



FAU Studien aus dem Maschinenbau 427

Matthias Graser

Analyse lokaler
Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden
zur Verbesserung des Umformverhaltens
und der Bauteileigenschaften von
Aluminiumstrangpresshohlprofilen

FAU
University Press

Matthias Graser

Analyse lokaler Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden zur
Verbesserung des Umformverhaltens und der Bauteileigenschaften
von Aluminiumstrangpresshohlprofilen

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 427

Herausgeber/-innen:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Matthias Graser

**Analyse lokaler
Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden
zur Verbesserung des Umformverhaltens
und der Bauteileigenschaften von
Aluminiumstrangpresshohlprofilen**

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT)
Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Erlangen
FAU University Press
2023

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

Bitte zitieren als

Graser, Matthias. 2023. *Analyse lokaler Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden zur Verbesserung des Umformverhaltens und der Bauteileigenschaften von Aluminiumstrangpresshohlprofilen*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 427. Erlangen: FAU University Press.
DOI: 10.25593/978-3-96147-667-1.

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS-Server der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
<https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home>

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-666-4 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-667-1 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-667-1

**Analyse lokaler
Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden
zur Verbesserung des Umformverhaltens und der
Bauteileigenschaften von Aluminiumstrangpress-
hohlprofilen**

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Matthias Graser, M.Sc.

aus Tirschenreuth

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen Prüfung: 24.11.2022

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein
Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt
Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Universität Rostock
Prof. Dr. Sannakaisa Virtanen

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Die wesentlichen Inhalte wurden im Rahmen des Projektes „Gradierte Eigenschaften von Aluminiumstrangpressprofilen“, das von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gefördert wurde, erarbeitet.

Mein besonderer Dank gilt der Lehrstuhlinhaberin Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein für die Möglichkeit zur Promotion, die Anleitung zur wissenschaftlichen Arbeit und das gegenübergebrachte Vertrauen und die Unterstützung während meiner Tätigkeit am Lehrstuhl. Die Erfahrungen, die ich während dieser Zeit sammeln durfte und die angeeigneten Kenntnisse haben nicht nur zu meiner beruflichen Entwicklung einen ausschlaggebenden Beitrag geleistet, sondern stellen auch einen wesentlichen Abschnitt meiner persönlichen Entwicklung dar.

Für die Übernahme der Koreferate danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt und insbesondere Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, der als Projektpartner durch sein Interesse und die stets hilfreichen Vorschläge den erfolgreichen Verlauf des Forschungsprojektes maßgeblich unterstützt hat. Bei Frau Prof. Dr. Sannakaisa Virtanen möchte ich mich für das fachfremde Gutachten und bei Prof. Dr. Hinnerk Hagenah für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission bedanken.

Des Weiteren möchte ich mich für die kollegiale Zusammenarbeit und Unterstützung sowie den angeregten fachlichen Austausch bei meinen ehemaligen Kollegen am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, meinem Projektpartner Hannes Fröck vom Lehrstuhl für Werkstofftechnik in Rostock und allen studentischen Hilfskräften, Bachelor-, Projekt und Masterarbeitern bedanken. Besonderer Dank gilt meinen Kollegen Robert Schulte, Julia Degner, Jürgen Herrman, Michael Lechner, Philipp Frey, Matthias Lenzen, Manfred Vogel und Dimitrios Lampropoulos für alle fachlichen Diskussionen, die berufliche Zusammenarbeit und die daraus entstandene freundschaftliche Verbindung.

Mein größter Dank gilt meinen Eltern, die mir erst die Möglichkeit gegeben haben, diesen Weg einzuschlagen und meiner Freundin Carolin, die mich während der gesamten Zeit der Promotion unterstützt und ermutigt hat.

Tirschenreuth , im Januar 2023

Matthias Graser

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	III
Inhaltsverzeichnis	v
Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis	ix
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik und Forschung	3
2.1 Entwicklungen in der Automobilindustrie	3
2.2 Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen	5
2.2.1 Wärmebehandlung von Al-Mg-Si Legierungen	5
2.2.2 Wesentliche Unterschiede beim Einsatz von Aluminiumstrangpresslegierungen	9
2.3 Die Methode der Kurzzeitwärmebehandlung	11
2.3.1 Grundlegende Mechanismen der Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumlegierungen.....	14
2.3.2 Prozessauslegung und numerische Modellierung von Kurzzeitwärmebehandlungsstrategien.....	18
2.4 Biegeumformung von Hohlprofilen	21
2.4.1 Fehler –und Versagensarten beim Biegen von Hohlprofilen....	21
2.4.2 Ansätze zur Verbesserung des Biegeergebnisses	23
2.5 Zusammenfassende Bewertung.....	26
3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise.....	29
4 Versuchseinrichtungen und Methoden	31
4.1 Analytierte Aluminiumstrangpresslegierungen	31
4.2 Wärmebehandlungsmethoden.....	32
4.2.1 Globale Langzeitwärmebehandlung.....	32
4.2.2 Lokale Kurzzeitwärmebehandlung.....	33
4.3 Temperaturmessung.....	37
4.4 Werkstoffcharakterisierung.....	39
4.4.1 Uniaxialer Zugversuch mit Standardproben	39
4.4.2 Uniaxialer Zugversuch mit miniaturisierten Zugproben	40
4.4.3 Makro- und Kleinlasthärtemessung	44
4.4.4 Schichtstauchversuch	45
4.5 Finite-Elemente-Simulation	46

4.6	3-Punkt-Biegeversuch an Profilen	47
4.7	Dehnungsanalyse	47
4.8	Oberflächendigitalisierung	48
5	Werkstoffverhalten von Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung	49
5.1	Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit einer Kurzzeitwärmebehandlung.....	49
5.1.1	Einfluss der Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Kennwerte der Aluminiumstrangpresslegierungen	51
5.1.2	Richtungsabhängiges Werkstoffverhalten.....	57
5.1.2.1	Mittlere senkrechte Anisotropie in o°-Richtung.....	57
5.1.2.2	Identifikation des anisotropen Werkstoffverhaltens im Zugversuch mit miniaturisierten Zugproben.....	59
5.1.2.3	Inverse Identifikation des anisotropen Werkstoffverhaltens unter Verwendung des Schichtstauchversuchs.....	64
5.2	Kalt- und Warmauslagerungsverhalten von kurzzeitwärmebehandelten Aluminiumstrangpressprofilen.....	69
5.2.1	Kaltauslagerungsverhalten.....	69
5.2.2	Warmauslagerungsverhalten	71
5.3	Materialmodellierung für kurzzeitwärmebehandelte Aluminiumstrangpresslegierungen	86
5.3.1	Verfestigungsverhalten.....	87
5.3.2	Spannungszustandsabhängiger Fließbeginn	89
6	Analyse der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen und deren Einfluss auf den Materialfluss beim Biegen	97
6.1	Experimentelle Analyse der Einflussgrößen der lokalen Laserwärmebehandlung.....	98
6.2	Experimentelle Analyse von lokal kurzzeitwärmebehandelten Hohlprofilen im Rohrbiegeprozess.....	108
6.3	Numerische Materialflussanalyse	117
6.3.1	Analyse des Einflusses werkstoffspezifischer Parameter.....	120
6.3.2	Analyse des Einflusses halbzeug- und prozessspezifischer Parameter.....	124
6.3.3	Analyse des Einflusses wärmebehandlungsspezifischer Parameter.....	126

7	Verbesserung des Biegeergebnisses und des Crashverhaltens von Aluminiumstrangpresshohlprofilen durch die Anwendung angepasster Wärmebehandlungsstrategien	131
7.1	Auslegung von lokalen Wärmebehandlungslayouts zur Herstellung maßgeschneiderter Halbzeuge für den Biegeprozess.....	132
7.2	Kombination von schnellaushärtbaren Zuständen mit lokalen Wärmebehandlungslayouts zur Verbesserung des Crashverhaltens	140
8	Zusammenfassung und Ausblick.....	145
9	Summary and outlook.....	149
	Literaturverzeichnis.....	153

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

Symbol	Einheit	Beschreibung
T_{Soll}	°C	Soll-Temperatur
T_{Ist}	°C	Ist-Temperatur
v_L	mm/s	Laserverfahrgeschwindigkeit
xy_L	mm*mm	Laserspotgröße in x- und y-Richtung
λ_{Laser}	nm	Wellenlänge der Laserquelle
n	-	Stichprobenumfang
Δ_{rel}	%	relative Abweichung
Δ_{abs}	-	absolute Abweichung
T_{KWB}	°C	Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur
L_T	mm	Ausgangsgesamtlänge – Zugproben
L_0	mm	Ausgangsmesslänge – Zugproben
B_0	mm	Ausgangsmessbreite – Zugproben
B	mm	Spannkopfbreite – Zugproben
R_z	µm	mittlere Rauheitstiefe
$Q_1 - Q_5$	-	Qualitätsstufen – Wasserstrahlschneiden
HB	-	Brinellhärte
HV	-	Vickershärte
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
A_g	%	Gleichmaßdehnung
A	%	Bruchdehnung
r_0	-	mittlere senkrechte Anisotropie (0°)
r_{45}	-	mittlere senkrechte Anisotropie (45°)
r_{90}	-	mittlere senkrechte Anisotropie (90°)
r_b	-	mittlere senkrechte Anisotropie (biaxial)
σ_0	-	Fließbeginn (0°)
σ_{45}	-	Fließbeginn (45°)
σ_{90}	-	Fließbeginn (90°)
σ_b	-	Fließbeginn (biaxial)
k_f	MPa	Fließspannung
φ	-	Umformgrad
ε	%	technische Dehnung
ε_p	%	plastische Dehnung

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

$A50$	-	Zugprobe (Messlänge von 50 mm)
$A8^*$	-	Zugprobe (Messlänge von 8 mm)
T_{LG}	°C	Lösungsglühtemperatur
t_{LG}	min	Lösungsglühdauer
T_{SG}	°C	Stabilisierungsglühtemperatur
t_{SG}	min	Stabilisierungsglühdauer
T_{KA}	°C	Kaltauslagerungstemperatur
t_{KA}	min - d	Kaltauslagerungsdauer
T_{WA}	°C	Warmauslagerungstemperatur
t_{WA}	min	Warmauslagerungsdauer
ΔX_{KWB}	mm	Abstand der Wärmebehandlungszone
$F_{B,max}$	kN	maximale Biegekraft
β_{max}	°	maximale erzielbarer Biegewinkel
r_{St}	mm	Radius des Biegestempels
r_{Auf}	mm	Radien der Auflager
d_{Auf}	mm	Abstand der Auflager
V_B	mm/s	Verfahrgeschwindigkeit des Biegestempels
Z_{St}	mm	Verfahrweg des Biegestempels
φ_1, φ_2	-	Haupt- und Nebenumformgrad
φ_{max}	-	maximaler Umformgrad
σ_V	MPa	Vergleichsspannung
β	°	Biegewinkel
Δy_{rel}	%	relative Ausbauchung
s_{IR}	mm	Wanddicke - Innenradius
s_{AR}	mm	Wanddicke - Außenradius
$\Delta k_{f0, W}$	%	relative Entfestigung durch KWB
l_{WEZ}	mm	Länge der Wärmeeinflusszone
l_{KWB}	mm	Länge des wärmebehandelten Bereiches
b, a, c, q	-	Parameter – Hockett-Sherby Modell
$F-H, L-N$	-	Parameter – Hill48 Modell

Abkürzung	Beschreibung
<i>CO₂</i>	Kohlenstoffdioxid
<i>Al</i>	Aluminium
<i>Mg</i>	Magnesium
<i>Si</i>	Silizium
<i>Cu</i>	Kupfer
<i>W</i>	lösungsgeglühter Zustand
<i>T₄</i>	kaltausgelagerter Zustand
<i>T₆</i>	warmausgelagerter Zustand
<i>TEM</i>	Transmissionselektronenmikroskopie
<i>REM</i>	Rasterelektronenmikroskopie
<i>EDS</i>	Energy dispersive X-ray spectroscopy
<i>DSC</i>	Differential scanning calorimetry
<i>GP</i>	Guinier-Preston
<i>PX</i>	Bez. für schnell-warmauslagernden Zustand
<i>FEM</i>	Finite-Elemente Methode
<i>THTB</i>	Tailor Heat Treated Blanks
<i>THTP</i>	Tailor Heat Treated Profiles
<i>CCD</i>	Charge-coupled device
<i>FOK</i>	Fließortkurve
<i>PB</i>	Paint bake
<i>KWB</i>	Kurzzeitwärmebehandlung
<i>AR</i>	Außenradius
<i>F</i>	Flanken
<i>IR</i>	Innenradius

1 Einleitung

Im Jahr 2021 steht die Automobilindustrie vor einer drastischen Veränderung. Die Elektromobilität, welche in den Jahren zuvor durch stetige Entwicklungsarbeiten vorangetrieben wurde, nimmt durch die herstellerübergreifende Einführung vollelektrisch angetriebener Modelle konkrete Formen an. Unabhängig davon sehen sich Ingenieure weiterhin der Herausforderung gegenüber, den Wunsch nach ökologisch, nachhaltiger Fortbewegung zu erfüllen. Insbesondere das kontinuierlich steigende Fahrzeuggewicht, welches zu einem höheren Energieverbrauch führt, spielt hierbei eine entscheidende Rolle. Der Trend zu steigender Innen- und Komfortausstattung sowie das hohe Eigengewicht der für den Elektromotor notwendigen Batterien verstärken diese Negativspirale zusätzlich. Daher bleibt der Leichtbau trotz veränderter Rahmenbedingungen weiterhin eine der wichtigsten Stellschrauben zur Verbesserung der Ökobilanz und Vergrößerung der Reichweite moderner Fahrzeugkonzepte. Eine Möglichkeit zur Realisierung dieses Konzeptes ist die vermehrte Applikation von Leichtbauwerkstoffen wie beispielsweise Aluminiumlegierungen. Diese besitzen besondere Beliebtheit aufgrund der Kombination hoher spezifischer Festigkeit mit guten Korrosionseigenschaften. Dem vollumfänglichen Einsatz der Aluminiumlegierungen steht allerdings deren geringe Umformbarkeit im Vergleich zu weichen Stahlwerkstoffen im Weg.

Aus diesem Grund ist und bleibt eine der zentralen, ingenieurtechnischen Zielsetzungen im Bereich des Leichtbaus, Verfahren und Methoden zu entwickeln, welche die Erweiterung der Formgebungsgrenzen von Aluminiumlegierungen ermöglichen. Für gewalzte Blechhalbzeuge wurden in den letzten Jahrzehnten bereits verschiedenste Ansätze zur Herstellung maßgeschneiderter, prozess- und belastungsangepasster Halbzeuge entwickelt, analysiert und auf seriennahe Prozesse übertragen [1]. Um im Bereich stranggepresster Hohlprofile vergleichbare Ergebnisse zu erzielen, soll im Rahmen dieser Arbeit auf Basis der bereits bekannten Technologie zur Herstellung maßgeschneidert wärmebehandelter Aluminiumblechhalbzeuge eine Methodik zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen von Hohlprofilen im Biegeprozess entwickelt werden. Durch eine gezielte Anpassung der mechanischen Eigenschaften der Legierungen sollen Umformbarkeit und Bauteileigenschaften verbessert und somit der Anwendungsbereich von Strangpressprofilen aus Aluminium erweitert werden. Zudem werden hierdurch neue Möglichkeiten des Fahrzeugdesigns und der gesamten Strukturauslegung eröffnet.

Die Fragestellungen bezüglich den Wechselwirkungen zwischen Wärmebehandlung, Mikrostruktur und Werkstoffeigenschaften und dem Einfluss von Halbzeugen mit lokal unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften auf den Materialfluss im Umformprozess sind der Grund für die dieser Arbeit zugrundeliegenden Untersuchungen. Dabei werden zum einen bereits bekannte Ansätze aus der Blechumformung analysiert und unter Berücksichtigung werkstoff-, halbzeug- und prozessspezifischer Besonderheiten auf die Biegeumformung übertragen. Zum anderen werden auch unkonventionelle Ansätze im Bereich der Werkstoffcharakterisierung, -modellierung und Prozessauslegung Teil der folgenden Ausführungen sein.

Die im Folgenden vorgestellten Ergebnisse, dienen dem übergeordneten Ziel einen Beitrag für eine zukunftsorientierte, nachhaltige Fahrzeugentwicklung zu liefern. Der wissenschaftliche Reiz ein grundlegendes Verständnis für neue werkstoff- und umformtechnologische Zusammenhänge zu schaffen, entspringt dabei nicht zuletzt aus dem Wunsch die Lebensqualität zukünftiger Generationen zu bewahren und mit der technologischen Entwicklung und Veränderung der Gesellschaft in Einklang zu bringen.

2 Stand der Technik und Forschung

Im Folgenden soll der Stand der Technik und Forschung zusammengefasst werden und auf die wesentlichen bisherigen Erkenntnisse, die im Zusammenhang mit dem untersuchten Themenbereich stehen, eingegangen werden. Dazu gehören neben den charakteristischen Eigenschaften von ausscheidungshärtbaren Aluminiumstrangpresslegierungen die Verfahren der Kurzzeitwärmebehandlung sowie die grundsätzlichen Methoden zur Verbesserung des Biegeumformens von Rohren. Als zugrundeliegende Motivation für die Untersuchungen dieser Arbeit wird zunächst die Entwicklung des Leichtbautrends im Bereich der Fahrzeugtechnik erläutert.

2.1 Entwicklungen in der Automobilindustrie

Nicht zuletzt durch die Ereignisse der frühesten Vergangenheit, die mit dem VW-Dieselskandal ihren Höhepunkt fanden, ist die Reduktion von Abgasemissionen das größte Konfliktthema im Automobilbereich geworden [2]. Die Brisanz dieses Thema wurde bereits in den Jahrzehnten zuvor durch steigende kundenseitige Ansprüche, ökologische Forderungen und gesetzliche Vorschriften [3] verschärft.

Die wachsenden, individuellen Wünsche der Kunden bezüglich der Beschaffenheit des Automobils führen zu einer dem Bestreben nach Abgasreduktion entgegenwirkenden Entwicklung. In diesem Zusammenhang können zwei Haupttrends identifiziert werden. Zum einen die steigende Nachfrage nach sogenannten „Sport Utility Vehicles“, kurz SUVs, welche bei VW im Jahr 2019 bereits 25 % des nominellen Absatzes einnehmen [4]. Audi rechnete sogar schon 2013 damit, dass im Jahr 2020 jeder dritte Audi ein SUV sein wird, obwohl diese in Hinblick auf die CO₂-Emissionen eine deutlich schlechtere Bilanz als andere Fahrzeuge aufweisen [5]. Neben dem erhöhten Komfort besitzen SUVs grundsätzlich im Vergleich zu Limousinen oder Kombis ein höheres Gesamtgewicht. Zum anderen steigt in einer allgemeinen, fahrzeugtypübergreifenden Entwicklung das Gewicht der Fahrzeuge seit Jahren stetig an. Die Erhöhung des Gewichts eines VW Golf seit der ersten Baureihe 1974 um über 400 kg im Vergleich zum Golf VII ist keine Ausnahme [6]. Zur Kompensierung der Gewichtszunahme werden immer stärkere Motorisierungen benötigt, wodurch die Abgasemissionen weiter in die Höhe getrieben werden. Neben der veränderten Nachfragestruktur haben sich die Komfortanforderungen der Kunden stetig er-

höht. Zusatzausstattungen wie beispielsweise eine ausklappbare Anhängerkupplung, ein Panoramadach und eine Klimaautomatik können zu einer Erhöhung des Fahrzeuggewichtes von über 150 kg führen [7].

Auch in Bezug auf die gesetzlichen Rahmenbedingungen stieg der Druck auf die Automobilhersteller in den letzten Jahren immer weiter an. Im April 2009 wurde von dem europäischen Parlament die Verordnung EG Nr. 443/2009 erlassen, welche den Gesamtflottenausstoß der Automobilhersteller reguliert und limitiert [3]. Dadurch sehen sich die Hersteller gezwungen, neben der Forcierung der Elektromobilität das Gewicht der Fahrzeuge zu reduzieren, da sonst empfindliche Sanktionen in Kraft treten. Als dritte Triebfeder für die Entwicklung des Leichtbaus sind die steigenden Crashesicherheitsanforderungen der Fahrzeuge zu nennen. Diese müssen beispielsweise durch eine Verstärkung der Fahrgastzelle erzielt werden. Des Weiteren müssen Karosseriekonzepte auf eine Erhöhung der Fußgängersicherheit ausgelegt werden. Beide Ziele beeinflussen die Form und das Gewicht des Fahrzeuges.

Die Reduktion von Abgasemissionen kann sowohl durch direkte als auch indirekte Methoden erfüllt werden. Als direkte Stellgröße kann eine Effizienzsteigerung der Motorentechnik sowie eine Verbesserung der Systeme zur direkten Reduktion und Filterung von Abgasen angeführt werden. Eine Möglichkeit zur Reduktion der Abgase stellt die Verkleinerung des Hubraums dar, wodurch der Spritverbrauch reduziert werden kann. Die dabei entstehende Leistungsabnahme wird durch die Verwendung eines Turboladers kompensiert, der angetrieben durch den Abgasstrom zu einer höheren Verdichtung des Treibstoff-Luft-Gemisches in der Brennkammer führt [8]. Eine Möglichkeit zur Reinigung vorhandener Abgase wurde durch den VW-Konzern entwickelt und läuft seit 2009 unter dem Namen „AdBlue“. Dabei wird eine wässrige Harnstofflösung in den Abgasstrang eingespritzt, wodurch die Stickoxide bei Dieselmotoren stark reduziert werden können [9].

Eine Möglichkeit der indirekten Beeinflussung der Abgasmenge ist der Leichtbau. Dieser teilt sich in fünf Hauptgruppen auf: Fertigungsleichtbau, Konzeptleichtbau, Bedingungsleichtbau, Formleichtbau und Stoffleichtbau. Letzterer bezeichnet die Verwendung von sogenannten Leichtbauwerkstoffen als Ersatz für schwerere Werkstoffe zur Reduktion des Gesamtgewichts [10]. Durch die Reduktion des Fahrzeuggewichtes um 100 kg kann der Verbrauch eines Fahrzeuges um 0,4 l/100 km [11] und der CO₂-Ausstoß um 9 g/km [12] reduziert werden. Die Gewichtsreduktion kann zum einen dadurch erzielt werden, dass ein Werkstoff durch einen gleichschweren

Werkstoff mit höherer Festigkeit aber geringerer Blechdicke ersetzt wird. Zum anderen können Werkstoffe durch Leichtbauwerkstoffe mit geringerer Dichte ersetzt werden, wie z.B. Stahl durch Aluminium [13], Magnesium [14] oder faserverstärkte Kunststoffe [15]. Insbesondere die Verwendung von Aluminium hat in den letzten Jahrzehnten stark zugenommen. Wurden im Jahr 1990 im Durchschnitt nur 50 kg Aluminium pro Auto verbaut, so sind 2016 bereits 150 kg der Bestandteile eines Automobils aus verschiedene Aluminiumhalbzeugen gefertigt worden. Laut Prognosen könnte der Anteil bis 2025 noch bis auf 190 kg ansteigen [16]. Ein Beispiel für den konsequenten Einsatz von Aluminiumlegierungen zur Gewichtsreduktion ist der Jaguar XE, der eine vollständig aus Aluminiumlegierungen bestehende Rohkarosserie besitzt, die nur 251 kg wiegt [17]. Dabei kommen ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen der 6000er Serie zum Einsatz, welche bezüglich der metallphysikalischen Vorgänge, den möglichen Wärmebehandlungen zur Anpassung des Werkstoffzustandes und den Besonderheiten von Strangpressprofilen im nächsten Kapitel detailliert beschrieben werden.

2.2 Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen

Insbesondere in den Karosserien moderner Fahrzeuge mit Leicht- und Mischbauweise werden ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen verwendet. Zu diesen gehören, die nach Serien eingeteilten Legierungen 2xxx, 6xxx, und 7xxx. Den Vorteil, den sie gegenüber den naturharten Aluminiumlegierungen innehaben, ist, dass ihre mechanischen Eigenschaften durch gezielte Wärmebehandlungsabläufe den gewünschten umform- und einsetztechnischen Anforderungen angepasst werden können. Dies wird durch die temperaturbedingte Löslichkeit intermetallischer Legierungsbestandteile ermöglicht. Der Prozessablauf des Aushärtens gliedert sich in die Teilschritte Lösungsglühen, Abschrecken und Kalt- oder Warmauslagern [18]. Diese sollen im folgenden Kapitel anhand der meist verwendeten Al-Mg-Si Legierungen der 6xxx-Serie erläutert werden.

2.2.1 Wärmebehandlung von Al-Mg-Si Legierungen

Die Al-Mg-Si Legierungen werden in der Umformtechnik vor allem in den Werkstoffzuständen W, T₄, und T₆ eingesetzt. Als W-Zustand wird der weiche, lösungsgeglühte Zustand bezeichnet, in dem sich die Legierungsbestandteile vollständig in Lösung befinden. Al-Mg-Si-Legierungen werden bei Temperaturen zwischen 525°C und 540°C im Ofen wärmebehandelt, wobei die Lösungsglühdauer in hohem Maße vom Ausgangszustand des

Halbzeuges, der Halbzeugart und der Wanddicke abhängig ist [19]. Für Aluminiumknetlegierungen der 6xxx-Serie wird beispielsweise häufig eine Dauer von 20 min als ausreichend definiert [20]. Fröck *et al.* wiesen allerdings darauf hin, dass auch durch die Verwendung kürzerer Haltedauern bei ausreichender hoher Lösungsglüh-temperatur eine vollständige Auflösung der Legierungsbestandteile erzielt werden kann. Am Beispiel einer Aluminiumlegierung EN-AW6082 T651 wurde festgestellt, dass bei einer Haltedauer von nur 1 min bei einer Temperatur von 560°C ein vollständig lösungsgeglühter Zustand entstehen kann [21]. Während dem Lösungsglüh-ten laufen verschiedene Ausscheidungs- und Auflösungsvorgänge ab, die erst in den letzten Jahrzehnten im Detail analysiert werden konnten. Bei langsamen Aufheizgeschwindigkeiten wird durch eine endotherme Reaktion die Auflösung der GP-Zonen und Cluster, die im kaltausgelagerten Zustand vorliegen, erreicht, wodurch das Material entfestigt wird. Dies konnte von Murayama und Hono [22] mittels Transelektronenmikroskopie und 3D-Atomproben identifiziert werden. Sie schließen sich damit der Aussage von Dutta und Allen an, die ebenfalls TEM und DSC Messungen an einer EN AW-6061 durchführten [23]. Nach der endothermen Reaktion treten zwei exotherme Reaktionen auf, die die Ausscheidung der metastabilen β' und β'' Phase kennzeichnen [24]. Diese werden bei weiter steigenden Temperaturen direkt wieder aufgelöst [25]. Abschließend scheidet sich die β Gleichgewichtsphase [26] aus, die ebenfalls im Anschluss zusammen mit den restlichen Phasen aufgelöst wird [27].

Um bei den nachfolgenden Kalt- und Warmauslagerungsprozessen die höchstmögliche Festigkeitszunahme erzielen zu können, muss dieser lösungsgeglühte Zustand durch eine schnelle Abkühlung auf Raumtemperatur konserviert werden. Das Resultat ist ein übersättigter Mischkristall, welcher durch eine ausreichend hohe Abkühlrate nach dem Lösungsglüh-ten realisiert werden kann. Diese kritische Abkühlrate unterdrückt die Ausscheidung von Legierungselementen während der Abkühlphase und führt zu einer höheren Leerstellenkonzentration, die einen maßgeblichen Einfluss auf die erzielbare Festigkeitssteigerung besitzen [28]. Untersuchungen zeigten, dass mit wachsendem Mg_2Si -Gehalt des Werkstoffes und einem vorhandenen Si-Überschuss die benötigten Abkühlraten steigen [29]. Dadurch werden höhere Anforderungen an die technologischen Vorkehrungen zur Abkühlung der Halbzeuge nach dem Lösungsglüh-ten gestellt. Allerdings können bei diesen Legierungen im Umkehrschluss höhere Festigkeitssteigerungen durch die Bildung fein verteilter β'' -Ausscheidungen erzielt werden [30].

Während der Kaltauslagerung kommt es laut *Banhart* bereits in den ersten Minuten zu einer Anhäufung von Si-Atomen in Clustern [31]. Daran schließt sich die Bildung von Mg-Clustern an. Im Auslagerungsverlauf lösen sich diese Mg-Cluster wieder auf und schließen sich mit den Si-Clustern zu sogenannten Co-Clustern zusammen, die über die Auslagerungsdauer mit steigendem Mg-Gehalt weiter anwachsen. Bei einer Auslagerungstemperatur von 70°C erreichen die Co-Cluster eine Größe von ungefähr 2 nm und werden dann als GP(I)-Zonen bezeichnet [22].

Der Prozess der Warmauslagerung wird in die konventionelle Warmauslagerung, die sich über mehrere Stunden erstrecken kann und die verkürzte Warmauslagerung, die meist zwischen 15 und 25 Minuten beträgt eingeteilt. Letztere wird im Automobilbau dazu verwendet, Bauteile aus ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen, die in einem leicht umformbaren T₄-Zustand hergestellt werden, auf ihre finale Festigkeit für den Einsatz zu heben. Dabei wird in Hinblick auf ökologische und ökonomische Zielsetzungen die Warmauslagerung in den vorhandenen Lackeinbrennprozess integriert. Um den gleichen Festigkeitsanstieg wie bei einer konventionellen Warmauslagerung zu erhalten, muss der Werkstoff thermisch vorbehandelt werden. Diese Vorbehandlung wird als Stabilisierungsglühen bezeichnet [18].

Bei einer konventionellen Warmauslagerung nach dem Lösungsglühen bilden sich aus dem übersättigten Mischkristall nach dem Durchlaufen verschiedener Zwischenphasen und Wachstum der Cluster sogenannte GP(II)-Zonen. Diese weisen im Gegensatz zu den bei der Kaltauslagerung entstehenden GP(I)-Zonen keine kugelförmige, sondern eine nadelförmige Anordnung auf, und wandeln sich höchstwahrscheinlich bei weiterer Zunahme der Mg und Si Atomanreicherung in die β'' Phase um, wie von *Marioara* anhand von TEM-Untersuchungen gezeigt wurde [32]. Im weiteren Verlauf des Warmauslagerungsprozesses bilden sich β' -Phasen, die sowohl durch Neubildung als auch durch Umwandlung aus der β'' -Phase entstehen können [18]. Beim Übergang zwischen der nadelförmigen, teilkohärenten β'' -Phase und der stäbchenförmigen β' -Phase wird die höchste Festigkeit in ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen erzielt [33]. Bei weiterer Umwandlung nimmt die Festigkeit bei Übergang in die plattenförmige β -Gleichgewichtphase noch weiter ab, was als Überalterung des Werkstoffes bezeichnet wird [25]. Die beschriebenen thermisch induzierten Umwandlungsvorgänge werden maßgeblich von der Dauer und der Temperatur bei der Warmauslagerung beeinflusst. Um die Festigkeit während der Warmauslagerung maximal zu steigern, wird neben den erwähn-

ten Prozessparametern eine hohe Leerstellenkonzentration im übersättigten Mischkristall benötigt, da diese als Keimstellen für die Bildung der MgSi-Cluster dienen [34].

Bei der verkürzten Warmauslagerung bzw. der Paint Bake-Wärmebehandlung muss der Werkstoff zuvor mittels einem Stabilisierungsglühvorgang in einen schnellaushärtbaren Zustand überführt werden. Dieser Stabilisierungsglühvorgang schließt sich in den meisten Fällen direkt dem Lösungsglühen an und kann einstufig, zum Beispiel für 50 min bei 100°C für die Aluminiumlegierung EN AW-6022 [35] oder mehrstufig [36] mit unterschiedlichen Temperaturen und Haltedauern ausgeführt werden. Das Ziel ist, die nach dem Lösungsglühen vorhandenen, gelösten Mg und Si Atome zu größeren MgSi-Clustern anwachsen zu lassen. Diese können sich bei der Warmauslagerung schneller in die festigkeitssteigernden β'' -Phasen umwandeln [37], wodurch geringere Glühdauern im Vergleich zur konventionellen Warmauslagerung ausreichend sind.

In der Automobilindustrie finden diese schnellaushärtenden Legierung unter der Bezeichnung PX ihre Anwendung, wie beispielsweise die häufig genutzten Aluminiumlegierungen EN AW-6016 PX [38] oder AC170PX der Firma Novelis [39], die ihre finale Festigkeit durch die Temperatureinwirkung bei der kathodischen Tauchlackierung erreichen. Zudem untersuchten *An et al.* [40] die Möglichkeit zur Herstellung eines schnellaushärtbaren Zustandes in lokal begrenzten Bereichen eines Halbzeuges. Durch ein Stabilisierungsglühen der Legierung EN AW-6016 bei 230°C für 110 Sekunden konnte die Festigkeitszunahme der Legierung signifikant erhöht werden. Mittels TEM und DSC-Messungen konnte dieser Anstieg auf das Wachstum von GP-Zonen zurückgeführt werden. Diese Kenntnisse wurden dazu genutzt, in einer Kühl-Heiz-Kombination ein Blech lokal stabilisierungszuglügen, um eine Ronde für den späteren Tiefziehprozess zu optimieren, indem der Bodenbereich beim Warmauslagern einen höheren Festigkeitszuwachs erfährt als der Flanschbereich. Dadurch konnte das Grenzziehverhältnis um über 10% gesteigert werden.

Die vorgestellten Untersuchungen beziehen sich in den meisten Fällen auf Aluminiumblechwerkstoffe. Bei Aluminiumstrangpresslegierungen entstehen zum einen aufgrund des Herstellungsprozesses metallphysikalische Eigenschaften, die sich deutlich von denen der Blechhalbzeuge unterscheiden. Zum anderen ergeben sich aus der Halbzeuggeometrie Herausforderungen bei der Anwendung konventioneller Untersuchungsmethoden. Diese werden im folgenden Kapitel explizit erläutert.

2.2.2 Wesentliche Unterschiede beim Einsatz von Aluminiumstrangpresslegierungen

Der Herstellungsprozess eines Halbzeuges beeinflusst dessen finale Eigenschaften maßgeblich. Im Fall des Strangpressprozesses werden die Mikrostruktur, Oberfläche und Geometrie des Profils durch die verwendeten Prozessparameter verändert und erzeugen dadurch die prozessspezifischen Werkstoffeigenschaften von Strangpresslegierungen [41]. Insbesondere die Mikrostruktur wird durch die Prozesstemperatur und die im Werkzeug lokal unterschiedlichen Fließgeschwindigkeiten definiert. *Kayser et al.* [42] untersuchten hierzu die Entwicklung der Mikrostruktur während des Extrusionsprozesses. Sie konnten zeigen, dass sich das Strangpressgut von außen nach innen anhand der Mikrostruktur in drei Zonen unterteilen lässt: Totzone, Scherzone und Materialflusszone. Zudem ließ sich in der Materialflusszone in Abhängigkeit des Umformgrades eine Reduktion der Korngröße feststellen, welche auf dynamische Rekristallisationsprozesse zurückzuführen ist.

Sweet et al. analysierten am Beispiel der Legierungen EN AW-6061 und EN AW-6082, welchen Einfluss die Legierungszusammensetzung und die gewählten Prozessparameter auf die Korngrößenverteilung im Werkstoff und die resultierenden mechanischen Eigenschaften haben. Zusammenfassend lässt sich sagen, dass der Mn-Anteil in der Legierung EN AW-6082 durch die Bindung von Korngrenzen die benötigte Rekristallisationstemperatur erhöht. Zudem stellt die Ausgangstemperatur des Strangpressprofils aus dem Werkzeug den signifikantesten Einflussfaktor auf die Bildung des Gefüges dar. Für die Legierung EN AW-6061 ließ sich durch die Erhöhung der Ausgangstemperatur die Bildung einer groben Kornrandschicht verhindern und dadurch die besten mechanischen Eigenschaften erzielen [43]. Der Einfluss des Extrusionsprozesses auf die Mikrostruktur definiert zudem die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes, welcher im Vergleich zu den Blechwerkstoffen ein höheres anisotropes Werkstoffverhalten aufweist [44]. Dieses beeinflusst den Materialfluss und dadurch die lokalen Einschnürungen und Querschnittsdeformationen beim Biegeprozess maßgeblich [45]. *Li et al.* [46] konnten beweisen, dass bei zwei AlZnMg-Legierungen die Veränderung der Mikrostruktur während der Umformung einen Einfluss auf das dehnungsabhängige, richtungsabhängige Verhalten hat. *Chen et al.* fügten hinzu, dass das anisotrope Verhalten des Werkstoffes in Abhängigkeit der Warmauslagerungsdauer veränderlich sein kann. Im Fall der untersuchten Al-Mg-Si Legierung nahm die mittlere senkrechte Anisotropie mit zunehmender Ofenverweilzeit zu, wohingegen die ebene Anisotropie abnahm [47].

Neben den mikrostrukturellen Besonderheiten, die sich aus dem Extrusionsprozess ergeben, entstehen durch den Halbzeugquerschnitt und die häufig begrenzten Halbzeugdimensionen Herausforderungen im Bereich der Werkstoffcharakterisierung. Beispielsweise lassen sich bei Profilen mit Querschnitten kleiner als 165 mm keine Standardzugproben mit einer Messlänge von 50 mm gemäß DIN EN ISO 6892-1 [48] entnehmen. Ein Lösungsansatz hierfür ist die Skalierung der Zugproben. *Aegeter et al.* [49] leiteten hierfür unter weitest gehender Einhaltung der Vorschriften der DIN EN ISO 6892-1 Probengeometrien ab, die bis auf eine Gesamtlänge von 23 mm reduziert wurden. Das Verhältnis von Messlänge und Stegbreite wurde bei der Skalierung bei einem Faktor von 4 konstant gehalten. Dadurch ließen sich nach den Zugversuchen vergleichbare Fließkurven für Aluminium- und Stahlwerkstoffe identifizieren. *Konopik* [50] untersuchte miniaturisierte Proben mit einem Längen zu Breitenverhältnis von 4,5 mit Probendicken von 0,2 mm, 0,5 mm und 1,5 mm. Dadurch ergeben sich Breiten zu Dickenverhältnisse von 5, 2 und 0,66. Eine Standardzugprobe A50 aus einem Werkstoff mit 1 mm Blechdicke besitzt im Vergleich ein Breiten zu Dickenverhältnis von 12,5. Die Ergebnisse der Zugversuche lassen annehmen, dass bei Verwendung dieser Probengeometrie eine Reduktion der ermittelten Werte für die Dehngrenze und Zugfestigkeit einhergehen. Zudem wurde für die Proben in 0° und 90° zur Walzrichtung eine geringfügige Reduktion der senkrechten Anisotropie festgestellt. In den Untersuchungen von *Kohyama* [51] wurde das Dicken-Breitenverhältnis von miniaturisierten Proben von 0,01 bis 1 variiert. Insbesondere im niedrigen Aspektverhältnisbereich konnte festgestellt werden, dass eine Reduktion der Probendicke zu einer Erhöhung der charakterisierten Festigkeits- und Dehnungskennwerte führt. Aber nicht nur der Einsatz des uniaxialen Zugversuches, sondern auch der anderer Analysemethoden wird durch die Geometrie der Hohlprofile erschwert. Die Bestimmung des Biaxpunktes kann beispielsweise nur durch den Schichtstauchversuch ermittelt werden, da sowohl für den Kreuzzugversuch als auch für den hydraulischen Tiefungsversuch keine Proben gefertigt werden können. Selbst für die Durchführung von Härtemessungen am nicht gebogenen Halbzeug müssen zuerst Proben aus den Profilen entnommen werden, bevor sie geprüft werden können.

Neben diesen Besonderheiten ist bei ausscheidungshärtbaren Aluminiumstrangpressprofilen eine Gemeinsamkeit mit den Blechwerkstoffen festzustellen. Im Vergleich zu weichen Stahlgüten weisen sie eine geringe Umformbarkeit auf bevor das Versagen des Werkstoffes eintritt. Um die Formgebungsgrenzen von Aluminiumlegierungen zu erhöhen, wurde eine

Methode entwickelt, die die Werkstoffeigenschaften global und lokal entsprechend den vorliegenden Belastungen beeinflussen kann. Die dieser Technologie zugrundeliegenden Wirkmechanismen sowie deren Auslegung und Anwendung werden im folgenden Kapitel erläutert.

2.3 Die Methode der Kurzzeitwärmebehandlung

Eine Möglichkeit, die Formgebungsgrenzen von Blechwerkstoffen zu erweitern, ist der Einsatz eines vom Umformprozess entkoppelten thermischen Verfahrens zur Veränderung der mechanischen Eigenschaften. Diese Technologie hat ihren Ursprung in den Untersuchungen von *Siebel und Beisswänger* aus dem Jahr 1953 [52]. Darin wurden die beim Glühen von vorverfestigten Blechwerkstoffen auftretenden Rekristallisationseffekte genutzt, um eine gezielte, lokale Entfestigung und Erweiterung der Formgebungsgrenzen zu erzielen. Zur Begrenzung der eingebrachten Wärme, wurden Kühlsysteme verwendet. Diese Idee, welche wegen mangelhafter Reproduzierbarkeit nicht in die industrielle Anwendung übertragen wurde, wurde 20 Jahre später von *Dirks* [53] weiterentwickelt. Der Unterschied bei seinen Überlegungen war die Verwendung eines Salzbadofens, in den die Platinen mittels einer Einspannvorrichtung aus Kupferplatten getaucht wurden. Durch die Veränderung des Durchmessers der Kupferplatten konnte der Entfestigungsbereich gezielt eingestellt werden, wodurch eine signifikante Verbesserung der Umformbarkeit der Platinen in Tiefziehprozessen erreicht werden konnte.

Die heute zahlreichen Untersuchungen im Bereich der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung wurden allerdings erst aufgrund technologischer Entwicklungen und der Veränderung ökologischer und ökonomischer Denkweisen ermöglicht. Zum einen wurde die Reproduzierbarkeit und Robustheit der lokalen Wärmebehandlung durch technologische Fortschritte, beispielsweise im Bereich der Lasertechnik, signifikant verbessert. Zum anderen sorgten das steigende Umweltbewusstsein in der Bevölkerung sowie die Verschärfung gesetzlicher Regelungen im Bereich der Abgasvorschriften dafür, dass der Leichtbaugedanke immanenter Bestandteil der Automobilindustrie wurde. Die dabei stetig wachsenden Designanforderungen bezüglich der Markanz der Außenhautbauteile machten die werkstoffseitigen Formgebungsgrenzen der Aluminiumlegierungen deutlich. Diese Entwicklungen in ihrer Summe führten zu einem steigenden Interesse an Technologien und Methoden, um insbesondere die Formgebungsgrenzen von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen zu erweitern.

Dadurch wuchs das Interesse an maßgeschneiderten Aluminiumhalbzeugen erneut an und führte in der Folge zu einer Vielzahl wissenschaftlicher Untersuchungen in diesem Bereich. Im Gegensatz zu früheren Analysen, bei denen hauptsächlich Rekristallisations- und Erholungseffekte genutzt wurden, um die Festigkeit der Platinen lokal zu reduzieren, konzentrierten sich die neueren Untersuchungen auf die Auflösung der festigkeitssteigernden Ausscheidungen im Aluminiumgefüge. *Vollertsen und Lange* verwendeten 1998 einen CO_2 -Laser, um Platinen der Aluminiumlegierung AA6016 zu entfestigen. Sie stellten zum einen den Grad der Entfestigung des Werkstoffes in Abhängigkeit der eingebrachten Wärmeleistung dar und erzielten zum anderen eine signifikante Erhöhung der Grenzziehverhältnisses durch eine Entfestigung der Ronde im Flanschbereich [54]. Ausgehend von diesen grundlegenden Untersuchungen wurde die Tailor Heat Treated Blanks Technologie durch eine weitere Entwicklung maßgeblich verbessert. Die Verbesserung der Computertechnik und die Möglichkeit mittels der sogenannten Finite-Elemente-Methode (FEM) Wärmebehandlungs- und Umformprozesse abzubilden und zu analysieren, ermöglichte es Wärmebehandlungslayouts gezielt auf den nachfolgenden Umformschritt ausulegen. Zudem wurde dadurch die Auslegung von Wärmebehandlungslayouts für kompliziertere Bauteilgeometrien erst effektiv möglich. *Geiger und Otto* [55] demonstrierten hierzu die Möglichkeiten, die sich für die Auslegung von THTBs durch die FE-Simulation ergeben. Anhand eines Rechtecknapfs analysierte er numerisch den Einfluss der Größe des Wärmebehandlungslayout auf die auftretenden Spannungen und Dehnungen bei der Umformung. Abschließend validierte er die Simulation mittels experimentellen Napfzugversuchen, in denen gezeigt werden konnte, dass erst durch den Einsatz des numerisch überprüften Wärmebehandlungslayouts eine fehlerfreie Umformung des Bauteils möglich ist. Als letzten Schritt von den Modellbauteilen hin zu Serienbauteilen untersuchte *Vogt* 2009 [56] die Prozessgrenzen von THTBs unter seriennahen Bedingungen. Unter anderem wurde die Eignung von THTBs für den anschließenden Lackier- und Lackeinbrennprozess untersucht. Ausgehend von diesen Ergebnissen leitete er ein Prozessfenster ab und entwickelte Gestaltungsrichtlinien für THTBs unter seriennahen Bedingungen. Diese wurden final am Beispiel einer B-Säule erprobt und verifiziert. *Kharimanidis* [72] erweiterte diese Erkenntnisse 2017 durch die gezielte Untersuchung des Einflusses der Kurzzeitwärmebehandlungsparameter auf die Ausbildung von Fließfiguren und den Platinenverzug für die Anwendung im Automobilbau. Er erkannte, dass eine Kaltauslagerungsdauer von wenigen Stunden nach der Kurzzeitwärmebehandlung zwar zu einer leichten Verfestigung des Werkstoffes führt, aber das Auftreten von Fließfiguren positiv beeinflussen kann.

Nachdem die Technologie der Kurzzeitwärmebehandlung in der Anwendung für Blechwerkstoffe und Tiefziehprozesse etabliert wurde, hielt sie zusätzlich auch noch in anderen Forschungsbereichen Einzug.

Zudem wurde die Technologie in den Querschnittsbereich der Blechmassivumformung übertragen, die als die Anwendung von Verfahren der Massivumformung auf Blechhalbzeuge definiert ist [57]. Der Anwendungsfall bezog sich im Speziellen auf die Herstellung von Zahnradbauteilen aus Aluminiumlegierungen in einem kombinierten Tiefzieh-Stauch-Prozess [58]. Eine Aluminiumronde sollte zunächst tiefgezogen und anschließend eine umlaufende Verzahnung im Zargenbereich eingeprägt werden. Da es bei der verwendeten Aluminiumlegierung EN AW-6016 bereits im Tiefziehschritt sowohl zu einem Rissversagen im Radius als auch zu unerwünschter Faltenbildung kam, wurde mittels numerischer Methoden ein Wärmebehandlungslayout abgeleitet und appliziert. Durch den Einsatz des hergestellten Tailor Heat Treated Blanks konnte das Zahnrad ohne Versagen erfolgreich ausgeprägt werden.

Zum anderen findet die lokale Kurzzeitwärmebehandlung seit kurzem auch Anwendung im Bereich der Fügechnik. Durch den Trend in der Automobilindustrie zu Werkstoffen mit höher- und hochfesten Güten sowie einem intelligenten Materialmix [59] ergeben sich im Bereich der Fügechnik neue Herausforderungen. Das thermische Fügen von Stahl und Aluminium führt zur Ausbildung einer intermetallischen Phase mit negativen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften der Fügezone [60]. Die Lösung hierfür ist der Einsatz mechanischer Fügeprozesse. Diese stoßen allerdings aufgrund der begrenzten Umformbarkeit der hochfesten Fügepartner an ihre Grenzen. In diesem Zusammenhang wurde die Beeinflussung des Materialflusses im Schneidclinchverfahren durch die Applikation lokaler Wärmebehandlungslayouts im Bereich des Fügepunktes erforscht [61]. Das Ziel war das Fügen einer hochfesten Aluminiumlegierung EN AW-7075 T6 mit dem Bor-Mangan-Stahl 22MnB5. Im Ausgangszustand trat bei der Aluminiumlegierung Halsrissversagen während dem Durchsetzvorgang auf. Durch eine lokal begrenzte Entfestigung der stempelseitigen hochfesten Aluminiumlegierung konnte die Duktilität im Bereich der höchsten Belastung gesteigert, durch die Reduktion der Werkstofffestigkeit die Prozesskräfte reduziert und der Materialfluss im Fügepunktbereich erhöht werden. Zudem wurde durch die umliegenden festen Bereiche ein radiales Abfließen des Werkstoffes aus der Fügezone verhindert, wodurch die Ausbildung des Hinterschnitts gefördert wurde.

Anhand dieser Beispiele wird die Vielseitigkeit der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung deutlich. Um ein grundlegendes Verständnis für den Prozess zu erhalten, soll ausgehend von der geschichtlichen Entwicklung der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung eine Zusammenfassung gegeben werden, mit deren Hilfe sowohl die bereits identifizierten Einflussgrößen auf die mechanischen Eigenschaften von kurzzeitwärmebehandelten Aluminiumlegierungen als auch die dafür verantwortlichen metallphysikalischen Effekte und ihre Ursachen erläutert werden.

2.3.1 Grundlegende Mechanismen der Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumlegierungen

Im Folgenden werden die metallphysikalischen Abläufe erläutert, die durch die Kurzzeitwärmebehandlung in Aluminiumlegierungen angestoßen werden. Zudem wird auf den Einfluss der Prozessparameter der Wärmebehandlung auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften eingegangen. Die Verfestigungs- und Entfestigungsvorgänge, die der Kurzzeitwärmebehandlung zugrunde liegen, lassen sich durch drei Hauptmechanismen erklären: Erholung, Rekristallisation und Ausscheidungslösung [62].

Erholung

Thermisch induzierte Erholungsvorgänge können zu einer Reduktion der Festigkeit beitragen. Hierfür ist ein vorverfestigtes Gefüge mit einer hohen Dichte an Versetzungen vorteilhaft. Die Versetzungsdichte wird durch zwei ablaufende Mechanismen reduziert, die Versetzungsannihilation und -polygonisation genannt werden [63]. Bei der Annihilation werden Versetzungen vollständig aufgelöst, indem sich diese aus ihrer Gleitebene bewegen, was als Stufenklettern bezeichnet wird. Beim Aufeinandertreffen zweier Versetzungen mit gegensätzlicher Ausrichtung bilden diese eine vollständige Netzebene und löschen sich gegenseitig aus. Bei der Versetzungspolygonisation oder -rekombination schließen sich zwei Versetzungen gleichen Vorzeichens durch Klettern und Quergleiten zu einer größeren Versetzung zusammen. Durch die Anordnung von Versetzungen in einer Ebene kann es zudem zur Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen kommen, durch die die Energie im Kristall zusätzlich abgebaut werden kann [64]. Der Übergang zwischen Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen ist fließend. Die Rekristallisation unterscheidet sich in den ablaufenden metallphysikalischen Vorgängen grundlegend von der Erholung.

Rekristallisation

Bei der statischen Rekristallisation kommt es zu thermisch aktivierter Keimbildung und -wachstum. Dadurch entsteht ein neues Gefüge, dessen Korngröße abhängig von der Vorverformung ist. Da die Festigkeit eines Werkstoffes unter anderem durch die Aufstauung von Versetzungen an den Korngrenzen erhöht wird, tritt bei Zunahme der Korngröße durch die geringere Anzahl an Korngrenzen eine Reduktion der Festigkeit auf [18]. *Hogg* [65] nutzte unter anderem diesen Effekt zur Erhöhung der Umformbarkeit von Ronden beim Napfziehen. Mittels lokaler, konduktiver Erwärmung über ringförmige Heizplatten entfestigte er den Flanschbereich von Ronden, während der spätere Bodenbereich des Napfes in seinem Ausgangszustand verblieb. Dadurch ließ sich sowohl das Grenzziehverhältnis der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-6016 als auch der naturharten Legierung EN AW-5454 erhöhen, was auf einen nicht ausscheidungsbezogenen Entfestigungsmechanismus schließen lässt. Dies ließ sich zudem durch die Härtemessungen bestätigen, welche bei der naturharten Legierung im Gegensatz zur ausscheidungshärtbaren auf keine erneute Verfestigung nach der Kurzzeitwärmebehandlung schließen ließen.

Unter anderem kann die Rekristallisation dazu genutzt werden, Aluminiumbleche, die durch einen sogenannten „Severe plastic deformation process“ mittels Feinkornhärtung verfestigt wurden, lokal in ihren Ausgangszustand zu überführen. *Merklein et al.* [66] konnten durch eine lokale Laserwärmebehandlung der Biegekante von nanokristallinen Aluminiumblechen eine signifikante Reduktion der Prozesskräfte und eine Erhöhung des maximalen Biegewinkels im Plättchenbiegeversuch erzielen. *Maier et al.* [67] identifizierten bei lokal laserwärmebehandelten Biegeplättchen aus nanokristallinem EN AW-6016 eine über die Blechdicke von 1 mm auftretende, graduelle Rekristallisation der Kornstruktur. Hierzu wurde ein Spotdurchmesser von 5 mm, eine Laserleistung von 850 W und eine Verfahrgeschwindigkeit von 200 mm/s gewählt. Diese führte auf der wärmebehandelten Seite des Bleches zu einer Erhöhung der Korngröße auf ungefähr 5-15 μm , wohingegen die Gegenseite in dem nanokristallinen Zustand verblieb. Diese Unterschiede über die Blechdicke ließen sich durch Härtemessungen bestätigen, welche einen Abfall der Härte von 1,46 GPa auf 0,96 GPa identifizierten. Auch *Herrmann* und *Merklein* [68] untersuchten die Entfestigung von mehrlagigen Aluminiumblechen der Legierung EN AW-6014 mit nanokristallinem Gefüge, die im Accumulative Roll Bonding Verfahren hergestellt wurden. Ab einer Wärmebehandlungstemperatur von 400 °C, ließ sich eine signifikante Zunahme der Korngröße von

1 μm auf 15 μm in Vergleich zum Ausgangszustand feststellen. Die Festigkeitsreduktion wird in diesem Fall aber nicht nur über Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge erzielt, sondern wird zudem durch die Auflösung im Werkstoff vorliegender Ausscheidungen begleitet. Dieser Mechanismus wird im Folgenden explizit erläutert.

Ausscheidungsauflösung

Der letzte und am häufigsten genutzte mikrostrukturelle Mechanismus ist die Auflösung von Ausscheidungen im Werkstoff. Voraussetzung hierfür ist eine ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierung im kalt- oder warmausgelagerten Zustand. Die mikrostrukturellen Abläufe beruhen auf der temperaturabhängigen Löslichkeit der Legierungsbestandteile im Aluminiumkristall [19]. Durch eine Erhöhung der Temperatur während der Kurzzeitwärmebehandlung werden die Legierungsbestandteile aufgelöst und verteilen sich in dem übersättigten Mischkristall. Im Fall einer AlMgSi-Legierung wären dies die Bestandteile Magnesium und Silizium. Die Folge ist, dass die Verspannung des Aluminiumgitters reduziert wird und weniger Hindernisse für die Versetzungsbewegung vorliegen [62]. Im Gegensatz zur Rekristallisation und der Erholung ist dieser Entfestigungseffekt nicht stabil. Vergleichbar mit den metallphysikalischen Prozessen nach dem Lösungsglühen setzt nach der Kurzzeitwärmebehandlung ein Kaltauslageeffekt ein, der durch die Neubildung von Ausscheidungen in der Aluminiumlegierung die Festigkeit des Werkstoffes erneut erhöht [69].

Die während der Kurzzeitwärmebehandlung und danach ablaufenden Ausscheidungsvorgänge sind aufgrund der Größe der Ausscheidungen, die im Nanometerbereich liegen, bis jetzt noch nicht vollständig und eindeutig identifiziert. Erst in den letzten Jahren konnten durch die stetige, technologische Weiterentwicklung von Analysemethoden weitere Fortschritte bei der Aufschlüsselung der genauen Auflösungs- und Ausscheidungsvorgänge erzielt werden. Konventionelle DSC-Messungen, wie sie bereits in Kapitel 2.2.1 erwähnt wurden, eignen sich leider nicht, um die während der Kurzzeitwärmebehandlung der Proben ablaufenden Vorgänge zu untersuchen. Selbst DSC-Geräte die für hohe Aufheizraten verwendet werden, können nur bis zu einer maximalen Aufheizgeschwindigkeit von 5 K/s eingesetzt werden. Allerdings können bei der Laserwärmebehandlung Aufheizgeschwindigkeiten von mehreren 100 K/s auftreten, die zudem einen nicht linearen Verlauf besitzen [70].

Aus diesem Grund entwickelte Fröck [71] eine indirekte Messmethode, mit der die Untersuchung von Ausscheidungsvorgängen für hohe Aufheizgeschwindigkeiten ermöglicht wird. Dazu werden Proben zunächst in einem

Dilatometer mit 1 K/s, 20 K/s und 100 K/s auf Temperaturen zwischen 150 °C und 575 °C aufgeheizt und anschließend auf -80 °C abgekühlt, wodurch Kaltauslagerungseffekte vermieden werden sollen. Durch die anschließende Wiedererwärmung in einem konventionellen DSC wurden die unterschiedlichen wärmebehandlungsinduzierten Zustände analysiert. Durch den Vergleich zwischen einer direkten Messung mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 1 K/s und der indirekt bestimmten DSC-Kurve konnte die Methode validiert werden. Für 20 K/s und 100 K/s konnte anhand der Einzelkurven der wiederaufgeheizten Proben eine Gesamtkurve erstellt werden. Dabei unterschied sich die Ausscheidungs- und Auflösungsfolge im Gegensatz zu niedrigeren Aufheizgeschwindigkeiten in mehreren Bereichen.

Als eine weitere Methode zur Analyse von Ausscheidungen gilt die sogenannte Atomsonde. *Kahrimanidis* [72] verwendete diese, um die Werkstoffzustände, die sich nach der Kurzzeitwärmebehandlung bei unterschiedlichen Kaltauslagerungsdauern einstellen, zu identifizieren. Um unerwünschte Kaltauslagerung bis zur Messung zu vermeiden, wurden die Proben in flüssigem Stickstoff gelagert. Bei der Analyse zeigte sich nach einer Kaltauslagerungsdauer von 15 min, dass im Gegensatz zum Ausgangszustand nahezu alle Co-Cluster aufgelöst wurden und lediglich reine Si-Cluster in der Mikrostruktur vorliegen. Nach 35 min bildeten sich die ersten Co-Cluster und nach 25 h lag ein mit dem Ausgangszustand vergleichbares Ausscheidungsbild vor. Bezüglich des Einflusses der verwendeten Prozessparameter auf die mechanischen Eigenschaften wurde in den meisten Untersuchungen hauptsächlich die maximale Wärmebehandlungstemperatur variiert. Der analysierte Temperaturbereich erstreckt sich von 150 °C bis 450 °C. *Staud* identifizierte für die Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 den Entfestigungsbeginn bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 200 °C. Ab 320 °C ließ sich keine Entfestigung mehr feststellen, was auf die Auflösung aller vorhandenen Ausscheidungen und das Erreichen des quasi-lösungsgeglühten Zustand schließen lässt [73]. Diese Aussage wurde von *Geiger et al.* [74], die die Kurzzeitwärmebehandlung der Legierung EN AW-6016 T4 analysierten bestätigt. *Vogt* [56] identifiziere in Zugversuchen mit der Legierung EN AW-6181 PX einen ähnlichen Entfestigungsbeginn. Eine vollständige Entfestigung wurde erst bei Wärmebehandlungstemperaturen um 400 °C erreicht. Die Auswirkungen langer Haltezeiten wurden von *Nguyen* analysiert. Bereits bei einer Erhöhung der Haltezeit von 1 s auf 50 s ließ sich zum einen das Auftreten eines lokalen Festigkeitsanstieges vor der Entfestigung erkennen. Zum anderen entfestigte der Werkstoff bei höherer Haltezeit erst bei höheren Temperaturen

[75]. Neben der maximalen Wärmebehandlungstemperatur und der Haltezeit wurden vereinzelt die Einflüsse der Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. *Hofmann* stellte fest, dass durch eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit die Festigkeitszunahme während der Kaltauslagerung bei den Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und EN AW-6181 A erhöht werden kann [76]. *Kerausch* [77] untersuchte Aufheizgeschwindigkeiten von 100 K/s, 200 K/s und 500 K/s bei gleichbleibender Abkühlrate von ungefähr 4 K/s. Diese zeigten allerdings keinen Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften. Im Gegensatz dazu stellte er fest, dass durch die Erhöhung der Abkühlrate um den Faktor 10 der Entfestigungsbeginn um ungefähr 30°C zu höheren Temperaturen verschoben wird. Eine signifikante Beeinflussung der senkrechten Anisotropie konnte aufgrund der hohen Standardabweichung der ermittelten Werte nicht bestätigt werden. Die in den Charakterisierungsversuchen ermittelten Werte dienen als Basis für die numerische Abbildung von lokal kurzzeitwärmebehandelten Platinen in der Umformsimulation. Im folgenden Kapitel werden die bereits entwickelten Methoden zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts erläutert.

2.3.2 Prozessauslegung und numerische Modellierung von Kurzzeitwärmebehandlungsstrategien

Nicht nur im Bereich der metallphysikalischen Charakterisierungstechnologien, sondern auch im Bereich der Auslegung und der FE-Modellierung von Wärmebehandlungslayouts hat sich durch die Fortschritte der letzten Jahrzehnte eine signifikante Entwicklung dargestellt. *Hofmann* untersuchte 2002 zunächst die grundlegenden Zusammenhänge zwischen der Größe des entfestigten Flanschbereiches und dem Einfluss auf das Grenzziehverhältnis der Aluminiumlegierung EN AW-6016. Eine Methodik zur allgemeinen Auslegung der entfestigten Bereiche in Abhängigkeit des Bauteils fehlte zu diesem Zeitpunkt allerdings noch [76]. Diese lieferte *Kerausch*, indem er ein analytisches Modell entwickelte, mit dem die Größe des Wärmebehandlungslayouts unter Berücksichtigung des Wärmeübergangsbereiches für das Tiefziehen von Rundnäpfen, berechnet werden konnte. Für komplexere Tiefziehbauteile stellte er eine numerisch gestützte, iterative Auslegungsmethodik vor, in der ausgehend von der Identifizierung kritischer Bauteilbereiche die zu entfestigenden Bereiche modelliert werden [77]. *Vogt* veröffentlichte 2009 die sogenannten Auslegungsprinzipien für THTB. Das erste Prinzip ist die lokale Reduktion der notwendigen Umformkraft. Daraus resultiert die Reduktion von auftreten-

den Kräften in den umformkritischen Bereichen. Das 2. Prinzip ist die Erleichterung des Materialflusses durch lokale Entfestigung in der direkten Nähe zu kritischen Umformbereichen. Diese als Opferzonen bezeichneten Bereiche reduzieren die Dehnungen in den kritischen Umformzonen, wodurch diese weniger ausgedünnt werden. Beide Wirkprinzipien führen in der Folge zu einer lokalen Reduktion der kritischen Spannungen in den zuvor numerisch identifizierten kritischen Umformbereichen. Aus diesen zwei Wirkprinzipien leitete er zudem neun verschiedene Gestaltungsrichtlinien für die seriennahe Auslegung von lokal wärmebehandelten Platinen ab, die Themenbereiche von „Vermeidung der Faltenbildung“ bis hin zur „Eignung für den Lackeinbrennprozess“ berücksichtigen. [56]

Ein Jahr später veröffentlichte *Staudt* seine Vorgehensweise zur Auslegung von THTBs, die eine inverse, numerisch-unterstützte Auslegung von Wärmebehandlungslayouts in Abhängigkeit der auftretenden Einflussgrößen umfasste. In dieser wird entgegen der konventionellen Vorgehensweise ausgehend von der Umformsimulation, eine Formänderungsanalyse durchgeführt und daraus die für eine verbesserte Umformung notwendige, lokale Eigenschaftsverteilung abgeleitet. Die dafür notwendigen Wärmebehandlungstemperaturen werden auf Basis einer umfangreichen Werkstoffcharakterisierung identifiziert. Das Temperaturlayout wird simuliert und über weitere Schleifen bis zum finalen Layout optimiert. Das Ziel der Methodik ist die Einstellung einer sogenannten homogenen Belastbarkeit. Dabei soll über die auftretenden, lokalen Dehnungen die Belastung jedes Elements bestimmt werden. Im Anschluss erfolgt die wärmebehandlungsinduzierte Anpassung der Anfangsfließspannung, um die auftretenden Belastungen über das gesamte Bauteil zu verteilen, wodurch die Formgebungsgrenzen des Werkstoffes global besser ausgenutzt werden und lokal auftretende, höchstbelastete Zonen entlastet werden [78]. Die von *Vogt* aufgestellten Wirkprinzipien wurden 2015 von *Nguyen* erweitert. Dieser zeigte zunächst die Möglichkeit auf, dass durch eine lokale Wärmebehandlung mit passender Kombination aus Haltezeit und Temperatur auch eine Verfestigung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen erzielt werden kann. Diesen Mechanismus nutzte er, um die Umformbarkeit von Blechbauteilen zu verbessern. Der 1. Wirkmechanismus seiner Methodik ist die Einkopplung höherer Umformkräfte. Dadurch steigen die Reaktionskräfte in den kraftübertragenden Bereichen. Dies hat zur Folge, dass der Materialeinzug und der Widerstand gegen tangentielle Druckspannungen im Flanschbereich erhöht werden, wodurch der Faltenbildung entgegengewirkt wird. Der 2. Wirkmechanismus ist die reduzierte Ausdünnung in den

verfestigten Bereichen, da sich die Dehnung in die noch im weicheren Ausgangszustand vorliegenden Bereiche verlagert. Die Auslegung erfolgt anhand der numerischen Ergebnisse des Bauteils ohne Wärmebehandlung. Bereiche mit kritischen Dehnungszuständen werden identifiziert und die Verfestigungszonen anhand der Methodik manuell festgelegt. Diese Vorgehensweise wurde anhand einer einfachen Kreuznapfgeometrie demonstriert und die Übertragbarkeit anhand einer B-Säule sichergestellt [75]. *Lechner* untersuchte den Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen auf die mechanischen Eigenschaften von aushärtbaren Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie. Er stellte fest, dass durch eine lokale Reduktion der Abkühlgeschwindigkeit die Festigkeitsverteilung der Platine gezielt eingestellt werden kann. Auf Basis dieser Erkenntnisse entwickelte er eine Optimierungsmethode, mit deren Hilfe die beste Kombination aus Platinenzuschnitt und Wärmebehandlungslayout für den Tiefziehprozess von rotationssymmetrischen Bauteilen ermittelt werden konnte. Bei der Analyse der Simulationen konnte er drei unterschiedliche Bereiche identifizieren, welche die Layouts in die Kategorien kontraproduktiv, wirksam und wirkungslos einteilt. Im kontraproduktiven Bereich wird ein im Vergleich zur Ronde zu großer Bereich wärmebehandelt. Der Napfboden, der für die Kraftübertragung benötigt wird, wird entfestigt und es tritt ein im Vergleich zur konventionellen Platine, früheres Versagen ein. Im wirkungslosen Bereich tritt das Gegenteil ein. Der entfestigte Bereich ist zu klein und der Einfluss auf den Materialfluss daher vernachlässigbar gering, wodurch die Ziehtiefe nicht erhöht wird. Der wirksame Bereich liegt zwischen den beiden zuvor genannten, der spätere Flansch und Zargenbereich wird ausreichend entfestigt ohne die kraftübertragenden Bereiche zu tangieren. Der wirksame Bereich schrumpft mit zunehmender Platinengröße bis eine Kombination aus Platinendurchmesser und Wärmebehandlungszonengröße das globale Ziehtiefenmaximum definiert. Zudem ergänzte er die Optimierungsmethode um die Berücksichtigung des richtungsabhängigen Verhaltens von Aluminiumlegierungen, wodurch eine angepasste Platinengeometrie identifiziert werden konnte, mit der ein gleichmäßiger Flanscheinzug sichergestellt werden kann [79].

Die bisherigen Erkenntnisse beziehen sich in den meisten Fällen auf die Umformung von Blechhalbzeugen, da diese von besonderem Interesse für die Karosserieauslegung in der Automobilindustrie sind. Indes nimmt in den letzten Jahren der Anteil stranggepresster Halbzeuge aufgrund ihrer Variabilität in Bezug auf ihren Querschnitt und die günstige Kombination aus Steifigkeit und Gewicht stetig zu. Das Umformen dieser Halbzeuge wird größtenteils durch Biegeoperationen umgesetzt. Diese werden im

nächsten Kapitel genauer beschrieben. Zudem wird auf die möglichen Umformfehler beziehungsweise Versagensarten eingegangen und die nach jetzigem Stand vorhandenen Methoden, um diese zu vermeiden und die Umformbarkeit der Hohlprofile zu erhöhen.

2.4 Biegeumformung von Hohlprofilen

Das Rohrbiegen fällt im Bereich der Umformtechnik in den Hauptbereich des Biegens, welcher gemäß DIN 8586 als Umformverfahren eines festen Stoffes bezeichnet wird, wobei die Formänderung im Wesentlichen durch eine Biegebeanspruchung herbeigeführt wird [80]. Die Biegeverfahren können nach drei unterschiedlichen Richtlinien weiter unterteilt werden. Es besteht die Möglichkeit die Prozesse nach der Werkzeugbewegung in Biegeprozesse mit translatorischer und rotatorischer Bewegung sowie als Sonderform in solche, die eine Wirkenergie benutzen. *Lange* stellt als weiteres Einteilungskriterium die Art der Formgebung vor. Dadurch lassen sich die Biegeverfahren in werkzeuggebundene und kinematische Verfahren unterteilen [81]. Zuletzt besteht nach *Vollersten* die Möglichkeit, die Biegeverfahren auch anhand des auftretenden Biegemoments zu kategorisieren [82]. Beginnend mit den Verfahren ohne die direkte Einbringung eines Biegemoments wie beim Laserstrahlbiegen, die Verfahren mit konstantem Biegemoment und die mit einem veränderlichen Biegemoment, welche die Hauptgruppe der Biegeverfahren darstellt. Unabhängig von der Einteilung sind für alle Biegeprozesse die über den Querschnitt des Halbzeuges auftretenden Spannungsgradienten charakteristisch. Bei Rohren resultieren durch ein eingebrachtes Biegemoment axiale Zugspannungen am Außenradius und axiale Druckspannungen am Innenradius [83]. An den seitlichen Flanken tritt ein Verlauf von Zug- zu Druckspannungen auf. Der Punkt, an dem weder Zug- noch Druckspannungen vorhanden sind, wird als neutrale Faser bezeichnet [81]. Diese charakteristischen Spannungsverläufe beim Biegen von Hohlprofilen können zu prozessspezifischen Versagensarten führen, die im Folgenden erläutert werden sollen.

2.4.1 Fehler –und Versagensarten beim Biegen von Hohlprofilen

Im Gegensatz zu Blechhalbzeugen ergeben sich beim Biegen von Hohlprofilen, die im Extrusionsprozess hergestellt wurden, werkstoffspezifische, halbzeugspezifische und prozessspezifische Problemstellungen. Im Vergleich zu Aluminiumblechwerkstoffen weisen Strangpressprofile ein höhe-

res richtungsabhängiges Verhalten auf. *Pellegrino* identifizierte beispielsweise für den Aluminiumblechwerkstoff AA6082 senkrechte Anisotropiekennwerte von 0,581, 0,925 und 0,785 in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung [84]. Im Gegensatz dazu wurden von *Morin* für ein extrudiertes Halbzeug Werte von 0,41, 1,53 und 0,98 identifiziert [85]. Das anisotrope Verhalten beeinflusst maßgeblich den Materialfluss während der Umformung. Durch niedrige Anisotropiewerte wird ein verstärkter Materialfluss aus der Dicke begünstigt, wodurch der Werkstoff dazu neigt lokal auszudünnen und zu versagen. Zudem führt ein höher anisotropes Verhalten zu einer Begünstigung von Querschnittsdeformationen im Biegeprozess, wie von *Paulsen* und *Welo* mittels numerischer Untersuchungen festgestellt wurde [86].

In Bezug auf das Halbzeug bzw. dessen Ausgangsgeometrie werden im Vergleich zu Blechen höhere Fertigungsabweichungen toleriert. *Vatter* fasste die für Profile existierenden Normen zusammen und wies darauf hin, dass neben den sich stark unterscheidenden Toleranzbereichen für die geometrischen Abmessungen große Spielräume in Hinblick auf die geforderten mechanischen Eigenschaften vorhanden sind [87]. Beispielsweise ist gemäß DIN EN 755-7 für stranggepresste Profile bei einer Nennwanddicke von 3 mm eine Abweichung von $\pm 0,45$ mm erlaubt. Hinzu kommen weitere tolerierte Abweichungen bezüglich der Querschnittsabmessungen, der Wanddickenunterschiede und der Geradheit der Kanten [88]. Dadurch muss insbesondere bei der numerischen Auslegung von Profilbiegeprozessen ein größerer Sicherheitsbereich gewählt werden, um die verschiedenen halbzeugseitigen Störgrößen zu berücksichtigen.

Der dritte Problemstellungsbereich ergibt sich direkt aus dem durch den Biegeprozess eingebrachten, charakteristischen Spannungszustand [89]. *Vollertsen et al.* [82] schlugen eine Einteilung in zwei Kategorien vor. Die Fehlermodi und die genauigkeitsbezogenen Fehler. Die genauigkeitsbezogenen Fehlerarten können bei geringer Ausprägung in Abhängigkeit der Anforderungen toleriert werden. Hierzu gehören die Veränderung der lokalen Krümmung, Verschiebungen des Profils, Querschnittsabweichungen sowie eine Torsion des Profils. Zu den Fehlermodi werden ausgehend von der klassischen Rissentstehung auf der zugspannungsbelasteten Seite zum einen die seitliche Ausbauchung und der Einfall des Querschnitts am Innenradius gezählt. Des Weiteren wird hierzu auch das Auftreten von Faltenbildung gezählt. Diese Effekte führen bei Auftreten zum Ausschuss des Bauteils. *Liu et al.* untersuchten in diesem Zusammenhang den Einfluss der Werkzeugzusammenstellung beim Rotationszugbiegen auf die Spannungs- und Dehnungsverteilung sowie die daraus resultierenden Querschnittsdeformationen [90]. *Yang et al.* stellten ferner ein analytisches Modell auf mit

dem die Faltenbildung beim Biegen von Rohren mit großen Durchmessern vorhergesagt werden konnte [91]. Um das Auftreten der verschiedenen Fehlermodi zu vermeiden, wurden zahlreiche Werkzeugkonzepte und Hilfsmittel entwickelt, die im folgenden Kapitel vorgestellt werden sollen.

2.4.2 Ansätze zur Verbesserung des Biegeergebnisses

Zur Verbesserung der Querschnittsstabilität beim Biegen können zur Abstützung des Rohres im Inneren sowohl Füllmedien als auch sogenannte Biegedorne verwendet werden. Diese wurden von *Vollertsen* [82] zum einen anhand des Aggregatzustandes in flüssig und fest und zum anderen anhand des verwendeten Materials unterteilt. Füllmedien werden vor dem Biegeprozess in das Profil eingebracht und dieses anschließend verschlossen. Sie können entweder einen festen, pulverartigen Zustand besitzen, wie das beispielsweise bei Sandgranulaten der Fall ist, oder flüssig sein, wobei auf ein hohes Maß an InkompRESSibilität geachtet werden muss. Durch die Erhöhung des inneren Widerstandes können die Kräfte aufgenommen und in den Profilquerschnitt abgeleitet werden, wodurch Faltenbildung und Ausbauchung reduziert oder vollständig vermieden werden. *Han* [92] konnte durch die Einbringung eines druckbeaufschlagten Füllmediums den Scherbiegeprozess eines Vierkantprofils aus der Al-Mg-Cu Legierung 5A02 mit Radien von 3 bis 5 mm ohne Versagen durchführen. Dorne basieren auf dem gleichen Wirkprinzip, besitzen allerdings den Vorteil das sie im Gegensatz zu Füllmedien einfacher in der Anwendung sind. Nach *Vollertsen* [82] können Biegedorne gemäß ihres Aufbaus in Volldorne, Kugel oder Gliederdorne, die aus einem starren Basiskörper und einem oder mehreren beweglichen Elementen bestehen sowie Dorne, die aus mehreren Schichten [93] aufgebaut sind, unterteilt werden. Vor dem Biegevorgang wird der Dorn in das Hohlprofil eingebracht. Durch die Abstützung des Innenbereiches können wie bei der Verwendung des Füllmediums Querschnittsdeformationen verhindert werden. *Paulsen und Welo* zeigten 1996 in experimentellen und numerischen Studien, dass der Einsatz eines Dorns zu einer Reduktion der Querschnittsdeformationen führt. Weiterhin wurde festgestellt, dass mit steigender Anisotropie eine Erhöhung der seitlichen Ausbauchung einhergeht [86]. Im Gegensatz zum Einsatz von Füllmedien kann das Entfernen des Dorns aus dem gebogenen Profil durch die auftretenden Kräfte erschwert werden. Dies kann durch eine anwendungsspezifische Auslegung des zu verwendenden Dorns und der Prozessparameter verhindert werden. *Kajikawa* untersuchte in diesem Zusammenhang die Auslegung und Positionierung eines Biegedorns zur Verbesserung des

Rotationszubiegens von dünnwandigen Kupferrohren. Durch die Anwendung numerischer Methoden konnte er Größe und Position des Dorns für das beste Biegeergebnis ermitteln [94].

Als weitere Möglichkeiten, um den Biegeprozess und das resultierende Biegeergebnis in Bezug auf die Maßhaltigkeit, aber auch die mechanischen Eigenschaften zu verbessern, sind zwei Hauptansatzpunkte zu erwähnen. Zum einen Prozesse bei denen durch eine Spannungsüberlagerung beim Biegen Prozesskräfte reduziert und die Genauigkeit erhöht wird und zum anderen Biegeprozesse mit thermischer Unterstützung. Das bekannteste Biegeverfahren mit Spannungsüberlagerung ist das Streckbiegen von Rohren. Bei diesem wird das zu biegende Halbzeug während des Biegevorgangs mittels Spanneinrichtungen mit Zugspannung beaufschlagt. Dadurch kann insbesondere die resultierende Rückfederung nach dem Biegen reduziert bzw. durch die Höhe der Zugspannungen gezielt eingestellt werden, wie von *Geiger und Sprenger* identifiziert werden konnte [95]. Gleichzeitig steigt durch die höhere Spannungsüberlagerung aber auch die auftretende Querschnittsdeformation [96]. Im Laufe der Zeit haben sich in diesem Bereich aber vergleichsweise aufwendige Verfahren entwickelt, die jedoch auch zusätzliche Vorteile bieten. Beispielsweise wird bei der inkrementellen Rohrumformung ein Rohr an einer Seite fest eingespannt und um die eigene Achse gedreht, durch eine Führung geschoben und im Anschluss daran mittels verschiebbaren Rollen mit axialen Druckspannungen belastet. Durch die Zustellung der Rollen kann zudem der Durchmesser des Rohres flexibel verjüngt werden. Ein verstellbarer Biegekopf am Auslauf der Rollen wird dazu eingesetzt, das verjüngte Rohr mit einem Biegemoment zu überlagern. Durch die inkrementelle Umformung werden nur geringe Prozesskräfte benötigt, wodurch es ermöglicht wird auch hoch- und höherfeste Werkstoffe umzuformen [97].

Um auch hoch- und höherfeste Stahlrohre mit hoher Wiederholgenauigkeit und kleinen Krümmungsradien fehlerfrei dreidimensional biegen zu können, untersuchten *Staupendahl et al.* die Kombination aus dem torsionsüberlagerten, räumlichen Biegen [98] und lokaler induktiver Erwärmung [99]. Dabei wird ein Strangpressprofil durch eine Induktionsspule geführt und lokal erwärmt. Eine nachfolgende radial und vertikal verschiebbare Führungseinheit mit Rollen sorgt für die Einstellung der benötigten Krümmung sowie die Torsionsüberlagerung. Allerdings bleibt der Biegepunkt immer im Bereich der induktiven Erwärmung, wodurch die Prozesskräfte gesenkt werden können. Zudem kann durch Luftdüsen, die den erwärmten Bereich nach Vorgabe unterschiedlich schnell abkühlen, die finale Festigkeit des gebogenen Rohres lokal eingestellt werden. Durch

die Verfestigung bei schneller Abkühlung des Werkstoffes MW700L konnte die Zugfestigkeit des Ausgangswerkstoffes von knapp 650 MPa auf über 1100 MPa gesteigert werden [100].

Des Weiteren wurden Verfahren entwickelt, die dem Strangpressprozess direkt nachgelagert sind, um den noch nicht verfestigten Zustand des Werkstoffes für die Umformung zu nutzen. Eines der einfachsten Verfahren bedient sich hierfür einer Biegerolle, die den aus dem Extrusionswerkzeug austretenden Strang ablenkt. Dadurch steigen die Reibungskräfte an einer Seite des Extrusionswerkzeuges, wodurch ein Gradient im Materialfluss entsteht, der zu einer gleichmäßigen Krümmung des Profils führt [101].

Ein weiterer Ansatz wurde von Müller entwickelt [102]. Bei diesem wird das noch warme Hohlprofil nach dem Austritt aus der Matrize durch weitere lateral verschiebbare Matrizensegmente abgelenkt, wodurch die Auslaufkrümmung des Profils gezielt eingestellt werden kann. Dadurch, dass das Profil dabei noch erhöhte Temperaturen aufweist, können die Formgebungsgrenzen erweitert werden, wodurch kleinere Biegeradien realisierbar sind. Auf dem gleichen Prinzip basierend, wie dies von Lechner zur Herstellung lokal unterschiedlich abgeschreckter Platinen genutzt wurde, stellte Jäger 2008 eine Methode vor mit der festigkeitsgradierte Strangpressprofile hergestellt werden können. Hierzu wurde das warmumgeformte Strangpressprofil direkt nach dem Verlassen des Werkzeuges lokal mittels einer beweglichen Luft-Wasser-Düseneinheit abgekühlt. In den schnell abgeschreckten Bereichen entstand ein feinkörniges Gefüge mit feinverteilten Ausscheidungen, wohingegen in den langsam abgekühlten Bereichen grobe Körner mit großen Ausscheidungen an den Korngrenzen identifiziert werden konnten. Anhand von Zugversuchen mit Sekundärproben wurde bestätigt, dass hieraus eine Gradierung der Dehngrenze von 150 MPa in den langsam abgekühlten Bereichen bis 250 MPa in den abgeschreckten Bereichen hergestellt werden kann [103]. Durch eine solche Festigkeitsgradierung wäre beispielsweise eine Verbesserung des Biegeprozesses denkbar. Güzel *et al.* nutzten sie allerdings dazu Profile mit verschiedenen Festigkeitsverteilungen herzustellen, die ein verbessertes Verformungsverhalten im Crashfall und höhere Energieaufnahme als konventionelle Crashboxen aufwiesen [104].

2.5 Zusammenfassende Bewertung

Durch ökologisch, ökonomisch, sozial und staatlich angetriebene Entwicklungen steigt der Einfluss des Umweltschutzes auf verschiedenste Wirtschaftszweige stetig an. Insbesondere die Automobilindustrie, welche in den letzten Jahren von mehreren Skandalen erschüttert wurde, muss in diesem Zusammenhang immer größere Zugeständnisse bezüglich der Abgasemissionen ihrer Flotten einräumen. Um die festgelegten Grenzwerte zu erreichen, spielt der Leichtbau der Fahrzeuge eine entscheidende Rolle. Trotz den neuesten Entwicklungen in der Anwendung von CFK-Bauteilen bleibt Aluminium die wichtigste Werkstoffgruppe im Bereich des Stoffleichtbaus. Im Gegensatz zu konventionellen, weichen Stahlgütern besitzen sie allerdings eine geringere Umformbarkeit, die im Konflikt mit den steigenden Designanforderungen im Karosseriebau steht. Um die Formgebungsgrenzen von Aluminiumblechwerkstoffen zu erweitern, bestehen bereits zahlreiche Untersuchungen. Die Anwendung einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung wurde in diesem Zusammenhang detailliert untersucht. Die Analysen umfassen sowohl die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften kurzzeitwärmebehandelter Aluminiumlegierungen als auch die Entwicklung von Methoden zur zielgerichteten Auslegung von Wärmebehandlungslayouts für die Verbesserung des Umformprozesses. Die Auslegung der Wärmebehandlungslayouts wurde sowohl auf Basis einfacher phänomenologischer Modelle, analytischer Ansätze und numerischer Optimierungsabläufe durchgeführt. Dabei besitzen diese die anwendungstechnische Einschränkung auf ebene Spannungszustände in Blechumformprozessen. Neuere Methoden, die Prozesse mit mehrdimensionalen Spannungs- und Dehnungszuständen berücksichtigen, wie dies z.B. in der Blechmassivumformung oder dem mechanischen Fügen der Fall ist, stehen gerade erst am Anfang ihrer Entwicklung. Insbesondere in den letzten Jahren ist ein Anstieg bei der Verwendung von stranggepressten Hohlprofilen im Karosseriebau zu verzeichnen. Der Grund hierfür ist neben der herstellbaren Querschnittsvielfalt auch die Kombination von Steifigkeit und Gewicht, die im Bereich von crashrelevanten Bereichen vorteilhaft eingesetzt werden kann. Bei diesen Halbzeugen zeigen sich allerdings ähnliche negative Ergebnisse bei der Herstellung komplexer Geometrien wie bei den Blechwerkstoffen. Große Biegewinkel und enge Radien führen zum Rissversagen der Bauteile und schweren Querschnittsdeformationen, die zum Ausschuss des Bauteiles führen. Zwar bestehen einige Ansätze, mit denen die Formgebungsgrenzen von Hohlprofilen im Biegeprozess erweitert werden können, diese sind aber häufig mit aufwendigen Werkzeugsystemen verbunden und dadurch sowohl kostenintensiv als auch unflexibel in Bezug

auf den Profilquerschnitt. Die Methoden, die zur Kurzzeitwärmebehandlung von Blechwerkstoffen entwickelt wurden, sind aufgrund werkstoff-, halbzeug- und prozessseitiger Unterschiede nicht direkt auf die Profile und das Rohrbiegeverfahren übertragbar. Dazu zählt unter anderem, dass die dem Halbzeug eigenen Besonderheiten, wie beispielsweise das hoch anisotrope Verhalten und die auftretenden Geometrieschwankungen noch keine Berücksichtigung in vorhandenen Modellen finden. Auch im Bereich der Werkstoffcharakterisierung stellen die Strangpressprofile aufgrund ihrer begrenzten Abmaße neue Herausforderungen an die Probenfertigung, Versuchsdurchführung und Auswertung, für die es bis jetzt noch keine vollumfänglichen, normierten Lösungen gibt. Zudem fehlt die Möglichkeit, wie es bei Blechen der Fall ist, durch den Einsatz schnellaushärtender Zustände die Festigkeit der Profile erst während des Lackeinbrennprozesses auf ihr finales Niveau anzuheben, wodurch die Prozessplanung eingeschränkt ist und das Umformvermögen der Legierungen nicht voll ausgenutzt werden kann. Zusammenfassend erwachsen aus dem vorliegenden Stand der Technik vielfältige Fragestellungen, deren Beantwortung eine tiefere Untersuchung der Herstellung, Analyse und der Anwendung maßgeschneidert wärmebehandelter Aluminiumstrangpresshohlprofile im Biegeprozess erfordert.

3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise

Das übergeordnete Ziel der Untersuchungen dieser Arbeit ist die Erweiterung des Einsatzbereiches und der Gestaltungsmöglichkeiten von Aluminiumstrangpresshohlprofilen durch die Anwendung maßgeschneidert wärmebehandelter Halbzeuge, sogenannter Tailor Heat Treated Profiles (THTPs). Nach jetzigem Stand verhindern ähnlich wie im Falle von Blechhalbzeugen unzureichende Formgebungsmöglichkeiten die Herstellung komplizierter Bauteilgeometrien im Automobilbau. Da die bereits für Blechwerkstoffe erarbeiteten Erkenntnisse zur lokalen Kurzzeitwärmebehandlung nicht oder nur bedingt auf Strangpresshohlprofile übertragbar sind, werden auf die Besonderheiten dieser Halbzeuge zugeschnittene Analysen benötigt, um eine Methodik für die Herstellung maßgeschneiderter Hohlprofile ableiten zu können (Bild 1).

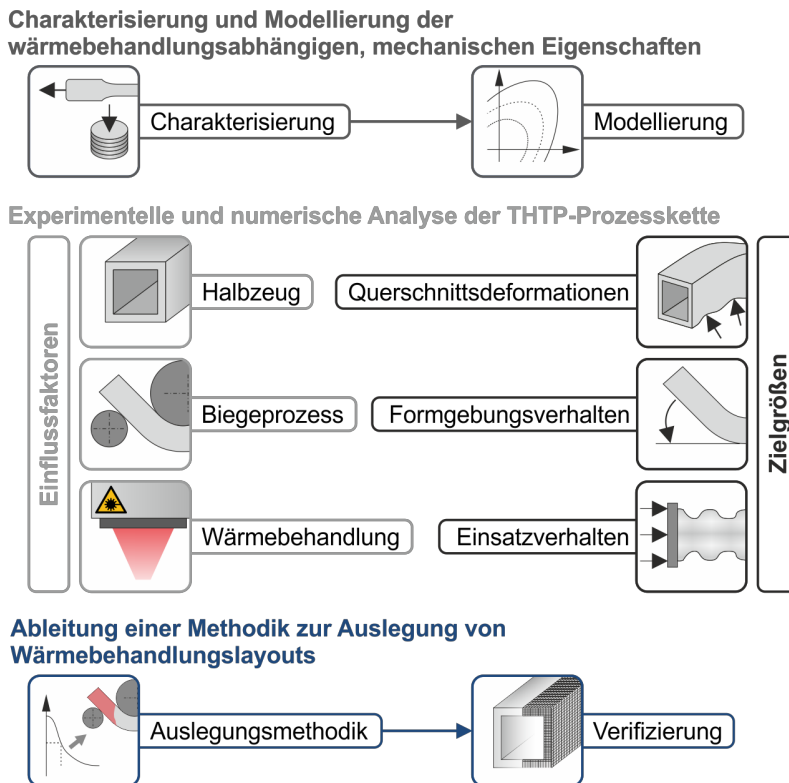


Bild 1: Wissenschaftliche Vorgehensweise zur Analyse und Auslegung von THTPs

Die wissenschaftliche Basis für die technologische Umsetzung dieses Ansatzes bildet eine umfassende Analyse der mechanischen Eigenschaften von Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit des applizierten Kurzzeitwärmebehandlungsprozesses. Ein thematischer Schwerpunkt liegt dabei auf der Charakterisierung des richtungsabhängigen Verhaltens, welcher die Entwicklung und Verifikation einer neuen Methode zur Identifikation der senkrechten Anisotropie beinhaltet. Neben der Kurzzeitwärmebehandlung wird zudem der Einfluss von Wärmebehandlungsabläufen zur Verbesserung des Warmauslagerungsverhaltens untersucht. Folglich wird durch den ersten Teil der methodischen Vorgehensweise ein grundlegendes Verständnis für den Einfluss der beschriebenen Wärmebehandlungen und dem daraus resultierenden Umform- bzw. Bauteilverhalten aufgebaut. Basierend auf den Erkenntnissen der Werkstoffcharakterisierung erfolgt die Wahl geeigneter Modellierungsansätze für die numerische Abbildung des Werkstoffverhaltens der Aluminiumstrangpresslegierungen unter Berücksichtigung werkstoff-, prozess- und modellspezifischer Randbedingungen. Der zweite Hauptteil der Untersuchungen verwendet diese temperaturabhängigen Modelle, um im Rahmen numerischer und experimenteller Analysen die Einflussfaktoren und Wechselwirkungen zwischen Wärmebehandlungs- und Biegeprozess zu identifizieren und dadurch ein grundlegendes Prozessverständnis aufzubauen. Neben der detaillierten Analyse der Laserwärmebehandlungsparameter und deren Auswirkungen auf die resultierende Temperatur- und Festigkeitsverteilung werden Werkstoff-, Halbzeug- und Biegeprozessparameter variiert, um deren Einfluss auf das Biegeergebnis zu analysieren und übertragbare Erkenntnisse zu gewinnen. Die Gesamtheit der Erkenntnisse aus den numerischen und experimentellen Untersuchungen komplettiert die Entwicklung einer numerischen Methodik zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts. Dabei soll ein Ansatz zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen und Reduktion der Querschnittsdeformationen von Hohlprofilen im Rohrbiegeprozess identifiziert werden. Diesem Ansatz liegt eine Abstraktion des Biegeprozesses auf die resultierenden Spannungs- und Dehnungszustände unter Berücksichtigung der mechanischen Eigenschaften der kurzzeitwärmebehandelten Aluminiumlegierungen zugrunde. Die Anwendbarkeit und Effektivität der abgeleiteten Wärmebehandlungslayouts wird durch den Abgleich zwischen numerisch berechneten und experimentell hergestellten Profilbiegebauteilen verifiziert. Abschließend wird durch ein Anwendungsbeispiel der Kombination aus verbesserter Warmauslagerung und lokaler Kurzzeitwärmebehandlung unerschlossenes Potential für weitere Forschungstätigkeiten in diesem Feld offengelegt.

4 Versuchseinrichtungen und Methoden

Im folgenden Kapitel werden die im Rahmen der wissenschaftlichen Untersuchungen verwendeten Werkstoffe, Versuchseinrichtungen und Methoden beschrieben. Von besonderer Bedeutung sind in diesem Zusammenhang die Wärmebehandlungsmethoden und die damit verbundenen Messmittel und Methoden zur Temperaturmessung. Neben diesem Hauptaspekt wird auf die verwendeten Probengeometrien und Versuche im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung eingegangen, die die Grundlage für die Modellierung des Werkstoffverhaltens bilden. Sowohl im Bereich der Numerik als auch im experimentellen Bereich wird die Abbildung und Umsetzung des 3-Punkt-Biegeversuches, der als zentraler Bewertungsversuch für die Umformbarkeit der Profile verwendet wird, erläutert. Abschließend erfolgt die Beschreibung optischer Messmethoden zur Analyse der resultierenden Dehnungen und Geometrie der Hohlprofile nach dem Biegeprozess, welche zur Validierung der numerischen Ergebnisse herangezogen werden.

4.1 Analyisierte Aluminiumstrangpresslegierungen

Im Rahmen der Arbeit wurden die Aluminiumstrangpresslegierungen EN AW-6060, EN AW-6005 und EN AW-6082 im kaltausgelagerten Zustand T4 untersucht. Diese Legierungen liegen in Form quadratischer Hohlprofile vor, die bei den beiden Erstgenannten einen Querschnitt von 20x20x2 mm und bei dem Letztgenannten 40x40x3 mm besitzen. Zudem unterscheiden sich die drei Legierungen grundlegend in der Höhe der vorliegenden Hauptlegierungsbestandteile Mg und Si (Bild 2).

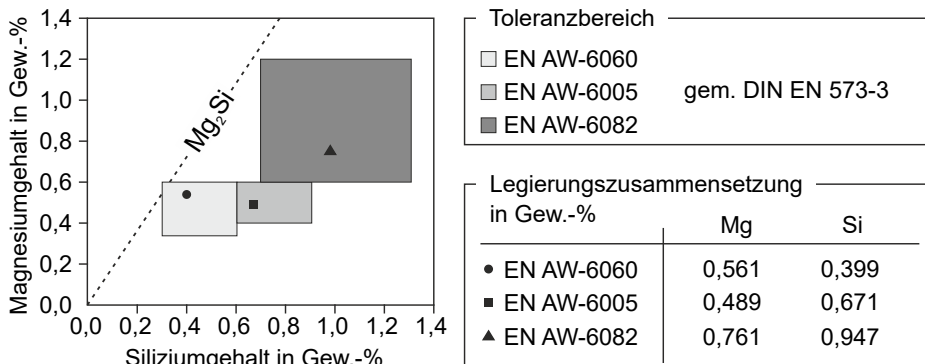


Bild 2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen

Die niedrigsten Gewichtsprozente weist die Legierung EN AW-6060 mit 0,561 Gew.-% Magnesium (Mg) und 0,399 Gew.-% Silizium (Si) auf, gefolgt von der Legierung EN AW-6005. Diese hat zwar einen ähnlichen Anteil an Magnesium (0,489 Gew.-% Mg), aber einen signifikant höheren Siliziumüberschuss von 0,671 Gew.-%. Die Legierung EN AW-6082 hat die höchste Konzentration an Mg und Si mit 0,761 Gew.-% Mg und 0,947 Gew.-% Si. Ausgehend vom stöchiometrische Verhältnis von Mg und Si, welches 1,73:1 beträgt, weisen die drei Legierungen EN AW-6060, EN AW-6005 und EN AW-6082 einen Si-Überschuss auf, der bei 0,075, 0,388 und 0,507 Gew.-% liegt. Ein Zustand, der bei allen gängigen Al-Mg-Si Legierungen vorhanden ist und einen positiven Einfluss auf die Kaltauslagerungssensitivität, die Festigkeitserhöhung während der Warmauslagerung [105] und die notwendige Warmauslagerungsdauer hat [18]. Allerdings kann bei zu hoher Konzentration ohne Zugabe anderer Legierungselemente die Duktilität des Werkstoffes reduziert werden [106].

4.2 Wärmebehandlungsmethoden

Im Rahmen der Arbeit wird der Einfluss der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von Aluminiumstrangpresslegierungen untersucht. In diesem Kapitel soll die Wahl der dafür eingesetzten Technologie und deren Spezifikationen erläutert werden. Es werden zudem weitere Analysen durchgeführt, die den Einfluss verschiedener, globaler Wärmebehandlungsmethoden auf die Auslagerungsfähigkeit der Legierungen identifizieren sollten. Auch die dafür eingesetzten Öfen finden in dem folgenden Abschnitt Erwähnung.

4.2.1 Globale Langzeitwärmebehandlung

Für die Umsetzung der im Rahmen der Arbeit vorgesehenen globalen Wärmebehandlungsprozesse werden zwei verschiedene Öfen verwendet. Für das Lösungsglühen bei Temperaturen um 540°C wird ein Glüh- und Härteofen der Firma Rhode mit der Bezeichnung ME87-13 verwendet. Durch eine dreiseitige Beheizung mittels Kanthal-Heizleitern können Temperaturen bis 1300°C erreicht werden. Die verbaute Steuerung TC 504 erlaubt zudem die Programmierung von Aufheiz- und Abkühlzyklen. Durch die manuell bedienbare Ofenklappe lässt sich dieser zum einen schnell öffnen und schließen, wodurch nur geringe Temperaturverluste beim Beschicken des Ofens entstehen. Zum anderen kann dadurch das Ofengut schnell entnommen und abgeschreckt werden, was für die mechanischen Eigenschaften der Proben eine ausschlaggebende Einflussgröße ist [79].

Die Wärmebehandlungen im Temperaturbereich von 100 °C bis 200 °C, wie das Stabilisierungsglügen und Warmauslagern, werden in dem Umluftkammerofen Nabertherm N120/85HA durchgeführt. Dieser besitzt eine Temperaturstabilität von $\pm 1^\circ\text{C}$ und erzielt durch die Luftumwälzung im Inneren eine Temperaturhomogenität von $\pm 4^\circ\text{C}$ nach DIN 17052-1 [107]. Insbesondere für die Wärmebehandlung im niedrigen Temperaturbereich lässt sich hierdurch im Vergleich zum Modell von Rhode eine höhere Reproduzierbarkeit der Ergebnisse sicherstellen. Für die lokale Kurzzeitwärmebehandlung der Proben können verschiedene Technologien eingesetzt werden, die im folgenden Kapitel vorgestellt werden.

4.2.2 Lokale Kurzzeitwärmebehandlung

Die Umsetzung der Kurzzeitwärmebehandlung kann unter Verwendung unterschiedlicher Technologien erfolgen und, wie von Geiger [62] beschrieben, in die Hauptkategorien Induktion, Konduktion und Wärmestrahlung unterteilt werden. Die einzelnen Methoden besitzen wiederum für den Kurzzeitwärmebehandlungsprozess verschiedene Vor- und Nachteile, beispielsweise in Bezug auf die resultierende Temperaturverteilung und die realisierbare Aufheizgeschwindigkeit.

In Voruntersuchungen werden die beiden zur Verfügung stehenden Wärmebehandlungsmethoden Konduktion und Laserstrahlung in Bezug auf ihren Einfluss auf die Temperaturverteilung, realisierbare Aufheizgeschwindigkeit und die resultierenden mechanischen Eigenschaften verglichen (Bild 3). Die konduktive Erwärmung wird durch ein beidseitiges Stahlplattenwerkzeug mit integrierten Heizpatronen umgesetzt. Die Wärmeeinbringung erfolgt dabei rein über den Kontakt der aufgeheizten Stahlplatten mit dem Werkstück. Um eine ausreichend schnelle Erwärmung der Proben zu gewährleisten, erfolgt eine Überkompensation der Ist-Temperatur an den Heizplatten von 10%. Für die Strahlungserwärmung wird ein Diodenlaser eingesetzt. Um einen Vergleich der resultierenden Temperaturverteilung bei der Wärmebehandlung eines Strangpressprofils zu gewährleisten, wird im Fall der konduktiven Erwärmung ein Profilabschnitt der Charge EN AW-6060 zwischen die Stahlplatten gelegt, wobei ein Abstand von 15 mm zwischen der Mitte des Profils und dem Beginn der Konduktionsplatten eingehalten wird. Die Laserwärmebehandlung erfolgt mit einem bewegten Laserspot. Der Beginn der Laserbahn wird auf einen Abstand von 15 mm zur Profilmittte festgelegt.

Die Analyse der Temperaturverteilung lässt darauf schließen, dass durch die konduktive Erwärmung eine größere Wärmeeinflusszone entsteht, als

bei Verwendung der Laserwärmebehandlung. In der Mitte der Probe liegt bei konduktiver Erwärmung eine Maximaltemperatur von knapp 150 °C vor, wohingegen die Temperaturen bei der Laserwärmebehandlung bereits wenige Millimeter nach Beginn der wärmebehandelten Zone unter diesen Wert abfallen.

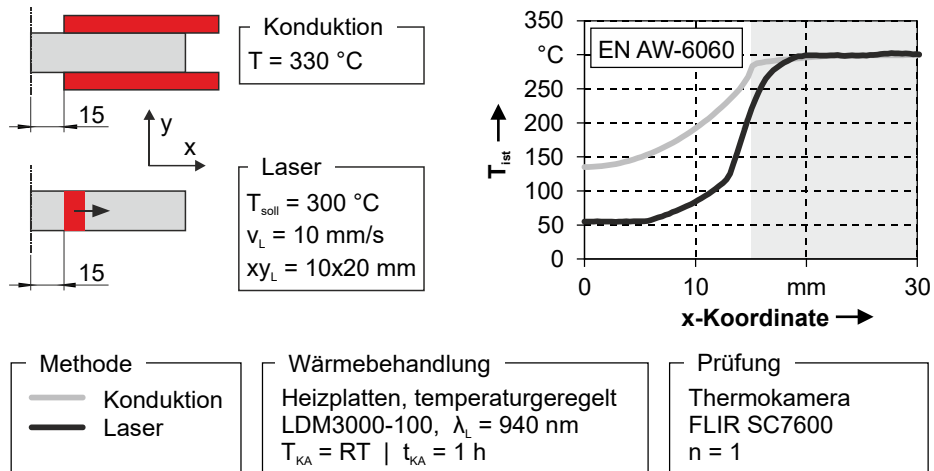


Bild 3: Vergleich der Temperaturverteilungen bei lokaler Wärmebehandlung mittels Konduktion und Laserstrahlung

Grund hierfür sind die bei der Laserwärmebehandlung entstehenden Aufheizgeschwindigkeiten von mehreren 100 K/s (Bild 4, links) in Verbindung mit der lokal begrenzten Einbringung hoher Wärmeleistung. Dieser Umstand beeinflusst zudem die resultierende Entfestigung des Werkstoffes (Bild 4, rechts). Durch die höhere Aufheizgeschwindigkeit kann bei niedrigeren Wärmebehandlungstemperaturen eine signifikant höhere Entfestigung erzielt werden. In den Voruntersuchungen konnte bei der Legierung EN AW-6060 mittels einer Laserkurzzeitwärmebehandlung bei 300 °C eine Entfestigung von 50% im Vergleich zum Ausgangszustand herbeigeführt werden. Bei langsamerer konduktiver Erwärmung liegt dieser Wert nur bei knapp unter 10% und tritt erst bei höheren Temperaturen um die 400 °C auf. Grund hierfür ist die Unterdrückung der bei langsamer Aufheizgeschwindigkeit begünstigten Bildung von β'' -Ausscheidungen, die zu einer erneuten Verfestigung des Werkstoffes führen und erst bei höheren Temperaturen wieder aufgelöst werden. Dadurch wird eine ähnlich hohe Entfestigung erzielt wie bei höherer Aufheizgeschwindigkeit mit einhergehender Unterdrückung der β'' -Ausscheidungsbildung [108].

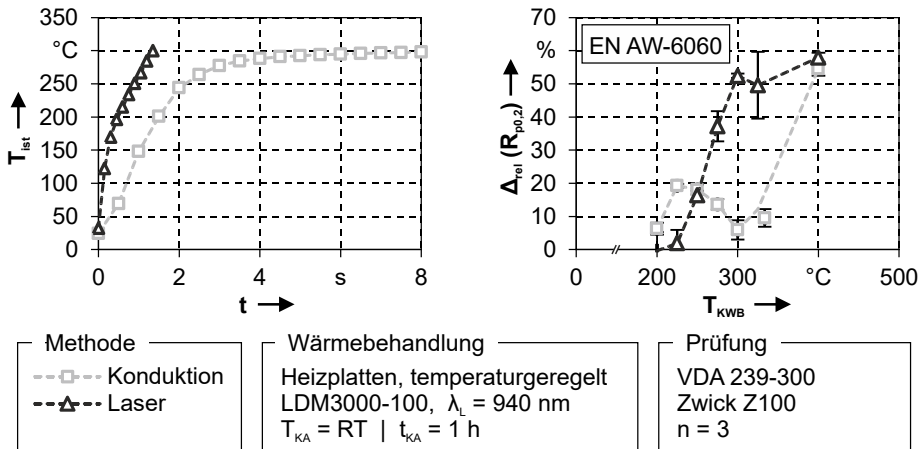


Bild 4: Vergleich der Aufheizgeschwindigkeiten und resultierenden mechanische Eigenschaften bei Konduktion und Laserwärmebehandlung

Zusammenfassend kann mittels einer Laserwärmebehandlung im Vergleich zur konduktiven Erwärmung durch die hohen Aufheizgeschwindigkeiten ein Wärmebehandlungslayout mit kleiner Wärmeeinflusszone realisiert werden. Zudem werden bereits bei niedrigeren Temperaturen hohe Entfestigungsgrade erzielt. Diese Vorteile können zudem mit einer höheren Flexibilität bezüglich der Layoutgestaltung kombiniert werden. Deshalb wurde die Laserstrahlung als Technologie für die Applikation der Kurzzeitwärmebehandlung in den Untersuchungen dieser Arbeit gewählt.

Im Rahmen der Untersuchungen wurde hierfür eine Laserzelle aufgebaut, die auf die speziellen Anforderungen der lokalen Laserwärmebehandlung abgestimmt ist (Bild 5). Als Strahlquelle wurde ein Diodenlaser der Firma Laserline LDM3000-100 ausgewählt. Dieser besitzt eine Nennleistung von 3 kW und eine Wellenlänge von 940 nm. Um eine hohe Flexibilität in Bezug auf die Auslegung der Wärmebehandlungslayouts zu erzielen, ist die Laseroptik an einem 6-Achs-Industrieroboter der Firma Kuka KRC30-15 befestigt. Über das Ablaufprogramm des Roboters werden zudem alle im Wärmebehandlungsprozess integrierten Systeme über Analog- und Digitalsignale angesteuert. Diese umfassen den Laser, die Thermokamera, die Temperaturregelung und die Laseroptik.

Die eingesetzte Optik ist eine sogenannte Zoom- und Homogenisatoroptik. Durch mehrere mittels Linearmotoren verstellbare Spiegel im Inneren der Optik kann der Laserspot in x- und y-Richtung im Bereich von 5 mm bis 45 mm variiert werden. Der Arbeitsabstand bleibt dadurch konstant bei einem Wert von 381 mm. Zudem wird durch die Anordnung der Spiegel im

Inneren der Optik eine gleichmäßige Intensitätsverteilung über die gesamte Spotfläche sichergestellt. Dadurch können insbesondere bei kleineren Proben homogene Wärmebehandlungen realisiert werden.



Bild 5: Laserzelle zur Kurzzeitwärmebehandlung

Die Laserleistung wird mittels einer in den Wärmebehandlungsaufbau integrierten Regelung der Firma Lascon in-situ gemäß vorgegebenen Soll-Bedingungen angepasst. Die Regelung besteht aus dem Regelungskern, einem Pyrometer zur Ermittlung der Ist-Prozesstemperaturen und zwei möglichen Messstellen an der Laseroptik, die über ein Lichtleitkabel mit dem Pyrometer verbunden werden. Durch die beiden Messstellen besteht die Möglichkeit, die Temperatur entweder über den gesamten Bereich des Laserspots oder punktuell auf der Probenoberfläche zu messen. Bei der ersten Variante wird das Lichtleitkabel mit einem Auskoppelwürfel hinter der Optik verbunden. Dadurch wird die Temperatur über die zurückgeworfene Strahlung integral über die gesamte Spotfläche gemessen. Durch den Strahlungsverlust in der Optik können mit dieser Methode allerdings nur Temperaturen ab 250°C gemessen werden. Bei der zweiten Methode kommt eine Kollimatoroptik zum Einsatz, die an der Aufnahmeplatte der Laseroptik befestigt ist. Diese besitzt eine feste Brennweite von 300 mm und Messpunktdurchmesser von 3 mm. Mittels Langlöchern in der Aufnahmeplatte kann der Messpunkt der Optik flexibel an das jeweilige Werkstück bzw. die umzusetzende Wärmebehandlung angepasst werden. Durch die direkte Messung der Strahlung auf der Oberfläche können bereits Temperaturen ab 150 °C bis maximal 550°C gemessen werden.

Die Temperaturregelung bietet mehrere Möglichkeiten. Durch die Vorgabe einer konstanten Soll-Temperatur ist die homogene Wärmebehandlung von Proben bei bewegtem Laserspot möglich. Methoden, wie sie von

Keraus [77] entwickelt wurden, um bei bewegtem Laserspot ohne Regelung eine homogene Temperaturverteilung zu erzielen, werden dadurch überflüssig. Zudem können mittels Prozessskripten vollständige Wärmebehandlungszyklen bestehend aus Aufheiz-, Halte- und Abkühlphase definiert werden. Zur Adaption der Abkühlgeschwindigkeit sind verschiedenartige Luftdüsen im Versuchsaufbau vorhanden. Diese unterteilen sich in an der Optik befestigte, dem Verfahrenweg der Laserwärmebehandlung folgende Luftdüsen und in stationäre Systeme, die auf dem Arbeitstisch montiert werden können.

Da die Pyrometermessung optisch erfolgt und dadurch erheblich von der Oberfläche des zu bestrahlenden Werkstücks beeinflusst wird, wird sowohl auf alle Proben als auch auf die Strangpressprofile eine deckende Graphitschicht aufgebracht, deren Emissionskoeffizient 0,95 beträgt. Dadurch wird eine exakte Temperaturmessung gewährleistet und der Einfluss unterschiedlich stark reflektierender Halbzeugbereiche auf die Wärmebehandlung verhindert. Im Gegensatz zu einer Laserwärmebehandlung ohne Temperaturregelung kann hiermit eine homogene und wiederholichere Wärmeeinbringung über mehrere Wiederholversuche hinweg erzielt werden.

Um die erforderlichen Wärmebehandlungstemperaturen zu identifizieren, werden die vom Pyrometer gemessenen Temperaturen mittels Thermoelement oder Infrarotkamera gemessen und Abweichungen von der Soll-Temperatur über einen Offset-Wert im Regelungsprogramm kalibriert. Vor der Wärmebehandlung müssen hierfür zunächst Kalibrierversuche durchgeführt werden, über die ein Offset-Wert für die Leistungsregelung identifiziert wird. Erst dadurch ist es möglich, die geforderten Soll-Temperaturen exakt zu erreichen. Die dafür notwendigen Temperaturmessmethoden werden in Abschnitt 4.3 im Detail erläutert.

4.3 Temperaturmessung

Im Rahmen der Untersuchungen werden, neben dem für die Temperaturregelung notwendigen Pyrometer, weitere optische und taktile Messmittel eingesetzt. Zum einen eine Hochgeschwindigkeits-Infrarotthermokra-
ma SC7600 der Firma Flir mit 640x512 Pixeln Auflösung. Zur Befestigung der Kamera wird eine passende Halterung für den Arbeitstisch der Laserzelle gefertigt. Dadurch ist die Position und Ausrichtung der Kamera und der gemessene Bildbereich über alle Versuchsreihen hinweg identisch. Zudem wird mittels eines digitalen Signals, welches im Laserablaufprogramm aktiviert und deaktiviert wird, die thermographische Aufnahme parallel zum

ablaufenden Wärmebehandlungsprozess gestartet und beendet. Die Aufnahme­frequenz von maximal 500 Hz ermöglicht eine präzise Analyse selbst hoher Aufheizgeschwindigkeiten von mehreren 100 K/s. Die anschließende Analyse der Temperaturverteilungen erfolgt in der Software Matlab. Hierzu wird das von Svec [109] veröffentlichte Skript zur Auswertung der Maximaltemperaturverteilung erweitert, wodurch auch die Erstellung von Schnitten und Temperatur-Zeit-Verläufen in definierten Bereichen ermöglicht wird.

Als weitere taktile Temperaturmessmittel kommen sowohl Mantelthermo­elemente vom Typ K als auch schweißbare Thermo­elemente vom Typ J zum Einsatz. Insbesondere für die Ermittlung von Aufheizkurven im Ofen, die Messung von Temperaturen auf der, der Wärmebehandlung abgewandten Seite, sowie der Durchführung von Kalibrierungsmessungen werden Thermo­elemente verwendet. Für die Vermessung von Öfen beziehungsweise die Ermittlung von Aufheizkurven werden Mantelthermo­elemente eingesetzt, die über Bohrungen in das jeweilige Werkstück eingebracht werden. Dadurch wird eine Messung der Kerntemperatur sichergestellt, was insbesondere bei Werkstücken mit Wanddicken größer gleich 2 mm angemessen ist. Bei allen anderen experimentellen Anwendungen werden die Thermo­elementdrähte direkt mit der Werkstückoberfläche durch einen Schweißprozess verbunden. Dies ist allerdings nur bei Fällen möglich, in denen Temperaturen außerhalb des wärmebehandelten Bereichs gemessen werden sollen bzw. dann notwendig, wenn keine optische Zugänglichkeit realisierbar ist.

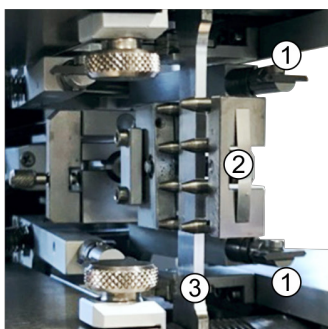
Die in Abschnitt 4.1 erwähnten Kalibrier­messungen erfolgen zunächst mit einer Kombination aus optischer und taktilem Temperaturmessung. Beim Vergleich der optisch und taktilem gemessenen Temperaturen wird eine geringe Abweichung im Bereich von ± 3 °C identifiziert. Da die Messung mit aufgeschweißten Thermo­elementen insbesondere bei den Proben für die Werkstoffcharakterisierung nicht umsetzbar ist, ist eine hohe Messgenauigkeit des optischen, berührungslosen Messmittels von Vorteil. Für alle weiteren Untersuchungen werden die durch das Pyrometer und die Thermokamera identifizierten Temperaturen verglichen und aus dem sich ergebenden Unterschied das Offset für die Temperaturregelung identifiziert. Über die Hinterlegung dieses Wertes in der Regelungssoftware erfolgte die Kalibrierung der Wärmebehandlungstemperaturen.

4.4 Werkstoffcharakterisierung

Die Werkstoffcharakterisierung in diesen Untersuchungen basiert im Kern auf den konventionellen, genormten Versuchen zur Ermittlung des elastisch-plastischen Verhaltens von Werkstoffen. Dazu zählen der uniaxiale Zugversuch, der Schichtstauchversuch und Härtemessungen im Makro- und Kleinlastbereich. Des Weiteren werden speziell auf die Anforderungen der Charakterisierung von Strangpressprofilen mit geringen Abmessungen angepasste Probengeometrien ausgelegt und neue Charakterisierungsmethoden entwickelt. Dies beinhaltet neben der Auslegung von miniaturisierten Probengeometrien auch eine inverse Methode zur Ermittlung von Anisotropiekennwerten aus dem Schichtstauchversuch.

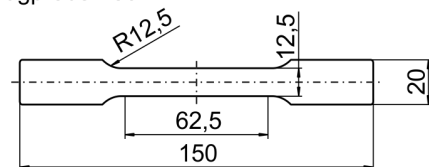
4.4.1 Uniaxialer Zugversuch mit Standardproben

Die uniaxialen Zugversuche werden in Anlehnung an die VDA239-300 [110] an einer Universalprüfmaschine Z100 der Firma Zwick mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN durchgeführt. Die Dehnungen werden entkoppelt von den Auswirkungen der Maschinensteifigkeit mittels eines einschwenkbaren Längen- und Breitensensors gemessen (Bild 6, links). Das Prüfprogramm sieht nach der zugrundeliegenden Norm standardmäßig im elastischen Bereich eine spannungsgeregelte Streckung der Proben mit 10 MPa/s und für die Prüfphase einen dehnungsgeregelten Prüfablauf mit 0,667%/s vor. Bei Auftreten von Fließfiguren, die eine Regelung des Prüfablaufes beeinflussen, besteht die Möglichkeit auf eine konstante Prüfgeschwindigkeit umzustellen, die näherungsweise einer Dehnrates von 0,667%/s entspricht.



- ① Längensensor (Messlänge = 50 mm)
- ② Breitensensor
- ③ Zugprobe

Zugprobe A50



Zugprobe A50 mod

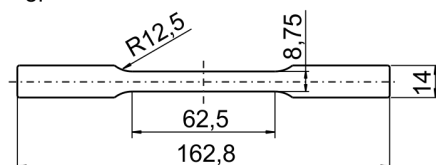


Bild 6: Z100 mit Längen und Breitensensor (l); Probengeometrien (r)

Bei den Halbzeugen der Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 muss aufgrund der Querschnittsfläche von 20x20x2 mm eine Anpassung der Standard-Flachzugprobegeometrie erfolgen. Hierzu wurde bei gleichbleibender Messlänge von 50 mm die Stegbreite von 12,5 mm auf 8,75 mm und die die Probenkopfbreite von 20 mm auf 14 mm reduziert. Hieraus ergibt sich die in Bild 6 rechts dargestellte Probegeometrie. Bei den Zugproben der Legierung EN AW-6082 kann die Standardgeometrie verwendet werden, wodurch ein annähernd vergleichbares Breiten-Dicken-Verhältnis von 4:1 im Messbereich bei allen Legierungen sichergestellt wird.

4.4.2 Uniaxialer Zugversuch mit miniaturisierten Zugproben

Die konventionellen Zugversuche werden für die Legierung EN AW-6082 durch Zugversuche mit miniaturisierten Zugproben ergänzt. Um die Charakterisierung des anisotropen Verhaltens bei Halbzeugen mit kleinen geometrischen Abmessungen zu ermöglichen, wird für die Legierung EN-AW 6082 mit dem Querschnitt von 40x40 mm und einer Wanddicke von 3 mm eine miniaturisierte Probegeometrie entwickelt, die in verschiedenen Orientierungen aus der Profilwand entnommen werden kann. Bei der Auslegung neuer Probegeometrien müssen verschiedene Designkriterien berücksichtigt werden. Diese können in fertigungstechnische, prüfungs- und analysespezifische Kriterien unterteilt werden, die den Auslegungsprozess maßgeblich beeinflussen (Bild 7).

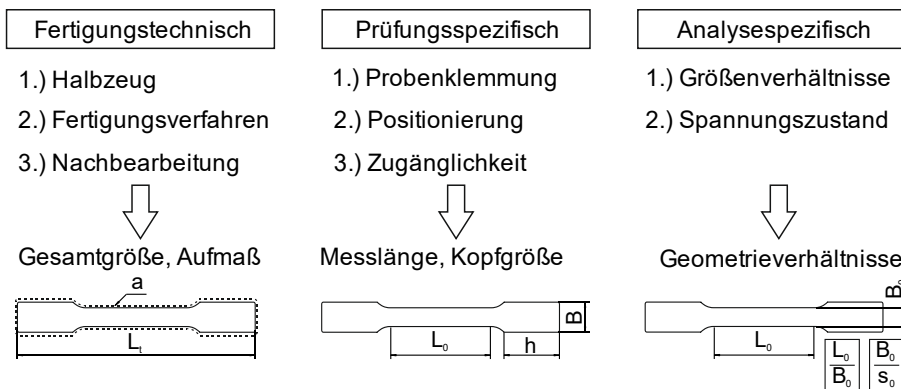


Bild 7: Designkriterien zur Auslegung einer Probegeometrie

Aus fertigungstechnischer Sicht definiert das Halbzeug durch seinen Querschnitt die maximal mögliche Größe der späteren Probegeometrie. Im Fall der Aluminiumhohlprofile der Legierung EN AW-6082 wird aufgrund der Breite von 40 mm und der Wanddicke von 3 mm unter Berücksichtigung

der Fertigungstoleranzen beim Entnehmen der Probe eine maximale Gesamtlänge von $L_t = 32$ mm festgelegt. Zur Fertigung der Proben kommen drei mögliche Verfahren in Frage: Erodieren, Laser- und Wasserstrahlschneiden. Ersteres wird aufgrund der langen Prozessdauer und hohem Maschinenverschleiß für den umfangreichen Probenbedarf ausgeschlossen. Das Laserstrahlschneiden besitzt im Vergleich die höchste Prozessgeschwindigkeit und damit niedrigste Herstellungszeit. Allerdings muss der thermische Einfluss auf die Proben beachtet werden. In Voruntersuchungen kann durch thermographische Aufnahmen während des Schneidprozesses gezeigt werden, dass sich die Hohlprofile in ihrem Ausgangszustand nicht dafür eignen mittels Laserstrahl geschnitten zu werden. Durch den geschlossenen Querschnitt kann das durch das Schutzgas ausgetriebene Material nicht nach unten entweichen. Es verbleibt im Profil und sorgt für eine hohe thermische Belastung, welche sich auf die Auflösung und Bildung von Ausscheidungen im Werkstoff auswirken kann. Deshalb ist das mechanische Trennen vor dem Laserstrahlschneiden der Proben zwingend notwendig, um eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften der Proben zu verhindern (Bild 8, links). Ein ähnlicher Zusammenhang ergibt sich beim Trennen mittels Wasserstrahl. Auch dieses Fertigungsverfahren erfordert das Trennen der Profile vor dem Schneidprozess, da das dem Wasserstrahl beigemischte Sandgranulat beim Schneiden nicht aus dem Profil entweichen kann und mit hoher Geschwindigkeit an den Innenwänden des Profils abprallt, wodurch die Oberfläche aufgeraut wird (Bild 8, rechts).

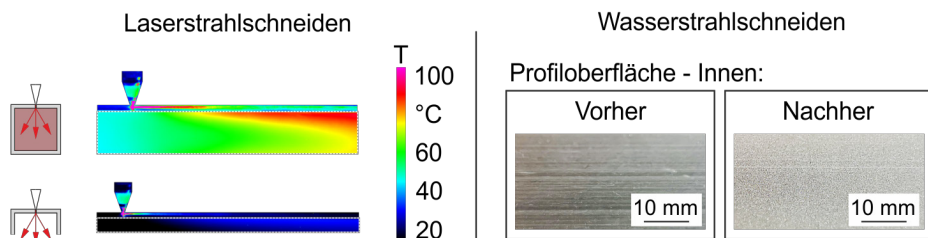


Bild 8: Temperaturentwicklung beim Laserstrahlschneiden (links); Oberflächenbeeinflussung beim Wasserstrahlschneiden (rechts)

Ein weiterer Aspekt, der bei der Herstellung der Proben zu beachten ist, ist die resultierende Rauheit der Probenkanten im Messbereich. Diese kann durch die Anpassung der Schnittgeschwindigkeit zwischen fünf Qualitätsstufen Q_1 (niedrige Qualität) bis Q_5 (hohe Qualität) variiert werden. Mittels Rauheitsmessungen (gemäß Tastschnittverfahren DIN EN ISO 3274 [11]) kann ein Vergleich der Rauheit an den Probenkanten erstellt und mit

den in der DIN 50125 [112] geforderten Werten abgeglichen werden. Es ist zu erkennen, dass der benötigte Rz-Wert von $6,3 \mu\text{m}$ weder mittels Laserstrahlschneiden mit $14,8 \mu\text{m}$, noch durch Wasserstrahlschneiden ($28,1 \mu\text{m}$ bis $33,7 \mu\text{m}$) erreichbar ist (Bild 9). Aus diesem Grund müssen die Proben nach dem Schneidprozess im Messbereich nachgefräst werden, wofür ein Aufmaß von einem Millimeter in die Konstruktion der Probe einbezogen werden muss.

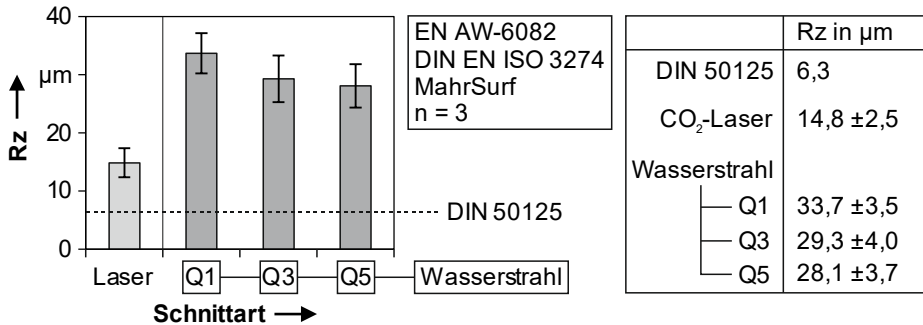


Bild 9: Rauheitsmessung der geschnittenen Probenkanten

Zusätzlich zu den fertigungstechnischen Kriterien müssen alle der Versuchsdurchführung zuzuordnenden Vorgaben erfüllt werden. Zum einen muss der Probenkopf eine ausreichende Größe besitzen, dass durch einen Kraftschluss über die Spannbacken der Prüfmaschine ein Rutschen der Proben während des Versuches vermieden werden kann. Bei der Wahl der Spannbacken, der Positionierung der Probe zwischen den Spannbacken und der Auslegung der Messlänge muss zum anderen die optische Zugänglichkeit des Messbereiches durch das Dehnungsmesssystem gewährleistet sein. Dafür werden Parallelspanner ausgewählt, durch die die Probe ab der Einspannung sichtbar ist.

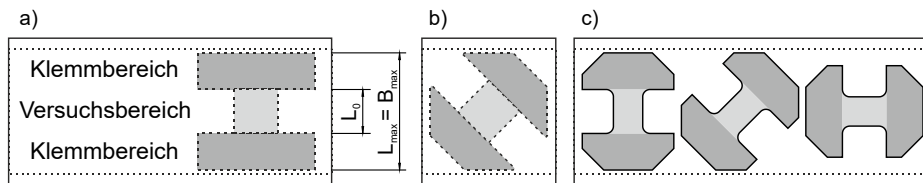


Bild 10: Auslegungsschritt Gesamtgröße und Probenköpfe

Um den Messbereich der Probe mittels CCD-Kameras erfassen und durch die Belichtung ausreichend ausleuchten zu können, erweist sich eine Gesamtlänge von 12 mm als zwingend notwendig. Dadurch verbleibt als

Klembereich auf beiden Seiten eine Kopfhöhe von 10 mm. Die Probenkopfbreite wird durch den verfügbaren Fertigungsbereich von 32 mm begrenzt, der bei Entnahme der Proben in 45° zur Extrusionsrichtung zusätzlich an den Kanten reduziert werden muss (Bild 10). Es verbleibt nach fertigungsspezifischen Anpassungen eine effektive Spannfläche von 225 mm^2 .

Die Auslegung des Querschnitts der Probe im Messbereich stellt den dritten Teil der analysespezifischen Gestaltungskriterien dar. Die Größenverhältnisse von Ausgangsmesslänge L_0 zu Messbreite B_0 , sowie der Messbreite zur Dicke der Probe s_0 und der Radius zwischen Probenkopf und Messbereich definieren maßgeblich den in der Probe vorherrschenden Spannungszustand und müssen derartig gestaltet werden, dass ein uniaxialer Spannungszustand bis zur instabil plastischen Umformung sichergestellt werden kann.

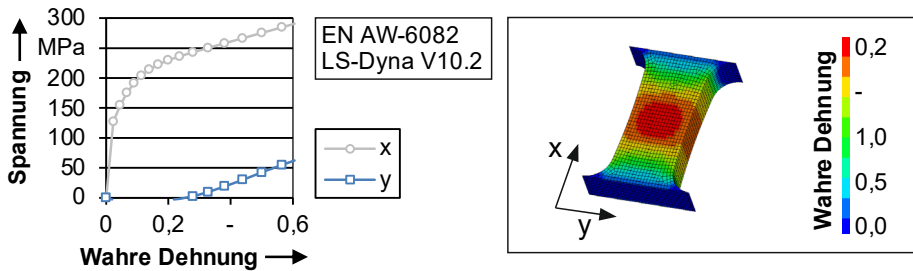


Bild 11: Spannungsverläufe und Dehnungsverteilung der miniaturisierten Probe (Messlänge 8 mm, Probenbreite 6 mm, Übergangsradius 2 mm)

Um diese Kriterien zu erfüllen, werden Probengeometrien numerisch analysiert und die Einflüsse der Geometrie Größen auf die Ergebnisse in der Simulation identifiziert. Hierzu werden der Radius, die Stegbreite und die Messlänge unter Konstanthaltung der anderen Größen in zwei Stufen variiert. Bei allen untersuchten Kombinationen liegt ein uniaxialer Spannungszustand bis zu einem Umformgrad von annähernd 0,3 vor (Bild 11). Das Dicken zu Breitenverhältnis, welches bei den untersuchten Geometrien im Bereich von 0,5 bis 0,75 liegt, zeigt keinen Einfluss auf den Spannungs-Dehnungs-Verlauf. Dies deckt sich mit den Ergebnissen von *Kohyama* [51], der bei Dicken zu Breitenverhältnissen von 0,2 bis 1,0 mit Probendicken von 0,2 bis 0,6 mm keine Veränderung der mechanischen Kennwerte identifizieren konnte. Zusammenfassend wird deshalb unter Berücksichtigung der vorgestellten Designkriterien die Geometrie aus Bild 12 für die weiteren Untersuchungen verwendet.

Diese bietet zwei wesentliche Vorteile. Zum einen können durch die begrenzten Probedimensionen auch Proben in 45° und 90° zur Extrusionsrichtung des Halbzeuges entnommen werden. Dies ist insbesondere im Fall der Extrusionsprofile, die ein stark anisotropes Verhalten aufweisen, von hoher Bedeutung. Zum anderen lässt sich ein vollständig geregelter Wärmebehandlungsprozess einstellen, da der Laserspot nicht mehr über die Probe bewegt werden muss, sondern die variable Spotgröße für eine vollständige Abdeckung der Probe ausreicht. Die Homogenisatoroptik erlaubt in diesem Zusammenhang eine über die gesamte Wärmebehandlungsfläche gleichmäßige Intensitäts- und damit Temperaturverteilung, welche in Kombination mit den Regelungsmöglichkeiten der Laserleistung eine hohe Flexibilität bezüglich der Gestaltung des Wärmebehandlungsprozesses liefert.

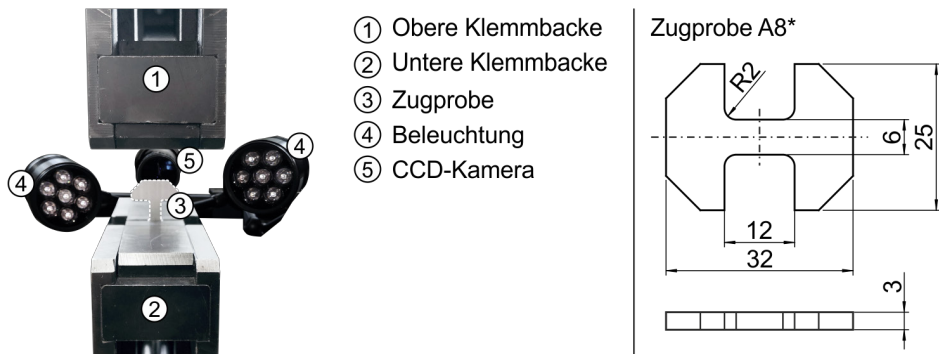


Bild 12: Z10 mit Aramis-System (l); verkleinerte Probengeometrie (r)

Die Proben werden in Anlehnung an die VDA 239-300 [110] auf einer Universalprüfmaschine Z10 der Firma Zwick&Röll mit 10 kN maximaler Nennkraft getestet. Zur Dehnungsmessung wird ein optisches 2D-Dehnungsmesssystem Aramis der Firma GOM GmbH verwendet. Bei der Kalibrierung des Systems muss insbesondere darauf geachtet werden, eine parallele Ausrichtung zwischen dem Kameraobjektiv und der Probenoberfläche sicherzustellen.

4.4.3 Makro- und Kleinlasthärtemessung

Zur Analyse des Kaltauslagerungsverhaltens und für die Identifikation wärmebehandlungsinduzierter Härtegradienten und Übergangsbereiche werden Härtemessungen nach Brinell und Vickers durchgeführt. Für die Härteanalyse nach Brinell wird eine Wolfram Prüfkugel gemäß der Norm DIN EN ISO 6506-1 [113] in den zu prüfenden Probenkörper gedrückt. Die

gewählte Prüfkraft entspricht dem Prüfprogramm HB 2,5/62,5. Da der Eindruck mit dieser Prüfkraft zu groß ist, um unter Einhaltung eines Mindestabstandes des 6-fachen Eindruckdurchmessers die Wärmeinflusszone zu untersuchen, wird für diese Analysen ein Vickers-Härtemessgerät gemäß DIN EN ISO 6507-1 verwendet [114]. Die Prüfung erfolgt mit einer Prüfkraft von HV 0,05 bei einer Einwirkzeit von 30 s. Mittels eines Auflichtmikroskops wird die Länge und Breite des Eindrucks gemessen und über den gemittelten Wert die Eindringtiefe berechnet, über die die Härte des Werkstoffes bestimmt werden kann.

4.4.4 Schichtstauchversuch

Für die Ermittlung des richtungsabhängigen Verhaltens und des Fließbeginns unter quasi-biaxialer Zugspannungsbelastung wird der Schichtstauchversuch gewählt. Dabei wird ein aus kreisrunden Plättchen zusammengesetzter Probenstapel zwischen zwei Werkzeugbahnen auf 50% seiner Höhe gestaucht. Im Gegensatz zum hydraulischen Tiefungsversuch und dem Kreuzzugversuch bietet diese Methode den Vorteil, dass nur sehr kleine Proben von 14 mm Durchmesser benötigt werden. Insbesondere bei Halbzeugen mit kleinen geometrischen Abmessungen, wie den Strangpressprofilen, wird dadurch eine Charakterisierung des Biax-Punktes erst ermöglicht.

Die Proben werden mit Feinschneidparametern durch Wasserstrahlschneiden aus zuvor mechanisch halbierten Strangpressprofilen gefertigt. Für den Versuch werden bei den Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 mit 2 mm Materialstärke jeweils 7 Proben bei der Legierung EN AW-6082 mit 3 mm Dicke jeweils 5 Proben für den Versuch aufeinander gestapelt. Die exakte Ausrichtung der Proben zueinander entlang der Extrusionsrichtung ist dabei von besonderer Wichtigkeit, um eine exakte Abbildung des anisotropen Materialflusses während der Versuchsdurchführung zu erreichen und eine Relativbewegung der einzelnen Schichten zu vermeiden.

Um den Einfluss der Reibung zu minimieren, wird Teflonfolie als Schmier- und Trennschicht zwischen dem Probenstapel und den Stauchbahnen eingesetzt. Ein, nach dem Stapeln der Proben aufgebrachtes, stochastisches Muster in Kombination mit zwei 3D-Aramis-Systemen ermöglicht die in-situ Analyse auftretender Dehnungen in 0° und 90° -Richtung zur Extrusionsrichtung des Werkstoffes. Dazu sind die beiden Kamerasysteme jeweils in 0° und 90° zu dem auf den Stauchbahnen positioniertem Probenstapel ausgerichtet, wie in Bild 13 dargestellt ist.

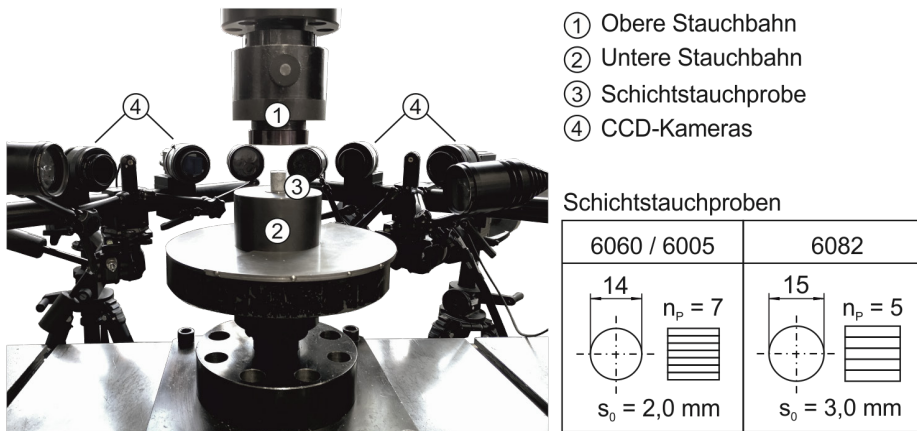


Bild 13: Schichtstauchversuchsaufbau mit zwei optischen 3D-Aramis-Messsystemen

Durch die direkte Messung der Dehnungen auf dem Probenstapel sind eine exakte Ermittlung des Fließbeginns sowie die Identifikation der mittleren senkrechten Anisotropie unter quasi-biaxialer Zugspannungsbelastung möglich. Die gestauchten Probenstapel werden im Anschluss mit dem Oberflächendigitalisierungssystem Atos vermessen und können zur Bestimmung der senkrechten Anisotropie verwendet werden.

4.5 Finite-Elemente-Simulation

Für die Abbildung aller im Rahmen dieser Arbeit angefertigten numerischen Berechnungen wurde der FE-Solver LS-Dyna von der LSTC Livermore Corporation eingesetzt. Neben einer Vielzahl an Freiheitsgraden bezüglich der Modellierung des Materialverhaltens und der Abbildung verschiedener Werkzeugkinematiken, besteht die Möglichkeit, sowohl auf explizite als auch implizite Berechnungsmethoden zurückzugreifen. Dadurch ist es möglich die gesamte Prozesskette der in der Arbeit untersuchten Methode der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung abzubilden. Hierzu gehört zum einen die thermische Simulation der Kurzzeitwärmebehandlung der Strangpresshohlprofile zur Ableitung der Eigenschaftsverteilung. Zum anderen der Biegeprozess in dem sowohl das elasto-plastische Verhalten der Rohre während der Umformung als auch die elastische Rückfederung nach der Umformung einbezogen werden kann. Darüber hinaus bieten die expliziten Berechnungsmethoden die Möglichkeit, das finale Bauteilverhalten unter statischen und dynamischen Last- bzw. Crashfällen numerisch abzubilden.

4.6 3-Punkt-Biegeversuch an Profilen

Der 3-Punkt-Biegeversuch stellt den zentralen Untersuchungspunkt zur Bewertung des Einflusses einer lokalen Wärmebehandlung auf das Biegeergebnis von Strangpresshohlprofilen dar. Im Rahmen der Arbeit wird ein Aufbau mit zwei seitlichen Auflagern verwendet, die fest auf einer Werkzeuggrundplatte verschraubt werden können und einen Radius von 25 mm besitzen. Der Abstand der Auflager kann in Abstufungen von 10 mm bis 300 mm variiert werden. An der Traverse der Universalprüfmaschine Schenck Trebel, die eine maximale Umformkraft von 400 kN besitzt, wird über einen Flansch die Aufnahme für den Biegestempel befestigt. Für das Werkzeug stehen Stempelradien von 6 mm bis 192 mm zur Verfügung. Um das Auftreten von Querschnittsdeformationen wie beispielsweise die seitliche Ausbauchung des Profils und Faltenbildung am Innenradius zu reduzieren, werden die Profile mit einem keramischen Granulat befüllt und verschlossen. Die Durchführung der Biegeversuche erfolgt mit einer Geschwindigkeit von 1 mm/s bis zum Erreichen des vorgegebenen Verfahrweges beziehungsweise Biegewinkels oder bis zum Risseintritt, der durch einen Kraftabfall von 200 N innerhalb von 0,1 s definiert ist. Profile, die nach dem Biegeprozess einer Dehnungsanalyse unterzogen werden, müssen vor dem Versuch speziell präpariert werden. Die Vorgehensweise hierfür wird im nächsten Kapitel erläutert.

4.7 Dehnungsanalyse

Die Analyse resultierender Dehnungen beziehungsweise des zugrundeliegenden Materialflusses erfolgt mittels dem Dehnungsanalysesystem Argus der GOM GmbH (s. Bild 14). Zunächst wird ein deterministisches Punkteraster auf die Profile im Ausgangszustand aufgebracht. Hierfür kann entweder ein elektrochemisches Ätzverfahren oder Lasermarkierverfahren verwendet werden. Über den Abstand der Punkte und deren Größe kann die Auflösung der Dehnungsanalyse bestimmt werden. Im Rahmen der Untersuchungen wird ein Punkteabstand von 2 mm mit einem Punktdurchmesser von 1 mm gewählt.

Um die Dehnungen nach dem Biegeprozess zu ermitteln, wird das gebogene Profil zwischen Referenzmaßstäben platziert und mittels einer Kamera aus 3 verschiedenen Winkeln und 30°-Drehungen photographiert. Die Referenzmaßstäbe dienen dabei der Zuordnung der Lage des Bauteils im dreidimensionalen Raum. Die Software identifiziert mittels Triangulation die Position und Ellipsierung jedes Rasterpunktes und berechnet darüber das Gesamtdehnungsbild.

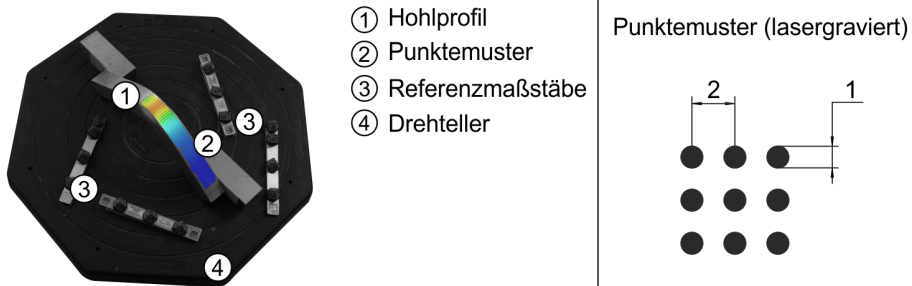


Bild 14: Messaufbau zur optischen Dehnungsmessung mit GOM Argus

4.8 Oberflächendigitalisierung

Insbesondere zur Bewertung auftretender Querschnittsdeformationen und resultierender Biegewinkel wird eine optische Oberflächendigitalisierung der gebogenen Bauteile benötigt. Dazu wird das Kamerasystem GOM Atos verwendet. Ähnlich wie bei den Dehnungsanalysen wird das Bauteil nach dem Biegeprozess zwischen Referenzmaßstäben positioniert. Über Streifenlichtprojektion werden Aufnahmen des Bauteils aus verschiedenen Winkeln erstellt. Eine zuvor aufgebrachte, dünne Lackschicht verhindert dabei störende Reflektionen. Die Bauteilaufnahmen werden im Anschluss zu einem digitalen Oberflächenmodell verknüpft, wodurch eine dreidimensionale Repräsentation des Bauteils entsteht. Im Nachgang können über die Definition von Schnittebenen die auftretenden Dehnungen sowie der Biegewinkel und möglich Abweichungen zur gewünschten Sollgeometrie identifiziert werden.

Im folgenden Kapitel wird ein Großteil der vorgestellten Versuchseinrichtungen zur umfangreichen Analyse des Werkstoffverhaltens von Aluminiumstrangpresslegierungen eingesetzt. Auf eine Wiederholung umsetzungsspezifischer Details der der Experimente wird dabei verzichtet, weshalb bei Unklarheiten auf die bereits erfolgten Beschreibungen in diesem Kapitel zu verweisen ist.

5 Werkstoffverhalten von Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

In diesem Kapitel werden die Zusammenhänge zwischen einer Kurzzeitwärmebehandlung und den mechanischen Eigenschaften von ausscheidungshärtbaren Aluminiumstrangpresslegierungen unter Berücksichtigung der metallphysikalischen Vorgänge analysiert und erläutert. Als Werkzeug zur Ermittlung dieser Erkenntnisse werden die Methoden der Werkstoffcharakterisierung genutzt. Neben dem elasto-plastischen Verhalten, welches unter anderem durch uniaxiale Zugversuche identifiziert werden kann, stellt das belastungsrichtungsspezifische Werkstoffverhalten, die sogenannte Anisotropie, einen weiteren Schwerpunkt der Untersuchungen dar. Aufgrund der legierungs- und halbzeugspezifischen Besonderheiten der Aluminiumstrangpresshohlprofile werden hierfür sowohl ein konventioneller Charakterisierungsversuch auf die vorhandenen Randbedingungen angepasst als auch ein neuer, inverser numerisch-experimentell gekoppelter Charakterisierungsansatz entwickelt. Auf Basis der ermittelten Werkstoffkennwerte werden passende Modellierungsansätze identifiziert, die eine realitätsgetreue Abbildung des Materialflusses der lokal kurzzeitwärmebehandelten Hohlprofile bei Biegeoperationen sicherstellen. Zur weiteren Vervollständigung der Untersuchungen erfolgt die Einflussanalyse von Wärmebehandlungsprozessfolgen auf das Kalt- und Warmauslagerungsverhalten der Aluminiumstrangpresslegierungen. Im Speziellen wird dabei auf den Einfluss eines Stabilisierungsglühverfahrens auf die Ausscheidungskinetik und die daraus resultierenden finalen Bauteileigenschaften eingegangen und die Wechselwirkungen zwischen Kurzzeitwärmebehandlung, Stabilisierungsglühen und Auslagerungsprozessen identifiziert.

5.1 Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit einer Kurzzeitwärmebehandlung

Die in 4.1 beschriebenen Legierungszusammensetzungen stellen eine grundlegende Basis für die Interpretation der Zusammenhänge zwischen den ablaufenden metallphysikalischen Vorgängen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung und den daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften

dar. Dieses wird im folgenden Kapitel anhand des elasto-plastischen Verhaltens bei Belastung der Werkstoffe in Extrusionsrichtung nach vorangegangener Wärmebehandlung charakterisiert und durch die ermittelten mechanischen Kennwerte quantifiziert.

Als Referenz zur Identifizierung des Einflusses der Kurzzeitwärmebehandlung dient der nicht wärmebehandelte Ausgangszustand T₄. Die mechanischen Kennwerte der lösungsgeglühten und kaltausgelagerten Legierungen werden mittels Zugversuchen charakterisiert und verglichen. Die in 4.1 beschriebenen Unterschiede bezüglich den Mg-Si-Konzentrationen der einzelnen Legierungen beeinflussen die mechanischen Kennwerte signifikant (s. Bild 15). Mit steigender Legierungselementkonzentration steigt die Ausscheidungsichte an, wodurch die Bewegung der Versetzungen in Wechselwirkung mit der vorliegenden Mikrostruktur zunehmend erschwert und folglich die Festigkeit der Legierungen erhöht wird [15]. Beginnend mit der niedriglegiertesten Aluminiumlegierung EN AW-6060 bis hin zur höchstlegierten Legierung EN AW-6082 können Dehngrenzen von 91,5 MPa über 114,5 MPa bis 194,7 MPa identifiziert werden. Die Zugfestigkeit steigt ebenso von 187,4 MPa über 217 MPa bis auf 304,4 MPa an.

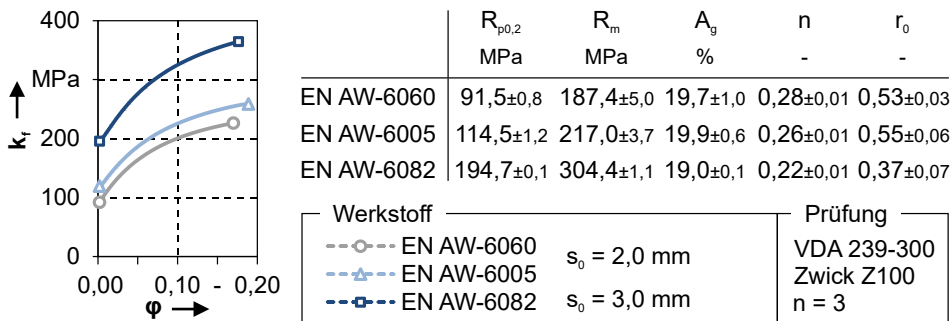


Bild 15: Mechanische Eigenschaften der Legierungen im T₄-Zustand

In Bezug auf das Verfestigungsverhalten besitzt Aluminium im Vergleich zu anderen Werkstoffgruppen nur geringe Werte. Dies ist auf die im Werkstoff vorhandene, hohe Stapelfehlerenergie zurückzuführen [16], welche in einem begünstigten Quergleitverhalten resultiert, wodurch die niedrige Verfestigung des Werkstoffes zu begründen ist. Der Verfestigungsexponent der analysierten Legierungen nimmt mit zunehmender Legierungselementkonzentration von 0,28 über 0,26 auf 0,22 ab. Als mögliche Gründe hierfür sind insbesondere die Kornstruktur, sowie Dichte und Morphologie der vorhandenen Ausscheidungen in den unterschiedlichen Legierungen anzuführen [18]. Die Gleichmaßdehnung als grundlegende Kennzahl zur

Bewertung der Umformbarkeit der Werkstoffe liegt bei allen untersuchten Legierungen im T₄ Zustand in einem Bereich von knapp unter 20%.

Als weiteres Maß für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens ist neben den Festigkeits- und Verfestigungskennwerten die Anisotropie zu nennen [117]. Die senkrechte Anisotropie stellt das Verhältnis von Blechbreiten- zu Blechdickenreduktion dar. Für die Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 konnten Werte von 0,53 und 0,55 identifiziert werden. Die Legierung EN AW-6082 weist einen signifikant geringeren Wert von 0,37 auf. Der Materialfluss während der plastischen Umformung erfolgt demnach bei allen Legierungen bevorzugt aus der Blechdicke. Daraus resultiert eine begünstigte Materialausdünnung, wodurch das Versagen der Aluminiumlegierungen im Vergleich zu Werkstoffen mit höheren senkrechten Anisotropiewerten deutlich früher eintreten kann [81].

Aus der Werkstoffanalyse der Legierungen im konventionellen, kaltausgelagerten Zustand ist zusammenfassend festzuhalten: Im Vergleich zu weichen Stahlgüten besitzen die Aluminiumstrangpresslegierungen der 6000er Serie deutlich schlechtere Umformeigenschaften. Die Formgebungsgrenzen werden durch eine geringe Verfestigung sowie ein stark anisotrop aus der Blechdicke fließendes Werkstoffverhalten negativ beeinflusst. Hierdurch wird die Notwendigkeit die Umformbarkeit dieser Halbzeuge zu verbessern verdeutlicht. Dies kann aber nur auf Basis einer grundlegenden Analyse der Kurzzeitwärmebehandlung und der daraus resultierenden Werkstoffzustände erfolgen.

5.1.1 Einfluss der Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Kennwerte der Aluminiumstrangpresslegierungen

Im Folgenden werden die Legierungen einer Laserkurzzeitwärmebehandlung mittels Laserbestrahlung bei Temperaturen (T_{KWB}) von 200 bis 500 °C unterzogen. Der Laserspot wird mit einer Verfahrensgeschwindigkeit von 2,5 mm/s über die Probe bewegt, wobei die Bestrahlungsfläche eine Länge von 10 mm besitzt und die Breite während des Verfahrens an die Breite der Probe angepasst wird. Dadurch resultieren mittlere Aufheizgeschwindigkeiten von ungefähr 30 K/s und Abkühlraten im Bereich von 10-20 K/s. Die Ergebnisse werden sowohl in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur und unter Einbeziehung der jeweiligen Legierungszusammensetzung diskutiert als auch die Zusammenhänge zwischen den phänomenologischen Veränderungen der Kennwerte und den zugrundeliegenden metallphysikalischen Vorgängen abgeleitet.

Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m

Auf Basis des Werkstoffverhaltens der Legierungen nach Kurzzeitwärmebehandlung mit unterschiedlichen Temperaturen wurden die dadurch hervorgerufenen relativen Abnahmen der Dehngrenze ($\Delta_{rel.} R_{p0,2}$) und Zugfestigkeit ($\Delta_{rel.} R_m$) in Bezug auf die Ausgangsfestigkeit ermittelt (s. Bild 16). Der Vergleich der Festigkeitskennwerte nach einer Kurzzeitwärmebehandlung bei einer T_{KBW} von 200 °C, lässt legierungsabhängig unterschiedliche Entfestigungsgrade erkennen. Diese sind auf die Abhängigkeit der Ausscheidungskinetik von der Konzentration der Hauptlegierungselemente Mg und Si zurückzuführen.

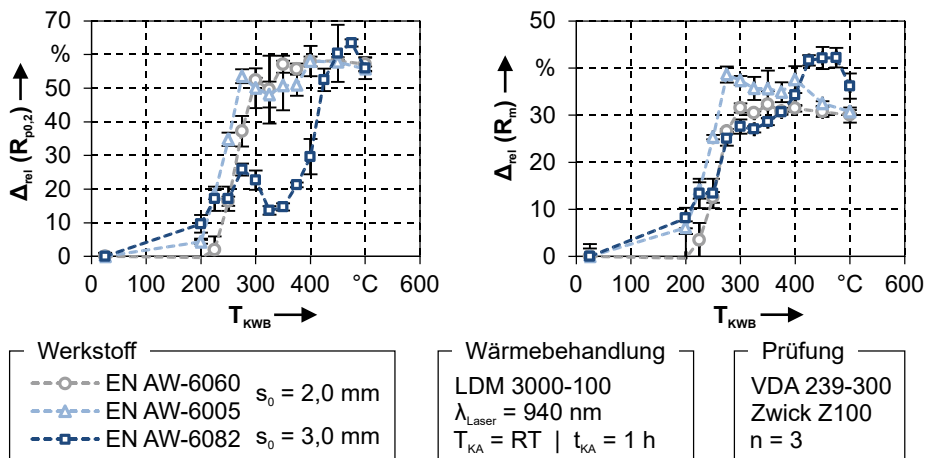


Bild 16: Relative prozentuale Entfestigung durch eine KWB

Es kann bestätigt werden, dass die beiden niedrig legierten Werkstoffe mit steigenden Wärmebehandlungstemperaturen eine frühere maximale Abnahme der Dehngrenze im Vergleich zur höherlegierten EN AW-6082 aufweisen. Eine relative Reduktion der Dehngrenze von 50% wird bei den Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 bereits bei rund 300°C überschritten, wohingegen dies bei der Legierung EN AW-6082 erst bei einer Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von 400 °C erzielt wird. Grund hierfür ist die erneute Verfestigung des Werkstoffes EN AW-6082 im Bereich zwischen 275 °C und 350 °C. Ein möglicher Grund hierfür ist die Bildung von β'' - und β' -Ausscheidungen [24]. Durch die semi- und inkohärente Anbindung der Ausscheidungen an die Aluminiummatrix können Versetzungen diese nur teilweise oder gar nicht schneiden [118]. Dadurch führen diese Ausscheidungen zu einer Verzerrung der Mikrostruktur, welche eine Erhöhung der Festigkeit sowie Abnahme der Duktilität zur Folge

hat [56]. Dieser Effekt ist bei der Legierung EN AW-6005 mit einer Zunahme der Festigkeit von 5,4% zwischen den Wärmebehandlungszuständen, die mit $T_{\text{KWB}} = 275 \text{ °C}$ und $T_{\text{KWB}} = 325 \text{ °C}$ erzielt wurden, noch erkennbar. Bei der Legierung EN AW-6060 ist hingegen unter Berücksichtigung der Standardabweichung keine Verfestigungsphase identifizierbar. Aus diesem Grund kann auf einen Zusammenhang zwischen der Konzentration der Legierungsbestandteile und der auftretenden Ausscheidungskinetik geschlossen werden.

Bei höheren Wärmebehandlungstemperaturen werden diese Ausscheidungen wieder aufgelöst [71], wodurch der Werkstoff erneut entfestigt wird. Die relative Abnahme der Zugfestigkeit der Legierungen nach Applikation der Kurzzeitwärmebehandlung steigt mit Zunahme der verwendeten Wärmebehandlungstemperatur zunächst an und erreicht maximale Werte von ungefähr 30% für die Legierung EN AW-6060, rund 35% für die Legierung EN AW-6005 und über 40% bei der Legierung EN AW-6082. Beim niedriglegiertesten Werkstoff kann auch nach Wärmebehandlungen mit höheren Temperaturen bis $T_{\text{KWB}} = 500 \text{ °C}$ keine weitere Entfestigung erzielt werden. Dahingegen konnte für EN AW-6005 und EN AW-6082 bei den hergestellten Zuständen mit $T_{\text{KWB}} > 400 \text{ °C}$ eine weitere Abnahme der Festigkeit identifiziert werden. Diese kann möglicherweise, durch die sich bei höheren Temperaturen bildenden β -Ausscheidungen hervorgerufen werden [26].

Bewertung

Als abschließende Bewertung des Entfestigungsverhaltens der drei Legierungen kann festgehalten werden, dass bei allen Legierungen in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur eine Reduktion des Fließbeginns von über 50% erzielt werden kann. Allerdings kann festgestellt werden, dass bei den niedriger legierten Werkstoffen EN AW-6060 und EN AW-6005 dieser Wert bereits mit niedrigeren Wärmebehandlungstemperaturen von rund 300 °C erreicht werden kann und sich der Temperaturbereich, in dem dieser Wert überschritten wird, bis $T_{\text{KWB}} = 500 \text{ °C}$ erstreckt, wodurch eine robuste Kurzzeitwärmebehandlung bei Wahl einer ausreichend hohen Temperatur, auch unter Berücksichtigung etwaiger Prozessschwankungen, gewährleistet werden kann. Bei der Aluminiumlegierung EN AW-6082 hingegen muss die Wärmebehandlung in einem Bereich von 425 °C bis 475 °C erfolgen, um eine vergleichbare Entfestigung zu erzielen und eine erneute Verfestigung zu vermeiden. Daraus ergeben sich für den späteren Einsatz der Kurzzeitwärmebehandlungstechnologie zur Erweite-

Die Formgebungsgrenzen von Aluminiumstrangpressprofilen sind signifikant kleiner als bei der Anwendung auf höherlegierte Werkstoffe im Vergleich zu niedriglegierten Werkstoffen. Aus dem Wissen über die T_{KWB} -abhängigen Festigkeitsveränderungen lässt sich ableiten, dass eine präzise und robuste Prozessregelung bei der Applikation der Wärmebehandlungslayouts wichtig ist, um den legierungsabhängigen Temperaturbereich für die maximale Entfestigung der Legierung exakt zu treffen. Nur durch eine optimale, lokale Anpassung der Festigkeiten kann der Werkstofffluss während der Umformung gezielt gesteuert und dadurch die Formgebungsgrenzen der Profile erweitert werden, wodurch der Anwendungsbereich von Aluminiumprofilen ausgeweitet werden kann.

Verfestigungsexponent n und Gleichmaßdehnung A_g

Für eine ganzheitliche Analyse des Einflusses einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von Al-Mg-Si Strangpresslegierungen muss neben der Festigkeitsreduktion sowohl die Verfestigung als auch die Gleichmaßdehnung des Werkstoffes untersucht werden.

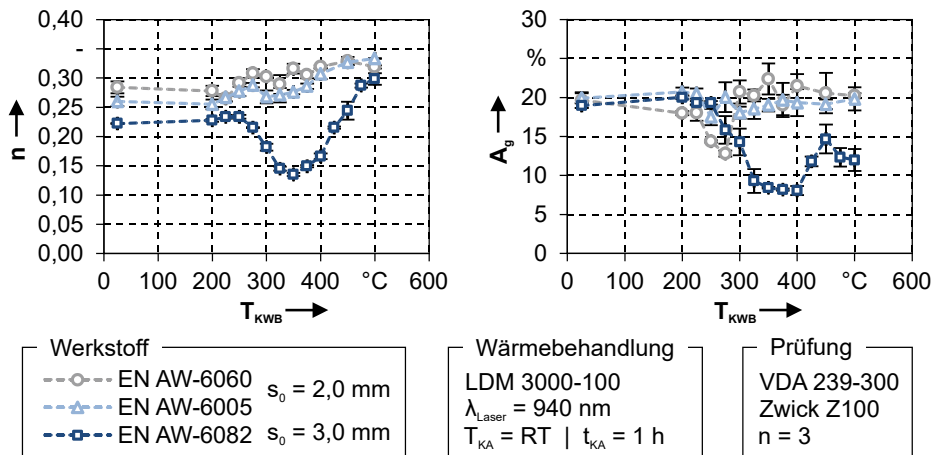


Bild 17: Verfestigungsexponent und Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur

Wie bereits die Analysen der Legierungen im kaltausgelagerten Ausgangszustand zeigen, ist mit zunehmendem Anteil an Mg und Si eine Reduktion der Verfestigung des Werkstoffes festzustellen (s. Bild 17). Beim Vergleich der Ausgangszustände mit dem quasi-lösungsgeglühten Zustand bei der maximalen Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von 500°C lässt sich bei allen Legierungen eine Erhöhung des Verfestigungsexponenten feststellen. Die Werte steigen von 0,28 auf 0,32 für die Legierung EN AW-6060, von

0,26 auf 0,33 im Fall der Legierung EN AW-6005 und von 0,224 auf knapp 0,3 bei der Legierung EN AW-6082 an. Die der Veränderung des Verfestigungsverhaltens nach der Kurzzeitwärmebehandlung zugrundeliegenden Mechanismen wurden unter anderem von *Vogt* bereits für die Aluminiumaußenhautlegierung AA6181 PX diskutiert [56]. Eine Begründung ergibt sich aus der Steigerung der Verfestigung durch den Anteil in Lösung befindlicher Legierungsbestandteile, welche die Bewegung der Versetzungen behindern [119]. Da nach einer Kurzzeitwärmebehandlung mit einer T_{KWB} von 500 °C nahezu alle Ausscheidungs- und Auflösungsvorgänge abgeschlossen sind, ist in dem dadurch hergestellten Zustand der höchste Anteil an gelösten Mg und Si-Atomen vorhanden, wodurch die Verfestigungswerte der Legierungen ihre Maxima erreichen.

Bei der Legierung EN AW-6082 tritt im Gegensatz zu den anderen Legierungen bei den hergestellten Werkstoffzuständen mit Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen im Bereich zwischen 250 °C bis 350 °C eine signifikante Reduktion der Verfestigung auf, wodurch der Verfestigungsexponent von 0,23 auf 0,14 verringert wird. Ausgehend von dem bereits dargelegten Erklärungsansatz kann angenommen werden, dass die Bildung von β'' - und β' -Ausscheidungen in diesem Temperaturbereich [71] zu einer Reduktion der gelösten Legierungsbestandteile führt, wodurch bei den hergestellten Legierungszuständen die Behinderung der Versetzungsbewegung reduziert wird. Mit weiterer Erhöhung der T_{KWB} werden zuvor ausgeschiedene Ausscheidungen wieder aufgelöst und der Anteil der gelösten Legierungsbestandteile sowie die Verfestigung steigen erneut an.

Die Gleichmaßdehnung beschreibt die prozentuale Abstreckung des Werkstoffes bis zum Beginn der Einschnürung, welche schließlich zum Versagen des Werkstoffes führt. Im Ausgangszustand T_4 besitzen alle Legierungen eine vergleichbare Gleichmaßdehnung im Bereich von 20%. Bei der Legierung EN AW-6005 wird der Wert nach einer Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{\text{KWB}} = 250$ °C auf ein Minimum von 17,5% reduziert. Nach der Verwendung höherer Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen steigen die Werte wieder leicht an und verbleiben im Durchschnitt bei ungefähr 19%. Der Verlauf der Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit des kurzzeitwärmebehandlungsbedingten Werkstoffzustandes weist bei der Legierung EN AW-6060 einen vergleichbaren Verlauf auf. Im T_{KWB} -Bereich zwischen 225 °C bis 275 °C wird die Gleichmaßdehnung auf knapp 13% reduziert und steigt bei Werkstoffzuständen mit höherer T_{KWB} auf Werte zwischen 20% und 25% an. Dieser charakteristische Dehnungsverlauf zeigt seine stärkste Ausprägung bei der Legierung EN AW-6082, bei der sich ab einer T_{KWB} von 250 °C bis 325 °C eine Reduktion auf ungefähr 8% einstellt.

Dieser Wert bleibt auch bei Applikation höherer Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen bis $T_{\text{KWB}} = 400 \text{ °C}$ nahezu konstant. Erst die weitere Erhöhung der Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen führt zur Herstellung duktilerer Werkstoffzustände. Das lokale Maximum tritt mit einer Gleichmaßdehnung von 15% nach $T_{\text{KWB}} = 450 \text{ °C}$ auf. Weitere Steigerung der T_{KWB} auf 500 °C führt zu einer Verschlechterung der Gleichmaßdehnung auf 12%. Diese temperaturabhängige Reduktion der Formgebungsgrenzen unter einachsiger Zugspannungsbelastung konnte ebenfalls bei der Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumblechlegierungen identifiziert werden. Metallphysikalische Erklärungsansätze stützen sich neben der Verfestigungsreduktion auf das durch ablaufende Ausscheidungsvorgänge hervorgerufene inhomogene Gefüge [120], sowie auf das vermehrte Auftreten von nicht kohärenten Ausscheidungen im Bereich der Korngrenzen [56]. Dadurch wird die Mikrorissbildung aufgrund der Verspannung der Aluminiummatrix begünstigt und in der Folge die resultierende Einschnürung und Makrorissbildung des Werkstoffes bei der Umformung bereits bei geringerer Dehnung initiiert.

Bewertung

Die Analyse der durch Kurzzeitwärmebehandlung hergestellten Werkstoffzustände in Zugversuchen lässt einen Zusammenhang zwischen der maximalen Wärmebehandlungstemperatur, den zugrundeliegenden Ausscheidungs- und Auflösungsvorgängen und den resultierenden Verfestigungs- und Gleichmaßdehnungskennwerten der Legierungen erkennen. In Bezug auf die Verfestigung kann festgehalten werden, dass durch eine vollständige Auflösung der im kaltausgelagerten Zustand (T_4) vorliegenden GP-Cluster die höchste Steigerung des Verfestigungsexponenten erzielt werden kann.

Kurzzeitwärmebehandlungen im Temperaturbereich der β'' - und β' -Ausscheidungsbildung hingegen wirken sich negativ auf das Verfestigungsverhalten aus. Grund hierfür ist, dass durch eine höhere Anzahl nicht gebundener Legierungsbestandteile im Mischkristall die Versetzungsbewegung behindert wird, wodurch die Verfestigung erhöht wird und bei Bildung der Ausscheidungen diese Konzentration reduziert und ein gegenteiliger Effekt identifiziert werden kann. Eine vergleichbare Aussage kann für die Veränderung der Duktilität der Legierungen nach der Kurzzeitwärmebehandlung getroffen werden.

Deshalb ist insbesondere in Bezug auf die spätere Anwendung von Wärmebehandlungslayouts zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen von Aluminiumstrangpressprofilen darauf zu achten, den Temperaturbereich der

Ausscheidungsbildung zu vermeiden. Für die Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 kann dies durch Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen über 300 °C erreicht werden. Bei der höherlegierten EN AW-6082 muss die Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von 450 °C gewählt werden, da im Gegensatz zur EN AW-6060 und EN AW-6005 kein stabiles Eigenschaftsplateau vorliegt. Da trotz der Wahl geeigneter Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen das Auftreten einer Wärmeeinflusszone nicht vermieden werden kann, müssen die Ergebnisse dieser Untersuchungen in die spätere Bewertung der Umformeigenschaften von Profilen mit lokal kurzzeitwärmebehandelten Bereichen einbezogen werden.

5.1.2 Richtungsabhängiges Werkstoffverhalten

Die Analyse des richtungs- und spannungszustandsabhängigen Verhaltens von Aluminiumstrangpressprofilen stellt durch die begrenzten Abmaße des Halbzeuges eine große Herausforderung dar. Im Falle von Blechhalbzeugen werden Flachzugproben mit einer Messlänge von 50 mm oder 80 mm in 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung entnommen und anschließend geprüft. Da bereits im Fall der Messlänge von 50 mm die Flachzugproben eine Gesamtlänge von 150 mm besitzen, können diese nur bei Hohlprofilen entnommen werden, deren Breite abzüglich der Wanddicke größer als 150 mm ist. Für alle Halbzeuge, die einen kleineren Querschnitt besitzen, müssen alternative Methoden eingesetzt werden, um eine Aussage über die Anisotropie zu erhalten. Im Folgenden wird deshalb zunächst die konventionell charakterisierbare senkrechte Anisotropie unter uniaxialer Zugspannungsbelastung in 0°-Richtung analysiert und im Anschluss daran weiterführende, innovative Methoden der Anisotropiecharakterisierung vorgestellt.

5.1.2.1 Mittlere senkrechte Anisotropie in 0°-Richtung

Zur Analyse der Anisotropie eines Werkstoffes werden die Breiten- und Dickenänderungen des Zugprobenquerschnitts während der zunehmenden plastischen Umformung der Probe analysiert. Der Quotient der logarithmischen Dehnungen in Breiten- und Dickenrichtung wird als senkrechte Anisotropie bezeichnet. Liegt der Wert wie im Fall der untersuchten Legierungen im Bereich unter 1, fließt der Werkstoff, wie bereits im ersten Teil dieses Kapitels erläutert, vorwiegend aus der Blechdicke (s. Bild 18). Dieses für Aluminiumwerkstoffe charakteristische Verhalten führt zu einem früheren Versagen aufgrund einer begünstigten Einschnürung der Proben und in der Folge des Bauteils bei der späteren Umformung.

5 Werkstoffverhalten von Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

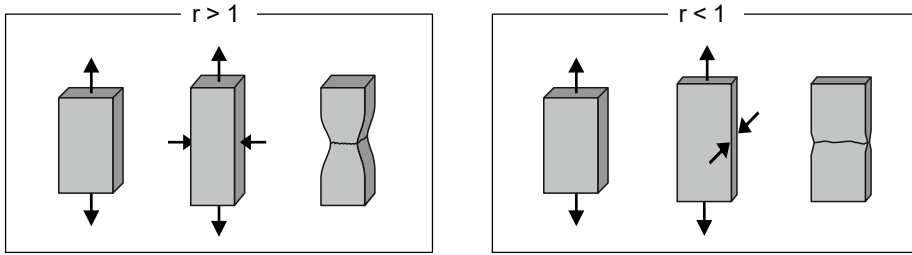


Bild 18: Einfluss der mittleren senkrechten Anisotropie auf den Materialfluss

Grundlegender Einflussfaktor hierbei ist die kristallographische Ausrichtung des Legierungsgefüges, welche maßgeblich durch den Herstellungsprozess definiert wird. Insbesondere beim Extrusionsprozess führt dies zu einer hohen Anisotropie der hergestellten Halbzeuge [121].

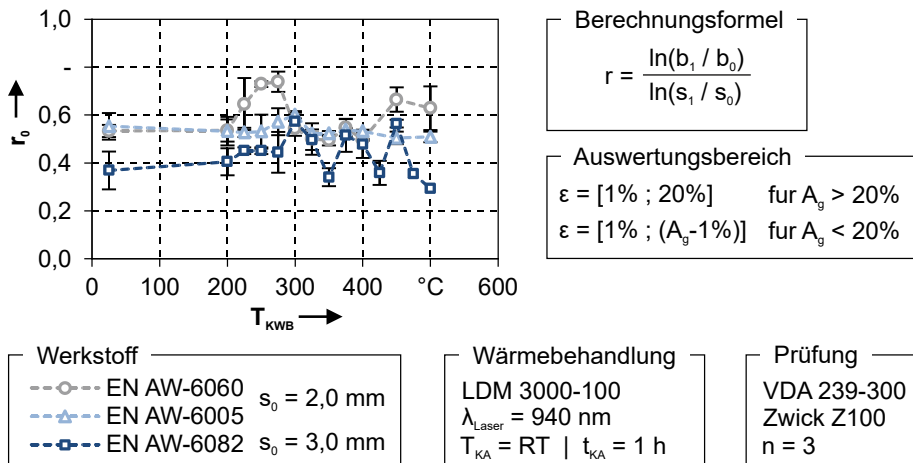


Bild 19: Mittlere senkrechte Anisotropie in Abhängigkeit von T_{KWB}

Die Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 weisen im Ausgangszustand T_4 ähnliche Werte für die mittlere, senkrechte, Anisotropie (in Extrusionsrichtung) von ungefähr 0,54 auf (s. Bild 19). Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur bleiben die Werte für EN AW-6005 eher konstant, wohingegen bei dem Werkstoff EN AW-6060 höhere Streuungen und zunächst bei den Zuständen, die mit Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen bis 275 °C hergestellt wurden, ein Anstieg der senkrechten Anisotropie auf 0,74 zu verzeichnen ist. Danach werden die Werte auf ungefähr 0,5 im T_{KWB} -Bereich von 300 °C bis 400 °C reduziert und steigen bei höheren Temperaturen wieder auf 0,65 an. Die r_0 -Werte der Aluminiumlegierung EN AW-6082 schwanken in einem Bereich von r von ungefähr $\pm 0,15$ um

den Ausgangswert 0,37. Vergleichbare Werte wurden auch von *Sun* für eine EN AW-6082 unter Belastung in 0°-Richtung im T6 Zustand ermittelt [122].

Bewertung

Zusammenfassend lässt sich ableiten, dass bei allen untersuchten Legierungen, auch unter Berücksichtigung einer vorgeschalteten Kurzzeitwärmebehandlung, Anisotropiewerte unter 1.0 vorliegen. Bei der Aluminiumlegierung EN AW-6082 treten die niedrigsten r -Werte auf. Das bedeutet, dass dieser Werkstoff unter Belastung in 0°-Richtung am stärksten aus der Blechdicke fließt, wodurch von der höchsten Anfälligkeit zur Bildung lokaler Einschnürungen ausgegangen werden kann.

Neben der Analyse der senkrechten Anisotropie in 0° bzw. Extrusionsrichtung wurden Untersuchungen zur Identifikation der senkrechten Anisotropie in 45° und 90° Richtung durchgeführt. Allerdings stellen diese Analysen aufgrund der begrenzten Halbzeugabmessungen eine besondere Herausforderung dar, welche spezielle Charakterisierungsmethoden erfordert. Eine davon ist die Verwendung miniaturisierter Zugproben im uniaxialen Zugversuch.

5.1.2.2 Identifikation des anisotropen Werkstoffverhaltens im Zugversuch mit miniaturisierten Zugproben

In den Abschnitten 5.1.1 und 5.1.2 wurden die Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung auf Basis einer konventionellen Probengeometrie mit einer Messlänge von 50 mm vorgestellt. Um die Vergleichbarkeit dieser Ergebnisse mit den der Analysen der miniaturisierten Proben (s. Abschnitt 4.4.2), sicherstellen zu können, wurden die experimentell ermittelten Fließkurven und die Werte der senkrechten Anisotropie und Dehngrenze für beide Probengeometrien gegenübergestellt (s. Bild 20).

Die identifizierten Dehngrenzen auf Basis beider Geometrievarianten stimmen im Rahmen der Standardabweichung überein. Der Abgleich der Fließkurven ergibt, dass durch die Reduktion der Probengröße die ermittelte Verfestigung des Werkstoffes geringfügig reduziert wird. Ein vergleichbarer Trend ist für die senkrechte Anisotropie zu erkennen, die im Bereich der Standardabweichung von 0,30 auf 0,27 abfällt. Ähnliche Zusammenhänge konnten auch von *Koponik* [50] beim Vergleich von Probengeometrien mit reduzierten Probendicken festgestellt werden.

5 Werkstoffverhalten von Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

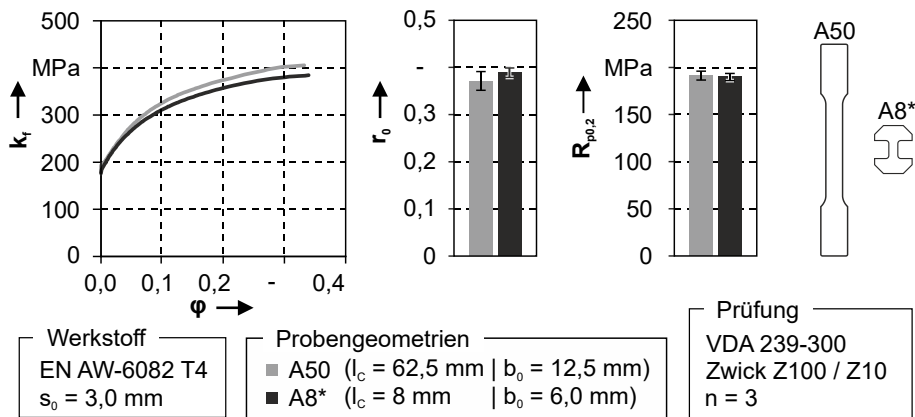


Bild 20: Vergleich der Probengeometrien A50 und A8*

Im Folgenden wird im uniaxialen Zugversuch mit miniaturisierten Probengeometrien die senkrechte Anisotropie der Legierung EN AW-6082 in 0°, 45° und 90° zur Extrusionsrichtung in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlung charakterisiert. Insbesondere soll in diesem Zusammenhang die Möglichkeit der individuellen Prozessregelung dazu genutzt werden, den Einfluss der Wärmebehandlungsparameter Aufheizgeschwindigkeit, Haltezeit und Abkühlgeschwindigkeit auf den entstehenden Werkstoffzustand und die damit verbundenen mechanischen Kennwerte des Werkstoffes zu identifizieren. Die Kurzzeitwärmebehandlung der Proben wurde, im Gegensatz zur Laserwärmebehandlung der konventionellen Proben, mit einem stehenden Laserspot umgesetzt. Die Aufheizgeschwindigkeit beträgt 100 K/s, die Haltezeit 0,1 s und der Mittelwert der Abkühlgeschwindigkeit 5 K/s. Die Kaltauslagerungsdauer, welche die Festigkeit in Abhängigkeit der Dauer maßgeblich beeinflussen kann, wurde unter Berücksichtigung werkstoff- und prozessrelevanter Faktoren festgelegt. Auf Basis der genannten Faktoren wurde eine Kaltauslagerungsdauer von 1 h eingehalten, um sowohl die umfangreiche Probenpräparation für die optische Dehnungsmessung im Versuchsumfeld zu realisieren als auch die im späteren Prozess vorhandenen Lager- und Transferzeiten abbilden zu können.

Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m

Im Ausgangszustand T4 beträgt die Dehngrenze bei Belastung in Extrusionsrichtung 192,8 MPa (s. Bild 21). Unter Belastung in 45° Richtung beginnt der Werkstoff bereits bei 168,1 MPa zu fließen. Im Vergleich dazu ähneln die Ergebnisse für die 90°-Richtung mit einer Dehngrenze von 185,5 MPa eher denen in Extrusionsrichtung. Ein vergleichbares Verhältnis der Kennwerte ist für die Zugfestigkeit erkennbar. Die Legierung EN AW-6082 weist

in 0°-Richtung die maximale Zugfestigkeit von 309,9 MPa auf. Unter Belastung in 45°-Richtung wird das Minimum von 282,6 MPa identifiziert, woraufhin der Wert in 90°-Richtung wieder auf 302,9 MPa ansteigt.

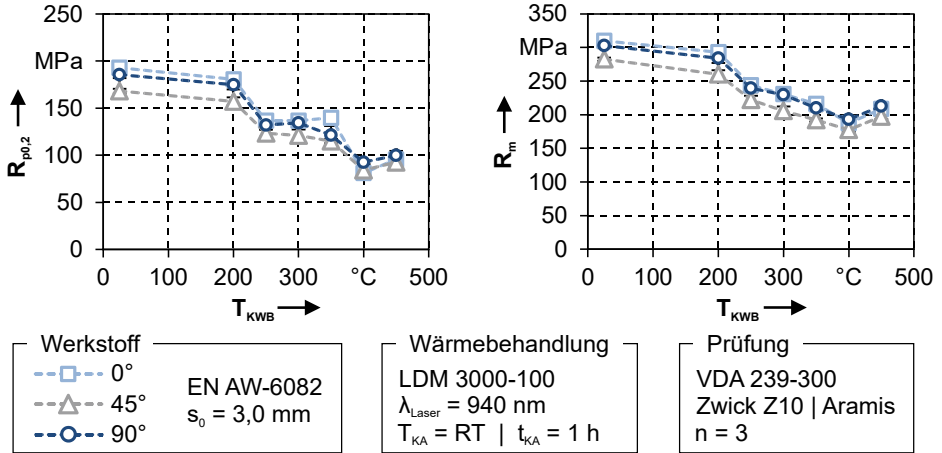


Bild 21: Dehngrenze und Zugfestigkeit der Legierung in EN-AW6082 in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur und Belastungsrichtung

Die Veränderung der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur führt unabhängig von der Lastrichtung zu vergleichbaren Veränderungen der Festigkeit. Die Dehngrenze wird bei einer Kurzzeitwärmebehandlung mit $T_{KWB} = 200$ °C um etwa 5% verringert. Danach folgt bis 250 °C eine signifikant höhere Reduktion auf knapp 75% des T₄-Ausgangswertes, welche mit den Ergebnissen der konventionellen Zugversuche zu vergleichen ist. Daran anschließend folgt ein Werteplateau von 250 °C bis 350 °C. Dieses wird durch die Ausscheidung der β“ und β‘-Phasen hervorgerufen. Im Anschluss werden diese Phasen wieder aufgelöst, was bei einer T_{KWB} von 400 °C durch die Reduktion der Dehngrenze auf unter 50% des T₄-Wertes abgeleitet werden kann. Der erneute, geringfügige Anstieg der Dehngrenze bei 450 °C lässt möglicherweise auf die Bildung einer β-Phase schließen, deren Ausscheidung aufgrund der zu langsamen Abkühlgeschwindigkeit nicht vollständig unterdrückt wird und die Versetzungsbewegung im Werkstoff geringfügig beeinflussen kann. Im Gegensatz zur Dehngrenze weist die Zugfestigkeit im Bereich von 200 °C - 400 °C einen nahezu stetig fallenden Verlauf auf, wodurch die Zugfestigkeit von 293,0 MPa, 260,1 MPa und 283,8 MPa auf 187,5 MPa, 177,6 MPa und 193,2 MPa in 0°, 45° und 90°-Richtung reduziert wird. Bei einer weiteren Erhöhung auf eine T_{KWB} von 450 °C steigen die Werte analog zu denen der Dehngrenze erneut an und betragen 208,6 MPa, 197,4 MPa und 212,9 MPa. Auch im Fall der Zugfestigkeit kann

anhand dieser Analysen eine Anisotropie der Festigkeit durch die geringeren Werte bei Belastung unter 45° identifiziert werden. Die Standardabweichung der Wiederholversuche liegt im Bereich von ±3 MPa und wird dadurch in der Visualisierung der Ergebnisse nicht ersichtlich.

Verfestigungsexponent und senkrechte Anisotropie

Der Verfestigungsexponent liegt im Ausgangszustand für die 0°, 45° und 90° Lastrichtung bei 0,229, 0,228 und 0,220 (s. Bild 22). Für die Legierungszustände mit Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen von 200 °C bis 250 °C verändern sich die Werte auf 0,249, 0,226 und 0,239 an. Nach einer Wärmebehandlung mit höheren Temperaturen bis $T_{KWB} = 350$ °C ist eine Reduktion auf 0,165, 0,197 und 0,201 erkennbar. Werden noch höhere Wärmebehandlungstemperaturen, bis 450 °C verwendet, steigen die Werte der kaltausgelagerten Zugproben ($t_{KA} = 1$ h) bis auf ihre Maxima von 0,287, 0,271 und 0,268 an.

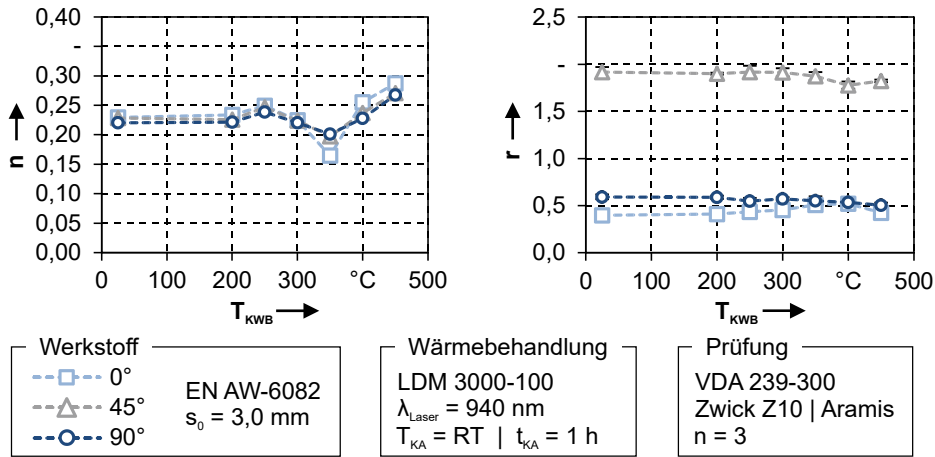


Bild 22: Verfestigungsexponent und senkrechte Anisotropie der Aluminiumlegierung EN AW-6082 in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur und Belastungsrichtung

Diese un stetige Veränderung des Verfestigungsverhaltens ist, wie bereits in 5.1.1 erwähnt, auf die Menge der im Aluminiummischkristall gelösten Legierungsbestandteile zurückzuführen, die die Versetzungsbewegung erschweren, wodurch die Verfestigung des Werkstoffes gesteigert wird. Zunächst werden bei niedrigen Temperaturen bis 250 °C die MgSi-Cluster und GP-Zonen aufgelöst. Dadurch steigt die Anzahl der freien Legierungsatome im Mischkristall an. Im Anschluss kommt es zur Ausscheidung der β'' und

β' -Phasen, wodurch Mg und Si-Atome gebunden und die Verfestigung reduziert wird. Der Anstieg der Verfestigung kann auf die finale Auflösung der zuvor gebildeten Phasen zurückgeführt werden.

Die senkrechte Anisotropie verändert sich in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur nur geringfügig. Bis zu einer Wärmebehandlungstemperatur von 300 °C bleiben die Werte im Rahmen der Standardabweichung nahezu konstant in gemittelten Wertebereichen von 0,43, 1,91 und 0,57. Bei höheren Wärmebehandlungstemperaturen bis 400 °C tritt eine unerhebliche, von der Belastungsrichtung abhängige Veränderung der Werte auf. Bei Belastung unter 0°-Richtung ist eine tendenzielle Erhöhung der senkrechten Anisotropie auf 0,52 identifizierbar. Bei Belastung in 45° und 90° hingegen sinken die Werte auf 1,78 und 0,54. Zudem ist bei der höchsten T_{KWB} von 450°C eine konträre Veränderung der senkrechten Anisotropie für 0° und 45° zu identifizieren, die sich im Gegensatz zum vorherigen Werteverlauf auf 0,43 reduziert, beziehungsweise auf 1,82 erhöht.

Bewertung

Zusammenfassend konnten zunächst die grundlegenden Erkenntnisse bezüglich des Einflusses der Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften der Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6082 durch die Anwendung miniaturisierter Zugprobegeometrien bestätigt und deren Validität für den Anwendungsbereich der Werkstoffcharakterisierung qualifiziert werden. Anhand der dadurch gewonnenen Erkenntnisse konnte des Weiteren ein hoch anisotropes Werkstoffverhalten für die Aluminiumlegierung EN AW-6082 in Abhängigkeit der Belastungsrichtung unter Berücksichtigung der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur identifiziert werden.

Allerdings ist die Analyse auf Basis miniaturisierter Zugproben durch halbzeugseitige, geometrische Randbedingungen begrenzt. Diese, insbesondere im Fall von stranggepressten Halbzeugen auftretende Einschränkung, wurde im Rahmen der Arbeit zum Anlass genommen, einen weiteren Schwerpunkt auf die Entwicklung einer inversen Methode zur Untersuchung des anisotropen Werkstoffverhaltens zu legen. Exemplarisch wurden hierfür die Aluminiumstrangpressprofile der Legierung EN AW-6060 und EN AW-6005 analysiert.

5.1.2.3 Inverse Identifikation des anisotropen Werkstoffverhaltens unter Verwendung des Schichtstauchversuchs

Die grundlegende geometrische Beschaffenheit von im Strangpressprozess hergestellten Halbzeugen, welche durch ein hohes Verhältnis von Länge zu Querschnitt und einer im Vergleich zu Blechwerkstoffen hohen Materialdicke geprägt ist, stellt die konventionelle Werkstoffcharakterisierung vor anspruchsvolle Herausforderungen. Der Halbzeugquerschnitt der untersuchten Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 erlaubt weder die Entnahme von konventionellen Zugproben noch die Herstellung miniaturisierter Zugproben, wie sie im vorherigen Abschnitt zur Charakterisierung der Legierung EN AW-6082 verwendet wurden. Um diese prüftechnischen Einschränkungen zu überwinden, wurde eine inverse Methode auf Basis eines experimentell-numerisch gekoppelten Ansatzes entwickelt, deren Anwendung die Identifizierung der mittleren senkrechten Anisotropie in 90° zur Extrusionsrichtung unabhängig von eingeschränkten Möglichkeiten zur Probenfertigung ermöglicht.

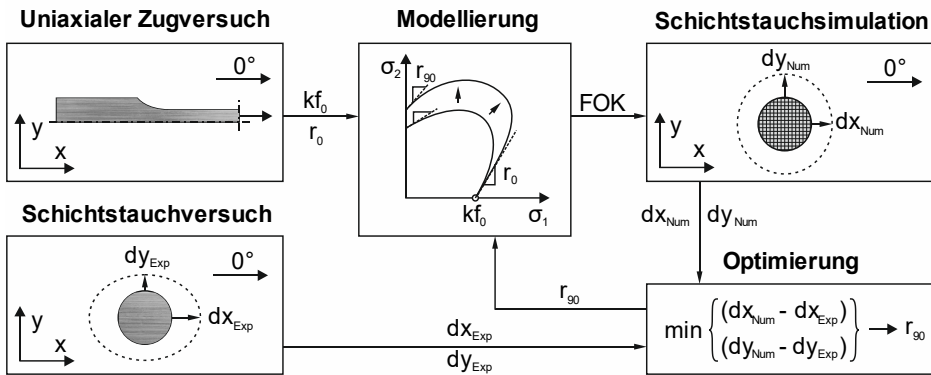


Bild 23: Methodische Vorgehensweise der inversen Anisotropieidentifikation

Die Methode basiert auf dem grundsätzlichen Zusammenhang zwischen der Verteilung der senkrechten Anisotropie und dem daraus resultierenden, belastungsrichtungsabhängigen Fließverhalten. Beim Stauchprozess fließt der Werkstoff in Belastungsbereichen mit niedriger senkrechter Anisotropie stärker aus der Blechdicke als in Bereichen mit höheren Anisotropiewerten. Dadurch erhält der Probenstapel beim Schichtstauchen eine elliptische Form. Ein vergleichbarer Zusammenhang wurde bereits zwischen der Anisotropie von Blechwerkstoffen und der sich ausbildenden Verteilung des Flanscheinzugs beim Tiefziehen, der sogenannten Zipfel-

bildung, identifiziert und von Yoon zur Identifizierung von Werkstoffkennwerten genutzt [123]. Die Beziehung von mechanischen Kennwerten und geometrischer Endform wird im Fall dieser Untersuchungen dazu genutzt, um durch ein Optimierungsverfahren den nicht konventionell charakterisierbaren r_{90} -Wert zu ermitteln.

Zu diesem Zweck wurde die in Bild 23 dargestellte Methodik auf Basis eines inversen Charakterisierungsansatzes entwickelt. Beginnend mit dem experimentellen Teil werden Zugversuche in 0° zur Extrusionsrichtung durchgeführt. Die davon abgeleitete Fließkurve und senkrechte Anisotropie dienen zur initialen Modellierung des Werkstoffverhaltens. Als Modellierungsansätze werden für die Fließkurve das Modell von Hockett und Sherby [124] und für die Fließortkurve, das Modell Hill48 [125] eingesetzt. Dieses kann durch den Fließbeginn in 0° -Richtung k_{f0} und die Werte der senkrechten Anisotropie in 0° und 90° -Richtung (r_0 , r_{90}) berechnet werden.

Zweiter Bestandteil der experimentellen Untersuchungen ist der Schichtstauchversuch, welcher in 4.4.4 ausführlich erläutert wurde. Die gestauchten Probenkörper werden nach der Prüfung mittels optischer Oberflächennmessung digitalisiert und durch Schnittanalysen der Haupt- und Nebenachse die Endgeometrie des elliptischen Zylinders ermittelt. Durch Subtraktion des Ausgangsdurchmessers können die Geometrieveränderungen in x- und y-Richtung (dx_{Exp} , dy_{Exp}) identifiziert werden, welche die gleichgewichteten Zielfunktionen der Optimierung darstellen. [126]

Die zu identifizierende senkrechte Anisotropie in 90° -Richtung r_{90} ist die Variable der Optimierungsroutine. Als Nebenbedingungen werden minimale und maximale Grenzwerte für die Variation des r_{90} -Wertes in symmetrischem Abstand zum Startwert ($r_{90} = r_0$) definiert. In jedem Iterationsschritt werden zwei r_{90} -Werte gemäß einer D-optimalen Verteilung gewählt und die Verformung des Schichtstauchstapels numerisch berechnet. Nach Beendigung der FE-Simulation erfolgt die Metamodell-basierte Optimierung des r_{90} -Wertes mit einem „Adaptive Simulated Annealing“ Algorithmus.

In vorangegangenen Untersuchungen [127] konnte diese Methode bereits für die Werkstoffe AA5182 und DCo6 anhand von Kraft-Weg-Verläufen und Endprobengeometrien verifiziert und durch den Abgleich mit den Ergebnissen aus uniaxialen Zugversuchen in 90° -Richtung validiert werden. Des Weiteren wurde die Eignung der optimierten Fließortkurve nach Hill48 für die Abbildung des Materialflusses im Biegeprozess von Quadratrohren sichergestellt. Im Folgenden sollen die Ergebnisse für die beiden Alumini-

umstrangpresslegierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 im Ausgangszustand sowie für das Werkstoffverhalten nach einer Kurzzeitwärmebehandlung erläutert werden. Dabei soll insbesondere auf die dem Experiment zugrundeliegenden Störgrößen und die in der Simulation vorhandenen Steuergrößen eingegangen werden.

Neben dem Werkstoffverhalten besitzen die tribologischen Verhältnisse zwischen Probenstapel und den beiden Stauchbahnen den größten Einfluss auf das experimentelle Ergebnis beim Schichtstauchversuch. Um die aus dem konventionellen Stauchprozess bekannte Ausbauchung des Werkstückes zu vermeiden, wird zusätzlich zur Beölung der Stauchbahn eine Zwischenschicht aus Teflonfolie verwendet. Die Trennung des Aluminiumprobenstapels von der Stahloberfläche der Werkzeuge verhindert das Auftreten adhäsiver Anhaftungen und reduziert die Reibung. Die Reibzahl, welche zur Berechnung der Kontaktkräfte in der Simulation benötigt wird, wird auf 0,02 festgelegt. Dieser Wert wurde durch Variantensimulationen identifiziert und anhand eines Abgleich der resultierenden Bauchungen der berechneten Probenstapel mit den experimentellen Werten validiert. Die numerische Berechnung des Werkstoffverhaltens wird zudem maßgeblich durch die zugrundeliegende experimentelle Fließkurve, die Wahl des verwendeten Fließkurvenmodells und der daraus resultierenden Extrapolation der Fließkurvenwerte beeinflusst. Insbesondere der Verlauf der resultierenden Kraft-Weg-Verläufe wird hierdurch maßgeblich verändert, wodurch unterschiedliche Bewertungen der Abbildungsgenauigkeit des realen Prozesses entstehen können. Allerdings lässt sich kein signifikanter Einfluss der Fließkurve auf die geometrische Ausprägung des Probenstapels feststellen, wodurch die Identifikation des r_{90} -Wertes von diesem Umstand nicht beeinflusst wird.

Unter Berücksichtigung der grundlegenden Erkenntnisse bezüglich des Einflusses von Reibung und Verfestigungsverhalten werden die Werte der senkrechten Anisotropie für die Aluminiumlegierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 im Optimierungszyklus ermittelt. Die dabei untersuchten Zustände umfassen den Anlieferungszustand T₄ sowie als Stützstellen für die Analyse der Kurzzeitwärmebehandlung die Temperaturen 250 °C, 300 °C und 400 °C. In Bild 24 wird exemplarisch der Zusammenhang zwischen der Variation des r_{90} -Wertes und der resultierenden Veränderung der Schichtstauchprobengeometrie dargestellt. Ist der r_{90} -Wert gleich dem r_0 -Wert, fließt der Werkstoff gleichmäßig in x und y-Richtung, die der 0° und 90° Materialorientierung entsprechen. Die laterale Veränderung der Probengeometrie ergibt sich dabei aus der Stauchhöhe unter Beachtung der Volumenkonstanz und der bereits beschriebenen, reibungsbedingten

Ausbauchung des Probenstapels. Durch eine Reduktion des r_{90} -Wertes nimmt der Materialfluss aus der Blechdickenrichtung in 90° -Richtung im Gegensatz zur konstanten 0° -Richtung zu und die Probe ovalisiert sich in 90° -Richtung. Steigt der r_{90} -Wert hingegen über den r_0 -Wert, fließt der Werkstoff stärker in 0° -Richtung und ein gegensätzlicher Effekt tritt ein.

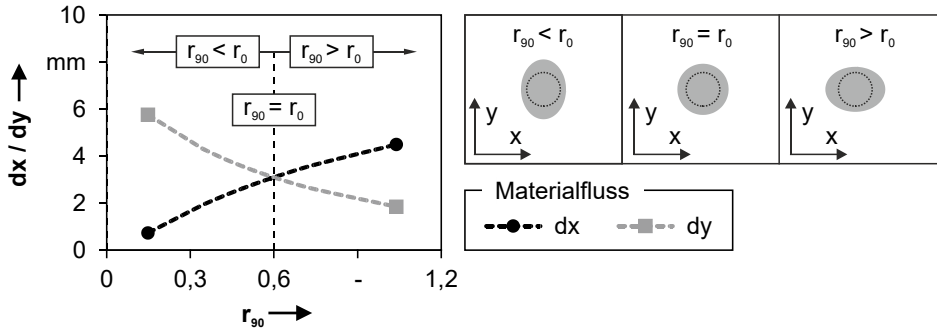


Bild 24: Zusammenhang des Verhältnisses der senkrechten Anisotropie in 0° und 90° -Richtung und dem resultierenden Materialfluss der Schichtstauchproben in x- und y-Richtung

Die vorangegangenen Untersuchungen zeigten in diesem Zusammenhang zudem, dass der reibungsbedingte Einfluss auf die Ausbauchung des Probenstapels von dem zurückgelegten Gleitweg der Probe beim Stauchen abhängig ist [127]. Dadurch baucht die Probe in der ovalisierten Raumrichtung stärker aus als in die Richtung, in die weniger Material fließt. Die Auswertung der experimentell gestauchten und numerisch berechneten Probengeometrien erfolgt deshalb stets in der Mittelschicht, um diese Einflüsse in die Analyse einzubeziehen.

Im Rahmen der Optimierung werden die identifizierten geometrischen Veränderungen der Probenstapel mit den experimentell ermittelten Verschiebungen verglichen. Dabei ergibt sich eine sehr gute Übereinstimmung der simulierten Probengeometrie mit den experimentellen Werten. Die dadurch invers ermittelten r_{90} -Werte werden zusammen mit den im uniaxialen Zugversuch charakterisierten r_0 -Werten in Bild 25 dargestellt. Um eine gesamtheitliche Aussage über die kurzzeitwärmebehandlungsabhängige Anisotropie der beiden Aluminiumlegierungen treffen zu können, wurde der Verlauf der r_0 -Werte zunächst mit einem Polynom 6. Grades im Temperaturbereich von 200°C bis 400°C approximiert. Das Verhalten des Werkstoffes zwischen Raumtemperatur und 200°C wird als linear angenommen. Anschließend erfolgt eine lineare Transformation und Skalierung dieser Funktion unter Optimierung der quadratischen Differenz zu den experimentell ermittelten r_{90} -Werten. Das Ergebnis ist eine Funktion,

mit deren Hilfe eine T_{KWB} -abhängige Beschreibung des Verlaufs der senkrechten Anisotropie unter Belastung in 90° -Richtung ermöglicht wird.

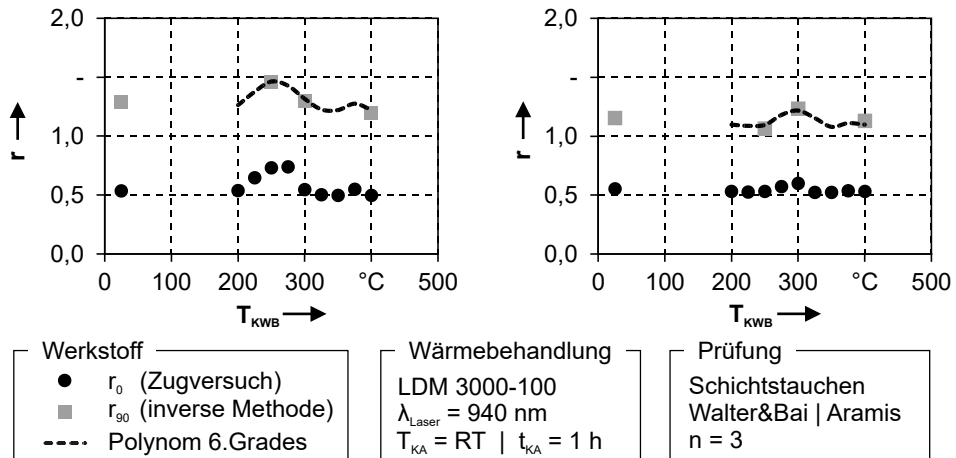


Bild 25: Verteilung der Anisotropie für EN-AW 6060 und EN-AW 6005

Für beide Legierungen kann auf Basis der inversen Charakterisierungsmethode das anisotrope Werkstoffverhalten identifiziert werden. Unter Belastung in 0° -Richtung weisen beide Legierungen Werte der senkrechten Anisotropie im Bereich von 0,5 auf, welches auf begünstigtes Fließen aus der Materialdicke hinweist. Unter Belastung in 90° -Richtung liegen die Werte im Bereich zwischen 1 und 1,5, wodurch die Legierungen eher isotrop beziehungsweise bevorzugt aus der Blechebene fließen.

Bewertung

Zusammenfassend kann auf Basis der ermittelten Kennwerte ein signifikanter Unterschied zwischen dem Werkstoffverhalten der beiden Legierungen unter 0° und 90° -Belastung identifiziert werden. Die Werte der senkrechten Anisotropie in 0° und 90° -Richtung der Aluminiumlegierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 liegen im Vergleich zu EN AW-6082 deutlich höher. Das Fließen des Werkstoffes aus der Materialdicke, welches die Umformung negativ beeinflusst, ist somit bei den beiden niedriger legierten Strangpressprofilen weniger stark ausgeprägt.

Das im Rahmen der Forschungstätigkeit entwickelte inverse Charakterisierungsverfahren stellt eine verifizierte und validierte Möglichkeit zur Identifizierung des Werkstoffverhaltens quer zur Extrusionsrichtung dar. Ne-

ben der Anwendung für Strangpresslegierungen, ist somit zudem der Einsatz für andere geometrisch eingeschränkte Halbzeuge sowie im Bereich der Sekundärcharakterisierung denkbar.

Die Modellierung des Werkstoffverhaltens anhand aller in diesem Kapitel ermittelten Werkstoffkennwerte wird aufgrund der hohen Wichtigkeit dieser Thematik in Kapitel 6 explizit erläutert. Zunächst soll allerdings zur Vervollständigung des Verständnisses für die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlung auf das spezifische Kalt- und -Warmauslagerungsverhalten der untersuchten Aluminiumstrangpresslegierungen eingegangen werden.

5.2 Kalt- und Warmauslagerungsverhalten von kurzzeitwärmebehandelten Aluminiumstrangpressprofilen

Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen unterscheiden sich von den naturharten Legierungen aufgrund ihrer Möglichkeit zur Festigkeitssteigerung auf Basis von Auslagerungsprozessen. Nach der Auflösung der Ausscheidungen und der Erzeugung eines übersättigten Mischkristalls durch das sogenannte Lösungsglügen im Herstellungsprozess beginnt bei Raumtemperatur nach kurzer Zeit die Neubildung von Clustern [25]. Dieser Vorgang dauert mehrere Wochen, bis ein quasi-stabiler Zustand erreicht wird, der als T₄-Zustand bezeichnet wird. Geringfügige, relative Festigkeitszunahmen sind aber noch nach Jahren möglich. Erfolgt die Auslagerung bei höheren Temperaturen im Rahmen einer sogenannten Warmauslagerung, wird bereits nach nur wenigen Stunden ein stabiler Zustand erreicht, bei dem sich durch die Bildung von Ausscheidungen, die zu einer stärkeren Behinderung der Versetzungsbewegung führen, höhere Festigkeiten erzielen lassen. [18]

Der Einfluss von Kalt- und Warmauslagerungszyklen auf die Eigenschaften von Aluminiumstrangpresslegierungen soll im Folgenden in Kombination mit einer vorgeschalteten Kurzzeitwärmebehandlung analysiert werden. Außerdem wird eine Möglichkeit zur Erweiterung der Warmauslagerungsfähigkeit von Aluminiumstrangpresslegierungen vorgestellt, die auf einem sogenannten Zwischenglühprozess basiert.

5.2.1 Kaltauslagerungsverhalten

Die Untersuchung des Kaltauslagerungsverhaltens erfolgt in Abhängigkeit der maximalen Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur T_{KWB} . Dazu wird

die Härte der Legierungen in einem Zeitintervall von einer halben Stunde bis fünf Tagen nach der Kurzzeitwärmebehandlung analysiert (s. Bild 26). An dem repräsentativen Beispiel der Legierung EN AW-6060 lassen sich temperaturspezifische Auslagerungsverläufe identifizieren. Der Vergleich der Härtewerte weist einen positiven Zusammenhang zwischen der Höhe der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur und dem Grad der Entfestigung auf. Für die Kurzzeitwärmebehandlungstemperaturen 250 °C, 300 °C und 400 °C wurden relative Brinellhärten von 77%, 72% und 68% in Vergleich zum Ausgangszustand T₄ ermittelt.

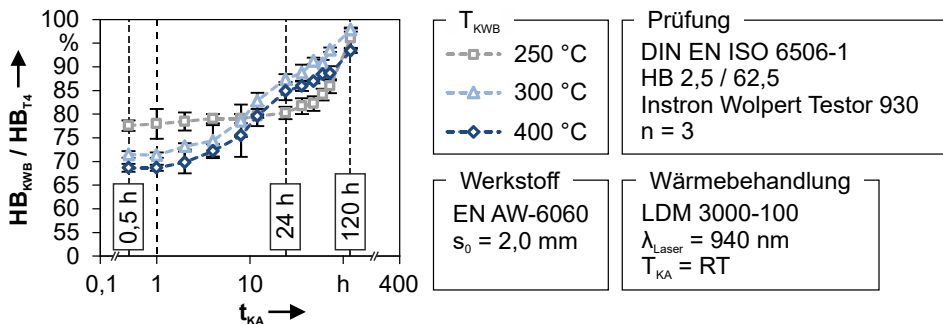


Bild 26: Relative prozentuale Entfestigung durch eine KWB

Im Zeitintervall bis 1 h nach der KWB bleibt dieser Entfestigungszustand bei allen T_{KWB} annähernd konstant. Danach weisen die zeitabhängigen Härteverläufe einen unterschiedlichen Verlauf in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur auf. Für die Werkstoffzustände mit T_{KWB} von 300 °C und 400 °C steigen die Härtewerte parallel zueinander an und besitzen nach 24 h bereits 84% beziehungsweise 87% ihrer Ausgangshärte. Bei einer T_{KWB} von 250 °C härtet der Werkstoff, trotz bereits höherer Härte nach der Kurzzeitwärmebehandlung, im gleichen Zeitraum nur auf knapp 80% der Ausgangshärte aus. Dadurch weist dieser Wärmebehandlungszustand nach 24 h ein geringeres Härteniveau als die zunächst höher entfestigten Zustände auf. Im Gegensatz zur Kaltauslagerung, welche als natürlicher Prozess dem Lösungsglühen oder der Kurzzeitwärmebehandlung angeschlossen ist, stellt die Warmauslagerung einen meist der Umformung des Halbzeuges nachgelagerten Prozess dar, der die Festigkeit des Bauteils für den Einsatz steigern soll. Wird im Folgenden von der Warmauslagerung gesprochen, ist damit der verkürzte Warmauslagerungsprozess zu verbinden, welcher nur wenige Minuten dauert und in der Automobilindustrie in den Lackeinbrennprozess integriert ist.

5.2.2 Warmauslagerungsverhalten

Im Vergleich zur Kaltauslagerung bei Raumtemperatur kann durch eine Auslagerung bei erhöhten Temperaturen eine signifikant höhere Steigerung der Festigkeit der Legierungen erzielt werden. Für die Warmauslagerung der Aluminiumstrangpresslegierungen wurde eine in der Automobilindustrie übliche Konfiguration von 185 °C für 20 min gewählt, die im Folgenden, dem Englischen entlehnt, als Paint Bake (PB) bezeichnet wird. Das Ziel dieses Prozessschrittes ist die Herstellung eines Gefüges mit feinverteilten β' Ausscheidungen, die die höchste Festigkeitssteigerung im Werkstoff hervorrufen [18]. Die Höhe der Festigkeitssteigerung ist dabei von der verwendeten Legierung, den gewählten Prozessparametern und dem Ausgangszustand des Werkstoffgefüges mit den darin befindlichen freien oder in Phasen gebundenen Legierungsbestandteilen abhängig. Die Potentiale zur Festigkeitssteigerung der Legierungen im Ausgangszustand sowie die Herstellung schnellaushärtbarer Zustände sollen im Folgenden analysiert und quantifiziert werden.

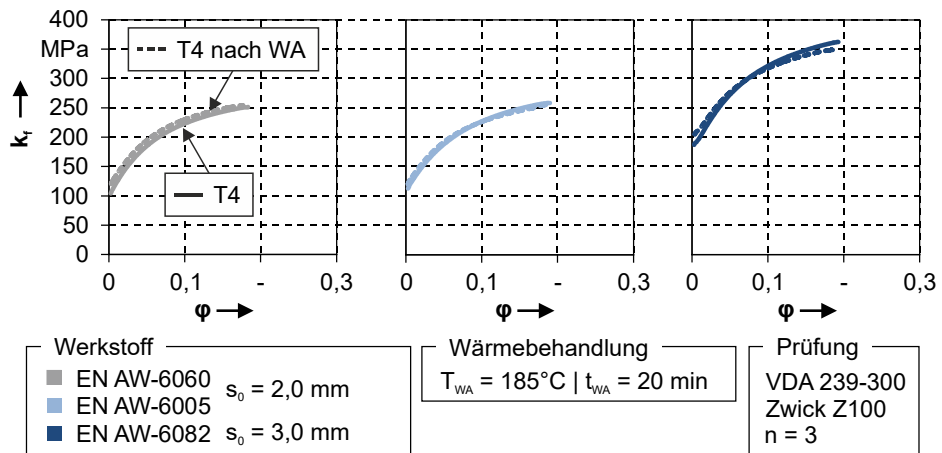


Bild 27: Verkürzte Warmauslagerung der Aluminiumstrangpresslegierungen im T4-Zustand

Um das Warmauslagerungsverhalten der verschiedenen Legierungen bewerten zu können, wurden die Zugproben im kaltausgelagerten Zustand einem Paint Bake Zyklus unterzogen, anschließend daran im uniaxialen Zugversuch geprüft und mit dem Ausgangszustand verglichen (Bild 27). Der Vergleich der Fließkurven im T4-Zustand und nach der verkürzten Warmauslagerung weist geringfügige bis keine Festigkeitszunahmen bei den Aluminiumstrangpresslegierungen auf. Die geringe Festigkeitszunahme ist auf die während der Warmauslagerung ablaufenden Ausschei-

dungs- und Auflösungs Vorgänge zurückzuführen. Zunächst liegen die Legierungsbestandteile im T₄-Zustand als MgSi-Cluster und GP-Zonen vor. Diese können während der Warmauslagerung nicht direkt in die festigkeitssteigernden β'-Phasen umgewandelt werden und müssen deshalb erst aufgelöst werden. Die Temperatur und Dauer, die bei der verkürzten Warmauslagerung verwendet werden, reichen für diese Umwandlungsvorgänge nicht aus. Der durch das Lösungsglühen hergestellte übersättigte Mischkristall weist hingegen noch keine gebundenen Legierungsatome auf und besitzt durch das Abschrecken eine hohe Anzahl freier Leerstellen, die als Keime für die Bildung von Ausscheidungen dienen können. [34]

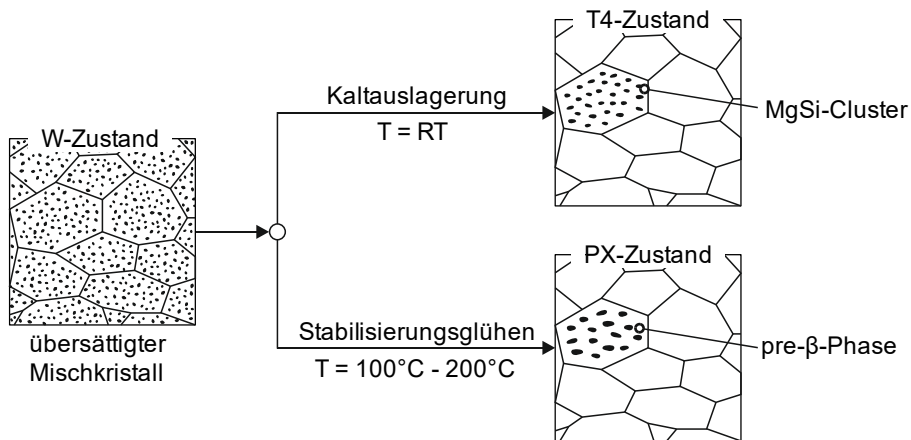


Bild 28: Schematischer Einfluss des Stabilisierungsglühens auf die Ausscheidungsbildung

Da eine verkürzte Warmauslagerung der Profilwerkstoffe nicht möglich ist und die Einbindung einer konventionellen Warmauslagerung in den Fertigungsprozess aus Kosten- und Zeitgründen nicht in Erwägung gezogen werden kann, werden Strangpressprofile häufig direkt im T₆-Zustand verarbeitet, um die notwendigen Bauteilfestigkeiten zu erzielen. Dadurch können die umformtechnischen Möglichkeiten aufgrund der begrenzten Umformbarkeit des T₆-Zustandes nicht genutzt werden. Im Folgenden wurden deshalb ergänzend zu den Untersuchungen der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Hohlprofilen, globale Wärmebehandlungsprozessfolgen für die Herstellung schnellaushärtbarer Zustände bei Aluminiumstrangpresslegierungen analysiert.

Die Herstellung schnellaushärtbarer Zustände kann, wie bereits in 2.2.1 erläutert, durch eine zusätzliche ein- oder mehrstufige Wärmebehandlung erfolgen. Die Prozessabfolge unterscheidet sich dabei nur durch den dem

Lösungsglügen und Abschrecken nachgelagerten Stabilisierungsglühprozess, welcher das Ziel hat sogenannte pre- β' Ausscheidungen zu erzeugen, die bei der Warmauslagerung durch Anreicherung mit Si-Atomen direkt in β' -Ausscheidungen umgewandelt werden können (Bild 28). Dadurch reichen selbst kurze Warmauslagerungszeiten aus, um eine hohe Festigkeit zu erzielen. Um geeignete Wärmebehandlungsparameter zu identifizieren, wurde eine Rasteranalyse verwendet. Diese umfasst die Temperaturen 100 °C, 140 °C und 180 °C sowie Zeiten von 15 min, 30 min und 60 min unter Ausnahme der Minimal- und Maximalkombinationen. Die aus den Stabilisierungsglühparametern resultierenden Werkstoffeigenschaften wurden anhand verschiedener Qualitätsmerkmale bewertet:

- Kaltauslagerungsverhalten,
- Umformverhalten,
- Warmauslagerungsverhalten und
- Einsatzverhalten.

Für Ersteres wurden beginnend mit der Fertigstellung des Stabilisierungsglühvorganges Makrohärtemessungen zur Bewertung der Stabilität des hergestellten Zustandes durchgeführt. Diesem kommt insbesondere bei Veränderungen in den Lager- und Transferzeiten bei der Prozessplanung hohe Bedeutung zu. Das Umformverhalten wird anhand der erzielten Festigkeit und des Umformvermögens bewertet. Das Warmauslagerungsverhalten als wichtigster Bewertungspunkt wird durch die Zunahme der Dehngrenze bei Vergleich der Zustände vor und nach der Warmauslagerung quantifiziert. Den letzten Punkt stellt das Einsatzverhalten dar, welches die Eigenschaften des späteren Bauteils anhand des Restumformvermögens bis zum Bruch beschreibt.

Kaltauslagerungsverhalten

In Bezug auf das Kaltauslagerungsverhalten ist eine hohe Stabilität der mechanischen Eigenschaften erwünscht, um die Prozessrobustheit bei der Biegeumformung der Profile nicht negativ zu beeinflussen. Beginnend mit einer halben Stunde nach dem Stabilisierungsglügen werden nach 1 h, 4 h, 24 h und einer Woche Makrohärtemessungen nach Brinell durchgeführt. Der Zeitraum von einer Woche wird als Mindestdauer für die Stabilität des Werkstoffzustandes definiert. Dieser Wert stammt aus dem Bereich der Blechumformung und wird in der Automobilindustrie als spätester Zeitpunkt klassifiziert, um einen Aluminiumblechwerkstoff nach dem Lösungsglügen umzuformen. [18] Die Härtemessungen der Legierung

EN AW-6060 (s. Bild 29) weisen bis zu einem Tag nach dem Stabilisierungsglühn nur minimale Erhöhungen der Härtewerte im Rahmen der Standardabweichung auf.

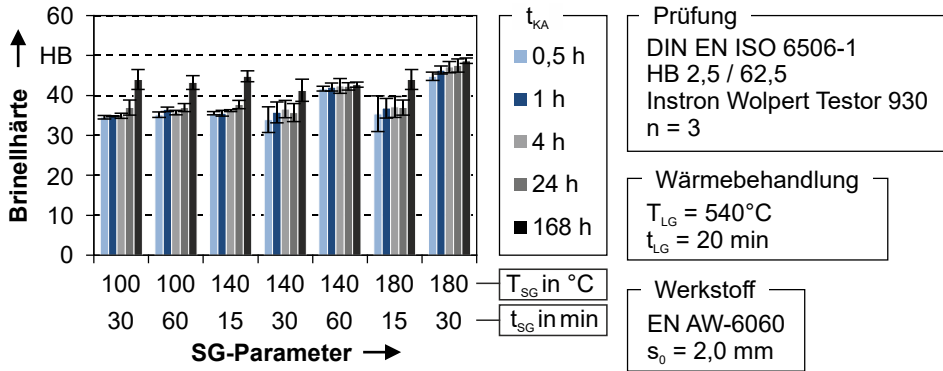


Bild 29: Kaltauslagerungsverhalten der Legierung EN AW-6060 nach einem vorgelagerten Stabilisierungsglühprozess

Erst nach einer Kaltauslagerungsdauer von einer Woche lässt sich bei allen Parameterkombinationen außer 140 °C/60 min und 180 °C/30 min ein signifikanter Anstieg der Härte von 35 HB_{2,5/62,5} auf 40 HB_{2,5/62,5} und 45 HB_{2,5/62,5} feststellen. Beim Vergleich der Werte lässt sich zudem erkennen, dass die nicht aushärtenden Wärmebehandlungskombinationen eine signifikant höhere Ausgangshärte aufweisen, die durch die Bildung festigkeitssteigernder Ausscheidungen während dem Stabilisierungsglühn begründet werden könnte [128]. Die im Vergleich zu EN AW-6060 höherlegierte Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6005 (s. Bild 30) besitzt bei allen Wärmebehandlungskombinationen größere resultierende Härtewerte mit einem Minimalwert von knapp 39 HB_{2,5/62,5}. Die bei der Legierung EN AW-6060 identifizierte Härtezunahme zwischen einem Tag und einer Woche Auslagerung ist nur bei den drei Kombinationen mit der niedrigsten Gesamtenergieeinbringung von 100 °C/30 min, 100 °C/60 min und 140 °C/15 min zu erkennen. Die restlichen Kombinationen mit T_{SG} = 140 °C weisen tendenziell eine höhere Verfestigung während der Zeit von 0,5 h bis 1 h auf. Bei den Varianten mit der höchsten Stabilisierungsglühtemperatur bleiben die Werte nicht nur im Rahmen der Standardabweichung konstant, es kann tendenziell bei der Kombination von 180 °C/30 min sogar von einer niedrigen Entfestigung während der Kaltauslagerung ausgegangen werden. Vergleichbar mit der Legierung EN AW-6060 ist eine geringere Kaltauslagerung bei höherer Ausgangshärte nach dem Stabilisierungsglühn feststellbar.

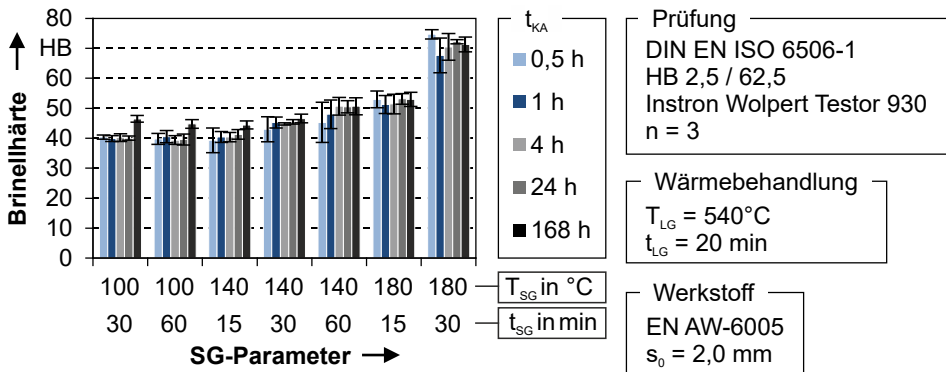


Bild 30: Kaltauslagerungsverhalten der Legierung EN AW-6005 nach einem vorgelagerten Stabilisierungsglühprozess

Die geringste Neigung zur Festigkeitssteigerung bei Lagerung unter Raumtemperatur lässt sich bei der stabilisierungsgeglühten EN AW-6082 identifizieren (s. Bild 31). Der signifikante Härteanstieg, welcher zwischen dem ersten Tag der Kaltauslagerung und dem Zustand nach einer einwöchigen Kaltauslagerung bei EN AW-6060 und EN AW-6005 zu verzeichnen ist, ist bei EN AW-6082 in keiner Kombination vorliegend.

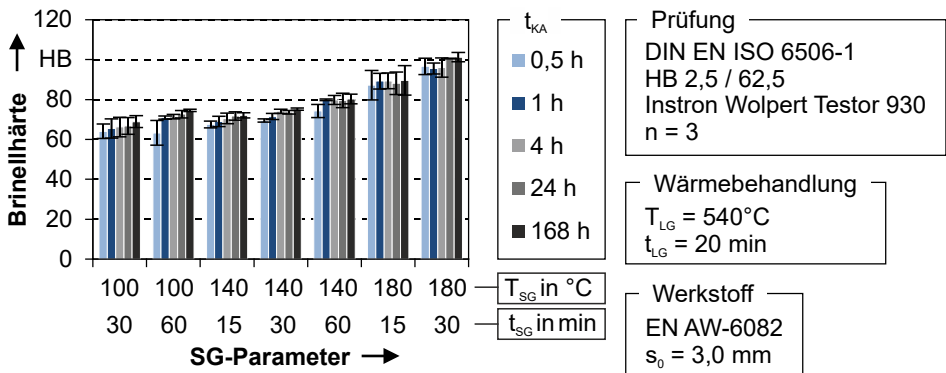


Bild 31: Kaltauslagerungsverhalten der Legierung EN AW-6082 nach einem vorgelagerten Stabilisierungsglühprozess

Dahingegen besitzen alle Varianten der Wärmebehandlung bis auf die mit 100 °C/30 min und die Wärmebehandlungsparameter mit 180 °C einen geringfügigen, aber signifikanten Anstieg der Härtewerte. Zusammenfassend konnten bei allen Aluminiumstrangpresslegierungen Wärmebehandlungsparameter für einen Stabilisierungsglühprozess identifiziert werden, die entweder auf Basis der Konstanz oder geringen Veränderung der Härtewerte auf die Bildung zeitlich stabiler Ausscheidungen schließen lassen.

Die Zunahme der Härte im Vergleich zum lösungsgeglühten Zustand in Verbindung mit der geringen Härtezunahme während der Kaltauslagerungsphase lässt diesen kausalen Zusammenhang als plausibel erscheinen. Eine ausschließliche Betrachtung des zeitlichen Härtegradienten lässt allerdings keine vollumfängliche Bewertung der Wärmebehandlungsparameter zu. Insbesondere im Bereich höherer Temperaturen kann aufgrund der hohen Härtewerte auf die Existenz festigkeitssteigernder Sekundärphasen geschlossen werden, die während der Warmauslagerung nicht mehr als Keime für die Agglomeration von β'' beziehungsweise β' Ausscheidungen zur Verfügung stehen. Aus diesem Grund muss neben der Analyse der Ausscheidungsbildung während der Kaltauslagerungsphase in gleichem Maße das Umformverhalten der wärmebehandelten Zustände nach einem Zeitraum von einer Woche anhand der Festigkeit und Duktilität quantifiziert werden.

Umformverhalten

Für den erfolgreichen Einsatz der schnellaushärtbaren Zustände im Produktionsumfeld von umformtechnisch hergestellten Bauteilen müssen diese neben einer ausreichenden Stabilität während der Kaltauslagerung zudem ein gutes Umformvermögen aufweisen. Als Richtlinie sollte dabei eine höhere Duktilität als im warmausgelagerten T6 Zustand vorliegen. Zudem sollten die Festigkeitswerte für die Umformung vergleichbar oder niedriger als im Ausgangszustand T4 sein, um keine Nachteile bei der Umformung durch beispielsweise höhere Prozesskräfte in Kauf nehmen zu müssen.

In Bild 32 werden die relative Dehngrenzen (normiert anhand der Dehngrenze des T4-Zustandes) aller Legierungen nach dem Stabilisierungsglühen und einer Kaltauslagerungsdauer von einer Woche vergleichend gegenübergestellt. Bei den 100 °C Kombinationen und 15 min und 30 min bei 140 °C ergeben sich legierungsunabhängig Werte im Bereich von 60% bis 75% der ursprünglichen Dehngrenze im T4-Zustand. Somit kann davon ausgegangen werden, dass bei diesen Zuständen keine vollständige Bindung der Mg und Si-Atome in GP-Zonen vorliegt, wie dies bei den kaltausgelagerten Zuständen der Fall ist. Während die Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6082 bei 140 °C und 60 min im beschriebenen Festigkeitsbereich bleiben, nimmt bei der Legierung EN AW-6005 der relative Wert der Dehngrenze auf über 85% zu. Bei weiterer Steigerung der Temperatur auf 180 °C steigt dieser Wert für 15 min erst auf knapp 100% des T4-Zustandes und dann weiter auf knapp 140% an. Bei der Legierung EN AW-6082 ist

dieser Anstieg erst bei den Parameterkombinationen mit 180 °C mit Werten von knapp 85% und 120% zu identifizieren. Die Dehngrenzen der Legierung EN AW-6060 steigen selbst bei der höchsten Energieeinbringung von 180 °C bei 30 min nicht über 80% an.

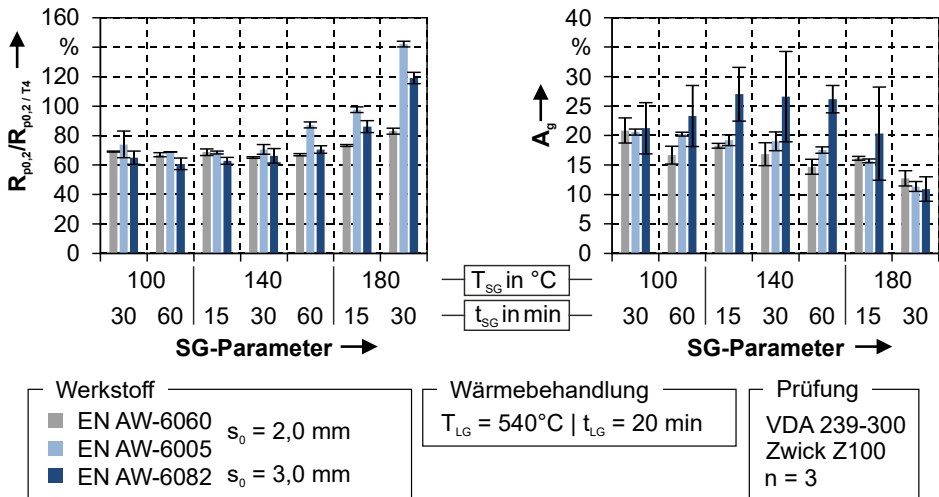


Bild 32: Relative Dehngrenze im Vergleich zum T₄-Zustand und Gleichmaßdehnung der Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Stabilisierungsglühparameter

Zusammenfassend werden durch den Einsatz des Stabilisierungsglühens in der überwiegenden Anzahl der Fälle Zustände erzeugt, die eine um 25-40% geringere Dehngrenze aufweisen, wodurch die Prozesskräfte gesenkt werden können. In Abhängigkeit der Legierung steigt die Festigkeit bei höheren Temperaturen und Haltedauern an und übersteigt dabei die Ausgangswerte des T₄-Zustandes. Eine Umwandlung in Ausscheidungen ähnlich denen, die bei der Warmauslagerung entstehen, ist dadurch möglicherweise nicht ausgeschlossen. Um allerdings eine aussagekräftige Bewertung des Umformverhaltens der Legierungen durchführen zu können, werden zusätzlich zur Festigkeit die Formgebungsgrenzen anhand der Gleichmaßdehnung evaluiert. Die Werte der Gleichmaßdehnung zeigen ein legierungsspezifisch stark unterschiedliches Verhalten.

Bei der Legierung EN AW-6060 kann ein negativer Zusammenhang zwischen der Stabilisierungsglüh Temperatur und der resultierenden Gleichmaßdehnung festgestellt werden. Der Wert der Gleichmaßdehnung nimmt bei einer Glühdauer von 30 min von 20% bei 100 °C, über 17% bei 140 °C auf 13% bei 180 °C ab. Ebenso nehmen die Werte bei allen Temperaturen mit

zunehmender Wärmebehandlungsdauer ab. Die Untersuchung der Legierung EN AW-6005 ergeben im Gegensatz zu der Legierung EN AW-6060 keine derart stark ausgeprägten Zusammenhänge insbesondere bei den beiden niedrigeren Glühtemperaturen. Erst bei 180 °C wird die Gleichmaßdehnung im Vergleich zu den niedrigeren Temperaturen signifikant reduziert und ein negativer Zusammenhang zwischen der Haltedauer und der Gleichmaßdehnung ist zu erkennen.

Die Legierung EN AW-6082 weist die höchsten Werte für die Gleichmaßdehnung mit maximal 27% bei der Parameterkombination 140 °C und 15 min auf. Allerdings besitzt der Werkstoff im Vergleich zu den anderen Legierungen auch die höchste Standardabweichung. Dadurch lassen sich keine signifikanten Zusammenhänge zwischen den Haltedauern und den erzielten Werten für die Gleichmaßdehnung bei 100 °C und 140 °C erschließen. Tendenziell steigen die Werte von 100 °C auf 140 °C zunächst an und fallen bei 180 °C wieder ab. Bei der Kombination 180 °C und 30 min reduziert sich die Gleichmaßdehnung vergleichbar zu den anderen Legierungen auf einen gemittelten Wert von knapp über 10%.

Bezüglich der Bewertung der Gleichmaßdehnung kann bei Voraussetzung einer minimalen Soll-Gleichmaßdehnung von 15% ein ähnliches Prozessfenster abgeleitet werden, wie dies bereits bei den Ergebnissen der Dehngrenze der Fall war. Dies lässt darauf schließen, dass die Wärmebehandlungstemperatur von 180 °C in Kombination mit einer Haltedauer von 30 min zu lang ist, um einen gut umformbaren Werkstoffzustand herzustellen, da sich vermutlich bereits β'' und β' -Phasen während dem Stabilisierungsglühprozess bilden.

Warmauslagerungsverhalten bei verkürzter Prozesszeit

Die Festigkeitszunahme während der Warmauslagerung stellt das primäre Bewertungskriterium für die Stabilisierungsglühparameter dar. Durch die Zunahme der Festigkeit definiert sich in Kombination mit der jeweiligen Ausgangsfestigkeit vor der Warmauslagerung das Einsatzverhalten der Legierung im fertigen Bauteil (s. Bild 33, links). Die Legierung EN AW-6060 weist die geringsten Festigkeitszunahmen auf. Unabhängig von der Wärmebehandlungsdauer beträgt die Festigkeitszunahme für die niedrigste T_{SG} von 100 °C ungefähr 37 MPa. Bei den beiden höheren Temperaturen ist hingegen ein positiver Zusammenhang zwischen der Stabilisierungsglühdauer und der erzielbaren Festigkeitszunahme identifizierbar. Die Festigkeit nimmt bei der WB-Parameterkombination mit 15 min Haltedauer etwa 40 MPa zu. Durch höhere Haltedauern von 30 min und 60 min steigert sich

dieser Wert bei der Warmauslagerung weiter auf über 60 MPa und erreicht schließlich die maximale Zunahme von 90 MPa. Dadurch kann ein negativer Zusammenhang zwischen der Härtezunahme während der Kaltauslagerung und der Festigkeitszunahme bei der Warmauslagerung gezogen werden. So nimmt die Festigkeit der Proben, die im Zeitraum von einer Woche am stärksten kaltausgelagert sind, während der Warmauslagerung am wenigsten zu, was auf die teilweise Bildung von GP-Zonen während der Kaltauslagerungsphase zurückgeführt werden kann.

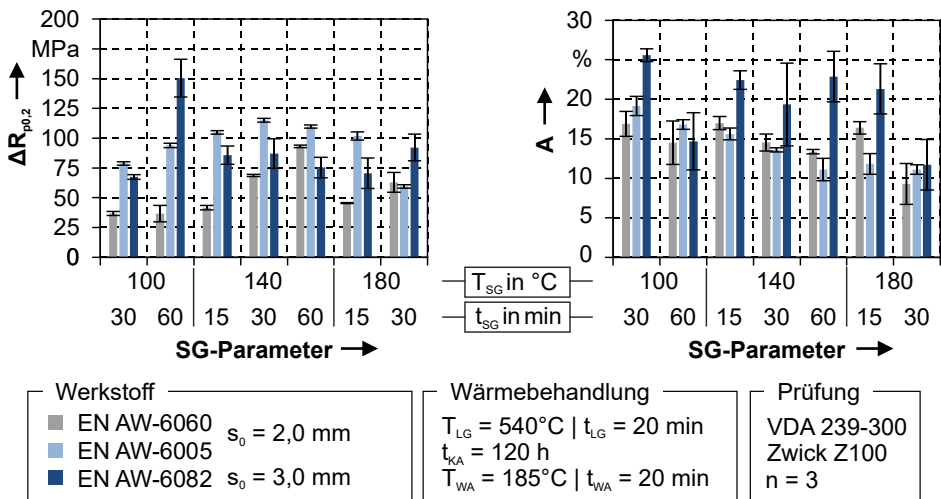


Bild 33: Festigkeitszunahme und Bruchdehnung der warmausgelagerten Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Stabilisierungsglühparameter

In den Parameterkombinationen mit höherer Festigkeitszunahme, insbesondere bei der Parameterkombination 140 °C / 30 min kann von der nahezu vollständigen Bindung der Mg und Si Anteile in einer stabilen Phase ausgegangen werden, da keine Härtezunahme während der Kaltauslagerungsdauer gemessen werden kann. Wird diese Annahme in die Interpretation der Ergebnisse einbezogen, sollte für die Parameterkombinationen mit 180 °C und 30 min Glühdauer eine höhere Festigkeitszunahme als bei 15 min zu verzeichnen sein, da die Kaltauslagerung deutlich geringer ist. Die gemessenen Dehngrenzenzunahmen mit 45 MPa bei 15 min Halte-dauer und 63 MPa bei 30 min bestätigen diese Hypothese.

Die Festigkeitszunahme der Legierung EN AW-6005 durch den Paint Bake unterscheidet sich von der, der Legierung EN AW-6060. Zunächst ist die maximale Festigkeitszunahme, die durch die Warmauslagerung erzielt

werden kann mit 114 MPa über 25 MPa höher, da diese eine höhere Konzentration an Legierungsbestandteilen besitzt. Zudem können keine Abhängigkeiten zwischen Stabilisierungsglühdauer und Festigkeitszunahme gezogen werden. Der zuvor angestellte Vergleich der Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch Kalt- und Warmauslagerung zeigt auch bei dieser Legierung den gleichen Zusammenhang auf. Allerdings muss dabei auch die bereits vorliegende Ausgangsfestigkeit und der damit verbundene Gefügestand einbezogen werden.

Im Vergleich zur Legierung EN AW-6060 erreicht die höherlegierte EN AW-6005 durch die Parameterkombinationen mit 180 °C Festigkeiten von knapp 100% und 140% des Ausgangszustandes. Die dabei entstehenden festigkeitssteigernden, semi-stabilen Ausscheidungen führen zwar dazu, dass der Werkstoff während der Kaltauslagerung nicht verfestigt, allerdings können diese während der verkürzten Warmauslagerung auch nicht zu einer weiteren Festigkeitssteigerung beitragen. Bei der Legierung EN AW-6082 kann aufgrund der höchsten Konzentration an Legierungselementen im Werkstoff die höchste Festigkeitszunahme von 150 MPa realisiert werden. Die weiteren Parameterkombinationen des Versuchsplans erreichten diesen Wert nicht annähernd und erzielten gemittelte Festigkeitszunahmen von 75 MPa.

Einsatzverhalten

Als finales Bewertungskriterium wird das Einsatzverhalten der schnellaushärtbaren Legierungszustände anhand der Dehnung der Werkstoffe bis zum Bruch unter uniaxialer Belastung herangezogen (s. Bild 33, rechts). Bei allen Legierungen liegt eine negative Korrelation zwischen der Festigkeitszunahme während der Warmauslagerung und der danach verbliebenen Duktilität des Werkstoffes vor. Dies kann durch die Zunahme der Ausscheidungsichte in dem Aluminiumgefüge begründet werden, welche durch die Behinderung der Versetzungsbewegung einerseits die Festigkeit des Werkstoffes und andererseits, durch die zunehmende Verspannung des Kristallgitters, die Umformbarkeit reduziert. Aus diesem Grund stellen die Parameter 100 °C und 30 min mit der geringsten angenommenen Bildung von Ausscheidungen und 180 °C und 30 min die Maximal- und Minimalwerte der Bruchdehnung für die untersuchten Legierungen dar. Die Bruchdehnungen für EN AW-6060, EN AW-6005 und EN AW-6082 liegen jeweils zwischen 17% und 9%, 18% und 11% sowie 25% und 12%.

Bewertung der Stabilisierungsglühparameter

Zuletzt erfolgt die legierungsabhängige Evaluation der diskutierten Kriterien in gewichteten Bewertungsmatrizen. Die Benotung jeder Parameterkonfiguration erfolgt im Wertebereich von 1-3 (schlecht-gut), wird mit dem Gewichtungsfaktor multipliziert und zu einem Gesamtergebnis aufsummiert. Das Warmauslagerungsverhalten und die Kaltauslagerungsstabilität werden als Hauptbewertungskriterien mit dem Faktor 5 und 4 gewichtet.

Die Umformbarkeit und das Einsatzverhalten mit 2 und die vorliegende Festigkeit bei der Umformung mit dem Faktor 1. Die im Rahmen des Versuchsplans am besten für die Herstellung eines schnellaushärtbaren Zustandes für die Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6060 geeigneten Stabilisierungsglühparameter (s. Bild 34) sind eine Wärmebehandlungstemperatur von 140 °C und eine Glühdauer von 60 min. Diese führen zu einer hohen Kaltauslagerungsstabilität und guten Umformbarkeit mit einer Dehngrenze von 71,4 MPa und einer Gleichmaßdehnung von knapp 15%.

WB-Parameter	T _{SG} in °C	100		140			180	
		t _{SG} in min		15	30	60	15	30
Bewertungskriterien	Gew.							
Kaltauslagerungsstabilität	4	1	1	1	1	3	1	2
Umformverhalten (R _{p0,2})	1	3	3	3	3	3	3	2
Umformverhalten (A _g)	2	3	2	3	2	2	3	1
Warmauslagerungsverhalten	5	1	1	1	2	3	1	2
Einsatzverhalten (A)	2	3	2	3	2	2	3	1
Punktezahl		24	20	24	25	38	24	24
Bewertung		0	0	0	0	+++	0	++

Bild 34: Bewertungsmatrix der stabilisierungsgelühten Zustände der Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6060

Zudem konnte durch die Parameter die höchste Zunahme der Dehngrenze mit knapp 90 MPa erreicht werden, bei einer gleichzeitig ausreichenden Restbruchdehnung von 13%. Im Gegensatz zur Legierung EN AW-6060 eignen sich bei der Legierung EN AW-6005 mehrere Parameterkonfigurationen zur signifikanten Verbesserung der Warmauslagerungsfähigkeit (s. Bild 35).

5 Werkstoffverhalten von Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

WB-Parameter	T _{SG} in °C t _{SG} in min	100		140			180	
		30	60	15	30	60	15	30
Bewertungskriterien	Gew.							
Kaltauslagerungsstabilität	4	1	1	2	3	1	3	2
Umformverhalten (R _{p0,2})	1	3	3	3	3	3	2	1
Umformverhalten (A _g)	2	3	3	3	3	2	2	1
Warmauslagerungsverhalten	5	2	2	3	3	3	3	1
Einsatzverhalten (A)	2	3	2	3	2	2	3	1
Punktezahl		32	30	41	43	32	41	19
Bewertung		0	0	++	+++	0	++	0

Bild 35: Bewertungsmatrix der stabilisierungsgeglühten Zustände der Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6005

Neben der besten Kombination aus 140 °C und 30 min wäre durch die gleiche Wärmebehandlungstemperatur mit geringer Glühdauer ebenfalls eine Festigkeitszunahme von über 100 MPa erzielbar, bei allerdings schlechterer Kaltauslagerungsstabilität. Ähnliche Ergebnisse können durch eine Wärmebehandlungstemperatur von 180°C bei 15 min erreicht werden. Allerdings ist durch die deutlich höhere Ausgangsfestigkeit und ausscheidungsbedingte, geringere Umformbarkeit, die Wärmebehandlung bei 140 °C und 30 min dieser vorzuziehen.

WB-Parameter	T _{SG} in °C t _{SG} in min	100		140			180	
		30	60	15	30	60	15	30
Bewertungskriterien	Gew.							
Kaltauslagerungsstabilität	4	2	2	2	2	3	3	1
Umformverhalten (R _{p0,2})	1	3	3	3	3	3	2	1
Umformverhalten (A _g)	2	3	3	3	3	3	3	1
Warmauslagerungsverhalten	5	1	3	2	2	1	1	2
Einsatzverhalten (A)	2	3	2	3	2	3	3	1
Punktezahl		31	39	36	34	35	34	20
Bewertung		0	+++	++	++	0	0	0

Bild 36: Bewertungsmatrix der stabilisierungsgeglühten Zustände der Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6082

Bei der Legierung EN AW-6082 kann die höchste Festigkeitssteigerung aller Legierungen erzielt werden. Im Gegensatz zu EN AW-6005 eignet sich hierzu allerdings nur eine Parameterkonfiguration mit 100 °C und 60 min (s. Bild 36). Deshalb wird dieser Parametersatz als optimale Konfiguration gewählt, obwohl andere Parameterkonfigurationen beispielsweise eine höhere Kaltauslagerungsstabilität aufweisen.

Auf metallographischer Untersuchungsebene wurden die Ausgangszustände der Legierungen mit den schnellaushärtenden Zuständen nach der Warmauslagerung verglichen, was in Bild 37 exemplarisch für die Legierung EN AW-6005 dargestellt ist. Beim Vergleich beider Bildausschnitte lassen sich größere Ausscheidungen (3-8 µm) bei dem schnellaushärtenden Zustand erkennen, welche vermehrt eine nadel-, bzw. stäbchenförmige Ausprägung aufweisen. Zudem lassen sich anhand der EDS-Analyse vorwiegend Fe- und Si-haltige Anteile in den Ausscheidungen nachweisen. Der Unterschied beider Bildausschnitte kann möglicherweise auch auf unterschiedliche Seigerung zurückgeführt werden, wodurch lokale Konzentrationsunterschiede in Halbzeugen entstehen [129].

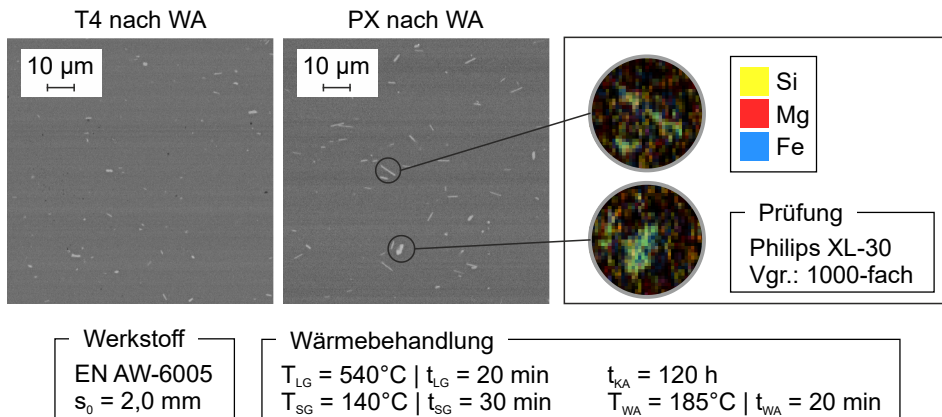


Bild 37: REM mit EDS-Analyse der warmausgelagerten EN AW-6005 aus dem T4-Zustand und dem schnellaushärtenden Zustand

Der Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven der stabilisierungsgeglühten Zustände vor und nach der Warmauslagerung (WA) zeigt das geschöpfte Potential der identifizierten Wärmebehandlungsmethodik auf (s. Bild 38). Die Profile können zunächst im weichen, duktilen Zustand umgeformt werden. Im Anschluss daran erhalten sie ihre finale Festigkeit durch die Warmauslagerung, wodurch die Dehngrenzen der Al-Legierungen

EN AW-6060, EN AW-6005 und EN AW-6082 um 90%, 110% und 130% angehoben werden können.

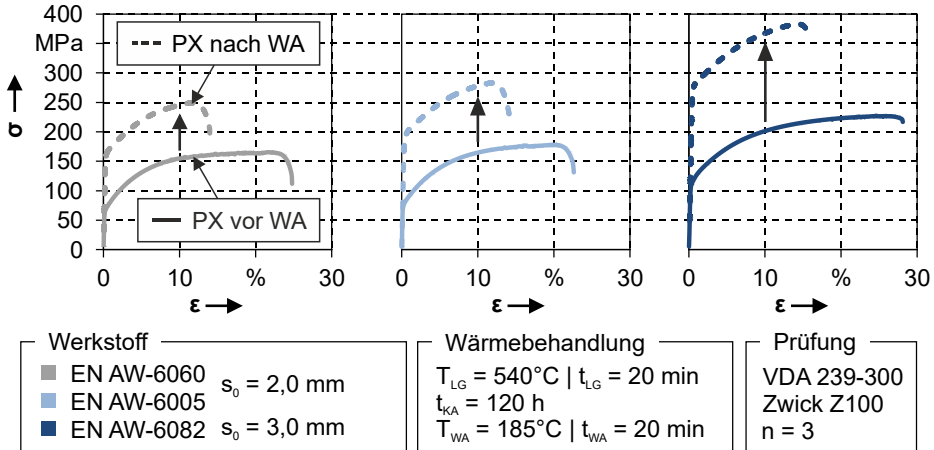


Bild 38: σ - ϵ -Diagramme der hergestellten PX-Zustände vor und nach der Warmauslagerung

Dadurch wird eine neue Möglichkeit aufgezeigt die mechanischen Eigenschaften von Strangpresslegierungen und deren Auslagerungsverhalten global zu modifizieren. Eine lokale Anpassung des beschriebenen Materialverhaltens besteht zudem auch, wenn das Stabilisierungsglühn mit der Kurzzeitwärmebehandlung kombiniert wird. Eine Charakterisierung der dadurch erzielbaren Eigenschaften wird im Folgenden vorgestellt.

Beeinflussung der Warmauslagerung durch eine Kurzzeitwärmebehandlung

Wie in den vorangegangenen Untersuchungen gezeigt wurde, sind die vorliegenden freien Legierungsbestandteile bzw. die Art der gebildeten Ausscheidungen ausschlaggebend für das Warmauslagerungsverhalten des Werkstoffes. Um die entwickelten schnellaushärtbaren Legierungszustände durch eine lokale Kurzzeitwärmebehandlung für die spätere Umformung weiter zu optimieren, muss der Einfluss der Kurzzeitwärmebehandlung auf das Warmauslagerungsverhalten der drei Legierungen untersucht werden. Hierfür werden zunächst Proben anhand der erläuterten Wärmebehandlungsprozessfolge mit den jeweils identifizierten, optimalen Stabilisierungsglühparametern in den schnellaushärtbaren Zustand überführt. Nach einer Kaltauslagerung von einer Woche werden die Proben mit 400°C kurzzeitwärmebehandelt und nach einer weiteren Stunde Kaltauslagerung im Ofen bei 185°C für 20 min warmausgelagert.

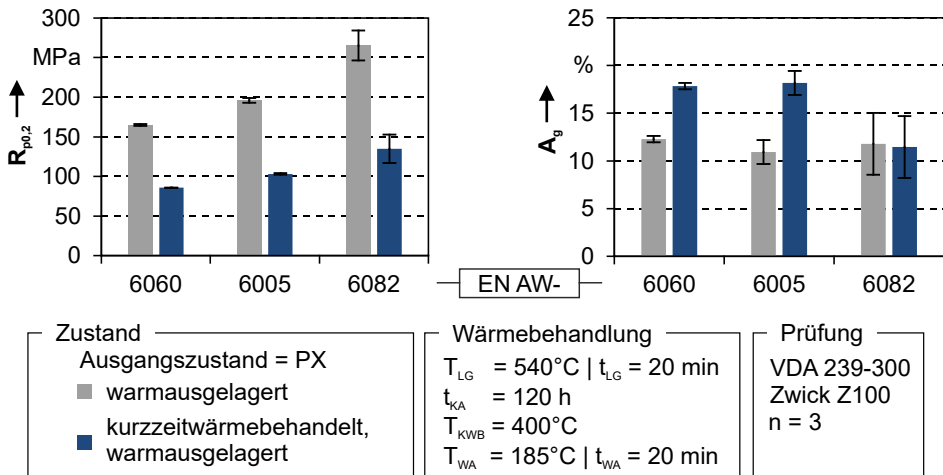


Bild 39: Einfluss der Kurzzeitwärmebehandlung auf das Warmauslagerungsverhalten der PX-Zustände

Der Vergleich der Fließkurven mit und ohne Kurzzeitwärmebehandlung vor der Warmauslagerung lässt darauf schließen, dass durch die Kurzzeitwärmebehandlung die beim Stabilisierungsglügen gebildeten Ausscheidungen wieder aufgelöst werden, da sich bei allen Legierungen mit KWB signifikant niedrigere Festigkeitswerte feststellen lassen (s. Bild 39). Zwar sind durch das quasi Lösungsglügen freie Mg und Si-Atome im übersättigten Mischkristall vorhanden, aber die kurze Warmauslagerungsdauer von 20 min reicht für die Bildung der festigkeitsmaximierenden Ausscheidungen nicht aus. Im Gegenzug bleibt in den Bereichen mit Kurzzeitwärmebehandlung nach der Warmauslagerung für die Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 ein höheres Formgebungsvermögen erhalten.

Dadurch ergeben sich neue Gestaltungsmöglichkeiten in Bezug auf die finalen Einsatzigenschaften von Aluminiumhohlprofilen, da durch den Einsatz schnellaushärtender Werkstoffzustände, den Einsatz lokaler Kurzzeitwärmebehandlung und anschließende Warmauslagerung Bauteile hergestellt werden können, die lokal hohe Festigkeiten mit weichen, duktilen Bereichen verbinden. Die Anwendung dieser Möglichkeiten wird in Abschnitt 7 erläutert und Ansätze für die Gestaltung solcher Bauteile vorgestellt. Im Folgenden wird abschließend auf die Modellierung des Werkstoffverhaltens in der numerischen Simulation auf Basis des grundlegenden Verständnisses für die Zusammenhänge zwischen Kurzzeitwärmebehandlung und den mechanischen Eigenschaften eingegangen.

5.3 Materialmodellierung für kurzzeitwärmebehandelte Aluminiumstrangpresslegierungen

Für die sinnvolle und anwendungsorientierte Modellierung des Werkstoffverhaltens werden nicht nur grundlegende, charakterisierungsbasierte Kenntnisse über die mechanischen Kennwerte eines Werkstoffes benötigt. Vielmehr bedarf es einer ganzheitlichen Betrachtung des zu lösenden numerischen Problems. Diese beginnt mit einer theoretischen Prozessanalyse, aus der eine Anforderungsdefinition für die Prozessmodellierung abgeleitet werden kann. Die im Prozess auftretenden Spannungs- und Dehnungszustände sowie die Prozesskinematik sind für die Wahl des passenden Elementtyps, der Materialmodellierung und des Berechnungsalgorithmus maßgeblich. Beispielsweise ist für die korrekte Abbildung der Spannungs- und Dehnungsgradienten beim Biegen und die davon beeinflusste Rückfederung eine aufwendigere Diskretisierungsstrategie notwendig als bei einer einfachen Analyse der auftretenden Prozesskräfte. Zwischen den numerischen Gestaltungsparametern bestehen zudem Interdependenzen, welche des Weiteren durch das verwendete FE-Programm und die darin implementierten Berechnungsalgorithmen limitiert werden (s. Bild 40). Daraus erwächst als wissenschaftliche Fragestellung, mit welchen Modellierungsansätzen die THTP-Prozesskette unter Berücksichtigung vorliegender material- und prozessabhängiger Randbedingungen ausgelegt werden kann.

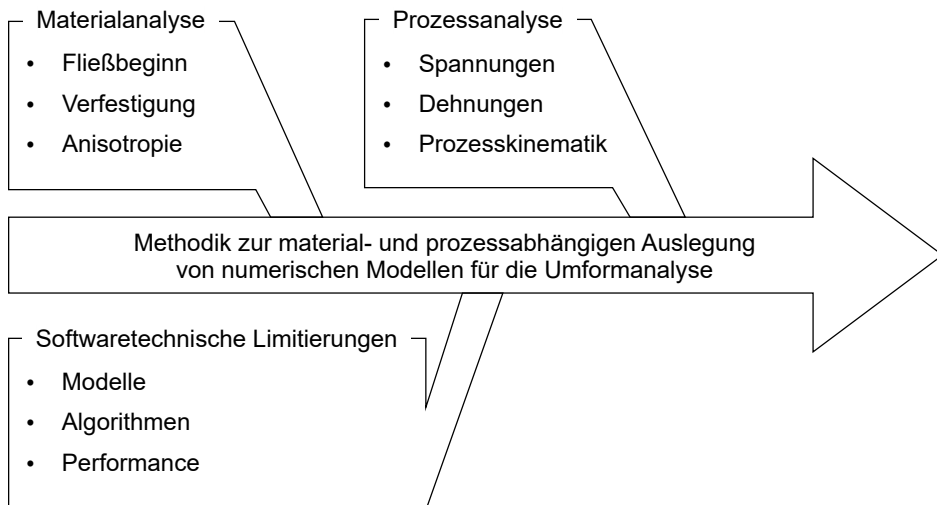


Bild 40: Einflussfaktoren auf die numerische Modellierung des Rohrbiegens von THTPs

5.3.1 Verfestigungsverhalten

Die Abbildung des Verfestigungsverhaltens von Werkstoffen in der FE-Simulation erfordert die Hinterlegung von Fließkurven. Da in Abhängigkeit des vorliegenden Spannungszustandes im Simulationsmodell auch Dehnungen erreicht werden können, die höher sind als der maximale Dehnungswert der experimentell ermittelten Fließkurven, müssen die Kurven approximiert und zu höheren Dehnungen extrapoliert werden. Hierfür stehen verschiedene Modelle zur Verfügung, welche ein unterschiedliches, werkstoffabhängiges Verfestigungsverhalten annehmen. Dadurch besteht die Möglichkeit, bei unüberlegter Modellauswahl eine falsche Einschätzung der dehnungsabhängigen Spannungswerte zu treffen.

Die Verfestigung eines Werkstoffes kann grundlegend auf die Anzahl und Verteilung von Versetzungen im Werkstoff zurückgeführt werden und ist daher gefügeabhängig [130]. Durch die plastische Verformung des Werkstoffes bilden sich neue Versetzungen, die sich in ihrer Bewegung durch das Kristallgitter aufgrund von Anziehungs- und Abstoßungsmechanismen gegenseitig behindern, wodurch die benötigte Kraft zur Umformung des Werkstoffes ansteigt [131]. Im Vergleich zu Stahlwerkstoffen ist das Verfestigungsverhalten von Aluminiumlegierungen meist deutlich niedriger.

Eine hohe Abbildungsgenauigkeit für Werkstoffe mit niedriger Verfestigung wird durch das Modell von Hockett und Sherby erzielt [124]. Die Beschreibung der Fließspannung in Abhängigkeit des Umformgrades und den Formelkonstanten a , b , c und q wird in Gl. 1 dargestellt.

$$k_f(\varphi) = b - (b - a) * e^{-c\varphi^q} \quad \text{Gl. 1}$$

Die Parameter a und b definieren in dieser Formel den Fließbeginn sowie den Sättigungswert des Kurvenverlaufes. Das Verfestigungsverhalten beziehungsweise der Steigungsverlauf kann über die Parameter c und q angepasst werden. Da das Verfestigungsverhalten allein durch die Anpassung einer der beiden Parameter alle realisierbaren Verläufe annehmen kann, wird in der folgenden Optimierung der Wert n auf einen konstanten Wert von 0,85 gesetzt. Eine Vorgehensweise, die bereits von *Lechner* [79] in ähnlicher Art umgesetzt wurde und zur Vereinfachung der mathematischen Beschreibung der Fließkurven genutzt werden kann. Über die Verwendung der Methode der kleinsten Fehlerquadrate werden die übrigen Modellparameter bis zur Erzielung der geringsten Abweichung optimiert. In Bild 41 werden die approximierten Parameter a , b und c der beiden niedriglegier-

ten Werkstoffe EN AW-6060 und EN AW-6005 in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur gegenübergestellt. Abgesehen von der absoluten Größe der einzelnen Parameter verhalten sich diese bei beiden Legierungen ähnlich. Der Parameter a , welcher dem Fließbeginn des Werkstoffes entspricht, wird bei der Legierung EN AW-6060 von $T_{KWB} = 200\text{ °C}$ auf $T_{KWB} = 300\text{ °C}$ auf das Minimum reduziert. Dieses wird bei der höherlegierten EN AW-6005 bereits bei 275 °C erreicht. Der anschließende Kurvenverlauf bis 400 °C verbleibt bei der Legierung EN AW-6060 annähernd linear auf einem konstantem Niveau, da alle Auflösungs- und Ausscheidungsvorgänge abgeschlossen sind. Bei dem höherlegierten Werkstoff ist in diesem Bereich ein leichter Anstieg durch erneute Ausscheidungsbildung und -auflösung der β -Phasen zu verzeichnen.

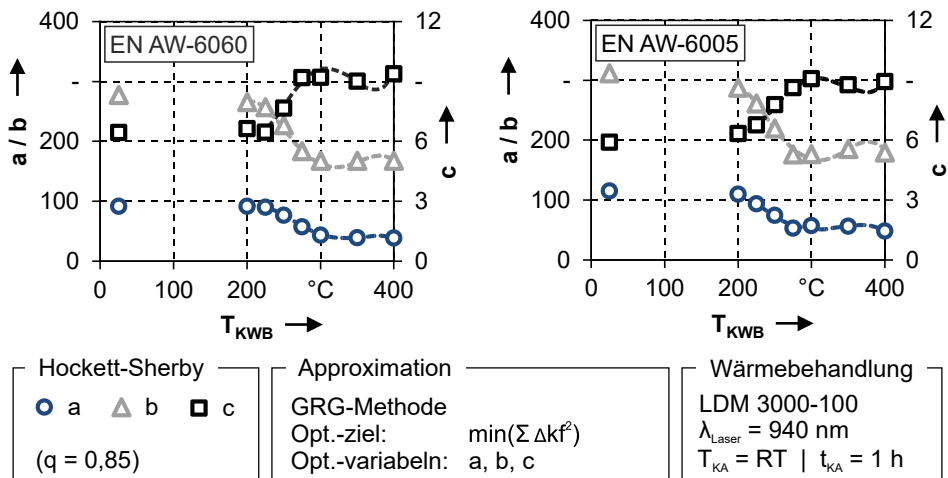


Bild 41: Hockett-Sherby Parameter für die Modellierung der Fließkurven der Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005

Mit dem Ziel der Übertragbarkeit der Erkenntnisse werden zur Beschreibung des Verhaltens der kurzzeitwärmebehandlungsabhängigen Parameter passende mathematische Näherungsformeln gewählt. Wird vereinfachend von einem linearen Verlauf der Entfestigung zwischen dem Ausgangszustand T4 und der niedrigsten T_{KWB} von 200 °C ausgegangen, kann der folgende Bereich der größten Entfestigungsgradienten durch Polynome 4. Grades beschrieben werden.

Diese Vorgehensweise wird auch auf die Legierung EN AW-6082 übertragen. Diese besitzt im Vergleich zu den anderen beiden Legierungen ein deutlich komplexeres Ausscheidungsverhalten (s. Bild 42). Dadurch

kommt es im T_{KWB} -Bereich zwischen 200°C und 450°C zu sich überlagernden, ausscheidungsbedingten Entfestigungs- als auch Verfestigungsvorgängen. Der daraus resultierende Festigkeitsverlauf kann jedoch trotzdem durch den gleichen mathematischen Ansatz genähert werden.

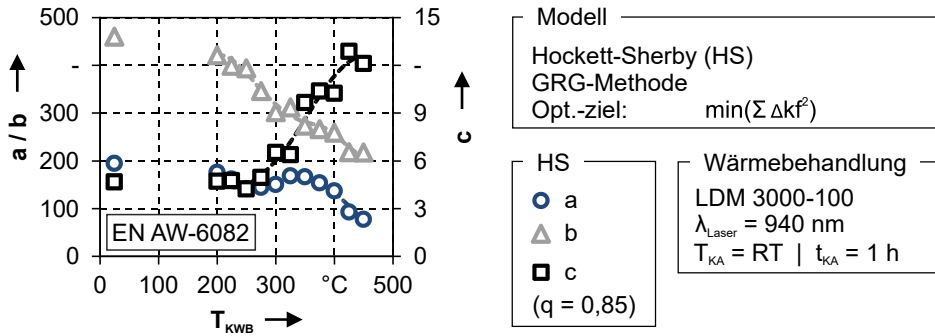


Bild 42: Hockett-Sherby Parameter für die Modellierung der Fließkurven der Legierungen EN AW-6082

Im Gegensatz zu den Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 stellt sich bei der Legierung EN AW-6082 bis zur maximalen Wärmebehandlungstemperatur von 450 °C kein konstantes Entfestigungsniveau ein. Die Parameter a und b verhalten sich analog zum Verlauf von Streckgrenze und Zugfestigkeit, während der Verfestigungsparameter c graduell ansteigt.

Zusammenfassend kann in Bezug auf die Modellierung des Fließverhaltens von Aluminiumstrangpresslegierungen festgehalten werden, dass die Approximation und Extrapolation mittels dem Modell von Hockett und Sherby eine ausreichend hohe Genauigkeit bei der Abbildung der dehnungsabhängigen Spannungswerte erzielt. Zudem besteht die Möglichkeit die T_{KWB} -abhängige Veränderung der Modellparameter mittels Polynomen näherungsweise zu beschreiben.

5.3.2 Spannungszustandsabhängiger Fließbeginn

Für die Abbildung des spannungszustandsabhängigen Fließbeginns existieren verschiedene Modelle, die sich in Bezug auf die benötigten, zu charakterisierenden Werkstoffkennwerte und damit ihrer Komplexität und Abbildungsgenauigkeit unterscheiden. Im Folgenden soll auf die bekanntesten und am häufigsten genutzten Modelle eingegangen: Die Modelle von Mises [132], Hill48 [125], Hill90 [133], Barlat89 [134], Barlat91 [135] und Barlat2000 [136]. In Tabelle 1 wird die Anzahl und Art der benötigten Parameter für das jeweilige Fließortmodell dargestellt.

Beginnend mit dem Modell nach von Mises, welches ein rein isotropes Werkstoffverhalten über den Wert für den Fließbeginn in 0°-Richtung annimmt, steigt die Anzahl der verwendeten mechanischen Kennwerte in den Modellen an. Für die Abbildung der Fließortkurve nach Barlat2000 werden neben den Werten für den Fließbeginn in 0°, 45° und 90° auch die Werte für die senkrechte Anisotropie unter den drei Belastungsrichtungen eingesetzt. Ergänzt werden diese zusätzlich durch den Fließbeginn und Anisotropiewert unter biaxialer Zugbelastung, wodurch die Anzahl der verwendeten Parameter auf 8 ansteigt. Allerdings unterliegt die Modellierung des Fließbeginns im Gegensatz zum Verfestigungsverhalten Einschränkungen, die sich aus der Wahl der numerischen Umgebung und dem Elementtyp für die Modelldiskretisierung ergeben (Tabelle 1).

Tabelle 1: Fließortkurvenmodelle - Parameter und Elementeinschränkungen

	mechanische Kennwerte								Schale	Volumen
	σ_0	σ_{45}	σ_{90}	σ_b	r_0	r_{45}	r_{90}	r_b		
Mises	■								■	■
Hill48	■				■	■	■		■	■
Hill90	■				■	■	■	■	■	
Barlat89	■				■	■	■	■	■	
Barlat91	■	■	■		■	■	■		■	■
Barlat2000	■	■	■	■	■	■	■	■	■	

Durch die Wahl von Volumenelementen für die Vernetzung der dickwandigen Strangpressprofile reduziert sich die Anzahl der nutzbaren Modellierungsansätze in der Simulationssoftware LS-Dyna auf Mises, Hill48 und Barlat91. Sowohl Hill48 als auch Barlat91 ermöglichen die Abbildung anisotropen Fließverhaltens. Hill48 nutzt neben dem Fließbeginn in 0°-Richtung die Werte der senkrechten Anisotropie in 0°, 45° und 90°-Richtung. In dem Modell von Barlat91 werden diese zusätzlich um den Fließbeginn in 45° und 90° erweitert. In Bild 43 werden die ermittelten Fließortkurven sowie die r-Wert Verläufe über die Belastungsrichtung von 0° bis 90° exemplarisch anhand der Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6082 im T4-Zustand gegenübergestellt.

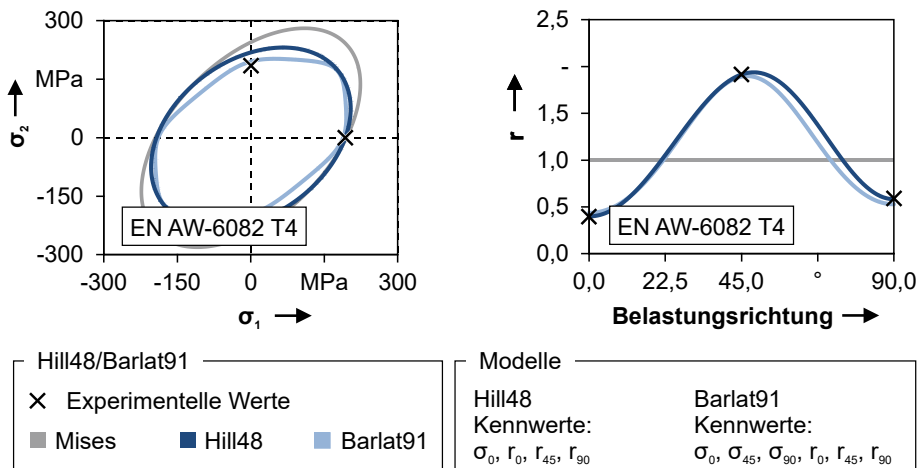


Bild 43: Vergleich der Fließortmodelle Hill48 und Barlat91

Die Gegenüberstellung der Materialmodelle von Mises, Hill48 und Barlat91 zeigt die charakteristischen Unterschiede. Während von Mises von einem rein isotropen Verhalten ausgeht, berücksichtigen Hill48 und Barlat91 das anisotrope Verhalten des Werkstoffes, wodurch eine asymmetrische Form der Fließortkurve entsteht. Zwar liegen nur geringe Unterschiede zwischen dem Fließbeginn in 0° und 90°-Richtung vor, doch ist der Fehler bei der Abbildung des Fließbeginns mit dem isotropen Modell von Mises bereits deutlich erkennbar. Ebenso besteht keine Möglichkeit, das belastungsrichtungsabhängige Materialverhalten, welches durch den r-Wert Verlauf definiert wird, abzubilden. Dadurch kann beispielsweise die Materialausdünnung am risikritischen Außenradius durch Annahme eines zu hohen r-Wertes unterschätzt werden, wodurch in der Folge die Formgebungsgrenzen der Strangpressprofile überschätzt werden.

Beim Vergleich der beiden anisotropen Fließortmodelle ist ersichtlich, dass durch die höhere Anzahl an Modellwerten eine höhere Abbildungsgenauigkeit durch das Modell Barlat91 erzielt werden kann. Allerdings wird durch die Überbestimmtheit des Gleichungssystems keiner der Werte exakt abgebildet, wodurch die Wahl des Fließortmodells auf den jeweiligen Simulationsfall und die dabei auftretenden Spannungszustände angepasst werden sollte. Die Berechnung der Modellparameter (Hill48) erfolgt anhand von vier Formeln (Gl. 2-Gl. 5) unter direkter Einbeziehung der experimentell ermittelten Kennwerte:

$$F = r_0 / (r_{90} \cdot (1 + r_0)) \quad \text{Gl. 2}$$

$$G = 1 - H \quad \text{Gl. 3}$$

$$H = r_0 / (1 + r_0) \tag{Gl. 4}$$

$$N = ((r_0 + r_{90}) \cdot (2r_{45} + 1)) / (2r_{90} \cdot (1 + r_0)) \tag{Gl. 5}$$

Diese werden wiederum zur Ermittlung des spannungszustandsabhängigen Fließortes (Gl. 6) sowie der senkrechten Anisotropie (Gl. 7) eingesetzt.

$$\sigma_\alpha = \frac{k_{f0}}{\sqrt{(G \cos^4 \alpha + F \sin^4 \alpha + H(\cos^2 \alpha - \sin^2 \alpha)^2 + 2 N \sin^2 \alpha \cdot \cos^2 \alpha)}} \tag{Gl. 6}$$

$$r_\alpha = \frac{G \cos^4 \alpha + F \sin^4 \alpha + H \cos^2(2\alpha) + 0,5 N \sin^2(2\alpha)}{G \cos^2 \alpha + F \sin^2 \alpha} - 1 \tag{Gl. 7}$$

Da sowohl bei EN AW-6060 als auch EN AW-6005 keine Werte für die senkrechte Anisotropie in 45°-Richtung charakterisiert werden können, wird dieser vereinfachend als 1 angenommen. Die resultierenden Fließortkurven und Anisotropieverläufe für die Aluminiumlegierung EN AW-6060 werden in Bild 44 präsentiert.

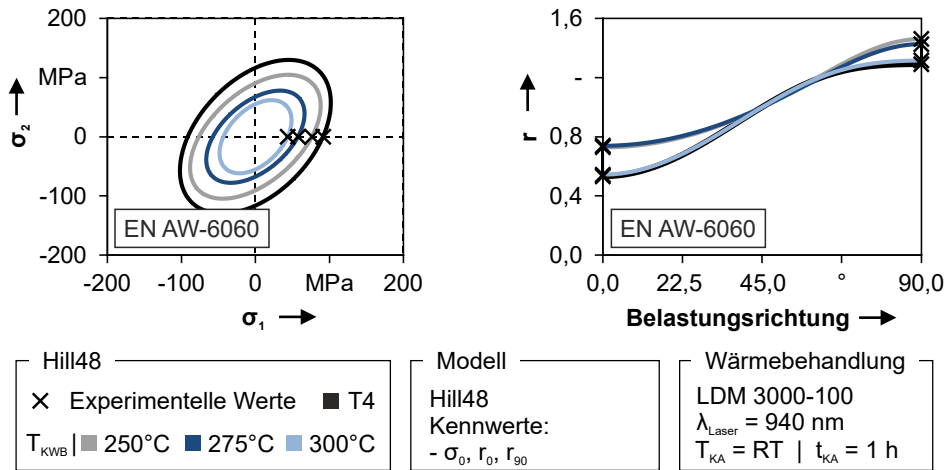


Bild 44: Fließortkurven und r-Wert Verlauf nach Hill48 für die Legierung EN AW-6060

Die experimentell ermittelten Kennwerte werden von dem Fließortmodell exakt abgebildet. Die geringen Unterschiede bei den ermittelten r-Werten in Abhängigkeit der Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur wirken sich nur geringfügig auf die Form der Fließortkurven aus. Beispielsweise wird beim Ausgangszustand sowie der Wärmebehandlungstemperatur von 300 °C, die jeweils niedrigere r-Werte in 0° und 90°-Richtung aufweisen, eine höhere Steigung der Fließortkurve im Achsenschnittpunkt modelliert.

Die Spannungen in 0° - und 90° -Richtung bleiben allerdings aufgrund des annähernd konstanten Verhältnisses von r_0 und r_{90} vergleichbar. Der Verlauf der r -Werte steigt von 0° mit Werten zwischen 0,5 und 0,75 auf Werte zwischen 1,25 und 1,55 an, wodurch bereits erschlossene Erkenntnisse der Werkstoffcharakterisierung bestätigt werden. Die Ergebnisse für die Legierung EN AW-6005 sind im Gegensatz zur Legierung EN AW-6060 aufgrund der geringeren Schwankungen bei den wärmebehandlungsabhängig ermittelten Anisotropiewerten deutlich homogener (s. Bild 45).

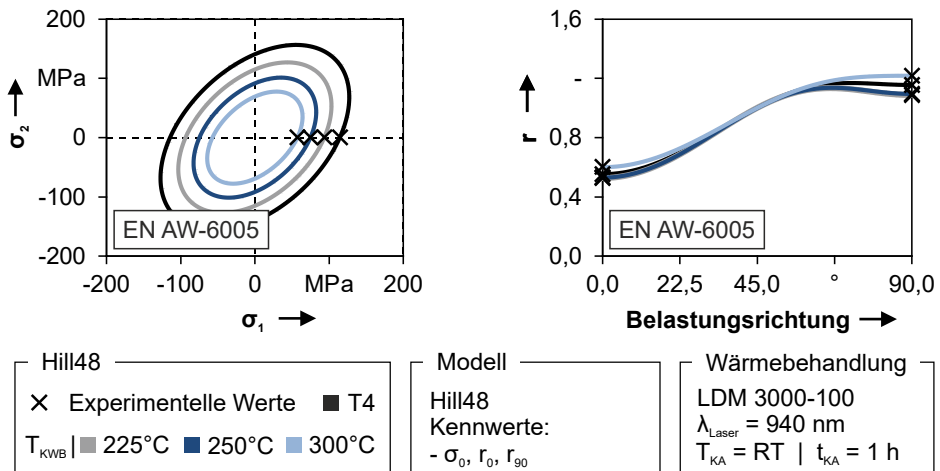


Bild 45: Fließortkurven und r -Wert Verlauf nach Hill48 für die Legierung EN AW-6005

Bei den ermittelten Parametern F, G, H und N ergibt sich temperaturabhängig ein linearer Verlauf. Dadurch ist eine Modellierung des temperaturabhängigen Werkstoffverhaltens näherungsweise über die Skalierung der Fließortkurven anhand der Werte für den Fließbeginn in 0° -Richtung möglich. Für die exakte Berechnung der Fließortkurven der höherlegierten EN AW-6082 konnte anders als bei EN AW-6060 und EN AW-6005 der experimentell ermittelte Wert der senkrechten Anisotropie unter 45° -Belastung einbezogen werden. Der resultierende r -Wert Verlauf in Bild 46 steigt zunächst von einem Wert von ungefähr 0,5 in 0° -Richtung bis zur 45° -Belastungsrichtung auf Werte von 1,8 an und fällt danach wieder auf ein Niveau von 0,6 ab. Der Wechsel von bevorzugtem Materialfluss aus der Blechdicke zu erhöhtem Materialfluss aus der Blechebene wird dadurch auch im numerischen Modell berücksichtigt. Der Vergleich der Fließortkurven mit den experimentell ermittelten Werten für den Fließbeginn in 90° -Richtung lässt erkennen, dass durch das Modell sowohl eine Unter- als auch Überschätzung der experimentellen Spannungswerte resultieren kann. Der Fließbeginn in 0° -Richtung ist davon nicht betroffen.

5 Werkstoffverhalten von Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

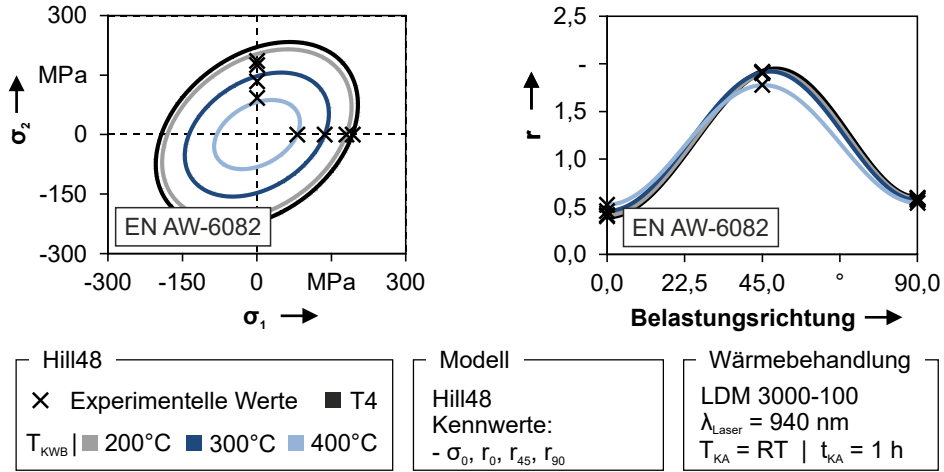


Bild 46: Fließortkurven und r-Wert Verlauf nach Hill48 für die Legierung EN AW-6082

Bei der Legierung EN AW-6082 ist durch die höhere Anzahl an experimentell ermittelbaren Werten auch eine Approximierung anhand des Fließortmodells nach Barlat91 möglich. Die vier Parameter, die zur Beschreibung der Fließortkurve verwendet werden, werden über sechs Gleichungen numerisch mittels Regression identifiziert. Durch die Überbestimmtheit des Gleichungssystems ist eine exakte Abbildung der ermittelten experimentellen Kennwerte durch die Modellparameter nicht möglich.

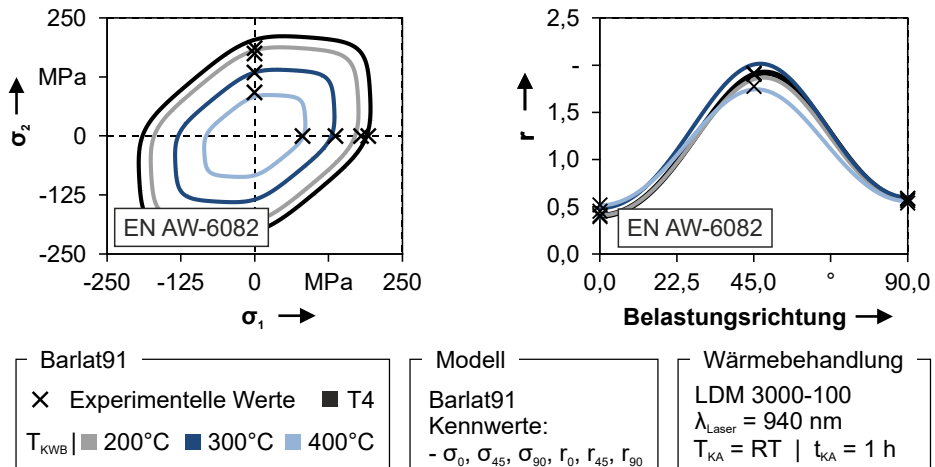


Bild 47: Fließortkurven und r-Wert Verlauf nach Barlat91 für die Legierung EN AW-6082

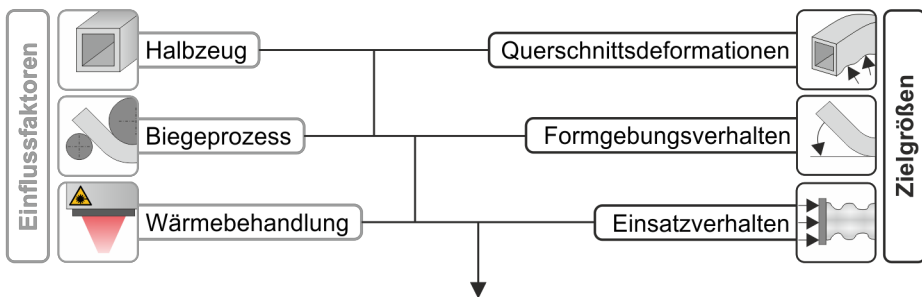
Bei der Analyse der kurzzeitwärmebehandlungsabhängigen Fließortkurven lässt sich neben der modellspezifischen eckigen Form als weiterer Unterschied eine ungenauere Abbildung der r -Werte im Vergleich zum Modell von Hill₄₈ identifizieren (s. Bild 47). Eine Verbesserung der Abbildungsgenauigkeit kann bei der mathematischen Berechnung der Modellparameter durch eine Gewichtungsmodifikation der Differentialgleichungen erzielt werden, welche allerdings eine Verschlechterung der Abbildungsgenauigkeit bei den ermittelten Fließspannungen zur Folge hat. Unabhängig von der Einbeziehung der Fließspannungen in 0° , 45° und 90° Richtung ist auch beim Modell von Barlat₉₁ eine teilweise Über- und Unterschätzung der Spannungswerte zu erkennen, wobei sich diese nicht nur auf den Fließbeginn in 90° , wie beim Modell Hill₄₈, sondern auch auf den Fließbeginn in 0° beziehen.

Abschließende Bewertung der Werkstoffmodellierung

Auf Basis der zuvor geleisteten, ausführlichen Analyse der Aluminiumstrangpresslegierungen durch die Methoden der Werkstoffcharakterisierung und unter Berücksichtigung der prozess- und simulationstechnischen Rahmenbedingungen ist es möglich, passende Werkstoffmodelle für alle untersuchten Werkstoffe zu identifizieren. Die Modellierung des spannungsabhängigen Verfestigungsverhaltens erfolgt für alle Legierungen auf Grundlage des Modells von Hockett-Sherby, wobei von einer geringen Verfestigung der Legierungen bei steigenden Dehnungswerten ausgegangen wird. Eine ausreichend präzise Abbildung der Fließkurven kann durch die Wahl eines konstanten Verfestigungsparameters c erzielt werden. Gleichzeitig lässt sich das wärmebehandlungstemperaturabhängige Verhalten durch die Approximation der Modellparameter mit Polynomen 4. Grades realisieren. Für die Abbildung des spannungszustandsabhängigen Verhaltens, welches insbesondere durch die Wahl des finiten Elementtyps und der vorhandenen Wertebasis der Werkstoffcharakterisierung begrenzt wird, können durch die Modelle von Hill₄₈ und Barlat₉₁ geeignete Ansätze gefunden werden. Trotz notwendiger Kompromisse aufgrund der simulationstechnischen Limitationen erweisen sich diese Modelle als ausreichend exakte Näherung für das reale Werkstoffverhalten der hoch anisotropen Aluminiumstrangpresslegierungen und werden im Weiteren im Detail untersucht. Im Folgenden, zweiten Hauptteil dieser Arbeit werden in experimentellen und numerischen Untersuchungen sowohl der Einfluss der lokalen Laserwärmebehandlung auf die Temperatur- und Eigenschaftsverteilung analysiert als auch weitere Einflussfaktoren auf den Materialfluss und das resultierende Biegeergebnis identifiziert.

6 Analyse der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen und deren Einfluss auf den Materialfluss beim Biegen

Neben einem grundlegenden Verständnis für die Zusammenhänge zwischen der kurzzeitig eingebrachten Wärmeenergie und den daraus resultierenden Ausscheidungs- und Auflösungsvorgängen, steht die Übertragung dieser grundlegenden Kenntnisse zur Verbesserung des Biegeumformverhaltens von Hohlprofilen im Vordergrund der wissenschaftlichen Untersuchungen. Erst ein Verständnis des Halbzeugeinflusses, der Ursache-Wirkzusammenhänge zwischen Temperatur- und Festigkeitsverteilung sowie der Interaktion von festen und entfestigten Bereichen im Halbzeug während der Umformung erlauben die Ableitung einer Methodik zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts mit wechselnden Anforderungen (s. Bild 48).



Grundlegendes Prozessverständnis für den THTP-Prozess

Bild 48: Übersicht der Einflussfaktoren und Zielgrößen im THTP-Prozess

Aus diesem Grund werden im folgenden Kapitel experimentelle und numerische Untersuchungen zur Analyse von Einfluss- und Störgrößen auf die THTP-Prozesskette durchgeführt. Dabei erfolgt die Untersuchung von laserparameterabhängigen Temperatur- und Festigkeitsgradienten sowie temperaturgradientenabhängigen, geometrischen Veränderungen des Halbzeuges. Die Platzierung und Größe der Wärmebehandlungslayouts stellen dabei einen Schwerpunkt dar. Wechselwirkungen mit den Prozessparametern der Biegeoperation auf den resultierenden Materialfluss werden numerisch identifiziert.

6.1 Experimentelle Analyse der Einflussgrößen der lokalen Laserwärmebehandlung

Zum Aufbau eines grundlegenden Prozesskettenverständnisses für die Herstellung von maßgeschneiderten, wärmebehandelten Aluminiumstrangpressprofilen erfolgt zunächst eine experimentelle Analyse der Einflussgrößen auf die resultierende Temperaturverteilung bei der lokalen Laserwärmebehandlung. Dabei werden sowohl die Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers und die Größe des verwendeten Laserspots als auch die halbzeugspezifischen Einflüsse auf den resultierenden Temperatur- und Härtegradienten in Blechebenen- und Blechdickenrichtung analysiert. Zudem wird der Einfluss der Temperaturgradienten auf spannungsinduzierte Geometrieänderungen untersucht.

Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers

Zur Analyse des Einflusses der Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers während der Applikation des Wärmebehandlungslayouts wurde auf den Aluminiumprofilen der Legierung EN AW-6005 mit einer Laserspotgröße von 20x10 mm und auf denen der Legierung EN AW-6082 mit einer Spotgröße von 40x5,5 mm ein lineares Wärmebehandlungslayout mit einer Gesamtbestrahlungslänge von 50 mm aufgebracht. Die Verfahrensgeschwindigkeit wurde dabei von 2,5 mm/s über 10 mm/s auf 25 mm/s gesteigert.

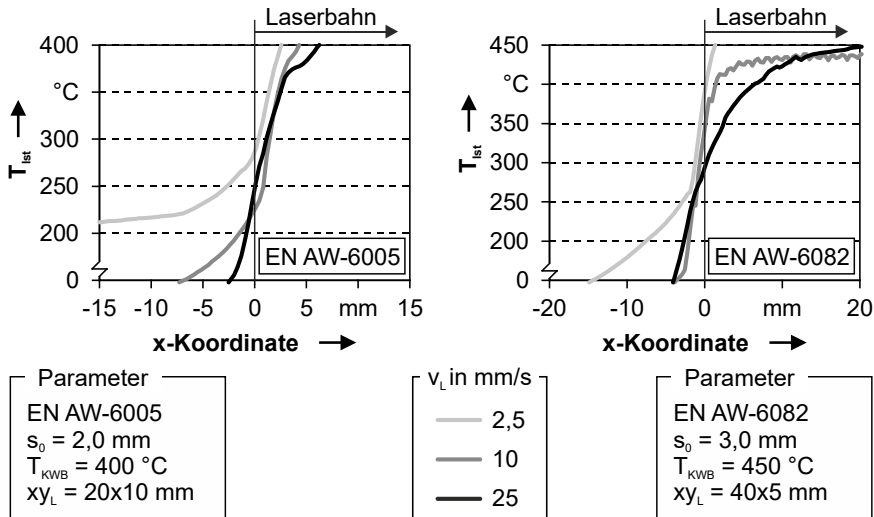


Bild 49: Temperaturverläufe bei einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen in Abhängigkeit des Vorschubs

Ausgehend vom Beginn des Wärmebehandlungslayouts wurde die Maximaltemperaturverteilung auf der bestrahlten Profilseite thermographisch analysiert (s. Bild 49). Im Allgemeinen wird in der Fertigungs- und Lasertechnik bei Benutzung der Begrifflichkeit der Wärmeeinflusszone (WEZ) der Bereich beim thermischen Schweißen oder Schneiden bezeichnet, der keine direkte Beeinflussung durch Aufschmelzung erfährt, sondern dessen Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften durch die abgeführte Wärme indirekt beeinflusst wird [70]. Im Rahmen der thermischen Analysen wird die Wärmeeinflusszone der lokalen Wärmebehandlung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsfläche in zwei Hauptzonen unterteilt. Die erste Hauptzone ist der Randbereich der Wärmebehandlungsfläche, welcher durch die Wärmeableitung nicht die gewünschte Solltemperatur erreicht (WEZ I) und dessen Entfestigungsgradient dadurch geringer ist als definiert ($\Delta T_{\text{Ist}} < \Delta T_{\text{Soll}}$). Der zweite Bereich befindet sich außerhalb der direkten Wärmebestrahlung (WEZ II) und wird durch die Wärmeleitung innerhalb des Materials indirekt erwärmt ($\Delta T_{\text{Ist}} > \Delta T_{\text{Soll}}$). Diese Zone kann wiederum in zwei Subbereiche unterteilt werden: Ein thermisch beeinflusster Bereich mit reduzierter Festigkeit und ein rein thermisch beeinflusster Bereich ohne Veränderung der mechanischen Eigenschaften. In den folgenden Analysen wird letzterer aufgrund fehlender Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften nicht in die Bewertung der WEZ einbezogen.

Bei der Aluminiumlegierung EN AW-6005 mit einem Querschnitt von 20x20 mm und einer Wanddicke von 2 mm lässt sich bei einer Verfahrgeschwindigkeit von 2,5 mm/s eine ausgeprägte WEZ erkennen. Ausgehend von den Ergebnissen der Werkstoffcharakterisierung und der Annahme, dass ab 200 °C eine erste Auflösung festigkeitssteigernder Ausscheidungen stattfindet, erstreckt sich die WEZ II über 15 mm. Der Grund hierfür ist, dass durch die geringe Verfahrgeschwindigkeit die Wärmebehandlungsdauer lang und dadurch die flächenbezogene Wärmeeinbringung im Vergleich zu höheren Verfahrgeschwindigkeiten hoch ist. Aufgrund der guten Wärmeleitfähigkeit von Aluminium ($235 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$) wird die eingebrachte Wärme in angrenzenden Bereiche des Layouts abgeführt [18]. Die definierte Soll-Wärmebehandlungstemperatur von 400 °C wird dahingegen in der wärmebehandelten Zone bereits nach ungefähr 2 mm erreicht. Mit zunehmender Verfahrgeschwindigkeit von 10 mm/s und 25 mm/s nimmt die WEZ II signifikant auf wenige Millimeter ab. Gleichzeitig nimmt die WEZ I zu und steigt auf 4 mm und 7 mm an.

Bei der Aluminiumlegierung EN AW-6082 zeigt sich aufgrund des größeren Querschnitts des Halbzeuges mit 40x40x3mm und dem dadurch be-

dingten höheren Halbzeugvolumen ein deutlicher Unterschied zu den zuvor diskutierten Ergebnissen. Bei 2,5 mm/s Verfahrensgeschwindigkeit beträgt die WEZ II nur knapp 8 mm. Im wärmebehandelten Bereich erfolgt, ähnlich wie bei den kleineren Halbzeugen, ein Erreichen der Solltemperatur nach nur wenigen Millimetern. Mit steigender Verfahrensgeschwindigkeit nimmt die Größe der WEZ II ab. Insbesondere im wärmebehandelten Bereich zeigen sich bei höheren Verfahrensgeschwindigkeiten signifikante Unterschiede, da bei 10 mm/s und 25 mm/s erst nach ungefähr 10 mm bzw. 20 mm die gewünschte KWB-Temperatur erreicht wird. Dabei muss neben dem Einfluss des Halbzeuges auch die Fläche des Laserspots und die Maximalleistung der Laserquelle in die Analyse der Temperaturverteilungen einbezogen werden. Beim Vergleich beider Wärmebehandlungen liegen in Bezug auf die Spotgröße und damit die Wärmebehandlungsfläche mit 200 mm² und 220 mm² nur geringe Unterschiede vor. Allerdings ist das unter dem Laserspot befindliche Volumen durch die höhere Wanddicke der Aluminiumlegierung EN AW-6082 um den Faktor 1,5 höher. Dadurch wird eine höhere Wärmeleistung bei gleichbleibender, vorhandener Maximalleistung des Lasers vorausgesetzt, wodurch die benötigte Wärmebehandlungsdauer bis zum Erreichen der Maximaltemperatur verlängert wird.

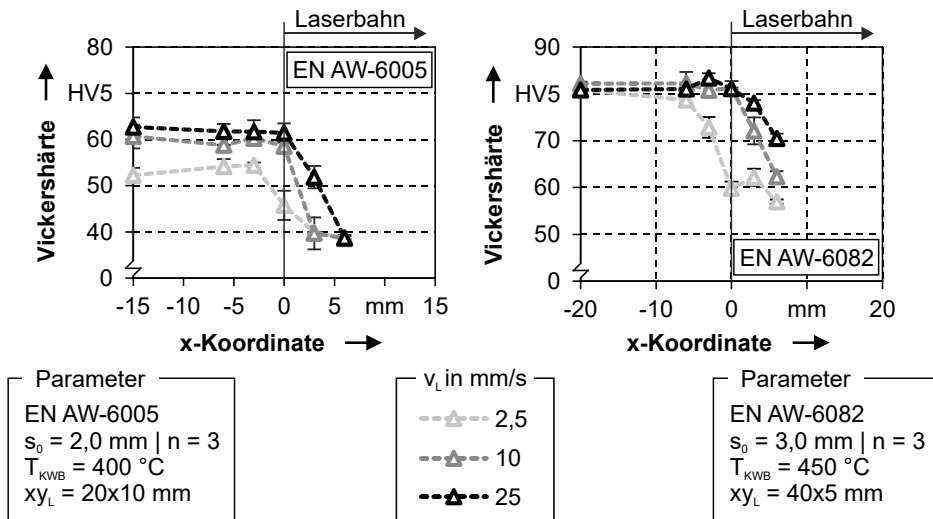


Bild 50: Härteverläufe bei einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen in Abhängigkeit des Vorschubs

Zur Bestätigung der Zusammenhänge zwischen den Wärmeeinflusszonen und Festigkeitsgradienten wird die Härte in definierten Abständen im Übergangsbereich zur wärmebehandelten Zone gemessen (s. Bild 50,

links). Der Härteverlauf der Legierung EN AW-6005 bei einer Laserverfahrgeschwindigkeit von 2,5 mm/s lässt bereits eine deutliche Reduktion der Härte des Werkstoffes vom Ausgangswert 62 HV₅ auf 52 HV₅ im nicht wärmebehandelten Bereich erkennen und nimmt bis zum Beginn der Wärmebehandlungszone auf 45 HV₅ ab. Dies korreliert mit der ausgeprägten WEZ II mit Temperaturen im Bereich zwischen 215 °C und 275 °C. Im wärmebehandelten Bereich nimmt die Härte sukzessive ab und erreicht nach 3 mm ihr Minimum von knapp 40 HV₅. Bei Erhöhung der Verfahrgeschwindigkeit auf 10 mm/s und 25 mm/s ist im Rahmen der Standardabweichung keine Reduktion der Härte im nicht wärmebehandelten Bereich des Werkstoffes identifizierbar. Die Härteunterschiede beider Wärmebehandlungsvarianten (± 3 HV₅) können auf die innerhalb der Charge vorliegenden Festigkeitsunterschiede der Aluminiumstrangpressprofile zurückgeführt werden. Das gemessene Härteminimum der Wärmebehandlungslayouts verschiebt sich mit zunehmender Verfahrgeschwindigkeit des Lasers weiter in den Bereich der Wärmebehandlungszone, welches sich mit den Ergebnissen zur Ausbreitung der WEZ I deckt. Beim Vergleich der Härteverläufe der Legierung EN AW-6005 zur höherlegierten Aluminiumlegierung EN AW-6082 muss die höhere Ausgangshärte von 81 HV₅ berücksichtigt werden (s. Bild 50, rechts). Bei der Verfahrgeschwindigkeit 2,5 mm/s ist eine WEZ II identifizierbar, die bis 6 mm in den nicht wärmebehandelten Bereich reicht, wo die Legierung erneut annähernd ihre Ausgangshärte aufweist. Bei den beiden schnelleren Verfahrgeschwindigkeiten ist keine WEZ II vorhanden. Die Entfestigung im Anfangsbereich der Wärmebehandlungszone nimmt mit zunehmender Verfahrgeschwindigkeit ab. Ausgehend vom letzten Messpunkt kann von einer signifikant stärker ausgeprägten WEZ I im Vergleich zur Legierung EN AW-6005 ausgegangen werden. Zudem ist hervorzuheben, dass im Härteverlauf des Wärmebehandlungslayouts mit 2,5 mm/s Laserverfahrgeschwindigkeit ein lokales Maximum nach 3 mm Verfahrensweg vorliegt. Dieses lokale Härtemaximum korreliert mit dem Temperaturbereich von 300 °C–400 °C, in welchem die Legierung EN AW-6082 eine erneute Verfestigung aufweist, welche bereits durch die Charakterisierung der Legierung im uniaxialen Zugversuch identifiziert werden konnte. Allerdings besteht nicht nur eine Wechselwirkung zwischen dem Vorschub und der Geometrie des Halbzeuges sondern es müssen neben diesen prozess- und werkstoffspezifischen Einflussfaktoren auch anlagentechnische Limitierungen einbezogen werden. Im Fall der Laserwärmebehandlung beeinflusst die maximale Leistung der Laserquelle maßgeblich die erzielbare Aufheizgeschwindigkeit und damit die Ausprägung der Wärmeeinflusszonen.

6 Analyse der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen und deren Einfluss auf den Materialfluss beim Biegen

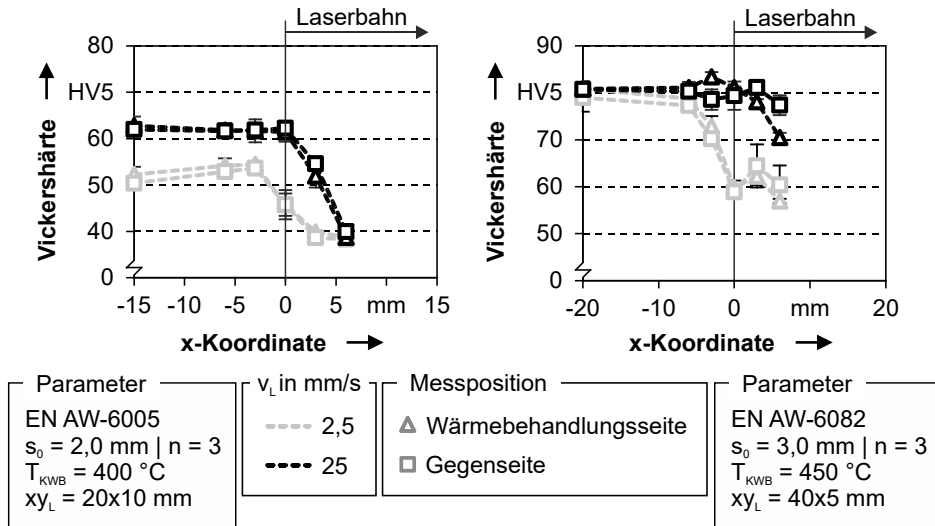


Bild 51: Härtegradient bei einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen in Abhängigkeit des Vorschubs

Der Härteunterschied zwischen der wärmebehandelten Seite und der nur durch Wärmeleitung erwärmten Innenseite wird in Bild 51 für die Verfahrensgeschwindigkeiten 2,5 mm/s und 25 mm/s und die Aluminiumlegierungen EN AW-6005 und EN AW-6082 gegenübergestellt. In diesem Zusammenhang muss erneut auf die unterschiedliche Wanddicke beider Legierungen hingewiesen werden, die bei der Legierung EN AW-6005 2 mm und bei der EN AW-6082 3 mm beträgt.

Bei den Wärmebehandlungslayouts, die auf die Halbzeuge der Legierung EN AW-6005 aufgebracht werden, kann unabhängig von der Geschwindigkeit der Laserbewegung kein signifikanter Unterschied der Härte zwischen der wärmebehandelten Seite und der Gegenseite an der Innenfläche des Profilquerschnitts identifiziert werden. Im Vergleich dazu ist bei der Legierung EN AW-6082 bei beiden Parametern ein Härtegradient erkennbar. Dieser tritt allerdings nur in lokal begrenzten Bereichen des Wärmebehandlungslayout auf. Bei beiden Verfahrensgeschwindigkeiten liegt der Härteunterschied zwischen Außen- und Innenseite im Bereich der WEZ I, wobei auf der wärmebehandelten Seite niedrigere Härtewerte als auf der abgewandten Seite vorliegen. Die Härtewerte für das Wärmebehandlungslayout mit 25 mm/s weist dabei tendenziell größere Unterschiede auf als die, die bei der langsameren Verfahrensgeschwindigkeit identifiziert wurden. Dies kann auf die geringe Energieeinbringung bei höheren Verfahrensgeschwindigkeiten zurückgeführt werden.

Größe der inkrementellen Wärmebehandlungsfläche

In den vorangegangenen Analysen wurde auf die Beeinflussung der resultierenden Temperaturverteilung durch das Wärmebehandlungsvolumina und die anlagentechnisch verfügbare Maximalleistung hingewiesen. Um den Einfluss der Laserspotgröße bei ansonsten gleichbleibenden Randbedingungen zu verdeutlichen, werden in Bild 52 exemplarisch die Temperatur- und Leistungsverläufe der Wärmebehandlungslayouts der Profile EN AW-6082 mit Laserspotlängen von 5,5 mm und 20 mm dargestellt.

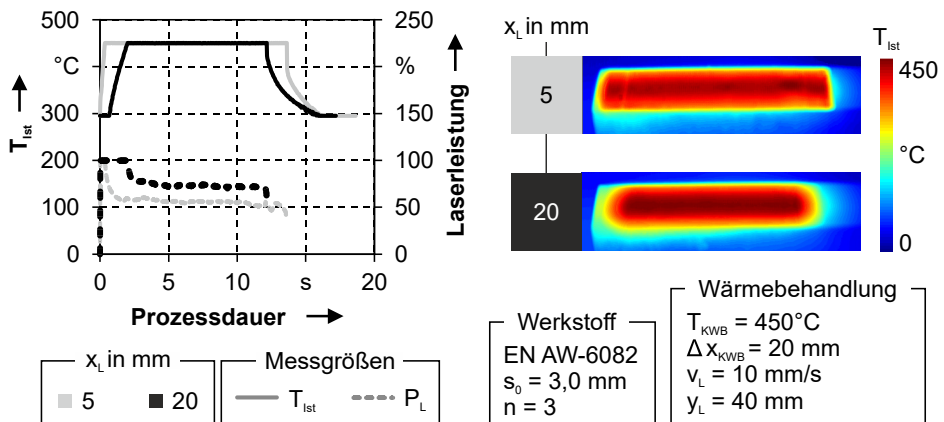


Bild 52: Temperatur- und Leistungsverlauf bei lokaler Wärmebehandlung der Strangpressprofile EN AW-6082 mit Variation der Laserspotlänge

Wie am Verlauf der vom Pyrometer gemessenen Temperaturen ersichtlich ist, wird bei einer größeren inkrementellen Wärmebehandlungsfläche die angestrebte Solltemperatur erst zu einem späteren Zeitpunkt erreicht. Dies beeinflusst insbesondere die Ausprägung der WEZ I. Der Grund dafür ist, dass die erzielbare Aufheizgeschwindigkeit durch die maximale Leistung des Lasers begrenzt wird. Mit Erhöhung der Bestrahlungsfläche steigt auch die benötigte Leistung zum Erzielen der vorgegebenen T_{Soll} . Nach dem Erreichen von T_{Soll} wird die Leistung des Lasers durch die Regelung reduziert, der nach der Aufheizphase zum Erhalt der geforderten Solltemperatur benötigt wird. Für die größere Laserspotfläche werden hierzu 75% und bei der kleineren Fläche etwa 55% von P_{Max} benötigt. Mit Erreichen des Endpunktes der Wärmebehandlungsstrecke erfolgt die Abschaltung der Laserquelle. Der Vergleich der Temperaturabnahme am Ende der Wärmebehandlung ergibt eine höhere Abkühlgeschwindigkeit bei kleinerer Laserspotfläche. Dies kann dadurch begründet werden, dass durch die kleinere Wärmeeinflusszone ein höherer Temperaturgradient zwischen wärmebehandelten

und nicht wärmebehandelten Bereichen besteht. Dieser führt gemäß dem Fourier'schen Gesetz der übertragenen Wärmeleistung zu einer schnelleren Abkühlung im wärmebehandelten Bereich. [137] Neben den Einflüssen der Laserparameter auf Temperatur- und Härtegradienten wurde in den Untersuchungen eine Veränderung des Halbzeugquerschnittes identifiziert. Zur quantitativen Analyse dieses Effektes wird die Kontur der Profile deshalb vor und nach einer lokalen Wärmebehandlung mittels eines Tastschnittverfahrens an einem Perthometer gemessen. Für eine bessere Vergleichbarkeit der Kurven werden diese mittels Koordinatentransformation korrigiert, sodass die Anfangs- und Endpunkte der Kurven die x-Achse schneiden. Vor der Wärmebehandlung lassen sich unterschiedliche Geometrieverläufe identifizieren, welche in einem z-Koordinatenbereich von 0,02 mm bis -0,07 mm liegen. Die wärmebehandlungsinduzierte Veränderung der Geometrie in z-Richtung Δz lässt allerdings, unabhängig von den unterschiedlichen Ergebnissen vor der Wärmebehandlung, eine Regelmäßigkeit bei den drei gemessenen Konturen erkennen (s. Bild 53). Die Werte werden zunächst kontinuierlich reduziert und steigen anschließend wieder leicht an. Unterbrochen wird dieser Konturverlauf von einem lokalen Maximum, welches bei 40 mm liegt. Dies entspricht der Position des hinteren Drittels des Laserspots zu Beginn der Wärmebehandlung. Bezüglich der Veränderung der Geometrie kann daher die Annahme getroffen werden, dass diese auf das Auftreten von Temperaturgradientenmechanismen, welche von *Vollertsen* und *Geiger* [138] detailliert untersucht wurden, zurückzuführen sind. Bei einer Querschnittsbetrachtung des Hohlprofils während der Laserbestrahlung erwärmt sich zunächst die Oberfläche der Profilwand und dehnt sich dadurch aus. Diese Expansion erfolgt zunächst elastisch und geht bei Erreichen der Fließgrenze in den plastischen Bereich über. Dadurch biegt sich die Profilwand in diesem Bereich nach oben. Durch die Wärmeleitung erwärmt sich das Profil über die Wanddicke und die Temperatur fließt von den oberen Fasern der Profilwand nach unten ab. Dadurch erfolgt eine Kontraktion der oberen und eine Expansion der unteren Fasern, wodurch sich die Profilwand nun in die entgegengesetzte Richtung nach innen biegt. Dies erklärt die allgemeine Tendenz der negativen z-Verschiebung. Das Auftreten des lokalen Maximums kann annahmeweise durch den charakteristischen Temperaturverlauf, der durch die Laserspotgröße und Maximaltemperatur beeinflusst wird, erklärt werden. Das Profil erfährt in diesem Bereich aufgrund der zwei Sekunden dauernden Bestrahlung mit 100% der Laserleistung eine schnelle Aufheizung, wodurch das dem Temperaturgradientenmechanismus zugrundeliegende Auftreten einer wechselseitigen Abkühlung und Erwärmung der Wanddi-

cke verhindert wird. Dadurch erfolgt zu Beginn nur eine geringfügige plastische Expansion der oberen Fasern, welche zur Ausbildung des lokalen Maximums führt.

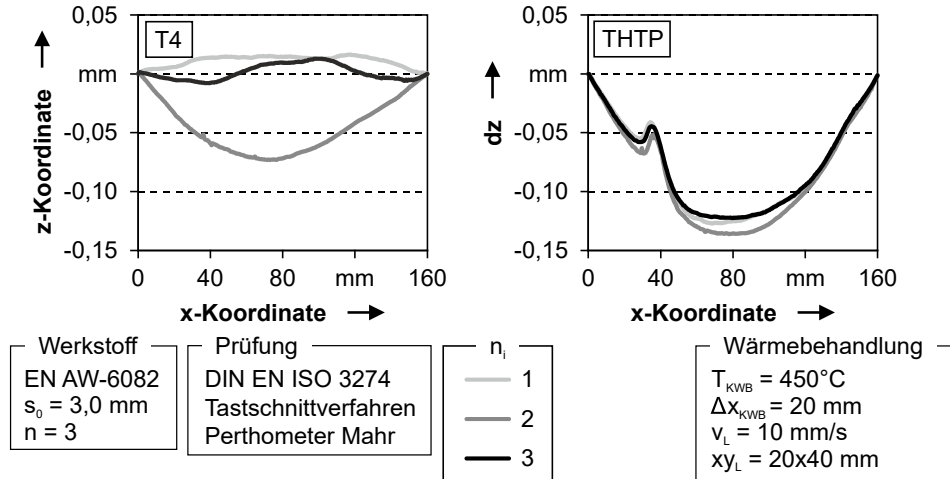


Bild 53: Resultierende Geometrieveränderung in Verfahrrichtung des Lasers nach Applikation eines Kurzzeitwärmebehandlungslayouts

Größe der integralen Wärmebehandlungsfläche

Ein weiterer Einfluss auf die Ausprägung der Temperaturgradienten ergibt sich durch das verwendete Wärmebehandlungslayout. Bei der Anwendung von Kurzzeitwärmebehandlungen für Profile in Biegeprozessen können beispielsweise Layouts eingesetzt werden, welche sich in Länge und Abstand unterscheiden. Hierfür wurden Profile mit 210 mm Länge mit einer Solltemperatur von 400°C wärmebehandelt. Die Abstände der Wärmebehandlungslayouts zur Profilmittle wurden von 5 mm bis 25 mm variiert.

In Bild 54 werden die Temperaturverläufe dieser Untersuchungen, aus Gründen der Übersichtlichkeit, exemplarisch für die Abstände 5 mm, 15 mm und 25 mm dargestellt. Bei der Interpretation der Ergebnisse ist zu beachten, dass zuerst der Layoutbereich in positiver x-Richtung und anschließend der Bereich in negativer x-Richtung von der Mitte aus durch den Laserspot überfahren und dabei wärmebehandelt wird. Durch eine nur geringe Verzögerung zwischen dem Aufbringen beider Layoutbereiche, die aus dem Anfahren des zweiten Startpunktes durch die Bearbeitungsoptik resultiert, ist das Halbzeug im Gegensatz zur Aufbringung des ersten Layoutbereiches nicht mehr auf Ausgangstemperatur, sondern leicht erwärmt.

Dadurch bildet sich im Bereich des zweiten Layouts eine signifikant größere Wärmeinflusszone aus. Dieser Zusammenhang wird vor allem bei zunehmenden Anteil der wärmebehandelten Fläche ersichtlich, da hier sowohl die eingebrachte Wärmeenergie als auch die Nähe der beiden Wärmebehandlungszonen zueinander und dadurch die gegensätzliche Beeinflussung signifikant höher ist.

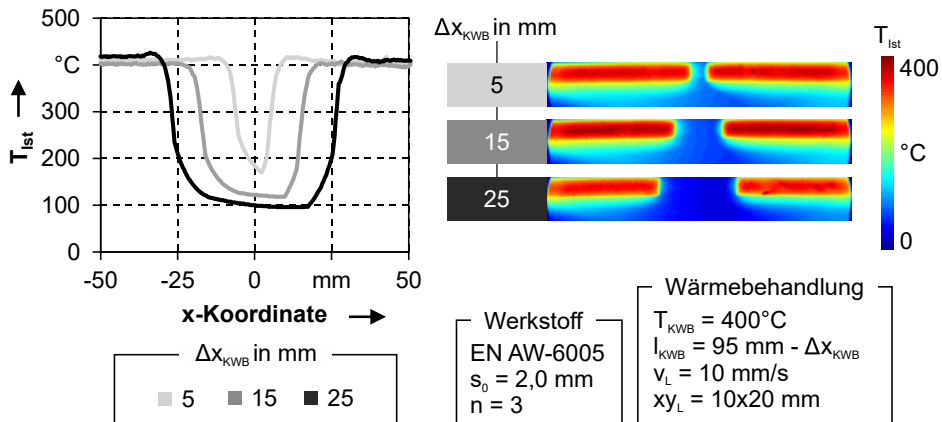


Bild 54: Temperaturverteilung in Abhängigkeit der Größe und des Abstandes der Wärmebehandlungszonen

Abschließende Bewertung der Einflussfaktoren

Zusammenfassend können bezüglich der experimentellen Analyse der Laserkurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpressprofilen folgende Zusammenhänge abgeleitet werden:

1. Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers

Die Erhöhung der Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers bei der lokalen Wärmebehandlung führt zu einer Abnahme der WEZ II im nicht wärmebehandelten Bereich des Halbzeugs. Zudem erhöht sich durch anlagentechnische Begrenzungen und in Abhängigkeit von der Größe des Halbzeuges und dem zu erwärmenden Volumen die Aufheizdauer bis zum Erreichen von T_{Soll} . Der Härtegradient verläuft vorwiegend im Bereich der WEZ I, da in diesem Bereich die Entfestigungsgrenztemperatur von 200°C überschritten wird. Bei einer Reduktion der Verfahrensgeschwindigkeit hingegen vergrößert sich die WEZ II, was durch die höhere Energieeinbringung in Kombination mit der hohen Wärmeleitfähigkeit der Aluminiumlegierungen zu begründen ist. Dies führt in der Folge zu einer höheren Härtereduktion in der WEZ II.

2. Größe des Halbzeuges

Die Zunahme der Halbzeuggröße bedingt ein größeres zu erwärmendes Werkstoffvolumen, welches zwangsweise zum Anstieg der benötigten Wärmeleistung führt. Dadurch steigen die Anforderungen an die Laserleistung und die maximal wählbare Spotgröße. Können diese durch anlagentechnische Begrenzungen nicht erfüllt werden, kann fehlende Leistung durch eine Reduktion der Verfahrensgeschwindigkeit kompensiert werden. Allerdings verändert sich dadurch die Ausprägung der Wärmeeinflusszonen maßgeblich. Die Wärmeeinflusszonen nehmen in ihrer Größe zu, wodurch sich in der Folge auch die resultierenden Härteverteilungen verändern.

3. Größe des Laserspots

Neben der Anpassung der Verfahrensgeschwindigkeit kann die Temperaturverteilung durch die Größe des Laserspots bzw. dessen Länge in Verfahrrichtung gesteuert werden. Durch einen kürzeren Laserspot kann die benötigte Leistung zum Erzielen einer vorgegebenen Aufheizgeschwindigkeit und Soll-Temperatur reduziert werden. Tritt im Gegenzug bei Vergrößerung des Laserspots der Fall $P_{\text{Soll}} > P_{\text{Max}}$ ein, reduziert sich die erzielbare Wärmeeinbringung, die maximale Aufheizgeschwindigkeit wird reduziert und eine allgemeine Vergrößerung der Wärmeeinflusszonen tritt ein.

Neben den wärmebehandlungs- und halbzeugbedingten Einflüssen auf den Temperatur- und Härteverlauf konnten auch Veränderungen der Geometrie des Halbzeuges und Wechselwirkungen bei mehrteiligen Wärmebehandlungslayouts identifiziert werden:

4. Beeinflussung der Halbzeuggeometrie

Durch Analysen der Halbzeuge im Bereich der Wärmebehandlungslayouts vor und nach der Kurzzeitwärmebehandlung wurden reproduzierbare Veränderungen des Querschnittsverlaufs festgestellt. Insbesondere ein lokales Maximum im Anfangsbereich der Wärmebehandlungsbereiche stellte sich dabei als charakteristisch heraus. Grundlage hierfür sind Temperaturgradientenmechanismen, welche auf der wechselnden thermischen Expansion und Kontraktion beruhen, den Fließbeginn des Werkstoffes im entfestigten Bereich überschreiten und dadurch zu bleibenden geometrischen Veränderungen des Halbzeuges führen. Aufgrund ihrer geringfügigen Ausprägung besitzen diese allerdings im Vergleich zu anderen Faktoren nur einen vernachlässigbaren Einfluss auf das spätere Biegeergebnis.

5. Wechselwirkung zwischen Wärmebehandlungszonen

Die Variation des Abstandes der Wärmebehandlungszonen zueinander lässt bei Analyse der Temperaturverteilung einen Einfluss auf die resultierenden Wärmeeinflusszonen erkennen. Bei steigendem Verhältnis von Wärmebehandlungsfläche zur Oberfläche des Halbzeuges nimmt auch die gegenseitige Beeinflussung der Wärmebehandlungszonen zu. Grund hierfür ist die steigende Energieeinbringung in das Halbzeug und die damit steigende Ausgangstemperatur T_o . Hierdurch entsteht eine geringfügige Asymmetrie der Temperaturverteilung trotz symmetrischer Wärmebehandlungslayouts. Zudem nimmt die WEZ II bei nah aneinander liegenden Wärmebehandlungszonen zu, was bei der Auslegung von Layouts beachtet werden muss.

In diesem Abschnitt der wissenschaftlichen Untersuchungen wurden die Zusammenhänge zwischen der laserinduzierten Wärmebehandlung und der resultierenden Temperaturverteilung identifiziert. Insbesondere wurden dabei die Einflussfaktoren Wärmebehandlungsstrategie und Halbzeuggröße untersucht. Ergänzend wird im Folgenden der Einfluss von lokal kurzzeitwärmebehandelten Aluminiumstrangpressprofilen auf das Biegeergebnis anhand von verschiedenen Ergebnisgrößen bewertet. Dadurch wird der Zusammenhang zwischen lokaler Kurzzeitwärmebehandlung, Festigkeitsverteilung und dem daraus resultierenden Materialfluss während des Umformprozesses hergestellt.

6.2 Experimentelle Analyse von lokal kurzzeitwärmebehandelten Hohlprofilen im Rohrbiegeprozess

Als Basis für die Auslegung von Wärmebehandlungslayouts zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen von Aluminiumstrangpressprofilen muss zunächst ein grundlegendes Verständnis für den Materialfluss unter Biegebelastung aufgebaut sowie Einflussfaktoren und Störgrößen identifiziert werden. Aufbauend auf dieser Wissensbasis erfolgt eine Analyse von gebogenen Aluminiumprofilen in Abhängigkeit unterschiedlicher Wärmebehandlungslayouts. Daraus können im Anschluss Gestaltungsrichtlinien abgeleitet und eine übertragbare Methodik für die Auslegung von Wärmebehandlungslayouts entwickelt werden. Die grundsätzlichen Einflüsse lokaler Wärmebehandlungslayouts wurden systematisch analysiert und werden im Folgenden exemplarisch anhand der Aluminiumstrangpressprofile aus der Legierung EN AW-6060 diskutiert. Dabei erfolgt eine Einteilung der wärmebehandelten Profile auf Basis der Entfestigungsbereiche in drei Untergruppen. Zum einen der zugspannungsbelastete Außenradius (AR), der

zu beiden Seiten des gebogenen Profils befindliche Flankenbereich (F), in welchem sowohl Zug- als auch Druckspannungen auftreten, welche durch eine neutrale Faser voneinander getrennt sind, sowie der Innenradius (IR) mit den dort vorliegenden Druckspannungen. In Anlehnung an die bereits vorhandenen Methoden zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts wurden diese bezüglich ihres Abstandes zur umformkritischen Zone variiert, um den Einfluss der entfestigten Zonen auf den Materialfluss entlang der Lastpfade analysieren zu können. Dabei wurde der Abstand der zu beiden Seiten der Profilmittte liegenden Wärmebehandlungszonen von 0 mm, was einer vollständigen Wärmebehandlung der jeweiligen Seite entspricht, bis 25 mm in 5 mm Schritten variiert.

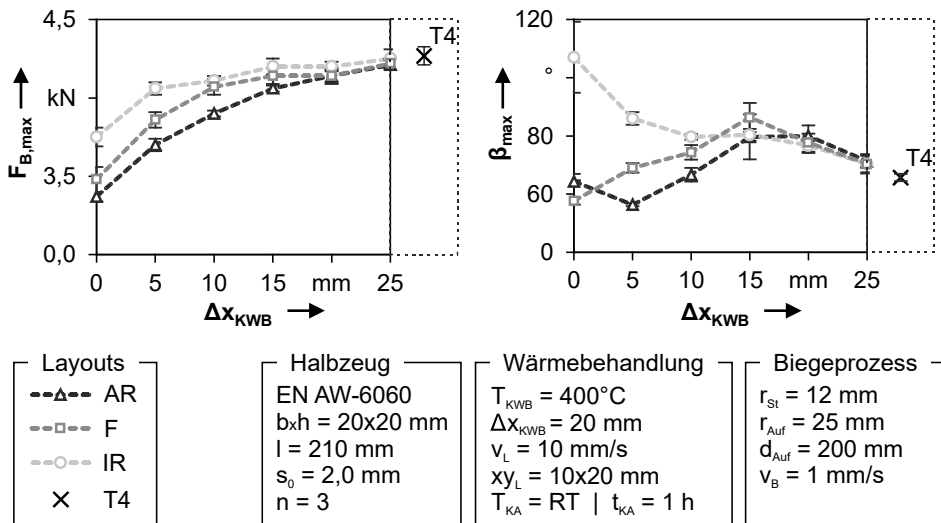


Bild 55: Maximale Biegekraft und maximaler Biegewinkel in Abhängigkeit des Wärmebehandlungslayouts

Die Applikation der Wärmebehandlungslayouts führt in nahezu allen Fällen zu einer signifikanten Reduktion der resultierenden, maximalen Biegekräfte bis zum Risseintritt im Vergleich zum Halbzeug im unbehandelten T₄-Zustand (s. Bild 55, links). Durch die lokale Entfestigung der Halbzeuge wird der Materialfluss in diesen Zonen aufgrund der geringeren Fließspannung erleichtert und dadurch die zur Plastifizierung des Werkstoffes notwendige Umformkraft reduziert. Das Minimum der Biegekraft liegt bei allen Applikationsvarianten (AR, F, IR) für die vollständige Wärmebehandlung der jeweiligen Profilstelle bzw. -seiten vor. Mit zunehmendem Abstand Δx_{KWB} der Wärmebehandlungslayouts zur Umformzone steigt die benötigte Umformkraft, da ein geringerer Anteil der belastungsdefinierenden

Bereiche des Profils entfestigt wird. Die ermittelten Verläufe der maximalen Biegewinkel (s. Bild 55, rechts) weisen im Gegensatz zur Biegekraft größere Unterschiede zwischen den Layoutvarianten auf. Durch die Wärmebehandlung der Profile am Außenradius werden die dort auftretenden Zugspannungen durch den erhöhten Materialfluss in den entfestigten Bereich direkt reduziert. Bei einer vollständigen Entfestigung des Außenradius $\Delta x_{KWB} = 0$ mm führt dies im Vergleich zum Ausgangszustand zu keiner Verbesserung des Biegeergebnisses. Grund hierfür ist, dass der positive Effekt des verbesserten Materialflusses durch einen negativen Effekt überlagert wird. Durch die vollständige Entfestigung des Außenradius wird die übertragbare, maximale Spannung im umformkritischen Bereich auf ein niedrigeres Niveau gesenkt. Die Vergrößerung des Abstandes führt zunächst zu einer weiteren Verschlechterung. Die Umformkräfte steigen durch den höheren Anteil an nicht entfestigtem Werkstoff in der Umformzone signifikant an. Dadurch treten im Bereich der WEZ des Layouts höhere Belastungen auf die zur Dehnungslokalisierung und final zum Riss führen. Mit zunehmenden Abstand der wärmebehandelten Zonen ($\Delta x_{KWB} = 15-20$ mm) können die Spannungen im Umformbereich durch den verbesserten Materialfluss aus den entfestigten Bereichen reduziert werden, ohne dass zu starke Dehnungslokalisierung in den entfestigten Bereichen zum Versagen des Halbzeuges führt. Bei weiterer Erhöhung von Δx_{KWB} nähert sich der erzielbare Biegewinkel wieder dem des unbehandelten Halbzeuges an. Grund dafür ist, dass die lokalen Spannungen in den Wärmebehandlungszonen zu niedrig sind, um den Werkstoff trotz gesenkter Fließspannung zu plastifizieren. Dadurch wird weder die Umformkraft indirekt gesenkt noch der Materialfluss in die Umformzone direkt verbessert. Die Wärmebehandlung am Innenradius (IR) führt zu einer Senkung der Druckspannungen und der daraus resultierenden Umformkräfte. Dies bedingt indirekt eine Senkung umformkritischer Zugspannungen am Außenradius der Halbzeuge. Da hierfür der Anteil entfestigten Werkstoffvolumens im Umformbereich ausschlaggebend ist, wird der größte maximale Biegewinkel durch die vollständige Entfestigung des Innenradius erzielt. Im Vergleich zu den anderen Applikationsvarianten können durch die Wärmebehandlung am Innenradius die höchsten Biegewinkel vor Risseintritt festgestellt werden. Da keine Reduktion der ertragbaren Spannungen in den umformkritischen Bereichen erfolgt, kann die Kraftübertragung des unbehandelten T4-Zustandes in der Umformzone genutzt werden.

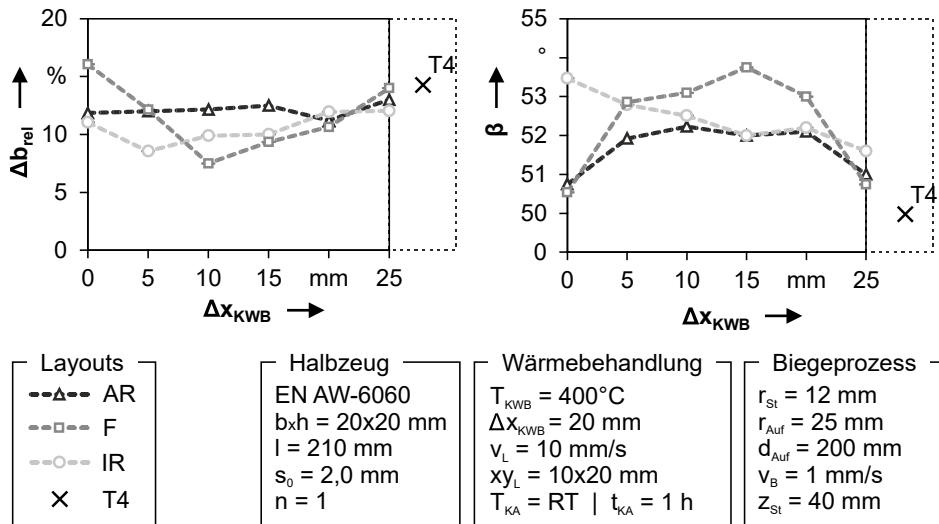


Bild 56: Relative Ausbauchung und resultierender Biegewinkel in Abhängigkeit des Wärmebehandlungslayouts

An den Flanken des Profils treten während dem Biegeprozess sowohl Zug- als auch Druckspannungen auf. Durch eine Wärmebehandlung dieses Bereiches (F) können somit durch die Erhöhung des Materialflusses beide Spannungsarten reduziert werden. Der maximale Biegewinkel in Abhängigkeit des Abstandes des Wärmebehandlungslayouts weist einen ähnlichen Verlauf wie bei der Wärmebehandlung am Außenradius auf. Allerdings fehlt das lokale Minimum bei $\Delta x_{KWB} = 5$ mm, welches am Außenradius durch die Spannungsüberhöhung im Übergangsbereich der WEZ entsteht. Zudem lassen sich höhere Biegewinkel als bei den Wärmebehandlungslayouts am Außenradius erzielen. Da diese Effekte nicht allein auf die Reduktion der Biegekraft zurückgeführt werden können, wird eine umfängliche Bewertung des Biegeergebnisses erst durch Einbeziehung weiterer Ergebnisgrößen möglich. Deshalb werden die auftretenden Querschnittsdeformationen und der resultierende Biegewinkel nach der Rückfederung in die Analyse einbezogen. Hierfür wird eine Biegekinematik definiert, die bei den Halbzeugen im Ausgangszustand T4 zu einem Biegewinkel von 50° führt und unterhalb der Versagensgrenze aller lokal wärmebehandelten Halbzeuge liegt. Als Bewertungskriterium für die Querschnittsdeformationen wird die relative, seitliche Ausbauchung der Hohlprofile in der Umformzone herangezogen. Durch die Verwendung lokal wärmebehandelter Halbzeuge wird der resultierende Biegewinkel bei ansonsten konstanten Randbedingungen erhöht, was bei Annahme eines vergleichbaren Soll-Biegewinkels β_{Soll} auf eine Reduktion der Rückfederung

schließen lässt (s. Bild 56). Bereits bei numerischen Untersuchungen von *Lechner* [79] wurde auf die potentielle Möglichkeit der Rückfederungsreduktion durch die gezielte Einbringung von entfestigten Zonen in Biegebauteilen hingewiesen. Im Fall der lokalen Laserwärmebehandlung der Hohlprofile wird durch die Reduktion des Fließbeginns der Anteil der elastischen Dehnung an der Gesamtumformung bei gleichbleibenden äußeren Rahmenbedingungen gesenkt. Wird zusätzlich die allgemeine Reduktion der Biegekraft berücksichtigt, wird dieser Effekt positiv verstärkt. Durch die lokale Wärmebehandlung der Halbzeuge wird in nahezu allen Fällen eine Reduktion der Querschnittsdeformationen erzielt. Der Grund hierfür ist zum einen die Reduktion der Umformkräfte. Dadurch werden die versagenskritischen Spannungen in der Umformzone und die radial, gegensätzlich wirkenden Kräfte in den Profilflanken, die für die Ausbauchung der Profilwände verantwortlich sind, gesenkt. Zum anderen werden die auftretenden Spannungen durch den erleichterten Materialfluss in den entfestigten Bereichen reduziert, wodurch der gleiche Effekt erzielt wird. Einzig bei vollständiger Entfestigung der Flanken $\Delta x_{KWB} = 0$ mm ist eine Erhöhung der Ausbauchungen im Vergleich zu den unbehandelten Halbzeugen zu erkennen. Durch die Reduktion der Fließspannung an den Flanken tritt bereits bei geringeren äußeren Kräften eine Plastifizierung des Werkstoffes ein. Dadurch besitzt der entfestigte Flankenbereich geringeren Widerstand gegen die gegensätzlich auftretenden Spannungen, wodurch die Halbzeuge bereits bei geringeren Kräften im Flankenbereich ausknicken. Mit zunehmendem Abstand der Entfestigungszonen an den Flanken kann die Ausbauchung im Vergleich zum Ausgangszustand bis zu einem Abstand von 10 mm nahezu um die Hälfte reduziert werden und erreicht ein globales Minimum. Bei weiterer Erhöhung des Wärmebehandlungsabstandes Δx_{KWB} nimmt die Ausbauchung wieder zu, da die in den wärmebehandelten Bereichen auftretenden Spannungen nicht ausreichen, das Nachfließen des Werkstoffes in einem Maße zu verbessern, welches zur Entlastung der Umformzone ausreichend wäre. Die resultierenden Ausbauchungen der Profile mit Wärmebehandlungszonen am Innenradius folgen einem ähnlichen Verlauf. Die vollständige Entfestigung des Innenradius führt zunächst zu einem lokalen Maximum der Ausbauchung. Das Profil knickt durch den herabgesetzten Fließbeginn in der Umformzone ein und begünstigt dadurch die Ausbauchung des Halbzeugs. Anschließend sinkt die Ausbauchung auf ein lokales Minimum ab und steigt im Anschluss daran wieder an. Da es nur zu einer indirekten Beeinflussung des Flankenbereiches kommt, sind die auftretenden Effekte auf die Ausbauchung deutlich niedriger als bei der direkten Entfestigung der Flanken des Profils. Die seitliche

Ausbauchung beim Biegen von Hohlprofilen ist maßgeblich auf die auftretenden Druckspannungen beim Biegen zurückzuführen. Deshalb wird durch die Wärmebehandlungslayouts am Außenradius im Mittel der geringste Verbesserungseffekt erzielt. Dieser kann neben der Reduktion der Umformkräfte auch auf die Verschiebung der Umformzonen zurückgeführt werden, welche durch die Veränderung des Materialflusses begründet werden kann. Für ein besseres Verständnis dieser Zusammenhänge werden Dehnungsanalysen durch ein optisches Messsystem angestellt, durch die die resultierenden Dehnungen nach dem Biegeprozess identifiziert werden können.

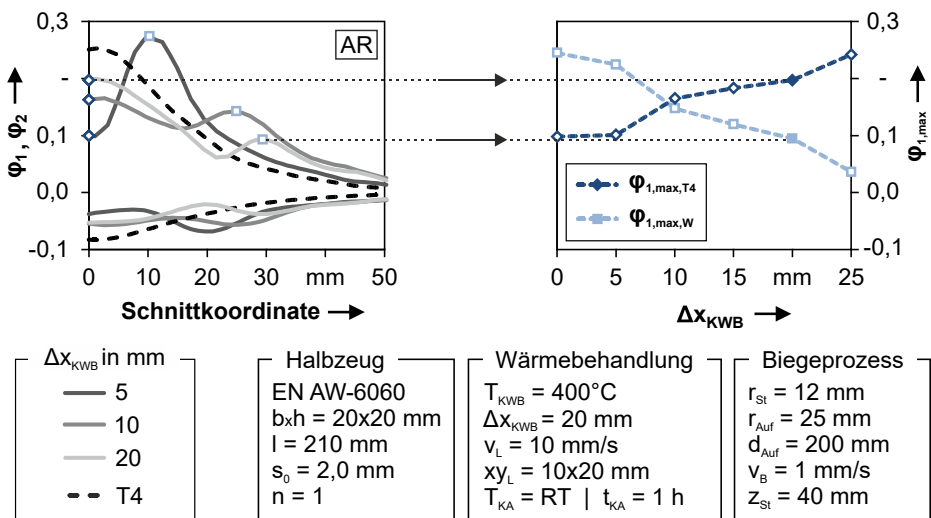


Bild 57: Dehnungsentwicklung am Außenradius in Abhängigkeit des Wärmebehandlungs-layouts an den Flanken

In Bild 57 werden die am Außenradius auftretenden Haupt- und Nebenumformgrade entlang eines Längsschnittes dargestellt (links). Des Weiteren werden die maximalen Hauptdehnungen, die im wärmebehandelten Bereich bzw. im nicht entfestigten Bereich auftreten in Abhängigkeit des Wärmebehandlungsabstandes aufgetragen (rechts). Um die Übersicht im Diagramm zu bewahren, werden exemplarisch nur die Layouts mit einem Abstand von 5 mm, 10 mm und 20 mm mit den Ergebnissen des Profils ohne Wärmebehandlungslayout verglichen. Der für das Profilbiegen typische Dehnungsverlauf am Außenradius, der durch die Position des Biegestempels und das durch den Auflagerabstand definierte Biegemoment hervorgerufen wird, wird durch die Verwendung lokal entfestigter Halbzeuge grundlegend verändert.

6 Analyse der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen und deren Einfluss auf den Materialfluss beim Biegen

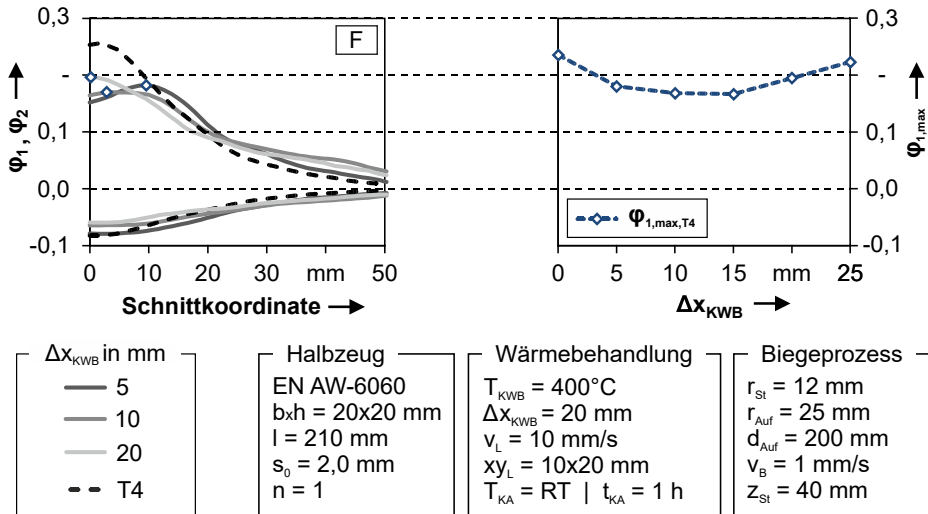


Bild 58: Dehnungsentwicklung am Außenradius in Abhängigkeit des Wärmebehandlungs-layouts an den Flanken

Im Gegensatz zum nicht wärmebehandelten Halbzeug bildet sich bei den Wärmebehandlungslayouts am Außenradius ein zweites, lokales Dehnungsmaximum in der wärmebehandelten Zone aus. Das Dehnungsmaximum in der wärmebehandelten Zone nimmt mit zunehmenden Abstand der Wärmebehandlungszone zur Umformzone ab. Diese Ergebnisse bestätigen die Schlüsse, die aus den vorangegangenen Untersuchungen gezogen wurden, und zeigen die Verbesserung des Materialflusses auf, welche durch die Reduktion der Fließspannung in den der Umformzone angrenzenden Bereichen erzielt wird. Zudem wird anhand der Dehnungsverteilung des gebogenen Profils mit $\Delta x_{KWB} = 5$ mm deutlich, dass ein Wärmebehandlungslayout, welches zu weit in der umformkritischen Zone liegt, zu einer Dehnungslokalisierung im Übergangsbereich von nicht entfestigter zu entfestigter Zone führt, die sogar zu höheren Dehnungsmaxima führen kann als bei einem konventionellen Halbzeug. Das Ziel der Wärmebehandlung am Außenradius muss daher zusammenfassend sein, die Umformzone im Vergleich zum konventionellen Halbzeug zu vergrößern und die dabei auftretenden Dehnungen homogen in wärmebehandelten und festen Bereichen zu verteilen. Der Verlauf der maximalen Dehnungswerte (Bild 57, rechts) im entfestigten Bereich (W) und nicht entfestigten Bereich (T4) lässt demnach im Schnittbereich eine zielführende Wärmebehandlungsstrategie für die gegebenen Biegeparameter vermuten. Analoge Untersuchungen wurden für die Profile mit den entfestigten Flankenbereichen

durchgeführt (s. Bild 58). Am Außenradius konnten durch die Wärmebehandlungslayouts unterschiedliche hohe Reduktionen der Hauptdehnung erzielt werden. Ähnlich wie bei der Wärmebehandlung des Außenradius lässt sich eine Verschiebung des Dehnungsmaximums aus der Profilmitte heraus erkennen. Diese sind allerdings deutlich niedriger als bei den Wärmebehandlungslayouts am Außenradius, da hier nur eine indirekte Beeinflussung der dort auftretenden Zugspannungen erfolgt. Die Verbesserung des Materialflusses aus den entfestigten Bereichen führt zu einer maximalen Reduktion der Hauptdehnung am Außenradius von etwa 0,25 auf 0,17 im Vergleich zu einem konventionellen, unbehandelten Profil.

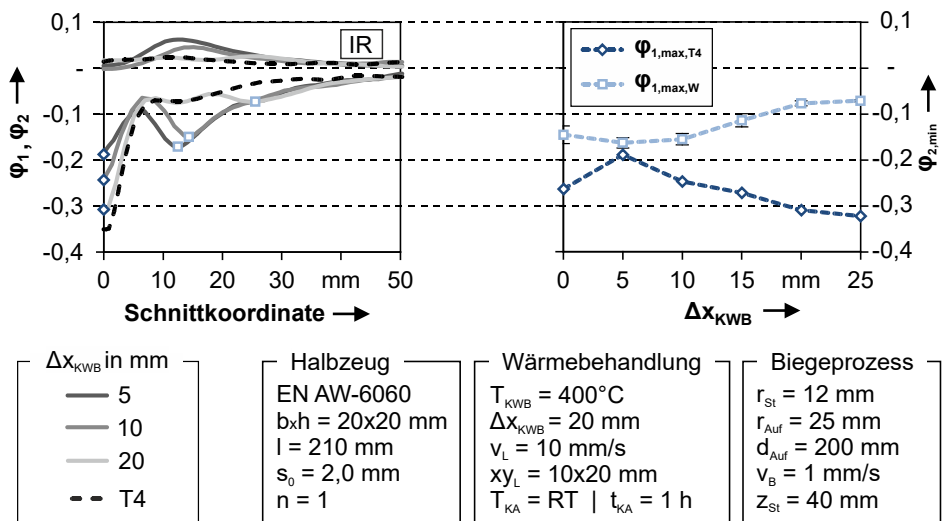


Bild 59: Dehnungsverläufe in Abhängigkeit des Wärmebehandlungslayouts am Innenradius

Durch die Druckspannungen am Innenradius wird ein Materialfluss in Richtung der Umformzone hervorgerufen, der bei einem konventionellen Halbzeug zu einer Aufstauchung des Materials und Faltenbildung führt. Durch eine Entfestigung am Innenradius kann der festigkeitsbedingte Widerstand des Werkstoffes gegen den Materialfluss in Richtung der Umformzone reduziert werden. Insbesondere in der entfestigten Zone kann eine Begünstigung der Materialaufdickung verzeichnet werden (s. Bild 59, links), wodurch die hohen Dehnungen in der Profilmitte, die zu den angesprochenen Querschnittsdeformationen führen, reduziert werden. Mit zunehmendem Abstand der Wärmebehandlungslayouts zur Umformzone Δx_{KWB} nimmt die Dehnung in der entfestigten Zone ab und die Dehnung im nicht entfestigten Bereich nimmt wieder zu, bis sie den Wert erreicht,

der bei dem Profil ohne Wärmebehandlung ermittelt werden konnte. Ähnlich wie bei der Wärmebehandlung des Außenradius kann bei der Wärmebehandlung am Innenradius davon ausgegangen werden, dass eine gleichmäßige Verteilung der Dehnungen durch einen gezielt angepassten Materialfluss das beste Umformergebnis erzielt.

Zusammenfassende Bewertung

Ort und Größe der Wärmebehandlungszone insbesondere in Hinblick auf den Abstand der entfestigten Zone zur kritischen Umformzone haben einen maßgeblichen Einfluss auf den Materialfluss während des Biegeprozesses. Sowohl die umformkritischen Zugspannungen als auch die maßgeblich für die resultierenden Querschnittsdeformationen verantwortlichen Druckspannungen können durch die lokale Entfestigung der Profile beeinflusst werden. Es besteht eine hohe Sensitivität zwischen dem erzielten Biegeergebnis und dem Abstand der entfestigten Zone zur Umformzone. Der charakteristische Verlauf der Dehnungen kann durch die entfestigten Bereiche sowohl in Bezug auf ihre Höhe als auch ihre lokale Ausprägung beeinflusst werden.

Außenradius:

- Direkte Reduktion der umformkritischen Zugspannungen am Außenradius durch erleichterten Materialfluss aus den angrenzenden, entfestigten Bereichen.
- Hohe Sensitivität in Bezug auf den Abstand zur Umformzone.
- Keine Veränderung der Querschnittsdeformationen.

Flanken:

- Direkte Reduktion des Zug-Druck-Spannungsverlaufes an den Profilflanken.
- Indirekte Reduktion der maximalen Dehnungswerte am Außenradius durch die Reduktion der Umformkräfte und den verbesserten Materialfluss im Flankenbereich.
- Querschnittsdeformationen und Biegewinkel können bei richtig gewähltem Layoutabstand signifikant verbessert werden. Vergleichbar zum Außenradius besteht eine hohe Sensitivität des Biegeergebnisses in Bezug auf den Abstand des entfestigten Bereichs zur Umformzone.

Innenradius:

- Direkte Reduktion der Druckspannungen am Innenradius.
- Verbessertes Materialfluss führt zur Reduktion der Querschnittsdeformationen.
- Vergleichbar mit der Wärmebehandlung an den Flanken wird durch eine zu hohe Entfestigung der Umformzone die Querschnittsdeformation des Profils begünstigt.

Durch die experimentelle Analyse von lokal kurzzeitwärmebehandelten Profilen der Legierung EN AW-6060 im Biegeprozess konnten grundlegende Zusammenhänge zwischen der Entfestigung in den verschiedenen biegespezifischen Belastungsbereichen und dem resultierenden Biegeergebnis identifiziert und bereits für die Legierung EN AW-6005 erarbeitete Erkenntnisse [139] bestätigt werden. Allerdings können verschiedene Einflussfaktoren experimentell nicht reproduzierbar oder nur mit unverhältnismäßig hohem Aufwand untersucht werden. Die numerische Analyse auf Basis der in Kapitel 5 ermittelten Kennwerte und Materialmodelle stellt eine Möglichkeit dar, die vorhandenen Erkenntnisse weiter auszubauen.

6.3 Numerische Materialflussanalyse

Das FE-Modell des Biegeprozesses wurde analog zum experimentellen 3-Punkt-Biegeprüfstand aufgebaut. Für die numerische Abbildung des Werkstoffverhaltens wurden die Modelle aus Abschnitt 5.3 und für das verwendete Füllmedium (s. 4.6) die von *Grüner* [140] ermittelten Kennwerte verwendet. Durch die einfache Anpassung des Simulationsmodells können verschiedene Faktoren bezüglich ihres Einflusses auf das Biegeresultat untersucht werden. Diese können bereits vorab in die beiden Hauptgruppen der halbzeug- und werkzeugbedingten Faktoren unterteilt werden. Diese spalten sich wiederum bei dem Halbzeug in Werkstoff- und Querschnittsfaktoren und bei den Werkzeugen in tribologische und geometrische Faktoren auf. Für die numerische Analyse des Biegeergebnisses ergeben sich durch die spezifischen Besonderheiten von Aluminiumprofilen im Gegensatz zu Blechbauteilen verschiedene Herausforderungen. Durch die im Vergleich zu Blechbauteilen hohen Wanddicken und die beim Biegeprozess auftretenden Spannungs- und Dehnungsgradienten werden Volumenelemente für die Abbildung des Materialflusses als zielführende Modellierungsstrategie gewertet [141]. Durch die Diskretisierung der Wanddicke in mehrere Elemente kann im Gegensatz zu Schalenelementen die globale Materialdickenverteilung allerdings nicht direkt ausgegeben werden. Weiter-

hin können Schnittauswertungen des Materialflusses bei der Biegeumformung von Profilbauteilen im Vergleich zu Blechbauteilen nur bedingt in alle Raumrichtungen durchgeführt werden. Zuletzt fehlt bei der numerischen Berechnung von Profilbiegeprozessen im Gegensatz zu Blechumformprozessen eine grundsätzliche Bereitstellung von elementaren Ergebnisgrößen, wie beispielsweise der resultierende Biegewinkel, die Rückfederung und die Krümmung des Rohres. Aufgrund der bestehenden Limitationen und dem Bestreben eine vergleichbare Auswertungsbasis zu schaffen, wie dies auch von Blechumformprozessen bekannt und bereits als selbstverständlich angesehen wird, wurde im Rahmen dieser Arbeit eine elementknotenbasierte Auswertung der FE-Ergebnisse realisiert (s. Bild 6o). Diese ermöglicht eine zeit- und ortsabhängige Auswertung der Ergebnisgrößen in linien- oder flächenförmigen Darstellungen. Hierdurch wird erst eine detaillierte Auswertung des Materialflusses während jedem Berechnungsschritt in Bezug auf das komplette Halbzeug oder gewünschte Teilbereiche ermöglicht. Die zugrundeliegende Datenbasis wird durch die Exportierung der materialmodellabhängigen Spannungs- und Dehnungswerte und der umformungsbedingten Vektoren jedes Elementknotens des Halbzeugs nach jedem Berechnungsschritt t_k geschaffen. Die Lage der Elementknoten zum Zeitpunkt t_0 wird als Referenz verwendet. Dadurch kann ohne Informationen über die vorliegende Simulationskonfiguration zu besitzen die Geometrie des verwendeten Halbzeuges identifiziert werden. Hierzu gehören die Ausgangswerte für die Profillänge l_0 , Profillbreite b_0 und die Wanddicke s_0 . Auf Basis dieser grundlegenden Daten werden die Elementknoten im zweiten Schritt anhand geometrischer Randbedingungen in die drei relevanten Auswertebereiche Außenradius, Flanken und Innenradius segmentiert. Durch die eindeutige Zuordnung der Knoten über Identifizierungskennzahlen ist eine fehlerfreie Nachverfolgung der Knotenbewegung und Ergebnisgrößenveränderung über den gesamten Simulationsverlauf gewährleistet. Neben der flächenbezogenen Auswertung erfolgt die Festlegung von Schnittlinien entlang der segmentierten Auswertebereiche (AR, IR, F). Da sich die experimentelle Auswertung der Dehnungsverteilungen aufgrund optischer Zugänglichkeit auf die Außenflächen des Hohlprofils beschränkt, wird auf Basis der zum Zeitpunkt t_0 definierten Ausgangsgeometrie eine weitere Segmentierung des Profils in Außen- und Innenflächen implementiert. Durch diese Vorgehensweise können zum einen flächige sowie punktuelle Auswertungen der Materialdickenveränderung während der Umformung erfolgen. Zum anderen ist ein Abgleich der durch Oberflächendigitalisierung ermittelten Geometrie des Hohlprofils nach der Biegeumformung mit dem digitalen Modell möglich.

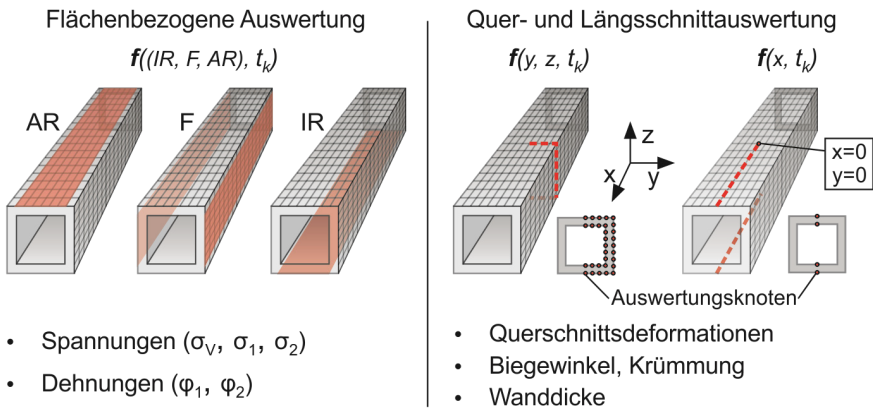


Bild 6o: Auswertestrategie für die numerische Analyse des Profilbiegeprozesses

Anhand des Koordinatenverlaufs von Innen- und Außenradius des Profils werden der Soll-Biegewinkel β_{Soll} und Ist-Biegewinkel β_{Ist} des Profils kalkuliert, woraus sich die Rückfederung, welche sich aus dem elastischen Anteil der Umformung ergibt, ableiten lässt. Hierzu wird die Steigung des Profils an Innen- und Außenradius anhand der Längsschnitte ermittelt und der Biegewinkel durch die Bestimmung der Tangentialfunktion berechnet. Zur Vervollständigung der Auswertung erfolgt eine statistische Auswertung der relativen, zeit- und ortsabhängigen Ergebnisgrößen. Hierdurch wird eine Vergleichbarkeit der Variantensimulationen gewährleistet, welche für die Bewertung der Signifikanz der verschiedenen Einfluss- und Störgrößen auf den Biegeprozess benötigt wird. Die numerische Analyse von Umformprozessen ermöglicht im Gegensatz zu experimentellen Untersuchungen eine absolute Reproduzierbarkeit des Prozesses für den gewünschten Untersuchungsfall. Dadurch können Einflüsse von Prozessschwankungen und Verfälschungen durch Störgrößen ausgeschlossen werden, wodurch auch geringfügige Einflüsse auf den Prozess unter Ausschluss von Wechselwirkungen analysiert werden können. Des Weiteren ist es möglich, auch Parameter zu variieren, deren Anpassung im Realversuch nicht oder nur mit erheblichem Aufwand realisierbar wäre. Die numerischen Untersuchungen erfolgen in Bezug auf werkstoff-, halbzeug-, prozess- und wärmebehandlungsspezifische Parameter, welche in zwei Stufen variiert und mit der Referenzsimulation verglichen werden. Die Resultate werden mit der obig beschriebenen Auswertemethodik analysiert und der Einfluss der Parameter auf das Biegeergebnis identifiziert.

6.3.1 Analyse des Einflusses werkstoffspezifischer Parameter

In Bezug auf die werkstoffspezifischen Parameter werden in den hinterlegten Materialmodellen sowohl die Festigkeit als auch die Verfestigung des Werkstoffes variiert. Als weiterer Punkt wird der Anisotropieverlauf modifiziert und der Einfluss auf den Materialfluss unter Biegebeanspruchung analysiert. Durch die Erhöhung des Fließbeginns steigt die benötigte Umformkraft zur Plastifizierung des Werkstoffes. Da der prozesseitig definierte Biegewinkel und die damit verbundene Biegemomentverteilung konstant gehalten wird, steigen die Werte der Vergleichsspannungsverteilung an und der Abstand des Fließbeginns zur Umformzone nimmt ab, wodurch sich die plastischen Dehnungen auf einen kleineren Bereich konzentrieren (s. Bild 61). In Kombination mit der Erhöhung der Umformkraft nehmen die in die Flanschbereiche eingeleiteten Kräfte zu, wodurch die Querschnittsdeformationen bei Werkstoffen mit höherer Festigkeit begünstigt werden.

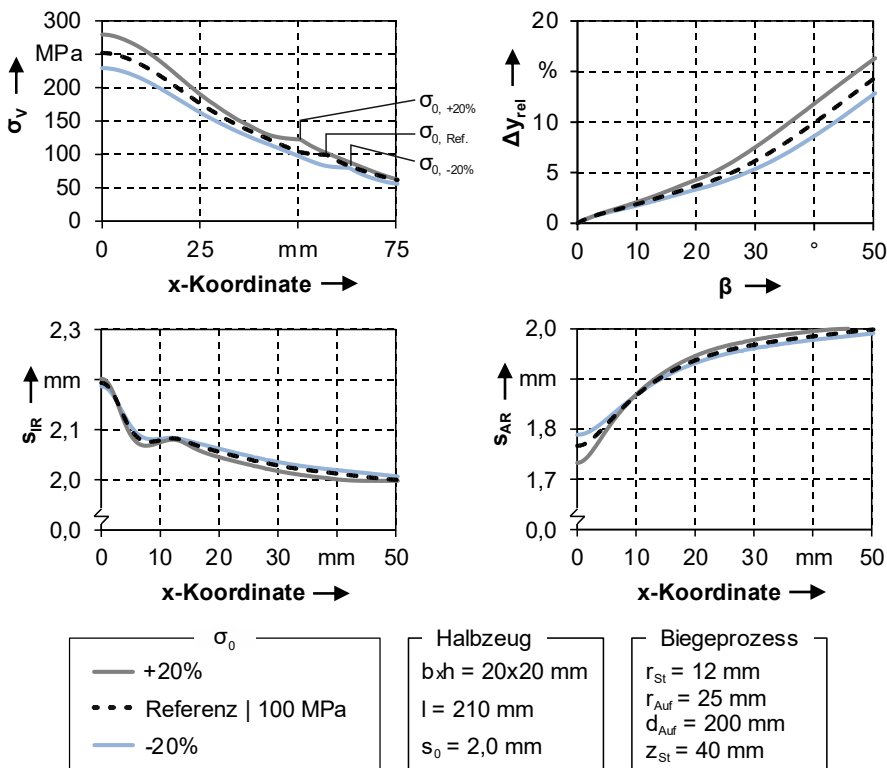


Bild 61: Einfluss der Fließspannung des Werkstoffes auf die Spannungsverteilung und den Materialfluss während der Biegeumformung

Die Lokalisierung und Steigerung der Dehnungen sorgen bei höherem Fließbeginn zu einer geringfügig höheren Aufdickung am Innenradius. Gleichzeitig nimmt die Ausdünnung am Außenradius des gebogenen Hohlprofils zu.

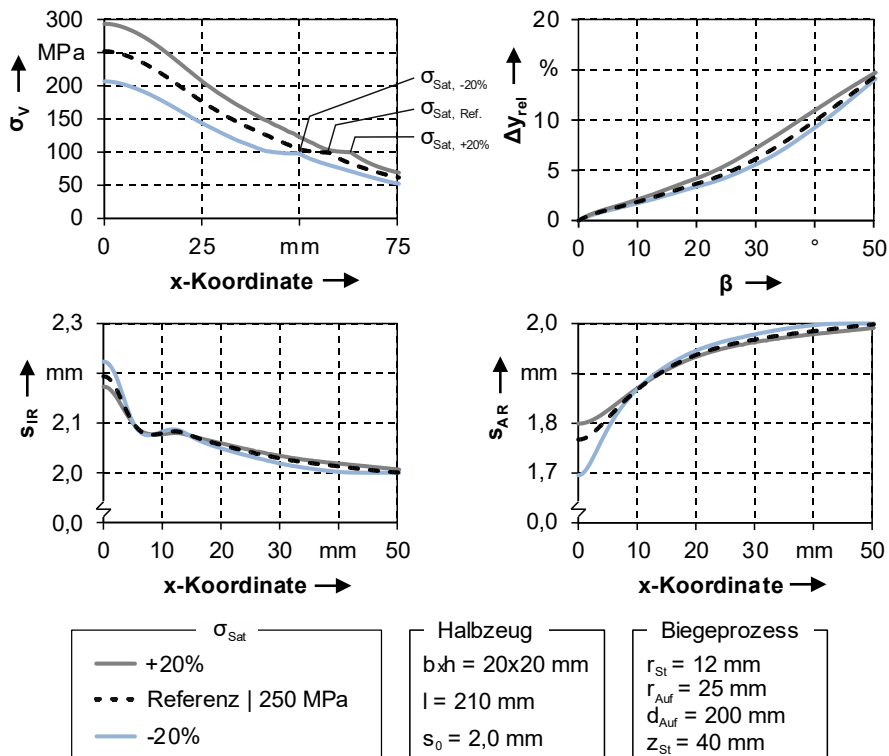


Bild 62: Einfluss der Verfestigung des Werkstoffes auf die Spannungsverteilung und den Materialfluss während der Biegeumformung

Die Erhöhung der Sättigungsfließspannung, welche parallel einen Anstieg der Verfestigung bedingt, führt wie die Erhöhung der Fließspannung zu einem allgemeinen Anstieg der Umformkräfte und damit zu höheren Vergleichsspannungswerten (s. Bild 62). Der Übergang von elastischem zu plastischem Dehnungsanteil verschiebt sich allerdings im Gegensatz zu den Erkenntnissen bezüglich des Fließbeginns von der Umformzone weg. Grund hierfür ist, dass durch die höhere Verfestigung die Umformzone früher höhere Spannungswerte erreicht, die Umformung schneller in anliegende, weniger kaltverfestigte Bereiche verlagert und dadurch die Umformzone ausgedehnt wird.

Die Ausbauchung des Hohlprofils nimmt während der Umformung mit höherer Verfestigung stärker zu, erreicht aber am Ende des Biegevorgangs bei einem Biegewinkel von 50° ein annähernd vergleichbares Niveau. Grund hierfür ist zunächst, dass durch die höhere Sättigungsfließspannung, eine höhere Belastung der Profilflanken mit steigender Ausbauchung einhergeht. Die zunehmende Verfestigung der Flankenbereiche führt dann allerdings zu einer Verlagerung der Querschnittsdeformationen, wodurch der Bereich der Deformationen vergrößert und der weitere Anstieg der maximalen Ausbauchung verhindert wird. Diese Effekte spiegeln sich auch in der Wanddickenverteilung wieder. Mit steigender Verfestigung baut der Werkstoff eine Fließbehinderung in den kaltverfestigten Bereichen auf, wodurch der Materialfluss im Zentrum der Umformzone gehemmt und in die umliegenden Bereiche verlagert wird. Werkstoffe mit höherer Verfestigung neigen daher im Profilbiegeprozess weniger zu umformkritischen Dehnungslokalisierungen.

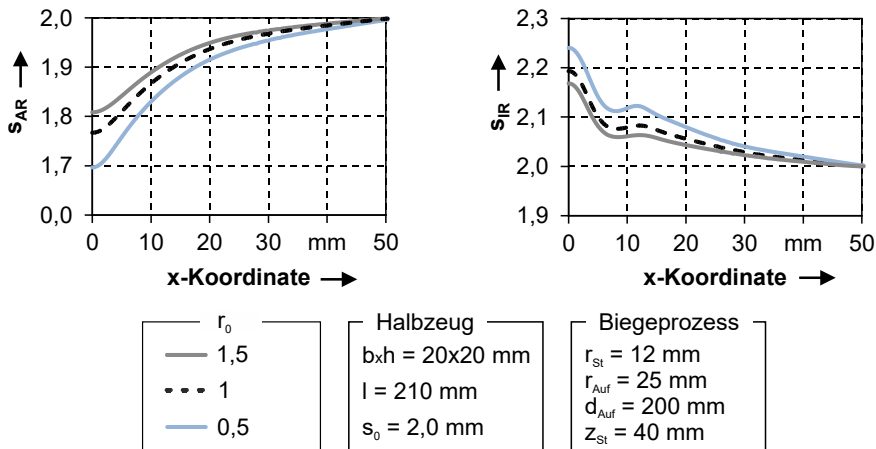


Bild 63: Einfluss der senkrechten Anisotropie in Extrusionsrichtung auf den Materialfluss der Profile

Das anisotrope Verhalten eines Werkstoffes besitzt verschiedenste Wechselwirkungen zu werkstoff- und insbesondere herstellungsprozessabhängigen Faktoren und kann daher auf experimenteller Basis nicht isoliert untersucht werden. Daher bietet sich die numerische Analyse in diesem Forschungsfeld umso mehr an, da es die zielgerichtete Anpassung einzelner Anisotropiewerte ermöglicht. Im Folgenden werden für die senkrechte Anisotropie in 0° und 90° -Richtung Werte über 1 (entspricht einem Materialfluss vorwiegend aus der Blechebene) und Werte unter 1 (entspricht einem Materialfluss bevorzugt aus der Blechdicke) mit dem isotropen

Gleichgewichtsverhalten bei einem Wert von 1 gegenübergestellt. Im Fall der senkrechten Anisotropie in Extrusionsrichtung bzw. 0° führt ein niedriger Wert zu einer stärkeren Aufdückung des Materials am Innenradius und respektive zu einer höheren Ausdünnung am Außenradius (s. Bild 63). Der Spannungszustand, welcher auf Basis der Triaxialität ermittelt werden kann, liegt am Außenradius um die 0,33 und damit im Bereich der uniaxialen Zugspannung. Dadurch wird bei einem niedrigen Anisotropiewert in 0° -Richtung die Ausdünnung des Werkstoffes am Außenradius begünstigt. Ein vergleichbarer Effekt liegt auf Basis von Druckspannungen am Innenradius des Hohlprofils während des Biegeprozesses vor.

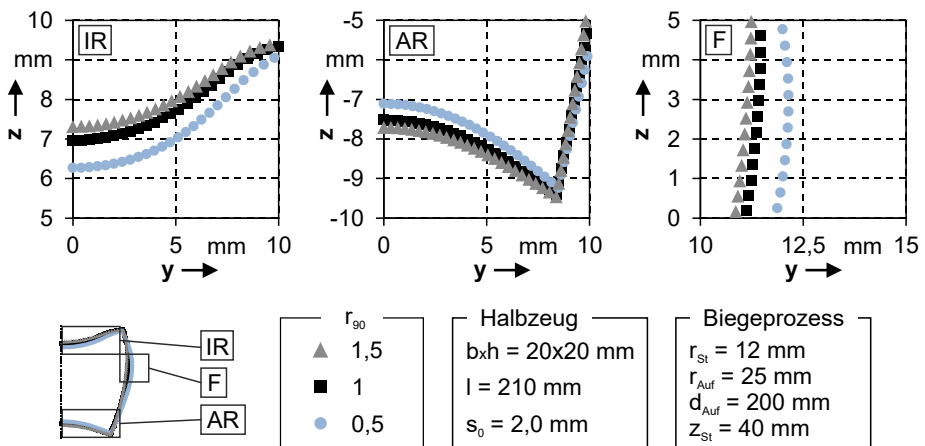


Bild 64: Einfluss der senkrechten Anisotropie quer zur Extrusionsrichtung auf die Querschnittsdeformation der Profile

Bei einem Vergleich der senkrechten Anisotropie in 0° mit der in 90° -Richtung ist festzustellen, dass durch die Variation des Wertes in 90° -Richtung der umgekehrte Effekt erzielt wird, welcher aber im Vergleich zu den Ergebnissen in 0° -Richtung deutlich geringer ausgeprägt ist. Dahingegen lassen sich signifikante Einflüsse auf die resultierenden Querschnittsdeformationen feststellen (s. Bild 64). Ein niedriger r_{90} -Wert führt zu einer Begünstigung der Querschnittsdeformationen in der Umformzone. Am Innen- und Außenradius nimmt der Einfall der Profilwände zu und eine stärkere Ausbauchung der Flanken ist zu verzeichnen. In Verbindung mit den an den Flanken auftretenden axialen Druckspannungen, wird der Materialfluss verstärkt, woraus höhere Ausbauchungen resultieren. Im Gegensatz hierzu konnten bei der Variation des r_o -Wertes nur geringfügige Veränderungen des resultierenden Querschnitts nach dem Biegeprozess festgestellt werden.

6.3.2 Analyse des Einflusses halbzeug- und prozessspezifischer Parameter

Aus den vorgestellten Ergebnissen geht hervor, dass die werkstoffspezifischen Parameter einen erheblichen Einfluss auf die auftretenden Spannungs- und Dehnungsverteilungen, den Materialfluss und die resultierenden geometrischen Eigenschaften des Bauteils besitzen. Sollen übertragbare Erkenntnisse aus der Untersuchung der lokalen Wärmebehandlung gewonnen werden, ist eine ebenso gestaltete Analyse halbzeug- und prozessspezifischer Parameter notwendig.

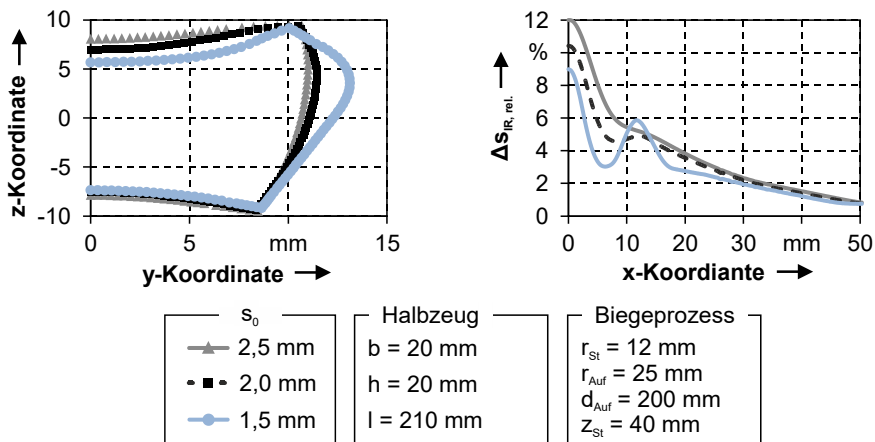


Bild 65: Einfluss der Profilwanddicke auf die Querschnittsdeformation und die relative Materialaufdickung am Innenradius

Die Anwendbarkeit gewonnener Erkenntnisse auf Halbzeuge mit anders gearteter Geometrie stellt dabei nur einen Untersuchungspunkt dar. Die Erhöhung der Wanddicke bei ansonsten gleichbleibenden Randbedingungen führt zu einer Vergrößerung des Flächenträgheitsmoments des Hohlprofils und damit zu einer Erhöhung der Reaktionskräfte. Gleichzeitig steigt allerdings auch der Widerstand des Hohlprofilquerschnitts gegen auftretende Deformationen (s. Bild 65). Eine Reduktion der Wanddicke hingegen, führt nicht nur zu einer verstärkten Ausbauchung der Flanken durch die axialen Druckspannungen, sondern auch zu höherer Faltenbildung durch die tangential wirkenden Spannungen am Innenradius. Dies ließ sich zudem anhand eines Abgleichs der auftretenden Spannungszustände erklären, welche im Fall des Profils mit der dünneren Wanddicke durch biaxiale Druckspannungen zur Aufschiebung einer Falte führen.

Bei der Herstellung von Strangpresshohlprofilen treten häufig Wanddickenabweichungen aufgrund von Ungenauigkeiten bei der Dornplatzierung auf. Entstehen hierdurch dünnere oder dickere Profilflanken kommt es bei der Umformung zu vergleichbaren Effekten wie in den Modellsimulationen und zur Ausbildung eines asymmetrischen Querschnitts während der Biegeumformung. Neben der Halbzeuggeometrie beeinflusst die Wahl der Werkzeugkonfiguration maßgeblich die geometrische Ausprägung des fertigen Bauteils im 3-Punkt-Biegeprozess. Daher werden die Werkzeugradien des Biegestempels und der Auflager variiert und insbesondere der Einfluss auf den Biegewinkel, die Krümmung und Wanddickenabnahme in Abhängigkeit des Biegewinkels verglichen.

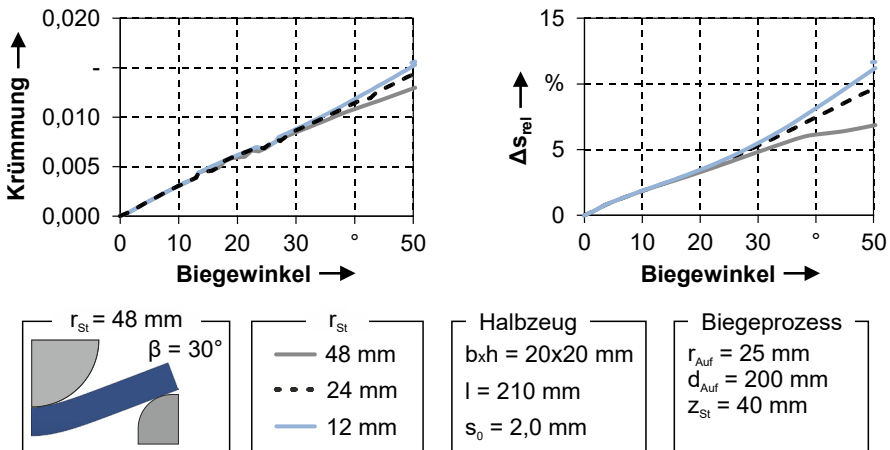


Bild 66: Einfluss des Stempelradius auf die resultierende Profilkrümmung und die relative Ausbauchung aufgetragen in Abhängigkeit des Biegewinkels

Die Wahl des Biegestempels beziehungsweise dessen Radius beeinflusst maßgeblich die erzielbare Krümmung des herzustellenden Biegebauteils. Durch kleinere Stempelradien können Profile mit höheren Krümmungen erzeugt werden (s. Bild 66). Dabei lässt sich feststellen, dass über den Verlauf des Biegeprozesses erst ein Unterschied der Krümmung bei höheren Biegewinkeln erzielt wird. Grund hierfür ist, dass das Halbzeug bei größeren Biegestempeln, ab einem bestimmten Biegewinkel komplett an der Stempeloberfläche anliegt und nur durch die Verwendung eines kleineren Stempels eine höhere Krümmung erreicht werden kann. Die erzielbare Krümmung besitzt allerdings auch einen direkten Zusammenhang mit den auftretenden Dehnungen im Profil. Bei kleinen Biegestempelradien führt dies zu einer signifikant höheren Materialdickenreduktion im Bereich des Außenradius.

6 Analyse der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumstrangpresshohlprofilen und deren Einfluss auf den Materialfluss beim Biegen

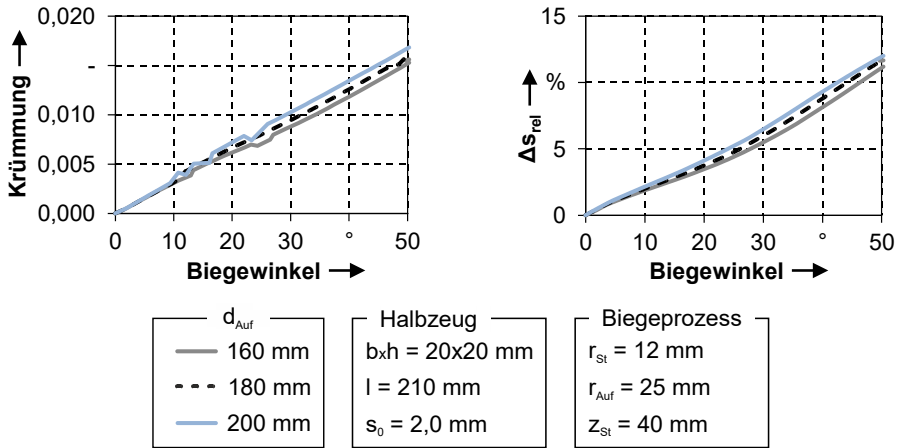


Bild 67: Einfluss des Auflagerabstandes auf die Querschnittsdeformation und Ausdünnung der Profile

Ebenso wie der Stempelradius besitzt der Abstand der Auflager beim 3-Punkt-Biegen wesentlichen Einfluss auf das Umformergebnis (s. Bild 67). Die Erhöhung des Auflagerabstandes führt durch den größeren Hebelarm, zu einer Reduktion der notwendigen Biegekraft. Zudem nehmen die resultierende Bauteilkrümmung und die Ausdünnung am Innenradius ab. Einen nicht unwesentlichen Anteil an der Höhe der auftretenden Reaktionskräfte besitzt die Reibung zwischen Halbzeug und Werkzeugoberflächen während der Umformung. Bei höherer Reibung zwischen dem Halbzeug und insbesondere der Stempeloberfläche wird der Materialfluss am Innenradius gehemmt und die Aufdünnung wird im Vergleich zu Simulationen mit niedrigerer Reibzahl signifikant reduziert. Zugleich wird die maximale Querschnittsausbauchung durch höhere Reibung am Stempel reduziert, da durch den gehemmten Materialfluss am Stempel die axial wirkenden Spannungen direkt unter dem Stempel verringert und auf die umliegenden Bereiche verteilt werden.

6.3.3 Analyse des Einflusses wärmebehandlungsspezifischer Parameter

In 6.2 konnten anhand der experimentellen Analysen der Wärmebehandlungslayouts an den verschiedenen Teilbereichen des Profils, bereits erste Aussagen über die Einflüsse der entfestigten Zonen auf die vorherrschenden Spannungsverteilungen getroffen werden. Die numerischen Analysen

erweitern diese Erkenntnisse auf die notwendige Größe der Wärmebehandlungszone, die Ausprägung der Wärmeeinflusszone (WEZ I + WEZ II) und den Entfestigungsgrad im Vergleich zur Ausgangsfestigkeit. Der Entfestigungsgrad wurde für ein Wärmebehandlungslayout am Außenradius analysiert und von 20% auf 40% erhöht (s. Bild 68). Mit steigender Entfestigung erhöht sich die Materialausdünnung in der wärmebehandelten Zone. Gleichzeitig sinkt dadurch die Belastung in der Hauptumformzone und die dort auftretende Materialdickenreduktion wird verringert.

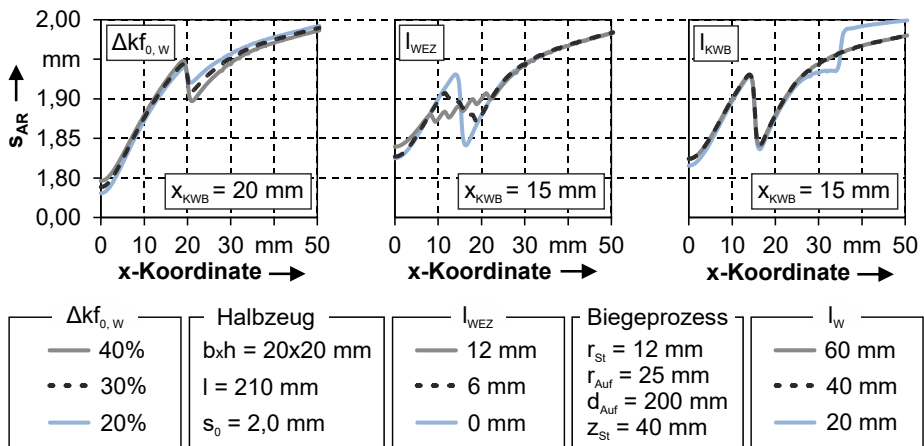


Bild 68: Einfluss des Auflagerabstandes auf die Querschnittsdeformation und Ausdünnung der Profile

Den zweiten Untersuchungspunkt stellt die Wärmeeinflusszone dar. Ausgehend von einem harten Übergang zwischen entfestigter Zone, wie sie zur Vereinfachung der numerischen Modellierung verwendet wird, wird die WEZ I und WEZ II zu gleichen Teilen auf Gesamtlängen von 6 mm und 12 mm vergrößert. Durch den mit zunehmender Wärmeeinflusszone vorliegenden, kontinuierlicheren Festigkeitsübergang verschwindet auch die Dehnungslokalisierung im Anfangsbereich des Wärmebehandlungslayouts. Dadurch dass der entfestigte Bereich näher an der Umformzone liegt, wird der Materialfluss in die umformkritische Zone stärker begünstigt und die Belastung im Zentrum der Biegeoperation und damit die Materialausdünnung reduziert. Zuletzt erfolgt in Hinblick auf eine effiziente Gestaltung der Wärmebehandlungslayouts die Einflussanalyse der Layoutgröße beziehungsweise Länge auf das Umformergebnis. Hierfür wurde das zuvor bereits vorgestellte Layout mit Längen von 20 mm, 40 mm und 60 mm modelliert und gegenübergestellt. Verhalten sich die Profile mit den Wärmebehandlungslängen von 40 und 60 mm noch annähernd vergleichbar, ist

bei einer Länge von 20 mm ein signifikant veränderter Materialfluss zu erkennen. Der Werkstoff kann aus dem im festen Ausgangszustand verbliebenem Bereich nicht ausreichend stark nachfließen, da das dort wirkende Biegemoment zu gering ist. Dadurch wird der Werkstoff im entfestigten Bereich stärker ausgedünnt, kann aber den fehlenden Materialfluss nicht vollständig kompensieren, was in Verbindung mit der höheren Umformkraft und den daraus resultierenden Spannungen in der Umformzone zu stärkerer Ausdünnung führt.

Zusammenfassende Bewertung

In den numerischen Untersuchungen wurden ergänzend zu den experimentellen Versuchen neben den wärmebehandlungsspezifischen Einflussgrößen grundlegende werkstoff- und prozessspezifische Parameter analysiert. Eine Zusammenfassung der relevantesten Ergebnisgrößen Rückfederung α , die Größen der Querschnittsdeformation, Ausbauchung Δb_{rel} und der Einfall Δh_{rel} sowie die Ausdünnung am Außenradius Δs_{AR} und Aufdickung am Innenradius Δs_{IR} wird in Bild 69 dargestellt.

	α	Δb_{rel}	Δh_{rel}	Δs_{AR}	Δs_{IR}
$k_{f,0}$	↑	↑	↑	↑	↑
$k_{f,S} / n$	↑	○	↓	↓	↓
r_0	○	↑	↑	↓	↓
r_{90}	○	↓	↓	↑	↑
R_{St}	↑	↓	↓	↓	↓
d_{Auf}	↑	↓	↓	↓	↑
μ	○	↓	○	○	↓
$\Delta k_{f,KWB}$	○	↓	↓	↓	↓
x_{WEZ}	○	○	○	↓	○
x_{KWB}	○	↓	↓	↓	○

Bild 69: Übersicht der Einflussfaktoren und deren resultierende Auswirkungen auf ausgewählte Ergebnisgrößen des Profilbiegeprozesses

Als zentrale Punkte dieses Kapitels sind festzuhalten, dass bezüglich den Werkstoffparametern eine hohe Beeinflussung des Biegeergebnisses vorliegt. Dies verdeutlicht die Notwendigkeit für die in Kapitel 5 umfangreich erläuterte Ermittlung der wärmebehandlungsabhängigen Festigkeit und Anisotropie. Die Halbzeuggeometrie und insbesondere das Verhältnis von Wanddicke zu Querschnitt besitzen hohen Einfluss auf entstehende Quer-

schnittsdeformationen. Unabhängig davon, dass die Werkzeugkonfiguration im untersuchten Modellversuch des 3-Punkt-Biegeprozesses eine untergeordnete Rolle spielt, erlauben die Ergebnisse die Veränderung des Biegeergebnisses in Abhängigkeit der Werkzeugradialen und Reibung einordnen zu können. Die Analyse der wärmebehandlungsspezifischen Parameter ließen die Zusammenhänge zwischen dem vorliegenden Biegefall und der zur Verbesserung benötigten Festigkeitsverteilung erkennen. Daraus leiten sich auch die Ansätze zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts ab, welche im Folgenden detailliert erläutert wird.

7 Verbesserung des Biegeergebnisses und des Crashverhaltens von Aluminiumstrangpresshohlprofilen durch die Anwendung angepasster Wärmebehandlungsstrategien

Nachdem in dem vorangegangenen Kapitel die lokale Kurzzeitwärmebehandlung in der Anwendung auf Aluminiumstrangpresshohlprofile und deren Einfluss auf den Biegeprozess detailliert untersucht wurde, werden die Erkenntnisse im Folgenden auf den Anwendungsfall übertragen. Das Ziel ist es, eine Methodik abzuleiten, mit deren Hilfe die Auslegung maßgeschneidert wärmebehandelter Halbzeuge ermöglicht wird (s. Bild 70). Diese sollen zum einen ein im Vergleich zu konventionellen Halbzeugen verbessertes Umformverhalten im Biegeprozess aufweisen. Zum anderen werden die in 5.2 identifizierten Wärmebehandlungsprozessfolgen zur Herstellung schnellaushärtbarer Zustände in Kombination mit lokalen Wärmebehandlungslayouts dazu genutzt, Aluminiumstrangpressprofile mit zeitlich stabilen Festigkeitsverteilungen nach der Warmauslagerung herzustellen. Dadurch soll ein Ausblick gegeben werden, wie das Crashverhalten in einem theoretischen Lastfall verbessert werden kann.

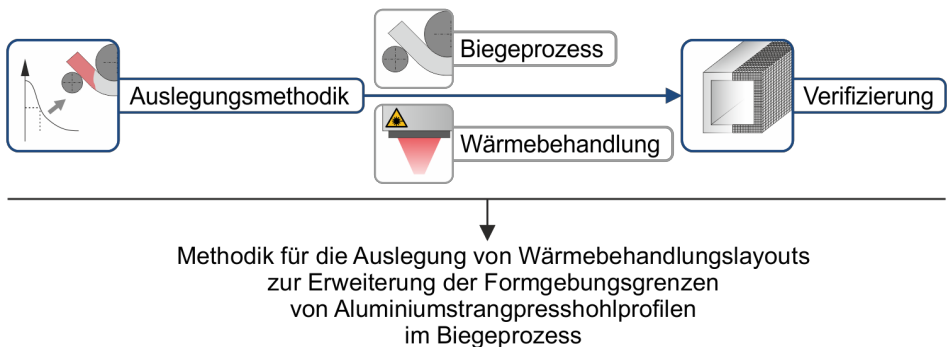


Bild 70: Maßgeschneidertes Aluminiumhohlprofil mit verbesserten Umformigenschaften und Crashverhalten durch den Einsatz lokaler Wärmebehandlungsstrategien

Das Resultat ist ein maßgeschneidertes Aluminiumstrangpressprofil mit definiert entfestigten Zonen zur Verbesserung des Materialflusses. Zudem sorgt die Wechselwirkung zwischen Zonen aus warmausgelagerten und nicht verfestigten Bereichen für eine gezielte Faltenbildung beim Crash.

7.1 Auslegung von lokalen Wärmebehandlungslayouts zur Herstellung maßgeschneiderter Halbzeuge für den Biegeprozess

Die numerischen und experimentellen Analysen der Auswirkungen lokaler Wärmebehandlungslayouts auf das Biegeergebnis von Aluminiumstrangpressprofilen haben gezeigt, dass bei der Festlegung der zu entfestigenden Bereiche insbesondere auf die unterschiedlichen, umformprozessabhängigen Spannungsbereiche geachtet werden muss. Vergleichbare Schlussfolgerungen sind durch die Untersuchung der Technologie zur Verbesserung des Grenzziehverhältnisses von Blechen bekannt. Kraftübertragende Bereiche im Halbzeug sollen nicht entfestigt werden und im Ausgangszustand verbleiben. Die der Umformzone angrenzenden Bereiche in Richtung des Materialflusses sollen entfestigt werden, um den Materialfluss in die Umformzone zu verbessern und versagenskritische Spannungen zu reduzieren. Diese binäre Aufteilung des Halbzeuges ist aufgrund der komplexeren Spannungsverteilung beim Biegen von Hohlprofilen und der Deformationsproblematik unzureichend und muss daher um weitere Wirkzusammenhänge erweitert werden.

Bei Unterteilung der Hohlprofile in die Bereiche Außenradius, Flanken und Innenradius, können zug- und druckspannungsbelastete Bereiche identifiziert werden. Der Außenradius mit ausschließlicher Zugbelastung kann am ehesten mit den bereits vorhandenen Auslegungsmethoden für Wärmebehandlungslayouts beschrieben werden. Die an den Flanken des Profils auftretenden Zug- und Druckspannungen und die am Innenradius konzentrierten Druckspannungen erfordern eine ganzheitliche Analyse dieser Problemstellung. Im Rahmen dieser Arbeit wurde aus diesen Gründen ein spannungs- und dehnungsbasierter Ansatz entwickelt, mit dessen Hilfe die Auslegung von Wärmebehandlungslayouts für das 2-dimensionale Biegen von Hohlprofilen in Hinblick auf die Erweiterung des Biegewinkels und die Reduktion der Querschnittsdeformationen ermöglicht wird.

Wie bereits in den vorherigen Kapiteln erläutert wurde, ergeben sich bei der Umformung von Strangpresshohlprofilen nicht nur Schwierigkeiten bezüglich der Erzielung geforderter Biegewinkel, sondern auch bei der Form- bzw. Querschnittsstabilität der Bauteile. Für die Auslegung der Wärmebehandlung wurde exemplarisch ein Profil der Aluminiumlegierung EN AW-6060 verwendet und auf einen Biegewinkel von 55° gebogen. Dabei treten starke Materialdickenreduzierungen im Bereich des Außenradius auf, welche wie durch weitere experimentelle Untersuchungen bewiesen wurde bei Erhöhung des Biegewinkels auf 60° zum Riss führen (s. Bild 71,

links). Des Weiteren sorgen die Kräfteverteilungen im Querschnitt trotz Verwendung eines Füllmaterials zu starken Querschnittsdeformationen (s. Bild 71, rechts), welche sich in die seitliche Ausbauchung des Querschnitts und Einfall der Wandungen am inneren Radius bis hin zu starker Faltenbildung unterteilen lassen.

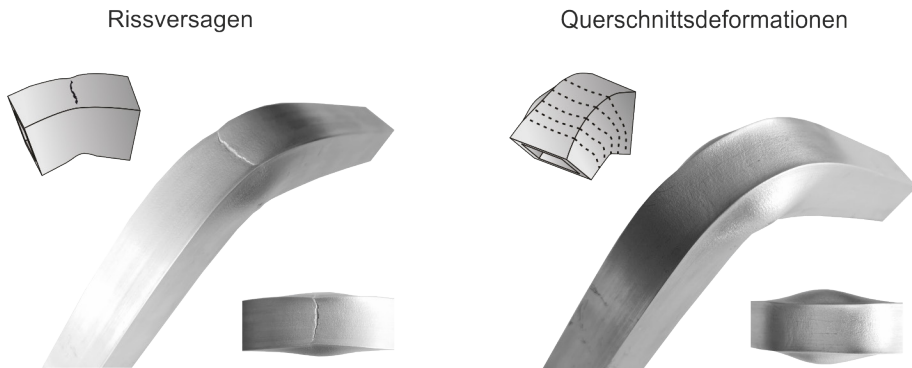


Bild 71: Darstellung der Problemstellungen beim 3-Punkt-Biegen von Aluminiumstrangpresshohlprofilen

Um eine legierungsübergreifende Methodik ableiten zu können, müssen sowohl unterschiedliche Festigkeiten der Profile, als auch verschiedenartige Entfestigungs-niveaus bei der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung berücksichtigt werden. Hierfür erfolgt eine Auslegung der Entfestigungs-zonen anhand der auftretenden Spannungsverteilungen beim Biegen. Bei der Wärmebehandlung der einzelnen umformtechnisch bedingten Teilbereiche des Profils, die in den vorangegangenen Untersuchungen durch den Außenradius, Flanken und Innenradius beschrieben wurde, liegt eine gegenseitige Beeinflussung vor. Daher folgt die Methodik einer schrittweisen Entfestigung des Profils vom unkritischsten Bereich am Innenradius, über die Flanken zum Außenradius. Dabei werden die Wärmebehandlungs-lay-outs der einzelnen Bereiche auf Basis des vorherigen Biegeresultats abgeleitet, wobei der erste Schritt, die Wärmebehandlung am Innenradius, die Ergebnisse der Biegeoperation des konventionellen Halbzeuges als Basis heranzieht.

Bei der Festlegung des Entfestigungsbereiches am Innenradius muss im Gegensatz zu der Wärmebehandlung an den Flanken und am Innenradius kein Mindestabstand zur Umformzone eingehalten werden, da in dieser Zone keine versagenskritischen Spannungszustände auftreten, die zum Rissversagen während der Biegeumformung führen können. Allerdings

muss trotzdem ein Bereich des Innenradius im festen, unbehandelten Zustand verbleiben, um als Fließwiderstand den tangential wirkenden Druckspannungen entgegenzuwirken und Faltenbildung zu verhindern. Aus diesem Grund wird bei der Auslegung der Wärmebehandlung am Innenradius kein spannungsbasierter, sondern ein dehnungsbasierter Ansatz verwendet. In Bild 72 ist die charakteristische Faltenbildung und Dehnungsverteilung des Profils am Innenradius dargestellt.

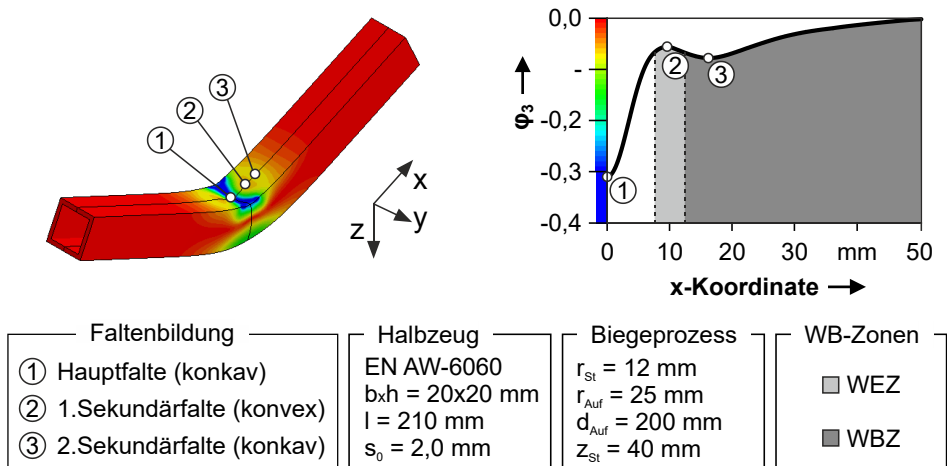


Bild 72: Ableitung des Wärmebehandlungslayouts am Innenradius anhand der vorliegenden Dehnungsverteilung

In der Mitte der Umformzone bildet sich durch die tangential wirkenden Druckspannungen eine konkave Falte aus, die im Folgenden als Hauptfalte bezeichnet wird. Im Anschluss daran setzt sich die Faltenbildung in einer konvexen und einer konkaven Sekundärfalte fort. Eine quantitative Bestimmung der Lage der Falten ist anhand der Dehnungsverteilung möglich. Die dritte Hauptdehnungskomponente entspricht den durch die Druckspannung hervorgerufene Stauchung der Elemente am Innenradius. Die Minima kennzeichnen die Lage der konkaven Falten. Das lokale Maximum liegt im Bereich der konvexen Falte vor. Ziel der lokalen Wärmebehandlung am Innenradius ist es, den Materialfluss in den Bereich der Hauptfalte zu erleichtern, um die dort auftretenden Spannungen zu reduzieren, wodurch die Querschnittsdeformation verringert wird. Die Randbedingung, die aus den experimentellen Analysen der Wärmebehandlung am Innenradius gezogen wurde, muss zwingend berücksichtigt werden. Die Zone, in der sich die Hauptfalte ausbildet muss im festen Ausgangszustand

verbleiben. Daher wird die Entfestigungszone des Profils ab dem Übergang der Hauptfalte zur ersten konkaven Sekundärfalte definiert.

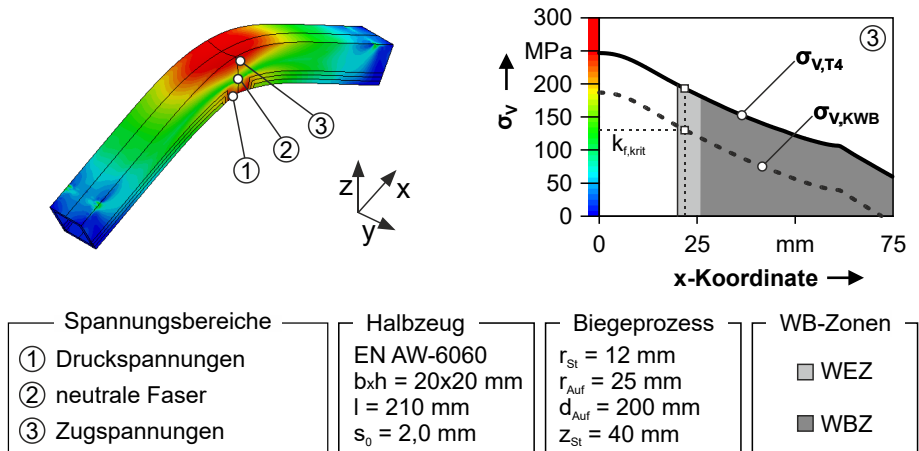


Bild 73: Ableitung des Wärmebehandlungslayouts an den Flanken anhand der vorliegenden Spannungsverteilung beim bereits am Innenradius wärmebehandelten Profil

Im zweiten Schritt werden ausgehend von den Ergebnissen der Simulation des Profils mit dem zuvor definierten Wärmebehandlungslayout die Flankenbereiche des Profils analysiert. Dabei zeigt sich zunächst, dass durch die Wärmebehandlung bereits eine signifikante Reduktion der resultierenden Spannungen erzielt werden kann. Im Flankenbereich findet eine Einteilung in Druck- und Zugspannungsbereiche statt, welche durch die neutrale Faser getrennt werden. Für die Definition des Wärmebehandlungslayouts müssen nur die rissskritischen Spannungen am Außenbereich untersucht werden. Hierfür wurde die Vergleichsspannung am Außenradiusbereich der Flanken durch einen Längsschnitt analysiert (s. Bild 73). Sowohl die in Abschnitt 6.1 durchgeführten experimentellen Biegeversuche als auch die ergänzenden numerischen Analysen haben verdeutlicht, dass ein Wärmebehandlungslayout in umformkritischen Bereichen nur zu einer Verbesserung der Umformergebnisse führt, wenn der Abstand des entfestigten Bereiches so gewählt ist, dass die Wärmebehandlungszone als Opferzone dient, gleichzeitig aber keine Verlagerung der Hauptumformzone in den entfestigten Bereich stattfindet. Um Letzteres zu verhindern, erfolgt eine näherungsweise Umrechnung der auftretenden Vergleichsspannungen von dem Materialmodell des Ausgangszustandes T4 in den des Werkstoffzustandes nach der Kurzzeitwärmebehandlung mit der ausgewählten Maximaltemperatur ($T_{KWB} = 300 \text{ °C}$). Als Maß für Lokalisierung des kritischen Umformbereiches wird die Versagensspannung der Legierung im

kurzzeitwärmebehandelten Zustand herangezogen, welche bei der Legierung EN AW-6060 nach einer Kurzzeitwärmebehandlung mit 300 °C im Bereich von 130 MPa liegt (s. Bild 73). Daraus ergibt sich ein minimal einzuhaltender Abstand von knapp 22 mm zur Profilmittle.

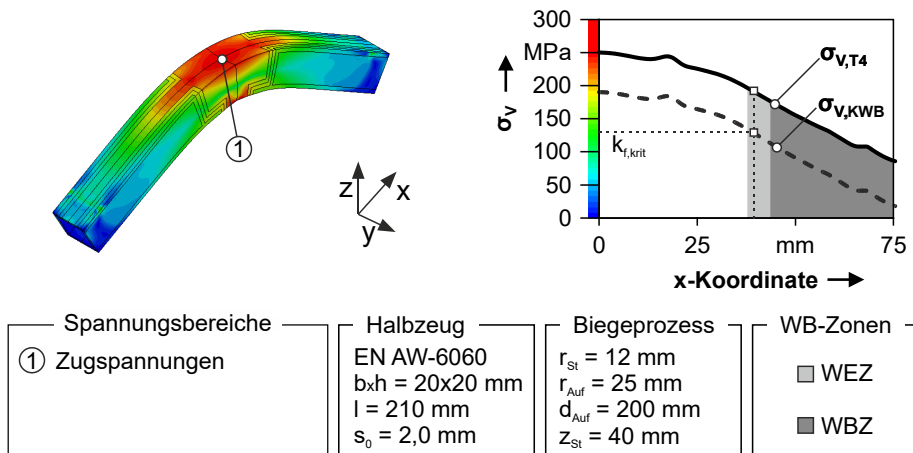


Bild 74: Ableitung des Wärmebehandlungslayouts am Außenradius anhand der vorliegenden Spannungsverteilung an dem am IR und F entfestigten Profil

Für die Auslegung der Wärmebehandlung am Außenradius erfolgt eine analoge Vorgehensweise auf Basis der Simulationsergebnisse des Profils mit dem Wärmebehandlungslayout für Innenradius und Flanken. Dabei ist bereits deutlich die Vergrößerung der Umformzone im Vergleich zum nicht wärmebehandelten Hohlprofil zu erkennen (s. Bild 74). Der für den entfestigten Werkstoff kritische Spannungsbereich beginnt ab etwa 38 mm Abstand zur Mitte.

Die Auswirkung dieses kombinierten dreistufigen Kurzzeitwärmebehandlungslayout auf die Hauptdehnungsverteilung wird in Bild 75 neben den granular dargestellten relativen Werte der Rückfederung, Ausbauchung und Einfall sowie der Wanddickenabnahme an Außen- und Innenradius dargestellt. Durch die partielle Entfestigung des Innenradius werden sowohl die Querschnittsdeformationen als auch die Ausdünnung am Innenradius signifikant reduziert. Die Aufdünnung am Innenradius wird hingegen durch den erleichterten Materialfluss in die Profilmittle begünstigt. Durch die zusätzliche Wärmebehandlung an den Flanken wird vorwiegend die Ausdünnung des Außenradius und der Einfall des Profilquerschnitts reduziert. Im letzten Schritt wird durch die Wärmebehandlung des Außenra-

dies eine zwar im Vergleich zu den zuvor durchgeführten Layouts nur geringfügige Verbesserung erzielt, welche allerdings bezüglich aller Ergebnisgrößen identifizierbar ist. Dabei ist hervorzuheben, dass durch die Reduktion der Festigkeit der Profilbereiche der integrale Anteil elastischer Dehnungen im Bauteil reduziert wird, wodurch der Rückfederungsanteil abnimmt.

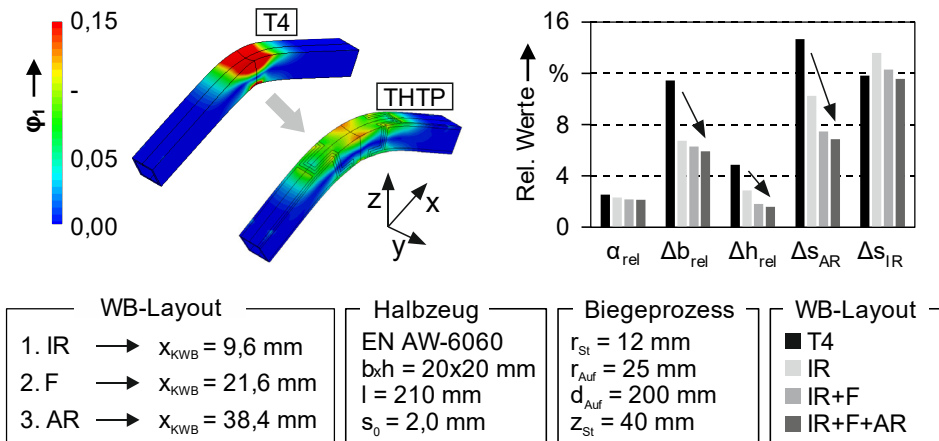


Bild 75: Simulativer Vergleich des Biegeergebnisses eines konventionellen Profils mit einem maßgeschneidert wärmebehandelten Profil (EN AW-6060)

Zusammenfassend ist durch die vorgestellte dreistufige, spannungs- und dehnungsbasierte Auslegungsmethodik eine signifikante Verbesserung des Biegewinkels erzielbar. Hierdurch können die Querschnittsdeformationen und die Ausdünnung im umformkritischen Bereich um 50% reduziert werden. Auf Basis der numerischen Auslegung erfolgt abschließend eine Überprüfung des identifizierten Layouts durch Applikation im Realversuch.

Das identifizierte Wärmebehandlungslayout wurde hierfür mittels Laserkurzzeitwärmebehandlung auf den Profilen appliziert und diese mit den definierten Prozessparametern im 3-Punktbiegeaufbau umgeformt. Der Abgleich mit dem nicht wärmebehandelten Profil erfolgt anhand optischer Oberflächendigitalisierung und Dehnungsanalyse. Der Vergleich der seitlichen Ausbauchung des konventionellen Profils im T4 Zustand mit dem modifizierten THTP lässt eine Reduktion von knapp 1,6 mm auf 1,0 mm erkennen. Die Hauptdehnungsverteilung entlang der Profilaußenradien zeigt, dass durch den Einsatz des THTPs sowohl die Umformzone vergrößert als auch die maximal auftretenden Dehnungen in der Profilmitte reduziert werden (s. Bild 76).

7 Verbesserung des Biegeergebnisses und des Crashverhaltens von Aluminiumstrangpresshohlprofilen durch die Anwendung angepasster Wärmebehandlungsstrategien

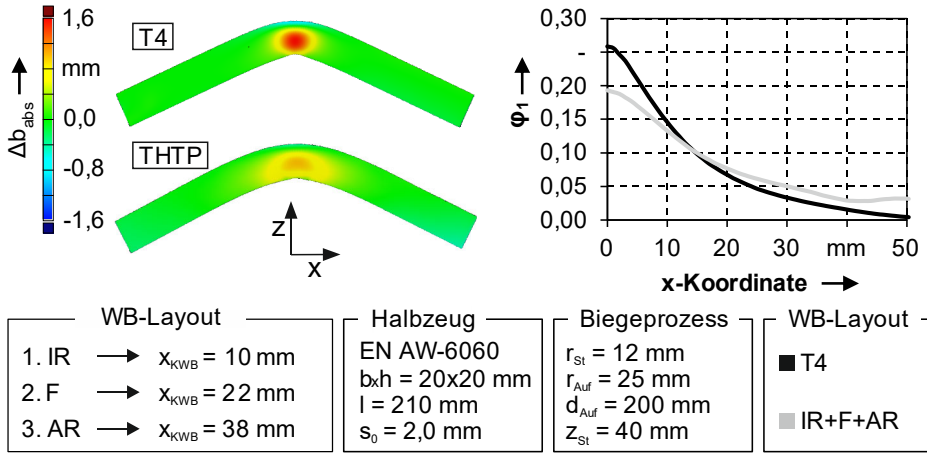


Bild 76: Experimentelle Verifizierung der Methodik zur Wärmebehandlungsauslegung anhand der Verbesserung der Querschnittsdeformationen und Dehnungen

Ausgehend von diesen Ergebnissen kann die Wirksamkeit der entwickelten Methodik zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts für Aluminiumstrangpresshohlprofile verifiziert werden. Analog zu der Aluminiumlegierung EN AW-6060 wurden für die Legierungen EN AW-6005 und EN AW-6082 anhand der dreistufigen Vorgehensweise Wärmebehandlungslayouts abgeleitet und diese experimentell auf ihre Eignung zur Verbesserung des Biegeergebnisses überprüft.

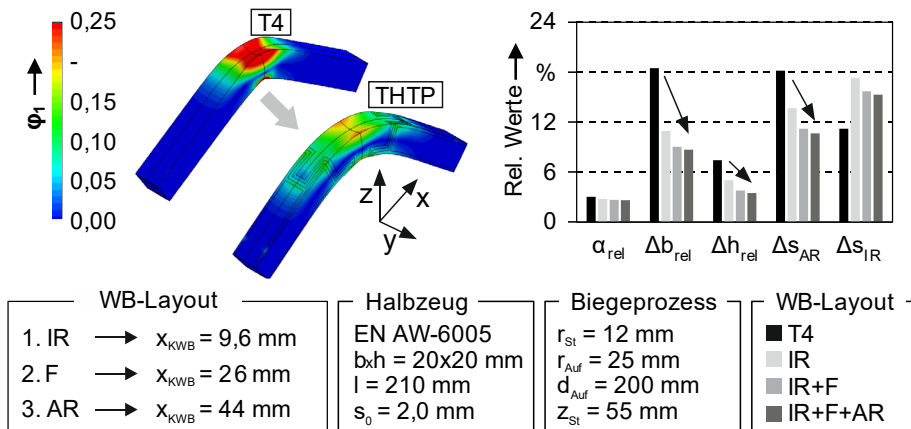


Bild 77: Simulativer Vergleich des Biegeergebnisses eines konventionellen Profils mit einem maßgeschneidert wärmebehandelten Profil (EN AW-6005)

Im Fall der Legierung EN AW-6005 (s. Bild 77) bleibt die Wärmebehandlung am Innenradius vergleichbar zu der der weicheren Legierung, da die Auslegung in diesem Bereich nur von der Dehnungsverteilung abhängig ist, welche vorrangig durch den Biegeprozess und nicht nur die Werkstofffestigkeit beeinflusst wird. Dahingegen verschieben sich die Entfestigungszonen an den Flanken und dem Außenradius weiter nach außen, da die resultierenden Spannungswerte bei der festeren Legierung EN AW-6005 höher sind. Gleichzeitig liegt aber die kritische Fließspannung für den wärmebehandelten Zustand in einem vergleichbaren Bereich.

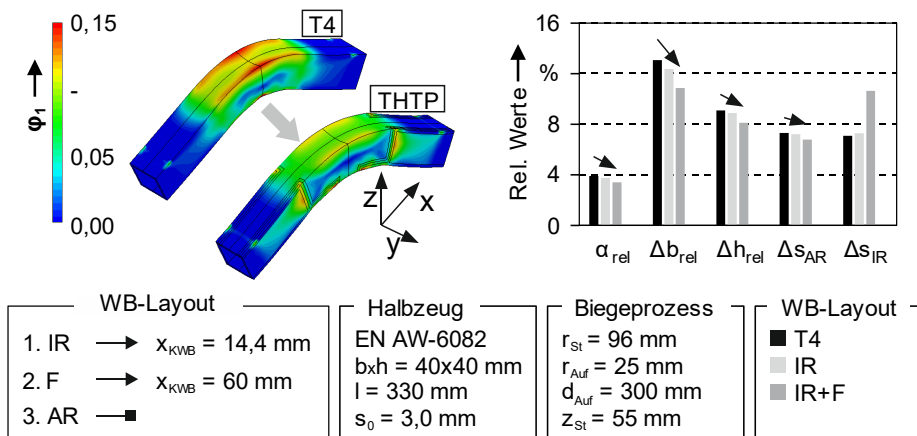


Bild 78: Simulativer Vergleich des Biegeergebnisses eines konventionellen Profils mit einem maßgeschneidert wärmebehandelten Profil (EN AW-6082)

Im Gegensatz dazu unterscheiden sich die Ergebnisse für die Legierung EN AW-6082 grundlegend, da weder die Biegeparameter noch der Halbzeugquerschnitt und die Legierungsfestigkeit mit den vorherigen Untersuchungen vergleichbar sind (s. Bild 78). Bereits beim umgeformten, konventionellen Halbzeug ist zu erkennen, dass bedingt durch den Querschnitt und den größeren Radius des Biegestempels keine ausgeprägte Dehnungslokalisierung in der Profilmittte entsteht. Davon ausgehend tritt auch kein Versagen des Halbzeuges im realen Biegeprozess auf. Vielmehr ist ein Versagen durch ausgeprägte Querschnittsdeformationen und Faltenbildung zu identifizieren. Obwohl dies die Wirksamkeit der Wärmebehandlungslayouts beeinflusst, kann durch die Wärmebehandlung an Innenradius und Flanken eine verbesserte Dehnungsverteilung erzielt werden, wodurch die Querschnittsdeformationen im Vergleich zum konventionellen Profil reduziert werden können. Die Wärmebehandlung am Außenradius wurde in

7 *Verbesserung des Biegeergebnisses und des Crashverhaltens von Aluminiumstrangpresshohlprofilen durch die Anwendung angepasster Wärmebehandlungsstrategien*

diesem Fall nicht mehr durchgeführt, da dadurch nur eine unwesentliche Verbesserung des Biegeergebnisses erzielt werden konnte.

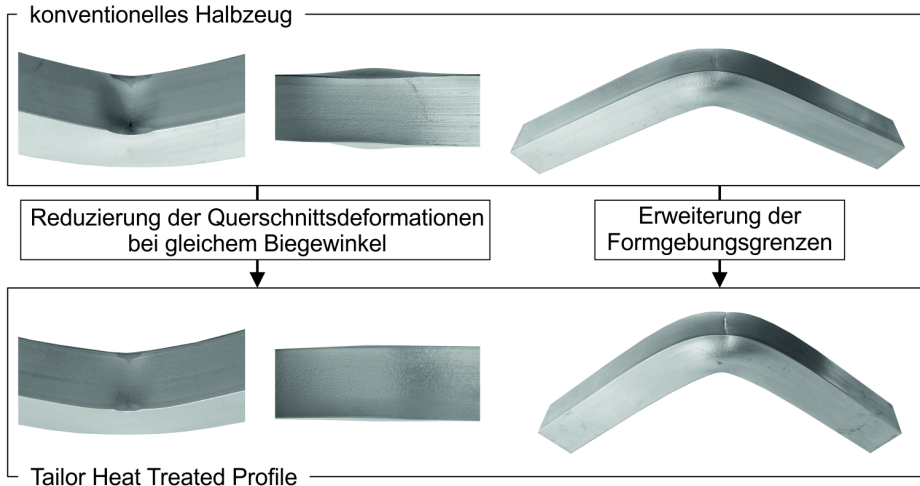


Bild 79: Gegenüberstellung der gebogenen Profile im Ausgangszustand mit den modifizierten, maßgeschneiderten THTP

In Bild 79 werden die gebogenen Bauteile aus den konventionellen Halbzeugen mit den maßgeschneidert wärmebehandelten Profilen gegenübergestellt. Deutlich ist dabei die Verbesserung der Querschnittsdeformationen bei gleichem Biegewinkel zu erkennen. Des Weiteren kann am Beispiel der Legierung EN AW-6005 durch Applikation des Wärmebehandlungslayouts ein Biegewinkel erzielt werden, der mit einem konventionellen Halbzeug nicht ohne vorheriges Rissversagen fertigbar ist.

7.2 **Kombination von schnellaushärtbaren Zuständen mit lokalen Wärmebehandlungslayouts zur Verbesserung des Crashverhaltens**

Die Herstellung eines auf den Anwendungsfall maßgeschneiderten Bauteils aus Aluminiumstrangpresshohlprofilen umfasst nach der Erweiterung des Umformvermögens und damit der eigentlichen Herstellbarkeit der Bauteilgeometrie zudem die Anpassung des Bauteilverhaltens im Crashfall. Da durch die lokale Kurzzeitwärmebehandlung nur ein thermisch nicht stabiler Werkstoffzustand hergestellt werden kann, ist dieser ohne weitere Methoden nicht für die Anpassung des Crashverhaltens geeignet. Eine Mög-

lichkeit eine zeitlich stabile Veränderung des Werkstoffverhaltens zu erzielen, ist wie in 5.2.2 vorgestellt wurde, das Stabilisierungsglühn der Legierungen, wodurch ein schnellauslagerungsfähiger Legierungszustand hergestellt wird, der nach kurzer Zeit unter Warmauslagerungstemperaturen seine finale Festigkeit erreicht.

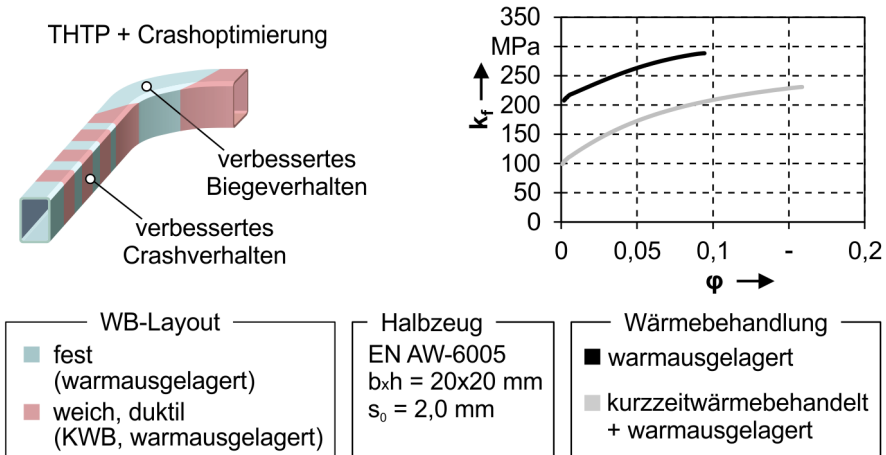


Bild 8o: Ansatz zur Gestaltung von Profilbauteilen mit verbesserten Crasheigenschaften

Werden Legierungen im schnellauslagerungsfähigen Zustand kurzzeitwärmebehandelt, werden die für die schnelle Auslagerung notwendigen Ausscheidungen aufgelöst, wodurch bei der Warmauslagerung signifikant geringere Festigkeiten erzielt werden (Bild 8o). Im Folgenden werden diese beiden Wirkmechanismen kombiniert, um Halbzeuge herzustellen, die nach der Warmauslagerung lokal unterschiedliche Eigenschaften aufweisen. In den Untersuchungen wurden unterschiedliche Layouts getestet, mit dem Ziel, den Abbau der Aufprallenergie zu erhöhen und den maximalen Kraftanstieg bis zur Initiierung der ersten Faltenausbildung im Bauteil zu reduzieren, um die Belastung beim Aufprall für einen potentiellen Fahrgast zu minimieren. Die wärmebehandelten Profile wurden in einer Hochgeschwindigkeitsprüfmaschine HTM 16020 getestet, wobei der Versuchsablauf mit Hochfrequenzkameras und einer maximalen Aufnahmefrequenz von 120000 Hz analysiert wurde. Die Auftreffgeschwindigkeit wurde auf 0,6 m/s festgelegt. Im Anschluss erfolgte die Bewertung der verschiedenen Wärmebehandlungslayouts auf Basis der gestauchten Aluminiumprofile. Die analysierten Wärmebehandlungslayouts gliedern sich wie folgt auf:

- Referenz: vollständig warmausgelagerter Zustand
- Layout a: weiche Kanten, feste Wandbereiche

7 Verbesserung des Biegeergebnisses und des Crashverhaltens von Aluminiumstrangpresshohlprofilen durch die Anwendung angepasster Wärmebehandlungsstrategien

- Layout b: weiche Wandbereiche, verfestigte Kanten
- Layout c: umlaufend, weiche Bereiche, senkrecht zur Belastungsrichtung

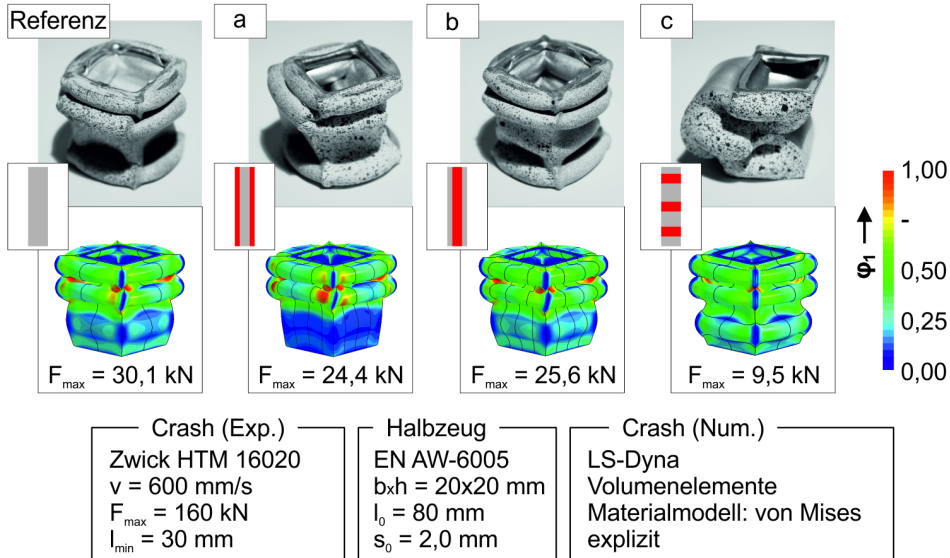


Bild 81: Ansatz zur Gestaltung von Profilen mit verbesserten Crasheigenschaften

Ergänzend zu den experimentellen Versuchen wurde der Belastungsfall für die verschiedenen Wärmebehandlungslayouts numerisch analysiert. In Bild 81 sind die gestauchten Profile mit den numerisch ermittelten Dehnungsverteilungen gegenübergestellt. Da die Falteninitiierung im Experiment durch geometrische Imperfektionen und Positionierungsungenauigkeiten häufig nicht reproduzierbar ist, kann durch die numerische Abbildung insbesondere eine verlässlichere Aussage über die auftretende Maximalbelastung getroffen werden. Das warmausgelagerte Referenzprofil weist sowohl im Experiment als auch in der Simulation eine regelmäßige Faltenbildung auf. Durch die hohe Festigkeit des Werkstoffes ist eine maximale Kraft von knapp 30 kN für die Ausbildung der ersten Knickfalte notwendig. Bei Layout a wird die benötigte Kraft durch die entfestigten Kanten auf 24,4 kN reduziert. Allerdings führen die entfestigten Kanten und der resultierende Materialfluss zu einer Erhöhung der lokal auftretenden Dehnungen. Trotz höherer Duktilität des Werkstoffes im weichen Zustand ist daher von einer stärkeren Rissneigung in diesem Bereich auszugehen. Das komplementäre Wärmebehandlungslayout besitzt eine geringfügig höhere, resultierende Maximalkraft von 25,6 kN. Es ähnelt ansonsten aber am

ehesten dem Referenzprofil ohne Wärmebehandlung. Den größten Einfluss auf die Verformung des Profils im Crashfall besitzt das Layout c mit den senkrecht zur Belastungsrichtung umlaufend angeordneten Entfestigungsbereichen. Während dem Crash tritt die geringste Maximalkraft von allen Layouts mit 9,5 kN auf. Zudem ist die Ausbildung der dritten Falte im Vergleich zu allen anderen Layouts am stärksten ausgeprägt.

Anhand der Crashresultate im Modellversuch lässt sich die Aussage treffen, dass eine angepasste, lokale Warmauslagerung einen vielversprechenden Ansatz zur Verbesserung des Einsatzverhaltens von Aluminiumprofilen darstellt. In einer Prozesskette, in welcher ein Profil im schnellauslagerungsfähigen Zustand zunächst kurzzeitwärmebehandelt, anschließend umgeformt und im letzten Schritt warmausgelagert wird, könnten sowohl verbesserte Umform- und Bauteileigenschaften als auch eine Verkürzung der Prozesszeiten realisiert werden. Zwar müssen noch weitergehende Untersuchungen bezüglich der zeitlichen Stabilität und der Übertragung auf seriennahe Bauteile durchgeführt werden, allerdings stellen die bereits vorhandenen, grundlegenden Untersuchungen zu den verschiedenen Stabilisierungsglühparametern, den daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften nach der Warmauslagerung und den Überlegungen zur crashrelevanten Eigenschaftsverteilung im Profil eine gute Ausgangsbasis hierfür dar.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Nicht aus dem Streben nach technologischer Perfektion und ökonomischem Erfolg, sondern vielmehr aus einem neuentstandenen Bewusstsein für die Bedeutsamkeit von ökologischen und nachhaltigen Fahrzeugen wurde der Leichtbau zum zentralen Thema im Karosseriebau. Entgegen diesen Bestrebungen verhindern vergleichsweise niedrige Formgebungsgrenzen den Einsatz von Leichtbauwerkstoffen wie Aluminiumlegierungen für umformkritische Bauteile und beschränken die Design- und Konstruktionsbereiche in ihren Möglichkeiten. Die Herstellung und der Einsatz von Bauteilen aus lokal wärmebehandelten Aluminiumstrangpresshohlprofilen erlaubt die durch die geringe Umformbarkeit von konventionellen Halbzeugen geschaffenen Grenzen zu überwinden, den Einsatzbereich von Aluminiumhalbzeugen zu erweitern und Möglichkeiten für neue Karosseriekonzepte zu schaffen.

Das erste Hauptziel dieser Arbeit bestand darin, die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffzustände von Aluminiumstrangpresslegierungen, die durch lokale Kurzzeitwärmebehandlung hergestellt werden können zu charakterisieren und ein grundlegendes Verständnis für die Zusammenhänge zwischen Wärmebehandlungsparametern und Werkstoffeigenschaften aufzubauen. Dabei wurden die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften verschiedener Aluminiumstrangpresslegierungen in Abhängigkeit der applizierten Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur analysiert. Für die Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 konnte durch eine Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von 300 °C eine Reduktion der Festigkeit im Vergleich zum kaltausgelagerten Zustand von über 50% realisiert werden. Bei der höherlegierten EN AW-6082 wurde eine höhere Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von 450 °C benötigt, um eine vorteilhafte Kombination aus reduzierter Festigkeit und ausreichend hohem Formänderungsvermögen zu erhalten. Die Analyse des anisotropen Werkstoffverhaltens stellte aufgrund der geometrischen Charakteristika der Aluminiumstrangpresshohlprofile eine besondere Herausforderung dar. Daher flossen intensive Bemühungen im Rahmen dieser Arbeit in die Untersuchung von konventionellen und innovativen Methoden zur Charakterisierung des richtungsabhängigen Verhaltens der Legierungen. Mithilfe der Entwicklung eines inversen Ansatzes basierend auf dem Schichtstauchversuch konnte die Anisotropie der Aluminiumlegierungen EN AW-6060 und EN AW-6005 identifiziert werden. Dabei wurde ein stark anisotropes Ver-

halten identifiziert, welches sich in einem r_{90}/r_0 -Verhältnis größer 2 widerspiegelt. Ferner wurden für die Anisotropieanalyse bei der Legierung EN AW-6082 miniaturisierte Zugproben ausgelegt, mit denen das kurzzeitwärmebehandlungsabhängige Werkstoffverhalten in 0° , 45° und 90° zur Extrusionsrichtung charakterisiert werden konnte. Beide Methoden sind auch auf andere Legierungen übertragbar und erlauben die Charakterisierung des anisotropen Verhaltens von Halbzeugen bei denen eine konventionelle Probenentnahme nicht möglich ist. Mit den Analysen zum Kalt- und Warmauslagerungsverhalten der Legierungen als weiterer Schwerpunkt der Werkstoffcharakterisierung erfolgte nicht nur eine Abrundung der bereits vorhandenen Materialdatenbasis. Dem übergeordneten Ziel den Einsatzbereich von Aluminiumstrangpressprofilen im Karosseriebau zu erweitern folgend, wurde die Herstellung schnellaushärtbarer Zustände mit Hilfe einer Wärmebehandlungsprozessfolge aus Lösungsglügen und Stabilisierungsglügen untersucht. Für die drei analysierten Legierungen konnten Wärmebehandlungsparameter für den Stabilisierungsglühprozess identifiziert werden, die eine hohe Festigkeitsstabilität nach der Wärmebehandlung und eine signifikante Steigerung der Festigkeit durch eine verkürzte Warmauslagerung ermöglichen. Mit einer Stabilisierungsglühtemperatur von 140°C für 60 min konnte für die Legierung EN AW-6060 eine Festigkeitserhöhung von 90% nach der Warmauslagerung erzielt werden. Ferner ließen sich für die Legierungen EN AW-6005 und EN AW-6082 durch die Parameterkombinationen $140^\circ\text{C}/30\text{ min}$ und $100^\circ\text{C}/60\text{ min}$ Festigkeitssteigerungen von 110% und 130% realisieren. Die ermittelten Erkenntnisse, wenn auch nicht universell auf andere Legierungen übertragbar, weisen dennoch auf das Potential des Stabilisierungsglühprozesses bei Aluminiumstrangpresslegierungen hin und stellen einen Anhaltspunkt zur Auslegung von Stabilisierungsglühparametern für andere Legierungen mit vergleichbaren chemischen Zusammensetzungen und Ausscheidungsmorphologien dar.

Das zweite Hauptziel der Arbeit stellte die Untersuchung des Einflusses der lokalen Laserwärmebehandlung auf die Temperatur- und Festigkeitsverteilung im Halbzeug unter Berücksichtigung der Besonderheiten von Hohlprofilen und deren Einfluss auf den Materialfluss während und das Biegeergebnis nach dem Umformprozess dar. Mittels experimenteller Untersuchungen wurden grundsätzliche Einflüsse der Wärmebehandlungs- und Prozessparameter sowie der Halbzeugeigenschaften auf die Wärmeeinflusszonen und Festigkeitsgradienten identifiziert. Beispielsweise ließ sich bei den Aluminiumstrangpressprofilen der Legierung EN AW-6082 (Wanddicke = 3 mm) mit einer Laserverfahrgeschwindigkeit von 25 mm/s

ein signifikanter Härteunterschied zwischen der wärmebehandelten Seite und der Gegenseite nach der Kurzzeitwärmebehandlung feststellen, nicht aber bei den Profilen der Legierung EN AW-6005 mit einer geringeren Wanddicke von 2 mm. Ausgehend von diesen Zusammenhängen konnten Auslegungskriterien für den Laserwärmebehandlungsprozess abgeleitet werden, welche die Besonderheiten der Aluminiumstrangpresshohlprofile berücksichtigen und als Ausgangspunkt für die zielführende Gestaltung von Kurzzeitwärmebehandlungslayouts dienen.

Mit Hilfe experimenteller und numerischer Analysemethoden konnten sowohl allgemeingültige Zusammenhänge zwischen Werkstoffparametern, Wärmebehandlungs- und Biegeprozessparametern und dem resultierenden Materialfluss im Biegeprozess identifiziert als auch biegezonenspezifische Gesetzmäßigkeiten abgeleitet werden. Diese wurden im dritten Schwerpunkt der Arbeit dazu genutzt, um eine Methodik zur Auslegung von Wärmebehandlungslayouts für die Verbesserung des Biegeergebnisses von Hohlprofilen im 3-Punkt-Biegeprozess zu entwickeln. Unter Berücksichtigung der lokal auftretenden Spannungs- und Dehnungszustände, den legierungsspezifischen Werkstoffkennwerten und der wärmebehandlungsabhängigen Entfestigung wurden Wärmebehandlungslayouts in einem dreistufigen Verfahren abgeleitet. Durch den Einsatz der maßgeschneiderten Aluminiumstrangpresshohlprofile konnte bei allen untersuchten Legierungen eine signifikante Verbesserung des Biegeergebnisses erzielt werden. Im Fall der Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6082 wurden sowohl die Querschnittsdeformationen als auch die auftretenden umformkritischen Dehnungsmaxima reduziert. Ferner wurde am Beispiel der Legierung EN AW-6005 gezeigt, dass durch die Verwendung eines THTP ein Biegewinkel realisiert werden kann, welcher mit einem konventionellen Halbzeug aufgrund von Rissversagen nicht herstellbar ist.

Der abschließende Ausblick greift die gewonnenen Erkenntnisse zu den schnellauslagerungsfähigen Legierungszuständen auf und kombiniert diese mit den Methoden zur lokalen Laserwärmebehandlung von Hohlprofilen. Durch die Applikation lokaler Wärmebehandlungslayout auf Halbzeuge im schnellauslagerungsfähigen Zustand wurden Aluminiumstrangpressprofile mit lokal unterschiedlicher Warmauslagerungsfähigkeit hergestellt. In experimentellen und numerischen Analysen wurde gezeigt, dass diese zur Anpassung des Bauteilverhaltens im Crashfall genutzt werden können. Daraus wurde die theoretische Möglichkeit aufgezeigt, verbessertes Umform- und Crashverhalten durch den Einsatz von THTPs in einem Bauteil zu vereinen.

Die Erkenntnisse dieser Arbeit leisten einen wichtigen Beitrag für die Erweiterung des grundlegenden Verständnisses der Kurzzeitwärmebehandlung und zur Vergrößerung des Einsatzbereiches von Aluminiumstrangpresslegierungen im Karosseriebau. Allerdings bestehen offene Fragestellungen, die für einen seriennahen Einsatz der THTP-Technologie geklärt werden müssen. Hierzu gehört zunächst die Übertragung und Validierung der im Modellversuch verifizierten Methodik zur Auslegung der Wärmebehandlungslayouts auf seriennahe Halbzeuggeometrien und Biegeprozesse, auch wenn die zugrundeliegenden Mechanismen größtenteils universeller Natur sind. Ferner weist die Wärmebehandlung der Halbzeuge mittels Laserstrahlung aufgrund ökonomischer Randbedingungen nur eine bedingte Skalierbarkeit auf seriennahe Losgrößen auf. Die Analyse alternativer Wärmebehandlungsmethoden und die Übertragbarkeit bereits für die Laserwärmebehandlung ermittelter Zusammenhänge auf Strangpresshalbzeuge bedürfen weiterer Untersuchungen. Zuletzt wurde durch die Analyse der lokal warmausgelagerten Hohlprofile eine vielversprechende Möglichkeit zur Beeinflussung des Crashverhaltens aufgezeigt. Eine Langzeitanalyse der Werkstoffeigenschaften nach der Warmauslagerung, sowie eine ausführliche Untersuchung der Wechselwirkungen zwischen Plastifizierung im Umformprozess, Warmauslagerungsfähigkeit und finalem Bauteilverhalten stellen weitere interessante Ausgangspunkte für kommende Untersuchungen dar.

9 Summary and outlook

Lightweight construction became a central topic in body construction, not because of the pursuit of technological perfection and economic success, but rather because of a newly developed awareness of the importance of ecological and sustainable vehicles. Contrary to these efforts, comparatively low forming limits prevent the use of lightweight materials such as aluminum alloys for components that are critical in terms of forming and restrict the design and construction areas in their possibilities. The manufacturing and use of components from locally heat-treated aluminum extruded hollow profiles allows to overcome the limits created by the low formability of conventional semi-finished products, to expand the area of application of aluminum semi-finished products and to create new body concepts.

The first main objective of this work was to characterize the mechanical properties of the material tempers of aluminum extrusion alloys that can be produced by local short-term heat treatment and to build a basic understanding of the relationships between heat treatment parameters and material properties. The changes in the mechanical properties of various extruded aluminum alloys were analyzed in dependence of the applied short-term heat treatment temperature. For the alloys EN AW-6060 and EN AW-6005, a short-term heat treatment temperature of 300 °C was sufficient to reduce the strength by more than 50% compared to the naturally aged condition. A higher short-term heat treatment temperature of 450 °C was required for the higher-alloyed EN AW-6082 in order to obtain an advantageous combination of reduced strength and sufficiently high formability. The analysis of the anisotropic material behavior represented a particular challenge due to the geometric characteristics of the aluminum extruded hollow profiles. Therefore, intensive efforts in this work were spent into the investigation of conventional and innovative methods for characterizing the direction-dependent behavior of the alloys. With the development of an inverse approach based on the layer compression test, the anisotropy of the alloys EN AW-6060 and EN AW-6005 could be identified. A strongly anisotropic behavior was identified, which is reflected in an r_{90}/r_0 ratio greater than 2. Furthermore, for the anisotropy analysis of the EN AW-6082 alloy, miniaturized tensile specimens were designed, with which the short-term heat treatment-dependent material behavior at 0°, 45° and 90° to the extrusion direction could be characterized. Both methods can also be transferred to other alloys and allow the characterization of

the anisotropic behavior of semi-finished products where conventional specimen manufacturing is not possible. With the analyses of the cold and warm aging behavior of the alloys as an additional focus of the material characterization, the existing material database was not only rounded off. Following the overarching goal of expanding the area of application of aluminum extruded profiles in body construction, the production of rapidly hardenable states using a heat treatment process sequence of solution annealing and stabilization annealing was investigated. Heat treatment parameters for the stabilization annealing process were identified for the three analyzed alloys, which enable high strength stability after heat treatment and a significant increase in strength through shortened artificial aging. With a stabilization annealing temperature of 140 °C for 60 minutes, an increase in strength of 90% was achieved for the EN AW-6060 alloy after artificial aging. Furthermore, strength increases of 110% and 130% could be achieved for the alloys EN AW-6005 and EN AW-6082 through the parameter combinations 140 °C/30 min and 100 °C/60 min. The findings obtained, although not universally transferrable to other alloys, nevertheless indicate the potential of the stabilization annealing process for aluminum extrusion alloys and provide a point of reference for the design of stabilization annealing parameters for other aluminum alloys with comparable chemical compositions and precipitation morphologies.

The second main objective of the work is the investigation of the influence of the local laser heat treatment on the temperature and strength distribution in the semi-finished product, taking into account the special features of hollow profiles and their influence on the material flow and the bending result after the forming process. By means of experimental investigations identified the fundamental influences of the heat treatment and process parameters as well as the semi-finished product properties on the heat-affected zones and strength gradients. For example, a significant difference in hardness between the heat-treated side and the opposite side after the short-term heat treatment was found in the aluminum extrusion profiles of the alloy EN AW-6082 (wall thickness = 3 mm) with a laser traversing speed of 25 mm/s, but not with EN AW-6005 alloy profiles with a lower wall thickness of 2 mm. Based on these relations, design criteria for the laser heat treatment process could be derived, which take into account the special features of the aluminum extruded hollow profiles and serve as a starting point for the targeted design of short-term heat treatment layouts.

With the help of experimental and numerical analysis methods, general relationships between material parameters, heat treatment and bending process parameters and the resulting material flow in the bending process

could be identified and bending zone-specific laws could be derived. In the third focus of the work, these were used to develop a methodology for the design of heat treatment layouts to improve the bending result of hollow profiles in the 3-point bending process. Heat treatment layouts were derived in a three-stage process, taking into account the locally occurring stress and strain conditions, the alloy-specific material properties and the heat treatment-dependent softening. By using the tailor-made aluminum extruded hollow profiles, a significant improvement in the bending result could be achieved for all alloys examined. In the case of the aluminum alloys EN AW-6060 and EN AW-6082, both the cross-sectional deformations and the forming-critical elongation maxima were reduced. Furthermore, using the example of the EN AW-6005 alloy, it was shown that the use of a THTP can be used to achieve a bending angle that cannot be produced with a conventional semi-finished product due to crack failure.

The findings of this work make an important contribution to expanding the basic understanding of short-term heat treatment and to increasing the range of applications for aluminum extrusion alloys in body construction. However, there are still open questions that need to be clarified before the THTP technology can be used in series production. This initially includes the transfer and validation of the methodology verified in the model test for the design of the heat treatment layouts for near-series semi-finished product geometries and bending processes, even if the underlying mechanisms are largely of a universal nature. Furthermore, the heat treatment of semi-finished products using laser radiation only has a limited scalability to near-series batch sizes due to economic constraints. The analysis of alternative heat treatment methods and the transferability of relations already determined for laser heat treatment to extruded semi-finished products require further investigations. Finally, a promising possibility of influencing the crash behavior was shown by the analysis of the locally artificially aged hollow sections. A long-term analysis of the material properties after artificial aging and a detailed investigation of the interactions between plastic deformation in the forming process, the ability for artificial aging and the final component behavior represent further interesting starting points for future investigations.

Literaturverzeichnis

- [1] Merklein, M.; Johannes, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation. *Journal of Materials Processing Technology* 214(2014)2, S. 151–164.
- [2] Süddeutsche Zeitung: Der Abgasskandal – ein Debakel für die gesamte Autoindustrie. Internet: <https://www.sueddeutsche.de/wirtschaft/abgasaffaere-die-abgasaffaere-ein-debakel-fuer-die-gesamte-autoindustrie-1.2961703> (aufgerufen am 31.07.2019).
- [3] Verordnung (EG) Nr. 443/2009 des europäischen Parlaments und des Rates zur Festsetzung von Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen im Rahmen des Gesamtkonzepts der Gemeinschaft zur Verringerung der CO₂-Emissionen von Personenkraftwagen und leichten Nutzfahrzeugen - EG Nr. 443/2009, 2009.
- [4] Handelsblatt: SUV-Boom schiebt Marke VW an – Ertragskraft steigt. Internet: <https://www.handelsblatt.com/unternehmen/industrie/autobranche-suv-boom-schiebt-marke-vw-an-ertragskraft-steigt/24703222.html> (aufgerufen am 31.07.2019).
- [5] Handelsblatt: Trotz Rekordabsatz - Werbung und Rabatte drücken Audi-Gewinn. Internet: <https://www.handelsblatt.com/unternehmen/industrie/trotz-rekordabsatz-im-jahr-2020-wird-jeder-dritte-verkaufte-audi-ein-suv-sein/7913124-2.html> (aufgerufen am 31.07.2019).
- [6] Viehmann, S.: Autopreise und Inflation - VW Golf 1 vs. VW Golf 7. Internet: https://www.focus.de/auto/ratgeber/kosten/tid-27994/autopreise-und-inflation-warum-der-golf-7-eigentlich-10-390-euro-kosten-muesste-vw-golf-1-vs-vw-golf-7_aid_853468.html (aufgerufen am 31.07.2019).
- [7] Skarics, R.: Anzeige Wie das Leergewicht durch Extras steigen kann - Die Zubehörfälle. Internet: <https://www.heise.de/autos/artikel/Die-Zubehoerfalle-Wie-Extras-das-Leergewicht-beeinflussen-2787540.html>; (aufgerufen am 31.07.2019).
- [8] Golloch, R.: Downsizing bei Verbrennungsmotoren. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005.

- [9] Robert Bosch GmbH: Kraftfahrtechnisches Taschenbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2018, 29., überarbeitete und erweiterte Auflage.
- [10] Friedrich, H. E.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017.
- [11] Bandivadekar, A.: On the road in 2035 - Reducing transportation's petroleum consumption and GHG emissions. Massachusetts Institute of Technology, 2008, 1st ed.
- [12] Hirsch, J.: Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. Mater. Trans. 52(2011)5, S. 818–824.
- [13] Henriksson, F.; Johansen, K.: On Material Substitution in Automotive BIWs – From Steel to Aluminum Body Sides. In: Procedia CIRP 50(2016), S. 683–688.
- [14] Weiler, J. P.: A review of magnesium die-castings for closure applications. Journal of Magnesium and Alloys 7(2019)2, S. 297–304.
- [15] Belingardi, G.; Beyene, A. T.; Koricho, E. G.; Martorana, B.: Light-weight solutions for vehicle frontal bumper: Dynamic Response and Failure of Composite Materials and Structures. Elsevier, 2017, S. 365–393.
- [16] Ducker Worldwide: Aluminum Content in Cars - Worldwide Report. Internet: https://www.european-aluminium.eu/media/1721/european-aluminium-ducker-study-summary-report_sept.pdf; (aufgerufen am 31.07.2019)
- [17] Geiger, T.: Dieses Alu-Auto ist eine technische Revolution. Internet: <https://www.welt.de/motor/modelle/article136961584/Dieses-Alu-Auto-ist-eine-technische-Revolution.html>; (aufgerufen am 31.07.2019)
- [18] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2014, 3. Auflage.
- [19] Kammer, C.: Aluminium-Taschenbuch 1 - Grundlagen und Werkstoffe. Berlin: Beuth, 2011, 16. Auflage.
- [20] Milkereit, B.: Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen. In: Olaf Keßler (Hrsg.): Forschungsberichte des Lehrstuhls für Werkstofftechnik der Universität Rostock. Band 1, 2011.

- [21] Fröck, H.; Milkereit, B.; Wiechmann, P.; Springer, A.; Sander, M.; Kessler, O.; Reich, M.: Influence of Solution-Annealing Parameters on the Continuous Cooling Precipitation of Aluminum Alloy 6082. *Metals* 8(2018)4, S. 265.
- [22] Murayama, M.; Hono, K.: Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia* 47(1999)5, S. 1537-1548.
- [23] Dutta, I.; Allen, S. M.: A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061. *Journal of Materials Science Letters* 10(1991)6, S. 323-326.
- [24] Tsao, C.-S.; Chen, C.-Y.; Jeng, U.-S.; Kuo, T.-Y.: Precipitation kinetics and transformation of metastable phases in Al-Mg-Si alloys. In: *Acta Materialia* 54(2006)17, S. 4621-4631.
- [25] Edwards, G. A.; Stiller, K.; Dunlop, G. L.; Couper, M. J.: The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia* 46(1998)11, S. 3893-3904.
- [26] Doan, L. C.; Ohmori, Y.; Nakai, K.: Precipitation and Dissolution Reactions in a 6061 Aluminum Alloy. *Materials Transactions, JIM* 41(2000)2, S. 300-305.
- [27] Gupta, A. K.; Lloyd, D. J.: Study of precipitation kinetics in a super purity Al-0.8 Pct Mg-0.9 Pct Si alloy using differential scanning calorimetry. *Metallurgical and Materials Transactions A* 30(1999)13, S. 879-890.
- [28] Pogatscher, S.; Antrekowitsch, H.; Leitner, H.; Pöschmann, D.; Zhang, Z. L.; Uggowitzner, P. J.: Influence of interrupted quenching on artificial aging of Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia* 60(2012)11, S. 4496-4505.
- [29] Gupta, A. K.; Lloyd, D. J.: Quench Path Sensitivity of Super Purity Al-0.8%MG₂Si Alloys with and without Excess Silicon. *Materials Science Forum* 396-402(2002), S. 971-976.
- [30] Gupta, A. K.; Lloyd, D. J.; Court, S. A.: Precipitation hardening in Al-Mg-Si alloys with and without excess Si. *Materials Science and Engineering: A* 316(2001)1-2, S. 11-17.

- [31] Banhart, J.; Chang, C. S. T.; Liang, Z.; Wanderka, N.; Lay, M. D. H.; Hill, A. J.: Natural Aging in Al-Mg-Si Alloys - A Process of Unexpected Complexity. *Advanced Engineering Materials* 12(2010)7, S. 559–571.
- [32] Marioara, C. D.; Andersen, S. J.; Jansen, J.; Zandbergen, H. W.: Atomic model for GP-zones in a 6082 Al-Mg-Si system. *Acta Materialia* 49(2001)2, S. 321–328.
- [33] Marioara, C. D.; Nordmark, H.; Andersen, S. J.; Holmestad, R.: Post- β phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al-Mg-Si alloys. *Journal of Materials Science* 41(2006)2, S. 471–478.
- [34] Pogatscher, S.; Antrekowitsch, H.; Leitner, H.; Ebner, T.; Uggowitzer, P. J.: Mechanisms controlling the artificial aging of Al-Mg-Si Alloys. *Acta Materialia* 59(2011)9, S. 3352–3363.
- [35] Miao, W. F.; Laughlin, D. E.: Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022. *Metallurgical and Materials Transactions A* 31(2000)2, S. 361–371.
- [36] Henkel, C.; Kaufmann, H.; Kleiner, S.; Kutner, F.; Schulz, P.; Uggowitzer, P.: Precipitation hardening of an aluminium alloy, Patent EP1195449A2, 2002.
- [37] Esmaeili, S.; Wang, X.; Lloyd, D. J.; Poole, W. J.: On the precipitation-hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111. *Metallurgical and Materials Transactions A* 34(2003)3, S. 751–763.
- [38] Zengen, K. H. von: Aluminium in Future Cars - A Challenge for Materials Science. *Materials Science Forum* 519-521(2006), S. 1201–1208.
- [39] Bloeck, M.: Aluminium sheet for automotive applications: *Advanced Materials in Automotive Engineering*. Elsevier, 2012, S. 85–108.
- [40] An, Y. G.; Vegter, H.; Zhuang, L.; Hurkmans, A.: Fast aging kinetics of the AA6016 Al-Mg-Si alloy and the application in forming process. *Metallurgical and Materials Transactions A* 33(2002)10, S. 3121–3126.
- [41] Bauser, M.; Sauser, G.; Siegert, K.: *Strangpressen - Aluminium Fachbuchreihe*. Berlin: Beuth, 2011, 2. Auflage.

- [42] Kayser, T.; Klusemann, B.; Lambers, H.-G.; Maier, H. J.; Svendsen, B.: Characterization of grain microstructure development in the aluminum alloy EN AW-6060 during extrusion. *Materials Science and Engineering: A* 527(2010)24-25, S. 6568–6573.
- [43] Sweet, E. D.; Caraher, S. K.; Danilova, N. V.; Zhang, X.: Effects of Extrusion Parameters on Coarse Grain Surface Layer in 6xxx-Series Extrusions. *Proceedings of International Aluminum Extrusion Technology Seminar*, (2004)1, S. 115–126.
- [44] Fjeldly, A.; Roven, H. J.: Observations and calculations on mechanical anisotropy and plastic flow of an AlZnMg extrusion. *Acta Materialia* 44(1996)9, S. 3497–3504.
- [45] Hopperstad, O. S.; Berstad, T.; Ilstad, H.; Lademo, O.-G.; Langseth, M.: Effects of the yield criterion on local deformations in numerical simulation of profile forming. *Journal of Materials Processing Technology* 80-81(1998), S. 551–555.
- [46] Li, S.; Engler, O.; van Houtte, P.: Plastic anisotropy and texture evolution during tensile testing of extruded aluminium profiles. *Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering* 13(2005)5, S. 783–795.
- [47] Chen, L.; Yuan, S.; Kong, D.; Zhao, G.; He, Y.; Zhang, C.: Influence of aging treatment on the microstructure, mechanical properties and anisotropy of hot extruded Al-Mg-Si plate. *Materials & Design*, 182(2019).
- [48] Norm DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Berlin: Beuth, 2009.
- [49] Aegerter, J.; Keller, S.; Berk, H.: Miniaturisierung des Zugversuchs zwecks Ermittlung lokaler Bauteileigenschaften - Versuchstechnik und Vergleich mit Ergebnissen an Standardproben. In: *Tagung Werkstoffprüfung 2017 - Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis*, 2017, S. 117–122.
- [50] Konopík, P.; Farahnak, P.; Rund, M.; Džugan, J.; Rzepa, S.: Applicability of miniature tensile test in the automotive sector. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 461(2018).
- [51] Kohyama, A.; Hamada, K.; Matsui, H.: Specimen size effects on tensile properties of neutron-irradiated steels. *Journal of Nuclear Materials* 179-181(1991), S. 417–420.

- [52] Siebel, E.; Beisswänger, H.: Ziehversuche mit hartgewalzten und partiell geglähten Ronden zur Erhöhung des Ziehverhältnisses. Mitteilungen für die Mitglieder der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung, 1953, S. 89–93.
- [53] Dirks, F.-J.: Tiefziehen vorverfestigter und partiell geglähter Ronden aus Aluminium und Aluminiumlegierungen - Dissertation. Technische Universität Berlin, 1971.
- [54] Vollertsen, F.; Lange, K.: Enhancement of Drawability by Local Heat Treatment. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 47(1998)1, S. 181–184.
- [55] Geiger, M.; Otto, A.: Laser Assisted Net Shape Engineering 4. In: *Proceedings on the 4th LANE*. Bamberg: Meisenbach, 2004
- [56] Vogt, U.: Seriennahe Auslegung von Aluminum Tailored Heat Treated Blanks. In: *Fertigungstechnik - Erlangen*. Band 208. Bamberg: Meisenbach, 2009.
- [57] Merklein, M.; Allwood, J. M.; Behrens, B.-A.; Brosius, A.; Hagenah, H.; Kuzman, K.; Mori, K.; Tekkaya, A. E.; Weckenmann, A.: Bulk forming of sheet metal. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 61(2012)2, S. 725–745.
- [58] Schulte, R.; Graser, M.; Merklein, M.: Enhancement of Forming Limits for Aluminum in Sheet-bulk Metal Forming by Local Laser Heat Treatment. In: *Proceedings of NUMIFORM 2019: The 13th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*, 2019, S. 333–336.
- [59] Goede, M.; Stehlin, M.; Rafflenbeul, L.; Kopp, G.; Beeh, E.: Super Light Car—lightweight construction thanks to a multi-material design and function integration. *European Transport Research Review*. 1(2009)1, S. 5–10.
- [60] Agudo, L.; Eyidi, D.; Schmaranzer, C. H.; Arenholz, E.; Jank, N.; Bruckner, J.; Pyzalla, A. R.: Intermetallic FeAl₃-phases in a steel/Al-alloy fusion weld. *Journal of Materials Science* 42(2007)12, S. 4205–4214.
- [61] Graser, M.; Wiesenmayer, S.; Müller, M.; Merklein, M.: Application of Tailor Heat Treated Blanks technology in a joining by forming process. In: *Journal of Materials Processing Technology* 264(2019), S. 259–272.

- [62] Geiger, M.; Merklein, M.; Vogt, U.: Aluminum tailored heat treated blanks. In: *Production Engineering: Research and Development* 3(2009)4-5, S. 401-410.
- [63] Doherty, R. D.; Hughes, D. A.; Humphreys, F. J.; Jonas, J. J.; Jensen, D.J.; Kassner, M. E.; King, W. E.; McNelley, T. R.; McQueen, H. J.; Rollett, A. D.: Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering: A* 238(1997)2, S. 219-274.
- [64] Humphreys, F. J.; Hatherly, M.: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, 2004, 2nd edition.
- [65] Hogg, M.: Herstellung und Umformung lokal wärmebehandelter Platinen. In: *Beiträge zur Umformtechnik*. Band 53. DGM Informationsgesellschaft mbH, 2006.
- [66] Merklein, M.; Böhm, W.; Lechner, M.: Tailoring Material Properties of Aluminum by Local Laser Heat Treatment. *Physics Procedia* 39(2012), S. 232-239.
- [67] Maier, V.; Hausöl, T.; Schmidt, C. W.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Merklein, M.; Höppel, H. W.; Göken, M.: Tailored Heat Treated Accumulative Roll Bonded Aluminum Blanks: Microstructure and Mechanical Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A* 43(2012)9, S. 3097-3107.
- [68] Herrmann, J.; Merklein, M.: Improvement of deep drawability of ultra-fine grained 6000 series aluminum alloy by tailored heat treatment. *Procedia Manufacturing* 15(2018), S. 976-983.
- [69] Borchers, H.; Schwarzmaier, W.: Der Einfluß nachträglicher Wärmebehandlung auf den Aushärtungszustand einer Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierung. *Zeitschrift für Metallkunde* 35(1943), S. 237-242.
- [70] Hügel, H.; Graf, T.: *Laser in der Fertigung - Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2009, 2., neu bearbeitete Auflage.
- [71] Fröck, H.; Reich, M.; Milkereit, B.; Kessler, O.: Scanning Rate Extension of Conventional DSCs through Indirect Measurements. *Materials* 12(2019)7.
- [72] Kahrmanidis, A.: Thermisch unterstützte Umformung von Aluminiumblechen. In: *Fertigungstechnik - Erlangen*. Band 292. Bamberg: Meisenbach, 2016.

- [73] Staud, D.: Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche. In: Fertigungstechnik - Erlangen. Band 211. Bamberg: Meisenbach, 2010.
- [74] Geiger, M., Merklein, M., Kerausch, M.: Microstructural Investigations of Aluminium Tailored Heat Treated Blanks. In: Production Engineering. Annals of the German Academic Society for Production Engineering WGP, 2004, S. 47-50.
- [75] Nguyen, H.: Qualifizierung des Potentials von Verfestigungseffekten zur Erweiterung des Umformvermögens aushärtbarer Aluminiumlegierungen. In: Fertigungstechnik - Erlangen. Band 266. Bamberg: Meisenbach, 2010.
- [76] Hofmann, A.: Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen. In: Fertigungstechnik - Erlangen. Band 128. Bamberg: Meisenbach, 2002.
- [77] Kerausch, M.: Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatinen. In: Fertigungstechnik - Erlangen. Band 187. Bamberg: Meisenbach, 2007.
- [78] Staud, D.; Merklein, M.: Inverse Approach to the Forming Simulation of Tailored Heat Treated Blanks. In: International Journal of Material Forming 1(2008)1, S. 37-40.
- [79] Lechner, M.: Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen. In: Fertigungstechnik - Erlangen. Band 274. Bamberg: Meisenbach, 2015.
- [80] Norm DIN 8586: Fertigungsverfahren Biegeumformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin: Beuth, 2003.
- [81] Lange, K.: Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft - Band 3: Blechbearbeitung. Heidelberg: Springer, 1990, 2. Auflage.
- [82] Vollertsen, F.; Sprenger, A.; Kraus, J.; Arnet, H.: Extrusion, channel, and profile bending: a review. Journal of Materials Processing Technology 87(1999)1-3, S. 1-27.
- [83] Franz, W.-D.: Das Kalt-Biegen von Rohren. Berlin, Heidelberg: Springer 1961

- [84] Pellegrino, S.; Fratini, L.; Merklein, M.; Böhm, W.; Nguyen, H.: Modeling of the Plastic Characteristics of AA6082 for the Friction Stir Welding Process. *Key Engineering Materials* 639(2015), S. 309–316.
- [85] Morin, D.; Kaarstad, B. L.; Skajaa, B.; Hopperstad, O. S.; Langseth, M.: Testing and modelling of stiffened aluminium panels subjected to quasi-static and low-velocity impact loading. *International Journal of Impact Engineering* 110(2017), S. 97–111.
- [86] Paulsen, F.; Welo, T.: Application of numerical simulation in the bending of aluminium-alloy profiles. *Journal of Materials Processing Technology* 58(1996)2-3, S. 274–285.
- [87] Vatter, P.: Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode. In: *Fertigungstechnik - Erlangen*. Band 262. Bamberg: Meisenbach, 2015.
- [88] Norm DIN EN 755-7: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile - Teil 7: Nahtlose Rohre, Grenzabmaße und Formtoleranzen. Berlin: Beuth, 2016.
- [89] Chatti, S.: *Production of profiles for lightweight structures*. Books on Demand GmbH, 2006.
- [90] Liu, M.; Liu, Y.; Zhan, H.: Cross-sectional deformation of thin-walled rectangular tube in small-radius rotary draw bending under different die sets. In: *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 100(2019)1-4, S. 311–320.
- [91] Li, H.; Yang, H.; Zhan, M.; Gu, R. J.: A new method to accurately obtain wrinkling limit diagram in NC bending process of thin-walled tube with large diameter under different loading paths. *Journal of Materials Processing Technology* 177(2006)1-3, S. 192–196.
- [92] Han, C.; Xu, Y.-c.; Wang, Y.; Zang, C.; Yuan, S.-j.: Shear hydro-bending of 5A02 aluminum alloys rectangular tubes. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22(2012), S. 382–388.
- [93] Flemig, T.; Göhler, K.: Verfahren und Vorrichtung zum Biegen von Hohlprofilen mit minimalem Biegeradius, Patent DE102006031503B4, 2008.
- [94] Kajikawa, S.; Wang, G.; Kuboki, T.; Watanabe, M.; Tsuichiya, A.: Prevention of defects by optimizing mandrel position and shape in

- rotary draw bending of copper tube with thin wall. *Procedia Manufacturing* 15(2018), S. 828–835.
- [95] Geiger, M.; Sprenger, A.: Controlled Bending of Aluminium Extrusions. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 47(1998)1, S. 197–202.
- [96] Miller, J. E.; Kyriakides, S.; Bastard, A. H.: On bend-stretch forming of aluminum extruded tubes — I: experiments. *International Journal of Mechanical Sciences* 43(2001)5, S. 1283–1317.
- [97] Ben Khalifa, N.; Becker, C.; Jäger, A.; Kwiatkowski, L.; Selvaggio, A.; Tekkaya, A. E.: Geometric gradation of profiles for lightweight applications, In: *Proceedings of the 6th JSTP International Seminar on Precision Forging Kyoto Japan, 2013*.
- [98] Chatti, S.; Hermes, M.; Tekkaya, A. E.; Kleiner, M.: The new TSS bending process. *CIRP Annals* 59(2010)1, S. 315–318.
- [99] Staupendahl, D.; Becker, C.; Weinrich, A.; Hermes, M.; Tekkaya, A. E.: Innovative forming processes for tubes, profiles and sheets made of modern steel grades. *Stahl und Eisen* 132(2012)8, S.47
- [100] Staupendahl, D.; Löbbe, C.; Hudovernik, M.; Becker, C.; Tekkaya, A. E.: Process Combinations for the Production of Load-Optimized Structural Components, In: *4th International Conference on Steels in Cars and Trucks*. Braunschweig, 2014.
- [101] Kleiner, M.; Arendes, D.: The manufacture of non-linear aluminium sections applying a combination of extrusion and curving. *Advanced Technology of Plasticity* (1996), S. 971–983.
- [102] Müller, K. B.: Bending of extruded profiles during extrusion process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 46(2006)11, S. 1238–1242.
- [103] Jäger, A.; Ahmet, G.; Marco, S.; Erman, T.: Production of Functionally Graded Aluminum EN AW-6082 Profiles by Extrusion with a Subsequent Quenching Strategy. *Steel research international* 2(2008)2, S. 842–846.
- [104] Guezel, A.; Jaeger, A.; Schikorra, M.; Tekkaya, A. E.: Crush energy absorption of functionally graded aluminum extruded profiles. *Steel research international*. 79(2008)2, S. 312–316.
- [105] Zoller, H., Ried, A.: Metallkundliche Grundlagen der leicht preßbaren AlMgSi-Legierungen. *Aluminium*, (1965)41, S. 626–629.

- [106] Remøe, M. S.; Marthinsen, K.; Westermann, I.; Pedersen, K.; Røyset, J.; Marioara, C.: The effect of alloying elements on the ductility of Al-Mg-Si alloys. *Materials Science and Engineering: A* 693(2017), S. 60–72.
- [107] Norm DIN 17052-1: Wärmebehandlungsöfen - Teil 1: Anforderungen an die Temperaturgleichmäßigkeit. Berlin: Beuth, 2013.
- [108] Fröck, H.; Graser, M.; Reich, M.; Lechner, M.; Merklein, M.; Kessler, O.: Influence of short-term heat treatment on the microstructure and mechanical properties of EN AW-6060 T4 extrusion profiles: Part A. In: *Production Engineering : Research and Development* 10(2016)4-5, S. 383–389.
- [109] Svec, T.: Untersuchungen zur Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im partiellen Presshärtprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge. In: *Fertigungstechnik - Erlangen*. Band 269. Bamberg: Meisenbach, 2015.
- [110] VDA-Empfehlungen VDA 239-300: Experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Walzprodukten aus Aluminiumlegierungen für die CAE-Berechnung - Prüfung und Dokumentation. 2015.
- [111] Norm DIN EN ISO 3274: Geometrische Produktspezifikationen (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Nenneigenschaften von Tastschnittgeräten. Berlin: Beuth, 1998.
- [112] Norm DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugprüfung. Berlin: Beuth, 2009.
- [113] Norm DIN EN ISO 6506-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell - Teil 1: Prüfverfahren. Berlin: Beuth, 2015.
- [114] Norm DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren. Beuth, 2018.
- [115] Mittemeijer, E. J.: *Fundamentals of Materials Science - The Microstructure-Property Relationship Using Metals as Model Systems*. In: *Graduate Texts in Physics*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2011.
- [116] Seemann, H. J., Stavenow, F.: Röntgenographische Untersuchungen über das Auftreten von Stapelfehlern in verschiedenen Aluminiumlegierungen. *Zeitschrift für Metallkunde*, (1961)52, S. 667–670.
- [117] Merklein, M.: *Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau*. Bamberg: Meisenbach, 2006

- [118] Merklein, M.; Geiger, M.; Staud, D.; Vogt, U.: Tailored heat treated blanks applied on car body parts under quasi-series conditions. *International Journal of Microstructure and Materials Properties* 4(2009)5/6.
- [119] Drossel, G.; Friedrich, S.; Huppertz, W.; Kammer, C.; Lehnert, W.; Liesenberg, O.; Mader, W.; Paul, M.; Rudolf, A.; Thate, W.; Ullmann, M.; Wenglorz, H.-W.; Zeltner, S.: *Aluminium-Taschenbuch - Praxis*. Berlin: Beuth, 2018, 17. Auflage.
- [120] Kahrimanidis, A.; Wortberg, D.; Merklein, M.: Influence of a Short Term Heat Treatment by Conduction and Induction on the Mechanical Properties of AA6014 Alloys. *Physics Procedia* 56(2014), S. 1410–1418.
- [121] Siebel, G.: Über den Presseffekt der Aluminium-Zink-Magnesium-Legierung HY-43. *Angewandte Chemie*, (1948), S. 215.
- [122] Sun, D.-Z.: Charakterisierung und Modellierung des anisotropen Versagensverhaltens von Aluminiumwerkstoffen für die Crashsimulation. In: *FAT-Schriftenreihe*, (2018)313.
- [123] Yoon, J. W.; Dick, R. E.; Barlat, F.: Analytical Approach to Predict Anisotropic Material Properties from Cup Drawings. *International Journal of Material Forming* 1(2008)1, S. 301–304.
- [124] Hockett, J. E.; Sherby, O. D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23(1975)2, S. 87–98.
- [125] Hill, R.: A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London A* 193(1948)1033, S. 281–297.
- [126] Merklein, M.; Lechner, M.; Graser, M.: Influence of a short-term heat treatment on the formability and ageing characteristics of aluminum profiles. In: *WLT e.V. (Hrsg.) Lasers in Manufacturing Conference 2015*, 2015.
- [127] Graser, M.; Lenzen, M.; Merklein, M.: On the inverse identification of Lankford coefficients using geometrical changes under quasi-biaxial loading. *International Journal of Material Forming* 12(2019)6, S. 1053–1061.

- [128] Ding, L.; He, Y.; Wen, Z.; Zhao, P.; Jia, Z.; Liu, Q.: Optimization of the pre-aging treatment for an AA6022 alloy at various temperatures and holding times. In: *Journal of Alloys and Compounds* 647(2015), S. 238–244.
- [129] Bargel, H.-J., Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012.
- [130] Van Horn, K. R.: *Aluminium Vol. 1, Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams*. ASM, 1967.
- [131] Roos, E.; Maile, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2015.
- [132] Mises, R.: Mechanics of solids in plastic state. *Göttinger Nachrichten Mathematical Physics*, (1913)4, S. 582–592.
- [133] Hill, R.: Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 38(1990)3, S. 405–417.
- [134] Barlat, F.; Lian, K.: Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions. *International Journal of Plasticity* 5(1989)1, S. 51–66.
- [135] Barlat, F.; Lege, D. J.; Brem, J. C.: A six-component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity* 7(1991)7, S. 693–712.
- [136] Barlat, F.; Brem, J. C.; Yoon, J. W.; Chung, K.; Dick, R. E.; Lege, D. J.; Pourboghrat, F.; Choi, S.-H.; Chu, E.: Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory. *International Journal of Plasticity* 19(2003)9, S. 1297–1319.
- [137] Baehr, H. D.; Stephan, K.: Wärmestrahlung. In: Baehr, H. D.; Stephan, K. (Hrsg.): *Wärme- und Stoffübertragung*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2013, S. 619–754
- [138] Vollertsen, F.; Geiger, M.: *Laserstrahlumformen, lasergestützte Formgebung - Verfahren, Mechanismen, Modellierung*. Bamberg: Meisenbach, 1996.
- [139] Graser, M.; Pflaum, N.; Merklein, M.: Influence of a local laser heat treatment on the bending properties of aluminium extrusion profiles. *Procedia CIRP*. 2018, 74, S. 780–784

- [140] Grüner, M.: Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium. In: Fertigungstechnik - Erlangen. Band 260. Bamberg: Meisenbach, 2014.
- [141] Erhart, T.: Review of solid element formulations in LS-Dyna - Properties, Limits, Advantages, Disadvantages. In: LS-Dyna Forum, 2011

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Merklein, M.; Lechner, M.; Graser, M.: Influence of a short-term heat treatment on the formability and ageing characteristics of aluminum profiles. In: WLT e.V. (Hrsg.): Lasers in Manufacturing Conference, 2015
- [P2] Merklein, M.; Graser, M.; Lechner, M.: Experimental investigation of heat-treated aluminum profiles. Key Engineering Materials. 2015, 651-653, S. 59-64
- [P3] Fröck, H.; Graser, M.; Reich, M.; Lechner, M.; Merklein, M.; Keßler, O.: Influence of short-term heat treatment on the microstructure and mechanical properties of EN AW 6060 T4 extrusion profiles - Part A. Production Engineering. 2016, 10, 4-5, S. 383-389
- [P4] Graser, M.; Fröck, H.; Lechner, M.; Reich, M.; Keßler, O.; Merklein, M.: Influence of short-term heat treatment on the microstructure and mechanical properties of EN AW 6060 T4 extrusion profiles - Part B. Production Engineering. 2016, 10, 4-5, S. 391-398
- [P5] Merklein, M.; Graser, M.; Degner, J.; Lechner, M.; Herrmann, J.: Tailoring material properties in forming technology by a local heat treatment. In: Gronostajski, Z. (Hrsg.): Advanced Metal Forming Processes in Automotive Industry, 2016, S. 45-52
- [P6] Merklein, M.; Lechner, M.; Graser, M.: Improvement of the Formability of Aluminum Extrusion Profiles by a Tailored, Local Short-Term Heat Treatment. In: Dimitrov Dimitar, Oosthuizen Tiaan (Hrsg.): Proceedings COMA16, 2016, S. 155-160
- [P7] Graser, M.; Degner, J.; Böhm, W.; Merklein, M.: Aluminiumlösungen aus maßgeschneidert wärmebehandelten Halbzeugen. Zeitschrift Konstruktion. 2017, 6
- [P8] Graser, M.; Pflaum, N.; Merklein, M.: Influence of a local laser heat treatment on the bending properties of aluminium extrusion profiles. Procedia CIRP. 2018, 74, S. 780-784
- [P9] Graser, M.; Lenzen, M.; Merklein, M.: On the Inverse Identification of Lankford Coefficients using Geometrical Changes under Quasi-Biaxial Loading. International Journal of Material Forming. 2019, DOI: 10.1007/s12289-019-01498-z

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] Studener, F.: Untersuchung des Einflusses einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften einer Aluminiumstrangpresslegierung. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S2] Fiegl, B.: Untersuchung des Einflusses einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften einer Aluminiumstrangpresslegierung. Projektarbeit. Erlangen, 2015
- [S3] Haiderie, H.: Experimentelle und rechnergestützte Untersuchung der lokalen, lasergestützten Wärmebehandlung von Aluminiumprofilen. Masterarbeit. Erlangen, 2015
- [S4] Beck, P.: Untersuchung der Anisotropie von Aluminiumstrangpresslegierungen durch konventionelle und innovative Ansätze. Projektarbeit. Erlangen, 2015
- [S5] Volpert, A.: Untersuchung des Einflusses einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften und Umformbarkeit der Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6060. Projektarbeit. Erlangen, 2015
- [S6] Papke, T.: Systematische Untersuchung von Parametereinflüssen auf den Biegeprozess von lokal wärmebehandelten Aluminiumstrangpressprofilen. Projektarbeit. Erlangen, 2016
- [S7] Volpert, A.: Analyse von Einflussfaktoren auf den Biegeprozess von Aluminiumhohlprofilen mit lokal angepassten Werkstoffeigenschaften. Masterarbeit. Erlangen, 2016
- [S8] Beck, P.: Untersuchung des Einflusses der Wärmebehandlungsprozessführung auf die mechanischen Eigenschaften einer Aluminiumstrangpresslegierung. Masterarbeit. Erlangen, 2016
- [S9] Pflaum, N.: Einflussanalyse der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung auf die Umformbarkeit von Aluminiumquadratrohren der Legierung EN AW-6005. Projektarbeit. Erlangen, 2017
- [S10] Sarigül, S.: Numerische Analyse von Chargen- und Prozessschwankungen auf die Kurzzeitwärmebehandlung und das Biegen von Aluminiumquadratrohren. Projektarbeit. Erlangen, 2017
- [S11] Kreß, M.: Einflussanalyse von Wärmebehandlungsparametern auf die mechanischen Eigenschaften einer Aluminiumstrangpresslegierung. Bachelorarbeit. Erlangen, 2017

- [S12] Marcinko, S.: Untersuchung einer Wärmebehandlungsprozessfolge zur Herstellung eines schnellaushärtbaren Zustandes für Aluminiumstrangpresslegierungen. Masterarbeit. Erlangen, 2017
- [S13] Pflaum, N.: Untersuchung des Einflusses einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften der Aluminiumstrangpresslegierung EN AW-6082 T4. Masterarbeit. Erlangen, 2017
- [S14] Wilbers, P.: Analyse des Einflusses einer laserinduzierten Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von Aluminiumstrangpresslegierungen. Bachelorarbeit. Erlangen, 2018
- [S15] Hartung, L.: Erweiterung der Formgebungsgrenzen von Aluminiumquadratrohren durch die laserinduzierte Applikation von Wärmebehandlungslayouts. Bachelorarbeit. Erlangen, 2018
- [S16] Kreß, M.: Analyse des Einflusses lokaler Wärmebehandlungsstrategien auf die Geometrie, Eigenschaftsverteilung und das Einsatzverhalten von Aluminiumquadratrohren. Projektarbeit. Erlangen, 2018

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2023):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
FMT	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LGT	Lehrstuhl für Gießereitechnik
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien
REP	Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen

Band 1: Andreas Hemberger

Innovationspotentiale in der rechnerintegrierten Produktion durch wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe

Beitrag zur Steigerung der Flexibilität automatisierter Montagesysteme durch Sensorintegration und erweiterte Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting

Projektiertung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter

Nutzungsgradsteigerung von Montagesystemen durch den Einsatz der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin

Aufbau von Modellen zur Lageregelung von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss

Untersuchungen zur Bearbeitungsqualität im Fertigungssystem Laserstrahlschneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz

Modell zur datenbankgestützten Planung automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier

Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhaltens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele

Konzeption und Wirtschaftlichkeit von Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer

Technologisch orientierte Montageplanung am Beispiel der Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer

Verteilte Planungssysteme zur Flexibilitätssteigerung der rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam

CAD/CAP: Rechnergestützte Montagefeinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen

Pulvermetallurgische Verarbeitung eines übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann

Untersuchungen zur Anlagen- und Prozeßdiagnostik für das Schneiden mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler

Material- und Datenfluß in einer flexiblen Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake

Entwicklung eines rechnergestützten Diagnosesystems für automatisierte Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel

Optimierung der Werkzeugbereitstellung durch rechnergestützte Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller

Modellierung und Einsatz von Softwaresystemen für rechnergeführte Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende

Untersuchungen zum Biegeumformung mit elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid

Beitrag zum automatisierten Bearbeiten von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer

Multiprozessorsteuerung für kooperierende Industrieroboter in Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer

Entwicklung problemspezifischer Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr

Beitrag zur optimalen Verbindungstechnik in der Oberflächmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief

Untersuchungen zur Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim

Rechnerunterstützte Optimierung von Materialflußstrukturen in der Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller

CO₂-Laserstrahlschneiden von kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer

Integrierte Informationsverarbeitung bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann

Entwicklung einer CAD/CAM-Prozesskette für die Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann

Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen: Prozeßführung und Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbearbeitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992. ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel

Flexible Werkstattsteuerung mit objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch

Planungs- und Steuerungswerkzeuge zur impliziten Geräteprogrammierung in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992. ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther

Ein Beitrag zur Bewertung des Kommunikationsverhaltens von Automatisierungsgeräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992. ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless

Laserstrahlregelung und Optikiagnostik in der Strahlführung einer CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993. ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel

Entwicklung und Einsatz eines Simulationsverfahrens für operative und strategische Probleme der Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann

Operatives Fertigungscontrolling durch Optimierung auftragsbezogener Bearbeitungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993. ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra

Entwicklung eines benutzerorientierten Werkstattprogrammiersystems für das Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993. ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels

Modellierung und Optimierung von Montageanlagen in einem integrierten Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993. ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Heibel

Laserstrahlbohren durchflußbestimmender Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993. ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz

Oberflächenfeinbearbeitung keramischer Werkstoffe mit XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994. ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp

Rechnerunterstützung bei Test und Schulung an Steuerungssoftware von SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch

Wissensbasierte Unterstützung der Angebotsbearbeitung in der Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp

Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim Schneiden mit einem gepulsten Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995. ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel

Optische 3D-Konturerfassung und on-line Biege winkelmessung mit dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995. ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt

Modulares Planungssystem zur Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner

Adaptive Diagnose in der Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995. ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann

Beitrag zur automatisierten Handhabungsplanung komplexer Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995. ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf

Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher

Konzept zur rechnerintegrierten Materialversorgung in flexiblen Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska

Wissensbasierte Analyse und Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke

Integrierte Entwicklung neuer Produkt- und Produktionstechnologien für räumliche spritzgegossene Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995. ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller

Sensorplanung und schnelle Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995. ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie

Zeitbehandlung und Multimedia-Unterstützung in Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996. ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel

Reengineering in der Elektro- und Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996. ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn

Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung mit Excimerlasern - Systemkomponenten und Verfahrensoptimierungen
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab.
1996. ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth

Laserstrahlhartlöten mit Zweistrahltechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab.
1996. ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr

Steuerung und Sensordatenintegration für flexible Fertigungszellen mitkooperierenden Robotern
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab.
1996. ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer

Berührungslose Formgebung mit Laserstrahlung
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab.
1996. ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz

Fertigungsqualität beim 3D-Laserstrahlschweißen von Blechformteilen
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab.
1997. ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs

Integration elektromechanischer CA-Anwendungen über einem STEP-Produktmodell
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab.
1997. ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm

Prozeßintegrierte Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab.
1997. ISBN 3-87525-082-8.

Band 61: Andreas Brand

Prozesse und Systeme zur Bestückung räumlicher elektronischer Baugruppen (3D-MID)
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf

Regelung der Laserstrahlleistung und der Fokusparameter einer CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab.
1997. ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser

Modulares Informationsmanagement in der integrierten Produkt- und Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl

Integriertes Automatisierungskonzept für den flexiblen Materialfluß in der Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab.
1997. ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto

Transiente Prozesse beim Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab.
1997. ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl

Erweiterte Informationsbereitstellung an offenen CNC-Steuerungen zur Prozeß- und Programmoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf

Verbesserte Prozeßführung und Prozeßplanung zur Leistungs- und Qualitätssteigerung beim Spulenvickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes

Technologieorientierte Bahnplanung für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab.
1997. ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus

Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab.
1997. ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer

Adaptive Strahlführungen für CO₂-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab.
1997. ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber

Prozeßoptimierter Betrieb flexibler Schraubstationen in der automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab.
1997. ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf

Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab.
1997. ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke

Integrierte Planung und Konstruktion von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller

Automatisierte Demontagesysteme und recyclinggerechte Produktgestaltung elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998. ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meßner

Kaltmassivumformung metallischer Kleinstteile - Werkstoffverhalten, Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab.
1998. ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher

Prozeß- und Systemtechnik zum Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab.
1998. ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind

Zerstörungsfreie Ermittlung mechanischer Eigenschaften von Feinblechen mit dem Wirbelstromverfahren
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab.
1998. ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard

Qualitätssteigerung in der Elektronikproduktion durch Optimierung der Prozeßführung beim Löten komplexer Baugruppen
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab.
1998. ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh

Methodische Einbindung der Simulation in die betrieblichen Planungs- und Entscheidungsabläufe
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab.
1998. ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn

Mefseinrichtung zur Untersuchung der Wirkflächenreibung bei umformtechnischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab.
1998. ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert

Regelung der Fokusslage beim Schweißen mit CO₂-Hochleistungslasern unter Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab.
1998. ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo

Development and Implementation of Hierarchical Control Structures of Flexible Production Systems Using High Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998. ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt

Effizienzsteigerung bei Demontage und Recycling durch flexible Demontagetechnologien und optimierte Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998. ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz

Modelle und effiziente Modellbildung zur Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998. ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs

Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT
FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998. ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau

Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999. ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals

Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes
LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999. ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn

Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion
FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999. ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger

Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen
LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999. ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher

Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten
LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999. ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet

Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung
LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999. ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart

Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO₂-Laserstrahlung
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999. ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P.

Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper
LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999. ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler

Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung
FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999. ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker

Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999. ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein

Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung
LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999. ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger

Herstellungs- und Prüfverfahren für thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999. ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knobloch

Beitrag zur rechnerunterstützten verursachungsgerechten Angebotskalkulation von Blechteilen mit Hilfe wissensbasierter Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999. ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach

Bildverarbeitungssystem zur Erfassung der Anschlußgeometrie elektronischer SMT-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000. ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk

Simulationsbasierte Lebensdauer vorhersage für Werkzeuge der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000. ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl

Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000. ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel

Ermüdungsbruchversagen hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000. ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert

Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000. ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer

Modulares Planungswerkzeug zum Produktionsmanagement in der Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige

Flexible Formgebung von Blechen durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel

Wissensbasierte Methoden für die rechnergestützte Charakterisierung und Bewertung innovativer Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel

Kommunikationstechnische Integration der Prozeßebene in Produktionssysteme durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter

Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen durch Einsatz mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001. ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli

Integration lokaler CAP-Systeme in einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001. ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller

Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern - Prozeßparameter und Modelle zur Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001. ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer

Integrierte Telediagnose via Internet zum effizienten Service von Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein

Qualitäts- und kosteneffiziente Integration neuer Bauelementetechnologien in die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001. ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger

Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten alternativer Elektroniklote in der Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001. ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber

Justieren vormontierter Systeme mit dem Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi

Analyse und Optimierung von Montagesystemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001. ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein

Laserstrahlumformen von Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001. ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi

Ein informationslogistisches Architekturkonzept zur Akquisition simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002. ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch

Rationalisierung und ergonomische Optimierung im Innenausbau durch den Einsatz moderner Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002. ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt

Prozeßregelung für das Laserstrahl-Punktschweißen in der Elektronikproduktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002. ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler

Grundlegende Untersuchungen zum Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche

Methoden zur technologieorientierten Programmierung für die 3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002. ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel

Prozeßkontrolle beim Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel

Prozeßkontrolle und -steuerung beim Laserstrahlschweißen mit den Methoden der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002. ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßer

Laserstrahlunterstützte Erzeugung metallischer Leiterstrukturen auf Thermoplastsubstraten für die MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein

Qualität laserstrahl-gefügter Mikroverbindungen elektronischer Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002. ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann

Grundlegende Untersuchungen zum Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich

Simultanes Löten von Anschlußkontakten elektronischer Bauelemente mit Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann

Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen

LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab.
2002. ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch

3 - D MID Technologie in der Automobilelektronik

FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab.
2002. ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl

Fertigungsqualität und Umformbarkeit laserstrahlgeschweißter Formplatinen aus Aluminiumlegierungen

LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab.
2002. ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk

Entwicklung eines konfigurierbaren Steuerungssystems für die flexible Sensorführung von Industrierobotern

FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab.
2002. ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Negendanck

Neue Sensorik und Aktorik für Bearbeitungsköpfe zum Laserstrahlschweißen

LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis

Integrierte Fertigung - Verfahrensintegration durch Innenhochdruck-Umformen, Trennen und Laserstrahlschweißen in einem Werkzeug sowie ihre tele- und multimediale Präsentation

LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab.
2002. ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner

Technische Umsetzung produktbezogener Instrumente der Umweltpolitik bei Elektro- und Elektronikgeräten

FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab.
2002. ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier

Strategien für einen produktorientierten Einsatz räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)

FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich

Kostensimulation - Simulationsbasierte Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer Produktionssysteme

FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab.
2002. ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny

Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur

LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab.
2002. ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha

Flexible Montageautomatisierung zur Komplettmontage flächenhafter Produktstrukturen durch kooperierende Industrieroboter

FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab.
2003. ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth

Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und Verbindungstechnik für mechatronische Baugruppen

FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph

Durchgängige simulationsgestützte Planung von Fertigungseinrichtungen der Elektronikproduktion

FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah

Simulationsbasierte Bestimmung der zu erwartenden Maßhaltigkeit für das Blechbiegen

LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab.
2003. ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein

Scherschneiden und Biegen metallischer Kleinstteile - Materialeinfluss und Materialverhalten

LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab.
2003. ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff

Excimerlaserstrahlbiegen dünner metallischer Folien mit homogener Lichtlinie

LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2003. ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach

Rechnergestützte Anpassung von Laserstrahlschneidbahnen an Bauteilabweichungen

LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab.
2004. ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl

System- und Prozesstechnik für das simultane Löten mit Diodenlaserstrahlung von elektronischen Bauelementen

LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab.
2004. ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker

Tribologische Eigenschaften keramischer Blechumformwerkzeuge - Einfluss einer Oberflächenendbearbeitung mittels Excimerlaserstrahlung

LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab.
2004. ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger

Prozessoptimierung in der Wickeltechnik durch innovative maschinenbauliche und regelungstechnische Ansätze

FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama

Effizienzsteigerung in der Montage durch marktorientierte Montagestrukturen und erweiterte Mitarbeiterkompetenz

FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm

Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Entwicklung von Konzepten und Methoden für die rechnerunterstützte Modellierung und Optimierung von komplexen Aktorsystemen in der Mikrotechnik

LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab.
2004. ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung: Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab.
2004. ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und Regelsysteme für die adaptive Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab.
2004. ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender Regelkreise für flexible Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab.
2005. ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinstteile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab.
2005. ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung von Qualität und Zuverlässigkeit in der Fertigung hochintegrierter Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab.
2005. ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit Elastomerwerkzeugen Modellierung, Prozessauslegung und Abgrenzung des Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab.
2005. ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trocken-schmierstoffbeschichteter Aluminiumbleche im Presswerk Grundlegende Untersuchungen zur Tribologie, zum Umformverhalten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab.
2005. ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of Assembly Systems in Three-Dimensional Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung elektronischer Baugruppen auf der Basis flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab.
2005. ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab.
2005. ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung einer varianz- und kostenoptimierten Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab.
2005. ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessanalyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung von Leichtbauverbundstrukturen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2005. ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimierung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management in der integrierten virtuellen Entwicklung der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab.
2005. ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab.
2005. ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab.
2006. ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtel
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab.
2006. ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert
Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab.
2006. ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller
Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab.
2006. ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann
Hybrides Laserdurchstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab.
2006. ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick

Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für blei-freie Mechatronik-Anwendungen
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi

Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods

LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp

Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel

Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl

Nicht-thermische Mikrojustier-technik mittels ultrakurzer Laserpulse
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo

Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schalungsträger (3D-MID)
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang

Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß

Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker

Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten

FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer

Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse

LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht

Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge

LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß

Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen

FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch

Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplattinen

LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber

Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick

Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahlschweißen von Kunststoffen

LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht

Werkstoffcharakterisierung und Prozessauslegung für die wirkmedienbasierte Doppelblech-Umformung von Magnesiumlegierungen

LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl

Stochastische Simulation zur Werkzeuglebensdaueroptimierung und Präzisionsfertigung in der Kaltmassivumformung

LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi

Innenhochdruck-Umformen verstärkter Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff

Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5

LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez

Simulationsgestützte Methoden zur effizienten Gestaltung von Lötprozessen in der Elektronikproduktion

FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze

Automatisierte Montage von makromechatronischen Modulen zur flexiblen Integration in hybride Pkw-Bordnetzsysteme

FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.

ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter

Grundlegende Untersuchungen zur experimentellen Ermittlung und zur Modellierung von Fließortkurven bei erhöhten Temperaturen

LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl

Entwicklung, angepasste Herstellungsverfahren und erweiterte Qualitätssicherung von einsetzgerechten elektronischen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab.
2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth

Grundlegende Untersuchungen zum Excimerlaserstrahl-Abtragen unter Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab.
2008. ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera

Prozesstechnische Untersuchungen zum Rührreibschweißen metallischer Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab.
2008. ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler

Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl

Untersuchungen zur Erhöhung der Prozessrobustheit bei der Innenhochdruck-Umformung von flächigen Halbzeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller

Modellierung eines nachfrageorientierten Produktionskonzeptes für mobile Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf

Optimierung von Zuverlässigkeitsuntersuchungen, Prüfabläufen und Nacharbeitsprozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab.
2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich

Sensoriken zur Schwerpunktslagebestimmung der optischen Prozessmissionen beim Laserstrahl-tiefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf

Entwicklung eines agentenbasierten Steuerungssystems zur Materialflussorganisation im wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder, 2009.
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster

Laserdurchstrahlschweißen transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler

Rührreibschweißen von walzplattiertem Halbzeug und Aluminiumblech zur Herstellung flächiger Aluminiumschaum-Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt

Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann

Qualitative und quantitative Bewertung der Crashtauglichkeit von höchstfesten Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl

Größeneffekte bei Biegeprozessen-Entwicklung einer Methodik zur Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud

Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann

Prozesssicherung beim Laserdurchstrahlschweißen thermoplastischer Kunststoffe
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel

Grundlegende Untersuchungen zum Kontaktzustand zwischen Werkstück und Werkzeug bei umformtechnischen Prozessen unter tribologischen Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer

Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner

Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betaung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüßler

Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab.
2010.
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti

Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innenhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke

Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald
Quasi-isothermes Laserstrahl-sintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner
Beanspruchungsangepasste Kaltmassivumformwerkzeuge durch lokal optimierte Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Versagens von Punktschweißverbindungen bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuer
Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging Tools Exemplified by Powder Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des Laserstrahlumformens von Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des Laserstrahlhartlötens mittels optischer Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kaupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerkstoffen - Umformverhalten und Grenzen der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß
Modellbasierte Prozessauslegung für die Kaltmassivumformung unter Berücksichtigung der Werkzeug- und Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth
Analyse und Optimierung der Entwicklung und Zuverlässigkeit räumlicher Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler
Ganzheitliche Automatisierung mechatronischer Systeme in der Medizin am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert
Automatisiertes Laserstrahl-löten und -reparaturlöten elektronischer Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärzbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim Laserstrahl-schweißen verzinkter Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette zur wärmeunterstützten Umformung von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster Halbzeuge mit variabler Blechdicke durch die Anwendung von Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium Vessel and Capillary Density for the Application of Detection of Clinical Shock and Early Signs of Cancer Development
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab.
2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen auf die Verarbeitungsgrenzen von Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktgeschweißter Aluminium-Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentlin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren auf die Wirbelstromverluste von Stator-Einzelzahnblechpaketen für den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahrzeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösel
Wirkmedienbasierte Umformung von Blechhalbzeugen unter Anwendung magnetorheologischer Flüssigkeiten als kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozesssimulation von Biegeumform- und Falzverfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühn
Flexible Automatisierung der Statormontage mit Hilfe einer universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien für Rotoren getriebeintegrierter PM-Synchronmotoren von Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for Contactless Power Transfer Systems for Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder.
2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des Laserstrahltiefschweißprozesses durch Detektion der Metaldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke

Transiente physikalische Mechanismen bei der Laserablation von dünnen Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz

Community-basierte Optimierung des Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab.
2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen

Qualifizierung des Potentials von Verfestigungseffekten zur Erweiterung des Umformvermögens aus-härtbarer Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert

Erweiterung und Verbesserung von Versuchs- und Auswertetechniken für die Bestimmung von Grenzformänderungskurven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus

Erstellung eines Werkstofforientierten Fertigungsprozessfensters zur Steigerung des Formgebungsvermögens von Aluminiumlegierungen unter Anwendung einer zwischengeschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec

Untersuchungen zur Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im partiellen Presshärtprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader

Grundlegende Untersuchungen zur Verschleißcharakterisierung beschichteter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela

Untersuchung von Magnetfeld-Messmethoden zur ganzheitlichen Wertschöpfungsoptimierung und Fehlerdetektion an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland

Entwicklung einer Methode zur Prognose adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm

Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner

Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas

Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum

Laser Consolidation of ITO Nanoparticles for the Generation of Thin Conductive Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider

Umformtechnische Herstellung dünnwandiger Funktionsbauteile aus Feinblech durch Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof

Sematische Modellierung automatisierter Produktionssysteme zur Verbesserung der IT-Integration zwischen Anlagen-Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller

Erarbeitung von Grundlagen zur Abbildung des tribologischen Systems in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler

Einsatz technologischer Versuche zur Erweiterung der Versagensvorhersage bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Bönig

Integration des Systemverhaltens von Automobil-Hochvoltleitungen in die virtuelle Absicherung durch strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl

Automatisierte Datenerfassung für diskret ereignisorientierte Simulationen in der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold

Mikroschockwellenumformung mittels ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger

Laserstrahlschweißen thermoplastischer Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Borschlegl
Methods-Energy Measurement -
Eine Methode zur Energieplanung
für Fügeverfahren im Karosseriebau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unternehmenscontrollings um die Dimension Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung zyklisch-symmetrischer Bauteile mit Nebenformelementen durch Blechmassivumformung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der tribologischen Bedingungen in der Blechmassivumformung - Bereitstellung von tribologischen Modellsversuchen und Realisierung von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absicherung der formgebenden Operation des Nasspressprozesses von Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische Mindestenergiebedarf als Referenzwert zur Bewertung der Energieeffizienz in der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis
Thermisch unterstützte Umformung von Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent Magnet Assembly and Magnetic Rotor Measurement / Flexible Systeme zur Montage von Permanentmagneten und zur Messung magnetischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Leichtbauwerkstoffe unter Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen zum Prozessverhalten von Silizium als Werkzeugwerkstoff für das Mikroscherschneiden metallischer Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der Lasermikromaterialbearbeitung - Grundlegende Untersuchungen und Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach for the Process Planning of Energy-Efficient Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik für verteilte Wicklungen im Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab.
2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung montagespezifischer Werkerinformati onssysteme simultan zum Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab.
2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung und Regelung robotergeführter Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen Werkstoffverbunden mittels simultanem, intensitätsselektivem Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch unterstützten Fertigungskette zur Herstellung umgeformter Bauteile aus der härtesten Aluminiumlegierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin
Design of Manufacturing Processes for the Cold Bulk Forming of Small Metal Components from Metal Strip
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy
Experimental Investigation, Modeling, Simulation and Optimization of Molded Interconnect Devices (MID) Based on Laser Direct Structuring (LDS) / Experimentelle Untersuchung, Modellierung, Simulation und Optimierung von Molded Interconnect Devices (MID) basierend auf Laser Direktstrukturierung (LDS)
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab.
2017.
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr
Automatisierte Kontaktierungsverfahren für flachleiterbasierte Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner
Charakterisierung und Modellierung des spannungszustandsabhängigen Werkstoffverhaltens der Magnesiumlegierung AZ31B für die numerische Prozessauslegung LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017. ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar
A reliable methodology to deduce thermo-mechanical flow behaviour of hot stamping steels LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017. ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler
Steuerung von Blechmassivumformprozessen durch maßgeschneiderte tribologische Systeme LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn- und Umformprozesses beim Fügen artungleicher Werkstoffe mittels Schneidlinchverfahren LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc
Eine Simulationsmethode für das 3-Rollen-Schubbiegen LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome Bahnplanung für ein sicheres und flexibles Roboter-Assistenzsystem in der Fertigung FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die Zuverlässigkeit der Lötverbindungen von Hochleistungs-Leuchtdioden FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner
Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja
Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab. 2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub
Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel
Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand
Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad
Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel
Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann
Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann
Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner
Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller
Mapping Individual Subjective Values to Product Design KTMfK, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz
Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnibl
Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbau-strukturteile LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner
Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher
FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm
Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge
LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer
Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip
LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung transients optischer Materialeigenschaften bei der Ultrakurzpuls-Lasermaterialbearbeitung
LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz
Intralogistics Execution System mit integrierten autonomen, servicebasierten Transportentitäten
FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner
Strategien der Produktindividualisierung in der produzierenden Industrie im Kontext der Digitalisierung
FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger
Ein Ansatz zur CAD-integrierten muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn
Qualität und Zuverlässigkeit laserdirektstrukturierter mechatronisch integrierter Baugruppen (LDS-MID)
FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann
Modellbasierte Zustands- und Prozessüberwachung auf Basis sozio-cyber-physischer Systeme
FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski
Grundlegende Untersuchungen zum Prozess- und Werkstoffverhalten bei schwingungsüberlagerter Umformung
LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier
Ganzheitliches ontologiebasiertes Wissensmanagement im Umfeld der industriellen Produktion
FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab. 2020.
ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr
Datenerfassung für die Anwendung lernender Algorithmen bei der Herstellung von Blechformteilen
LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab. 2020.
ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener
Kaltfließpressen von gerad- und schrägverzahnten Zahnrädern
LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng
Numerische, analytische und empirische Modellierung des Heißformprozesses
FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl
Erarbeitung eines Prozessverständnisses zur Verbesserung der tribologischen Bedingungen beim Presshärten
LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti
Evaluation of failure behaviour of sheet metals
LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner
Automatische Bahnplanung für die Aufteilung von Prozessbewegungen in synchrone Werkstück- und Werkzeugbewegungen mittels Multi-Roboter-Systemen
FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter
Qualifizierung des Montageprozesses hochminiaturisierter elektronischer Bauelemente
FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser
Ressourcenorientierte Auftragsregelung in einer hybriden Produktion mittels betriebsbegleitender Simulation
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend

Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder. 2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert

Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander

Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz

Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona

Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann

Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014 LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner

Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläfel

Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenwicklungen für automobiler Traktionsantriebe FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel

Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle

Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf

Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandiyari

Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand

Prozessübergreifende Analyse komplexer Montageprozessketten mittels Data Mining FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl

Closed-Loop Control of a Storage-Supported Hybrid Compensation System for Improving the Power Quality in Medium Voltage Networks FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger

Additive Fertigung polymerer optischer Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian**Fechter**

Modellierung von Vorentwürfen in der virtuellen Realität mit natürlicher Fingerinteraktion KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer

Oberflächenmodifizierung und Entwicklung einer Auswertemethodik zur Verschleißcharakterisierung im Presshärteprozess LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer

Web- und wissensbasierter Engineering-Konfigurator für roboterzentrierte Automatisierungslösungen FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross

Untersuchungen zur kohlenstoffdioxidbasierten kryogenen Minimalmengenschmierung REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied

Totally Integrated Ecology Management for Resource Efficient and Eco-Friendly Production FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein

Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine Analysestrategie zur Bestimmung des Reibungs-, Axial-schub- und Temperaturverhaltens von Nadelkränzen – KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder, 39 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf

Funktionalisierung technischer Oberflächen mittels prozessüberwachter aerosolbasierter Drucktechnologie FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl

Hochfrequent fokusabstandsmodulierte Konfokalsensoren für die Nanokoordinatenmesstechnik FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen

Konzeption, Entwicklung und Einführung des Assistenzsystems D-DAS für die Produktentwicklung elektrischer Motoren KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian

Numerische Auslegung von Oberflächenmikrotexturen für geschmierte tribologische Kontakte KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß

Die akustooptische Strahlformung in der Lasermaterialbearbeitung LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder. 2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann

Machine learning and hyper spectral imaging: Multi Spectral Endoscopy in the Gastro Intestinal Tract towards Hyper Spectral Endoscopy LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß

Lasergestütztes Verfahren zur selektiven Metallisierung von epoxidharzbasierten Duromeren zur Steigerung der Integrationsdichte für dreidimensionale mechatronische Package-Baugruppen FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder, 24 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel

Assistenzsystem für den wissensbasierten Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-Elemente-Analysen KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder, 17 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen

Messverfahren für die pulverbettbasierte additive Fertigung zur Sicherstellung der Konformität mit geometrischen Produktspezifikationen FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider

Inline-Prüfung der Permeabilität in weichmagnetischen Komponenten FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel

Sphärische Detektorflächen als Unterstützung der Produktentwicklung zur Datenanalyse im Rahmen des Digital Engineering KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner

Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling

Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungs-behaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb

Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt

Widerstandselementenschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer

Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler

Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen

Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies
LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein

Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements
LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten
FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-501-8.

Band 390: Yiting Wu

Großflächige Topographiemessungen mit einem Weißlichtinterferenzmikroskop und einem metrologischen Rasterkraftmikroskop
FMT, xii u. 142 Seiten, 68 Bilder, 11 Tab. 2022.
ISBN: 978-3-96147-513-1.

Band 391: Thomas Papke

Untersuchungen zur Umformbarkeit hybrider Bauteile aus Blechgrundkörper und additiv gefertigter Struktur
LFT, xii u. 194 Seiten, 71 Bilder, 16 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-515-5.

Band 392: Bastian Zimmermann

Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht
LFT, xi u. 182 Seiten, 36 Bilder, 6 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-519-3.

Band 393: Harald Völkl

Ein simulationsbasierter Ansatz zur Auslegung additiv gefertigter FLM-Faserverbundstrukturen
KTmfk, xx u. 204 Seiten, 95 Bilder, 22 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-523-0.

Band 394: Robert Schulte

Auslegung und Anwendung prozessangepasster Halbzeuge für Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, x u. 163 Seiten, 93 Bilder, 5 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-525-4.

Band 395: Philipp Frey

Umformtechnische Strukturierung metallischer Einleger im Folgeverbund für mediendichte Kunststoff-Metall-Hybridbauteile
LFT, ix u. 180 Seiten, 83 Bilder, 7 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-534-6.

Band 396: Thomas Johann Luft

Komplexitätsmanagement in der Produktentwicklung - Holistische Modellierung, Analyse, Visualisierung und Bewertung komplexer Systeme
KTmfk, xiii u. 510 Seiten, 166 Bilder, 16 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-540-7.

Band 397: Li Wang

Evaluierung der Einsetzbarkeit des lasergestützten Verfahrens zur selektiven Metallisierung für die Verbesserung passiver Intermodulation in Hochfrequenzanwendungen
FAPS, xxii u. 151 Seiten, 72 Bilder, 22 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-542-1.

Band 398: Sebastian Reitelshöfer

Der Aerosol-Jet-Druck Dielektrischer Elastomere als additives Fertigungsverfahren für elastische mechatronische Komponenten
FAPS, xxv u. 206 Seiten, 87 Bilder, 13 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-547-6.

Band 399: Alexander Meyer

Selektive Magnetmontage zur Verringerung des Rastmomentes permanenterregter Synchronmotoren
FAPS, xv u. 164 Seiten, 90 Bilder, 18 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-555-1.

Band 400: Rong Zhao

Design verschleißreduzierender amorpher Kohlenstoffschichtsysteme für trockene tribologische Gleitkontakte
KTmfk, x u. 148 Seiten, 69 Bilder, 14 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-557-5.

Band 401: Christian P. J. Schwarzer

Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik
FAPS, xxvii u. 234 Seiten, 125 Bilder, 24 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-566-7.

Band 402: Alexander Horn

Grundlegende Untersuchungen zur Gradierung der mechanischen Eigenschaften pressgehärteter Bauteile durch eine örtlich begrenzte Aufkohlung
LFT, xii u. 204 Seiten, 58 Bilder, 6 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-568-1.

Band 403: Artur Klos

Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau
LFT, x u. 192 Seiten, 73 Bilder, 12 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-572-8.

Band 404: Harald Schmid

Ganzheitliche Erarbeitung eines Prozessverständnisses von Tiefziehprozessen mit Ziehstücken auf Basis mechanischer und tribologischer Analysen
LFT, xiii u. 211 Seiten, 78 Bilder, 5 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-577-3.

Band 405: Johannes Henneberg

Blechmassivumformung von Funktionsbauteilen aus Bandmaterial
LFT, viii u. 176 Seiten, 101 Bilder, 2 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-579-7.

Band 406: Anton Schmailzl

Festigkeits- und zeitoptimierte Prozessführung beim quasi-simultanen Laser-Durchstrahlschweißen
LPT, xiii u. 157 Seiten, 84 Bilder, 7 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-583-4.

Band 407: Alexander Wolf
Modellierung und Vorhersage menschlichen Interaktionsverhaltens zur Analyse der Mensch-Produkt Interaktion
KTmfk, x u. 207 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-585-8.

Band 408: Tim Weikert
Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes
KTmfk, xvii u. 258 Seiten, 91 Bilder, 9 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-589-6.

Band 409: Stefan Götz
Frühzeitiges konstruktionsbegleitendes Toleranzmanagement
KTmfk, ix u. 276 Seiten, 127 Bilder, 13 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-593-3.

Band 410: Markus Hubert
Einsatzpotenziale der Rotationsschneidtechnologie in der Verarbeitung von metallischen Funktionsfolien für mechatronische Produkte
FAPS, xviii u. 139 Seiten, 86 Bilder, 7 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-603-9.

Band 411: Manfred Vogel
Grundlagenuntersuchungen und Erarbeitung einer Methodik zur Herstellung maßgeschneiderter Halbzeuge auf Basis eines neuartigen flexiblen Walzprozesses
LFT, ix u. 176 Seiten, 61 Bilder, 11 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-605-3.

Band 412: Michael Weigelt
Multidimensionale Optionenanalyse alternativer Antriebskonzepte für die individuelle Langstreckenmobilität
FAPS, xv u. 222 Seiten, 89 Bilder, 38 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-607-7.

Band 413: Frank Bodendorf
Machine Learning im Cost Engineering des Supply Managements
FAPS, xiii u. 165 Seiten, 75 Bilder, 13 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-609-1.

Band 414: Maximilian Metzner
Planung und Simulation taktiler, intelligenter und kollaborativer Roboterfähigkeiten in der Montage
FAPS, xix u. 174 Seiten, 72 Bilder, 3 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-611-4.

Band 415: Tina Buker
Ein Ansatz zur Reduktion produktinduzierter Nutzerstigmatisierung durch Förderung einer gleichermaßen gebrauchstauglichen wie emotionalen Produktgestalt
KTmfk, x u. 236 Seiten, 54 Bilder, 44 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-613-8.

Band 416: Marlene Kuhn
Model-based Traceability System Development for Complex Manufacturing Applying Blockchain and Graphs
FAPS, xv u. 167 Seiten, 63 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-615-2.

Band 417: Benjamin Lengenfelder
Remote photoacoustic sensing using speckle-analysis for biomedical imaging
LPT, xv u. 124 Seiten, 86 Bilder, 10 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-617-6.

Band 418: Benjamin Pohrer
Analyse des Zusammenhangs zwischen dem tribochemischen Aufbau von Grenzschichten und der Ausbildung von White Etching Crack-Schäden
KTmfk, xv u. 258 Seiten, 103 Bilder, 10 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-621-3.

Band 419: Matthias Friedlein
Zuverlässigkeitsmethoden zur Beschleunigung von Qualifizierungsuntersuchungen für Steckkontakte
FAPS, xxv u. 162 Seiten, 98 Bilder, 7 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-625-1.

Band 420: Thomas Stoll
Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramiken
FAPS, xxvii u. 236 Seiten, 103 Bilder, 11 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-631-2.

Band 421: Eric Eschner
Relation of Particle Motion and Process Zone Formation as a Basis for Sensing Approaches within PBF-LB/M
LPT, xiv u. 143 Seiten, 87 Bilder, 0 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-633-6.

Band 422: Fanuel Mehari
Laser-induced Breakdown Spectroscopy (LIBS) as a diagnostics tool for biological tissue analysis.
LPT, xv u. 145 Seiten, 68 Bilder, 12 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-641-1.

Band 423: Uwe Leicht
Ultraschallüberlagertes Umformen und Verstemmen von Stahlwerkstoffen
LFT, xi u. 165 Seiten, 65 Bilder, 6 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-643-5.

Band 424: Thomas Braun
Potenzialanalyse der plasmabasierten, strukturierten Metallisierung thermoaktiver Oberflächen im industriellen Hausbau
FAPS, xvii u. 152 Seiten, 72 Bilder, 11 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-653-4.

Band 425: Reinhardt Seidel
Modellbasierte Optimierung des Selektivwellenlötprozesses
FAPS, xxii u. 167 Seiten, 73 Bilder, 23 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-651-0.

Band 426: Matthias Lenzen
Maßgeschneiderte Werkstoffcharakterisierung für die numerische Auslegung von Blechumformprozessen
LFT, xi u. 187 Seiten, 77 Bilder, 13 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-663-3

Band 427: Matthias Graser
Analyse lokaler Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden zur Verbesserung des Umformverhaltens und der Bauteileigenschaften von Aluminiumstrangpresshohlprofilen
LFT, xi u. 169 Seiten, 81 Bilder, 1 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-666-4

Abstract

The key issues of the 21st century, such as climate change and electromobility, pose major challenges in the automotive industry. In particular, the continuously increasing vehicle weight, which leads to higher energy consumption, plays a crucial role here. Therefore, one of the most important parameters for improving the ecological balance and increasing the range of modern vehicle concepts is lightweight construction. The increased use of lightweight materials such as aluminum is one way of realizing this concept. However, their low formability compared to ductile steel materials stands in the way of the complete use of aluminum alloys. Therefore, within the scope of this work, a methodology for expanding the shaping limits of extruded aluminum hollow profiles in the bending process is to be developed on the basis of the already known technology for the production of heat-treated aluminum blanks. The basis for this is the development of a basic understanding of the relationships between laser-induced temperature distribution, the resulting locally changed mechanical properties and their influence on the material flow in the bending process. These findings are used to improve the formability and component properties of the hollow profiles and thus further expand their possible areas of application.

Die zentralen Themen des 21. Jahrhunderts, wie der Klimawandel und die Elektromobilität, sorgen in der Automobilindustrie für große Herausforderungen. Insbesondere das kontinuierlich steigende Fahrzeuggewicht, welches zu einem höheren Energieverbrauch führt, spielt hierbei eine entscheidende Rolle. Deshalb stellt eine der wichtigsten Stellschrauben zur Verbesserung der Ökobilanz und Vergrößerung der Reichweite moderner Fahrzeugkonzepte der Leichtbau dar. Die vermehrte Applikation von Leichtbauwerkstoffen wie beispielsweise Aluminium ist eine Möglichkeit zur Realisierung dieses Konzeptes. Dem vollumfänglichen Einsatz der Aluminiumlegierungen steht allerdings deren geringe Umformbarkeit im Vergleich zu weichen Stahlwerkstoffen im Weg. Im Rahmen dieser Arbeit soll deshalb auf Basis der bereits bekannten Technologie zur Herstellung maßgeschneidert wärmebehandelter Aluminiumblechhalbzeuge eine Methodik zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen von Aluminiumstrangpresshohlprofilen im Biegeprozess entwickelt werden. Die Basis hierfür bildet der Aufbau eines grundlegenden Verständnisses für die Zusammenhänge zwischen laserinduzierter Temperaturverteilung, den dadurch lokal veränderten mechanischen Eigenschaften und deren Einfluss auf den Materialfluss im Biegeprozess. Diese Erkenntnisse werden abschließend dazu verwendet die Umformbarkeit und Bauteileigenschaften der Hohlprofile zu verbessern und somit deren mögliche Einsatzbereiche weiter auszubauen.

