

FAU Studien aus dem Maschinenbau 467

**Nikolaos Rigas**

Erarbeitung eines Prozessverständnisses  
für die thermisch gestützte Herstellung  
funktionsangepasster Aluminiumbauteile





Nikolaos Rigas

Erarbeitung eines Prozessverständnisses für die thermisch  
gestützte Herstellung funktionsangepasster Aluminiumbauteile

# **FAU Studien aus dem Maschinenbau**

## **Band 467**

Herausgeber der Reihe:

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


Nikolaos Rigas

**Erarbeitung eines Prozessverständnisses  
für die thermisch gestützte Herstellung  
funktionsangepasster Aluminiumbauteile**

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

Erlangen  
FAU University Press  
2025

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.

Kontakt: Nikolaos Rigas, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, ( <https://ror.org/oof7hpc57>), ORCID: 0000-0002-9419-7566

Bitte zitieren als

Rigas, Nikolaos. 2025. *Erarbeitung eines Prozessverständnisses für die thermisch gestützte Herstellung funktionsangepasster Aluminiumbauteile*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 467. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-835-4

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 OPEN FAU der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar: <https://open.fau.de/home>

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

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-834-7 (Druckausgabe)  
eISBN: 978-3-96147-835-4 (Online-Ausgabe)  
ISSN: 2625-9974  
DOI: 10.25593/978-3-96147-835-4

**Erarbeitung eines Prozessverständnisses  
für die thermisch gestützte Herstellung  
funktionsangepasster Aluminiumbauteile**

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

zur  
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Nikolaos Rigas, M.Sc.

aus Crailsheim

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

Tag der mündlichen Prüfung: 7. März 2025

Gutachter/in: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein  
Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Uni Rostock

## Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Die wesentlichen Inhalte dieser Arbeit wurden im Rahmen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft geförderten Projekts (ME 2043/92-1) „Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumbauteile durch Steuerung der lokalen Abkühlraten im Rahmen eines kombinierten Umform-, Abschreck- und Aushärteprozesses“ erarbeitet.

Ich möchte meinen besonderen Dank an Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, Ordinaria des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie, aussprechen, für die wissenschaftliche Unterstützung meiner Arbeit, die fachlichen und konstruktiven Diskussionen sowie das Vertrauen, das sie mir während der Leitung der Forschungsgruppen der „Umformtechnik“ entgegengebracht hat. Des Weiteren möchte ich Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler für die Übernahme des Koreferats meinen Dank aussprechen. Bei Prof. Dr.-Ing. habil. Dipl.-Inf. Hinnerk Hagenah und Prof. Dr. rer. nat. habil. Erdmann Spiecker bedanke ich mich für Ihre Mitwirkung im Zuge meines Promotionsverfahrens als Prüfungsvorsitzender und fachfremder Gutachter.

Ich möchte auch den technischen Mitarbeitern sowie den Kolleginnen und Kollegen der Buchhaltung, des Sekretariats und der Systemadministration für ihre fortwährende Unterstützung danken. Ich danke außerdem allen Studierenden und wissenschaftlichen Hilfskräften, die mit ihrem tatkräftigen Engagement zum Erfolg dieser Arbeit beigetragen haben. Mein besonderer Dank gilt meinen Kollegen und Freunden Dr.-Ing. Stephan Schirdewahn, Dr.-Ing. Clara-Maria Kuball, Dr.-Ing. Manfred Vogel, Dr.-Ing. Harald Schmid, Dr.-Ing. Matthias Lenzen, Dr.-Ing. Jan Hafenecker, Jan Henning Risse, Bastian Zettl, Franz He, Miriam Leicht sowie Henrik Zieroth für die vertrauensvolle Zusammenarbeit, sowohl fachlich als auch persönlich.

Mein aufrichtiger Dank gilt zum Schluss meinem besten Freund Jan Mohorko, meiner Familie und vor allem meiner Frau Daria, welche mich auf meinem Lebensweg begleitet, mir unermüdlich Unterstützung gewährt und mir jederzeit Rückhalt bietet.

Gunzenhausen, im März 2025

Nikolaos Rigas



# Inhaltsverzeichnis

	<b>Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis .....</b>	<b>v</b>
<b>1</b>	<b>Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand der Technik und Forschung .....</b>	<b>5</b>
	2.1 Leichtbau durch den Einsatz von Aluminiumlegierungen.....	5
	2.2 Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen .....	7
	2.3 Thermisch unterstützte Umformverfahren ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen.....	10
	2.3.1 Kaltumformung nach einer thermischen Vorbehandlung.....	11
	2.3.2 Isotherme Umformung von Aluminiumlegierungen bei erhöhten Temperaturen.....	14
	2.4 Abschreckumformung hochfester Aluminiumlegierungen.....	17
	2.4.1 Umformeigenschaften und Wärmeübergang bei der Abschreckumformung.....	20
	2.4.2 Abschreckbedingte Ausscheidungsbildung und Auslagerungsverhalten.....	25
	2.4.3 Verfahrensbedingte Herausforderungen bei der Abschreckumformung.....	30
	2.5 Aktuelle Trends und Möglichkeiten zur Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften .....	32
	2.6 Methoden zur Erfassung zeitdiskreter Gefügeveränderungen.....	34
	2.7 Zusammenfassende Bewertung .....	36
<b>3</b>	<b>Zielsetzung und methodische Vorgehensweise.....</b>	<b>39</b>
<b>4</b>	<b>Verwendete Werkstoffe, Versuchseinrichtungen und Methoden.....</b>	<b>43</b>
	4.1 Untersuchte Halbzeug- und Werkzeugwerkstoffe sowie eingesetzte Schmiermedien.....	43
	4.2 Methoden zur thermischen und mechanischen Bauteilbehandlung sowie der Temperaturerfassung.....	45
	4.2.1 Wärmebehandlung und Temperaturerfassung.....	45
	4.2.2 Methoden für die gezielte Abkühlung von Aluminiumhalbzeugen.....	45

4.3	Methoden zur Werkstoffcharakterisierung .....	48
4.3.1	Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften mittels quasi-statischer Zugversuche .....	48
4.3.2	Werkstoffcharakterisierung mittels Warmzugversuche.....	49
4.3.3	Charakterisierung mittels Makrohärtemessungen .....	50
4.3.4	Messmethode zur Erfassung des tribologischen Einsatzverhaltens.....	51
4.3.5	In-Situ-Messung der Ausscheidungskinetik durch die Laser-Ultraschallmessung .....	52
4.3.6	Ermittlung der mikrostrukturellen Gefügeentwicklung mittels Rastertransmissionselektronenmikroskopie .....	54
4.4	Modellversuche zur maßgeschneiderten Abschreckumformung .....	55
4.5	Energieabsorption maßgeschneiderter Aluminiumbauteile .....	57
4.6	Optische Messmethoden und Anlagen zur Bauteilcharakterisierung.....	57
4.7	Finite Elemente Methode.....	58
5	<b>Prozessfensterermittlung für die lokal variierende Abschreckumformung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse .....</b>	<b>61</b>
5.1	Einfluss der Werkzeugtemperatur, Haltezeit und Flächenpressung auf den Wärmeübergangskoeffizienten .....	62
5.2	Tribologische Eigenschaften von Schmierstoffen und Werkzeugbeschichtungen unter Abschreckbedingungen .....	67
5.3	Einfluss von Schmiermedien und Werkzeugbeschichtungen auf den Wärmeübergang zwischen Werkzeug und Halbzeug.....	72
5.4	Mechanische Eigenschaften vor und nach einer vorgelagerten Auslagerungsoperation.....	74
5.5	Zusammenfassende Bewertung der Sensitivitätsanalyse hinsichtlich variierender Prozessbedingungen bei der Abschreckumformung .....	82

<b>6</b>	<b>Ermittlung der Ursache-Wirkungszusammenhänge bei der partiellen Abschreckumformung.....</b>	<b>85</b>
6.1	Prozessabhängiges Abkühlverhaltens in einem segmentierten Werkzeug.....	85
6.2	Charakterisierung und Modellierung des Werkstoffverhaltens bei unterschiedlichen thermomechanischen Beanspruchungen.....	89
6.2.1	Ermittlung des temperaturabhängigen Werkstoffverhaltens im uniaxialen Zugversuch.....	94
6.2.2	Modellierung des abschreck- und spannungsabhängigen Werkstoffverhaltens .....	98
6.3	Erarbeitung einer Methode zur zeitdiskreten Erfassung der Gefügeveränderungen.....	104
6.4	Bewertung und Gegenüberstellung prozessabhängiger Einflussfaktoren.....	123
<b>7</b>	<b>Prozessauslegung und -bewertung anhand von Demonstratorbauteilen .....</b>	<b>127</b>
7.1	Numerisch und experimentell gestützte Prozessauslegung....	127
7.2	Charakterisierung der hergestellten funktionsoptimierten Bauteile .....	136
7.3	Übertragung auf eine anwendungsnahe Bauteilgeometrie .....	143
7.4	Untersuchung des Einsatzpotenzials lokal funktionsoptimierter Bauteile .....	149
7.5	Zusammenfassende Prozessbewertung.....	154
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>157</b>
<b>9</b>	<b>Summary and outlook.....</b>	<b>161</b>
	<b>Literaturverzeichnis.....</b>	<b>165</b>



## Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
$c_p$	J/(kg K)	Spezifische Wärmekapazität
$k_f$	MPa	Fließspannung
$p$	MPa	Flächenpressung
$r$	mm	Teilchenabstand
$r_{krit}$	mm	Kritischer Teilchenradius
$s_0$	mm	Ausgangsblechdicke
$s_{Boden}$	mm	Blechdicke im Bauteilboden
$s_{Max}$	mm	Maximale Blechdicke
$s_{Min}$	mm	Minimale Blechdicke
$s_{Stempel}$	mm	Stempelweg
$t$	s	Zeit
$t_{LSG}$	h	Lösungsglühdauer
$t_{WA}$	h	Warmauslagerungsdauer
$t_{WZ}$	s	Werkzeughaltedauer
$v$	mm/s	Stößelgeschwindigkeit
$v_{rel.}$	mm/ $\mu$ s	Relative Ultraschallgeschwindigkeit
$A_0$	m <sup>2</sup>	Nominelle Fläche
$A/A_{50^*}$	%	Bruchdehnung
$A_g$	%	Gleichmaßdehnung
$E_D-Laser$	mJ	Leistung Detektionslaser
$R_a$	$\mu$ m	Mittenrauheit
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Streckgrenze
$R_{vk}$	$\mu$ m	Reduzierte Rautiefe
$R_z$	$\mu$ m	Gemittelte Rautiefe
$T$	°C	Temperatur
$T_\infty$	°C	Werkzeugtemperatur
$T_{A(t)}$	°C	Aktuelle Temperatur der Platine
$T_{A0}$	°C	Halbzeug-Starttemperatur

$T_{Lsg}$	°C	Lösungsglühtemperatur
$T_{Start}$	°C	Starttemperatur
$T_{WA}$	°C	Warmauslagerungstemperatur
$T_{WZ}$	°C	Werkzeugtemperatur
$T_{\alpha,max}$	°C	Obere Auswertungsgrenze
$T_{\alpha,min}$	°C	Untere Auswertungsgrenze
$V$	m <sup>3</sup>	Volumen
$W$	Nm	Arbeit
$\alpha$	W/(m <sup>2</sup> K)	Wärmeübergangskoeffizient
$\rho$	kg/m <sup>3</sup>	Dichte
$\sigma$	MPa	Spannung
$\varphi$	%	Dehnung
$\dot{\varphi}$	s <sup>-1</sup>	Dehnrate
$\Delta T$	°C	Temperaturdifferenz

<b><i>Abkürzung</i></b>	<b><i>Beschreibung</i></b>
a-C:H	Amorph hydrierte Kohlenstoffschicht
ta-C	Tetraedrisch amorphe Kohlenstoffschicht
AA	engl.: Aluminum Association
APT	Atomsondenmessung
CO <sub>2</sub>	Kohlenstoffdioxid
DIN	Deutsches Institut für Normung
DLC	engl.: Diamond Like Carbon
DSC	engl.: Differential Scanning Calorimetry
FE	Finite Elemente
GP-Zonen	Guinier-Preston-Zonen
HBW	Härte nach Brinell
HEXRD	Hochenergetische Röntgendiffraktometrie
HFQ	engl.: Hot Forming Quench
HRC	Härte nach Rockwell
LSG	Lösungsglühen
QPF	engl.: Quick Plastic Forming

REM	Rasterelektronenmikroskopie
RT	Raumtemperatur
S	Schmelze
SPF	engl.: Superplastic Forming
STEM	engl.: Scanning Transmission Electron Microscope
T <sub>4</sub> -Zustand	Lösungsgeglüht und natürlich gealtert/ ausgelagert
TC	Thermoelement
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
THTB	engl.: Tailor Heat Treated Blanks
TQB	engl.: Tailor Quenched Blanks
TQF	engl.: Tailor Quench Forming
W-Zustand	Nur lösungsgeglüht
WA	Warmauslagerung
WS	Werkstück
WZ	Werkzeug



# 1 Einleitung

Die stetig anwachsende Weltbevölkerung mit ihrem Wunsch nach individueller, kosteneffizienter Mobilität sorgt für einen global zunehmenden Verbrauch fossiler und natürlicher Ressourcen [1]. Zeitgleich nimmt das Bewusstsein für den Schutz von Umwelt und Natur sowohl in der Bevölkerung als auch in der Politik zu und führt zu verschärften Klimaschutzforderungen. Im August 2021 legte die deutsche Bundesregierung im sogenannten Generationenvertrag fest, dass bis zum Jahr 2030 eine Verringerung der CO<sub>2</sub>-Emissionen um 65 % gegenüber dem Jahr 1990 und eine Treibhausgasneutralität bis zum Jahr 2045 zu erreichen sind [2]. Diese Wende veranlasst die Fahrzeugbranche, neue Antriebs- und Mobilitätskonzepte sowie deren effizientere Produktion zu erforschen, um sowohl die Forderungen nach umweltverträglichen als auch komfortablen und gefahrlosen Fortbewegungsmöglichkeiten sicherstellen zu können. Dabei stehen Konzepte wie beispielsweise Wasserstoff- und Elektrofahrzeuge im Fokus der Entwicklung [3]. Der Antriebsstrang allein ist allerdings keine Garantie für ein verbrauchsarmes, umweltfreundliches Fortbewegungsmittel [4]. Vielmehr beeinflusst das Gesamtfahrzeugsystem, bestehend aus Energieversorgung, Aerodynamik, Funktionsbauteilen und Fahrzeuggewicht, die Effizienz und damit die Umweltverträglichkeit. In den vergangenen Jahrzehnten hat die Fahrzeugmasse aufgrund ansteigender Komfort- und Sicherheitsanforderungen jedoch stetig zugenommen und dadurch die Umweltbilanz negativ beeinflusst [5]. Aus diesem Grund stehen die Entwickler und Ingenieure vor der Herausforderung, bestehende Leichtbaukonzepte weiter zu verbessern, um sowohl die Fertigungs- und Bauteilanforderungen als auch die Klimaschutzziele zu erreichen.

Innovative Leichtbauwerkstoffe ermöglichen die Reduktion des Fahrzeuggewichts bei gleichbleibenden oder verbesserten Crash- und Funktionseigenschaften und bieten dadurch das Potenzial, den Energieverbrauch von Fahrzeugen unabhängig von der jeweiligen Antriebstechnologie signifikant zu senken [6]. Im Fahrzeugbau zählen faserverstärkte Kunststoffe, höchstfeste Stähle sowie Aluminiumlegierungen zu den prominentesten Vertretern dieser Werkstoffgruppe. Allerdings können Faserverbundkunststoffe aufgrund des namensgebenden Materialverbundes aktuell noch nicht wie metallische Werkstoffe vollständig rezykliert werden [7]. Höchstfeste Stahlwerkstoffe erfordern für die versagensfreie Formgebung hingegen temperatur- und energieintensive Fertigungsprozesse mit Wärmebehandlungstemperaturen von bis zu 950 °C [8].

Aluminiumlegierungen haben sich in den vergangenen Jahrzehnten aufgrund der vollständigen Recyclbarkeit sowie der vorteilhaften mechanischen Eigenschaften als vielseitiger Werkstoff im Automobilbau etabliert [9]. Hochfeste Aluminiumlegierungen, die bereits im Luft- und Raumfahrtbereich eingesetzt werden [10], weisen aufgrund ihrer hohen spezifischen Festigkeit, welche durch das Verhältnis von Zugfestigkeit zu Dichte definiert ist, ein sehr großes Leichtbaupotenzial auf. Dadurch besitzen diese das Potenzial, die oben genannten Stahl- und Verbundwerkstoffe künftig zu substituieren. Ein bisheriger Hinderungsgrund für den breiten Einsatz dieser Werkstoffe ist das begrenzte Formgebungsvermögen bei niedrigen Temperaturen. Dadurch ist die umformende Herstellung geometrisch anspruchsvoller Bauteile bislang eingeschränkt.

Bereits in der Vergangenheit konnte nachgewiesen werden, dass thermisch unterstützte Formgebungsverfahren ein geeigneter Ansatz für die versagensfreie Umformung hochfester Aluminiumlegierungen sind. Neben isothermen Halbwarm- oder Warmumformungsverfahren hat sich in den letzten Jahren eine kombinierte, nicht-isotherme Methode, welche eine Abkühl- und Formgebungsoperation vereint, als vielversprechende Umformoperation herauskristallisiert [11]. Neben der gesteigerten Formgebungsfreiheit und Maßhaltigkeit werden zudem, unabhängig vom Anlieferungszustand der Halbzeuge, hohe finale Bauteilfestigkeiten erzielt. Da in sicherheitskritischen Fahrzeugbereichen jedoch sowohl duktile als auch hochfeste Zonen erforderlich sind, um im Fall eines Aufpralls die kinetische Energie entweder zu absorbieren oder an andere Fahrzeugbereiche zu übertragen, spielen Bauteile mit lokal unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften für den Leichtbau von Morgen eine zunehmend tragende Rolle [12]. Durch die Weiterentwicklung der nicht-isothermen Abschreckumformung ist es möglich, durch die gezielte Anpassung der Prozessparameter Bauteile mit maßgeschneiderten Werkstoffeigenschaften herzustellen, ohne dabei die Anzahl der Prozessschritte zu erhöhen [13]. Bedingt durch die hohe Temperatursensitivität der umzuformenden Werkstoffe wird der lokalen Abkühlgeschwindigkeit während der Umformung eine maßgebliche Bedeutung zugeschrieben [14]. Aufgrund der Vielzahl an Prozesseinflussgrößen sowie den variierenden resultierenden mechanischen Bauteileigenschaften erfolgte bislang keinerlei Übertragung auf anwendungsnahe Bauteile.

Vor diesem Hintergrund wird in der vorliegenden Arbeit das Ziel verfolgt, das Potenzial des Prozesses der maßgeschneiderten Abschreckumformung sowie der dadurch hergestellten Komponenten vollumfänglich zu analysie-

ren. Zunächst werden in den folgenden Kapiteln die unterschiedlichen Einflussgrößen auf den thermomechanisch gekoppelten Umformprozess untersucht. Dabei wird im ersten Schritt der Fokus auf die lokale Temperierung von Werkzeughälften sowie die resultierenden mechanischen Werkstoffeigenschaften der Halbzeuge gelegt, welche mit bekannten Ansätzen der Blechumformung bestimmt werden. Im zweiten Schritt erfolgt die prozessnahe Abbildung der Formgebungsstrategie unter Verwendung eines unkonventionellen, berührungslosen Laser-Ultraschallsystems. Hierdurch wird eine neue Möglichkeit der flexiblen und zeitgebundenen Prozessabbildung eines thermisch unterstützten Formgebungsprozesses hochfester Aluminiumlegierungen vorgestellt und bewertet. Im dritten Schritt wird das abgeleitete Wissen der vorherigen Kapitel auf reale Umformoperationen übertragen und validiert. Anhand von Hochgeschwindigkeitsversuchen erfolgt abschließend die Bestätigung des gesteigerten Leichtbaupotenzials. Demzufolge wird ein vollumfängliches Prozessverständnis für die Herstellung maßgeschneiderter Bauteile durch eine modifizierte, nicht-isotherme Umformoperation bereitgestellt.

Im Rahmen dieser Arbeit wird das übergeordnete Ziel verfolgt, ein grundlegendes Wissen bezüglich optimierter Fertigungstechnologien aufzubauen und folglich einen positiven Beitrag zu den aktuellen ökonomischen und ökologischen Herausforderungen des 21. Jahrhunderts zu leisten. Dadurch soll ein Grundstein gelegt werden, der kommenden Generationen ein nachhaltiges und komfortables Leben im Einklang mit dem Schutz und der Achtung der Natur sicherstellt.



## 2 Stand der Technik und Forschung

Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen sowie deren Fertigungs- und Einsatzspektrum sind bislang noch nicht vollständig untersucht worden und stellen die Fertigungstechnologie vor neue Herausforderungen. Zu diesem Zweck wird im folgenden Kapitel zunächst das Potenzial von Aluminiumwerkstoffen hinsichtlich des Leichtbaus im Automobilbau diskutiert. Abschließend erfolgt ein zusammenfassender Überblick über verfügbare Legierungen, welche die Möglichkeit einer Festigkeitssteigerung durch geeignete thermische Behandlungsmethoden haben. Darauf aufbauend werden verschiedene thermisch unterstützte Umformverfahren gegenübergestellt und diskutiert. Der Fokus wird dabei auf die Umformung unter Abschreckbedingungen gelegt, wobei speziell auf Möglichkeiten zur partiellen Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften eingegangen wird. Anschließend werden aus der Literatur bekannte Methoden und Ansätze zur zeitgebundenen Erfassung von Gefügeveränderungen in Abhängigkeit der thermomechanischen Behandlungen verglichen. Das Kapitel wird mit einer zusammenfassenden Bewertung abgeschlossen.

### 2.1 Leichtbau durch den Einsatz von Aluminiumlegierungen

Seit ihrer Erfindung im Jahr 1886 bzw. 1903 haben sowohl das Automobil [15] als auch die motorisierte Luftfahrt [16] eine stetige Erfolgsgeschichte durchlaufen. In beiden Mobilitätsbranchen ist nach wie vor ein anhaltendes Wachstum feststellbar. Wurden in den 1960er-Jahren noch zwischen 20-25 Millionen Autos pro Jahr weltweit produziert, so waren es in den 2010er-Jahren zwischen 77-97 Millionen Fahrzeuge pro Jahr [17]. Sind im Kalenderjahr 2004 noch rund 1,9 Milliarden Passagiere mittels Luftfahrzeugen befördert worden, waren es im Jahr 2019 bereits 4,5 Milliarden Fluggäste [18]. Grund für die erhöhte Anzahl von Kraftfahrzeugen und Flugreisenden ist der zunehmende Mobilitätswunsch gepaart mit der anwachsenden Weltbevölkerung [18] sowie dem im Schnitt ansteigenden Wohlstand [19]. Aufgrund gesteigerter Sicherheits-, Individualitäts- und Komfortanforderungen nimmt das durchschnittliche Gewicht neuentwickelter Fahrzeuge zu [19]. Mit ansteigender Fahrzeugmasse wird vor allem im urbanen Raum mehr Energie benötigt, um Fahrzeuge zu beschleunigen und fortzubewegen [20]. Dadurch hat das Fahrzeuggewicht bei Kurz- und Mittelstrecken einen größeren Einfluss auf den Energieverbrauch als der Luft- und Rollwiderstand [21]. In der Luftfahrt hängt der Treibstoffverbrauch neben

der Aerodynamik ebenfalls maßgeblich vom Gewicht ab [22]. Aufgrund des gesteigerten Umweltbewusstseins [23], der Endlichkeit fossiler Energien [24], der ansteigenden Rohstoffkosten [25] sowie dem Wunsch nach umweltverträglichen, ökologischen Fortbewegungsmöglichkeiten gilt es, leichtere, umweltfreundlichere Fahrzeuge zu entwickeln, um künftigen Generationen gleiche Lebens- und Mobilitätsstandards zu gewährleisten.

Der nachhaltige Leichtbau ist neben neuen Antriebstechnologien eine Schlüsseltechnologie, um die gegensätzlichen Ansprüche an Fahrzeuge der Zukunft zu vereinen [26]. Das Fahrzeuggewicht kann durch Anpassung der Produktionsmethode, der jeweils eingesetzten Geometrie, des jeweiligen Fahrzeugkonzeptes sowie der verwendeten Werkstoffe durch den Fertigungs-, Form-, Bedingungs- bzw. Konzeptleichtbau sowie den Stoffleichtbau signifikant reduziert werden [27]. Bei der Auswahl geeigneter Materialien für den Fahrzeugleichtbau sind vor dem Hintergrund des ökonomischen und ökologischen Bewusstseins nicht nur die Nutzungsphase der Komponenten, sondern auch die Produktions- und Verwertungsphase relevant für eine positive Ökobilanz [28]. Deshalb ist der gesamte Lebenszyklus von Leichtbaukomponenten, bestehend aus dem Rohstoffabbau, der Herstellungs-, Nutzungs- sowie Recyclingphase, relevant für eine nachhaltige ökologische Bilanz.

Unter den Leichtbauwerkstoffen zeichnen sich vor allem Aluminiumlegierungen als hervorragend rezyklierbare Werkstoffe aus, da zur Wiederaufbereitung lediglich 5 % der primären Herstellungsenergie benötigt wird [29]. Mit einer geringen Dichte von  $2,7 \text{ g/cm}^3$  [30], guter Korrosionsbeständigkeit und hoher spezifischer Festigkeit [31] sind diese Materialien ideal für den Leichtbau geeignet. Aluminiumkomponenten finden mittlerweile weit verbreitet Anwendung sowohl als Blech- und Strangpressprofile als auch in Guss- und Schmiedebauteilen. [20]. Da im Automobilbau vom Gewicht einer Fahrzeugkarosserie ebenfalls die Masse des Fahrwerks, der Antriebseinheit sowie des Energiespeichers abhängt, ist es erforderlich, diese möglichst leicht zu bauen [20]. Eine Studie der Organisation ALUMOBILITY zeigt, dass das Gewicht der Audi e-tron-Karosserie durch die Verwendung von Aluminium im Top-Hat-Bereich um 80 kg gesenkt werden kann [32]. Bei Kurz- und Mittelstreckenflugzeugen bilden Primärstrukturen, bestehend aus Flügel, Rumpf und Triebwerk, die Hauptbestandteile der Flugzeugmasse, welche durch den Einsatz geeigneter Werkstoffe um bis zu 20 % reduziert werden kann [22].

## 2.2 Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen

Aluminiumlegierungen werden grundlegend in Guss- und Knetlegierungen unterteilt. Gusslegierungen finden aufgrund ihres hohen Formfüllungsvermögens und der guten Gießbarkeit im Fahrzeugbau vorwiegend Verwendung im Bereich der Struktur-, Fahrwerks- und Antriebseinheiten. Knetlegierungen werden hingegen vermehrt in der Fahrzeugkarosserie eingesetzt und mittels umformender Verfahren verarbeitet [30]. Zudem können Aluminiumlegierungen aufgrund verschiedener Verfestigungsmechanismen in naturharte und ausscheidungshärtbare Legierungsklassen untergliedert werden [30]. Bei naturharten Legierungen wird zum einen durch das Einbringen von Legierungsatomen in das Aluminiumgitter eine festigkeitssteigernde Mischkristallverfestigung hervorgerufen. Zum anderen wird die Versetzungsdichte mithilfe einer plastischen Deformation gesteigert und dadurch eine Kaltverfestigung erzeugt. Zu den ausscheidungshärtbaren Klassen zählen die 2000er-, 6000er- und 7000er-Legierungen [33]. Im Fahrzeugbau findet vorwiegend die 6000er-Serie sowohl im Bereich des Antriebsstrangs [34] als auch in der Karosserie [35] zunehmend Anwendung. In den letzten Jahren rückten die 7000er-Legierungsklassen vermehrt in den Fokus der Forschung und Entwicklung aufgrund ihres Potenzials, sicherheitsrelevante Stahlkomponenten künftig durch leichtere Aluminiumkomponenten zu ersetzen. Aus diesem Grund wird in den folgenden Ausführungen neben den 6000er-Legierungen der Hauptfokus auf die 7000er-Serie gelegt.

Neben der zuvor erläuterten Mischkristall- und Kaltverfestigung sorgen bei ausscheidungshärtbaren Legierungsgruppen vorhandene Ausscheidungen für eine gehemmte Versetzungsbeweglichkeit und führen demzufolge zur höchsten Festigkeitssteigerung [36]. Grundsätzlich wird zwischen Primärausscheidungen und Sekundärausscheidungen unterschieden [37]. Da Primärphasen, welche bei der Legierungserstarrung entstehen, einen geringen Einfluss auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften haben, wird nachfolgend der Fokus auf Sekundärausscheidungen gelegt. Diese leisten einen erheblichen Beitrag zur Festigkeitssteigerung und sind abhängig von der jeweiligen Werkstoffbehandlung. Sekundärausscheidungen können sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen gebildet werden [30]. Die Bildung von Ausscheidungen ist ein diffusionsgetriebener Vorgang im Mischkristall und ist stark von der thermischen und mechanischen Vorkonditionierung der Werkstoffe abhängig. Für die festigkeitssteigernde Wärmebehandlung von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen sind deshalb die Verfahrensschritte Lösungsglühen, Abschrecken

und Warmauslagern zwingend erforderlich [30]. Folgende Voraussetzungen müssen für die Möglichkeit der Ausscheidungshärtung von Aluminiumlegierungen gegeben sein [38]:

- Limitierte Mischbarkeit der Legierungselemente [39]
- Temperaturabhängige Sättigungsgrenze des Mischkristalls [40]
- Übersättigte Mischkristallgenerierung durch rasche Abkühlung [41]
- Bildung festigkeitssteigernder Phasen mittels Auslagerung [42]

Die Grundlage für die Bildung von Ausscheidungen in Aluminiumgefügen ist die zunehmende Löslichkeit der Legierungselemente mit ansteigender Werkstofftemperatur [43]. Durch Erwärmung der Legierung auf Lösungs- glühtemperatur bei ca. 500 °C wird aufgrund der gesteigerten Atombeweglichkeit ein Einphasengebiet mit einem homogenen Aluminiummischkristall generiert (siehe Bild 1 a) [43]. Grundlage hierfür ist eine hinreichend genaue Temperaturführung, um einerseits eine ausreichend hohe Temperatur zu erreichen und andererseits ein unkontrolliertes Aufschmelzen eutektischer Legierungselemente zu unterbinden [36].

Durch die Kombination einer vorgeschalteten Lösungs- glühoperation mit einer schnellen Abkühloperation auf eine niedrige Temperatur werden die gelösten Legierungsbestandteile im Mischkristall zwangsgelöst und liegen dadurch in einem thermodynamischen Ungleichgewicht vor (siehe Bild 1 b). Der Grund liegt im Unterdrücken von Diffusionsvorgängen, welche notwendig sind, um nach dem Lösungs- glühen wieder Ausscheidungen zu bilden und dadurch deren Atome zwangsgelöst vorliegen. Zudem bleiben teilweise auch die vorhandenen Leerstellen im Mischkristall erhalten, was dazu führt, dass ein an Fremdatomen und Leerstellen doppelt übersättigter Mischkristall resultiert [44]. Dadurch wird das Potenzial für eine nachgeschaltete Aushärteoperation durch Ausscheidungsbildung geschaffen [45]. Der erzeugte übersättigte und instabile Mischkristall besitzt bei Raumtemperatur einen Überschuss an gelösten Legierungsbestandteilen, welche bestrebt sind, wieder in einen energetisch günstigeren Zustand überführt zu werden. Durch eine nachgelagerte Auslagerungsoperation wird ein kontrollierter Diffusionsvorgang angeregt, welcher die Bildung von Ausscheidungen im Kristallgitter verursacht und aufgrund der gehemmten Versetzungsbeweglichkeit zu einem Festigkeitsanstieg des Werkstoffs führt. Abhängig von den Hauptlegierungselementen der jeweiligen Legierungsklassen bilden sich in Abhängigkeit von der thermischen und mechanischen Vorbelastung unterschiedliche Ausscheidungen [46]. Diese unterscheiden sich anhand ihrer Konzentration, Größe und Geometrie von-

einander (siehe Bild 1 c) [47]. Zunächst kommt es im übersättigten, inhomogenen Mischkristall zu einer ungeordneten Verteilung von metastabilen Legierungsbestandteilen an bevorzugten Gitterpositionen [46]. Bei ausreichender Verweildauer oder erhöhten Temperaturen bilden sich durch Entmischungsvorgänge anschließend sogenannte Guinier-Preston-Zonen (GP-Zonen), welche eine geordnete Konzentration an Legierungsatomen aufweisen [48]. Bei ausreichend hoher Temperatur und/oder Haltedauer bilden sich stabile Ausscheidungsphasen mit variierender Größe und Wirtsgitteranbindung. Die Festigkeitssteigerung hängt allgemein von der Art der Ausscheidungen, deren Größe sowie dem mittleren Abstand zueinander ab [36]. Für eine möglichst hohe Festigkeit des Werkstoffs ist eine homogene Verteilung vieler Ausscheidungen mit einer geringen Distanz zueinander und einer ausreichend hohen Anbindung an das Wirtsgitter notwendig [47].

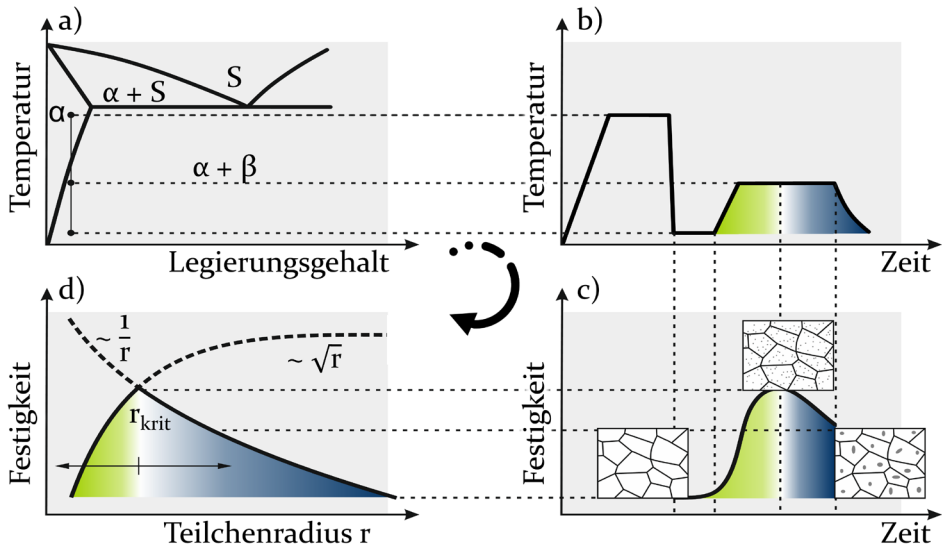


Bild 1: Diffusionsvorgang im Legierungssystem a) sowie die daraus resultierenden thermischen Nachbehandlungsoptionen b) mit den resultierenden mechanischen Eigenschaften c) basierend auf der erzeugten Ausscheidungsmorphologie d) nach [49], [50]

Die Verbindung variiert zwischen kohärenter, semikohärenter oder inkohärenter Anbindung und beeinflusst ebenfalls die Versetzungsbeweglichkeit [30]. Bei kleinen kohärenten Ausscheidungen bleibt das Wirtsgitter in einer verzerrten Form erhalten und es besteht eine vollständige Gefügeanbindung. Teil- und inkohärente Ausscheidungen haben hingegen eine begrenzte oder teilweise keine Gitterverbindung [49]. Versetzungen können gebildete Ausscheidungen sowohl umgehen als auch durchschneiden.

Kleine kohärente Teilchen werden von Versetzungen vorwiegend geschnitten, wobei neue Phasengrenzen entstehen [51]. Inkohärente Ausscheidungsphasen oder zu große kohärente Ausscheidungen werden hingegen von den Versetzungen gemäß dem OROWAN-Mechanismus umgangen, wobei sich ein Versetzungsring um die Ausscheidung herum bildet [52]. Die stärkste Behinderung der Versetzungsbewegung und damit der höchste Festigkeitsanstieg resultieren, wenn die Wahrscheinlichkeit für das Schneiden oder das Umgehen der Teilchen gleich ist und dadurch der kritische Teilchenradius  $r_{krit}$  erreicht wird (siehe Bild 1 d) [53].

### 2.3 Thermisch unterstützte Umformverfahren ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen

Die Kaltumformung von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen ist aufgrund der geringen Formgebungsfreiheit nur begrenzt möglich. Mithilfe von thermisch unterstützten Formgebungsverfahren kann die versagensfreie Umformung und dadurch auch die Anwendungsfreiheit dieser Werkstoffe signifikant gesteigert werden [54]. Temperaturgestützte Methoden lassen sich zum einen anhand der jeweiligen Bearbeitungstemperatur, zum anderen anhand der zeitlichen Einordnung der Wärmebehandlung unterscheiden. Dadurch werden Bauteile entweder in kalten Werkzeugen nach einer thermischen Vorbehandlung oder in temperierten Werkzeugen bei erhöhten Temperaturen umgeformt. In Bild 2 sind die üblichsten thermisch unterstützten Umformverfahren für ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen schematisch gegenübergestellt, welche in den folgenden Kapiteln detaillierter diskutiert werden.

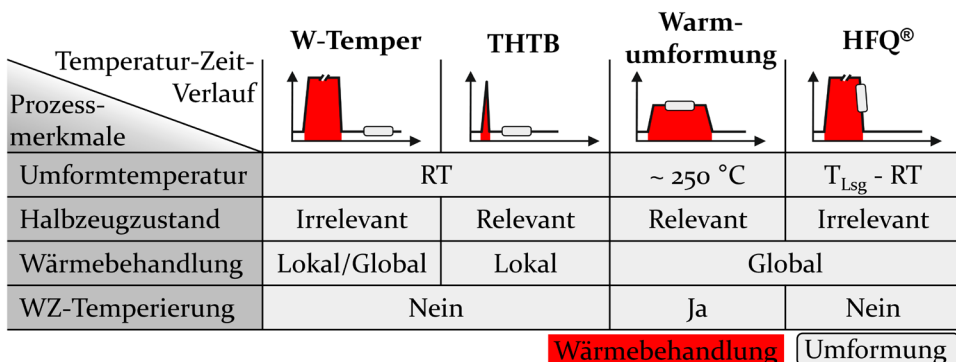


Bild 2: Übersicht thermisch unterstützter Umformverfahren und deren Prozessmerkmale

### 2.3.1 Kaltumformung nach einer thermischen Vorbehandlung

#### W-Temper-Umformung

Bei der W-Temper Umformung wird eine Aluminiumplatte vor dem Umformprozess zunächst vollständig lösungsgeglüht und abgeschreckt, wodurch ein übersättigter Mischkristall generiert wird, welcher direkt nach der Abkühloperation ein gesteigertes Formgebungsvermögen aufweist [55]. Die erkalteten Halbzeuge werden anschließend bei Raumtemperatur umgeformt. Mittels einer nachgeschalteten Warmauslagerungsoperation werden nachfolgend festigkeitssteigernde Ausscheidungen gebildet und dadurch gesteigerte mechanische Eigenschaften erreicht [56]. Im Jahr 2012 wurde dieser Prozess von SMEYERS ET AL. für 7000er-Aluminiumlegierungen patentiert [57].

Bei 7000er-Aluminiumlegierungen ist hierfür im Temperaturbereich zwischen 200 °C und 400 °C das Erreichen einer kritischen Abkühlrate von ca. 100 K/s erforderlich, um einen übersättigten instabilen Mischkristall zu generieren [58]. Analysen von ARGANDOÑA ET AL. haben gezeigt, dass sich nach dem Abschrecken ein 10-minütiges Zeitfenster bildet, bei dem die besten Formänderungseigenschaften vorherrschen [59]. Anschließend nimmt die Umformbarkeit aufgrund stattfindender Diffusionsvorgänge ab. CHOI ET AL. belegen, dass der Werkstoff AA7075 durch eine Lösungsglühung und anschließendes Abschrecken eine Streckgrenzenreduktion um etwa 69 % von 530 MPa auf 165 MPa aufweist [60]. Untersuchungen von GÜNZEL ET AL. haben nachgewiesen, dass die W-Temper Wärmebehandlung auch bei mehrstufigen Umformprozessen angewendet werden kann [61]. Vorangegangene Analysen haben zudem gezeigt, dass die notwendigen Prozesskräfte für die Umformung der Legierung AA7075 im Anlieferungszustand T6 unter Zuhilfenahme der W-Temper Formgebungsmethode um bis zu 55 % reduziert werden können und die Rückfederung ebenfalls um bis zu 62 % gesenkt wird [62]. LEE ET AL. [63] haben nachgewiesen, dass die Legierung AA7075 nach einer W-Temper-Umformung in Kombination mit einer anschließenden Aushärtung bei 180 °C für 30 Minuten eine finale Bauteilfestigkeit von etwa 400 MPa erreicht. Anhand eines abstrahierten Mittelbodentunnels [63] und einer B-Säulen-Geometrie [64] wurde die Übertragbarkeit des Prozesses auf großvolumige Bauteile nachgewiesen [63].

Da die vorgeschaltete Wärmebehandlung, bestehend aus Lösungsglühen und Abschrecken, ein zwingender Bestandteil der Prozessroute ist, kann der Anlieferungszustand vorkonditionierter Halbzeuge vernachlässigt werden [57]. Folglich wird die Flexibilität der Werkstoffe bezüglich Lagerung

und Transport signifikant gesteigert. Zudem ist dieser Prozess gegenüber der Wärmebehandlung vollständiger Coils energetisch günstiger, da lediglich der Blechzuschnitt thermisch behandelt werden muss [65] und zudem geringere Umformkräfte für die Umformung benötigt werden [62]. Da der Umformprozess bei Raumtemperatur stattfindet, können konventionelle Tiefziehöle und nicht temperierte Werkzeuge eingesetzt werden [66]. Das begrenzte Zeitfenster, welches zwischen Wärmebehandlung und Umformoperation die maximalen Formgebungsfreiheiten sicherstellt, wirkt sich als limitierender Faktor für die Prozesskette aus [59]. Zudem weisen die Platinen aufgrund der vorgeschalteten Wärmebehandlung und dem raschen Abschrecken in Wasser [33] eine reduzierte Maßhaltigkeit auf und erschweren dadurch das Handling bezüglich der Positionierungsgenauigkeit und der Maßhaltigkeit der finalen Bauteile.

### **Tailor Heat Treated Blank (THTB)**

Der Einsatz sogenannter Tailor Blanks beinhaltet Methoden zur maßgeschneiderten Anpassung der Werkstoffeigenschaften, Blechdicke oder Oberflächenbeschichtung von Blechhalbzeugen. Grundsätzlich kann dabei in die vier Gruppen von Tailor Welded Blanks [67], Tailor Rolled Blanks [68], Patchwork Blanks [69] und Tailor Heat Treated Blanks unterschieden werden [70]. Mithilfe einer maßgeschneiderten Wärmebehandlung können sowohl Aluminiumbleche [71] als auch Profile [72] mit maßgeschneiderten Eigenschaften realisiert werden, welche anschließend bei Raumtemperatur umgeformt werden. Das primäre Konzept von THTB besteht in der Erweiterung der Umformbarkeit durch die Einstellung der lokalen Duktilitäts- und Festigkeitseigenschaften der Halbzeuge vor dem Formgebungsprozess durch eine lokale Wärmebehandlung [71]. Der wichtigste Faktor ist dabei die erreichte Erwärmungstemperatur und die sich daraus ergebende Festigkeitsverteilung der verwendeten Platinen. Durch die kurzzeitige Wärmebehandlung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen bei Temperaturen zwischen 200 °C und 450 °C werden versetzungshemmende Ausscheidungen zeitlich begrenzt aufgelöst sowie mithilfe von stattfindenden Erholungsvorgängen die Festigkeiten reduziert [73]. Dieser quasi lösungsgeglühte Zustand ist temporär begrenzt und geht nach ausreichender Verweildauer wieder in einen stabilen T<sub>4</sub>-Zustand bei Kaltauslagerung über. Gewöhnlich werden in den Umformzonen geringe Fließspannungen angestrebt, um die notwendigen Umformkräfte für die Plastifizierung des Werkstoffs zu minimieren. In den höher beanspruchten und tiefziehkritischen Arealen der Platine müssen hingegen hohe Festigkeiten eingestellt werden, um Materialversagen zu vermeiden [74]. Die Kombina-

tion von entfestigten und nicht entfestigten Bereichen reduziert die Umformkräfte und erhöht somit die Umformbarkeit. Für die lokale Wärmebehandlung von Rohlingen gibt es verschiedene Möglichkeiten der Erwärmung. Die gebräuchlichsten Verfahren sind die Temperierung durch Induktion, die Wärmeleitung durch beheizte Kontaktplatten sowie die Laserbestrahlung [75]. Im Jahr 1953 haben SIEBEL und BEISSWÄNGER erstmals eine lokale Kurzzeitwärmebehandlung unter Zuhilfenahme eines Schweißbrenners eingesetzt, um die Formgebungsfreiheit von Aluminiumronden für einen nachgeschalteten Umformprozess zu steigern [76]. 1998 zeigten VOLLERTSEN und LANGE, dass die örtlich begrenzte Laserwärmebehandlung das Ziehverhältnis von Aluminium von 2,1 auf 2,4 erhöhen kann [77]. Untersuchungen von GEIGER ET AL. veranschaulichten im Jahr 2009, dass die lokale Laserwärmebehandlung von Aluminiumhalbzeugen die Ziehtiefe von kompliziert geformten Kreuznäpfen um bis zu 86 % steigert [71]. Untersuchungen von BÖHM ET AL. haben 2012 bewiesen, dass mithilfe der lokalen Laserwärmebehandlung auch die Formgebungsfreiheit von ultrafeinkörnigen, kumulativ gewalzten, hochfesten Aluminiumhalbzeugen gesteigert werden kann [78]. Neben Aluminiumblechhalbzeugen ist dieses Verfahren ebenfalls auf Strangpressprofile übertragen worden und eine Steigerung des Biegewinkels von bis zu 30 % nachgewiesen werden [72]. Ferner haben Untersuchungen belegt, dass mithilfe der örtlich begrenzten Laserwärmebehandlung auch die mechanische Fügbarkeit von hochfesten Aluminiumlegierungen verbessert werden kann. Bislang wird die THTB-Technologie hauptsächlich auf die 6000er-Legierungsklasse angewendet [79]. Aufgrund der stetig anwachsenden Werkstoffanforderungen geht auch hier der Trend zu höherfesten 7000er-Legierungen. So ist im Jahr 2015 mithilfe eines Lochaufweitversuchs in Kombination mit einer Laserkurzzeitwärmebehandlung die gesteigerte Umformbarkeit der Legierung AA7075 nachgewiesen worden [80]. Zudem ist gezeigt worden, dass diese Legierung mit Hilfe einer vorgeschalteten lokalen Laserwärmebehandlung mit verschiedenen Stahlwerkstoffen durch Schneidclinchen versagensfrei mechanisch gefügt werden kann [81].

Ähnlich wie bei der W-Temper-Umformung können mithilfe der vorgeschalteten lokalen Kurzzeitwärmebehandlung maßgeschneiderte Bleche mithilfe konventioneller Schmierstoffe und nicht temperierten Werkzeugen versagensfrei umgeformt werden. Aufgrund der hohen Flexibilität der Laserstrahlerwärmung ist zudem eine einfache Anpassung der Wärmebehandlungslayouts möglich [71]. Jedoch treten bei der lokalen Wärmebehandlung von Blechen mittels Laserbestrahlung thermische Spannungen

auf. Diese verursachen plastische Verformungen, welche für den Bauteilverzug verantwortlich sind [82]. Dadurch werden die Positionierungsgenauigkeit und das Handling der vorkonditionierten Halbzeuge erschwert. Mithilfe alternativer Erwärmungsstrategien wie der induktiven oder der konduktiven Plattenerwärmung sowie durch geeignete Spannvorrichtungen während der Wärmebehandlung und der Abkühlphase können diese Effekte reduziert werden. Allerdings sind bei diesen Erwärmungsstrategien lokal unterschiedlich temperierte Werkzeuge notwendig, um anspruchsvolle Wärmebehandlungslayouts zu realisieren. Zudem befinden sich die vorkonditionierten Halbzeuge in einem instabilen Zustand, was lediglich einen begrenzten Zeitraum für die versagensfreie Umformung ermöglicht und dadurch die Prozessflexibilität wiederum einschränkt.

### **2.3.2 Isotherme Umformung von Aluminiumlegierungen bei erhöhten Temperaturen**

Im Gegensatz zum W-Temper-Umformen und dem Einsatz von THTB findet bei der Halbwarm- und Warmumformung von Aluminiumlegierungen der Temperatureintrag in das Bauteil nicht nur vor, sondern auch während des Umformprozesses statt. Dadurch gehören diese Prozesse nach DIN 8582 nicht zu den konventionellen Kalt-, sondern zu den Warmumformungsoperationen [83]. Grundlegend unterscheiden sich die beiden Verfahren anhand der jeweiligen Umformtemperatur, welche entweder unterhalb oder oberhalb der Rekristallisationstemperatur der Werkstoffe liegt und sich demzufolge auch von den stattfindenden Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen unterscheidet. Diese thermisch aktivierten Vorgänge sind verantwortlich für die verbesserte Umformbarkeit der Werkstoffe [37].

#### **Halbwarmumformen**

Die Prozessvariante der Halbwarmumformung bezeichnet Umformoperationen, welche zwischen der Kalt- und Warmumformung von Aluminiumlegierungen eingegliedert sind. Ziel ist es dabei, keine Änderung des ursprünglichen Gefüges vorzunehmen, sondern gesteigerte Umformeigenschaften mithilfe von Kristallerholungsmechanismen wie beispielsweise der Reduktion der Versetzungsdichte hervorzurufen [84]. Übliche Temperaturbereiche für die Halbwarmumformung liegen deshalb zwischen 150 °C und 300 °C und damit unterhalb der Rekristallisationstemperatur [30]. Zunächst wird das Halbzeug vor der Umformung erwärmt und anschließend in ein temperiertes Werkzeug eingelegt und umgeformt [85]. Anschließend erfolgt eine Abkühlung an der Luft. Bei der Halbwarmumformung hat der initiale Werkstoffzustand, welcher beispielsweise von der Korngröße, dem

Wärmebehandlungszustand sowie dem Kaltwalzgrad abhängig ist, einen signifikanten Einfluss auf die Umformeigenschaften [86].

1946 demonstrierten FINCH ET AL. mithilfe von Rund- und Rechtecknäpfen, dass Aluminiumlegierungen ein gesteigertes Umformvermögen bei Temperaturen von 150 °C besitzen [54]. Für die Legierung AA7075 im Anlieferungszustand T6 haben WANG ET AL. belegt, dass mit ansteigender Werkstofftemperatur die Festigkeit abnimmt. Zudem konnte bewiesen werden, dass ab einer Temperatur von 220 °C die Duktilität nicht weiter zunimmt, sondern wieder abnimmt und auch die ursprünglichen Werkstoffeigenschaften nicht mehr erreicht werden. Ebenso konnte nachgewiesen werden, dass bei Umformtemperaturen von 180 °C das höchste Grenzziehverhältnis realisiert wird [87]. Untersuchungen von HUO ET AL. veranschaulichen anhand von Zugversuchen, dass mit ansteigender Temperatur der Verfestigungsexponent abnimmt und sich das Bruchverhalten ab 150 °C vom Scher- zu einem Einschnürbruch wandelt [88]. SOTIROV ET AL. demonstrierten mithilfe einer Kreuznapfgeometrie, dass die Legierung AA7075 im Temperaturbereich zwischen 170 °C und 230 °C eine maximale Ziehtiefe erreicht [84]. Mithilfe eines Erichsen Tiefungsversuches haben HOU ET AL. nachgewiesen, dass die Legierung AA7075 bei einer Halbwarmumformungstemperatur von 200 °C die maximale Ziehtiefe ohne Versagen erreicht und dadurch auch höhere Ziehtiefen als bei einer vergleichbaren Umformung im vorkonditionierten Werkstoffzustand W erreicht werden. Mithilfe nachgeschalteter transmissionselektronenmikroskopischer Gefügeuntersuchungen (TEM) konnte veranschaulicht werden, dass ab einer Halbwarmumformungstemperatur von 200 °C die vorhandenen Ausscheidungen einen signifikanten Größenzuwachs erlangen und nach einem, im Automobilbau üblichen, Lackeinbrennprozess die festigkeitssteigernden Ausscheidungen anwachsen und zu einer reduzierten Festigkeit führen [89]. CAI ET AL. demonstrierten für die Legierungen AA7075 und AA6082, dass mit ansteigender Umformtemperatur die Rückfederung abnimmt [90].

Der Prozess der Halbwarmumformung zeichnet sich durch die kurzen Zykluszeiten, dem geringen Kapitalaufwand sowie dem Wegfallen von weiteren Wärmebehandlungsoperationen vorteilhaft aus [85]. Allerdings kommen bei der Halbwarmumformung vor allem naturharte Legierungen in einem weichen Anlieferungszustand zum Einsatz. Bei kalt- oder warmaushärtbaren Werkstoffen kann die Umformwärme aufgrund unkontrollierter Diffusionsvorgänge den Ausscheidungszustand der Werkstoffe und dadurch die finalen mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen [30].

Durch die gesteigerten Umformtemperaturen können zudem keine herkömmlichen Schmierstoffe eingesetzt werden und erschweren dadurch die Beherrschung der Reibungsverhältnisse während der Umformung. Aufgrund der globalen Bauteilerwärmung erfolgt in den Kraftübertragungszonen häufig infolge der zu niedrigen Materialfestigkeiten ein frühzeitiges Materialversagen [91].

### **Warmumformen**

Umformoperationen, welche bei Temperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur stattfinden, werden als Warmumformung bezeichnet. Dynamische Erholungseffekte werden wie bei der Halbwarmumformung genutzt, um den Fließwiderstand zu reduzieren. Zudem fällt die Festigkeit aufgrund der Auflösung von festigkeitssteigernden Ausscheidungen und der Neubildung des Gefüges ab. Deshalb findet die isotherme, hauptsächlich für nicht-ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen wie die 5000er-Legierungsklasse Verwendung [92]. Die wichtigsten Einflussfaktoren sind dabei die Temperatur sowie die Umformgeschwindigkeit. Im Jahr 2013 haben BARIANI ET AL. das temperatur- und dehnratenabhängige Werkstoffverhalten der Legierung AA5083 sowie deren Übertragbarkeit auf industriennahe Bauteile nachgewiesen [92]. FAN ET AL. untersuchten für eine 6000er-Aluminiumlegierung im vorkonditionierten Zustand W den Einfluss von unterschiedlichen Warmumformtemperaturen auf die Umformbarkeit und die finalen Eigenschaften. Dabei hat sich gezeigt, dass in den Temperaturbereichen von 200 °C und 500 °C jeweils verbesserte Umformbarkeiten und gesteigerte Härten resultieren. Im Temperaturbereich zwischen 250 °C und 450 °C bilden sich hingegen grobe Ausscheidungen, welche eine Reduktion der mechanischen Eigenschaften verursachen [93]. Bei der Warmumformung resultieren die gleichen prozesstechnischen Herausforderungen wie bei der Halbwarmumformung.

Neben der konventionellen Warmumformung, bei der die Halbzeuge mit Dehnraten von ca.  $1 \text{ s}^{-1}$  umgeformt werden, kommen auch weitere Verfahren wie die superplastische Umformung (engl.: Superplastic Forming, SPF) [94] sowie das von General Motors im Jahr 2001 patentierte plastische Schnellformen (engl.: Quick Plastic Forming, QPF) [95] zum Einsatz. Beide Prozesse beruhen auf dem Prinzip der Innenhochdruck-Umformung von Blechhalbzeugen, welche mithilfe von temperierten Wirkmedien in einem geschlossenen, beheizten Formwerkzeug isotherm bei Temperaturen zwischen 350 °C und 500 °C ausgeformt werden [96]. Beim SPF-Verfahren werden Bauteile der 2000er-, 5000er- und 7000er-Legierungsreihe mithilfe sehr geringer Dehnraten ( $0,000001 \text{ s}^{-1}$  bis  $0,001 \text{ s}^{-1}$ ) und Temperaturen von

ca. 500 °C umgeformt [92], wobei Dehnungen von über 1000 % erreichbar werden. Voraussetzung für die hohe Formgebungsfreiheit ist neben den sehr geringen Dehnraten ein feinverteiltes Korngefüge, welches während der Formgebung durch Korngrenzgleiten eine starke plastische Umformung ermöglicht. LI ET AL. wiesen für eine 7000er-Aluminiumlegierung bei einer Dehnrate von  $0,0003 \text{ s}^{-1}$  und einer Prozesstemperatur von 530 °C eine maximale Dehnung von 1020 % nach [97]. Beim QPF-Verfahren werden vorkonditionierte Bleche der 5000er-Legierungsreihe mit Korngrößen zwischen 7-8  $\mu\text{m}$  bei Dehnraten von ca.  $0,001 \text{ s}^{-1}$  umgeformt und erreichen Dehnungen von 325 %. Übliche Umformtemperaturen sind hierbei 450 °C [98]. Aufgrund der höheren Dehnrate tritt beim QPF eine Mischung zwischen Korngrenzgleiten und Kriechmechanismus auf [99].

Beide Verfahren zeichnen sich durch ihre herausragenden Formgebungsfreiheiten aus. Allerdings sind beide Prozesse trotz herausragender Formgebungsfreiheiten aufgrund der hohen Taktzeiten nur bedingt für die großserientauglichen Anwendungen geeignet [95]. Zudem ist eine aufwendige Vorkonditionierung der Halbzeuge zur Erzeugung eines feinkörnigen Ausgangsmaterials zwingend erforderlich [97]. Deshalb ist in den letzten Jahren eine weitere, nicht-isotherme Formgebungsmethode stärker in den Fokus gerückt, welche viele Nachteile der konventionellen, thermisch unterstützten Umformung hochfester Aluminiumlegierungen umgeht und im Folgenden diskutiert wird.

## 2.4 Abschreckumformung hochfester Aluminiumlegierungen

Die Prozessroute der Abschreckumformung ist eine nicht-isotherme Verfahrenskombination, welche sowohl eine thermische als auch eine mechanische Bearbeitungsoperation integriert. Das Verfahren der Abschreckumformung, welches im Jahr 1977 patentiert wurde, orientiert sich am direkten Press- bzw. Formhärten hochfester Bor-Mangan-Stähle [100]. Vor der Umformoperation wird dabei ein Halbzeug im Zuge einer vorgeschalteten Wärmebehandlung auf ca. 900 °C bis 950 °C erwärmt und für eine definierte Zeit auf dieser Temperatur gehalten [101]. Dadurch wird das vorliegende ferritisch-perlitische Werkstoffgefüge aufgrund einer Phasenumwandlung in ein homogenes austenitisches Gefüge umgewandelt [102]. Anschließend erfolgt während des Formgebungsprozesses eine simultane Abschreckoperation mit einer Abkühlrate von mindestens 27 K/s [101]. Durch die rasche Abkühlung resultiert eine martensitische Gefügeum-

wandlung während der Umformoperation [101]. Mithilfe dieser thermomechanisch gekoppelten Formgebungsmethode werden sicherheitsrelevante Bauteile mit Festigkeiten von bis zu 1500 MPa bereits seit 1984 in Serie gefertigt [103].

Der im Jahr 2005 erstmals von GARRET ET AL. [11] vorgestellte Prozess der Abschreckumformung wurde anhand der Legierung AA6082 untersucht. Im Jahr 2008 patentierten LIN ET AL. [104] das Verfahren und FOSTER ET AL. [105] ließen sich die Handelsmarke Hot Forming Quench (HFQ®) eintragen.

Die Prozessschritte dieser Formgebungsmethode unterscheiden sich, wie in Bild 3 illustriert, anhand der niedrigeren Wärmebehandlungstemperatur (1) sowie der nachgeschalteten Auslagerungsoperation (3) vom direkten Presshärten. Zudem weichen die stattfindenden Gefügeveränderungen signifikant von denen des direkten Formhärtens ab, da keine Phasenumwandlungen im Mischkristall stattfinden. Zunächst wird das Halbzeug auf Lösungsglüh-temperatur (1) erwärmt. Dadurch werden, wie bereits in Abschnitt 2.2 erläutert, die Legierungselemente im Aluminiumgefüge vollständig gelöst [30]. Anschließend wird das Blech mit einer möglichst kurzen Transferzeit in ein unbeheiztes oder aktiv gekühltes Umformwerkzeug eingelegt und anschließend simultan umgeformt und abgeschreckt (2). Durch die Abkühlung wird während der Umformung ein übersättigter Mischkristall generiert, welcher das Potenzial für eine nachgeschaltete Ausscheidungsbildung besitzt [106]. Die anschließende Festigkeitssteigerung wird deshalb nicht wie beim Presshärten durch eine Phasenumwandlung, sondern durch die Bildung von Ausscheidungen in einem nachgeschalteten Kalt- oder Warmauslagerungsschritt (3) erreicht [107].

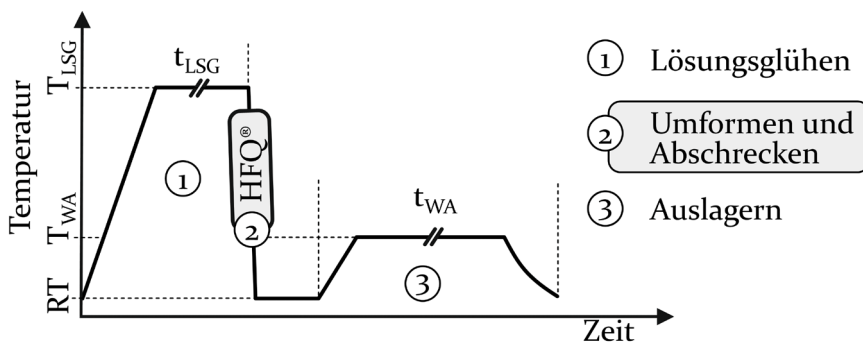


Bild 3: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf der Abschreckumformung und Auslagerung nach [104]

Die Kombination von Wärmebehandlung und Formgebungsoperation bringt für den Einsatz hochfester Aluminiumlegierungen gegenüber anderen thermisch unterstützten Umformverfahren zahlreiche Vorteile mit

sich. Infolge der dem Umformprozess vorgeschalteten Lösungsglühoperation kann Werkstoff in jeglichem Anlieferungs- bzw. Alterungszustand eingesetzt werden, was zu einer signifikanten Erleichterung der Transport- und Lagerungslogistik führt [108]. Die hohen Umformtemperaturen ergeben gegenüber konventionellen isothermen Kalt- und Warmumformverfahren eine beträchtliche Steigerung der Formgebungsfreiheiten [109], gepaart mit einer Reduktion der Umformkräfte [62]. Zudem nimmt mit ansteigender Umformtemperatur das richtungsabhängige Werkstoffverhalten zunehmend ab [11]. Aufgrund der gekoppelten Lösungsglüh-, Abschreck- und Warmauslagerungsoperation existiert bei der Abschreckumformung gegenüber der Halbwarm- und Warmumformung keine Gefahr einer unkontrollierten Rekristallisation, welche zu einer Entfestigung des Werkstoffs während der Umformung führen kann [93]. Zudem haben Untersuchungen gezeigt, dass bei der Prozessroute der Abschreckumformung nach einer Auslagerungsoperation höhere finale mechanische Eigenschaften erreicht werden können als beim Umformen im Zustand W [64]. Die Rückfederung [110] und der resultierende Bauteilverzug [111] nehmen angesichts des kombinierten Umformens und Abschreckens sowie dem Halten in der Werkzeugkavität ebenfalls gegenüber anderen thermisch unterstützten Umformverfahren ab. Bedingt durch die nicht-isotherme Prozessführung kühlen Blechhalbzeuge während der Umformung in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur [13] und Flächenpressung [112] lokal unterschiedlich schnell ab. Dadurch wird bei der Abschreckumformung die Temperatur in den kraftübertragenden, risskritischen Zonen gegenüber konventionellen Warmumformoperationen schneller reduziert, was zu einer Steigerung der versagensfreien Formgebungsfreiheit führt [62].

Bei der Abschreckumformung ergeben sich aktuell noch Herausforderungen, welche den Prozess negativ beeinflussen können. Durch die hohen Halbzeugtemperaturen und die Notwendigkeit eines raschen Transfers der erwärmten, wenig biegesteifen Halbzeuge vom Ofen in das Umformwerkzeug resultiert ein gesteigerter Aufwand für die Transfer- und Positionierungsoperation in das Werkzeug [49]. Zudem führt die erhöhte Halbzeugtemperatur während der Umformung zu einer ansteigenden Adhäsionsneigung während des Umformprozesses [113]. Dadurch resultiert bei unzureichender oder falscher Schmierung ein unkontrollierter Verschleiß der Umformwerkzeuge, welcher bereits nach wenigen Hüben zum Bauteilver sagen führen kann [114]. Im Anbetracht der hohen initialen Halbzeugtemperatur zu Beginn der Umformung ist zudem der Einsatz von temperaturbeständigen Schmierstoffen notwendig, um eine ausreichende Schmierung

während der Umformung sicherzustellen [115] und die Bildung gesundheitsschädlicher Gase zu unterbinden [116].

Bedingt durch den Zusammenhang zwischen Abkühlrate und Werkstoffeigenschaften unter Abschreckbedingungen nach einer vorgelagerten Wärmebehandlung werden nachfolgend die Umformeigenschaften unter Abschreckbedingungen sowie die Einflüsse auf den Wärmeübergang diskutiert. Darauf aufbauend wird vertiefend das resultierende Ausscheidungsverhalten anwendungsbezogener Werkstoffe, hervorgerufen durch die Umformung unter Abschreckbedingungen, eingehend beschrieben.

#### **2.4.1 Umformeigenschaften und Wärmeübergang bei der Abschreckumformung**

Der Grundgedanke der aktivierten Versetzungsbewegung, welcher zu einer gesteigerten Überwindbarkeit von Hindernissen in der Aluminiummatrix führt, ist auch bei der Abschreckumformung gegeben. Aufgrund der nicht isothermen Umformbedingungen ist neben der thermomechanischen Ermittlung der Werkstoffeigenschaften die Identifizierung der Abschreckbedingungen während der Formgebungsoperation zwingend erforderlich, um den Prozess realitätsnah abbilden zu können. Aus diesem Grund werden nachfolgend die relevantesten Informationen bezüglich der Werkstoffcharakterisierung, der realen Umformung und dem Wärmeübergang bei der Abschreckumformung diskutiert.

Mithilfe uniaxialer Zugversuche konnte bereits in der Vergangenheit das thermomechanische Werkstoffverhalten hochfester Aluminiumlegierungen unter Abschreckbedingungen abgebildet werden. Dabei haben sich vor allem Induktion [117] sowie Konduktion [118] als flexible Erwärmungsstrategien herausgestellt. Infolge der lokalen Temperierung der Prüfkörper ist bei beiden Erwärmungsmethoden die Ausbildung örtlich begrenzter Temperaturgradienten auf den Prüfkörpern zu berücksichtigen. Zur gekoppelten thermischen und mechanischen Werkstoffprüfung werden häufig thermomechanische Simulatoren vom Typ Gleeble (Dynamic System Inc., USA) [119] oder kombinierte Abschreck- und Umformdilatometer [117] eingesetzt. Unter Verwendung optischer Dehnungsmesssysteme ist die lokal begrenzte Dehnungserfassung in homogen temperierten Bereichen realisierbar [101]. Durch den Einsatz von Abschreckdüsen unter Einsatz von gasförmigen [120] oder flüssigen [121] Abkühlmedien ist die Nachbildung einer schnellen Abkühlung im Umformwerkzeug möglich. Basierend auf dieser

Anlagen- und Versuchstechnologie ist die thermomechanische Charakterisierung hochfester Aluminiumlegierungen unter Abschreckbedingungen umsetzbar.

ZHANG ET AL. [122] untersuchten mithilfe von isothermen Warmzugversuchen das temperatur- und dehnratenabhängige Fließverhalten der Legierung AA7075. Dabei wurde die Übertragbarkeit der Charakterisierungsversuche auf isotherme Umformoperationen nachgewiesen. ZHOU ET AL. [123] zeigen für den gleichen Werkstoff anhand einachsiger Zugversuche bei Raumtemperatur nach einer vorgeschalteten Lösungsglüh- und Abschreckoperation, dass die Lösungsglüh-temperatur einen signifikanten Einfluss auf das Fließverhalten sowie die dynamische Reckalterung bei Raumtemperatur hat. Ab einer Glüh-temperatur von 475 °C ist keine dynamische Reckalterung und die höchste Dehnung ersichtlich. ZHOU ET AL. [124] untersuchten mithilfe einer Optimierungsmethode den Einfluss von verschiedenen Prozessparametern auf die Umformbarkeit der Legierung AA6111 für die Abschreckumformung eines Seitenaufprallträgers einer Fahrzeugtüre. Es wurde nachgewiesen, dass bezogen auf die Formgebungsfreiheit der Werkstoffe die Temperatur und Umformgeschwindigkeit die zwei relevantesten Einflussfaktoren sind. Im Jahr 2017 untersuchten XIAO ET AL. [125] die Umformbarkeit der Legierung AA7075 mithilfe von einachsigen Zugversuchen in einem thermomechanischen Simulator. Dabei wurden Zugversuche nach einer vorgeschalteten Lösungsglüh- und gestoppten Abschreckoperation bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten durchgeführt. Es konnte eine Dehnratenabhängigkeit und eine gesteigerte Duktilität mit ansteigender Werkstofftemperatur nachgewiesen werden. BEHRENS ET AL. [117] haben für die Legierungen AA7022 und AA7075 mithilfe von Zugversuchen den Einfluss von gesteigerten Umformtemperaturen und der Abkühlrate auf die resultierenden mechanischen Charakteristika nach einer künstlichen Alterungsoperation gezeigt. Anhand der Ergebnisse ist veranschaulicht worden, dass mit ansteigender Abkühlgeschwindigkeit die maximalen finalen mechanischen Eigenschaften erreicht werden. Im Jahr 2018 untersuchten LIU ET AL. [126] das Fließ- und Dehnungsverhalten der Legierung AA6061 im Temperaturbereich zwischen 350 °C und 500 °C nach einer vorgeschalteten Lösungsglüh- und gestoppten Abschreckoperation. Dabei ist nachgewiesen worden, dass mit ansteigender Umformtemperatur die Dehnratensensitivität abnimmt. ZHENG ET AL. [121] untersuchten für die Aluminiumlegierung AA7075 und AA6082 mithilfe von Zugversuchen den Einfluss der Transferzeit von Ofen zum Umformwerkzeug auf die mechanischen Eigenschaften. Die Untersuchungen weisen nach, dass der Temperaturbereich zwischen 400 °C bis 250 °C bei beiden Werkstoffen möglichst

schnell durchlaufen werden muss. Zudem haben ZHENG ET AL. [127] anhand von Zugversuchen belegt, dass eine Umformung mit einer vorgeschalteten Zwischenkühlung auf 350 °C zu einer Duktilitätserhöhung führt sowie eine gesteigerte Kaltverfestigung hervorruft. Untersuchungen von MA ET AL. [128] zeigen, dass eine definierte Vordehnung um 30 % mit einer Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$  während der Abschreckumformung ein schnelleres Warmauslagerungsverhalten sowie einen höheren finalen Härteanstieg verursacht.

Der Prozess der Abschreckumformung wurde bereits in der Vergangenheit auf verschiedene Bauteilgeometrien sowohl im Labor- als auch im industriellen Maßstab übertragen. So ist mithilfe von umgeformten Näpfen [127] und Hutprofilen [90] das Grenzziehverhältnis sowie das Rückfederungsverhalten experimentell untersucht worden. Ferner wurde mithilfe von Hutprofilen der Einfluss unterschiedlicher Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit der Flächenpressung bestimmt [112]. Zudem wurde die Formgebungsmethode bereits auf anwendungsbezogene, sicherheitsrelevante Geometrien wie Seitenaufprallträger [124], komplette B-Säulen [129], B-Säulen-Sektionen [130] sowie auf Längsträger [109] übertragen. Dabei konnte gezeigt werden, dass der Prozess der Abschreckumformung gegenüber anderen thermisch unterstützten Prozessrouten [109] höhere versagensfreie Umformbarkeiten [127], gesteigerte finale mechanische Eigenschaften [131] sowie gesteigerte Maßhaltigkeiten [62] aufweist.

Wie bereits in Abschnitt 2.2 erläutert, ist bei der Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen neben einer vorgeschalteten Lösungsglühoperation eine ausreichend rasche Abkühlung notwendig, um das Potenzial für eine nachgelagerte Ausscheidungsbildung zu generieren. Aus diesem Grund ist bei der Abschreckumformung eine hohe Abkühlrate und demzufolge während der Umformung eine hinreichend schnelle Wärmeabfuhr vom umzuformenden Bauteil essenziell. Die Übertragung von Wärmemenge kann auf drei Arten erfolgen: Durch Strahlung, Konvektion und Leitung [132]. Elektromagnetische Wellen im nicht sichtbaren Infrarotbereich sorgen bei der Wärmestrahlung für die Erwärmung des angestrahlten Gegenstandes ohne notwendiges Übertragungsmedium. Bei der Wärme-konvektion findet eine Wärmeübertragung zwischen einem Festkörper und einem strömenden Medium statt. Entsteht dabei eine Bewegung aufgrund innerer Ursachen oder im System vorhandener Druckunterschiede, so bezeichnet man dies als freie bzw. natürliche Konvektion [133]. Die Wärmeleitung, welche auch als Konduktion oder Wärmediffusion beschrieben wird, charakterisiert den Temperaturtransport in einem oder zwischen zwei miteinander in Kontakt stehenden Körpern oder einem ruhenden Me-

dium. Dabei wird die Energie gemäß dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik von der wärmeren zur kälteren Stelle geleitet [133]. Neben der Größe des Temperaturgradienten hängt die Wärmeleitfähigkeit von der geometrischen Querschnittsfläche und Übertragungslänge, den stofflichen Eigenschaften sowie der notwendigen Verweildauer für die Wärmeleitung ab [134].

Bei der Prozesskette der Abschreckumformung (siehe Bild 3) treten alle genannten Arten der Wärmeübertragung auf. Während des Lösungsglühens sowie bei der Warmauslagerung resultieren, abhängig von der eingesetzten Ofentechnologie, entweder Wärmekonvektion oder Strahlung als dominierende Übertragungseffekte. Während des Transfers der erwärmten Halbzeuge vom Ofen in das Umformwerkzeug tritt freie Konvektion sowie Wärmestrahlung gepaart auf, welche für eine Abkühlung der Halbzeuge sorgen. Während der Abschreckumformung resultiert bei direktem Halbzeug-Werkzeug-Kontakt Wärmeleitung, welche zu einer schnellen Temperaturabnahme führt [135]. Um eine vorzeitige Halbzeugabkühlung nach dem Einlegen und dem darauffolgenden Umformen zu unterbinden, können federnd gelagerte Pins im Werkzeug verbaut werden, welche während der Umformung verdrängt werden [135]. Diese sorgen aufgrund ihrer minimalen Kontaktfläche für eine stark reduzierte Wärmeleitung des erwärmten Halbzeugs im geöffneten Werkzeug und hemmen dadurch eine vorzeitige Abkühlung. Bei der anschließenden Abschreckumformung kühlen die Halbzeuge in den Bereichen des direkten Werkzeug-Halbzeug-Kontakts schnell ab. Deshalb werden zu Beginn der Formgebung die Zargen- und Bodentemperatur infolge des unmittelbaren Kontakts mit dem Stempel sowie der Matrize rascher reduziert. Um während der Umformung eine ausreichend hohe Duktilität in den noch umzuformenden Zonen des Bauteilflansches zu gewährleisten, wird die Abschreckumformung deshalb in der Regel mit distanzierteren Niederhaltern durchgeführt. Somit kühlen während der Formgebungsoperation kraftübertragende Areale aufgrund des direkten Werkzeugkontakts schneller ab und reduzieren dadurch die Werkstoffduktilität. Aus diesem Grund können bei dieser Formgebungsmethode höhere Ziehtiefen als bei isothermen Formgebungsmethoden erreicht werden [109].

Der bei der Abschreckumformung dominierende Übertragungsmechanismus der Wärmeleitung hängt, wie bereits erwähnt, von mehreren Faktoren ab. Während der Umformung ändern sich infolge der Werkzeug- und Bauteilkinematik die wärmeübertragenden Kontaktzonen kontinuierlich. In den jeweils in Kontakt stehenden Bereichen resultiert keine ausschließliche Wärmeleitung. Bedingt durch vorhandene Oberflächenunebenheiten

ist die effektive, wahre Kontaktfläche zwischen Halbzeug und Werkzeug kleiner als die nominelle Fläche. In den sich bildenden Luft- oder Schmierstoffreservoirs dominiert deshalb nicht die Wärmeleitung, sondern die Strahlung und Konvektion als wärmeübertragender Effekt. Mit ansteigender Flächenpressung werden vorhandene Oberflächenunebenheiten elastisch oder plastisch kompensiert und der Anteil der wärmeleitenden Querschnittsfläche gesteigert. Aus diesem Grund hängt das Abkühlverhalten sowohl von der realen Kontaktfläche [135], den eingesetzten Zwischenmedien als auch der Oberflächenstruktur [136] ab. Die vom Werkstück auf das Werkzeug übertragene Wärmemenge, bezogen auf eine definierte Querschnittsfläche und Zeitdifferenz, wird durch den Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  als quantifizierbare Messgröße beschrieben. Diese wird als Eingangsgröße der FE-basierten Prozessauslegung thermisch gekoppelter Umformverfahren herangezogen. Aus diesem Grund besitzt die Identifizierung dieser Kenngröße für die Abschreckumformung eine maßgebliche Bedeutung [137]. Anhand verschiedener Methoden ist die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten möglich [138]. Dabei kann zwischen dem Newtonschen Abkühlgesetz, der Wärmebilanz-Methode nach Zhao, der Zentralen-Differenzen-Methode nach Xiao sowie der Beck-Methode unterschieden werden [139]. Beim direkten Presshärten hat sich die analytische Bestimmung resultierender Temperaturentwicklungen unter Berücksichtigung der thermischen und mechanischen Randbedingungen für die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  etabliert [140]. Hierfür wird, basierend auf dem Newtonschen Gesetz für konvektive Abkühlung, die Gleichung 1 herangezogen, welche die experimentelle Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten [141] ermöglicht.

$$T_{A(t)} = (T_{A_0} - T_{\infty}) \cdot e^{-\frac{\alpha \cdot A_0}{c_p \cdot \rho \cdot V} \cdot t} + T_{\infty} \quad (1) \quad [141]$$

Dabei kennzeichnet  $T_{A_0}$  die Halbzeug-Starttemperatur sowie  $T_{A(t)}$  die aktuelle Temperatur der abkühlenden Platine. Die Temperatur des abführenden Mediums, repräsentiert durch das Umformwerkzeug, wird durch  $T_{\infty}$  berücksichtigt. Die spezifische Wärmekapazität  $c_p$ , die Dichte  $\rho$ , das Volumen  $V$ , sowie die nominelle Fläche  $A_0$  stellen die geometrische Kontaktfläche des abzukühlenden Halbzeugs dar. XIAO ET AL. [142] veranschaulichten für die Legierung AA7075 den Einfluss unterschiedlicher Flächenpressungen und Schmierstoffe auf das Abkühlverhalten. Dabei wurde nachgewiesen, dass mit steigender Flächenpressung und unter Verwendung von Schmierstoff höhere Wärmeübergangskoeffizienten erzielt werden. OMER ET AL. [143] belegen anhand der beiden Aluminiumlegierungen AA7075 und

AA5182 den Einfluss hochfester Werkstoffe auf den Wärmeübergangskoeffizienten. So konnte gezeigt werden, dass die festere Legierung AA7075 einen geringeren Wärmeübergangskoeffizienten aufweist. In nachfolgenden Untersuchungen [144] wurde für sieben verschiedene Aluminiumlegierungen der Einfluss divergierender Flächenpressungen und unterschiedlicher Schmierstoffe auf das Abkühlverhalten untersucht. Dabei ist bestätigt worden, dass bei hochfesten Aluminiumlegierungen geringere Wärmeübergangskoeffizienten resultieren. LIU ET AL. [107] stellten den Einfluss eines grafitbasierten Schmierstoffs auf das Abkühlverhalten der Aluminiumlegierung AA6082 vor. In diesem Zusammenhang wurde nachgewiesen, dass die Verwendung von Schmierstoffen im Vergleich zu schmierstofffreien Abschreckversuchen eine signifikante Steigerung der Abkühlrate bewirkt. Zudem konnte nachgewiesen werden, dass ab einer Schmierstoffdicke von 20  $\mu\text{m}$ , unabhängig von der jeweiligen Flächenpressung, keine weitere Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit mehr möglich ist. YING ET AL. [145] untersuchten für die Aluminiumlegierung AA7075 den Einfluss unterschiedlicher Oberflächenrauheiten, Schmierstoffe und Flächenpressungen auf das Abkühlverhalten. Die Untersuchungen belegen, dass ab einer Oberflächenrauheit von  $R_a = 1 \mu\text{m}$  und größer eine signifikante Reduktion des Wärmeübergangskoeffizienten bei einer Flächenpressung von 80 MPa stattfindet.

### 2.4.2 Abschreckbedingte Ausscheidungs- und Auslagerungsverhalten

Wie bereits in Abschnitt 2.2 eingeleitet, hängt das Ausscheidungsverhalten ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen sowohl von der Legierungszusammensetzung als auch von der thermischen und mechanischen Konditionierung ab. Nachfolgend wird das abschreckbedingte Gefügeverhalten anhand der 7000er Legierungs-kategorie diskutiert, welche aufgrund des Hauptlegierungsbestandteils Zink und Magnesium auch als AlZnMg-Legierung tituliert wird. Die häufig in der Industrie eingesetzte Aluminiumlegierung AA7075 gehört angesichts ihres gesteigerten Kupferanteils zur Untergruppe der AlZnMgCu-Legierungen. In Tabelle 1 ist die nach DIN EN 485-2 definierte Legierungszusammensetzung angegeben [146].

Tabelle 1: Legierungsbestandteile der Legierung AA7075 nach [147]

Element	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Ti
Legierungsanteil in %	5,1 – 6,1	2,1 – 2,9	1,2 – 2,0	$\leq 0,5$	$\leq 0,4$	$\leq 0,3$	$\leq 0,2$

## Ausscheidungsphasen der Legierung AA7075

Die Legierung AA7075 ist infolge des hohen Zink- und Magnesiumanteils eine Legierung, deren mechanische Eigenschaften hauptsächlich von den festigkeitssteigernden Sekundärausscheidungen beeinflusst werden. Diese können mittels Wärmebehandlung aufgrund stattfindender Diffusionsvorgänge sowohl gebildet als auch aufgelöst werden und sind deshalb zeitabhängige Vorgänge [148]. In Tabelle 2 sind die durch Festphasenumwandlung generierbaren Ausscheidungssequenzen der Legierung gegenübergestellt.

Tabelle 2: Ausscheidungssequenzen von AA7075 bedingt durch eine Warmauslagerung nach [30], [149], [150], [151], [152]

Phase	$\alpha$ Übers	Zn-Cluster	GP-Zonen	$\eta' / \eta_2$	$\eta$	
Zusammensetzung	Übersättigter Mischkristall	Leerstellenreiche Cluster	MgZn	MgZn	MgZn <sub>2</sub>	
Morphologie			Kugelförmig	Plättchenförmig	Stäbchen und Plättchen	
Größe			$\varnothing$ : 2 - 5 nm [153]	l: ~3 - 20 nm [122], [154]	$\varnothing$ : ~12,5 - 30 nm [154]	
$\varnothing$ (Durchmesser)			(nur bedingt im TEM sichtbar)		l: ~50 - 200 nm [122], [149]	
l (Länge)						
Anbindung				Kohärent	Teilkohärent	Inkohärent
Bildungstemperatur				RT - 70 °C [152]	75 - 220 °C [122], [146]	150 - 300 °C [152]
Auflösungstemperatur		~50 - 150 °C [152]	~200 - 250 °C [152], [155]	~300 - 350 °C [152], [156]		

Bedingt durch eine Lösungsglüh- und Abschreckoperation entsteht ein übersättigter Mischkristall sowie Zn-reiche Cluster [157]. Bei Raumtemperatur und niedrigen Temperaturen ( $\leq 70$  °C) resultiert eine Trennung der Legierungselemente und es entstehen Zn-reiche Cluster, welche sich im weiteren zeitlichen Verlauf zu kohärenten, kugelförmigen Guinier-Preston-Zonen (GP-Zonen) orientieren [154]. Mit ansteigender Warmauslagerungstemperatur (75 - 220 °C) entstehen durch angeregte Diffusionsvorgänge fein verteilte, plättchenförmige, metastabile  $\eta'$ -Ausscheidungen,

welche zu semikohärenten Gefügeanbindungen und höchsten Werkstofffestigkeiten führen [156]. Durch eine weitere Temperaturerhöhung (150 - 300 °C) wandeln sich die  $\eta'$ -Phasen in inkohärente, grob verteilte, im Gleichgewicht stehende  $\eta$ -Ausscheidungen und damit zu einer überalterten Struktur um [152]. Das Umwandlungsverhalten der Legierung hängt stark vom vorhandenen Gefüge ab. Deshalb sind sowohl die Bildung als auch die Auflösung der jeweiligen Ausscheidungen immer von der thermomechanischen Vorkonditionierung sowie der Dauer der Wärmebehandlung abhängig.

**Thermische Randbedingungen** bezogen auf die Abschreckumformung:

Wie bereits in Bild 3 veranschaulicht, setzt sich die Abschreckumformung aus den drei Prozessschritten des Lösungsglühens, der simultanen Umform- und Abschreckoperation sowie dem Warmauslagern zusammen. Nachfolgend werden die thermischen Randbedingungen in diese drei Bereiche unterteilt und diskutiert.

Die Lösungsglühetemperatur von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen liegt unterhalb der legierungsspezifischen eutektischen Schmelztemperatur. Für die Aluminiumlegierung AA7075 befindet sich diese zwischen 475 °C und 489 °C [30]. MILKEREIT ET AL. zeigten mithilfe von DSC-Messungen für die Legierung AA7075, dass ab einer Lösungsglühedauer von 15 Minuten nachweislich ein vollständig gelöstes Gefüge vorliegt [148]. Untersuchungen von OMER ET AL. belegen mithilfe von Härtemessungen, dass bereits ab einer Lösungsglühedauer von 90 Sekunden bei 470 °C keine weitere Erweichung des Werkstoffs mehr stattfindet und deshalb von einer vollständigen Lösungsglühung der Legierung ausgegangen werden kann [158]. Untersuchungen von DEGNER zeigten, dass die Variation der Lösungsglühedauer nahezu keinen Einfluss auf die finalen mechanischen Eigenschaften in Bezug auf Festigkeit und Duktilität hat [112].

Nach der Ofenentnahme und dem anschließenden Abschrecken im Umformwerkzeug ist das rasche Durchlaufen des kritischen Abkühlbereichs notwendig, um einen übersättigten Mischkristall zu erzeugen. Untersuchungen von LIU ET AL. zeigten, dass dieser bei der Aluminiumlegierung AA7075 im Temperaturbereich zwischen 415 °C und 367 °C liegt [159]. Weitere Quellen definieren diesen Bereich zwischen 425 °C [148] und 290 °C [160]. Die notwendige Abkühlrate, welche zum Erreichen eines übersättigten Mischkristalls notwendig ist, wird bei der Legierung AA7075 angesichts der hohen Abschrecksensitivität mit 100 K/s [148] und höher

[160] angegeben, um einen vollständig übersättigten Mischkristall zu generieren. GRAF ET AL. zeigten, dass mit abnehmender Abkühlungsgeschwindigkeit der Radius und Volumenanteil grober Ausscheidungen ansteigt [161]. Dadurch wird der Gehalt an fein verteilten Ausscheidungen während einer nachgeschalteten Auslagerungsoperation reduziert. So wird für die Legierung AA7075 bei Abkühlraten von 0,25 K/s annähernd keine weitere Ausscheidungsbildung während einer Warmauslagerungsoperation mehr festgestellt [161]. Bei einem zu langsamen Halbzeugtransfer bzw. verzögertem Schließen des Umformwerkzeugs resultiert bei den hergestellten Bauteilen eine Festigkeitsabnahme infolge der Bildung unbeabsichtigter grober Ausscheidungen aufgrund der unzureichend schnellen Abkühlung [158].

Nach einer raschen Abkühloperation bilden sich bei einer Auslagerungsoperation bedingt durch stattfindende Diffusionsvorgänge Ausscheidungen, welche zu einem Festigkeitsanstieg führen [36]. Diese unterscheiden sich anhand ihrer Art, Größe und Verteilung. Bei der Legierung AA7075 finden bereits bei Raumtemperatur Diffusionsvorgänge statt, welche in einem übersättigten Mischkristall zur Bildung von GP-Zonen führen. So zeigten JUNG ET AL. mithilfe von Härtemessungen und uniaxialen Zugversuchen, dass direkt nach einer Abschreckoperation ein kontinuierlicher Anstieg der Härte und Festigkeit über die Zeit erfassbar ist [162]. Mit ansteigender Wärmebehandlungstemperatur resultiert ein gesteigertes Ausscheidungsverhalten, was zu einem erheblichen Festigkeitsanstieg führen kann. Deshalb ist durch die gezielte Steuerung der Warmauslagerungstemperatur und -dauer die Einstellung unterschiedlicher Werkstoffgefüge und damit variierender Werkstoffeigenschaften möglich. Zunächst bilden sich im Temperaturbereich zwischen 20 °C und ca. 70 °C metastabile Guinier-Preston-Keime (GP-Keime), welche mit fortlaufender Dauer zu GP-Phasen anwachsen [152]. LLOYD und CHAATURVEDI wiesen mithilfe der dynamischen Differenzkalorimetrie nach, dass nach einer Lösungsglüh- und schnellen Abschreckoperation auf Raumtemperatur sich zudem „vorläufige“  $\eta'$ -Ausscheidungen bereits bei Raumtemperatur bilden [163]. Bei Alterungstemperaturen zwischen 70 °C und ca. 200 °C resultieren anschließend fein verteilte  $\eta'$ -Phasen, welche zu einem maximalen Härteanstieg im Werkstoff führen. Bei Alterungstemperaturen über 200 °C oder längeren Alterungszeiten bilden sich stabile  $\eta$ -Phasen ( $\text{MgZn}_2$ ) entlang der Korngrenzen oder teilweise auch im Korninneren. Höhere Temperaturen sowie längere Warmauslagerungsdauern fördern die weitere Vergrößerung der Ausscheidungen [164]. Zur Generierung der maximalen Festigkeit wird üblicherweise eine einstufige T6-Wärmebehandlung bei 120 °C für 24 Stunden

empfohlen [165]. Dabei bilden sich Ausscheidungen, welche zu einer Zugfestigkeit von 570 MPa führen [166]. Dieser Zustand ist allerdings nur bei niedrigen Temperaturen stabil. So haben JABRA ET AL. für die T6 warmausgelagerte Aluminiumlegierung AA7075 nachgewiesen, dass bereits bei einer zusätzlichen 30-minütigen Warmauslagerung bei 180 °C eine Überalterung stattfindet, welche mit fortlaufender Wärmebehandlungsdauer zu einer sukzessiven Abnahme der Werkstofffestigkeit führt [167]. Mit weiter ansteigender Warmauslagerungstemperatur wird bedingt durch die schnellere Ausscheidungsbildung bereits nach einer kürzeren Wärmebehandlungsdauer die maximal erreichbare Zugfestigkeit erreicht. So haben SEVIM ET AL. nachgewiesen, dass bei einer Warmauslagerungstemperatur von 150 °C sowie bei 185 °C die maximal erreichbare Härte schon nach 14 Stunden bzw. nach vier Stunden erreicht wird [168]. KILIC ET AL. haben festgestellt, dass bei einer Auslagerungstemperatur von 200 °C die maximale Zugfestigkeit von 540,4 MPa bereits nach 30 Minuten erreicht wird [169]. Untersuchungen belegen, dass bei zu hohen Halbzeugtemperaturen grobe  $\eta$ -Ausscheidungen gebildet werden. ZHANG ET AL. belegten, dass sich ab einer Temperatur von 250 °C nach wenigen Minuten  $\eta'$ -Phasen zu  $\eta$ -Ausscheidungen umwandeln und mit zunehmender Temperatur neben sich vergrößernden Ausscheidungen auch ausscheidungsfreie Zonen im Korngrenzenbereich anwachsen [122]. Untersuchungen von KU ET AL. haben nachgewiesen, dass bei Warmauslagerungstemperaturen ab 280 °C für eine Auslagerungsdauer von 12 Stunden aufgrund der Auflösung festigkeitssteigernder  $\eta'$ -Ausscheidungen ein signifikanter Duktilitätsanstieg beobachtet werden kann [170]. ZHENG ET AL. zeigten, dass bei einer Warmauslagerungstemperatur von 300 °C für eine Haltedauer von einer Stunde die Ausscheidungsmorphologie der Legierung AA7075 vollständig zerstört wird und grobe Mg(Zn,Cu)<sub>2</sub>-Phasen auf der Oberfläche von Al<sub>18</sub>Mg<sub>3</sub>Cr<sub>2</sub>-Dispersoid-Teilchen gebildet werden [171]. Mithilfe von zweistufigen Auslagerungsoperationen ist die Reduktion der notwendigen Warmauslagerungsdauer und somit die Senkung des thermischen Energieeintrags möglich. Untersuchungen von EMANI ET AL. haben belegt, dass mithilfe einer zweistufigen Warmauslagerung die Auslagerungsdauer von ursprünglich 48 Stunden auf 2 Stunden reduziert werden kann, wobei vergleichbare Werkstoffeigenschaften resultieren [164]. OMER ET AL. wiesen für die Legierung AA7075 nach, dass mithilfe einer zweistufigen Warmauslagerung, bestehend aus einer achtstündigen Warmauslagerung bei 121 °C, gefolgt von einer zweiten 30-minütigen Auslagerung bei 177 °C, vergleichbare mechanische Werkstoffkennwerte erreicht werden, wie bei einer konventionellen T6-Warmauslagerung [158]. Dadurch ist ersichtlich, dass der Warmauslagerungsprozess stark von der thermischen und zeitlichen Behandlung abhängig ist.

### **Mechanische Randbedingungen** bezogen auf die Abschreckumformung:

Die Einwirkung äußerer Belastungen während der Auslagerung wirkt sich neben der Erwärmungstemperatur und -dauer erheblich auf die Ausscheidungskinetik aus und hat deshalb einen Einfluss bei der Abschreckumformung [172]. Spannungen/Dehnungen können während der Alterungsbehandlung zu einer signifikanten Zunahme der Keimbildungsstellen von Ausscheidungen führen [173]. Ferner stehen die Volumenänderungen aufgrund von gebildeten Ausscheidungen mit externen Spannungen/Dehnungen in Interaktion. Die Beanspruchungsrichtung während der Spannungsalterung beeinflusst die Orientierung und/oder Kinetik der sich entwickelnden Ausscheidungen [174]. DESCHAMPS ET AL. belegen für die Legierung AA7075, dass die Ausscheidungsbildung einer plastisch stark deformierten Probe schneller stattfindet gegenüber einem ausschließlich thermisch behandelten Prüfling. Bei geringen Warmauslagerungstemperaturen von 70 °C bilden sich so rascher gröbere Ausscheidungen [175]. Untersuchungen von SAJADIFAR ET AL. belegen, dass höhere Spitzenfestigkeiten und ein beschleunigtes Auslagerungsverhalten unter Spannungsalterung bei einer in Prüfrichtung aufgebrachten Belastung von 50 MPa und 200 MPa resultieren. Zudem veranschaulichen DSC-Messungen, dass höhere Volumenanteile an  $\eta'$ -Ausscheidungen bei einer spannungsüberlagerten Alterung entstehen [176]. Untersuchungen von KILIC ET AL. belegen hingegen, dass bei einer orthogonalen Vordehnung von 4 % und einer anschließenden Warmauslagerung ein Abfall der Festigkeit bei Warmauslagerungstemperaturen zwischen 120 °C und 200 °C erfolgt [169]. EMANI ET AL. haben nachgewiesen, dass eine zweistufige Warmauslagerung in Kombination mit einer zwischengeschalteten plastischen Deformation eine Steigerung der mechanischen Werkstofffestigkeit bei reduzierter Auslagerungsdauer hervorruft [164].

#### **2.4.3 Verfahrensbedingte Herausforderungen bei der Abschreckumformung**

Gesteigerte Temperaturen führen bei der Abschreckumformung neben der verbesserten Formgebungsfreiheit, dem unabhängigen Anlieferungszustand sowie der vorteilhaften thermischen Werkstoffkonditionierung zu einer Vielzahl von Herausforderungen, welche die Prozesskette der Abschreckumformung bislang limitiert. Die der simultanen Abschreckumformung vorgeschaltete Lösungsglühoperation sowie die nachfolgende Auslagerung bei erhöhten Temperaturen sind zwingend erforderliche Verfahrensschritte für die Herstellung hochfester Bauteile mit geeigneten Eigen-

schaften. Aufgrund der hohen spezifischen Wärmekapazität von Aluminium [142] sind diese Prozessschritte vor allem bei kurzzeitigen Behandlungsoperationen mittels konventioneller Wärmebehandlungsstrategien wie der konvektiven Erwärmung sowohl kosten- als auch zeitintensiv und stellen deshalb eine Herausforderung dar. GEIGER ET AL. haben nachgewiesen, dass die Erwärmung von Aluminium mithilfe konduktiver, induktiver und strahlungsbasierter Erwärmungsstrategien rascher und teilweise präziser durchgeführt werden kann [71]. Untersuchungen von DEGNER veranschaulichten, dass mithilfe einer Kontaktplattenerwärmung Aluminiumhalbzeuge um das 15-fache schneller auf Lösungsglühtemperatur aufgeheizt werden können als durch einen konventionellen Kammerofen [112].

Eine weitere Schwierigkeit ist das Handling lösungsgeglühter, nicht magnetischer Halbzeuge, welche mit einer möglichst kurzen Transferzeit in das Umformwerkzeug eingelegt und anschließend unter Abschreckbedingungen umgeformt werden. Aufgrund der stark abnehmenden Werkstofffestigkeit bei ansteigenden Temperaturen [177] ist das schnelle Greifen und wiederholgenaue Positionieren der Platinen im Werkzeug herausfordernd [178].

Bei der Abschreckumformung ist das Reibungs- und Verschleißverhalten aktuell noch eine Herausforderung. Dieses wird während der Umformung durch eine Vielzahl von Parametern beeinflusst. Dazu zählen unter anderem die Flächenpressung, die Geschwindigkeit, die Oberflächenbeschaffenheit der Kontaktpartner [179], die Kontaktbedingung [180] sowie die vorherrschenden Temperaturen von Werkzeug und Halbzeug [181]. Aluminium neigt mit ansteigender Werkstofftemperatur zu gesteigerter Adhäsion, was bei der Abschreckumformung zur primären Verschleißursache führt [182]. GHIOTTI ET AL. stellten das tribologische Einsatzverhalten der Aluminiumlegierung AA7075 bei variierenden Flächenpressungen und Geschwindigkeiten bei erhöhten isothermen Temperaturen unter Verwendung eines grafitbasierten Schmierstoffes gegenüber [181]. Die Studien veranschaulichten, dass die Geschwindigkeit gegenüber der Flächenpressung den dominierenden Einfluss auf das Reibungsverhalten bei hohen Temperaturen besitzt. Zudem konnte nachgewiesen werden, dass mit ansteigender Temperatur die Reibung zunächst abnimmt und anschließend stark ansteigt. Untersuchungen von HU ET AL. stellten den verschleißreduzierenden Einfluss verschiedener Werkzeugbeschichtungen ohne Verwendung von Schmierstoff bei erhöhten Temperaturen für die Aluminiumwerkstoffe AA6082 und AA7075 gegenüber [183]. Anhand der Untersuchungen wurde nachgewiesen, dass diamantähnliche Kohlenstoffschichten (engl.: Diamond Like Carbon, DLC) bei niedrigen Temperaturen einen verschleiß-

und reibungsreduzierenden Effekt aufweisen, allerdings nicht für den Einsatz bei erhöhten Temperaturen geeignet sind. Bei gesteigerten Temperaturen weisen AlCrN- als auch CrN-Beschichtungen ein adhäsionshemmendes Verhalten auf. DONG ET AL. zeigten für eine neuentwickelte NC/WC:C-Werkzeugbeschichtung ebenfalls ein verbessertes Reibungs- und Verschleißverhalten auf [184].

## 2.5 Aktuelle Trends und Möglichkeiten zur Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften

Im Automobilbau ist aufgrund stetig ansteigender Anforderungen eine Entwicklung hin zu Bauteilen mit anforderungsgerechten Eigenschaften feststellbar. Aus diesem Grund werden verschiedene Verfahren und Methoden ergriffen, um Bauteile mit maßgeschneiderten mechanischen Charakteristika herzustellen. Im Bereich der Blechumformung haben sich vor allem thermisch unterstützte Formgebungsoperationen oder Wärmebehandlungsmethoden als effektive und vielfältige Gestaltungsvarianten herausgestellt [185]. Übergeordnete Ziele sind die Minimierung des Ressourcen- und Energieeinsatzes, die Kombination unterschiedlicher Werkstoff- und Bauteileigenschaften sowie die Reduzierung der Gesamtzahl an Bauteilen [186]. So wurde beispielsweise das Verfahren des direkten Presshärtens durch das partielle Presshärten erweitert [187]. Mithilfe der örtlich begrenzten Werkzeugtemperierung werden während der Presshärteoperation die Abkühlgeschwindigkeit im Werkzeug lokal variiert (engl.: Tailored Cooling) und dadurch im hergestellten Bauteil Zonen mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften geschaffen. Folglich ist bereits während der Umformung die Herstellung von Bauteilen mit gradierten Eigenschaften möglich [188].

Bei Aluminiumlegierungen sind vergleichbare Entwicklungen bezüglich der gradierten Einstellung von Werkstoffeigenschaften feststellbar. Neben der Umformung im Zustand W sowie der lokalen Kurzzeitwärmebehandlung (siehe Abschnitt 2.3.1) zeigte LECHNER, dass die mechanischen Eigenschaften einer ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung aufgrund der hohen Abschrecksensitivität mithilfe einer örtlich angepassten Abkühlung nach einer vorgeschalteten Lösungsglühoperation partiell eingestellt werden können [189]. Mithilfe rotationssymmetrischer Rundnäpfe und Hutprofile konnte nachgewiesen werden, dass die Ziehtiefe und das Rückfederungsverhalten der hergestellten Halbzeuge im Vergleich zum Ausgangszustand signifikant verbessert wird [189]. Diese Methode wurde unter dem Begriff der Tailor Quenched Blanks (TQB) im Jahr 2012

patentiert [190]. BEHRENS ET AL. untersuchten den Einfluss divergenter Prozessparameter auf das Wärmebehandlungs-, Umform- und Auslagerungsverhalten von partiell unterschiedlich schnell abgeschreckten Bauteilen [191].

Der Prozess der Abschreckumformung hochfester Aluminiumlegierungen ermöglicht, gleich wie das partielle Presshärten, das Potenzial, die Werkstoffeigenschaften bereits während der Umformung zu beeinflussen. Aufgrund der hohen Abschrecksensitivität bieten die eingesetzten Legierungen die Möglichkeit, schon während der simultanen Abschreckumformung die resultierenden Ausscheidungssequenzen, welche folglich für die mechanischen Eigenschaften nach der Auslagerungsoperation verantwortlich sind, zu bilden. So zeigte eine Studie von FAN ET AL. für eine Al-Cu-Mg-Legierung den Einfluss beheizter Platten im Temperaturbereich zwischen 250 °C und 450 °C bezüglich des Abkühlverhaltens sowie der resultierenden mechanischen Eigenschaften auf [192]. ZHU ET AL. untersuchten für die Aluminiumlegierung AA7075 das Abschreckverhalten für Werkzeugtemperaturen zwischen 25 °C und 200 °C sowie die resultierende Werkstoffhärte nach einer Warmauslagerungsoperation [193]. Es konnte nachgewiesen werden, dass ab Werkzeugtemperaturen von 150 °C ein Härteabfall stattfindet. SAJADIFAR ET AL. untersuchten für die beiden Legierungen AA6082 und AA7075 die Bedeutung von temperierten Abschreckplatten zwischen 20 °C und 350 °C auf die mechanischen Eigenschaften und die Gefügestruktur [13]. Dabei konnte belegt werden, dass Werkzeugtemperaturen von 350 °C die geringsten Werkstofffestigkeiten hervorrufen und keine signifikante Korngrößenänderung resultiert [176]. JIANG und DING stellten den Einfluss von verschiedenen Werkzeugtemperaturen und Flächenpressungen auf den Wärmeübergangskoeffizienten, die resultierenden Eigenschaften sowie das resultierende Gefüge für die Legierung AA7075 gegenüber [194]. Dabei wurde nachgewiesen, dass sich ab Werkzeugtemperaturen von 300 °C und mehr ausschließlich grobe  $\eta$ -Phasen bilden. LI ET AL. untersuchten den Zusammenhang von verschiedenen Abkühlraten und Haltedauern in einem beheizten Werkzeug bezüglich des Ausscheidungsverhaltens und der mechanischen Eigenschaften [195]. Dabei ist festgestellt worden, dass die Verweildauer im Umformwerkzeug einen signifikanten Einfluss auf die entstehenden Ausscheidungen hat. Es wurde nachgewiesen, dass eine Steigerung der Haltedauer von 5 Sekunden auf 30 Sekunden eine erhebliche Vergrößerung der sich bildenden  $\eta$ -Ausscheidungen hervorruft. JIANG ET AL. demonstrieren für die Legierung AA7075, dass gesteigerte Werkzeugtemperaturen ein verbessertes Umformvermögen und keinen signifikanten Einfluss auf die resultierende

Blechdickenverteilung hervorrufen. Zudem wurde belegt, dass bei Werkzeugtemperaturen von 200 °C eine gute Kombination von Duktilität und Festigkeit erreicht wird [196]. SCHARIFI ET AL. stellten den Einfluss von verschiedenen Abschreckraten, bedingt durch erhöhte Werkzeugtemperaturen sowohl vor als auch nach der Warmauslagerung, anhand der mechanischen Eigenschaften sowie anhand von Gefügeaufnahmen gegenüber [149].

## 2.6 Methoden zur Erfassung zeitdiskreter Gefügeveränderungen

Zur qualitativen und quantitativen Erfassung von Gefügeveränderungen ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen existieren unterschiedliche Messmethoden. Wie bereits erläutert, ist das Gefüge- und Ausscheidungsverhalten von hochfesten Aluminiumlegierungen sowohl temperatur-, zeit- als auch spannungsabhängig. Aus diesem Grund werden verschiedene Methoden zur Charakterisierung des Auslagerungsverhaltens eingesetzt. Diese können zum einen in zeitdiskrete Messungen (In-situ) und Momentanmessungen (Ex-situ) [197] und zum anderen in zerstörungsfreie und zerstörende Prüfverfahren [198] unterteilt werden. Nachfolgend wird ein Überblick über verschiedene Methoden zur Ausscheidungsuntersuchung gegeben.

Der uniaxiale Zugversuch, welcher bei der Charakterisierung von Halbzeugen zum Einsatz kommt, ist eine etablierte und weit verbreitete zerstörende Methode zur Bestimmung des Werkstoffverhaltens. Dadurch sind indirekt Rückschlüsse auf resultierende Gefügeveränderungen nach vorgehalteten thermischen [199] und/oder mechanischen Werkstoffkonditionierungen [173] zu einem definierten Zeitpunkt möglich. Mithilfe thermo-mechanischer Simulatoren ist zudem die Identifizierung der Werkstoffeigenschaften bei erhöhten Temperaturen realisierbar [122]. Die Härtemessung ist ebenfalls eine etablierte und schnelle Messmethode zur Bestimmung der mechanischen Werkstoffhärte, wodurch Rückschlüsse auf resultierende Gefügeveränderungen zu bestimmten Zeitpunkten möglich sind [162]. Mithilfe der Raster-Elektronenmikroskopie (REM) ist die Erfassung grober Ausscheidungen wie  $\eta$ -Phasen und Kornstrukturen auf der Oberfläche von zuvor präparierten Proben zu festgelegten Zeitpunkten realisierbar [200]. Die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) bietet die Möglichkeit, im Werkstoff befindliche, wenige nm große Ausscheidungen, wie z. B.  $\eta'$ -Ausscheidungen oder GP-Zonen sowie deren Ausrichtung zu detektieren [201]. Grund hierfür ist das Durchdringen von Elektronenstrah-

len durch die zu untersuchenden Proben. Die hierfür notwendige Probenpräparation ultradünner Schichten ist allerdings sehr zeitintensiv. Mithilfe der Atomsondenmessung (engl.: Atom probe tomography, APT) ist die dreidimensionale Erfassung von Korngrenzen und Ausscheidungen möglich [202]. Hierfür werden aus dem Versuchswerkstoff sehr scharfe, nadelartige Spitzen präpariert, welche anschließend durch das Verfahren der Feldverdampfung von Oberflächenatomen durchleuchtet werden und dadurch das Wachstum von Ausscheidungen im dreidimensionalen Korngefüge sichtbar machen [203]. Mithilfe der dynamischen Differenzkalorimetrie (engl.: Differential Scanning Calorimetry, DSC) ist die zeitdiskrete thermische Analyse von Gefügeveränderungen während stattfindender Aufheiz- und Abkühloperationen sowie isothermer Halteoperationen erfassbar. Durch die Messung der resultierenden Wärmemenge von Sekundärproben sind endotherme Ausscheidungsaufösungen sowie exotherme Partikelbildungen bestimmbar, welche Rückschlüsse auf das vorhandene Werkstoffgefüge ermöglichen [155]. Dadurch ist In-situ die Ausscheidungskinetik erfassbar [204]. Die hochenergetische Röntgendiffraktometrie (engl.: High-Energy X-Ray Diffraction, HEXRD) bietet ebenfalls die Möglichkeit, zeitgebundene stattfindende Gefügeumwandlungen zu erfassen [205]. Dabei eröffnet diese Messmethode im Vergleich zur DSC-Analyse den Vorteil, dass keine Superposition sich überlagernder endothermer und exothermer Gefügeveränderungen die Signalqualität und Interpretation erschwert [206]. Mithilfe der Messung des elektrischen Widerstands ist die Identifizierung von Ausscheidungsänderungen möglich [207]. Hierfür werden Bauteile oder Proben auf eine Messtemperatur von  $-196\text{ °C}$  gekühlt und anschließend der elektrische Widerstand gemessen. Dadurch ist die zerstörungsfreie Erfassung von Gefügeveränderungen zu definierten Zeitpunkten möglich.

Eine weitere zerstörungsfreie Prüfmethode zur Erfassung von Werkstoffdefekten oder Gefügeveränderungen ist die Ultraschallmessung [208]. Diese basiert auf dem Wirkprinzip von sich ausbreitenden Schallwellen in den zu prüfenden Körpern und wird hauptsächlich im Bereich der Schweißnahtprüfung [209], Dickenmessung [210] und Blechprüfung [211] eingesetzt.

Die Laser-Ultraschallmessung ist eine berührungslose, thermoakustische und zerstörungsfreie Prüfmethode [212] zur zeitdiskreten Erfassung von Gefügeveränderungen auf Basis der Ultraschallmessung [213]. Unter Zuhilfenahme eines monochromatischen, kohärenten Laserlichtstrahls wird auf der Probenoberfläche eine lokale, impulsartige Erwärmung und dadurch eine Kompressionswelle erzeugt. Diese durchläuft den Werkstoff in Form

einer Ultraschallwelle, welche an der Probenrückwand reflektiert wird und zur Bildung von aufeinanderfolgenden Mehrfachechos sorgt [212]. Das resultierende Ultraschallsignal, welches proportional zur geometrischen Probenauslenkung ist, wird mithilfe der optischen Laserinterferometrie an der Oberfläche erfasst. Durch die Messung von zwei oder mehr aufeinanderfolgenden Echos werden Änderungen des Ultraschallsignals in Form der Ausbreitungsgeschwindigkeit sowie der Schallabschwächung dokumentiert. Die Schallgeschwindigkeit hängt von den elastischen Materialeigenschaften, der Werkstofftemperatur sowie der Dichte des Prüfmediums ab. Die Abschwächung wird hingegen durch Divergenzverluste verursacht, welche auf innere Reibungseffekte (Absorption) und Schallstreuungseffekte zurückzuführen sind. In polykristallinen Werkstoffen erfolgen diese vornehmlich an Korngrenzen. Untersuchungen von XUE ET AL. wiesen mithilfe einer ringförmigen Laser-Ultraschallquelle nach, dass die zerstörungsfreie Detektion von Korngrößenveränderungen mit Ultraschallmessungen realisierbar sind [214]. LYPCHANSKYI ET AL. bestätigten, dass mithilfe der Messung der Ultraschallgeschwindigkeit die Erfassung von Ausscheidungsveränderungen möglich ist [215]. Weiterführende Untersuchungen ergaben, dass sowohl der Einfluss unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten als auch Warmauslagerungstemperaturen unter Zuhilfenahme der Laser-Ultraschallmessung für die Legierung AA6082 zeitdiskret erfasst werden kann [216]. Dadurch sind bei metallischen Werkstoffen wie Aluminiumlegierungen Rückschlüsse auf Korngrößenveränderungen durch Absorptionseffekte [217] und Ausscheidungseffekte durch die Geschwindigkeitsvariation [218] möglich.

## **2.7 Zusammenfassende Bewertung**

Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen haben sich aufgrund der hohen spezifischen Festigkeit, der vollständigen Rezyklierbarkeit sowie des geringen Energieverbrauchs bei der Wiederaufbereitung als zukunftsweisende Leichtbauwerkstoffe herauskristallisiert. Dadurch ist eine attraktive Alternative zu Faserverbund- und Stahlwerkstoffen verfügbar, welche vor dem Hintergrund der ressourcen- und umweltorientierten Fortbewegung einen signifikanten Stellenwert im Bereich der branchenübergreifenden Leichtbauoptimierung besitzt. Bedingt durch die begrenzte Formgebungsfreiheit sind in den letzten Jahren vermehrt thermisch unterstützte Umformverfahren in den Fokus der Forschung [112] und Industrie [219] gerückt, um anspruchsvolle Bauteilgeometrien versagensfrei herstellen zu können. Die Abschreckumformung, welche Parallelen zum direkten Press-

härten von Bor-Mangan-Stählen aufweist, hat sich dabei als vielversprechende Umformmethode herauskristallisiert. Das Verfahren untergliedert sich in die drei Prozessschritte Lösungsglühen, simultanes Umformen und Abschrecken sowie eine nachgeschaltete Warmauslagerung [11]. Mithilfe dieser Prozessführungsstrategie ergeben sich gegenüber anderen thermisch unterstützten Umformverfahren eine Vielzahl von Vorteilen. Infolge der hohen Umformtemperatur sind ein gesteigertes Umformvermögen und eine verbesserte Maßhaltigkeit kombiniert mit einer Reduktion innerer Spannungen nachweisbar. Zudem ist infolge der vorgeschalteten Lösungsglühoperation der initiale Anlieferungszustand der eingesetzten Halbzeuge vernachlässigbar und vereinfacht dadurch die Transport- und Lagerungslogistik erheblich.

Um den Anforderungen von Bauteilen mit maßgeschneiderten, gradierten Werkstoffeigenschaften gerecht zu werden, wurde in den letzten Jahren die Abschreckumformung weiterentwickelt. Dabei ist nachgewiesen worden, dass durch den Einsatz temperierter Werkzeugsegmente die Abkühlrate lokal variiert. In Anbetracht der hohen Abschrecksensitivität der eingesetzten Legierungen resultiert bei unzureichenden Abkühlraten ein verändertes Werkstoffgefüge, welches eine abweichende Ausscheidungsmorphologie aufweist. Dadurch werden bereits während der Abschreckumformung die finalen Bauteileigenschaften durch eine maßgeschneiderte Abschreckumformung (engl.: Tailor Quench Forming TQF) beeinflusst. Dies ermöglicht die Herstellung von Bauteilen mit gradierten Eigenschaften.

Aufgrund des hohen Potenzials des Verfahrens der maßgeschneiderten Abschreckumformung wurden in den letzten Jahren umfangreiche Studien durchgeführt. Dabei wurde der Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen [194] und angepasster Wärmebehandlungsstrategien [195] auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften [149] und die gebildeten Ausscheidungen [196] untersucht. Alle bisherigen Untersuchungen zur maßgeschneiderten Abschreckumformung verbindet, dass die ermittelten Zusammenhänge ausschließlich isoliert identifiziert werden. Unter Zuhilfenahme diskontinuierlicher Versuche wurden bislang die Prozess- und Wärmebehandlungsparameter für die maßgeschneiderte Abschreckumformung anhand mechanischer Werkstoffkennwerte oder mittels Gefügeuntersuchungen nach der Prozessdurchführung bestimmt. Eine ganzheitliche Untersuchung der Prozesskette und deren Einflussfaktoren ist derzeit nicht möglich, da etablierte Verfahren zur Identifizierung von Ausscheidungen zeitintensive Momentaufnahmen (APT, TEM) sind, welche zudem nicht in der Lage sind, hohe Abkühlraten gekoppelt mit mechanischen Werkstoffbelastungen (DSC, HEXRD) abzubilden. Besonders in Bezug auf

temperierte Werkzeuge ist bisher nicht bekannt, welchen Einfluss die Umform- und Haltezeit auf das Gefüge- und Ausscheidungsverhalten von hochfesten Aluminiumlegierungen besitzt. Deshalb ist bislang noch unklar, zu welchem Zeitpunkt der Umformung Ausscheidungen in einem temperierten Umformwerkzeug gebildet werden oder nicht. Zudem ist gegenwärtig unbekannt, inwieweit die thermo-mechanische Werkstoffkonditionierung während der maßgeschneiderten Abschreckumformung die Bauteileigenschaften nach der Warmauslagerung beeinflusst. Wie bereits in Abschnitt 2.4.2 erläutert, haben sowohl die thermische als auch die mechanische Werkstoffkonditionierung einen Einfluss auf die finalen mechanischen Eigenschaften, deren Wechselwirkung bislang jedoch ebenfalls nicht untersucht sind.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass bislang weder ein ganzheitliches Prozessverständnis noch eine Methode zur kontinuierlichen Erfassung von thermomechanisch gekoppelten Gefügeveränderungen von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen existieren. Aufgrund dieser Tatsachen lässt sich schlussfolgern, dass zum aktuellen Zeitpunkt kein Versuchsprinzip vorhanden ist, welches den Prozess der maßgeschneiderten Abschreckumformung zeitdiskret und vollständig abbildet.

### 3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll die zentrale Zielsetzung der Erarbeitung eines grundlegenden Prozessverständnisses für die angepasste Abschreckumformung hochfester Aluminiumlegierungen mit maßgeschneiderten Eigenschaften verfolgt werden. Zu diesem Zweck sollen die Wechselwirkungen der einzelnen Prozessschritte von der Lösungsglühoperation über die simultane Umform- und Abkühloperation bis hin zur Warmlagerungsoperation untersucht werden. Hierfür wird die in Bild 4 veranschaulichte, dreistufige Vorgehensweise bestehend aus den Teilzielen der Prozessanalyse und -auslegung, der Identifizierung von Ursache-Wirkbeziehungen sowie einer anschließenden Übertragung und Validierung mittels Demonstratorgeometrien verfolgt.

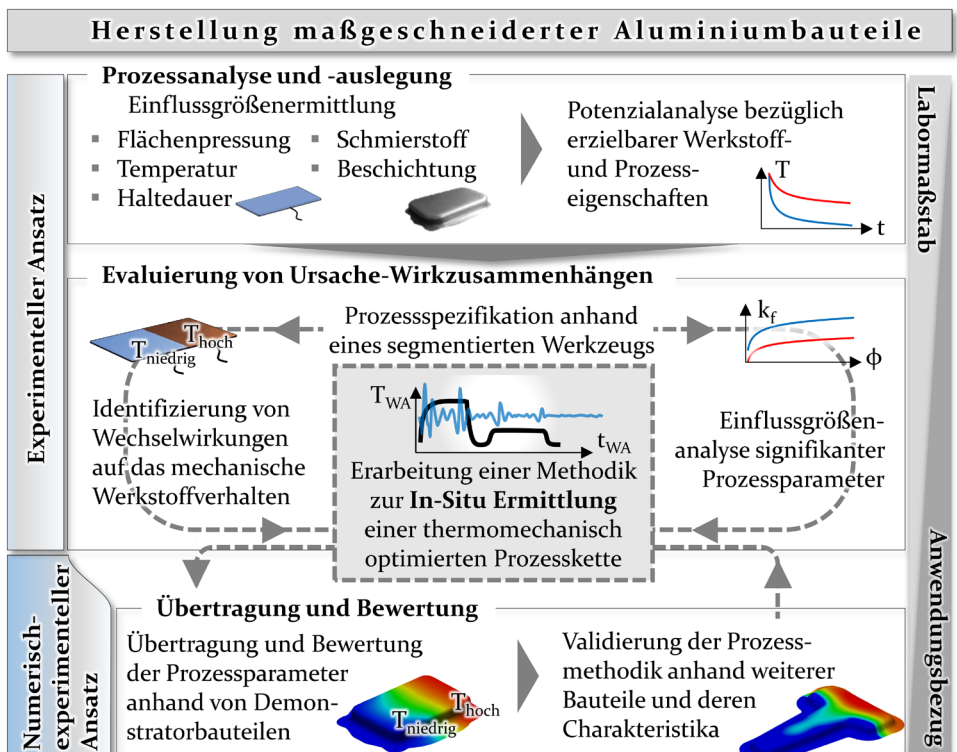


Bild 4: Methodische Vorgehensweise und Schwerpunkte der Arbeit

Zunächst soll ein umfassendes Verständnis für die erweiterte Prozesskette der maßgeschneiderten Abschreckumformung mithilfe des Einsatzes lokal temperierter Werkzeugeinsätze generiert werden. Zur Integration örtlich begrenzter Werkstoffeigenschaften ist zuvor die Ermittlung von Einflussgrößen im Labormaßstab auf Basis von Modellversuchen erforderlich. Hierfür ist vorgesehen, den Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen, Haltedauern und Flächenpressungen auf das Abkühlverhalten sowie die resultierenden mechanischen Eigenschaften nach einer vorgeschalteten Warmauslagerungsoperation zu ermitteln. Ergänzend sind weitere prozessbezogene Größen wie der Einfluss verschiedener Zwischenmedien und Werkzeugbeschichtungen in die Untersuchungen zu integrieren. Mithilfe einer Signifikanzanalyse soll nachfolgend eine Bewertung der relevanten Prozessgrößen durchgeführt werden.

Aufbauend auf diesen Ergebnissen steht anschließend die Ermittlung der Ursache-Wirkbeziehungen über die gesamte Prozesskette der maßgeschneiderten Abschreckumformung im Fokus. Zu diesem Zweck ist zunächst die Übertragung der ermittelten Einflussgrößen auf ein lokal unterschiedlich temperiertes Werkzeug im Labormaßstab vorgesehen, um die Prognosegüte bewerten zu können. Hierfür wird neben dem Abkühlverhalten auch die Eigenschaftsgradierung mithilfe von Härtemessungen bestimmt. Weiterführend soll das Werkstoffverhalten der eingesetzten Halbzeuge hinsichtlich der Temperaturabhängigkeit mittels uniaxialer isothermer Zugversuche charakterisiert werden. Zudem ist die Identifizierung des abschreck- und spannungsabhängigen Fließverhaltens erforderlich. Zur ganzheitlichen Bestimmung der Ursache-Wirkbeziehungen über die komplette Prozesskette steht anschließend die Erarbeitung einer Methode zur zeitdiskreten Erfassung von Gefügeveränderungen im Fokus der Untersuchungen. Hierfür sollen die vorab bestimmten signifikanten Prozesseinflussgrößen als Eingangsvariablen herangezogen werden. Ferner sollen die erfassten temperatur- und spannungsabhängigen Eigenschaftsänderungen den konventionell ermittelten Werkstoffkennwerten gegenübergestellt werden, um die Prognosegüte der neuartigen In-Situ-Prozessbewertungsmethode zu erfassen.

Nachfolgend soll eine Finite-Element-gestützte (FE) Prozessauslegung maßgeschneiderter Aluminiumbauteile mithilfe eines konventionellen Modellierungsansatzes unter Verwendung von Schalenelementen bereitgestellt werden. Die Anwendbarkeit der ermittelten Ergebnisse aus den vorangegangenen Untersuchungen sollen anschließend auf einen Umformprozess übertragen und anhand lokal unterschiedlich schnell abgekühlter Realbauteile gegenübergestellt werden. Ferner sollen die Übertragbarkeit

und Anwendungspotenziale der maßgeschneiderten Abschreckumformung unter Verwendung der zuvor identifizierten Kenngrößen bestimmt werden. Hierfür sind industriennahe Bauteilgeometrien umformend herzustellen, um anschließend das Potenzial von Bauteilen mit maßgeschneiderten Eigenschaften anhand von verformenden Hochgeschwindigkeitsversuchen zu erforschen. Auf diese Weise kann das gesteigerte Energieaufnahmevermögen der hergestellten, maßgeschneiderten Bauteile und deren Anwendungspotenzial für industrielle, sicherheitsrelevante Strukturbauteile veranschaulicht werden.

Am Ende dieser Arbeit soll ein umfangreiches Wissen hinsichtlich des Einflusses unterschiedlicher Prozessparameter für die schnelle und kontinuierliche Auslegung und Herstellung von Bauteilen mit anforderungsgerechten Eigenschaften zur Verfügung stehen. Hierbei soll die Fertigung von eigenschaftsoptimierten Komponenten innerhalb der Prozesskette der Abschreckumformung bereits während der Umformung ohne zusätzliche Bearbeitungsschritte verfolgt werden. Hierdurch wäre die ressourcen- und energieeffiziente Bereitstellung von angepassten Leichtbaukomponenten möglich, was einen erheblichen Beitrag für zukünftige Mobilitätskonzepte darstellen könnte. Infolgedessen können die Ergebnisse dieser Arbeit eine fundierte Basis für die industrielle Umsetzbarkeit dieser Formgebungsmethode unter Berücksichtigung neuer Methoden zur schnellen und kosteneffizienten Werkstoff- und Prozessauslegung bereitstellen.



## 4 Verwendete Werkstoffe, Versuchseinrichtungen und Methoden

Im nachfolgenden Kapitel werden die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Versuchseinrichtungen und Werkstoffe für die durchgeführten Untersuchungen vorgestellt. Dies beinhaltet auf der einen Seite die notwendige Aluminiumlegierung sowie die Anlagen zur Herstellung von Bauteilen mit maßgeschneiderten Eigenschaften. Auf der anderen Seite werden die Mess- und Prüfmethode zur zeitdiskreten Charakterisierung der thermomechanisch gekoppelten Werkstoffeigenschaften vorgestellt.

### 4.1 Untersuchte Halbzeug- und Werkzeugwerkstoffe sowie eingesetzte Schmiermedien

Das Umform-, Abschreck- und Ausscheidungsverhalten ausscheidungs-härtbarer Aluminiumlegierungen ist vom Gesamtverbund der in Kontakt befindlichen Körper abhängig. Deshalb werden im folgenden Abschnitt die wesentlichen Eigenschaften der Halbzeug- und Werkzeugwerkstoffe sowie der eingesetzten Trenn- und Schmiermedien erläutert.

#### Werkstückwerkstoff AA7075-T6

Der Werkstoff AA7075 ist Gegenstand der Untersuchungen. Das genutzte Material weist eine Blechdicke von 1,5 mm sowie 2,0 mm auf und wird im stabilen, warmausgelagerten Anlieferungszustand T6 eingesetzt. Tabelle 3 stellt die experimentell ermittelten mechanischen Werkstoffeigenschaften und typischen Wärmebehandlungsparameter gegenüber.

Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften der Legierung AA7075 im Zustand T6 sowie die gebräuchlichsten Wärmebehandlungsparameter

Streckgrenze $R_{p0,2}$ in MPa	Zugfestigkeit $R_m$ in MPa	Bruchdehnung $A_{50}$ in %	Brinellhärte in HB 2,5/62,5
537,1 ± 0,3	585,2 ± 0,6	10,1 ± 0,4	120 ± 0,57
Lösungsglüh- temperatur $T_{LSG}$ in °C [30]	Lösungsglüh- dauer $t_{LSG}$ in h [112]	Warmauslagerungs- temperatur $T_{WA}$ in °C [30]	Warmaus- lagerungsdauer $t_{WA}$ in h [30]
465 - 475	Min. 0,1	120	24

## Werkzeugwerkstoffe

Für die Untersuchung der maßgeschneiderten Abschreckumformung werden verschiedene Vorrichtungen und Umformwerkzeuge bestehend aus unterschiedlichen Werkzeugwerkstoffen und Oberflächenbeschaffenheiten eingesetzt. In Tabelle 4 sind die unterschiedlichen Werkzeugwerkstoffe und eingesetzten Werkzeugbeschichtungen gegenübergestellt. Alle in Kontakt befindlichen Werkzeugbestandteile sind gehärtet, um eine ausreichende Verschleißbeständigkeit sicherzustellen.

Tabelle 4: Übersicht der Werkzeugwerkstoffe und Werkzeugbeschichtungen

Abschreckwerkzeug ungeteilt	Abschreckwerkzeug geteilt	Rechtecknapf nicht temperiert	Rechtecknapf partiell temperiert	T-Napf partiell temperiert
1.2343 unbeschichtet; ta-C	1.2343 unbeschichtet	1.2379 unbeschichtet, ta-C, aC:H	1.2343 unbeschichtet	1.2379 unbeschichtet
55 ± 2 HRC	55 ± 2 HRC	60 ± 2 HRC	54 ± 2 HRC	58 ± 2 HRC

## Zwischenmedien

Zur experimentellen Untersuchung des Einflusses variierender Werkzeugtemperaturen auf das Umform- und Abschreckverhalten werden unterschiedliche Schmiermedien eingesetzt. Zum einen wird ein pulverförmiger Trockenschmierstoff vom Typ HTP<sub>30</sub>, welcher vom Unternehmen Holifa Fröhling GmbH & Co. KG bereitgestellt wurde, verwendet. Dieser basiert auf verseifenden Fettsäuren und ändert seinen Aggregatzustand von fest über pastös zu flüssig mit ansteigender Einsatztemperatur. Dadurch ist dieser in der Lage, kurzzeitig hohe thermische Belastungen zu ertragen. Allerdings ist dieser Schmierstoff nicht für lang andauernde thermische Beanspruchungen ausgelegt. Deshalb wird zum anderen das wasserbasierte Gesenkschmiedemittel Graphitex<sup>®</sup>CR 25-9 (Fa. Tribo-Chemie, Hammelburg), welches einen Temperatureinsatzbereich zwischen 160 °C und 400 °C aufweist und über längere Versuchszeiträume verwendbar ist, eingesetzt.

## 4.2 Methoden zur thermischen und mechanischen Bauteilbehandlung sowie der Temperaturerfassung

Im folgenden Abschnitt werden die Versuchseinrichtungen und Methoden für die thermisch gekoppelte Bauteilvorkonditionierung näher erläutert. Zum einen werden die genutzten Einrichtungen zur Halbzeuergewärmung aufgezeigt, zum anderen werden die Werkzeuge zur gezielten Bauteilabkühlung und die Messsysteme zur Temperaturerfassung beschrieben.

### 4.2.1 Wärmebehandlung und Temperaturerfassung

Mithilfe unterschiedlicher Öfen erfolgen die dem Umformprozess vor- und nachgelagerten Wärmebehandlungsoperationen der Platinen bzw. Bauteile. Unter Verwendung der Kammeröfen vom Typ Rohde ME 17/13 sowie Rohde ME 45/13 (Fa. Helmut Rohde, Prutting) werden die Halbzeuge vor der thermischen oder thermomechanischen Behandlung lösungsgeglüht. Aufgrund der begrenzten Innenmaße des Ofens Rohde ME17/13 von  $250 \times 350 \times 200 \text{ mm}^3$  werden ausschließlich Halbzeuge zur Charakterisierung des Abkühlverhaltens in diesem Ofen wärmebehandelt. Unter Verwendung des Kammerofens vom Typ Nabertherm N 120/85HA mit Luftumwälzung (Fa. Nabertherm, Lilienthal) erfolgt die Warmauslagerung der vorkonditionierten Bauteile. Zur Erfassung der Kerntemperatur der Blechbauteile werden unter Zuhilfenahme der Startlochbohrmaschine vom Typ AgieCharmilles DRILL20, 20 mm tiefe Sacklochbohrungen mit einem Durchmesser von 1 mm in die Blechdickenmitte erodiert. Durch anschließendes Einbringen von Mantelthermoelementen vom Typ K wird danach in Kombination mit einem Multifunktionsstool für Thermoelemente vom Typ OMB-DAQ-2408 (Fa. Omega, Deckenpfronn) die Kerntemperatur mit einer Aufnahmefrequenz von bis zu 60 Hz identifiziert. Zusätzlich wird teilweise optisch die Temperaturverteilung von Proben und auch Bauteilen mithilfe einer Thermokamera vom Typ FLIR SC7600 (Fa. Flir Systems Inc., Wilsonville) erfasst und mit der Software FlirAltair (Version 5.80.020, 2009) analysiert.

### 4.2.2 Methoden für die gezielte Abkühlung von Aluminiumhalbzeugen

Aufgrund der hohen Temperatursensitivität hochfester Aluminiumlegierungen während der Abschreckoperation ist die Erfassung von Einflussfaktoren auf den Wärmeübergang und die Abkühlrate von elementarer Bedeutung für die Auslegung der maßgeschneiderten Abschreckumformung.

Diese Kenngrößen sind relevante Eingangs- und Vergleichsgrößen für die numerische Abbildung und ermöglichen zudem die Identifizierung der resultierenden mechanischen Eigenschaften.

Zwei hierfür entwickelte Abschreckwerkzeuge, welche in Kombination mit der hydraulischen Presse vom Typ TSP100So (Fa. Lasco, Coburg) eingesetzt werden, ermöglichen in Abhängigkeit der Flächenpressung, Werkzeugtemperatur und Haltedauer das Abkühlverhalten der Aluminiumblechbauteile abzubilden. Die Wahl der Presse beruht auf der Möglichkeit, hohe Stößelgeschwindigkeiten von bis zu 55 mm/s im Eilgang sowie Verfahrgeschwindigkeiten von bis zu 30 mm/s zum Schließen der Abschreckwerkzeuge aufzubringen. Dadurch ist das Schließen und Aufbringen einer definierten Normalkraft innerhalb von 3 Sekunden möglich, was eine unkontrollierte Probenabkühlung durch zu langsames Pressenschließen unterbindet. Folglich wird sichergestellt, dass die Werkzeuge bereits geschlossen sind, wenn die eingelegten Platinen den kritischen Temperaturbereich durchlaufen. In Bild 5 sind die verwendeten Abschreckwerkzeuge und eingesetzten Proben veranschaulicht.

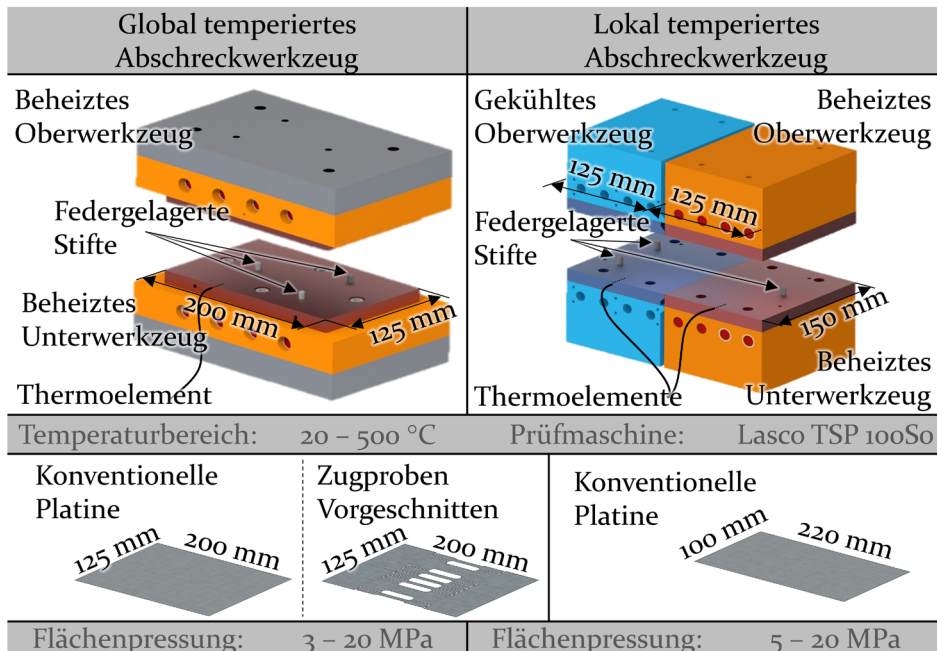


Bild 5: Abschreckwerkzeuge und Platinen zur Analyse des Einflusses unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen und Flächenpressungen auf den Wärmeübergangskoeffizienten und die Abkühlrate

Zum einen wird ein global temperiertes Abschreckwerkzeug eingesetzt, welches durch integrierte Heizpatronen auf Temperaturen von bis zu 500 °C aufgeheizt werden kann. Zum anderen wird ein segmentiertes Werkzeug mit lokal unterschiedlichen Temperaturen verwendet. Dabei wird in dem kalten Werkzeugbereich mithilfe einer aktiven Fluidkühlung eine niedrige Werkzeugtemperatur zwischen 18 - 22 °C sichergestellt. Der aktiv temperierte Bereich kann hingegen auf bis zu 500 °C erwärmt werden. Die Isolierung der beiden Werkzeugzonen wird durch einen Luftspalt realisiert. Höhenunterschiede, verursacht durch thermisch bedingte Dimensionsunterschiede, werden durch eine stufenlose Höheneinstellung des gekühlten Werkzeugbereichs ausgeglichen [187]. Bei beiden Werkzeugen wird der frühzeitige Kontakt zwischen Werkzeug und Platine unterbunden, indem die Bauteile auf federnd gelagerte Stifte platziert werden, sodass der tatsächliche Kontakt erst bei vollständigem Werkzeugschluss stattfindet. Beide Werkzeuge haben austauschbare, geschliffene Kontaktplatten aus dem Werkstoff 1.2343 mit einer Dicke von jeweils 15 mm. Zur Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten wird in den Kontaktplatten analog wie bei den Aluminiumproben (siehe Abschnitt 4.2.1) die oberflächennahe Werkzeugtemperatur mithilfe von Mantelthermoelementen erfasst. Diese werden in einem Abstand von 1 mm zur Kontaktoberfläche eingebracht. Mithilfe der Software TracerDAQ® wird mit einer Abtastfrequenz von 60 Hz die Temperaturänderung in Werkzeug und Bauteil erfasst.

Die eingesetzten Platinen werden mit Thermoelementen versehen und vor der Abschreckoperation zunächst im Kammerofen für eine festgelegte Dauer auf Lösungsglüh-temperatur erwärmt und daraufhin in das Abschreckwerkzeug transferiert. Anschließend werden diese bei definierten Flächenpressungen und Werkzeugtemperaturen abgeschreckt. Die Proben haben für das ungeteilte Abschreckwerkzeug die Maße 125 x 200 mm<sup>2</sup> und für das segmentierte Werkzeug die Abmessungen 100 x 220 mm<sup>2</sup>. Dadurch können aus den Platinen nach einer vorgeschalteten Warmauslagerungsoperation Zugproben für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften entnommen werden. Hierfür werden die Proben bei 120 °C für 24 Stunden warmausgelagert.

Zusätzlich zu den konventionellen, vollflächigen Platinen kommen auch modifizierte Blechzuschnitte zum Einsatz. Diese verfügen über bereits vorgeschchnittene Zugproben, welche mithilfe von Hilfsstegen während der Lösungsglüh- und Abschreckoperation im Probenblech gehalten werden. Nach der Abschreckoperation können die Proben direkt ausgebrochen werden, ohne Gefahr zu laufen, durch thermische oder mechanische Be-

schnittoperationen sowie lange Verweilzeiten bei Raumtemperatur unkontrolliert auszulagern und damit abweichende mechanische Eigenschaften aufzuweisen.

### **4.3 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung**

Mithilfe von quasi statischen uniaxialen Zugversuchen sowie Härtemessungen werden die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs in Abhängigkeit unterschiedlicher thermomechanischer Beanspruchungen und Vorkonditionierungen erfasst. Dadurch sind Rückschlüsse auf die Werkstoffeigenschaften und Gefügeveränderungen unter Berücksichtigung der Prozessparameter möglich. Hierfür werden sowohl Primär- als auch Sekundärproben mit diesen Methoden charakterisiert, um die resultierenden Werkstoff- und Bauteileigenschaften zu erfassen. Im nachfolgenden Abschnitt werden die einzelnen Messmethoden eingehend diskutiert.

#### **4.3.1 Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften mittels quasi-statischer Zugversuche**

Für die experimentelle Ermittlung mechanischer Werkstoffeigenschaften werden in Anlehnung an die Norm DIN EN ISO 6892-1 [220] einachsige Zugversuche bei Raumtemperatur durchgeführt. Dadurch können Kennwerte wie die plastische Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , die Zugfestigkeit  $R_m$  sowie die Gleichmaßdehnung  $A_g$  bestimmt werden. Da der Fokus auf der Charakterisierung von Sekundärproben aus zuvor thermisch oder thermomechanisch beanspruchten Proben liegt, wird in Anlehnung an DIN 50125 die modifizierte Prüfkörperform  $E2 \times 5 \times 30$ , welche in Bild 6 detailliert dargestellt ist und künftig mit der Bezeichnung  $A30$  angegeben wird, verwendet. Diese ermöglicht die Entnahme von Zugproben sowohl aus zuvor thermisch vorkonditionierten Blechen (Abschnitt 4.2.2) als auch aus umgeformten Bauteilen (Abschnitt 4.3.6). Aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit und Temperatursensitivität von hochfesten Aluminiumlegierungen werden ausschließlich warmausgelagerte Proben mittels eines  $CO_2$ -Lasers (TrueLaser-Cell 7020, Fa. Trumpf) entnommen und nachfolgend spanend nachbearbeitet, um die Wärmeeinflusszone im relevanten Messbereich zu entfernen. Proben in instabilen Werkstoffzuständen werden vor der thermischen oder thermomechanischen Bauteilbehandlung mit spanenden Verfahren vorbereitet und anschließend charakterisiert.

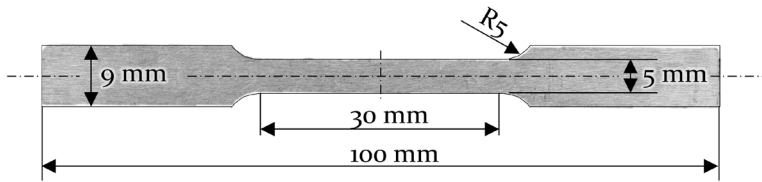


Bild 6: Ebene Flachzugproben für die Durchführung von Zugversuchen bei Raumtemperatur

An der Universalprüfmaschine vom Typ Z10 (Fa. ZwickRoell), welche mit einer Kraftmessdose im Messbereich zwischen 20 N und 10 kN nach Norm DIN EN ISO 7500-1 der Klasse 0,5 kalibriert ist [221], werden Zugversuche durchgeführt. Zur Probenklemmung wird ein mechanisches Spannbackensystem verwendet. Die Erfassung der Formänderung erfolgt über ein optisches Messsystem vom Typ Aramis (Fa. GOM Metrology, Braunschweig), bestehend aus zwei 20 Hz CCD-Kameras. Dadurch kann die Dehnungsverteilung der Zugproben örtlich aufgelöst erfasst werden, wodurch die Ermittlung von Fließkurven ermöglicht wird. Hierfür werden die Proben vor der Versuchsdurchführung mit einem stochastischen Lackmuster versehen. Die ARAMIS-Software ermöglicht anschließend die Erfassung des Punktemusters und dadurch über eine Mustererkennung die Identifizierung der lokalen Dehnungsverteilung der Probe.

#### 4.3.2 Werkstoffcharakterisierung mittels Warmzugversuche

Das temperaturabhängige Werkstoff- und Fließverhalten wird mithilfe eines thermomechanischen Simulators vom Typ Gleeble 3500 GTC (Fa. Dynamic Systems Inc., Poestenkill) in Form von Warmzugversuchen abgebildet. Die Versuche werden in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-2 [222] mithilfe eines optischen Dehnungsmesssystems durchgeführt. In Bild 7 ist sowohl die Geometrie als auch die Temperaturverteilung einer Flachzugprobe abgebildet.

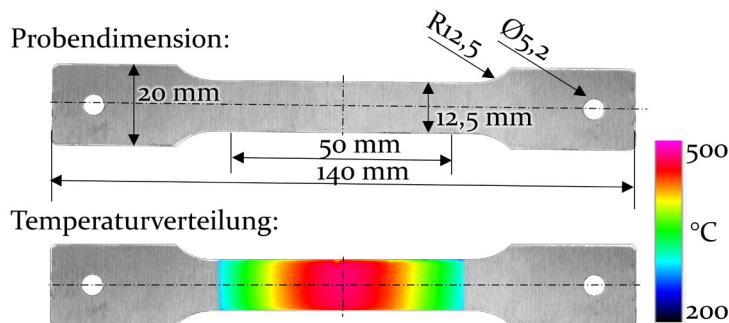


Bild 7: Probengeometrie und Temperaturverteilung von Warmzugproben

Die Proben temperierung erfolgt durch eine konduktive Widerstandserwärmung. Mithilfe von aufgeschweißten Thermoelementen vom Typ J wird die Proben temperatur in der Zugprobenmitte erfasst und geregelt. Wie in Bild 7 veranschaulicht, resultiert aufgrund der Erwärmungsstrategie ein parabelförmiges Temperaturprofil mit einem Temperaturmaximum in der Probenmitte. Untersuchungen von DEGNER zeigten, dass bei Erwärmung auf Lösungsglüh temperatur in der Probenmitte ein 4 mm breiter Probenbereich mit einer konstanten Temperatur resultiert [112]. Die Flachzugproben werden infolge der hohen Werkstofffestigkeit mit gerändelten Stahlspannbacken in der Probenkammer händisch geklemmt. Integrierte Abschreckdüsen ermöglichen das schnelle Abkühlen mit Druckluft oder Stickstoff. Mithilfe der Software QuickSim2 (V5.8011) werden die Temperatur-Zeit-Weg-Profile der Abschreckumformung definiert. Dadurch ist die thermische und mechanische Nachbildung des thermomechanisch gekoppelten Umformprozesses, bestehend aus dem Lösungsglügen, dem simultanen Umformen und Abschrecken sowie nachgelagerten Warmauslagern, vollständig möglich. Während der Zugprüfung erfolgt die berührungslose Erfassung der Dehnung mit einem ARAMIS-System. Hierfür werden die Proben vor der Versuchsdurchführung mit einem temperaturbeständigen stochastischen Muster, bestehend aus einer matten, weißen Bornitridgrundierung (Fa. 3M<sup>TH</sup>, Bornitrid Spray EP) sowie aufgetragenen Grafitpunkten (Fa. Kontakt Chemie, GRAHIT 33) versehen. Während der thermisch unterstützten Zugprüfung bei einer konstanten Traversengeschwindigkeit werden dadurch sowohl die angreifende Zugkraft als auch die resultierende Formänderung in der Probenmitte erfasst, was die Ermittlung der Fließkurve bei erhöhten Temperaturen ermöglicht.

### **4.3.3 Charakterisierung mittels Makrohärtemessungen**

Die Härtemessung ist eine etablierte und einfach durchzuführende Prüfmethode zur Charakterisierung der mechanischen Werkstoffeigenschaften. Nach DIN EN ISO 6506-1 [223] definiert sich die Brinellhärte als der Widerstand eines Körpers gegen die plastische Verformung durch einen kugelförmigen Eindringkörper bei einer festgelegten Prüfkraft. Diese ist proportional zu dem Quotienten aus der Prüfkraft geteilt durch die gekrümmte Oberfläche des Eindrucks. Entgegen der konventionellen Brinellhärtemessung, bei der die Härte optisch durch Bestimmung des Eindrucks erfolgt, wird bei dieser Messmethode der Kennwert durch Bestimmung der Eindringtiefe bezogen auf die Prüfkraft ermittelt. Im Rahmen dieser Untersuchungen bietet sich diese Messstrategie an, da keine zeitintensive Pro-

beneinbettung notwendig ist und dadurch ebenfalls die Erfassung von instabilen Werkstoffzuständen realisierbar ist. Deshalb erfolgen alle Härtemessungen nach diesem Messprinzip. Es werden sowohl Blechhalbzeuge nach einer vorgeschalteten Abschreckoperation (Abschnitt 4.2.2) als auch eingesetzte LUMet-Proben (Abschnitt 4.3.5) untersucht. Zur Prüfung der Proben wird mithilfe des Härteprüfgerätes vom Typ Testor 930/250 (Fa. Instron Wolpert, Darmstadt) eine Prüfkraft von 612,9 N für 10 Sekunden mit einer Wolframkarbidgemischkugel, welche einen Durchmesser von 2,5 mm aufweist, auf die Probe aufgebracht (HB 2,5/62,5). Da alle Härtemessungen nach diesem Messprinzip erfolgen, werden diese nachfolgend mit HBW (Härte nach Brinell mit einer Wolframkarbidkugel) abgekürzt.

#### 4.3.4 Messmethode zur Erfassung des tribologischen Einsatzverhaltens

Das tribologische Einsatzverhalten unterschiedlicher Oberflächenmodifikationen mit und ohne Verwendung von Trenn- und Schmierstoffen wird mithilfe von anwendungsnahen Tiefziehversuchen untersucht. Hierfür wird das in Bild 8 veranschaulichte unbeheizte Rechtecknapfwerkzeug mit verschiedenen Einsätzen [224] in Kombination mit der hydraulischen Presse vom Typ TSP100So (Fa. Lasco, Coburg) eingesetzt.

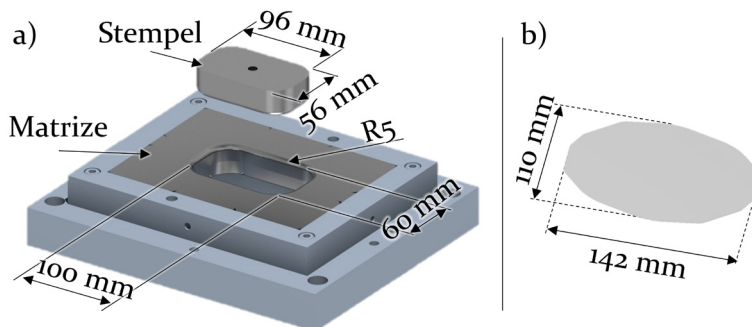


Bild 8: a) Geometrie des unbeheizten Rechtecknapfwerkzeugs und der b) Aluminiumplatte

Die Matrize ist stößelseitig befestigt, während das Führungsgestell, der Niederhalter und der Ziehstempel auf der Pressentischplatte montiert sind. Durch die Verwendung eines distanzierenden Niederhalters wird sichergestellt, dass sowohl zwischen Stempel und Matrize als auch zwischen Matrize und Niederhalter ein konstanter Ziehspalt von 2 mm vorhanden ist. Aufgrund des Ziehspalts von 2 mm werden ausschließlich für diese Versuche Blechhalbzeuge mit einer Blechdicke von 1,5 mm verwendet. Die Umformversuche werden weggeregelt durchgeführt. Dabei wird mithilfe einer

Kraftmessdose vom Typ 9081B (Fa. Kistler, Winterthur) die erforderliche Stempelkraft für die Umformung dokumentiert, welche Rückschlüsse auf das tribologische Einsatzverhalten erlaubt.

#### **4.3.5 In-Situ-Messung der Ausscheidungskinematik durch die Laser-Ultraschallmessung**

Zusätzlich zur Charakterisierung der mechanischen Werkstoffeigenschaften durch Härtemessungen und Zugversuche soll das zeitdiskrete Gefügeverhalten der Aluminiumlegierung AA7075 untersucht werden. Hierfür wird der thermomechanische Simulator vom Typ Gleeble 3500 GTC (Fa. Dynamic Systems Inc., Poestenkill) in Kombination mit einem Laser-Ultraschallsensor vom Typ LUMet® (Fa. Tecnar Automation Ltée, Québec) eingesetzt. Der thermomechanische Simulator erlaubt, wie bereits in Abschnitt 4.3.2 erläutert, die vollständige thermische und mechanische Abbildung der Abschreckumformung. Mithilfe des berührungslosen Laser-Ultraschallsensors (siehe Bild 9) ist die zerstörungsfreie, zeitdiskrete Erfassung von Gefügeveränderungen während der thermomechanischen Probenbehandlung möglich. Das Messprinzip basiert auf laserstrahlgenerierten Ultraschallsignalen, welche Rückschlüsse auf die Mikrostruktur des Probenwerkstoffs gestatten [214]. Wie in Bild 9 a) veranschaulicht, wird der Laserpuls auf die Probenmitte projiziert. Infolge der Laserspotgröße von 2 mm kann im Vergleich zu den Warmzugversuchen eine homogene Temperaturverteilung im Messbereich sichergestellt werden. In Bild 9 sind der Zusammenschluss der Versuchseinrichtungen sowie der unterschiedlichen Probengeometrien Bild 9 b) veranschaulicht. Üblicherweise werden aus den Blechhalbzeugen rechteckige Proben mit den Abmessungen 60 x 10 mm<sup>2</sup> entnommen. Diese werden mit zylindrischen Schrauben auf den Probenaufnahmen verschraubt, und zur Temperaturregelung werden Thermoelemente aufgeschweißt. Aufgrund der Kerbwirkung der vorgesehenen Verschraubungsbohrungen sind diese Proben ausschließlich für eine thermische Behandlung einsetzbar. Um den Einfluss thermomechanischer Probenbehandlungen abbilden zu können, ist im Zuge dieser Arbeit die Probengeometrie weiterentwickelt worden. Mittels der angepassten Geometrie kann während einer thermischen Beanspruchung auch eine mechanische Spannung aufgebracht werden. Da für eine aussagekräftige Ultraschallmessung sichergestellt werden muss, dass der Laserstrahl normal zur Probenebene verläuft, ist mit dem bestehenden Aufbau während der Versuchsdurchführung keine optische Erfassung der Dehnungsverteilung möglich.

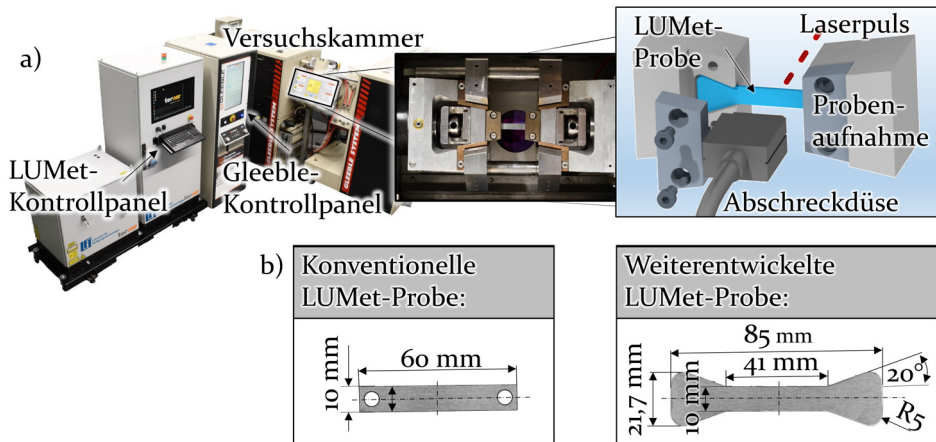


Bild 9: a) Versuchseinrichtung bestehend aus dem thermomechanischen Simulator und dem Laser-Ultraschallmesssystem zur Untersuchung von Gefügeveränderungen mittels b) unterschiedlicher Probengeometrien

Das Messsystem besteht aus zwei unterschiedlichen Laserstrahlen, welche durch dieselbe Laseroptik geführt werden. Zum einen aus einem frequenzverdoppelnden Nd:YAG Anregungslaser mit einer Wellenlänge von 532 nm und einer Pulsdauer von 6 ns. Zum anderen aus einem Detektionslaser, welcher mit einer Wellenlänge von 1064 nm und einer Pulsdauer von 90  $\mu$ s arbeitet. Durch den Anregungslaser wird in die Probenoberfläche so viel Energie eingebracht, dass ein sprunghafter lokaler Temperaturanstieg resultiert, welcher zur Vaporisation einer geringfügigen Probenmenge führt. Die auftretenden Oberflächenspannungen erzeugen dadurch ein Ultraschallsignal, welches die Probe mehrfach durchläuft, da es an der jeweiligen Probenrückseite reflektiert wird. Aufgrund der Proportionalität von Ultraschallsignal und Oberflächenauslenkung werden mithilfe des Detektionslasers die resultierenden Signalechos durch die Laserinterferometrie erfasst [225].

Das erfasste Ultraschallsignal ermöglicht aufgrund der Ausbreitungsgeschwindigkeit und der Signalabschwächung Rückschlüsse auf auftretende Veränderungen im Gefüge [213]. Infolge der Abhängigkeit der Signalgeschwindigkeit von elastischen Materialparametern können Schlussfolgerungen über Ausscheidungseffekte gezogen werden [226]. Die Signaldämpfung ist hingegen hauptsächlich auf Streuungsmechanismen an Strukturgrenzen zurückzuführen [227]. In polykristallinen Werkstoffen wie Aluminium können dadurch Korngrößenänderungen erfasst werden [226].

Da Aluminiumlegierungen im Vergleich zu Stählen oder Titanlegierungen eine niedrige Schmelztemperatur aufweisen, ist die Reduktion der eingebrachten Energie durch den Anregungslaser notwendig, um einen überproportionalen Materialabtrag bei hohen Versuchstemperaturen und dadurch entstehende Messungenauigkeiten zu unterbinden. Im Rahmen vorangegangener Untersuchungen wurde deshalb die Laserleistung des Erregerlasers angepasst, um auch bei hohen Versuchstemperaturen lediglich einen geringen Materialabtrag hervorzurufen und dadurch eine gleichbleibende Signalqualität sicherzustellen [228]. Hierfür wurde in Zusammenarbeit mit dem Unternehmen Tecnar Automation Ltée die Software LUSGenCtrl (V1.1.3.0, Tecnar Automation Ltée, Kanada) erweitert, so dass eine variable Einstellung des Güteschalters (engl.: Q-Switch) und dadurch eine flexible Anpassung der Laserleistung möglich ist. Dadurch können auf einer Aluminiumprobe zwischen 800 – 1300 Messungen bei erhöhten Temperaturen durchgeführt werden, bevor die Signalqualität aufgrund zunehmender Blechdickenreduktion negativ beeinflusst wird [228]. Am Laser-Ultraschallmesssystem kann die jeweilige Messfrequenz zwischen 0,5 Hz und 50 Hz variiert werden. Entsprechend der jeweiligen Behandlungsoperation kann eine angemessene Messfrequenz eingesetzt werden. Aus diesem Grund wird die maximale Messfrequenz der Anlage für die Aufnahme von Abschreckoperationen festgelegt und niedrigere Frequenzen für Aufheiz- oder Halteoperationen gewählt. Zusätzlich ist die Unterbrechung der Messung möglich, um Langzeitversuche, welche über mehrere Stunden oder Tage durchgeführt werden, realisieren zu können. Dadurch kann die gesamte Prozesskette vom Lösungsglühen über die simultane Abschreckumformung bis hin zur Warmauslagerung vollständig abgebildet werden. Diese notwendigen Einstellungen können über die Software QuickSim2 (V5.8011) implementiert werden.

#### **4.3.6 Ermittlung der mikrostrukturellen Gefügeentwicklung mittels Rastertransmissionselektronenmikroskopie**

Ergänzend zu den zuvor beschriebenen konventionellen Charakterisierungsmethoden sowie der In-Situ-Messmethode erfolgt die mikrostrukturelle Untersuchung von Ausscheidungsstrukturen an ausgewählten Sekundärproben sowie Bauteilen. Hierfür werden die Proben zunächst geschliffen und anschließend elektrolytisch poliert, um eine möglichst niedrige Probendicke von  $s_0 < 100$  nm sicherzustellen und dadurch ein Durchdringen des Elektronenstrahls durch die Probe sicherzustellen. Anschließend wird ein Hochwinkel-Dunkelfeld-Rastertransmissionselektronenmikroskop (engl. Scanning Transmission Electron Microscopy, STEM) vom Typ

Spectra 200 C-FEG in Kombination mit einem EDX-Detektor vom Typ Super-X G2 eingesetzt, um die Ausscheidungsstrukturen zu erfassen (Fa. Thermo Fisher Scientific Inc., Waltham). Die Aufnahmen werden mit einem Strahlstrom von ca. 100-150 pA bei einer Spannung von 200 kV und einer Verweilzeit von 10  $\mu$ s aufgenommen. Zur Abbildung der Ausscheidungsstrukturen und ihrer Morphologie innerhalb des Korngefüges werden Aufnahmen in verschiedenen Vergrößerungen angefertigt. Hierdurch wird der Transfer zwischen prozessgebundenen Werkstoffeigenschaften, neuer Charakterisierungsmethoden und mikrostrukturellen Gefügeveränderungen sichergestellt.

#### 4.4 Modellversuche zur maßgeschneiderten Abschreckumformung

Zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen auf die maßgeschneiderte Abschreckumformung werden zwei Umformwerkzeuge, welche in Bild 10 gegenübergestellt sind, eingesetzt.

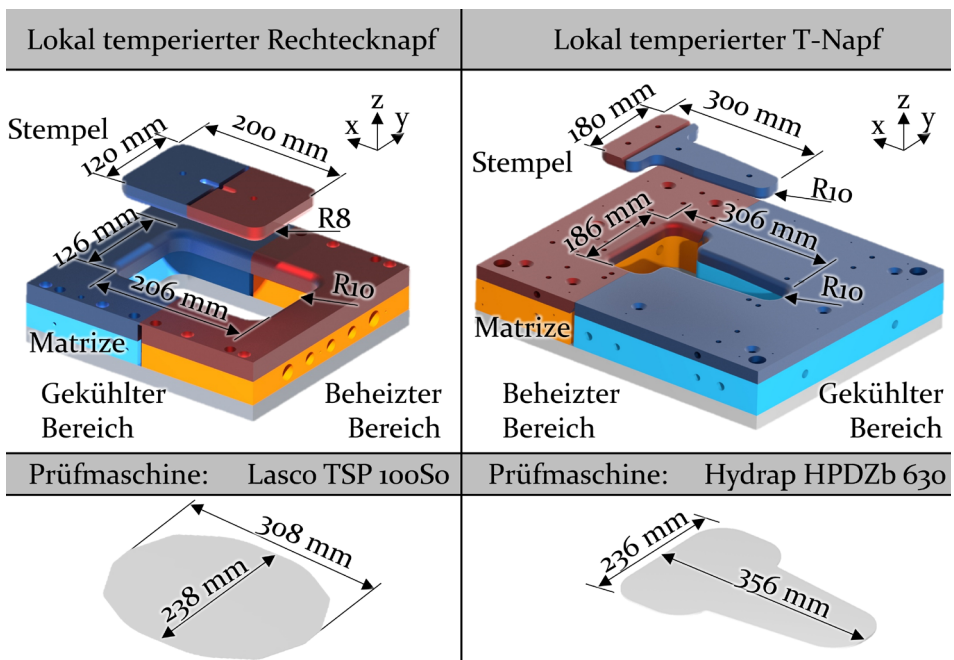


Bild 10: Lokal temperierbare Umformwerkzeuge sowie die dazugehörigen Halbzeuge für die maßgeschneiderte Abschreckumformung

Zum einen wird ein Rechtecknapfwerkzeug und zum anderen ein T-Napf-Werkzeug in Form einer miniaturisierten B-Säule [187] verwendet. Nachfolgend werden die beiden Werkzeuge eingehend beschrieben. Das lokal temperierte Rechtecknapfwerkzeug wurde eigens für diesen Zweck ausgelegt und gefertigt. Sowohl der Stempel, der Niederhalter als auch die Matrize sind jeweils partiell flüssigkeitsgekühlt und mithilfe von Heizpatronen beheizt. Dadurch kann das Werkzeug auf Temperaturen von bis zu 400 °C erwärmt werden. Die thermische Ausdehnung der beheizten Werkzeughälfte wird mit Unterlageblechen ausgeglichen, um sicherzustellen, dass keine Höhenunterschiede der einzelnen Werkzeugkomponenten entstehen. Die Isolierung zwischen den gekühlten und aktiv temperierten Werkzeugbereichen erfolgt durch einen Luftspalt zwischen den Hälften. Eingesetzt wird das Werkzeug in der hydraulischen Presse vom Typ TSP100So. Im Rahmen dieser Versuche wird die Matrize stößelseitig montiert. Das Säulenführungsgestell mit Niederhalter und Stempel ist auf der Tischplatte positioniert. Die Krafteinleitung im Niederhalter erfolgt durch pneumatische Gasdruckfedern. Unterhalb des Stempels ist ein Kraftmessring vom Typ 9091B (Fa. Kistler) verbaut, welcher die resultierenden Prozesskräfte erfasst. Die Dimensionen des Werkzeugs sind so gewählt, dass sowohl aus den aktiv gekühlten als auch temperierten Flansch, Zargen und Bodenbereichen der hergestellten Bauteile jeweils A<sub>30</sub>-Zugproben entnommen werden können. Durch die Verwendung eines Distanzierungsbleches wird ein gleichbleibender Ziehspalt von 3 mm zwischen Stempel und Matrize sowie zwischen Niederhalter und Matrize sichergestellt.

Das miniaturisierte B-Säulenwerkzeug (T-Napf) ist ebenfalls ein lokal unterschiedlich temperiertes Werkzeug, das auf Temperaturen von bis zu 500 °C erwärmt werden kann. Eingesetzt wird dieses Werkzeug in der hydraulischen Presse vom Typ Hydrap HPDZb 630 (Fa. Schuler, Göppingen). Dabei werden der Stempel und der Niederhalter stößelseitig montiert. Die Matrize und der Gegenstempel werden auf dem Pressentisch fixiert. Im Vergleich zum lokal temperierten Rechtecknapf unterscheidet sich dieses Werkzeug vor allem durch den zusätzlichen, örtlich unterschiedlich temperierten Gegenhalter. Dadurch wird das Bauteil im geschlossenen Werkzeugzustand sowohl durch Matrize, Stempel, Niederhalter als auch Gegenstempel unterschiedlich temperiert. Allerdings ist eine Kraftmessung bei diesem Werkzeug nicht möglich.

Um das Temperaturprofil in den beiden Werkzeugen zu erfassen, wird die Thermokamera vom Typ FLIR SC7600 (Fa. Flir Systems Inc., Wilsonville) eingesetzt. Dabei erfolgt die optische Messung der Temperatur jeweils beim Einlegen sowie beim Entformen der jeweiligen Bauteile.

## 4.5 Energieabsorption maßgeschneiderter Aluminiumbauteile

Zur Ermittlung des Energieabsorptionsverhaltens von maßgeschneiderten und konventionellen Aluminiumbauteilen, welche unter Abschreckbedingungen hergestellt wurden, werden die hergestellten miniaturisierten B-Säulen in einer Hochgeschwindigkeitsanlage vom Typ HTM 16020 (Fa. ZwickRoell, Ulm) geprüft. Hierfür ist eine Vorrichtung aufgebaut worden, welche die Verformung der Bauteile bei gleichbleibenden Prüfbedingungen sicherstellt. In Bild 11 ist der schematische Aufbau dargestellt.

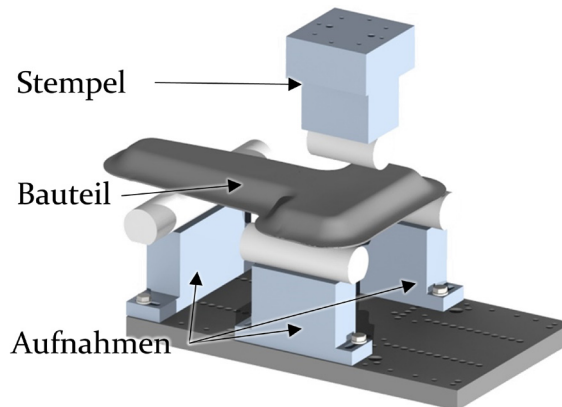


Bild 11: Schematischer Aufbau der Prüfvorrichtung für die miniaturisierten B-Säulen

Dieser besteht aus einem Stempel, welcher sich mit einer Geschwindigkeit von 2 m/s vertikal auf das Bauteil zubewegt. Durch die freie Auflagerung der miniaturisierten B-Säule auf drei Stützstellen wird diese beim Auftreffen des Stempels plastisch deformiert. Während der Versuchsdurchführung wird die auftretende Kraft erfasst, wodurch Rückschlüsse auf das Energieabsorptionsverhalten möglich sind.

## 4.6 Optische Messmethoden und Anlagen zur Bauteilcharakterisierung

Die umgeformten Rechteckknöpfe und miniaturisierten B-Säulen werden nach der Umformung bezüglich ihrer Blechdickenverteilung und der geometrischen Maßhaltigkeit vermessen. Hierfür wird ein optisches 3D-Koordinatenmesssystem vom Typ ATOS (Fa. Carl Zeiss GOM Metrology, Braunschweig) in Kombination mit einem TRITOP-System (Fa. Carl Zeiss GOM Metrology, Braunschweig) eingesetzt. Basierend auf dem Prinzip der Tri-

angulation wird mithilfe von zwei Kameras ein Streifenlichtprojektionsmuster, welches auf die Komponentenoberfläche projiziert wird, erfasst und somit die Teile mit einer Genauigkeit von 0,01 mm dokumentiert. Dadurch ist die Generierung der geometrischen Oberflächenverteilung der Bauteile möglich. Durch die Vermessung der Außen- und Innenseite sowie der Verwendung geeigneter Referenzobjekte ist anschließend der Aufbau digitaler dreidimensionaler Volumenbauteile realisierbar.

## 4.7 Finite Elemente Methode

Als Ergänzung zu den experimentell ermittelten Ergebnissen und zum Aufbau eines tieferen Prozessverständnisses wird die maßgeschneiderte Abschreckumformung numerisch abgebildet. Ziel ist es, die resultierenden Temperaturen und Prozesskräfte während der gesamten Umformung abzubilden. Die Werkzeuggeometrie entspricht dem realen Umformwerkzeug des Rechtecknapfes und besteht aus den in Bild 12 veranschaulichten Komponenten Stempel, Niederhalter und Matrize.

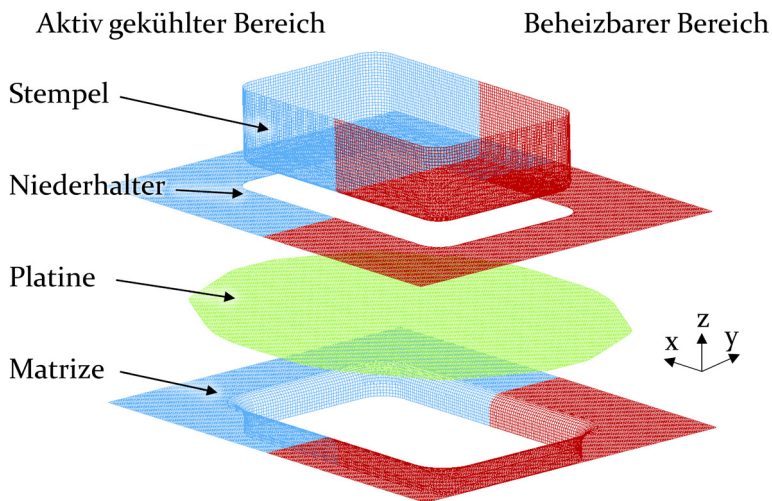


Bild 12: Simulationsaufbau zur Abbildung der lokal maßgeschneiderten Abschreckumformung eines Rechtecknapfes als Explosionsansicht

Die Finite-Elemente-Simulationen werden mit der Software LS-DYNA (Fa. LSTC, Livermore) unter Verwendung der Solver-Version R11.1 und dem Pre- und Post Prozessor der Version 4.7 aufgebaut und berechnet. Die notwendigen Werkzeug- und Halbzeuggeometrien werden zunächst in der CAD-

Software Creo® Parametric 5.0.1.0 erstellt und anschließend in den Pre-Processor übertragen. Dort werden die Werkzeuge als starre Körper und das Halbzeug als Schale definiert und vernetzt. Für den Stempel werden eine maximale Ziehtiefe von 30 mm und eine Verfahrgeschwindigkeit von 25 mm/s definiert. Mithilfe ermittelter Werkstoffeigenschaften wird die thermomechanische Simulation aufgebaut. Die Berechnung erfolgt über eine implizite Zeitintegration infolge der Temperierung von Werkzeugbestandteilen und der Halbzeuge.

Die Resultate der numerischen Simulation werden anhand der Kraft-Weg-Verläufe sowie der resultierenden Temperatur- und Blechdickenverteilungen der real umgeformten Bauteile validiert. Alle Werkzeugelemente unterteilen sich jeweils in eine aktiv gekühlte sowie eine temperierte Werkzeugzone. Da sowohl beim direkten Presshärten von Bor-Mangan-Stählen [229] als auch bei der Abschreckumformung von Aluminium [230] häufig distanzierte Niederhalter zum Einsatz kommen, wird bei der Simulation aufgrund der Materialstärke von 2,0 mm eine Niederhalterdistanzierung von 3 mm festgelegt. Als Elementgröße wird die Blechdicke des Werkstoffs herangezogen. Dadurch setzt sich die Platine aus insgesamt 15.084 vollständig integrierten Schalenelementen mit jeweils fünf und die Werkzeugelemente aus Belytschko-Tsay-Elementen mit je zwei Integrationspunkten zusammen. Sowohl das Blech als auch die Werkzeugsegmente werden als thermisch dicke Schalen definiert, wodurch die Modellierung des Temperaturverlaufs über die Blechdicke der Schalenelemente hinweg ermöglicht wird.



## 5 Prozessfensterermittlung für die lokal variierende Abschreckumformung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse

Im nachfolgenden Kapitel erfolgt die Untersuchung der Haupteinflussfaktoren auf die Umform- und Werkstoffeigenschaften bei der Abschreckumformung. Wie im Stand der Technik und Forschung bereits angeführt, sind die mechanischen Eigenschaften umgeformter Bauteile stark von den vorherrschenden Prozesseinflussgrößen abhängig. Allerdings sind die vollumfängliche Identifizierung dieser Einflussgrößen sowie deren Wechselwirkungen bislang nicht umfassend untersucht. Daher wird das Potenzial der maßgeschneiderten Abschreckumformung für die Legierung AA7075 analysiert und anhand einer Sensitivitätsanalyse untersucht. Ziel ist es, durch definierte Prozessparameter ein weitreichendes Spektrum unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften zu identifizieren. Hierfür ist eine wechselwirkungsfreie Untersuchung der maßgeschneiderten Abschreckumformung zwingend erforderlich. Zunächst erfolgt die wissenschaftliche Untersuchung von Abkühlraten und der daraus resultierenden mechanischen Werkstoffeigenschaften. Zu diesem Zweck werden die werkzeug- und prozesseitigen Einflussgrößen auf das Abkühlverhalten von Blechhalbzeugen untersucht. Hierfür wird die Bedeutung der Werkzeugtemperierung, der Flächenpressung sowie der Haltezeit im Werkzeug auf das Erkalten der Aluminiumhalbzeuge identifiziert. Weiterführend wird der Einfluss von Werkzeugbeschichtungen und Schmierstoffen auf das tribologische Einsatzverhalten sowie das Abkühlverhalten untersucht.

Tabelle 5: Gegenüberstellung der Einflussfaktoren und deren erfassbare Messgröße sowie die geforderten Zielgrößen für eine Sensitivitätsanalyse

Einflussfaktor	Messgröße	Zielgröße
Haltedauer	Abkühlverhalten	Einflussgrößenanalyse
Flächenpressung	Zugfestigkeit	
Zwischenmedien	Härte	Prozessfensterermittlung
Werkzeugtemperatur	Oberflächenqualität	Gegenüberstellung Eigenschaftskontrast
Werkzeugbeschichtung	Blechdicke	

## 5.1 Einfluss der Werkzeugtemperatur, Haltezeit und Flächenpressung auf den Wärmeübergangskoeffizienten

Mithilfe des in Abschnitt 4.2.1 erläuterten global temperierten Abschreckwerkzeuges wird der Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter auf das Abkühlverhalten beheizter Blechhalbzeuge untersucht. Die Werkzeugtemperatur wird zwischen 20 °C und 400 °C variiert. Die Kontaktplatten des Abschreckwerkzeugs sind austauschbar und die Verwendung von Zwischen- oder Trennmedien ist möglich. Aufgrund der Platinengeometrie sind variierende Flächenpressungen realisierbar. Um ein vorzeitiges unkontrolliertes Abkühlen der Blechhalbzeuge zu unterbinden, ist ein Bauteiltransfer aus dem Ofen zum Abschreckwerkzeug innerhalb von 3 - 5 Sekunden sowie ein schnelles Schließen des Abschreckwerkzeuges zwingend erforderlich. In Bild 13 sind die Position des Oberwerkzeugs sowie die resultierenden Flächenpressungen bei unterschiedlichen Presseneinstellungen gegenübergestellt. Die einzelnen Prozessschritte sind in vier Einzelschritte unterteilt. In der ersten Phase ist das Oberwerkzeug geöffnet und befindet sich 268 mm oberhalb des Unterwerkzeugs. In dieser Phase wird das erwärmte Halbzeug bei der Ermittlung des Abkühlverhaltens auf federgelagerte Stifte (siehe Bild 5) positioniert, um einen vorzeitigen Kontakt mit dem Unterwerkzeug und eine dadurch generierte Bauteilabkühlung zu unterbinden.

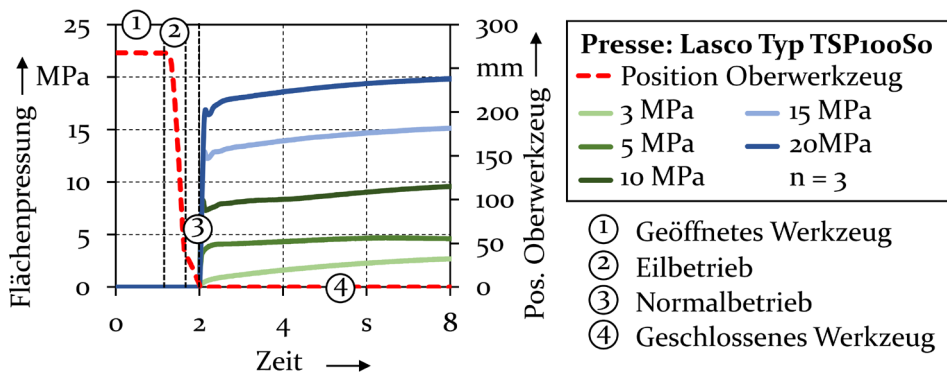


Bild 13: Druck-Zeit-Verlauf des global temperierbaren Abschreckwerkzeugs in Abhängigkeit der Oberwerkzeugposition

Das Oberwerkzeug wird in der zweiten Phase im Eilbetrieb mit einer Transversengeschwindigkeit von 0,71 m/s nach unten bewegt. Um eine unkontrollierte Kollision von Ober- und Unterwerkzeug zu unterbinden, verfährt die Traverse in der dritten Phase ab einem Abstand von 40 mm zwischen

Ober- und Unterwerkzeug im Normalbetrieb mit einer Geschwindigkeit von 0,10 m/s. Mit diesem Tempo trifft das Oberwerkzeug auf die abzukühlende Platine und stellt nach dem Verdrängen der federgelagerten Stifte einen beidseitigen Kontakt zwischen Ober- und Unterwerkzeug her. Das Werkzeug benötigt dadurch weniger als eine Sekunde, um aus dem geöffneten Zustand einen beidseitigen Werkzeugkontakt mit dem Halbzeug herzustellen. In der vierten Phase wird anschließend die Normalkraft auf das Bauteil aufgebracht. In Bild 13 sind die Verläufe der resultierenden Flächenpressungen aufgetragen. Es ist ersichtlich, dass bei Kontaktdrücken zwischen 5 MPa und 20 MPa bereits nach 0,2 Sekunden jeweils 80 % der Zielflächenpressung erreicht werden. Lediglich bei 3 MPa benötigt die Pressenhydraulik geringfügig mehr Zeit, um einen ausreichenden Druck aufzubauen. Dadurch ist ersichtlich, dass eine hydraulische Presse für die schnelle Aufbringung von unterschiedlichen Flächenpressungen geeignet ist. Die eingesetzte Methode zur Erfassung des Abkühlverhaltens ist in Bild 14 schematisch dargestellt. Nach der Lösungsglühoperation werden die Halbzeuge im global temperierbaren Abschreckwerkzeug abgekühlt und währenddessen die Werkzeug- und Halbzeugtemperatur erfasst. Dadurch ist die genaue Identifizierung der Temperatur-Zeit-Verläufe sowie die Bestimmung des Wärmeübergangs möglich.

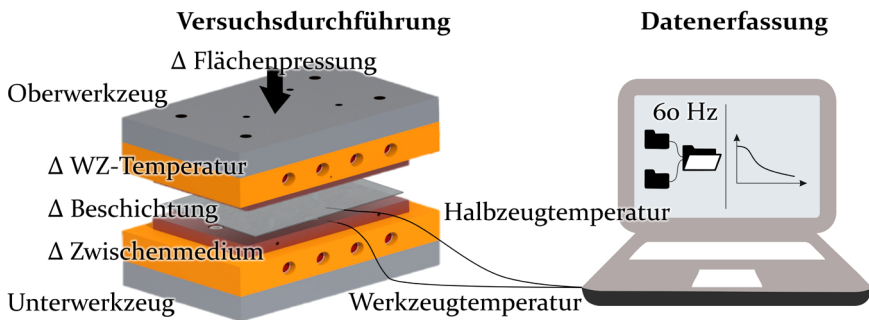
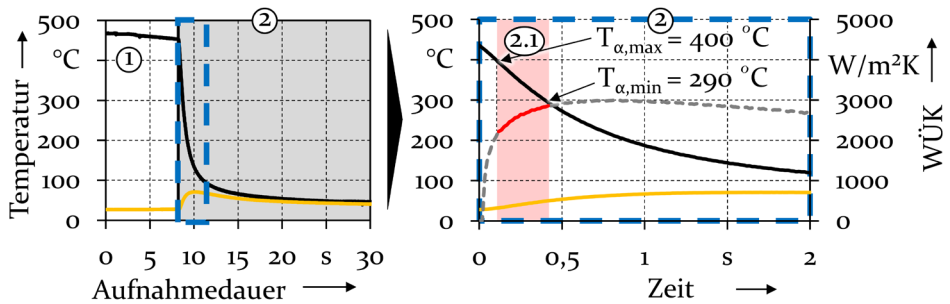


Bild 14: Methode zur Identifizierung des Abschreckverhaltens bei variierenden Parametern

Aus den bestimmten Temperatur-Zeit-Daten ist anschließend die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten sowie der Abkühlrate möglich. In Bild 15 sind die Temperaturverläufe von Werkzeug  $T_{\infty}$  und Halbzeug  $T_{A(t)}$  für einen Abschreckversuch bei einer nominellen Flächenpressung von 10 MPa in einem unbeheizten Umformwerkzeug abgebildet. Im Bereich der geöffneten Abschreckvorrichtung resultiert durch die Wärmestrahlung an die umgebende Luft eine Abkühlrate von 1,8 K/s. Im geschlossenen Zustand werden hingegen aufgrund des direkten Werkzeugkontakts Abkühlraten von über 350 K/s erreicht. Gleichzeitig ist ein Anstieg der Werkzeug-

temperatur ersichtlich. Das Halbzeug wird für 20 Sekunden im Abschreckwerkzeug gehalten, um das Erreichen der Zieltemperatur sicherzustellen. Der Bereich für die Auswertung des Wärmeübergangskoeffizienten befindet sich im geschlossenen Werkzeugbereich und startet jeweils bei einer Halbzeugtemperatur  $T_{A0}$  von 430 °C. Infolge der Abschreckempfindlichkeit der hochfesten Aluminiumlegierung AA7075 werden die Abkühlgeschwindigkeit und der Wärmeübergangskoeffizient (WÜK) (siehe Gleichung (1)) im kritischen Temperaturbereich zwischen 400 °C und 290 °C ermittelt.



① Geöffnetes Werkzeug    ② Geschlossenes Werkzeug    ②.1 Auswertebereich

AA7075 - T6,	$s_o = 2,0 \text{ mm}$ ,	$p = 10 \text{ MPa}$ ,	$c_p = 960 \text{ J/kg K}$ ,	$T_{A(t)}$	$T_\infty$
$T_{LSG} = 465 \text{ °C}$ ,	$T_{A0} = 430 \text{ °C}$ ,	$t_{LSG} = 15 \text{ min}$ ,	$\rho = 2800 \text{ kg/m}^3$ ,	WÜK	

Bild 15: Temperaturverlauf von Werkzeug und Blech im geöffneten und im geschlossenen Werkzeugzustand (links) sowie der resultierende Wärmeübergangverlauf (rechts)

In Bild 16 sind der resultierende Wärmeübergangskoeffizient sowie die Abkühlrate für die Legierung AA7075 in Abhängigkeit des Kontaktdrucks in einem unbeheizten Abschreckwerkzeug ohne Verwendung von Trenn- und Zwischenmedien dargestellt.

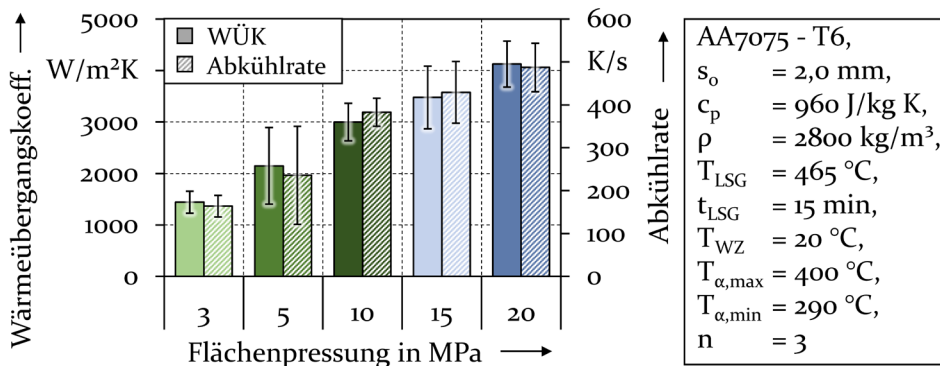


Bild 16: Wärmeübergangskoeffizient und Abkühlrate in Abhängigkeit der Flächenpressung

Bei einer nominellen Flächenpressung von 3 MPa werden im kritischen Temperaturbereich eine Abkühlrate von  $163,8 \pm 25,2$  K/s und ein Wärmeübergangskoeffizient von  $1.442 \pm 215$  W/m<sup>2</sup>K erreicht. Gegensätzlich zu anderen Untersuchungen [112] steigt mit zunehmendem Kontaktdruck sowohl der Wärmeübergang als auch die Abkühlgeschwindigkeit stetig an. Der Grund liegt im Auswertebereich, welcher aufgrund der schnellen Werkzeugkinematik ohne unkontrollierte Abkühlung in hohen Temperaturbereichen identifiziert werden kann. Die Untersuchungen belegen, dass mit zunehmender Flächenpressung sowohl die Abkühlrate als auch der Wärmeübergang signifikant ansteigen. Bei einem Kontaktdruck von 10 MPa steigen die Abkühlgeschwindigkeit sowie der Wärmeübergang auf  $382,7 \pm 32,9$  K/s bzw.  $2.999 \pm 366$  W/m<sup>2</sup>K. Bei Flächenpressungen über 10 MPa ist ebenfalls eine weitere Zunahme der Abschreckrate ersichtlich, jedoch weniger stark ausgeprägt. Da diese unabhängig von dem aufgetragenen Kontaktdruck oberhalb der kritischen Abkühlrate von 100 K/s liegt [148], kann davon ausgegangen werden, dass bei allen Abschreckversuchen ein übersättigter Mischkristall generiert wird, welcher das Potenzial für eine nachgelagerte Warmauslagerung besitzt. Untersuchungen von Schell zeigen, dass mithilfe weiterentwickelter Analysemethoden der Wärmeübergangskoeffizient noch präziser bestimmt werden kann [139].

Zur Identifizierung des Einflusses variierender Werkzeugtemperaturen auf das Abkühlverhalten von lösungsgeglühten Aluminiumplatinen werden Abschreckversuche durchgeführt. Um die Wirkung verschiedener Oberflächentemperaturen auf das Erkalten wechselwirkungsfrei zu erfassen, wird auf Werkzeugbeschichtungen und Schmiermedien verzichtet. In Bild 17 sind schematisch die Abkühlkurven in 100 °C-Schritten sowie der kritische Temperaturbereich für die Legierung AA7075 veranschaulicht.

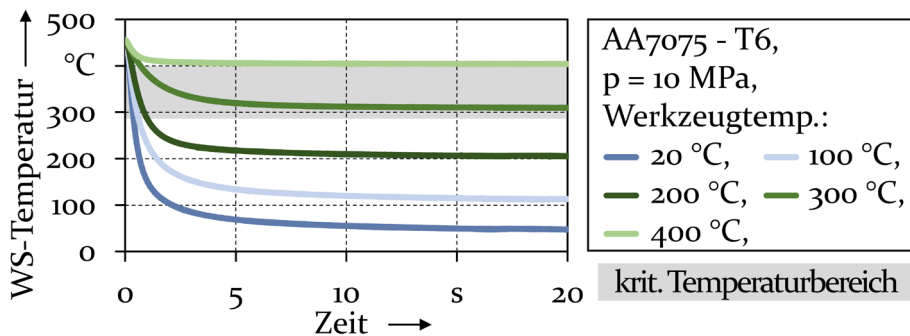


Bild 17: Gegenüberstellung des Abkühlverhaltens von Aluminiumplatinen bei variierenden Werkzeugtemperaturen

Die Untersuchungen illustrieren, dass bei Werkzeugtemperaturen von 300 °C und höher dieser Bereich nicht durchlaufen wird, sondern nach einer raschen Abkühlung auf annähernd Zieltemperatur bleibt. Aus diesem Grund ist mit dem oben erläuterten Auswertungsprinzip (Bild 15) ab einer Werkzeugtemperatur von 290 °C keine Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten mehr möglich.

Für variierende Werkzeugtemperaturen sind der Wärmeübergangskoeffizient sowie die Abkühlrate bestimmt worden. In Bild 18 sind die ermittelten Kenngrößen gegenübergestellt.

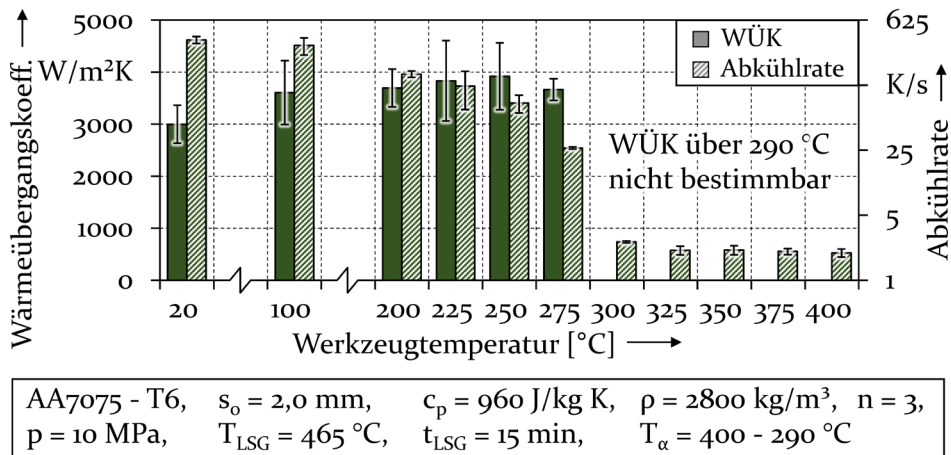


Bild 18: Gegenüberstellung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  sowie der Abkühlgeschwindigkeit in Abhängigkeit der jeweiligen Werkzeugtemperatur

In vorangegangenen Untersuchungen ist bereits nachgewiesen worden, dass erhöhte Werkzeugtemperaturen ab ca. 200 °C zu signifikant abweichenden Bauteileigenschaften führen [231]. Aus diesem Grund wird ab einer Versuchstemperatur von 200 °C sowohl der Wärmeübergang als auch die Abkühlrate in 25 °C-Schritten untersucht. Den Ergebnissen ist zu entnehmen, dass mit zunehmender Werkzeugtemperatur der Wärmeübergang tendenziell ansteigt. Bei einer Temperatur von 250 °C wird der maximale Wärmeübergangskoeffizient von  $3.926 \pm 644 \text{ W/m}^2\text{K}$  erreicht. Dies kann auf mehrere Ursachen zurückgeführt werden. Zum einen wird bei den vorliegenden Untersuchungen eine konstante spezifische Wärmekapazität  $c_p$  angenommen. Allerdings haben jüngste Untersuchungen nachgewiesen, dass diese bei steigenden Temperaturen abweicht [145]. Zum anderen muss berücksichtigt werden, dass bei erhöhten Werkzeugtemperaturen eine höhere wahre Kontaktfläche zwischen Werkzeug und Halbzeug generiert wird, da Rauheitstäler durch die gesteigerte Werkstoffduktilität [107] bes-

ser ausgeglichen werden. Ab einer Temperatur von 300 °C ist keine Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten mehr möglich, da die Werkzeugtemperatur oberhalb des Auswertebereichs  $T_{\alpha, \min}$  liegt. Die Abkühlrate nimmt mit steigender Temperatur der Kontaktplatten stetig ab. Liegt die Abkühlgeschwindigkeit bei einer Werkzeugtemperatur von 200 °C noch bei  $164,3 \pm 12,6$  K/s, so reduziert sich diese bei einer Temperatur von 250 °C um 52 % auf  $80,2 \pm 17,3$  K/s und liegt dadurch unterhalb der kritischen Abkühlrate. Mit weiterer Erhöhung nimmt diese zunehmend ab.

Zusammenfassend belegen die Untersuchungen, dass durch Verwendung einer hydraulischen Presse die Identifizierung von Abkühlraten und Wärmeübergängen im oberen Temperaturbereich möglich ist, da die notwendige Transfer- und Schließzeit auf ein Minimum reduziert wird. Weiterführend veranschaulichen die Analysen, dass sowohl der Wärmeübergang als auch die Abkühlrate von der Flächenpressung und der Werkzeugtemperatur abhängig sind. Im Rahmen der Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass vor allem bei Werkzeugtemperaturen oberhalb von 250 °C für den Werkstoff AA7075 die notwendige kritische Abkühlrate von 100 K/s unterschritten wird. Deshalb kann gefolgert werden, dass die Werkzeugtemperatur einen signifikanten Einfluss auf die resultierenden mechanischen Werkstoffeigenschaften hat.

## 5.2 Tribologische Eigenschaften von Schmierstoffen und Werkzeugbeschichtungen unter Abschreckbedingungen

In der Vergangenheit ist bereits nachgewiesen worden, dass Aluminiumlegierungen mit ansteigender Temperatur zu einer vermehrten Adhäsionsneigung und dadurch auch zu einem erhöhten Reibungs- und Verschleißverhalten neigen [232]. Aus diesem Grund ist die Verwendung von reibungsreduzierenden Zwischenmedien für die verschleißfreie Abschreckumformung zwingend erforderlich [233]. Dabei haben sich verschiedene Medien als vorteilhaft herausgestellt. Zum einen haben sich grafit- [234], molybdändisulfid- und bornitridbasierte [235] Trenn- und Schmiermedien, welche vor der Wärmebehandlung auf das Blechhalbzeug aufgetragen werden, für die thermisch unterstützte Umformung hochfester Aluminiumlegierungen etabliert. Zum anderen hat sich gezeigt, dass verseifende Fettsäuren ebenfalls vorteilhafte tribologische Eigenschaften aufweisen [115]. Zur Identifizierung des Potenzials von Werkzeugbeschichtungen und Schmierstoffen für die Reibungsreduktion bei der Abschreckumformung wird das in Abschnitt 4.3.4 erläuterte Umformwerkzeug in Kombination

mit unterschiedlich beschichteten Werkzeugeinsätzen sowie dem Schmierstoff HTP<sub>30</sub> des Unternehmens HOLIFA Fröhling GmbH & Co. KG verwendet. Der eingesetzte Schmierstofftyp wird für diese Untersuchungen aufgrund seiner hervorragenden Abwaschbarkeit eingesetzt und findet bereits Anwendung in der ersten Serienfertigung von hochfesten Fahrzeugkomponenten, welche unter Abschreckbedingungen umformend hergestellt werden [236]. Der Schmierstoff schmilzt in einem Temperaturbereich zwischen 140 °C und 240 °C und hat eine mittlere Partikelgröße zwischen 100 – 300 µm [237]. Die Partikel werden vor jeder Umformoperation mithilfe einer elektrostatischen Pulverauftragsoperation auf das Umformwerkzeug appliziert. Während der Abschreckumformung ändert der Schmierstoff infolge des direkten Kontakts zum heißen Aluminiumbauteil seinen Aggregatzustand von fest zu flüssig und bildet dadurch einen verschleißreduzierenden Schmierfilm zwischen Werkzeug und umzuformendem Bauteil. Zusätzlich werden zwei verschiedene DLC-Werkzeugbeschichtungen, welche auf die vakuumgehärteten Werkzeugeinsätze aufgebracht werden, untersucht. Zum einen wird eine Beschichtung aus amorphem hydriertem Kohlenstoff (a-C:H) und zum anderen eine einlagige tetraedrisch amorphe Kohlenstoffbeschichtung (ta-C) verwendet. Zur Untersuchung des tribologischen Einsatzverhaltens werden jeweils fünf Bauteile sowohl mit als auch ohne Schmierstoff unter Verwendung der unterschiedlichen Werkzeugeinsätze umgeformt. Zwischen jeder Umformoperation werden die Werkzeugkomponenten gereinigt, um wechselwirkungsfrei den Einfluss variierender tribologischer Konditionen auf die Umformkräfte zu erfassen. In Bild 19 sind die maximalen Stempelkräfte für die Abschreckumformung von Aluminiumrechteckknäpfen bei verschiedenen tribologischen Bedingungen gegenübergestellt.

Beim Einsatz von Schmierstoff resultieren unabhängig von der jeweiligen Werkzeugbeschichtung im Mittel vergleichbare maximale Prozesskräfte zwischen  $32,5 \pm 1,2$  kN und  $33,9 \pm 0,8$  kN. Daraus kann gefolgert werden, dass unabhängig von der jeweiligen Werkzeugbeschichtung Schmierstoffe vergleichbare Umformkräfte hervorrufen. Ohne Gebrauch von Schmiermedien zeigt sich hingegen teilweise eine erhebliche Steigerung der maximalen Kräfte. Im unbeschichteten Werkzeug resultieren Umformkräfte von  $65,7 \pm 2,2$  kN. Dies entspricht einer Verdopplung der notwendigen Umformkräfte. In dem mit a-C:H-beschichteten Werkzeug resultieren maximale Stempelkräfte von  $48,5 \pm 5,6$  kN und unter einer ta-C-Beschichtung mittlere Kräfte von  $37,2 \pm 0,5$  kN. Dadurch kann belegt werden, dass ohne Anwendung von reibungsreduzierendem Schmierstoff die Werkzeugbeschichtungen einen positiven Einfluss auf die resultierenden Prozesskräfte

haben. Vor allem bei der ta-C-Beschichtung ist ohne Zuhilfenahme von Schmierstoff lediglich ein Kraftanstieg von 9,6 % feststellbar.

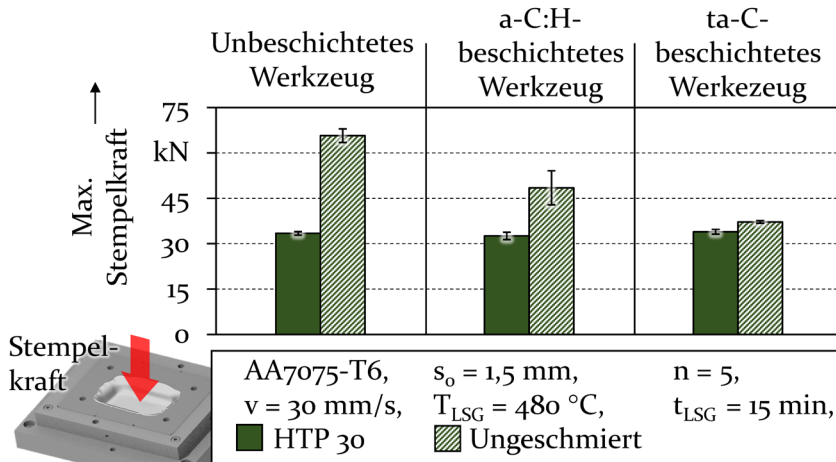


Bild 19: Maximale Stempelkräfte zur Abschreckumformung von Aluminiumbauteilen unter variierenden tribologischen Bedingungen

Zusätzlich zu den Umformversuchen wird an den umgeformten Rechtecknäpfen im Eckbereich der Zarge die Oberflächenqualität optisch bestimmt. Die unter Verwendung des Schmierstoffs tiefgezogenen Komponenten werden deshalb vor der Messoperation mithilfe des Reinigungsmediums CS 81 (Holifa) in einem Ultraschallbecken gereinigt. In Bild 20 ist die Rauheit des Blechhalbzeugs vor der Umformung sowie die mittlere Oberflächenqualität der gereinigten Näpfe nach der Formgebungsoperation gegenübergestellt. Als Messgrößen werden die arithmetische Mittenrauheit  $R_a$ , die gemittelte Rautiefe  $R_z$  sowie die reduzierte Riefentiefe  $R_{vk}$  herangezogen. Anhand der Ergebnisse wird veranschaulicht, dass die verwendeten Halbzeuge vor der Umformung die höchste Oberflächenqualität aufweisen. Unter Verwendung von Schmierstoff weisen alle umgeformten Komponenten eine annähernd vergleichbare Rauheit auf. Dabei sind an den hergestellten Teilen keine signifikanten Riefen oder Strukturveränderungen durch stattfindenden Verschleiß feststellbar. Deshalb werden die Untersuchungen aus Bild 19 bestätigt, und es kann davon ausgegangen werden, dass unter Einsatz von Schmiermitteln unabhängig von der jeweiligen Werkzeugbeschichtung kein signifikanter Verschleiß während der Abschreckumformung stattfindet.

Halbzeug vor Umformung		$R_a = 0,361 \pm 0,01 \mu\text{m}$ $R_z = 2,755 \pm 0,22 \mu\text{m}$ $R_{vk} = 0,482 \pm 0,07 \mu\text{m}$			$n = 5$ Vergrößerung: x 20
Werkzeugoberfläche:	Unbeschichtetes Werkzeug	a-C:H-beschichtetes Werkzeug	ta-C-beschichtetes Werkzeug		
Mit Schmierstoff (HTP 30)	$R_a = 0,72 \pm 0,13 \mu\text{m}$ $R_z = 8,49 \pm 1,64 \mu\text{m}$ $R_{vk} = 1,03 \pm 0,10 \mu\text{m}$	$R_a = 0,55 \pm 0,05 \mu\text{m}$ $R_z = 7,52 \pm 1,10 \mu\text{m}$ $R_{vk} = 0,77 \pm 0,12 \mu\text{m}$	$R_a = 0,63 \pm 0,09 \mu\text{m}$ $R_z = 7,66 \pm 0,77 \mu\text{m}$ $R_{vk} = 0,83 \pm 0,11 \mu\text{m}$		
	Ohne Schmierstoff	$R_a = 2,27 \pm 0,24 \mu\text{m}$ $R_z = 18,77 \pm 1,31 \mu\text{m}$ $R_{vk} = 3,62 \pm 0,94 \mu\text{m}$	$R_a = 1,25 \pm 0,30 \mu\text{m}$ $R_z = 14,92 \pm 3,67 \mu\text{m}$ $R_{vk} = 2,12 \pm 0,36 \mu\text{m}$	$R_a = 0,52 \pm 0,14 \mu\text{m}$ $R_z = 8,71 \pm 2,86 \mu\text{m}$ $R_{vk} = 1,04 \pm 0,28 \mu\text{m}$	

Bild 20: Oberflächenqualität vor und nach der Umformung bei variierenden tribologischen Bedingungen

Im unmittelbaren Vergleich mit den Näpfen, welche ohne Einsatz von Schmierstoff umgeformt werden, zeigt sich, dass die Komponenten eine abweichende Oberflächenfärbung aufweisen. Der Grund liegt in der Reinigungsoperation, welche der Rauheitsmessung vorgeschaltet ist. Durch die Verwendung der sauren Reinigungslösung CS81 entsteht eine Oxidschicht an der oberflächennahen Komponentenstruktur. Eine signifikante Abweichung der Oberflächenqualität ist bei den Bauteilen, welche ohne Gebrauch von Schmierstoff hergestellt werden, feststellbar. Aus dem unbeschichteten Umformwerkzeug entstehen Näpfe mit Riefen und verschlechterten Oberflächenqualitäten. Der Grund liegt im adhäsiven Verschleiß, welcher beim direkten Kontakt zwischen Werkzeug und heißem Aluminiumbauteil resultiert und für sukzessive Aluminiumanhaftungen an den in Kontakt befindlichen Werkzeugsegmenten und dadurch zur Riefenbildung während der Umformung führt. Durch die Nutzung der a-C:H-Beschichtung ist im direkten Vergleich eine verbesserte Oberflächenqualität erkennbar.

Allerdings sind auch hier leichte Riefen und verschlechterte Oberflächenqualitäten ersichtlich. Bauteile, welche in einem mit ta-C-beschichteten Werkzeug hergestellt werden, weisen keine Riefenbildung und Oberflächenbeschaffenheiten wie Komponenten auf, die unter Zuhilfenahme von Schmierstoff tiefgezogen werden. Der Grund für die Abweichung der Oberflächenqualität der mit a-C:H und ta-C-beschichteten Werkzeuge liegt vermutlich in der unterschiedlichen Temperaturbeständigkeit. Da wasserstoffhaltige amorphe Kohlenstoffschichten lediglich eine maximale Beständigkeit von 350 °C aufweisen, lösen sich diese teilweise zu Beginn der Umformung von der Werkzeugoberfläche ab. Deshalb sind bei diesen Komponenten erste Verschleißeffekte nach bereits fünf Bauteilen ersichtlich. Da ta-C-Beschichtungen eine Temperaturresistenz von ca. 500 °C aufweisen, sind diese für die Abschreckumformung von Aluminiumlegierungen geeignet und weisen verschleiß- und reibungsreduzierende Eigenschaften auf.

Zur Validierung der Ergebnisse aus Bild 19 und Bild 20 wird zusätzlich zum notwendigen Kraftbedarf sowie der resultierenden Oberflächenqualität die Blechdickenverteilung der hergestellten Rechtecknäpfe bestimmt. In Bild 21 sind für die umgeformten Komponenten die minimale- und maximale Bauteildickenverteilung sowie die mittlere Blechdicke im Napfboden gegenübergestellt.


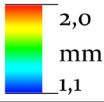
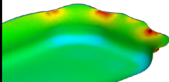
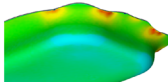
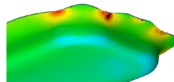
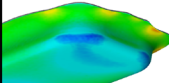
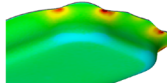
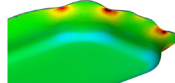
Bauteil nach der Umformung				n = 3 ATOS-GOM $s_o = 1,5 \text{ mm}$		
Werkzeugoberfläche:	Unbeschichtetes Werkzeug	a-C:H-beschichtetes Werkzeug	ta-C-beschichtetes Werkzeug			
Mit Schmierstoff (HTP 30)	$S_{\text{Min}}: 1,34 \pm 0,01 \text{ mm}$ $S_{\text{Max}}: 1,92 \pm 0,06 \text{ mm}$ $S_{\text{Boden}}: 1,47 \pm 0,01 \text{ mm}$	$S_{\text{Min}}: 1,33 \pm 0,01 \text{ mm}$ $S_{\text{Max}}: 1,82 \pm 0,05 \text{ mm}$ $S_{\text{Boden}}: 1,42 \pm 0,02 \text{ mm}$	$S_{\text{Min}}: 1,32 \pm 0,05 \text{ mm}$ $S_{\text{Max}}: 1,97 \pm 0,09 \text{ mm}$ $S_{\text{Boden}}: 1,46 \pm 0,01 \text{ mm}$			
Ohne Schmierstoff	$S_{\text{Min}}: 1,07 \pm 0,12 \text{ mm}$ $S_{\text{Max}}: 1,68 \pm 0,05 \text{ mm}$ $S_{\text{Boden}}: 1,34 \pm 0,14 \text{ mm}$	$S_{\text{Min}}: 1,37 \pm 0,02 \text{ mm}$ $S_{\text{Max}}: 1,92 \pm 0,01 \text{ mm}$ $S_{\text{Boden}}: 1,47 \pm 0,03 \text{ mm}$	$S_{\text{Min}}: 1,37 \pm 0,02 \text{ mm}$ $S_{\text{Max}}: 1,93 \pm 0,02 \text{ mm}$ $S_{\text{Boden}}: 1,46 \pm 0,07 \text{ mm}$			

Bild 21: Blechdickenverteilung in Abhängigkeit variierender tribologischer Bedingungen

Hinsichtlich des Einsatzes von Schmiermittel veranschaulichen die Untersuchungen eine annähernd gleichbleibende Blechdickenverteilung der hergestellten Bauteile. Der Grund liegt in der ausreichenden Schmierung des Umformwerkzeugs und der dadurch gleichbleibenden Dickenverteilung der Bauteile, unabhängig von der jeweils eingesetzten Werkzeugbeschichtung. Das schmierstofffreie Tiefziehen in Kombination mit einem unbeschichteten Umformwerkzeug zeigt eine signifikante Abweichung der Blechdickenverteilung nach der Umformung. Eine signifikante Blechdickenreduktion im Bodenbereich der hergestellten Näpfe ist feststellbar. Zusätzlich ist eine reduzierte maximale Blechdicke  $s_{\text{Max}}$  für die Bauteile ersichtlich. Diese resultiert aufgrund der gesteigerten Reibung zwischen Platine und Werkzeug, welche zu erhöhten Rückhaltekräften des Flansches führt und dadurch eine unkontrollierte Blechdickenreduktion im Bodenbereich verursacht. Die Näpfe, welche in einem mit a-C:H und ta-C-beschichteten Werkzeuglementen gefertigt werden, weisen annähernd gleiche Blechdickenverteilungen auf wie Bauteile, welche unter Zuhilfenahme des Schmierstoffs HTP<sub>30</sub> umgeformt werden. Allerdings resultiert an den Bauteilen, welche ohne Gebrauch von Schmiermittel hergestellt werden, eine höhere minimale Blechdicke  $s_{\text{Min}}$ . Die Ursache liegt im abweichenden Abkühlverhalten mit und ohne Einsatz von Schmierstoff, welches auch zu einem unterschiedlichen Fließverhalten des Aluminiumwerkstoffs führt. Dadurch kann gefolgert werden, dass verschleißreduzierende Schmiermedien und Werkzeugbeschichtungen einen positiven Einfluss auf das Reibungs- und Verschleißverhalten sowie die resultierenden Prozesskräfte bei der Abschreckumformung haben.

### **5.3 Einfluss von Schmiermedien und Werkzeugbeschichtungen auf den Wärmeübergang zwischen Werkzeug und Halbzeug**

Da im vorherigen Abschnitt dargelegt wurde, dass für die verschleißreduzierte Abschreckumformung die Verwendung von Schmierstoff oder Werkzeugbeschichtungen zwingend erforderlich ist, wird in diesem Abschnitt der Einfluss von Schmiermitteln und variierenden Oberflächenbeschichtungen auf das Abkühlverhalten von Aluminiumbauteilen untersucht. Da sich die einlagige tetraedrisch amorphe Kohlenstoffbeschichtung (ta-C) als vorteilhafte, reibungs- und kraftreduzierende Beschichtung herausgestellt hat, wird diese einem unbeschichteten Abschreckwerkzeug gegenübergestellt. Zudem werden der bereits erprobte Schmierstoff HTP 30 sowie der grafitbasierte Schmierstoff CR 25-9/14 verwendet.

Für die Abschreckversuche wird das global temperierbare Abschreckwerkzeug aus Abschnitt 4.2.2 eingesetzt. In Bild 22 sind sowohl der Wärmeübergangskoeffizient als auch die Abkühlrate gegenübergestellt.

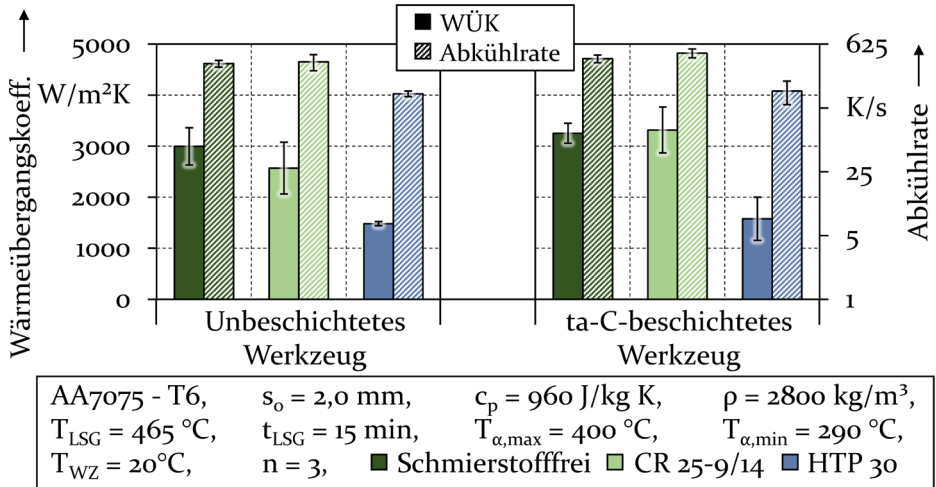


Bild 22: Einfluss von Schmierstoffen und einer Werkzeugbeschichtung auf den Wärmeübergang und die Abkühlrate

Anhand der Ergebnisse wird veranschaulicht, dass sowohl für die schmierstofffreien Abschreckoperationen als auch unter Verwendung von Schmierstoff tendenziell die Versuche im ta-C-beschichtetem Werkzeug zu höheren Wärmeübergangskoeffizienten sowie gesteigerten Abkühlraten führen. Der Grund liegt in der verbesserten Oberflächenqualität der beschichteten Werkzeugoberfläche aufgrund des Beschichtungsvorgangs [238]. Weiterführend kann gefolgert werden, dass für den grafitbasierten Schmierstoff CR 25-9/14 ein vergleichbares Abkühlverhalten erfasst werden kann. Die Ursache liegt in der guten Wärmeleitfähigkeit dieser Schmierstoffe, welche bereits in der Vergangenheit nachgewiesen worden ist [142]. Der pulverförmige Schmierstoff HTP 30 verursacht hingegen eine merkliche Reduktion des Abkühlverhaltens sowie des Wärmeübergangs. Die Erklärung liegt im isolierenden Effekt der Trockenschmierstoffe, welche bei der Abschreckoperation eine Aggregatzustandsänderung durchlaufen. Zudem werden die grafitbasierten Schmierstoffe vor der Lösungsglühoperation auf die Oberfläche der Halbzeuge aufgetragen. Die Trockenschmierstoffe werden hingegen auf die kalte Werkzeugoberfläche appliziert. Hierdurch lassen sich sowohl das abweichende Abkühlverhalten als auch die Blechdickenabweichungen des vorherigen Abschnitts 5.2 begründen. Für alle Werkzeug- und Schmierzustände wird die kritische Abkühlrate

von 100 K/s überschritten. Im Angesicht dessen wird nicht von einer Einflussnahme auf die finalen mechanischen Eigenschaften ausgegangen. Deshalb kann festgehalten werden, dass Trenn- und Schmiermedien zwar einen Einfluss auf das Abkühlverhalten haben, dieser allerdings geringer ist als bei temperierten Abschreckversuchen.

## 5.4 Mechanische Eigenschaften vor und nach einer vorgelagerten Auslagerungsoperation

Zur Identifizierung des Einflusses variierender Abkühlbedingungen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften werden verschieden abgeschreckte Aluminiumhalbzeuge nach einer vorgeschalteten Lösungsglüh- und Abschreckoperation (Abschnitt 5.1) charakterisiert. Die Identifizierung der Werkstoffeigenschaften erfolgt sowohl vor als auch nach der Warmauslagerungsoperation. Da die Aluminiumlegierung AA7075 nach einer Abschreckoperation bereits bei Raumtemperatur zu einer rasch stattfindenden Kaltauslagerung neigt [239], werden die mechanischen Kennwerte in diesem Werkstoffzustand lediglich durch Härtemessungen untersucht. Durch eine schnelle Versuchsdurchführung innerhalb von 30 Minuten sowie dem Entfall von zeit-, spannungs- oder temperaturintensiven Probenvorbereitungen kann somit wechselwirkungsfrei die Auswirkung unterschiedlicher Abkühlbedingungen auf die Werkstoffhärte direkt nach dem Abschrecken erfasst werden. Zunächst wird der Einfluss unterschiedlicher Flächenpressungen bei einer konstanten Werkzeugtemperatur von 20 °C auf die resultierende Härte untersucht. In Bild 23 ist die initiale Werkstoffhärte im Anlieferungszustand T6 direkt nach der 20-sekündigen Abschreckoperation sowie nach einer nachträglichen Warmauslagerungsoperation bei 120 °C für 24 Stunden veranschaulicht.

Im Zuge der Untersuchungen wird anhand der Härtemessungen veranschaulicht, dass die Brinellhärte unmittelbar nach dem Abschrecken von der ursprünglichen Härte mit  $201,3 \pm 2,1$  HBW im Ausgangszustand T6 auf etwa die Hälfte reduziert wird. Der Grund liegt in der Bildung eines übersättigten Mischkristalls, welcher noch keine festigkeitssteigernden Ausscheidungen aufweist. Allerdings ist mit zunehmender Flächenpressung ein kontinuierlicher Härteanstieg von  $98,9 \pm 2,2$  HBW bei 3 MPa auf  $112,6 \pm 1,6$  HBW bei einem Kontaktdruck von 20 MPa ersichtlich. Dieser kann auf die zunehmende plastische Verformung während der Abschreckoperation mit hohen Flächenpressungen zurückgeführt werden, welche zu einer erhöhten Verfestigung (siehe Abschnitt 2.2) führt. Nach der Warm-

auslagerung ist für alle Prozessparameter eine annähernd gleiche Werkstoffhärte ersichtlich. Anhand der Ergebnisse wird belegt, dass die resultierenden Härten vergleichbar zum Ausgangszustand sind. Allerdings ist im Gegensatz zum nicht ausgelagerten Zustand kein Härteanstieg mit ansteigender Flächenpressung feststellbar. Dies lässt darauf schließen, dass bei dieser Legierung der dominierende festigkeitssteigernde Effekt ausschließlich die Ausscheidungsbildung ist, welche lediglich bedingt durch die Flächenpressung beeinflusst wird. Untersuchungen von JIANG und DING bestätigen, dass der Kontaktdruck während der Abkühlung keinen signifikanten Einfluss auf das sich bildende übersättigte Werkstoffgefüge hat [194].

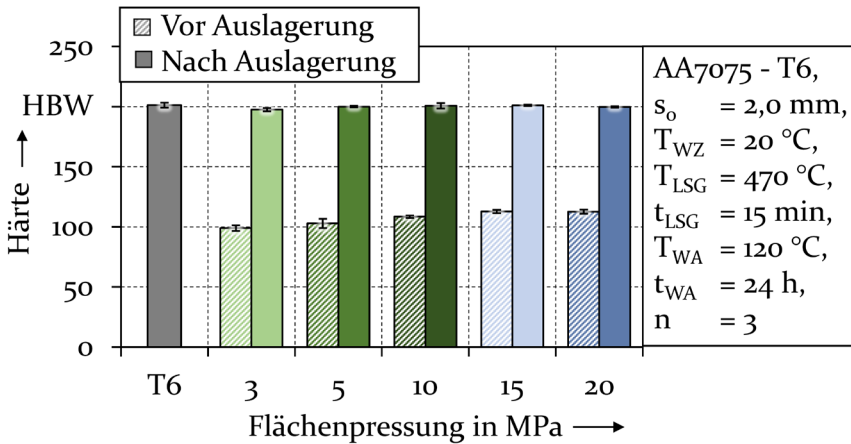


Bild 23: Einfluss der Flächenpressung auf die resultierende Werkstoffhärte vor und nach der Warmauslagerung

Zusätzlich wird der Einfluss variierender Werkzeugtemperaturen während einer Abschreckoperation auf die Härte vor- und nach der Warmauslagerung untersucht. Hierfür wird bei einer gleichbleibenden Flächenpressung von 10 MPa die Temperatur zunächst in 100 °C-Schritten variiert. Anschließend erfolgt im relevanten Temperaturbereich eine Erweiterung der Auflösung um 25 °C-Schritte. In Bild 24 sind die resultierenden Werkstoffhärten vor und nach der Warmauslagerung gegenübergestellt. Die Untersuchungen veranschaulichen, dass gesteigerte Werkzeugtemperaturen zwischen 100 °C und 225 °C einen tendenziellen Anstieg der nicht ausgelagerten Werkstoffhärten um 22,3 % auf durchschnittlich  $120,9 \pm 3,6$  HBW hervorrufen. Dieser kann auf die Ausscheidungssensitivität des übersättigten Aluminiummischkristalls zurückgeführt werden. In Abschnitt 5.1 ist bereits nachgewiesen worden, dass bis zu einer Werkzeugtemperatur von 225 °C eine kritische Abkühlrate von über 100 K/s im Temperaturbereich

zwischen 400 °C und 290 °C erreicht wird. Deshalb kann davon ausgegangen werden, dass sich während der Abschreckoperation keine unerwünschten Sekundärausscheidungen bilden. Stattdessen liegt der Grund für die ansteigende Werkstoffhärte an der Prozessführungsstrategie. Es kann gefolgert werden, dass die 20-sekündige Halteoperation im Abschreckwerkzeug nach Erreichen der Zieltemperatur zur Bildung erster fein verteilter Ausscheidungen führt, welche wiederum einen leichten Anstieg der Materialhärte hervorrufen. Eine Untermauerung dieser These ist zum aktuellen Zeitpunkt mithilfe der vorhandenen Forschungsergebnisse noch nicht möglich und stattdessen wird auf den nachfolgenden Abschnitt 6.3 verwiesen. Mit weiter zunehmender Werkzeugtemperatur nimmt die Werkstoffhärte vor der Warmauslagerung kontinuierlich ab und resultiert ab einer Temperatur von 350 °C in einer minimalen Härte von  $77,4 \pm 0,5$  HBW. Der Abfall der Werkstoffhärte ist auf sich spontan bildende Sekundärausscheidungen [176] sowie die Reduktion der Kaltverfestigung während der Abschreckoperation bei erhöhten Werkzeugtemperaturen [240] zurückzuführen.

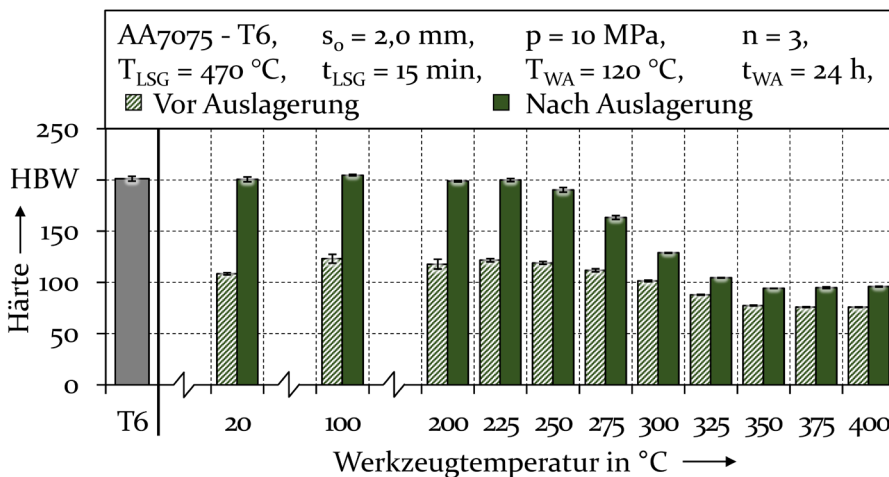


Bild 24: Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die resultierende Werkstoffhärte vor und nach der Warmauslagerung

Nach der Warmauslagerung entspricht die Werkstoffhärte der abgeschreckten Blechhalbzeuge im Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur und 225 °C der Werkstoffhärte des Anlieferungszustands T6. Daher lässt sich annehmen, dass die Abschreckoperation und das 20-sekündige Verweilen im Werkzeug keinen Einfluss auf die Bildung festigkeitssteigernder, fein verteilter Sekundärausscheidungen haben. Ab einer Werkzeugtemperatur von 250 °C ist hingegen ein Abfall der Werkstoffhärte ersicht-

lich. Bei 350 °C wird die minimale Werkstoffhärte von  $94,2 \pm 0,1$  HBW erreicht, welche somit nach der Warmauslagerung unterhalb der Werkstoffhärte eines übersättigten Mischkristalls bei niedrigen Werkstofftemperaturen liegt. Deshalb kann davon ausgegangen werden, dass durch die hohen Werkzeugtemperaturen eine annähernd vollständige Umwandlung der zuvor lösungsgeglühten Legierungselemente in  $\eta$ -Phasen während der Abkühl- und Halteoperation im Abschreckwerkzeug stattfindet [195]. Dadurch wird das Potenzial der Bildung festigkeitssteigernder  $\eta'$  Phasen signifikant gesenkt [241]. Aus diesem Grund ist bei den hohen Werkzeugtemperaturen trotz gleichbleibender Warmauslagerungsbedingungen mit einer reduzierten Werkstofffestigkeit zu rechnen.

Um den Einfluss der Haltedauer im Abschreckwerkzeug auf die resultierende Werkstoffhärte vor und nach der Warmauslagerung zu untersuchen, werden zusätzliche Abschreckversuche mit unterschiedlich langen Zeitspannen im Werkzeug durchgeführt. Die Verweildauer wird zwischen 5, 20, 60 und 180 Sekunden variiert. In Bild 25 ist die Härte in Abhängigkeit der Haltedauer sowie der Werkzeugtemperatur sowohl vor- als auch nach der Warmauslagerung gegenübergestellt.

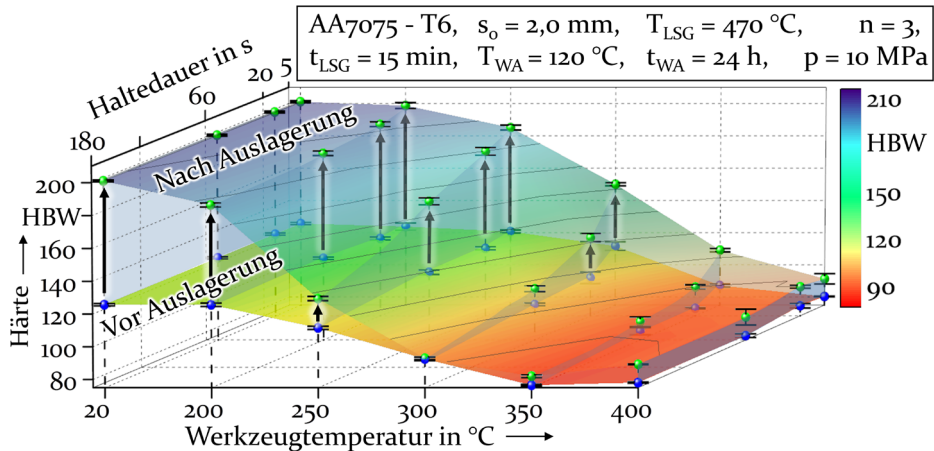


Bild 25: Wechselwirkung zwischen Auslagerungszustand, Haltedauer und Temperatur im Werkzeug auf die resultierende Werkstoffhärte vor und nach der Warmauslagerung

Anhand der Untersuchungen wird veranschaulicht, dass im Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur und 200 °C die Verweilzeit im Abschreckwerkzeug keinen signifikanten Einfluss auf die resultierende Werkstoffhärte hat. Im Gegensatz dazu ist bei höheren Temperaturen eine Abhängigkeit von der jeweiligen Haltedauer erkennbar. Der größte Gradient liegt dabei im Temperaturbereich von 250 °C. Bei einer Dauer von fünf Sekunden resultiert nach der Warmauslagerung eine Härte von 185,2

$\pm 1,5$  HBW. Diese nimmt mit zunehmender Haltezeit im Werkzeug kontinuierlich ab. Bei einer Werkzeugschließzeit von 180 Sekunden resultiert eine finale Werkstoffhärte von  $129,5 \pm 1,3$  HBW nach der Warmauslagerung. Der Grund für die abnehmende Härte mit zunehmender Haltedauer im Umformwerkzeug kann wiederum auf die Bildung größerer Ausscheidungen zurückgeführt werden. Mit ansteigender Haltedauer bilden sich aus dem lösungsgeglühten Werkstoffzustand zunehmend Primärausscheidungen, und dadurch nähert sich die Legierung einem energetischen Gleichgewichtszustand an. Aus diesem Grund entstehen während der nachgelagerten Warmauslagerungsoperation weniger Sekundärausscheidungen, welche einen Festigkeitsanstieg hervorrufen. Bei einer Werkzeugtemperatur von  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  und einer Haltedauer von 180 Sekunden liegt die Härte vor und nach der Warmauslagerung auf dem gleichen Niveau. Bei einer Werkzeugtemperatur von  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  ist durchschnittlich die geringste Härtezunahme unabhängig von der jeweiligen Werkzeugschließzeit zu verzeichnen. Dadurch kann darauf geschlossen werden, dass bei einer Temperatur von  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  bereits nach wenigen Sekunden der Großteil der Legierungselemente sich im energetischen Gleichgewicht befinden muss und deshalb die Verweildauer im Abschreckwerkzeug keinen signifikanten Einfluss hat. Bei einer Temperatur von  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  ist hingegen ein geringer, jedoch konstanter Härteanstieg vor- und nach der Warmauslagerung zu verzeichnen. Dieser ist auf die hohe Entnahmetemperatur der Halbzeuge nach der Abschreckoperation zurückzuführen. Da die Blechhalbzeuge nach der Abschreckoperation an Luft auskühlen, ist davon auszugehen, dass Legierungselemente im Mischkristall teilweise noch nicht vollständig umgewandelt sind. Aus diesem Grund ist nach der Warmauslagerung ein geringer Härteanstieg zu verzeichnen, welcher nicht erheblich durch die Haltedauer im Abschreckwerkzeug bei  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  beeinflusst wird.

Ergänzend zu den Härtemessungen wird der Einfluss variierender Werkzeugtemperaturen bei einer konstanten, 20-sekündigen Halteoperation im Werkzeug auf die resultierende Werkstofffestigkeit und Duktilität nach einer vorgeschalteten Warmauslagerungsoperation mithilfe von uniaxialen Zugversuchen untersucht. In Bild 26 sind die für die Umformtechnik relevanten mechanischen Eigenschaften, bestehend aus den Kennwerten der plastischen Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , der Zugfestigkeit  $R_m$  sowie der Gleichmaßdehnung  $A_g$ , für die Legierung AA7075 in Abhängigkeit unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen gegenübergestellt.

Im Zuge der Untersuchungen wird veranschaulicht, dass die Zugfestigkeit und Dehngrenze im initialen Anlieferungszustand T6 mit  $R_m = 585,9 \pm 5,5$  MPa und  $R_{p0,2} = 528,4 \pm 5,7$  MPa sowie nach dem Abschrecken im nicht temperierten Werkzeug mit  $R_m = 580,9 \pm 9,0$  MPa und  $R_{p0,2} = 514,9$

$\pm 9,0$  MPa vergleichbare mechanische Werkstoffkennwerte nach der Warmauslagerung aufzeigen [242]. Die Abweichung von 1 - 3 % zwischen dem Ausgangszustand und den bei Raumtemperatur abgeschreckten Proben ist auf die unbekannte Warmauslagerungsoperation des angelieferten Werkstoffs im Zustand T6 zurückzuführen. Dies begründet auch die Abweichung der Gleichmaßdehnung im Anlieferungszustand T6 mit  $A_g = 10,8 \pm 0,1$  % und der bei Raumtemperatur abgeschreckten Halbzeuge mit  $A_g = 12,6 \pm 0,2$  %.

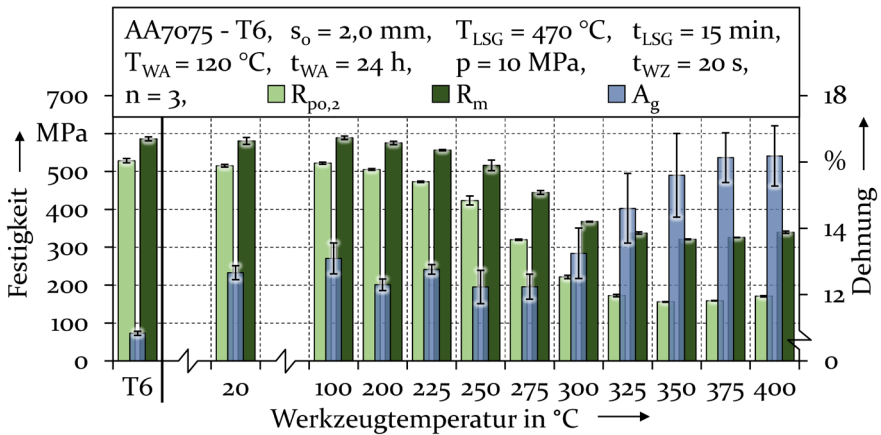


Bild 26: Mechanische Eigenschaften der Legierung AA7075 nach dem Abschrecken in einem temperierten Plattenwerkzeug und einer anschließenden Warmauslagerung

Die Festigkeitskennwerte weisen, in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur, einen proportionalen Verlauf zu den zuvor erläuterten Härtewerten auf (siehe Bild 24). Jedoch wird bereits ab einer Temperatur von 200 °C eine tendenzielle Reduktion der Werkstofffestigkeit ohne signifikante Duktilitätsveränderung herbeigeführt. Mit fortlaufend ansteigender Temperatur ist ein weiterer Rückgang der Festigkeit ersichtlich. Ab einer Werkzeugtemperatur von 300 °C ist zudem eine kontinuierliche Duktilitätssteigerung feststellbar. Vorangegangene Untersuchungen bestätigten dieses Werkstoffverhalten und führen die Veränderung der Werkstoffkennwerte auf die gesteigerte Bildung von  $\eta$ -Ausscheidungen anstelle von festigkeitssteigernder  $\eta'$ -Ausscheidungen zurück [194]. Bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C resultiert die geringste Werkstofffestigkeit von  $R_m = 321,1 \pm 1,1$  MPa und  $R_{p0,2} = 155,9 \pm 0,9$  MPa mit einer Gleichmaßdehnung von  $A_g = 15,6 \pm 1,3$  %. Dadurch wird eine Verringerung der Festigkeit von bis zu 70 % verursacht. Mit zunehmend ansteigender Werkzeugtemperatur von 400 °C steigt die Werkstofffestigkeit wiederum leicht auf eine Festigkeit von  $R_m = 339,7 \pm 2,9$  MPa und  $R_m = 170,8 \pm 1,8$  MPa an. Zudem erreicht

die Gleichmaßdehnung einen Maximalwert von  $A_g = 16,2 \pm 0,9 \%$  und erreicht im Vergleich zum Anlieferungszustand T6 eine Steigerung von 50 %. Dies ist auf den gesteigerten Volumenanteil grober, inkohärenter  $\eta$ -Ausscheidungen zurückzuführen, welche lediglich eine geringe Festigkeitssteigerung hervorrufen [194].

Wie bereits in Abschnitt 2.4.2 beschrieben, beeinflusst neben der Temperatur auch die thermische Einwirkdauer die Ausscheidungsmorphologie ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen [30]. Aufgrund dessen wird der Einfluss unterschiedlicher Werkzeugschließzeiten in Abhängigkeit variierender Werkzeugtemperaturen auf das mechanische Werkstoffverhalten nach einer Warmauslagerungsoperation untersucht. Die resultierenden Kennwerte sind in Bild 27 gegenübergestellt. Es sind (wie in Bild 25) sowohl fünf Haltezeiten als auch sechs Werkzeugtemperaturen für die Kennwerte  $R_{p0,2}$ ,  $R_m$  und  $A_g$  kontrastiert.

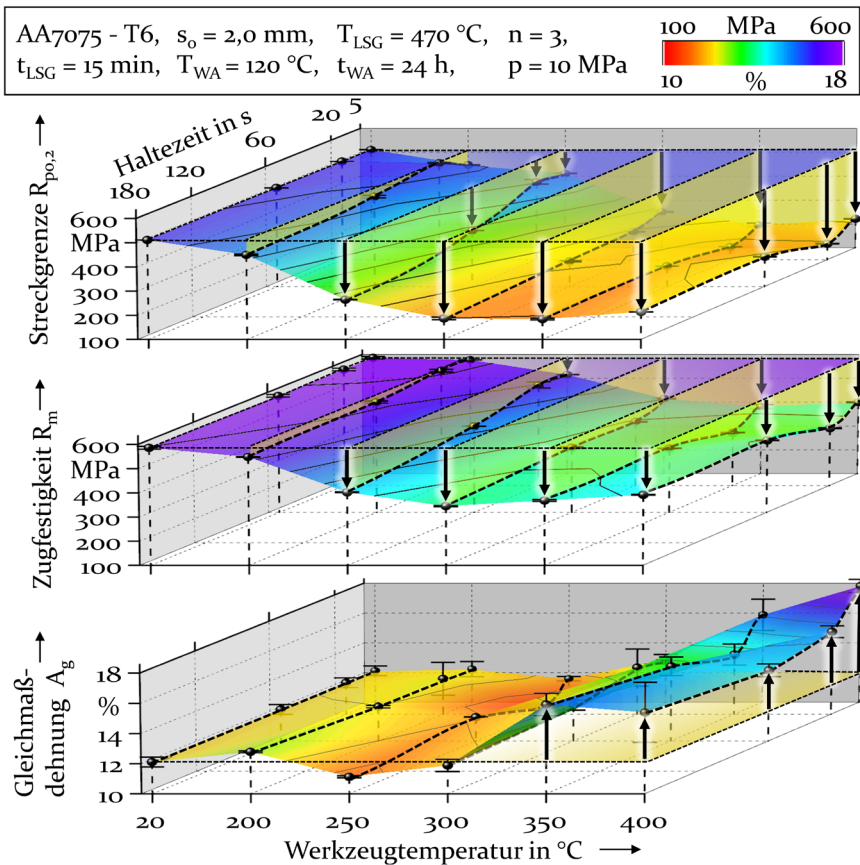


Bild 27: Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen und Haltezeiten auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung AA7075 nach der Warmauslagerung

In einem unbeheizten Werkzeug ist kein signifikanter Einfluss variierender Schließzeiten auf die Werkstoffeigenschaften ersichtlich. Dadurch kann gefolgert werden, dass eine Halteoperation von fünf Sekunden ausreichend ist, um eine vollständige Abkühlung der Halbzeuge sicherzustellen. Bei erhöhten Werkzeugtemperaturen resultiert eine unterschiedlich stark ausgeprägte Abhängigkeit der mechanischen Werkstoffkennwerte von der jeweiligen Haltedauer im Abschreckwerkzeug. Bei einer Temperatur von 200 °C ist mit zunehmender Verweildauer (20 Sekunden) zunächst eine Steigerung der Werkstofffestigkeit ersichtlich, gefolgt von einem leichten Abfall der Festigkeit mit weiter ansteigender Verweildauer. Dies kann auf mehrere Wechselwirkungen zurückgeführt werden. Zum einen wird bei einer Werkzeugtemperatur von 200 °C ein nahezu vollständig übersättigter Mischkristall erzeugt, da der kritische Temperaturbereich der Legierung annähernd komplett durchlaufen wird [58]. Dieser hat jedoch nach einer Haltedauer von fünf Sekunden nicht das gesamte Potenzial für eine Warmauslagerung. Zum anderen liegt die Werkzeugtemperatur von 200 °C erheblich über den üblichen Auslagerungstemperaturen dieser Legierung. Dadurch entstehen mit fortlaufender Haltedauer rasch  $\eta$ - und  $\eta'$ -Ausscheidungen. Diese sorgen bei einer 20-sekündigen Halteoperation für einen Festigkeitsanstieg nach der Auslagerung. Bei längeren Halteoperationen resultiert jedoch aufgrund des vorangegangenen Auslagerungsprozesses im Abschreckwerkzeug während der Warmauslagerung eine teilweise Überalterung des Werkstoffes, welche zu einer Festigkeitsreduktion führt. Bei einer Werkzeugtemperatur von 250 °C ist eine signifikante Abhängigkeit der mechanischen Werkstoffeigenschaften von der Haltedauer im Werkzeug evident. Diese kann zum einen auf den zuvor erläuterten Überalterungseffekt sowie zum anderen auf die begrenzte Übersättigung des Mischkristalls während der Abkühloperation zurückgeführt werden. So ist ersichtlich, dass zwischen einer 5- und 20-sekündigen Halteoperation keine erhebliche Veränderung der Werkstoffeigenschaften resultiert. Mit ansteigender Werkzeugschließzeit ist jedoch eine signifikante Abnahme der Werkstofffestigkeit bei einer gleichbleibend geringen Duktilität ersichtlich. Der Grund liegt in der fortlaufenden Auflösung von  $\eta'$ -Ausscheidungen mit zunehmender Haltedauer [152] sowie der überlagerten Bildung von groben  $\eta$ -Ausscheidungen, welche keinen Festigkeitsanstieg verursachen [156]. Ab einer Werkzeugtemperatur von 300 °C und höher ist keine bemerkenswerte Veränderung der Werkstofffestigkeit in Abhängigkeit der Haltedauer mehr ersichtlich. Die Ursache liegt in der unzureichend schnellen Abkühlung der Legierung während der Abschreckoperation. Dadurch entstehen bereits während der Abkühloperation großvolumige  $\eta$ -Ausscheidungen.

Untersuchungen von JIANG und DING bestätigen, dass sich bei einer Werkzeugtemperatur von 300 °C schon nach einer 5-sekündigen Halteoperation grobe Ausscheidungen bilden [194] und aus diesem Grund eine zusätzliche Verweildauer im Werkzeug eine erhebliche Veränderung der mechanischen Werkstofffestigkeiten hervorruft. Im Gegensatz dazu ist bei erhöhten Werkzeugtemperaturen eine signifikante Steigerung der Werkstoffduktilität ersichtlich. So zeigt sich, dass bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C und 400 °C die höchste Werkstoffduktilität erreicht wird. Ein Grund für dieses Verhalten kann in der vollständigen Umwandlung bestehender Legierungselemente während der Abschreck- und Halteoperation im Werkzeug liegen, wodurch die Legierungszusammensetzung in einem energetischen Gleichgewicht steht. Dadurch bilden sich bei der nachgeschalteten Auslagerungsoperation keinerlei festigkeitssteigernde, fein verteilte Ausscheidungen, welche die Versetzungsbewegung und dadurch die Werkstoffduktilität beeinflussen. Anhand der Untersuchungen wird veranschaulicht, dass die Haltedauer im Werkzeug bei niedrigen sowie hohen Werkzeugtemperaturen keinen maßgeblichen Einfluss auf die finale Werkstoffduktilität und -Festigkeit haben. Bei Werkzeugtemperaturen im Bereich von 250 °C ist hingegen eine starke Abhängigkeit der Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit von der jeweiligen Verweildauer im Umformwerkzeug ersichtlich.

## **5.5 Zusammenfassende Bewertung der Sensitivitätsanalyse hinsichtlich variierender Prozessbedingungen bei der Abschreckumformung**

Im Rahmen dieses Kapitels wurden die Auswirkungen unterschiedlicher Prozesseinflussgrößen auf die Abschreckumformung der hochfesten Legierung AA7075 systematisch untersucht. Dabei ist nachgewiesen worden, dass die nicht-isotherme Umformung zum einen von einer Vielzahl von Faktoren abhängig ist und zum anderen das Potenzial hat, durch angepasste Prozessparameter maßgeschneiderte finale Eigenschaften in Bauteilen hervorzurufen. In Tabelle 6 ist die Wechselwirkung unterschiedlicher prozess- und werkzeugseitiger Einflussfaktoren auf die resultierenden Charakteristika gegenübergestellt. Dabei wird jeweils die Einflussgrößensteigerung bezüglich der Wechselwirkungsstärke als auch deren Eigenschaftsausprägung beurteilt. Mithilfe von Abschreckversuchen ist nachgewiesen worden, dass die Flächenpressung direkt proportional zur aufgebrachtten Prozesskraft ist und unabhängig von den vorherrschenden Prozessbedin-

ungen vergleichbare Werkstoffhärten resultieren. Zudem haben vorhergehende Untersuchungen belegt, dass losgelöst von den jeweiligen Prozesseinflussgrößen die mechanischen Werkstoffkennwerte in Form der Härte sowie der Festigkeit nach einer vorgeschalteten Warmauslagerungsoperation ansteigen. Allerdings ist der Steigerungsgrad stark von den anderen prozesseitigen Einflussgrößen abhängig. So variiert die Zunahme der Werkstoffhärte vor und nach der Warmauslagerung zwischen 0,4 % und 60,5 %, abhängig von den jeweiligen Werkzeugtemperaturen und Halteoperationen. Durch Variation der Werkzeugtemperatur sind sowohl die Werkstoffduktilität als auch Festigkeit und Härte stark beeinflusst worden.

Tabelle 6: Wechselwirkung variierender prozess- und werkzeugseitiger Einflussgrößen auf die werkstückseitigen Eigenschaften

		Werkstückseitige Eigenschaftsverteilung		
Prozesseitige Einflüsse	Flächen- pressung	Prozesskräfte ↑		Härte →
	Auslagerung		Festigkeit ↑	Härte ↑
	Werkzeug- temperatur	Duktilität ↑	Festigkeit ↓	Härte ↓
	Haltezeit im Werkzeug	Duktilität →	Festigkeit ↓	Härte ↓
Werkzeug- seitige Einflüsse	Werkzeug- beschichtung	Oberfläche ↑	Prozesskräfte ↓	Blechdicke ↻
	Zwischen- medien	Oberfläche →	Prozesskräfte ↓	Blechdicke →
Einfluss auf Eigenschaftsverteilung		Wechselwirkung		
Steigernd ↑ Neutral → Reduzierend ↓		Hoch ● Mittel ● Niedrig ●		

Mit ansteigender Temperatur nimmt die Duktilität um 42,2 % zu und die Werkstoffhärte und Festigkeit werden um bis zu 54,8 % reduziert. Die Verweildauer beeinflusst vor allem im mittleren Temperaturbereich von 250 °C die mechanischen Werkstoffeigenschaften der Aluminiumlegierung. Deshalb kann gefolgert werden, dass durch die gezielte Anpassung der jeweiligen Werkzeugtemperatur in einem lokal unterschiedlich temperierten Umformwerkzeug Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften hergestellt werden können. Für den Prozess der maßgeschneiderten Abschreckumformung kann davon ausgegangen werden, dass sowohl niedrige Werkzeugtemperaturen als auch Temperaturen zwischen 300 °C und 350 °C die

größten Gradienten bezüglich der resultierenden mechanischen Eigenschaften hervorrufen.

Der Einsatz von kohlenstoffbasierten Werkzeugbeschichtungen veranschaulicht zudem den signifikanten Einfluss des tribologischen Systems auf die umgeformten Bauteile. Folglich können unter Verwendung von Werkzeugbeschichtungen Rechtecknöpfe mit verbesserten Oberflächenqualitäten und einer homogeneren Blechdickenverteilung sowie reduzierten Prozesskräften umformend hergestellt werden. Der Einsatz von Trenn- und Schmiermedien reduzierte zusätzlich die Prozesskräfte und ermöglicht unabhängig von der Werkzeugoberfläche die Sicherstellung homogener Blechdickenverteilungen.

Als Fazit der Sensitivitätsanalyse kann festgehalten werden, dass die finalen mechanischen Werkstoffeigenschaften maßgeblich von der Werkzeugtemperatur sowie teilweise von der Haltezeit im Umformwerkzeug beeinflusst werden. Dadurch leitet sich die Notwendigkeit ab, im nachfolgenden Kapitel die ermittelten Ergebnisse auf lokal gradierte Halbzeuge zu übertragen, um Bauteile mit örtlich unterschiedlichen Eigenschaften herzustellen. Zudem ist die Ermittlung des thermomechanisch-gekoppelten Werkstoffverhaltens sowie die Erarbeitung einer Methode zur zeitdiskreten Erfassung von Gefügeveränderungen notwendig, um künftig Komponenten mit maßgeschneiderten Eigenschaften durch eine weiterentwickelte Abschreckumformung zu gestalten.

## 6 Ermittlung der Ursache- Wirkungszusammenhänge bei der partiellen Abschreckumformung

Basierend auf den in Kapitel 5 ermittelten Einflussgrößen bezüglich der Abschrecksensitivität hochfester Aluminiumlegierungen wird in den nachfolgenden Abschnitten dieses Kapitels der Fokus auf die Identifizierung der Übergangsbereiche bei partiellen Abschreckoperationen gelegt. Sowohl die thermischen als auch die mechanischen Eigenschaftsverteilungen werden gegenübergestellt. Weiterführend werden die Werkstoffeigenschaften unter variierenden thermomechanischen Bedingungen erfasst sowie die zugrundeliegenden Kausalzusammenhänge erörtert. Aufbauend auf dieser Wissensbasis wird anschließend eine Methode zur zeitgebundenen Erfassung von Gefügeveränderungen während thermischer und/oder mechanischer Werkstoffkonditionierungen erarbeitet. Als Referenzprozess wird die partielle Abschreckumformung herangezogen. Dadurch wird für die spätere Auslegung ein ganzheitliches Prozessverständnis generiert.

### 6.1 Prozessabhängiges Abkühlverhalten in einem segmentierten Werkzeug

Um ein tieferes Verständnis hinsichtlich des Abkühlverhaltens hochfester Aluminiumbauteile in segmentierten Werkzeugen zu erhalten, wird der in Bild 28 abgebildete, modifizierte Versuchsaufbau eingesetzt.

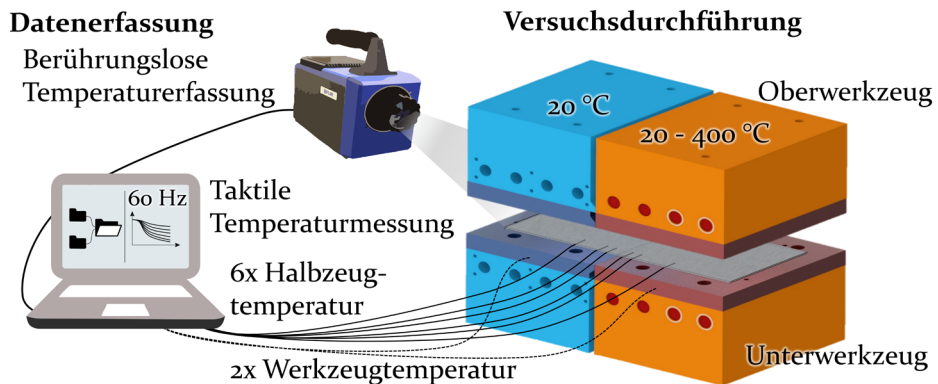


Bild 28: Repräsentative Darstellung des Versuchsaufbaus zur Erfassung des partiellen Abkühlverhaltens in einem lokal unterschiedlich temperierten Abschreckwerkzeug

Der Aufbau besteht aus dem im Abschnitt 4.2.2 erläuterten, lokal unterschiedlich temperierten Abschreckwerkzeug sowie der dazugehörigen Probengeometrie. Im vorangegangenen Kapitel ist bereits nachgewiesen worden, dass die mechanischen Werkstoffeigenschaften maßgeblich von der Werkzeugtemperatur sowie der Haltedauer im Werkzeug beeinflusst werden. Deshalb liegt der Fokus bei diesen segmentierten Abschreckuntersuchungen auf der zeitlichen Temperaturentwicklung innerhalb des Halbzeugs während der Abschreck- und Halteoperation. Dabei wird die gleiche Prozessstrategie wie in Abschnitt 5.1 eingesetzt. Zur Temperaturerfassung des Halbzeugs werden zum einen Mantelthermoelemente und zum anderen eine Thermokamera vom Typ FLIR SC7600 verwendet. Die Thermolemente gestatten eine präzise lokale Temperaturdetektion im Probenkern über den gesamten Versuchszeitraum. Die Wärmebildkamera ermöglicht hingegen eine qualitative Aussage über die Temperaturverteilung an der Halbzeugoberfläche vor und nach der Abschreckoperation.

In Bild 29 ist die optisch erfasste Temperaturverteilung der Halbzeuge vor und nach der Abschreckoperation sowie die Anordnung der Thermolemente innerhalb der Halbzeuge veranschaulicht. Vor allem in der Blechmitte ist eine signifikante Temperaturgradierung ersichtlich. Aus diesem Grund werden die Thermolemente symmetrisch von der Probenmitte aus mit einem definierten Abstand über einen Bereich von 40 mm angeordnet.

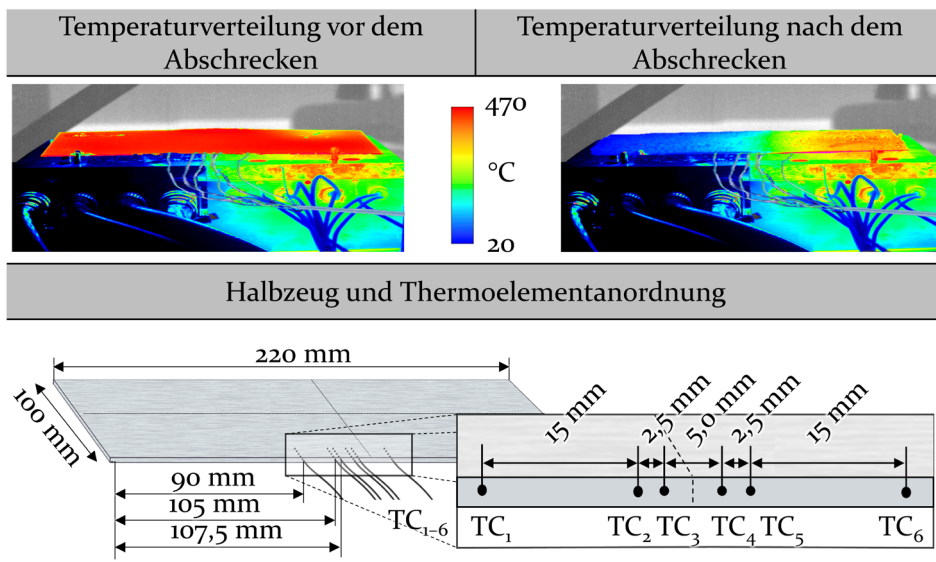


Bild 29 Temperaturverteilung der Halbzeuge vor und nach der Abschreckoperation (oben) sowie die Anordnung der Thermolemente im Halbzeug (unten)

In den nachfolgenden Untersuchungen werden die einzelnen Thermoelemente (TC) als TC<sub>1</sub> bis TC<sub>6</sub> bezeichnet. Die ansteigende Nummerierung entspricht dem Werkzeugbereich von kalt nach heiß. In Bild 30 ist das Abkühlverhalten der Aluminiumhalbzeuge in einem lokal unterschiedlich temperierten Abschreckwerkzeug abgebildet. Untersuchungen von MILKE-REIT ET AL. belegen, dass für die Legierung AA7075 der kritische Abkühlbereich zwischen 180 °C und 425 °C liegt [148]. Untersuchungen aus dem vorherigen Kapitel 5 bestätigen diese Aussage und grenzen den kritischen Temperaturbereich, welcher zu einer signifikanten Veränderung der mechanischen Eigenschaften führt, zwischen 200 °C und 350 °C weiter ein. Deshalb wird nachfolgend für diese Werkzeugtemperaturen auch das Gradierungsverhalten eingehend untersucht. Die Blechzuschnitte werden mit einer gleichbleibenden Flächenpressung von 20 MPa für jeweils 20 Sekunden im Werkzeug abgeschreckt. Anschließend kühlen die Bauteile bei Raumtemperatur ab. Da vor allem in den ersten Sekunden der Abschreckoperation eine maßgebliche Veränderung der Werkzeugtemperatur identifizierbar ist, wird für diesen Zeitintervall die Temperaturverteilung für jeweils drei Wiederholversuche grafisch veranschaulicht.

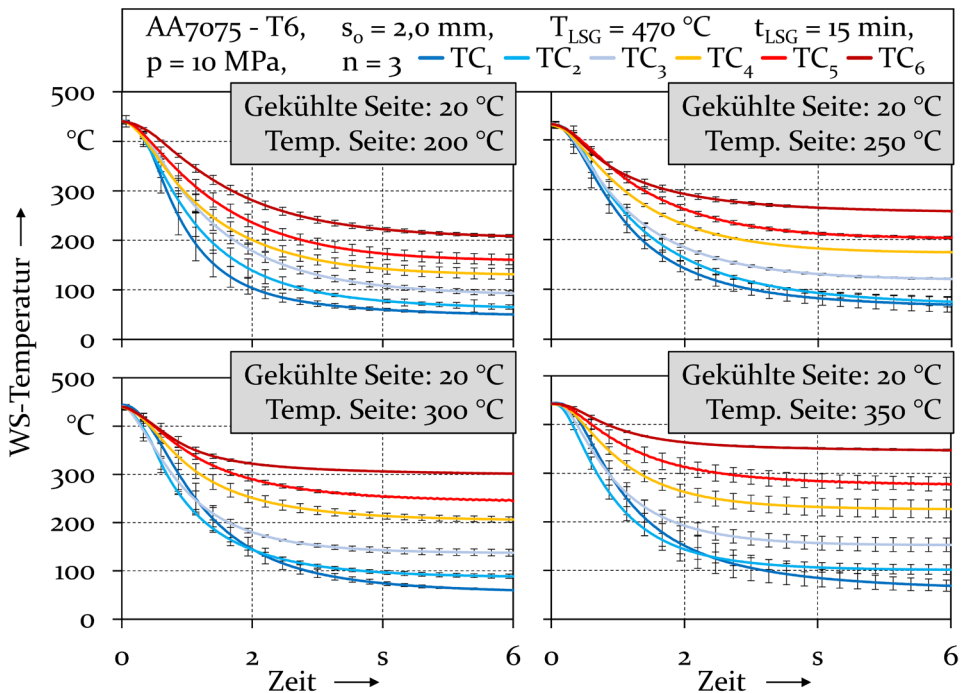


Bild 30: Abkühlverhalten im segmentierten Abschreckwerkzeug in Abhängigkeit variierender Werkzeugtemperaturen

Anhand der Ergebnisse kann belegt werden, dass in den temperierten Werkzeugbereichen geringere Abkühlraten als in den aktiv gekühlten Zonen resultieren. In den ersten zwei Sekunden der Abkühlung ergibt sich bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20 °C und 350 °C (20/350 °C) im beheizten Bereich (TC<sub>6</sub>) eine mittlere Abkühlrate von  $39,4 \pm 1,4$  K/s, wohingegen bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20/200 °C eine mittlere Abkühlrate von  $78,9 \pm 5,8$  K/s vorherrscht. Im Gegensatz dazu ist im gekühlten Werkzeugbereich (TC<sub>1</sub>) bei einer Temperaturkombination von 20/200 °C eine Abschreckrate von  $169,1 \pm 6,9$  K/s und bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20/350 °C eine Abkühlrate von  $146,6 \pm 18,2$  K/s identifizierbar. Dadurch werden die Erkenntnisse aus Abschnitt 5.1 bezüglich des Einflusses unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen auf das Abkühlverhalten bestätigt. Dennoch wird im temperierten Bereich (TC<sub>6</sub>) schneller die Zieltemperatur erreicht als im aktiv gekühlten Werkzeugbereich (TC<sub>1</sub>). Ungeachtet der jeweiligen Werkzeugtemperaturpaarung ist erkennbar, dass mit zunehmender Verweilzeit im geschlossenen Werkzeug die Temperaturdifferenz zunimmt. Ab einer Schließzeit von ca. vier Sekunden nähern sich die Abkühlkurven im entsprechenden Randbereich (TC<sub>1</sub>, TC<sub>6</sub>) den Zieltemperaturen an. Daraus resultiert, dass der Temperaturgradient unabhängig von der Schließdauer bestehen bleibt. Untersuchungen von SVEC bestätigen für den Werkstoff 22MnB5 im gleichen Abschreckwerkzeug für unterschiedliche Temperaturkombinationen ein vergleichbares Abkühlverhalten [187].

Um den Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen auf den zeitlichen Verlauf der Temperaturdifferenz besser zu veranschaulichen, ist in Bild 31 die Entwicklung der Temperaturdifferenz zwischen der minimalen und maximalen Halbzeugtemperatur gegenübergestellt. Es ist ersichtlich, dass zu Beginn der Abschreckoperation (0,5 Sekunden) ein noch annähernd vergleichbarer Verlauf erkennbar ist. Mit fortlaufender Abschreckdauer unterscheiden sich diese allerdings zunehmend. Bei Werkzeugtemperaturen (im temperierten Werkzeugbereich) zwischen 250 °C und 350 °C nimmt die Temperaturdifferenz bis zu einer Verweildauer von fünf Sekunden zu und nähert sich anschließend den Zieltemperaturen an. Bei einer Werkzeugtemperatur von 200 °C resultiert hingegen ein schneller Anstieg der Differenz bis ca. eine Sekunde. Anschließend verkleinert sich die Temperaturdifferenz. Der Grund hierfür ist, dass bei einer niedrigen Werkzeugtemperatur sowohl im temperierten als auch im aktiv gekühlten Bereich eine hohe Abkühlrate zu Beginn resultiert. Dadurch steigt vor allem im

nicht aktiv temperierten Werkzeugbereich oberflächennah die Temperatur. Diese nimmt anschließend wieder ab und führt zu dem vorliegenden Verlauf der Temperaturdifferenz.

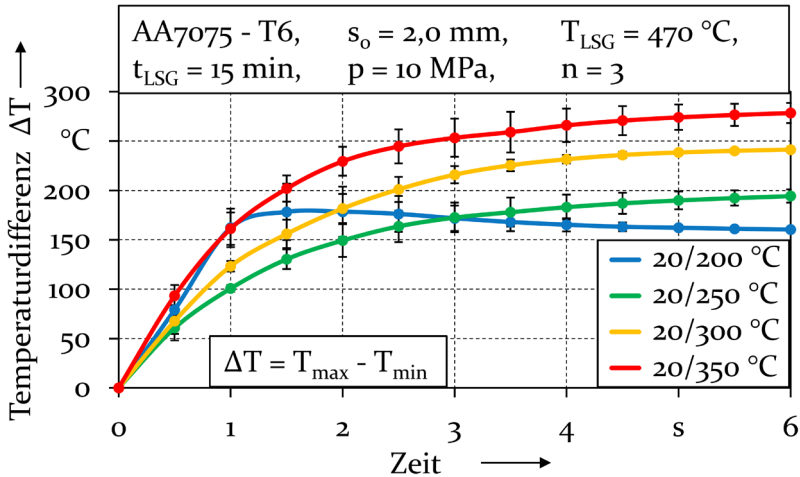


Bild 31: Zeitlicher Verlauf der Temperaturdifferenz im lokal unterschiedlich temperierten Abschreckwerkzeug

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass alle untersuchten Werkzeugtemperaturpaarungen mit einem vollständigen Werkzeug-Werkstückkontakt stets zu einer Temperaturgradierungszone von ca. 40 mm ( $TC_{1-6}$ ) führen. Weiter kann gefolgert werden, dass die Halbzeuge, unabhängig von der jeweiligen Werkzeugtemperaturkombination, die entsprechende Zieltemperatur bereits nach wenigen Sekunden erreichen. Dadurch kann abgeleitet werden, dass die in Abschnitt 5.1 identifizierten Zusammenhänge bezüglich des Abkühl- und Werkstoffverhaltens auf lokal unterschiedliche temperierte Werkzeuge unter Berücksichtigung der Übergangszone übertragen werden können.

## 6.2 Charakterisierung und Modellierung des Werkstoffverhaltens bei unterschiedlichen thermomechanischen Beanspruchungen

Die lokal unterschiedlich abgeschreckten Proben kühlen nach der Abschreckoperation an Umgebungsluft ab und werden daraufhin warmausgelagert. Zur Feststellung des Einflusses unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen auf die Eigenschaftsverteilung der hergestellten Halbzeuge werden anschließend der Härteverlauf sowie die mechanischen Eigenschaften mithilfe von uniaxialen Zugversuchen bestimmt.

In Bild 32 sind sowohl die Messpositionen für die Identifizierung des Härtegradienten über die gesamte Probenlänge hinweg als auch die Entnahmepositionen der Zugproben veranschaulicht. Da die Untersuchungen in Abschnitt 6.1 bereits dargelegt haben, dass vor allem in der Probenmitte ein signifikanter Temperaturgradient resultiert, werden in diesem Bereich auch vermehrt Zugproben entnommen.

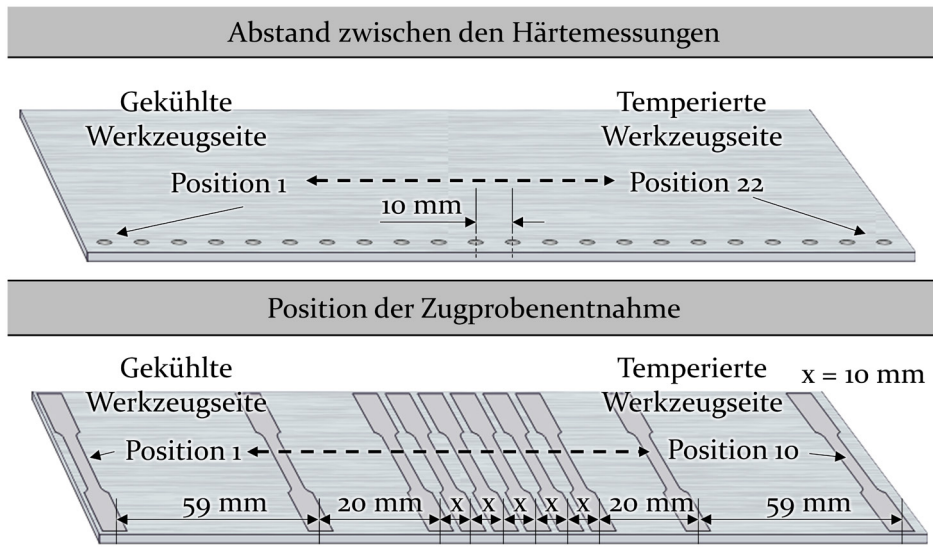


Bild 32: Lage der Härtemessungen sowie die Entnahmepositionen der Zugproben

In Bild 33 ist die Werkstoffhärte der zuvor unterschiedlich schnell abgeschreckten Halbzeuge in Abhängigkeit der Messposition nach einer durchgeführten Warmauslagerungsoperation gegenübergestellt. Wie in Bild 32 angedeutet, erfolgt die Härtemessung pro Werkzeugtemperierung an jeweils drei Blechen in einem festen Abstand von 10 mm. Daraus resultieren jeweils 22 Messpunkte pro Platine, wobei die Messpositionen 1 - 10 den aktiv gekühlten Bereich, die Positionen 11 und 12 die Probenmitte sowie die Position 13 - 22 die temperierte Zone repräsentieren. Anhand der Untersuchungen wird belegt, dass im gekühlten Werkzeugbereich (Messposition 1 - 10) keine signifikante Veränderung der Werkstoffhärte feststellbar ist und eine mittlere Probenhärte von  $194,8 \pm 2,8$  HBW resultiert. Dies entspricht näherungsweise der Werkstoffhärte im initialen Anlieferungszustand T6 (siehe Abschnitt 5.4). Im Bereich der Übergangszone sowie in der temperierten Zone ist hingegen in Abhängigkeit der jeweiligen Werkzeugtemperatur eine signifikante Gradierung identifizierbar. Bei einer Temperatur von  $200\text{ °C}$  resultieren in der Übergangszone eine Werkstoffhärte von  $192,3 \pm 5,2$  HBW und im temperierten Bereich eine Härte von  $191,6$

$\pm 2,2$  HBW. Somit kann gefolgert werden, dass aufgrund der ausreichend schnellen Abkühlung im kritischen Temperaturbereich sowie der kurzen Haltedauer von 20 Sekunden im Abschreckwerkzeug keine relevante Veränderung der Gefügeeigenschaften resultiert. Dies entspricht den Schlussfolgerungen von ZHU ET AL. für Werkzeugtemperaturen zwischen 25 °C und 200 °C [193]. Steigt die Temperatur der beheizten Werkzeughälfte auf 250 °C, ist hingegen eine Härtereduktion auf  $168,3 \pm 5,3$  HBW feststellbar. Nimmt die Werkzeugtemperatur weiter zu, so ist im Bereich der Probenmitte (Messposition 11 und 12) eine signifikante Veränderung der Werkstoffhärte identifizierbar. Im temperierten Werkzeugbereich fällt bei einer Werkzeugtemperatur von 300 °C die Härte auf  $118,4 \pm 16,2$  HBW ab und bei einer Temperatur von 350 °C auf  $97,9 \pm 4,3$  HBW. Diese Werkstoffhärten belegen, dass eine lokale Anpassung der Werkstoffeigenschaften durch maßgeschneiderte Abschreckbedingungen möglich ist. Zudem bestätigen die Untersuchungen die Aussagen von ZHENG ET AL., dass im Temperaturbereich zwischen 250 °C und 400 °C eine Gradierung der Werkstoffeigenschaften durch angepasste Abkühl- und Halteoperationen möglich ist [121]. Der Grund liegt in der Bildung von teilweise groben  $\eta$ -Ausscheidungen bei erhöhten Haltetemperaturen, welche sich bereits nach einer Verweildauer von fünf Sekunden nachweislich bilden und dadurch das vorhandene Auslagerungspotenzial und dadurch auch die finale Werkstoffhärte beeinflussen.

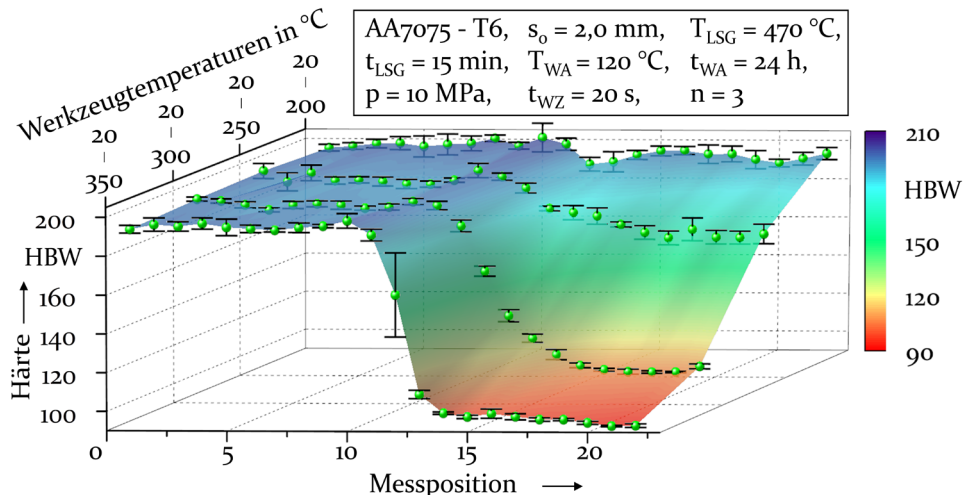


Bild 33: Einfluss lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge auf den Härteverlauf nach der Warmauslagerung

In Bild 34 sind die mechanischen Eigenschaften der Legierung AA7075 nach einer Warmauslagerungsoperation in Abhängigkeit der lokalen Werkzeugtemperatur sowie der jeweiligen Entnahmepositionen der Flachzugproben gegenübergestellt. Die genaue Probenanordnung ist in Bild 32 veranschaulicht. Die Probenpositionen 5 und 6 entsprechen dem Mittelbereich der Blechhalbzeuge. Wie zuvor im Abschnitt 5.4 erläutert, werden die Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung als repräsentative Werkstoffkennwerte herangezogen.

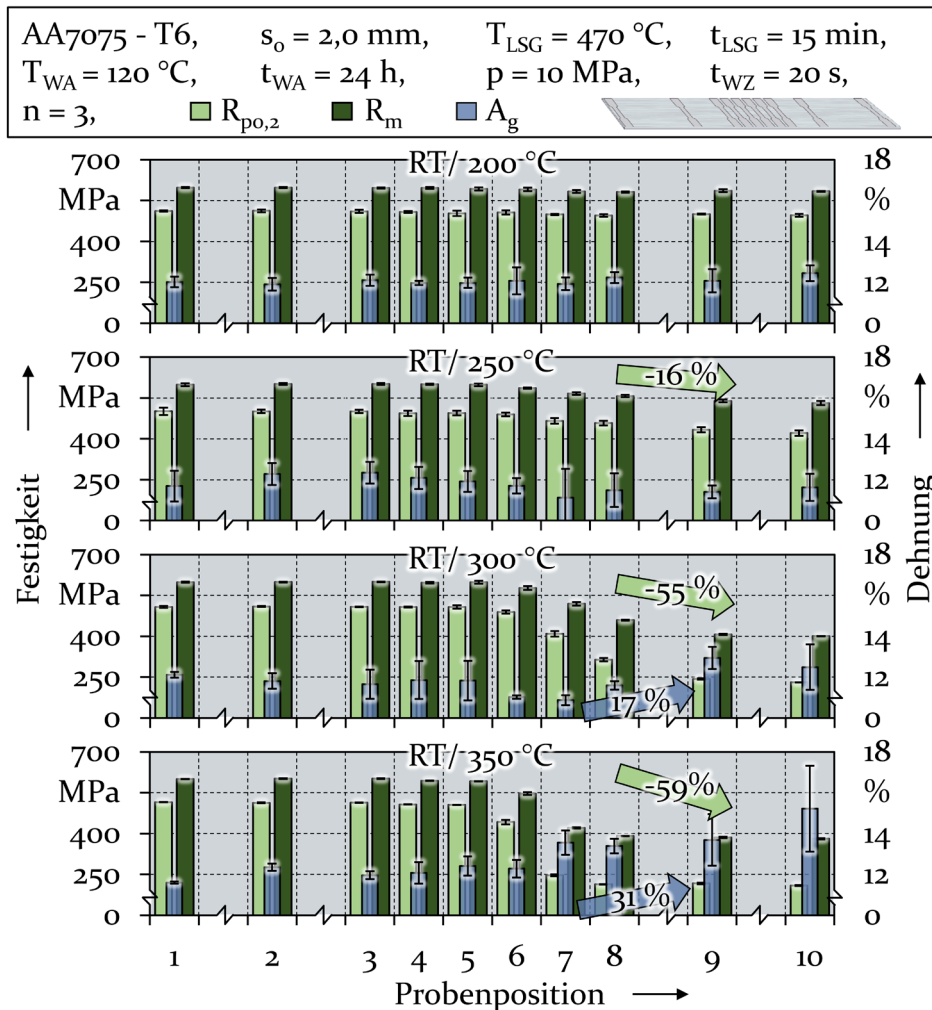


Bild 34: Einfluss lokal unterschiedlich temperierter Werkzeughälften auf die mechanischen Eigenschaften nach einer Warmauslagerungsoperation

Bei einer Werkzeugtemperaturpaarung von Raumtemperatur (RT) und 200 °C sind keine signifikanten Veränderungen der Werkstofffestigkeit und Duktilität entlang der Messpositionen ersichtlich. So resultiert eine mittlere Streckgrenze  $R_{p0,2}$  von  $504,5 \pm 6,1$  MPa und Zugfestigkeit  $R_m$  von  $590,8 \pm 6,0$  MPa gepaart mit einer Gleichmaßdehnung  $A_g$  von  $12,1 \pm 0,160$  % für den gesamten Probenbereich. Untersuchungen von BEHRENS ET AL. veranschaulichen, dass die Legierung AA7075 nach einer üblichen T6-Wärmebehandlung vergleichbare mechanische Werkstoffkennwerte aufweist [117]. Dies bestätigt die zuvor getroffene Annahme, dass bei diesen Werkzeugtemperaturen in Kombination mit 20-sekündigen Haltedauern vergleichbare Gefügeveränderungen stattfinden wie bei aktiv gekühlten Werkzeughälften und dass deshalb ähnliche mechanische Eigenschaften resultieren. Steigt die Temperatur des temperierten Werkzeugbereichs auf 250 °C, so ist ab der Probenmitte zum Probenrand hin ein Abfall der Werkstofffestigkeit erkennbar. Aus diesem Grund resultiert zwischen Probenposition 1 und 10 eine Reduktion der Streckgrenzen  $R_{p0,2}$  um 16 % von  $501,4 \pm 13,6$  MPa auf  $421,0 \pm 10,2$  MPa. Die Werkstoffduktilität offenbart hingegen keine signifikante Tendenz in Abhängigkeit von der Messposition. Allerdings resultiert bei Probenposition 7 die minimale Duktilität von  $11,1 \pm 1,4$  %. Mit weiter ansteigender Werkzeugtemperatur setzt sich dieser Trend zunehmend fort. Bei einer Temperatur von 300 °C ist ab der Probenmitte ein signifikanter Festigkeitsabfall von 54,6 % ersichtlich. Zudem ist ab Probenposition 8 eine erhebliche Duktilitätszunahme von 17 % zu verzeichnen. Dieses Gradierungsverhalten verstärkt sich mit ansteigender Temperatur im beheizten Werkzeugbereich. Bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C erreicht die Streckgrenze ein Minimum von  $208,9 \pm 1,8$  MPa und dadurch einen Festigkeitsabfall von über 59,5 % über die Blechlänge hinweg. Die Werkstoffduktilität erreicht im Gegensatz dazu einen Höchstwert von 15,2 %, was einer Duktilitätssteigerung von 31 % gegenüber dem aktiv gekühlten Werkzeugbereich entspricht. Dieses Werkstoffverhalten ist auf zwei Effekte zurückzuführen. Zum einen wird aufgrund der ansteigenden Werkzeugtemperatur kein vollständig übersättigter Mischkristall generiert, da vorangegangene Untersuchungen bereits belegt haben, dass in diesem Temperaturbereich Abkühlraten von unter 100 K/s resultieren [148]. Zum anderen hat der Werkstoff während der 20-sekündigen Halteoperation sowie dem anschließenden Abkühlvorhang an Umgebungsluft ausreichend Zeit, um während des Haltens grobe Ausscheidungen zu bilden. LI ET AL. wiesen nach, dass sich bei einer Haltetemperatur von 350 °C bereits nach 5 Sekunden grobe  $\eta$ -Phasen bilden [195]. Mit zunehmender Haltedauer wachsen diese Ausscheidungen an. Diese größeren Phasen re-

duzieren das Potenzial der Bildung teilkohärenter, fein verteilter  $\eta'$ -Ausscheidungen während der nachgeschalteten Auslagerungsoperation und führen dadurch zu einer Entfestigung und Duktilitätszunahme des Werkstoffs.

### 6.2.1 Ermittlung des temperaturabhängigen Werkstoffverhaltens im uniaxialen Zugversuch

Da das Werkstoffverhalten der Legierung AA7075 sowohl von der Werkstofftemperatur als auch von der Vorkonditionierung abhängig ist, werden mithilfe des thermomechanischen Simulators vom Typ Gleeble 3500 die Materialeigenschaften identifiziert. Häufig wird das temperaturabhängige Fließverhalten mithilfe von temperaturgestützten Warmzugversuchen ermittelt. Um jedoch das Werkstoffverhalten möglichst realitätsnah in Abhängigkeit verschiedener Werkstoffzustände abzubilden, erfolgt die isotherme Prüfung nach unterschiedlichen Aufheiz-, Halte- und Abschreckoperationen. Dadurch kann, wie in Bild 35 veranschaulicht, das temperaturabhängige Fließverhalten sowohl anhand von Warmzugversuchen als auch nach einer vorgeschalteten Lösungsglüh- und Abschreckoperation gegenübergestellt werden. Die verschiedenen Prüfparameter sind in Bild 35 abgebildet. Für die Abschreckzugversuche wird mithilfe von Druckluft eine Abkühlrate von annähernd 100 K/s erreicht. Dadurch ist die kombinierte thermische als auch mechanische Probenbeanspruchung in der Versuchskammer des Simulators möglich.

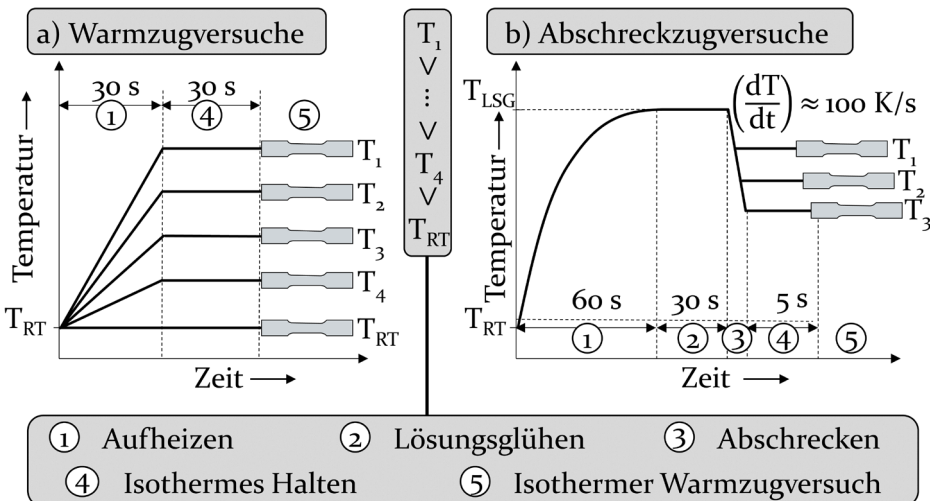


Bild 35: Charakterisierung der Fließverhaltens mithilfe konventioneller Warmzugversuche a) sowie realitätsnaher Abschreckzugversuche b)

Infolge der konduktiven Probenerwärmung des thermomechanischen Simulators ist die Temperaturverteilung der Proben nicht homogen. Im Probenzentrum resultiert aufgrund der Erwärmungsstrategie stets die Höchsttemperatur [243]. Aus diesem Grund wird, wie in Bild 36 veranschaulicht, mithilfe von aufgeschweißten Thermoelementen in der Probenmitte die genaue Temperaturverteilung detektiert und geregelt. Deshalb wird auch in der gleichen Zone mithilfe eines optischen Dehnungsmesssystems vom Typ Aramis die lokale Dehnungsverteilung erfasst. Hierdurch wird sichergestellt, dass die Dehnungserfassung im Bereich der Temperaturmessung erfolgt. Aufgrund dessen sind Versuche, bei denen eine außermittige Dehnungslokalisierung und Rissbildung resultiert, nicht auswertbar.

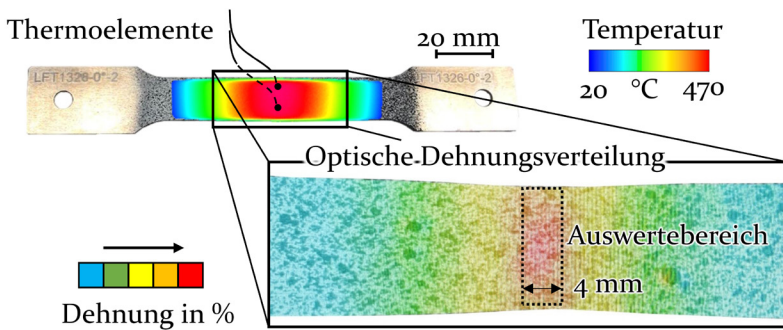


Bild 36: Veranschaulichung der Temperatur- und Dehnungsverteilung der Zugproben des thermomechanischen Simulators vom Typ Gleeble

Bedingt durch die vorgeschaltete Lösungsglühoperation erfolgt bei den Abschreckzugversuchen aufgrund der konduktiven Temperaturverteilung eine außermittige Rekristallisation und dadurch eine Werkstoffentfestigung. Somit führen Zugversuche unter Abschreckbedingungen bei Prüftemperaturen unterhalb von 300 °C zu einem außermittigen Probenversagen, wodurch in diesen Temperaturbereichen keine Untersuchung des Fließverhaltens möglich ist. Demzufolge sind Abschreckzugversuche im niedrigen Temperaturbereich mit dem bestehenden Aufbau nicht realisierbar.

In Bild 37 ist das Fließverhalten des Werkstoffs unter Warmzugbedingungen sowie Abschreckzugversuchsbedingungen für verschiedene Prüftemperaturen anhand unterschiedlicher Kurven gegenübergestellt. Zur Sicherstellung einer homogenen Temperaturverteilung während der Versuchsdurchführung werden bei den Warmzugversuchen die Proben zunächst für 30 Sekunden auf der jeweiligen Zieltemperatur gehalten und anschließend geprüft. Um bei den Abschreckzugversuchen eine unerwünschte Ausscheidungsbildung während der Halteoperation zu unterbinden, wird diese auf

5 Sekunden reduziert. Für die Warmzugversuche ist erkennbar, dass mit zunehmender Prüftemperatur eine geringere Fließspannung resultiert und der Umformgrad kontinuierlich ansteigt. Dies ist auf die steigende Werkstofffestigung aufgrund der ansteigenden Temperatur zurückzuführen [177]. Untersuchungen von LIN ET AL. bestätigen ein vergleichbares Fließverhalten für die Legierung AA7075 im Anlieferungszustand T6 bei erhöhten Temperaturen [244].

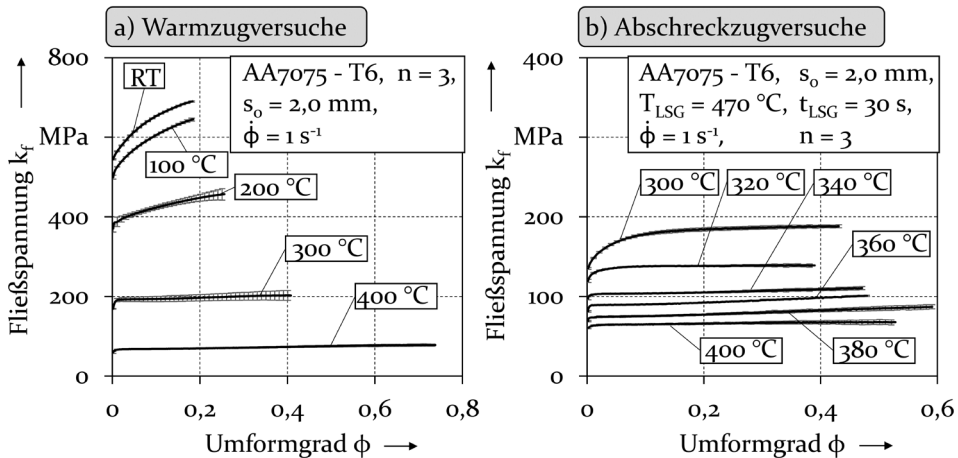


Bild 37: Fließverhalten des Werkstoffs AA7075 bei der Durchführung von isothermen Warmzugversuchen a) sowie Abschreckzugversuchen b)

Bei den Abschreckzugversuchen ist im prüfaren Temperaturbereich zwischen 400 °C und 300 °C ein abweichendes Fließverhalten im Vergleich zu den Warmzugversuchen bei erhöhten Temperaturen erkennbar. Zwar nimmt mit ansteigender Prüftemperatur die Fließspannung zunehmend ab und liegt unterhalb der Fließspannung der Warmzugversuche, jedoch ist kein kontinuierlicher Anstieg des maximalen Umformgrades ersichtlich. So wird bei einer Temperatur von 400 °C die geringste Fließspannung festgestellt. Der höchste maximale Umformgrad resultiert allerdings bei 380 °C. Dies kann durch die rasche Bildung von Ausscheidungen bei gesteigerten Haltetemperaturen begründet werden, welche aufgrund abweichender geometrischer Ausprägungen auch zu einer variierenden Versetzungsbewegung und zu unterschiedlichen Kerbwirkungen im Werkstoff führen. Vorangegangene Untersuchungen haben nachgewiesen, dass bereits nach wenigen Sekunden nachweislich eine Ausscheidungsbildung bei erhöhten Temperaturen stattfindet [215]. Laut LI ET AL. ruft bereits eine 5-sekündige Abweichung der Haltedauer der Legierung AA7075 bei einer Prüftemperatur von 350 °C ein abweichendes Fließverhalten hervor [195].

Infolge der inhomogenen Temperaturverteilung ist bei den temperaturunterstützten Zugversuchen keine Ermittlung von üblichen Materialkennwerten möglich. Aus diesem Grund werden zusätzlich zu den Fließkurven der Fließbeginn sowie die Bruchdehnung als vergleichbare Kennwerte herangezogen. Angesichts der nicht ausgeprägten Dehngrenze des Versuchswerkstoffs wird eine plastische Umformung von 0,2 % als Fließbeginn  $k_f$  definiert. Zudem wird zur Beurteilung des Umformvermögens die Bruchdehnung als Kennwert herangezogen. Dieser repräsentiert die bleibende Längenänderung der Proben nach dem Versagen. Aufgrund der konduktiven Probenerwärmung ist allerdings keine Auswertung über die gesamte Probenlänge zielführend. Aus diesem Grund wird die lokale Bruchdehnung ausschließlich optisch im Bereich der homogenen Temperaturverteilung (siehe Bild 36) erfasst und nachfolgend als  $A_{50^*}$  bezeichnet. Da diese nicht über die gesamte Probenlänge bestimmt wird, ist kein Vergleich mit zuvor ermittelten Dehnungswerten möglich. In Bild 38 sind für die Warmzug- sowie die Abschreckzugversuche der Fließbeginn sowie die lokale Bruchdehnung gegenübergestellt.

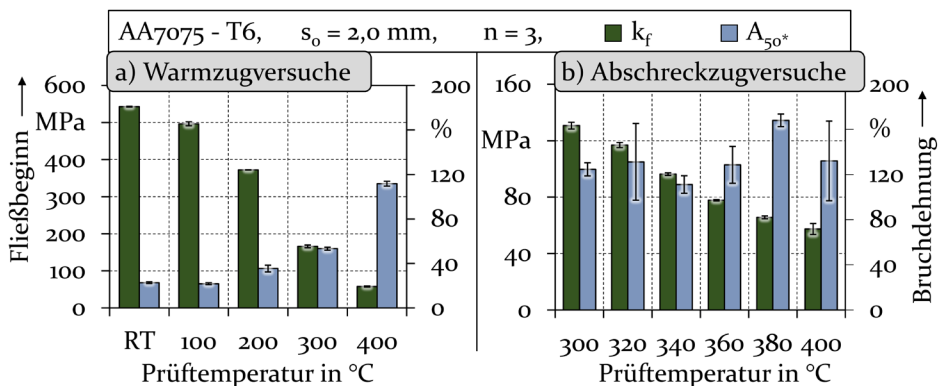


Bild 38: Gegenüberstellung des Fließbeginns  $k_f$  und der Bruchdehnung  $A_{50^*}$  in Abhängigkeit unterschiedlicher, thermischer Werkstoffbeanspruchungen

Bei den Warmzugversuchen wird im Anlieferungszustand T6 ein Fließbeginn von  $542,7 \pm 0,9 \text{ MPa}$  und eine Bruchdehnung von  $22,6 \pm 0,6 \%$  erreicht. Mit ansteigender Werkstofftemperatur nimmt zunehmend der Fließbeginn ab und die Bruchdehnung steigt an. Bei einer Prüftemperatur von  $300 \text{ °C}$  wird der Fließbeginn um 69 % auf  $165,8 \pm 3,6 \text{ MPa}$  reduziert und die Bruchdehnung steigt um 135 % auf  $53,2 \pm 1,4 \%$ . Bei der maximalen Prüftemperatur von  $400 \text{ °C}$  resultiert eine um 89 % reduzierter Fließbeginn von  $57,6 \pm 1,5 \text{ MPa}$  und eine um 393 % gesteigerte Bruchdehnung von  $111,8 \pm 2,1 \%$ .

Untersuchungen von LI ET AL. bestätigen dieses Werkstoffverhalten bezüglich des Fließbeginns für die Legierung AA7075 bei erhöhten Temperaturen [245].

Bei den Abschreckzugversuchen werden im Temperaturbereich zwischen 400 °C und 300 °C ebenfalls der Fließbeginn und die Bruchdehnung untersucht. Nach einer gestoppten Abschreckoperation resultiert bei einer Prüftemperatur von 400 °C eine Fließgrenze von 57,3 + 3,8 MPa und eine Bruchdehnung von 132,1 + 35,3 %. Im direkten Vergleich zu den Warmzugversuchen kann gefolgert werden, dass die Fließspannung eine annähernd identische Kenngröße aufweist, wobei allerdings die mittlere Bruchdehnung etwas höher ist. Allerdings ist zu beachten, dass die Bruchdehnung einer starken Streuung unterliegt. Mit abnehmender Prüftemperatur ist bei den Abschreckzugversuchen ein stetiger Anstieg der Fließspannung zu beobachten. Bei der Bruchdehnung ist zudem eine abnehmende Tendenz feststellbar, die teilweise sehr starken Streuungen unterliegt. Bei der minimalen Prüftemperatur von 300 °C erreicht der Fließbeginn 130 + 2,4 MPa und die Bruchdehnung 124,6 + 5,8 %. Untersuchungen von DEGNER ET AL. bestätigen dieses Werkstoffverhalten unter Abschreckbedingungen [246]. Dadurch kann zusammengefasst werden, dass im hohen Temperaturbereich das Werkstoffverhalten der Legierung unabhängig von den Versuchsbedingungen vergleichbar ist. Mit abnehmender Temperatur ist eine zunehmende Abhängigkeit vom jeweiligen Wärmebehandlungszustand erkennbar. Bei Warmzugversuchen hat die Bruchdehnung gegenüber dem Fließbeginn eine umgekehrte Temperaturabhängigkeit. Bei den Abschreckzugversuchen ist dieses Verhalten ebenfalls feststellbar. Allerdings ist die temperaturabhängige Veränderung der Kennwerte weniger stark ausgeprägt. Zudem ist eine signifikante Duktilitätssteigerung gegenüber den Warmzugversuchen feststellbar. Dies ist auf die erhöhte Versetzungsbeweglichkeit im übersättigten Mischkristall zurückzuführen.

### **6.2.2 Modellierung des abschreck- und spannungsabhängigen Werkstoffverhaltens**

In diesem Abschnitt wird der Einfluss kombinierter thermischer und mechanischer Beanspruchung auf die Werkstoffeigenschaften gegenübergestellt. Um diese mithilfe uniaxialer Zugversuche wechselwirkungsfrei ermitteln zu können, wird im nachfolgenden Abschnitt eine Vorgehensweise zur Erfassung der Werkstoffeigenschaften erarbeitet. Wie bereits in Abschnitt 4.2.2 erläutert, ist für das global temperierte Abschreckwerkzeug

eine modifizierte Platinengeometrie konzipiert worden, welche vorge-schnittene Zugproben beinhaltet. Diese können durch mechanisches Ausklinken aus dem Blech herausgelöst werden. Dadurch können direkt nach der Abschreckoperation die Zugproben entnommen werden und ohne zeitliche oder thermische Nachbearbeitungseinflussgrößen geprüft werden. Zudem werden hierdurch die Identifizierung des Einflusses plastischer Deformationen und variierender Abkühlraten auf das Auslagerungsverhalten und die resultierenden mechanischen Werkstoffeigenschaften erstmals ermöglicht. In Bild 39 sind die methodische Vorgehensweise und die Prozessschritte zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften abgebildet.

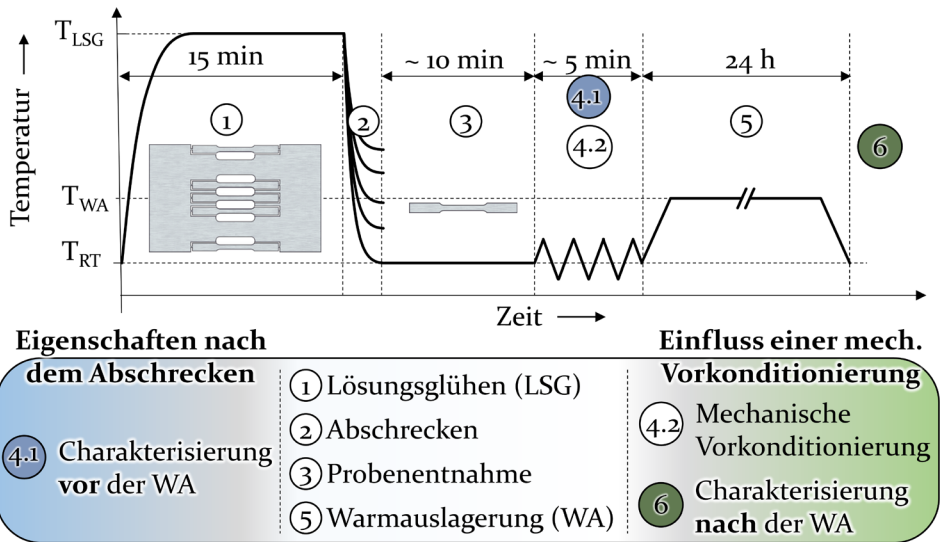


Bild 39: Methodische Vorgehensweise zur wechselwirkungsfreien Bestimmung des Einflusses thermischer und mechanischer Vorkonditionierungen auf die Werkstoffeigenschaften

Zunächst werden die vorgeschneittenen Blechhalbzeuge identisch wie in Abschnitt 5.1 lösungsgeglüht und abgeschreckt. Anschließend erfolgt das Herausbrechen der Zugproben sowie die nachfolgende Charakterisierung. Hierfür werden die Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$  sowie die Gleichmaßdehnung  $A_g$  als vergleichbare Kenngrößen herangezogen. Zum einen werden die Materialdaten beim Prozessschritt 4.1 direkt nach dem Abschrecken bestimmt. Zum anderen werden die Kennwerte nach einer thermischen und mechanischen Vorkonditionierung beim Prozessschritt 6 erfasst. Hierfür werden die abgeschreckten Proben zunächst plastisch umgeformt, anschließend warmausgelagert und anschließend charakterisiert. Um den Einfluss einer unkontrollierten Kaltauslagerung zu minimieren,

werden die Zugproben zwischen den Behandlungsschritten auf  $-17\text{ °C}$  gekühlt. Dies ermöglicht die Senkung des Kaltauslagerungsverhaltens auf ein Minimum.

In Bild 40 sind die mechanischen Werkstoffkennwerte sowohl direkt nach einer Abschreckoperation als auch nach einer Warmauslagerungsoperation gegenübergestellt (Bild 39, Prozessschritt 4.1). Basierend auf den Ergebnissen von Kapitel 5 werden die Bleche bei einer konstanten Flächenpressung von 10 MPa für jeweils 20 Sekunden abgeschreckt. Als Werkzeugtemperaturen werden einerseits Raumtemperatur, andererseits der Temperaturbereich zwischen  $200\text{ °C}$  und  $350\text{ °C}$  gewählt. Die Untersuchungen direkt nach der Abschreckoperation bei einer Werkzeugtemperatur von  $20\text{ °C}$  veranschaulichen, dass eine geringe Festigkeit von  $R_{p0,2} = 223,6 \pm 1,2\text{ MPa}$  und  $R_m = 384,9 \pm 0,8\text{ MPa}$  sowie eine hohe Gleichmaßdehnung  $A_g = 22,9 \pm 1\%$  resultieren. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit und der raschen Werkstoffprüfung kann hier vom frisch abgeschreckten Werkstoffzustand W ausgegangen werden. Dieser repräsentiert das Werkstoffverhalten im übersättigten Mischkristall direkt nach einer Abschreckoperation, welcher lediglich GP-Zonen [247] aufweist. Aus diesem Grund wird die Versetzungsbewegung nur gering gehemmt und dadurch eine vergleichsweise hohe Werkstoffduktilität erreicht. Untersuchungen von CHOI und LEE bestätigen dieses Werkstoffverhalten für die Aluminiumlegierung AA7075 [60]. Bei einer Werkzeugtemperatur von  $200\text{ °C}$  resultieren direkt nach der Abschreckoperation eine leicht erhöhte Werkstofffestigkeit von  $R_{p0,2} = 258,6 \pm 0,6\text{ MPa}$  sowie eine gesteigerte Duktilität von  $A_g = 26,4 \pm 11\%$ . Der Grund für die gesteigerte Festigkeit und Umformbarkeit liegt an der simultanen Auflösung der GP-Zonen [155] sowie der Bildung erster festigkeitssteigernder  $\eta'$ -Ausscheidungscluster während der 20-sekündigen Halteoperation [152]. Mit weiter ansteigender Werkzeugtemperatur nimmt sowohl die Werkstofffestigkeit als auch die Duktilität direkt nach dem Abschrecken signifikant ab. Bei einer Werkzeugtemperatur von  $300\text{ °C}$  erreicht die Gleichmaßdehnung ein Minimum von  $14,8 \pm 1,6\%$  und ab  $350\text{ °C}$  resultiert ein Festigkeitsminimum mit einer Streckgrenze von  $131,2 \pm 0,2\text{ MPa}$  und einer Zugfestigkeit von  $300,6 \pm 0,2\text{ MPa}$ . Die abnehmende Werkstoffduktilität und Festigkeit können auf die spontane Bildung von primären Ausscheidungen während der temperierten Abschreck- und Halteoperation im Abschreckwerkzeug zurückgeführt werden. Diese haben allerdings infolge der begrenzten Kohärenz sowie der hohen Partikelgröße keinen festigkeitssteigernden Effekt. Aus diesem Grund nimmt mit steigender Abkühlrate sowohl die Werkstofffestigkeit als auch die Duktilität ab. Untersuchungen von SAJADIFAR ET AL.

haben für die Legierung AA7075 belegt, dass sich bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C vor allem an den Korngrenzen grobe Ausscheidungen ansammeln [248].

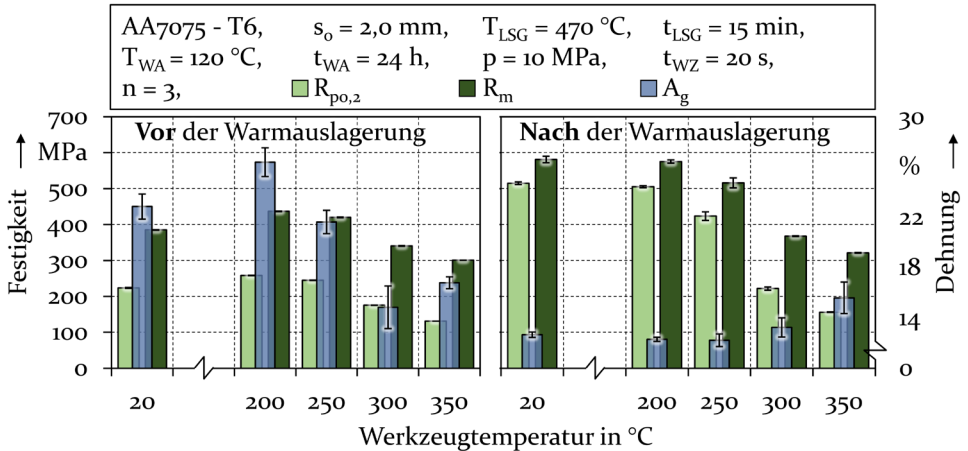


Bild 40: Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften vor- und nach der Warmauslagerung

Nach der Warmauslagerung resultiert ein abweichendes Werkstoffverhalten. Im Werkzeugtemperaturbereich zwischen 20 °C und 200 °C ist eine hohe Festigkeit gepaart mit einer vergleichsweise geringen Duktilität erkennbar. Ab 250 °C steigt die Duktilität mit zunehmender Werkzeugtemperatur an und die Werkstofffestigkeit nimmt ab. Untersuchungen von SCHARIFI ET AL. bestätigen dieses Werkstoffverhalten für variierende Werkzeugtemperaturen zwischen 20 C und 350 °C [249]. Im direkten Vergleich der Werkstoffeigenschaften vor und nach der Warmauslagerung ist erkennbar, dass bei niedrigen Werkzeugtemperaturen zwischen Raumtemperatur und 200 °C die mechanischen Werkstoffeigenschaften stark vom Auslagerungszustand abhängig sind und die Auflösung der GP-Zonen das Ausscheidungspotenzial nicht senkt. Mit zunehmender Werkzeugtemperierung sind vor und nach der Warmauslagerung keine signifikanten Veränderungen der Festigkeitskennwerte mehr ersichtlich. Deshalb kann geschlossen werden, dass bereits während der Abschreckoperation ein Großteil der festigkeitssteigernden Legierungselemente durch Keimbildungs- und Umwandlungsprozesse zu sekundären Ausscheidungsphasen umgewandelt werden und kein weiteres Potenzial für die Bildung fein verteilter Ausscheidungen mehr vorherrscht. Untersuchungen von FAN ET AL. belegen dieses Verhalten. Nach der Warmauslagerungsoperation eines bei 350 °C abgeschreckten Aluminiumbleches aus der Legierung AA7075 herrschen

lediglich grobe Primärphasen vor, welche zu einer Festigkeitsreduktion führen [192].

Neben der reinen thermischen Werkstoffkonditionierung hat auch die thermomechanische Werkstoffbeanspruchung einen Einfluss auf das Ausscheidungs- und Werkstoffverhalten. Aus diesem Grund wird zusätzlich die Auswirkung einer plastischen Umformung auf das Auslagerungsverhalten unterschiedlich schnell abgeschreckter Proben untersucht. Hierfür werden die modifizierten Platinen ebenfalls bei variierenden Werkzeugtemperaturen abgeschreckt und anschließend die Zugproben herausgelöst. Unter Verwendung der Universalprüfmaschine erfolgt nachfolgend eine plastische Umformung der Zugproben um 4 %, 8 % oder 12 % sowie eine anschließende Warmauslagerung für 24 Stunden bei 120 °C (Bild 39, Prozessschritte 1 - 6). Die thermomechanisch vorkonditionierten Proben werden nachfolgend vermessen und charakterisiert. In Bild 41 sind die Werkstoffeigenschaften der Zugproben in Abhängigkeit der thermischen und mechanischen Vorkonditionierung gegenübergestellt. Die Kennwerte bei 0 % Vordehnung entsprechen den Werkstoffeigenschaften aus Bild 40 nach der Warmauslagerung. Die Untersuchungen veranschaulichen, dass unabhängig von der Werkzeugtemperatur sowohl die Streckgrenze als auch die Zugfestigkeit mit ansteigender Vordehnung kontinuierlich zunehmen. Zudem ist eine Reduktion der Gleichmaßdehnung mit steigender plastischer Deformation ersichtlich. Bei einer Werkzeugtemperatur von 20 °C resultiert keine signifikante Veränderung der Zugfestigkeit  $R_m$  in Abhängigkeit von der Vordehnung. Mit zunehmender Vordehnung nimmt allerdings die Streckgrenze  $R_{p0,2}$  kontinuierlich zu. So steigt die Dehngrenze bei einer plastischen Vordehnung von 12 % von ursprünglich  $514,9 \pm 3,7$  MPa (bei 0 % Vordehnung) um 8 % auf  $556,1 \pm 1,1$  MPa. Die Zugfestigkeit erhöht sich hingegen lediglich um 1 % von  $580,9 \pm 9,0$  MPa auf  $586,9 \pm 0,9$  MPa. Dies lässt darauf schließen, dass mit ansteigender Vordehnung das Dehngrenzenaspektverhältnis abnimmt. Untersuchungen von KILIC ET AL. bestätigen dieses Verhalten für in Wasser abgeschreckte Zugproben [169]. Die Duktilität nimmt hingegen mit steigender Vordehnung kontinuierlich ab. Diese wird bei einer Umformung von 12 % um 48,6 % auf  $A_g = 6,5 \pm 0,3$  % reduziert. Dieser Trend setzt sich mit weiter ansteigender Werkzeugtemperatur kontinuierlich fort. Dabei sinkt mit zunehmender Werkzeugtemperatur und steigender plastischer Deformation die Differenz zwischen Zugfestigkeit und Dehngrenze. So steigt die Streckgrenze bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C um 100,9 % auf  $313,2 \pm 0,1$  MPa,

wohingegen die Zugfestigkeit lediglich um 18,0 % auf  $379,0 \pm 0,6$  MPa ansteigt. Die Duktilität wird hingegen bei einer Werkzeugtemperatur von  $350^\circ\text{C}$  um 48,3 % auf  $A_g = 8,1 \pm 0,2$  % reduziert.

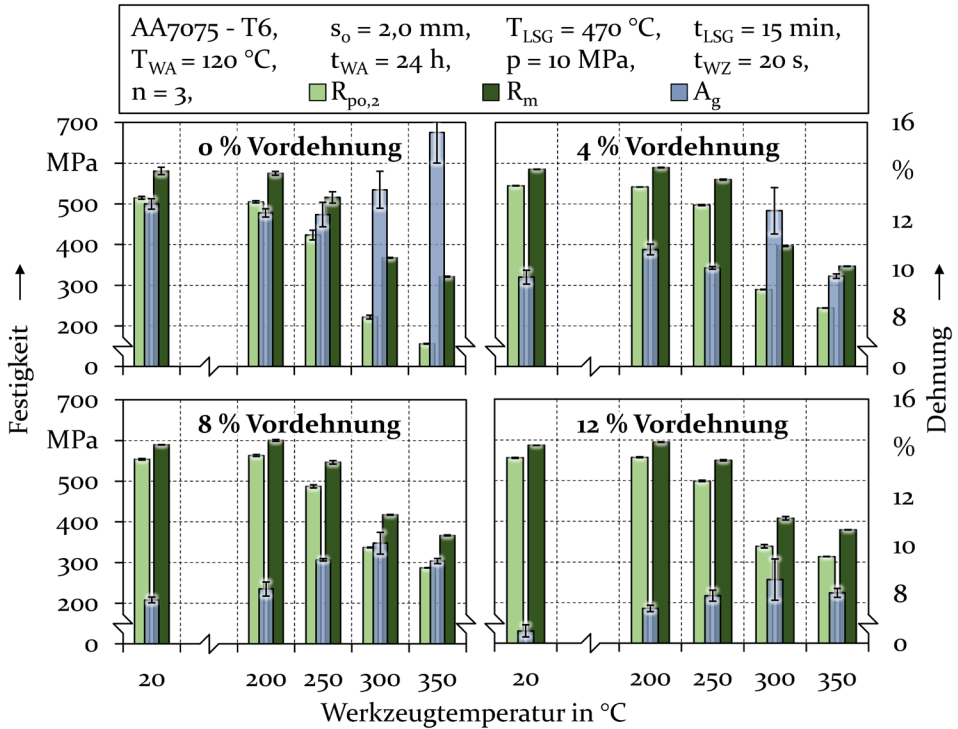


Bild 41: Einfluss erhöhter Werkzeugtemperaturen und einer plastischen Deformation auf das Werkstoffverhalten nach einer Warmauslagerungsoperation

Der Grund für die ansteigende Streckgrenze und die abfallende Duktilität mit zunehmender plastischer Deformation ist auf zwei Haupteffekte, welche durch die mechanische Vorkonditionierung der Proben resultieren, zurückzuführen. Zum einen wird infolge der plastischen Umformung ein elongiertes Korngefüge mit einer gesteigerten Versetzungsdichte erzeugt [250]. Da Versetzungen einen keimbildungsinitiierenden Effekt auf das Ausscheidungswachstum haben [251], führt eine erhöhte plastische Deformation zu einer gesteigerten Ausscheidungsaktivität. Untersuchungen von POOLE ET AL. bestätigen, dass mit zunehmender Umformung die Ausscheidungskinetik zunimmt und deshalb eine höhere Werkstofffestigkeit schneller erreicht wird [252]. Untersuchungen von JUNG ET AL. belegen dieses Verhalten anhand durchgeführter Härtemessungen und zeigen auf, dass nach einer mechanischen Vorkonditionierung bei Raumtemperatur

eine schnellere Auslagerung stattfindet [253]. Zum anderen resultiert aufgrund der plastischen Deformation eine Versetzungsanhäufung entlang der Korngrenzen. Dies führt zum schnellen Anwachsen von größeren Ausscheidungen entlang der Korngrenzen sowie der Bildung von ausscheidungsfreien Zonen in der unmittelbaren Umgebung der Körner [122]. Diese rufen eine reduzierte Ermüdungsfestigkeit hervor und verursachen dadurch eine geringere Werkstoffduktilität. KOWALSKI ET AL. bestätigt dieses Verhalten für eine in Wasser abgeschreckte AA7003 Aluminiumlegierung für variierende plastische Deformationen [254].

Folglich kann abgeleitet werden, dass eine plastische Deformation zuvor unterschiedlich schnell abgeschreckter Aluminiumhalbzeuge zu abweichenden Werkstoffeigenschaften nach der Warmauslagerung führt. Vor allem der Fließbeginn sowie die Duktilität sind stark von der plastischen Vordehnung abhängig. Da bei maßgeschneiderten Bauteilen neben hochfesten Bereichen auch Zonen mit gesteigerten Duktilitäten gefordert sind, kann gefolgert werden, dass eine Umformung der bereits abgeschreckten Komponenten zu einer signifikanten Senkung der Werkstoffduktilität führt. Aus diesem Grund kann abgeleitet werden, dass nach der Abschreckumformung keine Werkstoffdeformation mehr stattfinden sollte, wenn Bauteilbereiche mit hohen lokalen Duktilitäten gefordert sind. Nachfolgend stellt sich die Frage, ob eine plastische Umformung während der Abkühloperation ebenfalls einen Einfluss auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften nach der Warmauslagerungsoperation hat oder nicht.

### **6.3 Erarbeitung einer Methode zur zeitdiskreten Erfassung der Gefügeveränderungen**

Zur Erarbeitung einer zeitdiskreten Erfassungsmethode von Gefügeveränderungen während thermomechanischer Probenbeanspruchung wird das in Abschnitt 4.3.5 erläuterte Messsystem basierend auf einem Laser-Ultraschallsystem und einem thermomechanischen Simulator eingesetzt. Als vergleichbare Messgröße wird hier die Ultraschallgeschwindigkeit herangezogen. Zur wechselwirkungsfreien Beurteilung der Signalergebnisse ist eine präzise Auswertung der Daten unerlässlich. In Bild 42 ist die methodische Vorgehensweise zur systematischen Signalauswertung veranschaulicht. Diese besteht für isotherme Prüfoperationen aus insgesamt vier Signalauswertungsschritten. Bei nicht-isothermen Messungen erweitern sich diese auf sechs Auswertungsschritte.

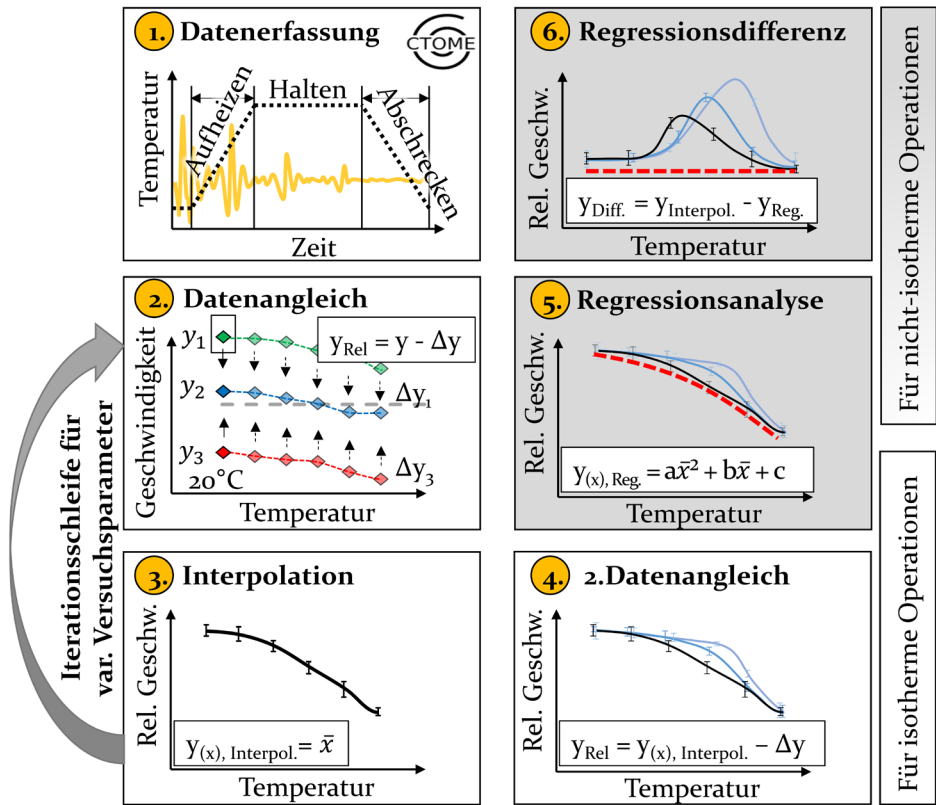


Bild 42: Identifizierte Methode zur Signalauswertung der Laser-Ultraschallmessung für isotherme (Schritt 1-4) sowie nicht-isotherme (Schritt 1-6) Messoperationen

Im ersten Schritt erfolgt die zeitdiskrete Datenerfassung in Abhängigkeit der thermischen oder der thermomechanischen Probenbehandlung mithilfe der Software CTOME®. Hierbei ist auf die Bereitstellung einer ausreichenden Anzahl von Wiederholversuchen zu achten, um die resultierenden Signaländerungen nachfolgend beurteilen zu können. Die Software ermöglicht die Segmentierung der Versuchsdaten in einzelne Wärmebehandlungsoperationen, wodurch Aufheiz-, Halte- oder Abkühloperationen differenziert bestimmt werden können. Da bei der Untersuchung von Aluminium auch kleine Änderungen der Ultraschallgeschwindigkeit entscheidende Informationen über Gefügeveränderungen beinhalten, ist es nicht zielführend, die absolute Änderung der Ultraschallgeschwindigkeit zu untersuchen. Stattdessen wird in einem zweiten Schritt die Änderung der relativen Ultraschallgeschwindigkeit identischer Wiederholungsversuche ermittelt, indem ein Angleich der segmentierten Versuchsdaten erfolgt. Hierzu werden die kompletten Versuchsdaten der jeweiligen Versuchsrei-

hen um einen definierten Y-Achsenabschnitt verschoben. Als Referenzpunkt für die Verschiebung wird ein repräsentativer Ausgangspunkt herangezogen (z. B. Raumtemperatur zu Beginn der Prüfung). So können unerwünschte Schwankungen der Messdaten und der Blechdicke minimiert und die Veränderung der relativen Ultraschallgeschwindigkeit erfasst werden. Durch eine lineare Interpolation der relativen Ultraschallgeschwindigkeit werden im dritten Schritt der Mittelwert und die daraus resultierende Standardabweichung der Wiederholungsprüfungen bei der jeweiligen Prüftemperatur und -zeit bestimmt. Wird der Einfluss abweichender Versuchsparameter auf die Signalveränderung untersucht (z. B. variierende Abkühlraten, verschiedene Warmauslagerungstemperaturen), so ist eine zusätzliche iterative Ausführung des zweiten Prozessschrittes notwendig, um die gemittelten Versuchsdaten einem eindeutigen Bezugspunkt auf dem Y-Achsenabschnitt zuzuordnen. Dadurch können im vierten Schritt durch einen Datenangleich die Einflüsse unterschiedlicher Versuchsparameter auf die Ultraschallgeschwindigkeit untersucht werden.

Bei nicht-isothermen Untersuchungen sind zwei zusätzliche Auswertungsschritte notwendig, um vergleichbare Messdaten der Laser-Ultraschalluntersuchung zu erhalten. Da die Ultraschallgeschwindigkeit stark temperaturabhängig ist [255], sind schwache Signalveränderungen aufgrund stattfindender Ausscheidungseffekte nicht erfassbar. Aus diesem Grund ist in einem fünften Schritt eine Regressionsgeradenanalyse erforderlich. Als geeignete Referenzkurven bieten sich Verläufe an, bei denen keine Ausscheidungseffekte zu erwarten sind. Für Aluminiumlegierungen haben sich Regressionsfunktionen des Polynoms zweiter Ordnung als hinreichend genau herausgestellt. Im sechsten Schritt wird die Differenz zwischen der Regressionsgerade und den interpolierten Versuchsdaten ermittelt. Hierdurch kann der Einfluss der Versuchstemperatur auf die resultierenden Versuchsdaten auf ein Minimum reduziert werden.

In den vorangegangenen Abschnitten ist bereits nachgewiesen worden, dass sowohl die Abkühlrate, die Haltedauer in temperierten Werkzeugen, die plastische Umformung sowie die Warmauslagerung einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung AA7075 haben. Aus diesem Grund wird mithilfe des berührungslosen und minimalinvasiven Messsystems vom Typ LUMet® die Auswirkung dieser Prozessparameter untersucht. In Bild 43 sind die Versuchsmethoden zur Bestimmung der Abschreck- und Ausscheidungssensitivität in Abhängigkeit unterschiedlicher thermischer Behandlungen gegenübergestellt.

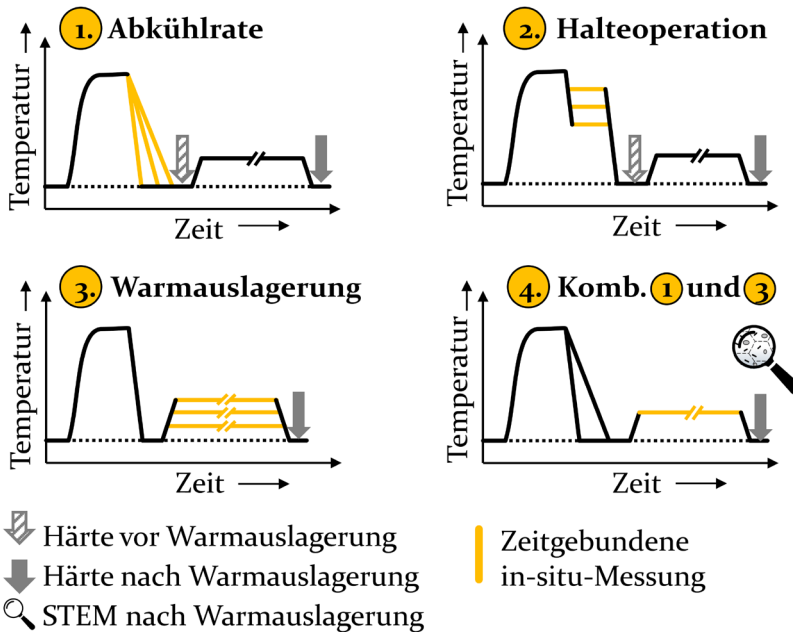


Bild 43: Methodische Vorgehensweise zur Bestimmung der Abschreck- und Ausscheidungs-sensitivität der Legierung AA7075 in Abhängigkeit variierender thermischer Einflussgrößen

Zunächst wird die Einflussnahme variierender Abkühlraten auf das resultierende Laser-Ultraschallsignal untersucht. Anschließend erfolgt die Simulation einer unterbrochenen Abschreck- und Halteoperation in einem temperierten Umformwerkzeug. Nachfolgend werden unterschiedliche Warmauslagerungstemperaturen erforscht. Final wird die Auswirkung divergenter Abkühlraten auf das Signalverhalten bei einer anschließenden laser-ultraschallunterstützten Warmauslagerungsoperation untersucht. Aufgrund der kleinen LUMet®-Probengeometrien (siehe Abschnitt 4.3.5) ist keine Entnahme von Sekundärproben möglich. Deshalb werden zusätzlich zu den Laser-Ultraschallmessungen Härtemessungen zu unterschiedlichen Zeitpunkten durchgeführt. Die Härte wird jeweils in der Probenmitte gemessen, um lediglich im homogenen Temperaturbereich nahe der LUMet® Messposition die Werkstoffeigenschaften zu erfassen. Zusätzlich werden selektive STEM-Untersuchungen durchgeführt, um die dokumentierten mikrostrukturellen Veränderungen zu validieren. Bedingt durch einen Anlagendefekt können teilweise die letzten Datenpunkte der Laser-Ultraschallmessungen nicht vollständig ausgeleitet und ausgewertet werden.

## Abkühlratensensitivität

Infolge der hohen Abschrecksensitivität der zu untersuchenden Aluminiumlegierung wird der Einfluss unterschiedlicher Abkühlraten auf das Gefügeverhalten untersucht. Hierfür werden Proben zunächst auf Lösungsglühtemperatur erwärmt und anschließend mit Abkühlraten zwischen 100 K/s und 1 K/s mithilfe von Druckluft abgeschreckt. Während der Abschreckoperation wird durch das Laser-Ultraschallsystem die Signaländerung in Abhängigkeit der Proben­temperatur zeitdiskret erfasst. In Bild 44 ist der Einfluss unterschiedlicher Abkühlraten auf die Ultraschallgeschwindigkeit veranschaulicht. Dabei ist zum einen die relative Ultraschallgeschwindigkeit in Relation zur Proben­temperatur nach dem zweiten Daten­angleich (siehe Bild 42) abgebildet. Zum anderen ist die Differenz zwischen der Regressionsgerade und der relativen Ultraschallgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Temperaturverlaufs als relative Geschwindigkeitsdifferenz veranschaulicht.

An der relativen Ultraschallgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Temperaturverlaufs wird veranschaulicht, dass bei nicht-isothermen Messoperationen die in Bild 42 beschriebene 4-stufige Signalauswertung keine eindeutig differenzierbaren Messungen ermöglicht. Es zeigt sich, dass Ultraschallsignale temperaturabhängige Messgrößen sind und mit abnehmender Proben­temperatur die relative Ultraschallgeschwindigkeit stetig zunimmt. Aus diesem Grund wird eine Regressionsgerade zweiter Ordnung bestimmt, um die relative Geschwindigkeitsdifferenz zu ermitteln. Dabei wird die maximale Abkühlrate als Referenzkurve für die Bestimmung der Regressionsgeraden herangezogen, da vorangegangene Ergebnisse aus Kapitel 5 sowie weiterer Untersuchungen [256], [148] nachgewiesen haben, dass Abkühlraten von 80 K/s bzw. 100 K/s einen übersättigten Mischkristall generieren und dadurch bei diesen Abkühloperationen keine Ausscheidungsbildungen zu erwarten sind.

In Bild 44 ist auf der rechten Seite die relative Geschwindigkeitsdifferenz in Abhängigkeit des Temperaturverlaufs für die unterschiedlichen Abkühlraten gegenübergestellt. Da der kritische Abkühlbereich nach DAVIS zwischen ca. 400 °C und 290 °C definiert ist, wird die relative Geschwindigkeitsdifferenz im oberen Temperaturbereich gegenübergestellt [160]. Die Verläufe veranschaulichen, dass für eine minimale Abkühlrate von 1 K/s eine signifikante Geschwindigkeitszunahme stattfindet. Bei den Abkühlraten zwischen 25 K/s und 100 K/s ist hingegen keine beträchtliche Signaländerung ersichtlich. Der Grund für die erhebliche Signaländerung liegt in

der Bildung grober  $\eta$ -Ausscheidungen während der Abkühloperation. Untersuchungen von ROBINSON ET AL. wiesen für die Legierung AA7075 nach, dass mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeit die Ausscheidungsgröße anwächst [257]. GRAF ET AL. haben belegt, dass bei einer Abkühlrate von 0,25 K/s grobe  $\eta$ -Mg(Zn,Al,Cu)<sub>2</sub>-Ausscheidungen mit einer Größe von einigen Mikrometern für den Werkstoff AA7075 gebildet werden [161].

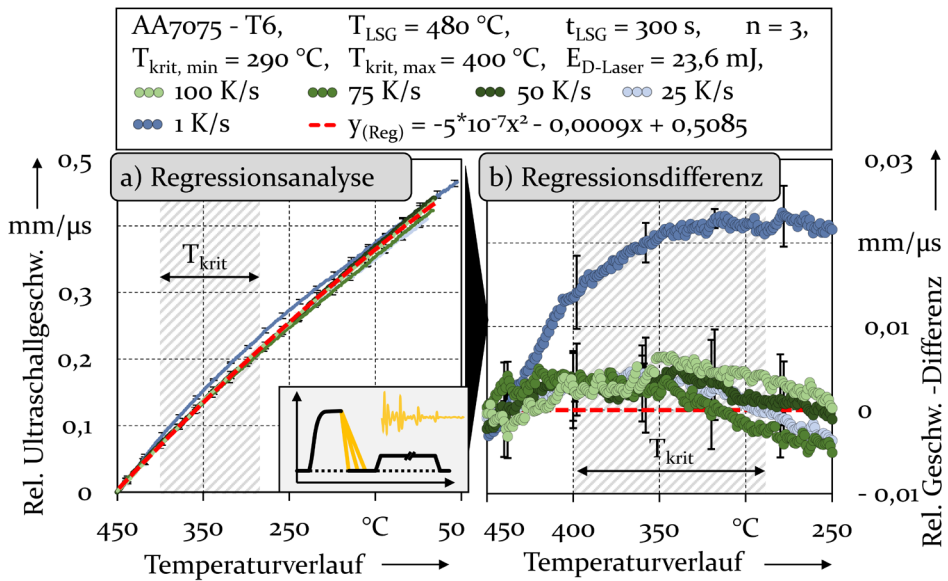


Bild 44: Relative Ultraschallgeschwindigkeit a) sowie die relative Geschwindigkeitsdifferenz b) in Abhängigkeit unterschiedlicher Abkühlraten nach einer vorgeschalteten Lösungsglühoperation

Um die Erkenntnisse bezüglich des Einflusses variierender Abkühlgeschwindigkeiten auf das Ausscheidungsverhalten mit vorherigen Ergebnissen abzugleichen, werden an den unterschiedlich schnell abgeschreckten Proben Härtemessungen vor und nach der Warmauslagerung durchgeführt.

In Bild 45 ist die Härte der divergent abgeschreckten Proben sowie des Werkstoffs im initialen Anlieferungszustand T6 mit einer Härte von  $201,1 \pm 2,3$  HBW gegenübergestellt. Es ist ersichtlich, dass bei einer Abkühlrate von 1 K/s lediglich ein Härteanstieg von ca. 10 % von  $69,0 \pm 4,4$  HBW auf  $75,9 \pm 1,7$  HBW durch die Warmauslagerung resultiert. Dadurch kann die oben getroffene Feststellung, dass aufgrund der niedrigen Abkühlraten ein Großteil der Legierungselemente bereits in stabile  $\eta$ -Ausscheidungen umgewandelt worden ist und dadurch das Potenzial für die Bildung von fein verteilten, festigkeitssteigernden Ausscheidungen kaum vorhanden

ist, bestätigt werden. Im Gegensatz dazu ist ab einer Abschreckgeschwindigkeit von 25 K/s ein signifikanter Werkstoffhärteanstieg von  $158 \pm 4,3$  HBW nach der Warmauslagerung erkennbar. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit steigt die Härte nach der Warmauslagerung stetig an und nähert sich bei einer Abkühlrate von 100 K/s mit einer Härte von  $194 \pm 4,8$  HBW dem Ausgangszustand T6. Deshalb kann davon ausgegangen werden, dass ab einer Abschreckrate von 25 K/s zunehmend das Potenzial für die Bildung festigkeitssteigernder Ausscheidungen besteht und der Anteil sich bildender Ausscheidungen während der Abkühloperation abnimmt. Dieses Resultat bestätigt die oben festgestellte Beobachtung, dass vor allem bei Abkühlraten von 1 K/s erhebliche Gefügeveränderungen bereits während der Abkühlung stattfinden.

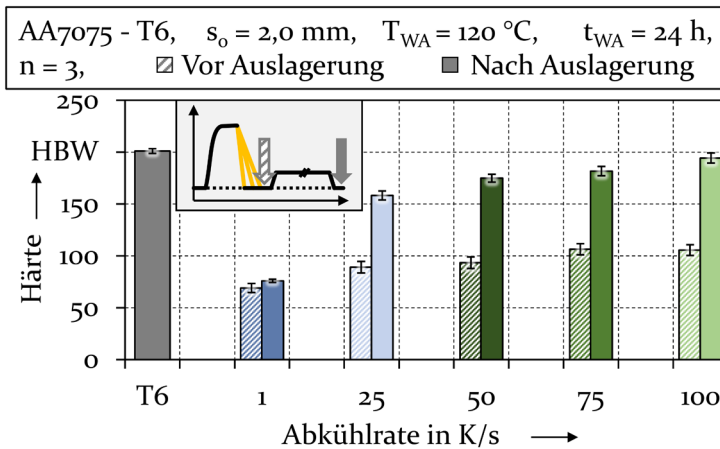


Bild 45: Resultierende Probenhärte in Abhängigkeit unterschiedlicher Abkühlraten vor und nach der Warmauslagerung

### Werkzeughaltedauer

In vorangegangenen Untersuchungen (siehe Abschnitt 5.4) wurde bereits nachgewiesen, dass die Haltedauer im Abschreckwerkzeug einen Einfluss auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften hat. Untersuchungen von LI ET AL. bestätigen dies und veranschaulichen, dass bereits Haltedauern von wenigen Sekunden bei einer Haltetemperatur von 350 °C einen signifikanten Einfluss auf die Morphologie der sich bildenden Ausscheidungen haben [195]. Aus diesem Grund wird die Auswirkung unterschiedlicher Haltetemperaturen während einer gestoppten Abschreckoperation auf das zeitabhängige Gefügeverhalten bestimmt. Hierfür werden die Aluminiumproben im thermomechanischen Simulator zunächst lösungsgeglüht und

anschließend mit einer Abkühlrate von 100 K/s auf drei verschiedene Zieltemperaturen abgeschreckt und für jeweils 180 Sekunden isotherm auf der jeweiligen Zieltemperatur gehalten. Da vorangegangene Untersuchungen ab einer Werkzeugtemperatur von 250 °C signifikante Veränderungen in Abhängigkeit der Haltedauer aufzeigen, wird zwischen 200 °C und 400 °C in 100 °C-Schritten der Einfluss unterschiedlicher Verweildauern untersucht. Obwohl der Messbereich der unterbrochenen Abschreckoperation innerhalb einer nicht-isothermen Abkühloperation liegt, wird für die Laser-Ultraschallmessung lediglich die isotherme Halteoperation untersucht, um die Auswertungsgenauigkeit maßgeblich zu steigern und dadurch genauere Rückschlüsse auf das Gefügeverhalten zu ermöglichen. In Bild 46 ist die relative Ultraschallgeschwindigkeit in Abhängigkeit der isothermen Haltedauer bei unterschiedlichen Temperaturen veranschaulicht.

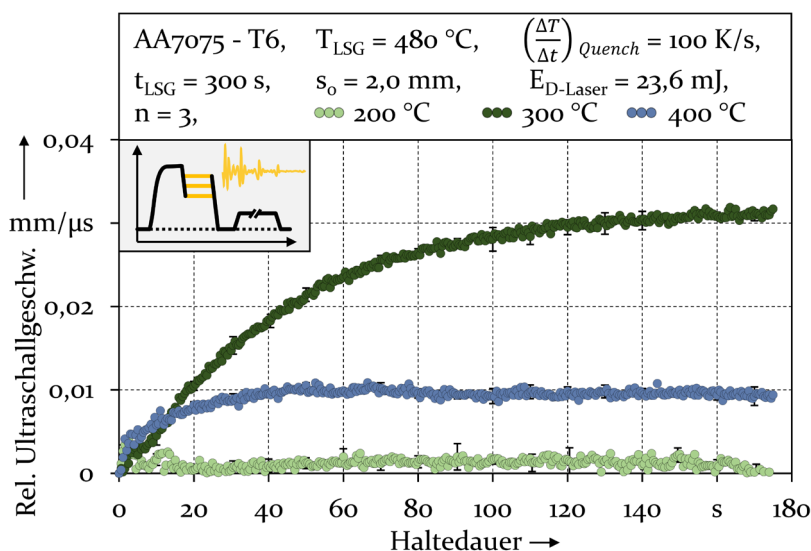


Bild 46: Einfluss der Haltetemperatur und -dauer auf die relative Ultraschallgeschwindigkeit bei einer gestoppten Abschreckoperation

Die Untersuchungen belegen, dass bei einer Haltetemperatur von 200 °C während einer Haltedauer von 180 Sekunden keine signifikante Ultraschallgeschwindigkeitsdifferenz resultiert. Lediglich zum Messbeginn ist eine erhebliche Signalstreuung für die ersten 20 Sekunden evident. Im Temperaturbereich von 200 °C können sich sowohl  $\eta'$  [122] als auch  $\eta$ -Ausscheidungen [152] bilden. Da sich plättchenförmige  $\eta'$ -Ausscheidungen im Temperaturbereich von 75 °C bis 220 °C ausscheiden, ist davon auszugehen, dass sich diese vor allem zu Messungsbeginn innerhalb weniger Sekunden schnell bilden und zu einer Signalstreuung führen. Stäbchen- und

plättchenförmige  $\eta$ -Ausscheidungen bilden sich hingegen in einem Temperaturbereich von 150 °C bis 300 °C. Deshalb kann gefolgert werden, dass diese Ausscheidungen ebenfalls entstehen, allerdings keine so hohe Bildungsaktivität aufweisen und dadurch zu keiner messbaren Signaländerung führen. Untersuchungen von JIANG ET AL. bestätigen, dass sich bei einer Werkzeugtemperatur von 200 °C nach einer 15-sekündigen Haltedauer erst  $\eta'$ -Ausscheidungen bilden [196]. Steigt die Haltetemperatur hingegen auf 300 °C, ist ein degressiver Kurvenverlauf ersichtlich. Dieser ist in den ersten 140 Sekunden durch einen ansteigenden Verlauf der relativen Ultraschallgeschwindigkeit gekennzeichnet, welcher mit fortschreitender Haltedauer in einen Sättigungsbereich übergeht. Da sich bei einer Haltetemperatur von 300 °C ausschließlich  $\eta$ -Ausscheidungen bilden können, ist davon auszugehen, dass über den kompletten Kurvenverlauf zunehmend grobe  $\eta$ -Ausscheidungen entstehen und dadurch mit zunehmender Haltedauer das Potenzial für die nachträgliche Bildung fein verteilter  $\eta'$ -Ausscheidungen kontinuierlich abnimmt. Bei einer Haltetemperatur von 400 °C ist hingegen lediglich in den ersten 40 Sekunden ein Signalanstieg erkennbar, welcher anschließend in einen Sättigungsbereich übergeht. Es kann gefolgert werden, dass sich in dieser Zeit  $\eta$ -Ausscheidungen bilden. Da sich die Haltetemperatur jedoch im oberen Bereich der kritischen Abkühlrate befindet, erschließt sich, dass sich während der vorgelagerten Lösungsglüh- und Abschreckoperation keine Übersättigung des Mischkristalls bildet und deshalb eine geringere Signaländerung stattfindet als bei 300 °C. Untersuchungen von JIANG ET AL. bestätigen, dass sich bei der Legierung AA7075 bei einer 15-sekündigen Haltedauer sowohl bei 300 °C als auch bei 400 °C ausschließlich  $\eta$ -Ausscheidungen bilden [196].

In Bild 47 sind die resultierenden Werkstoffhärten der LUMet®-Proben sowohl vor- als auch nach der Warmauslagerung gegenübergestellt. Es ist ersichtlich, dass eine 5- oder 20-sekündige Haltedauer bei einer Temperatur von 200 °C keinen signifikanten Einfluss auf die Werkstoffhärte vor der Warmauslagerung hat. Allerdings sinkt die Härte bei einer Haltetemperatur von 180 °C um 29 % auf  $74,4 \pm 4,0$  HBW, was darauf schließen lässt, dass aufgrund der Bildung grober Ausscheidungen während der Halteoperation eine Entfestigung nach der Warmauslagerung eintritt. Bei einer Haltetemperatur von 300 °C und 400 °C nimmt mit zunehmender Haltedauer die Werkstoffhärte vor der Warmauslagerung ebenfalls kontinuierlich ab. Es ist ersichtlich, dass bei 300 °C bereits nach einer 20-sekündigen Haltedauer ein bezeichnender Härteabfall stattfindet, wohingegen bei 400 °C keine signifikanten Härteunterschiede resultieren, sondern lediglich ein tendenzieller Härteabfall mit zunehmender Haltedauer stattfindet. Nach einer

Warmauslagerungsoperation resultiert an den bei 200 °C gehaltenen Proben für eine 5-sekündige Halteoperation die maximale Werkstoffhärte von  $186,2 \pm 5,1$  HBW. Diese fällt bei einer 20-sekündigen Haltedauer lediglich um 3 % ab. Nach einer 180-sekündigen Halteoperation reduziert sich die Härte um 45 % auf  $103,3 \pm 3,3$  HBW.

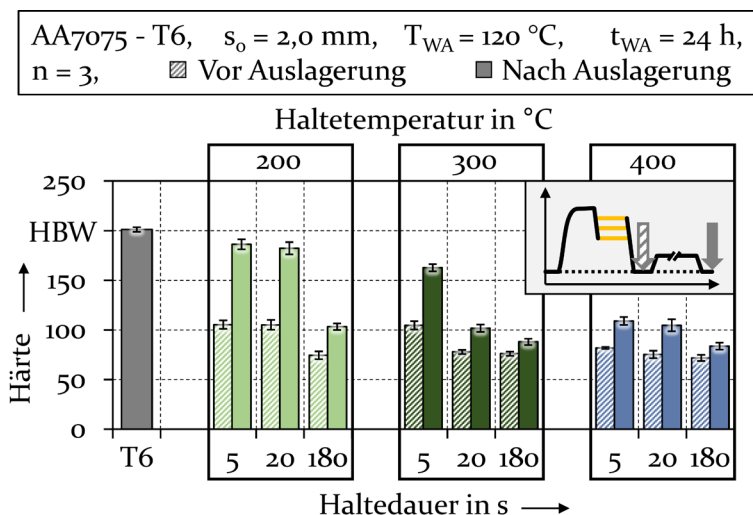


Bild 47: Werkstoffhärte einer gestoppten Abschreckoperation in Abhängigkeit unterschiedlicher Haltetemperaturen und -Dauern vor und nach der Warmauslagerung

Steigt die Haltetemperatur auf 300 °C, so fällt die maximale Probenhärte auf  $162,63 \pm 3,6$  HBW und bereits nach einer Haltedauer von 20 Sekunden ist ein beträchtlicher Härteabfall nach der Warmauslagerung ersichtlich. Dadurch kann belegt werden, dass bei 300 °C ein schnelleres Anwachsen an  $\eta$ -Ausscheidungen während der Halteoperation stattfindet, wodurch das Potenzial der nachgeschalteten Warmauslagerung erheblich reduziert wird. Dies führt auch zu einer geringeren Werkstoffhärte. Untersuchungen von SCHARIFI ET AL. bestätigen dieses Verhalten für eine Werkzeugtemperatur von 350 °C bei einer Haltedauer von 30 Sekunden [149]. Bei einer Haltetemperatur von 400 °C ist bereits nach 5 Sekunden eine signifikant reduzierte Härte ersichtlich, was auf die unzureichende Gefügeübersättigung bzw. die rasante Bildung von  $\eta$ -Ausscheidungen zurückzuführen ist. Dieser Zusammenhang wurde von JIANG ET AL. für Werkzeugtemperaturen von 400 °C bereits bestätigt [196]. Somit bestätigen die durchgeführten Brinellhärtemessungen, dass mithilfe der Laser-Ultraschallmessung der Einfluss unterschiedlicher Haltedauern während einer unterbrochenen Abschreckoperation detektiert werden kann und dadurch das Halten in einem temperierten Umformwerkzeug verfahrensfrei abgebildet werden kann.

## Warmauslagerungsverhalten

Die Warmauslagerungsoperation ist sowohl für die konventionelle Abschreckumformung als auch für die maßgeschneiderte Abschreckumformung nach der Umformung eine zwingend erforderliche Wärmebehandlung. Dadurch werden in der Aluminiummatrix festigkeitssteigernde Ausscheidungen generiert, welche zur Einstellung der finalen mechanischen Eigenschaften dienen. Aus diesem Grund wird mithilfe des Laser-Ultraschallsystems der Einfluss unterschiedlicher Warmauslagerungstemperaturen auf die Signaländerung untersucht. Hierfür werden die Proben nach einer Lösungsglüh- und Abschreckoperation für jeweils 24 Stunden im thermomechanischen Simulator warmausgelagert und währenddessen die Ultraschallgeschwindigkeit erfasst. Die Legierung AA7075 wird in der Regel bei 120 °C für 24 Stunden warmausgelagert [30]. Da LEE ET AL. bereits nachgewiesen haben, dass diese Legierung im Zustand W nach einer 30-minütigen Warmauslagerung bei 180 °C bereits eine Festigkeit von 400 MPa aufweist [63] und JABRA ET AL. für einen warmausgelagerten Zustand bereits nach 30 Minuten bei 180 °C eine Überalterung des Werkstoffs feststellen konnten [167], wird ein Temperaturbereich von  $120 \pm 60$  °C untersucht. In Bild 48 sind sowohl die Signalveränderung in Abhängigkeit der Haltedauer als auch die finale Werkstoffhärte veranschaulicht. Anhand der Ergebnisse kann gefolgert werden, dass mit ansteigender Warmauslagerungstemperatur die relative Ultraschallgeschwindigkeit ansteigt und jeweils einen degressiven Kurvenverlauf resultiert. Bei einer Auslagerungstemperatur von 60 °C ist in den ersten vier Stunden eine erhebliche Signalveränderung ersichtlich, welche anschließend in einen annähernd horizontalen Verlauf übergeht. Aufgrund der geringen Auslagerungstemperatur kann auf die vermehrte Bildung von GP-Zonen geschlossen werden, welche für einen moderaten Festigkeitsanstieg während der Warmauslagerung sorgen. Untersuchungen von TAI ET AL. bestätigen dieses Verhalten bei niedrigen Auslagerungstemperaturen [239]. Bei einer Warmauslagerungstemperatur von 120 °C ist in den ersten acht Stunden eine signifikante Signalveränderung ersichtlich.

Anschließend ist ein annähernd waagerechter Verlauf des Signalverlaufs erkennbar. Deshalb ist davon auszugehen, dass nach einer 24-stündigen Warmauslagerungsoperation ein weiterer Anstieg der Ultraschallgeschwindigkeit stattfindet und infolge dessen eine Überalterung des Werkstoffs einhergeht. Untersuchungen von FAN ET AL. bestätigen, dass bei einer Warmauslagerungstemperatur von 125 °C nach ca. 20 Stunden ein Härtemaximum resultiert und anschließend die Werkstoffhärte aufgrund einer stattfindenden Überalterung wieder abnimmt [258]. Bei 180 °C steigt die

relative Ultraschallgeschwindigkeit bereits in den ersten beiden Stunden signifikant an und geht nach fünf Stunden in einen horizontalen Verlauf über. Dadurch kann davon ausgegangen werden, dass in den ersten Stunden eine schnelle Bildung grober Ausscheidungsbildung stattfindet. Nach ca. 20 Stunden ist ein annähernd gleichbleibender Geschwindigkeitsverlauf identifizierbar. Dies lässt auf den Übergang in eine Sättigung von stattfindenden Auslagerungseffekten schließen. Untersuchungen von KAYA bestätigen diese Annahme [259].

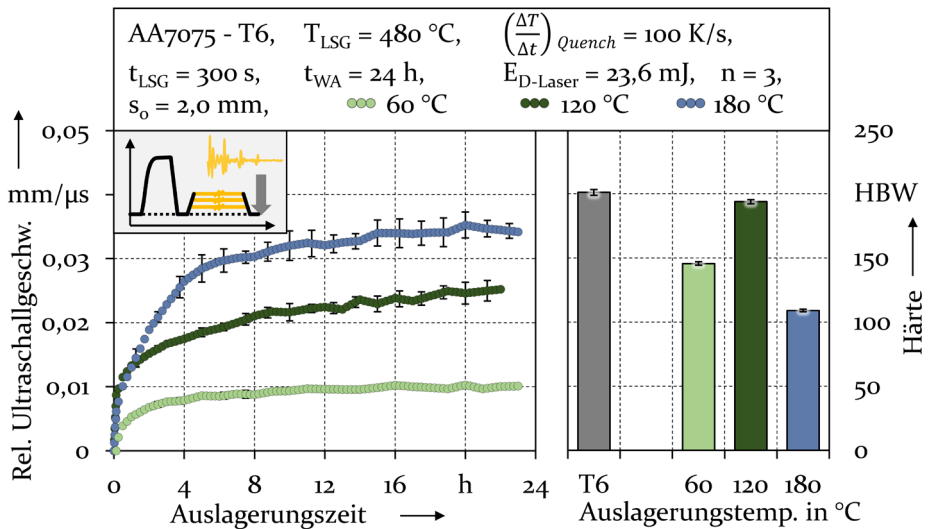


Bild 48: Einfluss der Warmauslagerungstemperatur auf die relative Ultraschallgeschwindigkeit und Werkstoffhärte

Anhand der Härtemessungen wird veranschaulicht, dass bei einer Warmauslagerungstemperatur von 60 °C aufgrund der unzureichenden Bildung festigkeitssteigernder Ausscheidungen eine Werkstoffhärte von  $145,7 \pm 1,3\text{ HBW}$  resultiert. Steigt die Warmauslagerungstemperatur auf 120 °C, so resultiert die maximale Werkstoffhärte von  $193,8 \pm 1,6\text{ HBW}$ , welche annähernd dem Anlieferungszustand T6 entspricht. Bei einer Warmauslagerungstemperatur von 180 °C resultiert mit  $109,0 \pm 1,0\text{ HBW}$  die geringste Werkstoffhärte, was die oben getroffene Annahme der Überalterung zusätzlich untermauert. Dadurch kann festgehalten werden, dass mithilfe der Laser-Ultraschalluntersuchung die Ausscheidungskinetik während einer Warmauslagerung zeitgebunden erfasst werden kann.

## Kombinierte Abkühlratensensitivität und Warmauslagerung

Bei der maßgeschneiderten Abschreckumformung werden die mechanischen Werkstoffeigenschaften sowohl während der Umformoperation, durch variierende Abkühlgeschwindigkeiten, beeinflusst, als auch durch die anschließende Warmauslagerungsoperation. Aus diesem Grund wird nachfolgend der Einfluss unter unterschiedlichen Abkühlraten auf das anschließende Auslagerungsverhalten bei identischen Haltetemperaturen mithilfe der Laser-Ultraschallmessung untersucht. In Bild 49 sind sowohl der relative Geschwindigkeitsverlauf als auch die resultierende Werkstoffhärte gegenübergestellt.

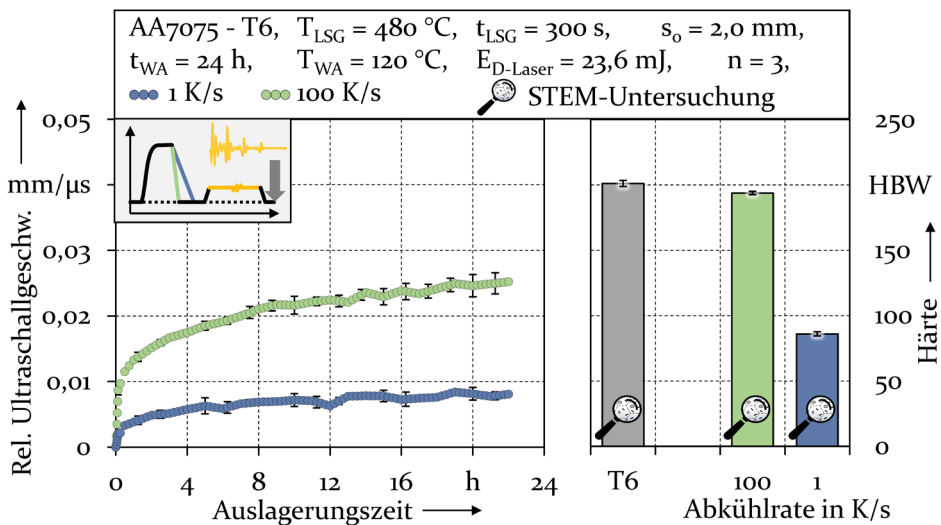


Bild 49: Einfluss unterschiedlicher Abkühlraten auf die relative Ultraschallgeschwindigkeit und Werkstoffhärte einer nachgeschalteten Warmauslagerung

Da vorangegangene Untersuchungen bereits nachgewiesen haben, dass sich bei Abkühlraten von 1 K/s und 100 K/s die finalen mechanischen Werkstoffeigenschaften signifikant voneinander unterscheiden, werden diese beiden Abkühlgeschwindigkeiten für die nachfolgenden Untersuchungen herangezogen. Bei der anschließenden Warmauslagerung wird in-situ die relative Ultraschallgeschwindigkeit über die Warmauslagerungsdauer bestimmt. Die Untersuchungen belegen, dass Proben, welche mit einer Abkühlrate von 100 K/s abgeschreckt werden, während der anschließenden Warmauslagerung bei 120 °C einen ansteigenden relativen Geschwindigkeitsverlauf aufweisen. Dieser Verlauf ist auf die Bildung von festigkeitssteigernden  $\eta'$ -Ausscheidungen zurückzuführen. Proben, welche hingegen mit einer Abkühlrate von 1 K/s abgeschreckt werden, weisen dagegen einen geringer ausgeprägten Kurvenanstieg über die Warmauslagerungsdauer

bei einer identischen Haltetemperatur auf. Aufgrund der niedrigen Abkühlrate bilden sich bereits während der Abkühloperation grobe  $\eta$ -Ausscheidungen, welche das Potenzial für eine Warmauslagerung von feinen  $\eta'$ -Ausscheidungen während der nachgelagerten Warmauslagerungsoperation beträchtlich reduzieren. Untersuchungen von MILKEREIT ET AL. bestätigen diesen Zusammenhang [260]. Die erfassten Härtewerte bekräftigen diese Aussage zusätzlich. Dadurch kann bestätigt werden, dass mithilfe der Laser-Ultraschallmessung die Ausscheidungskinetik von zuvor unterschiedlich schnell abgeschreckten Proben zeitdiskret prognostiziert werden kann.

Die in diesem Abschnitt diskutierten Untersuchungen haben nachgewiesen, dass variierende Abkühlraten, Haltedauern und unterschiedliche Warmauslagerungstemperaturen einen signifikanten Einfluss auf die Ergebnisse der Laser-Ultraschallmessungen sowie auf die Werkstoffhärten vor und nach der Warmauslagerung haben. Allerdings fehlt bislang der Beleg, dass sowohl die erfasste Veränderung der Laser-Ultraschallgeschwindigkeit als auch der gemessenen Werkstoffhärten auf mikrostrukturelle Gefügeveränderungen in Form von sich bildenden Ausscheidungen aufgrund der hohen Abschrecksensitivität der Legierung AA7075 zurückzuführen sind. Aus diesem Grund werden validierende STEM-Untersuchungen durchgeführt. Zum einen wird der Ausgangswerkstoff im Anlieferungszustand T6 charakterisiert. Zum anderen werden selektierte Sekundärproben untersucht. Da bei Abkühlraten von 1 K/s und bei 100 K/s sowohl in Bezug auf die Härte als auch die Ultraschallgeschwindigkeit die größten Differenzen identifiziert worden sind, werden diese ebenfalls nach der Warmauslagerung untersucht. Dadurch können sowohl die Aussagen bezüglich der Abkühlratensensitivität als auch der Warmauslagerung dieses Abschnitts validiert werden. Bei der Ergebnisinterpretation ist zu berücksichtigen, dass die Probendicken trotz äußerst dünner Präparation häufig die Größe der Ausscheidungen überschreiten. Folglich ist davon auszugehen, dass insbesondere bei kleinen, feinverteilten Ausscheidungsstrukturen stets ein Materialvolumen mit mehreren Ausscheidungen innerhalb der Bildebene durchleuchtet wird. Dies erschwert eine isolierte Darstellung feinverteilter kleiner Ausscheidungen. In Bild 50 ist die Ausscheidungs-morphologie des Referenzwerkstoffs sowie der unterschiedlich schnell abgeschreckten und anschließend warmausgelagerten LUMet-Proben in jeweils fünf unterschiedlichen Vergrößerungen gegenübergestellt.

6 Ermittlung der Ursache-Wirkungszusammenhänge bei der partiellen Abschreckumformung

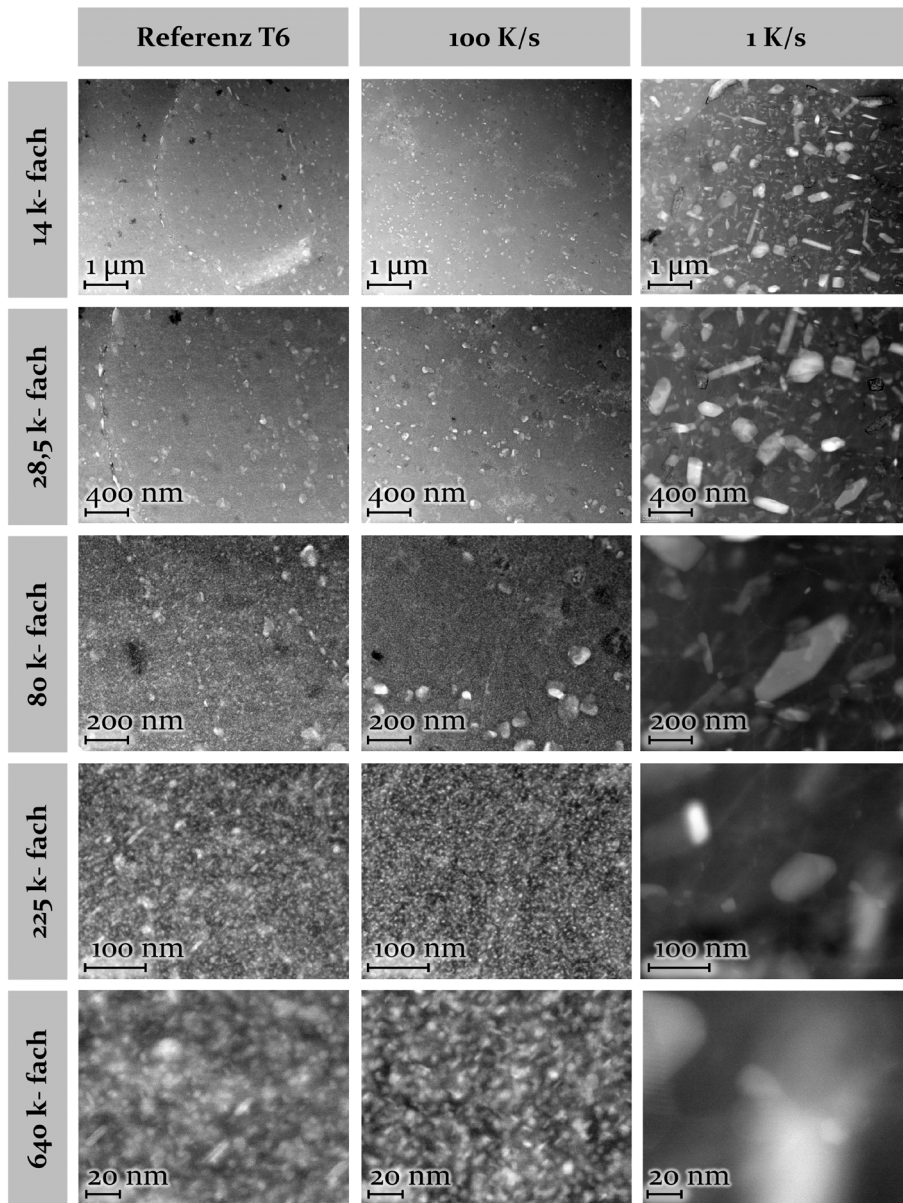


Bild 50: Ausscheidungsmorphologie der Aluminiumlegierung AA7075 in Abhängigkeit der thermischen Vorkonditionierung

Der Referenzzustand T6 weist ein homogenes Korngefüge auf, welches entlang der Korngrenzen einzelne Ausscheidungen aufweist. Im Korninneren sind hingegen ausschließlich kugel- und plättchenförmige Ausscheidungen erkennbar. Die kugelförmigen Ausscheidungen haben eine maximale

Größe von ca. 5 nm. Die Stäbchen hingegen haben eine Länge zwischen 4 – 15 nm. Dadurch ist davon auszugehen, dass sowohl GP-Zonen als auch  $\eta'$ -Ausscheidungen vorliegen. Die LUMet-Proben, welche mit einer Abkühlrate von 100 K/s abgekühlt und anschließend für 24 Stunden bei 120 °C warmausgelagert worden sind, weisen mit homogen verteilten kleinen Ausscheidungen im Korninneren eine annähernd identische Ausscheidungsmorphologie wie der Referenzwerkstoff auf. Bei einer Abkühlrate von 1 K/s und einer anschließenden Warmauslagerung resultiert hingegen eine deutlich abweichende Ausscheidungsmorphologie im Vergleich zum Ausgangszustand und bei einer Abkühlrate von 100 K/s. Bereits bei einer 14.000-fachen Vergrößerung sind äußerst grobe Ausscheidungen sowohl entlang der Korngrenzen als auch im Korninneren ersichtlich. Diese weisen sowohl eine stäbchen- als auch plättchenförmige Struktur auf. Dies bestätigt die oben getroffene Annahme, dass bei geringen Abkühlraten von 1 K/s (siehe vorheriger Kapitelabschnitt **Abkühlratensensitivität**) bereits während des Abkühlvorgangs inkohärente  $\eta$ -Ausscheidungen resultieren und aufgrund dessen während der anschließenden Warmauslagerungsoperation lediglich ein geringes Potenzial für die Ausscheidungsbildung noch vorhanden ist. Dadurch werden mithilfe der durchgeführten STEM-Untersuchungen die in diesem Abschnitt getroffenen Annahmen bezüglich der mikrostrukturellen Gefügeveränderungen, welche sowohl mithilfe des Laser-Ultraschallsystems als auch durch den Einsatz von Härtemessungen erfasst worden sind, validiert.

### **Thermomechanische Werkstoffsensitivität**

In den vorangegangenen Untersuchungen ist der Einfluss unterschiedlicher thermischer Behandlungsoperationen, bestehend aus Halteoperationen, Abkühlratenvariationen und variierenden Warmauslagerungstemperaturen sowie deren Wechselwirkung untersucht worden. Dabei veranschaulichten die Laser-Ultraschalluntersuchungen, dass Ausscheidungsveränderungen wirksam erfasst werden können. Die Analysen aus Abschnitt 6.2.2 haben ergeben, dass eine plastische Umformung im Anschluss an eine vorgeschaltete Abschreckoperation die mechanischen Werkstoffeigenschaften beeinflusst und die Werkstoffduktilität signifikant reduziert. Vorangegangene Untersuchungen von SCHARIFI ET AL. haben bereits gezeigt, dass eine plastische Umformung der Legierung AA7075 bei einer Haltetemperatur von 420 °C aufgrund dynamischer Rekristallisations- und Erholungseffekte nur einen geringen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften nach der Warmauslagerung hat. Ebenfalls konnte bestätigt werden,

dass nach einer Warmauslagerungsoperation nahezu die gleiche Mikrostruktur resultiert [261]. Allerdings ist bislang noch nicht zeitdiskret bestimmt worden, ob eine Deformation während der Abkühloperation ein verändertes Ausscheidungsverhalten verursacht. Deshalb wird nachfolgend der Einfluss einer kombinierten thermischen und mechanischen Werkstoffkonditionierung, welche während einer Abkühloperation stattfindet, mithilfe der Laser-Ultraschallmessung untersucht. Hierfür werden die Proben, wie in Bild 51 schematisch dargestellt, im thermomechanischen Simulator zunächst lösungsgeglüht und anschließend simultan abgeschreckt und währenddessen plastisch deformiert.

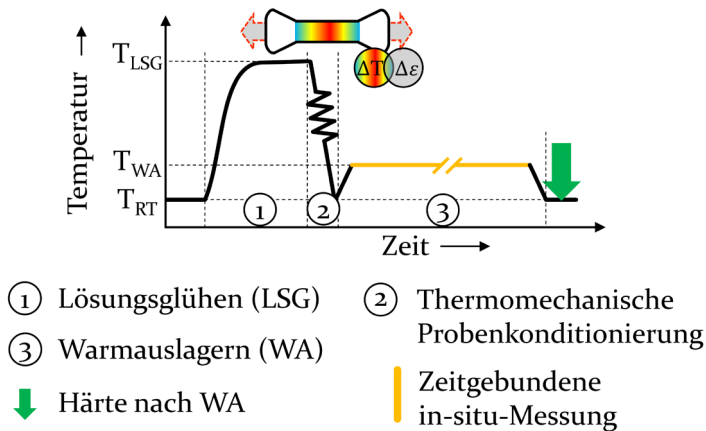


Bild 51: Simulation des Einflusses einer kombinierten thermomechanischen Probenkonditionierung auf das Warmauslagerungsverhalten

Da zum aktuellen Zeitpunkt keine zeitgleiche Messung der Dehnungsverteilung während einer Laser-Ultraschallmessung möglich ist, wird zunächst auf der Bauteiloberfläche ein hexagonales Punktmuster mithilfe eines Beschriftungslasers vom Typ TruMark Station 5000 mit einem Punktabstand von 2 mm auf der weiterentwickelten LUMet®-Probenoberfläche aufgetragen, um die lokal aufgelöste Dehnungsverteilung der Proben erfassen zu können. Anschließend werden die Proben während der Abschreckoperation gedehnt. Voruntersuchungen haben belegt, dass ab einer Umformlänge von 3 mm Versagen eintritt. Deshalb werden die Versuchsproben um 25 %, 50 % und 75 % der maximal möglichen Umformlänge gedehnt, während sie abgeschreckt werden. Die Deformation erfolgt jeweils zu Beginn des Abschreckens mit einer nominellen Dehnrates von  $0,08 \text{ s}^{-1}$ . Dadurch wird sichergestellt, dass im oberen Temperaturbereich eine thermomechanische Vorkonditionierung stattfindet. Anschließend erfolgt die optische Erfassung der Formänderungsanalyse zur Bestimmung der resultierenden Oberflächendehnungen.

In Bild 52 sind sowohl das Punktmuster der Proben vor der Umformung als auch die ermittelten Komponentendehnungen nach der Versuchsdurchführung gegenübergestellt. Die zugrundeliegenden Ergebnisse veranschaulichen, dass übereinstimmend wie bei den thermisch unterstützten Zugversuchen lediglich in der Probenmitte eine plastische Deformation erfolgt. Bei einer Längung von 0,75 mm folgt im Zentrum eine Maximaldehnung von  $4,7 \pm 0,2$  %. Steigt die Dehnungslänge auf 1,50 mm, resultiert eine maximale Dehnung von  $10,7 \pm 0,3$  % und bei 2,25 mm ein Dehnungsmaximum von  $18,8 \pm 1,7$  %.

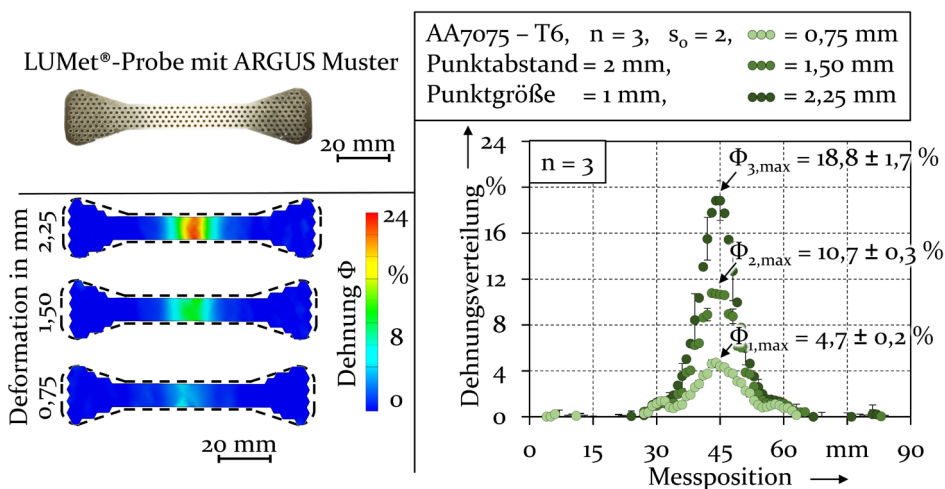


Bild 52: Übersicht der Probenbemusterung (links oben), der Deformationsverteilung (links unten) sowie die Dehnungsmaxima (rechts) nach einer kombinierten thermomechanischen Vorkonditionierung

Anschließend werden weitere Proben thermomechanisch vorkonditioniert und anschließend im thermomechanischen Simulator bei 120 °C für 24 Stunden warmausgelagert. Während der Auslagerungsoperation wird mithilfe des LUMet®-Systems das Ausscheidungsverhalten berührungslos erfasst. Da die Probendicke einen signifikanten Einfluss auf die Ultraschallgeschwindigkeit hat, wird lediglich das Auslagerungsverhalten nach der Abschreckoperation in der Mitte in-situ bestimmt.

In Bild 53 ist die Entwicklung der relativen Ultraschallgeschwindigkeit während einer Warmauslagerungsoperation nach einer vorgeschalteten zeitgleichen thermomechanischen Vorkonditionierung veranschaulicht. Zudem ist die resultierende Werkstoffhärte nach der Wärmebehandlung dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die relative Ultraschallgeschwindigkeit der Referenzprobe, welche ausschließlich thermisch vorkonditioniert wird, einen vergleichbaren Geschwindigkeitsverlauf aufweist wie die um 4,7 %

und 10,7 % vorgedehnten Proben. Dadurch kann gefolgert werden, dass die plastische Umformung im oberen Temperaturbereich keinen signifikanten Einfluss auf das Auslagerungsverhalten hat und bestätigt somit die Thesen von SCHARIFI ET AL. [261]. Bei den um 18,8 % vorgedehnten Proben ist hingegen eine abweichende Geschwindigkeitszunahme mit einer höheren Streuung erkennbar. Da die Durchlaufdauer direkt proportional zur Probendicke ist, kann davon ausgegangen werden, dass der stark modifizierte Probenquerschnitt das Ultraschallsignal negativ beeinflusst und zur Signalabweichung führt.

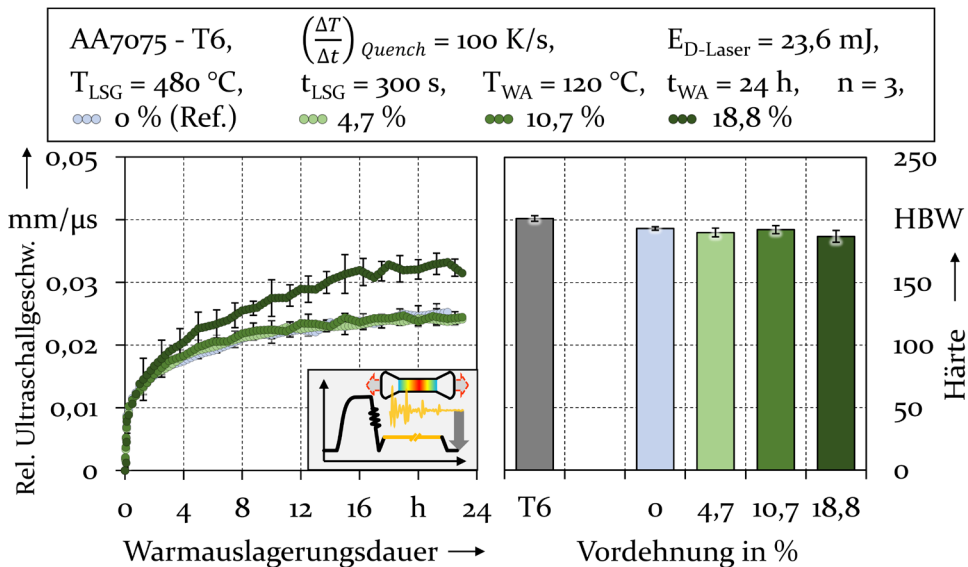


Bild 53: Einfluss einer thermomechanischen Probenkonditionierung auf die relative Ultraschallgeschwindigkeit während einer Warmauslagerung sowie die finale Werkstoffhärte

Die finalen Härtewerte der ausgelagerten Proben veranschaulichen, dass die Referenzprobe ohne plastische Umformung eine Werkstoffhärte von  $193,1 \pm 1,4$  HBW hat und damit annähernd die Ausgangshärte des Anlieferungszustands T6 mit  $201,1 \pm 2,3$  HBW aufweist. Die vorgedehnten Proben erreichen vergleichbare Härten wie die nicht zuvor plastisch deformierten Komponenten. Dadurch kann gefolgert werden, dass die plastische Umformung während der Abschreckoperation keinen signifikanten Einfluss auf das Ausscheidungsverhalten hat.

Um den Einfluss der plastischen Umformung auf das zeitliche Auslagerungsverhalten eingehend beurteilen zu können, werden weitere LUMet®-Proben thermomechanisch vorkonditioniert und anschließend unterschiedlich lange in einem Kammerofen bei  $120 \text{ }^\circ\text{C}$  warmausgelagert. In Bild

54 ist der Härteverlauf der warmausgelagerten Proben veranschaulicht. Die Untersuchungen bestätigen die oben getroffene Annahme, dass eine plastische Deformation zu Beginn der Abkühloperation keinen signifikanten Einfluss auf das Auslagerungsverhalten hat.

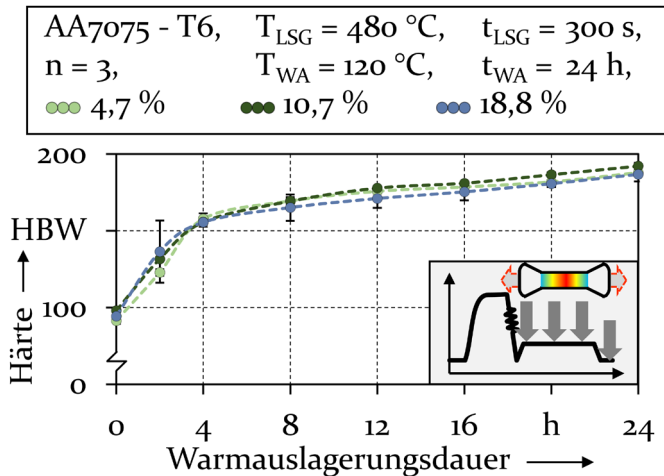


Bild 54: Härteverlauf während der Warmauslagerung nach einer thermomechanischen Probenkonditionierung

Dadurch kann bestätigt werden, dass mithilfe der Laser-Ultraschallmessung der Einfluss einer thermomechanischen Werkstoffkonditionierung auf das anschließende Auslagerungsverhalten erfasst werden kann. Allerdings ist bei der Ergebnisinterpretation darauf zu achten, dass unkontrollierte Störgrößen wie beispielsweise eine starke Blechdickenreduktion aufgrund einer hohen plastischen Umformung die Signalqualität negativ beeinflussen, da die Ultraschallgeschwindigkeit direkt proportional zur Proben Dicke ist.

## 6.4 Bewertung und Gegenüberstellung prozessabhängiger Einflussfaktoren

Im vorangegangenen Abschnitt sind verschiedene Einflussfaktoren auf die partielle Abschreckumformung der hochfesten Legierung AA7075 systematisch untersucht worden. Basierend auf den in Kapitel 5 identifizierten signifikanten Einflussfaktoren wurden die relevanten Prozessgrößen eingehend in Bezug auf die maßgeschneiderte Abschreckumformung ermittelt.

In Tabelle 7 sind die Wechselwirkungen von Prozesseinflussgrößen auf die resultierenden Bauteil- und Werkstoffseigenschaften sowohl vor, während als auch nach einer Auslagerungsoperation gegenübergestellt.

Tabelle 7: Gegenüberstellung und Bewertung der Prozessabhängigen Einflussgrößen in Abhängigkeit des Auslagerungszustands

Prozesseinflussgröße		Bauteil- und Werkstoffseitige Eigenschaftsverteilung			
Vor Auslagerung	Temperaturgradierung/ Abkühlrate	Festigkeit ↗	Duktilität ↘	Härte ↗	📶
	Vorgeschaltete Lösungsglühoperation	Festigkeit ↓		Bruchdehnung ↑	
	Haltedauer im Werkzeug			Härte ↓	📶
Während/nach Warmauslagerung	Temperaturgradierung	Festigkeit ↻	Duktilität ↻	Härte ↻	
	Mechanische Vorkonditionierung	Festigkeit ↑	Duktilität ↓		
	Abkühlrate	Festigkeit ↑	Duktilität ↓	Härte ↑	📶
	Haltedauer im geschlossenen Werkzeug			Härte ↓	📶
	Auslagerungstemperatur- und Dauer			Härte ↻	📶
	Thermomechanische Vorkonditionierung			Härte ↔	📶
Einfluss auf Eigenschaftsverteilung		Wechselwirkung		In-Situ messbar	
Steigernd ↑ Neutral ↔ Reduzierend ↓		Hoch ● Mittel ● Niedrig ●		📶	

### Vor der Warmauslagerung

Mithilfe eines lokal temperierten Abschreckwerkzeugs ist belegt worden, dass die Gradierungszonen sowie die hervorgehenden Abkühlraten direkt von der Werkzeugtemperaturkombination abhängig sind und mit ansteigender Temperaturdifferenz ebenfalls zunehmen. Zudem haben berührungslose Ultraschalluntersuchungen nachgewiesen, dass variierende Abkühlraten einen Einfluss auf die Signaländerung haben. Mithilfe uniaxialer Zugversuche ist in einem thermomechanischen Simulator belegt worden, dass sich das Umform- und Fließverhalten nach einer vorgeschalteten Lösungsglühoperation von konventionellen Warmzugversuchen aufgrund der zuvor erfolgten Auflösung von festigkeitssteigernden Ausscheidungen

merklich unterscheidet. Zudem konnte durch Härtemessungen sowie Laser-Ultraschallmessungen dokumentiert werden, dass die Haltedauer in einem lokal temperierten Abschreckwerkzeug sowohl einen Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften als auch die Ultraschallsignale hat. Es konnte belegt werden, dass bei erhöhten Werkzeugtemperaturen zwischen 200 °C und 300 °C eine starke Reduktion der resultierenden Werkstofffestigkeit möglich ist.

### **Während und nach der Warmauslagerung**

Zugversuche und Härtemessungen veranschaulichen, dass durch Verwendung variierender Werkzeugtemperaturen beim Abschrecken, in einem lokal unterschiedlich temperierten Abschreckwerkzeug, konträre Werkstoffeigenschaftsverteilungen in einem Werkstück vereint werden können. Dabei ist eine Festigkeitsreduktion von 59 % und eine Duktilitätszunahme von bis zu 31 % in lokal unterschiedlich schnell abgeschreckten Bauteilen bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20 °C und 350 °C feststellbar. Härtemessungen bestätigen dieses Verhalten und veranschaulichen, dass eine Gradierungszone von ca. 40 mm resultiert. Unter Zuhilfenahme vorgeschrittener Blechhalbzeuge ist belegt worden, dass nach einer vollständigen Abschreckoperation bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen die einer Warmauslagerung vorgeschaltete mechanische Vorkonditionierung einen Einfluss auf die resultierenden Werkstoffeigenschaften hat. Mithilfe von Zugversuchen, Härtemessungen sowie berührungslosen Laser-Ultraschalluntersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass die mechanischen Eigenschaften während sowie nach einer Warmauslagerungsoperation abhängig von der vorgeschalteten Abkühlrate sind. Laser-Ultraschalluntersuchungen und validierende Härtemessungen belegten, dass mit zunehmender Haltedauer im temperierten Umformwerkzeug teilweise rasche Werkstoffüberalterungen stattfinden, welche die finalen Eigenschaften signifikant beeinflussen. Das Warmauslagerungsverhalten konnte zusätzlich mithilfe von simulierten Auslagerungsoperationen bei unterschiedlichen isothermen Haltetemperaturen zeitdiskret erfasst und anschließend durch Härtemessungen verdeutlicht werden. Unter Zuhilfenahme einer simultanen Abschreck- und Probenvordehnung konnte final der Einfluss einer kombinierten thermomechanischen Konditionierung zeitgebunden auf das Auslagerungsverhalten ermittelt werden. Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass für die Aluminiumlegierung AA7075 zum einen gegensätzliche mechanische Werkstoffcharakteristika in einem Bauteil durch lokal unterschiedlich schnelle Abkühloperationen

realisiert werden können. Zum anderen ist gezeigt worden, dass mit Unterstützung der Laser-Ultraschallmessung in Kombination mit einem thermo-mechanischen Simulator der zeitdiskrete Einfluss variierender Abkühlraten, Werkzeughaltedauern, Vordehnungen sowie Auslagerungstemperaturen und -Dauern als auch deren Wechselwirkung erfasst werden kann. Dies eröffnet das Potenzial, künftig thermisch unterstützte Prozessrouten situativ abzubilden, um dabei stattfindende mikrostrukturelle Veränderungen schnell bestimmen zu können. Dennoch sind konventionelle Charakterisierungsmethoden nach wie vor zwingend erforderlich, um das Werkstoffverhalten eindeutig beschreiben zu können.

Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse kann gefolgert werden, dass die Herstellung von Bauteilen mit lokal maßgeschneiderten Eigenschaften möglich ist. Zudem hat sich gezeigt, dass neben einer vollständigen Lösungsglühoperation vor allem die Anpassung der Werkzeugtemperatur sowie die Haltedauer im Umformwerkzeug die wichtigsten Einflussfaktoren für die lokale Adaption der mechanischen Bauteileigenschaften während der Umformoperation sind. Zur Bereitstellung von hochfesten Bereichen ist die aktive Kühlung von Werkzeugsegmenten notwendig, um ausreichend hohe Abkühlraten zu generieren. Duktile Bauteilbereiche können hingegen erreicht werden, indem Schließzeiten zwischen fünf und 20 Sekunden und Werkzeugtemperaturen zwischen 300 - 350 °C verwendet werden. Dadurch ist eine Verringerung der Abkühlrate und aufgrund dessen die Reduktion festigkeitssteigernder Ausscheidungen möglich.

## **7 Prozessauslegung und -bewertung anhand von Demonstratorbauteilen**

Nachdem im Rahmen der vorangegangenen Untersuchungen der Einfluss unterschiedlicher Prozessbedingungen auf die resultierenden Umform- und Werkstoffeigenschaften einer ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung untersucht worden ist, wird im nachfolgenden Kapitel das erarbeitete Wissen auf reale Tiefziehprozesse unter Abschreckbedingungen übertragen. Der Schwerpunkt liegt dabei im Beleg der Übertragbarkeit der zuvor bestimmten fundamentalen Wirkmechanismen lokal angepasster Abkühlraten auf Bauteilbereiche, welche unter nicht-isothermen Bedingungen hergestellt werden. Die Analyse und Bewertung des maßgeschneiderten Umform- und Abschreckprozesses erfolgt anhand einer Demonstratorgeometrie in Form eines Rechtecknapfes. Zunächst wird ein kombinierter experimentell-numerischer Ansatz gewählt, um die Wechselwirkungen zwischen Umformung und Abkühlung abzubilden. Der Aufbau eines numerischen Modells erfolgt mithilfe der zuvor identifizierten Informationen zum Fließverhalten bei erhöhten Temperaturen. Anhand der resultierenden Prozesskräfte sowie der Temperatur- und Blechdickenverteilung resultiert anschließend der Vergleich mit real umgeformten Bauteilen. Im Anschluss erfolgt die Charakterisierung der mechanischen Bauteileigenschaften durch extrahierte Sekundärproben und Härtemessungen, welche Rückschlüsse auf die Ursache-Wirkmechanismen der maßgeschneiderten Abschreckumformung erlauben. Das generierte Wissen wird zudem auf eine miniaturisierte B-Säule übertragen, welche einer crashrelevanten Geometrie entspricht. Unter Verwendung von Hochgeschwindigkeitsversuchen wird ergänzend das Deformations- und Energieabsorptionsverhalten der Komponenten in einer Crashesituation simuliert. Abschließend wird der Prozess der maßgeschneiderten Abschreckumformung sowie die hierdurch hergestellten Bauteile konventionellen Abschreckumformungsoperationen gegenübergestellt und das Leichtbau- und Einsatzpotenzial bewertet.

### **7.1 Numerisch und experimentell gestützte Prozessauslegung**

Zur Auslegung der maßgeschneiderten Abschreckumformung wird zunächst eine thermomechanische Simulation aufgebaut, wobei das Ziel ver-

folgt wird, das Abkühl- und Umformverhalten während der Formgebungsoperation hinreichend genau abzubilden. Dadurch wird für die späteren Realversuche ein gesteigertes Prozessverständnis bezüglich der Umformkräfte, Bauteiltemperaturen und Blechdickenverteilungen generiert. Zur Modellierung des temperaturabhängigen Werkstoffverhaltens wurden eine Kombination der Warmfließkurven im niedrigen Temperaturbereich (RT - 200 °C) und Abschreckfließkurven im oberen Temperaturbereich (300 - 400 °C) des vorangegangenen Abschnitts 6.2.1 eingesetzt. Zur Formulierung des Verfestigungsverhaltens der Fließspannung gegenüber höheren Umformgraden wird eine modifizierte Extrapolation nach HOCKETT UND SHERBY [262] herangezogen. Um die Abbildungsgenauigkeit der Kurvenextrapolation zu steigern, erfolgt diese lediglich im oberen Verfestigungsbereich der Fließkurven. Dadurch wird das Verfestigungsverhalten aus einer kombinierten experimentell-mathematischen Formulierung definiert. Da das Werkstoffverhalten von Aluminium nach einer vorgeschalteten Lösungsglühoperation als annähernd isotrop angenommen werden kann, wird für die Beschreibung des Fließsorts das Modell nach von MISES eingesetzt [263]. Unter Verwendung des temperaturabhängigen Materialmodells \*MAT\_ELASTIC\_VISCOPLASTIC\_THERMAL (Typ 106) wird das temperaturabhängige Werkstoffverhalten der Platine beschrieben. Das zuvor bestimmte Fließverhalten wird durch die Hinterlegung einer Tabelle für die jeweilige Halbzeugtemperatur mit dem Materialmodell verknüpft. Die Werkzeugelemente werden als starre Schalenelemente \*MAT\_RIGID (Typ 20) definiert. Sowohl Platine als auch Werkzeugelemente werden als thermisch isotrope Elemente \*MAT\_THERMAL\_ISOTROPIC (Typ T01) bestimmt. Das kontaktabhängige Abkühlverhalten während der Umformoperation in der Wirkfuge zwischen Werkzeug und Halbzeug wird durch die Kontaktbedingung \*CONTACT\_FOMING\_ONE\_WAY\_SURFACE\_TO\_SURFACE\_THERAL\_FRICTION definiert. In Abschnitt 5.4 ist experimentell nachgewiesen worden, dass das Abkühlverhalten der Aluminiumlegierung signifikant von der Werkzeugtemperatur abhängig ist. Aus diesem Grund sind die Temperaturen der Werkzeuge durch die Bedingung \*BOUNDARY\_TEMPERATURE\_SET als feste Werte definiert worden. Die Reibzahl wird in Anlehnung an vorangegangene Untersuchungen [264] auf 0,1 festgelegt. Die Berechnung der impliziten und expliziten Berechnungsschritte für die Lösung der thermischen und mechanischen Gleichungen erfolgt mithilfe des Solvers R11.1.

Nachfolgend wird das numerische Modell mit Realbauteilen abgeglichen, um sowohl die thermischen als auch die mechanischen Anteile der Simulation zu validieren. Zum einen wird die Halbzeug- und Bauteiltemperatur

in Abhängigkeit der jeweiligen Werkzeugtemperatur und -Schließzeit gegenübergestellt. Zum anderen werden die mechanischen Anteile in Form der gemessenen Blechdickenverteilungen sowie der resultierenden Prozesskräfte bestimmt. In Anbetracht der Ergebnisse der vorangegangenen Untersuchungen wird der Fokus auf die maximalen Werkzeugtemperaturkombinationen gelegt. Bei den nachfolgenden realen Versuchsdurchführungen werden identische Prozessparameter wie bei der numerischen Simulation verwendet.

Zur Ermittlung des thermischen Abkühlverhaltens wird sowohl an den Realbauteilen als auch an den numerisch simulierten Rechtecknäpfen die Bauteiltemperatur erfasst. Aufgrund der komplizierten Werkzeuggeometrie ist die zeitdiskrete Erfassung der Kerntemperatur der umzuformenden Bleche nicht möglich. Deshalb erfolgt die berührungslose Ermittlung des Temperaturprofils der Bauteile vor und nach der Umformung mithilfe der Thermokamera vom Typ FLIR SC7600 im geöffneten Werkzeugzustand. Der Einfluss unterschiedlicher Werkzeugschließzeiten  $t_{WZ}$  wird auf das Abkühlverhalten der umgeformten Komponenten untersucht. Infolge des beschränkten Temperaturerfassungsbereichs der Thermokamera ist ausschließlich die Untersuchung des Temperaturbereichs zwischen 350 °C und Raumtemperatur möglich. Zur präzisen Identifizierung der Bauteiltemperatur ist zuvor der korrekte Emissionskoeffizient experimentell bestimmt worden, da dieser Wert sowohl von der Oberflächenbeschaffenheit, dem Messwinkel, dem Messtemperaturbereich sowie der Wellenlänge des Werkstoffs abhängig ist [265]. Zu diesem Zweck ist auf der Platinenoberfläche, welche mit dem wasserbasierten grafithaltigen Schmiermittel Graphitex®CR 25-9 vor der Wärmebehandlung beschichtet wird, die Blechtemperatur sowohl taktile als auch optisch nach der vorgeschalteten Lösungsglühoperation erfasst worden. Als Emissionskoeffizient resultiert für die XY-Ebene der Wert 0,8.

In Bild 55 sind sowohl die numerisch als auch die experimentell bestimmten Temperaturverteilungen der Halbzeuge und Rechtecknäpfe in Abhängigkeit unterschiedlicher Werkzeugschließzeiten für eine Werkzeugtemperaturkombination  $T_{WZ}$  von 20 °C und 350 °C gegenübergestellt. Die Temperatur des Bauteils hängt maßgeblich von der jeweiligen Haltedauer im Umformwerkzeug ab. Da zuvor der Emissionskoeffizient lediglich in der XY-Ebene einer ebenen Platine bestimmt worden ist, erfordert die Ergebnisinterpretation der experimentellen Umformversuche die Berücksichtigung, dass ausschließlich Temperaturverteilungen, welche annähernd in der XY-Ebene liegen, interpretiert werden können. Dadurch kann lediglich im Bauteilboden sowie im Flanschbereich eindeutig die Temperatur erfasst

werden. Die Zargenregion sowie deren Übergangsbereiche sind hingegen anfällig für Messabweichungen.

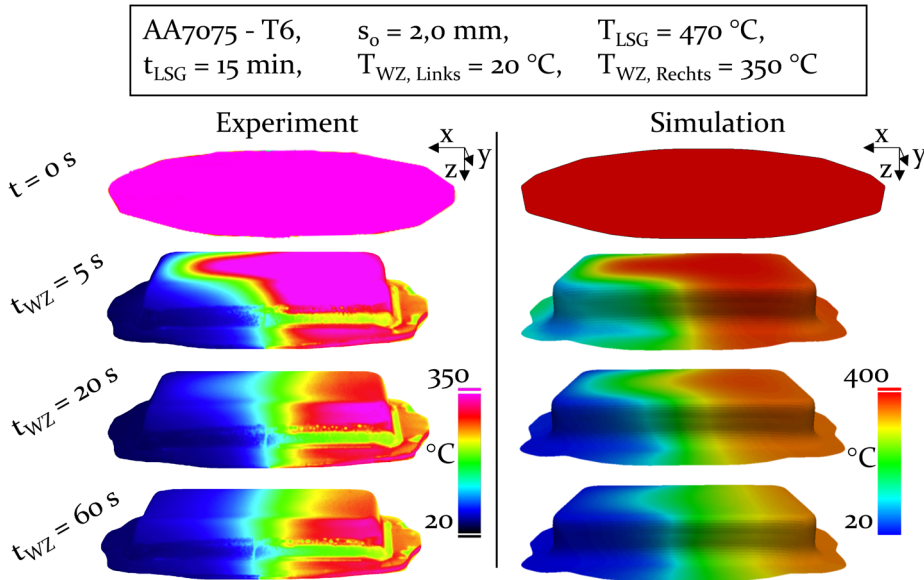


Bild 55: Abgleich der experimentellen und numerischen Temperaturverteilungen sowohl vor als auch nach der Umformung mit unterschiedlich langen Haltedauern im Werkzeug

Vor Umformungsbeginn ist erkennbar, dass eine homogene Blechtemperatur oberhalb von  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  vorherrscht. Vorab durchgeführte Untersuchungen ergaben, dass zu Beginn des Einlegens in das Umformwerkzeug eine Halbzeugtemperatur von ca.  $440 \text{ }^\circ\text{C}$  vorliegt. Aus diesem Grund wurde dieser Wert als Starttemperatur der thermomechanischen Umformsimulation definiert. Es zeigt sich, dass die thermomechanische Simulation gegenüber den experimentellen Ergebnissen eine hohe Übereinstimmung aufweist. Sowohl in der Napfzarge als auch im Flansch ist bereits nach einer Werkzeugschließzeit von fünf Sekunden ein klar signifikanter Temperaturgradient feststellbar. Im Bauteilboden ist hingegen eine großflächige Wärmeübergangszone erkennbar, deren thermische Ausprägung von der Schließzeit abhängig ist. Mit zunehmender Haltedauer nimmt die Temperatur im Boden kontinuierlich ab. Der Grund für die hohe Temperaturgradierung im Bauteilboden ist auf den fehlenden Gegenstempel im Umformwerkzeug zurückzuführen. Dadurch wird im geschlossenen Umformwerkzeug nach der Umformoperation kein Werkzeug-Werkstück-Kontakt im Bauteilboden sichergestellt. Zudem erfolgt aufgrund der vorliegenden radialen Druckspannungen in den Stempelradien eine konkave Bodenaufwölbung des Napfes, was zu einem Luftspalt zwischen Stempel und Bauteilboden

führt. Dadurch herrscht in diesem Werkzeugbereich keine ausschließliche Wärmeübertragung zwischen Werkzeug und Bauteil als dominierender Temperaturveränderungsfaktor, sondern stattdessen eine Wärmeleitung überlagert mit einer Wärmestrahlung. Um künftig dieses Verhalten zu unterbinden, ist der Einsatz eines lokal temperierten Gegenhalters zwingend erforderlich. Auch im Bauteilboden wird dieses Abkühlverhalten mithilfe der numerischen Simulation hinreichend genau abgebildet. Dadurch kann gefolgert werden, dass im vorliegenden Rechtecknapf die Abkühlgeschwindigkeit stark von der jeweiligen Messposition abhängig ist.

Zur Quantifizierung der Temperaturabweichung zwischen Simulation und Experiment wird zu je drei Zeitpunkten ( $t_{WZ} = 5 \text{ s}, 20 \text{ s}, 60 \text{ s}$ ) die resultierende Bauteiltemperatur gemessen und verglichen. In Bild 56 sind die unterschiedlichen Temperaturen gegenübergestellt.

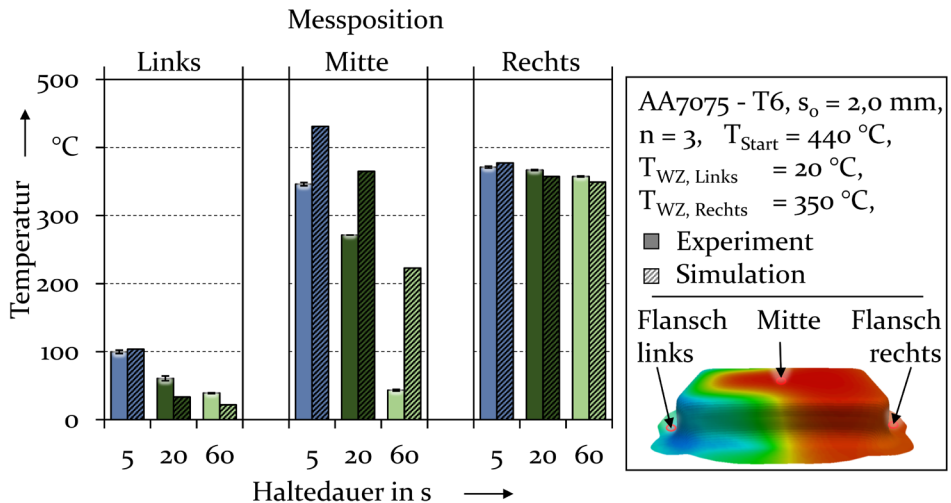


Bild 56: Vergleich der experimentellen und numerischen Bauteiltemperaturen an unterschiedlichen Positionen in Abhängigkeit unterschiedlicher Werkzeughaltedauern

Als repräsentative Messpositionen ist hierfür im jeweils aktiv gekühlten (Flansch links) als auch im temperierbaren Flanschbereich (rechts) des Napfes sowie im Boden (Mitte) die Temperatur erfasst worden. Für alle Messpositionen ist ersichtlich, dass mit zunehmender Haltezeit im Werkzeug die Bauteiltemperatur kontinuierlich abnimmt. Im aktiv gekühlten Flanschbereich des Napfes (links) ist eine maximale Differenz von  $\pm 27,4 \text{ }^\circ\text{C}$  zwischen Umformsimulation und Experiment bei einer Verweildauer von 20 Sekunden erkennbar. Im rechten, beheizten Werkzeugbereich fällt der maximale Unterschied bei einer Haltezeit von 20 Sekunden

auf  $\pm 9,5 \text{ }^\circ\text{C}$  ab. Dadurch kann festgehalten werden, dass in diesen Bauteilbereichen eine hohe thermische Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation herrscht. Lediglich im Napfboden ist eine signifikante Abweichung zwischen numerischem Modell und realer Umformung ersichtlich. Bei einer Werkzeugschließzeit von 60 Sekunden beträgt die Differenz zwischen Experiment und Simulation  $179,6 \text{ }^\circ\text{C}$ . Der Grund für die starke Abweichung zwischen Simulation und realer Umformoperation liegt am undefinierten, einseitigen Kontakt zwischen Stempel und Bauteilboden. Deshalb herrscht hier zwischen numerischem Modell und Experiment eine signifikante Differenz.

Aufgrund der hohen experimentellen und numerischen Übereinstimmung der Temperaturverteilungen in den Flanschbereichen wird zusätzlich in beiden Bauteilbereichen jeweils die Abkühlrate der Rechtecknapfe zeitgebunden erfasst. Hierbei wird an den gleichen Flanschpositionen wie zuvor in Bild 56 die Temperaturverteilung identifiziert. Durch die numerische Abkühlungsprognose ist ein Vergleich mit den vorab durchgeführten Abschreckversuchen aus Abschnitt 5.1 möglich. In Bild 57 ist der numerische Temperatur-Zeit-Verlauf eines Rechtecknapfes, welcher in einem lokal temperierten Umformwerkzeug für 60 Sekunden gehalten wird, veranschaulicht.

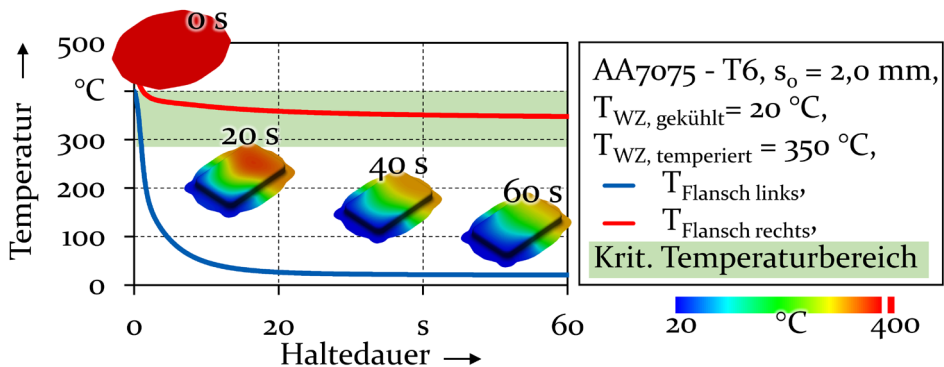


Bild 57: Numerisch bestimmtes Abkühlverhalten der Rechtecknapfe während der Halteoperation im Umformwerkzeug

Die Analysen belegen, dass im aktiv gekühlten Werkzeugbereich eine schnelle Abkühlung resultiert, wohingegen im temperierten Bereich eine kontinuierliche Annäherung an die eingestellten  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  stattfindet. Im direkten Vergleich mit den zuvor im ebenen Plattenwerkzeug durchgeführten Abschreckversuchen aus Abschnitt 5.1 ist ein gleichartiges Abschreckverhalten identifizierbar. Insbesondere die Gegenüberstellung mit Bild 17 veranschaulicht das annähernd identische Abkühlverhalten in variabel

temperierten Werkzeugbereichen. Zur Quantifizierung des Abkühlverhaltens wird analog zu Abschnitt 5.1 die Abkühlrate im kritischen Temperaturbereich zwischen 400 °C und 290 °C identifiziert. Im aktiv gekühlten Flanschbereich resultiert eine Abkühlrate von 103 K/s. Im auf 350 °C temperierten Werkzeugbereich verringert sich die Abkühlrate hingegen auf 1,8 K/s. Dadurch kann davon ausgegangen werden, dass aufgrund der hohen Abschrecksensitivität der eingesetzten Legierung ein unterschiedliches Ausscheidungsgefüge und dadurch variierende mechanische Eigenschaften im Bauteil resultieren. Im Abschnitt 6.3 ist dieses Verhalten bereits im thermomechanischen Simulator in Kombination mit dem Laser-Ultraschallsystem für unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten untersucht worden. Die Untersuchungen veranschaulichten, dass unzureichende Abkühlraten zur Ausscheidungsbildung während der Abkühloperation führen und dadurch ein abweichendes Werkstoffverhalten resultiert.

Zur quantitativen Beurteilung der resultierenden Prozesskräfte wird die maximale mittlere Stempelkraft zwischen Simulation und Experiment gegenübergestellt. Hierfür wird der Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtemperaturkombinationen auf die entstehenden Prozesskräfte untersucht. In Bild 58 sind die maximalen Stempelkräfte veranschaulicht.

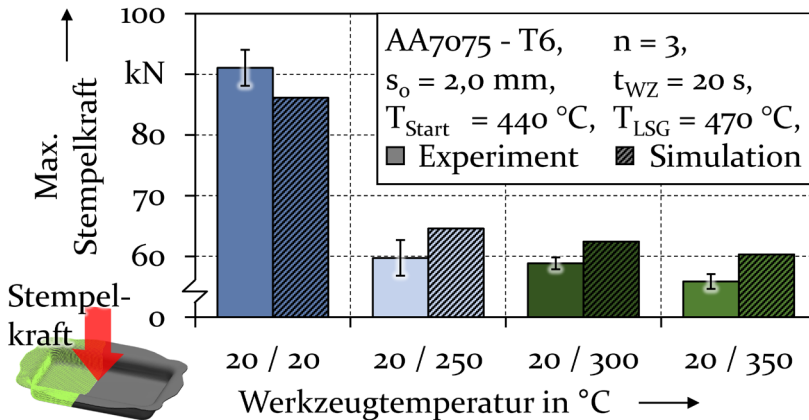


Bild 58: Abgleich der numerischen und experimentellen maximalen Pressenkräfte für die Umformung der Bauteile

Es ist sowohl numerisch als auch experimentell ersichtlich, dass die notwendigen Prozesskräfte mit ansteigender Werkzeugtemperatur kontinuierlich abnehmen. Der Grund liegt in der gehemmten Werkstoffabkühlung während der Umformung bei hohen Werkzeugtemperaturen, welche zu einem reduzierten Verfestigungsverhalten sowie einem verbesserten Fließ-

verhalten des eingesetzten Werkstoffs führt. Zudem belegen die Ergebnisse, dass bei niedrigen Werkzeugtemperaturen (20 / 20 °C) die realen Prozesskräfte von der Simulation unterschätzt werden. Mit ansteigender Werkzeugtemperatur ergeben sich niedrigere reale Umformkräfte gegenüber den berechneten Prozesskräften. Die Erklärung liegt im zuvor beschriebenen abweichenden Abkühlverhalten zwischen Simulation und Experiment. Dennoch weichen die numerisch ermittelten Prozesskräfte lediglich um maximal 7,5 % von den realen Prozesskräften ab. Dadurch kann gefolgert werden, dass mithilfe des aufgebauten Simulationsmodells die mechanischen Anteile hinreichend genau abgebildet werden können.

Zusätzlich zu den resultierenden Prozesskräften wird die Blechdickenverteilung der hergestellten Bauteile zur Beurteilung der mechanischen Anteile gegenübergestellt. Hierfür werden die umgeformten Rechtecknäpfe optisch mithilfe des 3D-Koordinatenmesssystems vom Typ ATOS vermessen und mit den numerischen Komponenten verglichen.

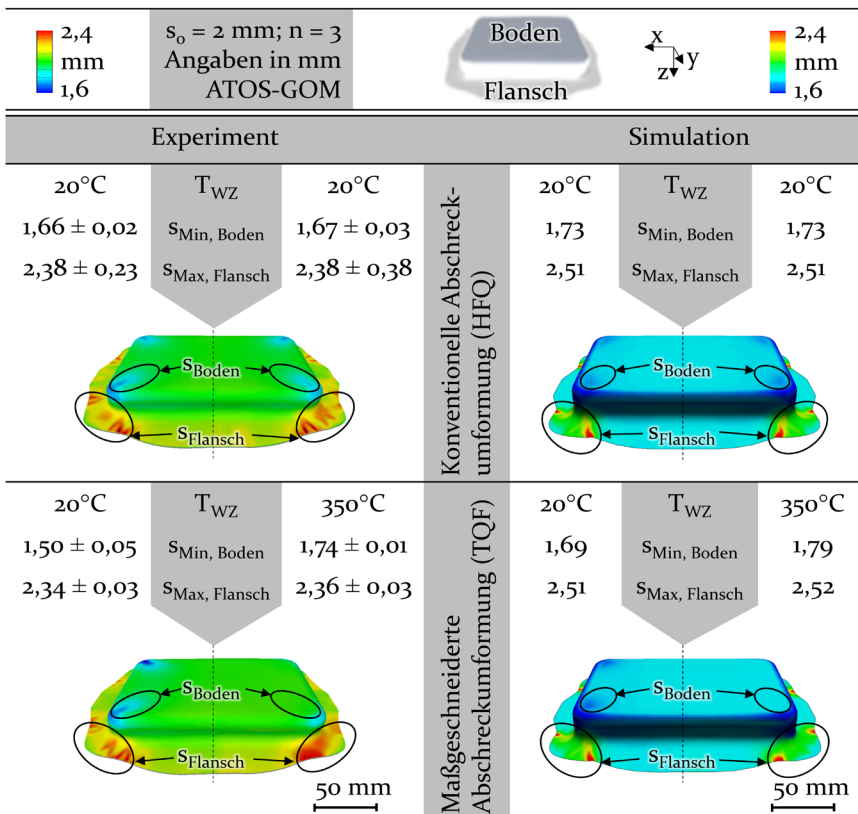


Bild 59: Experimentell und numerisch bestimmte Blechdickenverteilung von Bauteilen, umgeformt bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen

In Bild 59 sind die Blechdickenverteilungen von Bauteilen, welche unter konventionellen Abschreckbedingungen in einem nicht temperierten Werkzeug (20 / 20 °C) sowie unter maßgeschneiderten Prozessbedingungen bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20 / 350 °C umgeformt werden, dargestellt. Sowohl bei den experimentell als auch numerisch umgeformten Rechteckknäpfen sind in den Eckradien des Flansches Materialanhäufungen von bis zu 2,38 mm experimentell und 2,52 mm numerisch sowie Faltenbildung erkennbar. Diese sind auf tangentielle Druckspannungen zurückzuführen, welche aufgrund der Verwendung eines distanzierten Niederhalters entstehen. Zudem weist der Bauteilboden der Komponenten in den Eckbereichen eine reduzierte Blechdicke von 1,50 mm an realen Bauteilen und 1,69 mm an simulierten Bauteilen auf. Es zeigt sich, dass die Komponenten bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20 °C/ 20 °C, welche einer konventionellen Abschreckumformung entspricht, eine symmetrische Blechdickenverteilung aufweisen. Bauteile, die im örtlich unterschiedlich temperierten Werkzeug hergestellt werden, weisen hingegen eine abweichende Dickenveränderung auf.

Um den Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Blechdickenverteilung der hergestellten Bauteile konkreter zu untersuchen, ist in Bild 60 die minimale Blechdicke sowohl numerisch als auch experimentell für den Bauteilboden bei aktiv gekühlten und temperierten Werkzeugtemperaturen für unterschiedliche Temperaturkombinationen gegenübergestellt.

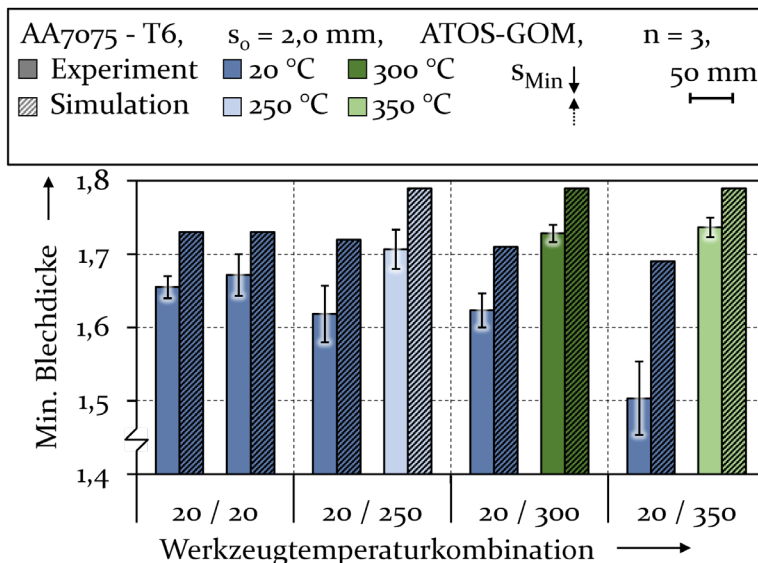


Bild 60: Numerische und experimentelle Blechdickenverteilung der Rechteckknäpfe im Bauteilboden

Es ist ersichtlich, dass die numerischen Ergebnisse die experimentellen Ergebnisse stets überschätzen. Dies kann zum einen auf die gleichbleibende Reibzahl der Simulation zum anderen auf die nominell festgelegte Blechdicke der simulierten Bauteile zurückgeführt werden. Davon abgesehen ist erkennbar, dass sowohl in der Simulation als auch im Experiment mit ansteigender Werkzeugtemperatur die Blechdicke im aktiv gekühlten Werkzeugbereich zunehmend abnimmt und bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20 °C/ 350 °C ein Minimum von 1,50 mm erreicht. Im aktiv temperierten Werkzeugbereich ist hingegen ein umgekehrtes Verhalten ersichtlich. So steigt die minimale Blechdicke der realen Bauteile von 1,67 mm auf 1,73 mm. Dadurch kann gefolgert werden, dass mithilfe der numerischen Simulation sowohl das thermische Abköhlverhalten während einer maßgeschneiderten Abschreckoperation als auch die resultierenden Prozesskräfte und geometrischen Bauteileigenschaften hinreichend genau abgebildet werden können und dadurch eine Prozessauslegung ermöglicht wird. Dies gestattet künftig die schnelle und effiziente Identifizierung, ob gegebene Werkzeug- und Prozessführungsstrategien für die Anwendung der maßgeschneiderten Abschreckumformung geeignet sind oder nicht.

## **7.2 Charakterisierung der hergestellten funktionsoptimierten Bauteile**

Im Bereich von sicherheits- und crashrelevanten Bauteilen gewinnen Bauteile mit maßgeschneiderten Werkstoff- und Eigenschaftsprofilen aufgrund stetig steigender Anforderungen zunehmend an Relevanz. Zur Bestimmung der lokal unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften der hergestellten Rechtecknäpfe werden die Bauteile nach einer vorgeschalteten Warmauslagerungsoperation charakterisiert. Hierfür werden die Bauteile zum einen mithilfe von Härtemessungen, zum anderen durch extrahierte Sekundärproben in Form von Zugproben aus dem Boden-, Flansch- und Zargenbereich untersucht. Ziel ist die Gegenüberstellung der mechanischen Eigenschaftsprofile der umgeformten Bauteile in Abhängigkeit der jeweiligen Werkzeugtemperaturkombination. Dadurch wird evaluiert, ob die zuvor bestimmten Zusammenhänge aus den vorangegangenen Kapiteln zur lokalen Anpassung der mechanischen Werkstoffeigenschaften auf reale Umformprozesse übertragbar sind. Zu diesem Zweck werden alle Bauteile für eine konstante Haltedauer von 20 s im geschlossenen Abschreckwerkzeug gehalten, damit sichergestellt wird, dass diese keinen Einfluss auf die Eigenschaftsverteilung hat. In Kapitel 5 ist bereits nachgewiesen worden, dass ab einer Werkzeugtemperatur von 350 °C die geringsten Werkstoffes-

tigkeiten gepaart mit der höchsten Duktilität erreicht werden. Weiterführend ist in Kapitel 6 belegt worden, dass der entstehende Temperaturgradientbereich im umzuformenden Halbzeug zu einer Veränderung der mechanischen Werkstoffeigenschaften führt und die realisierten Abkühlgeschwindigkeiten einen signifikanten Einfluss auf das entstehende Werkstoffgefüge haben. Deshalb werden nachfolgend die Bauteile in Bezug auf ihre mechanische Eigenschaftsausprägung in Abhängigkeit der Werkzeugtemperaturkombination untersucht. Validierend hierzu erfolgt an einem repräsentativen Bauteil die Bestimmung der mikrostrukturellen Ausscheidungsmorphologie. In Bild 61 sind die Messpositionen für die Bestimmung der Werkstoffhärte der hergestellten Rechtecknäpfe sowie die Entnahmepositionen der STEM- und Zugproben veranschaulicht.

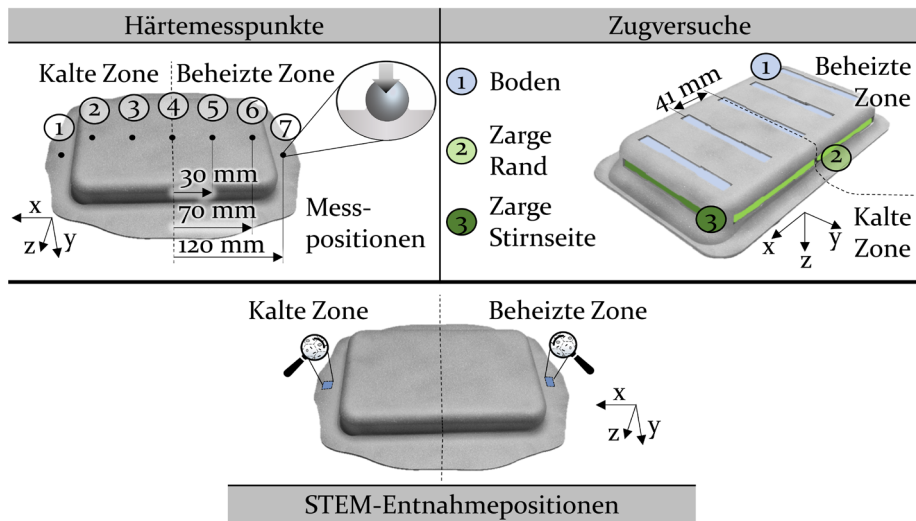


Bild 61: Härtemesspositionen und Entnahmepositionen der Zugproben und STEM-Proben an den umgeformten Rechtecknäpfen

Die Härtemessungen erfolgen entlang der x-Achse in der Probenmitte und sind symmetrisch in der aktiv gekühlten und beheizten Werkzeugzone angeordnet. Dadurch sind Rückschlüsse auf die mechanischen Bauteileigenschaften in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur möglich. Im Bauteilboden werden mit einem konstanten Abstand von 41 mm Zugproben entnommen. Zudem werden aus dem Zargenbereich sowohl in der XZ-Ebene als auch in der YZ-Ebene jeweils Zugproben extrahiert. Dadurch ist eine hochauflösende Beurteilung der mechanischen Bauteileigenschaften in allen Bauteilbereichen möglich. Mittig im Flanschbereich der Näpfe werden die Proben für validierende STEM-Untersuchungen entnommen. Diese bestehen aus rechteckigen Plättchen mit einer Seitenlänge von  $5 \times 5 \text{ mm}^2$ .

In Bild 62 ist der Verlauf der Werkstoffhärte der umgeformten Bauteile in Abhängigkeit der jeweiligen Werkzeugtemperaturkombination gegenübergestellt. Dabei repräsentiert die Messposition 1 den Flansch im aktiv gekühlten Werkzeugbereich, die Position 4 die Napfbodenmitte sowie die Messstelle 7 den Flanschbereich im temperierbaren Werkzeugbereich. Für die Werkzeugtemperaturkombination 20 / 20 °C resultiert für alle Messpositionen die maximale Werkstoffhärte im Vergleich zu den anderen Werkzeugtemperaturkombinationen und ein annähernd symmetrischer Verlauf. Lediglich in den äußeren Messpositionen ist eine tendenzielle Abweichung der Werkstoffhärte erkennbar. Dies ist auf die Tatsache zurückzuführen, dass die beheizbare Zone bei einer Temperaturkombination von 20 / 20 °C nicht aktiv gekühlt wird und dadurch geringfügig langsamere Abkühlgeschwindigkeiten resultieren. Der Grund für die hohe Härte in den Flanschbereichen liegt dennoch in der ausreichend schnellen Abkühlung, wodurch die Möglichkeit für eine vollständige Warmauslagerung geschaffen wird. In den äußeren Bauteilbereichen werden maximale Werkstoffhärten von bis zu  $175,3 \pm 2,5$  HBW erreicht. Allerdings liegen diese Werte um -12,3 % unterhalb der Härten aus Abschnitt 5.4, welche bei Abschreckuntersuchungen in einem Plattenwerkzeug ermittelt wurden.

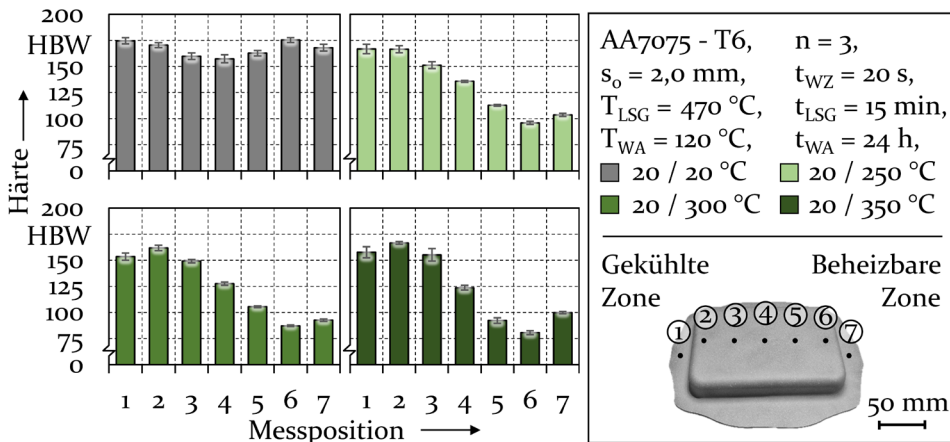


Bild 62: Verlauf der resultierenden Werkstoffhärte der hergestellten Näpfe umgeformt bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturkombinationen

Da im geschlossenen Umformwerkzeug sowohl zwischen Stempel und Matrize als auch zwischen Matrize und Niederhalter ein konstanter Abstand von 3 mm vorliegt, kann kein homogener Werkzeug-Werkstück-Kontaktdruck sichergestellt werden. Deshalb können auch nicht die hohen Abkühlraten von Kapitel 5 realisiert werden. Bei der Temperaturkombination 20 / 20 °C ist in der Mitte des Bauteilbodens eine zusätzliche Abnahme

der Werkstoffhärte ersichtlich, welche auf eine reduzierte Abkühlrate in der Bauteilmitte schließen lässt. Wie bereits in Abschnitt 7.1 erläutert, ist dies auf das Fehlen eines Gegenstempels zurückzuführen.

Steigt die Werkzeugtemperatur der temperierbaren Werkzeugseite auf 250 °C an, so nimmt die Werkstoffhärte im gekühlten Werkzeugbereich um ca. 5 % ab und resultiert bei einer Härte von  $166,8 \pm 4,5$  HBW. Aufgrund der erhöhten Temperatur im beheizten Werkzeugbereich resultiert im Bauteil eine Wärmeleitung von der heißen Bauteilseite zur aktiv gekühlten Bauteilseite. Aus diesem Grund nimmt mit ansteigender Werkzeugtemperatur im temperierten Werkzeugbereich auch die Abkühlrate im aktiv gekühlten Werkzeugbereich merklich ab. Ab Messposition 3 bis 6 ist eine fortlaufende Reduktion der Werkstoffhärte auf ein Minimum von  $95,9 \pm 1,4$  HBW feststellbar. Dies ist auf die zunehmende Abnahme der Abkühlgeschwindigkeit zurückzuführen. Bei Position 7 ist hingegen wiederum ein leichter Anstieg der Werkstoffhärte auf  $103,6 \pm 1,4$  HBW erkennbar. Die gesteigerte Härte ist auf die höhere Flächenpressung im Flanschbereich zurückzuführen. Bei der Werkzeugtemperaturkombination 20 / 300 °C ist ein vergleichbarer Härteverlauf ersichtlich, allerdings mit einem niedrigeren Niveau als bei einer Werkzeugtemperatur von 200 °C. So wird bei dieser Temperaturkombination an Messposition 6 ein Werkstoffhärteminimum von  $87,3 \pm 0,8$  HBW erreicht. Steigt die Temperatur der Werkzeugsegmente auf 20 / 350 °C, so ist ebenfalls ein vergleichbarer Härteverlauf ersichtlich. Allerdings wird bei dieser Temperaturkombination an Position 6 die minimale Härte von  $80,7 \pm 1,9$  HBW erreicht. Dadurch kann zusammengefasst werden, dass die Schlussfolgerungen und Erkenntnisse aus Kapitel 5 und Kapitel 6 auf reale Bauteile übertragen werden können und bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C die geringsten Werkstoffhärten feststellbar sind. Zudem veranschaulichen die Ergebnisse, dass die lokale Abkühlrate nicht nur von der Werkzeugtemperatur, sondern ebenfalls von der umgebenden Werkstücktemperatur abhängig ist. Aus diesem Grund ist durch die ausschließliche Festlegung lokaler Werkzeugtemperaturen keine präzise Vorhersage der resultierenden Werkstoffeigenschaften möglich.

Die vorangegangenen Untersuchungen haben gezeigt, dass für eine Werkzeugtemperaturkombination von 20 °C und 350 °C die stärksten Härtereduktionen in einem Bauteil realisiert werden können. Aus diesem Grund werden nachfolgend für ein vollständig unbeheiztes Werkzeug (20 / 20 °C) sowie ein lokal auf 350 °C temperiertes Werkzeug (20 / 350 °C) die mechanischen Werkstoffeigenschaften der hergestellten Bauteile untersucht. In Bild 63 sind die relevanten mechanischen Bauteileigenschaften, bestehend aus der plastischen Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , der Zugfestigkeit  $R_m$  sowie der

Gleichmaßdehnung  $A_g$ , in Abhängigkeit der jeweiligen Entnahmeposition der Zugproben veranschaulicht.

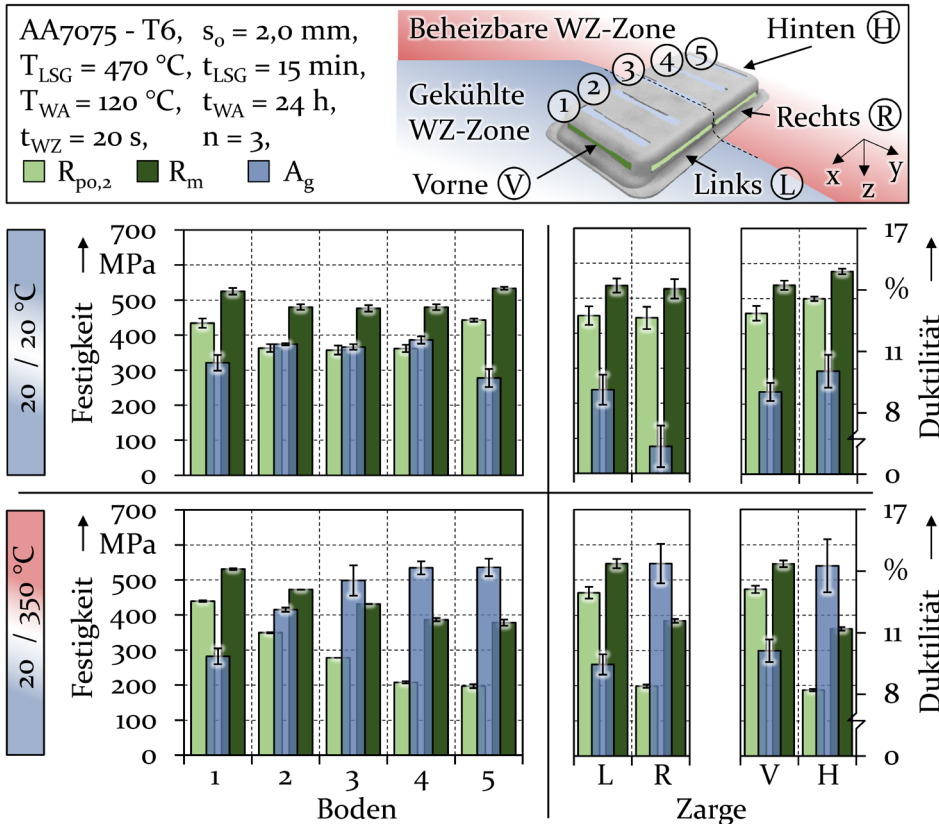


Bild 63: Gegenüberstellung der mechanischen Eigenschaften der Rechtecknäpfe, hergestellt unter konventionellen Abschreckbedingungen (20 / 20 °C) als auch bei maßgeschneiderten Umformbedingungen (20 / 350 °C)

Bezogen auf die Werkstofffestigkeit sind in der nicht temperierten Werkzeugkonstellation sowohl im Zargen- als auch im Bodenbereich des Napfes hohe Festigkeiten ersichtlich. Im aktiv gekühlten Zargenbereich (vorne) resultiert dabei die maximale Festigkeit von  $R_m = 577,3 \pm 7,8 \text{ MPa}$ . Im Bauteilboden ist analog zu den gemessenen Härtewerten in der Bauteilmitte ein Festigkeitsminimum feststellbar. Allerdings steigt in diesem Bauteilbereich die Werkstoffduktilität mit  $A_g = 11,6 \pm 0,2 \text{ } \%$  auf ein Maximum an. Wird die Werkzeugtemperatur im beheizbaren Werkzeugbereich auf 350 °C gesteigert, so resultiert ein inhomogeneres Werkstoffverhalten für die hergestellten Rechtecknäpfe. Im Bodenbereich wird in der gekühlten Werkzeugzone (Boden, Position 1) eine Festigkeit von  $R_m = 531,1 \pm 7,8 \text{ MPa}$  und eine Duk-

tilität von  $A_g = 9,9 \pm 0,4$  % erreicht, welche den Eigenschaften der konventionell hergestellten Bauteile im unbeheizten Werkzeug entsprechen. Allerdings nimmt die Werkstofffestigkeit der Sekundärproben zunehmend ab, je weiter diese aus dem Bereich der aktiv beheizten Werkzeugzone entnommen werden. So erreicht die Probe im Bauteilboden, welche der Position 5 entstammt, eine reduzierte Festigkeit von  $R_m = 378,4 \pm 8,9$  MPa, jedoch eine gesteigerte Werkstoffduktilität von  $A_g = 14,2 \pm 0,4$  %. Ein vergleichbares Verhalten ist ebenfalls im Zargenbereich der Näpfe ersichtlich. Im aktiv gekühlten Werkzeugbereich resultieren hohe Werkstofffestigkeiten, gepaart mit moderaten Duktilitäten. Im temperierten Bereich sind hingegen verringerte Festigkeiten, kombiniert mit gesteigerten Dehnungen, feststellbar.

Im Vergleich zu den in Abschnitt 5.4 ermittelten Werkstoffeigenschaften in einem global temperierten Abschreckwerkzeug, welche in Bild 26 veranschaulicht sind, ist ersichtlich, dass die im aktiv gekühlten Werkzeug hergestellten Bauteile bis zu 99,3 % der zuvor erreichten Werkstofffestigkeiten der Modellversuche erreichen. Wird das Werkzeug lokal auf 350 °C erwärmt, überschreitet die minimale Zugfestigkeit der Rechtecknäpfe die der Laborversuche um 57,3 MPa. Gleichzeitig erreicht die maximale Werkstückduktilität lediglich 91 % der Laborversuche für den temperierten Bauteilbereich. Mit Hilfe der durchgeführten Charakterisierung der Rechtecknäpfe ist dadurch nachgewiesen worden, dass durch die Anpassung der lokalen Werkzeugtemperaturen Bauteile mit örtlich unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften hergestellt werden können und über 90 % des zuvor ermittelten mechanischen Eigenschaftspotenzials erreicht wird. Dadurch werden die Annahmen aus den vorangegangenen Kapiteln bezüglich der Anpassungsfähigkeit der Bauteileigenschaften durch maßgeschneiderte Abschreckoperationen bestätigt.

Um zu verifizieren, dass die variierenden mechanischen Bauteileigenschaften auf das unterschiedliche mikrostrukturelle Ausscheidungsgefüge zurückzuführen sind, werden im Anschluss an die Härtemessungen und Zugversuche an einem Napf TEM-Untersuchungen durchgeführt. Da die Werkzeugtemperaturkombination 20 / 350 °C sowohl bei den Härtemessungen als auch bei den Zugversuchen die größte Spanne an Werkstoffeigenschaften aufweist, werden für diese Temperaturkombination TEM-Untersuchungen durchgeführt. In Bild 64 ist die Morphologie der Mikrostruktur eines Rechtecknapfs jeweils für den gekühlten als auch temperierten Flanschbereich nach der Warmauslagerung gegenübergestellt.

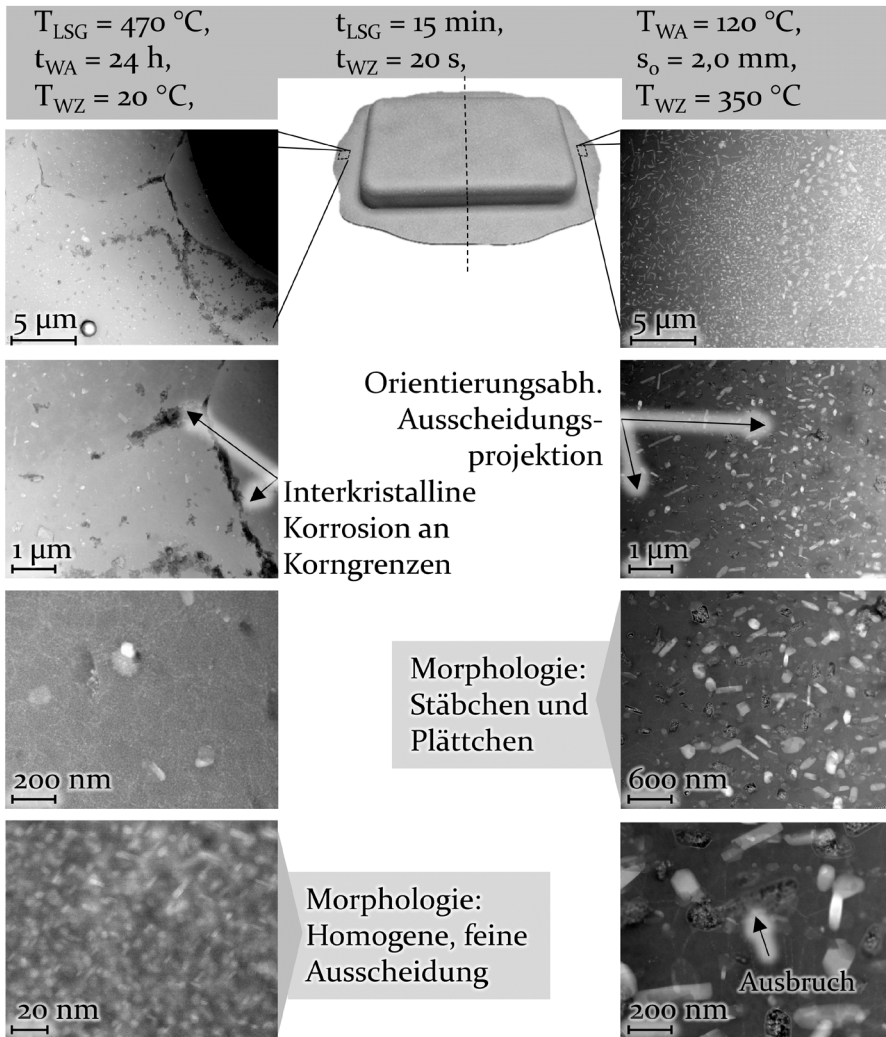


Bild 64: Gegenüberstellende STEM-Aufnahmen der Ausscheidungsmorphologie von einem lokal unterschiedlich schnell abgeschreckten Rechteckknopf nach der Warmauslagerung

Die Ergebnisse bestätigen die in den Abschnitten zuvor getroffene Annahme, dass aufgrund der unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen und der dadurch hervorgerufenen variierenden Abkühlrate divergierende Ausscheidungsstrukturen resultieren. Für den aktiv gekühlten Werkzeugbereich resultiert im Korninneren eine homogene feinverteilte Struktur von kugel- und kleinen plättchenförmigen Ausscheidungen, welche einen Durchmesser von ca. 5 nm und eine Seitenlänge von 20 nm nicht überschreiten. Deshalb kann von einem Gemisch aus GP-Zonen und  $\eta'$ -Aus-

scheidungen ausgegangen werden. Denzufolge entspricht die Mikrostruktur dem Anlieferungszustand T6 bzw. den bei 100 K/s abgeschreckten und anschließend warmausgelagerten Proben (siehe Bild 50). Zudem ist entlang der Korngrenzen bei niedrigen Vergrößerungen der Effekt der interkristallinen Korrosion ersichtlich. Dieser ist auf den Medienangriff während der elektrolytischen Probendünnung sowie der anschließenden Lagerung für mehrere Wochen zurückzuführen.

Im temperierten Werkzeugbereich resultieren hingegen grobe stäbchen- und plättchenförmige Ausscheidungen, welche eine Länge von über 200 nm aufweisen. Deshalb kann von groben, inkohärenten  $\eta$ -Ausscheidungen ausgegangen werden. Dies bestätigt die abweichenden mechanischen Eigenschaften der Bauteile in diesem Bereich. Zudem ist bei niedrigen Vergrößerungen eine unterschiedliche Orientierung und variierende Häufigkeit der Ausscheidungen ersichtlich. Dies ist auf die unterschiedliche Kornorientierung zurückzuführen [266]. Liegen die plättchen- und stäbchenförmigen Ausscheidungen in Projektionsrichtung, so ist ausschließlich deren Schnittprojektion ersichtlich. Liegen die Ausscheidungen hingegen parallel zur Probenoberfläche, so ist deren vollständige Fläche/Länge ersichtlich. Allerdings zeigt sich, dass mit abnehmender Aluminiummatrixdicke die Ausscheidungen zum Ausbrechen neigen, da keine ausreichende Stützwirkung in der Werkstoffmatrix vorhanden ist. Dies bestätigt die oben getroffene Feststellung, dass die Ausscheidungen eine inkohärente Anbindung aufweisen. Aus diesem Grund variiert sowohl die Ausscheidungstextur als auch deren Häufigkeit in Abhängigkeit der jeweiligen Kornorientierung.

### **7.3 Übertragung auf eine anwendungsnahe Bauteilgeometrie**

Im vorangegangenen Abschnitt ist nachgewiesen worden, dass die mechanischen Eigenschaften eines Aluminiumbauteils durch Veränderung der Werkzeugtemperaturen während der Abschreckumformung lokal angepasst werden können. Nachfolgend wird untersucht, ob eine Übertragung des generierten Know-hows auf andere anwendungsorientierte Bauteile möglich ist. Als Demonstrator eignet sich eine miniaturisierte B-Säule (T-Napf), da diese Fahrzeugkomponente im Crashfall verschiedene Bauteilbelastungen ertragen muss und infolgedessen hoch beansprucht ist. Das genutzte Werkzeug besteht ebenfalls aus einem Stempel, einer Matrize und einem distanzierten Niederhalter. Zudem weist dieses Werkzeug im Vergleich zum beheizbaren Rechtecknapf einen Gegenstempel auf, welcher

örtlich begrenzt temperierbar ist. Aufgrund der geometrischen und anlagentechnischen Vorgaben wird eine Ziehtiefe von 19,5 mm definiert. Zunächst wird das thermische Abkühlverhalten der Bauteile sowohl numerisch als auch experimentell untersucht. Anschließend erfolgt die Charakterisierung der Komponenten mittels Härtemessungen und Zugversuchen.

Für den Aufbau des numerischen Modells wird die thermomechanische Simulation aus Abschnitt 7.1 herangezogen und durch einen lokal temperierten Gegenstempel erweitert. Die Prozess- und Werkstoffparameter werden analog zum Rechtecknapf gewählt. Als Werkzeugtemperaturkombinationen wird einmal eine nicht temperierte sowie eine auf 350 °C aufgeheizte Werkzeugkonstellation festgelegt. Auf diese Weise wird die bereits in Abschnitt 7.2 untersuchte Temperaturkombination nachgebildet. Allerdings reduziert sich die maximal erreichbare Schließzeit des Werkzeugs bedingt durch die eingesetzte hydraulische Presse vom Typ Hydrap HPDZb 630 auf neun Sekunden. In Bild 65 sind die Temperaturverteilungen der Komponenten sowohl vor als auch nach der Formgebungsoption für die beiden Werkzeugtemperaturzustände gegenübergestellt.

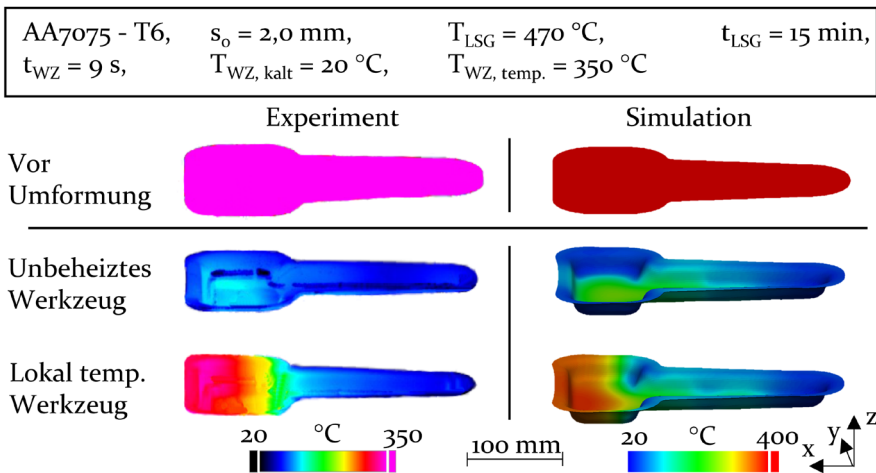


Bild 65: Temperaturverteilung der Halbzeuge vor und nach der Umformung in einem lokal unterschiedlich temperiertem T-Napf-Werkzeug

Es ist ersichtlich, dass die Bauteile sowohl in der numerischen Simulation als auch im Experiment nach der Umformung nicht vollständig Raumtemperatur erreichen. Dies ist auf die reduzierte Schließzeit von neun Sekunden zurückzuführen. Den Temperaturmessungen aus Experiment und Simulation kann entnommen werden, dass vor allem im linken Bauteilbereich eine höhere Temperatur resultiert als im Schaftbereich. Bei einer

erhöhten Werkzeugtemperatur von 350 °C im beheizbaren Werkzeugbereich ist eine signifikant gesteigerte Komponententemperatur im linken Bauteilbereich feststellbar. Zudem ist evident, dass im Vergleich mit den zuvor hergestellten Rechteckknäpfen (Bild 55) bereits nach einer Werkzeughaltedauer von neun Sekunden eine ausgeprägte Temperaturübergangszone im Bauteilboden vorliegt. Es ist ersichtlich, dass ein engerer Übergangsbereich zwischen aktiv gekühltem und beheiztem Werkzeugbereich vorherrscht. Dies ist auf die Verwendung eines lokal temperierten Gegenhalters zurückzuführen, welcher für einen vollständigen Kontakt zwischen Werkzeug und Bauteil im Bauteilbodenbereich während der Halteoperation sorgt. Dadurch kann gefolgert werden, dass der Einsatz eines Gegenstempels zur Herstellung einer diskreteren Temperaturverteilung im Bauteil führt.

Die hergestellten Bauteile werden anschließend hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften durch den Einsatz von Härtemessungen und Zugversuchen charakterisiert. Die Härtemessungen werden entlang der x-Achse im Probenboden mit einem definierten Abstand von 20 mm durchgeführt. Aufgrund der Bauteilgeometrie können ausschließlich im Bauteilboden Zugproben entnommen werden. Dabei können im temperierbaren Bauteilbereich jeweils drei Zugproben entnommen werden und in der aktiv gekühlten Zone insgesamt vier Proben. In Bild 66 sind die Messpositionen der Härtemesspunkte sowie die Entnahmepositionen der Zugproben veranschaulicht.

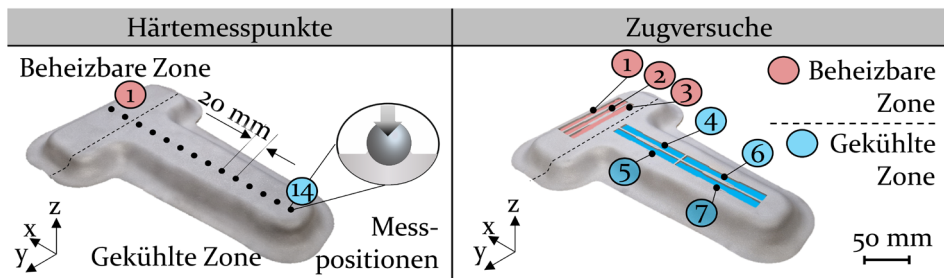


Bild 66: Härtemesspositionen und Entnahmepositionen der Zugproben an den umgeformten miniaturisierten B-Säulen

Die Werkstoffhärten der miniaturisierten B-Säulen, welche bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen hergestellt werden, sind in Bild 67 gegenübergestellt. Für die unbeheizte Werkzeugtemperaturkombination ist ersichtlich, dass im aktiv gekühlten Bereich die höchsten Bauteilhärten resultieren. An Messposition 12 ergibt sich die maximale Werkstoffhärte

mit  $193,1 \pm 2,5$  HBW, welche um ca. 8 % oberhalb der höchsten Werkstoffhärte der konventionell hergestellten Rechtecknäpfe liegt und zu 97 % die Werkstoffhärte der Laborversuche im ebenen Plattenwerkzeug von Abschnitt 5.4 erreicht. Im nicht aktiv gekühlten Werkzeugbereich sind hingegen tendenziell niedrigere Härten ersichtlich. An der Messposition 1 resultiert die minimale Werkstoffhärte von  $149,3 \pm 1,9$  HBW, welche um 5 % unterhalb der minimalen Härte der im nicht temperierten Werkzeug hergestellten Rechtecknäpfe liegt. Die Ursache liegt in der unzureichenden Abkühlrate, welche zur unkontrollierten Bildung von Sekundärausscheidungen führt und deshalb eine Härtereduktion verursacht. Zwar ist das miniaturisierte B-Säulenwerkzeug mit einem Gegenstempel versehen, welcher den beidseitigen Kontakt zwischen Bauteil und Werkzeug ermöglicht, allerdings ist bei den Umformversuchen darauf geachtet worden, dass analog zu dem lokal temperierten Rechtecknapf ein gleichbleibender Abstand von 3 mm zwischen allen Werkzeugelementen eingehalten wird. Zudem ist im beheizbaren Werkzeugbereich keine aktive Fluidkühlung vorgesehen. Deshalb kann bei den nicht temperierten Umformversuchen in dieser Zone keine ausreichend schnelle Wärmeabfuhr an der Werkzeugoberfläche sichergestellt werden. Die Temperaturmessungen in Bild 65 sowie die ermittelten Werkstoffhärten bestätigen diese Annahme.

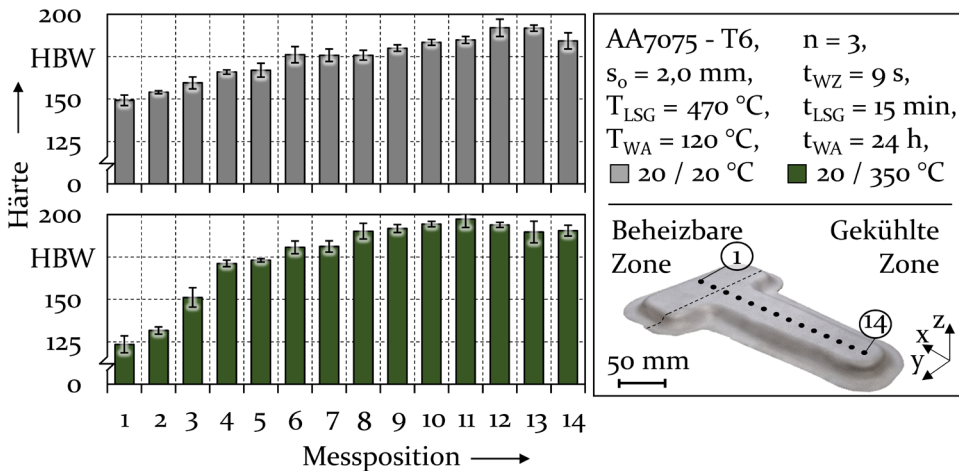


Bild 67: Härteverteilung der T-Näpfe in Abhängigkeit der jeweiligen Werkzeugtemperatur

Bei einer gesteigerten Werkzeugtemperatur von 350 °C im beheizten Werkzeugbereich ist eine maßgeschneiderte Härteverteilung ersichtlich. So fällt diese in der temperierten Zone auf ein Minimum von  $123,5 \pm 5,0$  HBW. Diese Bauteilhärte liegt um 41,5 % oberhalb der minimalen

Härtewerte der zuvor hergestellten Recktecknöpfe. Bei der Ergebnisinterpretation gilt allerdings zu beachten, dass für die Bauteilherstellung eine abweichende Werkzeughaltedauer von neun Sekunden eingesetzt werden musste und aufgrund dessen eine höhere Härte resultiert. Dieses Verhalten entspricht den Laborversuchen von Bild 25 bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C. Mit fortlaufender Härtemessung in Richtung der gekühlten Werkzeugzone nimmt die Werkstoffhärte stetig zu und überschreitet bereits bei Messposition 4 die Härte der Bauteile, welche im unbeheizten Werkzeug umformend hergestellt worden sind. Dadurch kann gefolgert werden, dass die verkleinerte Temperaturgradierungszone zu einem stärker ausgeprägten Übergangsbereich bezüglich der Werkstoffhärte führt. Mit fortlaufender Messposition ist ein zusätzlicher Härteanstieg der hergestellten Bauteile erkennbar, welcher in Position 11 das absolute Härtemaximum von  $197,4 \pm 4,9$  HBW erreicht und damit zu 99 % der Werkstoffhärte der Laborversuche entspricht. Da die umgeformten Komponenten nach der Halteoperation an Umgebungsluft abkühlen, ist davon auszugehen, dass ein Wärmetransfer vom heißen in den kalten Bauteilbereich stattfindet. Da in diesen Messpositionen während der simultanen Umform- und Abschreckoperation jedoch bereits ein übersättigter Mischkristallbereich generiert wird, sorgt die nachträglich kurzzeitige Bauteilerwärmung für eine Keimbildung. Dies führt bei der nachträglichen Warmauslagerung zu einem teilweise gesteigerten Ausscheidungspotenzial, welches in diesen Bereichen erhöhte finale Werkstoffhärten hervorrufen kann.

Zur Validierung der oben getroffenen Feststellungen bezüglich der Bauteiltemperaturen und Härten werden zusätzlich Zugproben an den umgeformten Bauteilen entnommen und charakterisiert. In Bild 68 sind die mechanischen Eigenschaften der hergestellten Bauteile zusammengefasst. Anhand der Ergebnisse wird veranschaulicht, dass im unbeheizten Werkzeug hohe Werkstofffestigkeiten zwischen  $R_m = 474,5 \pm 10,4$  MPa an Position 1 und  $R_m = 548,5 \pm 5,3$  MPa an Entnahmeposition 7 erreicht werden. Zudem liegen annähernd gleiche Werkstoffduktilitäten von  $A_g = 10,7 \pm 0,4$  % vor. Lediglich an Entnahmeposition 1 geht eine tendenziell geringere Dehnung von  $A_g = 9,7 \pm 0,7$  % hervor. Dadurch kann festgehalten werden, dass in einem unbeheizten Werkzeug Bauteile mit hohen Werkstofffestigkeiten und moderaten Duktilitäten hergestellt werden können.

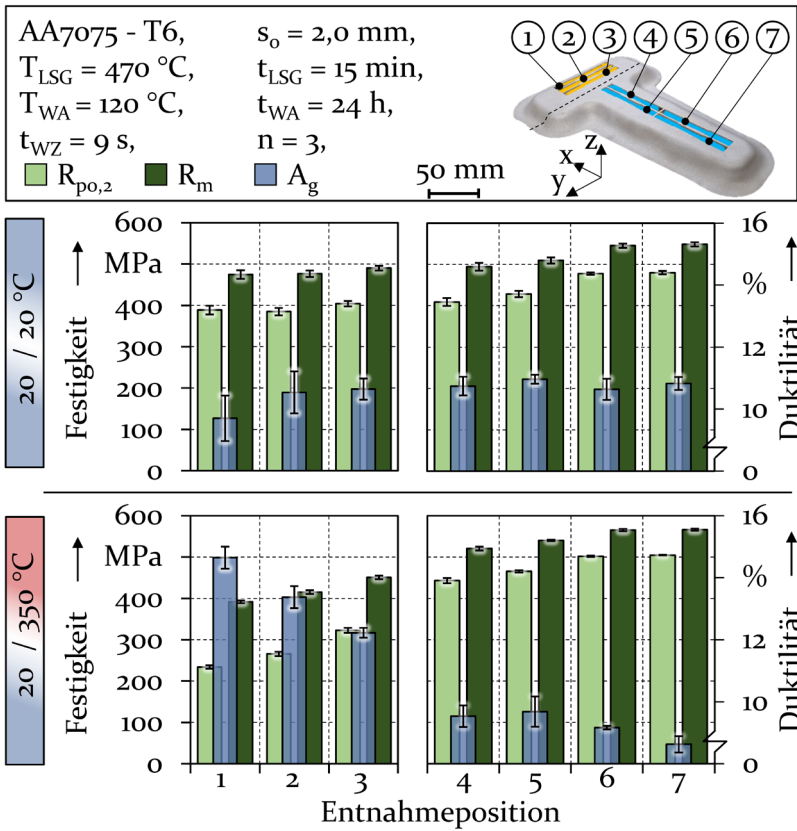


Bild 68: Gegenüberstellung der mechanischen Werkstoffeigenschaften der hergestellten T-Napf-Geometrien

Wird die Temperatur der beheizten Werkzeughälfte auf 350 °C gesteigert, so sind vor allem an den Entnahmepositionen 1 bis 3 der Bauteile signifikante Veränderungen der resultierenden mechanischen Bauteileigenschaften feststellbar. Bei Position 1 resultiert die geringste Werkstofffestigkeit mit  $R_m = 391,5 \pm 3,2 \text{ MPa}$ . Diese liegt um 9 % über der minimalen Festigkeit der hergestellten Rechtecknäpfe. Dies ist auf die bereits erwähnte abweichende Werkzeugschließzeit zurückzuführen. Die Werkstoffduktilität steigt unterdessen an Position 1 auf den Höchstwert von  $A_g = 14,6 \pm 0,4 \text{ %}$ . Mit fortlaufender Entnahmestelle 2 und 3 nimmt die Werkstofffestigkeit kontinuierlich zu, wobei zeitgleich die Umformbarkeit stetig abnimmt. Obwohl die ersten drei Entnahmepositionen der Proben sich im Bereich des aktiv temperierten Werkzeugs befinden, ist davon auszugehen, dass sowohl während der Umform- und Halteoperation als auch nach der Bauteilentnahme in dieser Zone teilweise eine hinreichend schnelle Abkühlung aufgrund der werkstoffbedingten Wärmeleitung im Bauteil stattfindet. Das

führt wiederum zu einer ausreichend schnellen Abkühlung in den Übergangsbereichen der beheizten Werkzeugzone, um partiell übersättigte Legierungselemente zu generieren. Diese führen bei der anschließenden Warmauslagerung zu einem Festigkeitsanstieg sowie zu einer Reduktion der Werkstoffduktilität. In den Entnahmepositionen 4 bis 7 sind im Vergleich zu den Bauteilen, welche in einem unbeheizten Werkzeug umgeformt wurden, geringfügig höhere Festigkeiten erkennbar. Die Erklärung hierfür liegt ebenfalls in der Wärmeleitung der Bauteile. Die schnelle Abkühlrate der Halbzeuge, kombiniert mit der kurzzeitigen Erwärmung auf hohe Temperaturen nach der Entnahme aus dem Werkzeug, sorgt für die Keimbildung im Bauteil. Dadurch führt die nachgeschaltete Warmauslagerung zu teilweise gesteigerten Werkstofffestigkeiten. Allerdings wird dadurch die Werkstoffduktilität auf ein Minimum von  $A_g = 8,6 \pm 0,3 \%$  herabgesetzt.

Mithilfe der vorliegenden Ergebnisse ist gezeigt worden, dass eine Übertragung der zuvor ermittelten Erkenntnisse auch auf andere Bauteilgeometrien möglich ist. Zudem ist belegt worden, dass durch Verwendung eines Gegenstempels eine diskrete Gradierung der Werkstoffeigenschaften der hergestellten Bauteile realisierbar ist. Nichtsdestotrotz führt auch der Einsatz eines Gegenhalters zu einer Gradierung der mechanischen Eigenschaften. Dies ist auf die hohe Wärmeleitfähigkeit von Aluminiumlegierungen sowie den zweiten Hauptsatz der Thermodynamik zurückzuführen, welcher besagt, dass Wärme stets vom warmen in den kalten Bereich fließt [267]. Aus diesem Grund weisen die Analysen nach, dass die Herstellung von Bauteilen mit gradierten mechanischen Eigenschaften möglich ist. Allerdings ist künftig die zusätzliche Modifikation der Abkühlung außerhalb des Werkzeugs anzupassen, um eine hinreichend definierte Eigenschaftsgradierung sicherzustellen.

## 7.4 Untersuchung des Einsatzpotenzials lokal funktionsoptimierter Bauteile

Zur Veranschaulichung des Potenzials maßgeschneiderter Aluminiumbauteile gegenüber konventionellen Aluminium- und Stahlkomponenten werden im nachfolgenden Kapitel zum einen die zuvor umgeformten Rechteckknöpfe bezüglich ihres mechanischen Eigenschaftsspektrums und zum anderen das gesteigerte Energieabsorptionspotenzial hinsichtlich sicherheitskritischer Bauteile anhand der miniaturisierten B-Säule beurteilt.

Vor dem Hintergrund der stetig ansteigenden Stoffleichtbauanforderungen werden zunehmend hochfeste Stahlwerkstoffe, vor allem in sicherheitskritischen Fahrzeugbereichen eingesetzt. Dabei hat sich in den vergangenen Jahren ein zunehmender Trend hin zu pressgehärteten Mangan-Bor-Stählen im Bereich von crashrelevanten Strukturbauteilen entwickelt. Häufig wird die sogenannte „Stahl-Banane“ genutzt, um die mechanischen Eigenschaften unterschiedlicher Stahlwerkstoffe bezüglich der Festigkeit und Bruchdehnung zu beurteilen [268]. Aufgrund des gesteigerten Aluminiumeinsatzes rückten zuletzt hochfeste Aluminiumlegierungen vermehrt in den Fokus neuer Fahrzeugentwicklungen. Im Vergleich zu Stahlwerkstoffen mit einer durchschnittlichen Dichte von  $\rho_{\text{Stahl}} = 7,85 \text{ g/cm}^3$  weisen Aluminiumlegierungen mit  $\rho_{\text{Alu}} = 2,7 \text{ g/cm}^3$  eine um annähernd ein Drittel gesenkte Werkstoffdichte auf. Bei einer vergleichenden Beurteilung der Werkstoffeigenschaften ist deshalb die jeweilige Werkstoffdichte zu berücksichtigen. Durch die Erweiterung der „Stahl-Banane“ um die spezifische Zugfestigkeit, welche sich aus dem Verhältnis von Zugfestigkeit und Werkstoffdichte zusammensetzt, ist ein werkstoffübergreifender Vergleich des mechanischen Einsatzpotenzials möglich [269]. In Bild 69 ist für verschiedene Stahl- und Aluminiumlegierungen die spezifische Werkstofffestigkeit über die Bruchdehnung bei Raumtemperatur aufgetragen. Die Grafik veranschaulicht, dass mit unterschiedlichen Stahlwerkstoffen ein großes mechanisches Eigenschaftsspektrum abdeckbar ist. Zudem ist erkennbar, dass sowohl naturharte als auch ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen im spezifischen Festigkeitsbereich zwischen 110-200 Nm/g und Bruchdehnungsbereich zwischen 9-16 % liegen und dadurch Stahlwerkstoffe substituieren können [30]. Zur Identifizierung des Eigenschaftspotenzials der hergestellten Bauteile werden die Werkstoffkennwerte der extrahierten Sekundärproben der Rechtecknäpfe aus Abschnitt 7.2, welche bei einer Werkzeugtemperaturkombination von 20 / 350 °C umformend hergestellt werden, ebenfalls in das Diagramm eingetragen. Hierfür wird allerdings aus Gründen der Vergleichbarkeit nicht die in Bild 63 dargestellte Gleichmaßdehnung, sondern die Bruchdehnung in Relation zur spezifischen Zugfestigkeit aufgetragen. Bezüglich der Bruchdehnung und spezifischen Festigkeit wurden jeweils die minimalen und maximalen Werkstoffkennwerte in Relation zu den jeweils resultierenden Vergleichskenngrößen eingetragen, woraus vier Datenpunkte in der Eigenschaftsmatrix resultieren. Es ist erkennbar, dass durch die Verwendung einer maßgeschneiderten Abschreckumformung ein umfangreiches Eigenschaftsspektrum entsteht, welches sowohl hinsichtlich der Festigkeit als auch der Duktilität die Eigenschaften unterschiedlicher Aluminiumle-

gierungen vereint. Dadurch kann gefolgert werden, dass künftig das Leichtbaupotenzial von Aluminiumlegierungen durch angepasste Produktionsstrategien signifikant gesteigert werden kann.

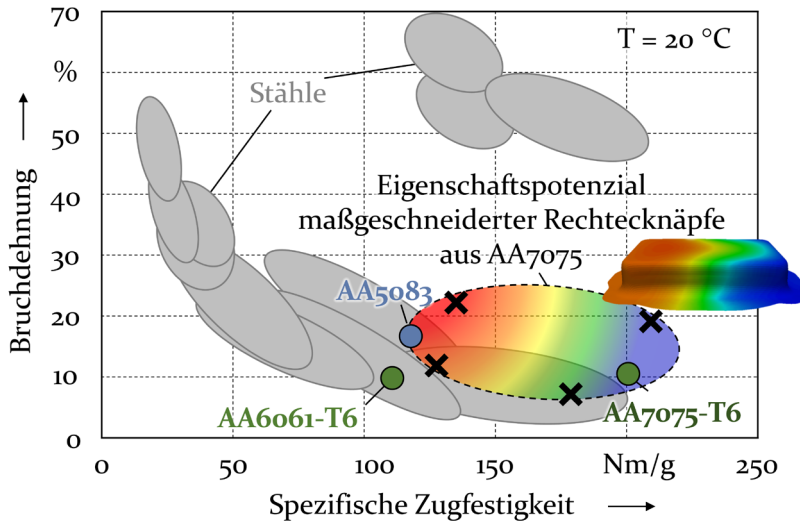


Bild 69: Mechanisches Eigenschaftsprofil unterschiedlicher Stahltypen und Aluminiumlegierungen sowie der hergestellten maßgeschneiderten Rechteckknöpfe durch Gegenüberstellung der spezifischen Festigkeit über die Dehnung nach [30], [270]

Zur Ermittlung der Crashperformance werden die miniaturisierten B-Säulen aus dem vorherigen Abschnitt 7.3 bezüglich ihres Energieabsorptionsverhaltens untersucht. Hierfür wird die in Abschnitt 4.5 beschriebene Vorrichtung in Kombination mit der Hochgeschwindigkeitsprüfanlage HTM 16020 eingesetzt. Die Komponenten des Versuchsaufbaus sind vor und nach der Prüfung in Bild 70 veranschaulicht. Da der Versuchsaufbau einen simplifizierten Seitenaufprall einer sicherheitskritischen B-Säule abbildet, dringt der Prüfstempel während der Versuchsdurchführung ausschließlich in den unteren Bereich der miniaturisierten B-Säule ein. Wie bereits in Abschnitt 7.3 belegt, weisen die hergestellten Bauteile in Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur unterschiedliche mechanische Eigenschaften auf. Der Stempel hat dabei eine Geschwindigkeit von  $2\text{ m/s}$  und eine Eindringtiefe von  $80\text{ mm}$ . Während der Versuchsdurchführung wird mittels Kraftmessdosen, welche unterhalb der Probenaufnahme angebracht sind, die resultierende Kraft und Arbeit, welche von der miniaturisierten B-Säule auf die Probenaufgabe übertragen wird, über die Versuchsdauer erfasst. Dadurch sind Rückschlüsse auf die Energieübertragung und -absorption der hergestellten Bauteile möglich. Zusätzlich werden die verformten Komponenten nach der Versuchsdurchführung auf Risse untersucht.

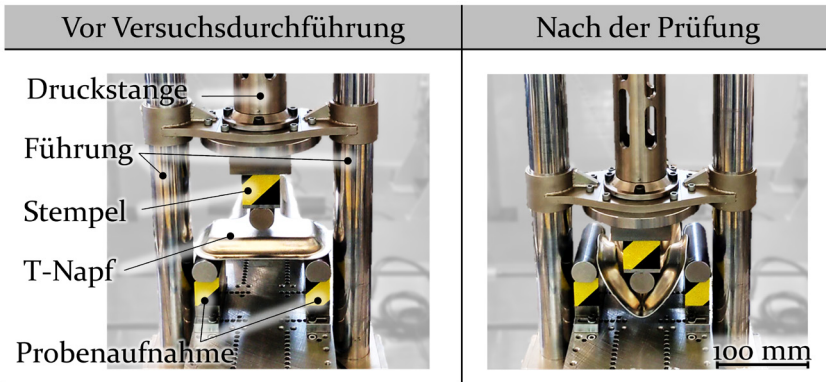


Bild 70: Veranschaulichung des Versuchsaufbaus zur Hochgeschwindigkeitsprüfung der hergestellten miniaturisierten B-Säulen (T-Näpfe)

Jeder Hochgeschwindigkeitsversuch wird zur statistischen Sicherheit dreimal durchgeführt. In Bild 71 sind die Ergebnisse der Maximalkraftbestimmung sowie der vom Bauteil übertragenen Arbeit auf die Probenaufnahme gegenübergestellt. Die verrichtete Arbeit errechnet sich aus dem Integral der Kraft über den Verfahrweg des Stempels. Da der Hochgeschwindigkeitsversuch mithilfe eines wegge-regelten Versuchs durchgeführt wird, ist jeweils in den ersten 20 mm der Eindringstrecke des Stempels die übertragene Arbeit bestimmt worden.

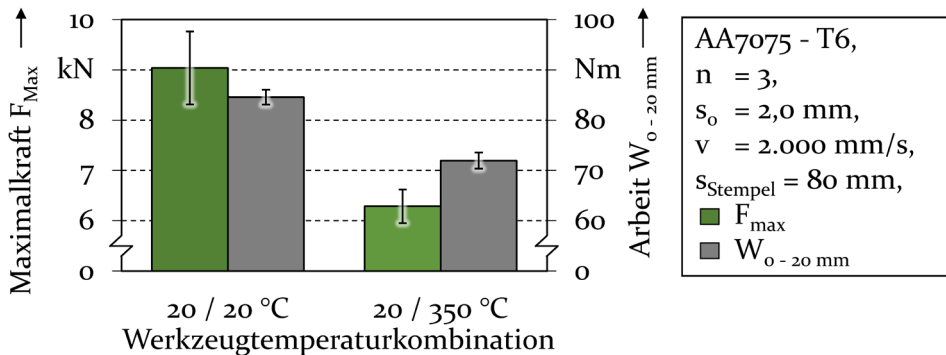


Bild 71: Gegenüberstellung der maximalen Kraft und resultierenden Arbeit der geprüften miniaturisierten B-Säulen

Die Untersuchungen veranschaulichen, dass Bauteile, welche in einem unbeheizten Werkzeug umformend gefertigt werden, bei den Hochgeschwindigkeitsversuchen eine Maximalkraft von  $9,04 \pm 0,72 \text{ kN}$  und eine Arbeit von  $84,6 \pm 1,5 \text{ Nm}$  an den Probenhalter weiterleiten. Im Gegensatz dazu übertragen Komponenten, welche mittels einer maßgeschneiderten Ab-

schreckumformung in einem lokal auf 350 °C temperierten Umformwerkzeug hergestellt werden, eine Maximalkraft von  $6,29 \pm 0,33$  kN und eine Arbeit von  $72,0 \pm 1,6$  Nm. Dadurch weisen die Versuche nach, dass durch Verwendung maßgeschneiderter Bauteile die übertragene Maximalkraft um 30 % und die aufgebrachte Arbeit um 15 % reduziert werden kann. Da im Falle eines Seitenaufpralls die auftretenden Kräfte absorbiert oder an die benachbarten Strukturen übertragen werden sollen, ohne dabei die Sicherheit des Passagiers zu gefährden, kann gefolgert werden, dass maßgeschneiderte Komponenten mit lokal unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften eine bessere Crashperformance aufweisen. Dies kann auf die in Abschnitt 7.3 beschriebene Werkstofffestigkeitsreduktion gepaart mit der gesteigerten Duktilität der lokal maßgeschneiderten Bauteile zurückgeführt werden.

Im Anschluss an die Hochgeschwindigkeitsversuche werden die verformten miniaturisierten B-Säulen auf Versagensmechanismen in Form von Rissen oder Ausbrüchen untersucht. In Bild 72 sind Bauteile sowohl vor als auch nach der Hochgeschwindigkeitsprüfung gegenübergestellt.

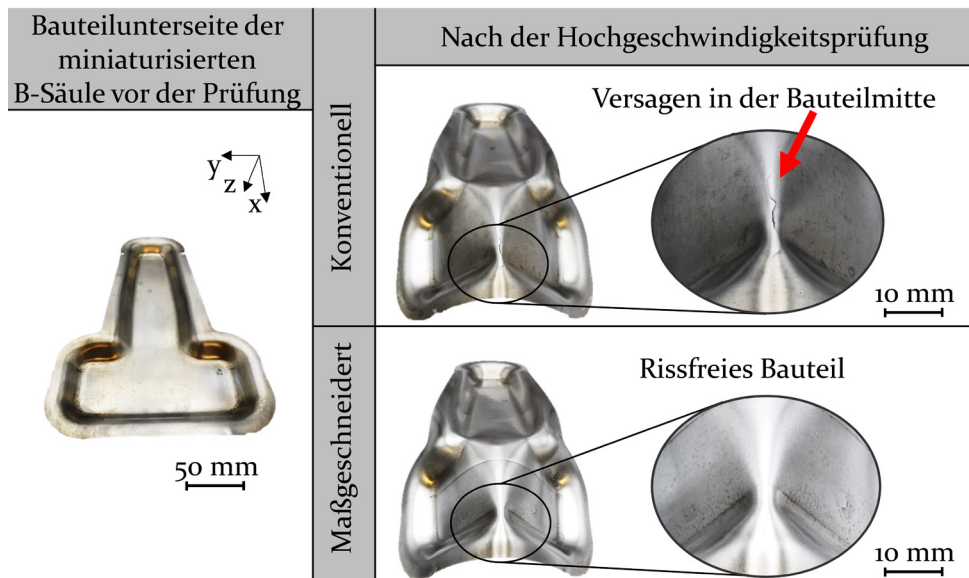


Bild 72: Vergleich der miniaturisierten B-Säulen (T-Näpfe) vor und nach der Hochgeschwindigkeitsprüfung mit und ohne maßgeschneiderten mechanischen Bauteileigenschaften

Die Untersuchungen belegen, dass Komponenten, welche durch eine konventionelle Abschreckumformung in einem nicht beheizten Werkzeug hergestellt werden, nach den durchgeführten Crashuntersuchungen auf der

Bauteilinnenseite Risse aufzeigen. Im Gegensatz dazu können die Bauteile, welche maßgeschneiderte Eigenschaften durch angepasste Umformbedingungen aufweisen, ohne entstehende Risse beansprucht werden. Dies ist ebenfalls auf die zuvor erwähnte gesteigerte lokale Bauteilduktilität sowie die reduzierte Festigkeit zurückzuführen. Dadurch kann zusammengefasst werden, dass die lokal maßgeschneiderten Bauteile aufgrund der geringeren Kraft- und Arbeitsübertragung ein höheres Energieabsorptionsverhalten haben und zusätzlich keine Rissbildung aufweisen. Da in sicherheitskritischen Bauteilbereichen die Komponentendeformation einem Bauteilbruch zu bevorzugen ist [271], kann gefolgert werden, dass die hergestellten Bauteile besser den Anforderungen von crashrelevanten Bauteilen entsprechen

## 7.5 Zusammenfassende Prozessbewertung















Im vorangegangenen Kapitel ist sowohl numerisch als auch experimentell nachgewiesen worden, dass durch Verwendung unterschiedlich temperierter Umformwerkzeuge Blechbauteile versagensfrei und mit lokal variierenden mechanischen Eigenschaften hergestellt werden können. Basierend auf den zuvor bestimmten Erkenntnissen sind ausgewählte Prozessparameter auf die Umformprozesse übertragen worden. Nachfolgend wird die maßgeschneiderte Abschreckumformung dem konventionellen Prozess der Abschreckumformung gegenübergestellt und hinsichtlich Bauteil- und Prozesskriterien bewertet. Hierfür sind in Tabelle 8 die prozess- und bauteilseitigen Bewertungskriterien und deren Auswirkungen aufgelistet.

### Prozesseitige Bewertungskriterien

Mithilfe experimenteller Umformoperationen ist der Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen auf die resultierenden Prozesskräfte untersucht worden. Die Analysen veranschaulichen, dass durch die Erhöhung der Werkzeugtemperatur auf 350 °C eine signifikante Reduktion der notwendigen Umformkraft von bis zu 30 % erfolgt. Allerdings haben die experimentellen Analysen anhand von Temperaturmessungen sowie durch Charakterisierung der mechanischen Bauteileigenschaften nach der Umformung gezeigt, dass mit zunehmender Werkzeugtemperatur die Prozessstabilität hinsichtlich der undefinierten Abkühl- oder Aufheizeffekte abnimmt. So bestätigen die durchgeführten Charakterisierungsversuche sowie Härtemessungen, dass die resultierenden mechanischen Eigenschaften der hergestellten Komponenten infolge schwankender Temperaturverläufe nicht den zuvor im Labormaßstab ermittelten Kennwerten entsprechen. Aus diesem Grund besteht noch Forschungspotenzial zur Steigerung der

Prozessstabilität der maßgeschneiderten Abschreckumformung. Aufgrund der gezielten Einstellung der Abkühlgeschwindigkeit steigt bei der Abschreckumformung in lokal begrenzt temperierten Umformwerkzeugen die notwendige Werkzeugschließzeit gegenüber konventionellen Umformoperationen unter Abschreckbedingungen. Zudem ist durch die Erhöhung der Werkzeughaltedauer eine verbesserte Anpassung der mechanischen Komponenteneigenschaften möglich. Dadurch steigt jedoch die notwendige Prozesszeit für die Bauteilherstellung.

Tabelle 8: Gegenüberstellung und Bewertung der konventionellen und maßgeschneiderten Abschreckumformung bezüglich der prozess- und bauteilseitigen Eigenschaften

Prozessseitige Kriterien		Auswirkung
	Prozesskräfte	
	Prozessstabilität	
	Taktzeit	
	Energiebedarf	
Konventionelle Abschreckumformung	Maßgeschneiderte Abschreckumformung	<b>Einfluss</b>
	Mechanische Eigenschaften	Reduzierend 
	Bauteilmaßhaltigkeit	Neutral 
	Crashperformance	Steigend 
Bauteilseitige Kriterien		

Bei der konventionellen Abschreckumformung werden für die Produktion sowohl Öfen für die vor- und nachgeschaltete Wärmebehandlung der Bauteile als auch eine aktive Werkzeugkühlung bei hohen Stückzahlen benötigt. Bei der maßgeschneiderten Abschreckumformung ist zusätzlich eine Beheizung der Werkzeuelemente erforderlich, woraus ein erhöhter Energiebedarf resultiert. Allerdings heizen sich die Werkzeuge bei hohen Produktionsumfängen aufgrund der simultanen Abschreckoperation während der Umformung kontinuierlich auf. Aus diesem Grund nimmt der Energiebedarf mit steigenden Produktionszahlen ab.

### Bauteilseitige Bewertungskriterien

Sowohl numerisch als auch experimentell konnte die Temperaturverteilung der hergestellten Bauteile hinreichend genau erfasst und mit vorherigen Ergebnissen in Relation gesetzt werden. Dabei zeigt sich, dass die Prognose resultierender Abkühlraten numerisch möglich ist und dadurch bereits vor der realen Komponentenherstellung Rückschlüsse auf die Werk-

stoffeigenschaften gezogen werden können. Durch die Charakterisierung der hergestellten Bauteile ist nachgewiesen worden, dass die mechanischen Eigenschaften der Teile, welche unter Abschreckbedingungen hergestellt werden, eine hohe Festigkeit und eine moderate Duktilität aufweisen. Blechbauteile, welche hingegen unter maßgeschneiderten Abschreckbedingungen umgeformt werden, weisen ein Festigkeitsspektrum ( $R_m$ ) zwischen 391,5 MPa und 566,0 MPa sowie ein Duktilitätsspektrum ( $A_g$ ) zwischen 8,6 % und 14,6 % auf. Somit belegen die Ergebnisse, dass durch diese Formgebungsstrategie Bauteile mit vorteilhaften Werkstoffeigenschaften produzierbar sind. Anhand der Blechdickenmessungen ist dokumentiert worden, dass Bauteile, welche unter maßgeschneiderten Abschreckbedingungen hergestellt werden, eine um 4 % verringerte Blechdickenreduktion und dadurch eine homogenere Dickenverteilung aufweisen. Dies ist auf die langsamere Werkstoffabkühlung während des Formgebungsprozesses zurückzuführen, welche die unkontrollierte Werkstoffausdünnung in den risskritischen Zonen reduziert. Die Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen belegen, dass Bauteile, welche unter maßgeschneiderten Abschreckbedingungen hergestellt werden, bis zu 30 % der maximal resultierenden Kraftanteile gegenüber konventionell gefertigten Komponenten absorbieren. Zudem belegen nachträgliche Oberflächenuntersuchungen, dass ausschließlich maßgeschneiderte Blechbauteile rissfrei eine Hochgeschwindigkeitsprüfung überstehen.

Basierend auf den in dieser Forschungsarbeit identifizierten Erkenntnissen kann gefolgert werden, dass die Erweiterung der nicht-isothermen Abschreckumformung, welche auch als HFQ®-Prozess bezeichnet wird, durch lokal temperierte Werkzeugbereiche die Herstellung von Komponenten mit maßgeschneiderten Bauteileigenschaften bereits während der Umformung ermöglicht. Dadurch ist eine innovative Methode zur effizienten Produktion von Bauteilen mit maßgeschneiderten Eigenschaften vorgestellt worden.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Der Einsatz innovativer Produktionsmethoden, vereint mit der Wiederverwendung von Hochleistungswerkstoffen, ist eine essenzielle Schlüsseltechnologie, um die stetig anwachsenden ökonomischen und ökologischen Forderungen in Einklang zu bringen. Im Mobilitätssektor bieten sich hochfeste Aluminiumlegierungen hinsichtlich ihrer vorteilhaften mechanischen Eigenschaften, gepaart mit der geringen Dichte sowie der Möglichkeit einer vollständigen Recyclingfähigkeit, als zukunftsweisender Leichtbauwerkstoff für die Fortbewegung von morgen an. Infolge der begrenzten Umformbarkeit haben sich in den letzten Jahren thermisch unterstützte Formgebungsmethoden für die versagensfreie Verarbeitung dieser Werkstoffe herauskristallisiert. Besonderes Augenmerk ist auf den Prozess der nicht-isothermen Abschreckumformung zu legen. Dieser Umformprozess vereint die Wärmebehandlung während der formgebenden Operation und ermöglicht die Herstellung kompliziert geformter Geometrien mit hohen finalen Bauteilfestigkeiten. Aufgrund der starken Temperatur- und Abschrecksensitivität ausscheidungshärtbarer, hochfester Aluminiumlegierungen ist die Anpassung der mechanischen Merkmale vor, während als auch nach der Formgebungsoperation realisierbar. Dadurch ist die Erweiterung des Prozesses der Abschreckumformung möglich, welche künftig die effiziente Herstellung von Bauteilen mit lokal maßgeschneiderten Eigenschaften ermöglicht.

Hauptziel dieser Arbeit war, ein grundlegendes Prozessverständnis für die im Rahmen einer modifizierten Abschreckumformung hergestellten Bauteile aus der Aluminiumlegierung AA7075 mit maßgeschneiderten Eigenschaften zu generieren. Zudem stand die Erarbeitung eines zeitdiskreten Charakterisierungsansatzes, welcher die Erfassung des temperaturabhängigen Werkstoffverhaltens in Abhängigkeit thermomechanischer Beanspruchungen ermöglicht, im Fokus der Untersuchungen. Infolge der Vielzahl vorangegangener Studien wurde der Schwerpunkt primär auf den thermomechanisch gekoppelten Umformprozess und nicht auf die nachgelagerte Ausscheidungsoperation gelegt.

Der erste Arbeitsschwerpunkt bestand aus der Identifizierung eines Prozessfensters, einer modifizierten nicht-isothermen Abschreckumformung für die Herstellung von Bauteilen mit maßgeschneiderten Eigenschaften. Hierfür wurde neben Werkzeugbeschichtungen und Zwischenmedien der Ansatz beheizbarer Werkzeugkavitäten verfolgt, um den Einfluss des Abkühlverhaltens hinsichtlich der mechanischen Kennwerte zu bestimmen.

Dabei sind sowohl die werkzeug- als auch prozesseitigen Einflussgrößen einer modifizierten Abschreckumformung sowie die resultierende werkstückbezogene Eigenschaftsverteilung untersucht worden. Es konnte zum einen nachgewiesen werden, dass kohlenstoffbasierte Werkzeugbeschichtungen einen geringen Einfluss auf das Abkühlverhalten haben, und dennoch das tribologische Einsatzverhalten während der kombinierten Abschreck- und Umformoperation positiv beeinflussen. Dies führt neben der Reduktion von Prozesskräften auch zu einer homogeneren Blechdickenverteilung der hergestellten Bauteile. Zum anderen konnte nachgewiesen werden, dass das Abkühlverhalten von weiteren Einflussfaktoren abhängig ist. Dabei stellten sich die Werkzeugtemperatur und Haltedauer im Werkzeug als Haupteinflussfaktoren heraus, welche auch den größten Einfluss auf die resultierenden mechanischen Werkstoffkennwerte haben. Es wurde festgestellt, dass grundsätzlich mit ansteigender Werkzeugtemperatur und Verweildauer die Werkstofffestigkeit abnimmt und die Duktilität ansteigt. So konnte gegenüber dem Ausgangszustand eine Duktilitätssteigerung um bis zu 42,2 % und eine Festigkeitsreduktion von etwa 54,8 % erreicht werden. Allerdings ist eine pauschalisierte Feststellung, dass mit ansteigender Werkzeugtemperatur und Haltedauer die Werkstofffestigkeit abnimmt und die Duktilität ansteigt, nicht möglich, da bei hohen Temperaturen und Verweilzeiten teilweise umgekehrte Effekte beobachtbar sind. Die Ursache ist auf die starke Temperatur- und Abkühlsensitivität der sich bildenden Ausscheidungen des Legierungssystems zurückzuführen.

Im Anschluss an die Sensitivitätsanalyse wurden die Ursache-Wirkungszusammenhänge bei der partiellen Abschreckumformung untersucht. Hierfür ist der Einfluss global divergenter Werkzeug- und Prozessgrößen auf lokal variabel temperierte Werkzeugkavitäten übertragen und hinsichtlich des Abkühlverhaltens sowie der mechanischen Werkstoffeigenschaften identifiziert worden. Die Abschreckversuche im örtlich unterschiedlich temperierten Plattenwerkzeug veranschaulichen, dass mit ansteigender Werkzeugtemperatur die Temperaturdifferenzzone zunimmt und mechanische Übergangsbereiche von bis zu 50 mm entstehen. Die abgeschreckten Blechhalbzeuge weisen gegenüber dem Ausgangswerkstoff bei einer lokalen Werkzeugtemperaturkombination von 20 °C und 350 °C eine partielle Festigkeitsreduktion um -59 % und eine Duktilitätssteigerung von 31,2 % auf. Durch die Verwendung des thermomechanischen Simulators wurde das Fließ- und Bruchverhalten des Versuchswerkstoffs in Abhängigkeit von variierenden thermischen Vorkonditionierungen vergleichend untersucht. Dabei ist belegt worden, dass das Fließverhalten vor allem mit

abnehmender Prüftemperatur zunehmend von der jeweiligen Vorbehandlung beeinflusst wird. Zudem konnte nachgewiesen werden, dass Werkstoffe nach einer vorgeschalteten Lösungsglühoperation temperaturunabhängig eine höhere Duktilität aufweisen. Der Einsatz modifizierter Abschreckbleche ermöglichte zudem die wechselwirkungsfreie Identifizierung des mechanischen Werkstoffverhaltens in Abhängigkeit unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen und plastischer Vorkonditionierungen. Dies gestattet Rückschlüsse auf das Ausscheidungspotenzial, bedingt durch die jeweiligen Werkzeugtemperaturen und mechanischen Vordehnungen. So konnte nachgewiesen werden, dass vor allem bei hohen Werkzeugtemperaturen eine plastische Umformung zu einer signifikanten Duktilitätsabnahme von bis zu -49 % führt.

Bedingt durch die hohe Temperatur- und Abschrecksensitivität des eingesetzten Versuchswerkstoffs ist die Ermittlung der Ursache-Wirkbeziehungen bislang versuchs- und zeitintensiv. Aus diesem Grund wurde unter Zuhilfenahme des thermomechanischen Simulators in Kombination mit dem Laser-Ultraschall-System eine Methode zur zeitdiskreten Erfassung von Gefügeveränderungen in Abhängigkeit der thermischen Probenbeanspruchung erarbeitet. Anschließend erfolgte die Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Abkühlraten, isothermer Halteoperationen bei erhöhten Temperaturen, die Warmauslagerung sowie deren Verknüpfung, um den Prozess der maßgeschneiderten Abschreckumformung in lokal unterschiedlich temperierten Werkzeugen vollständig abzubilden. Hierdurch konnte nachgewiesen werden, dass die berührungslose und zerstörungsfreie Laser-Ultraschallmessung eine geeignete Messmethode zur zeitdiskreten Erfassung von Gefügeveränderungen während einer thermomechanischen Beanspruchung ist.

Das Potenzial der maßgeschneiderten Abschreckumformung wurde anhand von zwei unterschiedlichen Demonstratorbauteilen in Form eines Rechtecknapfes sowie einer miniaturisierten B-Säule bewertet. Zur Erfassung der Wechselwirkung zwischen Formgebung und Halteprozess auf das Umform- und Abkühlverhalten wurden die nicht-isothermen Formgebungsoperationen sowohl numerisch als auch experimentell umgesetzt. Basierend auf Temperaturmessungen, Blechdickenverteilungen und Prozesskräften erfolgte die Validierung zwischen Experiment und Simulation. Aufgrund der hohen Übereinstimmung ist nachgewiesen worden, dass die hinreichend genaue Prognose von Abkühlraten numerisch abbildbar ist. Die anschließende Charakterisierung der umformend hergestellten Bauteile bestätigt die zuvor getroffenen Annahmen der vorangegangenen Abschreck-, Härte-, Zug-, STEM- und Laser-Ultraschalluntersuchungen. Für

beide Komponenten können unterschiedliche Zonen mit variierenden Werkstoffeigenschaften realisiert werden. Die hergestellten Bauteile erreichen ein Festigkeitsspektrum ( $R_m$ ) zwischen 391,5 MPa und 566,0 MPa sowie ein Duktilitätsspektrum ( $A_g$ ) zwischen 8,6 % und 14,6 %. Durchgeführte Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen veranschaulichen, dass die miniaturisierten B-Säulen, welche unter maßgeschneiderten Abschreckbedingungen umformend hergestellt werden, bis zu 30 % der auftretenden Prozesskraft absorbieren und die schnelle Deformation rissfrei überstehen.

Aufgrund der in der vorliegenden Arbeit vorhandenen Ergebnisse ergibt sich ein breites Spektrum an Anwendungsmöglichkeiten sowie weiterer Forschungspotenziale. Die identifizierten Strategien zur Prozessanalyse und zur Ermittlung von Ursache-Wirkmechanismen sind universeller Natur und können auf verschiedenste Geometrien sowie auf andere ausscheidungshärtbare Legierungen übertragen werden. Hierbei bietet sich vor allem die Methode zur zeitdiskreten Erfassung der Gefügeveränderungen an. Zudem ist künftig die Verkürzung der Prozesskette durch in den Formgebungsprozess integrierte partielle Keimbildungs- und Auslagerungsoperationen denkbar. Dadurch könnten verkürzte Prozessketten realisiert werden.

Die Korrosionsbeständigkeit hochfester Aluminiumlegierungen ist im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht worden. Da jedoch hochfeste Aluminiumlegierungen der 7000er Legierungsreihe eine hohe Affinität bezüglich der Spannungsrissskorrosion aufweisen, kann hier der Fokus künftiger Forschungsarbeiten liegen. Ferner stellt die Verarbeitung recycelter Aluminiumlegierungen vor dem Hintergrund der energieaufwendigen Gewinnung von Primäraluminium einen möglichen Forschungsschwerpunkt der Zukunft dar. Deshalb ist die Erweiterung der Prozesskette auf Werkstoffe mit schwankendem Legierungsgehalt vorstellbar. Weiterführend ist die Frage zu klären, welche Fügeoperationen für das Verbinden von Bauteilen mit lokal maßgeschneiderten Eigenschaften geeignet sind.

## 9 Summary and outlook

The use of innovative production methods, combined with recyclable materials, is an essential key technology to balance the increasing economic and ecological demands. In automotive engineering, high-strength aluminum alloys are a future-oriented lightweight construction material for tomorrow's mobility due to their advantageous mechanical properties combined with its low density and recyclability. Due to their limited formability, thermal-assisted forming methods have become an important technology for the failure-free production of these materials in recent years. The non-isothermal hot forming and quenching process must be highlighted in this context. This forming procedure combines a heat treatment operation during the forming process and enables the production of complicated geometries with high final component strength. Because of the strong temperature and quenching sensitivity of precipitation-hardenable, high-strength aluminum alloys, it is possible to modify the mechanical properties before, during and after the forming operation. This makes it possible to improve this forming process, which enables the efficient production of components with tailored properties in the future.

The primary objective of this thesis was the generation of fundamental knowledge regarding the production of components made of the aluminum alloy AA7075 with tailored properties using a modified hot forming and quenching process. In addition, the development of a real-time characterization method, which enables the recording of the temperature-dependent material behavior depending on thermomechanical stresses, was a key aspect of the investigations. Due to the high number of previous studies, the priority was set on the thermomechanical coupled forming process and not on the subsequent aging operation.

Initially, the work focused on identifying a process window for the production of components with tailored properties. In addition to tool coatings and lubricants, heated tool cavities were used to determine the influence on the cooling behavior concerning the mechanical properties. Both the influencing parameters on the tool and the process side for a modified hot forming and quench operation as well as the subsequent properties obtained from the component have been examined. On the one hand, it was proven that carbon-based tool coatings have a minor influence on the cooling behavior but have a positive effect on the tribological behavior during the combined quenching and forming operation. In addition to the reduction of process forces, this leads to a more homogenous sheet

thickness distribution of the manufactured components. On the other hand, it was demonstrated that the cooling behavior depends on other influencing factors. The die temperature and holding duration in the tool proved to be the major influencing factors, which also have the most significant influence on the resulting mechanical material properties. It was shown that the material strength decreases and the ductility increases with increasing tool temperature and holding time. In comparison to the initial condition, an increase in ductility of up to 42.2 % and a reduction in strength of around 54.8 % have been achieved. However, it is not possible to conclude that material strength decreases and ductility increases with increasing tool temperature and holding time because at high temperatures and holding times, the opposite effects can be observed in some cases. This is caused by the strong temperature and cooling sensitivity of the generated precipitations of the used alloy system.

In addition to the sensitivity analysis, the cause-effect relationships in local temperature-controlled cavities have been investigated. For this purpose, the effects of global tempered tools and process parameters were transferred to locally tempered tool cavities and identified concerning the cooling behavior and the mechanical material properties. The quenching tests in the local tempered cavities demonstrated that the temperature difference zone increases with increasing tool temperature and leads to mechanical transition zones of up to 50 mm. The quenched sheets revealed a reduction in strength of -59 % and an increase in ductility of 31.2 % compared to the initial material at a local tool temperature combination of 20 °C and 350 °C. Using a thermomechanical simulator, the flow and fracture behavior of the test material was investigated as a function of varying thermal preconditions. It was proven that the flow behavior is increasingly influenced by the respective preconditioning, especially with decreasing test temperature. It was also demonstrated that the materials exhibit higher ductility after a preliminary solution heat treatment operation, independent of temperature. The use of modified quenching sheets also allowed the interaction-free identification of the mechanical material behavior as a function of different tool temperatures and plastic preconditioning. As a result, it was possible to determine the precipitation potential caused by the respective tool temperatures and mechanical pre-stretching. It was shown that plastic deformation leads to a significant reduction in ductility of up to -49 %, in particular at high tool temperatures.

Due to the high temperature and quenching sensitivity of the used material, the determination of the cause-effect relationships has been time-

consuming. For this reason, a method for the real-time recording of microstructural changes as a function of thermal specimen treatment was developed with the aid of the thermomechanical simulator in combination with a laser-ultrasonic system. Afterwards, the influence of different quench rates, isothermal holding operations at elevated temperatures, artificial aging as well as the combination of these processes were investigated in order to fully represent the process of a tailored hot forming and quench operation in locally different tempered tools. It was demonstrated that non-contact and non-destructive laser ultrasonic measurement is a successful measurement method for the real-time detection of microstructural changes during thermomechanical treatment.

The potential of a tailored hot forming and quench process has been demonstrated by two different prototype components consisting of a rectangular cup and a miniaturized B-pillar. The non-isothermal forming operations have been implemented both numerically and experimentally to determine the interaction between the forming and holding process on the forming and cooling behavior. Based on temperature measurements, sheet thickness distributions, process forces and the microstructure, a validation between experiment and simulation has been carried out. Because of the good correlation, it has been proven that the cooling processes can be predicted numerically with a high accuracy. The subsequent characterization of the formed components confirmed the previously made assumptions of the prior quenching, hardness, tensile and laser ultrasonic tests. For both components, different zones with varying material properties have been achieved. The manufactured components have a strength range ( $R_m$ ) between 391.5 MPa and 566.0 MPa and a ductility spectrum ( $A_g$ ) between 8.6 % and 14.6 %. High-speed tests showed that the miniaturized B-pillars, which were produced by forming under tailor-made quenching conditions, absorb up to 30 % more of the process force and survive the fast deformation without cracking.

Based on the results obtained in the present thesis, there is a large potential for application and further research. The identified methods for process analysis and the determination of cause-and-effect mechanisms are universal and can be applied to a wide variety of geometries as well as to other precipitation-hardenable alloys. The ultrasonic-based real-time detection method for recording microstructural changes is especially useful. In addition, the shortening of the process chain through the use of a partial aging operation integrated into the forming process is also feasible in the future. This would allow shortened process chains to be realized.

The corrosion resistance of high-strength aluminum is not part of this work. Nevertheless, high-strength aluminum alloys of the 7000 series have a high affinity in terms of stress corrosion cracking, which may be the focus of future research work. Furthermore, the recycling of aluminum alloys is a potential future research focus because of the energy-intensive extraction of primary aluminum. Therefore, the extension of the process chain to materials with varying alloy content is possible. In addition, it is necessary to clarify which joining operations are suitable for joining components with locally customized properties.

## Literaturverzeichnis

- [1] <https://www.overshootday.org/content/uploads/2020/06/Earth-Overshoot-Day-2020-Calculation-Research-Report.pdf>,  
(abgerufen am: 31.01.2024)
- [2] <https://www.bundesregierung.de/breg-de/schwerpunkte/klimaschutz/klimaschutzgesetz-2021-1913672>
- [3] Klell, M.; Eichlseder, H.; Trattner, A.: Wasserstoff in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018, 4. Auflage
- [4] <https://www.businessinsider.de/wirtschaft/lucid-motors-ceo-kritisiert-optimierung-von-elektroauto-batterien-p4/>,  
(abgerufen am: 20.04.2022)
- [5] Mock, P.: Reduktion von CO<sub>2</sub> und Kraftstoffverbrauch bei neuen Pkw: Abschätzung des kurzfristigen technischen Potenzials in der EU, 2013, (abgerufen am: 10.10.2022)
- [6] Ickert, L., Thomas, D., Tröster, T. u. Eckstein, L. (Hrsg.): Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch belastungsgerechte Gestaltung und innovative Lösungen für lokale Verstärkungen von Fahrzeugstrukturen in Mischbauweise. Verband der Automobilindustrie e.V, 2012
- [7] Quicker, P.; Stockschläder, J.: Möglichkeiten und Grenzen der Entsorgung carbonfaserverstärkter Kunststoffabfälle in thermischen Prozessen. Dessau-Roßlau: Umweltbundesamt, 2020
- [8] Neugebauer, R.; Schieck, F.; Polster, S.; Mosel, A.; Rautenstrauch, A.; Schönherr, J.; Pierschel, N.: Press hardening - An innovative and challenging technology. Archives of Civil and Mechanical Engineering 12(2012) 2, 113–118
- [9] Hirsch, J.: Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. Mater. Trans. 52(2011) 5, 818–824
- [10] Starke, E. A.; Staley, J. T.: Application of modern aluminum alloys to aircraft. Progress in Aerospace Sciences 32(1996) 2-3, 131–172
- [11] Garrett, R. P.; Lin, J.; Dean, T. A.: Solution Heat Treatment and Cold Die Quenching in Forming AA 6xxx Sheet Components:

- Feasibility Study. *Advanced Materials Research* 6-8(2005), 673–680
- [12] Maikranz-Valentin, M.; Weidig, U.; Schoof, U.; Becker, H.-H.; Steinhoff, K.: Components with Optimised Properties due to Advanced Thermo-mechanical Process Strategies in Hot Sheet Metal Forming. *Steel Research International* 79(2008) 2, 92–97
- [13] Sajadifar, S. V.; Scharifi, E.; Weidig, U.; Steinhoff, K.; Niendorf, T.: Effect of Tool Temperature on Mechanical Properties and Microstructure of Thermo-Mechanically Processed AA6082 and AA7075 Aluminum Alloys. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 75(2020) 3, 177–191
- [14] Kessler, O.; Irretier, A.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: High-Pressure Gas Quenching during Age Hardening of Aluminium Alloys. *Materials Science Forum* 396-402(2002), 1175–1180
- [15] Benz & Co. in Mannheim: Fahrzeug mit Gasmotorenbetrieb. Patent DE 37435A, 1886
- [16] McCullough, D. G.: *The Wright brothers*. New York: Simon & Schuster Paperbacks, 2016, First Simon & Schuster paperback edition
- [17] Rodrigue, J.-P.: *The Geography of Transport Systems*. Milton: Taylor & Francis Group, 2020, Fifth edition
- [18] Niculescu-Mizil, P.; Badea, V. E.: *Blockchain in Aerospace Towards Transformational Air Travel*(2020)
- [19] Cohen, J.: Do cars have a weight problem? <https://thehustle.co/02102022/>, (abgerufen am: 15.03.2022)
- [20] Friedrich, H. E.: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013
- [21] Schütz, T.: *Hucho - Aerodynamik des Automobils*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013, 6. Auflage
- [22] Wiedemann, M.: *Systemleichtbau für die Luftfahrt*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2022
- [23] Young climate activists join Greta Thunberg for first major Fridays for Future strikes of pandemic. *The Washington Post*(2021)
- [24] Meghwar, A.; Ul-Haq, L.; Irshad, N.: *Techno Economic Evaluation of Off-grid Hybrid Solar-Wind Power System for Village Malo*

- Bheel, Tharparkar Sindh Pakistan. American Journal of Energy Research 5(2017) 2, 28–34
- [25] Teuerung zieht an. Rohstoffpreise schüren Inflationsängste. <https://www.tagesschau.de/wirtschaft/konjunktur/rohstoff-preisrally-inflation-101.html>, (abgerufen am: 15.03.2022)
- [26] Lave; Lester B.: Conflicting Objectives in Regulating the Automobile. American Association for the Advancement of Science(1981) 4497, 893–899
- [27] Klein, B.; Gänsicke, T.: Leichtbau-Konstruktion. Dimensionierung, Strukturen, Werkstoffe und Gestaltung. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2019, 11. Auflage
- [28] <https://industrie.de/allgemein/elektrofahrzeuge-mit-bester-co2-bilanz/>, (abgerufen am: 15.03.2022)
- [29] <https://www.european-aluminium.eu/resource-hub/environmental-profile-report-2018/>, (abgerufen am: 15.03.2022)
- [30] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2014, 3. Auflage
- [31] Vargel, C.: Corrosion of Aluminium. Oxford: Elsevier Science & Technology, 2004
- [32] <https://www.ingenieur.de/fachmedien/konstruktion/werkstoffe/studie-zeigt-potenzial-von-aluminium-in-der-autoindustrie/>, (abgerufen am: 14.03.2022)
- [33] Wärmebehandlung von Aluminium-Legierungen. Merkblatt W7, Gesamtverband der Aluminiumindustrie, Düsseldorf 2007
- [34] Singh, K.; Nayak, R. K.; Das, D.; Sahoo, S.: Improvement of Hardness of Short Fork (6082 Alloy). A Case Study. Materials Today: Proceedings(2019) 18, 2515-2519
- [35] Guan, R.; Lou, H.; Huang, H.; Liang, X.; Xiao, X.; Li, H.; Li, F.; Wang, J.; Yun, X.; Zeng, L.: Development of Aluminum Alloy Materials: Current Status, Trend, and Prospects. Chinese Journal of Engineering Science 22(2020) 5
- [36] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. Berlin, Heidelberg: Springer, 2005, 9. Auflage

- [37] Merklein, M.: Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2006
- [38] Roos, E.; Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure. Berlin, Heidelberg: Springer, 2011, 4. Auflage
- [39] Dehghani, K.; Nekahi, A.; Mirzaie, M. A. M.: Using response surface methodology to optimize the strain aging response of AA5052. *Materials Science and Engineering: A* 527(2010) 27-28, 7442-7451
- [40] Bergmann, W.; Leyens, C.: *Werkstofftechnik 2. Anwendung*. München: Hanser, 2021, 5. Auflage
- [41] Luo, S.; Wang, G.; Hu, Y.; Zhong, Y.; Rong, Y.: Effect of quenching rate and its coupling model on precipitation and strength of Al-Cu-Cd alloys. *Materials Science and Engineering: A* 761(2019) 1
- [42] Shanmugasundaram, P.; Dahle, A. K.: Heat Treatment of Aluminum Alloys. In: *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier, 2018
- [43] Milkereit, B.: Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen. *Forschungsberichte des Lehrstuhls für Werkstofftechnik der Universität Rostock*. Aachen, 2011
- [44] Kammer, C.: *Aluminium Taschenbuch 1. Grundlagen und Werkstoffe*. Berlin: Beuth, 2021, 17. Auflage
- [45] Keßler, O.: Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen. Teil 1. *Der Wärmebehandlungsmarkt*(2001), 5-8
- [46] Liang, Z.: *Clustering and Precipitation in Al-Mg-Si Alloys*. Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie, 2012
- [47] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2019
- [48] Healey, J. T.: *Guinier-Preston zone evolution in 7075 aluminum*. Dissertation. Creative Media Partners, 1976
- [49] Birkert, A.; Haage, S.; Straub, M.: *Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2013
- [50] Arnold, B.: *Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2013

- [51] Kelly, A.; Fine, M.: The strength of an alloy containing zones. *Acta Metallurgica* 5(1957) 7, 365–367
- [52] Orowan, E.: Zur Kristallplastizität. III. *Zeitschrift für Physik* 89(1934) 9–10, 634–659
- [53] Petkov, T.; Künstner, D.; Pabel, T.; Faerber, K.; Kneißl, C.; Schumacher, P.: Optimierung der Wärmebehandlung einer AlMgSi-Gusslegierung(2012) 59
- [54] D.M. Finch; S.P. Wilson; J.E. Dorn: Deep drawing aluminium alloys at elevated temperatures. Part I: Deep drawing cylindrical cups. *Trans. ASM*(1946) 36, 254–289
- [55] Adam, G.; Balint, D.; Dean, T.; Dear, J.; El, F. O.; Foster, A.; Lin, J.; Wang, L.: A method of forming parts from sheet metal alloy. Patent WO2015136299 (A2), 2015
- [56] Paul Oberhauser; Torsten Grohmann; Nikolay Sotirov; Peter Schulz: Performance of High Strength AlZnMg(Cu) Aluminium Alloys after W-Temper and Warmforming. In: TTP 2013
- [57] Smeyers, A. A. M.; Khosla, S.: Production of formed automotive structural parts from AA7xxx-series aluminium alloys. Patent WO2014040939A1, 2014
- [58] Behrens, B.-A.; Hübner, S.; Vogt, H.: Umformung von höchstfesten Aluminiumlegierungen. *Werkstattstechnik online* 107(2017) 10, 695–699
- [59] Argandoña, E. S. de; Galdos, L.; Ortubay, R.; Mendiguren, J.; Agirretxe, X.: W-temper forming of AA7075 aluminum alloys as an alternative to the warm and hot stamping(2015)
- [60] Choi, Y.; Lee, J.; Panicker, S. S.; Jin, H.-K.; Panda, S. K.; Lee, M.-G.: Mechanical properties, springback, and formability of W-temper and peak aged 7075 aluminum alloy sheets: Experiments and modeling. *International Journal of Mechanical Sciences* 170(2020)
- [61] Günzel, J.; Suckow, T.; Veitenheimer, C.-V.; Hauß, J.; Groche, P.: Robuste W-Temper-Umformung von hochfestem Aluminium. *Werkstattstechnik online* 110(2020) 10, 697–703
- [62] Rigas, N.; Schmid, H.; Merklein, M.: Comparison of different forming methods on deep drawing and springback behavior of high-strength aluminum alloys. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng* 1157(2021) 1

- [63] Lee, J.; Bong, H. J.; Kim, D.; Lee, Y.-S.; Choi, Y.; Lee, M.-G.: Application of Combined W-Temper and Cold Forming Technology to High-Strength Aluminum Alloy Automotive Parts. *JOM* 71(2019) 12, 4393–4404
- [64] Argandoña, E.; Galdos, L.; Ortubay, R.; Mendiguren, J.; Agirretxe, X.: Room temperature forming of AA7075 aluminum alloys. W-Temper Process. *Key Engineering Materials*(2015), 199–204
- [65] Degner, J.; Merklein, M.: Efficient Aluminium – Anwendung hochfester Aluminiumlegierungen im modernen Karosseriebau. Tagungsband des 37. EFB-Kolloquiums Blechverarbeitung(2017), 219–231
- [66] Oberhauser, P.: Korrosionsverhalten von aushärtbaren Aluminiumlegierungen für den Karosseriebau. 3-Länder-Korrosionstagung. Österreich, 2017
- [67] Zadpoor, A. A.; Sinke, J.; Benedictus, R.: Mechanics of Tailor Welded Blanks: An Overview. *Key Engineering Materials* 344(2007), 373–382
- [68] Kopp, R.; Böhlke, P.: A New Rolling Process for Strips with a Defined Cross Section. *CIRP Annals* 52(2003) 1, 197–200
- [69] Lamprecht, K.; Geiger, M.: Characterisation of the Forming Behaviour of Patchwork Blanks. *Steel Research International* 76(2005) 12, 910–915
- [70] 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, 151–164
- [71] Geiger, M.; Merklein, M.; Vogt, U.: Aluminum tailored heat treated blanks. *Production Engineering* 3(2009) 3, 401–410
- [72] 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* 10(2016) 4-5, 391–398
- [73] Kahrimanidis, A.; Lechner, M.; Degner, J.; Wortberg, D.; Merklein, M.: Process Design of Aluminum Tailor Heat Treated Blanks. *Materials* 8(2015) 12, 8524–8538

- [74] Hofmann, A.: Deep drawing of process optimized blanks. *Journal of Materials Processing Technology* 119(2001) 1-3, 127-132
- [75] Uwe Vogt: *Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks*. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2009
- [76] Siebel, E.; Beisswänger, H.: Ziehversuche mit hartgewalzten und partiell geglühten Ronden zur Erhöhung des Ziehverhältnisses. *Mitteilung aus der Staatlichen Materialprüfanstalt an der Technischen Hochschule Stuttgart*(1953) 7, 89-93
- [77] Vollertsen, F.; Lange, K.: Enhancement of Drawability by Local Heat Treatment. *CIRP Annals* 47(1998) 1, 181-184
- [78] Merklein, M.; Böhm, W.; Lechner, M.: Tailoring Material Properties of Aluminum by Local Laser Heat Treatment. *Physics Procedia* 39(2012) 4-5, 232-239
- [79] Wiesenmayer, S.; März, R.; Merklein, M.: Numerical study on local short-term heat treatments for joining by forming of high-strength 7xxx aluminum. *Production Engineering* 17(2023) 6, 829-845
- [80] Degner, J.; Suttner, S.; Tsoupis, I.; Lechner, M.; Merklein, M.: Manufacturing of Innovative Aluminum Components by Combining Shear Cutting Operation and Tailor Heat Treated Blank Techniq. In: *ICAFT 2015*, 193-208
- [81] Graser, M.; Wiesenmayer, S.; Müller, M.; Merklein, M.: Application of Tailor Heat Treated Blanks technology in a joining by forming process. *Journal of Materials Processing Technology* 264(2019) 10, 259-272
- [82] Rigas, N.; Merklein, M.: Numerical and experimental investigations for distortion-reduced laser heat treatment of aluminum. *Prod. Eng. Res. Devel.*(2021) 15, 479-488
- [83] DIN 8582:2003-09. *Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht*. Beuth Verlag GmbH
- [84] N. Sotirov; P. Simon; T. Waltenberger; D. Uffelman; C. Melzer: Verbessertes Umformverhalten von höchstfesten 7xxx-Aluminiumblechen durch Halbwarmumformen. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 66(2011) 1, 37-43

- [85] Grohmann, T.: Forming of AMAG 7xxx Series Aluminium Sheet Alloys(2016)
- [86] Novotny, S.: Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur, Bd. 137. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2002
- [87] Wang, H.; Luio, Y.-B.; Friedman, P.; Chen, M.; Gao, L.: Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA7075. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 22(2012) 1, 1–7
- [88] Huo, W. T.; Guo, M. X.; Hou, L. G.; Cui, H.; Sun, T. T.; Zhuang, L. Z.; Zhang, J. S.: Recrystallization Behavior of High-Strength AA 7075 Alloy Processed by New Short-Cycled Thermo-Mechanical Processing. Materials Science Forum 794-796(2014), 1269–1274
- [89] Huo, W.; Hou, L.; Zhang, Y.; Zhang, J.: Warm formability and post-forming microstructure/property of high-strength AA 7075-T6 Al alloy. Materials Science and Engineering: A(2016), 44–54
- [90] Cai, Z. H.; Batthyány, P.; Dhawan, S.; Zhang, Q. L.; Sun, Y. H.; Luan, X.; Wang, L. L.; Gharbi, M. M.: Study of Springback for High Strength Aluminium Alloys Under Hot Stamping. Advanced High Strength Steel and Press Hardening(2019), 117–121
- [91] Heller, C.: Umformen von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen. Berichte über Fertigungsforschung. Aachen: Shaker- Verlag, 1992
- [92] Bariani, P. F.; Bruschi, S.; Ghiotti, A.; Michieletto, F.: Hot stamping of AA5083 aluminium alloy sheets. CIRP Annals 62(2013) 1, 251–254
- [93] Fan, X.; He, Z.; Zhou, W.; Yuan, S.: Formability and strengthening mechanism of solution treated Al–Mg–Si alloy sheet under hot stamping conditions. Journal of Materials Processing Technology 228(2016), 179–185
- [94] Neugebauer, R.; Altan, T.; Geiger, M.; Kleiner, M.; Sterzing, A.: Sheet metal forming at elevated temperatures. CIRP Annals 55(2006) 2, 793–816
- [95] Rashid, M. S.; Kim, C.; Ryntz, E. F.; Saunders, F. I.; Verma, R.; Kim, S.: Quick plastic forming of aluminium alloy sheet metal: EP1142654A2
- [96] VDI 3146 Blatt 1:1999-03. Innenhochdruck-Umformen - Grundlagen - Blett 1. Beuth Verlag GmbH

- [97] Li, G.; Ding, H.; Wang, J.; Zhang, N.; Hou, H.: Superplastic Tensile Deformation Behavior and Microstructural Evolution of Al–Zn–Mg–Cu Alloy. *Metals* 9(2019) 9, 941
- [98] Krajewski, P. E.; Schroth, J. G.: Overview of Quick Plastic Forming Technology. *Materials Science Forum* 551-552(2007), 3–12
- [99] McNelley, T. R.; Oh-Ishi, K.; Zhilyaev, A. P.; Swaminathan, S.; Krajewski, P. E.; Taleff, E. M.: Characteristics of the Transition from Grain-Boundary Sliding to Solute Drag Creep in Superplastic AA5083. *Metallurgical and Materials Transactions A* 39(2008) 1, 50–64
- [100] Ridderstrale, C.-E.: Manufacturing a hardened steel article: GB1490535A, 1977
- [101] Merklein, M.; Lechler, J.: Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. *Journal of Materials Processing Technology* 177(2006) 1-3, 452–455
- [102] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2009
- [103] Berglund, G. (Hrsg.): The History of Hardening of Boron Steel in Northern Sweden. , 2008
- [104] Lin, J.; Dean, T.; Garrett, R. P.; Foster, A.: Process for forming metal alloy sheet components. Patent WO 059242, 2008
- [105] Foster, A.; Dean, T. A.; Lin, J.: Process for forming aluminium alloy sheet components. Patent US 0152416 A1, 2012
- [106] Haoxiang Gao: Study of HFQ forming process on lightweight alloy components. London U.K., 2017
- [107] Liu, X.; Ji, K.; Fakir, O. E.; Fang, H.; Gharbi, M. M.; Wang, L.: Determination of the interfacial heat transfer coefficient for a hot aluminium stamping process. *Journal of Materials Processing Technology* 247(2017), 158–170
- [108] Zheng, K.; Politis, D. J.; Wang, L.; Lin, J.: A review on forming techniques for manufacturing lightweight complex—shaped aluminium panel components. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 1(2018) 2, 55–80

- [109] Mendiguren, J.; Argandona, E. S. de; Galdos, L.: Hot stamping of AA7075 aluminum sheets. *Materials Science and Engineering*(2016) 159
- [110] Takata, K.: Warm Forming of Aluminum Alloys. *Nippon Steel Technical Report*(2013) 103
- [111] Mohamed, M. S. K.: An investigation of hot forming quench process for AA6082 aluminium alloys. London, U.K.: Imperial College, 2010
- [112] Degner, J.: Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess. Erlangen: FAU University Press, 2019
- [113] Jerina, J.; Kalin, M.: Initiation and evolution of the aluminium-alloy transfer on hot-work tool steel at temperatures from 20 °C to 500 °C. *Wear* 319(2014) 1-2, 234-244
- [114] Snilsberg, K. E.; Welo, T.; Moen, K. E.; Holmedal, B.; Jensrud, O.; Koroschetz, C.: A new tribological system test for integrated hot forming and die quenching of aluminium alloy sheets. *ESAFORM Conference on Material Forming*(2017), 120007
- [115] Rigas N.; Degner, J.; Berendt, E.; Junker, F.; Merklein, M.: Characterisation of new lubrication systems for hot forming of high strength aluminum alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 651(2019), 12013
- [116] Nowak, P.; Kucharska, K.; Kamiński, M.: Ecological and Health Effects of Lubricant Oils Emitted into the Environment. *Int J Environ Res Public Health* 16(2019) 16
- [117] Behrens, B.-A.; Nürnberger, F.; Bonk, C.; Hübner, S.; Behrens, S.; Vogt, H.: Influences on the formability and mechanical properties of 7000-aluminum alloys in hot and warm forming. *Journal of Physics: Conference Series*(2017), 1-8
- [118] Wang, L.; Strangwood, M.; Balint, D.; Lin, J.; Dean, T. A.: Formability and failure mechanisms of AA2024 under hot forming conditions. *Materials Science and Engineering: A* 528(2011) 6, 2648-2656

- [119] Horn, A.; Merklein, M.: Investigation of the Microstructural Evolution during Hot Stamping of a Carburized Complex Phase Steel by Laser-Ultrasonics. *Materials* 14(2021) 8
- [120] Merklein, M.; Lechler, J.; Geiger, M.: Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5. *CIRP Annals* 55(2006) 1, 229–232
- [121] Zheng, K.; Dong, Y.; Zheng, J.-H.; Foster, A.; Lin, J.; Dong, H.; Dean, T. A.: The effect of hot form quench (HFQ<sup>®</sup>) conditions on precipitation and mechanical properties of aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A* 761(2019), 138017
- [122] Zhang, W.; Li, H.; Hu, Z.; Hua, L.: Investigation on the deformation behavior and post-formed microstructure/properties of AA7075-T6 alloy under pre-hardened hot forming process. *Materials Science and Engineering: A* 792(2020), 139749
- [123] Zhou, P.; Song, Y.; Hua, L.; Lu, J.; Zhang, J.; Wang, F.: Mechanical behavior and deformation mechanism of 7075 aluminum alloy under solution induced dynamic strain aging. *Materials Science and Engineering: A* 759(2019), 498–505
- [124] Zhou, J.; Wang, B.; Lin, J.; Fu, L.: Optimization of an aluminum alloy anti-collision side beam hot stamping process using a multi-objective genetic algorithm. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 13(2013) 3, 401–411
- [125] Xiao, W.; Wang, B.; Zheng, K.: An experimental and numerical investigation on the formability of AA7075 sheet in hot stamping condition. *Int J Adv Manuf Technol* 92(2017) 9-12, 3299–3309
- [126] Liu, Y.; Zhu, Z.; Wang, Z.; Zhu, B.; Wang, Y.; Zhang, Y.: Flow and friction behaviors of 6061 aluminum alloy at elevated temperatures and hot stamping of a B-pillar. *Int J Adv Manuf Technol* 96(2018) 9-12, 4063–4083
- [127] Zheng, K.; Zhu, L.; Lin, J.; Dean, T. A.; Li, N.: An experimental investigation of the drawability of AA6082 sheet under different elevated temperature forming processes. *Journal of Materials Processing Technology* 273(2019), 116225
- [128] Ma, W.; Wang, B.; Lin, J.; Tang, X.: Influence of process parameters on properties of AA6082 in hot forming process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 27(2017) 11, 2454–2463

- [129] Harrison, N. R.; Luckey, S. G.: Hot Stamping of a B-Pillar Outer from High Strength Aluminum Sheet AA7075. SAE International Journal of Materials and Manufacturing 7(2014) 3, 567–573
- [130] Koroschet, C.; Skrikerud, M.; Jönsson, L.: Lightweight Design with Temperature Assisted Forming of Steel and Aluminium Sheets. Advanced High Strength Steel and Press Hardening(2016), 620–632
- [131] Schuster, P.; Österreicher, J.; Kirov, G.; Sommitsch, C.; Kessler, O.; Mukeli, E.: Characterisation and Comparison of Process Chains for Producing Automotive Structural Parts from 7xxx Aluminium Sheets. Metals 9(2019) 3, 305
- [132] Brune, M.: Experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Optimierung der Wärmeübertragung in Rekuperatorbrennern. Dissertation. Bochum, 2005
- [133] Schack, A.: Der industrielle Wärmeübergang. Für Praxis und Studium; mit erläuternden Zahlenbeispielen. Düsseldorf: Verl. Stahleisen, 1983, 8. Aufl.
- [134] Hannoschöck, N.: Wärmeleitung und -transport. Grundlagen der Wärme- und Stoffübertragung. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018
- [135] Svec, T.; Merklein, M.: Auswirkungen spezifischer Abkühlbedingungen auf den Wärmeübergang bei Presshärtprozessen. Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung(2010)
- [136] Chang, Y.; Tang, X.; Zhao, K.; Hu, P.; Wu, Y.: Investigation of the factors influencing the interfacial heat transfer coefficient in hot stamping. Journal of Materials Processing Technology 228(2016) 3, 25–33
- [137] Kopp, R.; Wiegels, H.: Einführung in die Umformtechnik. Aachen: Mainz, 1999, 2. Auflage
- [138] Muvunzi, R.; Dimitrov, D. M.; Matope, S.; Harms, T. M.: Heat transfer in a hot stamping process: a review. R & D Journal of the South African Institution of Mechanical Engineering(2017) 33, 75–84

- [139] Schell, L.: Entwicklungsmethodik für transparente Modellversuche in der Blechumformung am Beispiel von Wärmeübergangskoeffizienten und Tribologie. Darmstadt, 2024
- [140] Geiger, M.; Merklein, M.; Hoff, C.: Determination of Data for the Hot Stamping Process. Production Engineering. Annals of the German Academic Society for Production Engineering. , 2006, 5-8
- [141] Stöcker, H. (Hrsg.): Taschenbuch der Physik. Formeln, Tabellen, Übersichten. Frankfurt am Main: Harri Deutsch, 1998, 3. Auflage
- [142] Xiao, W.; Wang, B.; Zheng, K.; Zhou, J.; Lin, J.: A study of interfacial heat transfer and its effect on quenching when hot stamping AA7075. Archives of Civil and Mechanical Engineering 18(2018) 3, 723-730
- [143] Omer, K.; Butcher, C.; Worswick, M.: Calculation and validation of heat transfer coefficient for warm forming operations. AIP Conference Proceedings. Author(s), 2017, 120004
- [144] Omer, K.; Butcher, C.; Worswick, M.: Characterization of heat transfer coefficient for non-isothermal elevated temperature forming of metal alloys. International Journal of Material Forming 13(2020) 2, 177-201
- [145] Ying, L.; Gao, T.; Dai, M.; Hu, P.: Investigation of interfacial heat transfer mechanism for 7075-T6 aluminum alloy in HFQ hot forming process. Applied Thermal Engineering 118(2017), 266-282
- [146] DIN EN 485-2:2018. Aluminium und Aluminiumlegierungen – Bänder, Bleche und Platten - Teil 2: Mechanische Eigenschaften. Beuth Verlag GmbH
- [147] Werkstoffdatenblatt EN AW-7075/AlZn5,5MCu.  
[https://datenblaetter.thyssenkrupp.ch/en\\_aw\\_7075\\_0717.pdf](https://datenblaetter.thyssenkrupp.ch/en_aw_7075_0717.pdf),  
(abgerufen am: 14.02.2024)
- [148] Milkereit, B.; Österreich, M.; Schuster, P.; Kirov, G.; Mukeli, E.; Kessler, O.: Dissolution and Precipitation Behavior for Hot Forming of 7021 and 7075 Aluminum Alloys. Metals 8(2018) 7, 531
- [149] Scharifi, E.; Savaci, U.; Kavaklioglu, Z. B.; Weidig, U.; Turan, S.; Steinhoff, K.: Effect of thermo-mechanical processing on quench-induced precipitates morphology and mechanical properties in high strength AA7075 aluminum alloy. Materials Characterization 174(2021) A, 111026

- [150] Gjønnnes, J.; Simensen, C.: An electron microscope investigation of the microstructure in an aluminium-zinc-magnesium alloy. *Acta Metallurgica* 18(1970) 8, 881–890
- [151] Bendo, A.; Matsuda, K.; Lervik, A.; Tsuru, T.; Nishimura, K.; Nunomura, N.; Holmestad, R.; Marioara, C. D.; Shimizu, K.; Toda, H.; Yamaguchi, M.: An unreported precipitate orientation relationship in Al-Zn-Mg based alloys. *Materials Characterization* 158(2019) 2, 109958
- [152] Nicolas, M.; Deschamps, A.: Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments. *Acta Materialia* 51(2003) 20, 6077–6094
- [153] Shaeri, M. H.; Shaeri, M.; Salehi, M. T.; Seyyedain, S. H.; Abutalebi, M. R.: Effect of equal channel angular pressing on aging treatment of Al-7075 alloy. *Progress in Natural Science: Materials International* 25(2015) 2, 159–168
- [154] Park, J. K.; Ardell, A. J.: Microstructures of the commercial 7075 Al alloy in the T651 and T7 tempers. *Metallurgical Transactions A*(1983) 14 A, 1957–1965
- [155] DeIasi, R.; Adler, P. N.: Calorimetric studies of 7000 series aluminum alloys: I. Matrix precipitate characterization of 7075. *Metallurgical Transactions A*(1977) 8A, 1177–1183
- [156] Adler, P. N.; DeIasi, R.: Calorimetric studies of 7000 series aluminum alloys: II. Comparison of 7075, 7050 and RX720 alloys. *Metallurgical Transactions A*(1977) 8A, 1185–1190
- [157] DIN EN 573-1:2004:00.2005-02. Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug. Beuth Verlag GmbH
- [158] Omer, K.; Abolhasani, A.; Kim, S.; Nikdejad, T.; Butcher, C.; Wells, M.; Esmaeili, S.; Worswick, M.: Process parameters for hot stamping of AA7075 and D-7xxx to achieve high performance aged products. *Journal of Materials Processing Technology*(2018), 170–179
- [159] Liu, S.; Zhong, Q.; Zhang, Y.; Liu, W.; Zhang, X.; Deng, Y.: Investigation of quench sensitivity of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys by time-temperature-properties diagrams. *Materials & Design* 31(2010) 6, 3116–3120

- [160] Davis, J. R. (Hrsg.): Heat Treating of Aluminum Alloys, Volume 4: Heat Treating. Materials Park, Ohio: ASM Internat., 1991
- [161] Graf, G.; Spoerk-Erdely, P.; Staron, P.; Stark, A.; Mendez Martin, F.; Clemens, H.; Klein, T.: Quench rate sensitivity of age-hardenable Al-Zn-Mg-Cu alloys with respect to the Zn/Mg ratio: An in situ SAXS and HEXRD study. *Acta Materialia* 227(2022), 117727
- [162] Jung, S.-H.; Bae, G.; Kim, M.; Lee, J.; Song, J.; Park, N.: Effect of natural aging time on anisotropic plasticity and fracture limit of Al7075 alloy. *Materials Today Communications* 31(2022), 103553
- [163] Lloyd, D. J.; Chaturvedi, M. C.: A calorimetric study of aluminium alloy AA-7075. *Journal of materials science*(1982) 17, 1819–1824
- [164] Emani, S. V.; Benedyk, J.; Nash, P.; Chen, D.: Double aging and thermomechanical heat treatment of AA7075 aluminum alloy extrusions. *Journal of Materials Science* 44(2009) 23, 6384–6391
- [165] Hunsicker, H. Y.: Rosenhain Centenary Conference - 3. Materials development present and future 3.6 Development of Al-Zn-Mg-Cu alloys for aircraft. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences* 282(1976) 1307, 359–376
- [166] Zakaria, K. A.; Suhadak, F.; Ali, M. B.; Abdullah, S.; Ghazali, M. J.: Influence of mechanical properties on load sequence effect and fatigue life of aluminium alloy. *J. Mech. Eng. Sci.* 14(2017) 1, 2469–2477
- [167] Jabra, J.; Romios, M.; Lai, J.; Lee, E.; Setiawan, M.; Lee, E. W.; Witters, J.; Abourialy, N.; Ogren, J. R.; Clark, R.; Oppenheim, T.; Frazier, W. E.; Es-Said, O. S.: The Effect of Thermal Exposure on the Mechanical Properties of 2099-T6 Die Forgings, 2099-T83 Extrusions, 7075-T7651 Plate, 7085-T7452 Die Forgings, 7085-T7651 Plate, and 2397-T87 Plate Aluminum Alloys. *J. of Mat. Eng. and Performance* 15(2006) 5, 601–607
- [168] Sevim, I.; Sahin, S.; Cug, H.; Cevik, E.; Hayat, F.; Karali, M.: Effect of Aging Treatment on Surface Roughness, Mechanical Properties, and Fracture Behavior of 6XXX and 7XXX Aluminum Alloys. *Strength of Materials* 46(2014) 2, 190–197

- [169] Kilic, S.; Kacar, I.; Sahin, M.; Ozturk, F.; Erdem, O.: Effects of Aging Temperature, Time, and Pre-Strain on Mechanical Properties of AA7075. *Materials Research* 22(2019) 5, 4273
- [170] Ku, M.-H.; Hung, F.-Y.; Lui, T.-S.; Lai, J.-J.: Enhanced Formability and Accelerated Precipitation Behavior of 7075 Al Alloy Extruded Rod by High Temperature Aging. *Metals* 8(2018) 8, 648
- [171] Zheng, J. K.; Xu, X.; Luo, R.; Zeng, X.; Chen, B.: Degradation of precipitation hardening in 7075 alloy subject to thermal exposure: A Cs-corrected STEM study. *Journal of Alloys and Compounds* 741(2018), 656–660
- [172] Lin, Y. C.; Jiang, Y.-Q.; Zhang, J.-L.; Chen, X.-M.: Influence of Stress-Aging Processing on Precipitates and Mechanical Properties of a 7075 Aluminum Alloy. *Adv. Eng. Mater.* 20(2018) 1, 1700583
- [173] Kolar, M.; Pedersen, K. O.; Gulbrandsen-Dahl, S.; Marthinsen, K.: Combined effect of deformation and artificial aging on mechanical properties of Al–Mg–Si Alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22(2012) 8, 1824–1830
- [174] Zhu, A. W.; Starke, E. A.: Stress aging of Al–xCu alloys: experiments. *Acta Materialia* 49(2001) 12, 2285–2295
- [175] A. Deschamps; F. De Geuser; Z. Horita; S. Lee; G. Renou: Precipitation kinetics in a severely plastically deformed 7075 aluminium alloy. *Acta Materialia*(2014) 66, 105–117
- [176] Sajadifar, S. V.; Krooß, P.; Fröck, H.; Milkereit, B.; Kessler, O.; Niendorf, T.: Effects of Aging under Stress on Mechanical Properties and Microstructure of EN AW 7075 Alloy. *Metals* 11(2021) 7, 1142
- [177] Summers, P. T.; Chen, Y.; Rippe, C. M.; Allen, B.; Mouritz, A. P.; Case, S. W.; Lattimer, B. Y.: Overview of aluminum alloy mechanical properties during and after fires. *Fire Science Reviews* 4(2015) 1, 34
- [178] <https://industrieanzeiger.industrie.de/allgemein/packt-heisse-bleche-ohne-risiko/>, (abgerufen am: 14.02.2024)
- [179] Trzepieciniski, T.; Lemu, H. G.: Recent Developments and Trends in the Friction Testing for Conventional Sheet Metal Forming and Incremental Sheet Forming. *Metals* 10(2020) 1, 47

- [180] Bay, N.; Olsson, D. D.; Andreasen, J. L.: Lubricant test methods for sheet metal forming. *Tribology International* 41(2008) 9-10, 844-853
- [181] Ghiotti, A.; Simonetto, E.; Bruschi, S.: Influence of process parameters on tribological behaviour of AA7075 in hot stamping. *Wear*(2019), 348-356
- [182] Groche, P.; Nitzsche, G.: Temperatureinfluss auf den Adhäsionsverschleiß beim Umformen von Aluminiumblechen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 35(2004) 7, 461-466
- [183] Hu, Y. R.; Gharbi, M. M.; Liang, V.; Zheng, Y.; Politis, D. J.; Wang, L. L.: The Galling Behavior of Advanced Coating Contacts with Aluminium Alloy during Sliding Wear. *Key Engineering Materials* 767(2018), 117-123
- [184] Dong, Y.; Zheng, K.; Fuentes, G.; Dong, H.: Low adhesion effect of novel duplex NC/WC:C coatings against ductile materials at elevated temperatures. *Materials Letters*(2018), 32-35
- [185] Kleiner, M.; Geiger, M.; Klaus, A.: Manufacturing of Lightweight Components by Metal Forming. *CIRP Annals* 52(2003) 2, 521-542
- [186] Feuser, P.; Schweiker, T.; Merklein, M.: Partially hot-formed parts from 22MnB5 – process window, material characteristics and component test results. In: *ICTP*, 408-413
- [187] Svec, T.: Untersuchungen zur Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im partiellen Presshärtprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2015
- [188] Feuser, P. S.: Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge, Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2012
- [189] Lechner, M.: Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglügen. Bamberg: Meisenbach Verlag
- [190] Lechner, M.; Merklein, M.: Verfahren und Werkzeug zur Wärmebehandlung von Aluminiumblechwerkstoff sowie nach

- einem derartigen Verfahren wärmebehandelter Aluminiumblechwerkstoff - European Patent Office - EP 2554288 B1. Patent EP 2 554 288 B1
- [191] Behrens, B.-A.; Vogt, H.; Maier, H. J.; Behrens, S.; Golovko, O.: Tailored Tempering von 7xxx-Aluminiumlegierungen. Hannover: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V, 2021
- [192] Fan, X.; He, Z.; Zheng, K.; Yuan, S.: Strengthening behavior of Al-Cu-Mg alloy sheet in hot forming-quenching integrated process with cold-hot dies. *Materials & Design* 83(2015) 1, 557-565
- [193] Zhu, M. Y.; Zhu, B.; Liu, Y.; Zhang, Y. S.: Investigation on Quench Rate of 7075 Aluminum Alloy Under Hot Stamping Conditions. *World Scientific*(2019), 404-409
- [194] Jiang, Y. F.; Ding, H.: Investigations of interfacial heat transfer efficiency in HFQ® process of high strength aluminum alloy. *Mater. Res. Express* 8(2021) 1, 16507
- [195] Li, Y.; Yu, L.; Zheng, J.-H.; Guan, B.; Zheng, K.: A physical-based unified constitutive model of AA7075 for a novel hot forming condition with pre-cooling. *Journal of Alloys and Compounds* 876(2021) 2, 160142
- [196] Jiang, Y. F.; Ding, H.; Cai, M. H.; Chen, Y.; Liu, Y.; Zhang, Y. S.: Effect of Forming-Die Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of AA7075 Alloy During HFQ® Process. *Transactions of the Indian Institute of Metals* 74(2021) 3, 725-734
- [197] Difference Between In situ and Ex situ, 2018.  
<https://pediaa.com/difference-between-in-situ-and-ex-situ/>,  
(abgerufen am: 22.09.2022)
- [198] Schiebold, K.: Zerstörende und Zerstörungsfreie Werkstoffprüfung. *Werkstoff- und Wärmebehandlungstechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2018
- [199] Lu, J.; Song, Y.; Hua, L.; Zheng, K.; Dai, D.: Thermal deformation behavior and processing maps of 7075 aluminum alloy sheet based on isothermal uniaxial tensile tests. *Journal of Alloys and Compounds* 767(2018), 856-869
- [200] Sun, S.; Liu, P.; Hu, J.; Hong, C.; Qiao, X.; Liu, S.; Zhang, R.; Wu, C.: Effect of solid solution plus double aging on microstructural

- characterization of 7075 Al alloys fabricated by selective laser melting (SLM). *Optics & Laser Technology* 114(2019), 158–163
- [201] Jacumasso, S. C.; Martins, J. d. P.; Carvalho, A. L. M. d.: Analysis of precipitate density of an aluminium alloy by TEM and AFM. *REM - International Engineering Journal* 69(2016) 4, 451–457
- [202] Zhao, H.; Geuser, F. de; Kwiatkowski da Silva, A.; Szczepaniak, A.; Gault, B.; Ponge, D.; Raabe, D.: Segregation assisted grain boundary precipitation in a model Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Acta Materialia* 156(2018) 4, 318–329
- [203] Zhao, J.; Liu, Z.; Bai, S.; Zeng, D.; Luo, L.; Wang, J.: Effects of natural aging on the formation and strengthening effect of G.P. zones in a retrogression and re-aged Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 829(2020) 6, 154469
- [204] Hebbar, S.; Kertsch, L.; Butz, A.: Optimizing Heat Treatment Parameters for the W-Temper Forming of 7xxx Series Aluminum Alloys. *Metals* 10(2020) 10, 1361
- [205] Rowolt, C.; Fröck, H.; Milkereit, B.; Reich, M.; Kowalski, W.; Stark, A.; Kessler, O.: In-situ analysis of continuous cooling precipitation in Al alloys by wide-angle X-ray scattering. *Science and technology of advanced materials* 21(2020) 1, 205–218
- [206] Fröck, H.; Rowolt, C.; Milkereit, B.; Reich, M.; Kowalski, W.; Stark, A.; Kessler, O.: In situ high-energy X-ray diffraction of precipitation and dissolution reactions during heating of Al alloys. *Journal of Materials Science* 56(2021) 35, 19697–19708
- [207] Esmaili, S.; Lloyd, D. J.; Poole, W. J.: Effect of natural aging on the resistivity evolution during artificial aging of the aluminum alloy AA6111. *Materials Letters* 59(2005) 5, 575–577
- [208] Krautkrämer, J.; Krautkrämer, H.: *Werkstoffprüfung mit Ultraschall*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2013, 5. Auflage
- [209] European standard EN ISO 23279:2017. Non-destructive testing of welds — Ultrasonic testing - Characterization of discontinuities in welds. Beuth Verlag GmbH
- [210] DIN EN 15317:2014. Zerstörungsfreie Prüfung – Ultraschallprüfung - Charakterisierung und Verifizierung der Ultraschall-Prüfausrüstung zur Dickenmessung. Beuth Verlag GmbH

- [211] DIN EN 10160:1999. Ultraschallprüfung von Flacherzeugnissen aus Stahl mit einer Dicke größer oder gleich 6mm. Beuth Verlag GmbH
- [212] Schiebold, K.: Zerstörungsfreie Werkstoffprüfung. Ultraschallprüfung. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2015
- [213] Toozandehjani, M.; Matori, K. A.; Ostovan, F.; Mustapha, F.; Zahari, N. I.; Oskoueian, A.: On the correlation between microstructural evolution and ultrasonic properties: a review. *Journal of Materials Science* 50(2015) 7, 2643–2665
- [214] Xue, R.; Xu, D.; Yang, Q.; Wang, X.; Sun, Y.; Zhang, J.: Nondestructive characterization of aluminum grain size using a ring-shaped laser ultrasonic method. *AIP Advances* 12(2022) 4, 45114
- [215] Lypchanskyi, O.; Rigas, N.; Korpała, G.; Merklein, M.; Prahl, U.: Ex-situ and in-situ investigations of the microstructural evolution of AA6082 aluminum alloy during heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*(2023) 870, 144828
- [216] Rigas, N.; Lypchanskyi, O.; Prahl, U.; Merklein, M.: Ultrasound-assisted material characterization: An innovative method for the non-destructive in-situ detection of microstructural changes of high-strength aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*(2024), 118282
- [217] Garcin, T.; Ueda, K.; Militzer, M.: Reverse Austenite Transformation and Grain Growth in a Low-Carbon Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 48(2017) 2, 796–808
- [218] Zhu, Z.; Peng, H.; Xu, Y.; Song, X.; Zuo, J.; Wang, Y.; Shu, X.; Yin, A.: Characterization of Precipitation in 7055 Aluminum Alloy by Laser Ultrasonics. *Metals* 11(2021) 2, 275
- [219] Schweizer, M.; Junge, T.: Innovativer Leichtbau mit Aluminium-Hotforming (HFQ), 2022
- [220] DIN EN ISO 6892-1:2020-06. Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Beuth Verlag GmbH
- [221] DIN EN ISO 7500-1:2018-06. Metallische Werkstoffe - Kalibrierung und Überprüfung von statischen einachsigen Prüfmaschinen - Teil 1: Zug- und Druckprüfmaschinen - Kalibrierung und Überprüfung der Kraftmesseinrichtung. Beuth Verlag GmbH

- [222] DIN EN ISO 6892-2:2018-09. Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur. Beuth Verlag GmbH
- [223] DIN EN ISO 6506-1:2015-02. Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell - Teil 1. Beuth Verlag GmbH
- [224] Tenner, J.: Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen. Erlangen: FAU University Press, 2018
- [225] Scruby, C. B.: Some applications of laser ultrasound. *Ultrasonics* 27(1989) 4, 195-209
- [226] Tariq, F.; Naz, N.; Baloch, R. A.; Faisal: Characterization of Material Properties of 2xxx Series Al-Alloys by Non Destructive Testing Techniques. *Journal of Nondestructive Evaluation* 31(2012) 1, 17-33
- [227] Arguelles, A. P.; Turner, J. A.: Ultrasonic attenuation of polycrystalline materials with a distribution of grain sizes. *The Journal of the Acoustical Society of America* 141(2017) 6, 4347
- [228] Rigas, N.; Garcin, T.; Kuball, C.-M.; Merklein, M.: Development of a novel in-situ measurement method for thermo-mechanically coupled material characterization of high-strength aluminum alloys. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 1284(2023) 1, 12042
- [229] Pereira, M. P.; Abdollahpoor, A.; Rolfe, B. F.; Zhang, P.; Wang, C.: Understanding Wear Conditions during Hot Stamping. *Advanced High Strength Steel and Press Hardening*(2016), 585-590
- [230] Suckow, T.; Bütev Öcal, E.; Groche, P.: A Comparative Study on the Production of a Hat Profile by Roll Forming and Stamping. *Advanced Engineering Materials* 25(2023) 15
- [231] Fan, X.; He, Z.; Yuan, S.; Lin, P.: Investigation on strengthening of 6A02 aluminum alloy sheet in hot forming-quenching integrated process with warm forming-dies. *Materials Science and Engineering: A* 587(2013), 221-227
- [232] Czichos, H.; Habig, K.-H.: *Tribologie-Handbuch. Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik.* Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015, 4. Auflage
- [233] Medea, F.; Ghiotti, A.; Bruschi, S.; Bellin, M.: Novel spraying apparatus to investigate the lubricant deposition on metal sheets at high temperature. In: *AIP Conf. Proc.*, 200017

- [234] Hanna, M. D.: Tribological evaluation of aluminum and magnesium sheet forming at high temperatures. *Wear*(2009) 5-8, 1046–1050
- [235] Ghiotti, A.; Bruschi, S.; Sgarabotto, F.; Bariani, P. F.: Tribological performances of Zn-based coating in direct hot stamping. *Tribology International* 78(2014), 142–151
- [236] Schweizer, M.; Junge, T.: Innovativer Karosserie-Leichtbau mit Aluminium-Hotforming durch die fischer group. *springerprofessional.de*(2022)
- [237] Rigas, N.; Junker, F.; Berendt, E.; Merklein, M.: Investigation of dry lubrication systems for lightweight materials in hot forming processes. *Production at the leading edge of technology*(2019), 43–51
- [238] Aurich, J. C.; Kieren-Ehse, S.; Mayer, T.; Bohley, M.; Kirsch, B.: An investigation of the influence of the coating on the tool lifetime and surface quality for ultra-small micro end mills with different diameters. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 37(2022), 92–102
- [239] Tai, C.-L.; Tai, P.-J.; Hsiao, T.-J.; Chiu, P.-H.; Tseng, C.-Y.; Tsao, T.-C.; Chung, T.-F.; Yang, Y.-L.; Chen, C.-Y.; Wang, S.-H.; Yang, J.-R.: Effect of Natural Ageing on Subsequent Artificial Ageing of AA7075 Aluminum Alloy. *Metals* 12(2022) 10, 1766
- [240] Simonetto, E.; Bertolini, R.; Ghiotti, A.; Bruschi, S.: Mechanical and microstructural behaviour of AA7075 aluminium alloy for sub-zero temperature sheet stamping process. *International Journal of Mechanical Sciences* 187(2020) 5-8, 105919
- [241] Hsiao, T.-J.; Chiu, P.-H.; Tai, C.-L.; Tsao, T.-C.; Tseng, C.-Y.; Lin, Y.-X.; Chen, H.-R.; Chung, T.-F.; Chen, C.-Y.; Wang, S.-H.; Yang, J.-R.: Effect of Cu Additions on the Evolution of Eta-prime Precipitates in Aged AA 7075 Al–Zn–Mg–Cu Alloys. *Metals* 12(2022) 12, 2120
- [242] Abu-Okail, M.; Sabry, I.; Abu-Oqail, A.; Shewakh, W. M.: Effect of Changing Heat Treatment Conditions on Microstructural and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Sheets of AA2024 with Interlayer Strip Width AA7075. *J Fail. Anal. and Preven.* 20(2020) 3, 701–722

- [243] Ganapathy, M.; Li, N.; Lin, J.; Abspoel, M.; Guido, H.; Bhattacharjee, D.: Analysis of new Gleeble tensile specimen design for hot stamping application. *MATEC Web of Conferences* 21(2015) 3, 5013
- [244] Lin, J.; Bao, X.; Hou, Y.; Min, J.; Qu, X.; Tao, Z.; Chen, J.: Investigation on Yield Behavior of 7075-T6 Aluminum Alloy at Elevated Temperatures. *Chinese Journal of Mechanical Engineering* 33(2020) 1
- [245] Li, X.; Pandya, K.; Karathanasopoulos, N.; Roth, C. C.; Mohr, D.: Plasticity and fracture of aluminium 7075 at high strain rates and elevated temperatures. *EPJ Web of Conferences* 250(2021), 5007
- [246] Degner, J.; Merklein, M.; Merten, M.: Numerische Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zur Herstellung hochfester Aluminiumbauteile. In: *Erlanger Workshop Warmblechumformung*
- [247] Watzl, G.; Grünsteidl, C.; Arnoldt, A.; Nietsch, J. A.; Österreicher, J. A.: In situ laser-ultrasonic monitoring of elastic parameters during natural aging in an Al-Zn-Mg-Cu alloy (AA7075) sheet. *Materialia* 26(2022) 3, 101600
- [248] Sajadifar, S. V.; Scharifi, E.; Weidig, U.; Steinhoff, K.; Niendorf, T.: Performance of Thermo-Mechanically Processed AA7075 Alloy at Elevated Temperatures—From Microstructure to Mechanical Properties. *Metals* 10(2020) 7, 884
- [249] Scharifi, E.; Knoth, R.; Weidig, U.: Thermo-mechanical forming procedure of high strength Aluminum sheet with improved mechanical properties and process efficiency. *Procedia Manufacturing* 29(2019), 481–489
- [250] Lu, J.; Song, Y.; Zhou, P.; Lin, J.: Rheological behavior and dynamic softening mechanism of AA7075 sheet under isothermal tensile deformation. *Journal of Materials Research and Technology* 9(2020) 5, 9784–9797
- [251] Embury, J.; Nicholson, R.: The nucleation of precipitates: The system Al-Zn-Mg. *Acta Metallurgica* 13(1965) 4, 403–417
- [252] Poole, W. J.; Sæter, J. A.; Skjervold, S.; Waterloo, G.: A model for predicting the effect of deformation after solution treatment on the subsequent artificial aging behavior of AA7030 and AA7108

- alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* 31(2000) 9, 2327–2338
- [253] Jung, S.-H.; Lee, J.; Kawasaki, M.: Effects of Pre-Strain on the Aging Behavior of Al 7075 Alloy for Hot-Stamping Capability. *Metals* 8(2018) 2, 137
- [254] Kowalski, A.; Ozgowicz, W.; Jurczak, W.; Grajcar, A.; Boczek, S.; Żelechowski, J.: Microstructure, Mechanical Properties, and Corrosion Resistance of Thermomechanically Processed AlZn6Mg0.8Zr Alloy. *Materials (Basel, Switzerland)* 11(2018) 4
- [255] Kazys, R.; Vaskeliene, V.: High Temperature Ultrasonic Transducers: A Review. *Sensors* 21(2021) 9
- [256] Totten, G. E.; MacKenzie, D. S.: *Handbook of aluminum*. New York, Basel: M. Dekker, 2003
- [257] Robinson, J. S.; Tanner, D. A.; Truman, C. E.; Paradowska, A. M.; Wimpory, R. C.: The influence of quench sensitivity on residual stresses in the aluminium alloys 7010 and 7075. *Materials Characterization* 65(2012), 73–85
- [258] Fan, Y.; Tang, X.; Wang, S.; Chen, B.: Comparisons of Age Hardening and Precipitation Behavior in 7075 Alloy Under Single and Double-Stage Aging Treatments. *Metals and Materials International* 27(2021) 10, 4204–4215
- [259] Kaya, H.: The effect of aging on the machinability of AA7075 aluminium alloy. *Scientific Research and Essays* 7(2012) 27
- [260] Milkereit, B.; Starink, M. J.; Rometsch, P. A.; Schick, C.; Kessler, O.: Review of the Quench Sensitivity of Aluminium Alloys: Analysis of the Kinetics and Nature of Quench-Induced Precipitation. *Materials (Basel, Switzerland)* 12(2019) 24
- [261] Scharifi, E.; Shoshmina, D.; Biegler, S.; Weidig, U.; Steinhoff, K.: Influence of Hot Deformation on the Precipitation Hardening of High-Strength Aluminum AA7075 during Thermo-Mechanical Processing. *Metals* 11(2021) 5, 681
- [262] 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, 87–98
- [263] Mises, R. v.: *Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand*. Nachrichten von der Gesellschaft der

Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse(1913), 582–592

- [264] Rigas, N.; Junker, F.; Berendt, E.; Merklein, M.: Tribological Behavior of High-Strength Aluminum Alloys in Combination with Dry Lubricants at High Forming Temperatures. *Defect and Diffusion Forum* 414(2022), 125–130
- [265] Stephan, P., Kabelac, S., Kind, M., Mewes, D., Schaber, K. u. Wetzel, T. (Hrsg.): VDI-Wärmeatlas. Fachlicher Träger VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen. Springer Berlin Heidelberg, 2019, 12. Auflage
- [266] Guo, X.; Zhang, J.; Deng, Y.; Zhang, X.; Zhang, Y.: Effect of grain boundaries on the preferential orientation distribution of  $\theta'$  precipitates in stress-aged Al–2Cu alloy bicrystals. *Journal of Alloys and Compounds* 794(2019), 501–508
- [267] Baehr, H. D.: Thermodynamik. Grundlagen und technische Anwendungen. Heidelberg: Springer Berlin, 2002, 11. Auflage
- [268] Zhao, J.; Jiang, Z.: Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science* 94(2018), 174–242
- [269] van Nieuwerburgh, D.: Aluminium Sheet Developments for current and future BIW concepts. (abgerufen am: 10.01.2024)
- [270] Enz, J.; Kumar, M.; Riekehr, S.; Ventzke, V.; Huber, N.; Kashaev, N.: Mechanical properties of laser beam welded similar and dissimilar aluminum alloys. *Journal of Manufacturing Processes* 29(2017), 272–280
- [271] Fang, X.: Karosserieentwicklung und -Leichtbau. Eine ganzheitliche Betrachtung von Design über Konzept- und Materialauswahlprinzipien bis zur Auslegung und Fertigung. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2023

## Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Rigas N.; Degner, J.; Berendt, E.; Junker, F.; Merklein, M.: Characterisation of new lubrication systems for hot forming of high strength aluminum alloys. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 651 (2019), 12013
- [P2] Rigas, N.; Junker, F.; Berendt, E.; Merklein, M.: Investigation of dry lubrication systems for lightweight materials in hot forming processes. Production at the leading edge of technology (2019), 43–51
- [P3] Rigas, N.; Merklein, M.: Experimental investigation of distortion behavior of laser heat treated blanks. Procedia CIRP 94 (2020), 557–560
- [P4] Rigas, N.; Schmid, H.; Merklein, M.: Comparison of different forming methods on deep drawing and springback behavior of high-strength aluminum alloys. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng 1157 (2021) 1
- [P5] Rigas, N.; Merklein, M.: Numerical and experimental investigations for distortion-reduced laser heat treatment of aluminum. Prod. Eng. Res. Devel. (2021) 15, 479–488
- [P6] Rigas, N.; Jäckisch, M.; Merklein, M.: Effect of elevated tool temperatures on the properties of high-strength aluminum alloys during tailor quench forming (TQF). Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 8 (2022) 3,
- [P7] Rigas, N.; Junker, F.; Berendt, E.; Merklein, M.: Tribological Behavior of High-Strength Aluminum Alloys in Combination with Dry Lubricants at High Forming Temperatures. Defect and Diffusion Forum 414 (2022), 125–130

- [P8] Rigas, N.; Merklein, M.: Characterization of the Tribological Behavior of Different Tool Coatings and Dry Lubricant for High-Strength Aluminum Alloys at Elevated Temperatures. *Advanced Engineering Materials* 25 (2023) 15
- [P9] Rigas, N.; Garcin, T.; Kuball, C.-M.; Merklein, M.: Development of a novel in-situ measurement method for thermo-mechanically coupled material characterization of high-strength aluminum alloys. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 1284 (2023) 1, 12042
- [P10] Lypchanskyi, O.; Rigas, N.; Korpała, G.; Merklein, M.; Prah, U.: Ex-situ and in-situ investigations of the microstructural evolution of AA6082 aluminum alloy during heat treatment. *Materials Science and Engineering: A* (2023) 870, 144828
- [P11] Hafenecker, J.; Rigas, N.; Merklein, M.: Laser-based ultrasonic measurement of the influence of PBF-LB/M-typical thermal cycles on sheet metal components of hybrid parts. *Production Engineering* 17 (2023) 6, 861–873
- [P12] Rigas, N.; Lypchanskyi, O.; Prah, U.; Merklein, M.: Ultrasound-assisted material characterization: An innovative method for the non-destructive in-situ detection of microstructural changes of high-strength aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology* (2024), 118282
- [P13] Rigas, N.; Merklein, M.: Development of a novel forming tool for the production of high-strength aluminum components with tailored properties. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 1307 (2024), 012020

## Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] Ischuk, G.: *Charakterisierung des tribologischen Einsatzverhaltens unterschiedlicher Werkzeugwerkstoffe in Kombination mit Trockenschmierstoff für die thermisch unterstützte Umformung hochfester Aluminiumlegierungen.* Bachelorarbeit (2021), Erlangen
- [S2] Torres, D.: *Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Werkzeugbeschichtungen und Werkzeugtemperaturen auf das Reibungs- und Abkühlverhalten hochfester Aluminiumlegierung.* Bachelorarbeit (2021), Erlangen
- [S3] Zieroth, H.: *Untersuchung des Wärmeübergangs und der daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften bei der Abschreckumformung hochfester Aluminiumlegierungen.* Projektarbeit (2022), Erlangen
- [S4] Sczudlek, O.: *Numerische und experimentelle Abbildung der Abschreckumformung hochfester Aluminiumlegierungen in einem lokal unterschiedlich temperierten Umformwerkzeug.* Masterarbeit (2022), Erlangen
- [S5] Olschewski, T.: *Laser-Ultraschallunterstützte Werkstoffuntersuchung zur In-situ Ermittlung des temperatur- und spannungsabhängigen Gefügeverhaltens hochfester Aluminiumlegierungen.* Projektarbeit (2022), Erlangen
- [S6] Klinger, A.: *In-Situ Untersuchung thermischer Einflussgrößen auf das Werkstoffverhalten hochfester Aluminiumlegierungen mit variierendem Legierungsgehalt.* Projektarbeit (2023), Erlangen
- [S7] Kölbl, J.: *Erarbeitung einer Methode zur Laser-Ultraschallunterstützten Erfassung von temperaturabhängigen Gefügeveränderungen hochfester Aluminiumlegierungen.* Projektarbeit (2023), Erlangen

- [S8] Olschewski, T.: *Herstellung maßgeschneiderter Aluminiumbauteile unter Abschreckbedingungen durch Verwendung einer zeitgebundenen Methode zur Erfassung von Gefügeveränderungen*. Masterarbeit (2023), Erlangen
- [S9] Zieroth, H.: *Charakterisierung des Umform- und Ausscheidungsverhaltens einer hochfesten Aluminiumlegierung unter Verwendung maßgeschneiderter Abschreckoperationen*. Masterarbeit (2023), Erlangen
- [S10] Attia, M.: *Untersuchung thermischer Einflussgrößen auf das Werkstoffverhalten hochfester Aluminiumlegierungen mittels konventioneller und neuer In-Situ Charakterisierungsmethoden*. Projektarbeit (2024), Erlangen
- [S11] Klinger, A.: *Analyse der mechanischen Eigenschaften und der mikrostrukturellen Entwicklung von ultrafeinkörnigen AA6014-Halbzeugen in Abhängigkeit der Wärmebehandlung*. Masterarbeit (2024), Erlangen



## Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2025):  
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, [www.mb.fau.de/diss/](http://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:

<b>FAPS</b>	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
<b>FMT</b>	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
<b>KTmfk</b>	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
<b>LFT</b>	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
<b>LGT</b>	Lehrstuhl für Gießereitechnik
<b>LPT</b>	Lehrstuhl für Photonische Technologien
<b>REP</b>	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 Flexibilitätsteigerung 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 CO<sub>2</sub>-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 Oberflächenmontage (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**

CO<sub>2</sub>-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 Optikdiagnostik in der Strahlführung einer CO<sub>2</sub>-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-Hebbel**

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 Steuerungssystemen 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 Biegewinkelmessung 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 3-87525-082-6.

**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 CO<sub>2</sub>-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 Spulnwickeln  
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 CO<sub>2</sub>-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 Fokuslage beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-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 CO<sub>2</sub>-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**

Oberflächen Ausbildung 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 Knoblach**

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 Planungs- und Fertigungswerkzeug 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 Nегendanck**

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 Schal-tungsträger (3D-MID)

FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-253-8.

**Band 181: Stefan Lang**

Durchgängige Mitarbeiterinforma-tion zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Pro-duktion

FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-257-6.

**Band 182: Hans-Joachim Krauß**

Laserstrahlinduzierte Pyrolyse prä-keramischer Polymere

LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-258-3.

**Band 183: Stefan Junker**

Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Be-stückung permanent erregter Läu-fer 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 Blechum-formprozesse

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

**Band 185: Klaus Lamprecht**

Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßge-schneiderter Halbzeuge

LFT, 135 Seiten, 81 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-265-1.

**Band 186: Bernd Zolleiß**

Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatroni-scherBaugruppen

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

**Band 187: Michael Kerausch**

Simulationsgestützte Prozessausle-gung für das Umformen lokal wär-mebehandelter Aluminiumplatin-en

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

**Band 188: Matthias Weber**

Unterstützung der Wandlungsfä-higkeit 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 prozessbestim-menden Strahl-Stoff-Wechselwir-kungen beim Laserstrahlschwei-ßen 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 wirk-medienbasierte Doppelblech-Um-formung von Magnesiumlegierun-gen

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 ver-stärkter Blech-Rahmenstrukturen

LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-273-6.

**Band 193: Cornelia Hoff**

Untersuchung der Prozesseinfluss-größen 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 Löt-prozessen in der Elektronikpro-duktion

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

**Band 195: Andreas Kunze**

Automatisierte Montage von mak-romechatronischen Modulen zur flexiblen Integration in hybride Pkw-Bordnetze

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 Fließ-ortkurven bei erhöhten Tempera-turen

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 einsatzgerechten 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 Rührreißschweißen 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 Laserstrahlflügeoperationen

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 Laserstrahlfließschweißen

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**

Rührreißschweißen 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 Innhochdruck-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 Laserstrahlsintern 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 Feuser**  
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 Laserstrahllöten 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 presshärtbaren Bor-Manganstählen  
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-346-7.

**Band 236: Christian Kägeler**  
Prozessdynamik beim Laserstrahlschweißen 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 Quentin**  
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 Laserstrahltafeschweißprozesses 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 Anlagenengineering  
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 Presshärteprozess 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 Bornschlegl**  
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 montageführender Werkerinformationssysteme 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 Karosserie-rohbau: 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 Spinnenprinzip

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 transienter 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 Heißcrimpprozesses  
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 elektrischer 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 Geometrie-Modelle  
KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

**Band 352: Jürgen Herrmann**  
Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformigenschaften 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 Gläsel**  
Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenumwicklungen 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 Zylinderring-lagern  
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-, Axialschub- 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 fokusbandsmodulierte 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 Oberflächenmikrostrukturen 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**

Machinelles Lernen und hyper-spektrale Bildgebung: Multi-Spektrale Endoskopie im Gastrointestinaltrakt für die Hyper-Spektrale Endoskopie (LPT), x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

**Band 375: Timo Kordaf**

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**

Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügelementen – 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-äquivalent opto-/elastofluidic in-vitro mikrophysiologische vaskuläre Modelle für translationale Studien optischer Biopsien (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 Völk**

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 Folgerverbund 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 Füge-technologie 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 Ziehsicken 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-Durchstrahlsschweißen  
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 Rotations-schneidtechnologie 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 Lengfelder**

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.

**Band 428: Markus Lieret**

Sicheres autonomes Flugrobotersystem für den Einsatz im Produktions- und Logistikumfeld  
FAPS, xix u. 198 Seiten, 54 Bilder, 7 Tab. 2023. ISBN 978-3-96147-668-8.

**Band 429: Petar Vukovic**

Simulation komplexer Kommunikationssysteme in der Fertigungsautomatisierung  
FAPS, xiv u. 163 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2023. ISBN 978-3-96147-673-2.

**Band 430: Fabian Knieps**

Finite Elemente Simulation dünnter Verpackungsstähle: Entwicklung einer geeigneten Charakterisierungs- und Validierungsstrategie  
LFT, xix, 189 Seiten, 122 Bilder, 17 Tab. 2023. ISBN 978-3-96147-689-3

**Band 431: Julian Seßner**

Multimodale Bildsegmentierung gering strukturierter Umgebungen für die Navigation am Beispiel eines Assistenzsystems für sehbeeinträchtigte Personen  
FAPS, xxv, 203 Seiten, 57 Bilder, 25 Tab. 2023. ISBN 978-3-96147-697-8

**Band 432: Benjamin Samuel Lutz**

Smart Manufacturing System for Process Optimization Regarding Deviations among Material Batches  
FAPS, xix, 208 Seiten, 77 Bilder, 14 Tab. 2023. ISBN 978-3-96147-703-6

**Band 433: Michael Jüttner**

Bewertung von Kantenpressungen auf Basis von Simulationen mehrfach überrollter elasto-plastischer Kontakte  
KTmfk, xii, 162 Seiten, 59 Bilder, 7 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-713-5.

**Band 434: Sebastian Wiesenmayer**

Untersuchungen zur Stoffflusssteuerung beim Fügen durch Umformen von hochfesten Aluminiumlegierungen mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung  
LFT, xii u. 197 Seiten, 81 Bilder, 19 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-715-9.

**Band 435: Clara-Maria Kuball**

Grundlegende Untersuchungen zur umformtechnischen Herstellung von Halbhohlstanzen aus hochverfestigenden Werkstoffen  
LFT, viii u. 180 Seiten, 64 Bilder, 13 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-717-3.

**Band 436: Martin Roth**

Sampling-based Tolerance-Cost Optimization: The Key to Optimal Tolerance Allocation  
KTmfk, xxxvii u. 337 Seiten, 97 Bilder, 56 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-719-7.

**Band 437: Stephan Schirdewahn**

Verbesserung des tribologischen Einsatzverhaltens im Presshärteprozess durch Verwendung maßgeschneiderter laserimplantierter Werkzeuge  
LFT, viii u. 177 Seiten, 63 Bilder, 7 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-721-0.

**Band 438: Andreas Rohmoser**  
Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses zum Fließpressen betriebsangepasster Verzahnungen für den Einsatz in der Materialpaarung Metall-Kunststoff  
LFT, x u. 166 Seiten, 94 Bilder, 6 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-723-4.

**Band 439: Andreas Selmaier**  
DMAICS-Zyklus zur Digitalisierung in produzierenden Unternehmen  
FAPS, xv u. 185 Seiten, 73 Bilder, 19 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-733-3.

**Band 440: Thomas Kistner**  
Entwicklung von Modellen der Oberflächenform für die Messunsicherheitsbestimmung von taktilen Koordinatenmessungen durch Simulation  
FMT, xiii u. 134 Seiten, 64 Bilder, 9 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-735-7.

**Band 441: Fabian Dworschak**  
Selbstverstärkendes Lernen als Beitrag zur Automatisierung der Anpassungskonstruktion  
KTmfk, x, 205 Seiten, 87 Bilder, 16 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-739-5.

**Band 442: Martin Killmann**  
Vorspannung und Ermüdung von Kaltmassivumformwerkzeugen für unrunde Bauteilgeometrien  
LFT, ix u. 160 Seiten, 85 Bilder, 6 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-741-8.

**Band 443: Ann-Kathrin Wiemann**  
Beitrag zur Messunsicherheitsermittlung für die Messung großer Zahnräder zur Erweiterung des virtuellen Koordinatenmessgerätes der Physikalisch-Technischen Bundesanstalt  
FMT, xxiv u. 133 Seiten, 41 Bilder, 22 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-747-0.

**Band 444: Andreas Jobst**  
Eigenspannungen beim Voll-Vorwärts-Fließpressen – Entstehung, Einstellung und Stabilität  
LFT, ix u. 162 Seiten, 89 Bilder, 5 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-749-4.

**Band 445: Martin Anton Kraus**  
Grundlagenwissenschaftliche Untersuchungen zum Kaltfließpressen kleinster metallischer Pin-Strukturen aus der Blechebene  
LFT, x u. 191 Seiten, 64 Bilder, 10 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-757-9.

**Band 446: Moritz Späth**  
Assessment of microcirculation by shifted position-diffuse reflectance imaging (SP-DRI)  
LPT, xi u. 109 Seiten, 37 Bilder, 8 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-759-3.

**Band 447: Benedikt Göddeke**  
Methode zur Auswahl eines alternativen Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt warmumgeformte Karosseriestrukturbau-  
teile  
LFT, xvi u. 222 Seiten, 66 Bilder, 27 Tab. 2024. ISBN 978-3-96147-762-3.

**Band 448: Jan Hafenecker**  
Systematische Untersuchung zur Blechumformung von Hybridbauteilen  
LFT, xxi u. 173 Seiten, 78 Bilder, 6 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-764-7.

**Band 449: Sven Wirsching**  
Numerische Optimierung von sekundären, geschmierten Punkt- und Ellipsenkontakten zur gezielten Auslegung von Rollenlagern  
KTmfk, xxv u. 206 Seiten, 70 Bilder, 16 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-766-1.

**Band 450: Tobias Lechler**  
Der Digitale Zwilling im Ramp-down automatisierter Produktionssysteme  
FAPS, xvii u. 152 Seiten, 83 Bilder, 4 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-691-6.

**Band 451: Eva Russwurm**  
Kombinierte Material- und Energieflussimulation gleichstrombasierter, automatisierter Produktionsanlagen  
FAPS, xvi u. 165 Seiten, 67 Bilder, 13 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-770-8.

**Band 452: Janik Schaude**  
Untersuchungen zur rasterkraft- und konfokalmikroskopischen Charakterisierung nanometrologischer Referenzkörper  
FMT, x u. 167 Seiten, 74 Bilder, 4 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-776-0.

**Band 453: Philipp Bräuer**  
Nahinfrarot-Laser-Strukturierung und nasschemische Metallisierung von Aluminiumoxid mittels Laser-Absorptionsschicht  
FAPS, xx u. 152 Seiten, 55 Bilder, 19 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-780-7.

**Band 454: Andreas Michael Müller**  
Definition and applications of the spatially discrete metrological descriptor framework for triangle mesh geometry data in 3D coordinate metrology  
FMT, x u. 220 Seiten, 75 Bilder, 16 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-782-1.

**Band 455: Sina Martin**  
Einstellung anisotroper Eigenschaften dielektrischer Elastomersysteme mittels eines selektiven Druckverfahrens  
FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 76 Bilder, 6 Tab. 2024.  
ISBN 978-3-96147-789-0.

**Band 456: Manuel Reck**  
Grundlegendes Prozessverständnis zur Herstellung von Bauteilen mit texturierten Oberflächen durch Mikroprägen in einem kombinierten Umformprozess  
LFT, ix u. 170 Seiten, 83 Bilder, 10 Tab. 2025.  
ISBN 978-3-96147-798-2.

**Band 457: Simone Neermann**  
Untersuchung photonischer Sinterverfahren und Entwicklung eines neuen elektrischen Messverfahrens zur Qualifizierung der Sinterung gedruckter Elektronik  
FAPS, xix u. 145 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2025. ISBN 978-3-96147-800-2.

**Band 458: Christian Witzgall**

Berücksichtigung vorausgegangener Ermüdungsschädigung in der Crashsimulation kurzfaserverstärkter Thermoplaste

KTmfk, xxiv u. 201 Seiten, 109 Bilder, 19 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-802-6.

**Band 459: Lorenz Butzhammer**

3-D-Scantrajektorien für die dimensionelle Röntgen-Computertomographie durch adaptive Messobjektneigung

FMT, xvi u. 212 Seiten, 81 Bilder, 2 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-812-5.

**Band 460: Benjamin Gerschütz**

Identifikation von Anwendungsfällen und Integration datengetriebener Methoden im Produktentwicklungsprozess

KTmfk, xi u. 209 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-814-9.

**Band 461: Andreas Winkler**

Numerische Verschleißmodellierung von trocken-, misch- und grenzreibungsbefahenen Wälzkontakten

KTmfk, xx u. 263 Seiten, 118 Bilder, 30 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-816-3

**Band 462: Barbara Hansen**

Methode zur Berücksichtigung von Schwankungen der tribologischen Halbzeugeigenschaften für die umformtechnische Herstellung von Karosseriebauteilen im Serienprozess

LFT, x u. 163 Seiten, 64 Bilder, 13 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-820-0

**Band 463: Sebastian Hörlin**

Integration von Kurzzeitspeichern zur Erhöhung der Energieeffizienz von elektrischen Antriebssträngen FAPS, xxiii u. 155 Seiten, 78 Bilder, 38 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-824-8

**Band 464: Matthias Müller**

Potenziale und Perspektiven eines Ringschmiersystems zur Schmierstoffversorgung von Wälz- und Gleitlagern

KTmfk, xiii u. 237 Seiten, 90 Bilder, 27 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-826-2

**Band 465: Andreas Hetzel**

Erarbeitung und Qualifizierung einer Wärmebehandlungsstrategie zur Stoffflusssteuerung in der Blechmassivumformung

LFT, xiii u. 203 Seiten, 74 Bilder, 9 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-830-9

**Band 466: Sebastian Bickel**

Entwicklung eines Vorgehensmodells zur automatisierten Ähnlichkeitssuche in den frühen Phasen der Produktentwicklung

KTmfk, xx u. 337 Seiten, 116 Bilder, 22 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-832-3

**Band 467: Nikolaos Rigas**

Erarbeitung eines Prozessverständnisses für die thermisch gestützte Herstellung funktionsangepasster Aluminiumbauteile

LFT, xi u. 193 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 2025.

ISBN 978-3-96147-834-7

## **Abstract**

Increasing comfort and safety requirements, coupled with the demand for carbon neutrality and resource efficiency, pose new challenges for the mobility of tomorrow. The intelligent use of materials and the reduction of vehicle mass enable the production of agile and safe vehicles while significantly reducing the energy required for travel. Aluminum alloys are increasingly being used in the mobility sector due to their wide range of mechanical properties, low density, and complete recyclability. However, the use of aluminum alloys also presents challenges in terms of production technology. The formability of high-strength aluminum alloys is limited. It has been proven that thermally assisted forming methods can achieve the failure-free forming of complex-shaped components. The hot forming and quench process has shown particular advantages. The non-isothermal forming operation allows for the local adjustment of component properties during the forming process.

The aim of this work was to develop a fundamental understanding of the process for producing aluminum components with locally varying properties as part of a tailored quench forming operation. This involved defining the relevant boundary conditions for the forming and quenching processes, identifying and validating a new method for real-time measurement of microstructural changes, and analyzing and evaluating the process using several demonstrator components with tailored properties.



Stetig anwachsende Komfort- und Sicherheitsbedürfnisse, gepaart mit dem Anspruch der Umweltneutralität und Ressourcenschonung, stellen neue Herausforderungen an die Fortbewegung von morgen. Der anforderungsgerechte Werkstoffeinsatz und die Reduktion der Fahrzeugmasse ermöglichen die Herstellung agiler und zugleich sicherer Fahrzeuge und gestatten die Verringerung der erforderlichen Fortbewegungsenergie. Aluminiumlegierungen finden aufgrund ihres breiten mechanischen Eigenschaftsspektrums, der geringen Dichte sowie der vollständigen Recyclebarkeit zunehmend Einsatz im Mobilitätssektor. Allerdings stellt die Verwendung von Aluminiumlegierungen neue Herausforderungen an die Fertigungstechnologie. So ist die Umformbarkeit hochfester Aluminiumlegierungen stark limitiert. Thermisch unterstützte Formgebungsmethoden haben bewiesen, dass sie die versagensfreie Umformung kompliziert geformter Bauteile ermöglichen. Dabei hat sich der Prozess der Abschreckumformung als besonders vorteilhaft herauskristallisiert. Durch die nicht-isotherme Umformoperation besteht die Möglichkeit, die Bauteileigenschaften bereits während der Formgebungsoperation maßgeschneidert anzupassen.

Das übergeordnete Ziel der wissenschaftlichen Untersuchungen war es, ein grundlegendes Prozessverständnis für die Herstellung von Aluminiumbauteilen mit lokal optimierten Eigenschaften im Rahmen einer maßgeschneiderten Abschreckumformung zu generieren. Im Mittelpunkt standen dabei die Definition relevanter Randbedingungen des Umform- und Abschreckprozesses, die Identifizierung und Validierung einer neuen Messmethode zur zeitgebundenen Erfassung mikrostruktureller Gefügeveränderungen sowie die Prozessanalyse und -bewertung anhand mehrerer Demonstratorbauteile mit beanspruchungsoptimierten Funktionseigenschaften.

