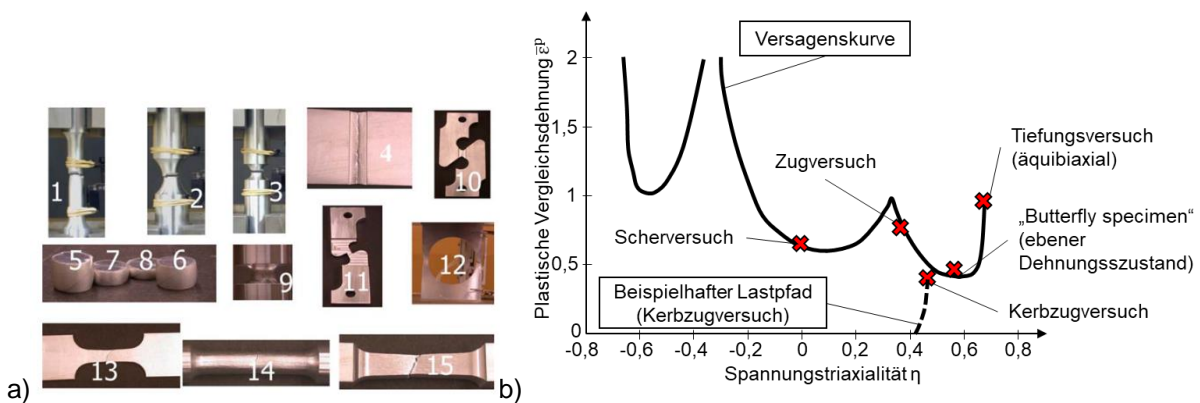


Abbildung 14: a) Proben zur Kalibrierung der Schädigungsmodelle innerhalb definierter Materialprüfungen [BAI10]. b) Versagenskurve für den ebenen Spannungszustand, basierend auf dem MMC-Kriterium und beispielhafte Darstellung der Kalibrierungsversuche (angelehnt an [BAI10]).

Ein Beispiel zur Anwendung von Schädigungsmodellen zur Vorhersage von Materialversagen beim Rollformen liefert Wang mit der Anwendung des Oyane-Modells zum Rollformen eines Hut-Profiles aus dem hochfesten Dualphasenstahl DP980 mit gefalzten Bandkanten. Ausschlaggebend für das Materialversagen sind Schubspannungen in der Umformzone [WAN16]. Deole [DEO18] verwendet zur Versagensvorhersage das Schädigungsmodell nach Lou und Huh [LOU13]. Beim Rollformen liegt in der versagenskritischen äußeren Randfaser der Biegezone (vgl. Abbildung 6, links) ein ebener Dehnungszustand

($\eta = 0,577$) vor, auf welchen die Versuche zur Kalibrierung des Schädigungsmodells gestützt sind. Im Widerspruch zu [WAN16] werden die Schädigung und das finale Versagen auf den ebenen Dehnungszustand in der äußeren, auf Zug belasteten Randfaser im Biegeradius zurückgeführt, wobei Versagen in Form von Rissen auftritt [DEO18].

2.2.5 Integration zusätzlicher Prozesse beim Rollformen

Das Fertigungsverfahren Rollformen eignet sich, wie in Abbildung 5d dargestellt, für die Integration zusätzlicher Prozesse. Im Kontext dieser Arbeit sind das Inline-Schweißen, aber auch die Inline-WBH von Bedeutung.

Inline-Schweißen

Zum Inline-Schweißen nach dem Rollformen existieren verschiedene Verfahren. Das Pressschweißen (Hoch-Frequenz-Induktions (HFI)- und Widerstandschweißen), das WIG-Schweißen und das Laserstrahlschweißen führen zu einer hohen Produktivität im Fertigungsprozess und einer hohen Qualität des Rohrs [GRO08b]. Beim HFI-Schweißen werden die Bandkanten des offenen Rohrs bei gleichzeitiger Einwirkung von Druck und Wärme verschweißt [WAN01]. Für das HFI-Schweißen spricht insbesondere die hohe Prozessgeschwindigkeit von bis zu 150 m / min [FAS91]. Rohrmoser hat das HFI-Schweißen der Legierung EN AW-7075 im T4- und im O-Zustand untersucht [ROH94]. Beim Schweißen im T4-Zustand wird der Ausgangszustand nach einer mehrtägigen Kaltauslagerung wieder erreicht. Im Bereich des Schweißguts (vgl. Abbildung 16), in dem die Temperaturen zeitweise über 500 °C erreichen, kommt es durch Anschmelzungen der Korngrenzen zu einem Festigkeitsabfall und einer Zunahme der Sprödigkeit. Das Warmauslagern nach dem Schweißen auf den T6-Zustand erhöht die Festigkeit und die Umformbarkeit des Rohrs. Beim Schweißen im O-Zustand treten Heißrisse auf, welche durch eine WBH nicht rückgängig gemacht werden können und damit zu einer deutlich reduzierten Festigkeit des Rohrs führen [ROH94].

Ein Vorteil des Laserstrahlschweißens ist die kleine Wärmeeinflusszone [DIL06, KOU03]. Weiterhin konnte am Beispiel laserstrahlgeschweißter Rohre im Vergleich mit pressgeschweißten Rohren (Widerstandschweißen) aus den Stählen

DP590 und TRIP590 gezeigt werden, dass die Schweißzone beim Laserstrahlschweißen kleiner ist [KON04]. Zusätzlich weisen laserstrahlgeschweißte Rohre eine bessere Umformbarkeit beim Innenhochdruckumformen auf.

Beim Inline-Schweißen nach dem Rollformen ist die Anordnung der Schweißrollen für die verschiedenen Schweißprozesse von Bedeutung. Kriterien für die Rollenordnung sind der Rohrdurchmesser, das Verhältnis vom Durchmesser zur Wandstärke und das zu verschweißende Material [WRI97]. Beim Laserstrahlschweißen ist die Zugänglichkeit des Laserstrahls ein weiteres Kriterium für die Rollenordnung. Dabei sind die Anforderungen an den Versuchsaufbau bzgl. der Positioniergenauigkeit des Laserstrahls relativ zum Schweißpunkt hoch, da der Laserstrahldurchmesser sehr klein ist [SUH06]. Industriell werden beim Schweißen von Rohren optische Systeme zur Nahtlageverfolgung genutzt, da Rohre während und nach dem Rollformen zur Verdrehung neigen [BRE07, WAG19]. Das Vorliegen eines Nullspalts ist beim Laserstrahlschweißen vorteilhaft (vgl. Kapitel 2.4.3). Außerdem müssen während des Schweißens kontinuierlich dieselben Bedingungen herrschen, da sich die Diskontinuität des Schweißprozesses ansonsten in der Schweißnaht niederschlägt.

Inline-Wärmebehandlung

Aufgrund des kontinuierlichen Materialflusses ist das Rollformen für eine prozessintegrierte Erwärmung oder WBH des umzuformenden Materials geeignet. Gründe für die Erwärmung oder die WBH sind zum einen die gezielte Steigerung des Formänderungsvermögens und zum anderen die Einstellung der Produkteigenschaften nach dem Rollformen. Richter et al. [RIC15] zeigen am Beispiel des Rollformens der Magnesiumlegierung AZ31, dass die Umformung bei erhöhten Temperaturen zu einer Steigerung des Formänderungsvermögens und damit zur Vermeidung fertigungsbedingter Risse führt. Das Magnesiumband wird vor der ersten Umformstufe erwärmt und anschließend umgeformt. Der Wärmetransfer vom Magnesiumband in die Umformrollen resultiert in einem signifikanten Temperaturabfall bereits nach der ersten Umformstufe. In einer weiteren Studie von Lee et al. konnte die Rückfederung eines Rohrs durch die Umformung bei erhöhten Temperaturen verringert werden [LEE10]. Lindgren [LIN09] hat mit einer partiellen Erwärmung des Blechbands das Formänderungsvermögen beim Rollformen erhöht. Einen weiteren Ansatz zur lokalen Erhöhung des Formänderungsvermögens wurde von Merklein mittels Laser-WBH

untersucht [MER02]. Beim Rollformen von Mangan-Bor-Stählen bietet sich eine Wärme-Nachbehandlung an. Dabei wird das Blechband im Lieferzustand rollgeformt, ehe das umgeformte Rohr oder Profil nach dem Rollformen erwärmt und anschließend abgeschreckt wird [HOR17, KUN22]. Bei abschreckempfindlichen Materialien, wie Mangan-Bor-Stählen, ermöglicht das gezielte Abschrecken die Applikation gradierter mechanischer Eigenschaften beim Rollformen.

In der Literatur findet die Erwärmung des Blechbands aufgrund der hohen möglichen Aufheizraten zumeist induktiv statt. Bei der induktiven Erwärmung ist die Wahl der Induktionsspule im Hinblick auf die Anordnung der Spule relativ zum zu erwärmenden Bauteil von großer Bedeutung [NAC18]. Nach Kunke [KUN22] ist zur Erwärmung flacher Blechbänder insbesondere die Bauform als Längsfeldinduktor vorteilhaft. Im Vergleich zum Quersfeld- und Flächeninduktor liegt eine homogene Temperaturverteilung über der Blechbreite vor. Die homogene Temperaturverteilung und -regelung gelten bei der kontinuierlichen Erwärmung von Blechbändern als herausfordernd [LUC14].

2.3 Gesenkbiegen

Nach [DIN 8586] gehört das Gesenkbiegen zu den Biegeverfahren mit geradliniger Werkzeugbewegung. Beim Gesenkbiegen wird das Werkstück zwischen dem Stempel und dem Gesenk (Matrize) gebogen, bis es die entsprechende Geometrie annimmt [KLO17]. Das Verfahrensprinzip ist in Abbildung 15 anhand des V-Gesenkbiegens im halboffenen Gesenk dargestellt.

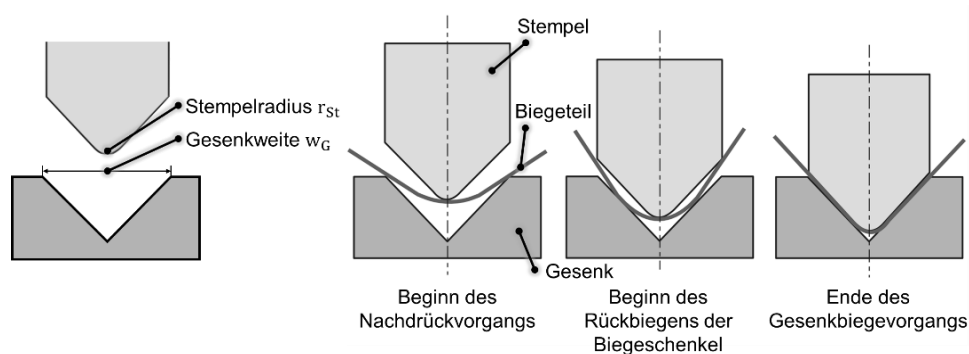


Abbildung 15: Verfahrensprinzip des V-Gesenkbiegens mit einem halboffenen Gesenk (angelehnt an [KLO17]).

Die erste Phase ist das Freibiegen, gefolgt vom Nachdrücken. Das Nachdrücken ist beendet, sobald die Schenkel des Biegeteils an den Gesenkwänden

anliegen oder der Biegeradius am Biegeteil kleiner als der Stempelradius ist [KLO17]. Abhängig vom Verhältnis der Gesenkweite zum Stempelradius $\frac{w_G}{r_{St}}$ und vom Werkstoff kommt es in der nächsten Phase zum Rückbiegen der Biegeschenkel [LAN90]. Nach Thipprakmas kann das Rückbiegen der Biegeschenkel zu einer negativen Rückfederung der Biegeschenkel führen, d. h. der Soll-Biegewinkel α ist kleiner als der Ist-Biegewinkel $\alpha_{B,R}$ nach der Rückfederung [THI08]. Der Gesenkbiegevorgang ist beendet, sobald das Biegeteil vollständig im Gesenk eingeformt ist.

2.4 Schweißen der Aluminiumlegierung EN AW-7075

Gemäß [DIN 1910-100] wird beim Fertigungsverfahren Schweißen eine dauerhafte Verbindung von Bauteilen unter Anwendung von Wärme und/oder Druck erzeugt, wobei eine Kontinuität der Werkstoffe der zu verbindenden Teile hergestellt wird. In den meisten Datenblättern ist die Legierung EN AW-7075 als „nicht schweißbar“ gelistet. Dennoch existieren Möglichkeiten, die Legierung in verschiedenen Schweißverfahren zu fügen. Dazu zählen die Schmelzschweißverfahren WIG-Schweißen und Laserstrahlschweißen. Weitere Verfahren sind das HFI-Schweißen, das zumeist für längsnahtgeschweißte Rohre eingesetzt wird und den Verfahren zum Widerstandspressschweißen zugeordnet ist [DIN 1910-100] und das Rührreibschweißen, bei dem nach [DIN EN ISO 25239-1] in der Festphase geschweißt wird.

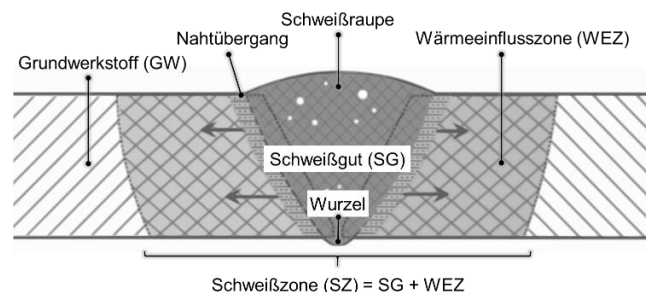


Abbildung 16: Schematische Darstellung einer Schmelzschweißverbindung (angelehnt an [DIN 1910-100, OST14]).

Schweißnähte aus Schmelzschweißverfahren werden in verschiedene Zonen eingeteilt, welche in Abbildung 16 schematisch dargestellt sind. Die Wärmeeinwirkung beim Schmelzschweißen führt zu einer Veränderung der Mikrostruktur in der Schweißzone (SZ) [HÜG96]. Die Schweißzone (SZ) ist nach [DIN 1910-

100] in zwei Bereiche unterteilt: das Schweißgut (SG) und die Wärmeeinflusszone (WEZ). Im SG wird der Grundwerkstoff (GW) während des Schweißens vollständig aufgeschmolzen und in der WEZ erfährt das Material aufgrund der erhöhten Temperaturen je nach Ausgangszustand eine Änderung der Eigenschaften [HÜG96].

2.4.1 Schweißfehler und Charakterisierung von Schweißnähten

Nach [DIN EN ISO 6520-1] sind die Fehler beim Schmelzschweißen metallischer Werkstoffe in sechs Hauptgruppen eingeteilt: Risse, Hohlräume, feste Einschlüsse, Bundefehler durch ungenügende Durchschweißung, Form- und Maßabweichungen und sonstige Unregelmäßigkeiten. Darüber hinaus existiert mit [DIN EN ISO 13919-2] eine Richtlinie mit Anforderungen und Empfehlungen zu Unregelmäßigkeiten, speziell für das Strahlschweißen von Aluminiumlegierungen, Magnesiumlegierungen und reinem Kupfer. In Abbildung 17a sind typische Fehler beim Schweißen metallischer Werkstoffe dargestellt. Zusätzlich sind in Abbildung 17b weitere Fehler dargestellt, die beim Pressschweißen von Rohren auftreten können [DIN EN ISO 6520-2].

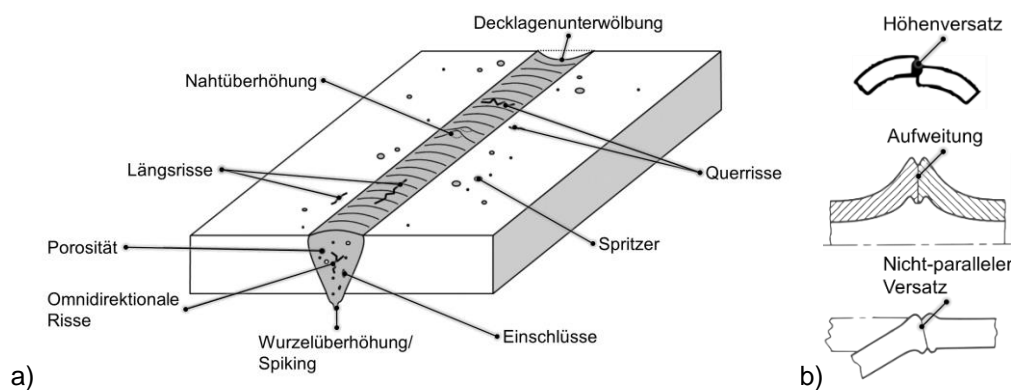


Abbildung 17: a) Typische Ausprägung von Fehlern beim Schweißen metallischer Werkstoffe (angelehnt an Enz [ENZ17]). b) Höhenversatz (oben), Aufweitung (mittig) und nicht-paralleler Versatz (unten) schmelzgeschweißter Rohre im Schweißnahtbereich (angelehnt an [DIN EN ISO 6520-2, SUH06]).

Die Charakterisierung der Schweißnähte kann in zerstörenden und nicht-zerstörenden Prüfverfahren erfolgen. Beispiele für nicht-zerstörende Prüfverfahren sind nach [DIN EN ISO 17635] die Sichtprüfung, die Eindringprüfung, die Magnetpulverprüfung, die Wirbelstromprüfung, die Durchstrahlungsprüfung und die Ultraschallprüfung. Als zerstörende Prüfverfahren sind Zugversuche [DIN EN ISO 4136], Härteprüfungen [DIN EN ISO 9015-2] oder metallographische Untersuchungen zu nennen. Innerhalb der Zugversuche wird die mechanische

Festigkeit der Schweißnaht ermittelt. Darüber hinaus gibt die Härteprüfung Aufschluss über die Ausprägung des Schweißguts und der Wärmeeinflusszone. Bei geschweißten Rohren sind Ringzugversuche [DIN EN ISO 8496], Ringfaltversuche [DIN EN ISO 8492], Aufweitversuche [DIN EN ISO 8493] und weitere spezifische Versuche möglich.

2.4.2 Schweißbarkeit von Aluminiumlegierungen

Nach DIN-Fachbericht ISO/TR 581 ist die Schweißbarkeit eines Bauteils aus metallischem Werkstoff gegeben, wenn eine stoffschlüssige Verbindung durch Schweißen unter Beachtung eines geeigneten Fertigungsablaufs erreicht wird. Die Schweißbarkeit hängt gleichermaßen von der Schweißseignung, der Schweißsicherheit und der Schweißmöglichkeit ab. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 18 dargestellt. [DIN ISO/TR 581]

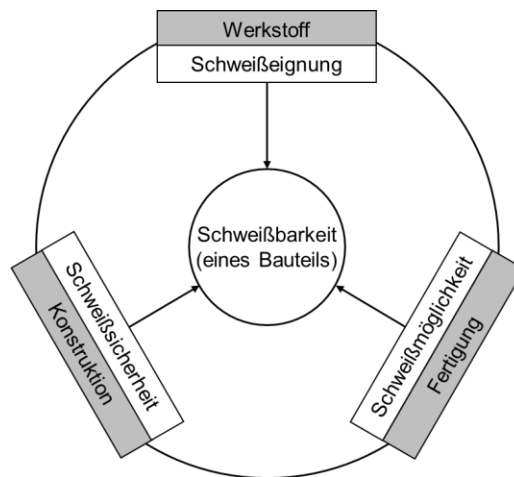


Abbildung 18: Schweißbarkeit eines Bauteils in Abhängigkeit der Schweißseignung, der Schweißsicherheit und der Schweißmöglichkeit [DIN ISO/TR 581].

Die Schweißseignung ist abhängig von den werkstoffgegebenen chemischen, metallurgischen und physikalischen Eigenschaften. Je weniger werkstoffbedingte Faktoren bei der Festlegung des Schweißverfahrens berücksichtigt werden müssen, desto besser ist die Schweißseignung eines Werkstoffs. Die Schweißsicherheit einer Konstruktion ist gegeben, wenn das geschweißte Bauteil aufgrund seiner konstruktiven Gestaltung funktionsfähig ist. Sie ist umso größer, je weniger konstruktionsbedingte Faktoren bei der Werkstoffauswahl für ein bestimmtes Schweißverfahren beachtet werden müssen. Der letzte Punkt ist die Schweißmöglichkeit. Diese ist gegeben, wenn die Schweißnähte unter den gewählten Fertigungsbedingungen ordnungsgemäß hergestellt werden

können. Folgende Faktoren beeinflussen die Schweißmöglichkeit: die Art des Schweißstoßes (vgl. Abbildung 20), die Vorbereitung der Fügekanten, der Fertigungsablauf, die Verwendung eines Zusatzwerkstoffs und eine nachträgliche WBH. [DIN ISO/TR 581]

In Anbetracht der Schweißbeignung unterscheidet sich das Schweißen von Aluminiumlegierungen in vielen Aspekten vom Schweißen von Stahl und gilt im Allgemeinen als herausfordernd. Dieser Tatsache liegen werkstofftechnische Eigenschaften des Aluminiums zugrunde, welche im Folgenden erläutert werden. Zunächst ist die im Vergleich zum Stahl hohe Wärmeleitfähigkeit zu nennen, welche dazu führt, dass trotz der geringeren Dichte ein ähnlich hoher Wärmeeintrag für Schmelzschweißprozesse notwendig ist [OST14]. Zusätzlich führt der große thermische Ausdehnungskoeffizient zu Verzug und Eigenspannungen nach dem Schweißen. Dies ist wiederum bei der Gesamtkonstruktion zu berücksichtigen [OST14]. Aufgrund der hohen Wärmeausdehnung ist eine gute Einspannung der Schweißpartner notwendig [CAO03]. Die hohe Affinität des Aluminiums zu Sauerstoff sorgt für die Bildung einer Oxidschicht. Diese führt beim Schweißen von Aluminiumlegierungen aufgrund ihrer hohen Schmelztemperatur, welche im Schweißprozess nicht erreicht wird, zu rissähnlichen Fehlstellen im Schweißgut, da sie im flüssigen Schmelzbad verbleibt. Die Oxidation des Schweißbads ist während des Schweißens durch die Zuführung eines Schutzgases vermeidbar [OST14].

Eine weitere Besonderheit beim Schweißen von Aluminiumlegierungen basiert auf der hohen Wasserstofflöslichkeit des schmelzflüssigen Aluminiums. Diese führt zur sogenannten Wasserstoffporosität durch Einlagerung von Wasserstoff, welcher beim Erstarren der Schmelze im Schweißgut eingeschlossen wird. Quellen für den Wasserstoff sind an der Oxidhaut absorbierte Fette und Öle, oder Wasserstoff, der sich beim Schweißprozess zersetzt. Folglich führt eine Vorbereitung der Fügekanten zur Verbesserung der Schweißmöglichkeit und damit zu einer besseren Schweißbarkeit (vgl. Abbildung 18). Zuletzt ist die Entfestigung kaltverfestigter oder aushärtbarer Aluminiumlegierungen zu nennen. Bei aushärtbaren Aluminiumlegierungen, wie der Legierung EN AW-7075, führt die Wärmewirkung zu signifikanten Änderungen in der Mikrostruktur im und rund um das Schweißgut und damit zumeist zu einer Entfestigung. [HÜG96]

Bisherige Forschungsarbeiten zum Schweißen der Aluminiumlegierung EN AW-7075

Tabelle 5 gibt einen Überblick über den bisherigen Stand der Technik zum Schweißen der Legierung EN AW-7075. Zur Bewertung der Schweißnahtfestigkeit wird der Schweißnahtfaktor SF eingeführt. Dieser bildet das Verhältnis der Zugfestigkeit in der Schweißzone $R_{m,SZ}$ zur Zugfestigkeit im Grundwerkstoff $R_{m,GW}$ ab. Bei der Zugfestigkeit in der Schweißzone $R_{m,SZ}$ wird nicht zwischen einem Versagen in der Wärmeeinflusszone oder dem Schweißgut unterschieden. Die höchsten Festigkeiten sind mit dem Rührreißschweißen erreichbar. Mit einer zusätzlichen WNBH ist ein Schweißnahtfaktor $SF > 1$ möglich [BAY16].

$$SF = \frac{R_{m,SZ}}{R_{m,GW}} \quad (16)$$

Tabelle 5: Zusammenfassung zum Stand der Technik in Bezug auf das Schweißen der Legierung EN AW-7075.

Schweißverfahren	Schwierigkeiten	Möglichkeiten zur Optimierung	SF [MPa/MPa]
WIG-Schweißen	- Rissempfindlichkeit [SOK19] - Reduzierte Festigkeit in der WEZ [LIU04]	- WNBH [LIU04] - Zusatzwerkstoff: 7075-TiC [SOK19]	- 0,71 [LIU04] - 0,74 + WNBH [LIU04] - 0,64 [SOK19] - 0,90 + WNBH [SOK19]
Laserstrahlschweißen	- Stabilität der Dampfkapillare und daraus folgende Porosität der Schweißnaht [ENZ17]	- Defokussierung [ENZ17] - Zweistrahl-schweißen [HOL17] - Reduzieren der Schweißgeschwindigkeit [ENZ15] - WNBH [LIU04]	- 0,83 [LIU04] - 0,91 + WNB [LIU04] - 0,69 [ENZ16]
HFI-Schweißen (Längsnaht Rohr)	- Hohe Wärmeleitung [ROH94] - Ungünstige Neuorientierung der Körner durch hohen Schweißdruck [ROH94] - Metallurgische Kerbe durch Zähigkeitsgradienten zwischen GW und WEZ [ROH94]	- Hohe Schweißgeschwindigkeit [ROH94] - WNBH [ROH94]	- Keine Angabe
Rührreißschweißen	- Reduzierte Festigkeit in der WEZ [BAY16]	- WNBH [BAY16]	- 0,82 [BAY16] - 1,09 + WNBH [BAY16] - 0,85 [SAJ19] - 0,95 + WNBH [SAJ19]

2.4.3 Laserstrahlschweißen

In Bezug auf die Prozesskette zum Längsnahtschweißen eines Rohrs, welche in dieser Arbeit mittels Laserstrahlschweißen realisiert wird, konzentriert sich der folgende Abschnitt auf das Laserstrahlschweißen der Legierung EN AW-7075. Das Laserstrahlschweißen gehört nach [DIN 1910-100] zur Untergruppe der Schmelzschweißverfahren mit dem Energieträger „Strahlung“ und ist wiederum in die Gruppen Festkörper-Laserstrahlschweißen (z. B. Nd:YAG-Laser) und Gas-Laserstrahlschweißen (z. B. CO₂-Laser) aufgeteilt.

Beim Laserstrahlschweißen wird die zum Schweißen benötigte Wärme durch einen Laserstrahl erzeugt, welcher auf das Bauteil auftrifft [OST14]. Die Absorption der Laserstrahlung an der Werkstückoberfläche erzeugt die zum Schweißen benötigte Wärme. Im Vergleich zum Lichtbogenschweißen (z. B. WIG-Schweißen) ist der Wärmeeintrag aufgrund der lokalen Begrenzung auf den Strahldurchmesser gering [DIL06, KOU03]. Das in dieser Arbeit relevante Tiefschweißen ist durch die Ausbildung einer Dampfkapillare beim Laserstrahlschweißen charakterisiert und ist in Abbildung 19 dargestellt. Beim Tiefschweißen können schlanke, tiefe Schweißnähte bei hohen Prozessgeschwindigkeiten realisiert werden [HÜG96]. Über eine Vielfachreflexion wird der Laserstrahl an den Wänden der Dampfkapillare eingekoppelt und absorbiert [HÜG96].

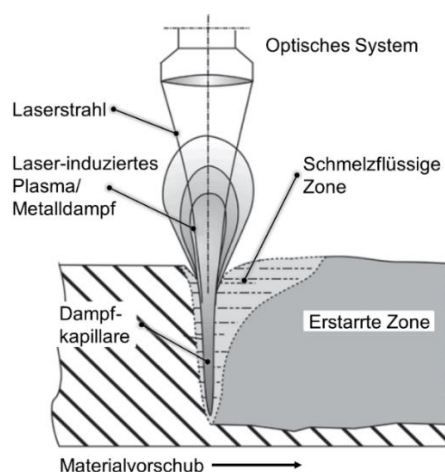


Abbildung 19: Ausbildung der Dampfkapillare beim Tiefschweißen (angelehnt an [OST14]).

Zusätzlich zu den in Kapitel 2.4 genannten Herausforderungen beim Schweißen von Aluminiumlegierungen treten beim Schweißen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 weitere Schwierigkeiten auf. Diese sind durch die Zusammensetzung der Legierung begründet. Die unterschiedlichen Dampfdrücke

der einzelnen Legierungselemente können während des Schweißens zu einer instabilen Dampfkapillare und damit zu einer porösen Schweißnaht aufgrund von Lufteinschlüssen führen [VER08]. Weiterhin führt das Verdampfen des Zinks und des Magnesiums aufgrund deren vergleichsweise geringen Siedepunkte (Zink: $T = 907 \text{ °C}$ und Magnesium: $T = 1091 \text{ °C}$) zu einem Verlust an Zink und Magnesium in der Schweißnaht und folglich zu einer reduzierten Festigkeit der Schweißnaht infolge der veränderten Mikrostruktur [ENZ17, WU13]. Das Verdampfen resultiert aus der hohen Energiekonzentration des Laserstrahls in der Dampfkapillare [KOU03]. Li et al. haben gezeigt, dass die Wandtemperatur in der Dampfkapillare beim Laserstrahlschweißen von Aluminium inhomogen ist und bei Umgebungsdruck durchschnittlich $1800 - 2200 \text{ K}$ beträgt [LI19].

Eine instabile Dampfkapillare führt zu einer schwankenden Qualität der Schweißnaht über deren Länge [HÜG96]. Eine Maßnahme zur Stabilisierung der Dampfkapillare ist die Defokussierung des Laserstrahls und die daraus resultierende Vergrößerung des Strahldurchmessers auf der zu verschweißenden Bauteiloberfläche. In der Arbeit von Enz konnte gezeigt werden, dass die Porosität der Schweißnaht bei gezielter Defokussierung des Laserstrahls abnimmt [ENZ17]. Eine weitere Möglichkeit zur Stabilisierung der Dampfkapillare bietet das Schweißen unter reduziertem Umgebungsdruck [LI19] oder die Verwendung von Schutzgas [HÜG96]. Weiterhin hat die Neigung zur Heißrissbildung bei kupferhaltigen Aluminium-Zinklegierungen einen negativen Einfluss auf das Schweißergebnis [ENZ15]. Eine einfache Gegenmaßnahme ist die Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit.

Der Hauptgrund für die Festigkeitsabnahme beim Schweißen der Legierung EN AW-7075 liegt in der Inhomogenität der SZ in Bezug auf deren chemische Zusammensetzung und der Temperatureinwirkung auf die WEZ mit der daraus resultierenden Beeinflussung der Gefügestruktur [VER08, WU13]. Gute Schweißnähte werden durch die Wahl des richtigen Zusatzwerkstoffs (vgl. Kapitel 2.4.3) und die Vermeidung von Schweißfehlern (vgl. Kapitel 2.4.1) erreicht. Weiterhin ist das Schweißen bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten zur Minimierung der Größe der festigkeitsmindernden WEZ vorteilhaft [VER08].

Wärme-Nachbehandlung (WNBH)

Eine Maßnahme zur Festigkeitssteigerung geschweißter Verbindungen aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 ist die WNBH [ENZ16, LIU04, VER08]. In Anlehnung an die in Kapitel 2.1.1 vorgestellten WBHs besteht die WNBH nach dem Schweißen aus dem Lösungsglühen mit nachfolgendem Abschrecken und Warmauslagern. Das Ziel ist, den hochfesten T6-Zustand wiederherzustellen. Tabelle 5 zeigt, dass die WNBH bei allen Schweißverfahren zu einer Erhöhung des SF führt.

Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff

Schweißzusatz oder Zusatzwerkstoff ist nach [DIN 1910-100] ein beim Schweißen zugegebener Werkstoff, der zur Bildung der Schweißnaht beiträgt. Die Schweißeignung von Aluminiumlegierungen ist eng verknüpft mit der richtigen Wahl des Schweißzusatzes [OST14]. Der Zusatzwerkstoff wird beim Laserstrahlschweißen in Form eines Schweißdrahts zugeführt und während des Schweißens zusammen mit dem Grundwerkstoff aufgeschmolzen [SUN99]. Am Beispiel des WIG-Schweißens der Legierung EN AW-7075 konnte der Einsatz eines mit Nano-Titancarbid (TiC) dotierten EN AW-7075-Drahts die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht signifikant verbessern [SOK19]. Das Vorhandensein von TiC verringert die Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze und damit das unerwünschte dendritische Kornwachstum. Zusätzlich fungieren die TiC-Partikel als Keimbildner. Neben der Ausbildung eines feinkörnigen Gefüges im SG ist die reduzierte Heißrissanfälligkeit bei Verwendung des Schweißdrahts hervorzuheben [SOK19]. Der Einfluss des Zusatzwerkstoffs (EN AW-5087-Draht) auf das Laserstrahlschweißen der Legierung EN AW-7075 wurde von Enz untersucht. Dabei wurde eine Zunahme der Wasserstoffporosität festgestellt. Signifikante Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften konnten nicht erzielt werden [ENZ17].

Im Hinblick auf den Inline-Schweißprozess des Rohrs ist beim Schweißen mit Zusatzwerkstoff die Überbrückung der vorliegenden Schweißfuge vorteilhaft. Die Ausprägung der Schweißfuge ist prozessbedingt und hängt vom Material und Versuchsaufbau ab. In Abbildung 20 sind verschiedene Formen von Schweißfugen dargestellt.

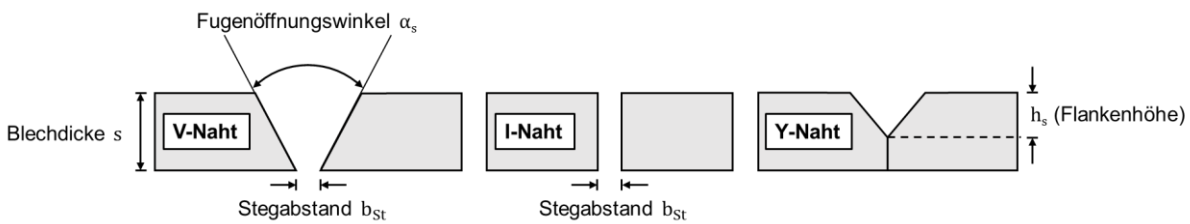


Abbildung 20: Ausprägung der Schweißfuge nach [DIN EN ISO 2553].

Parameter zur Charakterisierung der Schweißfugen sind der Fugenöffnungswinkel α_s , der Stegabstand b_{St} und die Flankenhöhe h_s . Beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff ist ein Nullspalt (I-Naht, $b_{St} = 0$ mm) zur Erreichung einer guten Schweißnaht anzustreben. Maximal zulässig ist ein Spalt mit einer Breite von $b_{St} \leq 0,1s$ [CAO03]. Sofern beim Laserstrahlschweißen ein Zusatzwerkstoff eingesetzt wird, sind Schweißfugen mit einem Stegabstand von $b_{St} = 0,2 - 1,2$ mm bei einer Dicke der Fügepartner von $s = 2,0 - 2,5$ mm möglich [CAO03, OST14, SUN99]. Das entspricht einem Bereich von $b_{St} \leq 0,1s - 0,48s$.

2.5 Prozessketten und Modellversuche

Prozessketten und deren Bewertung

Der Begriff Prozesskette ist in der Literatur nicht einheitlich definiert [GÖT13]. Eine Prozesskette ist im Rahmen dieser Arbeit als fertigungstechnische Prozesskette zu verstehen. Sie besteht aus mehreren Einzelprozessen, die miteinander verknüpft sind. Diese werden wiederum in Primär- und Sekundärprozesse aufgeteilt [GÖT13]. Primärprozesse sind zentrale Prozesse in den Prozessketten und tragen unmittelbar zur Wertschöpfung des Endprodukts bei, während Sekundärprozesse der Vor- oder Nachbereitung der Primärprozesse dienen [GÖT13]. Nach Schäfer [SCH03] ist die ganzheitliche Betrachtung fertigungstechnischer Prozessketten, also die Betrachtung des Rohstoffs über das Rohteil bis zum fertigen Erzeugnis, essenziell für die Ausschöpfung des Potenzials. Dies ist insbesondere im Hinblick auf die vom Herstellungsprozess abhängigen Materialeigenschaften zu beachten.

Kern dieser Arbeit ist die Auslegung von Prozessketten zum Rollformen und Laserstrahlschweißen von Profilen aus der hochfesten Aluminiumlegierung EN

AW-7075. Als Beispiele für Faktoren, die zu den Materialeigenschaften beitragen, sind in diesem Kontext die fertigungsbedingte Kaltverfestigung [PRA18] und die fertigungsbedingte Schädigung in Umformprozessen [TEK17], die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht [ENZ17] oder prozessintegrierte WBHs [BEH17, DEG20] zu nennen. Am Beispiel der Fertigung von Rundrohren mittels Rollformen und Schweißen nennt Breitenbach [BRE07] folgende Parameter zur Bemessung der Qualität des Endprodukts⁴: die Wandstärkenverteilung über dem Umfang, die mechanischen Eigenschaften, die Profilgeometrie und die Oberflächenqualität.

Zur Erreichung der maximalen Qualität des Endproduktes ist die Betrachtung aller Einzelprozesse und deren Wechselwirkungen mit dem oben beschriebenen ganzheitlichen Ansatz anzustreben. Die Durchführung von Modellversuchen kann zur Beschreibung der komplexen Wechselwirkungen hilfreich sein.

Modellversuche

Nach Volk et al. bilden Modelle die Realität unter vereinfachten Bedingungen ab [VOL19]. Dementsprechend bilden Modellversuche einen Realversuch oder eine reale Prozesskette unter vereinfachten Bedingungen ab. Modellversuche aus bestehender Literatur im Bereich Fertigungs- und Umformtechnik verfolgen das Ziel, die gewonnenen Erkenntnisse auf reale Prozesse zu übertragen [CZI20]. Für die Modellversuche ist eine möglichst hohe Ähnlichkeit zum Realversuch anzustreben [PAW64]. Dies bezieht sich unter anderem auf die plastostatische, dynamische und thermische Ähnlichkeit. Ergebnisse aus Modellen und damit aus Modellversuchen sollten im Sinne der Übertragbarkeit validiert werden [VOL19]. Die allgemeingültige Übertragbarkeit ist stets zu hinterfragen.

Modellversuche dienen im Rahmen dieser Arbeit einer Sensitivitätsanalyse der Prozessparameter aus den Realversuchen im Hinblick auf das Verhalten des Materials während der Umformung und der mechanischen Eigenschaften des Endprodukts. Ziel ist die vereinfachte Untersuchung der einzelnen Prozessschritte und der Wechselwirkungen zwischen einzelnen Prozessschritten innerhalb der Prozessketten.

⁴ In diesem Fall ist das Endprodukt ein Zwischenprodukt für den Nachfolgeprozess „Innenhochdruckumformung“.

3 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise

3.1 Motivation

Aus dem anhaltenden Trend zum Leichtbau ergibt sich ein hoher Bedarf für die Entwicklung und Herstellung von Leichtbaukomponenten, vor allem im Mobilitätssektor [DUC23, TIS18]. Um den Bedarf zu decken, bietet sich der Werkstoffleichtbau an, bei dem der Werkstoff den entscheidenden Beitrag zur Gewichtseinsparung leistet. Die Relevanz des Themas wird durch kürzlich abgeschlossene Forschungsprojekte zur Umformung (z. B. [BEH19, MER18]) und Veröffentlichungen zum Rollformen (z. B. [LEE18, WEI23]) hochfester Aluminiumlegierungen unterstrichen. Darüber hinaus werden aktuell aufgrund des hohen Bedarfs an Leichtbaukomponenten neue Produktionsanlagen zum Rollformen von Aluminiumprofilen für die Automobilindustrie [NOV23, SHA23] aufgebaut.

Rohrförmige Halbzeuge aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 sind nach [DIN EN 573-3] als stranggepresste und gezogene Erzeugnisse oder als HF-längsnahtgeschweißte Rohre erhältlich. Beim Strangpressen bestehen fertigungstechnische Restriktionen hinsichtlich der minimalen Wandstärke zum umschriebenen Kreisdurchmesser, der Oberflächenqualität und der maximalen Prozessgeschwindigkeit von 2,0 m / min [OST14, SAH10]. Mittels Rollformen sind dünnwandige Leichtbauprofile mit einer Prozessgeschwindigkeit von bis zu 100 m / min herstellbar [KLO17]. Dies ermöglicht eine Erweiterung der Produktpalette und ermöglicht die Herstellung optimierter Leichtbauprofile bei einer gleichzeitig hohen Produktivität. Das Laserstrahlschweißen hingegen erlaubt eine maximale Prozessgeschwindigkeit von 20 m / min [AI20, CAO03, TAK03]. Damit ist die Produktionsgeschwindigkeit in beiden Prozessen höher als beim Strangpressen. Zudem ist die Schweißzone bei laserstrahlgeschweißten Rohren kleiner als bei HF-geschweißten Rohren [KON04, ROH94].

3.2 Zielsetzung und Vorgehensweise

Basierend auf den Ausführungen aus Kapitel 3.1 wird innerhalb dieser Arbeit die Kombination der Vorteile der Aluminiumlegierung EN AW-7075 mit den Vorteilen der Fertigungsverfahren Rollformen und Laserstrahlschweißen zur Herstellung dünnwandiger und hochfester Leichtbauprofile angestrebt. Herausforderungen bei der Auslegung der Fertigungsprozesse ergeben sich aus dem geringen Formänderungsvermögen im T6-Zustand (vgl. Kapitel 2.1.2) und der schlechten Schweißbarkeit (vgl. Kapitel 2.4) der Legierung. Der T6-Zustand wird im Rahmen dieser Arbeit als Zielzustand angestrebt, da er in der Nutzungsphase die höchste Festigkeit aufweist. Aus dem geringen Formänderungsvermögen resultieren Unsicherheiten in der Auslegung der Fertigungsprozesse. Im Rahmen dieser Arbeit werden daher die Prozessgrenzen hinsichtlich des minimalen Verhältnisses vom Biegeradius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$ und typischer Fertigungsdefekte beim Rollformen (z. B. Bandkantenwelligkeit und Rückfederung) während der Prozessauslegung in FE-Modellen ermittelt und anhand von Rollformexperimenten validiert.

Temperaturunterstützte Prozessketten, bei denen eine prozessintegrierte WBH einen signifikanten Einfluss auf das Formänderungsvermögen und die Eigenschaften der Zwischen- und Endprodukte hat, sind zur Erweiterung der Prozessgrenzen und zur gezielten Einstellung der mechanischen Eigenschaften geeignet. In dieser Arbeit werden dazu die T6-, W- und O-Prozessketten untersucht, bei denen die Umformung jeweils bei Raumtemperatur stattfindet. Ziele der Prozessketten sind die Erweiterung der Prozessgrenzen, eine hohe Produktivität und eine gute Qualität der Profile in Bezug auf deren mechanische Eigenschaften und geometrische Genauigkeit. Bei der W-Prozesskette ist der Einfluss einer Inline-WBH auf die Qualität der Profile in Anbetracht der kurzen Lösungs-glühzeit und weiterer Imperfektionen zu quantifizieren.

Die Auslegung dieser Prozessketten ist komplex, da sowohl die Einzelprozesse als auch deren Wechselwirkungen untereinander berücksichtigt werden müssen. Als Hilfsmittel zur Prozessauslegung dienen Modellversuche. Aus den Modellversuchen folgen Handlungsrichtlinien für die methodische Auslegung der

Prozessketten. Abschließend werden die Modellversuche innerhalb von Realversuchen zur Herstellung von Profilen aus der hochfesten Aluminiumlegierung EN-AW 7075 validiert.

Aus der Zielsetzung ergeben sich die nachfolgenden wissenschaftlichen Fragestellungen und Vorgehensweisen zu deren Beantwortung:

1) Wie können Inline-Wärmebehandlungen beim Herstellungsprozess hochfester Aluminiumprofile durch Rollformen robust integriert werden?

Die Inline-WBH zum Lösungsglügen wird im Rahmen dieser Arbeit mit einem Induktor durchgeführt. Folglich ist die Lösungsglühzeit auf einen sehr kurzen Zeitraum begrenzt. Die Kurzzeit-WBH wird anhand von Realversuchen (Kapitel 7.1) und Modellversuchen (Kapitel 7.2) für die verschiedenen Prozessketten untersucht. Weiterhin wird der Einfluss von Imperfektionen in Form inhomogener Lösungsglühtemperaturen oder einer Abschreckverzögerung während der Inline-WBH auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung während der Umformung im W-Zustand und der Endprodukte (T6-Zustand) quantifiziert (Kapitel 7.2.2).

2) Welche Kriterien und Handlungsempfehlungen dienen einer effizienten Auslegung von Rollformprozessen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075?

Zunächst wird das Rollformen von Profilen mit einem kleinen Verhältnis vom Biegeradius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$ untersucht. Dabei steht, basierend auf den Erkenntnissen der Modellversuche (Kapitel 8.1), die Vorhersage des Materialversagens mit dem MMC-Kriterium im Vordergrund (Kapitel 8.3.1). Weiterhin wird, aufbauend auf dem Stand der Technik zur Auslegung von Rollformprozessen (Kapitel 2.2.1), eine Einformstrategie für das Rollformen eines Rundrohrs im hochfesten T6-Zustand ausgelegt (Kapitel 8.4.1). Ziel der Auslegung ist die Maximierung der Prozesseffizienz durch möglichst wenige Umformstufen. Die erarbeiteten Ergebnisse sind die Grundlage für die Prozessauslegung hochfester Profile aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075.

3) Inwiefern führen die temperaturunterstützte W- und O-Prozesskette beim Rollformen zu einer Erweiterung der Prozessgrenzen?

Aus den Modellversuchen zum Rollformen (Kapitel 8.1) geht eine signifikante Steigerung des Formänderungsvermögens temperaturunterstützter Prozessketten hervor. Zusätzlich wird das MMC-Kriterium zur Versagensvorhersage beim Rollformen (Kapitel 8.2) zur Abschätzung der Erweiterung der Prozessgrenzen (Kapitel 8.3.1) genutzt. Die Validierung der Ergebnisse erfolgt anhand von Realversuchen zum Rollformen eines Hutprofils (Kapitel 8.3.2).

4) Welche Maßnahmen führen zu einer Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit?

Aufgrund der geringen Schweißeignung der Legierung EN AW-7075 (vgl. Kapitel 2.4) stellt die Schweißnaht in der Bauteilstruktur eine potenzielle Schwachstelle dar. In den Modellversuchen zum Laserstrahlschweißen (Kapitel 9.1) werden das Schweißen mit Zusatzwerkstoff und die Applikation einer Wärme-Nachbehandlung nach dem Schweißen grundlegend untersucht. Am Beispiel der W-Prozesskette werden die Erkenntnisse aus den Modellversuchen in den Realversuch übertragen und Rohre inline geschweißt (Kapitel 9.2).

5) Welche Prozessschritte in der Prozesskette zum Rollformen hochfester Aluminiumprofile beeinflussen maßgeblich deren mechanische Eigenschaften und geometrische Genauigkeit?

Bei fertigungstechnischen Prozessketten hängen die mechanischen Eigenschaften der Endprodukte von den einzelnen Prozessen und deren Wechselwirkungen ab (vgl. Kapitel 2.5). Die systematische Untersuchung der Prozessschritte Rollformen und Wärmebehandlung erfolgt innerhalb der Modellversuche in Kapitel 7.2 und für das Schweißen in Kapitel 9.1. Die Ergebnisse aus den Modellversuchen werden anhand der Realversuche in Kapitel 8.3.2 und Kapitel 9.2 validiert. Eine abschließende Analyse der Wechselwirkungen und der Einzelprozesse im Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften erfolgt in Kapitel 10.1.


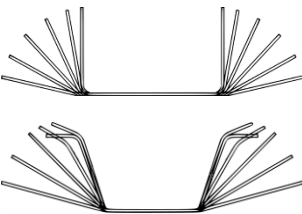

4 Versuchsanlagen, Material und Messsysteme

In diesem Kapitel werden die Versuchsanlagen und das Material für die Durchführung der Versuche vorgestellt. Darüber hinaus werden die Messsysteme zur Materialcharakterisierung, Temperaturmessung, Geometrievermessung und Messung dynamischer Formänderungen beschrieben.

4.1 Rollformanlage

Die Durchführung der Rollformversuche erfolgt auf drei verschiedenen Anlagen. In Tabelle 6 sind die Rollformanlagen und die zugehörigen Rollensätze zusammengefasst.

Tabelle 6: Rollformanlagen und zugehörige Rollensätze.

Rollformanlage	Dreistern P3.200.20-Sonder [PTU23e]	VOEST P450/4 [EIC87]	Rollformanlage IFM, Deakin University [IFM23]
Anzahl Gerüste	20	12	5
Rollensatz	Rohr (11 Stufen)	U-Profil (6 Stufen) Hutprofil (6 Stufen)	V-Profil (10 Stufen). Werkzeugwechsel, wenn mehr als 5 Stufen umgeformt werden.
Profilblumen			

Die Rollensätze und Profiltypen sind hinsichtlich der verwendeten Umformrollen, Parameter und Biegewinkelfolgen im Anhang 13.1 dargestellt. Abbildung 21 zeigt die verschiedenen, im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Rollformanlagen. Die Rollformanlagen sind vergleichbar mit industriell genutzten Anlagen.

Bei den Rollformanlagen sind die Ober- und Unterrollen angetrieben. Die Seitenrollen verfügen über keinen aktiven Antrieb. Im Rahmen dieser Arbeit werden die Versuche zum Rollformen mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 1 m / min und ohne Schmierstoff durchgeführt.

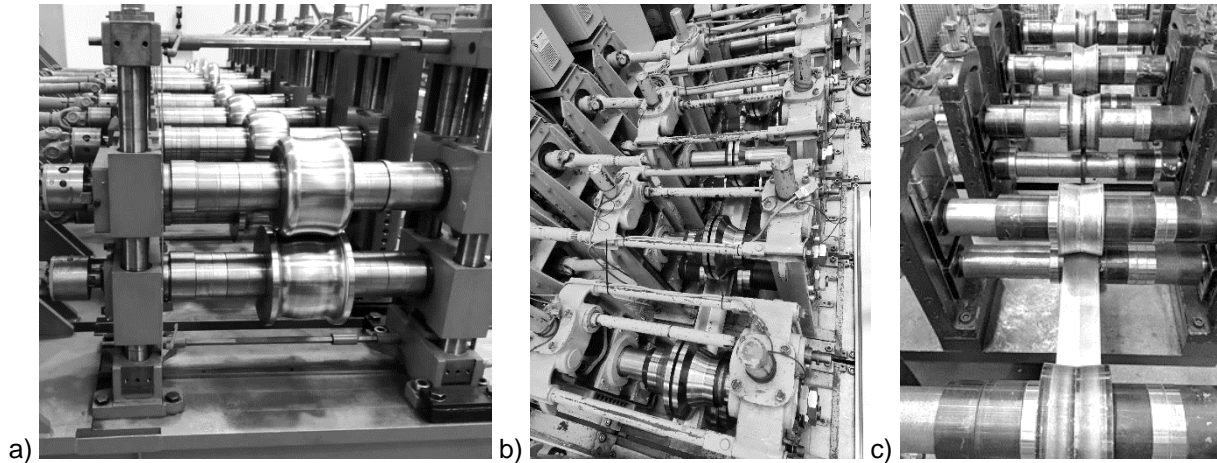


Abbildung 21: Rollformanlagen: a) Dreistern P3.200.20- Sonder. b) VOEST P450/4. c) Rollformanlage IFM, Deakin University.

4.2 Laserbearbeitungszentrum

In der Prozesskette zur Herstellung von Rohren aus der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 erfolgt der Schweißprozess in der Fertigungslinie direkt nach dem Rollformen. Dazu steht ein Ytterbium-Faserlaser vom Typ YLS-3000-S2T der Firma IPG mit einer max. Ausgangsleistung von $P_L = 4 \text{ kW}$ zur Verfügung. Die zugehörige Laseroptik MWO44 der Firma Reis Lasertec ist mit dem 6-Achs-Portalroboter RLP16-26 verfahrbar. Zusätzlich ermöglicht die Laserstrahlschweißanlage die Zuführung von Schutzgas durch eine Schutzgasflöte und von Kaltdraht über eine Kaltdrahtzuführung ($0,8 \text{ mm} \leq d \leq 1,6 \text{ mm}$) vom Typ DIX FDE-PN 100 L der Firma Dinse [DIN22]. Für die Inline-Schweißversuche verfügt die Laserschutzkabine über einen Eingang und einen Ausgang zur Durchführung des Rohrs während des Schweißens. [IPG11, PTU23b]

4.3 Gesenkbiegewerkzeug und Servomotorpresse

Für das Gesenkbiegen steht ein halboffenes V-Gesenkbiegewerkzeug zur Verfügung. Dieses verfügt über austauschbare Stempel und Gesenke und wird in der SynchroPress SWP 2500 betrieben. Die SynchroPress SWP 2500 ist eine

Servomotorpresse mit einer max. Kraft von 2500 kN und einer max. Umformgeschwindigkeit von 180 mm / s [PTU23d]. Das Gesenkbiegewerkzeug ist im Stempel über vier Heizpatronen mit einer Leistung von jeweils 400 W beheizbar. Die Temperaturregelung erfolgt über einen Heizregler mit einem Thermoelement, welches in das Gesenk eingesteckt ist. In Abbildung 22 ist der Versuchsaufbau zum Gesenkbiegen dargestellt.

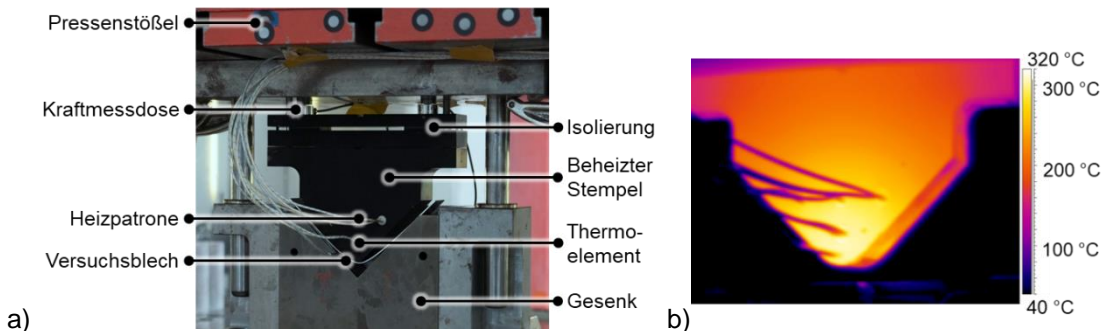


Abbildung 22: a) Versuchsaufbau zum Gesenkbiegen mit beheizbarem Stempel. b) Thermokamera-Aufnahme bei einer Stempeltemperatur von $T = 300 \text{ °C}$ [SUC19*].

4.4 Rundknetanlage

Für die Nachbearbeitung der rollgeformten und geschweißten Rohre wird im Rahmen dieser Arbeit eine Rundknetanlage vom Typ UR 8-4-DD-50LH-CNC der Firma HMP verwendet. Es handelt sich um eine Umlauf-Einstich-4-Stößel-Hämmermaschine, bestehend aus einer Vorschubeinheit und einer Rundkneteinheit. Die Knetfrequenz beträgt 30 Hz, der Arbeitshub 0,7 mm, die max. Axialkraft 400 kN und die max. Radialkraft 1000 kN. Es können Rohre mit einem max. Durchmesser von 95 mm verarbeitet werden. [PTU23c]

4.5 Erwärmungsanlagen und Abschreckvorrichtung

Die Wärmebehandlung der Versuchsmaterialien erfolgt im Rahmen dieser Arbeit mittels Erwärmungsanlagen und Abschreckvorrichtungen. Diese werden im folgenden Kapitel vorgestellt.

4.5.1 Öfen

Innerhalb der Arbeit werden drei verschiedene Öfen genutzt. Anwendungen sind die Wärme-Vorbehandlung (WVBH) zur Erhöhung des Formänderungsver-

mögens für das Rollformen, die WNBH zur gezielten Einstellung der Bauteileigenschaften und Modellversuche zur Abbildung verschiedener Prozessketten. In Tabelle 7 sind die verschiedenen Öfen und die zugehörigen technischen Daten dargestellt. Im externen Ofen der Härterei Reese Brackenheim GmbH werden 2 m lange Platinen weichgeglüht.

Tabelle 7: Technische Daten der im Rahmen der Arbeit genutzte Öfen.

Bezeichnung	Typ	max. Temperatur	Abmessung Ofeninnenraum	Temperaturgenauigkeit laut Hersteller
Nabertherm N41/H	Kammerofen (Strahlung)	1280 °C	350 * 500 * 500 mm ³	k. A.
Nabertherm NA 15/65	Umluftofen (konvektiv)	650 °C	295 * 340 * 170 mm ³	± 5 °C [DIN 17052-1, NAB23]
Binder FDL 115	Umluftofen (konvektiv)	300 °C	435 * 600 * 830 mm ³	± 5,8 °C [BIN15]
Extern, Härterei Reese Brackenheim GmbH		Unbekannt	Unbekannt	Unbekannt

4.5.2 Kontakterwärmungseinheit

Im Rahmen der Modellversuche zur Nachbildung realer Prozesse für die Prozesskette zum Rollformen und Schweißen mit integrierter WBH wird eine Kontakterwärmungsanlage eingesetzt. Diese wurde am PtU entwickelt und besteht aus zwei Heizplatten mit jeweils 10 integrierten Heizpatronen [SCH22]. Die Temperaturregelung der Heizpatronen erfolgt in einem Regelkreis mit Thermoelementen nahe der Kontaktfläche der Heizplatten. Im Dauerbetrieb ist die Kontakterwärmungseinheit auf eine Temperatur von max. 550 °C ausgelegt. Die erwärmte Kontaktfläche der Heizplatten hat eine Größe von 125 * 500 mm² [SCH23]. Hervorzuheben ist die im Vergleich zu konvektiven Erwärmungsanlagen hohe Aufheizrate [GÜN21a, SUC22a*].

4.5.3 Induktive Erwärmung

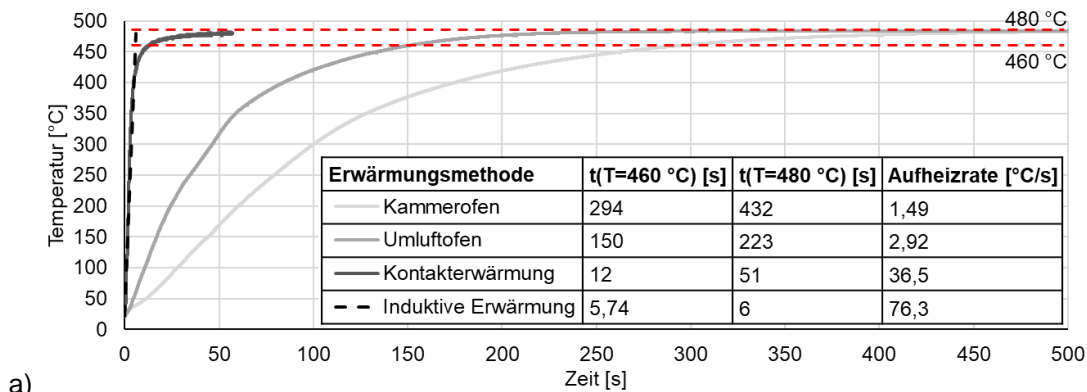
Innerhalb dieser Arbeit wird die induktive Erwärmung zur Inline-WBH eingesetzt. Zur kontaktlosen induktiven Erwärmung steht der Mittelfrequenz (MF)-Generator Trumpf TruHeat 5040 MF zur Verfügung. Dieser verfügt über eine max. Leistung von $P_{\text{ind}} = 40 \text{ kW}$ und einen Frequenzbereich von $f_{\text{ind}} = 20 - 200 \text{ kHz}$

[TRU10]. Zur Erwärmung des Blechbands dient ein Längsfeldinduktor⁵ (vgl. Abbildung 25), welcher im Zusammenspiel mit dem Schwingkreis, bestehend aus einer Vorspule und mehreren Kondensatoren, abgestimmt ist. Der Längsfeldinduktor wurde nach Übermittlung der Anforderungen von der Firma Trumpf Hütinger GmbH & Co. KG entwickelt und gefertigt. In Kombination mit dem MF-Generator TruHeat 5040 MF ist bei einer max. Leistung von $P_{\text{Ind}} = 40 \text{ kW}$ bei einer Bandgeschwindigkeit von $v_B = 2,4 \text{ m / min}$ eine Blechtemperatur von $T = 480 \text{ °C}$ erreichbar [TRU20]. Mit einer höheren Leistung wären größere Bandgeschwindigkeiten realisierbar.

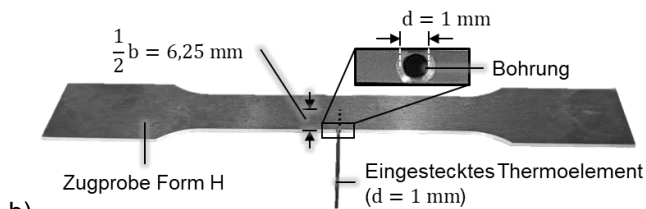
4.5.4 Vergleich der Erwärmungsanlagen

In diesem Kapitel werden die verwendeten Erwärmungsanlagen verglichen. Neben den verschiedenen Kammergrößen der Öfen und dem Erwärmungsprinzip ist ebenso die Aufheizrate von Interesse. Die Temperatur-Zeitkurven zur Ermittlung der Aufheizraten für die Zieltemperatur von $T = 480 \text{ °C}$ sind in Abbildung 23a dargestellt. Diese werden mit der in Abbildung 23b dargestellten Zugprobe (Form H) mit einem eingesteckten Mantelthermoelement vom Typ K (vgl. Kapitel 4.7) und einer Messfrequenz von 100 Hz aufgenommen. Das Thermoelement ist in eine Bohrung eingesteckt, welche sich in der Mitte der Zugprobe befindet. Die Spitze des Thermoelements wird bis zur halben Blechbreite in die Zugprobe eingesteckt. Eine Ausnahme bildet die induktive Erwärmung, welche in Anlehnung an die Inline-Erwärmung des Blechbands (vgl. Kapitel 7.1) berechnet wird. Bei der induktiven Erwärmung wird eine konstante Aufheizrate über die gesamte Aufheizzeit angenommen. Die Notwendigkeit der Annahme ergibt sich aus der schwierigen messtechnischen Zugänglichkeit bei der induktiven Erwärmung des Blechbands. Die Vorschubgeschwindigkeit des Blechs beträgt $v_B = 1 \text{ m / min}$ und die Leistung des Induktors liegt bei $P_{\text{Ind}} = 18,8 \text{ kW}$. Aus der Länge des Induktors von $l = 100 \text{ mm}$ und der Vorschubgeschwindigkeit ergibt sich eine Aufheizzeit von $t_{\text{AH}} = 6 \text{ s}$.

⁵ Der Längsfeldinduktor zur Erwärmung des Blechbands wird im Rahmen der Arbeit vereinfacht als Induktor oder Flachbandinduktor bezeichnet.



a)



b)

Abbildung 23: a) Temperatur-Zeitkurven für verschiedene Erwärmungsverfahren. b) Präparierte Zugprobe zur Messung der Temperatur mittels eingestecktem Thermoelement Typ K.

Die Aufheizrate r_{AH} wird im Temperaturbereich zwischen der vorliegenden Raumtemperatur T_{RT} und der Temperatur von 460 °C berechnet:

$$r_{AH} = \frac{460 \text{ °C} - T_{RT}}{t_{AH}(T = 460 \text{ °C})} \quad (17)$$

Im Rahmen dieser Arbeit ist der Beginn der Lösungsglühzeit t_{LG} mit dem Erreichen der Temperatur von $T = 460 \text{ °C}$ definiert. Bei der induktiven Erwärmung liegt die größte Aufheizrate von $r_{AH} = 76,3 \text{ °C} / \text{s}$ vor, gefolgt von der Kontakterwärmung mit einer Aufheizrate von $r_{AH} = 36,5 \text{ °C} / \text{s}$. Die Erwärmung in den Öfen ist mit Aufheizraten von $r_{AH} = 2,92 \text{ °C} / \text{s}$ für den Umluftofen und $r_{AH} = 1,49 \text{ °C} / \text{s}$ für den Kammerofen geringer. Die maximal gemessene Abweichung der Zieltemperatur von $T = 480 \text{ °C}$ liegt bei $\pm 2 \text{ °C}$. Eine Ausnahme bildet die induktive Erwärmung, bei der über der Blechbreite eine Temperaturdifferenz vorliegt (vgl. Kapitel 7.1).

4.5.5 Abschreckmedien und Abschreckvorrichtungen

Neben den Erwärmungsmethoden sind die Abkühl- und Abschreckmethoden entscheidend für die WBH der Legierung EN AW-7075. Zur gezielten Abkühlung nach dem Lösungsglühen existieren verschiedene Möglichkeiten, von denen im Rahmen dieser Arbeit die in Tabelle 8 aufgeführten Verfahren genutzt werden.

Tabelle 8: Verfahren zum Abkühlen und Abschrecken der Legierung EN AW-7075 nach dem Lösungsglügen.

Verfahren	Abschreckmedium	Besonderheit
Abschrecken im Tauchbad	Wasser, Abschreckpolymer, Öl	Vollständiges Eintauchen oder Eintauchen bis zu einem definierten Punkt zur Erzeugung gradiertter Eigenschaften
Luftabkühlung	Luft	
Inline-Abschrecken	Wasser-Sprühkühlung	Reine Wasser-Abschreckung (kein Wasser-Luft-Gemisch)

Analog zur Messung der Aufheizrate (vgl. Abbildung 23b) wird die Abkühlrate nach dem Lösungsglügen durch Eintauchen in ein mit verschiedenen Abschreckmedien gefülltes Tauchbad an Zugproben gemessen. Dabei werden die Zugproben zunächst im Umluftofen auf $T = 480\text{ °C}$ erwärmt und anschließend im Tauchbad abgeschreckt. Abbildung 24 zeigt die Temperatur-Zeitkurven für verschiedene Abschreckmedien. Als Abschreckmedien werden Wasser, eine 15%ige Abschreckpolymerlösung (SERVISCOL 98-AL, Firma BURGENDORF GmbH & Co. KG [BUR19]) und Öl (Dionol® Spezial HO, Firma MKU-Chemie GmbH [MKU23]) verwendet. Zusätzlich wird die Abkühlung an ruhender Luft untersucht. Die Abkühlrate r_A wird im kritischen Temperaturbereich von 425 °C bis 185 °C bestimmt:

$$r_A = \frac{425\text{ °C} - 185\text{ °C}}{t(T = 425\text{ °C}) - t(T = 185\text{ °C})} \quad (18)$$

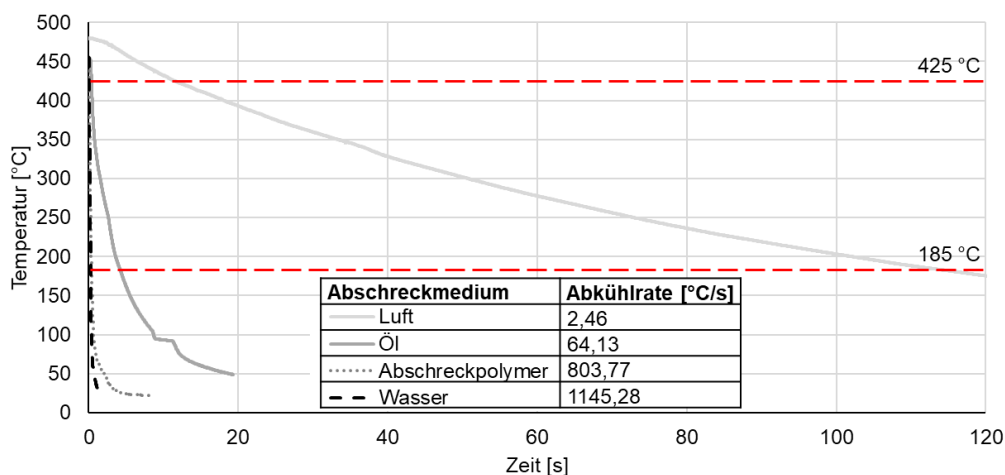


Abbildung 24: Temperatur-Zeitkurven für verschiedene Abschreckmedien.

An ruhender Luft beträgt die Abkühlrate $r_A = 2,46 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$. Eine deutlich höhere Abkühlrate ist mit den Medien Öl ($r_A = 64,13 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$), Abschreckpolymer ($r_A = 803,77 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$) und Wasser ($r_A = 1145,28 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$) erreichbar. Beim Abschrecken mit Abschreckpolymer und Wasser liegen die Abkühlraten deutlich über der kritischen Abkühlrate (vgl. Kapitel 2.1.1). Abbildung 75 (Anhang) zeigt den Vergleich der verschiedenen Abschreckmedien mit der kritischen Abkühlrate von $r_{A,krit} = 100 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$. Bei großflächigen Blechen ($125 * 300 * 1,5 \text{ mm}^3$) ist der Vorteil des Abschreckpolymers hinsichtlich des abschreckbedingten Verzugs⁶ gegenüber dem Abschrecken mit Wasser erkennbar.

Zum Inline-Abschrecken des Blechbands innerhalb der Prozesskette zum Rollformen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 wird im Rahmen dieser Arbeit eine Abschreckvorrichtung entwickelt und gefertigt. Innerhalb der Abschreckvorrichtung erfolgt das Abschrecken in einer Abschreckkammer über Niederdruck-Flachstrahldüsen mit einem Strahlwinkel von 90° [LEC20]. Als Abschreckmedium wird Wasser verwendet. Vorteilhaft ist die einfache Möglichkeit zur Durchführung des Blechbands und die Möglichkeit, verschiedene Profilgeometrien mit variablen Abkühlraten abzuschrecken. In Abbildung 25 sind die Abschreckvorrichtung und die induktive Erwärmung des Blechbands dargestellt.

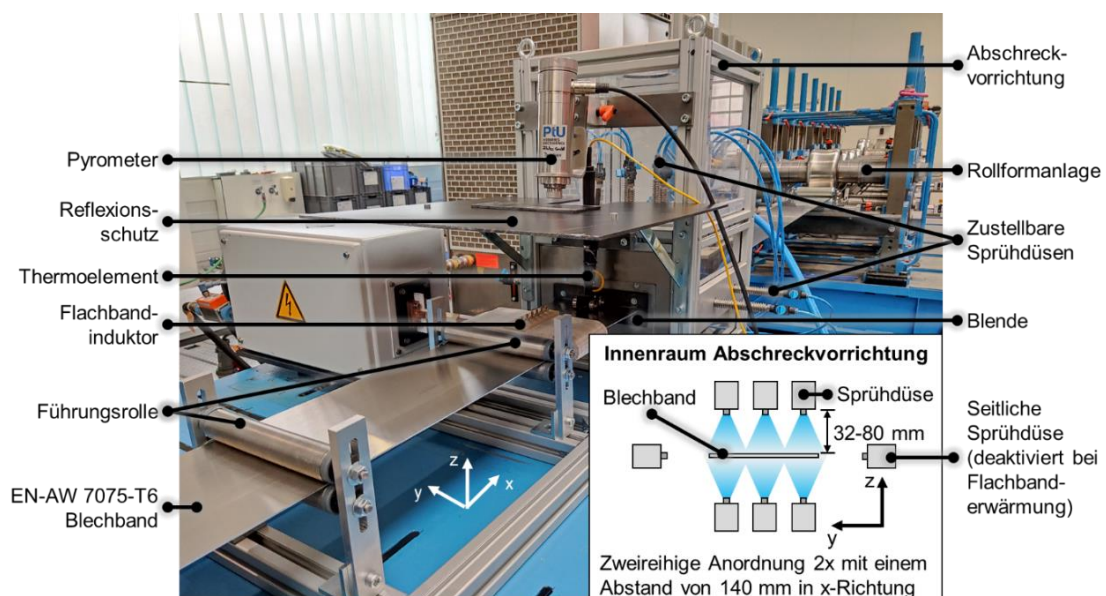


Abbildung 25: Versuchsaufbau zur induktiven Inline-Erwärmung mit nachfolgendem Abschrecken mittels Sprühdüsen [IRI20**, JOH21**].

⁶ Kleine Werkstücke, z. B. Zugproben, weisen bei gleichmäßigem und schnellem Längs-Eintauchen keinen nennenswerten Verzug auf.

Zur Durchführung des Blechs verfügt die Abschreckvorrichtung über einen Ein- und Ausgang. Um ein optimales Abschrecken zu gewährleisten, ist die Abschreckvorrichtung am Eingang mit einer temperaturbeständigen Blende aus dem Werkstoff Gleittherm G600 der Firma AGK Hochleistungswerkstoffe GmbH versehen [AGK23]. Die Blende besitzt gute Gleiteigenschaften, ist druckfest, hält Temperaturen von über 600 °C dauerhaft stand und übt im Betrieb einen Druck auf das Blech aus, damit das Austreten von Wasser aus der Abschreckvorrichtung verhindert wird. [IRI20**, JOH21**]

4.6 Materialien und Materialcharakterisierung

In diesem Kapitel werden die verwendete Aluminiumlegierung EN AW-7075 und der für die Schweißversuche genutzte Zusatzwerkstoff vorgestellt. Darauf folgt die Beschreibung der Versuchseinrichtungen zur Materialcharakterisierung.

4.6.1 Materialien

Blechcoil für das Rollformen und Schweißen

Für alle innerhalb dieser Arbeit durchgeführten Versuche wird die hochfeste Aluminiumlegierung EN AW-7075 verwendet. Laut Lieferzeugnis (AMAG rolling GmbH - Zustand: T6) beträgt die Zugfestigkeit $R_m = 591 \text{ MPa}$, die Dehngrenze $R_{p0,2} = 530 \text{ MPa}$ und die Bruchdehnung $A_{50} = 11 \%$ [AMA19]. Das Material liegt als Blechcoil vor, hat eine Breite von $b = 170 \text{ mm}$, eine Dicke von $s = 1,5 \text{ mm}$ und die Oberflächengüte ist als „Mill Finish“ angegeben. In Tabelle 9 ist die chemische Zusammensetzung der Legierung dargestellt, welche den nach [DIN EN 573-3] vorgesehenen Grenzwerten entspricht (vgl. Tabelle 1).

Tabelle 9: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Aluminiumlegierung EN AW-7075 nach Lieferzeugnis der AMAG rolling GmbH [AMA19].

Legierungselement	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
Gewichtsanteil [%]	0,08	0,12	1,6	0,04	2,7	0,19	5,9	0,05	0,04	Rest

Schweißdraht (Zusatzwerkstoff) zum Laserstrahlschweißen

In dieser Arbeit wird das Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff untersucht. Tabelle 10 zeigt die chemische Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffs 7075-

TiC⁷. Es handelt sich um einen Draht ($d = 1,2 \text{ mm}$) aus der Legierung EN AW-7075, der Nano-Titancarbid (TiC)-Partikel mit einem Durchmesser von $40 - 60 \text{ nm}$ beinhaltet. Die chemische Zusammensetzung des Schweißdrahts entspricht nicht der Norm für die Legierung EN AW-7075 (vgl. Tabelle 1), da sowohl der Magnesium- als auch der Zink-Gehalt zu hoch ist [DIN EN 573-3].

Tabelle 10: Chemische Zusammensetzung des verwendeten Zusatzwerkstoffs 7075-TiC zum Laserstrahlschweißen [SOK19].

Legierungselement	Cu	Mg	Cr	Zn	TiC	Al
Gewichtsanteil [%]	1,2	3,2	0,15	6,4	1,7	Rest

4.6.2 Prüfverfahren zur Materialcharakterisierung

Zugversuche

Zur Durchführung von Zugversuchen und Ringzugversuchen stehen zwei Zug-Druckprüfmaschinen der Firma Zwick Roell mit einer max. Nennkraft von $50 - 100 \text{ kN}$ zur Verfügung. Die Messung der Kraft erfolgt mit einem Kraftaufnehmer und die Messung der Dehnung berührungslos mit einem Videoextensometer vom Typ videoXtens [ACA23**, PTU23g]. Die Zugversuche werden nach [DIN EN ISO 6892-1] mit spanend gefertigten Zugproben durchgeführt. Im Anhang 13.2 sind die technischen Zeichnungen der Zugproben dargestellt.

Für die Ringzugversuche werden die Proben spanend, durch das Ablängen 20 mm langer Rohrabschnitte, hergestellt. Die Durchführung der Ringzugversuche erfolgt in Anlehnung an [DIN EN ISO 8496], wobei die Probengeometrie aufgrund der Größe nicht normgerecht ist. Tabelle 11 zeigt eine Übersicht der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Proben.

Tabelle 11: Proben zur allgemeinen Materialcharakterisierung und zur Prüfung der Schweißnähte.

Name	Norm und Bezeichnung	Anwendung
Standard-Zugprobe	Form H [DIN 50125]	- Ermittlung von Fließkurven - Evaluation temperaturunterstützter Prozessketten
Kleine Zugprobe	Form E [DIN 50125]	- Evaluation temperaturunterstützter Prozessketten

⁷ Der Zusatzwerkstoff wird im Rahmen der Arbeit als 7075-TiC oder kurz als TiC bezeichnet.

Schweißprobe	[DIN EN ISO 4136]	- Prüfung von Schweißnähten
Ringzugprobe	In Anlehnung an [DIN EN ISO 8496]	- Prüfung der Rohrschweißnähte

Härteprüfung

Eine Methode zur Evaluation der Materialeigenschaften ist die Härteprüfung nach Vickers [DIN EN ISO 6507-1]. Diese eignet sich zur Bestimmung räumlicher Materialeigenschaften in der Schnittebene des Prüfkörpers. Damit kann z. B. die Kaltverfestigung quantifiziert und räumlich aufgelöst werden. Für die Härtemessung werden kleine Abschnitte aus den Profilen oder Schweißnähten herausgetrennt, in einer Epoxidharzmasse eingebettet und anschließend geschliffen und poliert. Für die Durchführung der Härteprüfung nach Vickers stehen Härteprüfer vom Typ Struers DuraScan 20 und DuraScan 70 zur Verfügung [MPA23, PTU23a]. Grundsätzlich besteht eine positive Korrelation zwischen der Härte und der Zugfestigkeit R_m , die allerdings keiner genauen Gesetzmäßigkeit folgt [DIN EN ISO 18265].

Mikroskopische Untersuchung

Zur mikroskopischen Untersuchung von Querschliffen stehen ein Zeiss Smartzoom 5 Digitalmikroskop (Vergrößerung 10x bis 2022x) und ein VHX-S660E Digitalmikroskop der Firma Keyence (Vergrößerung 20x bis 2000x) zur Verfügung [KEY23, PTU23f].

4.7 Temperaturmessung

Die Temperaturmessung erfolgt im Rahmen dieser Arbeit zumeist mit Mantelthermoelementen vom Typ K. Nach [DIN EN 60584-1] liegt die Messgenauigkeit dieser Thermoelemente (Klasse 1) im relevanten Temperaturbereich von 20 – 500 °C bei ± 2 °C. Eingesetzt werden die Thermoelemente zur Temperaturregelung beheizter Kontaktflächen (Kontakterwärmungseinheit) oder Werkzeuge (Gesenkbiegewerkzeug). Außerdem können mit Hilfe dieser Thermoelemente Aufheiz- und Abkühlraten an Zugproben gemessen werden. Eine weitere Anwendung ist die Messung der Blechtemperatur nach der Inline-Erwärmung des Blechbands mit einem Typ-K-Rollenfühler-Thermoelement der Firma Dostmann [DOS21].

Eine Alternative ist die kontaktlose Temperaturmessung mittels Pyrometer oder Thermokamera. Bei stark reflektierenden Oberflächen (z. B. Aluminium) ist aufgrund des geringen Emissionsgrades ϵ bei der Temperaturmessung große Sorgfalt geboten. Zur kontaktlosen Temperaturmessung steht ein Pyrometer der Firma Fluke vom Typ E3ML-F0-D-0-0 zur Verfügung. Dieses hat bei idealen Bedingungen eine Messgenauigkeit⁸ von $\pm 2 \text{ °C}$ im relevanten Messbereich von $20 - 500 \text{ °C}$ [FLU20]. Voraussetzung für die Messung der Temperatur ist die Kalibrierung des Pyrometers durch exakte Bestimmung des Emissionsgrades ϵ . Im Rahmen der Arbeit wird es zur Temperaturmessung nach der Inline-Erwärmung des Blechbands und zur Regelung der Induktorleistung P_{Ind} genutzt.

Die verwendete Thermokamera ist vom Typ TV46 der Firma Fluke und dient der Temperaturmessung großflächiger Bereiche. Dabei besitzt die Thermokamera unter idealen Einsatzbedingungen eine Genauigkeit⁹ von $\pm 2 \text{ °C}$ oder $\pm 2 \%$ der Messtemperatur, wobei immer der größere Wert gilt [FLU19].

4.8 Geometrievermessung

Zur Vermessung von Bauteilen wird der GOM ATOS 5 3D-Scanner der Firma Carl Zeiss GOM Metrology GmbH genutzt. Aus den digitalisierten 3D-Objekten können per Post-Processing relevante Informationen (z. B. Biegewinkel, Wandstärke) aus den rollgeformten und geschweißten Profilen extrahiert werden. Die Messgenauigkeit hängt vom Messvolumen ab. [GOM07]

4.9 Messung dynamischer Formänderungen

Dynamische Formänderungen werden im Rahmen der Arbeit mit dem GOM Aramis Messsystem gemessen. In den Versuchen zur Kalibrierung des MMC-Kriteriums erfolgt die Messung lokaler Oberflächendehnungen während des Versuchs. Vor dem Versuch wird dazu ein stochastisches Muster auf die zu messende Oberfläche appliziert. Die Messung der Oberflächendehnungen erfolgt während des Versuchs nach dem Prinzip der digitalen Bildkorrelation (DIC). [GOM23]

⁸ Bei einer Umgebungstemperatur von $23 \text{ °C} \pm 5 \text{ °C}$ und einem Emissionsgrad von $\epsilon = 1$ [FLU20].

⁹ Bei einer Umgebungstemperatur von 25 °C und einem Emissionsgrad von $\epsilon = 1$ [FLU19].

5 Materialmodell und FE-Simulationen

In diesem Kapitel werden das Materialmodell für die FE-Simulationen und die FE-Modelle zum Rollformen, zur Kalibrierung des Schädigungsmodells und zur Analyse der Ringzugversuche vorgestellt. Im Rahmen dieser Arbeit werden numerische Simulationen zur Prozessauslegung und zur Prozessanalyse verwendet.

5.1 Materialmodell

Die Materialdaten für die Materialmodelle innerhalb der FE-Modelle sind in Tabelle 12 dargestellt. Zur Abbildung des plastischen Materialverhaltens werden quasistatische Zugversuche mit einer Dehnrates von $\dot{\varepsilon} = 0,001 \frac{1}{s}$ durchgeführt. Die Flachzugproben der Form H (vgl. Abbildung 68 - Anhang) werden aus dem Grundwerkstoff in einem Winkel von 0° und 90° zur Walzrichtung herausgefräst und die aus dem Zugversuch generierten Daten im Anschluss mit dem Ansatz nach Ludwik extrapoliert [LUD09]. Dieser basiert auf dem exponentiellen Zusammenhang zwischen der Fließspannung k_f und dem Umformgrad φ und wird mit der Gleichung $k_f = C * \varphi^n$ beschrieben. Dabei ist C die Formänderungsfestigkeit und n der Verfestigungsexponent [DOE07]. Bis zur Gleichmaßdehnung A_g werden die aus dem Zugversuch ermittelten Werte für die wahre Spannung (Fließspannung k_f) und die wahre Dehnung (Umformgrad φ) verwendet und bei höheren Dehnungen mit den Werten aus der nach Ludwik extrapolierten Fließkurve ergänzt. Die extrapolierten Fließkurven und die wahren Spannungs-Dehnungs-Diagramme der verschiedenen Materialzustände sind in Abbildung 26a und die Fließkurven in Abbildung 26b dargestellt. Diese basieren auf den Versuchsergebnissen der Zugproben im 0° -Winkel zur Walzrichtung. Der Unterschied in den mechanischen Eigenschaften in 0° -Richtung und 90° -Richtung ist für alle drei Materialzustände gering. Aus diesem Grund wird die isotrope Fließbedingung nach von Mises für das Material gewählt.

Beim Zugversuch im W-Zustand treten aufgrund des PLC-Effekts (vgl. Kapitel 2.1.2) hochfrequente Schwankungen bei der Kraft (Spannung) auf. Diese werden vor Implementierung in der FE-Software mit einem Mittelwertfilter geglättet. Für den T6-Zustand ist die Approximation nach Ludwik im gesamten wahren Spannungs-Dehnungs-Verlauf in guter Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Daten. Dagegen ist die Näherung nach Ludwik für die Zustände W und O insbesondere bei kleinen Formänderungen unzureichend, da die approximierte Fließspannung zu hoch ist (vgl. Abbildung 73 - Anhang).

Tabelle 12: Materialdaten für die FE-Modelle in Abhängigkeit des Materialzustands der Legierung EN AW-7075.

Materialzustand	T6	W	O
Details zur WBH	Lieferzustand	Lieferzustand (T6) → Lösungs-glühen ($T_{LG} = 480 \text{ °C}$, $t_{LG} = 5 \text{ min}$) → Abschrecken in Wasser-Tauchbad ($t_{WZU} = 3 \text{ min}$)	Lieferzustand (T6) → Weichglühen (vgl. Abbildung 30b)
E-Modul E	72.000 MPa [OST14]		
Dehngrenze $R_{p0,2}$	527,9 MPa (0°) 535,5 MPa (90°)	163,3 MPa (0°) 164,6 MPa (90°)	108,1 MPa (0°) 109,9 MPa (90°)
Zugfestigkeit R_m	583,1 MPa (0°) 594,5 MPa (90°)	373,8 MPa (0°) 371,1 MPa (90°)	213,9 MPa (0°) 215,9 MPa (90°)
Bruchdehnung A	11,6 % (0°) 12,3 % (90°)	21,8 % (0°) 21,7 % (90°)	14,7 % (0°) 15,6 % (90°)
Gleichmaßdehnung A_g	9,2 % (0°) 8,7 % (90°)	21,4 % (0°) 21,2 % (90°)	13,7 % (0°) 14,5 % (90°)
Querkontraktionszahl ν	0,33 [OST14]		
Spezifische Dichte ρ	2,81 g / cm ³ [OST14]		
Fließbedingung	Von Mises (isotrop)		
Bestimmung der Fließkurve	Einachsiger Zugversuch in Walzrichtung. Zusätzliche Approximation von k_f für Umformgrade φ oberhalb der Gleichmaßdehnung A_g		
Extrapolation nach Ludwik	$C = 783 \text{ MPa}$, $n = 0,08$	$C = 601 \text{ MPa}$, $n = 0,19$	$C = 318 \text{ MPa}$, $n = 0,13$
Verfestigung	Isotrop		

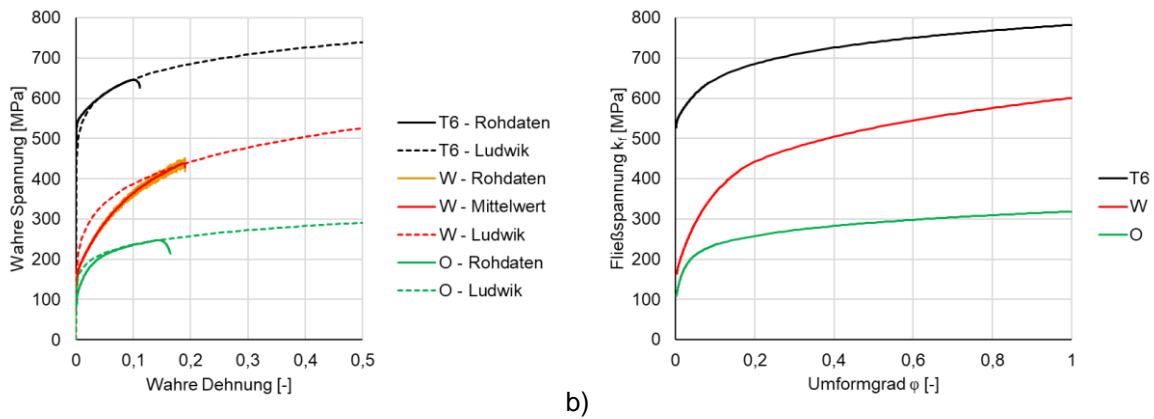


Abbildung 26: a) Rohdaten für die wahre Spannung und wahre Dehnung aus dem Zugversuch im Vergleich mit der Approximation nach Ludwik. b) Fließkurven für die Materialzustände T6, W und O, als Kombination der wahren Spannung/Dehnung und der Approximation nach Ludwik.

Nach der Auffassung des Autors in Anlehnung an Kapitel 2.2.1 zunächst eine einfache Materialmodellierung anzustreben. Bei großen Abweichungen der FE-Simulation zu den experimentellen Ergebnissen, insbesondere im Hinblick auf die Rückfederung, sind die beschriebenen Optimierungen (Seite 25-28) bei der Modellierung des Materialverhaltens vorzunehmen.

5.2 FE-Simulationen

Rollformen

Bei den FE-Modellen zum Rollformen werden allgemeine und variable Randbedingungen unterschieden. Die allgemeinen Randbedingungen sind unabhängig vom Anwendungsfall der Simulation. Die variablen Randbedingungen hängen vom Anwendungsfall respektive der Profilgeometrie und dem Ziel, z. B. der Prozessauslegung oder Prozessanalyse, der Simulation ab. In Tabelle 13 sind die Randbedingungen, welche in Anlehnung an Kapitel 2.2.1 ausgewählt werden, dargestellt.

Tabelle 13: Randbedingungen für die FE-Modelle zum Rollformen.

Allgemeine Randbedingungen	
Software	Marc Mentat 2012
Solver	Implizit, quasistatisch
Bewegung	Das Blech bewegt sich durch die Rollformwerkzeuge; $v_B = 1 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$
Symmetrie	Halbsymmetrisches FE-Modell (y-Symmetrie)

Rollformwerkzeuge	Starr
Reibung Werkzeug/Werkstück	Reibungsfrei ($\mu_{FEM} = 0$)
Materialmodell	Siehe Kapitel 5.1
Variable Randbedingungen	
Elementgröße e_x , e_y und e_z	$2 \text{ mm} \leq e_x \leq 5 \text{ mm}$, $1 \text{ mm} \leq e_y \leq 2 \text{ mm}$ und $0,375 \text{ mm} \leq e_z \leq 0,75 \text{ mm}$
Elementtyp (Volumenelemente)	- Voll integrierte Hexaeder mit 8 Knoten (Elementtyp 7) - Reduziert integrierte Hexaeder mit 8 Knoten (Elementtyp 117)
Anordnung der Elemente	- Gleichmäßige Verteilung über dem Profilquerschnitt (Rohr) - Feine Diskretisierung in der Biegezone (V-, U-, und Hutprofil)
Blechgröße	$l = 1200 - 2000 \text{ mm}$, $\frac{1}{2}b = 37,5 - 85,0 \text{ mm}$ (halbsymmetrisch), $s = 1,5 \text{ mm}$
Gerüststeifigkeit k in z-Richtung	Dreistern: Starr. VOEST, Rollformanlage IFM: $k = 31.500 \frac{\text{N}}{\text{mm}}$ (Oberrollen), $k = 7.500 \frac{\text{N}}{\text{mm}}$ (Seitenrollen)
Rollenabstand d_R	$400 \text{ mm} \leq d_R \leq 560 \text{ mm}$

Die Rollformwerkzeuge für die FE-Modelle werden mit der Software UBECO PROFIL erstellt und mittels Python-Skript in die FE-Software Marc Mentat 2012 importiert. In der Simulation bewegt sich das halbsymmetrische Blech reibungsfrei durch die Umformrollen, indem es an der Blechvorderseite mit einer Geschwindigkeit von $1 \text{ mm} / \text{s}$ gezogen wird. In Abhängigkeit der Rollformanlage sind die Rollformwerkzeuge starr oder nachgiebig in z-Richtung gelagert.

Die Variation der Blechlänge l ist ein Kompromiss aus der Länge des stationären Bereichs und der Rechenzeit. Dabei wird die Länge so gewählt, dass zu jeder Zeit Werkzeuge aus mindestens zwei Umformstufen mit dem Blech in Kontakt sind. Die Variation der Blechbreite b ist abhängig vom Profiltyp. Einen weiteren Einfluss auf die Modellgüte haben der verwendete Elementtyp, die Elementgröße und die Anordnung der Elemente. Diese werden an den jeweiligen Anwendungsfall angepasst und beeinflussen die Rechenzeit maßgeblich. Beim Rohr ist die Größe der Elemente über dem gesamten Querschnitt gleichbleibend. Andere Profilformen mit einem kleinen Verhältnis des Biegeradius zur

Blechdicke $\frac{r_i}{s}$ verlangen eine feinere Diskretisierung in der Biegezone zur genaueren Abbildung der lokalen Spannungs- und Dehnungsgradienten. Abbildung 27 zeigt den Aufbau der FE-Modelle zum Rollformen am Beispiel der elfstufigen Rohreinformung.

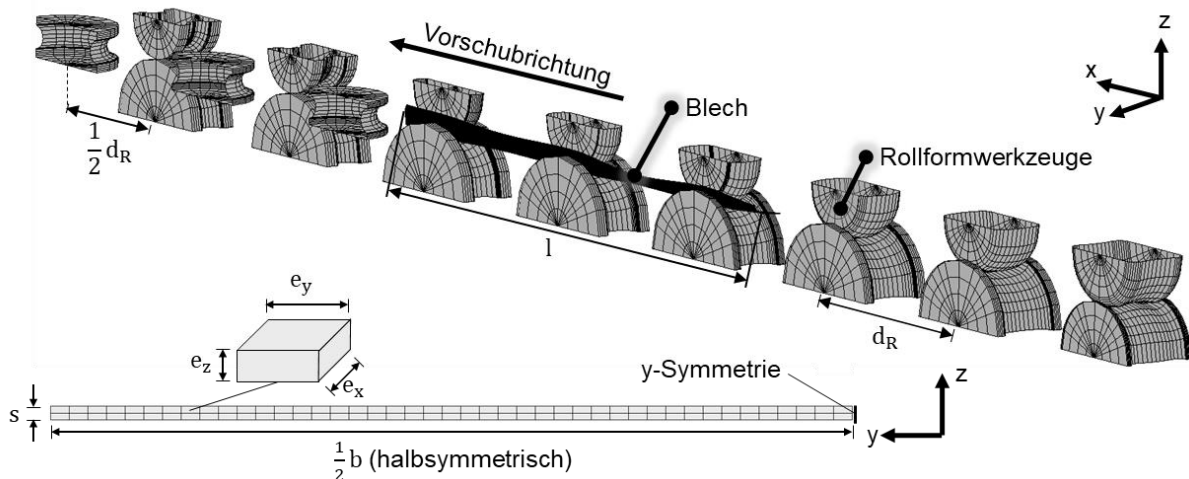


Abbildung 27: Aufbau der FE-Modelle zum Rollformen am Beispiel der Rohreinformung.

Kalibrieren des MMC-Kriteriums

Zur Kalibrierung des Schädigungsmodells werden FE-Modelle der Kalibrierungsversuche (vgl. Abbildung 81 - Anhang) aufgebaut. Die Materialdaten für die FE-Modelle entsprechen den Daten aus Tabelle 12. Die Vernetzung, die Randbedingungen und die Probengeometrie für die FE-Modelle sind im Anhang 13.6 dargestellt.

Ringzugversuche

Zur Bestimmung der bei den Ringzugversuchen wirkenden Spannungen in der Schweißnaht wird ein FE-Modell aufgebaut. Im FE-Modell wird der Ringzugversuch nachgebildet. Vereinfachende Annahmen sind der konstante Radius über die gesamte abgewickelte Länge des Rohrabschnitts und die Vernachlässigung der Schweißnaht. Dies betrifft zum einen die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht und zum anderen die Geometrie der Schweißnaht. In Abbildung 102 (Anhang) ist das FE-Modell für den Ringzugversuch dargestellt.

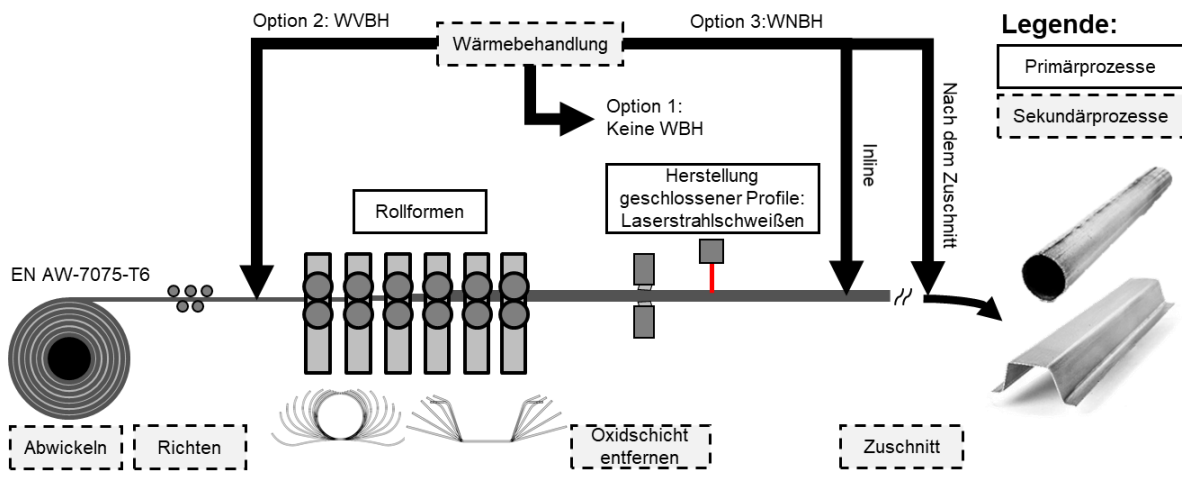
6 Prozessketten zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile

Bei der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075-T6 findet die Umformung aufgrund des geringen Formänderungsvermögens, bedingt durch die hohe Festigkeit bei geringer Bruchdehnung, zumeist in temperaturunterstützten Prozessketten statt. Zu nennen sind die Halbwarm- und Warmumformung, sowie das Abschreckumformen (vgl. Kapitel 2.1.2). Diesen Verfahren ist gemeinsam, dass die Umformung bei erhöhten Temperaturen erfolgt. Beim Rollformen ist dies aus den folgenden Gründen aufwändig:

- Komplexe Prozessauslegung mit thermomechanisch gekoppelten Simulationsmodellen
- Hohe Kosten für die prozessintegrierte Erwärmung
- Notwendigkeit der Wiedererwärmung nach jeder Stufe, da das Blech beim Kontakt zu den Rollformwerkzeugen abkühlt
- Erhöhte tribologische Anforderungen.

Darüber hinaus sind die hohen Wärmeverluste im Hinblick auf mangelnde Ressourceneffizienz und Wirtschaftlichkeit als äußerst nachteilig zu bewerten. Die Prozessketten zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile werden innerhalb dieser Arbeit am Beispiel des Rollformens der Aluminiumlegierung EN AW-7075 untersucht (vgl. Abbildung 28). Das Rollformen und das Schweißen sind innerhalb der Prozesskette als Primärprozesse zu verstehen, da sie maßgeblich zur Wertschöpfung des Endproduktes beitragen. Darüber hinaus sind Sekundärprozesse zur Vor- und Nachbereitung der Primärprozesse in die Prozesskette integriert. Wesentlich ist die prozessintegrierte WBH (Kapitel 7) zur Verbesserung der Umformbarkeit als WVBH oder zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften nach der Umformung oder dem Schweißen als WNBH. Weitere Sekundärprozesse sind das Abwickeln und Richten des Blechbands, die Entfernung der Oxidschicht vor dem Schweißen und der Zuschnitt der Profile. Vernachlässigt werden weiterverarbeitende Prozesse zur Erhöhung der Rundheit

(z. B. Kalibrieren, Rundkneten oder Ziehen). Der Materialvorschub erfolgt innerhalb der gesamten Prozesskette durch die aktiv angetriebenen Rollformwerkzeuge.



Prozesskette	WVBH	WNBH
T6	-	-
W	Lösungsglühen Abschrecken	Warmauslagern
O	Weichglühen	Lösungsglühen → Abschrecken → Warmauslagern
Optionale WNBH	Gradierung der Eigenschaften Lösungsglühen → Gezieltes Abschrecken → Warmauslagern	Erhöhen der Schweißnahtfestigkeit Lösungsglühen → Abschrecken → Warmauslagern

Abbildung 28: Schematische Darstellung der Prozessketten zur Herstellung hochfester Profile aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 mit prozessintegrierter Wärme-Vorbehandlung (WVBH) und Wärme-Nachbehandlung (WNBH).

Die Benennung der Prozessketten erfolgt nach dem Zustand, in dem das Material rollgeformt und geschweißt wird. Die Gemeinsamkeit aller Prozessketten liegt darin, dass die Umformung und das Schweißen bei Raumtemperatur durchgeführt werden. Aufgrund der prozessintegrierten WBHs werden die Prozessketten dennoch als temperaturunterstützte Prozessketten bezeichnet.

6.1 T6-Prozesskette

Innerhalb der T6-Prozesskette wird das Material im T6-Zustand rollgeformt und bei der Herstellung von Rundrohren zusätzlich geschweißt. Aufgrund der nicht

erforderlichen WBH in der T6-Prozesskette wird diese innerhalb der Arbeit als Standard festgelegt. Jede Erweiterung der Prozesskette wird als Optimierung verstanden. Im Allgemeinen beziehen sich Optimierungen in dieser Arbeit auf die Verbesserung des aktuellen Zustands. So ermöglicht eine optionale Wärme-Nachbehandlung (WNBH) die Gradierung der mechanischen Eigenschaften (vgl. Kapitel 7.2.4) oder eine Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit (vgl. Kapitel 9.1.1 und 9.2). Die WBH ist dementsprechend nach der Umformung und dem Schweißen angeordnet (vgl. Abbildung 28).

6.2 W-Prozesskette

Innerhalb der W- und O-Prozesskette dient die WVBH der Verbesserung des Formänderungsvermögens durch Vorkonditionierung des Materials für das Rollformen. Diese besteht bei der W-Prozesskette aus dem Lösungsglühen mit anschließendem Abschrecken. Zur Realisierung der W-Prozesskette wird in Kapitel 7.1 der Versuchsaufbau für die Inline-WBH vorgestellt. Das Blech durchläuft zunächst einen Flachbandinduktor, in dem es auf Lösungsglühtemperatur erwärmt wird. Anschließend wird das Blechband in der Abschreckvorrichtung abgeschreckt. Im W-Zustand liegt für eine begrenzte Zeit ein verbessertes Formänderungsvermögen der Legierung vor (vgl. Kapitel 2.1.2). Sofern kein Schweißprozess in der Prozesskette integriert ist, besteht die WNBH aus dem Warmauslagern. Das Warmauslagern ist fester Bestandteil der W-Prozesskette und dient der Herstellung des hochfesten T6-Zustands. Bei Prozessketten mit integriertem Schweißprozess ist eine vollständige WNBH, bestehend aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern, möglich.

6.3 O-Prozesskette

Bei der O-Prozesskette wird das Material entweder in Form von Blechplatten oder eines Coils vor dem Umformen weichgeglüht. Die WVBH zum Weichglühen ist mit einer Gesamtzeit von ≥ 9 h vergleichsweise lang und wird deshalb im Wärmebehandlungsofen durchgeführt. Nach dem Weichglühen liegt das Material im O-Zustand vor und wird in diesem Zustand umgeformt und optional geschweißt. Wenn die fertige Profilgeometrie nach dem Rollformen und Schweißen vorliegt, folgt die WNBH zur Wiederherstellung des T6-Zustands.

6.4 Modellversuche

Die verschiedenen Prozessketten zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile werden innerhalb von Modellversuchen abgebildet. Dies betrifft zum einen die prozessintegrierte WBH und zum anderen die Umformung und den Schweißprozess, da innerhalb dieser Prozessschritte die mechanischen Eigenschaften und damit die Qualität des finalen Profils maßgeblich beeinflusst werden. Die Durchführung der Modellversuche dient der Prozessauslegung und der Bewertung der Prozessketten durch Evaluation der mechanischen Eigenschaften nach den Modellversuchen. In Abbildung 29 (oben) sind die einzelnen Prozessschritte zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile und die zugehörigen Modellversuche (unten) schematisch dargestellt.

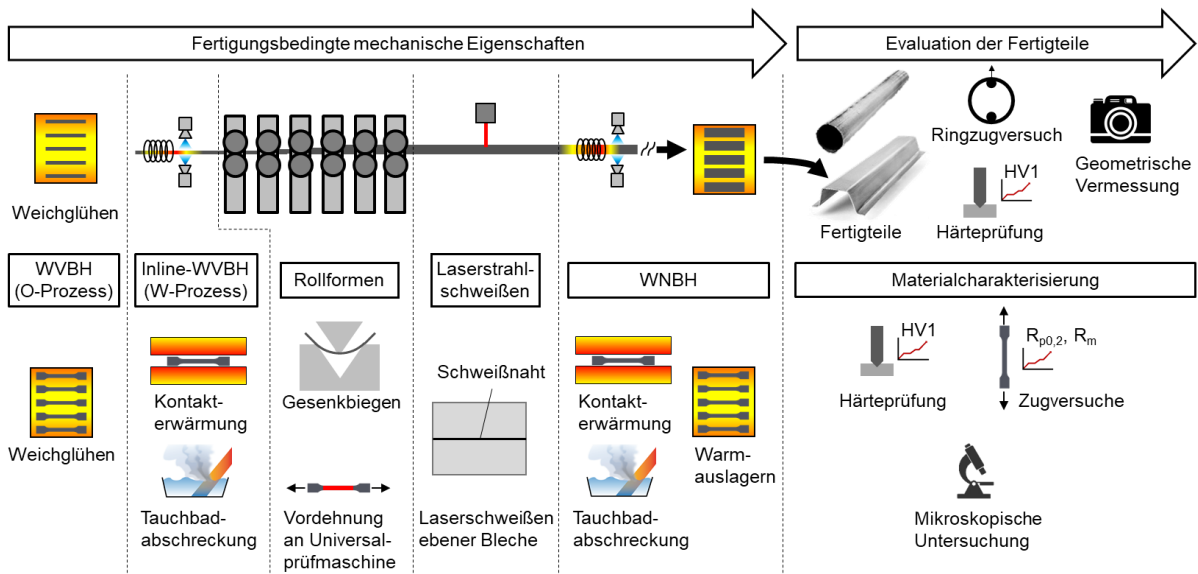


Abbildung 29: Prozesskette zur Herstellung rollgeformter Bauteile aus der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 (oben) und Modellversuche zur Charakterisierung der fertigungsbedingten mechanischen Eigenschaften (unten).

Die Nachbildung der Prozesskette durch die Modellversuche resultiert in einem verringerten Aufwand und einer guten Reproduzierbarkeit. Der Grund liegt in der einfachen Durchführung der Modellversuche und der anschließenden Materialcharakterisierung an Zugproben oder ebenen Blechen. Die Modellversuche sind insbesondere in der Prozessauslegung temperaturunterstützter Prozessketten zur Materialcharakterisierung geeignet. In Anlehnung an Kapitel 2.5 ist stets eine hohe Ähnlichkeit zum Realversuch anzustreben. Im Rahmen temperaturunterstützter Prozessketten betrifft dies insbesondere die thermische

Ähnlichkeit. Vereinfachende Annahmen sind in den Modellversuchen bei deren Interpretation zu berücksichtigen. Tabelle 14 gibt einen Überblick über die Modellversuche.

Tabelle 14: Zusammenfassende Gegenüberstellung der Realprozesse und der Modellversuche.

Realprozess	Prozesskette	Modellversuch	Ziel
WVBH	O	Weichglühen im Kammerofen	Der Modellversuch entspricht dem Realprozess, da in beiden Fällen die WVBH im Ofen durchgeführt wird und die Dynamik der WBH gering ist
	W	Kontakterwärmung und Abschrecken im Tauchbad	Nachbilden der Inline-WVBH
Rollformen	T6, W und O	Gesenkbiegen	Abschätzen der Rückfederung und der Prozessgrenzen
		Vordehnung (Universalprüfmaschine)	Auswirkung der verschiedenen Prozessketten auf die Materialeigenschaften
Laserstrahlschweißen	T6, W und O	Laserstrahlschweißen ebener Bleche	<ul style="list-style-type: none"> - Parameteranalyse zum Laserstrahlschweißen mit und ohne Zusatzwerkstoff - Auswirkung prozessintegrierter WBH und der V-Fuge auf die Schweißnaht
WNBH	T6, W und O	Kontakterwärmung, Abschrecken im Tauchbad und Warmauslagern im Umluftofen	<ul style="list-style-type: none"> - Auswirkung der WNBH auf die Materialeigenschaften - Gradierung der mechanischen Eigenschaften

In den folgenden Kapiteln werden zunächst die Einzelprozesse „Prozessintegrierte Wärmebehandlung“ (Kapitel 7), „Rollformen“ (Kapitel 8) und „Schweißen“ (Kapitel 9) analysiert und optimiert. Im Hinblick auf die fertigungsbedingten mechanischen Eigenschaften sind die Wechselwirkungen zwischen den Einzelprozessen zu beachten. Abschließend erfolgt die Analyse der gesamten Prozessketten, aus der ein methodisches Vorgehen zur Prozessauslegung für die Herstellung hochfester Aluminiumprofile hervorgeht (Kapitel 10.3).

7 Prozessintegrierte Wärmebehandlung

Prozessintegrierte WBHs dienen im Kontext der Prozessketten zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile der gezielten Einstellung der Materialeigenschaften für die Umformung und des Endprodukts. Im Rahmen dieser Arbeit liegt der Fokus auf der T6-, W- und O-Prozesskette (vgl. Abbildung 28). Abbildung 30a zeigt den schematischen Wärmebehandlungszyklus zur Herstellung des T6-Zustands, bestehend aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern. Tabelle 15 zeigt die Zeitintervalle, Temperaturen und andere relevante Parameter des Wärmebehandlungszyklus. Die Temperaturen beziehen sich auf das Werkstück, bzw. das umzuformende Bauteil. Die Lösungsglühzeit beginnt, sobald das Material eine Temperatur von $T = 460\text{ °C}$ erreicht. Weiterhin ist in Abbildung 30b der Temperatur-Zeit-Verlauf für das Weichglühen dargestellt.

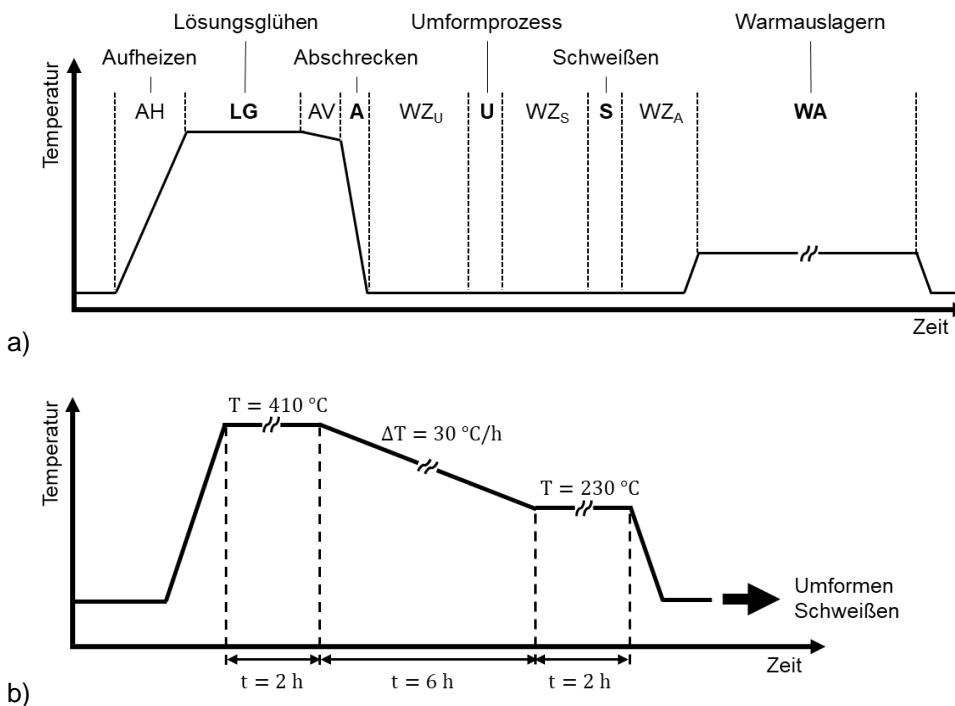


Abbildung 30: a) Wärmebehandlungszyklus, bestehend aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern. b) Temperatur-Zeit-Verlauf zum Weichglühen der Legierung EN AW-7075.

Tabelle 15: Benennung der einzelnen Wärmebehandlungsschritte und Darstellung der relevanten Größen im Wärmebehandlungszyklus.

Abk.	Schritt	Relevante Größen	
AH	Aufheizen	Aufheizrate r_{AH}	Aufheizzeit t_{AH}
LG	Lösungsglühen	Lösungsglühzeit t_{LG}	Lösungsglühtemperatur T_{LG}
AV	Abschreckverzögerung	Zeitintervall t_{AV}	Temperaturdifferenz ΔT_{AV}
A	Abschrecken	Abkühlrate r_A	
WZ _U	Wartezeit vor dem Umformen	Wartezeit t_{WZU}	
U	Umformprozess	Umformzeit t_U	
WZ _S	Wartezeit vor dem Schweißen	Wartezeit t_{WZS}	
S	Schweißen		
WZ _A	Wartezeit vor dem Auslagern	Wartezeit t_{WZA}	
WA	Warmauslagern	Warmauslagerungszeit t_{WA}	Warmauslagerungstemperatur T_{WA}

7.1 Inline-Wärmebehandlung

Im Rahmen dieser Arbeit wird eine Inline-WBH innerhalb der W-Prozesskette zur WVBH des Blechbands untersucht. Der Versuchsaufbau besteht aus dem Flachbandinduktor, der Abschreckvorrichtung und der Rollformanlage und ist in Abbildung 25 dargestellt. Abbildung 31a zeigt die Integration der Messtechnik in den Versuchsaufbau zur Bewertung der Temperaturgenauigkeit und zur Temperaturregelung. Die Messtechnik besteht aus einem Typ-K Rollenfühler-Thermoelement [DOS21], einem Fluke Pyrometer [FLU20] und einer Fluke Thermokamera [FLU19] (vgl. Kapitel 4.7). Als Referenz für die Bestimmung des Emissionsgrades e der Aluminiumoberfläche wird aufgrund der hohen Messgenauigkeit das Thermoelement verwendet. Für die Temperaturregelung ist das Thermoelement nicht geeignet, da die Lösungsglühtemperatur die zulässige Einsatztemperatur des Rollenfühlers von max. 450 °C überschreitet. Aus diesem Grund wird die Temperatur in den Versuchen zur Ermittlung des Emissionsgrades und des Temperaturprofils beschränkt. Nach der Bestimmung des Emis-

sionsgrades ϵ kann das Pyrometer zur Regelung der Induktorleistung P_{Ind} verwendet werden (vgl. Abbildung 31b). Die beste Übereinstimmung wird mit einem Emissionsgrad von $\epsilon = 0,26$ erzielt [SUC22b*].

Das Pyrometer misst die Temperatur unmittelbar nachdem das Blech den Induktor verlässt. Dagegen ist die Thermokamera für eine großflächige qualitative Aufnahme des Blechs nach der induktiven Erwärmung geeignet. In Abbildung 31c ist das Temperaturprofil über der Blechbreite dargestellt. Sowohl die Thermokamera als auch das Pyrometer zeigen eine Überhöhung der Temperatur im Randbereich des Blechs. Laut Pyrometer beträgt die Erhöhung der Temperatur im Randbereich, verglichen mit der Blechmitte, auf der linken Seite 25 °C und auf der rechten Seite 15 °C [SUC22b*]. Die Temperaturen in der Abbildung entsprechen der mittleren Temperatur aus 30 s langen Messungen und die Fehlerbalken repräsentieren die Maximal- und Minimaltemperatur innerhalb des Zeitintervalls.

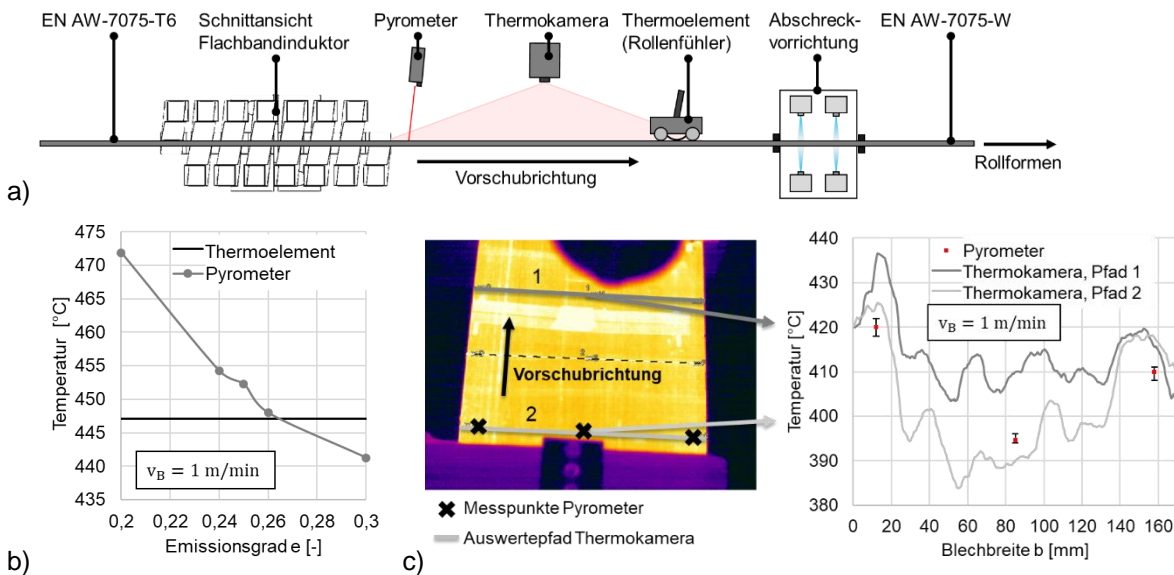


Abbildung 31: a) Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Inline-WBH des Blechbands. b) Ermittlung des Emissionsgrades. c) Temperaturprofil über der Blechbreite (angelehnt an [SUC22b*]).

In Anlehnung an den Temperaturbereich zum Lösungsglügen von $T_{\text{LG}} = 450 - 500\text{ °C}$ (vgl. Kapitel 2.1.1) wird in den Versuchen die Temperatur in der Blechmitte auf 460 °C eingestellt, um ein vollständiges Lösungsglügen im Blech zu gewährleisten und eine Überhitzung der Bandkante zu vermeiden. Zur Temperaturregelung wird die Soll-Temperatur in der Blechmitte vorgegeben. Gleichzeitig wird die Temperatur in der Blechmitte mit einer Frequenz von

100 Hz erfasst und dient als Eingangsgröße für den Regelkreis zur Temperaturregelung. In Abbildung 78a (Anhang) sind die Temperaturmessung und die Leistungsabgabe bei der induktiven Erwärmung des Blechbands dargestellt. Nach einer Zeit von ca. 40 s wird die Zieltemperatur erreicht und durch Regelung der Induktorleistung konstant gehalten. Aufgrund des geringen Einflusses von Störgrößen auf die Temperatur ist die Induktorleistung P_{Ind} nahezu konstant, was einen nicht-geregelten Betrieb der Inline-Erwärmung durch Vorgabe einer konstanten Leistung P_{Ind} bei konstanter Vorschubgeschwindigkeit des Blechbands ermöglicht.

Bei einer Vorschubgeschwindigkeit des Blechbands von $v_B = 1 \text{ m / min}$ beträgt die Induktorleistung $P_{\text{Ind}} = 18,8 \text{ kW}$, während sich die Frequenz im Bereich von $f_{\text{Ind}} = 26,6 \text{ kHz}$ einpendelt (vgl. Abbildung 78b - Anhang). Die Frequenz entspricht näherungsweise der optimalen Frequenz zur homogenen Erwärmung des Blechs über der Blechdicke von $f_{\text{Ind}} = 28,4 \text{ kHz}^{10}$ (vgl. Kapitel 2.1.1) [FAS91]:

$$f_{\text{Ind}} = \frac{2,3^2 * \rho_{el}}{\pi * \mu * s^2} = \frac{2,3^2 * 4,76 * 10^{-8} \Omega m}{\pi * 1,26 * 10^{-6} \frac{N}{A^2} * (0,0015 \text{ m})^2} = 28,4 \text{ kHz} \quad (19)$$

Abbildung 31c zeigt, dass die Temperaturverteilung über der Blechbreite unmittelbar nach dem Lösungsglühen inhomogen ist und im Randbereich des Blechs eine überhöhte Temperatur vorliegt. Dieser Umstand sowie die Abschreckverzögerung von $t_{\text{AV}} = 10 \text{ s}$, gegeben durch die Distanz zwischen der Induktionsspule und der Abschreckeinheit, resultieren in einer Abweichung vom idealen Wärmebehandlungszyklus. Zusätzlich ist das Abschrecken aufgrund von Spritzwasser in der Abschreckeinheit inhomogen. Dies resultiert in einer inhomogenen Abkühlrate über der Blechbreite und auch in Längsrichtung des Blechbands. Dennoch zeigt eine mikroskopische Analyse des inline wärmebehandelten Materials, dass die Abkühlrate nahezu der Abkühlrate beim Abschrecken im Wasser-Tauchbad entspricht [SAJ22*]. In Abbildung 76 (Anhang) ist der Temperaturverlauf für die Inline-WBH des Blechbands mit einer Abschreckverzögerung von $t_{\text{AV}} = 10 \text{ s}$ schematisch dargestellt.

¹⁰ Die physikalischen Konstanten und Materialkonstanten zur Berechnung sind in Tabelle 24 aufgelistet.

In Abbildung 32 sind die mechanischen Eigenschaften des Blechbands nach der Inline-WBH dargestellt. Dazu wird das Blechband im stationären Betrieb der Inline-WBH bei $T = 460\text{ °C}$ in der Blechmitte lösungsgeglüht, was einer Temperatur von max. $T = 485\text{ °C}$ an der Bandkante entspricht, und anschließend abgeschreckt. Nach dem Abschrecken werden abgelängte Blechabschnitte für 24 h bei 120 °C warmausgelagert und anschließend im T6-Zustand in Form von Zugproben (Form H) geprüft.

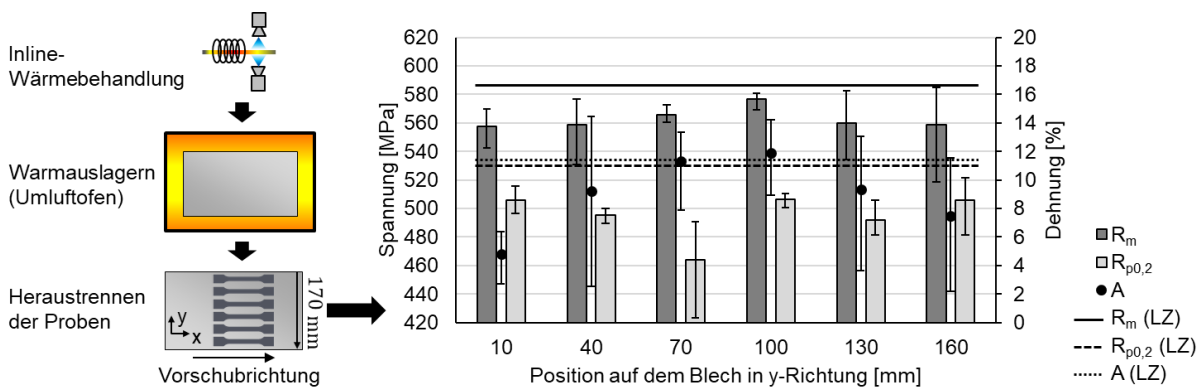


Abbildung 32: Mechanische Eigenschaften nach der Inline-WBH des Blechbands und dem Warmauslagern (angelehnt an [SUC23a*]).

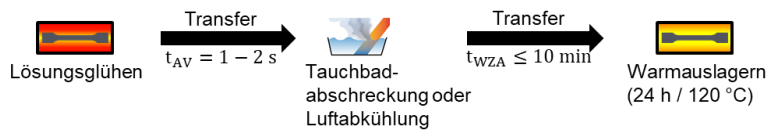
Nach der Inline-WBH liegen Schwankungen bei den Materialeigenschaften innerhalb des Blechbands vor. Dies betrifft sowohl die Eigenschaften in Vorschubrichtung (x) als auch über der Blechbreite (y). Die schwankenden Bedingungen in Längs- (Vorschub)-Richtung des Blechbands äußern sich im Fehlerbalken und die schwankenden Bedingungen in Querrichtung in den unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften in y-Richtung. Im Vergleich zum Material im Lieferzustand (LZ) ist sowohl die Festigkeit als auch die Bruchdehnung nach der Inline-WBH und dem anschließenden Warmauslagern geringer. Dennoch sind die mechanischen Eigenschaften im Allgemeinen gut, da sowohl der Mittelwert der Dehngrenze als auch der Mittelwert der Zugfestigkeit oberhalb der vorgeschriebenen Grenzwerte nach [DIN EN 485-2] liegen ($R_m = 540\text{ MPa}$ und $R_{p0,2} = 460\text{ MPa}$). Die in der Norm angegebene Bruchdehnung von $A = 6\%$ wird am linken Rand des Blechs unterschritten ($A = 4,79\%$). [SUC23a*]

7.2 Modellversuche zur prozessintegrierten Wärmebehandlung

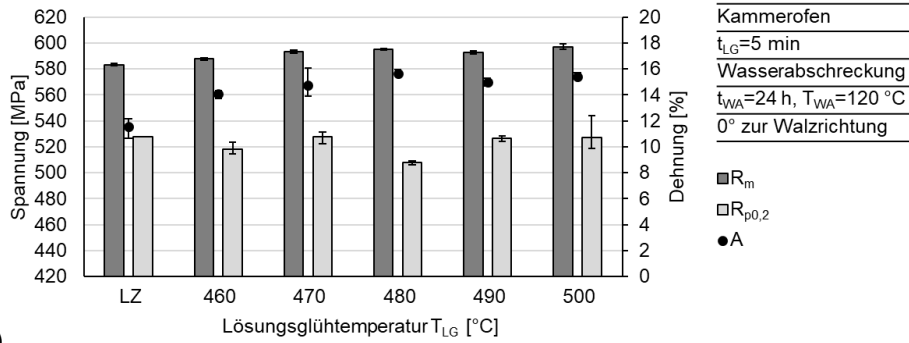
In diesem Kapitel wird der Einfluss prozessintegrierter WBHs auf die Eigenschaften der Legierung EN AW-7075 untersucht. In Anlehnung an Kapitel 2.5 ist in den Modellversuchen eine hohe Ähnlichkeit zu den Realversuchen anzustreben. Dies gilt insbesondere für WBHs mit einer hohen Dynamik z. B. in Form einer kurzen Lösungsglühzeit. Der generelle Ablauf der Modellversuche mit integrierter WBH besteht aus einer definierten Schrittfolge. Am Beispiel des Lösungsglühens mit anschließendem Abschrecken und Warmauslagern sieht diese wie folgt aus: das Werkstück, zumeist in Form einer Zugprobe, wird in der entsprechenden Erwärmungsanlage auf Lösungsglühtemperatur T_{LG} erwärmt. Nach Ablauf der Lösungsglühzeit t_{LG} wird das Werkstück mit einer Zange entnommen und in die entsprechende Abschreckvorrichtung transferiert. Der Eingriff der Zange erfolgt am Probenkopf, damit der Prüfbereich der Zugprobe möglichst wenig beeinflusst wird. Die Transferzeit zur Abschreckvorrichtung ist mit der Abschreckverzögerung t_{AV} gleichzusetzen. Diese beträgt innerhalb der Modellversuche i. d. R. $t_{AV} = 1 - 2$ s. Bei den Modellversuchen werden drei Versuche für jede Parametervariation durchgeführt. Der Fehlerbalken entspricht dem Maximal- und Minimalwert.

7.2.1 Einfluss verschiedener Wärmebehandlungsparameter

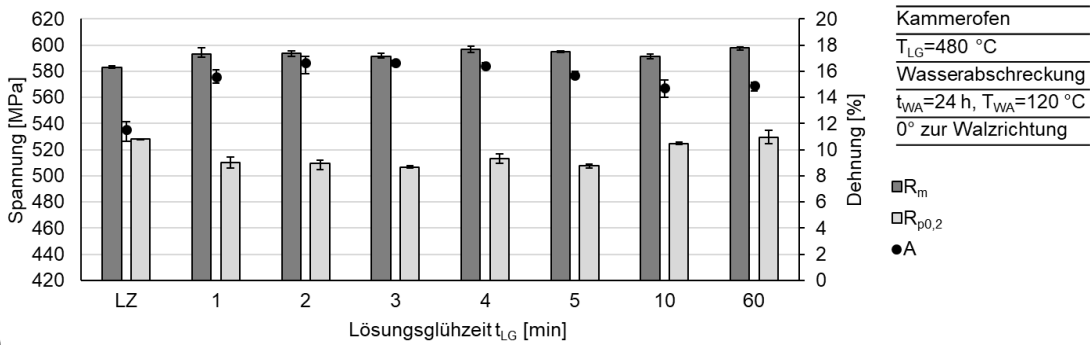
Bei den nachfolgenden Untersuchungen wird jeweils ein gesamter Wärmebehandlungszyklus, bestehend aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern, betrachtet. Dabei liegt das Material sowohl im Lieferzustand (LZ) als auch nach der WBH im T6-Zustand vor. Die Erwärmung des in Form von Zugproben (0° zur Walzrichtung) vorliegenden Materials erfolgt unter Variation verschiedener Wärmebehandlungsparameter im Kammerofen, wobei die Aufheizrate vergleichsweise gering ist (vgl. Abbildung 23). Die Standard-Wärmebehandlungsparameter lauten: $t_{LG} = 5$ min, $T_{LG} = 480$ °C, $t_{WA} = 24$ h, $T_{WA} = 120$ °C und das Abschrecken der Zugproben erfolgt im Wasser-Tauchbad. Abbildung 33a zeigt den schematischen Ablauf der WBH und Abbildung 33b-f den Einfluss verschiedener Wärmebehandlungsparameter auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung EN AW-7075.



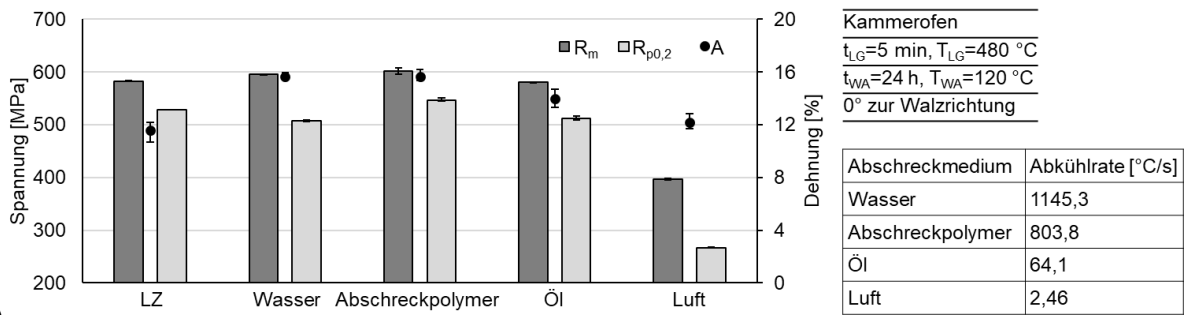
a)



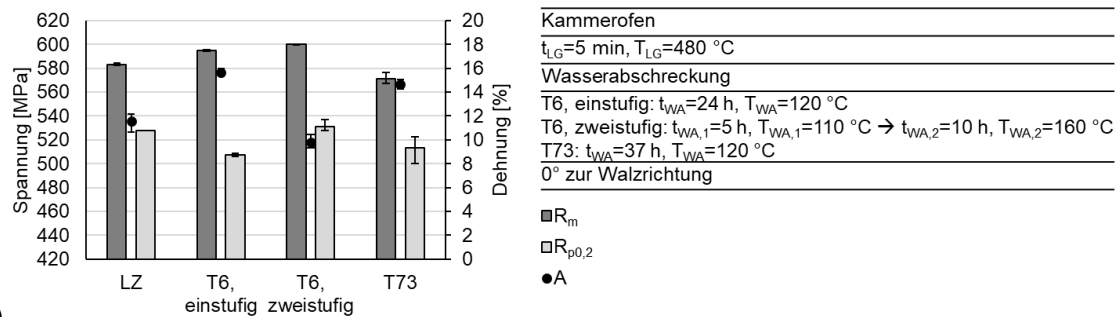
b)



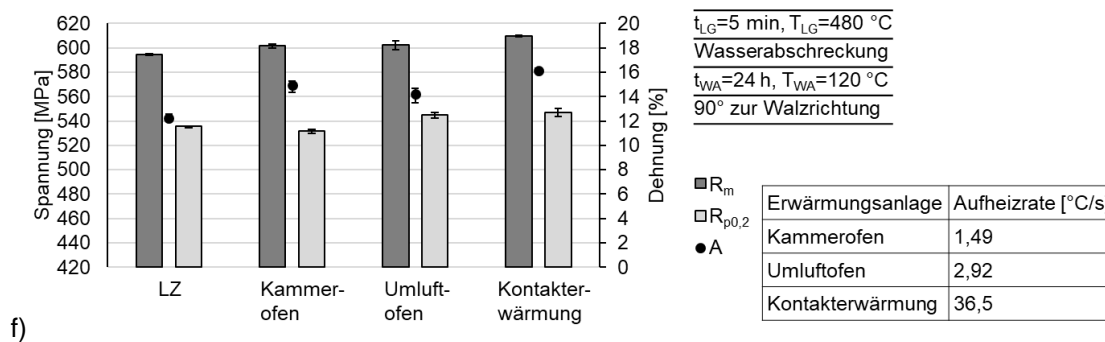
c)



d)



e)



f)

Abbildung 33: Ablauf der WBH (a) und Einfluss der Lösungsglühzeit (b), der Lösungsglühzeit (c), der Abkühlrate (d), der Warmauslagerung (e) und der Aufheizrate (f) auf die mechanischen Eigenschaften (angelehnt an [SAJ22*]).

Einfluss der Lösungsglühzeit und der Lösungsglühzeit

Abbildung 33b und c zeigen, dass die Lösungsglühzeit t_{LG} und die Lösungsglühzeit T_{LG} einen geringen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung haben. Im Vergleich zum Lieferzustand sind die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Bruchdehnung A, leicht verbessert.

Einfluss der Abkühlrate

In Abbildung 33d ist eine Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von dem Abschreckmedium, bzw. der Abkühlrate zu erkennen [SAJ22*]. Mit abnehmender Abkühlrate verschlechtern sich die mechanischen Eigenschaften, d. h. die Festigkeit und die Bruchdehnung nehmen ab. Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop zeigen, dass der Grund in der Bildung grober Ausscheidungen an den Korngrenzen bei zu geringen Abkühlraten liegt [SAJ22*]. Beim Abschrecken mit Öl liegt die Abkühlrate mit $r_A = 64,1 \text{ °C / s}$ unterhalb der kritischen Abkühlrate von $r_A = 100 - 300 \text{ °C / s}$ (vgl. Kapitel 2.1.1). Dies wird durch die leicht geringere Festigkeit und Bruchdehnung beim Abschrecken mit Öl im Vergleich zum Abschrecken mittels Wasser oder Abschreckpolymer bestätigt [SAJ22*]. Zusammenfassend ist eine hohe Abkühlrate nach dem Lösungsglüh anzustreben.

Einfluss der Warmauslagerung

In Abbildung 33e ist der Einfluss der Warmauslagerung auf die mechanischen Eigenschaften dargestellt. Dazu wird neben der einstufigen auch die von Ostermann [OST14] vorgeschlagene zweistufige Warmauslagerung zur Erreichung höchster Festigkeiten im Modellversuch nachgebildet. In der ersten Stufe wird

das Material für $t_{WA} = 5$ h bei einer Temperatur von $T_{WA} = 110$ °C ausgelagert. Im nächsten Schritt wird die Temperatur innerhalb von 2 h auf $T_{WA} = 160$ °C erhöht und für weitere 10 h gehalten. Zwar ist die Festigkeit mit $R_m = 600$ MPa bei der zweistufigen Auslagerung etwas höher ($\Delta R_m = 5$ MPa und $\Delta R_{p0,2} = 23$ MPa), allerdings auf Kosten der Bruchdehnung, welche im Vergleich zum T6-Zustand um nahezu $\Delta A = 5$ % reduziert wird. Das Warmauslagern für $t_{WA} = 37$ h bei $T_{WA} = 120$ °C in den korrosionsbeständigen T73-Zustand (vgl. Kapitel 2.1.1) reduziert die Zugfestigkeit auf $R_m = 572$ MPa.

Einfluss der Aufheizrate

Ein weiterer grundlegender Parameter, welcher im Rahmen der Modellversuche untersucht wird, ist die Aufheizrate r_{AH} (vgl. Abbildung 33f). Je höher die Aufheizrate, desto höher ist die Festigkeit. Der Unterschied macht sich insbesondere bei der Dehngrenze $R_{p0,2}$ bemerkbar. Aufgrund der geringen Aufheizrate von $r_{AH} = 1,49$ °C / s ist die Erwärmung im Kammerofen weit entfernt von der Inline-WBH mit einer theoretischen Aufheizrate von $r_{AH} = 76,3$ °C / s. Diese errechnet sich aus der Aufheizstrecke von 100 mm bei induktiver Erwärmung und der Vorschubgeschwindigkeit des Blechs von $v_B = 1$ m / min. Für die Nachbildung der Inline-WBH sollte die Erwärmung der Proben beim Lösungsglühen im Hinblick auf die Ähnlichkeit zum Realversuch mindestens im Umluftofen ($r_{AH} = 2,92$ °C / s), besser mittels Kontakterwärmung ($r_{AH} = 36,5$ °C / s) stattfinden.

Einfluss der Vorkonditionierung in den O-Zustand

Das Weichglühen wird sowohl im Realprozess innerhalb der Prozesskette als auch während der Modellversuche durch eine WBH im Wärmebehandlungsofen durchgeführt (vgl. Abbildung 30b). Zur Wiederherstellung des hochfesten T6-Zustands nach der Umformung wird eine WNBH durchgeführt (vgl. Abbildung 28).

Die WNBH nach der Umformung besteht aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern. In Anlehnung an [DIN 29850] beträgt die Mindestlänge der Lösungsglühzeit für das Material im O-Zustand $t_{LG} = 10$ min. Zur Ermittlung des Einflusses der Lösungsglühzeit auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung werden Modellversuche durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 34 dargestellt.

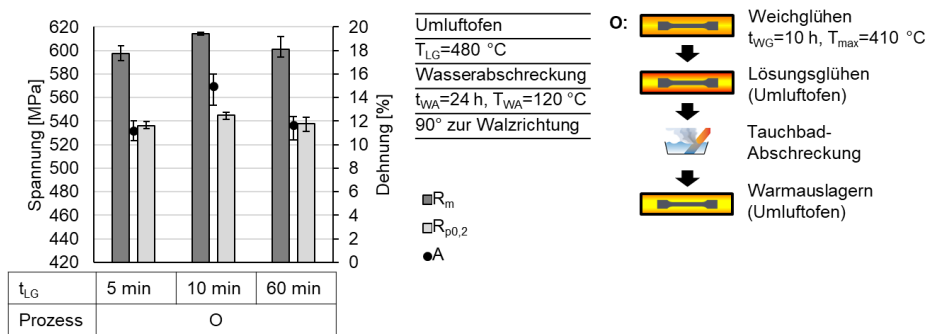


Abbildung 34: Einfluss der Lösungsglühzeit auf die mechanischen Eigenschaften innerhalb der O-Prozesskette (angelehnt an [SUC23a*]).

Eine zu geringe oder zu hohe Lösungsglühzeit führt zu einer reduzierten Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung. Nach Untersuchung verschiedener Lösungsglühzeiten im Bereich von $t_{LG} = 5 - 60$ min werden die besten Eigenschaften bei $t_{LG} = 10$ min erreicht [SUC23a*]. Die mechanischen Eigenschaften sind vergleichbar mit den mechanischen Eigenschaften aus Abbildung 33f (Umluftofen). Daraus folgt, dass das vorgelagerte Weichglühen in der O-Prozesskette nach der WNBH keinen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Endprodukts hat.

7.2.2 Einfluss von Imperfektionen auf die Inline-Wärmebehandlung

Zur Quantifizierung des Einflusses von Imperfektionen bei der Inline-WBH werden weitere Modellversuche zur WBH an Zugproben durchgeführt. In Abbildung 33d wird bereits der negative Einfluss kleiner Abkühlraten auf die Materialeigenschaften im T6-Zustand dargestellt. Weitere Imperfektionen sind die verfahrensbedingte inhomogene Blechtemperatur bei der induktiven Erwärmung und die Abschreckverzögerung, welche aus der Distanz zwischen der Induktionsspule und der Abschreckvorrichtung bei der Inline-WBH resultieren. Innerhalb der Modellversuche wird die inhomogene Temperaturverteilung im Blech anhand des Lösungsglühens bei verschiedenen Temperaturen quantifiziert. Zur Quantifizierung des Einflusses der Abschreckverzögerung wird die Zugprobe nach der Entnahme aus dem Ofen zunächst für eine definierte Zeit ($t_{AV} = 10$ s und $t_{AV} = 30$ s) luftabgekühlt und anschließend im Wasser-Tauchbad abgeschreckt. Die entsprechenden Temperatur-Zeit-Verläufe sind in Abbildung 77 (Anhang) dargestellt. Dabei entspricht die Abschreckverzögerung von $t_{AV} = 10$ s näherungsweise der Abschreckverzögerung bei der Inline-WBH.

Zusätzlich werden die Werte dem Referenzwert der Abschreckverzögerung innerhalb der Modellversuche von $t_{AV} = 1$ s gegenübergestellt. In Abbildung 35 ist der Einfluss der Lösungsglüh­temperatur T_{LG} und der Abschreckverzögerung t_{AV} auf die Materialeigenschaften dargestellt. Dabei wird zwischen den Materialeigenschaften während der Umformung in der W-Prozesskette (W-Zustand) und nach dem Warmauslagern (T6-Zustand) unterschieden. Die Wartezeit vor der Umformung im W-Zustand beträgt $t_{WZU} = 3$ min, welches die kürzest mögliche Zeit vom Abschrecken bis zur Durchführung des Zugversuchs (inkl. Proben­vorbereitung) darstellt.

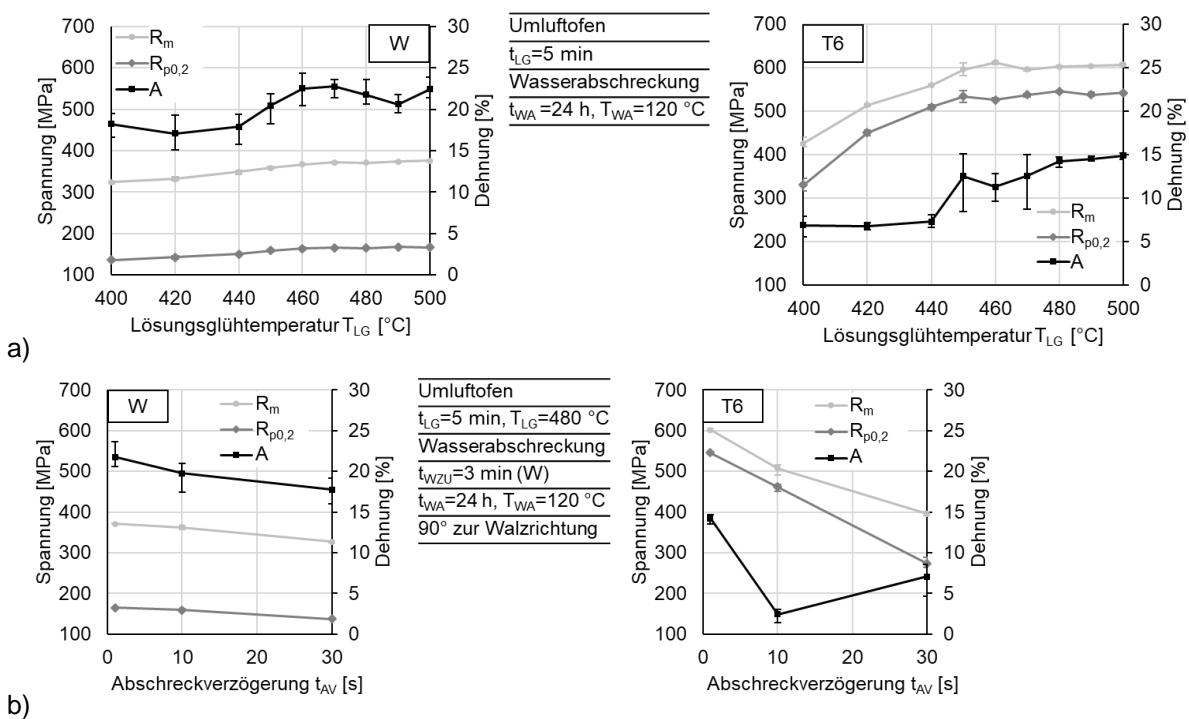


Abbildung 35: Einfluss der Lösungsglüh­temperatur T_{LG} (a) und der Abschreckverzögerung t_{AV} (b) auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung im W- und im T6-Zustand.

Im Rahmen der empfohlenen Lösungsglüh­temperatur von $T_{LG} = 450 - 500$ °C (vgl. Kapitel 2.1.1) sind sowohl für den W-Zustand als auch für den T6-Zustand keine großen Unterschiede bei den mechanischen Eigenschaften erkennbar. Dies ändert sich bei Unterschreiten der Lösungsglüh­temperatur von $T_{LG} = 450$ °C, insbesondere für den T6-Zustand. Je geringer die Lösungsglüh­temperatur ist, desto schlechter sind die mechanischen Eigenschaften. Der Einfluss einer zu geringen Lösungsglüh­temperatur ist im T6-Zustand deutlich größer als im W-Zustand.

Bei der Abschreckverzögerung von $t_{AZ} = 30 \text{ s}$ wird der kritische Temperaturbereich während der langsamen Luftabkühlung erreicht (vgl. Abbildung 77). Während der Luftabkühlung führt eine erhöhte Diffusionsneigung der nicht mehr gelösten Legierungsatome zu einer Entmischung des Mischkristalls. Dies führt zur Bildung grober Ausscheidungen an den Korngrenzen und damit zu einer reduzierten Festigkeit (vgl. Kapitel 2.1.1).

Darüber hinaus beeinflusst die Abschreckverzögerung die mechanischen Eigenschaften im W-Zustand und damit die Umformbarkeit der Legierung. Hervorzuheben ist die geringe Bruchdehnung bei einer Abschreckverzögerung von $t_{AZ} = 10 \text{ s}$ im T6-Zustand. Dies zeigt die große Abhängigkeit der Materialeigenschaften im T6-Zustand von der Abschreckverzögerung und stimmt mit den Ergebnissen aus dem Realversuch zur Inline-WBH (Abbildung 32) überein. Zusammenfassend ist der Einfluss der Imperfektionen auf die Materialeigenschaften während der Umformung im W-Zustand deutlich kleiner als im T6-Zustand, welcher die Materialeigenschaften der hergestellten Profile repräsentiert.

7.2.3 Zusätzlicher Einfluss der Umformung

Neben dem Einfluss der prozessintegrierten WBH wird der zusätzliche Einfluss der Umformung auf die Materialeigenschaften untersucht. In den Modellversuchen wird der Realprozess „Rollformen“ mittels einachsiger Zugversuche nachgebildet, in denen die Umformung durch eine plastische Dehnung von $\varepsilon_p = 5 \%$ abgebildet wird. Die plastische Dehnung liegt damit für alle Materialzustände unterhalb der jeweiligen Gleichmaßdehnung von $A_{g,T6} = 8,7 \%$, $A_{g,W} = 21,2 \%$ und $A_{g,O} = 14,5 \%$. Folglich ist von einer homogenen Verteilung der plastischen Dehnung über dem Probenquerschnitt auszugehen. In Anlehnung an die Richtung der plastischen Formänderung in der äußeren Randfaser in der Biegezone beim Rollformen werden die Versuche an Zugproben im 90° -Winkel zur Walzrichtung durchgeführt. Das Lösungsglühen mittels Kontakterwärmung kommt der Inline-Erwärmung bezüglich der hohen Aufheizrate nahe. Zwar ist der Einfluss der Aufheizrate auf die mechanischen Eigenschaften moderat (vgl. Abbildung 33f), allerdings sind durch die hohe Aufheizrate kurze Lösungsglühzeiten in guter Genauigkeit realisierbar.

T6- und W-Prozesskette

Bei den Modellversuchen zur Nachbildung der T6-Prozesskette mit integrierter WNBH wird zunächst der Umformprozess mit dem einachsigen Zugversuch im T6-Zustand simuliert. Danach erfolgt die WNBH, bestehend aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern. Dieser Versuch bildet den kaltverfestigten Bereich eines Profils nach, das nachträglich eine WNBH, z. B. zur Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit, durchläuft. Zur Nachbildung der W-Prozesskette wird das Material in Form einer Zugprobe zunächst lösungsgeglüht, abgeschreckt und anschließend im Zugversuch umgeformt. Danach wird die Zugprobe in den T6-Zustand warmausgelagert.

Für die Zugversuche zur Materialcharakterisierung werden aus den Standard-Zugproben (Form H - Abbildung 68) kleine Zugproben (Form E - Abbildung 69) herausgefräst, sodass in der gesamten Zugprobe eine homogene plastische Dehnung vorliegt. Zusätzlich werden innerhalb der Modellversuche stellvertretend nicht umgeformte Bereiche hinsichtlich ihrer Materialeigenschaften überprüft. Abbildung 36 zeigt den Vergleich der Prozessketten.

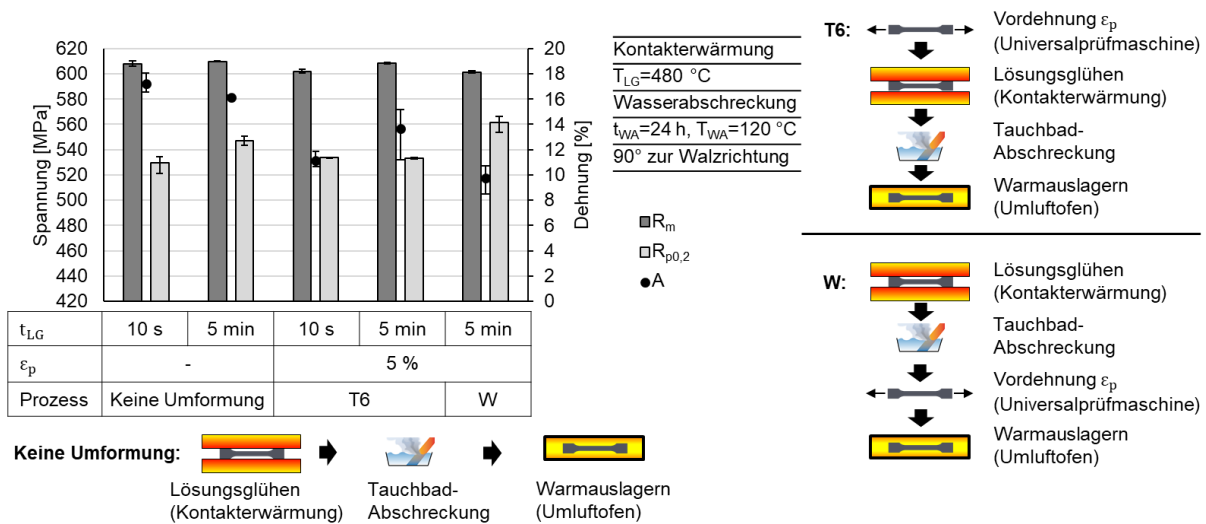


Abbildung 36: Einfluss der Umformung in der T6- und W-Prozesskette auf die mechanischen Eigenschaften (angelehnt an [SAJ23*]).

Die Ergebnisse zeigen eine Abhängigkeit von der Lösungsglühzeit und der Prozesskette. Dies gilt insbesondere für die Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Bruchdehnung A. Die Zugfestigkeit R_m ist nahezu unbeeinflusst von der Lösungsglühzeit und der Prozesskette. Findet keine Umformung statt, ist die Bruchdehnung A

bei der kurzen Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10$ s größer und die Dehngrenze geringer als bei der Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 5$ min. [SAJ23*]

Bei der T6-Prozesskette besteht ebenso eine Abhängigkeit von der Lösungsglühzeit t_{LG} , da das Lösungsglühen der Umformung nachgeschaltet ist. Eine lange Lösungsglühzeit führt zu einer homogenen Temperatur und zu einer längeren Zeitspanne für die Auflösung der Legierungsatome im α -Mischkristall. Weiterhin werden die Versetzungen, welche aus der plastischen Umformung resultieren, durch das Lösungsglühen zurückgebildet. Die kurze Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10$ s zeigt das Potenzial sehr kurzer Lösungsglühzeiten in Anbetracht der hohen erreichbaren Festigkeit auf. [SAJ23*]

Bei der W-Prozesskette wird die Kaltverfestigung nicht vollständig durch das Warmauslagern zurückgesetzt. Die erhöhte Versetzungsdichte schafft bei der Ausscheidungshärtung während des Warmauslagerns mehrere Keimbildungsstellen für die Ausscheidung im Gefüge. Dies führt zu einer Verstärkung der Ausscheidungskinetik. In der Mikrostruktur ist ein hoher Anteil feiner Ausscheidungen zu beobachten, welche die Versetzungsbewegungen einschränken. Dies äußert sich in der vergleichsweise hohen Dehngrenze von $R_{p0,2} = 561$ MPa und der geringen Bruchdehnung von $A = 9,8$ %. Eine große Abhängigkeit von der Lösungsglühzeit ist bei der W-Prozesskette nicht zu erwarten, da die Umformung nach dem Lösungsglühen stattfindet und das Lösungsglühen damit, anders als bei der T6-Prozesskette, nicht zu einem Auslösen der Versetzungen führt. Insgesamt ist die Mikrostruktur in allen drei Zuständen (keine Umformung, T6 und W) hinsichtlich der festigkeitssteigernden η' -Ausscheidungen und GP-Zonen sehr ähnlich. [SAJ23*]

O-Prozesskette

Wie in Kapitel 7.2.1 beschrieben, ist zur Wiederherstellung des T6-Zustands nach der Umformung in der O-Prozesskette eine WNBH (Lösungsglühen, Abschrecken, Warmauslagern) notwendig. Abbildung 37 zeigt den Ablauf der Versuche und den Einfluss der simulierten Umformung in den Modellversuchen der O-Prozesskette unter Variation der Lösungsglühzeit auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs.

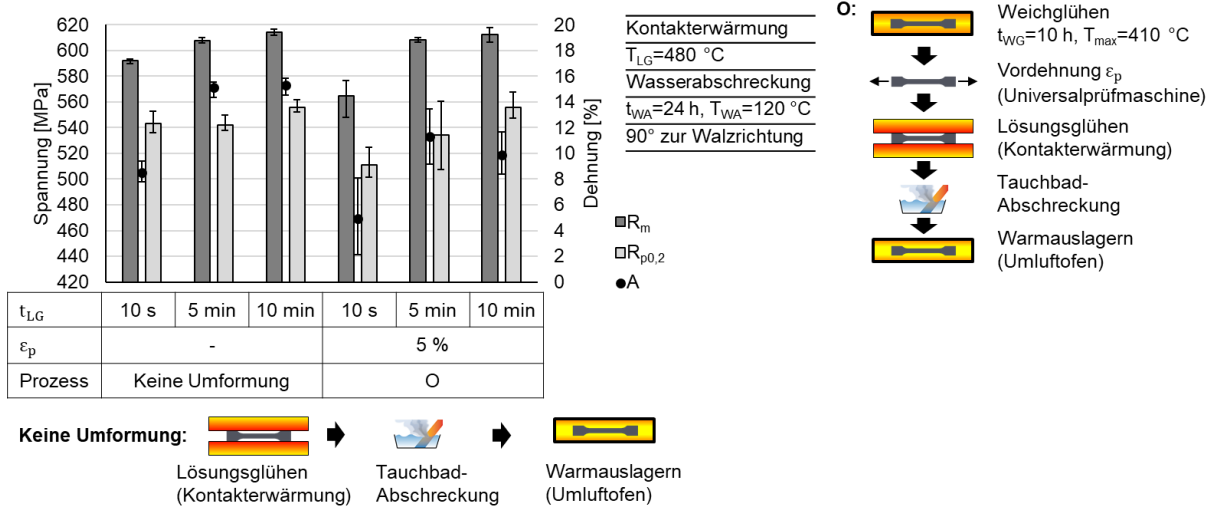


Abbildung 37: Einfluss der Umformung in der O-Prozesskette auf die mechanischen Eigenschaften.

Die Ergebnisse aus Kapitel 7.2.1 (Abbildung 34) werden hinsichtlich der optimierten Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10\text{ min}$ für die WNBH in der O-Prozesskette unabhängig von der Umformung bestätigt. Bei der kombinierten Umformung und WBH ist eine längere Lösungsglühzeit von $t_{LG} \geq 5\text{ min}$ ratsam, da sowohl die Festigkeit als auch die Bruchdehnung bei einer kurzen Lösungsglühzeit von nur 10 s geringer ausfallen. Dennoch liegen die Werte aller untersuchten Lösungsglühzeiten über den Mindestanforderungen nach [DIN EN 485-2].

7.2.4 Einstellung gradiertter Eigenschaften

Die hohe Abschreckempfindlichkeit der Legierung EN AW-7075 (vgl. Kapitel 2.1.1 und Abbildung 33d) ermöglicht die Einstellung örtlich gradiertter Materialeigenschaften zur Herstellung belastungsoptimierter Bauteile. Dafür existieren zwei Möglichkeiten: das gezielte Abschrecken des Blechbands vor der Umformung oder des fertigen Profils, jeweils nach dem Inline-Lösungsglühen. Dazu muss ein Induktor zur Erwärmung des Profils mit einer nachgeschalteten Abschreckvorrichtung in die Prozesskette integriert werden. Die Abschreckvorrichtung erlaubt die gezielte Einstellung der Sprühdüsen und damit eine örtliche Anpassung der Abkühlrate, was zu lokal gradierten Eigenschaften des Materials führt. Die Herausforderung liegt in der Realisierung eines kleinen Übergangsbereichs. Folglich ist die räumliche Auflösung der Gradierung eine entscheidende Zielgröße bei der Gradierung der Eigenschaften. Ein Modellversuch zur Überprüfung der räumlichen Auflösung der Härte ist in Abbildung 38 dargestellt.

Dazu wird ein Blechstreifen ($100 * 20 * 1,5 \text{ mm}^3$) im Umluftofen lösungsgeglüht, anschließend bis zu einem definierten Punkt ($x = 55 \text{ mm}$) in einem Wasser-Tauchbad für eine definierte Zeit abgeschreckt und zuletzt warmausgelagert. Aus der anschließenden Messung des Härteverlaufs kann die räumliche Auflösung der Gradierung bestimmt werden. [SUC23a*]

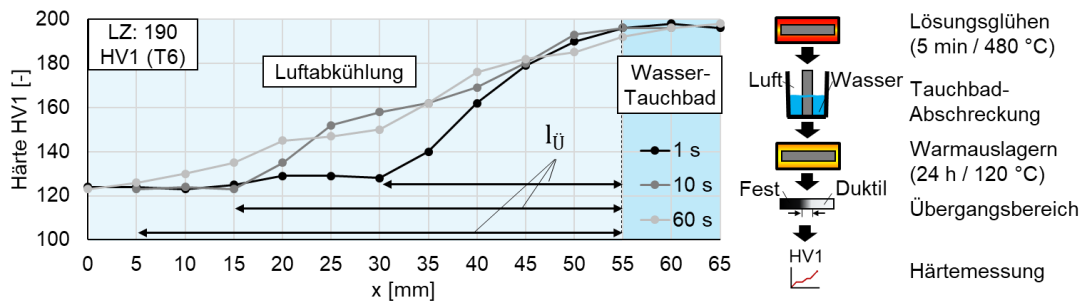


Abbildung 38: Modellversuch zur Gradierung der mechanischen Eigenschaften (angelehnt an [SUC23a*]).

Je länger das Blech unter Wasser eingetaucht ist, desto größer ist der Übergangsbereich. Die Unterschiede ergeben sich aus der Wärmeleitung. Bei einer Eintauchzeit (Abschreckzeit) von $t = 60 \text{ s}$ hat der Übergangsbereich eine Länge von $l_{\ddot{U}} = 50 \text{ mm}$. Die Wärmeleitung führt bei einer langen Eintauchzeit zu einem beschleunigten Abkühlen im Übergangsbereich, welcher von Luft umgeben ist. Folglich dehnt sich der Übergangsbereich aus. Eine Reduzierung der Eintauchzeit auf $t = 1 \text{ s}$ führt zu einem kleineren Übergangsbereich von $l_{\ddot{U}} = 25 \text{ mm}$ und damit zum größten Gradienten in Bezug auf die örtliche Auflösung der Eigenschaften. Aus dem Versuch geht hervor, dass die Abschreckzeit in der Abschreckvorrichtung zur Erzielung kleiner Übergangsbereiche kurz sein muss. Folglich sind hohe Prozessgeschwindigkeiten und präzise Abschreckdüsen zur Einstellung gradierter Eigenschaften vorteilhaft. Dennoch sind die Ergebnisse aus dem Versuch nur bedingt auf die reale Anwendung zu übertragen, da die Abschreckbedingungen im Modellversuch stark idealisiert werden. [SUC23a*]

Zwischenfazit zur wissenschaftlichen Fragestellung 1

1) Wie können Inline-Wärmebehandlungen beim Herstellungsprozess hochfester Aluminiumprofile durch Rollformen robust integriert werden?

Inline-Wärmebehandlung im Realversuch

Nach [DIN 29850] ist eine Lösungsglühzeit von $t_{LG} \geq 5$ min vorgeschrieben. Im Hinblick auf die wissenschaftliche Fragestellung zeigen die Ergebnisse, dass eine Inline-WBH (Kapitel 7.1) auch mit sehr kurzen Lösungsglühzeiten möglich ist. Die Materialeigenschaften entsprechen nach der Inline-WBH weitestgehend den Anforderungen nach [DIN EN 485-2]. Eine mikroskopische Untersuchung des inline wärmebehandelten Materials zeigt, dass die Abkühlrate innerhalb der Inline-WBH ähnlich hoch ist, wie beim Abschrecken im Wasser-Tauchbad [SAJ22*]. Diese Erkenntnisse ebnen den Weg zu einer Prozesskette mit integrierter Inline-WBH, aus der hochfeste Aluminiumprofile hervorgehen.

Modellversuch zu Imperfektionen

Eine Sensitivitätsanalyse zur Ermittlung des Einflusses verschiedener Imperfektionen während der Inline-WBH wird in Modellversuchen (Kapitel 7.2.2) untersucht: eine kurze Lösungsglühzeit, die inhomogene Lösungsglühtemperatur und die Variation der Abschreckverzögerung. In Kapitel 7.2.1 wird zusätzlich der Einfluss der Abkühlrate beim Abschrecken auf die Materialeigenschaften untersucht. Aus den Versuchen geht hervor, dass die sehr kurze Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10$ s und die Lösungsglühtemperatur im Bereich von $T_{LG} = 450$ °C – 500 °C nur einen kleinen Einfluss auf die Materialeigenschaften haben. Auf Imperfektionen bei der Abschreckverzögerung t_{AV} und der Abkühlrate r_A reagieren die Materialeigenschaften hingegen empfindlich.

Im Rahmen der Inline-WBH wird die größte Imperfektion auf die Abschreckverzögerung zurückgeführt, da bereits eine Abschreckverzögerung von $t_{AV} = 10$ s einen signifikanten Einfluss auf die Materialeigenschaften hat. Die Abschreckverzögerung wirkt sich weniger auf die Eigenschaften während der Umformung (W-Prozesskette), sondern mehr auf die finalen Materialeigenschaften im T6-Zustand aus. Zusammenfassend ist für eine robuste Integration der Inline-WBH

in die Prozessketten eine homogene Lösungsglühtemperatur mit Schwankungen von maximal $\Delta T_{LG} \pm 25 \text{ }^\circ\text{C}$, eine kleine Abschreckverzögerung $t_{AV} < 10 \text{ s}$ und eine homogene und gleichzeitig hohe Abkühlrate r_A anzustreben.

Ausgangszustand des Materials

Abhängig von der Prozesskette (vgl. Abbildung 28) variiert der Einfluss der kurzen Lösungsglühzeit $t_{LG} = 10 \text{ s}$ auf die Materialeigenschaften. Bei der T6- und W-Prozesskette sind die Materialeigenschaften unter den Bedingungen im Modellversuch (Kapitel 7.2.3) nahezu unabhängig von der Lösungsglühzeit ($t_{LG} = 10 \text{ s} - 5 \text{ min}$), sofern das Material nicht umgeformt wird. Bei der O-Prozesskette führt die kurze Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10 \text{ s}$ zu einer reduzierten Festigkeit von $R_m = 592 \text{ MPa}$ im Vergleich zur optimierten Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10 \text{ min}$ ($R_m = 614 \text{ MPa}$).

Gleichzeitige Betrachtung der Umformung

Bei gleichzeitiger Betrachtung der Umformung, simuliert durch die gezielte plastische Dehnung des Materials in einachsigen Zugversuchen, gewinnt die Ausführung der WNBH an Bedeutung. Bei der T6-Prozesskette wird die Kaltverfestigung nahezu vollständig zurückgesetzt, während diese bei der W-Prozesskette teilweise bestehen bleibt. Die Kaltverfestigung äußert sich bei der W-Prozesskette durch eine höhere Dehngrenze $R_{p0,2}$ und eine geringere Bruchdehnung A . Bei der O-Prozesskette ist unter gleichzeitiger Umformung eine Lösungsglühzeit von $t_{LG} \geq 5 \text{ min}$ empfehlenswert. Die kurze Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10 \text{ s}$ führt zu einer signifikanten Reduzierung der Festigkeit.

8 Prozessauslegung, Analyse und Optimierung des Rollformens

Kernthemen dieses Kapitels sind die Prozessauslegung, die Analyse und die Optimierung des Rollformens der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075. Grundsätzlich wird in dieser Arbeit zwischen dem Rollformen von Profilen mit einem kleinen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (V-Profil, U-Profil und Hutprofil) und einem großen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (Rundrohr) unterschieden. Die Grenze des kleinsten herstellbaren Verhältnisses von $\frac{r_i}{s}$ ist materialabhängig und beträgt nach [DIN EN 485-2] für die Legierung EN AW-7075 im T6-Zustand $\frac{r_i}{s} = 5,5$ (90°-Biegewinkel). Folglich wird dieser Wert im Rahmen dieser Arbeit zur Abgrenzung der Profilformen genutzt. Die Herstellung der entsprechenden Profile ist mit unterschiedlichen Herausforderungen verbunden. Bei einem kleinen Verhältnis ist die Vorhersage des Materialversagens von hoher Wichtigkeit (Kapitel 8.3), während bei großen Verhältnissen die Rückfederung (Kapitel 8.4) im Vordergrund steht. Im Ausgangszustand liegt die Legierung im T6-Zustand vor, welcher in diesem Kapitel die Grundlage für die Untersuchungen bildet. Weiterhin wird die Optimierung des Rollformens mittels temperaturunterstützter Prozessketten untersucht.

8.1 Gesenkbiegen als Modellversuch zum Rollformen

Zur Abschätzung der Herausforderungen beim Rollformen der hochfesten Legierung EN AW-7075 werden im Rahmen der Prozessauslegung Gesenkbiegeversuche durchgeführt. Im Vergleich zum Rollformen ist der Aufwand zur Durchführung der Gesenkbiegeversuche gering und die Ähnlichkeit zum Rollformen ist durch die Biegebelastung bei der Umformung gegeben. In Abbildung 22b ist der Versuchsaufbau zum Gesenkbiegen mit einem Biegewinkel von $\alpha = 90^\circ$ im V-Gesenk dargestellt. Innerhalb der Versuche werden der Stempelradius r_{st} (entspricht dem Biegeradius r_i), die Temperatur T und der Materialzustand variiert. Bei den Versuchen mit erhöhter Temperatur und den Versuchen im W-

Zustand wird das Material für $t = 5$ min im Kammerofen aufgeheizt. Zusätzlich ist der Stempel des Biegewerkzeugs beheizbar. Bei den Versuchen im W-Zustand wird das Blech nach dem Lösungsglühen im Wasserbad abgeschreckt und anschließend umgeformt. Abbildung 39 zeigt die Ergebnisse zum 90°-V-Gesenkbiegen. [SUC19*]

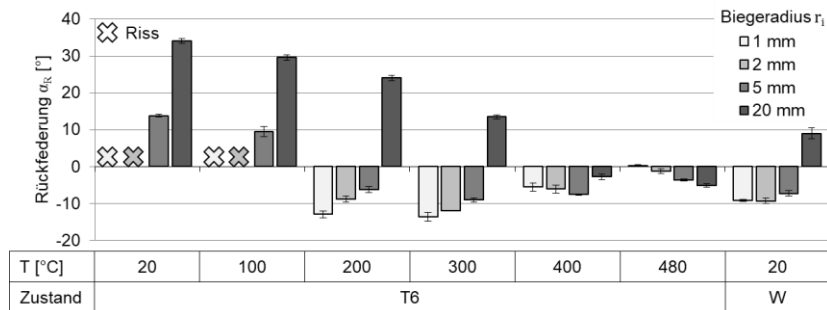


Abbildung 39: Rückfederung beim 90°-V-Gesenkbiegen der Legierung EN AW-7075 (angelehnt an [SUC19*]).

Bei den Versuchen mit den Biegeradien $r_i = 1$ mm und $r_i = 2$ mm versagt das Material bei niedrigen Temperaturen durch Risse in der Biegezone. Der Biegeradius von $r_i = 5$ mm ist bei Raumtemperatur im T6-Zustand herstellbar. Der nach [DIN EN 485-2] (vgl. Tabelle 2) kleinste herstellbare Biegeradius von $r_i = 5,5 \cdot s = 8,25$ mm wird damit unterschritten. Dabei wird die Vergrößerung des Biegeradius durch die Rückfederung vernachlässigt.

Eine Erhöhung der Temperatur oder die Vorkonditionierung des Materials in den W-Zustand erhöhen das Formänderungsvermögen des Materials, sodass keine Risse in der Biegezone auftreten. Weiterhin ist die Rückfederung bei hohen Temperaturen oder im W-Zustand vergleichsweise gering. Die negative Rückfederung, welche insbesondere bei kleinen Biegeradien auftritt, resultiert aus dem Rückbiegen der Biegeschenkel (vgl. Kapitel 2.3). Der Biegeradius von $r_i = 20$ mm führt bei Raumtemperatur zur Rückfederung von $\alpha_R = 34^\circ$. Die Höhe der Rückfederung ist durch den hohen elastischen Anteil an der Gesamtverformung zu begründen. Abhilfe schaffen die Umformung bei hohen Temperaturen oder die Vorkonditionierung des Materials in den W-Zustand. [SUC19*]

Kritische Einordnung der Ergebnisse

Aufgrund der dreidimensionalen Beanspruchung in der Biegezone beim Rollformen ist eine direkte Übertragung der quantitativen Ergebnisse hinsichtlich der

Prozessgrenzen und der Rückfederung nicht zu empfehlen. Weiss et al. [WE12] haben gezeigt, dass beim Rollformen im Vergleich zum V-Gesenkbiegen eine geringere Rückfederung auftritt. Dennoch zeigen die Vorversuche zum Gesenkbiegen das Potenzial der temperaturunterstützten Umformung der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075.

8.2 Versagensvorhersage beim Rollformen

Zur Ausschöpfung des vollen Potenzials eines Werkstoffs ist eine möglichst genaue Vorhersage des Materialversagens erforderlich. Dies ist insbesondere bei hochfesten Werkstoffen und kleinen Verhältnissen von $\frac{r_i}{s}$ im Profil erstrebenswert, da im T6-Zustand ein frühzeitiges Materialversagen zu erwarten ist (vgl. Kapitel 8.1). Das folgende Kapitel gibt einen Überblick über die Möglichkeiten zur Versagensvorhersage beim Rollformen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 anhand des MMC-Kriteriums (vgl. Kapitel 2.2.4). Darüber hinaus werden die Prozessgrenzen anhand verschiedener Profilformen mittels FE-Simulationen ermittelt und experimentell validiert. In Abbildung 80 (Anhang) ist das Vorgehen zur Versagensvorhersage zusammengefasst.

8.2.1 Kalibrieren des MMC-Kriteriums

In dieser Arbeit wird eine vereinfachte Form des MMC-Kriteriums (vgl. Kapitel 2.2.4) zur Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen verwendet. Da der Effekt der Parameter c_η und c_1 in Bezug auf die Spannungstriaxialität gleich ist, ist die folgende Vereinfachung der Gleichung zulässig [BA10]:

$$\begin{aligned} \bar{\epsilon}_{Bruch}^p = & \left\{ \frac{C}{c_2} \left[c_\theta^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (c_\theta^{ax} - c_\theta^s) \left(\sec\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) - 1 \right) \right] \left[\sqrt{\frac{1 + c_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right. \right. \\ & \left. \left. + c_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \end{aligned} \quad (20)$$

Die Formänderungsfestigkeit C und der Verfestigungsexponent n werden innerhalb der Fließkurvenbestimmung nach Ludwik (vgl. Kapitel 5.1) ermittelt. Zusätzlich gilt $c_\theta^{ax} = 1$, sofern der Lode-Winkel-Parameter innerhalb des Umform-

prozesses größer als Null ist: $\bar{\theta} \geq 0$. Beim Rollformen ist diese Annahme näherungsweise zulässig, da der Großteil der Formänderung in diesem Bereich stattfindet (vgl. Abbildung 43b). Die Parameter c_1 , c_2 und c_θ^s bleiben als zu bestimmende Materialkonstanten übrig und werden im Rahmen der Materialversuche zur Kalibrierung des MMC-Kriteriums ermittelt. [BAI10]

Die Versuche zur Kalibrierung des MMC-Kriteriums hängen maßgeblich von den im Umformprozess wirkenden Spannungen und Dehnungen im versagenskritischen Bereich ab (vgl. Kapitel 2.2.4). Jede Probenform deckt einen bestimmten Lastpfad und damit eine mittlere Spannungstriaxialität η_m und den zugehörigen mittleren Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}_m$ ab. Die Versuche werden in den jeweiligen Materialzuständen T6, W und O auf der Zwick-Roell Universalprüfmaschine durchgeführt. Bei den Versuchen im W-Zustand wird das Material für 5 min bei 480 °C lösungsgeglüht und im Zeitintervall von $t_{WZU} \leq 5$ min geprüft. Während der Versuche werden die plastischen Dehnungen $\bar{\epsilon}_{Bruch}^p$ vor dem Auftreten des Bruchs mittels optischer Formänderungsanalyse ausgewertet. Der Versuchsaufbau und die Probenformen zur Kalibrierung des MMC-Kriteriums sind in Abbildung 40 dargestellt. Die Auswahl der Proben erfolgt basierend auf einer Literaturrecherche (vgl. Kapitel 2.2.4).

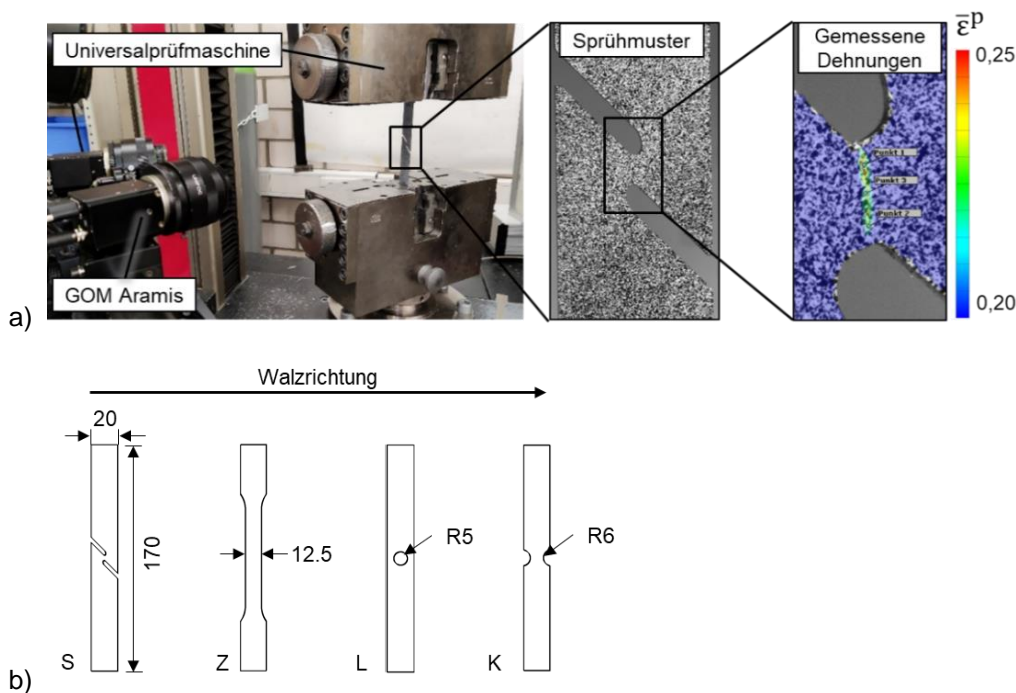


Abbildung 40: a) Versuchsaufbau zur Messung der plastischen Vergleichsdehnung bei Bruch $\bar{\epsilon}_{Bruch}^p$. Das stochastische Sprühmuster dient der optischen Formänderungsanalyse. b) Proben zur Kalibrierung des MMC-Kriteriums. S: Schervzugprobe; Z: Zugprobe; L: Gelochte Zugprobe; K: Kerbzugprobe.

Neben der plastischen Vergleichsdehnung bei Bruch $\bar{\varepsilon}_{Bruch}^p$ ist ebenso der Lastpfad hinsichtlich der Spannungstriaxialität und des Lode-Winkel-Parameters für die Kalibrierung des MMC-Kriteriums zu bestimmen. Diese werden über FE-Modelle der Kalibrierungsversuche (vgl. Kapitel 5.2) bestimmt und sind in Abbildung 41a dargestellt. Aus den Lastpfaden werden sowohl die mittlere Spannungstriaxialität η_m als auch der mittlere Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}_m$ bestimmt. Die ermittelten Datensätze sind in Tabelle 25 (Anhang) zusammengefasst. Mit dem vorliegenden Parameterset wird das MMC-Kriterium für jeden Materialzustand mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate bestimmt. Die Berechnung erfolgt mit der folgenden Formel über ein Matlab-Skript:

$$\min_{(c_1, c_2, c_\theta^s)} (\Delta \bar{\varepsilon}_{Bruch}^p)^2 = \min_{(c_1, c_2, c_\theta^s)} \left[\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left(\bar{\varepsilon}_{Bruch,i}^p - \hat{\bar{\varepsilon}}_{Bruch,i}^p(c_1, c_2, c_\theta^s) \right)^2 \right] \quad (21)$$

Dabei stammen die Werte für die Parameter $\bar{\varepsilon}_{Bruch,i}^p$ aus den Kalibrierungsversuchen und $\hat{\bar{\varepsilon}}_{Bruch,i}^p(c_1, c_2, c_\theta^s)$ ist die Funktion des optimierten MMC-Kriteriums. Das Ergebnis sind die optimierten Parameter c_1 , c_2 und c_θ^s , welche zusammen mit der Formänderungsfestigkeit C und dem Verfestigungsexponenten n das MMC-Kriterium (vgl. Formel (20)) vervollständigen. In Abbildung 82 sind die Versagensflächen des MMC-Kriteriums für den 3D-Raum $(\bar{\varepsilon}_{Bruch}^p, \eta, \bar{\theta})$ dargestellt.

Aus den Versagensflächen werden unter Annahme eines ebenen Spannungszustands Versagenskurven ($\sigma_3 = 0$). Diese sind in Abbildung 41b dargestellt. Es ist erkennbar, dass das Formänderungsvermögen im T6-Zustand, verglichen mit den anderen Zuständen, gering ist. Das höchste Formänderungsvermögen liegt im O-Zustand vor. Der ebene Dehnungszustand ($\eta = \frac{1}{\sqrt{3}} = 0,577, \bar{\theta} = 0$) ist charakteristisch für die äußere, auf Zug belastete, Randfaser beim Biegen. In diesem beträgt die plastische Vergleichsdehnung bei Bruch im T6-Zustand $\bar{\varepsilon}_{Bruch,T6}^p = 0,13$, im W-Zustand $\bar{\varepsilon}_{Bruch,W}^p = 0,21$ und im O-Zustand $\bar{\varepsilon}_{Bruch,O}^p = 0,27$. Dies spricht für die gute lokale Umformbarkeit der Legierung im O-Zustand, welche insbesondere nach der Einschnürung oder beim Biegen kleiner Radien vorteilhaft ist [HEI21].

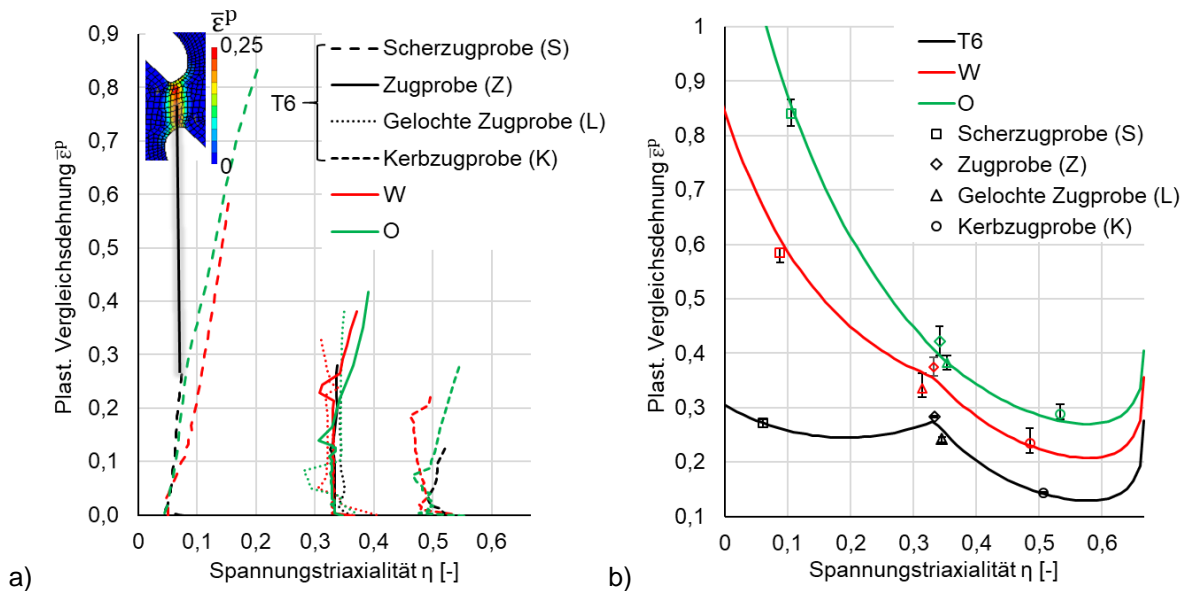


Abbildung 41: a) Numerisch ermittelte Lastpfade der Versuche zur Kalibrierung des MMC-Kriteriums. b) Versagenskurven im T6-, W- und O-Zustand für den ebenen Spannungszustand, basierend auf dem MMC-Kriterium.

8.2.2 FE-Simulation zur Versagensvorhersage beim Rollformen

Zur Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen werden FE-Modelle verwendet. Die Modelle sind in Anlehnung an Kapitel 5.2 mit einer Blechlänge von jeweils $l = 1200 \text{ mm}$ bei einem Rollenabstand von $d_R = 400 \text{ mm}$ aufgebaut. In der Biegezone ist das Blech fein diskretisiert (vgl. Abbildung 83 - Anhang). Da die Vorhersage des Materialversagens im Vordergrund steht, wird der Knoten in der äußeren Randfaser der Biegezone ausgewertet. An diesem Knoten ist die Schädigungsvariable D am größten. In Abbildung 42a ist der Auswerteknoten am Beispiel des U-Profils im T6-Zustand dargestellt. Zusätzlich ist in Abbildung 42b die Entwicklung der Vergleichsspannung nach von Mises $\bar{\sigma}$ und der plastischen Vergleichsdehnung $\bar{\epsilon}^P$ dargestellt. Während das Blech die Umformrollen passiert, erhöhen sich die Spannungen in der Biegezone und resultieren in einer Erhöhung der plastischen Dehnung. Außerhalb der Umformrollen findet keine Umformung des Profils in der Biegezone statt.

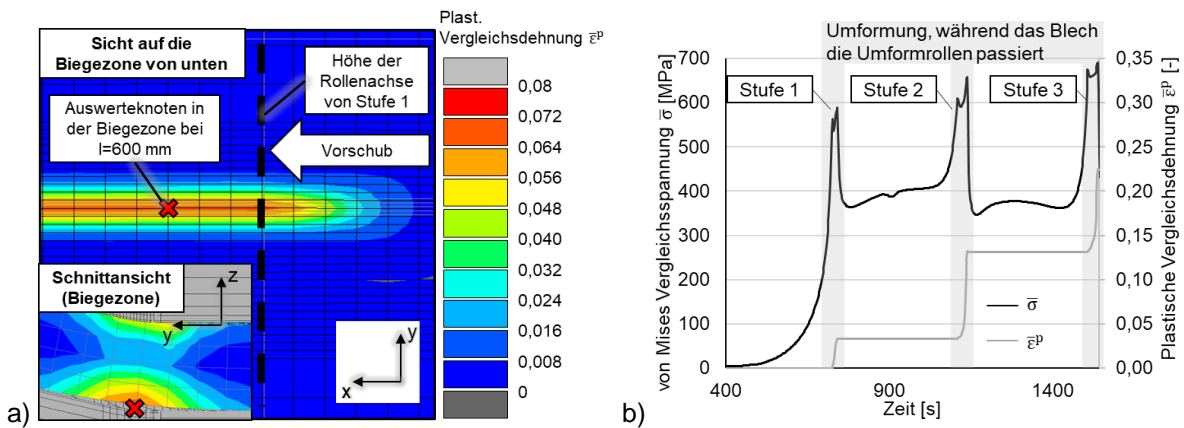


Abbildung 42: a) Lage des Auswerteknotens in der Biegezone am Beispiel des U-Profiles (EN AW-7075 T6). b) Entwicklung der Vergleichsspannung nach von Mises und der plastischen Vergleichsdehnung während des Rollformens am Beispiel des U-Profiles im T6-Zustand (angelehnt an [SUC23b*]).

Die Auswahl der Vernetzung und des Elementtyps ist essenziell für eine akkurate Vorhersage der Schädigung. In Abbildung 83 (Anhang) sind zwei verschiedene Vernetzungen mit unterschiedlichen Elementgrößen dargestellt. Die feine Vernetzung mit vier voll integrierten Elementen über der Blechdicke hat sich zur Vorhersage lokaler Spannungen und Dehnungen in der Biegezone und damit zur Vorhersage des Materialversagens als geeignet erwiesen (vgl. [SUC23b*]). Aus diesem Grund basieren alle im Rahmen der Versagensvorhersage dargestellten Ergebnisse auf fein vernetzten Simulationsmodellen. Nachteilig ist die hohe Rechenzeit von 153 h (55.200 Elemente) anstelle von 16 h (10.800 Elementen) für das grobe Netz am Beispiel des V-Profiles. Eine noch feinere Vernetzung ist aufgrund der hohen Rechenzeit nicht praktikabel. Die Verwendung reduzierter integrierter Elemente führt zu einer Verringerung der Rechenzeit um ca. 5 % auf Kosten der Genauigkeit der Versagensvorhersage. [SUC23b*]

Lastpfade in der äußeren Randfaser der Biegezone

Abbildung 43a zeigt die nicht-linearen Lastpfade beim Rollformen verschiedener Profiltypen im 2D-Raum für den hochfesten T6-Zustand. Die Umformung findet hauptsächlich im Bereich von $\eta = 0,2 - 0,62$ statt. In Abbildung 43b sind die Belastungszustände in Abhängigkeit der Spannungstriaaxialität η und des Lode-Winkel-Parameters $\bar{\theta}$ während der Umformung dargestellt. Diese Darstellung erlaubt einen Vergleich mit dem ebenen Spannungszustand (vgl. Formel (14)). Beim Rollformen liegt in der äußeren Randfaser der Biegezone unabhän-

gig vom Profiltyp näherungsweise ein ebener Spannungszustand vor. Aus diesem Grund ist die Darstellung der Lastpfade im 2D-Raum (η , $\bar{\epsilon}^p$) zulässig [SUC23b*].

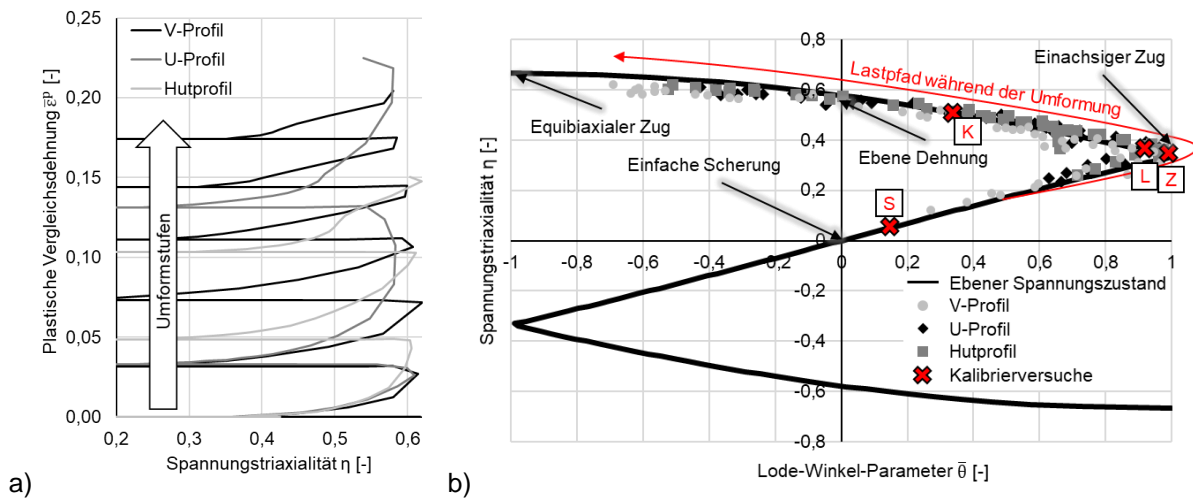


Abbildung 43: a) Darstellung der Lastpfade beim Rollformen verschiedener Profiltypen im T6-Zustand. b) Darstellung des Belastungszustandes für verschiedene Profiltypen im Vergleich zum ebenen Spannungszustand und den Kalibrierungsversuchen im T6-Zustand (angelehnt an [SUC23b*]).

Weiterhin ist ersichtlich, dass die ausgewählten Versuche zur Kalibrierung des MMC-Kriteriums die beim Rollformen vorliegenden Belastungszustände in der äußeren Randfaser der Biegezone hinreichend genau repräsentieren. Die Reduzierung der Anzahl an Kalibrierungsversuchen führt zu einer erhöhten Effizienz im Rahmen der Prozessauslegung. Allerdings wird in [SUC23b*] gezeigt, dass die Vorhersage der Schädigung mit allen vier Kalibrierungsversuchen zur höchsten Genauigkeit bei der Vorhersage des Materialversagens führt. Der Grund liegt in den stark nichtlinearen Lastpfaden beim Rollformen ($\eta = 0,2 - 0,62$), welche eine große Bandbreite an Lastpfaden innerhalb der Kalibrierungsversuche verlangen. Sofern eine hohe Effizienz bei der Kalibrierung des MMC-Kriteriums erwünscht ist, bietet sich die Kalibrierung mit einer Zugprobe (Z) und einer Kerbzugprobe (K) an. Dies führt zu einer um 16 % reduzierten Genauigkeit in der Vorhersage des Materialversagens [SUC23b*].

8.2.3 Inkrementelle Akkumulation der Schädigung

Die Anwendung des MMC-Kriteriums zur Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen verlangt aufgrund der nichtlinearen Lastpfade eine inkremen-

telle Akkumulation der Schädigungsvariable D in Abhängigkeit des Spannungszustands $(\eta, \bar{\theta})$. Ergebnis ist die inkrementelle Schädigungsvariable $D_{inc,t}$, welche zum Zeitpunkt t ausgewertet wird. Diese ist abhängig von der Differenz der plastischen Vergleichsdehnung $\bar{\varepsilon}^p$ zweier benachbarter Inkremente:

$$D_{inc,t}(\bar{\varepsilon}^p, \eta, \bar{\theta}) = \frac{\bar{\varepsilon}_t^p - \bar{\varepsilon}_{t-1}^p}{\frac{1}{2}(\bar{\varepsilon}_{Bruch}^p(\eta, \bar{\theta})_t + \bar{\varepsilon}_{Bruch}^p(\eta, \bar{\theta})_{t-1})} \quad (22)$$

Dabei ist $\bar{\varepsilon}_t^p$ die plastische Dehnung zum Zeitpunkt t und $\bar{\varepsilon}_{Bruch}^p(\eta, \bar{\theta})_t$ die plastische Vergleichsdehnung bei Bruch, welche durch das MMC-Kriterium anhand des vorliegenden Spannungszustands in Abhängigkeit der Spannungstriaxialität η und des Lode-Winkel-Parameters $\bar{\theta}$ berechnet wird. Die akkumulierte Schädigungsvariable D ist definiert als die Summe der inkrementellen Schädigungsvariablen D_{inc} , wobei N die Gesamtzahl der Inkremente bis zum Auswertzeitpunkt t darstellt:

$$D = \sum_{t=1}^N D_{inc,t} \quad (23)$$

Sofern für die Schädigungsvariable $D \geq 1$ gilt, liegt Materialversagen vor.

8.3 Rollformen des V-, U- und Hutprofils

In diesem Kapitel wird das Rollformen von Profilen mit einem kleinen Verhältnis des Biegeradius zur Blechdicke untersucht: V-Profil ($\frac{r_i}{s} = 1,33$), U-Profil ($\frac{r_i}{s} = 2$) und Hutprofil ($\frac{r_i}{s} = 2$). Die Profilblumen und die Biegewinkelfolgen sind in Abbildung 67 (Anhang) und Tabelle 19 (Anhang) dargestellt. Ausgehend von der T6-Prozesskette wird zunächst das Materialversagen mit dem MMC-Kriterium vorhergesagt. Anschließend wird der Einfluss temperaturunterstützter Prozessketten auf die Prozessgrenzen und die Bauteilqualität untersucht.

8.3.1 Vorhersage des Materialversagens

Zur Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen haben sich FE-Modelle mit vier voll integrierten Elementen über der Blechdicke als geeignet herausgestellt (vgl. Kapitel 8.2.2) [SUC23b*]. In Abbildung 44a ist die Vorhersage des Materialversagens anhand der FE-Simulation für verschiedene

Profiltypen und Materialzustände dargestellt. Unterstützend dazu sind in Tabelle 16 die experimentell ermittelten Ergebnisse und die Ergebnisse aus der FE-Simulation gegenübergestellt. Die Materialzustände W und O werden innerhalb der temperaturunterstützten Prozessketten vor dem Rollformen eingestellt. Abbildung 44b zeigt einen Riss in der Biegezone beim Rollformen am Beispiel des Hutprofils im T6-Zustand.

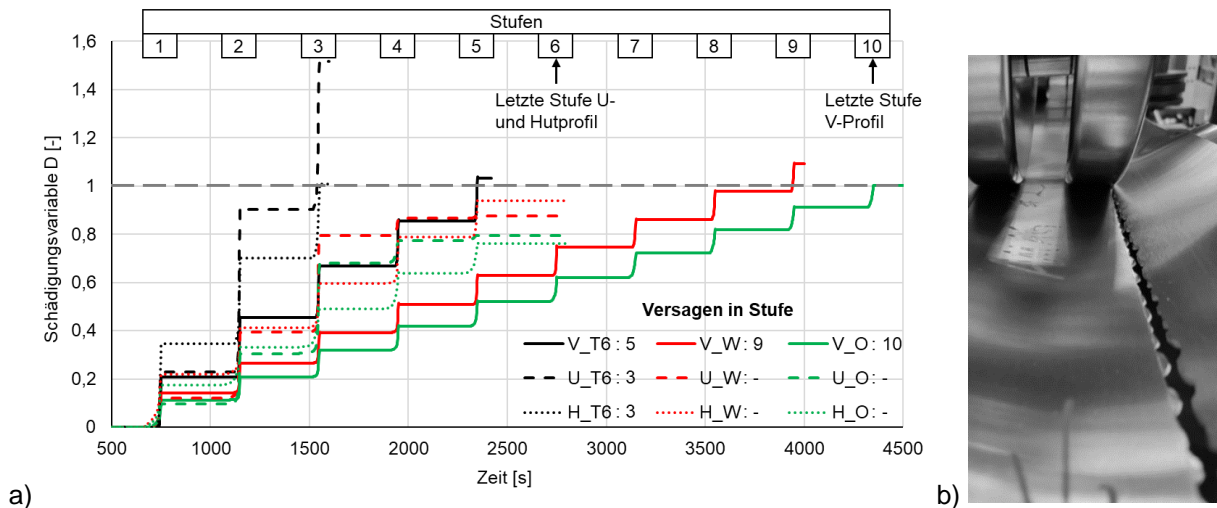


Abbildung 44: a) Numerische Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen. b) Darstellung eines Risses in der Biegezone beim Rollformen des Hutprofils im T6-Zustand.

Die Umformung findet beim Passieren der Umformrollen statt (vgl. Abbildung 42b), weshalb der Wert der Schädigungsvariablen D mit jeder Stufe ansteigt. Im T6-Zustand tritt bei der FE-Simulation sowohl beim U- als auch beim Hutprofil Materialversagen in der dritten Stufe auf. Diese Ergebnisse entsprechen den experimentell ermittelten Ergebnissen. Beim V-Profil tritt für den T6-Zustand in der FE-Simulation in der fünften Stufe Materialversagen ($D = 1,03$) auf. Im Gegensatz dazu versagt das Profil experimentell erst in der sechsten Stufe. Die Vorhersage des Materialversagens ist damit konservativ. Die Abweichung im Vergleich zu den anderen Profiltypen ist möglicherweise auf die hohe Nichtlinearität des Lastpfads beim V-Profil zurückzuführen (vgl. Abbildung 43).

Temperaturunterstützte Prozessketten

Für die W- und O-Prozesskette liegen experimentelle Ergebnisse für das Hutprofil vor (vgl. Kapitel 8.3.2). Experimentell und numerisch tritt beim Hutprofil kein Materialversagen auf. Für das V- und U-Profil in den Zuständen W und O werden die Prozessgrenzen in der FE-Simulation ermittelt. Ausschließlich beim

V-Profil tritt für die temperaturunterstützten Prozessketten Materialversagen auf. Ein Vergleich des minimal erreichbaren Verhältnisses vom Biegeradius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$ lässt sich damit anhand des V-Profiles aufzeigen. So tritt im T6-Zustand Materialversagen bei einem Verhältnis von $\frac{r_i}{s} = \frac{3,77 \text{ mm}}{1,5 \text{ mm}} = 2,51$ (experimentell) und $\frac{r_i}{s} = \frac{4,65 \text{ mm}}{1,5 \text{ mm}} = 3,1$ (numerisch) auf. Bei der numerischen Vorhersage des Materialversagens im W-Zustand tritt Materialversagen bei einem Verhältnis von $\frac{r_i}{s} = \frac{2,29 \text{ mm}}{1,5 \text{ mm}} = 1,53$ auf und im O-Zustand bei $\frac{r_i}{s} = \frac{2,0 \text{ mm}}{1,5 \text{ mm}} = 1,33$.

Tabelle 16: Vergleich des experimentell ermittelten Materialversagens mit den Ergebnissen aus der FE-Simulation.

		V-Profil	U-Profil	Hutprofil
T6	Versagen exp.	6	3	3
	D (Simulation)	1,19 (1,03 in Stufe 5)	1,52 (Stufe 3)	1,01 (Stufe 3)
W	Versagen exp.	Keine exp. Ergebnisse	Keine exp. Ergebnisse	Kein Versagen
	D (Simulation)	1,09 (Stufe 9)	0,88 (Stufe 6)	0,94 (Stufe 6)
O	Versagen exp.	Keine exp. Ergebnisse	Keine exp. Ergebnisse	Kein Versagen
	D (Simulation)	1,00 (Stufe 10)	0,79 (Stufe 6)	0,76 (Stufe 6)

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die Anwendung des MMC-Kriteriums in Kombination mit der inkrementellen Akkumulation der Schädigung zur Vorhersage des Materialversagens beim Rollformen der Legierung EN AW-7075 geeignet ist. Die Rechenzeit in den FE-Modellen zur Vorhersage der Schädigung ist aufgrund der kleinen Elementgröße und der daraus resultierenden hohen Anzahl an Elementen groß. Das Potenzial temperaturunterstützter Prozessketten auf die Erweiterung der Prozessgrenzen wird aufgezeigt.

8.3.2 Evaluation der Profilqualität am Beispiel des Hutprofils

Die Evaluation der Profilqualität erfolgt anhand des Hutprofils, da für das Hutprofil experimentelle Ergebnisse vorliegen. Die Profilqualität hinsichtlich der Profilfehler „Rückfederung“ und „Durchbiegung“ wird durch die numerische Simulation vorhergesagt und mit experimentellen Ergebnissen validiert. Zusätzlich werden die Materialeigenschaften anhand von Härtemessungen über dem

Profilquerschnitt evaluiert. Die Experimente zum Rollformen des Hutprofils werden an der VOEST P450/4 Rollformanlage mit 2000 mm langen Blechen durchgeführt. Da beim Rollformen des Hutprofils im T6-Zustand in der dritten Stufe Materialversagen auftritt (vgl. Kapitel 8.3.1), werden die W- und die O-Prozesskette betrachtet.

Zur Vorhersage der geometrischen Profilqualität wird eine Simulation mit zwei Elementen über der Blechdicke verwendet. Dies ist im Rahmen der Prozessauslegung aufgrund des signifikanten Unterschieds in der Rechenzeit (vgl. Kapitel 8.2.2) empfehlenswert, sofern die Simulation nicht der Vorhersage des Materialversagens dient. Abbildung 45 zeigt den Vergleich der numerisch ermittelten Rückfederung und Durchbiegung des Profils zu den experimentell gemessenen Werten. [SUC22b*]

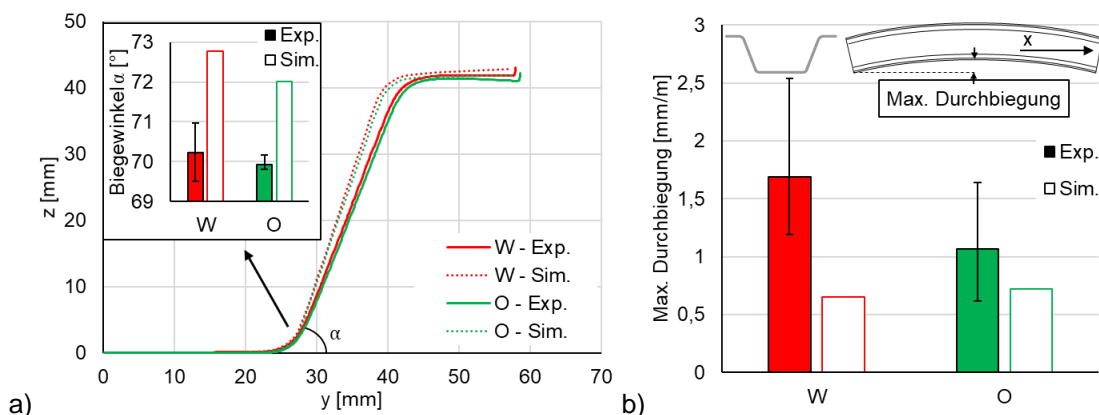


Abbildung 45: Vergleich zwischen den Rollformexperimenten und der Rollformsimulation. a) Rückfederung am halbsymmetrischen Querschnitt. b) Durchbiegung des Profils in Längsrichtung (angelehnt an [SUC22b*]).

Experimentell liegt für beide Zustände eine geringe Abweichung vom Soll-Biegewinkel von $\alpha = 70^\circ$ vor [SUC22b*]. Für den W-Zustand ist der Biegewinkel in der Simulation um $\alpha_R = 2,5^\circ$ höher und für den O-Zustand um $\alpha_R = 2^\circ$ [SUC22b*]. Eine feinere Diskretisierung ist nicht zielführend, da der Biegewinkel im Vergleich zum grob vernetzten Modell sowohl im W-Zustand ($\Delta\alpha = 0,03^\circ$) als auch im O-Zustand ($\Delta\alpha = 0,08^\circ$) nur geringfügig abweicht. Die Vernachlässigung der kinematischen Verfestigung im Materialmodell kann zu einer Abweichung bei der Vorhersage der Rückfederung führen (vgl. Kapitel 2.2.1). Beim Rollformen des Hutprofils lässt sich die Abweichung erklären: bis zur fünften Stufe, in der das Profil auf den Biegewinkel von $\alpha = 72^\circ$ überbogen wird, bildet

die isotrope Verfestigung das Materialverhalten in der FE-Simulation hinreichend genau ab, da keine signifikante Lastumkehr in der Biegezone stattfindet. Beim Rückbiegen (Lastumkehr) in der sechsten Stufe auf den Winkel von $\alpha = 70^\circ$ wird das Profil durch die Vernachlässigung des kinematischen Verfestigungsanteils nicht plastisch auf den Winkel von $\alpha = 70^\circ$ zurück geformt und der hohe Biegewinkel aus der fünften Stufe von $\alpha = 72^\circ$ bleibt bestehen.

Abbildung 45b zeigt, dass die experimentell ermittelte max. Durchbiegung des Profils im W-Zustand 1,69 mm / m und im O-Zustand 1,07 mm / m beträgt. Der hohe Wert für den W-Zustand kann eine Folge der schwankenden Materialeigenschaften entlang des Profilquerschnitts aufgrund der Inline-WBH sein (vgl. Kapitel 7.1) [SUC22b*]. Die numerisch ermittelten Ergebnisse liegen mit 0,65 mm / m für den W-Zustand und 0,73 mm / m für den O-Zustand unterhalb der experimentell ermittelten Werte. Aus der Inline-WBH resultiert ein abschreckbedingter Verzug des Blechbands (vgl. Abbildung 79 - Anhang). Der Verzug hat keinen sichtbaren Einfluss auf die Profilqualität. Dasselbe gilt für den PLC-Effekt, der bei kleinen Dehnraten zu unschönen Fließfiguren auf der Bauteiloberfläche führt. Im Anhang 13.3 ist die Abhängigkeit des PLC-Effekts von der Dehnraten dargestellt. Die Dehnraten ist im Rollformprozess selbst bei der geringen Prozessgeschwindigkeit von $v = 1 \text{ m / min}$ hoch genug, um dem PLC-Effekt vorzubeugen.

In Anlehnung an Kapitel 7.1 zur Evaluation der Inline-WBH und der Modellversuche zu den prozessintegrierten WBHs (Kapitel 7.2) sind gute mechanische Eigenschaften der gefertigten Profile zu erwarten. Diese werden anhand von Härtemessungen der im Realprozess hergestellten Profile quantifiziert. Die Härte wird entlang des Profilquerschnitts in der Blechmitte und in den Biegeradien zusätzlich im inneren und äußeren Biegeradius (Randabstand 0,15 mm) gemessen. Nach dem Rollformen werden die Profile der W-Prozesskette für $t_{WA} = 24 \text{ h}$ bei $T_{WA} = 120 \text{ }^\circ\text{C}$ warmausgelagert. Bei der O-Prozesskette durchlaufen die Profile eine WNBH, bestehend aus den Prozessschritten Lösungs-glühen bei $T_{LG} = 480 \text{ }^\circ\text{C}$, Abschrecken im Wasser-Tauchbad und Warmauslagern ($t_{WA} = 24 \text{ h}$, $T_{WA} = 120 \text{ }^\circ\text{C}$). Die Härteverläufe der Profile sind in Abbildung 46 dargestellt.

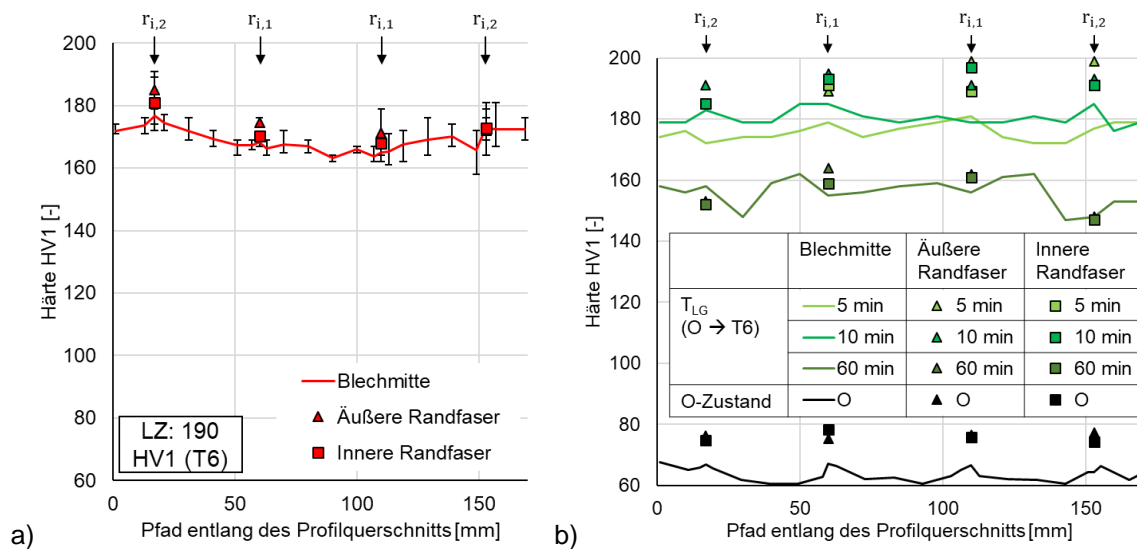


Abbildung 46: Härteverläufe im Profilquerschnitt für das Profil aus der W-Prozesskette [SUC22b*] (a) und für Profile aus der O-Prozesskette mit verschiedenen Lösungsglühzeiten (b).

Im Lieferzustand beträgt die Härte der Legierung EN AW-7075-T6 190 HV1 [SUC22b*]. Es ist davon auszugehen, dass bei der W-Prozesskette Imperfektionen bei der Inline-WVBH zu einer geringen Härte im Vergleich zum Lieferzustand führen (vgl. Kapitel 7.1 und 7.2.2). In der Biegezone ist die Härte höher als in der Blechmitte. Dieses Ergebnis ist das Resultat der bleibenden Kaltverfestigung nach dem Warmauslagern (vgl. Kapitel 7.2.3). Bei Annahme einer Korrelation der Härte und der Zugfestigkeit werden für die W-Prozesskette die Ergebnisse aus den Modellversuchen bestätigt. Auch die Ergebnisse der O-Prozesskette entsprechen in Bezug auf die optimierte Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10$ min den Ergebnissen aus den Modellversuchen. Im O-Zustand und nach der WNBH bleibt eine Kaltverfestigung in den Biegeradien bestehen. Eine Ausnahme bildet die lange Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 60$ min.

8.4 Rollformen eines Rundrohrs

In diesem Kapitel wird das Rollformen eines Profils mit einem großen Verhältnis von $\frac{r_i}{s} = 17,5$ in Form eines Rundrohrs betrachtet. Beim Rollformen von Rundrohren ist der nachfolgende Schweißprozess mit den daraus resultierenden Anforderungen an die Profilqualität hervorzuheben. Diese erfordern eine detaillierte Prozessauslegung, welche im folgenden Kapitel vorgestellt wird.

8.4.1 Prozessauslegung und Prozessanalyse

Aus den Gesenkbiegeversuchen mit großen Biegeradien (vgl. Kapitel 8.1) geht hervor, dass beim Rollformen des Rundrohrs mit großen Biegeradien eine hohe Rückfederung zu erwarten ist. Die hohe Rückfederung resultiert aus der ungünstigen Kombination verschiedener Parameter, welche einen großen elastischen Anteil an der Gesamtverformung begünstigen (vgl. Tabelle 17).

Tabelle 17: Parameter mit einem Einfluss auf die Rückfederung beim Rollformen [SUC21*].

Parameter	Dehngrenze ↑	E-Modul ↑	Biegeradius ↑	Blechdicke ↑	Einformstrategie
Rückfederung	↑	↓	↑	↓	Zu untersuchen

Prozessauslegung

Die initiale Blechbreite beträgt $b = 170 \text{ mm}$, woraus sich ein Außendurchmesser von $d_a = 55,61 \text{ mm}$ bei einer Wandstärke von $s_W = 1,5 \text{ mm}$ nach dem Rollformen des Rohrs ergibt. Die nachfolgend vorgestellte Prozessauslegung wurde ursprünglich für eine Blechbreite von $b = 168 \text{ mm}$ ($d_a = 54,98 \text{ mm}$) durchgeführt und ist in [SUC21*] veröffentlicht. Die Prozessauslegung wird im Rahmen dieser Arbeit mit der Blechbreite von $b = 170 \text{ mm}$ durchgeführt.

Die Einförmung des Rundrohrs wird für den T6-Zustand ausgelegt, da innerhalb der T6-Prozesskette keine prozessintegrierte WBH vorgesehen ist. Beim Rollformen von Rundrohren existieren verschiedene Einförmstrategien, deren Einfluss auf die Profilqualität hinsichtlich der auftretenden Bandkantenwelligkeit und Rückfederung zu untersuchen ist. Abbildung 47 zeigt das iterative Vorgehen zur Entwicklung von Rollformwerkzeugen für die Einförmung eines Rundrohrs.

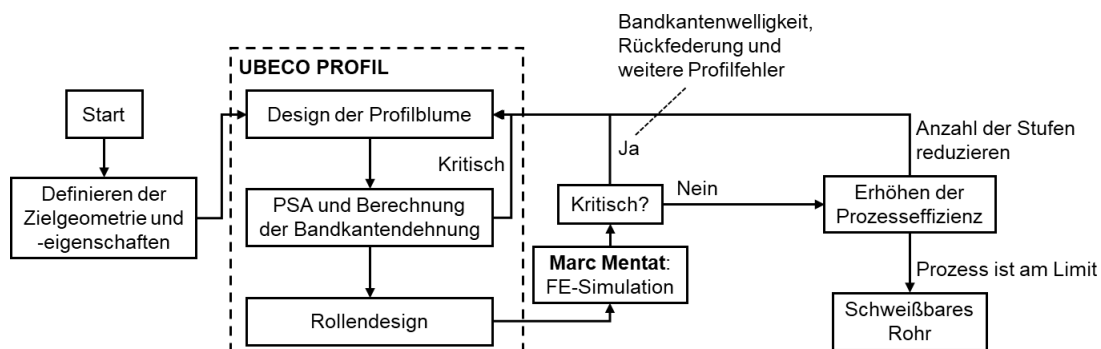


Abbildung 47: Iteratives Vorgehen bei der Entwicklung von Rollformwerkzeugen für die Einförmung eines Rundrohrs (angelehnt an [SUC21*]).

Nach Definition der Zielgeometrie und -eigenschaften wird der Prozess in der Software UBECO PROFIL ausgelegt. Innerhalb der Software erfolgt das Design der Profilblume, gefolgt von der Berechnung der Bandkantendehnung und einer Profil-Spannungs-Analyse (PSA). Die Bestimmung der Bandkantendehnung basiert auf empirischen Gleichungen und die PSA auf der Verformung des Blechbands während der Einformung, wobei die Oberfläche in kleine rechteckige Schalenelemente unterteilt wird. Dabei werden nur die Spannungen und Dehnungen in Längsrichtung berechnet [BRA22]. Aus der Berechnung der Bandkantendehnung folgt eine Aussage über die Machbarkeit. Anschließend erfolgt das Design der Rollformwerkzeuge, welche über ein Python-Skript in die FE-Software Marc Mentat 2012 übertragen werden. In der FE-Simulation wird die Qualität des Profils respektive der Bandkantenwelligkeit, der Rückfederung und weiterer Profilfehler evaluiert. Sofern diese als kritisch zu bewerten sind, erfolgt die erneute Auslegung des Prozesses in der Software UBECO Profil. Nach Erreichen einer hohen Profilqualität ist die letzte Optimierungsstufe die Erhöhung der Prozesseffizienz durch eine reduzierte Anzahl an Stufen im Rollformprozess. [SUC21*]

Eine Vorhersage des Materialversagens im Rahmen der Prozessauslegung bei der Einformung des Rundrohrs ist aufgrund des großen Verhältnisses von $\frac{r_i}{s}$ nicht erforderlich (vgl. Anhang 13.6).

FE-Simulation

Innerhalb des iterativen Vorgehens bildet die FE-Simulation die Grundlage zur Bewertung der Profilqualität. Aus diesem Grund ist die Wahl der Randbedingungen von Bedeutung. Im Rahmen des iterativen Vorgehens zur Entwicklung von Rollformwerkzeugen sind vereinfachte FE-Simulationen mit möglichst kurzen Rechenzeiten vorteilhaft. Nach diesem Ansatz werden die in Tabelle 13 dargestellten variablen Randbedingungen festgelegt. Für das Blech werden voll integrierte Elemente mit einer Größe von $5 * 1,98 * 0,75 \text{ mm}^3$ verwendet (Rechenzeit 90 h bei 18.900 Elementen). Die Elementgröße resultiert aus einer Konvergenzanalyse [SUC21*]. Volumenelemente sind den Schalenelementen in der FE-Simulation zur Rohreinformung insofern überlegen, da sie in der Lage sind, neben den tangentialen auch die radialen Druckspannungen beim Kalibrieren

abzubilden. Der Rollenabstand der starren und starr gelagerten Rollen beträgt, wie im Realprozess, $d_R = 560$ mm bei einer Blechlänge von $l = 1500$ mm.

Rollen- und Prozessdesign

Im folgenden Abschnitt werden die Ergebnisse aus der iterativen Prozessauslegung dargestellt. Aufgrund der in Kapitel 2.2.2 beschriebenen Nachteile der Einradieneinformung wird diese nicht berücksichtigt. Ausgehend von der Zweiradieneinformung wird der Querschnitt des Profils in zwei Zonen eingeteilt: die Randbiegezone und die mittlere Biegezone (vgl. Abbildung 12b). Die erste von der Software UBECO vorgeschlagene Einformstrategie ist eine Zweiradieneinformung mit 27 Stufen. Der Ansatz für die erste Umformstrategie besteht darin, das Rohr in gleichmäßigen Biegewinkelinkrementen umzuformen und die Längsdehnung an der Bandkante gering zu halten. Auf der Grundlage bestehender Einformstrategien aus der Literatur (vgl. Tabelle 22 - Anhang) wird aus Gründen der Prozesseffizienz vor der Durchführung der ersten FE-Simulation jede zweite Stufe entfernt. Die resultierende 14-stufige Einformstrategie wird fortlaufend mit $2R$ abgekürzt und die Stufenfolge ist in Abbildung 48a und in Tabelle 20 (Anhang) dargestellt. Die PSA und die Berechnung der Bandkanten-dehnung in der Software UBECO PROFIL bescheinigen eine hohe Profilqualität. Aus der nachfolgenden FE-Simulation geht konträr dazu hervor, dass bei der Einformstrategie $2R$ kleine Bandkantenwellen auftreten (vgl. Abbildung 49).

In der nächsten Iteration wird die 14-stufige Einformstrategie $W1$ (Abbildung 48a und Tabelle 20) entwickelt. Sie unterscheidet sich von der Zweiradieneinformung $2R$ durch die W -Biegung in der ersten Stufe. Zusätzlich werden die Seitenrollen in den Stufen 2 und 4 durch Ober- und Unterrollen ersetzt. Das Ziel ist die Untersuchung des Einflusses der W -Biegung in der ersten Stufe auf die Rückfederung und die Bandkantenwelligkeit. Das Resultat aus der FE-Simulation ist ein Profil, bei dem keine Bandkantenwelligkeit auftritt.

Ziel der nächsten Iteration ist die Erhöhung der Prozesseffizienz durch eine reduzierte Anzahl an Umformstufen. Die daraus folgende Einformstrategie ist die 11-stufige W -Einformung $W2$ (vgl. Abbildung 48a und Tabelle 21). In dieser wird der Endradius von $r_{i,1} = 26$ mm in der Randbiegezone bereits in der ersten Stufe eingeformt. Weiterhin wird die Randbiegezone in der ersten Stufe von

$a_1 = 23,3 \text{ mm}$ auf $a_1 = 35,4 \text{ mm}$ vergrößert und eine Talfahrtstrategie angewendet. Die größere Randbiegezone führt zu einer Erhöhung der Prozesseffizienz, da das Profil bereits in den ersten Stufen eine große Umformung erfährt. Bei der Talfahrtstrategie wird der Profilboden in jeder Stufe in z-Richtung abgesenkt, sodass der Flächenschwerpunkt in jeder Stufe auf derselben Höhe liegt (vgl. Abbildung 12a). Das dient einer Reduzierung der Bandkantendehnung durch eine geringere Längung der Bandkante während der Einformung und damit dem Vorbeugen der Bandkantenwelligkeit. [SUC21*]

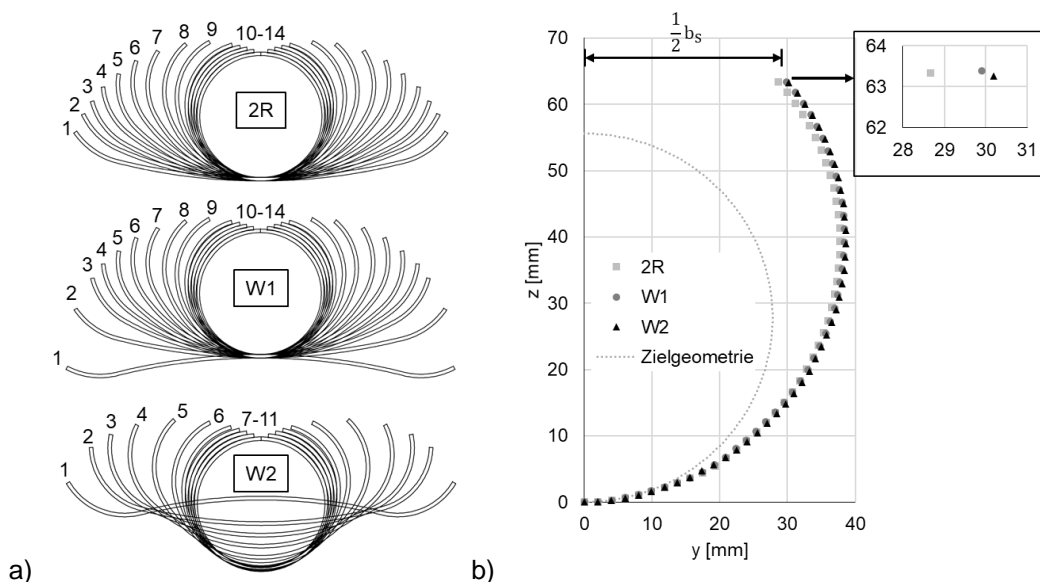


Abbildung 48: a) Profilblumen für verschiedene Einformstrategien zur Rohreinformung. b) Rückfederung nach dem Rollformen des Rundrohrs, gemessen an der Außenkontur (angelehnt an [SUC21*]).

In Abbildung 48b sind die Profilquerschnitte nach der Rückfederung dargestellt. Die hohe Rückfederung aus den Modellversuchen (vgl. Kapitel 8.1) wird beim Rollformen unabhängig von der Einformstrategie bestätigt. Als Bemessungsgröße für die Rückfederung wird die Spaltbreite b_s eingeführt. Je nach Einformstrategie liegt diese im Bereich von $b_s = 57,32 - 60,39 \text{ mm}$. Die hohe Rückfederung führt zu hohen Anforderungen an den Schweißprozess und zu großen Eigenspannungen am geschweißten Rohr. In Anlehnung an [DIN ISO/TR 581] resultiert daraus eine unzureichende Schweißmöglichkeit und folglich eine geringe Schweißbarkeit des Rohrs.

Prozessanalyse

Im Hinblick auf die Rückfederung ist die Einformstrategie nahezu unerheblich. Die Einformstrategie hat jedoch einen Einfluss auf die Prozesseffizienz und die Entwicklung der Längsdehnungen in der Bandkante. Zur Evaluation der Bandkanten ist in Abbildung 49a und b der Verlauf der Bandkanten in xy- und xz-Richtung dargestellt. Die Auswertung erfolgt im stationären Bereich des offenen Rohrs und zeigt bei der Zweiradieneinformung 2R eine unzulässige Bandkantenwelle. Bei den W-Einformstrategien ist der Verlauf der Bandkante frei von Bandkantenwellen. Damit ist das offene Rohr mit der Einschränkung der hohen Rückfederung für den nachfolgenden Schweißprozess geeignet.

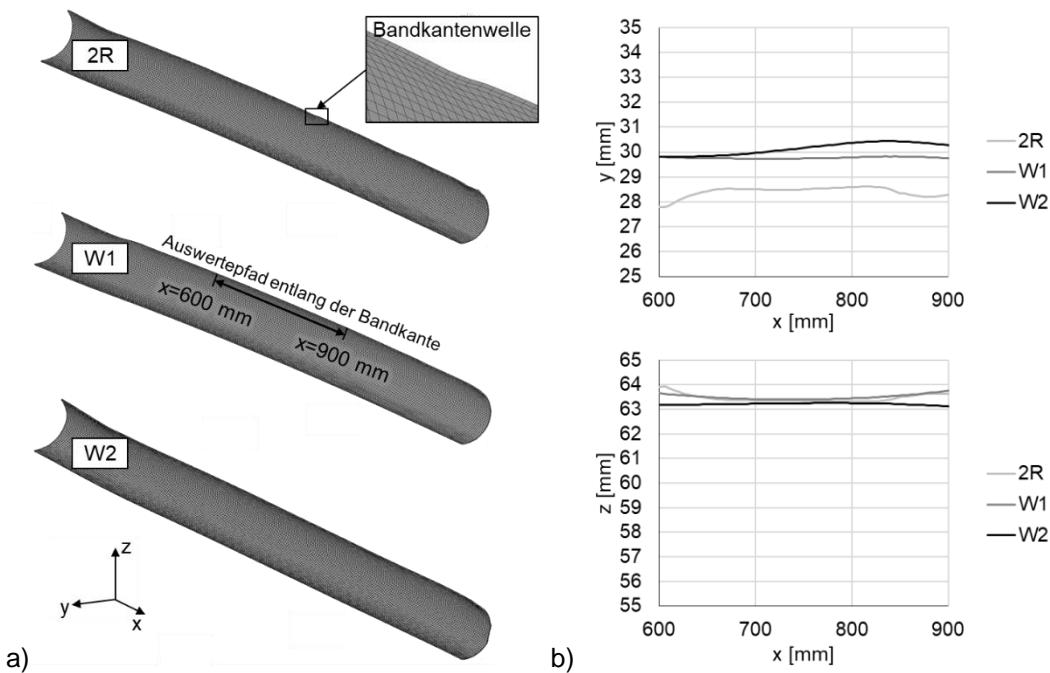


Abbildung 49: a) Grafische Darstellung des offenen Rundrohrs und der Bandkante nach der Rückfederung in der FE-Simulation. b) Verlauf der Bandkante in x-y- und x-z-Richtung in der FE-Simulation nach dem Rollformen des offenen Rundrohrs im T6-Zustand.

Generell ist es vorteilhaft, die Größe der Maximalwerte der Längsdehnung $\epsilon_{\text{längs}}$ in der Bandkante in jeder Stufe möglichst gleich zu halten (vgl. Kapitel 2.2.1). Aus der Umformung in den Rollformwerkzeugen resultieren Maximalwerte bei der Längsdehnung durch die Längung der Bandkante. Sofern die max. zulässige Bandkantendehnung in jeder Stufe bestmöglich ausgenutzt wird, ist die Prozesseffizienz hoch. Abbildung 50a zeigt die Längsdehnung $\epsilon_{\text{längs}}$ in der Bandkante über der Prozesszeit. Dabei wird die gesamte Längsdehnung $\epsilon_{\text{längs}}$

im Knoten in der Bandkante auf halber Blechlänge und halber Blechdicke (vgl. Abbildung 50b) über der Prozesszeit t ausgewertet. [SUC21*]

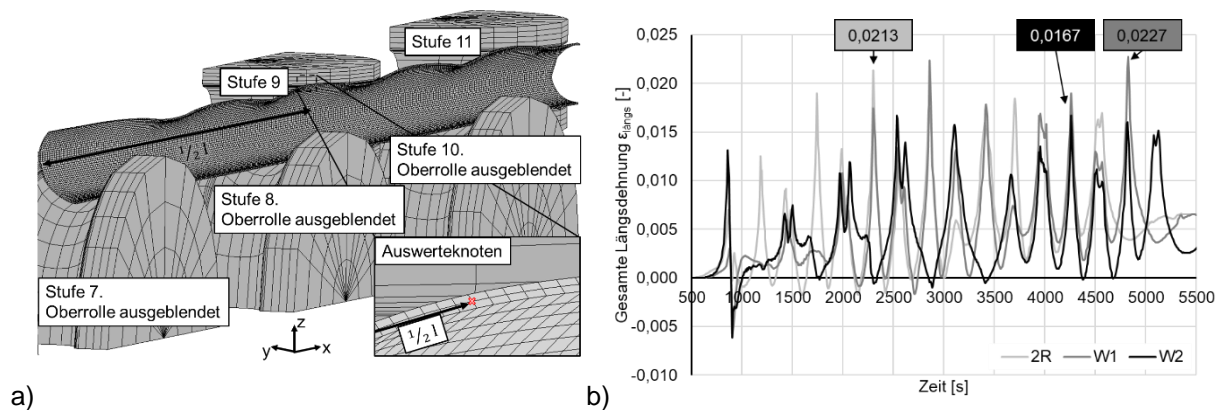


Abbildung 50: a) Auswerteknoten zur Evaluation der Längsdehnung am Beispiel der T6-Prozesskette. b) Gesamte Längsdehnung in der Bandkante bei der Einförmung des Rundrohrs über der Prozesszeit.

Die relative zeitliche Verschiebung der Maximalwerte resultiert aus der unterschiedlichen Anzahl an Umformstufen der Einförmstrategien und den vom Rollentyp abhängigen Rollenabständen d_R . Bei der Einförmstrategie W2 sind die Maximalwerte der Längsdehnung $\varepsilon_{\text{längs}}$ bei Rolleneingriff über die gesamte Prozesszeit annähernd gleich. Dies resultiert aus der optimierten Profilblume mit angepassten Biegewinkelinkrementen, einer Vergrößerung der abgewickelten Länge in der Randbiegezone a_1 und der Talfahrtstrategie. So ist bei der Einförmstrategie W2 die max. Längsdehnung von $\varepsilon_{\text{längs}} = 0,0167$ im Vergleich zu den anderen Einförmstrategien 2R ($\varepsilon_{\text{längs}} = 0,0213$) und W1 ($\varepsilon_{\text{längs}} = 0,0227$) gering.

In Abbildung 51 ist die plastische Längsdehnung in der Bandkante über der Prozesszeit dargestellt. Die Stauchung der Bandkante, bedingt durch die W-Einförmung, führt nach der ersten Stufe zu einer negativen plastischen Dehnung der Bandkante und damit zu einer geringeren plastischen Dehnung über die gesamte Prozesszeit. Die plastische Dehnung in der Bandkante wird insbesondere durch die Talfahrtstrategie verringert. Weiterhin ermöglicht die Talfahrtstrategie eine Maximierung des Biegewinkels in den ersten Stufen, ohne die kritische plastische Längsdehnung der Bandkante zu überschreiten [TEH06b, WEN94]. Dies führt wiederum zu einer Erhöhung der Prozesseffizienz. [SUC21*]

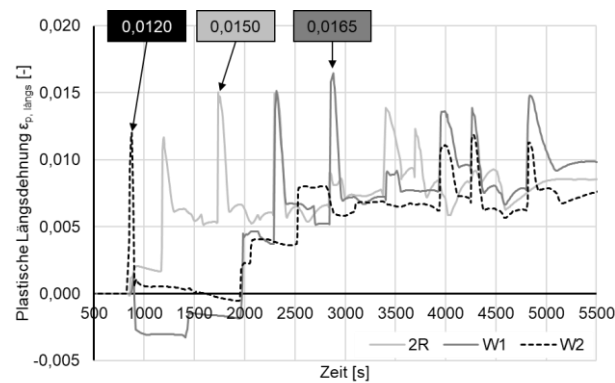


Abbildung 51: Plastische Längsdehnung in der Bandkante bei der Einförmung des Rundrohrs über der Prozesszeit (angelehnt an [SUC21*]).

8.4.2 Optimierung durch temperaturunterstützte Prozessketten

Alternativ zur Umformung im T6-Zustand stehen mit der Umformung im W- und im O-Zustand temperaturunterstützte Prozessketten zur Verfügung. Ziel der Optimierung ist die Reduzierung der Rückfederung bei gleichzeitig guter Profilqualität hinsichtlich der Bandkantenwelligkeit und weiterer Profilfehler. Es soll eine bessere fertigungsbedingte Schweißmöglichkeit für den nachfolgenden Laserstrahlschweißprozess geschaffen (vgl. [DIN ISO/TR 581]) und damit die Schweißbarkeit des Bauteils (des Rohrs) verbessert werden. Sowohl die Experimente zum Rollformen als auch die FE-Simulationen werden mit der Einförmstrecke W2 durchgeführt.

Validierung der FE-Simulation

Vor der Evaluation der Profilqualität erfolgt die Validierung der FE-Simulation anhand der Vermessung der Einförmgeometrie und der Endgeometrie. Zur Bestimmung der Einförmgeometrie wird das Blechband zwischen der dritten und vierten Umformstufe mit dem GOM ATOS 5 Messsystem vermessen (siehe Abbildung 85 - Anhang). In Abbildung 52 ist die Einförmgeometrie dargestellt. Dies betrifft den Verlauf der Bandkante (a) und den Querschnitt des Profils zwischen beiden Umformstufen (b). Der fehlende Bereich nahe der Umformrollen resultiert aus dessen nicht gegebener messtechnischer Zugänglichkeit.

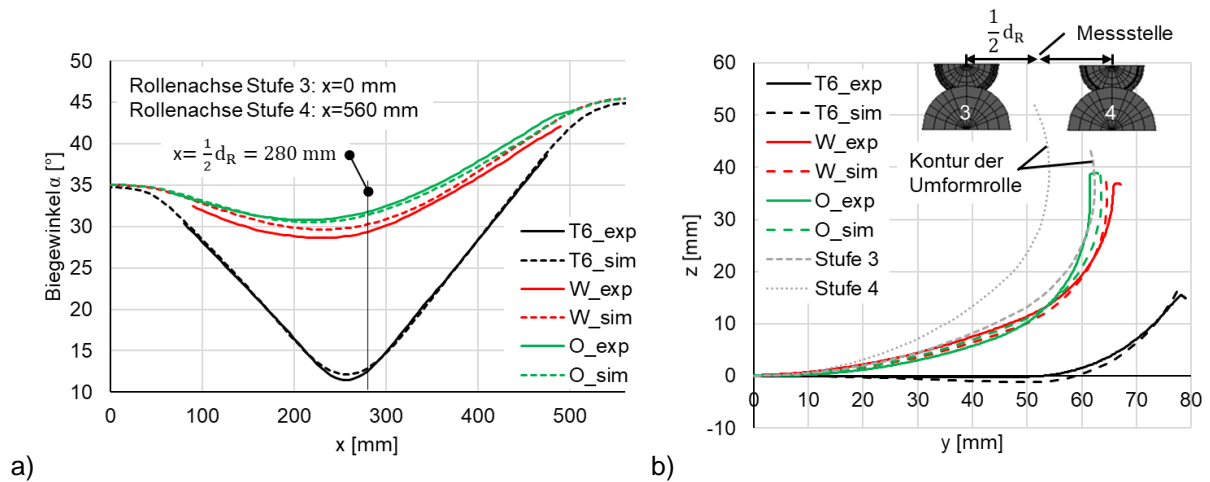


Abbildung 52: Biegewinkel zwischen den Stufen 3 und 4 (a) und Außenkontur der Blechoberseite (b) beim eingeförmten Blech ($x = \frac{1}{2}d_R$) für die Einformstrategie W2.

Die experimentellen Ergebnisse sind sowohl für den Verlauf der Bandkante (Biegewinkel) als auch für die Außenkontur der Blechoberseite während der Einförmung in guter Übereinstimmung mit der FE-Simulation. Im Vergleich zur T6-Prozesskette ist die Rückfederung bei den temperaturunterstützten Prozessketten zwischen den Umformrollen gering. Im T6-Zustand ist das Profil nach Durchlaufen der dritten Stufe weit von der Kontur der Umformrolle aus der dritten Stufe entfernt. Dagegen entspricht das Profil im W- und im O-Zustand nahezu der Rollenkontur aus der dritten Umformstufe.

Evaluation der Profilqualität für den nachfolgenden Schweißprozess

Im nächsten Schritt wird die Endkontur des rollgeformten Rohrs sowohl experimentell als auch numerisch ausgewertet. Dazu werden Rohrabschnitte (Abbildung 53a) nach dem Rollformen mit dem GOM ATOS 5 Messsystem vermessen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 53b dargestellt. In Bezug auf die Rückfederung bestätigen die Ergebnisse die Erwartungen aus den Gesenkbiegeversuchen (vgl. Kapitel 8.1). Die Spaltbreite liegt für die T6-Prozesskette bei $b_S = 58,27$ mm und ist damit deutlich größer als bei der W- ($b_S = 17,25$ mm) und O-Prozesskette ($b_S = 12,70$ mm).

Weiterhin sind die Ergebnisse aus der FE-Simulation und die experimentellen Ergebnisse trotz des vereinfachten FE- und Materialmodells (vgl. Kapitel 5.1), der Vernachlässigung der Reibung und der Nachgiebigkeit der Rollformgerüste hinsichtlich der finalen Bauteilgeometrie in guter Übereinstimmung. Eine FE-Simulation zur Berechnung der Kräfte auf die Schweißrollen (vgl. Abbildung 101 -

Anhang) ergibt, dass diese bei den temperaturunterstützten Prozessketten geringer sind ($F_{T6} = 5,3 \text{ kN}$, $F_W = 3,7 \text{ kN}$ und $F_O = 2,7 \text{ kN}$) und damit in kleineren Anforderungen an den Versuchsaufbau resultieren.

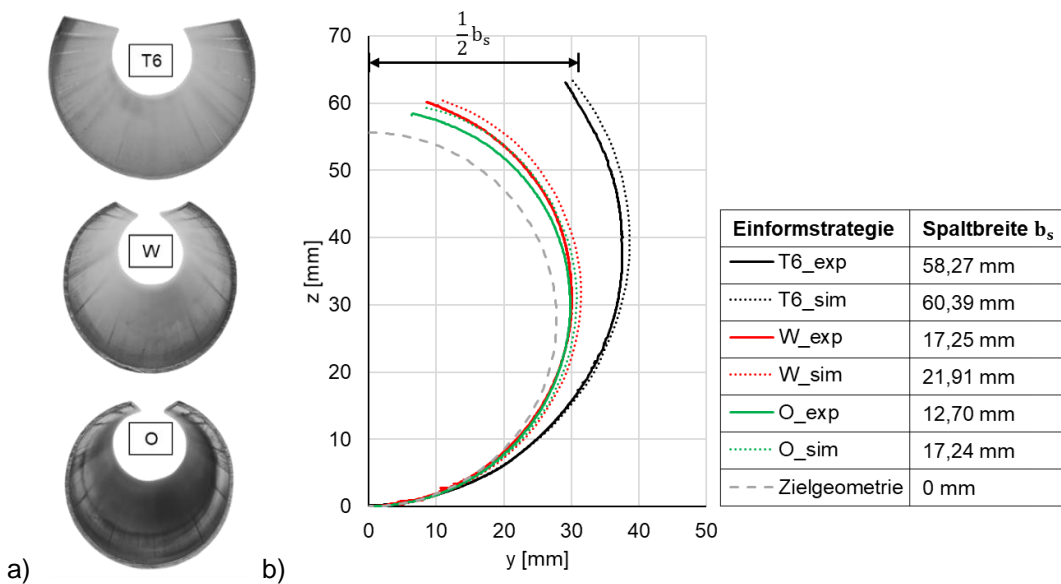


Abbildung 53: Rohre nach dem Rollformen durch Eiformstrategie W2. a) Experimentell gefertigte Rohrabschnitte in der Vorderansicht. b) Experimentell gemessene und numerisch ermittelte Außenkontur.

Neben der Rückfederung ist die Qualität der Bandkante von Bedeutung für den nachfolgenden Schweißprozess. Zur Evaluation der Bandkanten werden diese an den Rohrabschnitten nach dem Rollformen mit dem Messsystem GOM ATOS 5 vermessen. In Abbildung 54 sind die Verläufe der Bandkante für alle Prozessketten in xy- und in xz-Richtung dargestellt. Die absolute Abweichung der Koordinaten resultiert aus den unterschiedlichen Rückfederungen. Im Bereich von $l = 600 - 900 \text{ mm}$ ist weder in der FE-Simulation noch an den experimentell rollgeformten Rohren eine kritische Bandkantenwelle zu erkennen. Bei der T6-Prozesskette führt die Länge der im Realversuch gefertigten Rohrabschnitte von 700 mm zu einem kleinen stationären Bereich des Rohrs und damit zu einem „gebogenen“ Verlauf der Bandkante in y-Richtung mit einer max. Abweichung von $\Delta y(\max) = 0,93 \text{ mm}$. Grund dafür ist der beidseitige Kopfsprung des Rohrs, welcher sich bis in die Profilmittte auswirkt (vgl. Abbildung 86 - Anhang). Die Durchbiegung in z-Richtung resultiert aus einer Kombination der ungleichmäßigen Längsdehnungen über dem Profilquerschnitt (vgl. Kapitel 2.2)

und der durch den Kopfsprung bedingten Rückfederung. Auf den nachfolgenden Schweißprozess haben die Durchbiegung und der Kopfsprung keine signifikante Auswirkung.

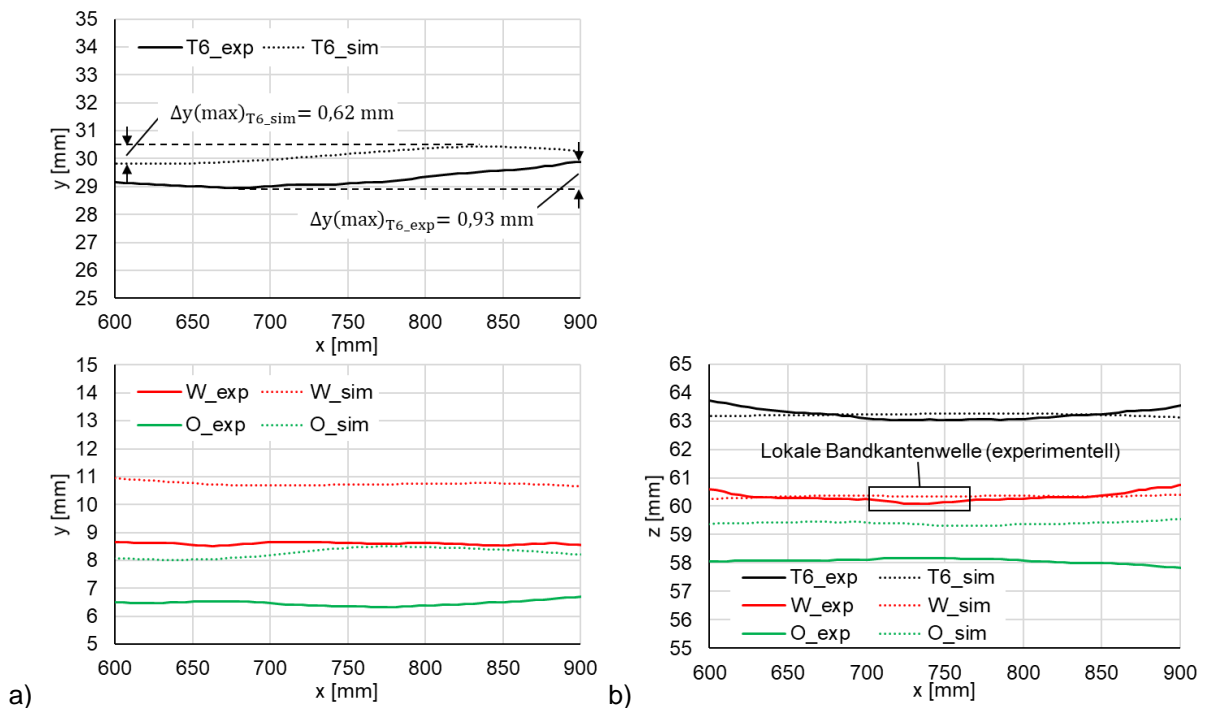


Abbildung 54: Verlauf der Bandkante in x-y-Richtung (a) und x-z-Richtung (b) nach dem Rollformen des Rundrohrs. Die x-Werte sind auf die Ergebnisse aus dem FE-Modell referenziert.

Innerhalb der W-Prozesskette treten lokale Bandkantenwellen (experimentell) auf, wobei diese als vergleichsweise klein zu bewerten sind. Eine mögliche Ursache ist der abschreckbedingte Verzug nach der Inline-WBH (vgl. Abbildung 79 - Anhang). Der Verzug wird wie beim Hutprofil beim anschließenden Rollformen größtenteils aufgehoben und hat damit keine signifikante Auswirkung auf die Profilqualität.

Im Allgemeinen ist die geometrische Qualität der Rohre hinsichtlich der Bandkanten hoch. Primär unterscheiden sich die Prozessketten damit durch die auftretende Rückfederung. Die Auswirkung der Rückfederung und der lokalen Bandkantenwellen (W-Prozesskette) auf den Schweißprozess wird in Kapitel 9.2 untersucht.

Zwischenfazit zu den wissenschaftlichen Fragestellungen 2 und 3

2) Welche Kriterien und Handlungsempfehlungen dienen einer effizienten Auslegung von Rollformprozessen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075?

Kleines Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$

Beim Rollformen von Profilen mit einem kleinen Verhältnis vom Biegeradius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$ (V-, U- und Hutprofil) ist die Vorhersage des Materialversagens insbesondere bei hochfesten Materialien sinnvoll, da während der Umformung funktionseinschränkende Risse in der Biegezone auftreten können. Dabei hat sich ein Simulationsaufbau mit den Randbedingungen aus Tabelle 13 und vier voll integrierten Elementen über der Blechdicke als zielführend erwiesen (Kapitel 8.2.2). Die Stufe des Materialversagens im Rollformprozess wird für verschiedene Profiltypen und Materialzustände¹¹ erfolgreich mit dem MMC-Kriterium in Kombination mit der inkrementellen Akkumulation der Schädigung vorhergesagt. Eine Ausnahme bildet das V-Profil, bei dem die Vorhersage zu konservativ ist. Für die Kalibrierung des MMC-Kriteriums sind vier verschiedene Probengeometrien zur Abbildung verschiedener Spannungszustände ($f(\eta, \theta)$) im Hinblick auf die Lastpfade beim Rollformen (vgl. Abbildung 40b) je Material ausreichend.

Großes Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$

Für die Prozessauslegung zum Rollformen eines hochfesten Rundrohrs (großes Verhältnis $\frac{r_i}{s}$) können die nachfolgenden Handlungsempfehlungen abgeleitet werden. Es wird eine W-Einformstrategie empfohlen, da die Umformung in der ersten Stufe zu einer kleineren Längsdehnung in der Bandkante führt. Eine Einformung des Zielradius in einer großen Randbiegezone bereits ab der ersten Umformstufe, in Kombination mit der Talfahrtstrategie, führt zur höchsten Prozesseffizienz, da die Talfahrtstrategie die Längsdehnung in der Bandkante reduziert. Es ist im Sinne der Prozesseffizienz, wenn die gesamte Längsdehnung

¹¹ In den Zuständen W und O tritt sowohl bei der Vorhersage als auch bei der experimentellen Umsetzung kein Materialversagen auf.

$\varepsilon_{\text{längs}}$ in jeder Umformstufe in etwa gleich groß ist. Für eine effiziente Prozessauslegung sind in der FE-Simulation Vereinfachungen beim Materialmodell, wie die Annahme einer isotropen Fließbedingung, einer isotropen Verfestigung und einem konstanten E-Modul sinnvoll. Sofern die Ergebnisse anschließend nicht mit den experimentellen Ergebnissen übereinstimmen, sind Optimierungen am Materialmodell möglich. Dasselbe Vorgehen wird für die Randbedingungen, z. B. die Vernachlässigung der Reibung und der Gerüstrnachgiebigkeit, empfohlen.

Für die experimentell untersuchte Einfeldstrecke W2 ist die Profilqualität im Hinblick auf die Bandkantenwelligkeit nahezu unabhängig von der Prozesskette hoch. Weiterhin führen die temperaturunterstützten W- und O-Prozessketten zu einer geringeren Rückfederung und folglich zu einer höheren Qualität der Profile für den nachfolgenden Schweißprozess.

3) Inwiefern führen die temperaturunterstützte W- und O-Prozesskette beim Rollformen zu einer Erweiterung der Prozessgrenzen?

Das Potenzial temperaturunterstützter Prozessketten zur Erweiterung der Prozessgrenzen wird bereits in den Modellversuchen zum Rollformen (Kapitel 8.1: Gesenkbiegen) aufgezeigt. In FE-Simulationen zum Rollformen eines V-, U- und Hutprofils (Kapitel 8.3.1) und im Realversuch zum Rollformen eines Hutprofils (Kapitel 8.3.2) wird die Erweiterung der Prozessgrenzen nachgewiesen und quantifiziert. Experimentell sind Hutprofile mit einem Verhältnis von $\frac{r_i}{s} = \frac{3 \text{ mm}}{1,5 \text{ mm}} = 2$ in den temperaturunterstützten W- und O-Prozessketten herstellbar, während das Material im T6-Zustand nach der dritten von sechs Umformstufen bei einem Biegeradius von $r_i = 5,1 \text{ mm}$ versagt. Am Beispiel des V-Profils (numerisch) tritt im T6-Zustand Materialversagen bei einem Verhältnis von $\frac{r_i}{s} = 3,1$ auf. Im W-Zustand tritt Materialversagen bei einem Verhältnis von $\frac{r_i}{s} = 1,53$ und im O-Zustand bei $\frac{r_i}{s} = 1,33$ auf. Im weichgeglühten O-Zustand sind damit die kleinsten Biegeradien herstellbar.

9 Laserstrahlschweißen

Aus dem Rollformprozess zur Herstellung längsnahtgeschweißter Rohre aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 gehen Zwischenprodukte in Form offener Rohre unterschiedlicher Qualität hervor. Die Qualitätsunterschiede resultieren aus den unterschiedlichen Prozessketten und äußern sich primär in variierenden Rückfederungen des offenen Rohrs (Abbildung 52b). Zur Ermittlung der Schweißparameter und zur Erfassung aller Einflüsse, auch im Hinblick auf die unterschiedlichen Zwischenprodukte, werden in Kapitel 9.1 Modellversuche zum Laserstrahlschweißen durchgeführt. In Kapitel 9.2 folgt das Schweißen längsnahtgeschweißter Rundrohre. Abbildung 55 zeigt die Prozesskette zur Herstellung längsnahtgeschweißter Rohre im Hinblick auf den Schweißprozess und die Randbedingungen zum Schweißen.

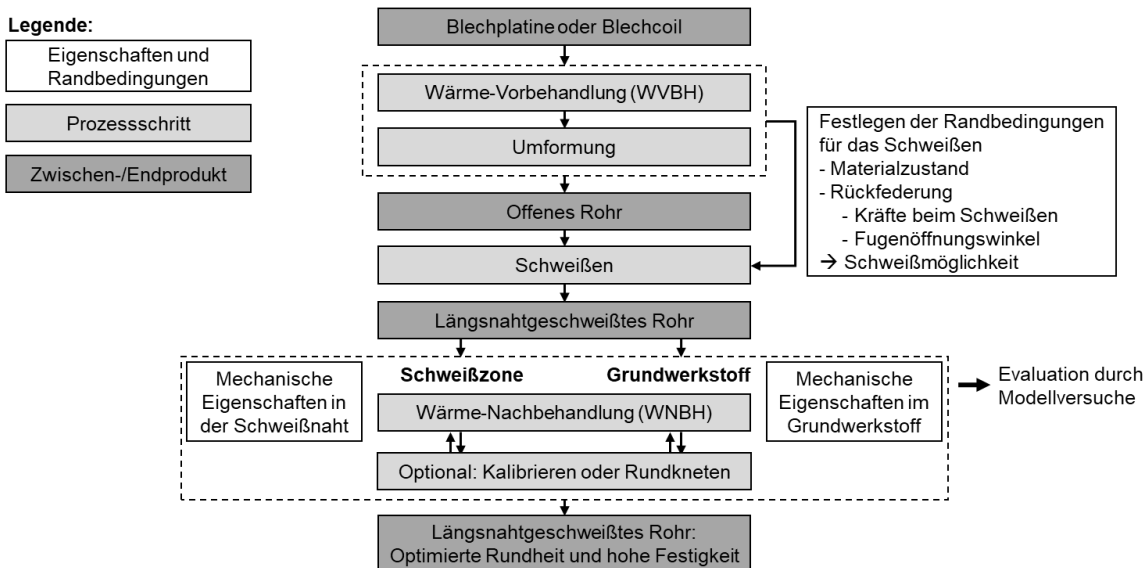


Abbildung 55: Prozesskette zur Herstellung rollgeformter und längsnahtgeschweißter Rohre unter separater Betrachtung des Grundwerkstoffs (GW) und der Schweißzone (SZ).

Die Randbedingungen variieren je nach Prozesskette und resultieren aus der WVBH und der Rückfederung des offenen Rohrs. Alle Schweißversuche werden mit der Laserstrahlschweißanlage aus Kapitel 4.2 durchgeführt. Dabei werden für jede Parametervariation drei Versuche durchgeführt, bei denen die Maximal- und Minimalwerte in den Fehlerbalken abgebildet sind.

9.1 Modellversuche zum Laserstrahlschweißen

Der in Abbildung 56 dargestellte Versuchsaufbau ermöglicht das Schweißen ebener Bleche bei einer Schweißnahtlänge von 300 mm. Die Klemmleisten zur Fixierung der Fügekanten während des Schweißens sind in Anlehnung an den Schweißspalt beim Rohrschweißen (vgl. Kapitel 9.2) in einem Abstand von 8 mm zueinander positioniert. Die Schweißnahtfestigkeit $R_{m,S} = \frac{F_{\max}}{A}$ ist im Rahmen dieser Arbeit unabhängig vom Ort des Materialversagens und stellt das Verhältnis der Maximalkraft im einachsigen Zugversuch F_{\max} zur Querschnittsfläche A der Zugprobe im Grundwerkstoff dar. Die Darstellung der Ergebnisse erfolgt anhand des Schweißnahtfaktors $SF = \frac{R_{m,S}}{R_{m,GW}}$, wobei die Schweißnahtfestigkeit auf die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs im T6-Zustand von $R_m = 595 \text{ MPa}$ bezogen wird.

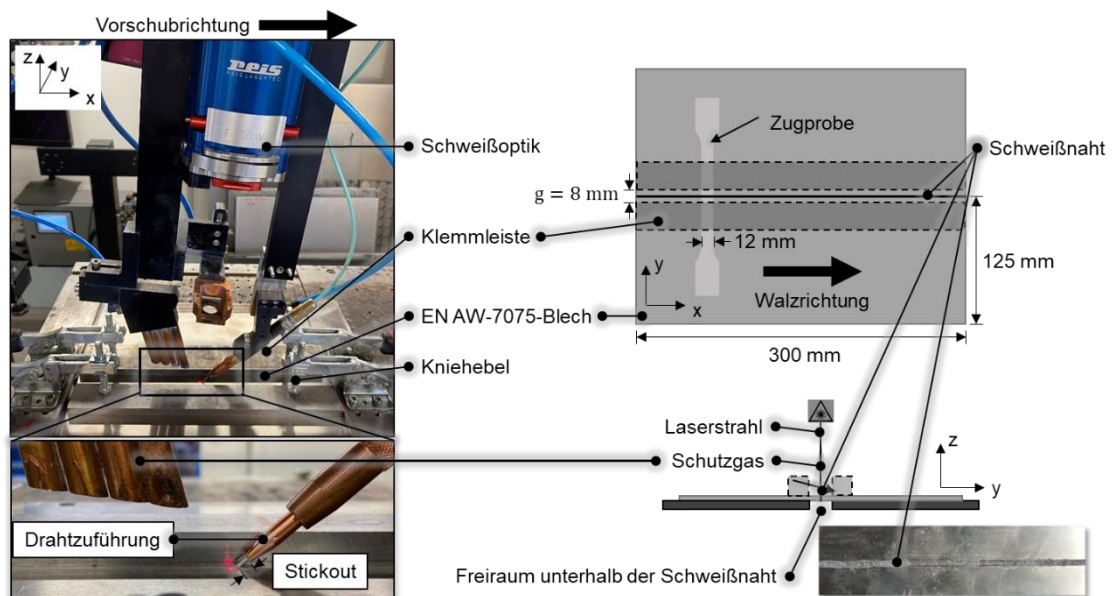


Abbildung 56: Modellversuch zum Laserstrahlschweißen ebener Bleche (angelehnt an [SUC22a*]).

In Tabelle 26 (Anhang) sind die Parameter zum Schweißen ebener Bleche dargestellt. Die Bleche werden im Stumpfstoß verschweißt und vor dem Schweißen werden die Bandkanten spanend bearbeitet (gefräst), sodass beim Schweißen ein idealer Nullspalt vorliegt. Der Einfluss der Fügekantenbearbeitung ist signifikant und führt zu einer Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit $R_{m,S}$ um 34 % im Vergleich zur unbearbeiteten Bandkante [SUC22a*]. Mit der Vorbereitung der

Fügekante steigt außerdem die Ähnlichkeit zum Realversuch, da vor dem Rohrschweißen die Oxidschicht auf der Bandkante spanend entfernt wird (vgl. Abbildung 95 - Anhang). Zusätzlich führt der Einsatz von Schutzgas zu einer um 10 % erhöhten Schweißnahtfestigkeit [SUC22a*].

Durch das Schweißen mit Zusatzwerkstoff steigen sowohl die Möglichkeiten zur Beeinflussung der Schweißnaht als auch die Komplexität der Parameterauswahl. Die zusätzlichen Parameter beim Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff sind in Tabelle 27 (Anhang) dargestellt.

9.1.1 Temperaturunterstützte Prozessketten

Vor der Untersuchung der temperaturunterstützten Prozessketten wird eine Parameteranalyse zur Bestimmung der Leistung unter der vorgegebenen Geschwindigkeit von $v = 2 \text{ m / min}$ durchgeführt (vgl. Abbildung 87 - Anhang). Für das Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff wird die höchste Festigkeit von $R_{m,S} = 338 \text{ MPa}$ ($SF = 0,57$) bei einer Laserleistung von $P_{\text{Laser}} = 2,5 \text{ kW}$ erreicht. Bei Hinzunahme des Zusatzwerkstoffs 7075-TiC in Form einer Kaltdrahtzuführung beträgt die Festigkeit $R_{m,S} = 398 \text{ MPa}$ ($SF = 0,67$) bei einer Laserleistung von $P_{\text{Laser}} = 2,4 \text{ kW}$ und einem Drahtvorschub von $v_D = 2 \text{ m / min}$.

T6-, W- und O-Prozesskette

Die Ergebnisse aus den Modellversuchen zur Untersuchung der WNBH auf die mechanischen Eigenschaften (vgl. Kapitel 7.2) sind die Basis für die nachfolgenden Untersuchungen. Zunächst werden die T6-, W- und O-Prozesskette (vgl. Kapitel 6) innerhalb der Modellversuche zum Schweißen verglichen. Dazu werden die zu verschweißenden Bleche für die W- und O-Prozesskette vor und nach dem Schweißen wärmebehandelt. In Abbildung 57 sind die Ergebnisse zum Schweißen mit und ohne Zusatzwerkstoff dargestellt. Diese sind zusätzlich in Schweißnähte ohne WNBH und Schweißnähte mit einer WNBH zur gezielten Steigerung der Schweißnahtfestigkeit unterteilt. Die WNBH besteht einheitlich für jede Prozesskette aus den Prozessschritten Lösungsglühen, Abschrecken (Abschreckpolymer) und Warmauslagern. Zusätzlich wird die Auswirkung des Weichglühens auf die Schweißnaht nach dem Schweißen untersucht (T6-WG).

Die Schweißnahtfestigkeit ist bei der T6-Prozesskette ohne WNBH unabhängig von der Verwendung des Zusatzwerkstoffs höher als die Schweißnahtfestigkeit

bei der W-Prozesskette, bei der das Material nach dem Schweißen warmausgelagert wird. Dies zeigt, dass ein reines Warmauslagern als WNBH in der W-Prozesskette (W in Abbildung 57) im Vergleich zu einer vollständigen WNBH (Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern) nach dem Schweißen nicht zu einer signifikanten Steigerung der Festigkeit beiträgt. Sowohl die WNBH als auch die Verwendung des Zusatzwerkstoffs 7075-TiC beim Schweißen von Stumpfstößen erhöhen in jeder Prozesskette die Schweißnahtfestigkeit. Die Auswirkung beider Maßnahmen auf das SG ist in Kapitel 13.8.2 dargestellt.

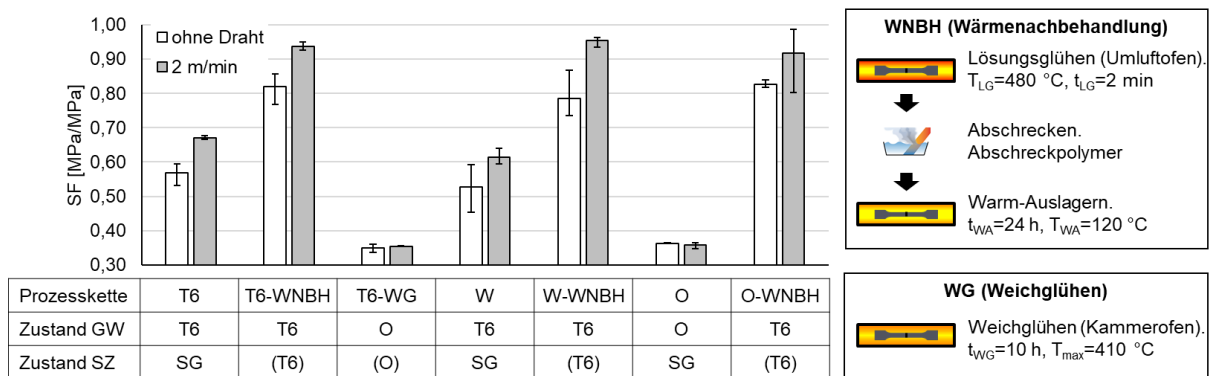


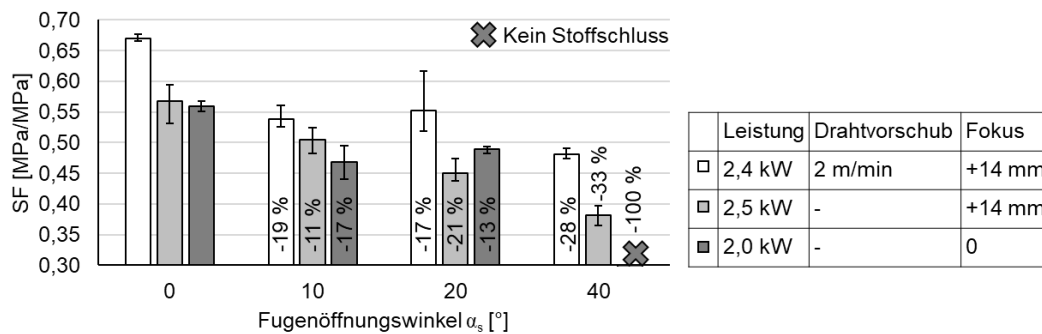
Abbildung 57: Einfluss der Prozesskette und der Wärme-Nachbehandlung auf den Schweißnahtfaktor.

Je nach Prozesskette liegt die Schweißnahtfestigkeit nach Durchführung einer WNBH bei $R_{m,S} = 467 - 491\text{ MPa}$ ($SF = 0,78 - 0,83$), während mit der Nutzung des Zusatzwerkstoffs 7075-TiC, ohne zusätzliche WNBH, eine Festigkeit $R_{m,S}$ bis zu 398 MPa ($SF = 0,67$) erreicht wird. Im Allgemeinen ist die Festigkeit bei der Durchführung einer WNBH nahezu unabhängig von der Prozesskette. Die Kombination beider Maßnahmen (Zusatzwerkstoff und WNBH) führt zu den höchsten Festigkeiten von $R_{m,S} = 546 - 567\text{ MPa}$ ($SF = 0,92 - 0,95$).

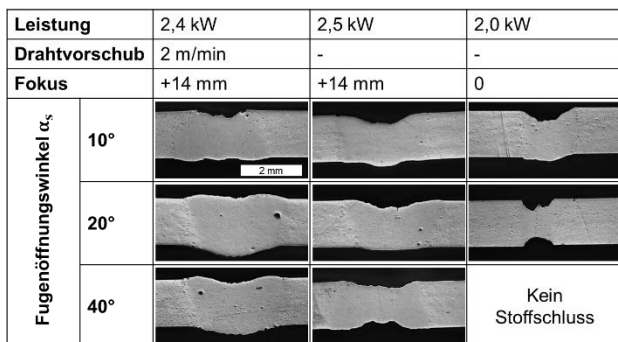
Eine zusätzliche Untersuchung der Lösungsglühzeit auf die Schweißnahtfestigkeit wird in [SUC22a*] untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass auch sehr kurze Lösungsglühzeiten von $t_{LG} = 10\text{ s}$ im Rahmen einer vollständigen WNBH, bestehend aus dem Lösungsglühen, dem Abschrecken und der Warmauslagerung zu einer deutlichen Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit führen (vgl. Abbildung 90 - Anhang). Damit ist die Eignung einer Inline-WNBH zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht nachgewiesen. Zusätzlich ist, simultan zum GW, eine hohe Abkühlrate zur Erreichung höchster Festigkeiten anzustreben.

9.1.2 Variation der Schweißfuge

In diesem Kapitel wird der Einfluss der V-Fuge auf die Schweißnaht untersucht. Die V-Fuge ist das Ergebnis der Schrägstellung der Bandkanten (Fügekanten) an der zu verschweißenden Stelle des Rohrs. Die entsprechende Schrägstellung der Bandkanten im Realprozess resultiert aus der fehlenden radialen Abstützung des Rohrs im Schweißspalt (vgl. Abbildung 94). Dies führt zu einer Beeinträchtigung der Schweißmöglichkeit und folglich der Schweißbarkeit. Die Schrägstellung wird in Modellversuchen abgebildet, indem zwei ebene Bleche mit definiert gefrästen Fügekanten und der daraus entstehenden V-Fuge (Fugenöffnungswinkel $\alpha_s = 0^\circ$, $\alpha_s = 10^\circ$, $\alpha_s = 20^\circ$ und $\alpha_s = 40^\circ$) im Stumpfstoß verschweißt werden. Die Parameter beim Schweißen mit defokussiertem Laserstrahl (+14 mm) mit und ohne Zusatzwerkstoff entsprechen den optimierten Parametern zum Laserstrahlschweißen (vgl. Kapitel 9.1.1). Beim Schweißen im Fokus (0 mm) wird die Leistung entsprechend auf $P_L = 2,0$ kW reduziert, so dass mit einem Fugenöffnungswinkel von 0° eine hohe Festigkeit der Schweißnaht erreicht wird. Abbildung 58 zeigt die Ergebnisse in Abhängigkeit vom Fugenöffnungswinkel, der Verwendung des Zusatzwerkstoffs und der Defokussierung.



a)



b)

Abbildung 58: Schweißnahtfaktor SF (a) und mikroskopische Aufnahme der Querschnitte (b) bei Variation des Fugenöffnungswinkels.

Der Fugenöffnungswinkel von $\alpha_s = 0^\circ$ (Nullspalt) führt zur höchsten Schweißnahtfestigkeit. Je größer der Fugenöffnungswinkel, desto geringer die Schweißnahtfestigkeit. Beim Fugenöffnungswinkel von $\alpha_s = 40^\circ$ erzeugt der fokussierte Laserstrahl keinen Stoffschluss. Zusammenfassend lässt sich die Fehlertoleranz beim Schweißprozess sowohl durch die Defokussierung als auch durch die Nutzung von Zusatzwerkstoff erhöhen. Im Hinblick auf die Verbesserung der Schweißmöglichkeit (vgl. Kapitel 2.4) sind beide Maßnahmen sinnvoll.

9.2 Rohrschweißen

Zum Laserstrahlschweißen von Rohren wird im Rahmen dieser Arbeit ein dreistufiges Schweißgerüst (Abbildung 59) entwickelt, welches in der Prozesskette nach der Rollformanlage angeordnet ist. Zwischen den Schweißrollen wird das offene Rohr zusammengedrückt, sodass sich die Bandkanten (Fügekanten) berühren und zu einem geschlossenen Rohr verschweißt werden können. Die Zentriereinheit dient dem symmetrischen Einlauf des Rohrs in das Schweißgerüst und die Oxidschichtentfernung entfernt die Oxidschicht an der Bandkante unmittelbar vor dem Schweißen. Details der Oxidschichtentfernung und der Zentriereinheit sind in Abbildung 95 (Anhang) dargestellt. Die für das Rohrschweißen spezifischen Parameter sind in Tabelle 28 (Anhang) dargestellt.

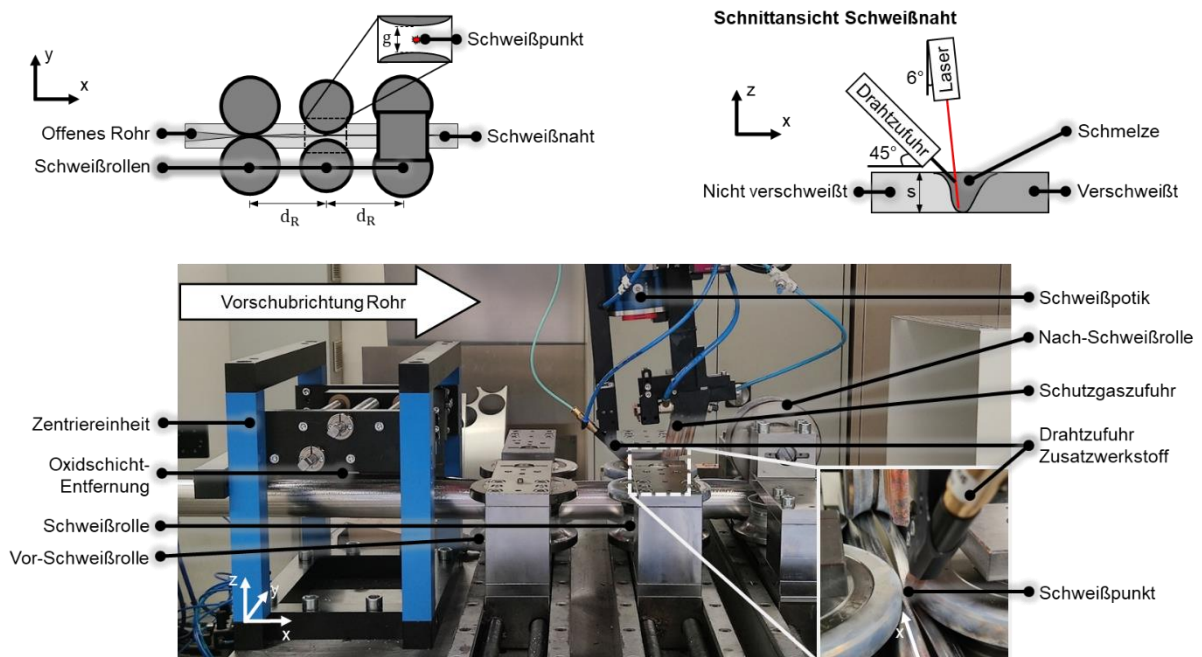


Abbildung 59: Versuchsaufbau zum Laserstrahlschweißen des hochfesten Aluminiumrohrs.

In Anlehnung an die Modellversuche (vgl. Kapitel 9.1) wird die Leistung von $P_L = 2,4 \text{ kW}$ bei einer Vorschubgeschwindigkeit¹² von $v = 2 \text{ m / min}$ als Standard festgelegt und mit Zusatzwerkstoff geschweißt. Das in Abbildung 97 (Anhang) dargestellte Prozessfenster offenbart den Nutzen des Zusatzwerkstoffs im Hinblick auf die Fehlertoleranz. Der Grund dafür liegt in der Überbrückung der V-Fuge mit dem Zusatzwerkstoff (vgl. Kapitel 9.1.2). In Abbildung 60 sind die Rohrabschnitte nach dem Schweißen dargestellt. Aufgrund der hohen Kräfte durch die elastische Rückfederung ist ein kontinuierliches Rohrschweißen unter Vorschub des Rohrs im T6-Zustand nicht möglich. Beim Schweißen kommt es infolge des hohen Drucks auf das Schmelzbad in der Fügezone zu einem Überspringen der Bandkanten (vgl. Abbildung 98 - Anhang). Deshalb werden bei der T6-Prozesskette kurze Schweißnähte durch den Vorschub des Lasers bei stillstehendem Rohr erzeugt (diskontinuierliches Rohrschweißen - vgl. Abbildung 96). Der durch dieses Verfahren erzeugte Rohrquerschnitt aus der T6-Prozesskette weist im Bereich der Schweißnaht einen un stetigen Verlauf auf. Dieser resultiert aus der unzureichenden Schweißmöglichkeit in Form der hohen Rückfederung und der großen V-Fuge. Zusätzlich ist eine Pore innerhalb des SG sichtbar.

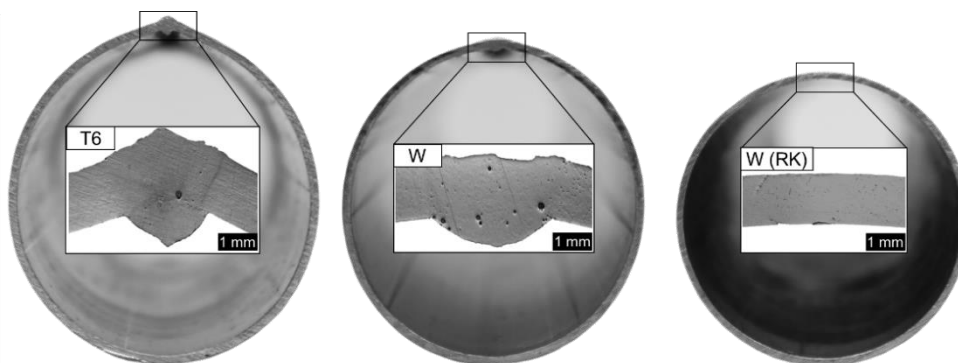


Abbildung 60: Rohrquerschnitte aus der T6-Prozesskette (links), der W-Prozesskette (mittig) und der W-Prozesskette mit anschließendem Rundkneten (rechts).

Beim kontinuierlichen Rohrschweißen im Rahmen der W-Prozesskette wird das Blechband zunächst inline lösungsgeglüht, abgeschreckt und anschließend im W-Zustand zum offenen Rohr rollgeformt. Dabei beträgt die Zeit zwischen dem Abschrecken und der Umformung ca. $t_{WZU} = 60 \text{ s}$. Die W-Prozesskette führt

¹² Aufgrund der unterschiedlich gewählten Prozessgeschwindigkeiten werden im Rahmen dieser Arbeit das Rollformen ($v = 1 \text{ m / min}$) und das Laserstrahlschweißen ($v = 2 \text{ m / min}$) trotz der zusammenhängenden Prozesskette entkoppelt voneinander durchgeführt.

zu einer kleineren Rückfederung des Rohrs (vgl. Abbildung 53) und damit zu einer Reduzierung der Kräfte auf die Schweißrollen (vgl. Abbildung 101 - Anhang). Im W-Zustand sind die Eigenspannungen¹³ und die Schweißfuge aufgrund der kleinen Rückfederung deutlich geringer. Die erzeugten Rohre und Schweißnähte sind bei Sichtprüfung in einem guten Zustand, d. h. die Schweißnaht ist durchgehend und frei von Löchern. Damit ist die Qualität der offenen Rohre im Hinblick auf die lokale Bandkantenwelligkeit (vgl. Abbildung 54) ausreichend hoch für den Schweißprozess. Bei der mikroskopischen Analyse sind jedoch Poren in der Schweißnaht vorhanden (vgl. Abbildung 60).

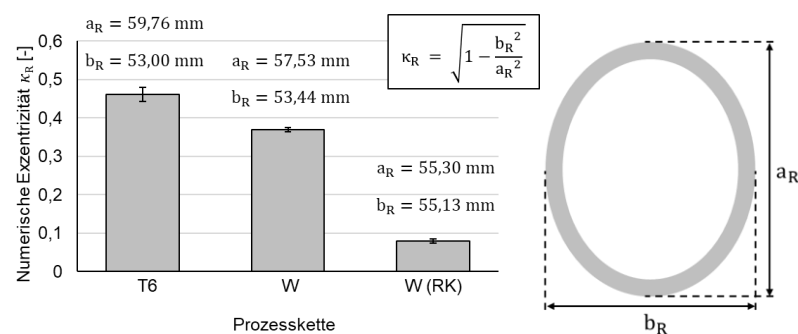


Abbildung 61: Vergleich der Rundheit des Rohrs verschiedener Prozessketten anhand der numerischen Exzentrizität κ_R .

Nach Durchlaufen der W-Prozesskette werden im Rahmen dieser Arbeit weitere Prozessschritte zur Erhöhung der Rundheit (Rundkneten) und der Festigkeit des Rohrs (WNBH) untersucht. Vor dem Rundkneten wird das Rohr zur Erhöhung des Formänderungsvermögens weichgeglüht. Das Rundkneten erfolgt mit der in Kapitel 4.4 vorgestellten Rundknetmaschine unter Verwendung eines innenliegenden Dorns ($d = 52$ mm). Die Rundknetwerkzeuge decken einen Durchmesserbereich von $d_a = 36 - 60$ mm ab und während des Rundknetens beträgt die axiale Vorschubgeschwindigkeit des Rohrs $v = 0,2$ m / min. Im Vergleich zur Prozesskette ohne integrierten Rundknetprozess ist die Rundheit des Rohrs deutlich verbessert (vgl. Abbildung 61). Die Wandstärke des Rohrs wird durch das Rundkneten von $s_W = 1,5$ mm auf $s_W = 1,35$ mm reduziert. Anhand der Querschliffe ist davon auszugehen, dass die Poren durch das Rundkneten minimiert werden.

¹³ Die Eigenspannungen werden nicht gemessen. Die Annahme hoher Eigenspannungen im T6-Zustand ergibt sich aus der Unterdrückung der hohen Rückfederung.

Die Evaluation der Schweißnähte für die verschiedenen Prozessketten erfolgt durch Ringzugversuche nach [DIN EN ISO 8496] (vgl. Kapitel 4.6.2). Innerhalb der Versuche bewegt sich der Zugbolzen mit einer Geschwindigkeit von $v = 0,5 \text{ mm / s}$ und die Schweißnaht ist im 90° -Winkel zur Zug-Richtung angeordnet (vgl. Abbildung 62a). Die Rohrabschnitte haben eine Breite von $b = 20 \text{ mm}$ und werden bis zum Versagen der Schweißnaht aufgeweitet. Zur Evaluation der Schweißnähte dient die auf die Querschnittsfläche A bezogene Kraft am Zugbolzen bei Versagen $F_{\text{Zug,max}}$: $\sigma_{\text{V,Zug}} = \frac{F_{\text{Zug,max}}}{A}$. Diese wird fortlaufend als flächenbezogene Versagensspannung $\sigma_{\text{V,Zug}}$ bezeichnet und bezieht sich auf die Querschnittsfläche $A = b * s_{\text{W}}$, wobei b die Breite des Rohrabschnitts und s_{W} die Wandstärke des Grundwerkstoffs im Rohrabschnitt ist. Die Größe $\sigma_{\text{V,Zug}}$ hat keinen Anspruch auf physikalische Interpretierbarkeit, sondern dient als Vergleichsgröße. Eine analytische Berechnung der Festigkeit erweist sich aufgrund der inhomogenen Spannungsverteilung während der Ringzugversuche, bedingt durch die überlagerten Biegespannungen in der Schweißnaht (vgl. Abbildung 102), als nicht zielführend.

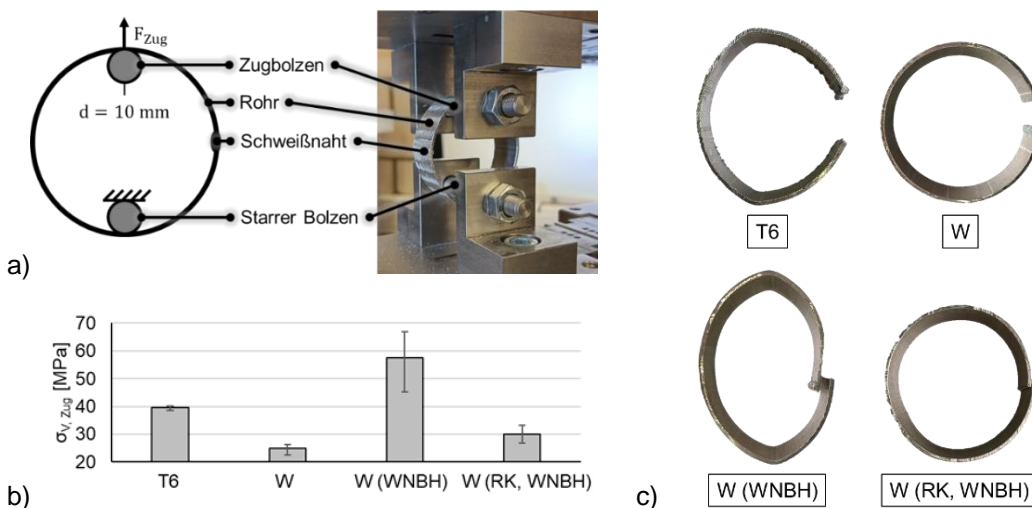


Abbildung 62: a) Ringzugversuche nach [DIN EN ISO 8496] mit 20 mm breiten Rohrabschnitten. b) Flächenbezogene Versagensspannung $\sigma_{\text{V,Zug}}$ der Rohrabschnitte. c) Darstellung der Rohrabschnitte nach dem Ringzugversuch.

In Abbildung 62b sind die flächenbezogenen Spannungen bei Versagen $\sigma_{\text{V,Zug}}$ und in Abbildung 62c sind die Rohrabschnitte nach dem Ringzugversuch dargestellt. Die überlagerten Biegespannungen sind der Grund für die geringen flächenbezogenen Spannungen bei Versagen $\sigma_{\text{V,Zug}}$. Wie in den Modellversuchen

hat die WNBH einen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit des Rohrabchnitts. Dies wird am Beispiel der W-Prozesskette gezeigt, bei der eine WNBH die Versagensspannung von $\sigma_{V,Zug} = 25 \text{ MPa}$ auf $\sigma_{V,Zug} = 57 \text{ MPa}$ erhöht. Die Versagensspannung des rundgekneteten Rohrs mit nachträglicher WNBH von $\sigma_{V,Zug} = 30 \text{ MPa}$ liegt deutlich darunter. Eine festigkeitsmindernde, durch das Rundkneten initiierte Vorschädigung im Bereich der Schweißnaht des Rohrs kann nicht ausgeschlossen werden. Die Ergebnisse aus den Ringzugversuchen können durch die Modellversuche (Kapitel 9.1) qualitativ bestätigt werden. Für die Darstellung der Härteverläufe ist auf Abbildung 99 (Anhang) verwiesen.

Zwischenfazit zur wissenschaftlichen Fragestellung 4

4) Welche Maßnahmen führen zu einer Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit?

Modellversuche

In den Modellversuchen zum Laserstrahlschweißen führen sowohl der Zusatzwerkstoff 7075-TiC als auch eine nachträgliche WNBH zu einer signifikanten Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit. Die Kombination beider Maßnahmen resultiert in der höchsten Schweißnahtfestigkeit von $R_{m,S} = 546 - 567 \text{ MPa}$ ($SF = 0,92 - 0,95$). Auch eine sehr kurze Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10 \text{ s}$ ermöglicht eine nennenswerte Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit. Damit wird das Potenzial einer Inline-WNBH nach dem Schweißen in den temperaturunterstützten Prozessketten zur Herstellung hochfester, geschweißter Profile aus der Legierung EN AW-7075 aufgezeigt. Die Versuche zum Schweißen von Blechen mit einer V-Fuge zeigen das Potenzial einer Defokussierung in Kombination mit dem Zusatzwerkstoff auf.

Realversuche (Rohrschweißen)

Die Ergebnisse aus den Modellversuchen werden qualitativ in den Realversuchen zum Schweißen hochfester Rohre bestätigt. Das Schweißen mit Zusatzwerkstoff erweist sich im Hinblick auf das Prozessfenster (vgl. Abbildung 97 - Anhang), die Fehlertoleranz und die Schweißnahtfestigkeit als vorteilhaft. Am Beispiel der W-Prozesskette wird das Potenzial temperaturunterstützter Prozessketten für den Schweißprozess demonstriert, da die Schweißmöglichkeit

durch die geringe Rückfederung signifikant verbessert wird. Aufgrund der weiter reduzierten Rückfederung des Materials im weichgeglühten Zustand und der daraus resultierenden geringeren Schweißkraft und kleineren V-Fuge (vgl. Abbildung 101 - Anhang) wird diese Schlussfolgerung ebenso für die nicht untersuchte O-Prozesskette getroffen.

10 Abschließende Betrachtung der Prozessketten

In Kapitel 10.1 werden die Wechselwirkungen der Einzelprozesse und die Bauteileigenschaften (mechanische Eigenschaften und geometrische Genauigkeit) im Kontext der Prozessketten zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile dargestellt. Zur kritischen Einordnung der Ergebnisse erfolgt in Kapitel 10.2 die Bewertung der Prozessketten. Darauf basierend wird in Kapitel 10.3 eine methodische Prozessauslegung für die Herstellung hochfester Aluminiumprofile vorgeschlagen.

10.1 Wechselwirkungen und Einfluss auf die Bauteileigenschaften

Zur Erreichung guter Bauteileigenschaften erfolgt eine ganzheitliche Betrachtung der Prozesskette unter Berücksichtigung der Wechselwirkungen aller Einzelprozesse. Die Prozessketten zur Herstellung der hochfesten Aluminiumprofile sind im Rahmen dieser Arbeit in die Einzelprozesse WBH (Kapitel 7), Rollformen (Kapitel 8) und Schweißen (Kapitel 9) unterteilt. Abbildung 63 zeigt die Einzelprozesse im Zusammenspiel und im Hinblick auf die fertigungsbedingten mechanischen Eigenschaften und die geometrische Genauigkeit der Profile.

Wärme-Vorbehandlung (WVBH)

Zu Beginn des Prozesses liegt das Material in einem beliebigen Materialzustand vor. Die Notwendigkeit und die Parameter der WVBH sind vom initialen Materialzustand der Legierung abhängig. Aus den Ergebnissen von Merklein [MER18] geht hervor, dass im F-Zustand eine Lösungsglühzeit von $t_{LG} \geq 5 \text{ min}$ notwendig ist, um im Endprodukt die höchsten Festigkeiten zu erreichen. Damit ist eine Inline-WVBH im Rahmen der W-Prozesskette nicht empfehlenswert, sofern das Material initial im F-Zustand vorliegt. Alternativ kann das Material direkt im F-Zustand¹⁴ umgeformt werden.

¹⁴ Der F-Zustand ist nicht näher spezifiziert, was zu Unsicherheiten bei der Prozessauslegung und bei der Herstellung der Profile (z. B. Coilwechsel) führt.

Liegt das Material dagegen im T6-Zustand vor, sind sehr kurze Lösungsglühzeiten ausreichend, um eine gute Umformbarkeit im W-Zustand und gute mechanische Eigenschaften im T6-Zustand des finalen Bauteils zu erreichen (vgl. Kapitel 7.1 und 7.2). Dabei sind Imperfektionen bei der WBH, insbesondere in Form von inhomogenen Lösungsglühtemperaturen, einer zu geringen oder inhomogenen Abkühlrate oder einer zu hohen Abschreckverzögerung zu vermeiden (vgl. Kapitel 7.2). Im Realprozess führt die inhomogene Abkühlrate zu unterschiedlichen Materialeigenschaften und zum abschreckbedingten Verzug des Blechs. Das Weichglühen (O-Prozesskette) hingegen ist eine WBH mit einer geringen Temperaturdynamik und stellt keine großen Anforderungen an die Prozessführung. Ein Inline-Weichglühen ist aufgrund der langen Wärmebehandlungszeit nicht praktikabel.

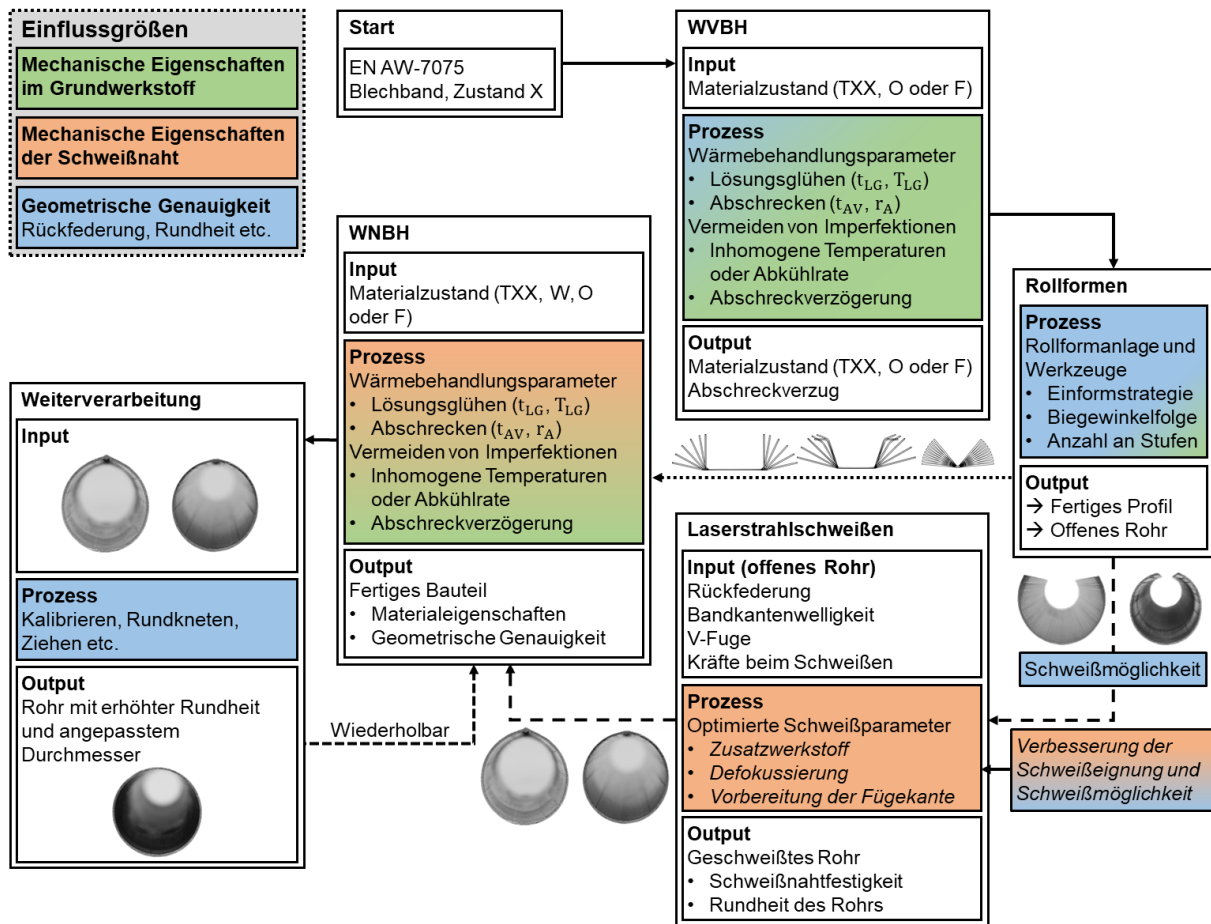


Abbildung 63: Wechselwirkungen innerhalb der Prozessketten und Einfluss der Einzelprozesse auf die mechanischen Eigenschaften und die geometrische Genauigkeit der Profile.

Rollformen

Das Rollformen hängt in Bezug auf die Prozessgrenzen (vgl. Kapitel 8.3.1) und die Rückfederung (vgl. Kapitel 8.3.2 und 8.4.2) von dem vorgelagerten Schritt, der WVBH, ab. Innerhalb des Prozesses beeinflusst die Einförmigkeit in Kombination mit dem Werkstoff die Qualität der Profile. Bei der W-Prozesskette sind die geringe Abhängigkeit der Materialeigenschaften während der Umformung infolge von Imperfektionen bei der WVBH (vgl. Kapitel 7.1 und 7.2) und die Eliminierung des abschreckbedingten Verzugs durch die Umformung, sowohl am Beispiel des Hutprofils (vgl. 8.3.2) als auch beim Rohr (vgl. 8.4.2) im Hinblick auf die Robustheit des Prozesses positiv zu bewerten. Weiterhin ist der PLC-Effekt aufgrund der hohen Dehnrates in der Biegezone so gering, dass keine äußerlichen Fließfiguren auf den hergestellten Profilen sichtbar sind. Beim Rollformen von Rundrohren wird die Schweißmöglichkeit für den nachfolgenden Laserstrahlschweißprozess durch die Profilqualität beeinflusst. Ein Beispiel ist die hohe Rückfederung nach der Umformung im hochfesten T6-Zustand, welche zu höheren Anforderungen an die Prozessführung im Schweißprozess, zu höheren Eigenspannungen nach dem Schweißen und zu einer unzureichenden Rundheit des Rohrs führt (vgl. Kapitel 9.2).

Laserstrahlschweißen

Bei der Bewertung der Bauteileigenschaften ist die Schweißnaht als strukturelle Schwachstelle besonders hervorzuheben. Die geringe Schweißbarkeit der Legierung EN AW-7075 (vgl. Kapitel 2.4) wird in den Modellversuchen zum Laserstrahlschweißen bestätigt (Kapitel 9.1). Die Schweißbarkeit wird zusätzlich durch die Schweißmöglichkeit, d. h. die Rückfederung, die Kräfte beim Schweißen, die V-Fuge und die Qualität der Fugekanten, beeinflusst (vgl. Kapitel 9.1 und 9.2). Bei einem großen Fugenöffnungswinkel (z. B. T6-Prozesskette) kommen die Vorteile der Defokussierung und der Verwendung des Zusatzwerkstoffs besonders zum Tragen. Zusätzlich verbessert der Schweißzusatz in Form eines 7075-TiC-Drahts die Schweißbarkeit der Legierung und damit die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht.

Wärme-Nachbehandlung (WNBH)

Die Ausführung der WNBH ist abhängig vom Wärmebehandlungszustand des Profils. Sie ist der entscheidende Schritt in der Prozesskette zur Realisierung

höchster Festigkeiten und somit Ausnutzung des Leichtbaupotenzials. In Abbildung 64 sind die Prozessketten mit der WBH zur Erreichung der maximalen Festigkeit dargestellt. Die Festigkeitswerte (Zugfestigkeit R_m) für die Prozessketten ohne Schweißen beziehen sich auf die Modellversuche unter Vernachlässigung der Umformung (Kaltverfestigung) aus Kapitel 7.2. Bei den Prozessketten mit integriertem Schweißen ist die Schweißnahtfestigkeit $R_{m,S}$ angegeben, da die Schweißnaht die schwächste Stelle der Struktur ist. Die Werte werden aus Modellversuchen entnommen (vgl. Kapitel 9.1.1).

Die Ergebnisse aus den Modellversuchen sind insbesondere beim Schweißen nicht bedingungslos auf den Realprozess übertragbar. Die Hauptgründe dafür sind die Prozessdynamik durch den „beweglichen“ Schweißpunkt und die Kräfte auf die Fügezone, die im Modellversuch nicht abgebildet werden. Dennoch entsprechen die Ergebnisse qualitativ in guter Näherung den Ergebnissen aus dem Realversuch zum Rohrschweißen (vgl. Kapitel 9.2).

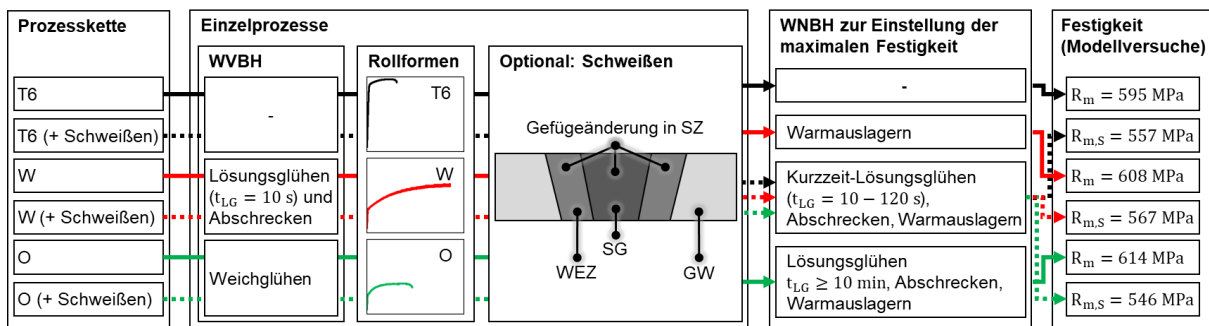


Abbildung 64: Wärme-Nachbehandlung (WNBH) in Abhängigkeit der Prozesskette zur Erreichung der maximalen Festigkeit.

Zusammenfassend ist immer dann, wenn der T6- oder der W-Zustand nicht im gesamten Profil vorliegt (z. B. durch das Schweißen), eine vollständige WNBH (Lösungsglühen, Abschrecken, Warmauslagern) zur Erreichung höchster Festigkeiten notwendig. Bei der W-Prozesskette ohne Schweißen ist das Warmauslagern zur Einstellung des T6-Zustands nach dem Rollformen ausreichend. An dieser Stelle werden die Materialeigenschaften und nicht die geometrische Genauigkeit betrachtet. So wird bei der Inline-WBH ein abschreckbedingter Verzug festgestellt, der während des Rollformens eliminiert wird. Bei einer Inline-WNBH ist der abschreckbedingte Verzug zu minimieren oder besser zu vermeiden, sofern keine Richt- oder Folgeprozesse folgen. Eine Möglichkeit dazu ist durch

eine Druckluft-Kühlung oder eine kontrollierte Sprühkühlung mittels Abschreckpolymer-Lösung gegeben, bei denen homogene und gleichmäßige Abkühlraten im Vergleich zur verwendeten Wasser-Sprühkühlung erreichbar sind.

10.2 Bewertung der Prozessketten

In diesem Kapitel erfolgt die Bewertung der Prozessketten anhand einer Bewertungsmatrix. Diese ist in Abbildung 66 dargestellt und unterscheidet zwischen Profilen mit einem kleinen und einem großen Verhältnis des Biegeradius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$. Beim Profil mit einem großen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (Rundrohr) ist der Schweißprozess in die Prozesskette integriert und unterliegt somit ebenfalls der Bewertung.

Profiltyp	Prozesskette	Umformbarkeit	Geometrische Genauigkeit	Mechanische Eigenschaften	Anforderungen ans FE-Modell	Fertigungsprozess		
						Produktivität	Energieeffizienz	Wirtschaftlichkeit
V-, U- und Hutprofil ($\frac{r_i}{s}$ klein)	T6	--	--	++	--	++	++	++
	W	+	++	++	++	+	+	+
	O	++	++	++	++	-	--	-
Rundrohr ($\frac{r_i}{s}$ groß + Schweißen)	T6	--	--	+	++	-	+	+
	W	+	+	+	++	-	-	-
	O	++	++	+	++	-	--	-

Abbildung 65: Bewertungsmatrix für die Prozessketten zur Herstellung verschiedener Profiltypen.

Die Kriterien zur Bewertung der Umformbarkeit, der geometrischen Genauigkeit und der mechanischen Eigenschaften werden im Rahmen dieser Arbeit ausführlich beschrieben. Die Bewertung der Anforderungen an das FE-Modell erfolgt anhand des Aufwands für die Erstellung des FE-Modells für den jeweiligen Anwendungsfall. Insbesondere bei Profilen mit einem kleinen Verhältnis vom Biegeradius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$, welche im hochfesten T6-Zustand umgeformt werden, sind die Anforderungen an das FE-Modell hoch. Der Grund ist die Notwendigkeit der Vorhersage des Materialversagens (vgl. Kapitel 8.3.1).

Die Bewertung des Fertigungsprozesses erfolgt erfahrungsbasiert und gliedert sich in die Unterpunkte Produktivität, Energieeffizienz und Wirtschaftlichkeit. Die Produktivität ergibt sich aus dem „langsamsten“ Schritt der Prozesskette. Dies ist z. B. das Warmauslagern im Wärmebehandlungsofen oder das Laserstrahl-

schweißen, dessen maximale Geschwindigkeit im Vergleich zur maximalen Geschwindigkeit beim Rollformen oder einer Flachbänderwärmung mittels Hochleistungs-HF-Generator gering ist. Somit wird die höchste Produktivität mit der T6-Prozesskette erreicht, bei der weder ein Schweißprozess noch eine WBH in der Prozesskette integriert sind. Bei den W- und O-Prozessketten führt die Notwendigkeit einer oder mehrerer WBHs (insbesondere Warmauslagern oder Weichglühen) zu einer geringeren Produktivität, wobei das Rollformen selbst bei hohen Prozessgeschwindigkeiten stattfinden kann. Damit ist die Produktivität abhängig von der Kapazität der Wärmebehandlungsöfen. Dahingegen führt die Integration des Laserstrahlschweißens generell zu einer geringeren Produktivität, da dieser die Vorschubgeschwindigkeit beim Rollformen limitiert.

Eine hohe Energieeffizienz zeichnet sich im Rahmen temperaturunterstützter Prozessketten durch wenige Erwärmungsschritte oder kleine Zeitintervalle bei diesen aus. Eine hohe Wirtschaftlichkeit hingegen ergibt sich aus geringen Anlagenkosten, kurzen Rüstzeiten und einer hohen Produktivität der Prozessketten. Zusammenfassend kombiniert die temperaturunterstützte Umformung die Vorteile der Kaltumformung und der Warmumformung im Hinblick auf eine einfache Prozessführung- und -auslegung sowie das gesteigerte Formänderungsvermögen des Materials. Nachfolgend werden, basierend auf den Bewertungskriterien, Empfehlungen für Prozessketten gegeben.

Kleines Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$

Die Herstellung von Profilen mit einem kleinen Verhältnis des Biegeradius zur Blechdicke $\frac{r_i}{s}$ ist innerhalb der T6-Prozesskette aufgrund des begrenzten Formänderungsvermögens des Materials nicht möglich. Empfehlenswert ist die Umformung im W-Zustand, da das Formänderungsvermögen ausreichend groß ist, um Profile mit kleinen Biegeradien umzuformen (vgl. Kapitel 8.3). Da das Profil nach dem Rollformen nur noch warmausgelagert werden muss sind die Anforderungen an die Inline-WVBH zur Vermeidung des abschreckbedingten Verzugs vergleichsweise klein und die Kaltverfestigung verbleibt teilweise im Profil.

Noch kleinere Biegeradien sind innerhalb der O-Prozesskette herstellbar (vgl. Kapitel 8.3). Bei der O-Prozesskette ist allerdings eine vollständige WNBH nach

der Umformung notwendig. Die Anforderungen an die Inline-WNBH sind im Hinblick auf den abschreckbedingten Verzug ungleich höher als bei der WVBH. Es ist deshalb empfehlenswert, bei der O-Prozesskette die WNBH mit einem kontrollierten Abschreckvorgang durchzuführen.

Rundrohr (großes Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ mit integriertem Schweißprozess)

Bei der Prozesskette zur Herstellung eines Rundrohrs ist die Umformung im O-Zustand vorteilhaft. Die niedrige Dehngrenze und die daraus folgende geringe Rückfederung verbessern die Schweißmöglichkeit im Prozess. Da nach dem Schweißen ohnehin eine vollständige WNBH zur Erreichung höchster Festigkeiten notwendig ist, kommen die Vorteile der T6- und W-Prozesskette nicht zum Tragen. Das Lösungsglühen innerhalb der WNBH kann entweder inline oder nachträglich im Wärmebehandlungsofen erfolgen. Für eine Inline-WNBH sprechen die hohe Prozesseffizienz und eventuelle Folgeprozesse, die ohnehin in Prozessketten zur Rohrherstellung integriert sind. Durch die Folgeprozesse (z. B. Kalibrieren oder Rundkneten) wird der abschreckbedingte Verzug minimiert oder eliminiert. Eine experimentelle Validierung des Realprozesses zur O-Prozesskette wird am Hutprofil, jedoch nicht am längsnahtgeschweißten Rundrohr durchgeführt.

Oberflächenqualität und Korrosionsbeständigkeit

Zum Abschluss des Kapitels ist anzumerken, dass im Rahmen dieser Arbeit weder der Werkzeugverschleiß noch die Oberflächenqualität der erzeugten Profile untersucht werden. Ein Ausblick zu der Thematik ist in [SUC23a*] zum Rollformen eines Hutprofils im W- und O-Zustand veröffentlicht. Trotz des fehlenden Schmierstoffs ist die Qualität der Oberfläche im Vergleich zu einem ziehenden Biegeprozess gut.

Weiterhin wird die Korrosionsbeständigkeit trotz der Relevanz für die Legierung EN AW-7075 (vgl. Kapitel 2.1.1) nicht berücksichtigt, da sie im Rahmen dieser Arbeit nicht für alle Prozessketten untersucht wird. Ergebnisse zum Korrosionsverhalten für die T6- und W-Prozesskette sind anhand von Modellversuchen in [SAJ22*] und [SAJ23*] veröffentlicht.

10.3 Methodische Prozessauslegung für die Herstellung hochfester Aluminiumprofile

Die methodische Prozessauslegung für die Herstellung hochfester Aluminiumprofile wird aus den Erkenntnissen dieser Arbeit abgeleitet. Schlattmann [SCH17a] versteht unter dem methodischen Vorgehen eine Arbeitshilfe aus planmäßig festgelegten Schritten zur schnellen und sicheren Lösungsfindung. Nach dieser Vorgabe wird in Abbildung 66 das methodische Vorgehen zur Prozessauslegung vorgeschlagen. Dabei wird zwischen Profilen mit einem kleinen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (a) und Rundrohren mit einem großen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ und integriertem Schweißprozess (b) unterschieden.

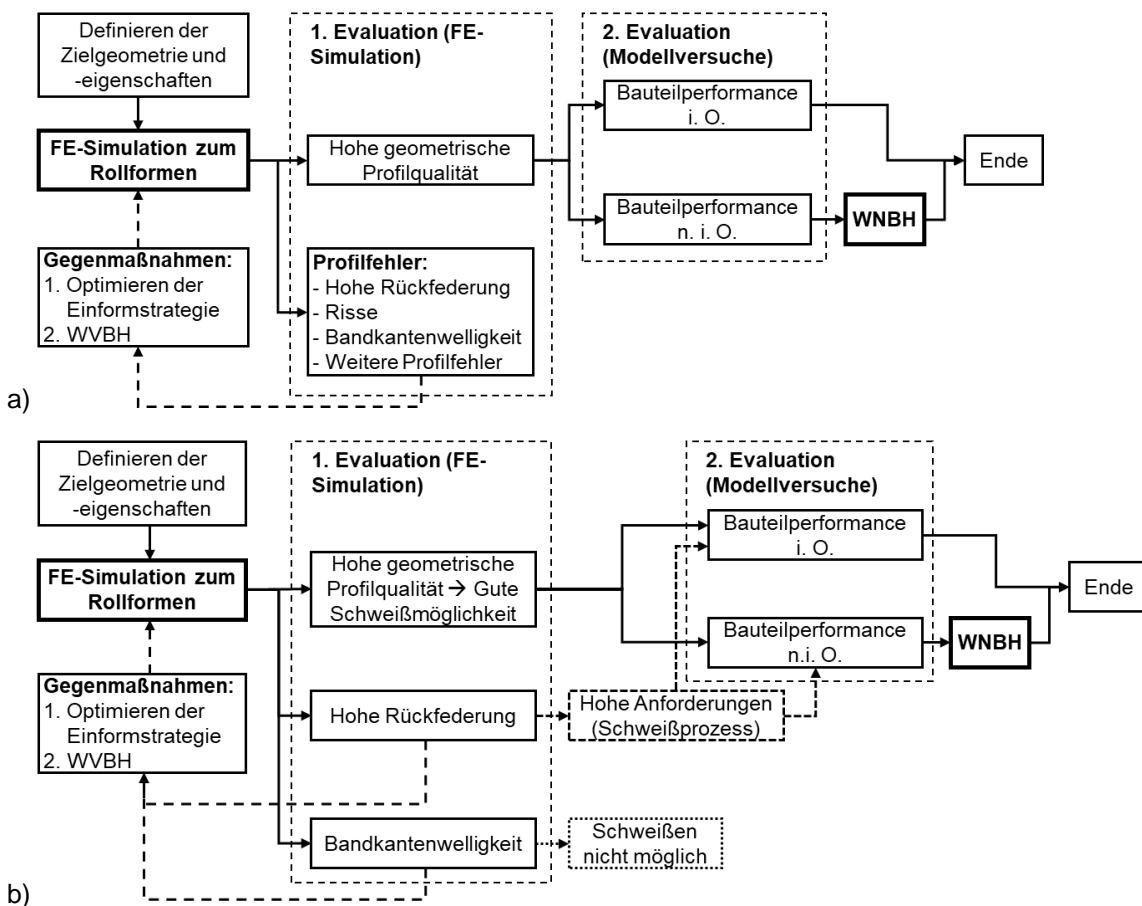


Abbildung 66: Methodische Prozessauslegung für die Herstellung hochfester Aluminiumprofile mit einem kleinen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (a) und eines Rundrohrs ($\frac{r_i}{s}$ groß) mit integriertem Schweißprozess (b).

Grundsätzlich ist die Prozessauslegung für beide Profiltypen ähnlich. Allerdings resultiert die Integration des Schweißprozesses zur Herstellung von Rundrohren in besonderen Anforderungen an das Rollformen. So ist die

Bandkantenwelligkeit zu vermeiden, da diese ein reproduzierbares Schweißen verhindert [HAL06]. Weiterhin ist eine geringe Rückfederung nach dem Rollformen anzustreben, damit geringere Kräfte beim Schweißen auftreten. Diese resultieren in einer höheren Prozessstabilität und niedrigeren Eigenspannungen im Endprodukt.

Der erste Schritt ist die Definition der Zielgeometrie und -eigenschaften des Profils, gefolgt vom Entwurf der Profilblume und der Durchführung der FE-Simulation. Die FE-Simulation ermöglicht im Rahmen der Prozessauslegung die Evaluation der Profilqualität hinsichtlich möglicher Profilfehler (z. B. Risse in der Biegezone, Rückfederung oder Bandkantenwelligkeit) und ist ein zentrales Element der Prozessauslegung (vgl. Kapitel 8). Sind die Anforderungen an die Zielgeometrie nicht erfüllt, werden Gegenmaßnahmen, z. B. das Optimieren der Einfurmstrategie oder die Durchführung einer WVBH, eingeleitet. Die WVBH ist ein wesentlicher Bestandteil der Prozessketten zur Herstellung hochfester Aluminiumprofile und dient der Erhöhung des Formänderungsvermögens, bzw. der Reduzierung der Rückfederung. Ziel des iterativen Vorgehens aus der FE-Simulation, der Evaluation der Profilqualität und der Einleitung von Gegenmaßnahmen ist eine hohe Profilqualität des Endprodukts (Abbildung 66a) oder des Zwischenprodukts vor dem Schweißen (Abbildung 66b).

Die Evaluation der Bauteileigenschaften nach dem Rollformen und dem Schweißen erfolgt in der Phase der Prozessauslegung anhand von Modellversuchen (vgl. Kapitel 7.2) oder mit Hilfe von Literaturwerten. Im Rahmen von Modellversuchen können folgende Bauteileigenschaften ermittelt werden: die mechanischen Eigenschaften innerhalb und außerhalb der kaltverfestigten Zone sowie bei geschweißten Profilen die Schweißnahtfestigkeit als potenzielle Schwachstelle der Struktur. Diese können mit einer passenden WNBH angepasst werden. Die Relevanz der WNBH zur finalen Einstellung der mechanischen Eigenschaften wird in Kapitel 10.1 unterstrichen.

Zwischenfazit zur wissenschaftlichen Fragestellung 5

5) Welche Prozessschritte in der Prozesskette zum Rollformen hochfester Aluminiumprofile beeinflussen maßgeblich deren mechanische Eigenschaften und geometrische Genauigkeit?

Die mechanischen Eigenschaften werden maßgeblich durch die Einzelprozesse und die Wechselwirkungen der Einzelprozesse untereinander beeinflusst (vgl. Abbildung 63). Dabei werden die mechanischen Eigenschaften im Grundwerkstoff und, sofern vorhanden, in der Schweißnaht separat betrachtet. Die Schweißnaht nimmt als potenzielle Schwachstelle in der Bauteilstruktur eine besondere Stellung ein. Optimierungen (Schweißen mit Zusatzwerkstoff und eine WNBH) ermöglichen Schweißnahtfestigkeiten, die nahezu der Festigkeit des Grundwerkstoffs entsprechen.

Eine zentrale Rolle zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften in jeder Prozesskette (mit oder ohne Schweißprozess) obliegt der Wärme-Nachbehandlung (WNBH), da die Materialeigenschaften durch Variation der Wärmebehandlungsschritte und -parameter gezielt eingestellt werden können. In Abbildung 64 ist das Potenzial verschiedener Prozessketten in Bezug auf die Festigkeit der Profile oder der Schweißnähte zusammengefasst. Generell ist die Festigkeit im Grundwerkstoff höher als in der Schweißnaht. Eine zusätzliche Bemessungsgröße für die Bauteileigenschaften ist die geometrische Genauigkeit (z. B. Rückfederung oder Rundheit), welche von der WVBH und vom Umformprozess abhängt.

11 Zusammenfassung und Ausblick

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden verschiedene Prozessketten zur Herstellung hochfester Profile aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 mittels Rollformen und Laserstrahlschweißen untersucht. Im Hinblick auf die anhaltende Nachfrage nach Leichtbaulösungen in der Automobilindustrie ist das Rollformen als kostengünstiges Massenfertigungsverfahren zur Herstellung von Leichtbauprofilen prädestiniert. Zum einen ist eine große Variation verschiedener Profilformen mit dem Verfahren herstellbar und zum anderen erfreut sich das Verfahren bereits einer großflächigen Verbreitung in der Industrie.

Beim Rollformen von Profilen mit einem kleinen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (z. B. V-, U- oder Hutprofil) ermöglichen temperaturunterstützte Prozessketten eine signifikante Erweiterung der Prozessgrenzen und bei Profilen mit einem großen Verhältnis von $\frac{r_i}{s}$ (z. B. Rundrohr) wird die geometrische Genauigkeit durch temperaturunterstützte Prozessketten verbessert. Die Umformung findet dabei weiterhin im kalten Zustand statt, sodass die Vorteile der Kaltumformung und der Umformung bei erhöhten Temperaturen in Bezug auf die verbesserten Umformeigenschaften kombiniert werden.

Die Einhaltung der Parameter zur prozessintegrierten Wärmebehandlung (WBH) hat in den temperaturunterstützten Prozessketten eine hohe Priorität. Aus den Modellversuchen geht hervor, dass die Lösungsglüh-temperatur, die Abkühlrate und die Abschreckverzögerung bestimmte Grenzwerte zur Erreichung höchster Festigkeiten im fertigen Bauteil (Profil) nicht über- oder unterschreiten dürfen. Unter der Zielsetzung, die maximale Festigkeit im Endprodukt zu erhalten, stellt sich eine Wärme-Nachbehandlung (WNBH) als zielführend heraus. Diese ist an die jeweilige Prozesskette angepasst und besteht in den meisten Fällen aus dem Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern. Zumeist ist eine sehr kurze Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 10 \text{ s}$ ausreichend, um eine

hohe Endfestigkeit ($R_m \geq 580 \text{ MPa}$) zu erreichen. Damit ist die Möglichkeit gegeben, das Lösungsglühen und das anschließende Abschrecken in Form einer Inline-WBH direkt in die Prozesskette zum Rollformen zu integrieren.

Das Laserstrahlschweißen stellt aufgrund der geringen Schweißbeignung der Legierung EN AW-7075 eine besondere Herausforderung dar. Maßnahmen zur Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit sind das Schweißen mit Zusatzwerkstoff (7075-TiC-Draht) und die Durchführung einer WNBH nach dem Schweißen. Dabei sind Festigkeiten von bis zu $R_{m,S} = 567 \text{ MPa}$ ($SF = 0,95$) erreichbar, welche nahezu der Festigkeit des Grundwerkstoffs im hochfesten T6-Zustand entsprechen. Empfehlungen für Prozessketten für verschiedene Profiltypen mit und ohne integrierten Laserstrahlschweißprozess sind in Kapitel 10.2 dargestellt.

Viele grundlegende Erkenntnisse werden im Rahmen dieser Arbeit in einfachen Modellversuchen gewonnen oder vertieft. Diese haben sich für die Prozessauslegung und -analyse als hilfreich erwiesen, da sie im Rahmen der untersuchten Prozessketten eine hohe Ähnlichkeit zu den Realprozessen (prozessintegrierte WBH, Rollformen und Laserstrahlschweißen) aufweisen. Neben der Zusammenfassung geben die wissenschaftlichen Fragestellungen und die zugehörigen Zwischenfazits in Tabelle 18 einen umfassenden Überblick über die gewonnenen Erkenntnisse.

Tabelle 18: Zwischenfazits zu den wissenschaftlichen Fragestellungen (vgl. Kapitel 3.2).

Wissenschaftliche Fragestellung	Zwischenfazit (Seite)
1) Wie können Inline-Wärmebehandlungen beim Herstellungsprozess hochfester Aluminiumprofile durch Rollformen robust integriert werden?	90
2) Welche Kriterien und Handlungsempfehlungen dienen einer effizienten Auslegung von Rollformprozessen der hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075?	116
3) Inwiefern führen die temperaturunterstützte W- und O-Prozesskette beim Rollformen zu einer Erweiterung der Prozessgrenzen?	117
4) Welche Maßnahmen führen zu einer Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit?	127
5) Welche Prozessschritte in der Prozesskette zum Rollformen hochfester Aluminiumprofile beeinflussen maßgeblich deren mechanische Eigenschaften und geometrische Genauigkeit?	138

Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit werden aufgrund der umfangreichen Analyse der komplexen Prozessketten Vereinfachungen getroffen und bestimmte Aspekte vernachlässigt. In Folgeuntersuchungen sind diese Aspekte zur ganzheitlichen Betrachtung der Prozessketten zu untersuchen. Dazu gehört unter anderem die Analyse des adhäsiven Verschleißes der Rollformwerkzeuge, welcher beim Rollformen von Aluminium ein charakteristisches und qualitätsminderndes Verschleißbild darstellt. Darüber hinaus sind die Prozessketten unter Verwendung eines Schmierstoffs beim Rollformen und bei höheren Prozessgeschwindigkeiten zu untersuchen. Höhere Prozessgeschwindigkeiten führen insbesondere bei großen Stückzahlen zu einer höheren Produktivität und damit zu einer hohen Wirtschaftlichkeit. Bei temperaturunterstützten Prozessketten sind dazu ein HF-Generator mit einer ausreichend hohen Leistung sowie große Kapazitäten bei den Wärmebehandlungsanlagen zum Warmauslagern oder Weichglühen notwendig. Bei der Herstellung laserstrahlgeschweißter Profile ist die Prozessgeschwindigkeit auf ca. 20 m / min begrenzt. Trotz hoher Schweißnahtfaktoren ist die Schweißnaht in den geschweißten Profilen die Schwachstelle der Struktur. Daher ist eine Untersuchung der Dauerfestigkeit der Schweißnähte als sinnvoll anzusehen.

Zusätzlich sind, vor allem beim Rollformen von Profilen mit kleinen Biegeradien im hochfesten T6-Zustand, Maßnahmen zur Erweiterung der Prozessgrenzen im Hinblick auf das Materialversagen denkbar. Diese Maßnahmen erstrecken sich von einer Optimierung der Einförmstrategie (z. B. Biegewinkelfolge und Talfahrt-Strategie) bis zur gezielten Überlagerung von Druckspannungen in die Biegezone beim Rollformen. Weiterhin kann das Kurzzeit-Lösungsglühen im Rahmen der WNBH für weitere Schweißverfahren angewendet werden. Ein Beispiel ist die Anwendung auf das Rührreibschweißen, dessen Ergebnisse in [MAC23*] veröffentlicht sind.

12 Literaturverzeichnis

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

Unter Mitwirkung des Autors entstandene Veröffentlichungen sind mit einem Stern (z. B. [SUC19*]) und vom Autor betreute Studentische Arbeiten sind mit zwei Sternen (z. B. [JOH21**]) gekennzeichnet.

- ABE07 Abele, E.: Environmentally-Friendly Product Development - Methods and Tools. Dordrecht: Springer, 2007.
- ABE17 Abeyrathna, B. et al.: Local deformation in roll forming. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 88, 9-12, 2017, S. 2405–2415
- ABV15 Abvabi, A. et al.: The influence of residual stress on a roll forming process. In: International Journal of Mechanical Sciences 101-102, 2015, S. 124–136
- ACA23** Acampora, G.: Laserschweißen der Aluminiumlegierung EN AW-7075. Technische Universität Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Bachelorthesis. 2023
- AGK23 AGK Hochleistungswerkstoffe GmbH: Werkstoffdaten GleitTherm® bis 600°C - G 600. URL: https://www.agk.de/html/isolierwerkstoffe/gleittherm_uebersicht.htm, zuletzt abgerufen am 12.09.23
- AIR22 AIR LIQUIDE Deutschland GmbH: Produktspezifikationen ARCAL™ Prime Flüssig / Ar. 2022
- AI20 Ai, Y. et al.: Numerical analysis of the influence of molten pool instability on the weld formation during the high speed fiber laser welding. In: International Journal of Heat and Mass Transfer 160, 2020.

- AMA14 AMAG rolling GmbH: Wärmebehandlung – eine kurze Einführung - Wärmebehandlung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen. 2014
- AMA19 AMAG rolling GmbH: Abnahmeprüfzeugnis 3.1 - EN AW-7075 T6. 2019
- AZI10 Azimzadegan, T.; Serajzadeh, S.: An Investigation into Microstructures and Mechanical Properties of AA7075-T6 during Friction Stir Welding at Relatively High Rotational Speeds. In: Journal of Materials Engineering and Performance 19, Nr. 9, 2010, S. 1256–1263
- BAD15 Badr, O. M. et al.: Forming of high strength titanium sheet at room temperature. In: Materials & Design 66, 2015, S. 618–626
- BAE15 Baer, S.: Wärmeübergang bei der Sprühkühlung mit intermittierenden Sprays im Film- und Übergangssiedebereich. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Fakultät für Verfahrens- und Systemtechnik. Dissertation. 2015
- BAI08 Bai, Y.; Wierzbicki, T.: A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. In: International Journal of Plasticity 24, Nr. 6, 2008, S. 1071–1096
- BAI10 Bai, Y.; Wierzbicki, T.: Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture. In: International Journal of Fracture 161, Nr. 1, 2010, S. 1–20
- BAK19 Bakkiyaraj, M.; Palanisamy, P.; Balasubramanian, V.: Evaluating the tensile strength of friction welded (AA6061 & AA7075-T6) dissimilar joints by using response surface methodology. In: Materials Research Express 6, Nr. 8, 2019, S. 86527
- BAR03 Barlat, F. et al.: Plane stress yield function for aluminum alloy sheets - part 1: theory. In: International Journal of Plasticity 19, Nr. 9, 2003, S. 1297–1319
- BAY16 Bayazid, S. M. et al.: Effect of cyclic solution treatment on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 7075 Al alloy. In: Materials Science and Engineering: A 649, 2016, S. 293–300

- BEH13 Behrens, B. A.; Lippold, L.; Knigge, J.: Investigations of the shear behaviour of aluminium alloys. In: Production Engineering 7, 2-3, 2013, S. 319–328
- BEH17 Behrens, B. A. et al.: Warmumformung von 7xxx-Aluminiumlegierungen - Energie / Effiziente Verarbeitung zukunftsweisender Leichtbauwerkstoffe - Belastbare Materialien - Hybride Strukturen. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e. V., Hannover, 2017, S. 233–250
- BEH18 Behrens, B. A.; Hübner, S.; Vogt, H.: Formability of 7000 aluminum alloys in warm and hot forming condition. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 418, 2018.
- BEH19 Behrens, B. A. et al.: Warmumformung von 7xxx-Aluminiumlegierungen - EFB-Forschungsbericht Nr. 501. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., Hannover, 2019.
- BEN65 Benkowsky, G.: Induktionserwärmung - Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweißen. Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenzerwärmung. Berlin: VEB Verlag Technik, 1965.
- BER21 Bertolini, R. et al.: Mechanical and corrosion resistance properties of AA7075-T6 sub-zero formed sheets. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 115, 9-10, 2021, S. 2801–2824
- BEU19 Beulich, N. et al.: Influence of tube rollforming on material properties and subsequent bending processes. utg, TU München, 2019
- BHA84 Bhattacharyya, D. et al.: The Prediction of Deformation Length in Cold Roll Forming. In: Journal of Mechanical Working Technology 9, 1984, S. 181–191
- BIK23 BIKAR-METALLE GmbH: EN AW-7075. URL: <https://www.bikar.com/fileadmin/download/7075-komplett.pdf>. – Aktualisierungsdatum: 2023, zuletzt abgerufen am 15.09.23
- BIN15 BINDER GmbH: Betriebsanleitung Binder FDL 115. 2015
- BÖC17 Böckh, P.; Wetzels, T.: Wärmeübertragung. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017.

- BOG79 Bogojawlenskij, N.; Neubauer, A.; Wladimirowitsch Ris, V.: Technologie der Fertigung von Leichtbauprofilen. 1. Aufl. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1979.
- BOU22 Bouzekova-Penkova, A.; Miteva, A.: Some Aerospace Applications of 7075 (B95) Aluminium Alloy. In: Aerospace Research in Bulgaria 34, 2022, S. 165–179
- BRA22 Brandegger, R.: User Manual: Ubeco PROFIL Roll Form Design Software - PROFIL release 6.2, 2022.
- BRE07 Breitenbach, G.: Methode zur Analyse, Bewertung und Optimierung der Prozesskette längsnahtgeschweißter Rohre für das Innenhochdruck-Umformen. Technische Universität Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 2007
- BRU98 Brunet, M.; Mguil, S.; Pol, P.: Modelling of a roll-forming process with a combined 2D and 3D FEM code. In: Journal of Materials Processing Technology 80-81, 1998, S. 213–219
- BUI08 Bui, Q. V.; Ponthot, J. P.: Numerical simulation of cold roll-forming processes. In: Journal of Materials Processing Technology 202, 1-3, 2008, S. 275–282
- BUR19 BURGDORF GmbH & Co. KG: Datenblatt SERVISCOL 98-AL - Polymer-Abschreckkonzentrat. 2019
- BUS07 Busche, C. H.: Bestimmung und Beschreibung des Elastizitätsmoduls von Blechwerkstoffen nach dem Umformen - Ein Beitrag zur Verbesserung der Rückfederungsvorhersage. RWTH Aachen, Institut für Eisenhüttenkunde. Dissertation. 2007
- CAN05 Canale, L.; Totten, G. E.: Quenching technology: a selected overview of the current state-of-the-art. In: Materials Research 8, Nr. 4, 2005, S. 461–467
- CAO17 Cao, T. S.: Models for ductile damage and fracture prediction in cold bulk metal forming processes: a review. In: International Journal of Material Forming 10, Nr. 2, 2017, S. 139–171

- CAO03 Cao, X. et al.: Research and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. I. Laser Welding Processes. In: Materials and Manufacturing Processes 18, Nr. 1, 2003, S. 1–22
- CHA89 Chaboche, J. L.: Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity. In: International Journal of Plasticity 5, 1989, S. 247–302
- CHA13 Chatti, S.: Modeling of the elastic modulus evolution in unloading-reloading stages. In: International Journal of Material Forming 6, Nr. 1, 2013, S. 93–101
- CHE19 Chen, W. et al.: Flower pattern and roll positioning design for the cage roll forming process of ERW pipes. In: Journal of Materials Processing Technology 264, 2019, S. 295–312
- CHO20 Choi, Y. et al.: Mechanical properties, springback, and formability of W-temper and peak aged 7075 aluminum alloy sheets: Experiments and modeling. In: International Journal of Mechanical Sciences 170, 2020, S. 1–15
- CHO21 Choi, Y. et al.: Observation of Portevin-le Chatelier effect in aluminum alloy 7075-w under a heterogeneous stress field. In: Scripta Materialia 205, 2021, S. 1–6
- CHU02 Chun, B. K.; Jinn, J. T.; Lee, J. K.: Modeling the Bauschinger effect for sheet metals, part I: theory. In: International Journal of Plasticity, Nr. 18, 2002, S. 571–595
- CIN74 Cina, B.: *Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking. Anmeldenr. 340,757, United States*
- CRU18 Crutzen, Y. et al.: Continuous roll forming including in-line welding and post-cut within an ALE formalism. In: Finite Elements in Analysis and Design 143, 2018, S. 11–31
- CZI20 Czichos, H.; Habig, K.-H.: Tribologie-Handbuch. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2020.
- DAD17 Dadgar Asl, Y. et al.: Fracture analysis on flexible roll forming process of anisotropic Al6061 using ductile fracture criteria and FLD. In: The

- International Journal of Advanced Manufacturing Technology 91, 5-8, 2017, S. 1481–1492
- DAM89 Damm, K.: Ermittlung von Längsformänderungen beim Walzprofilieren von Standardprofilen auf einer mehrgerüstigen Anlage. Technische Hochschule Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 1989
- DAS91 Dasgupta, A.; Pecht, M.: Material failure mechanisms and damage models. In: IEEE Transactions on Reliability 40, Nr. 5, 1991, S. 531–536
- DAS14 Das, S.: Life Cycle Energy and Environmental Assessment of Aluminum-Intensive Vehicle Design. In: SAE International Journal of Materials and Manufacturing 7, Nr. 3, 2014, S. 588–595
- DAT14 data M Sheet Metal Solutions GmbH: COPRA - Rollforming the Future, 2014.
- DEC23 decathlon: Base Lenker Riser 790mm Bar 31,8mm. URL: https://www.decathlon.de/p/mp/reverse/base-lenker-riser-790mm-bar-31-8mm-mattschwarz-fox-orange/_/R-p-d88139a6-9b3b-40ea-a7ff-f180f78adaa0. – Aktualisierungsdatum: 2023, zuletzt abgerufen am 28.04.23
- DEG20 Degner, J.: Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess. FAU University Press. 2020
- DEO18 Deole, A. D.; Barnett, M. R.; Weiss, M.: The numerical prediction of ductile fracture of martensitic steel in roll forming. In: International Journal of Solids and Structures 144-145, 2018, S. 20–31
- DIL06 Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag, 2006.
- DIN 17052-1: *DIN 17052-1:2013-09, Wärmebehandlungsöfen - Teil 1: Anforderungen an die Temperaturgleichmäßigkeit*
- DIN 1910-100: *DIN 1910-100:2008-02, Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe - Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610:2005*

- DIN 29850: *DIN 29850:1989-10, Luft- und Raumfahrt; Wärmebehandlung von Aluminium-Knetlegierungen*
- DIN 50125: *DIN 50125:2022-08, Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*
- DIN 8586: *DIN 8586:2003-09, Fertigungsverfahren Biegeumformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe*
- DIN EN 485-2: *DIN EN 485-2:2018-12, Aluminium und Aluminiumlegierungen - Bänder, Bleche und Platten - Teil 2: Mechanische Eigenschaften*
- DIN EN 573-3: *DIN EN 573-3:2019-10, Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen*
- DIN EN 60584-1: *DIN EN 60584-1:2014-07, Thermoelemente - Teil 1: Thermospannungen und Grenzabweichungen (IEC 60584-1:2013)*
- DIN EN ISO 13919-2: *DIN EN ISO 13919-2:2021-06, Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen - Anforderungen und Empfehlungen für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten - Teil 2: Aluminium, Magnesium und ihre Legierungen und reines Kupfer*
- DIN EN ISO 17635: *DIN EN ISO 17635:2017-04, Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Allgemeine Regeln für metallische Werkstoffe*
- DIN EN ISO 18265: *DIN EN ISO 18265:2014-02, Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten*
- DIN EN ISO 25239-1: *DIN EN ISO 25239-1:2020-12, Rührreißschweißen - Aluminium - Teil 1: Begriffe*
- DIN EN ISO 2553: *DIN EN ISO 2553:2022-07, Schweißen und verwandte Prozesse - Symbolische Darstellung in Zeichnungen - Schweißverbindungen*
- DIN EN ISO 4136: *DIN EN ISO 4136:2022-09, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch*
- DIN EN ISO 6507-1: *DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren*

- DIN EN ISO 6520-1: *DIN EN ISO 6520-1:2007-11, Schweißen und verwandte Prozesse - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1: Schmelzschweißen*
- DIN EN ISO 6520-2: *DIN EN ISO 6520-2:2013-12, Schweißen und verwandte Prozesse - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 2: Pressschweißungen*
- DIN EN ISO 6892-1: *DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe – Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*
- DIN EN ISO 8492: *DIN EN ISO 8492:2014-03, Metallische Werkstoffe - Rohr - Ringfaltversuch*
- DIN EN ISO 8493: *DIN EN ISO 8493:2004-10, Metallische Werkstoffe - Rohr - Aufweitversuch*
- DIN EN ISO 8496: *DIN EN ISO 8496:2014-03, Metallische Werkstoffe - Rohr - Ringzugversuch*
- DIN EN ISO 9015-2: *DIN EN ISO 9015-2:2016-10, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Härteprüfung - Teil 2: Mikrohärtprüfung an Schweißverbindungen*
- DIN ISO/TR 581: *DIN-Fachbericht ISO/TR 581:2007-04, Schweißbarkeit - Metallische Werkstoffe - Allgemeine Grundlagen*
- DIN22 DINSE GmbH: Betriebsanleitung für die Steuerung (DIX FDE-PN 100 L), die Antriebseinheit (DIX FD 100 LS), den Drahtvorschub (DIX WD 300 FD) und den Drahtspulhalter (DIX WDS 300). 2022
- DOE07 Doege, E.; Behrens, B. A.: Handbuch Umformtechnik - Grundlagen, Technologien, Maschinen. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007.
- DOS21 Dostmann electronic GmbH: Datenblatt: Typ-K Rollenfühler mit schwenkbarem Kopf. 2021
- DRE21 Dreistern: Roll forming - supporting the production of new vehicle structures. URL: <https://www.automotivemanufacturingsolutions.com/voice/roll-forming-supporting-the-production-of-new-vehicle-structures/42236.article>, zuletzt abgerufen am 27.04.23

- DUC23 Ducker Research & Consulting: Aluminum Content in Passenger Vehicles (Europe) - Assessment 2022 and Outlook 2026, 2030. 2023
- EIC87 Eichler, U.: Walzprofilieren von Standardquerschnitten auf einer mehrgerüstigen Maschine mit einzeln angetriebenen Werkzeugwellen. TH Darmstadt. Dissertation. 1987
- ENZ15 Enz, J. et al.: Laser Weldability of Different Al-Zn Alloys and its Improvement. In: Materials Science Forum 828-829, 2015, S. 389–394
- ENZ16 Enz, J. et al.: Fibre laser welding of high-alloyed Al–Zn–Mg–Cu alloys. In: Journal of Materials Processing Technology 237, 2016, S. 155–162
- ENZ17 Enz, J.: Laser beam welding of high-alloyed aluminium-zinc alloys. Technische Universität Hamburg-Harburg. Dissertation. 2017
- FAI72 Fairand, B. P. et al.: Laser shock-induced microstructural and mechanical property changes in 7075 aluminum. In: Journal of Applied Physics 43, Nr. 9, 1972, S. 3893–3895
- FAR02 Farzin, M.; Tehrani, M. S.; Shamel, E.: Determination of buckling limit of strain in cold roll forming by the finite element analysis. In: Journal of Materials Processing Technology 125-126, 2002, S. 626–632
- FAS91 Fasholz, J.; Orth, G.: Induktive Erwärmung - Physikalische Grundlagen und technische Anwendungen. 4. Aufl. Essen, 1991.
- FEN08 Feng, X.: Untersuchungen zur Bildung und Ausbreitung von Verformungsbändern und ihre Simulation. TU Dortmund, Fakultät Maschinenbau. Dissertation. 2008
- FLU19 Fluke Process Instruments GmbH: Benutzerhandbuch ThermoView® TV40 Series: Wärmebildkamera. 2019
- FLU20 Fluke Process Instruments GmbH: Benutzerhandbuch Endurance® Serie: Innovative Infrarot-Pyrometer für Hochtemperaturanwendungen. 2020
- GAL18 Galevsky, G. V.; Rudneva, V. V.; Aleksandrov, V. S.: Current state of the world and domestic aluminium production and consumption. In:

- IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 411, 2018, S. 12017
- GEH08 Gehring, A.: Beurteilung der Eignung von metallischem Band und Blech zum Walzprofilieren. Universität Fridericiana zu Karlsruhe, Fakultät für Bauingenieur- Geo- und Umweltwissenschaften. Dissertation. 2008
- GOL23 golfbidder.com: Ping G-Series LE Driver - Golfschläger mit Hosel aus AA7075. URL: https://www.golfbidder.com/de/models/6392/Ping__Driver_G-Series_LE.html, zuletzt abgerufen am 28.04.23
- GOM07 GOM mbH: ATOS v6 Benutzerhandbuch. 2007
- GOM23 GOM mbH: ARAMIS: Optische 3D-Verformungsanalyse - 3D-Kontur - Verschiebungen - Dehnungen in der Material- und Bauteilprüfung. 2023
- GON22 Gonçalves, M.; Monteiro, H.; Iten, M.: Life Cycle Assessment studies on lightweight materials for automotive applications - An overview. In: Energy Reports 8, 2022, S. 338–345
- GÖT13 Götzfried, A.: Analyse und Vergleich fertigungstechnischer Prozessketten für Flugzeugtriebwerks-Rotoren. Technische Universität München, Fakultät für Maschinenwesen. Dissertation. 2013
- GRO08a Groche, P.; Beiter, P.; Henkelmann, M.: Prediction and inline compensation of springback in roll forming of high and ultra-high strength steels. In: Production Engineering 2, Nr. 4, 2008, S. 401–407
- GRO08b Groche, P.; Breitenbach, G.: Roll Forming Strategies for Welded Tubes. In: Steel research international 79, 2008, S. 40–46
- GRO13 Groche, P.; Müller, C.: Walzprofilieren von Flacherzeugnissen aus Stahl - Merkblatt 180. 2013
- GRO14 Groche, P. et al.: Experimental and Numerical Determination of Roll Forming Loads. In: Steel research international 85, Nr. 1, 2014, S. 112–122

- GÜL18 Gül Koc, F. et al.: Effect of cooling rate on microstructure, mechanical properties and residual stress of 7075 aluminum alloy. In: Materials Testing 60, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2018, S. 989–996
- GÜN21a Günzel, J.; Hauß, J.; Groche, P.: Temperature-controlled tools for multi-stage sheet metal forming of high-strength aluminium alloys. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 1157, Nr. 1, 2021, S. 1–8
- GÜN21b Günzel, J. et al.: Verfestigung vorkonditionierter Aluminiumbleche - Einfluss des Wärmebehandlungszustands innerhalb eines mehrstufigen Umformprozesses. In: wt werkstattstechnik online 111, Nr. 10, 2021, S. 677–683
- HAD07 Haddag, B.; Balan, T.; Abed-Meraim, F.: Investigation of advanced strain-path dependent material models for sheet metal forming simulations. In: International Journal of Plasticity 23, Nr. 6, 2007, S. 951–979
- HAL06 Halmos, G.: Roll Forming Handbook: Taylor & Francis Group, Boca Raton, 2006.
- HAN19 Han, S.-W. et al.: Collapse Analysis of ERW Pipe Based on Roll-Forming and Sizing Simulations. In: Journal of Marine Science and Engineering 7, Nr. 11, 2019, S. 410
- HEI21 Heibel, S.: Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle. TU Dortmund, Institut für Umformtechnik und Leichtbau. Dissertation. 2021
- HEL23 Helm, D.: Simulation des Rückfederns bei Umformprozessen von Blechen - Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg. 2023
- HEL17 Helmers, E.; Dietz, J.; Hartard, S.: Electric car life cycle assessment based on real-world mileage and the electric conversion scenario. In: The International Journal of Life Cycle Assessment 22, Nr. 1, 2017, S. 15–30
- HIL98 Hill, R.: The mathematical theory of plasticity. Oxford: Clarendon Press, 1998.

- HIR11 Hirsch, J.: Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. In: Materials Transactions 52, Nr. 5, 2011, S. 818–824
- HOL17 Holzer, M. et al.: Influence of dual beam on process stability in laser beam welding of high strength aluminum alloy AA 7075 (Lasers in Manufacturing Conference 2017). 2017
- HOR17 Hordych, I. et al.: Manufacturing of Tailored Tubes with a Process Integrated Heat Treatment. In: AIP Conf. Proc, Nr. 1896, 2017.
- HÜG96 Hügel, H.; Rapp, J.: Laserschweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 1996.
- HUI18 Hui, X.; Wang, X.: Forming Quality Analysis on the Cold Roll Forming C-channel Steel. In: Materials (Basel, Switzerland) 11, Nr. 10, 2018.
- HU02 Hu, J.; Marciniak, Z.; Duncan, J.: Mechanics of Sheet Metal Forming. 2nd ed. Oxford: Elsevier Science & Technology, 2002.
- HUO16 Huo, W. et al.: Warm formability and post-forming microstructure/property of high-strength AA 7075-T6 Al alloy. In: Materials Science and Engineering: A 675, 2016, S. 44–54
- HU07 Hu, Weilong: Constitutive modeling of orthotropic sheet metals by presenting hardening-induced anisotropy. In: International Journal of Plasticity 23, Nr. 4, 2007, S. 620–639
- HYP23 hyperphysics.edu: Magnetic Susceptibilities of Paramagnetic and Diamagnetic Materials at 20°C. URL: <http://hyperphysics.phy-astr.gsu.edu/hbase/Tables/magprop.html>, zuletzt abgerufen am 15.09.23
- IFM23 IFM - Institute for Frontier Materials, DEAKIN UNIVERSITY: Adaptive Roll Former. URL: <https://blogs.deakin.edu.au/roll-forming/>, zuletzt abgerufen am 14.04.23
- IPG11 IPG Laser GmbH: Ytterbium Laser System specification - Type: YLS-300-S2T. 2011

- IRI20** Iribarren, A.: Konstruktion und Inbetriebnahme einer Abschreckvorrichtung zur Herstellung hochfester Aluminiumrohre mit gradierten Eigenschaften. Technische Universität Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Bachelorthesis. 2020
- JIA09 Jiang, J. et al.: Research on strip deformation in the cage roll-forming process of ERW round pipes. In: Journal of Materials Processing Technology 209, Nr. 10, 2009, S. 4850–4856
- JOH21** Johannsen, T.: Robuste Umsetzung einer Prozesskette zur Herstellung hochfester Aluminiumrohre. Technische Universität Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Masterthesis. 2021
- KAC20 Kaczyński, P.; Skwarski, M.; Jaśkiewicz, K.: Development of the technology for press-forming of energy-absorbing elements made of 7075 aluminum alloy. In: Journal of Manufacturing Processes 50, 2020, S. 676–683
- KAS14 Kasaei, M.; Moslemi N., H.; Tehrani, M. S.: Prediction of maximum initial strip width in the cage roll forming process of ERW pipes using edge buckling criterion. In: Journal of Materials Processing Technology 214, Nr. 2, 2014, S. 190–199
- KES01 Kessler, O.: Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen - Teil 1. In: Der Wärmebehandlungsmarkt, Nr. 2, 2001.
- KEY23 KEYENCE DEUTSCHLAND GmbH: Keyence VHX-S660E - Technische Daten. URL: <https://www.keyence.de/products/microscope/digital-microscope/vhx-7000/models/vhx-s660e/>, zuletzt abgerufen am 22.05.23
- KIL20 KILIÇ, S. et al.: Investigation of Effect on the Mechanical Properties of Quenching Temperature in AA7075. In: Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 2020.
- KIM03 Kim, N.; Kang, B.; Lee, S.: Prediction and design of edge shape of initial strip for thick tube roll forming using finite element method. In: Journal of Materials Processing Technology 142, Nr. 2, 2003, S. 479–486

- KIU84 Kiuchi, M.; Koudabashi, T.: Automated design system of optimal roll profiles for cold roll forming. In: Proceedings of the 3rd International Conference on Rotary Metalworking Processes, 1984.
- KIU95 Kiuchi, M.; Abe, K.; Onodera, R.: Computerized Numerical Simulation of Roll-Forming Process. In: CIRP Annals 44, Nr. 1, 1995, S. 239–242
- KLO17 Klocke, F.: Fertigungsverfahren 4. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2017.
- KON04 Konieczny, A. et al.: Hydroforming Performance of Laser Welded and Electric Resistance Welded High Strength Steel Tubes. In: SAE Technical Paper Series, 2004.
- KOU03 Kou, S.: Welding metallurgy. 2nd ed. Hoboken, N.J: Wiley-Interscience, 2003.
- KRA05 Krasovskyy, A.: Verbesserte Vorhersage der Rückfederung bei der Blechumformung durch weiterentwickelte Werkstoffmodelle. Universität Karlsruhe, Fakultät für Maschinenbau. Dissertation. 2005
- KUN22 Kunke, A.: Eigenschaftsskalierung von Blechprofilen durch Integration einer Wärmebehandlung in den Walzprofilierprozess. Technische Universität Chemnitz, Fakultät für Maschinenbau. Dissertation. 2022
- KÜR21 Kürschner, K. et al.: Branchenanalyse Aluminiumindustrie - Strukturen, Trends und Herausforderungen. 2021
- LAN90 Lange, K.: Umformtechnik. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1990.
- LEC20 Lechler GmbH: Datenblatt Niederdruck-Flachstrahldüsen - Baureihen 632/633. 2020
- LEE04 Lee, M.-Y. et al.: Effects of pre-treatment conditions on warm hydroformability of 7075 aluminum tubes. In: Journal of Materials Processing Technology 155-156, 2004, S. 1337–1343
- LEE10 Lee, M.-Y.: Development of Mg tube using laser welding for bike frame. In: International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics : Laser Institute of America, September 26–30, 2010, S. 436–443

- LEE18 Lee, S.-K. et al.: Fracture simulation of cold roll forming process for aluminum 7075-T6 automotive bumper beam using GISSMO damage model. In: *Procedia Manufacturing* 15, 2018, S. 751–758
- LEI20 Leiserson, C. E. et al.: There's plenty of room at the Top: What will drive computer performance after Moore's law? In: *Science (New York, N.Y.)* 368, Nr. 6495, 2020.
- LIA17 Liang, G.; Mudawar, I.: Review of spray cooling – Part 1: Single-phase and nucleate boiling regimes, and critical heat flux. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 115, 2017, S. 1174–1205
- LI19 Li, L. et al.: Numerical and experimental study on keyhole and melt flow dynamics during laser welding of aluminium alloys under subatmospheric pressures. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 133, 2019, S. 812–826
- LIN05 Lindgren, M.: *Modelling and Simulation of the Roll Forming Process*. Lulea, University of Technology, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering. Licentiate Thesis. 2005
- LIN07 Lindgren, M.: Cold roll forming of a U-channel made of high strength steel. In: *Journal of Materials Processing Technology* 186, 1-3, 2007, S. 77–81
- LIN09 Lindgren, M.; Bexell, U.; Wikström, L.: Roll forming of partially heated cold rolled stainless steel. In: *Journal of Materials Processing Technology* 209, Nr. 7, 2009, S. 3117–3124
- LIU04 Liu, C.; Northwood, D.O; Bhole, S.D: Tensile fracture behavior in CO₂ laser beam welds of 7075-T6 aluminum alloy. In: *Materials & Design* 25, Nr. 7, 2004, S. 573–577
- LIU10 Liu, S. et al.: Investigation of quench sensitivity of high strength Al–Zn–Mg–Cu alloys by time–temperature-properties diagrams. In: *Materials & Design* 31, Nr. 6, 2010, S. 3116–3120
- LIU19 Liu, X. et al.: Effect of tool coatings on the interfacial heat transfer coefficient in hot stamping of aluminium alloys under variable contact pressure conditions. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 137, 2019, S. 74–83

- LIU20 Liu, X.-L. et al.: Experimental and numerical prediction and comprehensive compensation of springback in cold roll forming of UHSS. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 111, 3-4, 2020, S. 657–671
- LIU17 Liu, Y. et al.: Formability and lubrication of a B-pillar in hot stamping with 6061 and 7075 aluminum alloy sheets. In: Procedia Engineering 207, 2017, S. 723–728
- LOU13 Lou, Y.; Huh, H.: Prediction of ductile fracture for advanced high strength steel with a new criterion: Experiments and simulation. In: Journal of Materials Processing Technology 213, Nr. 8, 2013, S. 1284–1302
- LUC14 Lucia, O. et al.: Induction Heating Technology and Its Applications: Past Developments, Current Technology, and Future Challenges. In: IEEE Transactions on Industrial Electronics 61, Nr. 5, 2014, S. 2509–2520
- LUD03 Ludwik, P.: Technologische Studie über Blechbiegung - Ein Beitrag zur Mechanik der Formänderungen. Hochschule Wien. Technische Blätter Nr. 35. 1903
- LUD09 Ludwik, P.: Elemente der Technologischen Mechanik. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1909.
- MAC23* Maciolek, A. et al.: Influence of Short-Time Post-Weld Heat Treatment on the Performance of Friction Stir Welded AA7075 Aluminum Sheets. In: International Journal of Fatigue, Nr. 107998, 2023.
- MAH18 Mahajan, P.; Abrass, A.; Groche, P.: FE Simulation of Roll Forming of a Complex Profile with the Aid of Steady State Properties. In: Steel research international 89, Nr. 1700350, 2018, S. 1–12
- MEN16 Mendiguren, J.; Argandona, E. S. de; Galdos, L.: Hot stamping of AA7075 aluminum sheets. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 159, Nr. 012026, 2016, S. 1–5
- MER02 Merklein, M.; Geiger, M.: New materials and production technologies for innovative lightweight constructions. In: Journal of Materials Processing Technology 125-126, 2002, S. 532–536

- MER18 Merklein, M.; Degner, J.: Fertigung hochfester Aluminiumbauteile durch Umformen unter Abschreckbedingungen. Hannover, 2018 (EFB-Forschungsbericht Nr. 493)
- MIL18 Milkereit, B. et al.: Dissolution and Precipitation Behavior for Hot Forming of 7021 and 7075 Aluminum Alloys. In: Metals 8, Nr. 7, 2018, S. 531
- MKU23 MKU-Chemie GmbH: Dionol®Härteöle & Vergüteöle - Dionol® Spezial HO. URL: <https://www.mku-chemie.de/lieferprogramm-oele-schmiermittel-schutzmittel/dionol-verguteole-haerten-vergueten-bad-abschrecken/>. – Aktualisierungsdatum: 2023, zuletzt abgerufen am 07.07.23
- MON21 Moneke, M.: Charakterisierung der prozessbedingten Eigenspannungen und Profildeformationen beim Trennen walzprofilerter Bauteile. Technische Universität Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 2021
- MOO21 Moon, C. et al.: Mechanical properties of solution heat treated Al-Zn-Mg-Cu (7075) alloy under different cooling conditions: Analysis with full field measurement and finite element modeling. In: Journal of Alloys and Compounds 856, 2021, S. 1–15
- MPA23 MPA-IfW: Zentrum für Konstruktionswerkstoffe, Staatliche Materialprüfungsanstalt Darmstadt und Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde: Prüfeinrichtungen. URL: https://www.mpa-ifw.tu-darmstadt.de/startseite_mpaifw/service_mpaifw/pruefeinrichtungen_mpaifw/index.de.jsp, zuletzt abgerufen am 22.05.23
- MÜL14a Müller, C. et al.: Influence of Friction on the Loads in a Roll Forming Simulation with Compliant Rolls. In: Key Engineering Materials 611-612, 2014, S. 436–443
- MÜL14b Müller, C.: Numerische Abbildung und Validierung von Beanspruchungsgrößen in Rollprofilierprozessen. Technische Hochschule Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 2014

- MUR83 Murray, J. L.: The Al-Zn (Aluminum-Zinc) system. In: Bulletin of Alloy Phase Diagrams 4, Nr. 1, 1983, S. 55–73
- MUT21 Muth-Hegener, A.: *Anbauteile am CargoFactory Lastenrad*. E-Mail. 2021. STENGER, Erik (Adressat)
- MYN06 Mynors, D. J. et al.: Controlling the Cold Roll Forming Design Process. In: CIRP Annals 55, Nr. 1, 2006, S. 271–274
- MYN09 Mynors, D. J.; English, Martin; Castellucci, Michael: Automating the Design of Cold Roll Forming Roll Sets. In: Key Engineering Materials 410-411, 2009, S. 227–233
- NAB23 Nabertherm GmbH: *Thermoprozesstechnik 1 - Öfen und Wärmebehandlungsanlagen*. Lilienthal. 2023
- NAC18 Nacke, B.; Dietrich, A.: Potentials of single stage induction heating for press hardening of steel blanks. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 424, 2018, S. 1–5
- NAO19 Naofal, J.; Naeini, H. M.; Mazdak, S.: Effects of Hardening Model and Variation of Elastic Modulus on Springback Prediction in Roll Forming. In: Metals 9, Nr. 9, 2019, S. 1–13
- NEF98 Nefussi, G.; Proslie, L.; Gilormini, P.: A simulation of cold-roll forming for elastoplastic materials. In: International Journal of Mechanical Sciences 40, Nr. 1, 1998, S. 15–25
- NOV23 Novelis Inc.: Start-up of a roll forming development line at Novelis. URL: <https://www.alu-web.de/en/start-up-of-a-roll-forming-development-line-at-novelis>, zuletzt abgerufen am 31.07.23
- OBE17 Oberhauser, P.: *7XXX Bleche für Strukturbauteile - Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Umformbarkeit, Festigkeitsentwicklung und Korrosionseigenschaften*. AMAG rolling GmbH, Ranshofen, 2017
- OLI07 Oliveira, M. et al.: Study on the influence of work-hardening modeling in springback prediction. In: International Journal of Plasticity 23, Nr. 3, 2007, S. 516–543

- OME18 Omer, K. et al.: Process parameters for hot stamping of AA7075 and D-7xxx to achieve high performance aged products. In: Journal of Materials Processing Technology 257, 2018, S. 170–179
- ONA90 Ona, H. et al.: Computer-Aided Design for Cold Roll Forming of Light-Gauge Steel Members. In: JSME international journal. Ser. 1, Solid mechanics, strength of materials 33, Nr. 2, 1990, S. 220–226
- ONE23 onewaysport.com: Stistock RD 16 SL. URL: https://www.onewaysport.com/de_de/rd-16-sl-3158, zuletzt abgerufen am 28.04.23
- OST14 Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium: Springer-Vieweg Verlag Berlin Heidelberg, 2014.
- PAW64 Pawelski, O.: Beitrag zur Ähnlichkeitstheorie der Umformtechnik - Mitteilung aus dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Abhandlung 559. 1964
- PRA18 Praveen Kumar, A. et al.: Axial crash performance of press-formed open and end-capped cylindrical tubes – A comparative analysis. In: Thin-Walled Structures 124, 2018, S. 468–488
- PTU23a PtU - Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen: Härteprüfer DuraScan 20 – Struers. URL: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/messtechnik_3/metallographische_untersuchungen__werkstoffpruefung_und_charakterisierung/haertepreuefer_durascan_20_struers_1/index.de.jsp, zuletzt abgerufen am 22.05.23
- PTU23b PtU - Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen: Laserbearbeitungszentrum mit kombinierter Schneid-/Schweißoptik. URL: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/peripherie_und_laser/laserbearbeitungszentrum_mit_kombinierter_schneid____schweissoptik/index.de.jsp, zuletzt abgerufen am 14.04.23
- PTU23c PtU - Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen: Rundknetanlage (UR 8-4-DD-50LH-CNC). URL: <https://www.ptu.tu-darm->

- stadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/inkrementelle_und_mehrstufige_umformanlagen/rundknetanlage/index.de.jsp, zuletzt abgerufen am 27.07.23
- PTU23d PtU - Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen: Servomotorpresse (Synchropress SWP 2500, 2.500 kN). URL: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/pressen/servomotorpresse_synchropress/index.de.jsp, zuletzt abgerufen am 28.07.23
- PTU23e PtU - Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen: Walzprofiliermodul. URL: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/inkrementelle_und_mehrstufige_umformanlagen/menu_flexiblefertigungsanlage_1/menu_walzprofiliermodul_1/index.de.jsp, zuletzt abgerufen am 14.04.23
- PTU23f PtU - Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen: Zeiss Smartzoom 5. URL: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/messtechnik_3/metallographische_untersuchungen__werkstoffpruefung_und_charakterisierung/zeiss_smartzoom_5/zeiss-smartzoom5.de.jsp, zuletzt abgerufen am 22.05.23
- PTU23g PtU - Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen: Zug-Druckprüfmaschine – Zwick Roell 100. URL: https://www.ptu.tu-darmstadt.de/institut_3/ausstattung_1/anlagen/materialcharakterisierung/menu_zugdruckpruefmaschine_1/index.de.jsp, zuletzt abgerufen am 04.09.23
- QUA20 Quagliato, L. et al.: Numerical investigation on the influence of the electro-resistance welding pipe manufacturing process on the local variation of the yield strength of the pipe material. In: Advances in Mechanical Engineering 12, Nr. 5, 2020, 1-16
- RAJ11 Rajakumar, S.; Muralidharan, C.; Balasubramanian, V.: Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. In: Materials & Design 32, Nr. 2, 2011, S. 535–549

- RAO16 Rao, A. U. et al.: Stress corrosion cracking behaviour of 7xxx aluminium alloys: A literature review. In: Transactions of Nonferrous Metals Society of China 26, Nr. 6, 2016, S. 1447–1471
- RIC15 Richter, K. et al.: Manufacturing of Long Products Made of Innovative Lightweight Materials. In: Acta Metallurgica Sinica (English Letters) 28, Nr. 12, 2015, S. 1496–1502
- RÖC08 Röcker, O.: Untersuchungen zur Anwendung hoch- und höchstfester Stähle für walzprofilierte Fahrzeugstrukturkomponenten. Technische Universität Berlin, Fakultät III - Prozesswissenschaften. Dissertation. 2008
- ROH94 Rohrmoser P.: Charakterisierung der Wärmeeinflusszone einer mit dem Hochfrequenz-induktions-Verfahren verschweißten höchstfesten Aluminiumlegierung AlZn6,8MgCu1,7. Technische Universität Graz, Fakultät für Maschinenbau. 1994
- ROM14 Rometsch, P.; Zhang, Y.; Knight, S.: Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments. In: Transactions of Nonferrous Metals Society of China 24, Nr. 7, 2014, S. 2003–2017
- SÁE15 Sáenz de Argandoña, E. et al.: Room Temperature Forming of AA7075 Aluminum Alloys: W-Temper Process. In: Key Engineering Materials 651-653, 2015, S. 199–204
- SAF14 Saffe, S.; Nagamachi, T.; Ona, H.: Mechanism of End Deformation after Cutting of Light Gauge Channel Steel Formed by Roll Forming. In: Materials Transactions 56, Nr. 2, 2014, S. 187–192
- SAH10 Saha, P.: Aluminum extrusion technology. Materials Park, OH: ASM International, 2010.
- SAJ19 Sajadifar, S. V. et al.: On the Effect of Quenching on Postweld Heat Treatment of Friction-Stir-Welded Aluminum 7075 Alloy. In: Journal of Materials Engineering and Performance 28, Nr. 8, 2019, S. 5255–5265
- SAJ22* Sajadifar, S. V. et al.: Cooling rate as a process parameter in advanced roll forming to tailor microstructure, mechanical and corrosion

- properties of EN AW 7075 tubes. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 53, Nr. 12, 2022, S. 1479–1493
- SAJ23* Sajadifar, S. V. et al.: Assessment of the impact of process parameters on the final material properties in forming of EN AW 7075 employing a simulated forming process. In: *Journal of Manufacturing Processes* 86, 2023, S. 336–353
- SCH03 Schäfer, L.: *Analyse und Gestaltung fertigungstechnischer Prozessketten*. Universität Kaiserslautern, Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik. Dissertation. 2003
- SCH22 Schell, L.; Groche, P.: Challenges in Tribometry for Warm and Hot Sheet Metal Forming of High Strength Aluminum with Tool Lubrication. In: *Defect and Diffusion Forum* 414, 2022, S. 95–102
- SCH23 Schell, L.: *Technische Daten der Kontakterwärmungseinheit*. Schriftlich. 13.04.2023. SUCKOW, Timon (Adressat)
- SCH17a Schlattmann, J.; Seibel, A.: *Methodisches Vorgehen im Entwicklungsprojekt*. In: *Aufbau und Organisation von Entwicklungsprojekten*. Springer Berlin Heidelberg, 2017, S. 51–75
- SCH17b Schlosser, J. et al.: Materials and simulation modelling of a crash-beam performance – a comparison study showing the potential for weight saving using warm-formed ultra-high strength aluminium alloys. In: *Journal of Physics: Conference Series* 896, 2017, S. 1–8
- SEL17 Selvik, J. T.; Abrahamsen, E. B.: On the meaning of accuracy and precision in a risk analysis context. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part O: Journal of Risk and Reliability* 231, Nr. 2, 2017, S. 91–100
- SHA23 Shape Corp.: Shape Corp. to Offer Advanced Roll Formed Aluminum Auto Parts. URL: <https://www.lightmetalage.com/news/industry-news/flat-rolled-sheet/shape-corp-to-offer-advanced-roll-formed-aluminum-auto-parts/>, zuletzt abgerufen am 31.07.23
- SIL09 Silva, G. et al.: 'Quench sensitivity' of 7075 aluminium alloy plates. In: *International Heat Treatment and Surface Engineering* 3, Nr. 4, 2009, S. 159–164

- SOK19 Sokoluk, M. et al.: Nanoparticle-enabled phase control for arc welding of unweldable aluminum alloy 7075. In: Nature communications 10, Nr. 1, 2019, S. 1–8
- SOT12 Sotirov, N. et al.: Warm Deep Drawability of Peak-Aged 7075 Aluminium Sheet Alloy. In: Key Engineering Materials 504-506, 2012, S. 955–960
- STA22 Statista: Produktion von Primär- und Sekundäraluminium in Deutschland in den Jahren 2011 bis 2021 (in 1.000 Tonnen). 2022
- STA21 Statistisches Bundesamt: Produzierendes Gewerbe - Betriebe, Tätige Personen und Umsatz des Verarbeitenden Gewerbes sowie des Bergbaus und der Gewinnung von Steinen und Erden nach Beschäftigtengrößenklassen. 2021
- STR06 Strano, M.; Colosimo, B. M.: Logistic regression analysis for experimental determination of forming limit diagrams. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 46, Nr. 6, 2006, S. 673–682
- STR96 Stricker, N.: Entwicklung eines Technologieprozessors für die Stufenfolgeplanung beim Walzprofilieren. Technische Hochschule Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 1996
- SUC19* Suckow, T. et al.: Temperatureinfluss in der Aluminium-Blechumformung - Rückfederungsverhalten und Prozessgrenzen beim Gesenkbiegen von EN AW-6082 und EN AW-7075. In: wt werkstattstechnik online 109, Nr. 10, 2019, S. 733–739
- SUC21* Suckow, T.; Schroeder, J.; Groche, P.: Roll forming of a high strength AA7075 aluminum tube. In: Production Engineering 15, 3-4, 2021, S. 573–586
- SUC22a* Suckow, T. et al.: Effect of Shortened Post Weld Heat Treatment on the Laser Welded AA7075 Alloy. In: Metals 12, Nr. 3, 2022, S. 1–17
- SUC22b* Suckow, T.; Groche, P.: Evaluation of Cold Roll Forming Strategies for the Production of a High-Strength Aluminum Hat Profile. In: Key Engineering Materials 926, 2022, S. 690–699

- SUC23a* Suckow, T.; Bütev Öcal, E.; Groche, P.: A Comparative Study on the Production of a Hat Profile by Roll Forming and Stamping. In: Advanced Engineering Materials, 2023, S. 1–15
- SUC23b* Suckow, T.; Groche, P.: Damage prediction in roll forming of the high strength aluminum alloy AA7075. In: Materials Research Proceedings 28, 2023, S. 787–798
- SUH06 Suh, J. et al.: Optimal Processing and System Manufacturing of a Laser Welded Tube for an Automobile Bumper Beam. In: International Journal of Automotive Technology 2006, Nr. 7, 2006, S. 209–216
- SUN99 Sun, Z.; Kuo, M.: Bridging the joint gap with wire feed laser welding. In: Journal of Materials Processing Technology 87, 1-3, 1999, S. 213–222
- SUR84 Suresh, S.; Vasudévan, A. K.; Bretz, P. E.: Mechanisms of Slow Fatigue Crack Growth in High Strength Aluminum Alloys: Role of Microstructure and Environment. In: Metallurgical Transactions A 15, Nr. 2, 1984, S. 369–379
- SWE03 Sweeney, K.; Grunewald, U.: The application of roll forming for automotive structural parts. In: Journal of Materials Processing Technology 132, 1-3, 2003, S. 9–15
- TAK03 Takahashi, K. et al.: CO2 laser welding of aluminum alloys at high speeds up to 20 m/min. First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing, Isamu Miyamoto. In: Proceedings of SPIE, Vol. 4831, 2003, S. 319–324
- TEH06a Tehrani, M. S. et al.: Localised edge buckling in cold roll-forming of symmetric channel section. In: Thin-Walled Structures 44, Nr. 2, 2006, S. 184–196
- TEH06b Tehrani, M. S. et al.: Localized edge buckling in cold roll-forming of circular tube section. In: Journal of Materials Processing Technology 177, 1-3, 2006, S. 617–620
- TEK17 Tekkaya, A. E. et al.: Forming-induced damage and its effects on product properties. In: CIRP Annals 66, Nr. 1, 2017, S. 281–284

- TEK20 Tekkaya, A. E. et al.: Damage in metal forming. In: CIRP Annals 69, Nr. 2, 2020, S. 600–623
- TEM11 Temmar, M.; Hadji, M.; Sahraoui, T.: Effect of post-weld aging treatment on mechanical properties of Tungsten Inert Gas welded low thickness 7075 aluminium alloy joints. In: Materials & Design 32, Nr. 6, 2011, S. 3532–3536
- THI08 Thipprakmas, S.; Rojananan, S.: Investigation of spring-go phenomenon using finite element method. In: Materials & Design 29, Nr. 8, 2008, S. 1526–1532
- TIS18 Tisza, M.; Czinege, I.: Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. In: International Journal of Lightweight Materials and Manufacture 1, Nr. 4, 2018, S. 229–238
- TRA17 Traub, T.; Chen, X.; Groche, P.: Experimental and numerical investigation of the bending zone in roll forming. In: International Journal of Mechanical Sciences 131-132, 2017, S. 956–970
- TRA19 Traub, T.; Güngör, B.; Groche, P.: Measures towards roll forming at the physical limit of energy consumption. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 104, 5-8, 2019, S. 2233–2245
- TRU10 Trumpf Hüttinger GmbH + Co. KG: Betriebsanleitung TruHeat MF Serie 3000 / 5000 / 7000. 2010
- TRU20 Trumpf Hüttinger GmbH + Co. KG; Mohring, Jens-Uwe: *Spezifikation des Flachbandinduktors*. E-Mail. 27.04.2020. SUCKOW, T. (Adressat)
- VDI13 VDI - Verein Deutscher Ingenieure: VDI-Wärmeatlas. 11., bearb. und erw. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2013.
- VER08 Verhaeghe, I. G.: Achieving aerospace standard porosity levels when welding thin and thick-section aluminium using fibre-delivered lasers: executive summary. Coventry, University of Warwick. 2008
- VÖL20 Völkers, S.: *Defokussierung beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung EN AW-7075, basierend auf Vorversuchen von Stephan*

- Völkens, *tff-kassel.de* <https://www.tff-kassel.de> *Das Fachgebiet Trennende und Fügende Fertigungsverfahren (tff)*, Universität Kassel. 09.01.2020. SUCKOW, T. (Adressat)
- VOL19 Volk, W. et al.: Models and modelling for process limits in metal forming. In: CIRP Annals 68, Nr. 2, 2019, S. 775–798
- WAG19 Wagner, L.: *Inline-Laserschweißen*. E-Mail. 2019. SUCKOW, T. (Adressat)
- WAL91 Walker, T. R.; Pick, R. J.: Developments in the geometric modelling of an ERW pipe skelp. In: Journal of Materials Processing Technology 25, Nr. 1, 1991, S. 35–54
- WAN12 Wang, H. et al.: Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA7075. In: Transactions of Nonferrous Metals Society of China 22, Nr. 1, 2012, S. 1–7
- WAN16 Wang, H. et al.: Investigations of fracture on DP980 steel sheet in roll forming process. In: Journal of Manufacturing Processes 22, 2016, S. 177–184
- WAN01 Wantzen, B.: *Präzisionsstahlrohre - Werkstoffe, Herstellung, Anwendungen*. Landsberg/Lech: Verl. Moderne Industrie, 2001.
- WEI12 Weiss, M. et al.: Comparison of Bending of Automotive Steels in Roll Forming and in a V-Die. In: Key Engineering Materials 504-506, 2012, S. 797–802
- WEI23 Weiss, M. et al.: The effect of the calibration method on the critical forming strains and fracture limits in the roll forming of 7075 series aluminium. In: Journal of Materials Processing Technology 316, 2023, S. 1–17
- WEN94 Wen, B.; Pick, R. J.: Modelling of skelp edge instabilities in the roll forming of ERW pipe. In: Journal of Materials Processing Technology 41, Nr. 4, 1994, S. 425–446
- WIE05 Wierzbicki, T. et al.: Calibration and evaluation of seven fracture models. In: International Journal of Mechanical Sciences 47, 2005, S. 719–743

- WRI97 Wright, J.: Principles of High Frequency Induction Tube Welding. 1997
- WU13 Wu, B. et al.: Porosity, Element Loss, and Strength Model on Softening Behavior of Hybrid Laser Arc Welded Al-Zn-Mg-Cu Alloy with Synchrotron Radiation Analysis. In: Welding Research, 2013, S. 64–71
- YAN22 Yang, Y. et al.: Prediction of springback after bending under tension. In: International Journal of Material Forming 15, Nr. 3, 2022.
- YAN21 Yang, Z. et al.: Forming limit prediction of AA7075-T6 sheet based on ductile fracture criterion and the error analysis of parameters calibration. In: International Journal of Material Forming 14, Nr. 3, 2021, S. 341–359
- YAN15 Yan, Y.; Wang, H.; Li, Q.: The inverse parameter identification of Hill 48 yield criterion and its verification in press bending and roll forming process simulations. In: Journal of Manufacturing Processes 20, 2015, S. 46–53
- YOS02 Yoshida, F.; Uemori, T.: A model of large-strain cyclic plasticity describing the Bauschinger effect and workhardening stagnation. In: International Journal of Plasticity 18, 5-6, 2002, S. 661–686
- ZHE19 Zheng, K. et al.: The effect of hot form quench (HFQ®) conditions on precipitation and mechanical properties of aluminium alloys. In: Materials Science and Engineering: A 761, 2019, S. 138017
- ZOU17 Zou, X.-L.; Yan, H.; Chen, X.-H.: Evolution of second phases and mechanical properties of 7075 Al alloy processed by solution heat treatment. In: Transactions of Nonferrous Metals Society of China 27, Nr. 10, 2017, S. 2146–2155

13 Anhang

13.1 Umformrollen, Parameter und Biegewinkelfolgen

Tabelle 19: Parameter und Biegewinkelfolgen zur Einförmung des Hutprofils, des U-Profiles und des V-Profiles.

Stufe	Hutprofil				U-Profil		V-Profil	
	α [°]	$r_{i,1}$ [mm]	β [°]	$r_{i,2}$ [mm]	α [°]	r_i [mm]	α [°]	r_i [mm]
1	15	17,00	-	-	13	3,00	10	25,85
2	30	8,05			29	3,00	20	12,60
3	45	5,10			47	3,00	30	8,18
4	60	3,63	30	12,85	65	3,00	40	5,98
5	72	2,90	50	7,35	80	3,00	50	4,65
6	70	3,00	70	5,00	90	3,00	60	3,77
7	-						70	3,14
8							80	2,66
9							90	2,29
10							100	2,00
Einformstrategie	Kreisbogen				Fertigradien		Kreisbogen	
Blechdicke s [mm]	1,5							
Blechbreite b [mm]	170						75	
Rollenabstand d_R [mm]	520						400	
Rollendurchmesser [mm]	250						140	
Rollformanlage	VOEST P450/4						IFM	

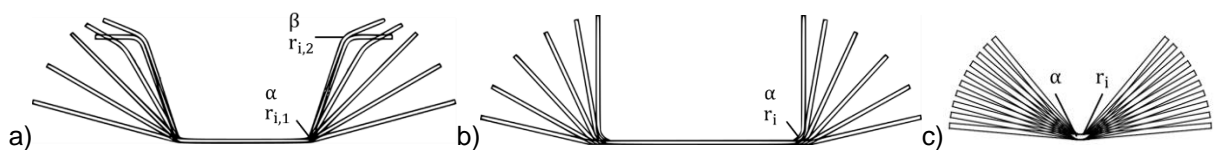


Abbildung 67: Profilblumen zum Hutprofil (a), zum U-Profil (b) und zum V-Profil (c).

Tabelle 20: Rollentypen, Parameter und Biegewinkelfolgen zur Rohreinformung (2R und W1).

	2R					W1				
Stufe	Rollentyp	a ₁ [mm]	r ₁ [mm]	a ₂ [mm]	r ₂ [mm]	Rollentyp	a ₁ [mm]	r ₁ [mm]	a ₂ [mm]	r ₂ [mm]
1	OUR ¹⁵	23,3	30	61,7	250	OUR (W)	23,3	30	61,7	-250
2	SR ¹⁶	23,3	30	61,7	150	OUR	23,3	30	61,7	250
3	OUR	24,6	28	60,4	119	OUR	24,6	28	60,4	119
4	SR	24,6	28	60,4	91	SR	24,6	28	60,4	91
5	OUR	26,7	26	58,3	75	OUR	26,7	26	58,3	75
6	SR	26,7	26	58,3	60	SR	26,7	26	58,3	60
7	OUR	29,1	26	55,9	50	OUR	29,1	26	55,9	50
8	SR	29,1	26	55,9	43	SR	31,7	26	53,3	41
9	OUR	30,7	26	54,3	34	OUR	31,7	26	53,3	35
10	SR	35,4	26	49,6	30,8	SR	35,4	26	49,6	30,8
11	KR ¹⁷	37,6	26	47,4	29,4	KR	37,6	26	47,4	29,4
12	SR	39,4	26	45,6	28,3	SR	39,4	26	45,6	28,3
13	KR	41,2	26	43,8	27,1	KR	41,2	26	43,8	27,1
14	SR	43	26,3	42	26,3	SR	43	26,3	42	26,3

Blechdicke s: 1,5 mm
Blechbreite b: 170 mm
Rollenabstand d_R: 560 mm (OUR/OUR); 280 mm (beliebig/SR)
Rollendurchmesser: 250 mm (OR); 200-250 mm (UR); 185-195 mm (SR)
Die Einformstrategien 2R und W1 existieren ausschließlich in FE-Modellen

¹⁵ OUR: Ober- und Unterrolle.¹⁶ SR: Seitenrollen.¹⁷ KR: Kalibrierrollen.

Tabelle 21: Rollentypen, Parameter und Biegewinkelfolgen zur Rohreinformung (W2).

Stufe	Rollentyp	z [mm]	a ₁ [mm]	r ₁ [mm]	a ₂ [mm]	r ₂ [mm]
1	OUR	2,5	35,4	26	49,6	-200
2	OUR	-7,9	35,4	26	49,6	200
3	OUR	-12,6	35,4	26	49,6	100
4	OUR	-17,1	35,4	26	49,6	56
5	OUR	-21,7	35,4	26	49,6	45
6	OUR	-24,6	35,4	26	49,6	35
7	SR	-25,8	35,4	26	49,6	30,8
8	KR	-26,1	37,6	26	47,4	29,4
9	SR	-26,4	39,4	26	45,6	28,3
10	KR	-26,6	41,2	26	43,8	27,1
11	SR	-26,7	43	26,3	42	26,3

Blechdicke s: 1,5 mm
Blechbreite b: 170 mm
Rollenabstand d_R: 560 mm (OUR/OUR); 280 mm (beliebig/SR)
Rollendurchmesser: 250 mm (OR); 200-250 mm (UR); 185-195 mm (SR)
Rollformanlage: Dreistern P3.200.20- Sonder

Beim experimentellen Versuchsaufbau befinden sich zwischen den Umformrollen 2/3 und 4/5 Führungsrollen, welche nicht an der Umformung beteiligt sind. Sie dienen der Zentrierung des Blechbands in Querrichtung und verhindern eine ungewollte Verdrehung des Blechbands bei der Einformung zum Rundrohr. In der FE-Simulation ist das Verdrehen durch die y-Symmetrie unterbunden.

Die nachfolgende Auflistung fasst den aktuellen Stand von Einfurmstrategien aus der Literatur zusammen.

Tabelle 22: Bestehende Einfurmstrategien zur Einfurmung eines Rundrohrs.

Anzahl Stufen	Durchmesser des Rohrs d	Wandstärke s_w	Material	Art der Einfurmung	Num./Exp.	Quelle
24	60 mm	2 mm	DD11 (1.0332)	Konventionell	Ja	[GRO08b]
24	49 mm	1 mm	DP980	Konventionell	Num.	[CRU18]
20	220 mm	8,84 mm	K55	Konventionell	Ja	[QUA20]
20	322,6 mm	14,7 mm	API 5L X70	Konventionell	Num.	[HAN19]
18	430 mm	2 mm	EN AW-5182	Konventionell	Num.	[BEU19]
11	165,2-267,4 mm	6-32 mm	k. A.	Konventionell	Num.	[KIM03]
11	304,8 mm	5,54 mm	k. A.	Konventionell	Num.	[WEN94]
9	406,5 mm	k. A.	k. A.	Konventionell	Ja	[WAL91]
k. A.	325 mm	10,3 mm	X-60	Käfig	Ja	[JIA09]
k. A.	609,6 mm	7,95-19,1 mm	X52	Käfig	Num.	[KAS14]

13.2 Technische Zeichnungen

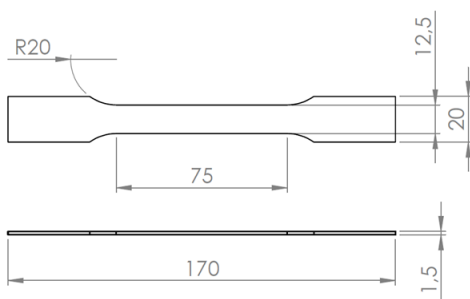


Abbildung 68: Zugprobe Form H (DIN 50125).

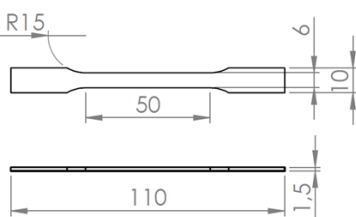


Abbildung 69: Zugprobe Form E (DIN 50125).

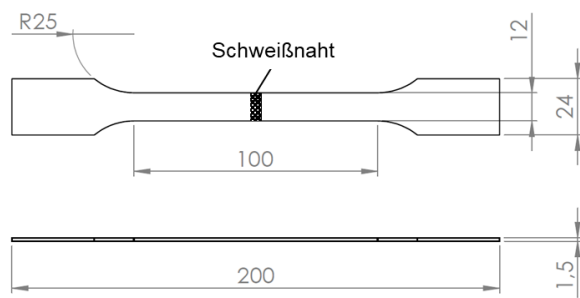


Abbildung 70: Zugprobe zur Prüfung von Schweißnähten (DIN EN ISO 4136).

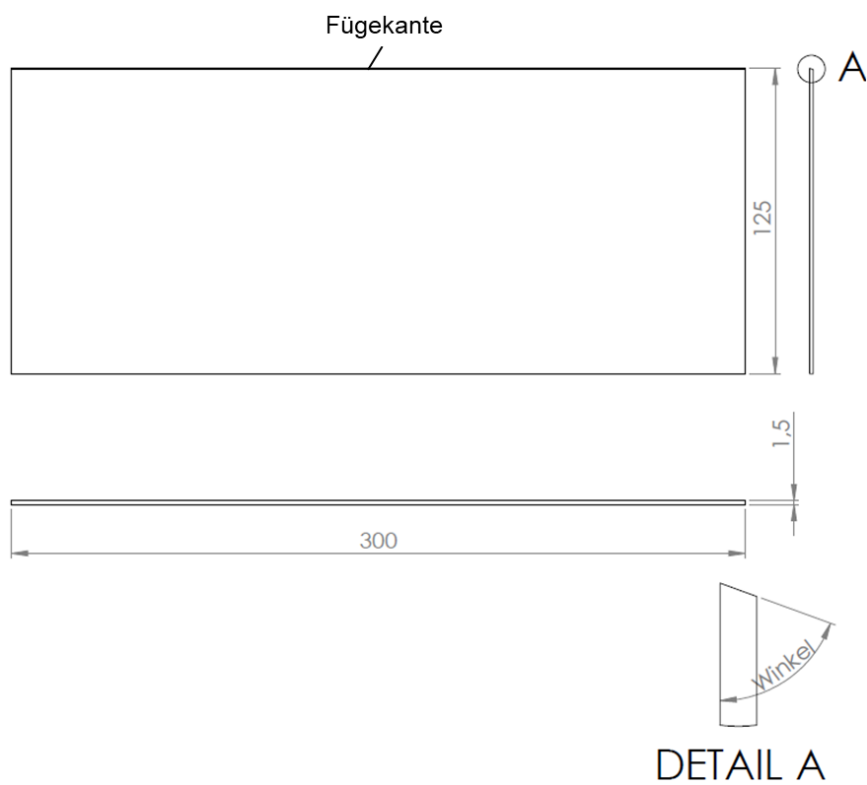


Abbildung 71: Blech für die Modellversuche zum Laserstrahlschweißen.

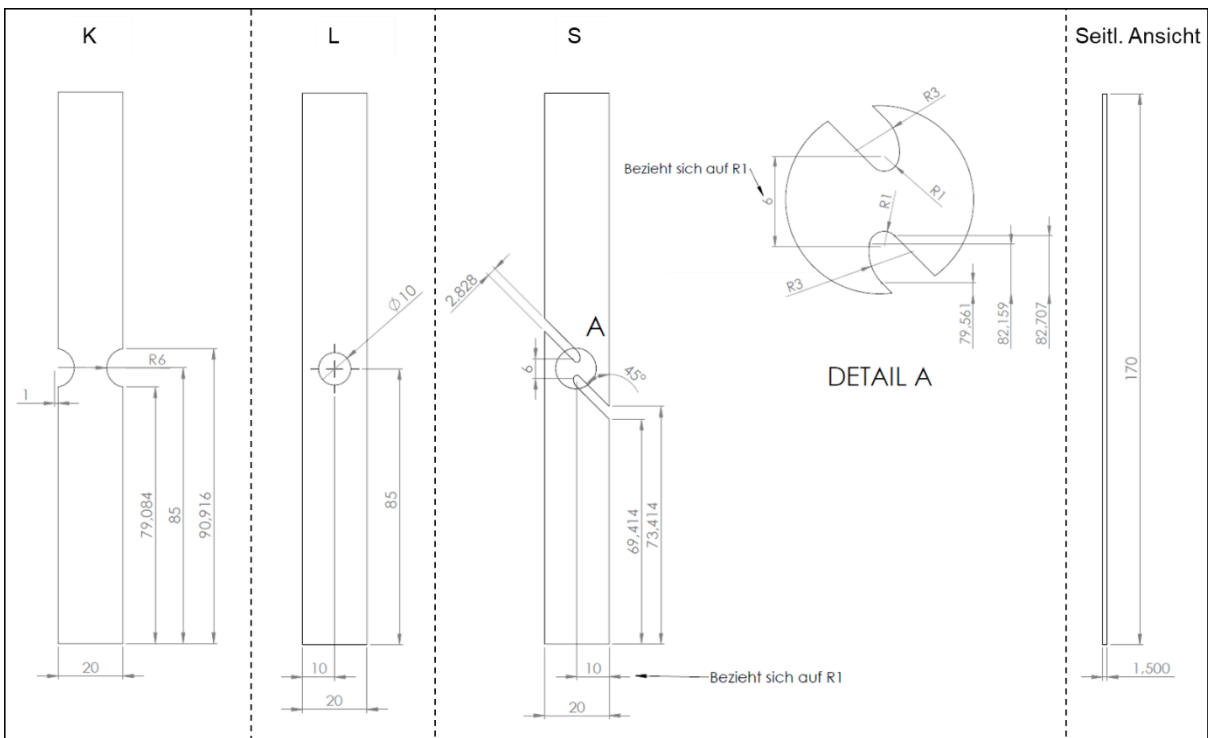


Abbildung 72: Technische Zeichnung der Proben zur Kalibrierung des Schädigungsmodells. Probe Z entspricht der Zugprobe Form H (DIN 50125).

13.3 Fließkurven und PLC-Effekt

Fließkurven

Abbildung 73 zeigt die absolute und die relative Differenz der extrapolierten Fließkurve nach Ludwik und den in den Zugversuchen aufgenommenen Messwerten für die wahre Spannung.

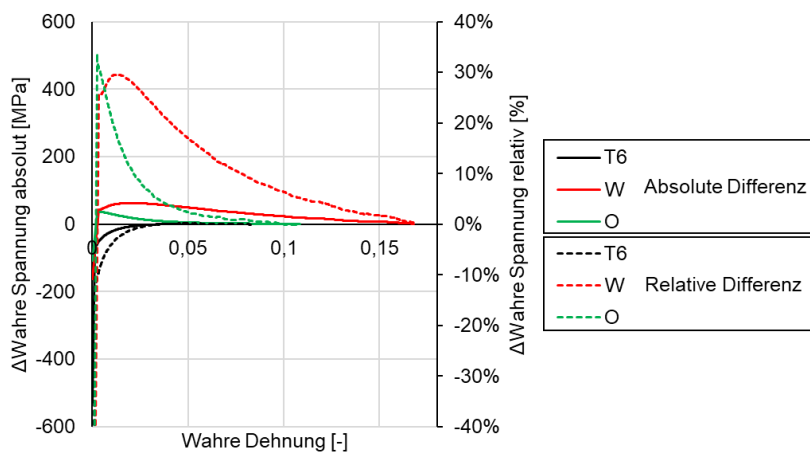


Abbildung 73: Absolute und relative Differenz der extrapolierten Fließkurve nach Ludwik und der gemessenen wahren Spannung.

Absolute Differenz:

$$\Delta \text{Wahre Spannung(absolut)} = \text{Wahre Spannung(Ludwik)} - \text{Wahre Spannung(gemessen)}$$

Relative Differenz:

$$\Delta \text{Wahre Spannung(relativ)} = \frac{\Delta \text{Wahre Spannung} = \text{Wahre Spannung(Ludwik)} - \text{Wahre Spannung(gemessen)}}{\text{Wahre Spannung(gemessen)}}$$

PLC-Effekt

In Abbildung 74 wird der dehnratenabhängige PLC-Effekt anhand eines Spannungs-Dehnungs-Diagramms (a) und einer optischen Dehnungsmessung (b) dargestellt. Für die Darstellung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm wird die Dehnung über den Wegaufnehmer der Zug-Druckprüfmaschine (nicht mit dem Video-Extensometer) gemessen und hat damit keinen Anspruch auf quantitative Genauigkeit. Der PLC-Effekt äußert sich im Spannungs-Dehnungs-Diagramm durch die gezackte Spannungs-Dehnungs-Kurve. Der Effekt nimmt bei zunehmender Dehnrates ab. Bei der optischen Dehnungsmessung äußert sich der PLC-Effekt durch lokale Fließfiguren, die im 45°-Winkel zur Zugrichtung angeordnet sind.

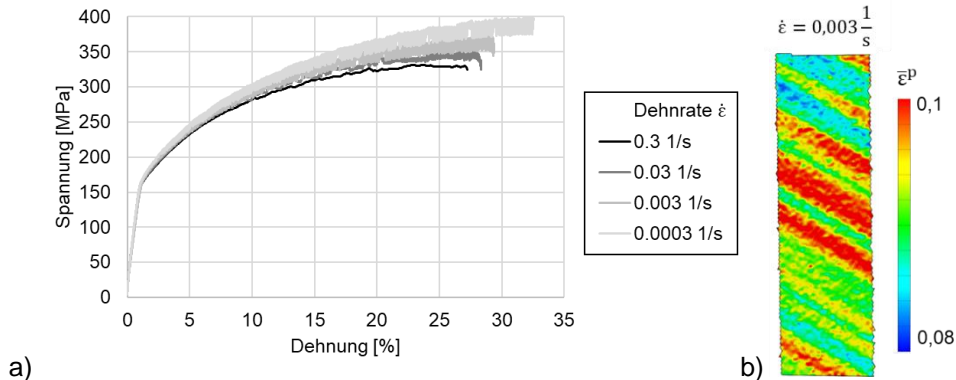


Abbildung 74: a) Darstellung des PLC-Effekts anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms, aufgenommen mit unterschiedlichen Dehnrates. b) Messung der Dehnung mittels DIC (GOM Aramis).

Tabelle 23: Maximale Dehnrates in der Biegezone beim Rollformen mit einer Prozessgeschwindigkeit von 1 m/min.

Beim Rollformen des U-Profiles ist die Dehnrates mit $\dot{\epsilon} = 0,13 \frac{1}{s}$ am höchsten, da der finale Radius bereits in der ersten Stufe eingeformt wird. Allgemein liegen die Werte in einem Bereich, in dem der PLC-Effekt nur noch schwach ausge-

prägt ist (vgl. Abbildung 74). Bei industriellen Prozessen, bei denen Geschwindigkeiten von 40 – 100 m / min üblich sind, sind die Dehnraten nochmals deutlich erhöht.

Profil	V-Profil	U-Profil	Hutprofil	Rohr
Dehnrate $\dot{\epsilon}$	0,07	0,13	0,05	0,02

13.4 Aufheiz- und Abkühlkurven

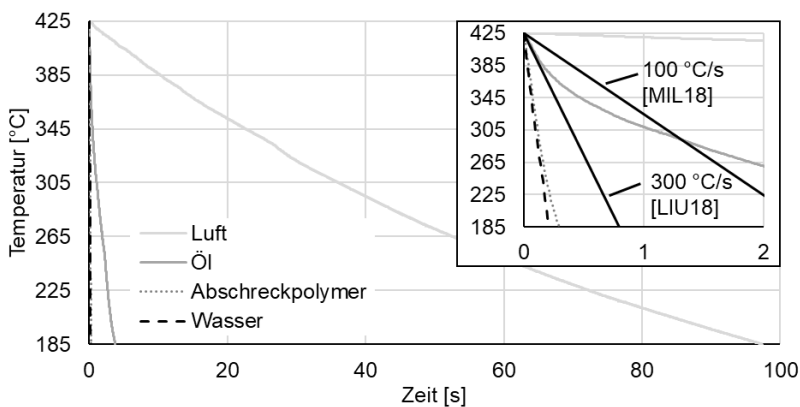


Abbildung 75: Darstellung der kritischen Abkühlrate im kritischen Temperaturbereich von $T = 425 - 185$ °C.

Die Daten für Abbildung 76 basieren auf den Aufheiz- und Abkühlkurven (vgl. Abbildung 23a und Abbildung 24). Dabei wird für die induktive Erwärmung eine konstante Aufheizrate von 76,3 °C/s angenommen. Die Temperatur-Zeit-Verläufe beim Abschrecken basieren auf der Kombination der Luftabkühlung und dem Abschrecken im Wasser-Tauchbad. Bei der Abschreckverzögerung von 10 s kühlt das Material für 10 s an der Luft ab, bevor es im Wasser abgeschreckt wird.

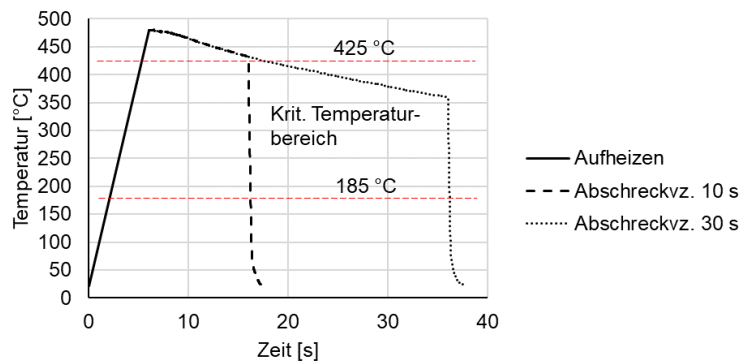


Abbildung 76: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf beim Abschrecken mit Abschreckverzögerung mit idealer induktiver Erwärmung (Inline-WBH).

In Abbildung 77 ist der Temperatur-Zeit-Verlauf für den Modellversuch zur Untersuchung der Abschreckverzögerung dargestellt. Die Aufheizung des Materials erfolgt im Umluftofen.

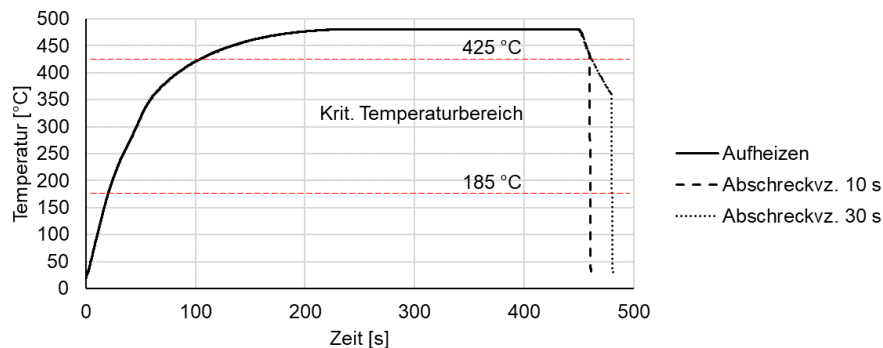


Abbildung 77: Temperatur-Zeit-Verlauf beim Abschrecken mit Abschreckverzögerung und Erwärmung im Umluftofen (Modellversuch).

13.5 Inline-WBH

Tabelle 24: Physikalische Konstanten und Materialkonstanten für die induktive Erwärmung.

Physikalische Konstante oder Materialkonstante	Wert
Magnetische Feldkonstante μ_0	$1,256637 \cdot 10^{-6} \text{ V} \cdot \text{s} / (\text{A} \cdot \text{m})$
Materialabhängige Permeabilitätszahl (Aluminium) μ_r	$1 + 2,2 \cdot 10^{-5}$ [HYP23]
Spezifischer elektrischer Widerstand ¹⁸ (EN AW-7075) ρ_{el}	$4,76 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$ [BIK23]

¹⁸ Im Datenblatt [BIK23] ist ein Bereich für die elektrische Leitfähigkeit von 19-23 m/Ω*mm² angegeben. Aus dem Kehrwert des Mittelwerts (21 m/Ω*mm²) ergibt sich der spezifische elektrische Widerstand.

In Abbildung 78a ist die Temperaturmessung und die Leistungsabgabe bei der induktiven Erwärmung des Blechbands dargestellt. Die Temperatur wird durch die Messung der Temperatur (Pyrometer) geregelt. Nach einer Zeit von ca. 40 s wird die Zieltemperatur erreicht und durch Regelung der Induktorleistung konstant gehalten. Da es sich um einen stationären Prozess ohne nennenswerte Störgrößen handelt, ist die Einstellung einer konstanten Leistung zulässig. In Abbildung 78b ist die Frequenz des Induktors dargestellt. Diese liegt bei etwa 26,6 kHz und schwankt um ± 5 kHz.

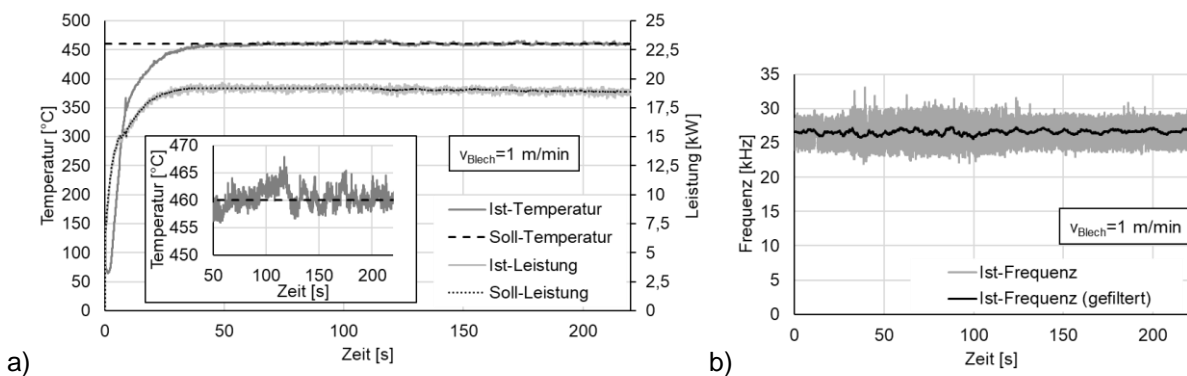


Abbildung 78: a) Temperaturmessung und Induktorleistung bei der Inline-Erwärmung des Blechbands. b) Frequenz des Induktors bei der Inline-Erwärmung.

Infolge der Inline-Abschreckung kommt es zu einem abschreckbedingten Verzug des Blechbands. Dieser ist in Abbildung 79 dargestellt.



Abbildung 79: Abschreckbedingter Verzug nach der Inline-WBH.

13.6 Versagensvorhersage beim Rollformen

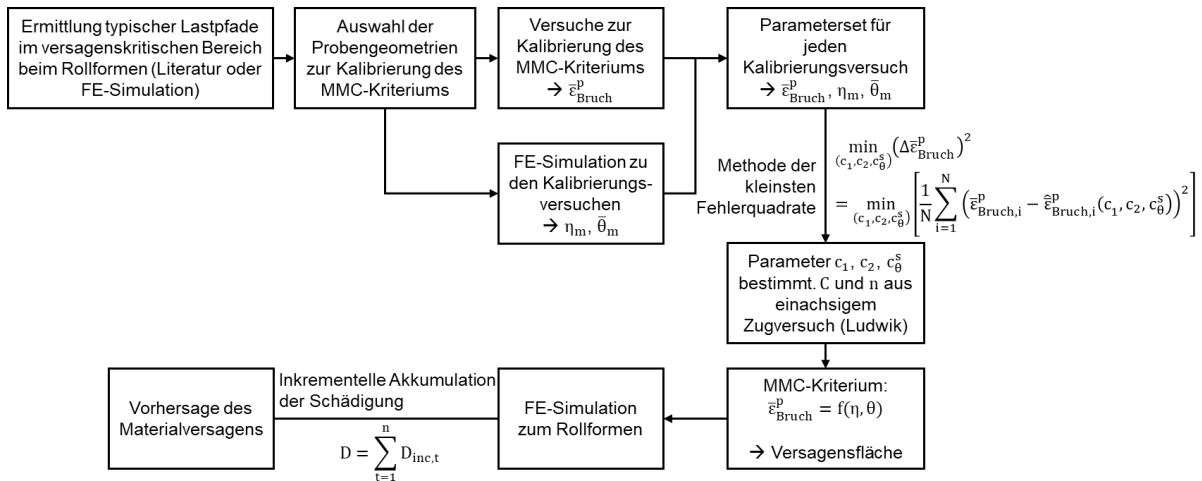


Abbildung 80: Vorgehen zur Versagensvorhersage beim Rollformen.

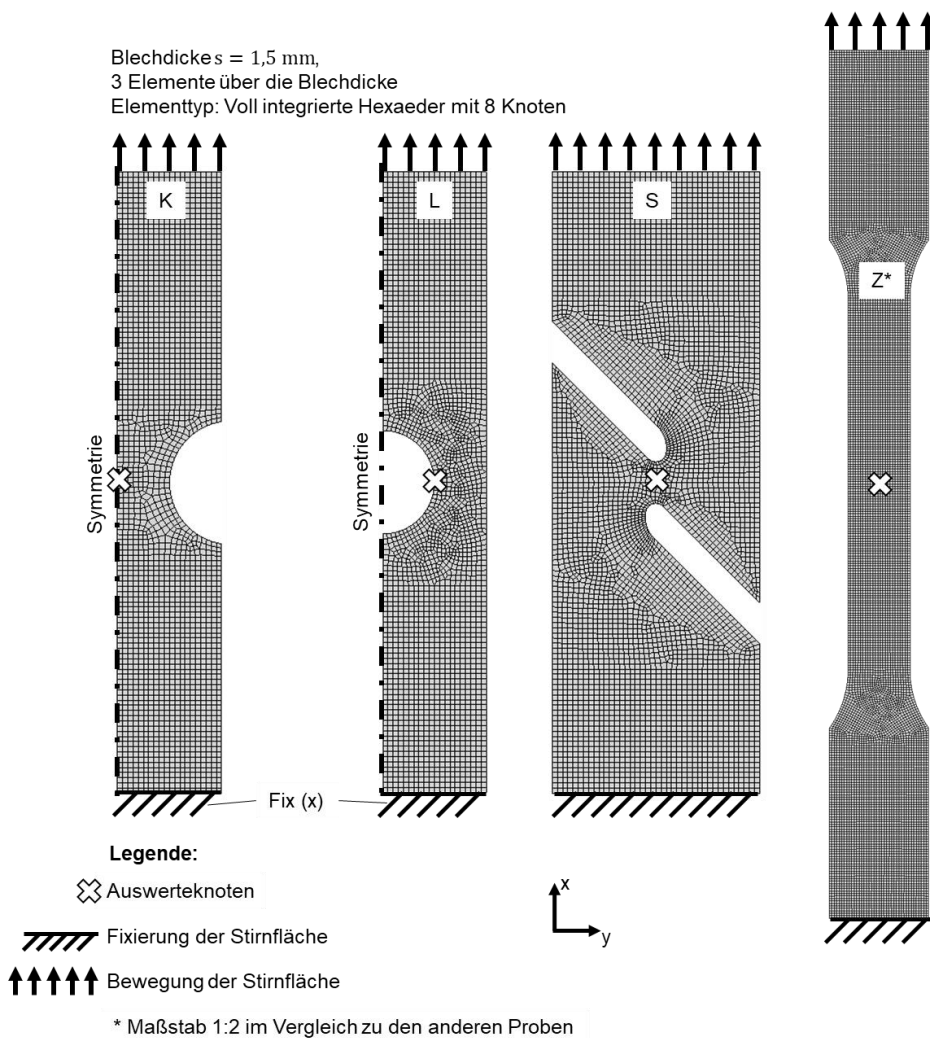
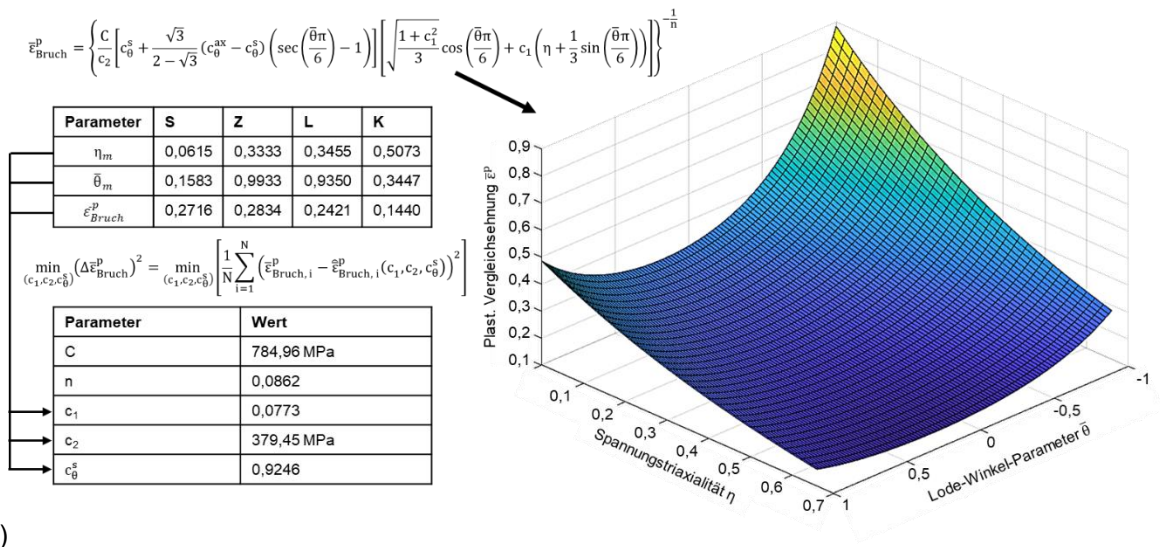
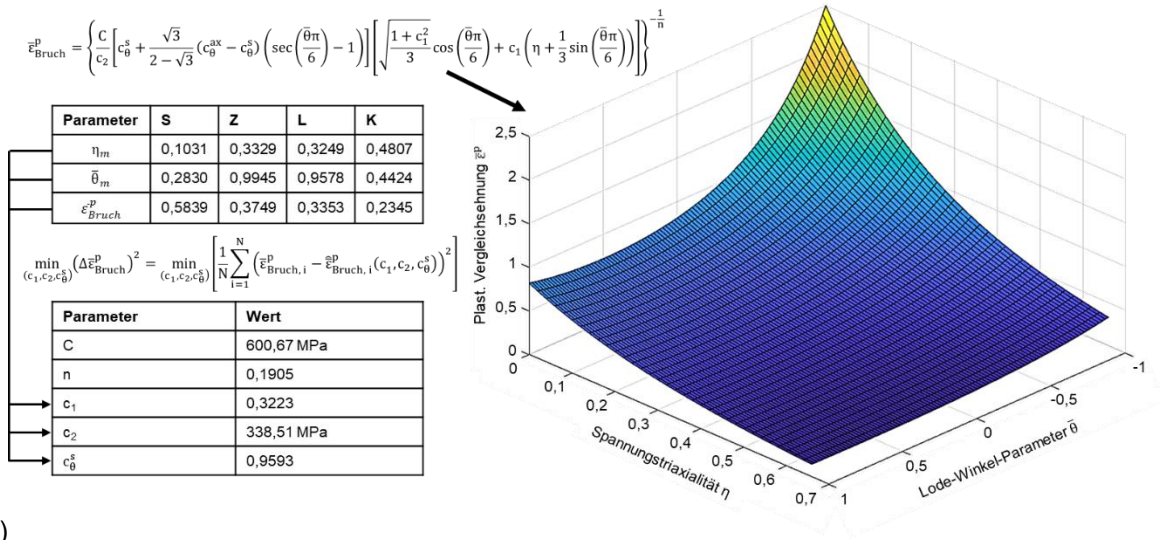


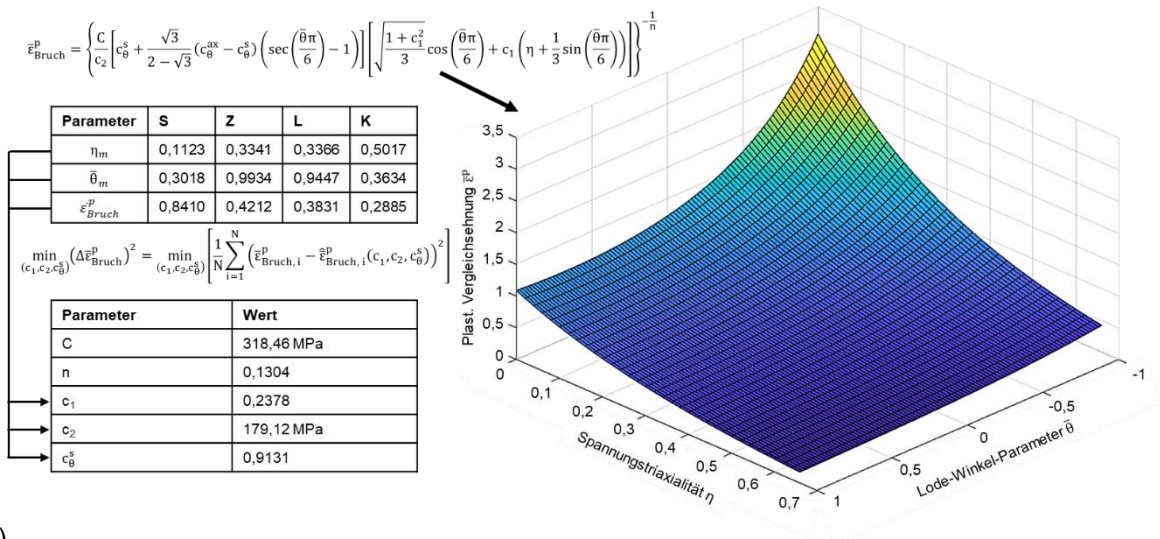
Abbildung 81: FE-Modelle (3D) zur Kalibrierung des Schädigungsmodells.



a)



b)



c)

Abbildung 82: Darstellung des MMC-Kriteriums anhand von Versagensfl\u00e4chen im 3D-Raum ($\bar{\epsilon}^p, \eta, \bar{\theta}$) f\u00fcr den T6-Zustand (a), den W-Zustand (b) und den O-Zustand (c).

Tabelle 25: Zusammenfassung der Parameter zur Bestimmung des MMC-Kriteriums.

Materialzustand	Parameter	Scherzugprobe (S)	Zugprobe (Z)	Gelochte Zugprobe (L)	Kerbzugprobe (K)
T6	η_m	0,0615	0,3333	0,3455	0,5073
	$\bar{\theta}_m$	0,1583	0,9933	0,9350	0,3447
	$\bar{\epsilon}_{Bruch}^p$	0,2716	0,2834	0,2421	0,1440
W	η_m	0,1031	0,3329	0,3249	0,4807
	$\bar{\theta}_m$	0,2830	0,9945	0,9578	0,4424
	$\bar{\epsilon}_{Bruch}^p$	0,5839	0,3749	0,3353	0,2345
O	η_m	0,1123	0,3341	0,3366	0,5017
	$\bar{\theta}_m$	0,3018	0,9934	0,9447	0,3634
	$\bar{\epsilon}_{Bruch}^p$	0,8410	0,4212	0,3831	0,2885

In Abbildung 83 ist ein FE-Modell zur Vorhersage des Materialversagens dargestellt. Grundsätzlich wird in dieser Arbeit zwischen einer groben und einer feinen Vernetzung des Blechs (zwei verschiedene FE-Modelle) unterschieden. Der Einfluss der Vernetzung auf die Vorhersage des Materialversagens wird in [SUC23b*] untersucht.

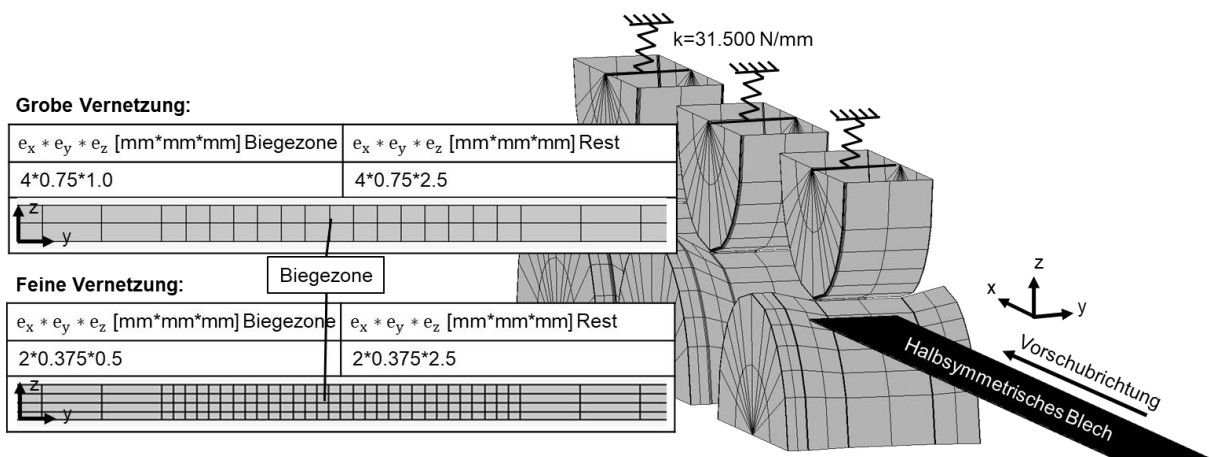


Abbildung 83: Aufbau des FE-Modells (U-Profil) zur Vorhersage des Materialversagens mit unterschiedlichen Vernetzungen.

Vorhersage des Materialversagens bei der Einförmung des Rundrohrs

Bei der Rohreinformung ist die Lokalisierung des versagenskritischen Bereichs nicht auf einen kleinen Bereich in der Biegezone beschränkt, da der gesamte

Querschnitt des Profils gebogen wird. Im Folgenden werden deshalb mehrere charakteristische Knoten ausgewertet. Abbildung 84a zeigt die Auswerteknoten des Rohrprofils. Knoten 1 und 2 befinden sich jeweils in der äußeren Randfaser des Profils. Dabei liegt der erste Knoten in der Profilmitte und am zweiten Knoten liegt die höchste plastische Dehnung nach der elften Umformstufe vor. Zusätzlich zu den charakteristischen Knoten über dem Umfang des Profils werden die Knoten in der Bandkante ausgewertet, da diese in den Kalibrierstufen durch den hohen Kontaktdruck eine signifikante plastische Formänderung erfahren. In Abbildung 84b ist die Entwicklung der Schädigung über der Prozesszeit dargestellt.

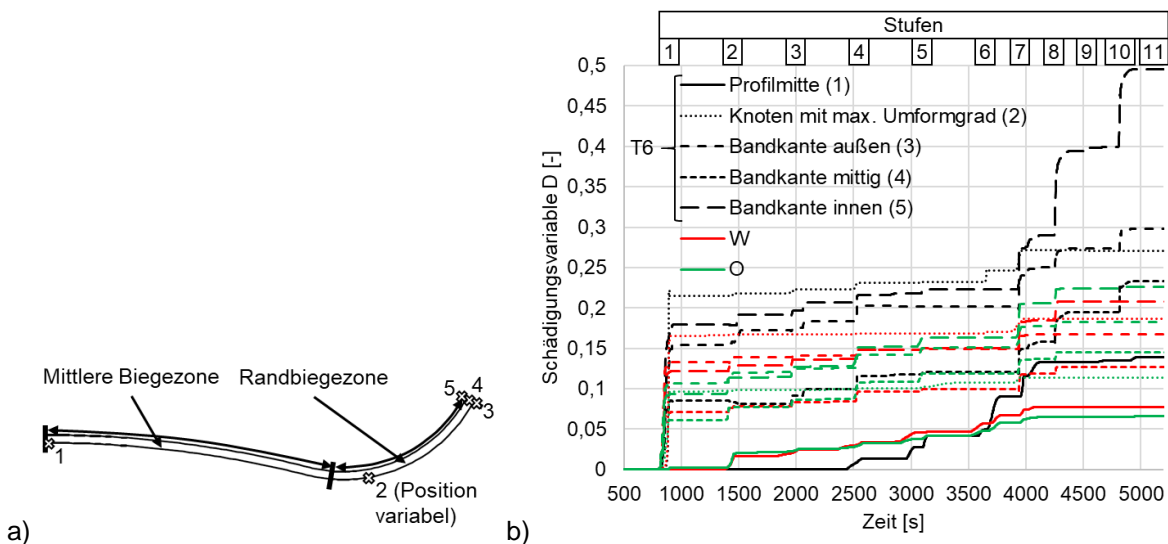


Abbildung 84: a) Darstellung charakteristischer Knoten am Rohrquerschnitt. b) Entwicklung der Schädigung bei der Rohreinformung über die Prozesszeit

Die Rohreinformung führt in keinem Materialzustand zu einer kritischen Schädigung. Die höchste Schädigung wird im T6-Zustand erreicht, allerdings ist diese kleiner als 0,5 und damit nicht als kritisch zu betrachten. Allgemein sind bei der Rohreinformung die kritischen Schädigungen in der Bandkante am höchsten.

13.7 Geometrievermessung

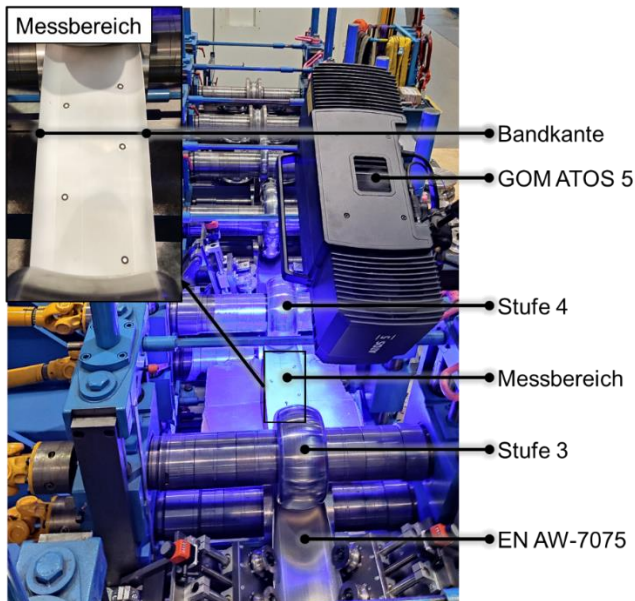


Abbildung 85: Messen der Einformgeometrie zwischen den Stufen 3 und 4 für die Einformstrategie W2.

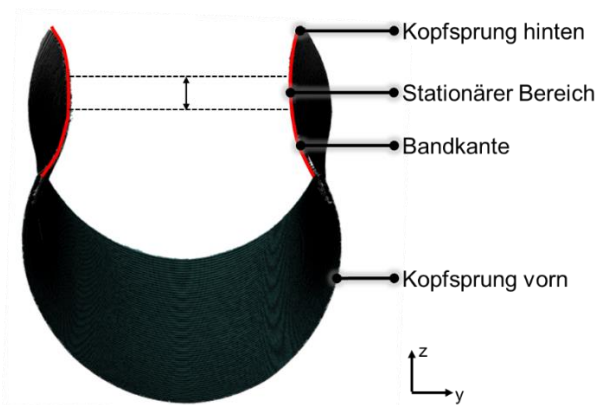


Abbildung 86: Mit dem GOM ATOS 5 Messsystem vermessener 700 mm langer Rohrschnitt nach dem Rollformen im T6-Zustand.

13.8 Laserstrahlschweißen

Die Parameter zum Laserstrahlschweißen sind in Tabelle 26 und Tabelle 27 dargestellt. Zur Vermeidung kritischer Reflexionen des Laserstrahls und damit zum Schutz der Schweißoptik wird in einem Winkel von 6° (schleppend) geschweißt. Die Defokussierung des Laserstrahls von + 14 mm basiert auf Vorversuchen und Vorarbeiten des Fachgebietes für Trennende und Fügende Fertigungsverfahren (tff) der Universität Kassel [VÖL20]. Zur Reduzierung der variablen Parameter und zur Anpassung an die Prozessgeschwindigkeit beim

Rollformen wird die Vorschubgeschwindigkeit des Lasers mit $v = 2 \text{ m / min}$ festgelegt.

Tabelle 26: Parameter zum Laserstrahlschweißen ebener Bleche (Modellversuche). Die Standard-Parameter sind fett markiert.

Parameter	Wert
Art der Schweißnaht	Stumpstoß , V-Fuge
Bandkantenbearbeitung	Unbearbeitet, Gefräst (90° -, 85°-, 80°- und 70°-Winkel)
Materialzustand	T6 , W und O (jeweils im 90°-Winkel zur Walzrichtung)
Leistung P_L	2,2 – 3,0 kW (2,5 kW (ohne TiC), 2,4 kW (mit TiC))
Vorschubgeschwindigkeit v	2,0 m / min
Einstrahlwinkel Laser	6° (schleppend)
Strahldurchmesser d_L (fokussiert)	400 μm [SUC22a*]
Defokussierung	0 mm, +6 mm, + 14 mm
Schutzgas	Argon (Arcal Prime) [AIR22]

Tabelle 27: Parameter beim Laserstrahlschweißen mit Bezug zur Kaltdrahtzuführung. Die Standard-Parameter sind fett markiert.

Parameter	Wert
Werkstoff Kaltdrahtzuführung	7075-TiC
Durchmesser des Schweißdrahts d	1,2 mm
Vorschubgeschwindigkeit v_D	2 – 3 m / min (2 m / min)
Winkel	45° (schleppend)
Stickout (freie Drahtlänge)	6 mm (Abbildung 56)
Relative Position zur Schweißnaht	In die Schmelze stechend (Abbildung 59)

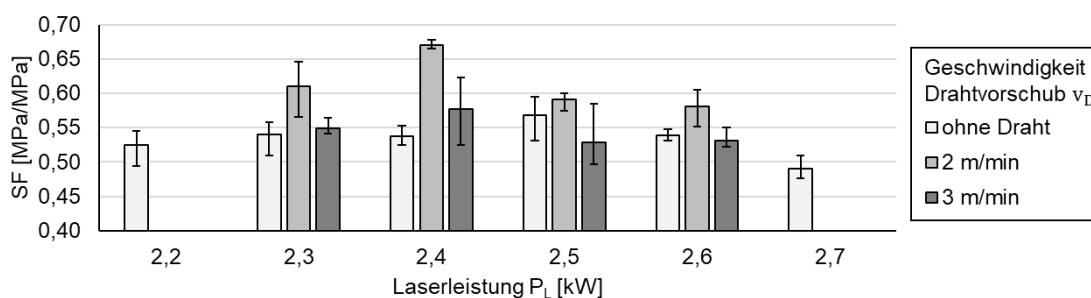


Abbildung 87: Schweißnahtfaktor SF in Abhängigkeit der Laserleistung beim Schweißen mit und ohne den Zusatzwerkstoff 7075-TiC.

Grundsätzlich wird bei den Zugproben der Grundwerkstoff (GW) von der Schweißzone (SZ) unterschieden (vgl. Abbildung 88). Die Abfolge der WBHs und des Schweißprozesses bestimmen den Materialzustand im GW. Das Schweißgut (SG) kann keiner gewöhnlichen Beschreibung des Materialzustands (vgl. Tabelle 3) zugeordnet werden. Erfolgt eine WNBH nach dem Schweißen, wird der T6-Zustand im SG teilweise wiederhergestellt.

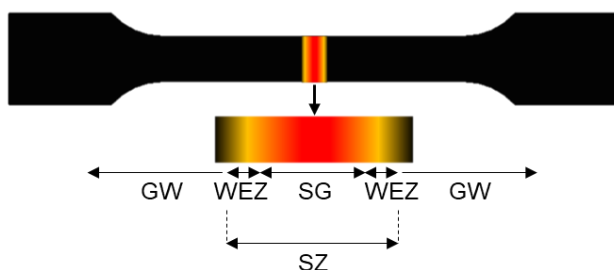


Abbildung 88: Aufteilung einer geschweißten Zugprobe in den Grundwerkstoff (GW) und die Schweißzone (SZ). Die Schweißzone ist wiederum in das Schweißgut (SG) und die Wärmeeinflusszone (WEZ) aufgeteilt.

Die Bruchstelle variiert je nach Konfiguration der Schweißparameter. Wird ohne Draht oder mit einer Vorschubgeschwindigkeit des Drahts von $v_D = 3 \text{ m/min}$ geschweißt, versagt das Material im SG. Bei einer Vorschubgeschwindigkeit des Drahts von $v_D = 2 \text{ m/min}$ liegt die Bruchstelle in der WEZ. Der Ort der Bruchstelle ist unabhängig von der WBH, mit Ausnahme der Prozessketten mit integriertem Weichglühen (ohne WNBH). Die charakteristischen Brüche sind in Abbildung 89 dargestellt. Ein Versagen in der WEZ deutet auf eine hohe Schweißnahtfestigkeit hin. Aus dieser Beobachtung können allein aufgrund des Versagensbildes Rückschlüsse auf die Schweißnahtqualität der Rohrabschnitte gezogen werden.

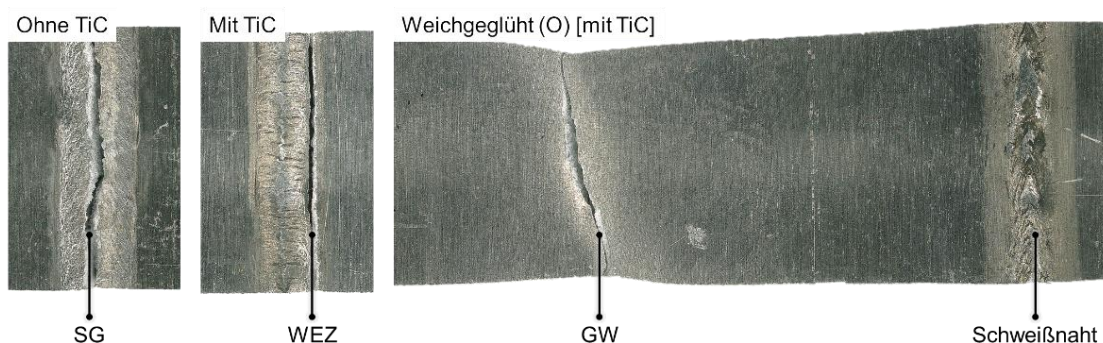


Abbildung 89: Charakteristische Bruchbilder nach den Zugversuchen (angelehnt an [ACA23**]).

13.8.1 Grundlegende Untersuchungen zur WNBH

Die grundlegenden Untersuchungen zur WNBH erfolgten in einem frühen Stadium dieser Arbeit und sind in [SUC22a*] veröffentlicht. Die Schweißnahtfestigkeit $R_{m,S}$ ist aufgrund leicht veränderter Schweißparameter im Vergleich zu den optimierten Parametern aus Tabelle 26 (Abbildung 87) um 30 MPa geringer. Zur Untersuchung der WNBH werden die Bleche nach dem Schweißen in der Kontakterwärmungseinheit (vgl. Kapitel 4.5.2) lösungsgelüht. Die Nutzung der Kontakterwärmungseinheit ermöglicht hohe Aufheizraten und damit kurze Lösungsglühzeiten in Anlehnung an eine Inline-WBH. Nach dem Lösungsglühen werden die Proben im Wasserbad abgeschreckt und anschließend warmausgelagert. Abbildung 90 zeigt die Schweißnahtfestigkeit in Abhängigkeit der Lösungsglühzeit.

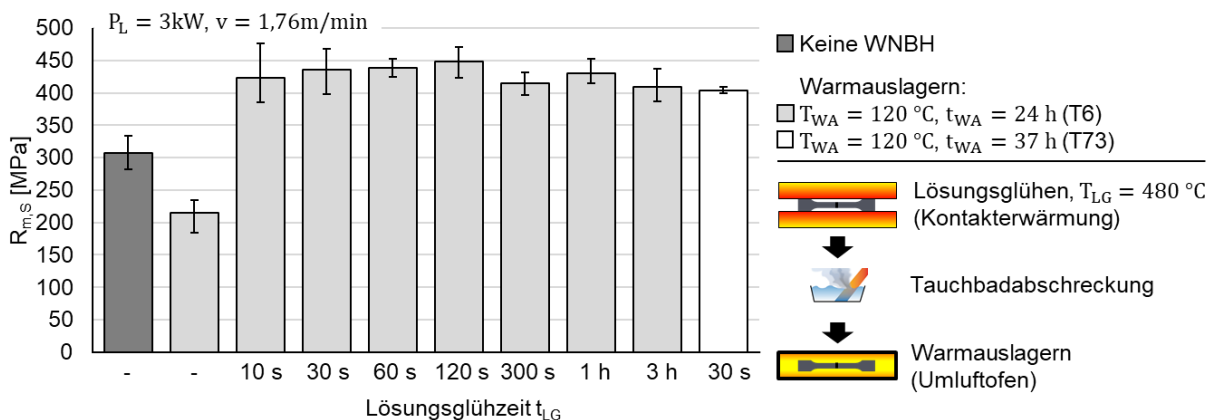


Abbildung 90: Modellversuche zur Untersuchung der Schweißnahtfestigkeit $R_{m,S}$ in Abhängigkeit der Lösungsglühzeit und der Warmauslagerungszeit (angelehnt an [SUC22a*]).

Im Vergleich zur Schweißnaht ohne WBH erhöht sich die Schweißnahtfestigkeit von $R_{m,S} = 308\text{ MPa}$ ($SF = 0,52$) auf bis zu $R_{m,S} = 448\text{ MPa}$ ($SF = 0,75$) für eine Lösungsglühzeit von $t_{LG} = 120\text{ s}$. Für die sehr kurzen Lösungsglühzeiten von 10 s oder 30 s sind Festigkeiten von $R_{m,S} = 423\text{ MPa}$ ($SF = 0,71$) und $R_{m,S} = 435\text{ MPa}$ ($SF = 0,73$) erreichbar.

In Abbildung 91 ist die Abhängigkeit der Abkühlrate auf die Schweißnahtfestigkeit dargestellt. Eine hohe Abkühlrate führt zu einer höheren Schweißnahtfestigkeit. Die Korngröße im SG der wasserabgeschreckten Probe ist im Vergleich zur luftabgeschreckten Probe um 20 % kleiner. Die reduzierte Korngröße führt

zu einer höheren Härte und Festigkeit der wasserabgeschreckten Probe. Weiterhin bilden sich in der luftabgekühlten SZ festigkeitsmindernde Ausscheidungen entlang der Korngrenzen. [SUC22a*]

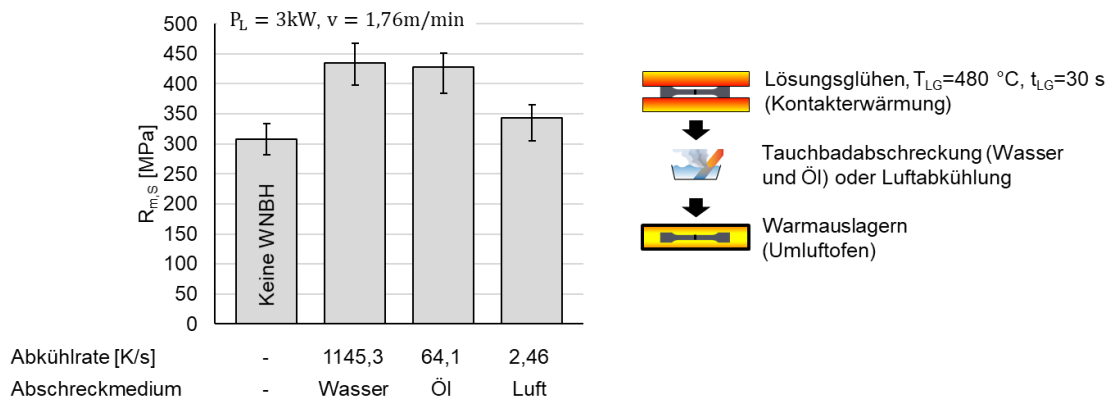


Abbildung 91: Schweißnahtfestigkeit $R_{m,S}$ in Abhängigkeit der Abkühlrate (angelehnt an [SUC22a*]).

13.8.2 Erweiterte Analyse der Modellversuche

Aus Abbildung 57 und Abbildung 92 ist ersichtlich, dass sich beide Maßnahmen (WNBH und Schweißen mit Zusatzwerkstoff) zur Erhöhung der Schweißnahtfestigkeit nicht gegenseitig ausschließen. Bei der WNBH bilden sich nach dem Lösungsglühen und Abschrecken aus den groben Cu-Zn-Al-reichen Phasen im SG feine und homogene Mg-Al-Cu- und Mg-Zn-reiche Phasen entlang der Korngrenzen [SUC22a*]. Diese verbessern die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht signifikant [SUC22a*]. Mit einer zusätzlichen WNBH nach dem Schweißen ist die Abhängigkeit der Schweißnahtfestigkeit von der Prozesskette gering. Die Verwendung des Zusatzwerkstoffs 7075-TiC resultiert aufgrund der keimbildenden Funktion der TiC-Partikel in einer Kornfeinung und damit in einer erhöhten Schweißnahtfestigkeit.

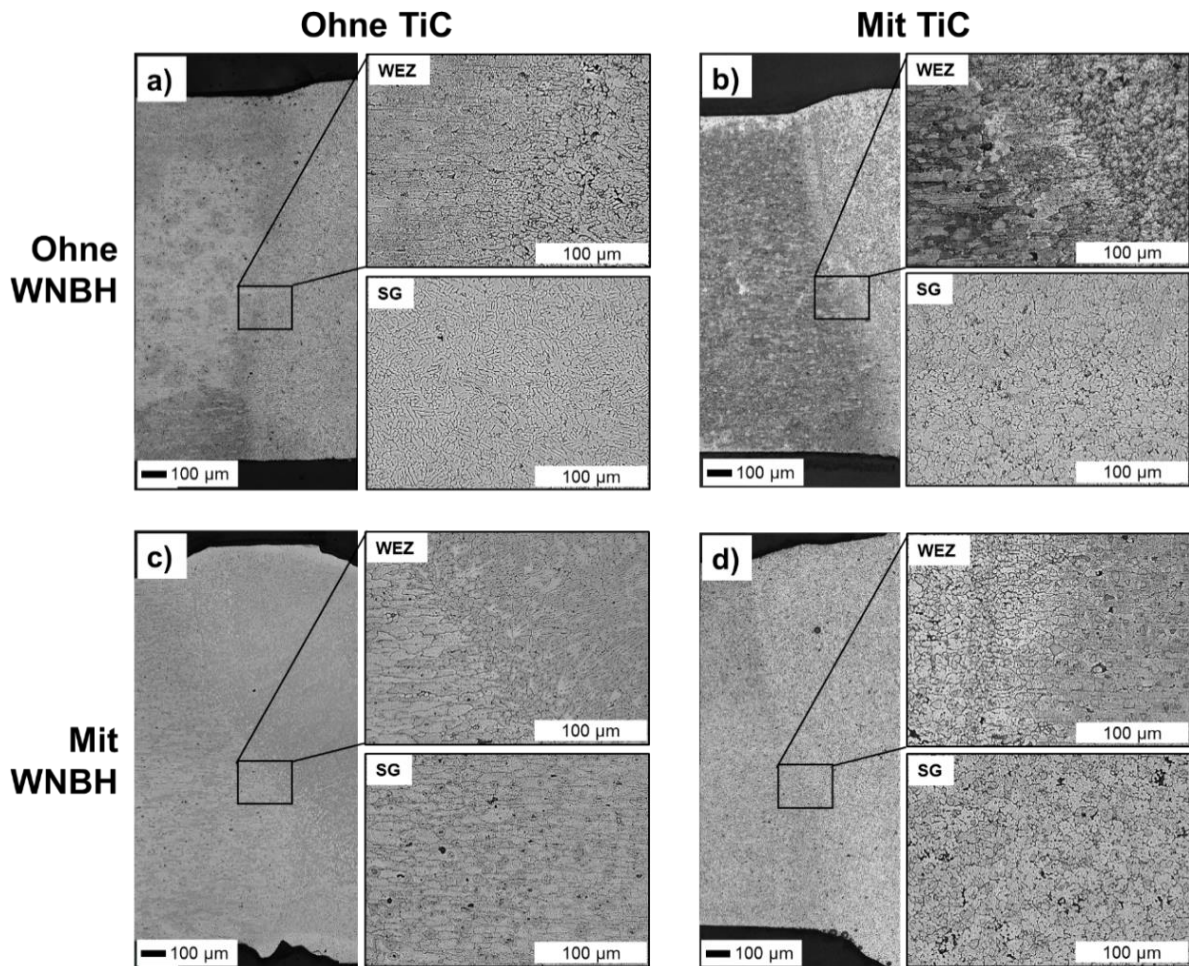
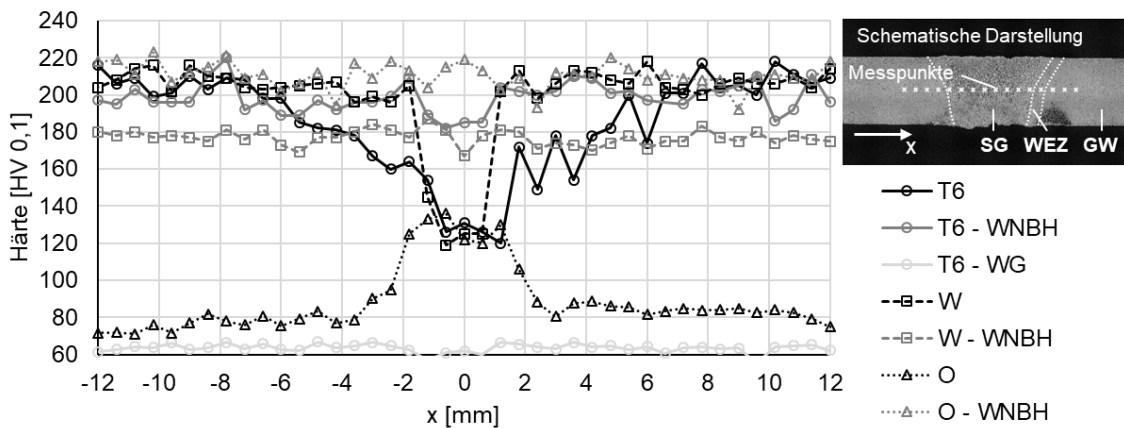
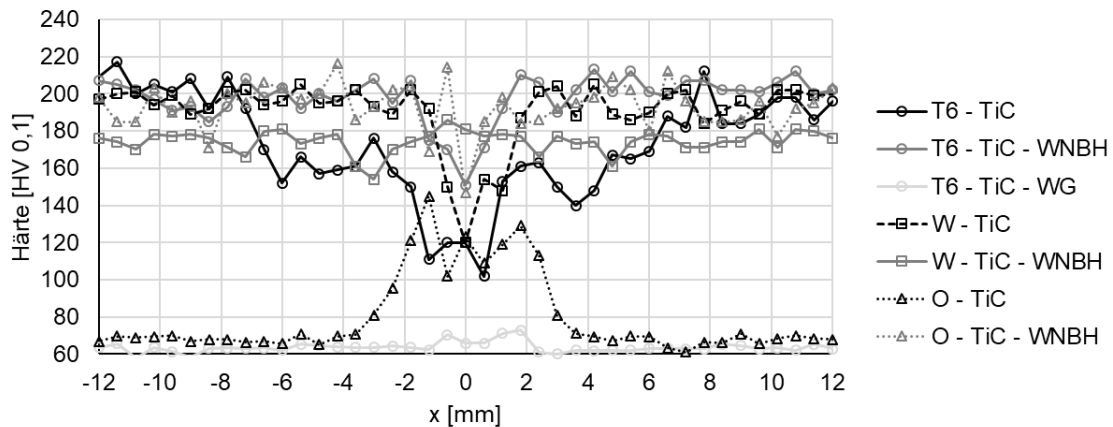


Abbildung 92: Mikroskopaufnahmen der Schweißnaht mit/ohne Zusatzwerkstoff (7075-TiC) und mit/ohne WNBH für die T6-Prozesskette (angelehnt an [ACA23**]).

In Abbildung 93 sind die Härteverläufe der Schweißnähte aus den Modellversuchen dargestellt. Die Härtemessung erfolgt im SG, in der WEZ und im GW und bildet damit alle relevanten Bereiche im Querschnitt der Schweißnaht und des umgebenden Materials ab.



a)



b)

Abbildung 93: Härteverlauf in Abhängigkeit der Prozesskette beim Schweißen ohne Zusatzwerkstoff (a) und mit Zusatzwerkstoff (b).

13.8.3 Rohrschweißen

Nachfolgend sind in Tabelle 28 die Parameter zum Laserstrahlschweißen hochfester Aluminiumrohre dargestellt.

Tabelle 28: Allgemeine Parameter beim Laserstrahlschweißen des hochfesten Aluminiumrohrs. Die Standard-Parameter sind fett markiert.

Parameter	Wert
Materialzustand	T6, W
Leistung P_L	2,4 kW
Vorschubgeschwindigkeit Laser oder Rohr v	2 m / min
Vorschubgeschwindigkeit TiC-Draht	2,9 m / min
Position des Schweißpunkts in x-Richtung	0 mm zur Rollenachse der Schweißrollen
Rollendurchmesser	Vor-Schweißrolle: $d = 160$ mm, Schweißrolle: $d = 152$ mm, Nach-Schweißrolle seitlich: $d = 140$ mm, Nach-Schweißrolle oben: $d = 139$ mm
Rollenabstand	$d_R = 200$ mm
Schweißspalt g	8 mm
Winkel Spanentfernung	0° (relativ zur Bandkante)

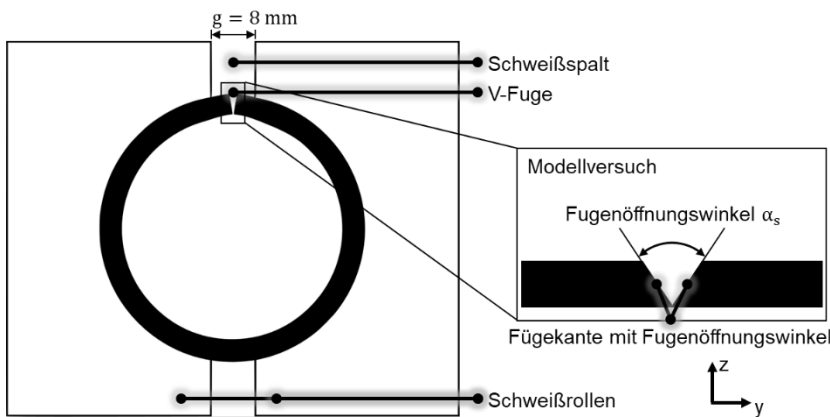


Abbildung 94: Nachbilden des V-Spalts beim Rohrschweißen innerhalb eines Modellversuchs mit bearbeiteten Fügekanten.

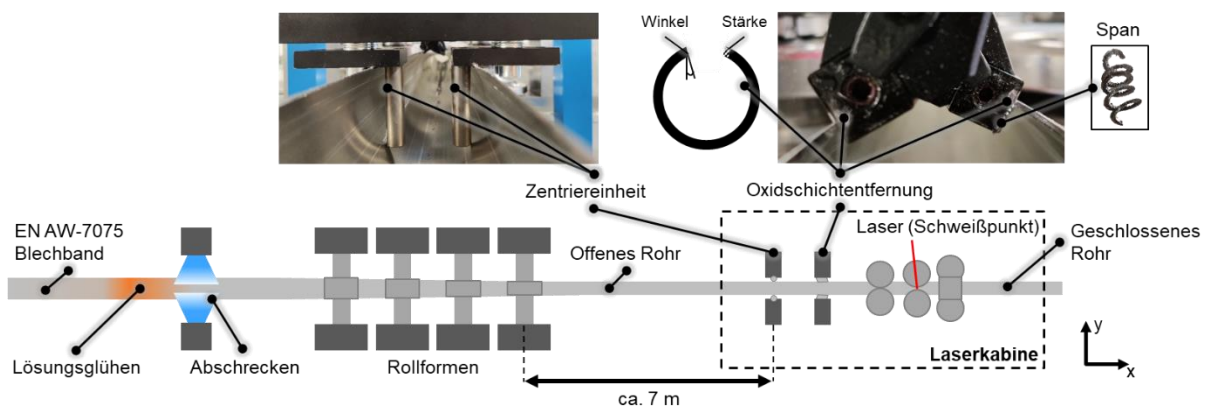


Abbildung 95: Draufsicht auf die Prozesskette zur Inline-WBH, zum Rollformen und zum Schweißen des hochfesten Aluminiumrohrs. Detailansicht der Zentriereinheit und der Oxidschichtentfernung.

Beim diskontinuierlichen Rohrschweißen steht das Rohr still und der Laser bewegt sich mit einer konstanten Vorschubgeschwindigkeit in x-Richtung. Im Gegensatz dazu steht beim kontinuierlichen Rohrschweißen der Laser fest und das Rohr wird durch die vorgeschaltete Rollformanlage in x-Richtung bewegt. Mit dem kontinuierlichen Rohrschweißen sind Rohre in beliebiger Länge (begrenzt auf die Länge des Coils) herstellbar.



Abbildung 96: Lage der Schweißnaht beim diskontinuierlichen Rohrschweißen.

In Abbildung 97 ist das Prozessfenster zum diskontinuierlichen Rohrschweißen (T6-Prozesskette) unter Variation der Laserleistung und der Vorschubgeschwindigkeit des TiC-Drahts dargestellt.

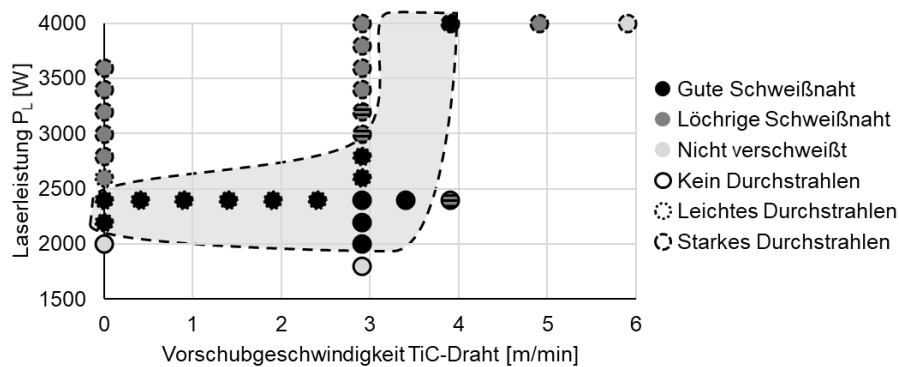


Abbildung 97: Prozessfenster beim diskontinuierlichen Rohrschweißen.



Abbildung 98: Überspringen der Bandkanten im Schweißspalt.

In Abbildung 99 sind die Härteverläufe über der abgewickelten Länge der Rohrquerschnitte für die verschiedenen Prozessketten dargestellt. Die Mitte der Schweißnaht liegt bei 85 mm und die entsprechenden Modellversuche (vgl. Abbildung 93b) sind gekennzeichnet.

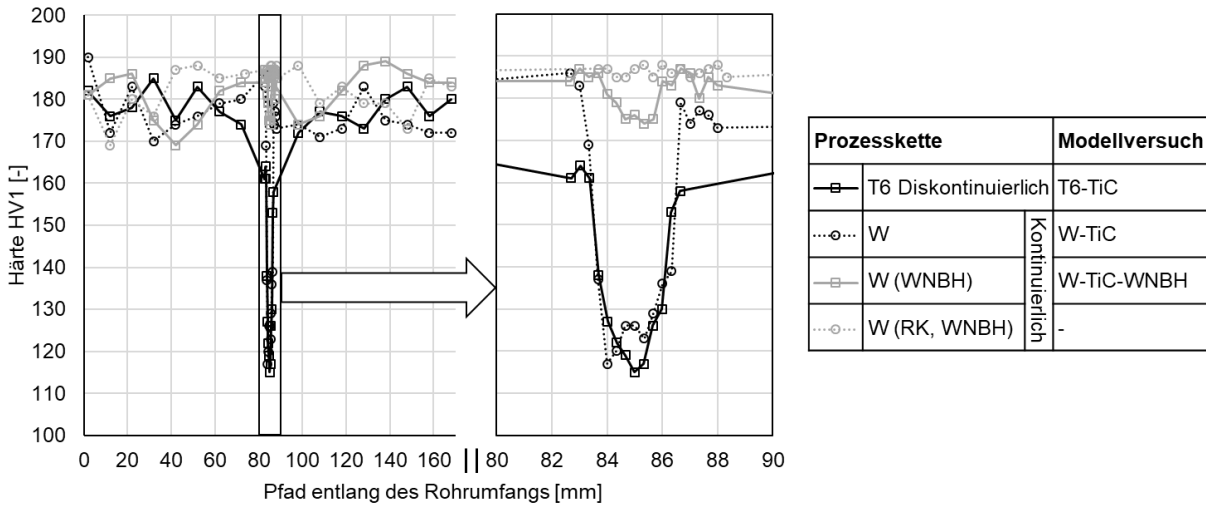


Abbildung 99: Härteverlauf über dem Rohrquerschnitt.

Ein Vergleich zu den Härteverläufen aus den Modellversuchen zeigt, dass die qualitativen Verläufe in guter Übereinstimmung mit den Verläufen aus den Modellversuchen sind. Eine WNBH nach dem Schweißen resultiert in einer hohen Härte in der Schweißnaht, welche nahezu im Einklang mit dem Grundwerkstoff ist.

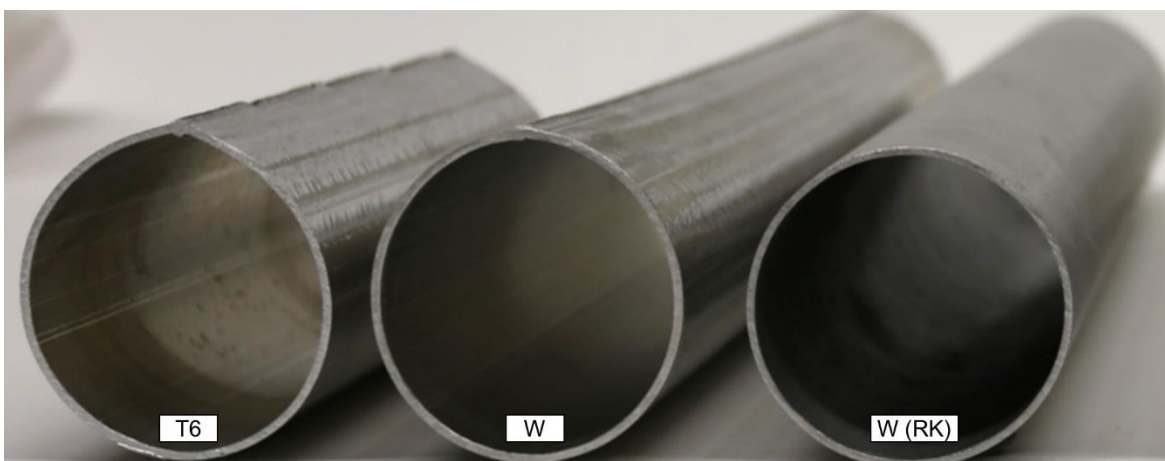


Abbildung 100: Längsnahtgeschweißte Rohre nach der T6-Prozesskette (diskontinuierlich geschweißt), der W-Prozesskette (kontinuierlich geschweißt) ohne und mit nachträglichem Rundkneten.

13.9 FE-Simulationen

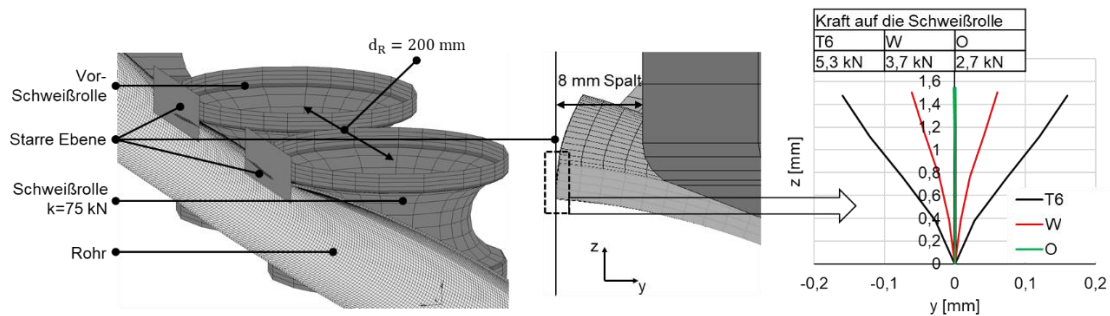


Abbildung 101: a) FE-Modell zur Berechnung der V-Fuge und Kräfte beim Schweißen. b) Ausprägung der V-Fuge und Kräfte beim Schweißen auf die Schweißrollen.

Beim Ringzugversuch liegt die Schweißnaht im 90° -Winkel zur Zugrichtung. Durch die Vorkrümmung des Rohrs erfährt die Schweißnaht eine überlagerte Biegespannung, zusätzlich zur in Vorschubrichtung des Zugbolzens wirkenden Zugspannung. Abbildung 102 zeigt die Spannungsverteilung im Rohrabschnitt während des Ringzugversuchs. Die maximale Vergleichsspannung nach von Mises $\bar{\sigma}$ tritt an der Innenseite des Rohrabschnitts auf. Dies ist durch die überlagerte Zugspannung, bedingt durch die Biegung des Rohrabschnitts, zu begründen.

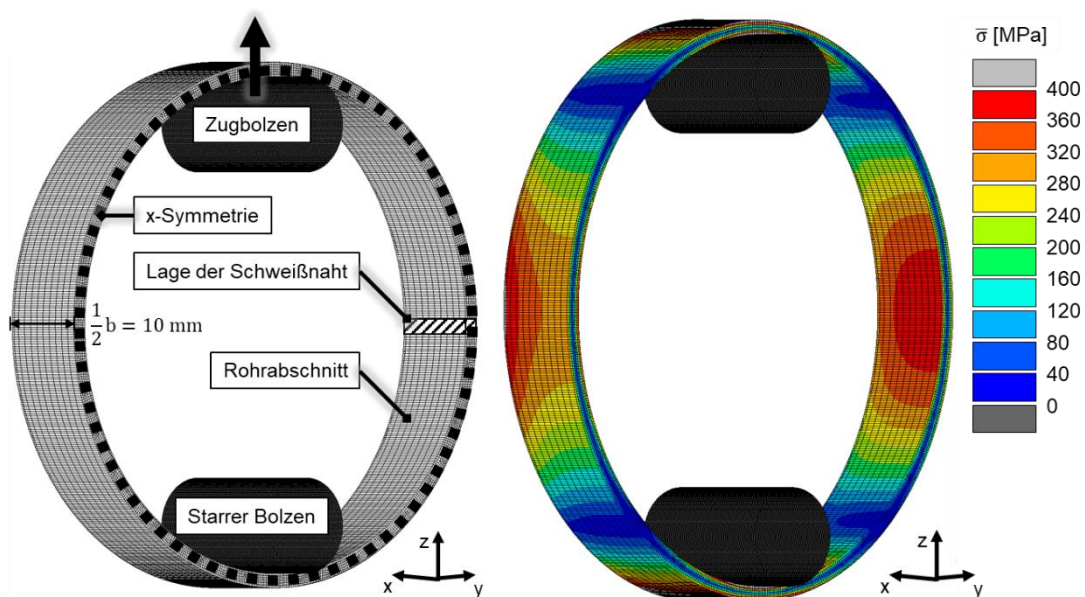


Abbildung 102: Halbsymmetrisches Simulationsmodell zum Ringzugversuch mit Rohrabschnitten (links) und charakteristische Spannungsverteilung beim Ringzugversuch im T6-Zustand (rechts).