

FAU Studien aus dem Maschinenbau 343

Julia Degner

Grundlegende Untersuchungen
zur Herstellung hochfester
Aluminiumblechbauteile in einem
kombinierten Umform- und
Abschreckprozess

Julia Degner

Grundlegende Untersuchungen
zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile
in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 343

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Julia Degner

**Grundlegende Untersuchungen
zur Herstellung hochfester
Aluminiumblechbauteile in einem
kombinierten Umform- und
Abschreckprozess**

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

Erlangen
FAU University Press
2020

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

Bitte zitieren als

Degner, Julia. 2020. *Grundlegende Untersuchungen zu Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 343. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-308-3.

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

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

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

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-307-6 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-308-3 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-308-3

**Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung
hochfester Aluminiumblechbauteile in einem
kombinierten Umform- und Abschreckprozess**

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

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Julia Degner, M.Sc.

aus Neumarkt i.d.Opf.

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

Tag der mündlichen

Prüfung: 27.11.2019

Vorsitzender des

Promotionsorgans: Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Paul Fröba

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. habil. Markus Bambach

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Die wesentlichen Erkenntnisse dieser Arbeit wurden im Rahmen des Forschungsvorhabens „Fertigung hochfester Aluminiumbauteile durch Umformen unter Abschreckbedingungen“ erarbeitet, welches von der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen und der Europäischen Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. gefördert wurde.

Mein besonderer Dank gilt der Ordinaria des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie, Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, für die wissenschaftliche Betreuung der Arbeit und das Vertrauen und die Förderung, welche ich während meiner Tätigkeit als Wissenschaftliche Mitarbeiterin erfahren habe.

Weiterhin gilt mein Dank den Kolleginnen und Kollegen des Lehrstuhls sowie allen studentischen Hilfskräften sowie Bachelor-, Projekt-, und Masterarbeitern für die tatkräftige Unterstützung. In besonderem Maße möchte ich dabei meinen Dank an meine ehemaligen Kollegen und Freunde Wolfgang Böhm, Jürgen Herrmann, Robert Schulte, Matthias Graser und Philipp Frey richten. Neben den wertvollen fachlichen Diskussionen möchte ich mir vor allem für den freundschaftlichen Rückhalt bedanken, den ich während der gemeinsamen Zeit erfahren habe.

Zuletzt gilt mein Dank der bedingungslosen Unterstützung meiner Familie bei allen Entscheidungen und Stationen auf meinem bisherigen Lebensweg.

Feucht, im Dezember 2019

Julia Degner

Inhaltsverzeichnis

	Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis.....	vii
1	Einleitung	1
2	Stand der Technik und Forschung	3
2.1	Leichtbau durch Aluminium.....	3
2.2	Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen	4
2.2.1	Wärmebehandlung	5
2.2.2	Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie.....	9
2.2.3	Aluminiumlegierungen der 7000er-Serie	10
2.3	Methoden zur Steigerung des Umformvermögens ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen	11
2.3.1	Umformen bei Raumtemperatur nach thermisch unterstützter Vorkonditionierung	12
2.3.2	Umformen bei erhöhten Temperaturen.....	15
2.4	Umformen unter Abschreckbedingungen.....	17
2.4.1	Fließverhalten	20
2.4.2	Wärmeübergang	22
2.5	Zusammenfassende Bewertung	26
3	Zielsetzung und methodische Vorgehensweise	29
4	Verwendete Werkstoffe, Versuchsanlagen und Methoden.....	33
4.1	Untersuchte Werkstoffe	33
4.2	Anlagen für die Wärmebehandlung und Temperaturmessung	34
4.3	Methoden für die Werkstoffcharakterisierung	35
4.3.1	Quasi-statischer Zugversuch	35
4.3.2	Metallographische Analysen.....	36
4.4	Methoden für die Prozessauslegung	37
4.4.1	Abschreckversuch.....	37
4.4.2	Warmzugversuch	39
4.5	Methoden für die Prozessanalyse und -bewertung	41
4.5.1	Finite-Elemente-Simulation	42
4.5.2	Herstellung von Demonstratorbauteilen	43
4.5.3	Optische Kontur- und Blechdickenmessung	44

5	Definition von Randbedingungen für die Wärmebehandlung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse	45
5.1	Einfluss der Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit	46
5.2	Einfluss des Stabilisierungsglühens	55
5.3	Einfluss der Lösungsglühdauer	59
5.4	Zusammenfassende Bewertung.....	63
6	Thermische und mechanische Werkstoffcharakterisierung für die Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses.....	65
6.1	Charakterisierung des Abkühlverhaltens	65
6.1.1	Ermittlung des kontaktabhängigen Abkühlverhaltens	66
6.1.2	Ermittlung des Einflusses von Schmierstoff auf das kontaktabhängige Abkühlverhalten	73
6.1.3	Charakterisierung der resultierenden mechanischen Eigenschaften	76
6.2	Charakterisierung und Modellierung des Fließverhaltens bei erhöhten Temperaturen	81
6.2.1	Ermittlung des temperatur- und dehnratenabhängigen Werkstoffverhaltens im uniaxialen Zugversuch.....	82
6.2.2	Modellierung des dehnraten- und temperaturabhängigen Fließverhaltens.....	91
7	Prozessanalyse und -bewertung anhand eines Demonstratorbauteils	101
7.1	Numerische Prozesssimulation und -analyse.....	101
7.1.1	Simulationsaufbau und -validierung.....	102
7.1.2	Prozessanalyse	108
7.2	Mechanische Eigenschaften ausgelagerter Realbauteile	113
7.3	Vergleich der durch Abschreckumformen und Kaltumformen erzielbaren Eigenschaften	119
7.4	Zusammenfassende Prozessbewertung.....	133
8	Zusammenfassung und Ausblick	137
9	Summary and outlook	141
	Literaturverzeichnis.....	145
	Anhang A	171

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

Symbol	Einheit	Beschreibung
c	J/kgK	Spezifische Wärmekapazität
h	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient
k	-	Proportionalitätskonstante
k_f	MPa	Fließbeginn
$k_{f,i,exp}$	MPa	Experimentell ermittelte Fließspannung
$k_{f,i,mod}$	MPa	Prognostizierte Fließspannung
l	-	Konstante des Johnson-Cook-Modells
l_x	mm	Abgewickelte Länge in x-Richtung
m	-	Konstante des Johnson-Cook-Modells
n	-	Anzahl Wiederholversuche
n_{Verf}	-	Verfestigungsexponent
p	MPa	Flächenpressung
q	W/m ²	Wärmestrom
r	-	Exponent des modifizierten Johnson-Cook-Modells
s	mm	Blechstärke
s_0	mm	Ausgangsblechstärke
t	s	Zeit
t_{KA}	Wochen	Kaltauslagerungsdauer
t_{LG}	min	Lösungsglühdauer
t_{PB}	min	Lackeinbrenndauer
t_{SG}	h	Stabilisierungsglühdauer
t_{T6}	h	Warmauslagerungsdauer T6
x	-	Koordinate in x-Richtung
x_a	mm	Abstand zur Probenmitte
y	-	Koordinate in y-Richtung
z	-	Koordinate in z-Richtung
A	MPa	Parameter des Johnson-Cook-Modells
A_{50^*}	%	Bruchdehnung aus dem konduktiven Warmzugversuch
A_g	%	Gleichmaßdehnung
B	-	Parameter des Johnson-Cook-Modells
C	-	Parameter des Johnson-Cook-Modells

D	MPa	Parameter des modifizierten Johnson-Cook-Modells
F	-	Parameter des modifizierten Johnson-Cook-Modells
H	-	Schnittebene
L_{\min}, L_{\max}	mm	Minimaler und maximaler Abstand für den konduktiven Wärmeübergang in der numerischen Simulation
R_a	μm	Arithmetischer Mittenrauhwert
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Fließgrenze
R_{pk}	μm	Reduzierte Spitzenhöhe
R_{vk}	μm	Reduzierte Riefentiefe
R_z	μm	Rautiefe
S_1, S_2, S_3	-	Schnittebenen
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
T_1, T_2, T_3	$^{\circ}\text{C}$	Prüftemperaturen des konduktiven Warmzugversuchs
T_{Ende}	$^{\circ}\text{C}$	Endtemperatur
T_{KA}	$^{\circ}\text{C}$	Kaltauslagerungstemperatur
T_{LG}	$^{\circ}\text{C}$	Lösungsglühtemperatur
$T_{\text{LG,AA6111}}$	$^{\circ}\text{C}$	Lösungsglühtemperatur AA6111
$T_{\text{LG,AA7075}}$	$^{\circ}\text{C}$	Lösungsglühtemperatur AA7075
T_{PB}	$^{\circ}\text{C}$	Lackeinbrenntemperatur (Paint Bake)
T_{Ref}	$^{\circ}\text{C}$	Referenztemperatur
T_{S}	$^{\circ}\text{C}$	Schmelztemperatur
T_{SG}	$^{\circ}\text{C}$	Stabilisierungsglühtemperatur
T_{Start}	$^{\circ}\text{C}$	Starttemperatur
T_{T6}	$^{\circ}\text{C}$	Warmauslagerungstemperatur T6
T_{U}	$^{\circ}\text{C}$	Umgebungstemperatur
T_{WA}	$^{\circ}\text{C}$	Warmauslagerungstemperatur
T_{WS}	$^{\circ}\text{C}$	Werkstücktemperatur
T_{WKZ}	$^{\circ}\text{C}$	Werkzeugtemperatur
$T_{\text{AA6111,Start}}$	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur bei Start der Umformung der Legierung AA6111
$T_{\text{AA7075,Start}}$	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur bei Start der Umformung der Legierung AA7075
α	$\text{W}/(\text{m}^2\text{K})$	Wärmeübergangskoeffizient

ε	%	Dehnung
ε_{el}	%	elastische Dehnung
ε_{ges}	%	Gesamtdehnung
λ_C	mm	Langwelliger Profilfilter
λ_S	mm	kurzwelliger Profilfilter
λ_1	-	Parameter des modifizierten Johnson-Cook-Modells
λ_2	-	Parameter des modifizierten Johnson-Cook-Modells
φ	-	Umformgrad
$\dot{\varphi}$	1/s	Dehnrage
$\dot{\varphi}_{Ref}$	1/s	Referenzdehnrage
ρ	kg/m ³	Dichte
σ	MPa	Spannung
θ_1	°	Zargenkrümmung
θ_2	°	Flanschauffederung

Abkürzung	Beschreibung
ATOS	Advanced Topometric Sensor
BIW	Body in White
CAD	Computer Aided Design
F	Herstellungszustand
FEM	Finite Elemente Methode
GP	Guinier-Preston
HFQ®	Hot Forming Quenching
HCl	Salzsäure
HF	Flusssäure
H ₂ O	Wasser
HNO ₃	Salpetersäure
KA	Kaltauslagerung
KTL	Kathodische Tauchlackierung
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LG	Lösungsglügen
PB	Paint Bake
RMSE	Root Mean Square Error
SG	Stabilisierungsglügen
T	Wärmebehandelt auf andere stabile Werkstoffzustände
T4	Lösungsgelüht, abgeschreckt und kaltausgelagert

T4*	Lösungsgeglüht, abgeschreckt, vorkonditioniert und kaltausgelagert
T6	Warmausgelagert
TC	Thermoelement
THTB	Tailor Heat Treated Blanks
UT	Unterer Totpunkt
W	Lösungsgeglüht
W15	Lösungsgeglüht und 15 Minuten kaltausgelagert
WKZ	Werkzeug
WR	Walzrichtung

1 Einleitung

Seit Beginn des 19. Jahrhunderts ist Mobilität die Voraussetzung für die wirtschaftliche und soziale Entwicklung unserer modernen Industrie- und Dienstleistungsgesellschaft [1]. Speziell der Bedarf an individueller Mobilität hat aufgrund der stetig wachsenden Weltbevölkerung und dem im Mittel steigenden Wohlstand einen hohen Stellenwert eingenommen [2]. Demgegenüber stehen jedoch erhebliche Belastungen für die Umwelt sowie die Verknappung von Ressourcen und damit einhergehende steigende Energiepreise [3]. In Anbetracht des prognostizierten, weiterhin wachsenden Verkehrsaufkommens stellen die Auswirkungen des Verkehrs auf die Umwelt eine Herausforderung für alle beteiligten Akteure dar [1]. Ein grundlegendes Ziel muss es daher sein, die notwendige Mobilität möglichst ressourceneffizient auf Basis neuer Strategien und Methoden zu gestalten [1].

Effizienzsteigerungen bei Kraftfahrzeugen nehmen dabei eine Schlüsselrolle ein [4]. Im Speziellen sind folgende drei Faktoren entscheidend für den Bau effizienter Fahrzeuge: Die Masse, die verwendete Antriebstechnik und die Leistung [4]. Darauf basierend rücken neben der Entwicklung alternativer Antriebskonzepte, wie beispielsweise der Hybridisierung und Elektrifizierung des Antriebsstranges, vor allem Leichtbaustrategien in den Vordergrund der modernen Fahrzeugtechnik. Durch die Substitution konventioneller Stähle durch Leichtbauwerkstoffe lassen sich aufgrund geringerer Dichten oder höherer Festigkeiten signifikante Gewichtsreduktionen und somit Energieeinsparungen im Fahrzeugbetrieb realisieren. Da moderne Leichtbauwerkstoffe wie beispielsweise Aluminiumlegierungen jedoch meist ein eingeschränktes Formgebungsvermögen besitzen, ist die Entwicklung innovativer Fertigungstechnologien, die es ermöglichen, Leichtbauwerkstoffe effizient umzuformen, um dadurch den Weg für die Mobilitätskonzepte von Morgen zu ebnen, von hoher Relevanz.

Neben höchstfesten Stählen und faserverstärkten Kunststoffen zählen Aluminiumlegierungen zu den bedeutendsten Leichtbauwerkstoffen im modernen Karosseriebau. Aufgrund der geringeren Festigkeit und Umformbarkeit sowie der damit verbundenen höheren Herstellungskosten konnte sich Aluminium vor allem im Bereich der Massenfertigung noch nicht flächendeckend gegenüber konventionellen Stählen durchsetzen. Bislang werden vor allem Legierungen der 5000er- und 6000er-Serie partiell im Struktur- und Außenhautbereich eingesetzt [5]. Ein neuer Ansatz ist

die Verarbeitung hochfester Aluminiumlegierungen, welche bislang vorrangig in der Luft- und Raumfahrt zum Einsatz kamen. Aufgrund der hohen Festigkeit ermöglichen diese Legierungen den Einsatz von Aluminium in sicherheits- und crashrelevanten Bereichen, wo hohe Anforderungen hinsichtlich Festigkeit und Energieabsorption an die Bauteile gestellt werden. Da das Umformvermögen speziell bei Legierungen der 7000er-Serie bei Raumtemperatur nur begrenzt ist, werden für die Umformung meist temperaturgestützte Verfahren wie die Halbwarm- oder Warmumformung eingesetzt. Ein vielversprechender Fertigungsansatz ist die Kombination aus Umform- und Abschreckprozess, welcher viele Vorteile gegenüber der Kaltumformung in sich vereint. Neben einer gesteigerten Duktilität aufgrund der Umformung bei erhöhten Temperaturen sowie einer verbesserten Maßhaltigkeit kann auf Basis einer hohen Abkühlgeschwindigkeit im Umformprozess eine hohe Bauteilfestigkeit nach Warmauslagerung erzielt werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es daher, im Kontext der Aluminiumblechumformung ein grundlegendes Prozessverständnis für die Herstellung hochfester Bauteile im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zu erarbeiten. Gegenstand der Untersuchungen ist zum einen die Analyse der Einflussfaktoren im Rahmen der Wärmebehandlung in Bezug auf die erzielbaren mechanischen Eigenschaften. Zum anderen sind die thermischen und mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe während der Umformung von zentraler Bedeutung und bilden die Grundlage für die numerische Prozessauslegung und -analyse. Eine abschließende Prozessbewertung auf Basis eines Vergleichs der resultierenden Eigenschaften mit konventionellen Prozessführungsstrategien ermöglicht die Ermittlung des Potentials des Prozesses.

2 Stand der Technik und Forschung

In diesem Kapitel werden die grundlegenden Aspekte zur Verarbeitung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen der 6000er- und 7000er-Serie für den Fahrzeugleichtbau beschrieben. Im Speziellen werden die Wärmebehandlungsstrategien sowie die grundlegenden Mechanismen zur Festigkeitssteigerung erläutert. Anschließend wird der Stand der Technik zu den unterschiedlichen temperaturgestützten Verfahren zur Herstellung von Aluminiumbauteilen zusammengefasst und im Detail das Umformen unter Abschreckbedingungen sowie diesbezüglich bereits vorliegende Untersuchungen vorgestellt.

2.1 Leichtbau durch Aluminium

Die Effizienz von Fahrzeugen kann durch den Wirkungsgrad der Energieumwandlung, die Verlustleistungen im Antriebsstrang und den Nebenverbrauchern, den Luft- und Rollwiderstand sowie durch die Masse beeinflusst werden [6]. In Bezug auf die Energieumwandlung werden derzeit Downsizing und Hochaufladung von Verbrennungsmotoren sowie der Einsatz alternativer Antriebskonzepte forciert, um den notwendigen Energieeinsatz zu senken [7]. Parallel dazu kann der Energiebedarf durch die Elektrifizierung von Nebenaggregaten, rollwiderstandsoptimierte Reifen und die Verringerung des Luftwiderstands reduziert werden [7]. Da die Masse eines Fahrzeugs direkten Einfluss auf den Energieverbrauch hat, wurde Leichtbau in den letzten Jahren zu einer Gestaltungsmaxime im Fahrzeugbau, um dem Trend steigender Fahrzeuggewichte und damit assoziiertem Kraftstoffverbrauch und Schadstoffausstoß entgegenzuwirken [6]. In Bezug auf die Kompensation der hohen Gewichte der neuen Energiespeicherkonzepte gewinnt Leichtbau aktuell zusätzlich an Bedeutung [6].

Zu den wesentlichen Leichtbaustrategien zählen der Form-, Stoff- und Konzeptleichtbau [8]. Unter Stoffleichtbau versteht sich die Substitution konventioneller Werkstoffe wie beispielsweise Tiefziehstähle [9] durch hoch- oder höchstfeste Stähle, Leichtmetalle oder Faserverbundwerkstoffe [10]. Um Leichtbautechnologien ökologisch sinnvoll einzusetzen, sollte jedoch die Ökobilanz des gesamten Lebenszyklus hinsichtlich Ressourceneffizienz berücksichtigt werden [11]. Die durch Leichtbau erzielte Energieeinsparung während der Nutzungsphase kann beispielsweise durch eine besonders energieintensive Herstellungsphase egalisiert werden [11]. Moderne und vor allem ressourceneffiziente Leichtbauweisen auf Basis neuer

Prozesse und Werkstoffe zählen daher zu den Schlüsseltechnologien für eine zukunftsfähige Mobilität.

Aufgrund der geringen Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$ [12], der hohen Korrosionsbeständigkeit sowie der hervorragenden Energieabsorption und Recyclingfähigkeit zählen Aluminiumlegierungen in den letzten Jahren zu den bedeutendsten Leichtbauwerkstoffen [13]. So stieg der Aluminiumanteil der in Europa hergestellten Pkw zwischen 1978 und 2015 von 32 auf 160 Kilogramm [14]. Der Anteil im Karosseriebau verzehnfachte sich von 1998 bis 2017 von fünf auf 50 Kilogramm [14]. Laut einer Studie [15] wird die Automobilbranche ihren Verbrauch von aktuell fünf Millionen Tonnen auf 16,9 Millionen Tonnen Aluminium bis zum Jahr 2030 weltweit steigern. Aktuell wird Aluminium vor allem im Antriebsbereich, dem Fahrwerksbereich und im Karosseriebau eingesetzt, wobei Letzterer die größte absolute Gewichtsreduzierung ermöglicht [13].

2.2 **Ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen**

Je nach Anwendungs- und Belastungsfall werden unterschiedliche Halbzeuge und Legierungssysteme eingesetzt. Grundsätzlich lassen sich Aluminiumwerkstoffe in Guss- und Knetlegierungen unterteilen. Während im Antriebs- und Fahrwerksbereich vor allem Aluminiumgusslegierungen zum Einsatz kommen, werden im Bereich der Anhängerteile und im Rohbau primär Aluminiumknetlegierungen verwendet [13]. Im Automobilsektor werden am häufigsten Legierungen der 5000er- und 6000er-Serie implementiert, welche sich hinsichtlich ihrer Aushärtbarkeit in die beiden Hauptgruppen naturharte und aushärtbare Legierungen unterscheiden lassen [12]. Der wesentliche Unterschied der Gruppen besteht in den Verfestigungsmechanismen, welche die mechanischen Eigenschaften bedingen.

Grundsätzlich kann die Festigkeit durch eine Mischkristallverfestigung, durch Kaltverfestigung oder durch eine Aushärtung erhöht werden [13]. Während bei der Mischkristallverfestigung Legierungsatome in das Aluminiumgitter eingebaut werden, erfolgt die Kaltverfestigung aufgrund einer erhöhten Versetzungsdichte durch plastische Verformung [13]. Die Aushärtung erfolgt auf Basis der Bildung von Ausscheidungen [13]. Während die Festigkeitssteigerung naturharter Legierungen vor allem durch Kaltverfestigung und Mischkristallverfestigung erzielt wird, wird diese bei aushärtbaren Legierungen primär durch das Ausscheidungshärten realisiert [12].

Das Vorhandensein der Ausscheidungen führt dazu, dass das Gleiten der Versetzungen, als Träger der plastischen Verformung, behindert wird und dadurch der Fließwiderstand, respektive die Festigkeit, steigt [16]. Im Speziellen können die gleitenden Versetzungen während der Umformung die Ausscheidungen in Form von Teilchen entweder schneiden oder diese umgehen. Kleine kohärente Teilchen werden meist von der Versetzungsbewegung durchwandert und durch Abscherung geschnitten. Die dafür notwendige Schubspannung für den Weitertransport der Versetzungslinie steigt mit zunehmender Teilchengröße. Sofern die Teilchen eine gewisse Härte, Größe oder Inkohärenz übersteigen, wird die Versetzungslinie um das Teilchen gebogen, bis dieses vollständig umschlungen wird und diese sich schließlich annihilieren. Der Vorgang wird als Orowan-Mechanismus bezeichnet [17]. In beiden Fällen ist eine zusätzliche Spannung notwendig, wodurch eine Steigerung der Festigkeit bewirkt wird [18]. Welcher Mechanismus zum Tragen kommt, hängt von der Größe der Teilchen beziehungsweise Ausscheidungen ab. Ferner ist neben der Größe auch die Anbindung des Teilchens an die Matrix entscheidend [19]. So wird zwischen kohärenten, teilkohärenten und inkohärenten Teilchen unterschieden, wobei nur Erstere geschnitten werden können [19]. Die Konfiguration der Teilchen wird dabei maßgeblich im Rahmen der Auslagerung festgelegt, welche Teil der Wärmebehandlung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen ist.

2.2.1 Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen ist von entscheidender Bedeutung für die Erzielung hoher Festigkeitswerte und wird in die drei aufeinanderfolgenden Verfahrensschritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern eingeteilt, siehe Bild 1.

Lösungsglühen

Beim Lösungsglühen wird der Werkstoff auf einen legierungsspezifischen Temperaturbereich zwischen 450 °C und 550 °C erwärmt und für eine gewisse Zeit gehalten [12]. Aufgrund der mit steigender Temperatur zunehmenden Löslichkeit gehen die Atome der Legierungselemente in Lösung und führen schließlich zur Einstellung eines homogenen Mischkristalls [19]. Zusätzlich steigt, bedingt durch die höhere Beweglichkeit der Atome, die Konzentration vorhandener Leerstellen im Kristallgitter [19]. Die Lösungsglühtemperatur sollte ausreichend hoch sein, um ein vollständiges Lösen der Legierungselemente zu gewährleisten, aber andererseits nicht zu hoch liegen, damit Anschmelzungen im Gefüge vermieden werden [20].

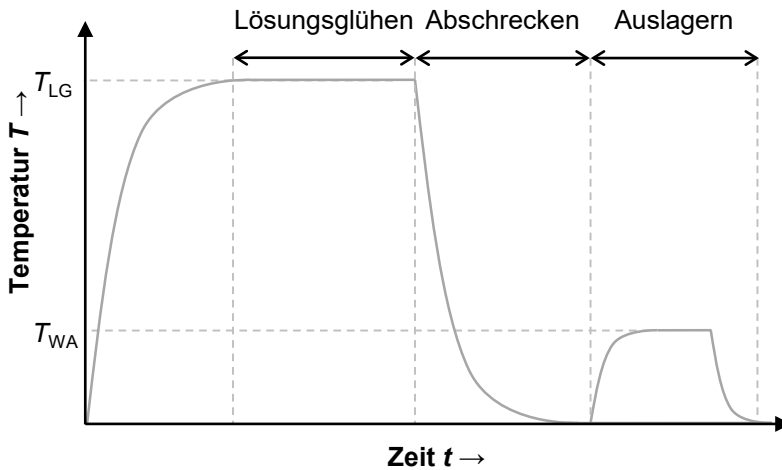


Bild 1: Wärmebehandlungsschema ausscheidungsgehärtbarer Aluminiumlegierungen, nach [13]

Abschrecken

Das nachfolgende Abschrecken beschreibt ein hinreichend schnelles Abkühlen des Werkstoffes von der Lösungsglüh- auf Raumtemperatur. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit bleibt nicht ausreichend Zeit für die zur Ausscheidungsbildung notwendigen Diffusionsvorgänge [21], was dazu führt, dass die Bildung von Ausscheidungen unterdrückt wird und die zuvor bei hoher Temperatur gelösten Atome zwangsgelöst verbleiben [19]. Auch die erzielte Konzentration an Leerstellen verbleibt zum Teil. Das Ergebnis ist ein an Fremdatomen und Leerstellen doppelt übersättigter Mischkristall [19]. Dieser stellt den Ausgangszustand für die Bildung festigkeitssteigernder Teilchen dar [21]. Eine zu langsame Abkühlung, welche unterhalb der kritischen Abschreckgeschwindigkeit liegt, würde nach Unterschreiten der Löslichkeitslinie eine intermetallische Phase ausscheiden, welche aufgrund günstigerer Bedingungen für die Keimbildung vorrangig an den Korngrenzen der Aluminiummischkristall-Körner, an kleinen Lunkern, ungelösten Partikeln, an Versetzungen oder anderen Kristallfehlern lokalisiert ist [22]. Letztlich würde ein Gefüge vorliegen, dessen Korngrenzen stark mit einer legierungsspezifischen zweiten Phase besetzt sind [20]. Da diese Phase meist mit spröden Eigenschaften einhergeht, würde das entstandene Gefüge verminderte mechanische Eigenschaften aufweisen [20]. Ferner würden die nebeneinander vorliegenden und unterschiedlich edlen Phasen eine hohe Korrosionsanfälligkeit bewirken [23].

Niedriglegierte Werkstoffe sind relativ abschreckunempfindlich. Mit höheren Phasengehalten nimmt die Empfindlichkeit jedoch deutlich zu, so dass

eine Abschreckung an Luft zu einer Reduktion der Festigkeit im ausgelagerten Zustand führt. Insbesondere bei der Dehngrenze sind Einbußen von über 50 % nachgewiesen worden [24]. Aufgrund hoher Diffusionsgeschwindigkeit und zunehmender Übersättigung ist der Temperaturbereich zwischen 400 °C und 290 °C besonders kritisch und sollte daher schnell durchlaufen werden [12], um die bestmöglichen Voraussetzungen für eine nachfolgende Kalt- oder Warmauslagerung zu schaffen.

Auslagern

Im Rahmen der Auslagerung ist der Aluminiummischkristall, welcher sich im thermo-dynamischen Ungleichgewicht befindet, bestrebt, den Gleichgewichtszustand wieder herzustellen [21]. Dies erfolgt durch die Ausscheidung einer zweiten Phase. Dabei hat die Auslagerungstemperatur und -zeit einen entscheidenden Einfluss auf die Form und Verteilung der Ausscheidungen. Während der Kaltauslagerung bei Raumtemperatur bilden sich kohärente Teilchen, welche zwar hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung von der Matrix abweichen, aber eine ähnliche Gitterstruktur besitzen. Bei einer Warmauslagerung zwischen 100 °C und 200 °C [19] werden teilkohärente und inkohärente Ausscheidungen gebildet. Letztere weichen hinsichtlich ihrer Struktur stark von der Matrix ab [25]. Durch thermische Aktivierung ist es auch möglich, die bei Raumtemperatur gebildeten kohärenten Ausscheidungen in teilkohärente oder inkohärente Ausscheidungen umzuwandeln [25]. Aufgrund der Tatsache, dass die Form der ausgeschiedenen Teilchen einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften aufweist, wird die Erzielung inkohärenter Ausscheidungen angestrebt, da hierdurch die größten Gitterverspannungen und somit die höchsten Festigkeitswerte erzielt werden können [25].

Neben der Auslagerungstemperatur und -zeit stellt zudem in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung die Verweildauer bei Raumtemperatur zwischen Abschrecken und Warmauslagern, die sogenannte Zwischenlagerung, einen kritischen Parameter für das Erreichen maximaler Festigkeit im Rahmen der Aushärtung dar [26]. Dies liegt darin begründet, dass sich bei Raumtemperatur stabile Cluster bilden, welche die in Lösung befindlichen Legierungselemente reduzieren [13]. Es wird angenommen, dass diese Cluster keine keimbildende Wirkung für festigkeitssteigernde Ausscheidungen besitzen und sich im Rahmen der Warmauslagerung nur langsam auflösen [27]. Beispielsweise ist bei AlZnMg(Cu)-Legierungen eine Zwischenlagerungszeit von mindestens drei Tagen erforderlich, bevor die Warmauslagerung bei 120 °C oder höheren Temperaturen erfolgen sollte [13]. Demgegenüber nimmt die Warmaushärtbarkeit bei mittel- bis höherfesten

AlMgSi-Legierungen durch eine Zwischenlagerung bei Raumtemperatur deutlich ab [26]. Um diesem Effekt entgegenzuwirken, kann ein Stabilisierungsglühen durchgeführt werden [28]. So verhindert beispielsweise eine direkt nach dem Abschrecken vorgenommene Wärmebehandlung zwischen 60 °C und 200 °C die Kaltaushärtung bei der nachfolgenden Lagerung und stabilisiert dadurch den abgeschreckten Zustand [13]. Die verbesserte Lagerfähigkeit und Warmaushärtbarkeit kann darauf zurückgeführt werden, dass die Leerstellen in sogenannten Guinier-Preston (GP)-Zonen gebunden werden und folglich für die Clusterbildung bei Raumtemperatur nicht mehr ausreichend zur Verfügung stehen [29].

Nachdem sich die Eigenschaften der Aluminiumlegierungen in Abhängigkeit des Wärmebehandlungs- und Auslagerungszustands stark voneinander unterscheiden, wurde nach DIN EN 515:2017 [30] eine Nomenklatur festgelegt, um den Zustand der Legierung mithilfe eines alphanumerischen Codes kenntlich zu machen, siehe Tabelle 1. Bei den wärmebehandelten Zuständen sind vor allem die Zustände T4 (lösungsgeglüht und kaltausgelagert) und T6 (lösungsgeglüht und warmausgelagert) relevant.

Tabelle 1: Bezeichnung der Werkstoffzustände von Aluminiumlegierungen nach DIN EN 515:2017 [30]

Bezeichnung	Werkstoffzustand
F	Herstellungszustand
O	Weichgeglüht
H	Kaltverfestigt
W	Lösungsgeglüht
T	Wärmebehandelt auf andere stabile Werkstoffzustände

Die Ausscheidungssequenzen, welche gezielt für die Verfestigung genutzt werden, unterscheiden sich in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung und der durchgeführten Wärmebehandlung. Im Folgenden wird daher die Ausscheidungsbildung für Aluminiumwerkstoffe der 6000er- und 7000er-Serie erläutert, welche auch Gegenstand der Untersuchungen in vorliegender Arbeit sind.

2.2.2 Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie

Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie werden vorwiegend im Automobilbau eingesetzt und haben einen Anteil von mehr als 50 % an der weltweiten Aluminiumproduktion [31]. Die bisher am häufigsten verbauten Varianten sind in Europa die Legierung AA6016 sowie in den USA die Legierung AA6111 [31]. Beide Legierungen werden primär im Außenhautbereich mit Blechstärken zwischen 0,9 mm und 1,2 mm eingesetzt [31]. Die Hauptlegierungselemente sind Magnesium und Silizium, wobei auch weitere Legierungselemente wie Mangan oder Chrom hinzulegiert werden können [13]. Während der Kaltaushärtung werden MgSi-Cluster sowie kugelförmige GP(I)-Zonen gebildet [32]. Im Rahmen einer Warmauslagerung wird eine weitere Festigkeitssteigerung durch die Bildung nadelförmiger GP(I)-Zonen und im Folgenden von β'' -, β' - und β -Phasen erreicht [32]. Durch eine Adaption der Legierungszusammensetzung und der Prozessführung können die mechanischen Eigenschaften zu höheren Festigkeiten hin optimiert werden. Beispielsweise kann durch die Zugabe von Kupfer die Ausscheidungssequenz beeinflusst werden. Neben der β' -Phase wird eine Q'-Phase gebildet, welche sich in stabile β - und Q-Phasen umwandeln [33]. Die Festigkeitssteigerung im Rahmen der Warmaushärtung durch die Zugabe von Kupfer wird auf eine dichtere Dispersion der nadelförmigen, teilkohärenten β'' - und der stäbchenförmigen, teilkohärenten Q'-Phase zurückgeführt [34]. Allerdings kann nach Zander et al. [35] durch die Zugabe von Kupfer das Phänomen der interkristallinen Korrosion beobachtet werden. Dies wird auf die Ausbildung eines atomaren Cu-Films sowie einer Verarmungszone an Mg und Si an den Korngrenzen und auf die Anwesenheit kathodischer Q-Phasen zurückgeführt [35].

Die meisten der aktuell eingesetzten aushärtbaren Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie werden im kaltausgelagerten Zustand T4 im Presswerk angeliefert und verarbeitet. Der Herstellungsprozess wird hierbei in drei Abschnitte unterteilt. Nach einem optionalen Beölungsschritt findet eine Kaltumformung zur Herstellung der Bauteile sowie eine Zwischenlagerung bis zum Fügen der Karosserie zum sogenannten Body in White (BIW) statt. Die Rohkarosserie wird nachfolgend einer Kathodischen Tauchlackierung (KTL) und einer anschließenden Wärmebehandlung zum Einbrennen des Lacks, dem sogenannten Paint Bake (PB), bei 185 °C für 20 Minuten unterzogen [36]. Aufgrund der Fähigkeit ausscheidungshärtbarer Legierungen, die Festigkeit während einer Warmauslagerung zu steigern, wird der Lackeinbrennprozess gezielt genutzt, um die Festigkeit zu optimieren. Da die Haltezeit meist nicht ausreicht, um für Al-Mg-Si-Legierungen höchste Festigkeiten zu erreichen, kann das Potential dieser Legierungen im Rahmen

der aktuell praktizierten Prozessführung nicht in Gänze ausgeschöpft werden [37]. Aus diesem Grund rückten in den letzten Jahren vor allem hochfeste Aluminiumlegierungen der 7000er-Serie in den Vordergrund und eröffnen aufgrund ihrer hohen Festigkeit die Möglichkeit weiterer Blechdickenreduktionen oder den Einsatz von Aluminium für sicherheits- und crashrelevante Bauteile.

2.2.3 **Aluminiumlegierungen der 7000er-Serie**

Bislang wurden Aluminiumlegierungen der 7000er-Serie aufgrund ihrer hohen Festigkeit vor allem in der Luft- und Raumfahrt eingesetzt [13]. Hauptlegierungsbestandteil stellt Zink dar, wobei erst durch die Zugabe von Magnesium eine signifikante Festigkeitssteigerung im Rahmen einer Aushärtung erreicht werden kann [12]. Im Speziellen bestimmt das Verhältnis von Zink zu Magnesium das Potential hinsichtlich eines Festigkeitsgewinns durch Aushärtung [12]. Nach dem Lösungsglühen und Abschrecken werden während der Kaltauslagerung primär kugelförmige Cluster und GP-Zonen ausgeschieden. Bei erhöhten Auslagerungstemperaturen erfolgt die Bildung metastabiler η' -Phasen oder bei noch höheren Temperaturen eine stabile η - beziehungsweise Gleichgewichtsphase T aus $MgZn_2$. Die Form und Zusammensetzung der metastabilen und stabilen Phasen hängt dabei stark von der Legierungszusammensetzung und der Auslagerungstemperatur ab [38]. Ferner hat die metastabile Phase einen starken Einfluss auf die Bildung der stabilen Phasen, was dazu führt, dass oftmals mehrstufige Auslagerungsprozesse genutzt werden, um ein Festigkeitsoptimum zu erzielen [38]. Durch das Hinzugeben von mehr als 1 % Kupfer kann neben einer weiteren Steigerung der Festigkeit durch Einbau von Cu-Atomen in die η - beziehungsweise T-Phase auch die thermische Beständigkeit der Ausscheidungen erhöht werden, was allerdings mit einer verminderten Korrosionsbeständigkeit einhergeht [13]. Ferner führt ein höherer Kupfergehalt zu einer gesteigerten Abschrecksensitivität [13]. Diese Sensitivität wird damit begründet, dass beispielsweise die η -Phase ab 400 °C an Al_3Zr -Dispersoiden und die S-Phase (Al_2CuMg) an bereits vorhandenen groben Korngrenzenausscheidungen (Al_7Cu_2Fe) nukleieren beziehungsweise vorzeitig ausscheiden [39]. Diese Ausscheidungen leisten aufgrund ihrer Größe keinen Beitrag zur Festigkeitssteigerung und können auch im Rahmen einer Warmauslagerung nicht mehr in feine Ausscheidungen umgewandelt werden. Dieser Effekt ist umso stärker ausgeprägt, je höher der Anteil an Zink, Magnesium oder Kupfer in der Legierung ist [40]. Im Fall der Legierung AA7075 sollte demnach die Abschreckgeschwindigkeit mindestens 100 K/s betragen, um jene frühzeitige Ausscheidungsbildung zu

vermeiden. Bei der industriellen Herstellung steht jedoch eine hohe Abkühlrate dem Einbringen von Eigenspannungen oder Abschreckrisen gegenüber, weshalb meist nur moderate Abkühlraten erzielt werden können [41].

Neben der erreichbaren Festigkeit beeinflusst die Wärmebehandlung auch das Korrosionsverhalten der AlZnMg(Cu)-Legierungen. Aufgrund der bereits beschriebenen Phasen, welche sich in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung und dem Wärmebehandlungszustand an den Korngrenzen ausscheiden, kann es zu interkristalliner Korrosion kommen [42]. Dabei werden vorrangig die magnesium- und zinkreichen Phasen (Mg_2Al_3 , $MgZn_2$, Al_xZn_xMg) aufgelöst, da sich diese anodisch zur Matrix verhalten, während die vorrangig kupferhaltigen Phasen ($CuAl_2$, $MgAlCu$) als lokal kathodisch wirken und folglich die Auflösung entlang der Korngrenzen begünstigen. Wesentlich ist hierbei ein möglichst durchgängiger korrosionsaktiver Pfad durch das Metall, wie er meist bei warmausgelagerten Legierungen durch feinste Korngrenzenausscheidungen vorhanden ist. In überalterten Wärmebehandlungszuständen vergrößern die Ausscheidungen, was dazu führt, dass aufgrund der dadurch entstehenden Zwischenräume der Pfad der Ausscheidungen unterbrochen wird und folglich die interkristalline Korrosion verringert wird [43]. Da im Rahmen der Wärmebehandlung auch die chemische Zusammensetzung der ausgeschiedenen Phasen beeinflusst wird, kann vor allem in überalterten Zuständen der Durchbruchpotentialunterschied zwischen Matrix und Korngrenze und somit die Triebkraft für eine selektive Auflösung positiv beeinflusst werden [44].

Da hochfeste Aluminiumlegierungen neben der Korrosionsproblematik im Vergleich zu konventionellen Aluminium- oder Stahlwerkstoffen ein reduziertes Umformvermögen bei Raumtemperatur aufweisen, werden für die Herstellung anspruchsvoller Bauteilgeometrien meist temperaturgestützte Verfahren eingesetzt, um die Formgebungsgrenzen zu erweitern [45]. Die Verfahren und die zugrundeliegenden Mechanismen zur Steigerung der Umformbarkeit werden im nachfolgenden Abschnitt erläutert.

2.3 Methoden zur Steigerung des Umformvermögens ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen

Die verschiedenen temperaturgestützten Methoden zur Steigerung des Umformvermögens ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen lassen sich generell anhand der zeitlichen Trennung von Wärmebehandlung und Umformprozess und somit anhand der Temperatur während der Umformung voneinander unterscheiden. Während bei der Halbwarm- oder

Warmumformung sowohl das Werkstück als auch das Werkzeug beheizt sind und folglich die Umformung bei erhöhten Temperaturen stattfindet, handelt es sich bei der Verarbeitung vorkonditionierter Halbzeuge stets um einen Kaltumformprozess, dessen Varianten im Folgenden näher erläutert werden.

2.3.1 Umformen bei Raumtemperatur nach thermisch unterstützter Vorkonditionierung

Zu den bedeutendsten Verfahren, welche eine dem Umformprozess vorgeschaltete Wärmebehandlung beinhalten, zählen die sogenannten Maßgeschneiderten Halbzeuge (Tailored Blanks), die Umformung im lösungsgeglühten und abgeschreckten Zustand (W-Temper) sowie die Retrogression and Reaging (RRA) Methode. All diese Verfahren eint, dass die Umformung im kalten Zustand durchgeführt wird und die Wärmebehandlung zur Steigerung des Formgebungsvermögens separat vor der Umformung stattfindet.

Tailored Blanks

Der Oberbegriff Tailored Blanks fasst maßgeschneiderte Blechhalbzeuge zusammen, welche für den nachfolgenden Umformprozess oder den Anwendungsfall gezielt angepasst wurden. Die Anpassung kann sich dabei auf eine lokale Variation der Blechstärke, der Beschichtung oder der mechanischen Eigenschaften beziehen. In Abhängigkeit des Herstellungsprozesses können Tailored Blanks in vier Gruppen eingeteilt werden. Werden unterschiedliche Halbzeuge durch einen Schweißprozess zu einem Halbzeug gefügt, werden diese als Tailor Welded Blanks bezeichnet [46]. Eine lokale Verstärkung eines Werkstoffes zählt zu den Patchwork Blanks und eine lokale Variation der Blechstärke durch einen Walzprozess zu den Tailor Rolled Blanks [46]. Werden die mechanischen Eigenschaften von Halbzeugen durch eine lokale Wärmebehandlung mittels Laserstrahlung, Induktion oder Konduktion angepasst, werden diese als Tailor Heat Treated Blanks (THTB) bezeichnet. Ziel der THTB-Technologie ist es, den Fließbeginn in der Umformzone herabzusetzen, ohne dabei die Festigkeit des Werkstoffes in den kraftübertragenden Zonen zu reduzieren [47]. Aufgrund der verringerten Fließspannungen in den an der Umformung beteiligten Bereichen können die für die Umformung notwendigen Kräfte reduziert und somit rissgefährdete Bereiche entlastet werden [47]. Das Resultat ist schließlich ein verbessertes Umformvermögen, repräsentiert durch höhere erreichbare Ziehtiefen oder engere Biegeradien.

Im Allgemeinen kann die Methodik der THTB sowohl auf Stahl als auch auf Nichteisenmetalle angewendet werden, wobei sich die zugrundeliegenden Entfestigungsmechanismen voneinander unterscheiden [48]. Bei ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie basiert die Entfestigung auf einer Auflösung der im Zustand T₄ vorliegenden Co-Cluster und GP-Zonen, was zu einem quasi-lösungsgeglühten Zustand führt. Je nach Wärmebehandlungstemperatur und -zeit können zudem Erholungs- und Rekristallisationseffekte hinzukommen. Nach Auslagerung bei Raumtemperatur verfestigt der Werkstoff erneut und wird wieder in den stabilen Zustand T₄ überführt, welcher dem Anlieferungszustand entspricht. In den letzten Jahren wurde diese Methodik von Vogt [49] und Kahrmanidis [50] hinsichtlich eines möglichen Einsatzes in der Serie bei der Herstellung von Karosseriebauteilen untersucht. So konnte beispielsweise die Tiefe eines Leuchtentopfes durch eine maßgeschneiderte Wärmebehandlung der Legierung AA6014 PX um 50 % gesteigert werden [51]. Neben klassischen Aluminiumblechhalbzeugen konnte die Methodik zudem auch erfolgreich auf mehrlagige hochfeste Halbzeuge [52] sowie auf Strangpressprofile [53] übertragen werden. Durch eine gezielte Laserwärmebehandlung eines Strangpressprofils der Legierung AA6005 konnte beispielsweise der Biegewinkel um 30 % gesteigert werden [54].

Nachteile dieser Prozessführung sind allerdings zum einen die Notwendigkeit lokal beheizter und gekühlter Werkzeuge oder anspruchsvoller Layouts für die konduktive oder laserstrahlbasierte Wärmebehandlung. Zum anderen die instabilen mechanischen Eigenschaften der vorkonditionierten Platinen, die dazu führen, dass die Umformung in einem bestimmten Zeitfenster nach der Wärmebehandlung erfolgen muss, um eine erneute Verfestigung des Werkstoffes durch Kaltauslagerung zu vermeiden.

Lechner [55] nutzte die Abschrecksensitivität ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen, um durch eine lokale Anpassung der Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen die mechanischen Eigenschaften einzustellen und patentierte die Methodik unter dem Begriff Tailor Quenched Blanks (TQB) [56]. Der Vorteil dabei ist, dass die temporär begrenzte Beständigkeit der mechanischen Eigenschaften, wie bei der THTB-Technologie, umgangen werden kann. Aufgrund lokal unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten ergeben sich variiierende Ausscheidungssequenzen, welche letztlich die mechanischen Eigenschaften beeinflussen. Aufgrund des zeitlich unabhängigen lokalen Festigkeitsniveaus ist somit ein größeres Maß an Flexibilität im Vergleich zu den THTBs gegeben. Der Umformprozess ist daher nicht an eine zeitliche Limitierung nach der Wärmebehand-

lung geknüpft. In [55] konnte gezeigt werden, dass durch die maßgeschneiderte Abkühlung die Ziehtiefe eines Rundnapfes der Legierung auf Basis eines definierten Layouts im Vergleich zum Ausgangszustand signifikant erhöht werden konnte. Ferner konnte auch das Rückfederungsverhalten eines Hutprofils positiv beeinflusst werden [55].

Umformen im Zustand W

Das Umformen im lösungsgeglühten und abgeschreckten Zustand, welches bereits 2012 von Smeyers und Khosla [57] patentiert wurde, schließt sich der TQB-Methodik an, mit dem Unterschied, dass die gesamte Platine nach dem Lösungsglühen gleichmäßig schnell abgekühlt wird, meist unter Zuhilfenahme von Wasser als Abschreckmedium. Die Auslegung bauteilspezifischer Wärmebehandlungslayouts entfällt somit. Aufgrund der schnellen Abkühlung in Kombination mit einem vorgeschalteten Lösungsglühen liegt ein übersättigter Mischkristall vor. Der Werkstoff weist demnach im Vergleich zum Ausgangszustand eine reduzierte Festigkeit sowie eine erhöhte Duktilität auf. Mendiguren et al. [58] und Kumar et al. [59] untersuchten das W-Temper-Verfahren anhand der Legierungen AA7075 und AA7021 und konnten im Vergleich zum Anlieferungszustand ein signifikant verbessertes Umformvermögen bei der Herstellung eines Kreuznapfes sowie eines Demonstratorbauteils feststellen. Dabei konnte die Ziehtiefe des Kreuznapfes um knapp 100 % gesteigert werden [59].

Aufgrund der Tatsache, dass der Schritt des Lösungsglühens fester Bestandteil der Prozesskette ist, wird es möglich, die Halbzeuge im Herstellungszustand F statt beispielsweise T4 oder T6 zu beziehen. Die Wärmebehandlung der Legierungen wird somit zur verarbeitenden Stelle verschoben. Daraus ergibt sich zum einen eine höhere Flexibilität hinsichtlich der Lagerung und Haltbarkeit, vor allem im Zustand T4, dessen Eigenschaften meist nur bis zu sechs Monate vom Hersteller gewährleistet werden, da es während der Lagerung zu einer weiteren Verfestigung der Legierung kommt [60]. Zum anderen kann der Gesamtenergieaufwand reduziert werden, zumal nicht komplette Coils durch Umluft wärmebehandelt werden müssen, sondern einzelne Platinen beispielsweise durch Kontakterwärmung mittels eines Wärmebehandlungswerkzeuges [60]. Nachteil dieser Methodik ist einerseits das begrenzte Zeitfenster nach Wärmebehandlung, ähnlich der THTB-Technologie. Andererseits entsteht durch das schnelle Abschrecken in Wasser ein Verzug der Halbzeuge, der sich nachteilig auf die Handhabung, Positionierbarkeit im Werkzeug und Maßhaltigkeit der finalen Bauteile auswirkt.

Retrogression and Reaging

Für die Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile der 7000er-Serie stellt das Rückbildungsglühen in Kombination mit einer Wiederauslagerung (Retrogression and Reaging, kurz RRA) einen weiteren Ansatz zur Verbesserung des Formgebungsvermögens ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen dar. Dieses Verfahren wurde bereits 1974 von Cina [61] patentiert. Ziel dieser Methodik ist es, die Spannungsrisskorrosion von Aluminiumlegierungen durch eine zweistufige Wärmebehandlung zu verbessern. Die Rückbildungstemperatur liegt dabei zwischen der Warmauslagerungs- und der Lösungsglühtemperatur bei Haltezeiten von wenigen Minuten. Auf Basis einer kurzzeitigen Erwärmung kann eine Entfestigung erzielt werden, die auf das partielle Auflösen metastabiler Ausscheidungen zurückgeführt werden kann [62]. Analog zur THTB-Technologie und der Umformung im lösungsgeglühten Zustand muss die Umformung innerhalb eines begrenzten Zeitfensters nach der Wärmebehandlung stattfinden, da sonst der Effekt der Kaltaushärtung greift. Auch hier erfolgt im Nachgang eine separate Warmauslagerung, um hohe Festigkeiten zu erzielen. In [63] konnte für die Legierung AA7020 gezeigt werden, dass Temperaturen von mindestens 300 °C während des Rückbildungsglühens erreicht werden sollten, damit eine Festigkeitssteigerung im Rahmen der Wiederauslagerung erreicht werden kann. Nachteil dieses Verfahrens ist jedoch, dass der Anfangszustand T6 hinsichtlich der erzielbaren Festigkeit nicht wieder erreicht werden kann [63].

Während die zuletzt beschriebenen Verfahren stets mit einem Kaltumformprozess in Kombination mit aufwendigen vorgeschalteten Wärmebehandlungsschritten assoziiert sind, kann bei der Halbwarm- oder Warmumformung auf eine zusätzliche Wärmebehandlung verzichtet werden. Dies liegt darin begründet, dass die Bleche direkt im temperierten Werkzeug auf die Umformtemperatur erwärmt werden können, periphere Anlagen zur Wärmebehandlung können daher entfallen.

2.3.2 Umformen bei erhöhten Temperaturen

Nach DIN 8582 [64] wird eine Umformung bei Raumtemperatur als Kaltumformung und bei erhöhten Temperaturen als Warmumformung bezeichnet. Da diese Zuordnung das Werkstoffverhalten nicht berücksichtigt, wird eine weitere Untergliederung vorgenommen, welche die Umformtemperatur und die damit assoziierten phänomenologischen Vorgänge beinhaltet [65]. Demnach wird eine Umformung bei erhöhten Temperaturen in eine Halbwarm- und Warmumformung unterteilt [65]. Beide Varianten

lassen sich anhand der Prozesstemperaturen unterscheiden. Während bei der Warmumformung Temperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur eingesetzt werden, liegen diese bei der Halbwarmumformung darunter.

Die Verbesserung der Umformbarkeit kann dabei im Allgemeinen auf zwei thermisch aktivierte Vorgänge zurückgeführt werden. Während bei der thermischen Erholung die Bewegung der Versetzungen erleichtert wird, wird bei der Rekristallisation ein neuartiges Gefüge ausgebildet [8]. Beide Prozesse können sowohl statisch als auch dynamisch ablaufen. Sofern diese im Rahmen der Formgebung stattfinden, werden sie als dynamisch klassifiziert [8]. Das Ausmaß der Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge steht dabei in direktem Zusammenhang mit der Stapelfehlerenergie eines Werkstoffes [66]. Sowohl die Halbwarm- als auch die Warmumformung können in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur unter isothermen und nicht-isothermen Bedingungen durchgeführt werden [67]. Dabei kann die Platine entweder in einem externen Ofen oder mithilfe beheizter Werkzeuge erwärmt werden [68]. Bei einem nicht-isothermen Prozess wird meist der Stempel aktiv durch beispielsweise Kühlkanäle gekühlt. Der Vorteil, der sich daraus ergibt, liegt in der kühlungsbedingten Verfestigung der kraftübertragenden Zonen, repräsentiert durch den Stempel- und Zargenbereich, was folglich zu einer Erweiterung der Formgebungsgrenzen, respektive zu höheren Ziehtiefen, führt [69].

Bei Aluminiumlegierungen, welche oberhalb $0,3T_s$ erwärmt und umgeformt werden, verändert sich das Werkstoffverhalten von elastisch-plastisch zu einem viskoplastischen Verhalten. Die Komplexität der vorherrschenden Mechanismen wird dabei erhöht. Vor allem zeitabhängige Faktoren wie Diffusion, Erholung und Annihilation, Rekristallisation sowie Kornwachstum kommen hierbei zum Tragen. Zu den wichtigsten Parametern, welche das Umformverhalten beeinflussen, zählen die Temperatur [70], die Umformgeschwindigkeit [71] und die Korngröße [72].

Das Potential der Umformung von Aluminium bei erhöhten Temperaturen wurde bereits 1946 von Finch et al. entdeckt [73]. Dabei konnte gezeigt werden, dass eine Verbesserung der Tiefziehbarkeit von Rund- und Rechtecknäpfen bereits bei Temperaturen von etwa 150 °C erzielt werden kann [73]. Neben des positiven Effekts der Temperatur ermittelten spätere Untersuchungen auch einen Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf das Umformvermögen [74]. Shehata et al. [75] postulierte, dass die Napfhöhe sowohl bei steigender Temperatur als auch bei geringerer Stempelgeschwindigkeit für die Legierung Al₂Mg erhöht werden konnte. Toros et

al.[76] analysierten Temperatur- und Dehnrateneffekte bei der Warmumformung von 5000er-Legierungen und bestätigten dies. Im Allgemeinen erhöht sich die Umformbarkeit der Aluminiumwerkstoffe mit steigender Temperatur und sinkender Dehnrage. Kumar et al. [77] erforschten die Umformbarkeit der Legierung AA7020-T6 im Rahmen von uniaxialen Zugversuchen und Umformversuchen zur Herstellung von Rundnäpfen und Kreuznäpfen in einem Temperaturbereich zwischen 150 °C und 250 °C. Es konnte gezeigt werden, dass die Dehngrenze und die Zugfestigkeit mit steigender Temperatur abnehmen. Die Bruchdehnung, das Grenzziehverhältnis sowie die maximale Ziehtiefe stiegen mit höherer Temperatur über 150 °C aufgrund dynamischer Erholung und Auflösung der η' -Phase. Wang et al. [78] wiesen nach, dass das Tiefziehvermögen und die Streckziehbarkeit der Legierung AA7075 durch eine Halbwarmumformung bei Temperaturen zwischen 140 °C und 220 °C gesteigert werden konnten. Ab Temperaturen oberhalb 260 °C verschlechterten sich jedoch die mechanischen Eigenschaften nach der Umformung, da das Zusammenspiel aus Wärmebehandlung und Umformung Einfluss auf den ausgelagerten Zustand haben und zu einer Reduktion der finalen Bauteilfestigkeiten führt [78].

Neben der klassischen Halbwarm- und Warmumformung wurden auch Sonderverfahren untersucht, um anspruchsvolle Geometrien zu realisieren und die Maßhaltigkeit der Aluminiumbauteile zu verbessern. Beispielsweise untersuchten Fan et al. [79] die freie Ausformung mit Druckluft der Legierung Al-Cu-Li nach Lösungsglügen bei 520 °C für 20 Minuten. Hierdurch konnte eine signifikante Erweiterung der Formgebungsgrenzen sowie ein Anstieg der finalen Bauteilhärte erzielt werden. Smolej et al. [80] erforschten die Legierung AA7475 im Rahmen eines superplastischen Umformprozesses bei Temperaturen zwischen 500 °C und 530 °C, wobei Dehnungen von bis zu 1000 % erzielt werden konnten. Da die Taktzeiten für diese Prozesse sehr lang sind, konnten sich diese für hohe Stückzahlen im industriellen Umfeld jedoch nicht etablieren. Stattdessen rückte in den letzten Jahren ein neuartiges Verfahren in den Vordergrund, welches viele der Nachteile konventioneller Verfahren umgeht und im Folgenden vorgestellt wird.

2.4 Umformen unter Abschreckbedingungen

Die Verfahrenskombination aus Wärmebehandlung und Umformen unter Abschreckbedingungen wurde erstmals im Jahr 2005 von Garrett et al. [81] anhand der Legierung AA6082 vorgestellt. Drei Jahre später ließen sich Lin et al. [82] das Verfahren und später Foster et al. [83] den Namen Hot Form

Quench (HFQ®) patentieren. Im Gegensatz zur konventionellen Halbwarm- oder Warmumformung, bei der der Werkstoff auf erhöhte Temperaturen erwärmt und anschließend umgeformt wird, wird beim Umformen unter Abschreckbedingungen der Werkstoff auf eine spezifische Temperatur erwärmt, gehalten und anschließend im kalten Werkzeug simultan umgeformt und abgeschreckt [84].

Für hochfeste Vergütungsstähle wie beispielsweise 22MnB5 wird dieses Verfahren bereits erfolgreich für die Herstellung crashrelevanter Bauteile im industriellen Maßstab eingesetzt [85]. Beim sogenannten Press- oder Formhärten hochfester Stähle wird dabei die Polymorphie des Eisens gezielt genutzt [86]. Im Rahmen der Wärmebehandlung zu Beginn des Prozesses erfolgt bei etwa 950 °C eine vollständige Umwandlung des zu Beginn ferritisch-perlitisch vorliegenden Gefüges in ein homogenes austenitisches Gefüge [87]. Durch hinreichend schnelles Abkühlen aus diesem Zustand während der Formgebung und dem Abschrecken kann die Umwandlung in ein martensitisches Gefüge erreicht werden, was finale Bauteilfestigkeiten von bis zu 1500 MPa zur Folge hat [88].

Bei der Anwendung der Prozessfolge auf Aluminiumlegierungen bleibt der Ablauf der Prozessschritte gleich, allerdings finden zum einen die Wärmebehandlung und die Formgebung bei geringeren Temperaturen statt. Zum anderen basiert die Festigkeitssteigerung nicht auf Phasenumwandlungen, sondern auf einer auslagerungsbedingten Ausscheidungsbildung, welche im Anschluss an den Umform- und Abschreckprozess stattfindet. Analog zum Presshärten von Stahl muss jedoch auch eine legierungsabhängige kritische Abschreckgeschwindigkeit erreicht werden. Ziel ist es, eine vorzeitige Ausscheidungsbildung beispielsweise an den Korngrenzen, wie in Abschnitt 2.2.1 beschrieben, zu vermeiden und einen übersättigten Zustand einzustellen, dessen Festigkeit im Rahmen einer Warmauslagerung gezielt gesteigert werden kann. Die genaue Prozessfolge eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses wird in Bild 2 veranschaulicht.

Nach dem Lösungsglühen erfolgt die Entnahme aus dem Ofen und der Transfer in das Werkzeug (1). Ab Schließen des Werkzeuges wird die Umformung bei erhöhten Temperaturen in Kombination mit dem Abschrecken durch den Werkzeugkontakt durchgeführt (2). Nach der Umformung verbleibt das Werkzeug geschlossen (3), bis das Bauteil eine Temperatur unterhalb der legierungsspezifischen Warmauslagerungstemperatur erreicht hat, um zum einen Aushärtungseffekte zu vermeiden [67] und zum anderen den Bauteilverzug zu reduzieren [89]. Aufgrund der Prozesskom-

bination aus Wärmebehandlung und Umformung ergeben sich viele Vorteile, welche den Prozess vor allem für die industrielle Herstellung hochfester Aluminiumbauteile sehr attraktiv macht und daher in den letzten Jahren Gegenstand der Forschung in den Verbundprojekten *LoCoLite* [90] und *Allegro* [91] war. Neben der hohen Abschreckgeschwindigkeit, welche sich durch den Werkzeugkontakt während der Umformung ergibt, wirkt sich vor allem das Lösungsglühen in mehrerer Hinsicht positiv auf den Umform- und Aushärteprozess aus.

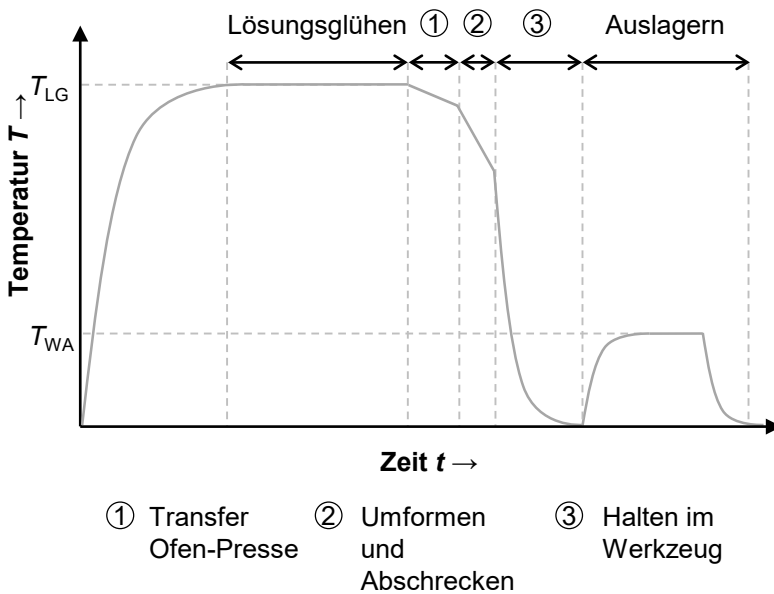


Bild 2: Prozessfolge eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses für Aluminiumlegierungen

Das vorgeschaltete Lösungsglühen gewährleistet, dass der Umformprozess beziehungsweise das Werkstoffverhalten unabhängig vom Ausgangszustand des Halbzeugs wird [67]. Die Halbzeuge können sowohl im Zustand T₄ als auch im Zustand T₆ ohne Einfluss auf die finalen mechanischen Eigenschaften verarbeitet werden. Im Speziellen untersuchten Bariani et al. [92] den Einfluss des Lösungsglühens auf das Umformverhalten der Legierung AA6016. Hierbei konnte gezeigt werden, dass aufgrund der Auflösung der Ausscheidungen innerhalb der Aluminiummatrix während des Lösungsglühens [81] eine zusätzliche Verbesserung der Umformbarkeit im Vergleich zu einer konventionellen Warmumformung erzielt werden kann. Somit wird es möglich, mittels dieses Prozesses kompliziert geformte Geometrien zu realisieren [67]. Da das Lösungsglühen dazu führt, dass der Anlieferungszustand, respektive der Wärmebehandlungszustand, wie

beispielsweise der Zustand T₄ oder T₆ und die damit einhergehenden mechanischen Eigenschaften beeinflusst werden, ist eine nachgeschaltete Wärmebehandlung in Form einer Warmauslagerung unerlässlich, um die geforderten Festigkeiten zu erreichen [93]. Während bei der Halbwarm- oder Warmumformung die Gefahr der Entfestigung durch ein Rückglühen im Rahmen der temperierten Umformung besteht, kann aufgrund des übersättigten Zustands, welcher sich nach Umformen und Abschrecken einstellt, das volle Aushärtungspotential im Rahmen der Warmauslagerung ausgeschöpft werden [67].

Ein weiterer Vorteil, der sich durch das Lösungsglühen ergibt, ist ein positiver Effekt auf das richtungsabhängige Werkstoffverhalten. Garrett et al. [81] konnten für die Legierung AA6082 zeigen, dass die Anisotropie in Bezug auf maximale Festigkeit und Duktilität nach dem Lösungsglühen und während der Warmumformung im Vergleich zum Ausgangszustand des Werkstoffes signifikant reduziert wurde. Dies wirkt sich positiv auf die Prozessauslegung und die Erzielung einer hohen Bauteilkomplexität aus. Ein weiterer Vorteil des Verfahrens ist eine verbesserte Maßhaltigkeit aufgrund der reduzierten Rücksprungneigung [94] durch die Formgebung bei erhöhten Temperaturen und das Abkühlen im geschlossenen Gesenk [95].

Für die Herstellung hochfester Aluminiumbauteile im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses ist eine umfassende Charakterisierung des Werkstoffes unerlässlich, um eine hohe Vorhersagegenauigkeit für die Prozessauslegung zu erreichen. Hinsichtlich des Umformprozesses zählen die Umformtemperatur und die Umformgeschwindigkeit sowie deren Einfluss auf die Umformeigenschaften zu den wichtigsten Prozessgrößen.

2.4.1 Fließverhalten

Im Gegensatz zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens bei Raumtemperatur oder bei isothermen Bedingungen ist bei der Beschreibung des Fließverhaltens unter Abschreckbedingungen ein komplexerer Versuchsaufbau notwendig, um den Prozess möglichst realitätsnah abbilden zu können. Die Widerstandserwärmung und die induktive Erwärmung zählen zu den Erwärmungsstrategien, welche eine ausreichende Flexibilität bezüglich der Aufheiz- und Abschreckbedingungen ermöglichen. Da beide Methoden auf einer lokalen Erwärmung des Prüfkörpers basieren, bildet sich hierbei jedoch ein Temperaturgradient entlang der Probenachse aus, welcher bei der Auswertung berücksichtigt werden muss. Behrens et al. [96] verwendeten für die Untersuchung des Fließverhaltens ein Abschreck-

und Umformdilatometer, welches die Probe mithilfe einer Induktionsspule erwärmt und via Düsen mit Stickstoff abschreckt. Ganapathy et al. [97] entwickelten ein spezielles Einspannsystem in Kombination mit einem Thermomechanischen Simulator vom Typ Gleeble (Dynamic Systems Inc., USA), um den Temperaturgradienten möglichst zu reduzieren und somit die Genauigkeit der ermittelten Ergebnisse zu verbessern. Merklein et al. [88] stellten 2006 die Möglichkeit der Verwendung eines optischen Dehnungsmesssystems in Kombination mit einem thermomechanischen Simulator Typ Gleeble 1500 vor, was die Auswertung des lokal begrenzten Bereichs homogener Temperatur ermöglicht, welcher der Solltemperatur mit einer Abweichung von ± 3 K entspricht.

Auf Basis der vorgestellten Prüfverfahren wurden unterschiedliche Aluminiumlegierungen hinsichtlich ihres Fließverhaltens im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses analysiert. Im Speziellen wurden die Legierungen AA5083 [98], AA7075 [99] und AA7921 [100] bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten untersucht. Dabei zeigte sich, dass der Fließbeginn mit zunehmender Temperatur und abnehmender Dehnraten reduziert wird. Ferner konnte auch eine Entfestigung der Werkstoffe bei gewissen Temperatur- und Dehnratenkombinationen ermittelt werden. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass bei überwiegenden Entfestigungsvorgängen gegenüber den Verfestigungsvorgängen ein Abfall der Fließspannungen eintritt [8].

Zur gezielten Nutzung der experimentell ermittelten Fließkurven für die Prozessauslegung, ist eine Approximation sowie eine Extrapolation der Messwerte zu höheren Umformgraden mithilfe geeigneter Modelle notwendig. Um das ausgeprägte temperatur- und dehnratenabhängige Fließverhalten abbilden zu können, existieren daher verschiedene Ansätze, welche auf phänomenologischen (empirischen) oder physikalisch-basierten Modellen aufbauen. Für die Beschreibung des Fließverhaltens von Aluminium bei erhöhten Temperaturen wurde bereits eine Vielzahl an Modellen untersucht [76]. Speziell im Kontext eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses erforschten Omer et al. [101] die Legierung AA7075 bei Temperaturen zwischen 25 °C und 470 °C bei unterschiedlichen Dehnraten und approximierten die experimentell ermittelten Kurven auf Basis des Voce-Modells [102]. Dabei wurden die enthaltenen phänomenologischen Parameter auf Basis einer nicht-linearen Regression ermittelt. Zhou et al. [103] untersuchten die Legierung AA6111 in einem Temperaturbereich zwischen 350 °C und 500 °C bei Dehnraten zwischen 0,01 s⁻¹ und 10 s⁻¹ und approximierten die experimentell ermittelten Werte mit dem Modell von Adebraddo et al. [104]. Lin und Dean [105] entwickelten auf Basis der

Ergebnisse von Lin et al. [106] physikalisch-basierte Modelle, um den Einfluss des Lösungsglühens auf die Mikrostruktur und das Fließverhalten einer 6000er-Aluminiumlegierung zu berücksichtigen.

Bedingt durch den direkten Zusammenhang zwischen dem Werkstoffverhalten und den lokal vorherrschenden Temperaturen, ist eine Berücksichtigung und Beschreibung der Wärmeübertragung von entscheidender Bedeutung bei der Prozessauslegung. Aufgrund der nichtisothermen Prozessführung beim kombinierten Umformen und Abschrecken zeigt die Wärmeübertragung hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften des Bauteils während [87] und nach der Umformung [107], der Auslegung der Umformwerkzeuge [108] sowie in der numerischen Prozessauslegung einen signifikanten Einfluss [109].

2.4.2 Wärmeübergang

Im Allgemeinen bilden sich bei Umformprozessen aufgrund der Interaktion zwischen Körpern unterschiedliche Temperaturen aus [17]. Während sich bei der Kaltumformung bedingt durch Reibung zwischen den Oberflächen sowie der plastischen Deformation des Halbzeugs Temperaturgradienten ergeben [17], kommt bei einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess hinzu, dass das Halbzeug bereits zu Prozessbeginn temperiert ist und die Wärmeenergie an die Umgebung und das Werkzeug abgibt. Bei der Wärmeübertragung kann generell zwischen Wärmestrahlung und Wärmeleitung unterschieden werden [110].

- *Wärmeleitung* ist gekennzeichnet durch einen Energietransport auf Basis atomarer und molekularer Wechselwirkungen und tritt vorwiegend in Festkörpern auf [111]. Die Wärmeübertragung ist bei ruhenden Stoffen vom Temperaturgradienten und von den Stoffeigenschaften abhängig [110]. Die Wärmeübertragung zwischen einem Festkörper und einem strömenden Fluid wird als *Konvektion* bezeichnet [110].
- *Wärmestrahlung* beschreibt einen Energietransport, der nicht an Materie geknüpft ist und daher nicht wie bei den anderen Mechanismen aufgrund molekularer oder fluiddynamischer Wechselwirkungen, sondern durch elektromagnetische Wellen realisiert wird [111]. Die Wärme wird dabei durch elektromagnetische Wellen von einer Oberfläche zu einer anderen übertragen [110].

In Bezug auf einen kombinierten Umform- und Abschreckprozess treten alle Mechanismen gleichzeitig auf, wobei in Abhängigkeit der aufeinanderfolgenden Prozessschritte der Einfluss einzelner Wärmeübertragungsmechanismen überwiegen kann. Beispielsweise dominieren Konvektion und Wärmestrahlung während der Transferphase vom Ofen ins Werkzeug [112]. Beim Einlegen der Platine in das Werkzeug kühlt die Oberseite des Werkstückes primär durch freie Konvektion aufgrund des Temperaturgradienten zwischen der Platine und der Umgebungsluft ab. Die Unterseite, welche lokal Kontakt zum Werkzeug hat, kühlt durch Wärmeleitung ab. Um ein vorzeitiges Abkühlen dieser Bereiche zu vermeiden, werden oftmals federnd gelagerte Distanzstifte verwendet. Diese ermöglichen einen nur punktuellen Kontakt der Platine mit dem Werkzeug während der Positionierung. Beim Schließen der Werkzeuge werden die Stifte verdrängt und nachfolgend der flächige Kontakt der Platine mit den Wirkflächen der Werkzeuge und folglich ein Abkühlen realisiert.

Aufgrund der Tatsache, dass die Bereiche unter dem Niederhalter meist zur Umformzone gehören und entscheidend für den Werkstofffluss und somit für die Herstellung eines versagensfreien Bauteils sind, werden oftmals distanzierte Niederhalter verwendet. Aufgrund der Distanzierung wird das Aufbringen einer Flächenpressung im Flanschbereich vermieden, was dazu führt, dass die Umformzone möglichst lange eine hohe Temperatur und eine dadurch implizierte hohe Duktilität aufweist. Die Bereiche mit direktem Kontakt zu den Werkzeugen kühlen rasch ab und können beispielsweise im Stempelbereich, welcher als kraftübertragende Zone fungiert, die Umformbarkeit positiv beeinflussen. Oftmals kann dieser Effekt durch Verwendung eines Gegenhalters positiv verstärkt werden.

Bei direktem Kontakt des Halbzeugs mit dem Werkzeug entsteht Wärmeleitung in Richtung des Körpers mit geringerer Temperatur. Aufgrund der Oberflächenrauheit der Körper können sich jedoch Bereiche ergeben, welche keinen direkten Kontakt zueinander haben und beispielsweise durch Luft oder Schmierstoff voneinander getrennt sind. In diesen Bereichen sind Konvektion und Strahlung vorherrschend. Aufgrund dessen wird zwischen der effektiven wahren und der makroskopisch idealen Kontaktfläche unterschieden. Die wahre Kontaktfläche vergrößert sich auf Basis von elastischen und plastischen Verformungen der Rauheitsspitzen und wird von den aktuellen Spannungs- und Dehnungszuständen sowie von der Temperatur, dem Anpressdruck, der Umformgeschwindigkeit [113] sowie den thermophysikalischen Eigenschaften der Werkstück- und Werkzeugwerkstoffe beeinflusst [114]. Der Wärmeübergang an diesen Stellen hängt von den Flächen, welche zueinander in Kontakt stehen, der Schmierung sowie

der Topographie beider Kontaktpartner ab [115]. Folglich steigt der Wärmeübergang mit zunehmendem Kontaktdruck und der damit assoziierten steigenden wahren Kontaktfläche an. So kann auf Basis der erforderlichen Abschreckgeschwindigkeit und der dafür notwendigen Kontaktdrücke das Werkzeug gezielt durch beispielsweise geometrische Adaptionen wie scharfe Kanten, vertikale Wände oder durch die Verwendung spezieller Werkzeugwerkstoffe oder Kühlkanäle angepasst werden, um eine entsprechende Bauteilqualität durch eine hohe Abkühlrate zu erreichen.

Als Maß für den Wärmeübergang an der Kontaktfläche von Werkstück und Werkzeug wird für die FE-basierte Prozessauslegung der Wärmeübergangskoeffizient α verwendet [116]. Dieser ist einer der wichtigsten Kennwerte bei einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess. Nur auf Basis eines entsprechend hohen Wärmeüberganges zwischen Werkstück und Werkzeug kann die erforderliche Abschreckgeschwindigkeit erreicht und die damit einhergehenden mikrostrukturellen Voraussetzungen geschaffen werden, um im Rahmen der nachfolgenden Warmauslagerung hochfeste Bauteile zu realisieren [117]. Folglich ist die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten essentiell für die Prozessauslegung, da auf Basis dieses Koeffizienten die Umform- und Abkühlzeit und somit die Taktzeit definiert wird [118].

Der Wärmeübergangskoeffizient stellt einen Proportionalitätsfaktor dar, der die Intensität des Wärmeübergangs an einer Grenzfläche beschreibt [119]. α ist somit eine spezifische Kennzahl hinsichtlich einer Konfiguration von Werkstoffen oder von einem Werkstoff zu einer Umgebung beispielsweise in Form eines Festkörpers oder eines Fluides [119]. Der Wärmeübergang zwischen dem Werkstück und dem Werkzeug hängt primär von den physikalischen Eigenschaften des Werkstücks, dem Werkzeugwerkstoff sowie der Grenzfläche ab [120]. Der Temperaturverlust des Werkstücks führt zu einem Rückgang der Werkstücktemperatur und zu einer Zunahme des Widerstands gegenüber plastischer Verformung, was wiederum dazu führt, dass die Umformkraft erhöht werden muss [120].

Die Bestimmung des Koeffizienten kann dabei anhand unterschiedlicher Methoden erfolgen. Die Ermittlung auf Basis des Newtonschen Abkühlgesetzes hat sich bereits beim Presshärten hochfester Stähle [121] sowie beim Tailored Tempering [122] als erfolgreich erwiesen. Das Newtonsche Abkühlungsgesetz beruht auf dem proportionalen Zusammenhang zwischen der Temperaturänderung und der Temperaturdifferenz zwischen dem Werkstück und dem umgebenden Medium, in diesem Fall dem Werkzeug (Gleichung (1)).

$$\frac{dT}{dt} = -k(T(t) - T_U) \quad (1)$$

Die Lösung der Differentialgleichung erfolgt durch Integration und unter Verwendung des nachfolgenden Zusammenhangs (Gleichung (2)):

$$\frac{dy}{dt} = -k y \rightarrow y(t) = c \cdot e^{-kt} \quad (2)$$

Durch die in Gleichung (3) beschriebene Substitution ergibt sich folgender vereinfachender Zusammenhang (Gleichung (4)):

$$\frac{dy}{dt} = \frac{dT}{dt} = -k(T(t) - T_U) = -ky \quad (3)$$

$$T(t) - T_U = c \cdot e^{-kt} \rightarrow T(t) = T_U + c \cdot e^{-kt} \quad (4)$$

Unter Einsetzen der Anfangsbedingung $T(0) = T_0$ (Gleichung (5)) ergibt sich die Lösung der Differentialgleichung und somit das Newtonsche Abkühlungsgesetz zu nachfolgender Formel (Gleichung (6)):

$$T(0) = T_0 = T_U + c \rightarrow c = T_0 - T_U \quad (5)$$

$$T(t) = T_U + (T_0 - T_U) \cdot e^{-kt} \quad (6)$$

Weitere Ansätze für die Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten sind nach Muvunzi et al. [123] die inverse Wärmeleitungsgleichung [124], die Wärmebilanzmethode [125] und die inverse Optimierung auf Basis der FE-Simulation [126]. Speziell für die Ermittlung des Wärmeüberganges im Rahmen der Verarbeitung von Aluminiumlegierungen setzten Liu et al. [117] eine inverse Ermittlung über eine FE-Analyse ein. Xiao et al. [127] untersuchten Wärmeübergangskoeffizienten für das Abschreckumformen der Legierung AA7075 in Abhängigkeit des Anpressdruckes und des Schmierstoffes. Dabei konnte gezeigt werden, dass der Wärmeübergangskoeffizient mit höheren Drücken und der Schmierstoffmenge ansteigt. Ying et al. [128] untersuchten den Einfluss des Kontaktdruckes und der Oberflächenrauheit sowie des Schmierstoffes auf den Wärmeübergang der Legierung AA7075-T6. Ferner wurde der experimentell ermittelte Wärmeübergangskoeffizient in die numerische Simulation eingebunden und anhand der Abpressung von Realbauteilen validiert. Liu et al. [129] entwickelten einen neuen Versuchsaufbau, welcher in ein Gleeble-System integriert ist, um den Wärmeübergang zwischen der Probe und dem Werkzeug möglichst exakt zu messen. Darauf basierend wurde der Wärmeübergang für

die Legierung AA7075 in Kombination mit drei unterschiedlichen Werkzeugwerkstoffen charakterisiert [129]. Zusätzlich wurde diese Methode verwendet, um den Einfluss von Schmierstoffen auf den Wärmeübergang der Legierung AA6082 zu untersuchen. Es konnte gezeigt werden, dass der Wärmeübergangskoeffizient durch Verwendung eines graphithaltigen Schmierstoffes aufgrund des Füllens der Rauheitstäler an der Kontaktfläche erhöht wurde. Der Anstieg des Wärmeübergangskoeffizienten im Vergleich zu Luft durch die Verwendung von Schmierstoff beträgt 26 % und 20 % für 2 mm und 3 mm dicke Proben. Zusätzlich wurde festgestellt, dass der Wärmeübergangskoeffizient drastisch sinkt, sobald der Schmierstoff eine Schichtdicke von 20 µm bei unterschiedlichen Kontaktdrücken unterschreitet.

2.5 Zusammenfassende Bewertung

Leichtbau zählt zu den wichtigsten Trends im modernen Karosseriebau und gewinnt gerade im Kontext der Elektromobilität weiter an Bedeutung. Aufgrund des erhöhten Gewichts alternativer Antriebskonzepte im Vergleich zu Verbrennungsmotoren [130] stellt der Leichtbau eine wichtige Stellschraube bei der Reduktion des Fahrzeugesamtgewichts dar. Neben konstruktiven Maßnahmen ist vor allem der Einsatz von Leichtbauwerkstoffen wie beispielsweise Aluminiumlegierungen eine Möglichkeit zur Steigerung des Leichtbaupotentials. Während bislang vorrangig Legierungen der 5000er- und 6000er-Serie im Struktur- und Außenhautbereich verwendet werden, stellt der Einsatz hochfester Aluminiumlegierungen der 6000er- und 7000er-Serie erstmals aufgrund der hohen spezifischen Festigkeiten eine Alternative zu den bislang dominierenden Stahlwerkstoffen dar. Zum einen werden aufgrund der höheren Festigkeiten weitere Blechdickenreduktionen durch Substitution der konventionellen Stähle und Aluminiumlegierungen möglich und zum anderen kann Leichtbau auch in sicherheits- und crashrelevanten Bereichen realisiert werden.

Aufgrund des eingeschränkten Umformvermögens hochfester Aluminiumlegierungen in konventionellen Verarbeitungsprozessen werden temperaturgestützte Prozessketten eingesetzt, um anspruchsvolle Bauteilgeometrien zu realisieren. Da bei Halbwarm- oder Warmumformverfahren das Risiko der Entfestigung oder Überalterung durch die Temperatureinwirkung während der Umformung besteht, wurden in den vergangenen Jahren verschiedene Methoden erforscht, welche die Formgebungsgrenzen erweitern und gleichzeitig eine hohe Festigkeit für den Einsatz gewährleisten. Eine dieser Methoden ist der kombinierte Umform- und Abschreckprozess,

welcher seinen Ursprung im Presshärten hochfester Stähle hat. Der Prozess besteht aus drei aufeinanderfolgenden Prozessschritten. Nach dem Lösungsglügen zur Auflösung der festigkeitsbedingenden Ausscheidungen erfolgt der Transfer des erwärmten Halbzeugs in das Werkzeug und ein anschließendes Umformen mit gleichzeitigem Abschrecken des Bauteils durch den Werkzeugkontakt. Im Rahmen einer nachgeschalteten Wärmebehandlung erfolgt schließlich eine Festigkeitssteigerung. Die Vorteile, die sich aus dieser Prozessführung ergeben, sind zum einen ein verbessertes Umformvermögen aufgrund des vorgeschalteten Lösungsglüehens in Kombination mit einer Umformung bei erhöhten Temperaturen, währenddessen entfestigende Mechanismen wie beispielsweise Erholungseffekte zusätzlich zum Tragen kommen. Zum anderen ergibt sich auch eine verbesserte Maßhaltigkeit, da beispielsweise aufgrund der reduzierten Spannungen während der Umformung und durch das Abkühlen im geschlossenen Gesenk die Rücksprungneigung reduziert wird. Ferner können durch das Abschrecken im Werkzeug hohe Abkühlraten erzielt werden, welche eine vorzeitige Ausscheidungsbildung verhindern und somit die Voraussetzung für eine Festigkeitssteigerung im Rahmen der Warmauslagerung schaffen.

Angesichts der vielen Vorteile dieses Verfahrens wurden in den letzten Jahren zahlreiche Untersuchungen im Umfeld der Umformung unter Abschreckbedingungen an unterschiedlichen Aluminiumlegierungen durchgeführt. Neben Machbarkeitsstudien [95] konzentrierten sich die bisherigen Untersuchungen beispielsweise auf den Einfluss eines vorgeschalteten Lösungsglüehens auf das Umformverhalten [131] und das temperatur- und dehnratenabhängige Fließverhalten [132] sowie die Analyse des Wärmeüberganges [127] durch den Kontakt zwischen Werkzeug und Platine. Dabei eint alle bisher durchgeführten Forschungen, dass lediglich eine isolierte Betrachtung verschiedener Faktoren durchgeführt wurde. Bis zum heutigen Zeitpunkt liegt allerdings noch keine ganzheitliche Untersuchung entlang der gesamten Prozesskette zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile unter Abschreckbedingungen vor. Beginnend bei den Prozessparametern im Rahmen des Lösungsglüehens, gefolgt von einer ganzheitlichen Werkstoffcharakterisierung hinsichtlich des thermischen und mechanischen Werkstoffverhaltens sowie des finalen Einflusses der Warmauslagerung, liegen noch keine grundlegenden Untersuchungen vor.

Speziell in Bezug auf das Lösungsglüehens ist bislang unklar, welche Faktoren, wie beispielsweise die Aufheiz- oder Haltezeit, einen Einfluss auf das Umformverhalten und die finalen Bauteileigenschaften haben, zumal in

konventionellen Prozessketten wie der Kaltumformung von Aluminiumlegierung meist der Zustand T₄ verarbeitet wird. Dies bedeutet, dass das Lösungsglühen und die Kaltauslagerung bereits im Walzwerk durchgeführt wurden und somit das diesbezügliche Knowhow beim Halbzeughersteller liegt und folglich für diese neue Prozessführungsstrategie erst noch erarbeitet werden muss.

Ferner ist zum aktuellen Zeitpunkt noch offen, inwiefern sich die im Prozess erzielbaren Abkühlgeschwindigkeiten in Kombination mit einer Umformung bei erhöhten Temperaturen auf die finale Bauteilfestigkeit nach Auslagerung auswirken. Wie in Abschnitt 2.2.1 erörtert, hat die Abkühlgeschwindigkeit einen hohen Einfluss auf die Ausscheidungsbildung und entscheidet letztlich darüber, ob eine Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung im Rahmen der nachgeschalteten Warmauslagerung überhaupt möglich ist. Sollten im Prozess zu langsame Abkühlraten erreicht werden oder die Umformung einen negativen Einfluss auf die Ausscheidungsbildung haben, was ein begrenztes Aushärtungspotential zur Folge hätte, stellt sich am Ende die Frage, welchen tatsächlichen Mehrwert der Prozess gegenüber konventionellen Verfahren oder Werkstoffen bietet.

Zur ganzheitlichen Bewertung des Prozesses fehlt zum aktuellen Zeitpunkt ein grundlegendes Prozessverständnis sowie eine Analyse des Prozesses im Kontext alternativer Verfahren oder Werkstoffe. Dabei sollte neben den erzielbaren mechanischen Eigenschaften auch die dafür eingesetzte Energie mit in die Bewertung einbezogen werden. Diese Lücken sollen im Rahmen der vorliegenden Arbeit geschlossen werden.

3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise

Die übergeordnete Zielsetzung der vorliegenden Arbeit ist die Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses für die Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses. Die zugrundeliegende Methodik gliedert sich in die Schwerpunkte Definition von *Randbedingungen* hinsichtlich der Wärmebehandlung, der *Prozessauslegung* auf Basis einer thermischen und mechanischen Werkstoffcharakterisierung sowie der *Prozessbewertung* zur Identifikation des Potentials eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses im Kontext weiterer Prozessführungsstrategien. Die der Arbeit zugrundeliegende Vorgehensweise ist in Bild 3 dargestellt.

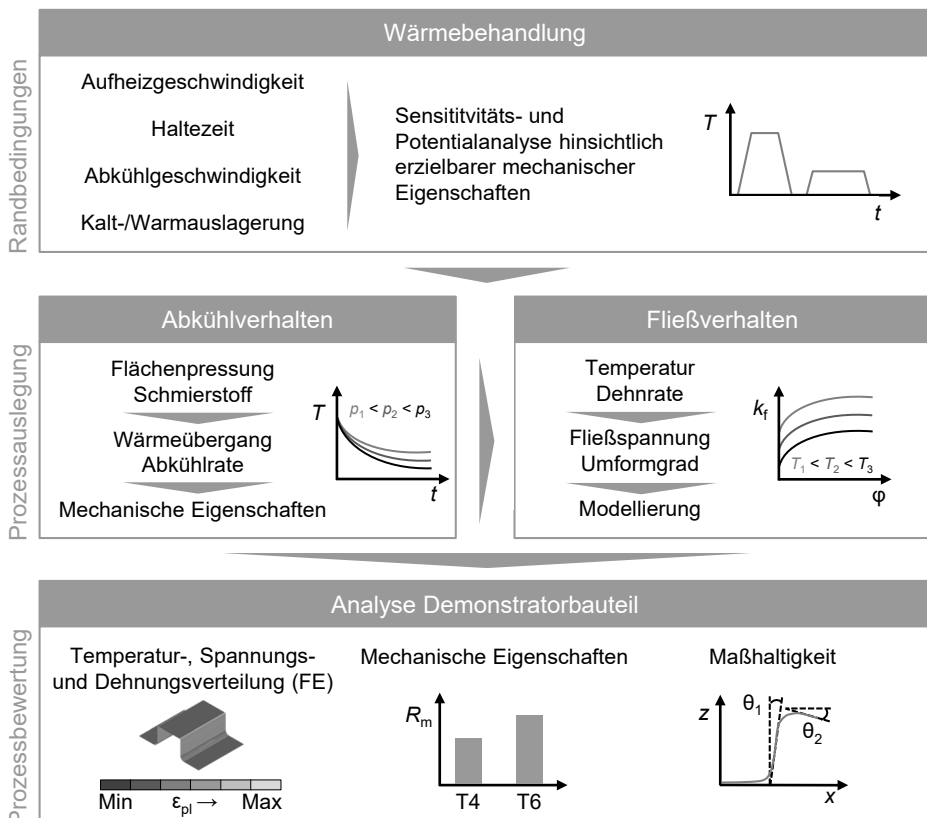


Bild 3: Vorgehensweise und Schwerpunkte der Arbeit

Die Integration des Umformprozesses in die Wärmebehandlung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen erfordert zunächst den Aufbau eines grundlegenden Prozessverständnisses hinsichtlich der relevanten Einflussgrößen während der Wärmebehandlung auf die resultierenden Werkstoffeigenschaften. Auf Basis von Modellprozessen im Labormaßstab wird daher neben dem Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit die Bedeutung der Aufheizgeschwindigkeit, der Haltezeit bei Lösungsglüh-temperatur und der Einfluss einer Kalt- und Warmauslagerung für das Erreichen höchster Festigkeitswerte als Zielgröße analysiert. Ziel ist es, auf Basis einer Signifikanzanalyse die Randbedingungen für die nachfolgenden Untersuchungen zu definieren.

Die Analyse des Werkstück-Werkzeug-Kontaktes sowie der Einfluss der daraus resultierenden Halbzeugtemperatur auf das Umformverhalten stellen den zweiten Schwerpunkt der Arbeit dar. Durch Verwendung eines Plattenwerkzeugs mit variabel einstellbaren Anpressdrücken wird das kontaktabhängige Abkühlverhalten, wie es auch im späteren Realprozess auftritt, untersucht. Da im Rahmen der Prozessführung eine Verwendung von Schmierstoff zur Verschleißreduktion unerlässlich ist, wird neben dem Anpressdruck auch der Einfluss von Schmierstoff auf das Abkühlverhalten durch die Verwendung beölter Werkzeuge berücksichtigt. Die Analyse der resultierenden Temperatur-Zeit-Verläufe ermöglicht es, die Abkühlraten und die druckabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten zu ermitteln, welche eine der zentralen Eingangsgrößen für die numerische Prozessauslegung darstellt. Durch die Entnahme von Sekundärproben aus den abgeschreckten und ausgelagerten Platinen wird schließlich der Einfluss der werkzeugbedingten Abkühlung auf das Auslagerungsverhalten anhand von Zugversuchen ermittelt, um somit eine Vorhersage hinsichtlich der im späteren Realprozess erzielbaren mechanischen Eigenschaften zu treffen.

Die variierenden Kontaktbedingungen während der Umformung führen zu lokal unterschiedlichen Abkühlraten und somit zu unterschiedlichen Temperaturen im Halbzeug. Daher gilt es, den Einfluss unterschiedlicher Temperaturen auf das Werkstoffverhalten zu untersuchen. Für die Erarbeitung eines Prozessverständnisses und die spätere Prozessanalyse und -bewertung ist daher die Kenntnis hinsichtlich des Fließverhaltens der Legierungen bei den während der Umformung herrschenden Temperaturen von entscheidender Bedeutung. Folglich wird der Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten mithilfe konduktiver Warmzugversuche analysiert. Da bei erhöhten Temperaturen die Dehnratensensitivität der Werkstoffe zunimmt, wird zusätzlich die Umformgeschwindigkeit variiert.

Die Approximation und Extrapolation der experimentell ermittelten Fließkurven mithilfe eines bestehenden und eines neu entwickelten Modells stellt schließlich die Grundlage für die Einbindung des temperatur- und dehnratenabhängigen Fließverhaltens in eine FE-Simulation für die Prozessanalyse dar.

Die abschließende Prozessbewertung dient der Zusammenführung der Erkenntnisse der bisherigen Schwerpunkte und zur Ermittlung des Potentials eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses im Vergleich zu anderen Prozessen und Werkstoffen. Anhand eines Demonstrators in Form eines Hutprofils, welches dem späteren crashrelevanten Anwendungsfall nahekommt, werden auf Basis eines kombinierten experimentell-numerischen Ansatzes die Wechselwirkungen zwischen kontaktabhängiger Abkühlung, Umformung und anschließender Auslagerung identifiziert. Ferner werden die Maßhaltigkeit in Bezug auf das Rückfederungsverhalten und die resultierenden mechanischen Eigenschaften nach Umformung und Auslagerung ermittelt und anderen Prozessrouten gegenübergestellt. Dies wird schließlich durch die Berücksichtigung der Ressourceneffizienz erweitert, um den Prozess ganzheitlich bewerten und einordnen sowie das Potential für eine industrielle Umsetzung abschätzen zu können.

4 Verwendete Werkstoffe, Versuchsanlagen und Methoden

In diesem Kapitel werden die im Rahmen der Arbeit eingesetzten Versuchswerkstoffe sowie die verwendeten Methoden zur Wärmebehandlung, Charakterisierung und Umformung erläutert. Die Schwerpunkte liegen dabei auf der experimentellen Ermittlung der mechanischen Eigenschaften nach unterschiedlichen Wärmebehandlungsrouten sowie auf der Ermittlung des Fließverhaltens bei erhöhten Temperaturen. Ferner werden prozessnahe Abkühlraten und deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Letztlich finden die experimentell ermittelten Kennwerte Eingang in die numerische Prozessanalyse, welche anhand technologischer Umformversuche in Kombination mit optischen Messmethoden zur Erfassung der Geometrie validiert wird.

4.1 Untersuchte Werkstoffe

Gegenstand der Untersuchungen sind die ausscheidungshärtbaren hochfesten Aluminiumlegierungen AA6111 und AA7075. Beide Werkstoffe wurden von Novelis Switzerland SA (Schweiz) in einer Blechdicke von 2,0 mm bereitgestellt. Die experimentell ermittelten mechanischen Eigenschaften in Walzrichtung und der arithmetische Mittenrauwert sowie die Legierungszusammensetzung nach DIN 573-3 [133] werden für beide Legierungen in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Wärmebehandlungszustand, mechanische Kennwerte, Rauheit und Hauptlegierungselemente nach DIN 573-3 [133] der untersuchten Aluminiumlegierungen AA6111 und AA7075

Aluminium- legierung	Zu- stand	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A_g in %	R_a in μm	Hauptlegierungs- elemente in %		
AA6111	T ₄ *	144,2	260,9	19,7	0,73	Si	Mg	Cu
		± 0,3	± 0,9	± 0,3	± 0,11	0,7 - 1,1	0,5 - 1,0	0,5 - 0,9
AA7075	F	282,7	327,3	3,8	0,32	Zn	Mg	Cu
		± 2,3	± 0,1	± 0,1	± 0,01	5,1 - 6,1	2,1 - 2,9	1,2 - 2,0

Neben der Legierungszusammensetzung unterscheiden sich beide Werkstoffe anhand der Wärmebehandlungszustände. Während die Legierung

AA6111 im Zustand T4* inklusive Vorkonditionierung vorliegt, befindet sich die Legierung AA7075 im Zustand F.

4.2 Anlagen für die Wärmebehandlung und Temperaturmessung

Die der Umformung vor- und nachgelagerten Wärmebehandlungen erfolgen konvektiv in Umluft- und Kammeröfen. Für das Lösungsglühen der Blechplatten wird der Ofen Rohde ME17 und für die Warmauslagerung der Ofen Nabertherm N 120/85HA verwendet. Die legierungsspezifischen Wärmebehandlungstemperaturen werden auf Basis von Herstellerangaben gewählt und können Tabelle 3 entnommen werden. Die Ermittlung der Blecherntemperatur während der Wärmebehandlung erfolgt durch Temperaturmessungen mit in den Blechquerschnitt via Bohrungen eingebrachter NiCr-Ni-Thermoelemente Typ K mit einem Durchmesser von 1 mm in Kombination mit einem Infrarot-Digitalthermometer Typ GIM 3590 (Greisinger electronic GmbH). Für die Erzielung der gewünschten Kerntemperatur wird die Ofentemperatur entsprechend den gemessenen Temperaturen auf Basis von drei Wiederholmessungen angepasst.

Tabelle 3: Wärmebehandlungsparameter für die Aluminiumlegierungen AA6111 und AA7075

Aluminium- legierung	Lösungsglüh- temperatur	Warmauslagerungstemperatur und -zeit			
		T6		Paint Bake	
		T_{T6} in °C	t_{T6} in h	T_{PB} in °C	t_{PB} in min
AA6111	545	180	10	185	20
AA7075	465	120	24		

Der Einfluss der Aufheizgeschwindigkeit im Rahmen des Lösungsglühens auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften wird durch die Verwendung verschiedener Aufheizrichtungen realisiert. Neben dem bereits genannten Umluftofen wird eine am LFT entwickelte Heizbackstation verwendet. Diese ermöglicht eine beidseitige Kontakterwärmung der Proben via Konduktion, wobei jeweils drei Heizpatronen mit einer Maximalleistung von 630 W in der oberen und unteren Werkzeughälfte eingesetzt sind. Beide Heizbacken können mithilfe eines Steuergerätes unterschiedlich temperiert werden. Das Öffnen und Schließen der Backen

erfolgt unter Verwendung eines Pneumatikzylinders, welcher durch eine Handbedienung verfahren werden kann. Der Aufbau der Heizbackenstation ist in Bild 4 ersichtlich.

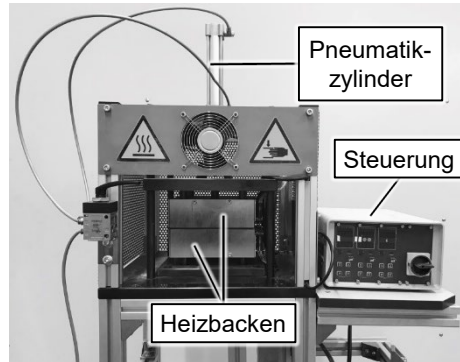


Bild 4: Heizbackenstation für die Kontakterwärmung der Proben

Die Ermittlung der Sensitivität der Aluminiumlegierungen gegenüber unterschiedlichen Abkühlraten nach dem Lösungsglühen wird unter Verwendung verschiedener Abkühlmedien realisiert. Hierfür werden ein Abschrecken im Wasserbad bei Raumtemperatur und ein Abkühlen an stehender Luft eingesetzt, um die jeweiligen Extrema hinsichtlich minimal und maximal erzielbaren Abkühlgeschwindigkeiten zu untersuchen. Nach dem Abschrecken erfolgt eine Kaltauslagerung der Proben bei Raumtemperatur.

4.3 Methoden für die Werkstoffcharakterisierung

Die Untersuchung der resultierenden Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit verschiedener Prozessparameter, wie beispielsweise unterschiedlicher Aufheiz-, Halte- und Abkühlgeschwindigkeiten während des Lösungsglühens, unterschiedlicher Warmauslagerungskonfigurationen sowie nach werkzeuggebundener Abkühlung erfolgt anhand quasi-statischer Zugversuche und metallographischer Analysen. Letztere dienen vor allem der Ableitung von Wirkzusammenhängen zwischen der Mikrostruktur wie beispielsweise der Korngröße und der erzielten Festigkeit. Die Charakterisierung der resultierenden Bauteileigenschaften anhand von Sekundärproben erfolgt ebenfalls auf Basis dieser Methoden.

4.3.1 Quasi-statischer Zugversuch

Die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der beiden Aluminiumlegierungen in Abhängigkeit unterschiedlicher Temperierungsrouen erfolgt

anhand uniaxialer Zugversuche bei Raumtemperatur nach VDA 239-300 [134]. Die Versuche werden an einer Universalprüfmaschine Zwick Zi100 (Zwick Roell AG) mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie wird in Bild 5 dargestellt. Die Proben werden mithilfe eines CO₂-Lasers (TruLaserCell 7020, Fa. Trumpf, Deutschland) mit einer Nennleistung von 4 kW in Walzrichtung aus den Blechen entnommen. Zur Entfernung der durch den Laserstrahlbeschnitt resultierenden Wärmeinflusszone werden die Proben im relevanten Messbereich um jeweils 0,1 mm spanend nachbearbeitet.

Die Klemmung der Probenköpfe erfolgt mit hydraulischen Spannbacken bei einem Anpressdruck von 100 bar. Zur Erfassung der Formänderung der Probe wird ein taktiler Längen- und Breitenmesssensor verwendet. Auf Basis des vermessenen Ausgangsquerschnitts jeder Probe in Kombination mit der während des Zugversuchs ermittelten Längenänderung und den gemessenen Kräften werden die mechanischen Eigenschaften wie Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m sowie das Formänderungsvermögen, repräsentiert durch die Gleichmaßdehnung A_g , abgeleitet.

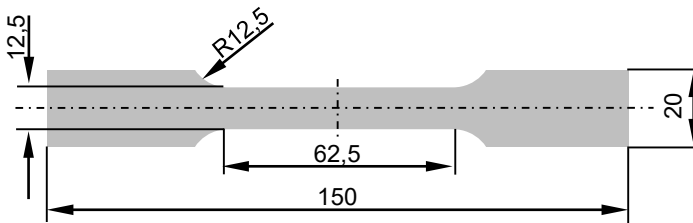


Bild 5: Zugprobengeometrie für die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften nach VDA 239-300

4.3.2 Metallographische Analysen

Zur Charakterisierung des Gefüges in Abhängigkeit der Wärmebehandlung und der Abschreckbedingungen werden metallographische Untersuchungen durchgeführt. Die Untersuchung der Mikrostruktur ermöglicht es, eine Aussage über die resultierenden Korngrößen treffen zu können und eine mögliche Grobkornbildung, welche in Folge der Wärmebehandlung zu einer Verminderung der mechanischen Eigenschaften führt, zu identifizieren. Die Gefügeanalysen stützen die Erkenntnisse, welche auf Basis der Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften ermittelt wurden.

Dabei werden aus den Bauteilen und Probekörpern Proben herausgetrennt und in Epoxidharz eingebettet. Nach einer 24-stündigen Aushärtung bei

Raumtemperatur wird die Oberfläche mit sechs unterschiedlichen Körnungen von 46 μm bis 5,5 μm geschliffen und anschließend mit Körnungen von 3 μm und 1 μm mithilfe einer Diamantsuspension poliert. Um die Korngrenzen für die nachfolgende lichtmikroskopische Untersuchung sichtbar zu machen, wird die Oberfläche der Proben mit unterschiedlichen Säuren geätzt. Die Ätzlösung setzt sich aus 1000 ml H_2O , 8 ml HNO_3 , 2,5 ml HCl und 7,5 ml HF zusammen. Die Einwirkzeit beträgt circa 30 Sekunden. Im Anschluss werden die Proben mit Ethanol und Wasser gereinigt. Bei der Legierung AA6111 erfolgt aufgrund der abweichenden Legierungszusammensetzung eine zusätzliche Ätzung mit fünfprozentiger Flusssäure (HF), um die Korngrenzen sichtbar zu machen.

4.4 Methoden für die Prozessauslegung

Im Rahmen des Abschreckumformens kommt es durch die werkzeugbedingten lokal variierenden Kontaktbedingungen zu unterschiedlichen Temperaturen im Halbzeug. Dies führt aufgrund des temperaturabhängigen Fließverhaltens zu lokal unterschiedlichen Spannungen und Dehnungen während der Umformung. Zur Analyse dieser Effekte werden zum einen die kontaktabhängigen Abkühlraten und Wärmeübergänge durch Verwendung eines Abschreckwerkzeugs und zum anderen das temperatur- und dehnratenabhängige Fließverhalten anhand konduktiver Warmzugversuche untersucht. Die experimentell ermittelte Datenbasis dient später als Grundlage für die numerische Prozesssimulation und -analyse.

4.4.1 Abschreckversuch

Der Wärmeübergang zwischen Platine und Werkzeug ist für einen kombinierten Umform- und Abschreckprozess von zentraler Bedeutung. Die aus dem Kontakt resultierende Abkühlgeschwindigkeit kann einerseits für die Prognose der späteren mechanischen Eigenschaften genutzt werden. Andererseits ist der Wärmeübergangskoeffizient, welcher aus den ermittelten Abkühlkurven abgeleitet werden kann, eine wichtige Eingangsgröße für die numerische Simulation.

Die Untersuchung des Abkühlverhaltens in Abhängigkeit der Kontaktbedingungen erfolgt mithilfe eines am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelten Abschreckwerkzeugs [135] in Kombination mit einer servomechanischen Prüfmaschine Typ Schenck-Trebel mit einer maximalen Prüfkraft von 400 kN, siehe Bild 6.

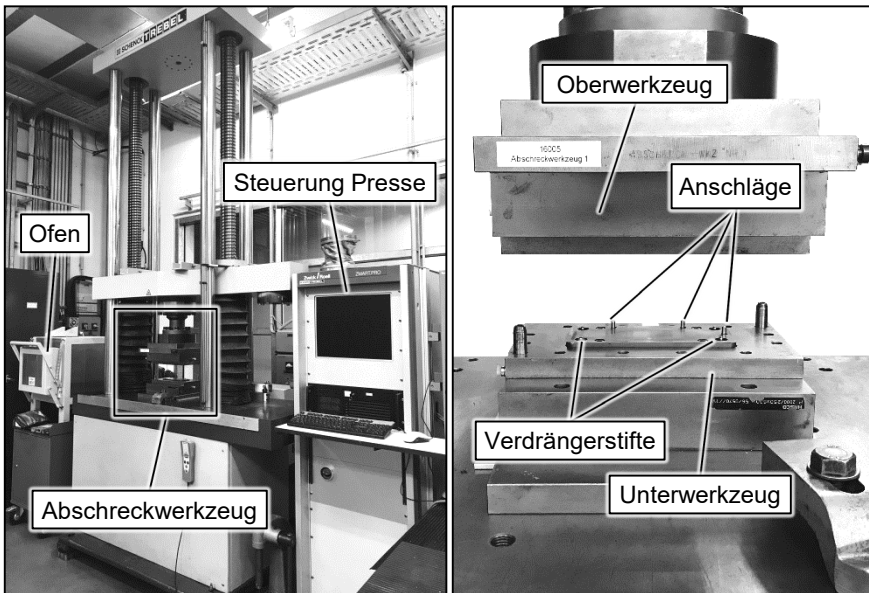


Bild 6: Servomechanische Prüfmaschine Schenck-Trebel (links) in Kombination mit einem Plattenwerkzeug (rechts) zur Charakterisierung des Wärmeüberganges

Die Platinen mit einer Breite von 58 mm und einer Länge von 160 mm in Walzrichtung werden zunächst in einem Kammerofen auf die legierungsspezifische Lösungsglühetemperatur erwärmt, gehalten und anschließend manuell in das Abschreckwerkzeug transferiert. Durch die Verwendung von NiCr-Ni-Mantelthermoelementen (Typ K) mit einem Durchmesser von 1,0 mm, welche in eine 10 mm tiefe Bohrung (Durchmesser 1,1 mm) in den Blechquerschnitt versenkt werden, können die Temperatur-Zeit-Verläufe während des gesamten Prozesses mithilfe eines digitalen Thermometers bei einer Frequenz von 50 Hz aufgezeichnet werden. Diese dienen später als Basis für die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten. Die Definition des Versuchsablaufs erfolgt mithilfe der Software TestXpert. Die Flächenpressungen werden zwischen 0,5 MPa und 20 MPa variiert. Das Werkzeug besteht aus zwei fünf Millimeter dicken Platten des Warmarbeitsstahls 1.2364 mit polierten Oberflächen. Diese werden in einem Abstand von 20 mm zueinander positioniert, um das Einlegen des Bleches zu ermöglichen. Im unteren Werkzeug befinden sich federnd gelagerte Stifte, welche durch Kontakt mit dem oberen Werkzeug verdrängt werden. Diese verhindern ein vorzeitiges Abkühlen der Platine beim Einlegen in das Werkzeug bis zum Werkzeugschluss. Ferner ermöglichen Anschläge eine erleichterte Positionierung der Platine. Die Verfahrensgeschwindigkeit der Prüfmaschine beträgt 300 mm/min bis zu einem Abstand von 0,5 mm zur

Probe. Anschließend wird die Geschwindigkeit auf 10 mm/min reduziert, bis die jeweilige Maximalkraft erreicht wird. Dadurch wird das Risiko für Kraftüberschwinger reduziert, welche die Kraftmessdose beschädigen können.

Die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Kontaktbedingungen und den daraus resultierenden Abkühlraten erfolgt anhand von Zugproben, welche aus den abgekühlten Platinen entnommen werden. Die Prüfung erfolgt analog zur Vorgehensweise wie in Abschnitt 4.3.1 beschrieben.

4.4.2 Warmzugversuch

Die Versuche zur Charakterisierung des temperatur- und dehnratenabhängigen Fließverhaltens werden in einem thermomechanischen Simulator Typ Gleeble 3500 (Dynamic Systems Inc., USA) in Kombination mit einem optischen Dehnungsmesssystem ARAMIS (GOM GmbH, Braunschweig) in Anlehnung an die DIN EN ISO 6892-2 [136] durchgeführt. Als Probengeometrie werden Flachzugproben mit einer Messlänge von 50 mm und einer Breite von 12,5 mm verwendet (Bild 7).

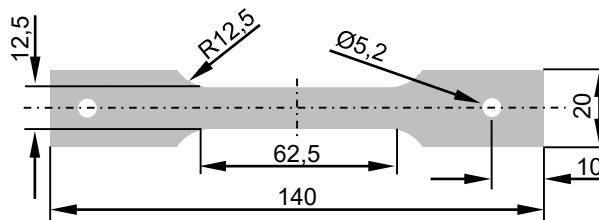


Bild 7: Zugprobengeometrie für die Durchführung konduktiver Warmzugversuche in einem thermomechanischen Simulator Typ Gleeble 3500

Die Temperierung der Proben erfolgt durch eine konduktive Widerstandserwärmung, wobei die Temperaturregelung mithilfe von NiCr-Ni-Thermoelementen (Typ K) realisiert wird, welche durch eine Schweißoperation in der Probenmitte aufgebracht werden. Durch das Temperaturprofil, welches sich aufgrund der Widerstandserwärmung entlang der Probenachse ergibt, ist es nicht möglich, die Dehnungen wie beim Zugversuch bei Raumtemperatur entlang der gesamten charakteristischen Messlänge auszuwerten. Stattdessen wird der Bereich herangezogen, in dem ein nahezu homogener Temperaturbereich mit einer Abweichung von ± 3 K vorliegt. Die Identifizierung dieses Bereichs erfolgt durch die Verwendung zusätzlicher Thermoelemente mit einem Abstand von 5 mm und 10 mm,

bezogen auf die Probenmitte. Unter Annahme eines polynomischen Temperaturverlaufs zweiten Grades ergibt sich für die Auswertung der Fließkurven mittels optischer Dehnungsmesstechnik ein Auswertebereich von 1 mm (AA6111) und 4 mm (AA7075), ausgehend von der Lösungsglüh-temperatur, siehe Bild 8.

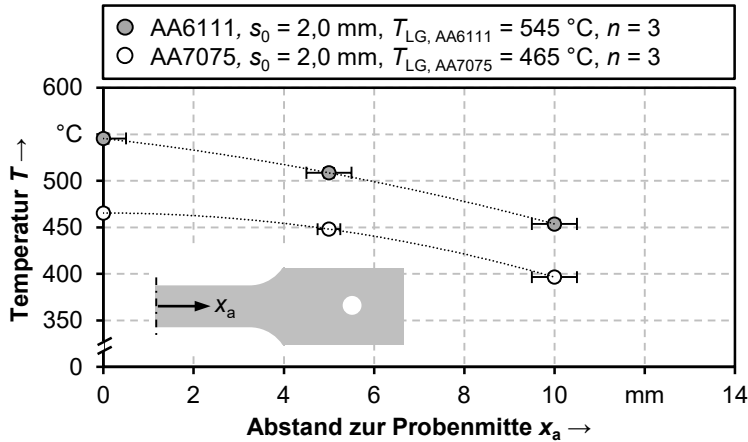


Bild 8: Temperaturgradient entlang der Probenlängsachse aufgrund der konduktiven Probenerwärmung (Gleeble 3500)

Für das Einspannen der Proben werden Klemmbacken aus Kupfer verwendet und eine Vorspannkraft von 200 N aufgebracht. Zur realitätsnahen Abbildung des Prozesses wird das Aufheizen der Proben auf Prüftemperatur in Anlehnung an eine Erwärmung in einem Kammerofen durchgeführt. Hierfür wird ein unter Verwendung eines Ofens ermittelter Temperatur-Zeit-Verlauf mithilfe des Programms QuickSim2 nachgebildet. Temperaturüberschwinger und Einflüsse auf das Fließverhalten aufgrund einer zu hohen Aufheizgeschwindigkeit sollen dadurch vermieden werden. Anschließend erfolgt ein Halten auf der legierungsspezifischen Lösungsglüh-temperatur für 180 Sekunden, gefolgt von einem Abschrecken an Luft auf Prüftemperatur sowie einer isothermen Prüfung bei konstanter Traversen- geschwindigkeit. Beim Abschrecken der Proben auf Prüftemperatur wird stets die gleiche Abkühlrate verwendet, um Einflüsse der Abkühlgeschwindigkeit auf das resultierende Fließverhalten zu vermeiden. Die Dehnrates wird durch Variation der Abzugsgeschwindigkeit angepasst. Die Aufnahme der Dehnungen erfolgt mit einem 2D-Dehnungsmesssystem Typ Aramis (GOM GmbH) auf Basis eines stochastischen Sprühmusters bestehend aus Bornitrid (3M™ Bornitrid Spray EP), welches vor der Versuchsdurchfüh-

rung auf der Probenoberfläche aufgebracht wird. Die Berechnung der Dehnungen erfolgt durch ein auf die Probenoberfläche projiziertes Facettenmuster, welches eine zeitvariante Analyse der Dehnungen ermöglicht. Durch eine Kopplung des Messsignals der Kraftmessdose der Prüfmaschine mit dem optischen Dehnungsmesssystem kann die angreifende Kraft mit der gemessenen Formänderung korreliert und somit das Fließverhalten ermittelt werden. Der Versuchsaufbau kann Bild 9 entnommen werden.

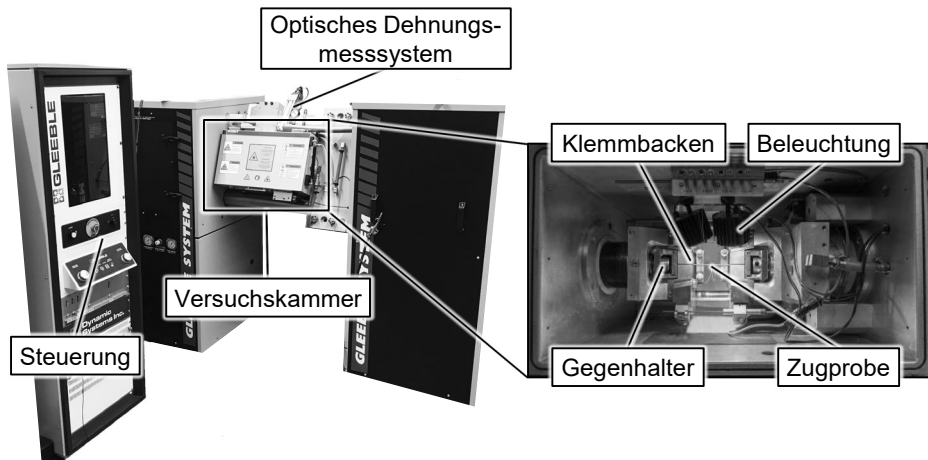


Bild 9: Thermomechanischer Simulator Typ Gleeble 3500 (DSI Systems Inc, USA) in Kombination mit einem optischen Dehnungsmesssystem Aramis (GOM GmbH) (links) und experimenteller Aufbau innerhalb der Versuchskammer (rechts)

4.5 Methoden für die Prozessanalyse und -bewertung

Die Prozessanalyse dient der Erarbeitung eines tieferen Verständnisses bezüglich der Wechselwirkungen zwischen Umformung, Abkühlung und den erzielbaren Bauteileigenschaften hinsichtlich Festigkeit und Restumformvermögen. Neben der Herstellung von Realbauteilen unter Abschreckbedingungen und der Entnahmen von Sekundärproben für die Bewertung der mechanischen Eigenschaften dient ferner eine Bauteildigitalisierung zur Ermittlung der resultierenden Blechstärken und der Maßhaltigkeit. Die FE-Simulation wird hierbei unterstützend eingesetzt, um die während der Umformung vorherrschenden Temperaturen, Spannungen und Dehnungen auf die ermittelten Eigenschaften der Realbauteile rückbeziehen zu können.

4.5.1 **Finite-Elemente-Simulation**

Der Aufbau eines tieferen Prozessverständnisses erfolgt auf Basis eines kombiniert numerisch-experimentellen Ansatzes. Hierbei dient die numerische Analyse eines Demonstratorbauteils hinsichtlich der lokal herrschenden Temperaturen, Spannungen und Dehnungen während der Umformung unter Abschreckbedingungen als Ergänzung zu den experimentell ermittelten Ergebnissen und für die Identifikation von Wirkzusammenhängen.

Die numerische Simulation wird mithilfe der kommerziellen FE-Software LS-Dyna (Version 971) durchgeführt. Das von Livermore Software Technology Corporation (LSTC) entwickelte Berechnungsprogramm ermöglicht es, sowohl quasi-statische als auch nicht-lineare und hochdynamische Lastfälle zu berechnen [137]. Die Analyse kann dabei auf Basis einer impliziten oder expliziten Zeitintegration erfolgen [137]. Während für statische und quasi-statische Fälle meist implizite Verfahren eingesetzt werden, werden dynamische Lastfälle, in denen Masseneffekte oder Dämpfungseffekte eine Rolle spielen, explizit berechnet [138]. Bei der impliziten Berechnung wird für die Lösung der einzelnen Schritte zunächst eine Anzahl von Iterationen benötigt, um innerhalb einer gewissen Toleranz ein Gleichgewicht zu finden [138]. Bei der expliziten Berechnung hingegen werden keine Iterationen benötigt, es erfolgt eine direkte Lösung, wobei der Zeitschritt kleiner als der sogenannte Courant-Zeitschritt sein muss [138]. Dies entspricht der Zeit, welche eine Schallwelle benötigt, um durch ein Element hindurch zu wandern [138].

Der Simulationsaufbau sowie das Aufbereiten der Ergebnisse erfolgen mithilfe des Pre- und Postprocessors LS-PrePost (Version 4.2). Die Wirkflächen der Werkzeuge sowie der Platinenzuschnitt werden in der CAD-Software PTC Creo Parametric 2.0 erstellt und über das Dateiformat IGES in LS-PrePost überführt. Alle Bauteile werden ausschließlich als Schalen formuliert, um eine schnelle Rechenzeit zu ermöglichen. Die Werkzeuge werden als Starrkörper modelliert und zusammen mit der Platine als Master und Slave definiert. Die Vernetzung der unterschiedlichen Bauteile erfolgt mithilfe der automatischen Vernetzungsfunktion, wobei das Netz lokal, beispielsweise an Radien, angepasst wird. Das Simulationsmodell wird schließlich auf Basis einer Parametrisierung in einzelne Dateien hinsichtlich des Kontaktes (cnt), der Randbedingungen (bnd), der Materialkarte (mat), der Vernetzung (mesh), der Ausgabedateien (control) und der Parameter (par) aufgeteilt und mithilfe einer übergeordneten Datei (Main) miteinander verknüpft. Die Aufteilung in einzelne Bestandteile ermöglicht

eine flexible Handhabung des Modells und erleichtert somit den Austausch einzelner Teile wie beispielsweise der Materialkarte oder des Werkzeugs, ohne das Modell komplett neu erzeugen zu müssen.

4.5.2 Herstellung von Demonstratorbauteilen

Die Herstellung der Realbauteile in Form von Hutprofilen erfolgt mit einer hydraulischen Tiefziehpresse Typ HydraP HPDZb 630 ($F_{\max} = 6.300 \text{ kN}$) in Kombination mit einem Hutprofil-Werkzeug, siehe Bild 10. Stempelbreite und Stempelradius betragen 75 mm und 3 mm. Die Matrize besitzt einen Radius von 10 mm. Um ein vorzeitiges Abkühlen der Umformzone (Flansch) zu vermeiden, werden vier Distanzplatten mit einer Dicke von 2,5 mm eingesetzt.

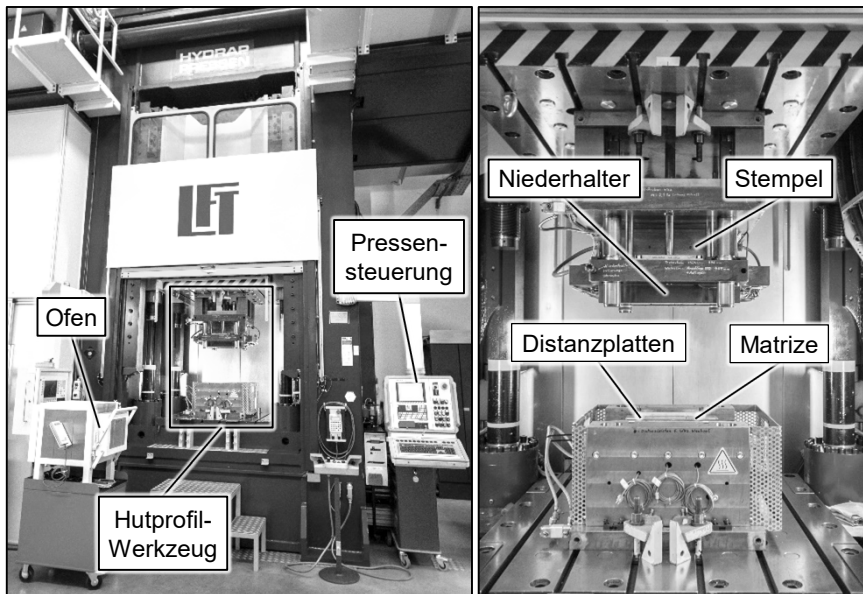


Bild 10: Hydraulische Tiefziehpresse HydraP HPDZb 630 (links) in Kombination mit einem Hutprofil-Werkzeug (rechts)

Aufgrund des fehlenden Anpressdruckes wird ein Auskühlen und dadurch bedingtes Verfestigen des Werkstoffes unterhalb des Niederhalters vermieden, was sich positiv auf den Formgebungsprozess auswirkt. Da der Schmierstoff einer möglichst kurzen Temperaturbelastung ausgesetzt werden soll, damit dessen Schmierleistung gewährleistet werden kann, wird eine werkzeugseitige Beölung eingesetzt. Der Schmierstoffauftrag erfolgt manuell via Walzenauftrag, wobei die Reproduzierbarkeit der applizierten

Schmierstoffmenge unter Verwendung eines Ölauflagenmessgeräts Typ NG2 (InfraLytic GmbH) kontrolliert wird.

Durch verdrängbare Distanzstifte wird ein vorzeitiges Abkühlen der Platine bis zum Werkzeugschluss verhindert. Zur Aufzeichnung des Temperatur-Zeit-Verlaufs in verschiedenen Bauteilbereichen werden Thermoelemente (Typ K) in der Platinenmitte (Bauteilboden) sowie im Randbereich (Bauteilflansch) verwendet. Die Platinenlänge beträgt 300 mm in Walzrichtung, die Breite 160 mm. Die Ermittlung der finalen Bauteileigenschaften erfolgt durch die Entnahme von Sekundärproben in Form von Zugproben und Schliffen.

4.5.3 Optische Kontur- und Blechdickenmessung

Zur Ermittlung der resultierenden Blechstärken und der Bewertung der Maßhaltigkeit der Bauteile wird das optische Dehnungsmesssystem ATOS (GOM GmbH) eingesetzt. Der Messaufbau verfügt über zwei Kamerasysteme, welche nach dem Prinzip der Triangulation ein durch Streifenlichtprojektion erzeugtes Muster auf der Bauteiloberfläche aufzeichnet und auf Basis optischer Transformationsgleichungen für jedes Pixel 3D-Koordination berechnet [139]. Die Messgenauigkeit des Systems beträgt 0,01 mm. Neben der Ermittlung der resultierenden Blechstärken, welche durch Subtraktion der Bauteilober- und -unterseite erfolgt, kann ferner durch einen Bauteilbeschnitt entlang von Referenzebenen die Kontur des Bauteils entlang der neutralen Faser ermittelt und somit Abweichungen des Bauteils in Bezug auf die Maßhaltigkeit bestimmt werden.

5 Definition von Randbedingungen für die Wärmebehandlung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse

In diesem Kapitel soll der Einfluss unterschiedlicher Faktoren bei der Wärmebehandlung auf die resultierenden Eigenschaften der Aluminiumlegierungen AA6111 und AA7075 auf Basis einer Sensitivitätsanalyse untersucht werden. Wie bereits im Stand der Technik beschrieben, besteht die Wärmebehandlung aus den Schritten Lösungsglühen, Abschrecken sowie der Kalt- und Warmauslagerung und stellt einen der zentralen Aspekte bei der Realisierung hochfester Aluminiumbauteile dar. Ziel ist es, durch eine gezielte Variation der Randbedingungen ein Prozessverständnis bezüglich der signifikanten Einflussgrößen aufzubauen, damit Bauteile maximaler Festigkeit hergestellt werden können. Ferner dienen die Untersuchungen auch der Ermittlung von Sensitivitäten der Legierungen hinsichtlich verschiedener Einflussfaktoren, welche später im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses berücksichtigt werden sollten, um das Festigkeitspotential maximal ausschöpfen zu können. Im Speziellen werden der Einfluss der Aufheizrate und der Haltezeit während des Lösungsglühens sowie der Abkühlgeschwindigkeit auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften nach Kalt- und Warmauslagerung untersucht. Auf Basis der als zielführend identifizierten Parameter hinsichtlich der resultierenden Festigkeiten werden die Randbedingungen für die weiteren Untersuchungen definiert. Die Faktoren und deren Ausprägungen, welche in der vorliegenden Arbeit untersucht werden, sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

Tabelle 4: Untersuchte Einflussfaktoren sowie deren Ausprägungen während der Wärmebehandlung der Legierungen AA6111 und AA7075

Faktor	Ausprägung
Aufheizgeschwindigkeit	Kammerofen, Heizbacken
Abkühlgeschwindigkeit	Luft, Wasser
Haltezeit	5 min, 15 min, 30 min, 60 min
Stabilisierungsglühen	Mit (nur AA6111), ohne
Warmauslagerung	Paint Bake, T6

5.1 Einfluss der Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit

Ziel dieses Abschnitts ist die Identifikation möglicher Wechselwirkungen zwischen der Aufheiz- und Abkühlrate und den resultierenden mechanischen Eigenschaften nach Kalt- und Warmauslagerung der Aluminiumlegierungen AA6111 und AA7075. Hintergrund ist, dass beispielsweise bei zu langsamen Aufheizraten negative Effekte wie eine Grobkornbildung durch Rekristallisation oder eine vermehrte Bildung grober Ausscheidungen wie beispielsweise im Fall der 6000er-Legierung die Bildung von β' - oder β -Ausscheidungen verstärkt wird, welche gerade bei kurzen Lösungsglüh-dauern zu einer verminderten Auslagerungsfähigkeit und folglich reduzierten Festigkeiten führen können [140]. Zur Berücksichtigung dieser Effekte werden im Folgenden die Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten im Rahmen des Lösungsglühens auf Basis industrierelevanter Strategien variiert. Während die Aufheizgeschwindigkeit durch den Einsatz eines Kammerofens und einer Heizbackenstation variiert wird, können durch die Verwendung von Luft und Wasser unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten realisiert werden. Um die Aufheiz- und Abkühlraten zu quantifizieren, wurden anhand von Temperaturmessungen durch in Zugproben eingebrachte NiCr-Ni-Thermoelemente (Typ K) die Temperatur-Zeit-Verläufe während der Erwärmung und des Abkühlens aufgezeichnet, siehe Bild 11 und Bild 12.

Für einen quantitativen Vergleich der resultierenden Aufheiz- und Abkühlraten wurde der Differenzenquotient (Gleichung (7)) zwischen Raumtemperatur und der legierungsspezifischen Lösungsglüh-temperatur gebildet. Für die mittlere Abkühlrate wurde selbiger Koeffizient aus dem kritischen Temperaturintervall nach [13] zwischen 400 °C und 290 °C ermittelt.

$$\frac{dT}{dt} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_{\text{Start}} - T_{\text{Ende}}}{t_{\text{Ende}} - t_{\text{Start}}} \quad (7)$$

Die Aufheizraten unterscheiden sich bei beiden Erwärmungsstrategien signifikant. Für die Legierung AA6111 kann eine mittlere Aufheizrate für die Erwärmung von Raumtemperatur auf Lösungsglüh-temperatur von etwa 1,8 K/s im Kammerofen und 16,6 K/s in der Heizbackenstation ermittelt werden. Für die Legierung AA7075 liegen die Aufheizraten im Mittel bei ähnlichen Werten von 1,5 K/s und 15,2 K/s. Die unterschiedlichen Erwärmungsgeschwindigkeiten beider Legierungen in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsmethode können auf die jeweils vorherrschenden Wärmeübertragungsmechanismen zurückgeführt werden. Die Erwärmung

der Proben im Kammerofen erfolgt primär auf Basis von Wärmestrahlung in Form von elektromagnetischen Wellen. Der Absorptionsgrad hängt dabei stark von der Oberflächenbeschaffenheit und den thermischen Werkstoffeigenschaften ab. Bei der Kontakterwärmung durch die Heizbacken resultiert die Erwärmung vorrangig durch Wärmeleitung. Aufgrund des direkten metallischen Kontakts auf beiden Seiten der Probe und der höheren Wärmeleitfähigkeit der metallischen Werkzeughälften im Vergleich zur Ofenluft ergibt sich somit bei Erwärmung der Proben in der Heizbackenstation eine höhere Aufheizrate.

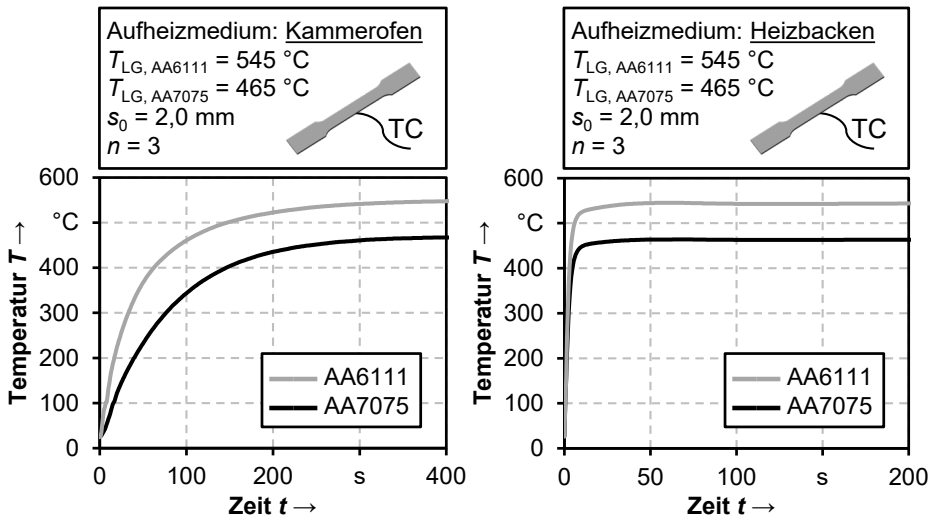


Bild 11: Exemplarische Aufheizgeschwindigkeiten der Legierungen AA6111 und AA7075 bei Verwendung eines Kammerofens (links) und einer Heizbackenstation (rechts) für das Lösungsglügen

Die Variation der Abkühlgeschwindigkeit von Lösungsglüh-temperatur auf Raumtemperatur erfolgte durch die Verwendung von Luft und Wasser. Unter Einsatz der verschiedenen Abschreckmedien nach Entnahme aus dem Ofen ergeben sich in dem für die Ausscheidungsbildung relevanten Bereich [13] Abschreckgeschwindigkeiten von im Mittel 300 K/s und 450 K/s für das Abschrecken der Legierungen AA7075 und AA6111 in Wasser und im Mittel 1,5 K/s beim Abschrecken beider Legierungen an stehender Luft. Die Abkühlung beruht dabei auf Basis von Wärmeströmung beziehungsweise freier Konvektion. Ein Grund für die hohen Abweichungen zwischen beiden Abkühlmedien Luft und Wasser sind die unterschiedlich hohen Wärmeleitfähigkeiten von 0,026 W/mK [141] und 0,6 W/mK [141].

5 Definition von Randbedingungen für die Wärmebehandlung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse

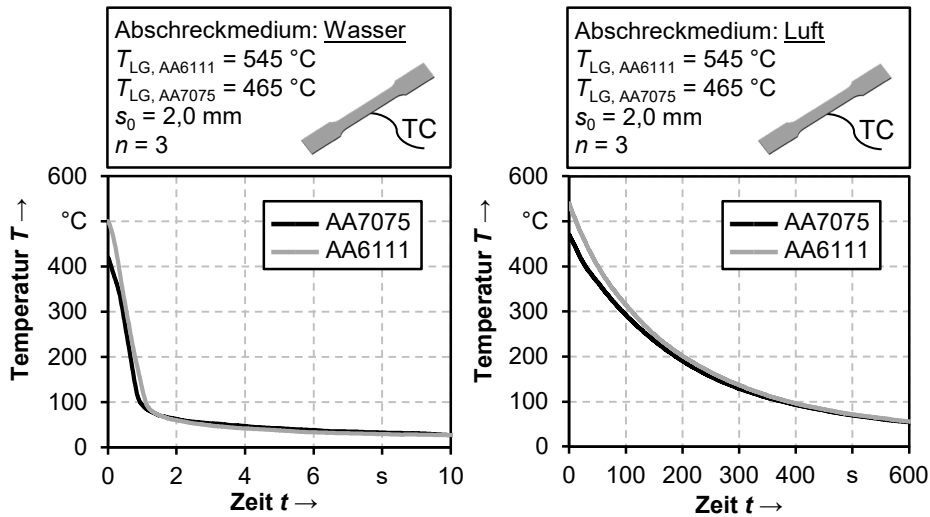


Bild 12: Exemplarische Abkühlgeschwindigkeiten der Legierungen AA6111 und AA7075 bei Verwendung von Wasser (links) und Luft (rechts) als Abschreckmedien

Zur Analyse des Einflusses unterschiedlicher Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten im Rahmen des Lösungsglühens auf die mechanischen Eigenschaften der Legierungen AA6111 und AA7075 wurden nach einer sieben-tägigen Kaltauslagerung und einer anschließenden Warmauslagerung Zugversuche nach VDA 239-300 [134] durchgeführt. Die Bewertung der mechanischen Eigenschaften erfolgt anhand der für die Umformtechnik relevanten Kennwerte Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Gleichmaßdehnung A_g . Aufgrund der Tatsache, dass Aluminiumlegierungen im Vergleich zu Stahlwerkstoffen keine ausgeprägte Dehngrenze aufweisen, wird die plastische Dehngrenze $R_{p0,2}$ als Kennwert verwendet [17].

In Bild 13 wird die im Zugversuch ermittelte Dehngrenze der Aluminiumlegierungen AA6111 und AA7075 unter Verwendung der zuvor beschriebenen Aufheiz- und Abschreckmedien nach dem Lösungsglühen und einer Woche Kaltauslagerung sowie nach Warmauslagerung dargestellt. Zusätzlich sind die Dehngrenzen der Anlieferungszustände beider Legierungen als Referenzen aufgeführt.

Der Vergleich zwischen den ermittelten Dehngrenzen der Aluminiumlegierung AA6111 nach Kaltauslagerung mit dem Anlieferungszustand zeigt bei allen Aufheiz- und Abschreckkonfigurationen signifikant geringere Werte. Dies liegt darin begründet, dass die Legierung AA6111 in einem vorkonditionierten Zustand, dem sogenannten T_4^* -Zustand vorlag. Dies bedeutet, dass beim Hersteller ein zusätzlicher Wärmebehandlungsschritt durchgeführt wurde, um die Warmauslagerungsfähigkeit der Legierung zu

verbessern. Die Vorkonditionierung führt daher zu einer höheren Dehngrenze. Ferner unterlag der Anlieferungszustand der Legierung einer längeren Kaltauslagerungsdauer im Vergleich zu den vorliegenden Untersuchungen, welche zu einer weiteren Erhöhung der Dehngrenze beitragen kann. Zudem kann festgestellt werden, dass der Kennwert $R_{p0,2}$ der Legierung AA6111 nach Kaltauslagerung eine Abhängigkeit von der Abkühlrate aufweist. Der Unterschied der erreichten Dehngrenzen nach Abschrecken an Luft und Wasser liegt unter Verwendung des Kammerofens im Mittel bei 21 % und bei den Heizbacken bei 13 %. Ein Vergleich der Dehngrenzen in Abhängigkeit der beiden Aufheizmedien zeigt einen Unterschied von 6 % und 2 % bei einer Abkühlung an Luft und in Wasser. Ähnliche Tendenzen ergeben sich für $R_{p0,2}$ bei den ausgelagerten Zuständen. Die Differenzen der ermittelten Dehngrenzen zwischen Luft und Wasser liegen nach simulierter Lackeinbrennung bei Verwendung des Ofens bei 20 % und bei den Heizbacken bei 16 %. Nach Herbeiführung des Zustands T6 betragen diese 24 % und 15 %. Die höchsten Dehngrenzen der Legierung AA6111 liegen nach dem simulierten Paint Bake bei $192,3 \text{ MPa} \pm 2,5 \text{ MPa}$ sowie nach T6 bei $313,1 \text{ MPa} \pm 15,5 \text{ MPa}$ und lassen sich durch eine Abschreckung in Wasser erzielen.

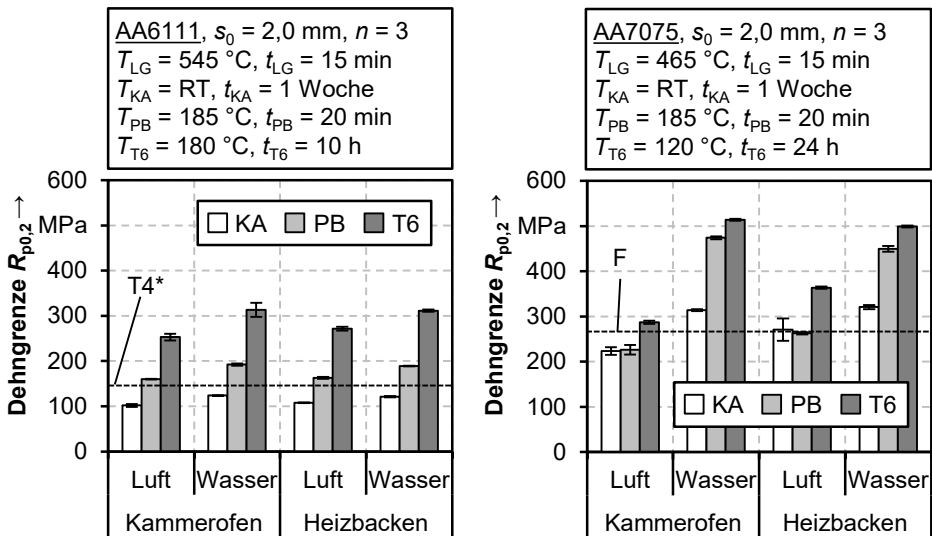


Bild 13: Dehngrenze der Legierungen AA6111 (links) und A7075 (rechts) in Abhängigkeit verschiedener Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten in Kombination mit unterschiedlichen Auslagerungsstrategien

Die Dehngrenze der Legierung AA7075 weist nach Lösungsglühen und Kaltauslagerung eine signifikant höhere Abhängigkeit von der Abkühlrate im Vergleich zur Legierung AA6111 auf. Bei Verwendung des Kammerofens liegt der Unterschied der ermittelten Dehngrenzen zwischen einer Abkühlung an Luft und in Wasser bei circa 40 % und bei der Erwärmung mit Heizbacken bei 18 %. Des Weiteren ist der Gradient in Kombination mit einer Warmauslagerung stärker als bei der 6000er-Legierung ausgeprägt. Der Unterschied zwischen einer Abkühlung an Luft und in Wasser nach Wärmebehandlung in Anlehnung an den Paint Bake liegt bei 109 % und 71 % sowie nach Warmauslagerung zum Zustand T6 bei 78 % und 37 % beim Vergleich zwischen Kammerofen und Heizbacken. Außerdem lässt sich im Gegensatz zur Legierung AA6111 erkennen, dass die Gradienten zwischen den unterschiedlichen Auslagerungsstrategien in Abhängigkeit der Aufheiz- und Abkühlkonfigurationen variieren. Bei raschem Abkühlen der Legierung AA7075 lassen sich nach der Lackeinbrennung Dehngrenzen nahe den Werten nach einer T6-Wärmebehandlung erzielen. Im Vergleich zur Legierung AA6111 ist die Differenz beider Auslagerungen weniger stark ausgeprägt. Die Unterschiede liegen bei der Verwendung des Kammerofens bei 8 % und bei den Heizbacken bei 10 %. Während bei einer Abkühlung an Luft bei beiden Wärmebehandlungsmethoden kein signifikanter Unterschied bezüglich der Dehngrenze zwischen einer Kaltauslagerung und des Paint Bakes vorliegt, ist dieser unter Verwendung von Wasser um ein Vielfaches höher.

Die resultierende Zugfestigkeit stellt neben der Dehngrenze eine weitere wichtige Kenngröße für die Bewertung der Werkstoffeigenschaften dar. Mithilfe dieses Kennwerts wird die maximale mechanische Zugspannung beschrieben, bis es zum Versagen kommt [17]. Formeltechnisch beschreibt der Wert die maximal erreichte Zugkraft bezogen auf den Anfangsquerschnitt der Probe [17]. In Bild 14 werden die resultierenden Zugfestigkeiten in Abhängigkeit der Aufheiz- und Abkühlbedingungen in Kombination mit den verschiedenen Auslagerungskonfigurationen für die Legierungen AA6111 und AA7075 veranschaulicht. Im Fall der Legierung AA6111 kann eine ähnliche Tendenz wie bei der Dehngrenze verzeichnet werden. Generell führt ein Abkühlen in Wasser nach dem Lösungsglühen im Vergleich zur langsameren Abkühlung an Luft zu einer höheren Zugfestigkeit. Analog zu den ermittelten Dehngrenzen lässt sich kein signifikanter Unterschied hinsichtlich der Zugfestigkeit bei Variation der Erwärmungsstrategie erkennen. Nach Kaltauslagerung liegen die ermittelten Festigkeiten der Legierung AA6111 bei einer Abkühlung an Luft unterhalb des Werts des Anlieferungszustands. Durch Abkühlen in Wasser lassen sich hingegen

nahezu identische Werte ermitteln. Die maximal erzielbaren Zugfestigkeiten von $357,8 \pm 4,2$ MPa und $351,4 \pm 0,9$ MPa werden durch Abkühlen in Wasser unter Verwendung des Kammerofens und der Heizbackenstation bei Auslagerung zum Zustand T6 ermittelt. Der Gradient der Festigkeitssteigerung von der Kaltauslagerung über den Paint Bake hin zum Zustand T6 verläuft bei allen Konfigurationen nahezu konstant.

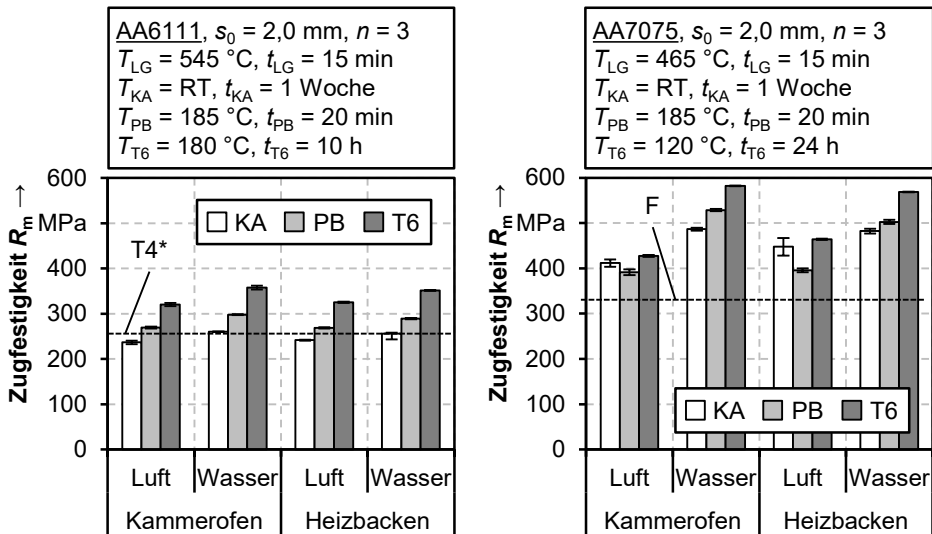


Bild 14: Zugfestigkeit der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit verschiedener Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten in Kombination mit unterschiedlichen Auslagerungsstrategien

Die Legierung AA7075 zeigt hingegen bei einer Abkühlung an Luft ein konträres Verhalten. In diesem Fall zeigt sich kein Unterschied zwischen der Abkühlung an Luft mit anschließender Kaltauslagerung und dem Zustand T6. Ferner ist nach Durchführung des Paint Bakes ein Rückgang der Festigkeit von im Mittel 5 % bei Verwendung des Kammerofens sowie von 12 % bei Verwendung der Heizbacken im Vergleich zum kaltausgelagerten Zustand zu erkennen. Sofern die kritische Abschreckgeschwindigkeit überschritten ist, was bei einer Abkühlung in Wasser laut Literatur [142] der Fall ist, ergeben sich sowohl leicht erhöhte Zugfestigkeiten nach Kaltauslagerung als auch nach der Lackeinbrennung. Die höchsten Zugfestigkeiten liegen bei $582,2 \pm 0,6$ MPa und $568,7 \pm 2,5$ MPa und werden sowohl durch die Verwendung des Kammerofens als auch der Heizbacken in Kombination mit einem Abschrecken in Wasser erreicht.

Aufgrund der Tatsache, dass neben der erzielbaren Festigkeiten auch die Umformbarkeit von Werkstoffen ein wichtiges Bewertungskriterium für den späteren Einsatz ist, wird die aus den Zugversuchen ermittelte Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit der Aufheiz- und Abkühlbedingungen sowie nach Kalt- und Warmauslagerung untersucht, siehe Bild 15. Die Gleichmaßdehnung beschreibt die technische Dehnung bis zum Zeitpunkt der Einschnürung des Werkstoffes unter uniaxialer Belastung [143]. Für die Legierung AA6111 zeigen sich nach Kaltauslagerung sowie nach simulierter Lackeinbrennung tendenziell höhere Gleichmaßdehnungen nach Abschrecken im Wasserbad im Vergleich zur Abkühlung an Luft. Zwischen den unterschiedlichen Erwärmungsstrategien lassen sich hingegen keine aussagekräftigen Unterschiede erkennen. Nach Abkühlung an Luft und anschließender Kaltauslagerung ergibt sich eine mittlere Gleichmaßdehnung von 29 %. Durch Abkühlen im Wasserbad resultiert ein Wert von 32 %. Nach der Lackeinbrennung reduzieren sich diese Werte um etwa 40 % für alle Konfigurationen. Während unter Verwendung des Kammerofens in Verbindung mit einem Abschrecken in Wasser eine identische Gleichmaßdehnung wie im Anlieferungszustand T₄* von im Mittel 19% erreicht wird, liegen die Werte für eine Abkühlung an Luft mit einem mittleren Wert von 16 % darunter. Nach Auslagerung zum Zustand T₆ sind keine signifikanten Abweichungen bezüglich der erreichbaren Gleichmaßdehnungen in Abhängigkeit der Aufheiz- oder Abkühlstrategie erkennbar, im Mittel liegen diese bei 11 %.

Analog zur Legierung AA6111 ergeben sich auch bei der Legierung AA7075 unterschiedliche Gleichmaßdehnungen in Abhängigkeit des Abkühlmediums. Dabei zeichnet sich eine deutlichere Sensitivität der 7000er-Legierung in Bezug auf den Mittelwert im Vergleich zur 6000er-Legierung hinsichtlich der Abkühlrate nach Kaltauslagerung ab, zumal die Unterschiede der erzielbaren Dehnungen im Vergleich zur Legierung AA6111 deutlicher ausgeprägt sind. Ein signifikanter Einfluss der Erwärmungsstrategie kann allerdings auch hier nicht identifiziert werden. Durch ein Abkühlen im Wasserbad nach der Wärmebehandlung im Kammerofen liegt die mittlere Gleichmaßdehnung bei etwa 30 %, nach Abkühlen an Luft bei knapp 23 %. Nach dem Paint Bake wird die Gleichmaßdehnung auf 14 % ± 2 % und auf 9 % ± 1 % im Kammerofen sowie auf 13 % ± 1 % und auf 6 % ± 1 % in den Heizbacken bei Abkühlen an Luft und in Wasser reduziert. Dabei fällt auf, dass die Standardabweichungen durch die Wärmebehandlungen im Vergleich zum kaltausgelagerten Zustand stark reduziert werden. Im Zustand T₆ kann keine signifikante Abhängigkeit der Gleichmaßdehnung von der

Aufheiz- und Abkühlkonfiguration erkannt werden, ähnlich der Entwicklung der Gleichmaßdehnung der Legierung AA6111. Während bei der Abkühlung an Luft die Mittelwerte der Gleichmaßdehnung, A_g nach Lackeimbrennung knapp, jedoch nicht signifikant oberhalb der Gleichmaßdehnung im Zustand T6 liegen, ist beim Abschrecken in Wasser ein umgekehrtes Verhältnis zu beobachten. Vor allem unter Verwendung der Heizbacken ist eine deutlich höhere Gleichmaßdehnung im Zustand T6, verglichen mit dem Paint Bake, zu verzeichnen.

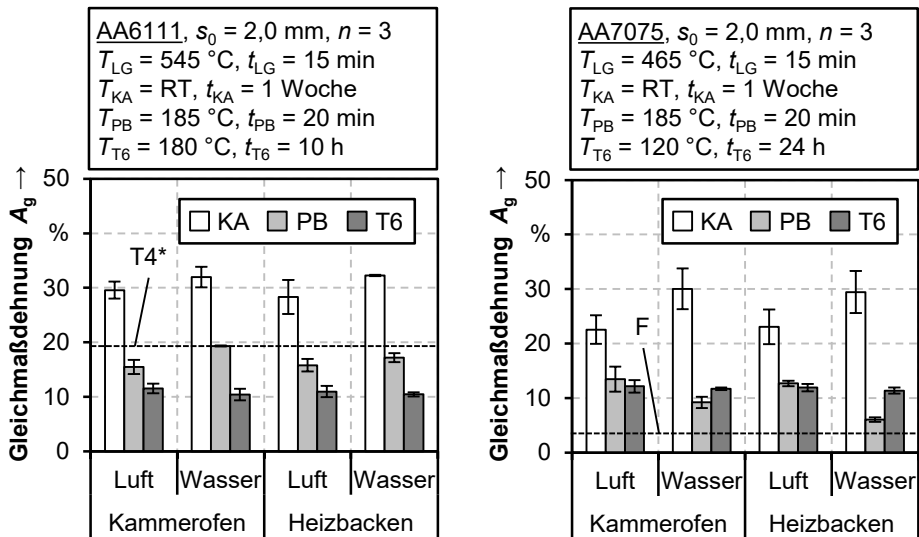


Bild 15: Gleichmaßdehnung der Legierungen AA6111 (links) und A7075 (rechts) in Abhängigkeit verschiedener Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten in Kombination mit unterschiedlichen Auslagerungsstrategien

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass bei den Legierungen AA6111 und AA7075 die im Rahmen des Lösungsglühens untersuchten Aufheizraten, repräsentiert durch eine Erwärmung durch Kontakt und im Ofen, einen geringeren Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften haben, als die Abkühlgeschwindigkeit auf Raumtemperatur. Bei beiden Aluminiumlegierungen konnten die höchsten Dehngrenzen und die höchsten Zugfestigkeiten in Kombination mit einer Warmauslagerung durch ein rasches Abkühlen im Wasserbad erzielt werden. Bei den ermittelten Gleichmaßdehnungen war der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit ebenfalls vorhanden, allerdings weniger stark ausgeprägt. Durch die Warmauslagerung konnte bei beiden Legierungen der Einfluss der Abkühlrate reduziert werden, wobei die Aushärtung allerdings mit einem Rückgang der erzielbaren Dehnungen einhergeht, was nach [144] vorrangig auf

die gebildeten Ausscheidungen zurückgeführt werden kann, welche als Keimstellen für die Rissinitiierung fungieren. Beim Vergleich beider Legierungen konnte festgestellt werden, dass der Werkstoff AA7075 eine stärkere Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Abkühlgeschwindigkeit als die Legierung AA6111 aufweist, vor allem in Kombination mit einer Warmauslagerung. Dies unterstützt die in der Literatur vorhandene These, dass die Aushärtbarkeit ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen vor allem durch eine hohe Abschreckgeschwindigkeit nach Lösungsglühen positiv beeinflusst werden kann [145].

Die Abschreckempfindlichkeit von Aluminiumlegierungen kann im Allgemeinen auf die Ausscheidungsmorphologie zurückgeführt werden. Nach dem Lösungsglühen liegt ein übersättigter Mischkristall vor, welcher während der Auslagerung zunächst durch eine Entmischung Ausscheidungen wie Cluster und GP-Zonen bildet. Durch geeignete Wärmebehandlungsparameter können diese Ausscheidungen in feinste metastabile Phasen umgewandelt werden, welche zu maximalen Festigkeiten führen [13]. Dies hängt vorrangig von der Größe beziehungsweise dem Volumenanteil und der Verteilung der Ausscheidungen ab, welche die Versetzungsbewegungen behindern und somit den Widerstand gegenüber Verformung erhöhen [13]. Da die Ausscheidungsbildung ein diffusionsgesteuerter Prozess ist, beeinflussen die zur Verfügung stehende Zeit und die Temperatur die Entmischung. Findet beispielsweise ein zu langsames Abkühlen nach dem Lösungsglühen statt, wird aufgrund der zur Verfügung stehenden Zeit, im Vergleich zu einer schnellen Abkühlung, die Bildung grober Ausscheidungen begünstigt, welche im Rahmen der nachgeschalteten Wärmebehandlung nicht mehr in feine Phasen umgewandelt werden können. Vor allem inkohärente Dispersoide mit hohen Fe-, Cr- und Mn-Gehalten fördern an ihren Grenzflächen die Nukleierung der aushärtenden Phasen. Demnach steht die Abschreckempfindlichkeit in direktem Zusammenhang mit dem Legierungsgehalt [37] und ist daher für den vergleichsweise hochlegierten Werkstoff AA7075 stärker ausgeprägt als bei der Legierung AA6111. Beispielsweise kann es nach [36] dazu kommen, dass die η -Phase ab einer Temperatur von 400 °C an Al_3Zr -Dispersoiden und die S-Phase (Al_2CuMg) an bereits vorhandenen groben Korngrenzenausscheidungen ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$) gebildet werden [36]. Neben einer reduzierten Festigkeit kann dies vor allem bei kupferhaltigen Legierungen auch zu einer Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit führen. Im industriellen Umfeld werden daher oftmals mehrstufige Auslagerungen durchgeführt, um eine vorzeitige Bildung grober Ausscheidungen zu vermeiden oder die Ausscheidungssequenz gezielt zu beeinflussen, damit die erzielbaren Festigkeiten optimiert

werden können. Ferner dient ein sogenanntes Stabilisierungsglühen dem Zweck, den negativen Effekt der Kaltauslagerung auf die Warmauslagerungsfähigkeit, den sogenannten Zwischenlagerungseffekt, zu vermeiden [37].

Der Zwischenlagerungseffekt wird vor allem durch die Bildung der stabilen Cluster und Co-Cluster durch Auslagerung bei Raumtemperatur hervorgerufen [13] und wird bei der Legierung AA6111 in Zusammenhang mit der Lackeinbrennung deutlich. Die konventionelle Verarbeitung im Zustand T₄ führt zu einer verzögerten Warmaushärtung, was bedeutet, dass ein Paint Bake für 30 Minuten nicht ausreicht, um eine Festigkeitssteigerung zu erzielen. Daher wird im Folgenden untersucht, inwieweit sich der industriell etablierte Zustand T₄^{*}, welcher durch ein Stabilisierungsglühen direkt nach dem Lösungsglühen erreicht wird, positiv hinsichtlich der erzielbaren Festigkeiten durch eine Behinderung der Clusterbildung im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozess auswirken kann.

5.2 Einfluss des Stabilisierungsglühens

Das AlMgSi-Legierungssystem weist die Besonderheit auf, dass sich eine Zwischenlagerung bei Raumtemperatur nach dem Lösungsglühen und Abschrecken negativ auf die Ausscheidungskinetik sowie das Ausmaß der Warmaushärtung auswirken kann [13]. Im Speziellen führen die Mg- und Si-Legierungsgehalte zu einer negativen Beeinflussung der erzielbaren Festigkeiten [13]. Die Ursache für diesen Effekt, welcher vor allem bei Legierungen mit einem Si-Überschuss, wie bei der Legierung AA6111, auftritt, liegt in der Bildung stabiler Cluster während der Zwischenlagerung bei Raumtemperatur, welche die Anzahl an gelösten Legierungselementen reduzieren [146]. Es wird angenommen, dass diese Cluster nicht als Keimbildner für GP(II)-Zonen und β'' -Ausscheidungen wirken und sich im Rahmen der Warmauslagerung nur langsam auflösen [146]. Durch ein Stabilisierungsglühen kann die Clusterbildung bei Raumtemperatur unterdrückt werden, indem der Werkstoff kurz nach dem Abschrecken auf eine Temperatur erwärmt wird, welche die Bildung von GP(II)-Zonen fördert [13]. Dadurch kann die β'' -Phase des frisch abgeschreckten Zustands erhalten bleiben und somit die spätere Aushärtbarkeit im Paint Bake verbessert werden [13]. Da im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses vor allem eine hohe Festigkeit eine der Zielgrößen darstellt, wird im nachfolgenden Abschnitt der Effekt einer zwischengeschalteten Wärmebe-

handlung auf die mechanischen Eigenschaften in Kombination mit unterschiedlichen Warmauslagerungsstrategien sowie Aufheiz- und Abkühlkonfiguration im Rahmen des Lösungsglühens untersucht.

Der Einfluss des Stabilisierungsglühens bei 100 °C für eine Stunde direkt nach dem Lösungsglühen und Abschrecken auf die Dehngrenze der Legierung AA6111 kann Bild 16 entnommen werden. Es werden die Warmauslagerung ähnlich der Lackeinbrennung sowie der Zustand T6 jeweils mit und ohne Vorkonditionierung, repräsentiert durch das Stabilisierungsglühen (SG) dargestellt. In Anlehnung an die Untersuchungen ohne Vorkonditionierung wird auch hier der Einfluss unterschiedlicher Aufheiz- und Abkühlraten analysiert. Als Referenz ist der Anlieferungszustand T4* angegeben.

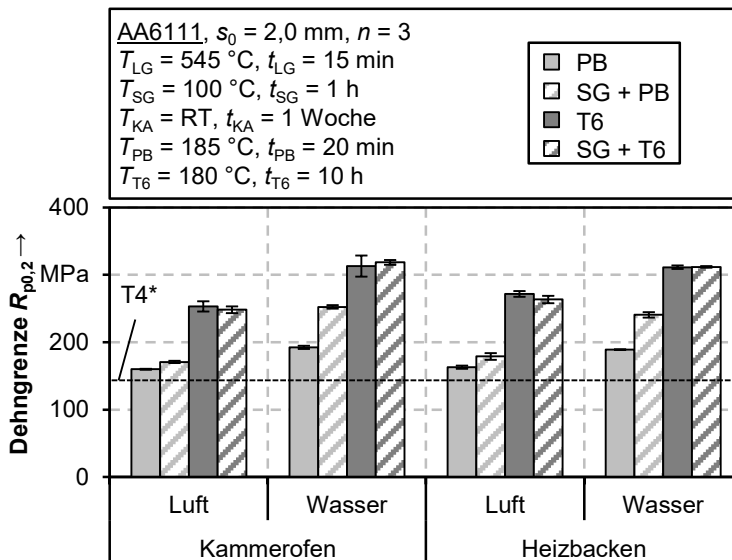


Bild 16: Einfluss des Stabilisierungsglühens in Kombination mit einer Warmauslagerung auf die Dehngrenze der Legierung AA6111

Dabei zeigt sich, dass die Dehngrenze mit einer zusätzlichen Wärmebehandlung nach Paint Bake im Vergleich zur Dehngrenze nach Paint Bake ohne zusätzliche Wärmebehandlung bei einer Abschreckung an Luft bei beiden Aufheizmethoden nur gering zunimmt. Bei Erwärmung im Kammerofen liegt der Zugewinn durch Vorkonditionierung bei etwa 7 % und bei den Heizbacken bei circa 10 %. Durch eine höhere Abkühlrate, repräsentiert durch das Abschrecken in Wasser, kann eine Erhöhung der Dehngrenze um 31 % bei Ofenerwärmung und um 27 % bei Verwendung der Heizbacken erreicht werden. Der Einfluss einer Vorkonditionierung ist hingegen nach Herstellung des Zustands T6 nicht signifikant.

Die Auswirkung der Vorkonditionierung auf die resultierende Zugfestigkeit wird anhand Bild 17 veranschaulicht. Im Einklang mit den Ergebnissen hinsichtlich der Dehngrenze wird auch hier erst eine deutliche Erhöhung der Festigkeit im Paint Bake in Kombination mit einer Stabilisierung durch ein rasches Abkühlen nach Lösungsglühen gewährleistet. Die Festigkeitssteigerung zwischen rein kaltausgelagerten und vorkonditionierten Proben liegt bei beiden Aufheizstrategien unter Verwendung von Wasser als Abschreckmedium bei etwa 13 %. Unter Verwendung von Luft als Abkühlmedium wird eine Steigerung der Zugfestigkeit durch Stabilisierungsglühen unter Verwendung der Heizbacken im Rahmen des Lösungsglühens von circa 4 % erreicht. Der Festigkeitsgewinn durch Stabilisierungsglühen unter Verwendung des Kammerofens ist nicht signifikant. Ein Vergleich der Festigkeiten nach Herstellung des Zustands T6 zeigt bei Luftabkühlung nach dem Lösungsglühen keine relevanten Unterschiede. Bei rascher Abkühlung durch Wasser lässt sich ein Anstieg der Zugfestigkeit durch Vorkonditionierung von etwa 4 % (Ofen) und 3 % (Heizbacken) ermitteln.

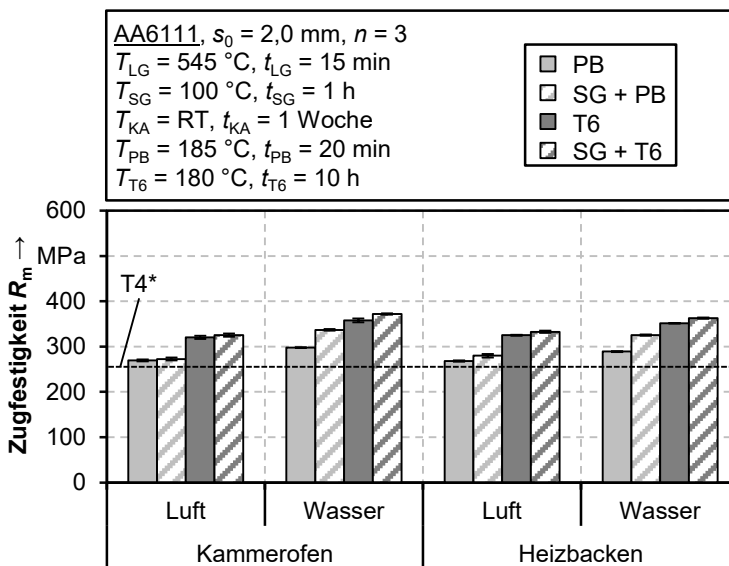


Bild 17: Einfluss des Stabilisierungsglühens in Kombination mit einer Warmauslagerung auf die Zugfestigkeit der Legierung AA6111

Der Unterschied zwischen der Zugfestigkeit im Zustand T6 und der Zugfestigkeit nach simulierter Lackeinbrennung in Kombination mit einer Vorkonditionierung beträgt bei Gewährleistung einer hohen Abkühlrate nach Lösungsglühen circa 21 MPa und 26 MPa. Die Erhöhung der Festigkeit

durch eine Vorkonditionierung kann durch die Dichte der β' -Ausscheidungen erklärt werden, welche nach der Vorkonditionierung erhöht ist. Dies resultiert daher, dass die Clusterbildung während der Kaltauslagerung verhindert wird und durch das Vorkonditionieren ausreichend Keime für β' -Phasen geschaffen werden [37]. Der geringere Unterschied hinsichtlich der Festigkeiten im Zustand T6 mit und ohne Vorkonditionierung kann darauf zurückgeführt werden, dass bei ausreichender Warmauslagerungsdauer die Cluster aufgelöst werden und somit die festigkeitssteigernden Phasen gebildet werden können [146].

Die Analyse der resultierenden Gleichmaßdehnung mit und ohne Vorkonditionierung in Kombination mit unterschiedlichen Warmauslagerungen zeigt ähnliche Tendenzen wie die ermittelten Dehngrenzen und Zugfestigkeiten, siehe Bild 18. Auch hier wird der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglügen deutlich. Durch eine Luftabkühlung lassen sich sowohl nach Lackeinbrennung als auch nach einer T6-Wärmebehandlung keine Einflüsse der Vorkonditionierung auf die Gleichmaßdehnung verzeichnen. Bei einer hohen Abkühlrate nach Lösungsglügen lässt sich ein signifikanter Unterschied nach dem Paint Bake erkennen. Durch das Stabilisierungsglügen wird die Gleichmaßdehnung um im Mittel 19 % und 11 % bei Lösungsglügen im Ofen und in den Heizbacken reduziert.

Bryant [147] untersuchte ebenfalls die Legierung AA6111 und stellte fest, dass durch eine Vorkonditionierung in Form eines Stabilisierungsglühens die Festigkeitszunahme im Rahmen des Paint Bakes gesteigert werden konnte. Anhand von DSC-Messungen konnte ermittelt werden, dass die Voralterung das Resultat einer veränderten Ausscheidungssequenz der metastabilen MgSi-Ausscheidungen ist, was dazu führt, dass die Ausscheidungskinetik während der Warmauslagerung erhöht wird und feiner verteilte festigkeitssteigernde Ausscheidungen vorliegen. Es wurde angenommen, dass durch das Vorkonditionieren die Bildung ungeordneter Cluster erfolgt, welche später bei erhöhten Temperaturen teilweise aufgelöst werden. Dies führt zu einer Erhöhung der Konzentration von gelösten Mg- und Si-Partikeln sowie zu einer erhöhten Leerstellendichte [147]. Letztlich bilden die aufgelösten Partikel eine metastabile Zwischenphase und sorgen für eine Verbesserung der Ausscheidungskinetik von β' -Ausscheidungen [147]. Durch die Beeinflussung der Auslagerungskinetik können somit höhere Bauteilfestigkeiten sowie kürzere Paint Bake Zeiten erreicht werden.

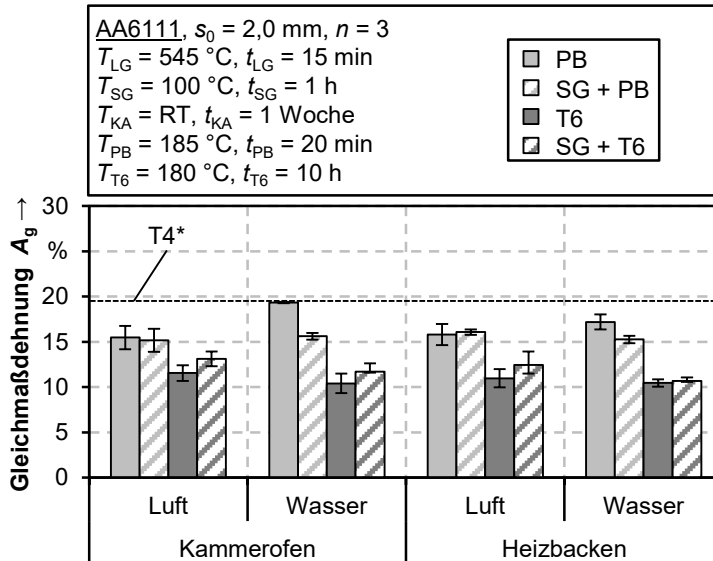


Bild 18: Einfluss des Stabilisierungsglühens in Kombination mit einer Warmauslagerung auf die Gleichmaßdehnung der Legierung AA6111

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass der zusätzliche Prozessschritt der Vorkonditionierung der Aluminiumlegierung AA6111 nur bei Warmauslagerung im Lackeinbrennprozess einen signifikanten Mehrwert hinsichtlich einer zusätzlichen Festigkeitssteigerung ermöglicht. Sofern eine T6-Wärmebehandlung durchgeführt wird, bewirkt das Stabilisierungsglühn keine signifikante Verbesserung der mechanischen Eigenschaften hinsichtlich der erzielbaren Festigkeiten, zumal hier ein ausreichender Zeitraum für die Ausscheidungsbildung vorhanden ist. Für die nachfolgenden Untersuchungen wird daher für die Legierung AA6111 stets ein Stabilisierungsglühn vorgenommen, um eine ausreichende Festigkeitssteigerung durch die Lackeinbrennung zu bewirken.

Voraussetzung für die Festigkeitssteigerung ist das Vorliegen eines übersättigten Mischkristalls, was durch das Lösungsglühn erfolgt. Da dieser Schritt essentiell für die Herstellung hochfester Bauteile ist, wird im Folgenden der Einfluss unterschiedlicher Lösungglühauern auf die erzielbaren mechanischen Eigenschaften untersucht.

5.3 Einfluss der Lösungglühdauer

Das Lösungsglühn stellt die Voraussetzung für die Erzielung hochfester Bauteile im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses.

ses dar. Dadurch bedingt, dass dieser Schritt normalerweise beim Halbzughersteller durchgeführt wird, gibt es in der Literatur kaum Informationen über die notwendigen Haltezeiten, lediglich die optimalen Temperaturen werden auf Datenblättern zur Verfügung gestellt. Im Hinblick auf die Erzielung kurzer Prozesszeiten und zur Abdeckung eines im Serienbetrieb möglichen Stillstands der Pressenlinie werden im Folgenden unterschiedliche Verweildauern von fünf bis sechzig Minuten untersucht. Ziel ist es, in Abhängigkeit der Haltezeit mögliche negative Effekte wie beispielsweise eine Grobkornbildung durch Rekristallisation zu identifizieren. Gerade im Hinblick auf den Anlieferungszustand sollte nach Mohamed [94] und Li [140] speziell bei ausgelagerten Anlieferungszuständen wie beispielsweise T4 oder T6 eine ausreichende Haltezeit vorgesehen werden, um vor allem grobe Ausscheidungen aufzulösen, welche eine längere Lösungsglühdauer benötigen als kleinere Ausscheidung, damit ein vollständig übersättigter Mischkristall generiert werden kann, welcher im Anschluss die Voraussetzung für eine Festigkeitssteigerung durch Auslagerung erfüllt.

Die Legierungen AA6111 und AA7075 werden im Folgenden unterschiedlichen Lösungsglühdauern unterzogen und eine anschließende Zwischenlagerung von einer Woche bei Raumtemperatur gewählt. Die Warmauslagerung erfolgt in Anlehnung an den Paint Bake. Die im Rahmen des Zugversuchs nach VDA 239-300 [134] ermittelte Dehngrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung werden in Bild 19 gezeigt.

Die resultierenden mechanischen Eigenschaften der Aluminiumlegierung AA6111 nach Ofenverweildauern zwischen fünf Minuten und einer Stunde bei Lösungsglühtemperatur weisen keine signifikanten Unterschiede auf. Ein ähnliches Resultat ergibt sich bei der Legierung AA7075 bei identischen Ofenverweildauern. Allerdings zeigen die mechanischen Kennwerte, welche nach einer Ofenverweildauer von fünf Minuten ermittelt wurden, im Schnitt eine um 8 % geringere Zugfestigkeit sowie eine um 9 % und 8 % geringere Dehngrenze und Gleichmaßdehnung im Vergleich zu den Werten nach längeren Verweildauern auf. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass eine unvollständige Lösung der Legierungselemente in der Matrix während einer nur fünfminütigen Verweildauer im Ofen vorliegt. Bei Berücksichtigung der aufgezeichneten Temperatur-Zeit-Verläufe in Abschnitt 5.1 wird deutlich, dass nach fünf Minuten zwar knapp die untere Grenze der Lösungsglühtemperatur von 460 °C erreicht wird, aber keine ausreichende Haltezeit vorhanden ist, um alle Legierungselemente in Lösung zu bringen. Die Haltezeit wird dabei maßgeblich von der Auflösungsrate der Sekundärphasen beeinflusst [131]. Beispielsweise lösen sich feinere Partikel schneller als gröbere auf [131]. Aufgrund dessen ist das

Potential der Festigkeitssteigerung im Rahmen der Auslagerung im Vergleich zu den längeren Wärmebehandlungsdauern reduziert, was sich in den resultierenden mechanischen Eigenschaften niederschlägt.

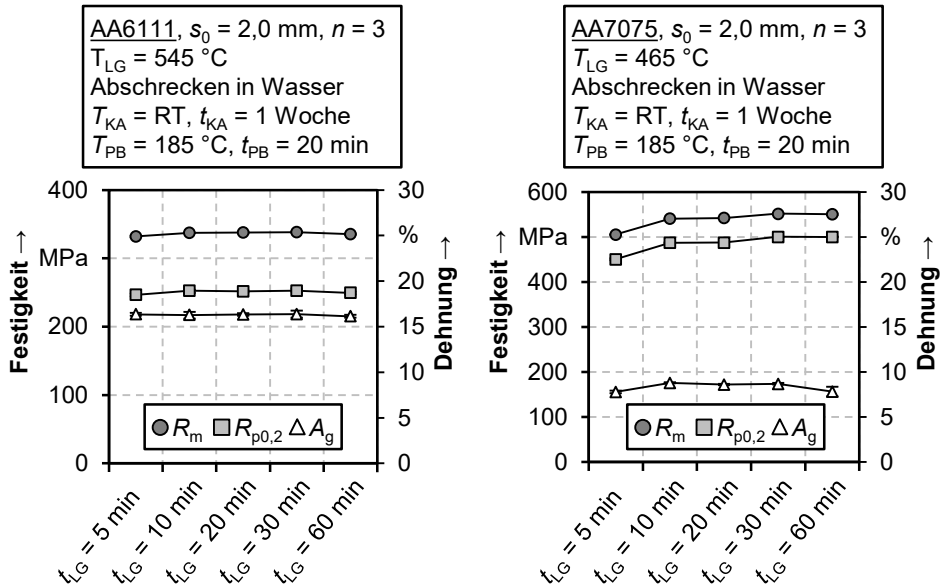


Bild 19: Mechanische Kennwerte der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit unterschiedlicher Wärmebehandlungsdauern im Rahmen des Lösungsglühens

Ferner kann aufgrund der konstanten mechanischen Eigenschaften mit zunehmender Wärmebehandlungsdauer eine Grobkornbildung durch Rekristallisation bis zu einer Stunde für beide Legierungen ausgeschlossen werden. Behrens et al. [148] untersuchten ebenfalls unterschiedliche Haltezeiten im Rahmen des Lösungsglühens der Legierung AA7075 und konnten ebenfalls bis zu einer Dauer von 30 Minuten keinen negativen Effekt auf die resultierende Zugfestigkeit und Bruchdehnung feststellen.

Diese These wird zusätzlich auf Basis einer Analyse der Kornstruktur gestützt. Hierfür wurden Schlibbilder nach unterschiedlichen Lösungsglühdauern erstellt und sind in Bild 20 und Bild 21 dargestellt. Bei den Legierungen AA6111 und AA7075 kann keine signifikante Veränderung der mittleren Korngröße bei Wärmebehandlungsdauern zwischen fünf Minuten und einer Stunde nach Kaltauslagerung verzeichnet werden. Folglich kann eine Grobkornbildung bei Wärmebehandlungsdauern von bis zu einer Stunde für beide Legierungen ausgeschlossen werden.

5 Definition von Randbedingungen für die Wärmebehandlung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse

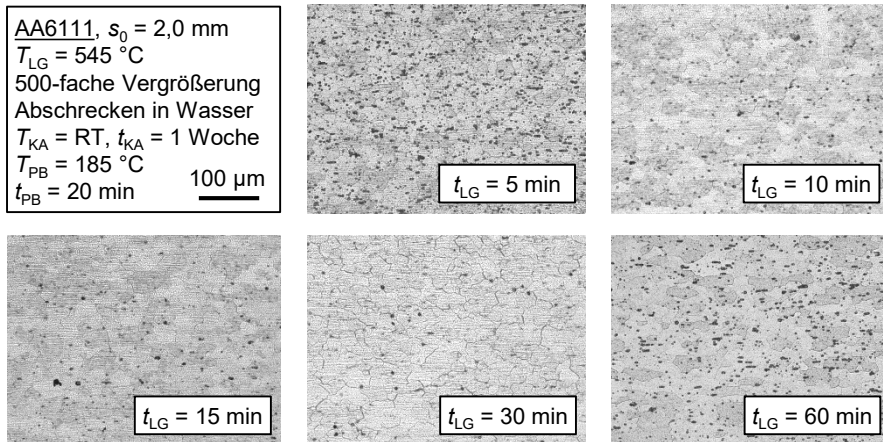


Bild 20: Schliffbilder der Legierung AA6111 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungsdauern im Rahmen des Lösungsglühens

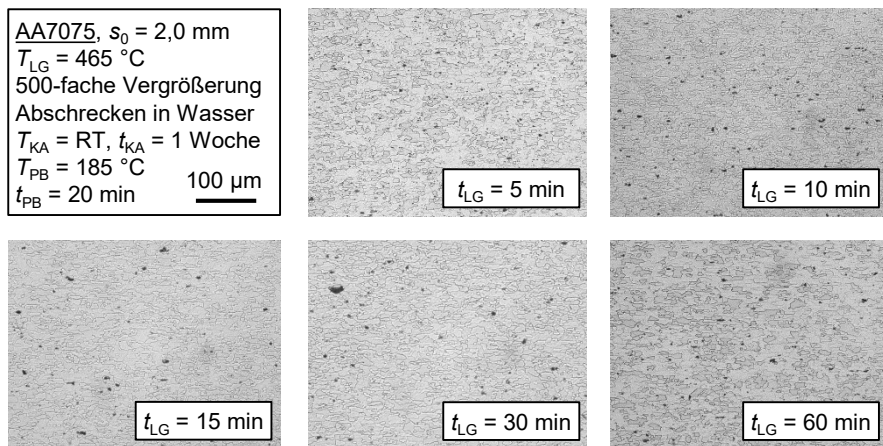


Bild 21: Schliffbilder der Legierung AA7075 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungsdauern im Rahmen des Lösungsglühens

In Hinblick auf eine industrielle Anwendung erlaubt dies eine gewisse Flexibilität hinsichtlich der Lösungsglühedauern. Beispielsweise können bei einem mehrminütigen Ausfall der Pressenlinie im Ofen befindliche Platinen auch nach längeren Glühedauern noch verarbeitet werden, ohne Qualitätseinbußen hinsichtlich der erreichbaren Festigkeiten in Kauf zu nehmen. Das wirtschaftliche Risiko hält sich somit für die verarbeitende Stelle in Grenzen.

5.4 Zusammenfassende Bewertung

Im Rahmen dieses Kapitels erfolgte eine systematische Untersuchung der Einflüsse während der Wärmebehandlung sowie deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften der Legierungen AA6111 und AA7075. Dabei konnte gezeigt werden, dass die Aufheizgeschwindigkeit während der Erwärmung auf Lösungsglühtemperatur einen geringeren Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften hat als die Abkühlgeschwindigkeit. Ferner konnten durch eine Variation der Wärmebehandlungsdauer im Rahmen des Lösungsglühens zwischen fünf Minuten und einer Stunde keine Grobkornbildung und damit assoziierte reduzierte mechanische Eigenschaften nach Kalt- und Warmauslagerung identifiziert werden. Im Rahmen des Lösungsglühens sollte lediglich ein Halten bei der legierungsspezifischen Lösungsglühtemperatur berücksichtigt werden, um ein vollständiges Lösen der Legierungselemente im Aluminiummischkristall zu erreichen, damit das Auslagerungspotential optimal ausgenutzt werden kann. Sofern eine Warmauslagerung in Anlehnung an den Lackebrennprozess durchgeführt wird, sollte für die Legierung AA6111 ein Stabilisierungsglühn unmittelbar nach dem Lösungsglühn erfolgen, um eine Festigkeitssteigerung durch den Paint Bake zu ermöglichen. Die Variation der Faktoren Aufheizgeschwindigkeit, Haltezeit und Abkühlgeschwindigkeit sowie deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften werden in Tabelle 5 zusammengefasst.

Tabelle 5: Im Rahmen der Untersuchungen variierte Faktoren und deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Legierungen AA6111 und AA7075

Faktor	Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften
Aufheizgeschwindigkeit	o
Abkühlgeschwindigkeit	++
Haltezeit (Lösungsglühn)	o
Stabilisierungsglühn (nur AA6111)	+
Warmauslagerung	++

o kein Einfluss + Einfluss ++ hoher Einfluss

Auf Basis dieser Ergebnisse werden die Randbedingungen für alle nachfolgenden Untersuchungen definiert. Aufgrund der höheren Flexibilität hinsichtlich unterschiedlich großer Probengeometrien erfolgt ein Lösungsglühen im Kammerofen bei einer mittleren Haltezeit von 15 Minuten. Im Fall der Legierung AA6111 erfolgt ein zusätzliches Stabilisierungsglühen, sofern eine Auslagerung in Anlehnung an den Paint Bake durchgeführt wird.

Da die Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen als einer der wichtigsten Faktoren für die Erzielung einer hohen Festigkeit identifiziert wurde, werden im nachfolgenden Kapitel prozessnahe Abkühlgeschwindigkeiten durch Verwendung eines Plattenwerkzeugs und deren Einfluss auf die erzielbaren Abkühlraten und den damit verbundenen mechanischen Eigenschaften der Legierungen AA6111 und AA7075 untersucht.

6 Thermische und mechanische Werkstoffcharakterisierung für die Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses

Ziel dieses Kapitels ist es, auf Basis einer thermomechanischen Werkstoffcharakterisierung die Grundlagen für die Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zu schaffen. Da sich im Rahmen des Abschreckumformens bedingt durch den Werkzeugkontakt lokal unterschiedliche Temperaturen im Halbzeug einstellen, kommt es aufgrund des temperaturabhängigen Fließverhaltens zu lokal variierenden Spannungen und Dehnungen. Zur detaillierten Analyse dieser Effekte werden einerseits die kontaktabhängigen Abkühlraten und Wärmeübergänge durch Verwendung eines Abschreckwerkzeugs und andererseits das temperatur- und dehnratenabhängige Fließverhalten mithilfe konduktiver Warmzugversuche untersucht. Die experimentell ermittelte Datenbasis dient später als Grundlage für die numerische Prozesssimulation und -analyse.

6.1 Charakterisierung des Abkühlverhaltens

In diesem Abschnitt soll zum einen der Einfluss prozessnaher Abkühlgeschwindigkeiten auf die mechanischen Eigenschaften untersucht und zum anderen die experimentelle Grundlage für den Aufbau eines numerischen Modells erarbeitet werden. Während im vorangegangenen Kapitel modellhafte Abschreckgeschwindigkeiten in Form von Luft und Wasser herangezogen wurden, sollen nachfolgend prozessrelevante Abkühlraten durch Verwendung eines Abschreckwerkzeuges analysiert werden. Durch eine Variation des Anpressdruckes können unterschiedliche Kontaktnormalspannungen realisiert und deren Einfluss auf die Abkühlung sowie die mechanischen Eigenschaften identifiziert werden. Neben den resultierenden Werkstoffeigenschaften ist der Wärmeübergang zwischen Halbzeug und Werkzeug während der kontaktbedingten Abkühlung eine wichtige Kenngröße für die numerische Simulation. Folglich wird dieser Kennwert auf Basis der Abkühlversuche bei unterschiedlichen Flächenpressungen sowie unter Verwendung einer Beölung ermittelt.

6.1.1 Ermittlung des kontaktabhängigen Abkühlverhaltens

Der Wärmeübergang wird nach [149] durch den Kontaktdruck, die Rauheit der Oberflächen, die Verwendung von Schmierstoffen und die thermophysikalischen Eigenschaften des Halbzeugs sowie des Werkstoffes beeinflusst. Nachdem die Topographie sowie die thermophysikalischen Eigenschaften der untersuchten Legierungen als Gegeben anzunehmen sind, wird in diesem Abschnitt primär der Einfluss des Kontaktdruckes auf den Wärmeübergang und die damit assoziierte Abkühlgeschwindigkeit untersucht. Im nachfolgenden Abschnitt wird zusätzlich der Einfluss einer Beladung analysiert.

Die Charakterisierung des Wärmeüberganges und die Ermittlung der Abkühlraten in Abhängigkeit der Kontaktbedingungen erfolgt mithilfe des in Abschnitt 4.4 beschriebenen Abschreckwerkzeugs. Die Flächenpressung p wird zwischen 0,5 MPa und 20 MPa durch eine Variation der maximalen Stößelkraft F eingestellt und die resultierenden Temperatur-Zeit-Verläufe mithilfe eines digitalen Thermometers in Kombination mit Mantelthermoelementen aufgezeichnet. Die dabei zugrunde gelegte Methodik kann Bild 22 entnommen werden.

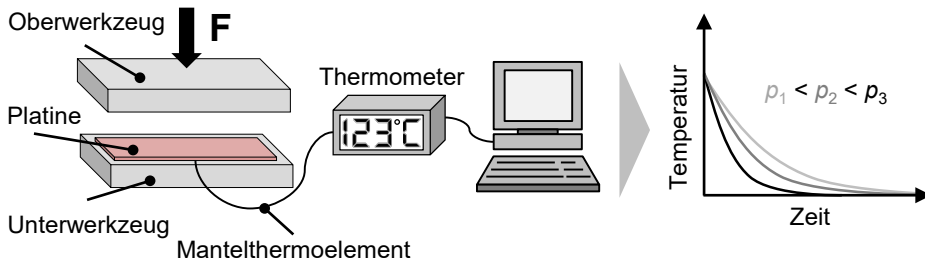


Bild 22: Methodik für die Ermittlung der druckabhängigen Temperatur-Zeit-Verläufe

Die einzelnen Phasen, welche bei Durchführung der Abschreckversuche aufeinander folgen, sind in Bild 23 dargestellt. Anhand der Legierung AA7075 wird exemplarisch bei einem Kontaktdruck von 20 MPa der Kraft-Zeit-Verlauf aus der Kraftmessdose dem Temperatur-Zeit-Verlauf des Halbzeuges (links) sowie der auf Basis der ersten Ableitung ermittelten Abkühlrate (rechts) gegenübergestellt. Dabei wird deutlich, dass sich der Abkühlvorgang in drei Phasen unterteilt. Die erste Phase (1) stellt den Transfer sowie das Schließen der Presse beziehungsweise des Werkzeugs dar. Hierbei besteht noch kein Kontakt zwischen Platine und Werkzeug, diese hat lediglich punktförmigen Kontakt zu den federnd gelagerten Verdrängerstiften. Dadurch resultiert der Temperaturverlust vorrangig

aufgrund von Wärmestrahlung und Konvektion an Luft. Um sicherzustellen, dass eine Vergleichbarkeit zwischen den einzelnen Versuchen und den daraus ermittelten Werten gegeben ist, wird stets eine identische Starttemperatur für den Versuchsbeginn von 480 °C (AA6111) beziehungsweise 410 °C (AA7075) gewählt. Dies ermöglicht eine ausreichende Transferzeit vom Ofen zur Presse sowie das Positionieren der Platine im Werkzeug.

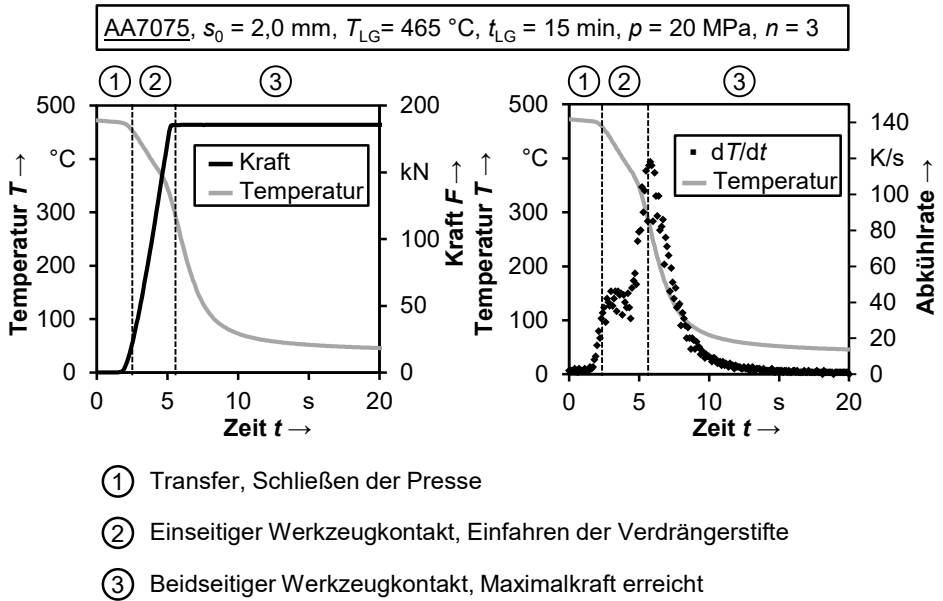


Bild 23: Gegenüberstellung des Temperatur-Zeit-Verlaufs mit dem Kraftsignal und der Abkühlraten der Legierung AA7075 bei einer Flächenpressung von 20 MPa

Zu Beginn der zweiten Phase (2) erreicht das Oberwerkzeug die Oberseite der Platine, es entsteht einseitiger Werkzeugkontakt, bis die Verdrängerstifte vollständig eingefahren sind. Die Abkühlgeschwindigkeit resultiert durch den konduktiven Wärmeübergang auf der Oberseite und das Abkühlen an Luft auf der Unterseite der Platine und ist demnach im Vergleich zur ersten Phase leicht erhöht. Erst in der dritten Phase (3) wird die vorgegebene maximale Kraft und somit auch die gewünschte Flächenpressung erreicht und konstant gehalten. Aufgrund des beidseitigen Werkzeugkontaktes erreicht die Abkühlgeschwindigkeit das Maximum und nimmt mit zunehmender Zeit, bedingt durch den Temperaturverlust und dem damit einhergehenden verringerten Gradienten, ab. Der nun vorherrschende Wärmeübertragungsmechanismus ist Konduktion [127]. Der Wärmeübergang und die Abkühlrate werden erst ab dem Vorliegen einer konstanten Flächenpressung zu Beginn der dritten Phase ermittelt.

Aufgrund der Verwendung einer servomechanischen Spindelpresse für die Realisierung einer Bandbreite hinsichtlich der maximalen Kräfte (Flächenpressungen) zwischen 4,64 kN (0,5 MPa) und 185,60 kN (20 MPa) können für das Schließen des Werkzeugs sowie für das Erreichen der maximalen Stößelkraft, im Vergleich zu beispielweise hydraulischen Pressen, nur moderate Geschwindigkeiten von 100 mm/min (weggeregelt bis Werkzeugschluss) und 10 mm/min (kraftgeregelt bis F_{\max}) erreicht werden, um ein Überschwingen der Kraft und in Folge eine Beschädigung der Kraftmessdose zu vermeiden. Die im Rahmen der Versuchsdurchführung vorliegenden Bedingungen stellen daher im Vergleich zum späteren Umformprozess, in dem überwiegend schnellere Schließzeiten erreicht werden, extreme Bedingungen dar und bilden somit die untere Grenze des Prozessfensters hinsichtlich der zu Beginn der Umformung vorliegenden Temperatur ab.

Die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten α erfolgt auf Basis der ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe ab Vorliegen der maximalen Kraft F_{\max} bzw. ab Erreichen des globalen Maximums der Abkühlgeschwindigkeit. Dabei wird für die Berechnung das Newtonsche Abkühlungsgesetz zugrunde gelegt, welches bereits erfolgreich für die Auslegung von Presshärteprozessen in [150] und [151] eingesetzt wurde, siehe Gleichung (8).

$$T(t) = T_U + (T_0 - T_U) \cdot e^{-kt} \quad (8)$$

Die experimentellen Datenpunkte werden zunächst mithilfe der Solver-Funktion in Microsoft Excel unter Verwendung des GRG-Nichtlinear-Moduls durch Minimierung der Fehlerquadratsumme approximiert und der dabei ermittelte Proportionalitätsfaktor k , unter Verwendung des Zusammenhangs in Gleichung (9), für die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten α eingesetzt.

$$k = \frac{\alpha}{c \cdot \rho \cdot s_0} \quad (9)$$

Dabei repräsentieren s_0 die Blechdicke sowie c und ρ die werkstoffabhängige spezifische Wärmekapazität und die Dichte. Die entsprechenden Werte für die Legierungen AA6111 und AA7075 wurden aus der Literatur entnommen und sind in Tabelle 6 aufgelistet.

Tabelle 6: Physikalische Werkstoffkenngrößen für die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten

Physikalische Werkstoffkenngröße	AA6111	AA7075
Spezifische Wärmekapazität c in J/(kg K)	920 [152]	960 [127]
Dichte ρ in kg/m ³	2700 [12]	2800 [12]

Die Berechnung der mittleren Abkühlrate erfolgt ab Erreichen des maximalen Anpressdruckes bis zu einer Temperatur von 100 °C. Hierbei wird der formelmäßige Zusammenhang aus Gl. (1) für die Berechnung zugrunde gelegt. In Bild 24 wird exemplarisch der experimentell ermittelte Kurvenverlauf dem analytischen Ansatz nach Newton gegenübergestellt und der Auswertebereich für die Ermittlung der Abkühlrate veranschaulicht.

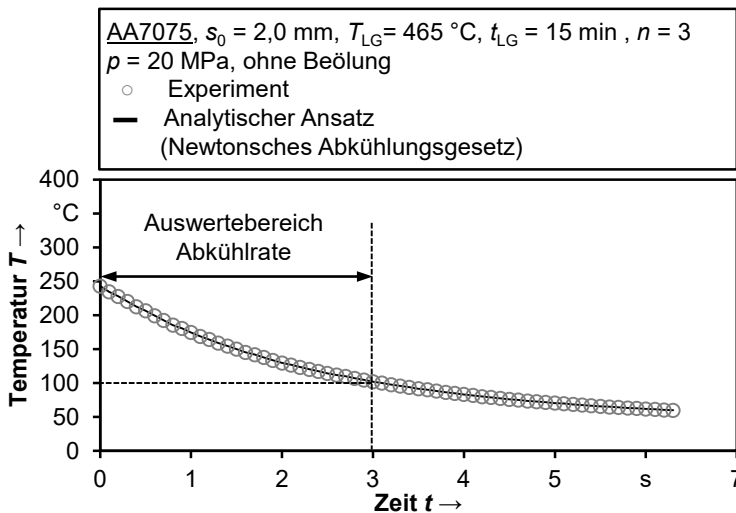


Bild 24: Gegenüberstellung der experimentellen Datenpunkte und des analytischen Ansatzes auf Basis des Newtonsches Abkühlungsgesetzes

Die ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten sowie die Abkühlgeschwindigkeiten der Legierungen AA6111 und AA7075 bei variierendem Kontakt- druck können Bild 25 entnommen werden. Bei der Legierung AA6111 liegt der Wärmeübergangskoeffizient bei einer Flächen- druckung von 0,5 MPa bei im Mittel $2379 \text{ W/m}^2\text{K} \pm 150 \text{ W/m}^2\text{K}$ und steigt bei der maximal untersuchten Flächen- druckung von 20 MPa um etwa 30 % auf $3099 \text{ W/m}^2\text{K} \pm 176 \text{ W/m}^2\text{K}$. Bei den dazwischenliegenden Flächen- druckungen kann bis zu 5 MPa kein signifikanter Anstieg verzeichnet werden, danach kann bei Erhöhung der Flächen- druckung auf 10 MPa ein Anstieg um

18 % erreicht werden, eine Verdopplung der Flächenpressung auf 20 MPa führt zu keiner signifikanten Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten. Die erzielten Abkühlgeschwindigkeiten zeigen unter Berücksichtigung der Standardabweichung eine steigende Tendenz, wobei die Abkühlrate von $55 \text{ K/s} \pm 4 \text{ K/s}$ (0,5 MPa) auf $75 \text{ K/s} \pm 8 \text{ K/s}$ (20 MPa) ansteigt.

Der Wärmeübergangskoeffizient der Legierung AA7075 liegt bei der geringsten Flächenpressung bei $1819 \text{ W/m}^2\text{K} \pm 260 \text{ W/m}^2\text{K}$ und steigt bei einer maximalen Flächenpressung von 20 MPa auf $2507 \text{ W/m}^2\text{K} \pm 180 \text{ W/m}^2\text{K}$. Die Zunahme beträgt hierbei knapp 38 %. Ab einer Flächenpressung von 2 MPa tritt eine Sättigung ein, mit zunehmender Flächenpressung ergeben sich keine signifikanten Unterschiede im Wärmeübergang. Ein ähnliches Verhalten kann auch bei der Abkühlgeschwindigkeit ermittelt werden. Während bis 2 MPa ein nahezu linearer Anstieg mit der Druckzunahme von etwa 10 % zu verzeichnen ist, lässt sich mit weiteren Drücken keine signifikante Erhöhung der Abkühlrate identifizieren. Die minimalen und maximalen Abkühlraten liegen bei $38 \text{ K/s} \pm 3 \text{ K/s}$ (0,5 MPa) und $51 \text{ K/s} \pm 3 \text{ K/s}$ (20 MPa).

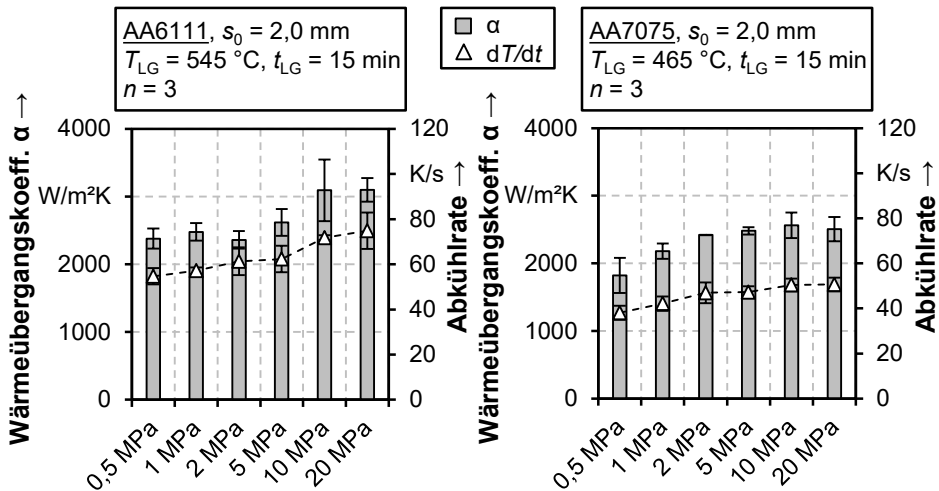


Bild 25: Wärmeübergangskoeffizient α und Abkühlgeschwindigkeit dT/dt der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit des Anpressdruckes

Der Vergleich beider Legierungen zeigt einen generell leicht erhöhten Wärmeübergang der Legierung AA6111 im Vergleich zur 7000er-Serie, ferner ergeben sich höhere Abkühlgeschwindigkeiten, aber auch höhere Standardabweichungen. Beim höchsten Anpressdruck liegt der Wärmeübergangskoeffizient α der Legierung AA6111 um im Mittel 24 % über dem

Wert der Legierung AA7075. Bei der Abkühlgeschwindigkeit liegt der Unterschied bei circa 47 %.

Die in der Literatur dargelegten Werte zeigen im Vergleich zur Legierung AA7075 eine überwiegend hohe Übereinstimmung. Xiao et al. [127] untersuchten ebenfalls das Abkühlverhalten der Legierung AA7075 und erzielten ähnliche Ergebnisse. Bei einer Flächenpressung von 20 MPa lag der ermittelte Wärmeübergangskoeffizient im gleichen Temperaturbereich bei etwa 2500 W/m²K, was einem identischen Wert entspricht, der auch in der vorliegenden Untersuchung ermittelt wurde. Ferner konnte auch bei Ilinich und Luckey [153] sowie Liu et al. [154] bei der Legierung AA7075 eine Zunahme des Wärmeüberganges mit steigender Flächenpressung verzeichnet werden. Aufgrund der unterschiedlichen Versuchsaufbauten und Berechnungsarten lagen die ermittelten Werte jedoch in einem anderen Bereich und können daher nicht für einen direkten Vergleich herangezogen werden. Für die Legierung AA6111 konnten in der Literatur zum aktuellen Zeitpunkt keine Vergleichswerte vorgefunden werden.

Generell kann ein zunehmender Wärmeübergang mit höherer Flächenpressung auf die Kontaktbedingungen an der Grenzfläche zwischen Werk- und Halbzeug zurückgeführt werden. Bei geringeren Drücken findet der Wärmeaustausch primär über die Rauheitsspitzen der Werkzeug- und Halbzeugoberflächen statt. Mit zunehmendem Kontaktdruck werden durch elastische und plastische Deformationen des Halbzeugs die Rauheitsspitzen eingeglättet und folglich die Kontaktfläche und somit auch die für den Wärmeaustausch zur Verfügung stehende Fläche vergrößert [127]. Basierend auf der höheren Lösungsglühtemperatur und der dadurch bedingten stärkeren Entfestigung sowie der höheren Einlegetemperatur der Legierung AA6111 lässt sich die höhere Abkühlgeschwindigkeit und der erhöhte Wärmeübergangskoeffizient erklären. Auf der einen Seite liegt aufgrund der höheren Temperatur ein geringerer Widerstand hinsichtlich plastischer Deformation vor, die Kontaktfläche kann folglich im Vergleich zur Legierung AA7075 schneller erhöht werden. Auf der anderen Seite führt ein höherer Temperaturgradient auch zu einer höheren Abkühlgeschwindigkeit, bedingt durch den exponentiellen Verlauf der Temperatur unter Abkühlbedingungen und dem dadurch bedingten abnehmenden Gradienten, welcher direkt in die Berechnung des Wärmeüberganges multiplikativ mit einfließt.

Aufgrund der Tatsache, dass die Rauheit einen erheblichen Einfluss auf den Wärmeübergang haben kann [128], werden die Oberflächen des Werkzeugs sowie der Halbzeuge im Anlieferungszustand taktil unter Verwendung

eines Perthometers Typ MarSurf XR 20 (Fa. Mahr, Deutschland) nach DIN EN ISO 4288 [155] zweidimensional 90° zur Walz- bzw. Bearbeitungsrichtung charakterisiert, siehe Bild 26. Die Analyse der Rautiefe R_z und des arithmetischen Mittenrauwerts R_a zeigt, dass der Werkstoff AA6111 eine signifikant höhere Rauheit von 80 % (R_z) und 91 % (R_a) gegenüber dem Werkstoff AA7075 aufweist. In Relation zum Werkzeug ist die Rauheit der Legierung AA6111 in Bezug auf R_z in etwa doppelt so hoch, während sich zwischen den Oberflächen der Legierung AA7075 und dem Werkzeug kein signifikanter Unterschied ergibt. Der arithmetische Mittenrauwert liegt bei der Legierung A6111 um knapp das Vierfache über dem Wert des Werkzeuges und um 14 % über dem der Legierung AA7075.

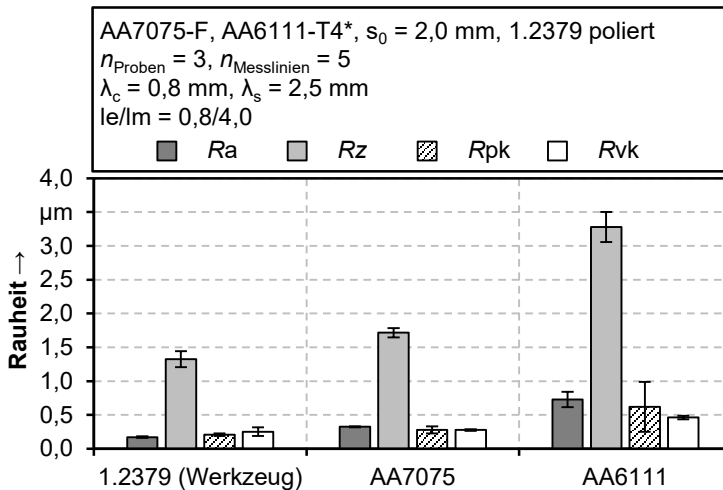


Bild 26: Taktill gemessene Rauheitskennwerte der Werkzeugoberfläche sowie der Legierungen AA6111 und AA7075 im Anlieferungszustand

Nach Ying et al. [128] und Chang et al. [115] verringert sich der Wärmeübergang mit zunehmender Rauheit des Halbzeugs, bezogen auf R_a . Im Rahmen der Untersuchungen von Ying et al. [128] wurde die Oberfläche der Legierung AA7075-T6 durch Schleifoperationen mit unterschiedlichen Körnungen des Schleifguts variiert, um den Einfluss der Rauheit auf den Wärmeübergang zu untersuchen. Es zeigte sich, dass eine vergleichbare Rauheit wie die des Werkzeugs die besten Resultate hinsichtlich des maximal erzielbaren Wärmeübergangskoeffizienten hervorbrachte, da sich hier eine hohe Anzahl an Rauheitsspitzen im direkten Kontakt befinden und somit einen höheren Beitrag zum Wärmeübergang leisten können, als sehr unterschiedliche Rauheiten, da sich dann nur wenige Spitzen bei geringen Kontaktdrücken berühren [128].

Für die im Rahmen der Arbeit untersuchten Werkstoffe bedeutet dies, dass die Legierung AA7075, bedingt durch die im Vergleich zum Werkzeug sehr ähnlichen Rauheitskennwerte, die besseren Voraussetzungen für einen hohen Wärmeübergang aufweist. Die Legierung AA6111 führt aufgrund der höheren Rauheit zu keiner Begünstigung des Wärmeüberganges bei reiner Beachtung des Einflusses der Rauheit. Der dennoch höhere ermittelte Wärmeübergangskoeffizient kann demnach primär den höheren Temperaturen zugeschrieben werden. Zusätzlich können die Rauheitsspitzen aufgrund des temperaturbedingten geringeren Fließwiderstands schneller eingeglättet werden, was zu einer Erhöhung der Kontaktfläche und somit wiederum zu einem verstärkten Wärmeübergang führt.

Neben den Rauheitswerten R_a und R_z werden zusätzlich die reduzierten Spitzenhöhen R_{pk} und die reduzierten Riefentiefen R_{vk} aus den Rauheitsmessungen ermittelt, da diese für die Beurteilung der Aufnahmefähigkeit von Fluiden herangezogen werden können [156]. Beispielsweise werden im Motorenbau vorrangig plateauartige Oberflächen mit tiefen Riefen angestrebt, was einen niedrigen R_{pk} -Wert sowie hohe R_{vk} -Werte bedeutet [156]. Aus dem R_{vk} -Wert kann direkt das Ölhaltevolumen bestimmt werden [156]. Der Vergleich der Legierungen zeigt keine signifikanten Abweichungen hinsichtlich dieser Kennwerte. Demnach sollte die Aufnahmefähigkeit bezüglich eines Schmierstoffes bei Abkühlung mit beölten Werkzeugen bei beiden Werkstoffen keine Unterschiede hervorbringen, was im nachfolgenden Abschnitt untersucht werden soll.

6.1.2 Ermittlung des Einflusses von Schmierstoff auf das kontaktabhängige Abkühlverhalten

Aufgrund der Tatsache, dass bei der Verarbeitung hochfester Aluminiumwerkstoffe in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess vor allem bei der Verwendung unbeschichteter Werkzeuge Schmierstoffe notwendig sind, um hohe Oberflächengüten der Bauteile zu gewährleisten und einen adhäsiven Werkzeugverschleiß zu vermeiden, wird im Folgenden der Einfluss einer Beölung auf den Wärmeübergang und die resultierende Abkühlgeschwindigkeit untersucht. Der im Rahmen der Versuche eingesetzte Schmierstoff ist das estheröhlhaltige Gemisch Multidraw SHF 431 von Zeller+Gmelin, welches neben anderen Schmierstoffen in [157] im Rahmen von Napfzugversuchen auf die Eignung für die Anwendung in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess bewertet wurde.

Der Schmierstoff wurde manuell via Walzenauftrag auf die beiden Werkzeughälften aufgebracht, wobei die Schmierstoffmenge im Mittel 2 g/m^2

betrug, was sich an industriell verwendeten Mengen orientiert. Die Schmierfilmmenge wurde mithilfe eines Ölaufagenmessgeräts Typ NGz (Infralytic GmbH) gemessen. Um eine Anhäufung von Schmierstoff zu vermeiden und möglichst konstante Randbedingungen für jeden Versuch zu gewährleisten, wurden die Werkzeuge nach jedem Versuch mit einem Lösungsmittel gereinigt und der Schmierstoff erneut aufgetragen. In Bild 27 werden die ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten sowie die Abkühlraten der Legierungen AA6111 und AA7075 unter Verwendung des Schmierstoffes dargestellt.

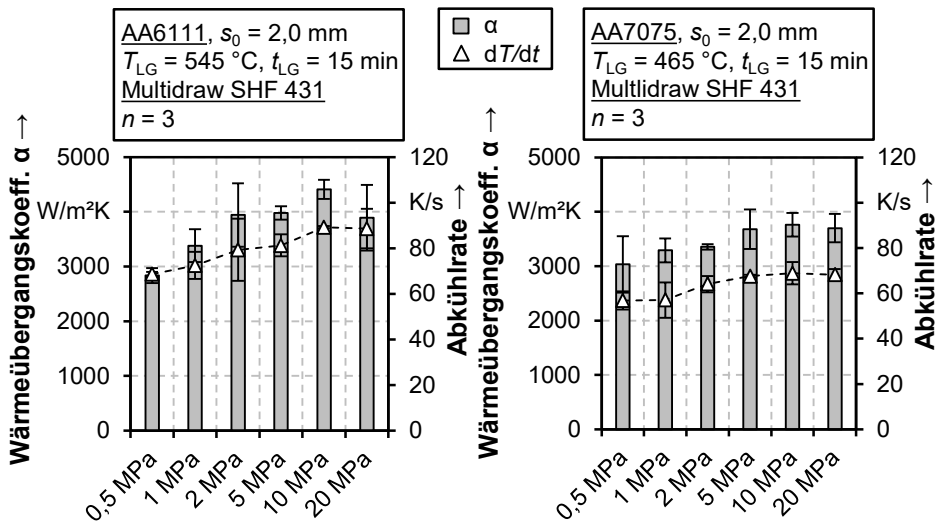


Bild 27: Wärmeübergangskoeffizient α und Abkühlgeschwindigkeit dT/dt der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit des Anpressdruckes unter Verwendung des Schmierstoffes Multidraw SHF 431 (Zeller+Gmelin)

Der Wärmeübergangskoeffizient der Legierung AA6111 weist bei der geringsten Flächenpressung von 0,5 MPa einen Wert von $2834 \text{ W/m}^2\text{K} \pm 138 \text{ W/m}^2\text{K}$ auf und wird bei einer Erhöhung des Anpressdruckes auf 20 MPa auf $3893 \text{ W/m}^2\text{K} \pm 600 \text{ W/m}^2\text{K}$ gesteigert. Im Vergleich zum unbeölten Zustand ergibt sich eine Erhöhung des Wärmeüberganges um 21 % und 26 % bei geringster und höchster Flächenpressung. Unter Beachtung der Standardabweichung zeigt sich ein ausgeprägter Trend hinsichtlich des Wärmeüberganges in Abhängigkeit der Flächenpressung. Die hohe Standardabweichung und der vergleichsweise geringe Wärmeübergangskoeffizient bei einem Anpressdruck von 20 MPa kann darauf zurückgeführt werden, dass während des Versuchs aufgrund des erhöhten Druckes teilweise Schmierstoff seitlich aus dem Werkzeug herausgedrückt

wurde, was dazu führt, dass ein dünnerer Schmierfilm während des Versuchs vorliegt und somit auch geringere Werte ermittelt werden. Die Abkühlgeschwindigkeit zeigt ebenfalls eine eindeutige Abhängigkeit von der Flächenpressung, wobei ab etwa 10 MPa eine Sättigung erreicht wird, analog zum unbeölten Zustand. Ein Vergleich der erzielbaren Abkühlraten bei Verwendung unbeölter und beölter Werkzeuge zeigt bei minimalem und maximalem Anpressdruck eine Erhöhung der Abkühlrate um 26 % (0,5 MPa) und 19 % (20 MPa).

Bei der Legierung AA7075 ergibt sich ebenfalls ein erhöhter Wärmeübergang sowie eine höhere Abkühlrate durch die Verwendung des Schmierstoffes. Die Steigerung des Wärmeübergangskoeffizienten beträgt bei geringster und höchster Flächenpressung 67 % und 48 %, wobei sich die Abkühlgeschwindigkeit um 50 % und 33 % bei geringstem und höchstem untersuchten Anpressdruck durch die Verwendung des Schmierstoffes erhöht. Auch hier kann eine signifikante Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit von der Flächenpressung ermittelt werden, wobei ab 5 MPa von einer Sättigung auszugehen ist.

In [127] konnte bei einer Flächenpressung von 10 MPa unter der Verwendung von AA7075 in Kombination mit dem Schmierstoff Graphit eine Erhöhung des Wärmeüberganges von 1637 W/m²K auf 2190 W/m²K bestimmt werden. Ying et al. [128] erzielten eine Steigerung des Wärmeübergangskoeffizienten von 2667 W/m²K auf 2882 W/m²K unter Verwendung des wasserlöslichen Schmierstoffes FORGE EASE AL von Fuchs Lubricants. Diese Ergebnisse weisen unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Schmierstoffe (fest gegenüber flüssig) und Versuchsbedingungen eine Abweichung von 54 % beziehungsweise knapp 18 % auf.

Ohne die Verwendung von Schmierstoff resultiert der Wärmeübergang, wie bereits beschrieben, durch den Kontakt der Rauheitsspitzen des Werkzeugs mit dem Halbzeug. Zusätzlich findet ein Wärmeübergang durch Konvektion über die Rauheitstäler statt, welche Hohlräume zwischen den Rauheitsspitzen bilden, die mit Luft gefüllt sind [120]. Unter der Verwendung von Schmierstoff kann es je nach Zustand, Zusammensetzung und Viskosität zu einem Auffüllen der Rauheitstäler kommen, was dazu führt, dass statt Luft ein Fluid in den Hohlräumen vorliegt. Da der konvektive Wärmeübergang von Fluiden im Allgemeinen höher als der von Luft ist, kann dadurch ein höherer Wärmeübergang und auch eine höhere Abkühlgeschwindigkeit erzielt werden.

Ferner kann die bei der Legierung AA7075 im Vergleich zur 6000er-Legierung erhöhte Steigerung des Wärmeüberganges zwischen unbeölten und

beölten Werkzeugen auf die Temperaturabhängigkeit der Viskosität des Schmierstoffes zurückgeführt werden. Generell führt eine erhöhte Temperatur zu einer Viskositätsabnahme [158], was bedeutet, dass der Schmierstoff dünnflüssiger wird und sich folglich die Schichtdicke des Schmierfilms reduziert. Aufgrund der im Vergleich zur Legierung AA6111 geringeren Lösungsglüh-temperatur und der daraus resultierenden geringeren Einlege- und Prozesstemperatur erwärmt sich der Schmierstoff auf eine geringere Temperatur und nimmt folglich hinsichtlich der Viskosität nicht im gleichem Maß ab wie bei der Legierung AA6111. Je geringer die Temperatur des Schmierstoffes ist, desto langsamer die Erwärmung und desto höher der konvektive Wärmeübergang innerhalb der Rauheitstäler, was in Summe zu einem erhöhten Wärmeübergang führt.

Zur Untersuchung des Einflusses der durch Variation des Anpressdruckes und durch Verwendung von Schmierstoff erzielten Abkühlgeschwindigkeiten auf die mechanischen Eigenschaften werden im nachfolgenden Abschnitt die mechanischen Eigenschaften anhand von Zugversuchen charakterisiert.

6.1.3 Charakterisierung der resultierenden mechanischen Eigenschaften

Der Einfluss der durch das Abschrecken mit definierten Kontaktdrücken erzielten Abkühlgeschwindigkeiten auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften wird anhand von Sekundärproben ermittelt, welche den abgeschreckten Platinen nach Kalt- und Warmauslagerung entnommen werden. Die Kennwerte, welche für die Legierungen AA6111 und AA7075 nach Abschrecken ohne Beölung bestimmt wurden, können Bild 28 entnommen werden.

Die Fließgrenze und die Zugfestigkeit der Legierung AA6111 weisen keine signifikante Abhängigkeit von der Flächenpressung im Rahmen des Abschreckprozesses auf. Die Gleichmaßdehnung zeigt hingegen eine leicht abnehmende Tendenz mit zunehmendem Druck. Bei der geringsten Flächenpressung von 0,5 MPa liegt A_g bei $9,7 \% \pm 0,1 \%$ sowie bei 20 MPa bei $8,6 \% \pm 0,5 \%$. Die Zugfestigkeit und die Fließgrenze liegen im Mittel bei $353 \text{ MPa} \pm 1 \text{ MPa}$ und $317 \text{ MPa} \pm 1 \text{ MPa}$.

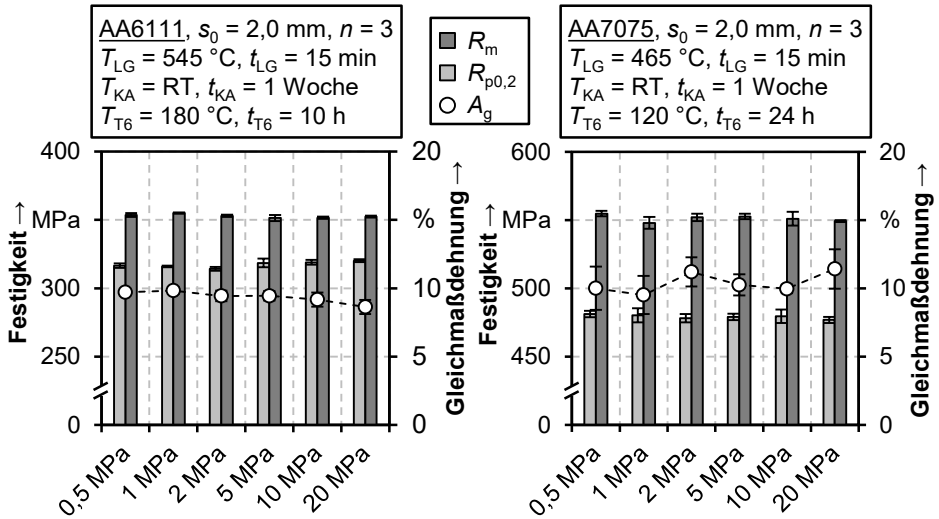


Bild 28: Mechanische Eigenschaften der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) nach Abschrecken mithilfe eines Abschreckwerkzeugs ohne Beölung und anschließender Warmauslagerung (T6)

Die Gleichmaßdehnung der Legierung AA7075 weist im Vergleich zur Legierung AA6111 eine höhere Schwankungsbreite auf und liegt im Mittel bei 10 %. Die Fließgrenze und die Zugfestigkeit zeigen unter Berücksichtigung der Standardabweichung analog zur Legierung AA6111 keine signifikante Abhängigkeit von der Flächenpressung. Beim geringsten Anpressdruck liegt $R_{p0,2}$ bei $481 \text{ MPa} \pm 2 \text{ MPa}$ und R_m bei $555 \text{ MPa} \pm 2 \text{ MPa}$. Bei Erhöhung der Flächenpressung auf 20 MPa liegen diese Werte bei $477 \text{ MPa} \pm 2 \text{ MPa}$ und $549 \pm 1 \text{ MPa}$.

Neben den resultierenden mechanischen Eigenschaften nach Abschrecken mit unbeöhlten Werkzeugoberflächen wird zusätzlich der Einfluss der Beölung auf die Kennwerte Fließgrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung untersucht und in Bild 29 veranschaulicht. Die mechanischen Kennwerte der Legierung AA6111 zeigen unter Berücksichtigung der Standardabweichung nahezu identische Kennwerte bei einem Abschrecken mit beöhlten und unbeöhlten Werkzeugen. Obwohl die Abschreckgeschwindigkeit bei Verwendung des Schmierstoffes Multidraw SHF 431 im Durchschnitt um 23 % erhöht ist, hat dies keinen signifikanten Einfluss auf die Fließgrenze, die Zugfestigkeit und die Gleichmaßdehnung.

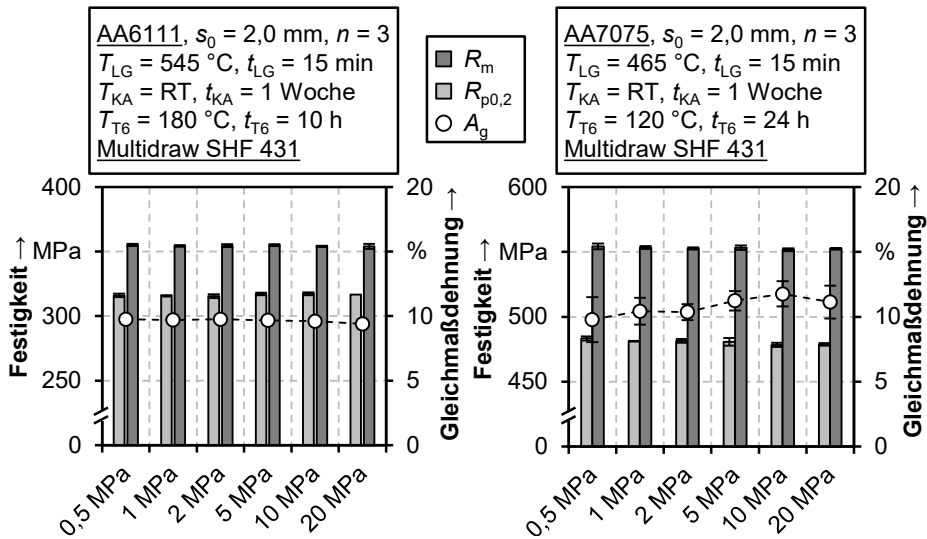


Bild 29: Mechanische Eigenschaften der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) nach Abschrecken mithilfe eines Abschreckwerkzeugs unter Verwendung des Schmierstoffes Multidraw SHF 431 (Zeller+Gmelin) und anschließender Warmauslagerung (T6)

Die Legierung AA7075 zeigt ebenfalls keine signifikante Änderung der mechanischen Eigenschaften bei Verwendung von beölte Werkzeugen, obwohl diese Legierung, wie in Abschnitt 5 erläutert wurde, eine höhere Abschrecksensitivität aufweist. Trotz Erhöhung der Abkühlrate bei Verwendung einer Beölung um beispielweise 35 % bei einer Flächenpressung von 0,5 MPa, ergibt sich kein signifikanter Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften.

Zur besseren Einordnung dieser Ergebnisse werden die mechanischen Eigenschaften, welche in Abschnitt 5.2 durch Verwendung von Luft und Wasser als Extrema hinsichtlich der erreichbaren Abkühlraten verwendet wurden, den im Rahmen dieses Abschnitts ermittelten mechanischen Eigenschaften nach Abschrecken der Platinen mithilfe beölter Werkzeuge in Bild 30 vergleichend gegenübergestellt. Allen Versuchsreihen wurde zur Sicherung der Vergleichbarkeit eine Kaltauslagerung von sieben Tagen sowie eine Warmauslagerung zur Erreichung des Zustands T6 zugrunde gelegt.

Dabei wird deutlich, dass die nach Abschrecken im Plattenwerkzeug erzielte Zugfestigkeit, Fließgrenze und Gleichmaßdehnung der Legierung AA6111 im Mittel unter der Berücksichtigung der Standardabweichung auf einem nahezu identischen Niveau im Vergleich zu den Ergebnissen nach Abschrecken in Wasser liegt. Die ermittelten mechanischen Eigenschaften

nach Abkühlen an Luft weisen, wie bereits in Abschnitt 5.2 beschrieben, geringere Festigkeiten bei einer gleichzeitig höheren Gleichmaßdehnung auf. Ein Vergleich der im Rahmen der Untersuchungen erreichten Abkühlraten zeigt, dass obwohl die Abkühlgeschwindigkeit, welche durch das Abschrecken mithilfe des beölten Werkzeugs mit $131 \text{ K/s} \pm 8 \text{ K/s}$ um etwa 71 % unterhalb der erzielten Abkühlrate durch Abschrecken in Wasser liegt, eine ausreichende Aushärtung im Rahmen der Warmauslagerung erzielt werden kann. Die kritische Abschreckgeschwindigkeit kann somit im Rahmen des späteren Umformprozesses erreicht werden, um hochfeste Bauteile aus der Legierung AA6111 herstellen zu können.

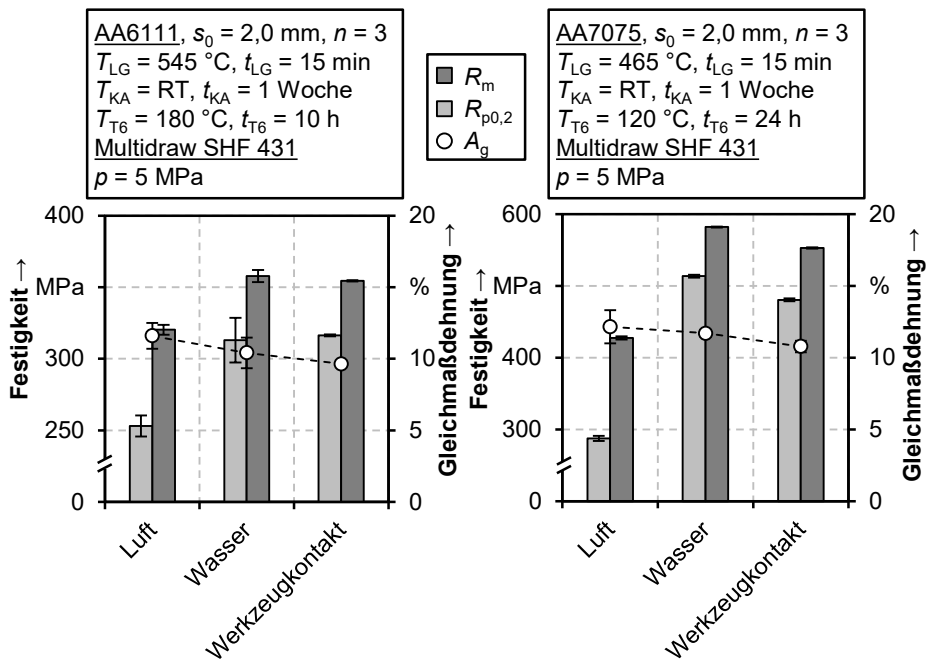


Bild 30: Vergleich der resultierenden mechanischen Eigenschaften der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) nach Abschrecken mit Luft und Wasser sowie mithilfe eines Abschreckwerkzeugs unter Verwendung des Schmierstoffes Multidraw SHF 431 (Zeller+Gmelin) und anschließender Warmauslagerung (T6)

Im Gegensatz dazu lässt sich beim Vergleich der Dehngrenze und der Zugfestigkeit des Werkstoffes AA7075 bei Verwendung des Abschreckwerkzeugs in Relation zu einem Abschrecken im Wasserbad ein signifikanter Unterschied erkennen. R_m und $R_{p0,2}$ liegen im Mittel um 5 % und um 6 % unterhalb den mit Wasser als Abschreckmedium erzielten Werten. Ein Vergleich der Abkühlraten verdeutlicht, dass die durch das Plattenwerkzeug erzielte Geschwindigkeit mit im Schnitt $95 \text{ K/s} \pm 7 \text{ K/s}$ um 68 %

unterhalb der durch Abschrecken in Wasser liegt. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung ergibt sich bei der Gleichmaßdehnung keine signifikante Abweichung bei Variation der Abkühlraten. Der Vergleich mit der Legierung AA6111 bestätigt die auch in der Literatur vorhandene These [13], dass bei der Legierung AA7075 eine Mindestabkühlgeschwindigkeit von 100 K/s vorliegen sollte, um eine maximale Ausscheidungshärtung im Rahmen der Warmauslagerung erzielen zu können. Da diese durch ein Abschrecken mit dem Werkzeug nicht ermöglicht wurde, wurden folglich verminderte Festigkeiten erreicht. Für den Realprozess bedeutet dies, dass bei Verwendung der Legierung AA7075 im Vergleich zur Legierung AA6111 eine geringere Prozessrobustheit aufgrund der stärker ausgeprägten Abschrecksensitivität vorliegt und bei der Prozessauslegung unbedingt beachtet werden sollte.

Der Vergleich der Gefügaufnahmen der mit Wasser und mithilfe des Abschreckwerkzeugs abgekühlten und ausgelagerten (T6) Legierungen bestätigt die Erkenntnisse aus dem Zugversuch sowie die Ergebnisse aus Kapitel 5, siehe Bild 31. Während analog zu den mechanischen Eigenschaften der Legierung AA6111 keine signifikanten Unterschiede in den Gefügaufnahmen in Abhängigkeit der Abkühlrate zu erkennen sind, zeigt sich bei der Legierung AA7075 ein deutlicher Unterschied hinsichtlich der Ausprägung der Korngrenzen. Beim Vergleich der Korngrenzen zwischen dem mit Wasser abgeschreckten Gefüge und dem mithilfe der werkzeugbedingten Abkühlung resultierenden Kornstruktur wird deutlich, dass die Korngrenzen stärker hervortreten. Dies ist darauf zurückzuführen, dass mit sinkender Abkühlrate die Anzahl der η -Ausscheidungen vorrangig an den Korngrenzen zunimmt [159]. In Kombination mit einer Warmauslagerung steigt mit abnehmender Abkühlrate das Risiko für grobe Ausscheidungen, welche während der Warmauslagerung stabil bleiben und zu noch größeren Ausscheidungen heranwachsen. Dies führt dazu, dass diese Anhäufungen von Ausscheidungen an den Korngrenzen vergrößern und somit mithilfe lichtmikroskopischer Methoden sichtbar werden.

Während in diesem Abschnitt vorrangig das thermische Werkstoffverhalten, basierend auf dem Werkstück-Werkzeug-Kontakt, untersucht wurde, soll im nachfolgenden Abschnitt der Fokus auf das in-situ Werkstoffverhalten während der Umformung gelegt werden. Ziel ist es, am Ende die thermischen und mechanischen Anteile im Rahmen einer simulativen Prozessanalyse zu verknüpfen, um darauf basierend einen kombinierten Umform- und Abschreckprozess für die Herstellung von Realbauteilen auszulegen.

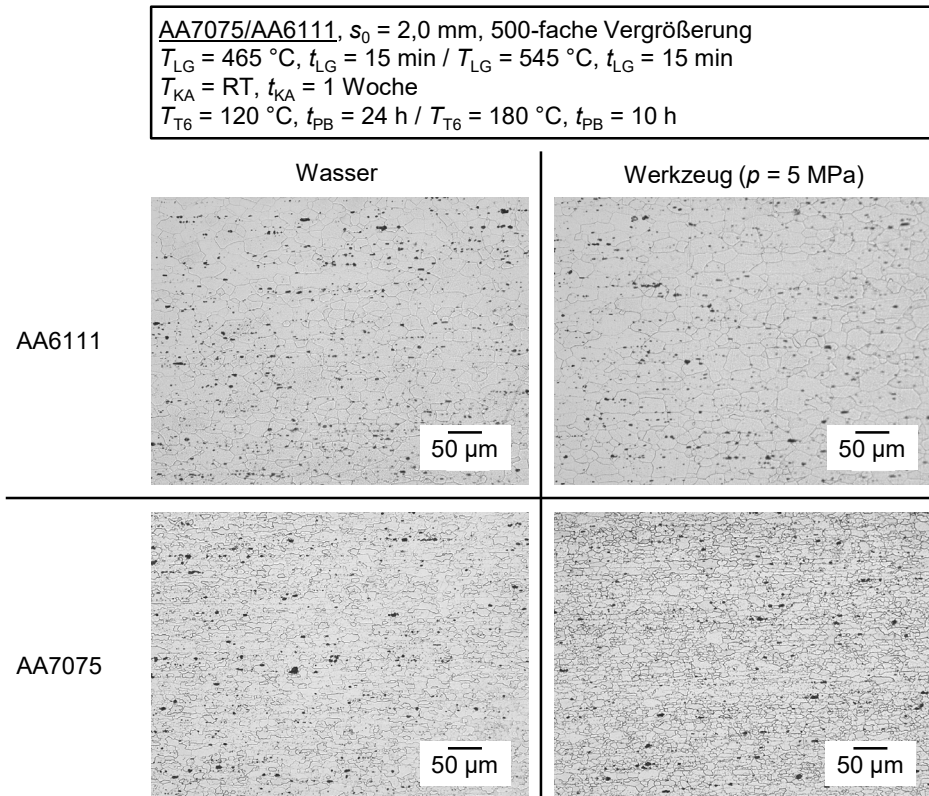


Bild 31: Vergleich der resultierenden Gefüge der Legierungen AA6111 und AA7075 nach Abschrecken mit Wasser sowie mithilfe eines Abschreckwerkzeugs unter Verwendung des Schmierstoffes Multidraw SHF 431 (Zeller+Gmelin) und anschließender Warmauslagerung (T6)

6.2 Charakterisierung und Modellierung des Fließverhaltens bei erhöhten Temperaturen

Die variierenden Kontaktbedingungen während des Abschreckumformens führen dazu, dass das Halbzeug lokal unterschiedlich schnell abkühlt und folglich die Umformung unter nicht-isothermen Bedingungen stattfindet. Für die Erarbeitung eines Prozessverständnisses und die spätere Prozessauslegung und -bewertung ist daher die Kenntnis bezüglich der mechanischen Eigenschaften des Halbzeugs bei den während der Umformung herrschenden Temperaturen von entscheidender Bedeutung. In diesem Abschnitt wird daher der Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten der Legierungen AA6111 und AA7075 mithilfe konduktiver Warmzugversuche

analysiert. Da mit erhöhter Temperatur meist auch eine Dehnratensensitivität der Werkstoffeigenschaften einhergeht, wird neben der Temperatur auch die Umformgeschwindigkeit variiert. Die Approximation und Extrapolation der experimentell ermittelten Fließkurven mithilfe geeigneter Modelle stellt schließlich die Grundlage für die Einbindung des temperatur- und dehnratenabhängigen Fließverhaltens in eine FE-Simulation für eine spätere Prozessauslegung dar.

6.2.1 Ermittlung des temperatur- und dehnratenabhängigen Werkstoffverhaltens im uniaxialen Zugversuch

Der Einfluss der Temperatur und der Dehnrate auf das Fließverhalten der Legierungen AA6111 und AA7075 wird anhand isothermer Warmzugversuche mithilfe eines thermomechanischen Simulators Typ Gleeble 3500 analysiert. Während bei konventionellen Warmzugversuchen ein Aufheizen auf Prüftemperatur mit anschließender isothermer Prüfung erfolgt, ist bei der Charakterisierung des Fließverhaltens im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses das vorgeschaltete Lösungsglühen, bestehend aus einer definierten Aufheiz- und Haltezeit, sowie die anschließende Abkühlung auf Prüftemperatur zu beachten, um den Prozess möglichst realitätsnah abzubilden und somit die Ergebnismenge zu maximieren. Die der Untersuchung zugrundeliegende Versuchsmethodik kann Bild 32 entnommen werden.

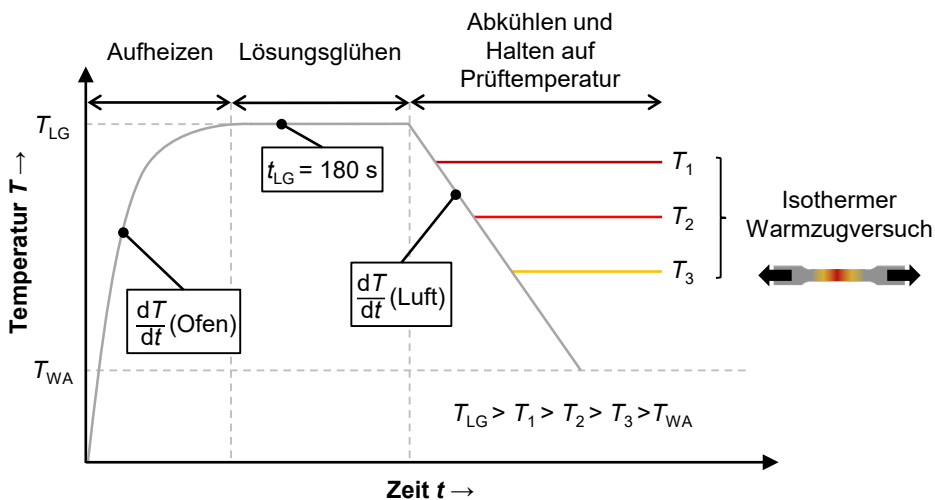


Bild 32: Versuchsmethodik für die Charakterisierung des Fließverhaltens mithilfe eines thermomechanischen Simulators Typ Gleeble 3500

Die thermomechanische Behandlung setzt sich im Detail aus der Erwärmung in Anlehnung an eine Aufheizung im Kammerofen, dem anschließenden Halten bei Lösungsglüh-temperatur sowie einer Abkühlung an Luft, gemäß dem Transfer vom Ofen in das Werkzeug, zusammen. Ausgehend von der Lösungsglüh-temperatur werden jeweils drei unterschiedliche Prüf-temperaturen und zwei Dehnraten für beide Legierungen untersucht. Das temperatur- und dehnratenabhängige Fließverhalten wird in Bild 33 anhand repräsentativer Kurven für den jeweiligen Werkstoff bei unterschiedlichen Prüf-temperaturen und Dehnraten dargestellt.

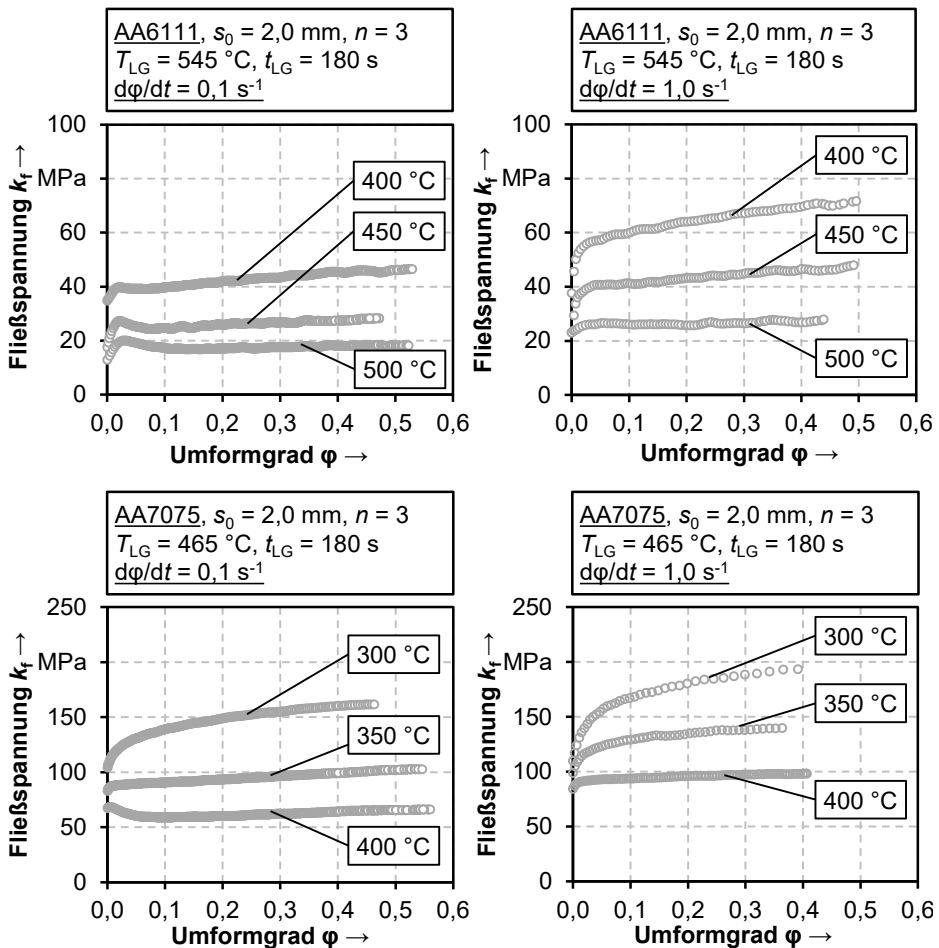


Bild 33: Warmfließkurven der Legierungen AA6111 (oben) und AA7075 (unten) bei unterschiedlichen Prüf-temperaturen und Dehnraten nach vorgeschaltetem Lösungsglühen

Zur Vermeidung einer vorzeitigen Ausscheidungsbildung werden Prüftemperaturen oberhalb der legierungsspezifischen Warmauslagerungstemperatur gewählt. Die Aufheiz- und Abkühlraten orientieren sich dabei an den in Abschnitt 5.1 erzielten Ergebnissen. Die Versuchsparameter werden in Tabelle 7 zusammengefasst. Eine detaillierte Analyse der ermittelten Fließkurven erfolgt zusätzlich anhand der umformtechnisch relevanten Kennwerte Fließbeginn k_f , Bruchdehnung A_{50^*} und Verfestigung beziehungsweise Verfestigungsexponent n_{Verf} . Für die statistische Absicherung der Ergebnisse werden die Kennwerte auf Basis von drei Wiederholversuchen ausgewertet.

Tabelle 7: Versuchsparameter für die Untersuchung des Fließverhaltens der Legierungen AA6111 und AA7075 im Rahmen von Warmzugversuchen

Werkstoff	T_{LG} in °C	t_{LG} in s	T_1 in °C	T_2 in °C	T_3 in °C	$d\varphi/dt$ in s^{-1}
AA6111	545	180	500	450	400	0,1; 1
AA7075	465		400	350	300	

Fließbeginn

Der Fließbeginn repräsentiert den Spannungswert, ab dem der Werkstoff eine bleibende Formänderung aufweist. Aufgrund der fehlenden ausgeprägten Dehngrenze beider Aluminiumlegierungen wird eine plastische Dehnung von 0,2 % als Fließbeginn definiert. Im Fall der Legierung AA6111 wird der Fließbeginn bei einer Dehnrates von 0,1 s^{-1} mit zunehmender Temperatur ausgehend vom Anlieferungszustand T_4^* von $R_{p0,2} = 144,2 \text{ MPa} \pm 0,3 \text{ MPa}$ um im Mittel 78 % (400 °C), 86 % (450 °C) und um 91 % (500 °C) reduziert. Eine Erhöhung der Dehnrates um den Faktor zehn führt mit zunehmender Temperatur zu einer Reduktion des Fließbeginns um 74 %, 82 % und 85 %. Weiterhin wird ersichtlich, dass die Differenz des Fließbeginns zwischen beiden untersuchten Dehnrates mit zunehmender Temperatur vergrößert wird. Während der Unterschied bei einer Prüftemperatur von 400 °C bezogen auf eine Dehnrates von 0,1 s^{-1} im Mittel bei 16 % liegt, steigt dieser bei 450 °C und 500 °C um 34 % und 69 %.

Der Werkstoff AA7075 weist ausgehend vom Anlieferungszustand F , eine Reduktion des Fließbeginns von $282,7 \text{ MPa} \pm 2,3 \text{ MPa}$ um durchschnittlich 63 % (300°C), 71 % (350°C) und 76 % (400°C) bei einer Dehnrates von 0,1 s^{-1} auf. Diese liegen bei einer Umformgeschwindigkeit von 1,0 s^{-1} bei im Mittel 61 %, 63 % und 70 %, bezogen auf die gleichen Prüftemperaturen.

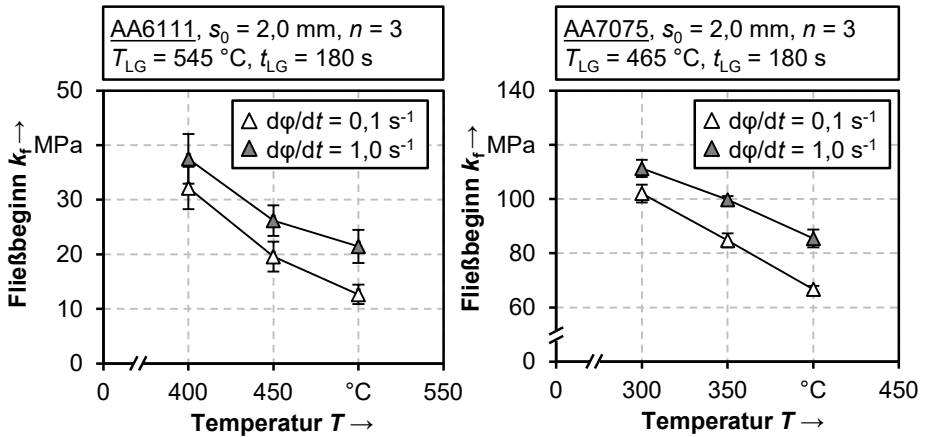


Bild 34: Fließbeginn k_f der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrage

Bruchdehnung

Neben dem Fließbeginn ist die Bruchdehnung ein wichtiger Kennwert für die Beurteilung des Umformvermögens eines Werkstoffes. Die Bruchdehnung A_{50^*} repräsentiert die bleibende Längenänderung der Probe nach dem Bruch, bezogen auf die Anfangsmesslänge. Aufgrund der Tatsache, dass in Folge der konduktiven Probenerwärmung ein Temperaturgradient entlang der Probenlängsachse resultiert und somit keine homogene Temperatur über die charakteristische Messlänge vorliegt, wird die Bruchdehnung als A_{50^*} bezeichnet.

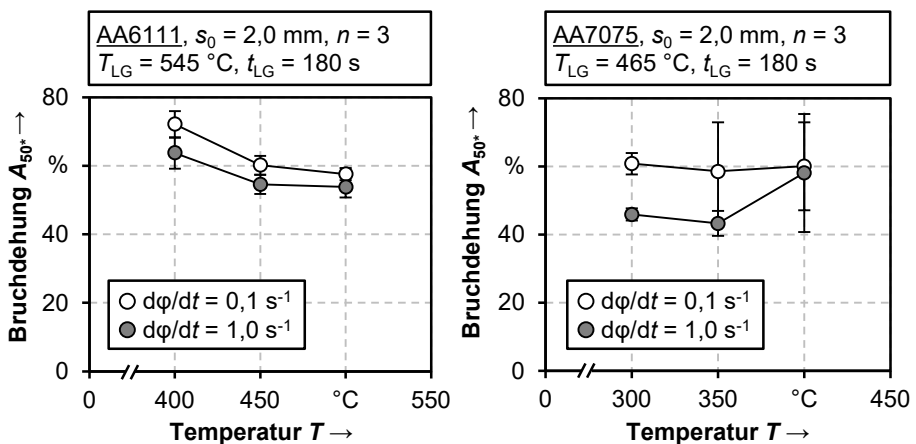


Bild 35: Bruchdehnung A_{50^*} der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrage

Die Legierung AA6111 weist bei einer Prüftemperatur von 400 °C und einer Dehnrates von 0,1 s⁻¹ eine mehr als dreifach höhere Bruchdehnung im Vergleich zum Anlieferungszustand (22,3 %) auf, welche im Mittel auf etwa 60 % beziffert werden kann. Mit zunehmender Temperatur wird die Bruchdehnung allerdings im Vergleich zur Prüfung bei 400 °C um etwa 14 % auf im Mittel 55 % reduziert. Eine Erhöhung der Prüftemperatur auf 500 °C führt zu keiner signifikanten Änderung der Bruchdehnung. Eine Steigerung der Dehnrates zeigt unter Berücksichtigung der Standardabweichungen bei allen untersuchten Prüftemperaturen keinen merklichen Einfluss auf das Dehnungsvermögen.

Bei der Legierung AA7075 kann die Bruchdehnung bei der geringsten Prüftemperatur von 300 °C im Vergleich zur Prüfung bei Raumtemperatur um das 11-fache (0,1 s⁻¹) und das 9-fache (1 s⁻¹) auf etwa 61 % und 46 % erhöht werden. Mit zunehmender Prüftemperatur lässt sich allerdings mit Beachtung der Streuung weder ein Einfluss der Temperatur noch der Dehnrates auf die erzielbare Bruchdehnung im untersuchten Bereich erkennen.

Zusammenfassend kann die Reduktion des Fließwiderstands und die Erhöhung der Bruchdehnung bei erhöhten Temperaturen auf zwei grundlegende Mechanismen zurückgeführt werden. Zum einen führt die Erhöhung der Prüftemperatur zu entfestigenden Vorgängen wie der dynamischen Erholung und bei Temperaturen oberhalb von 300 °C zu Rekristallisation. So kommt es beispielweise zu einer Abnahme der durch die Umformung erhöhten Versetzungsdichte durch thermisch aktivierte Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge. Zum anderen trägt zusätzlich zur erhöhten Prüftemperatur auch das vorgeschaltete Lösungsglühen zu einer weiteren Absenkung des Fließwiderstands durch die Auflösung von Ausscheidungen, welche als Hindernisse für die Versetzungsbewegungen dienen, bei [160]. Die Diffusion der aufgelösten Partikel in der Aluminiummatrix führt zu einer Abnahme des Fließwiderstands [161] sowie zu einer Reduktion des Auftretens von Hohlräumen entlang Sekundärphasen während der plastischen Deformation. Dies ermöglicht eine erhöhte Duktilität, repräsentiert durch eine gesteigerte Bruchdehnung und einen reduzierten Fließbeginn. Nach [162] und [163] resultiert ein Rückgang der Duktilität mit einer Verringerung der Dehnrates aufgrund des diffusionsgesteuerten Kornwachstums. Bei niedrigerer Umformgeschwindigkeit können die Körner im Vergleich zu einer höheren Dehnrates über einen längeren Zeitraum hinweg wachsen. Je größer oder länger die Körner, desto schwieriger findet beispielsweise das Korngrenzgleiten statt, was zu einer Verringerung der Duktilität

führt. Eine hohe Dehnrates hingegen erlaubt nur ein begrenztes Kornwachstum, je kleiner die Körner, desto einfacher Kornrotationen oder Korngrenzengleiten, was letztlich zu einer erhöhten Duktilität führt [164].

Verfestigung

Zusätzlich zum Fließbeginn und zu den erreichbaren Dehnungen ist auch die Verfestigung ein wichtiger Kennwert für die Blechumformung. Diese repräsentiert den Anstieg der Spannungen mit zunehmender Plastifizierung, was darauf zurückgeführt werden kann, dass sich die Versetzungen als Träger der plastischen Verformung an Gitterfehlern wie beispielsweise Korngrenzen aufstauen und deren Bewegung somit behindert wird [165]. Die Folge ist ein Anstieg der Spannung, welche notwendig ist, um eine weitere plastische Verformung herbeizuführen [165]. Die in Bild 33 dargestellten Fließkurvenverläufe lassen sich hinsichtlich ihres Verfestigungsverhaltens in drei Kategorien einteilen [166]:

- Anstieg der Spannungen mit zunehmenden Dehnungen
- Konstante Spannungen mit zunehmenden Dehnungen
- Reduktion der Spannungen nach Erreichen eines maximalen Spannungswertes

Ersteres entspricht dem Fließverhalten, wie es auch bei der Kaltumformung auftritt. Aufgrund der zunehmenden Anzahl an Versetzungen infolge der plastischen Verformung steigen der Kraftbedarf und somit die Spannungen in Bezug auf die aktuelle Querschnittsfläche bis zum Versagen. Dieses Fließverhalten kann vor allem bei den geringsten Prüftemperaturen bei beiden Werkstoffen verzeichnet werden. Bei 500 °C (AA6111) und 400 °C (AA7075) sowie der Dehnrates 1 s^{-1} tritt die zweite Kategorie auf, es entsteht ein Gleichgewicht zwischen dynamischer Erholung und Verfestigung, dadurch weist die Fließkurve einen nahezu konstanten Verlauf ohne Anzeichen von Verfestigung auf [166]. Speziell bei höheren Temperaturen in Kombination mit geringen Dehnrates kann der dritte Fall ermittelt werden. Nach Erreichen eines maximalen Spannungswertes fällt die Spannung mit zunehmender Dehnung ab. Dies kann dadurch begründet werden, dass aufgrund der hohen Temperatur und der geringen Umformgeschwindigkeit dynamische Rekristallisation den Hauptentfestigungsmechanismus darstellt [166] und dass Versetzungen auf Basis von Leerstellen Hindernisse umgehen können [113]. Die durch die Umformung induzierten Versetzungen führen zunächst zu einem Anstieg der Spannungen. Ab einem bestimmten Grenzwert liegen bedingt durch die Versetzungen ausreichend Keimstellen vor, welche die Rekristallisation begünstigen

[66]. Mit wachsender Korngröße und den folglich reduzierten Hindernissen fällt die Spannung zunächst wieder ab und pendelt sich mit zunehmender Umformung bei einem konstanten bis leicht steigenden Niveau ein. Ab diesem Zeitpunkt liegen die verfestigenden gegenüber den entfestigenden Mechanismen wieder im Gleichgewicht [167]. Da sowohl Erholungs- als auch Rekristallisationsvorgänge mit endlicher, von der Temperatur abhängiger Geschwindigkeit ablaufen, steigt die Zunahme der Versetzungsdichte pro Zeiteinheit bei höherer Umformgeschwindigkeit, was dazu führt, dass die verfestigenden Mechanismen gegenüber den entfestigenden Vorgängen dominieren [113]. Folglich werden die Spannungen und die Verfestigung mit steigender Dehnrates erhöht [113]. Um die Entwicklung des Verfestigungsexponenten in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrates zu verdeutlichen, wird dieser nach DIN EN ISO 10275 [168] auf Basis einer linearen Regression durch Doppellogarithmierung der Fließkurven zwischen 2 % und 20 % plastischer Dehnung ermittelt und in Bild 36 dargestellt.

Bei der Legierung AA6111 zeigt sich eine Abnahme des Verfestigungsexponenten mit zunehmender Umformtemperatur. Ausgehend von einer Dehnrates von $0,1 \text{ s}^{-1}$ und einer Umformtemperatur von $400 \text{ }^\circ\text{C}$ verringert sich der Exponent von $0,027 \pm 0,002$ auf $-0,009 \pm 0,005$ und auf $-0,095 \pm 0,009$ und nimmt somit für die Umformtemperaturen von $450 \text{ }^\circ\text{C}$ und $500 \text{ }^\circ\text{C}$ einen negativen Wert an. Ein negativer Verfestigungsexponent bedeutet, dass die Mechanismen der Entfestigung, wie beispielsweise dynamische Erholung und Rekristallisation, gegenüber den verfestigenden Effekten wie die Zunahme der Versetzungsdichte überwiegen. Eine Erhöhung der Umformgeschwindigkeit führt zu einem höheren Verfestigungsexponenten sowie zu einem nahezu linearen Abfall mit zunehmender Umformtemperatur von $0,067 \pm 0,002$ ($400 \text{ }^\circ\text{C}$) auf $0,035 \pm 0,002$ ($450 \text{ }^\circ\text{C}$) und $0,006 \pm 0,002$ ($500 \text{ }^\circ\text{C}$). Hierbei wird ersichtlich, dass die Legierung AA6111 bei einer höheren Dehnrates keinen negativen Verfestigungsexponenten aufweist und somit die verfestigenden Mechanismen den entfestigenden bei erhöhter Umformgeschwindigkeit überwiegen.

Der Verfestigungsexponent des Werkstoffes AA7075 liegt bei der Dehnrates $0,1 \text{ s}^{-1}$ und einer Prüftemperatur von $300 \text{ }^\circ\text{C}$ bei $0,086 \pm 0,006$ und wird mit einer Temperaturerhöhung um 50 K um 87% ($350 \text{ }^\circ\text{C}$) verringert. Bei einer Temperatur von $400 \text{ }^\circ\text{C}$ nimmt $n_{\text{Verf.}}$ einen negativen Wert von

$-0,035 \pm 0,001$ an. Bei einer zehnfachen Erhöhung der Dehnrates steigt der Verfestigungsexponent bei der geringsten Prüftemperatur um 30% auf

$0,112 \pm 0,002$. Mit höheren Prüftemperaturen sinkt der Verfestigungsexponent auf $0,060 \pm 0,002$ (350 °C) und $0,010 \pm 0,006$ (400 °C).

Bei der Kaltumformung steht ein hoher Verfestigungsexponent dafür, dass lokale Einschnürungen während der Umformung stabilisiert und folglich hohe Dehnungen erreicht werden können. Bei der Warmumformung hingegen führt statt der Verfestigung eine erhöhte Dehnratesensitivität der Fließspannung dazu, dass hohe Umformgrade erreicht werden können [169]. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass lokale Einschnürungen lokal höhere Dehnraten erzeugen, die bei einer positiven Dehnratenabhängigkeit des Werkstoffs den Fließwiderstand erhöhen und somit das Fließen in benachbarte Bereiche geringerer Fließspannungen verlagern, was letztlich zu einer größeren erreichbaren Gesamtdehnung führt [169].

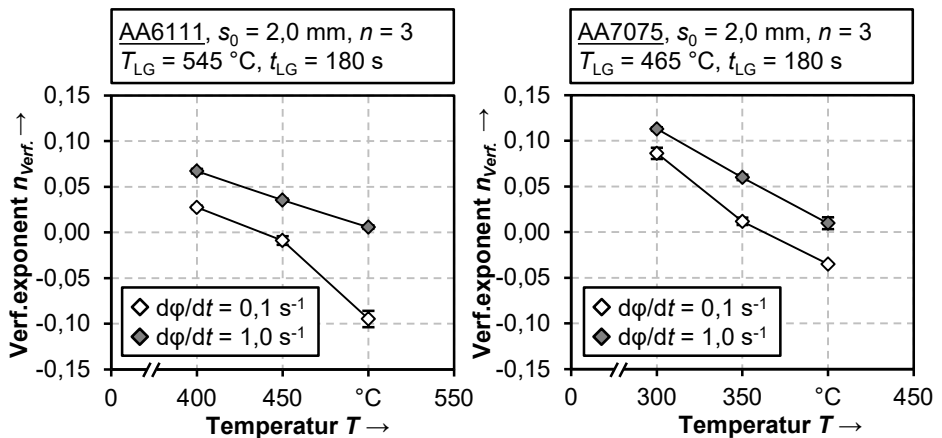


Bild 36: Verfestigungsexponent $n_{\text{Verf.}}$ der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit unterschiedlicher Prüftemperaturen und Dehnraten

Hua et al. [170] untersuchten das Warmumformverhalten der Legierung AA6111 mithilfe eines thermomechanischen Simulators Typ Gleeble 1500 ohne vorgeschaltetes Lösungsglügen und konnten für einen Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 350 °C bei Dehnraten zwischen $0,015\text{ s}^{-1}$ und $1,5\text{ s}^{-1}$ ebenfalls eine Reduktion der Fließspannung mit zunehmender Temperatur feststellen. Ferner lag die Bruchdehnung bei einer Prüftemperatur von 350 °C und den Dehnraten $0,15\text{ s}^{-1}$ und $1,5\text{ s}^{-1}$ bei circa 45 % und 40 % und somit um 38 % und 37 % unterhalb der im Rahmen der Untersuchungen ermittelten Bruchdehnungen bei 400 °C und einer Dehnrade von $0,1\text{ s}^{-1}$ und 1 s^{-1} . Der Verfestigungsexponent lag knapp unterhalb 0,04 und 0,05 bei den verschiedenen Dehnraten und der höchsten Prüftemperatur. Neben der um 50 K geringeren Prüftemperatur und der um jeweils $0,5\text{ s}^{-1}$

höheren Dehnraten können die Abweichungen zu den vorliegenden Ergebnissen vor allem auf das fehlende vorgeschaltete Lösungsglühen zurückgeführt werden. Das Halten bei Lösungsglüh-temperatur bewirkt eine Reduktion der Eigenspannungen und die Auflösung von Ausscheidungen, was zu einem homogenen Gefüge und folglich zu einer besseren Umformbarkeit führt, da weniger Hemmnisse für die Behinderung der Versetzungsbewegungen vorhanden sind und folglich die für die Umformung notwendigen Spannungen reduziert werden [131]. Mit zunehmender Lösungsglüh-dauer und weiterer Diffusion der Legierungselemente findet eine Vergrößerung, Verrundung, Umwandlung und Auflösung Ausscheidungen statt. Das Verrunden harter unlöslicher Partikel mit scharfen Kanten verbessert außerdem die Duktilität [162] und reduziert das Vorhandensein von Hohlräumen, welche als Initialstellen für die Rissbildung fungieren [163].

Ma et al. [164] untersuchten das Schädigungsverhalten der Legierung AA6111 bei Temperaturen zwischen 350 °C und 550 °C und Dehnraten zwischen $0,1 \text{ s}^{-1}$ und 10 s^{-1} ebenfalls mithilfe eines thermomechanischen Simulators (Gleeble 1500) und nutzten dabei ein vorgeschaltetes Lösungsglühen. Es konnten eine Reduktion der Spannungen mit zunehmender Umformtemperatur sowie geringere erreichbare Dehnungen mit sinkender Dehnraten ermittelt werden. Ferner lagen die erzielten maximalen Dehnungen auf einem vergleichbaren Niveau wie in der vorliegenden Untersuchung.

D'Amours und Ilinich [132] erforschten das Fließverhalten der Legierung AA7075 für die Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses mithilfe isothermer Zugversuche in einem Kammerofen. Bei einer Prüftemperatur von 400 °C und den Dehnraten $0,1 \text{ s}^{-1}$ und $1,0 \text{ s}^{-1}$ ergaben sich Abweichungen von ca. 4 MPa und 15 MPa hinsichtlich der Fließbeginne. Bei den erreichbaren Umformgraden konnten jedoch stets höhere Werte erreicht werden, was auf die unterschiedlichen Versuchsdurchführungen zurückgeführt werden kann. Zum einen wurden unterschiedlich große Probekörper verwendet und zum anderen wurde statt einer konduktiven Erwärmung eine Erwärmung des gesamten Versuchsaufbaus via Wärmestrahlung eingesetzt. Dies führt dazu, dass die Probe über die gesamte Länge eine homogene Temperatur aufweist und folglich der Werkstofffluss aus einem breiteren Bereich resultiert, was letztlich zu höheren erreichbaren Gesamtdehnungen führt.

Zheng et al. [171] untersuchten den Werkstoff AA7075 im Rahmen unterschiedlicher Prozessführungsstrategien hinsichtlich der erreichbaren Umformgrade und der finalen mechanischen Eigenschaften. Der Vergleich

zwischen einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess und einer Warmumformung ohne vorgeschaltetem Lösungsglügen zeigte, dass bei der Umformung unter Abschreckbedingungen höhere plastische Dehnungen erreicht werden, sofern die Lösungsglüh- und Umformtemperaturen unterhalb des Schmelzpunktes der niedrigschmelzenden Phasen liegen. Zusätzlich konnte auch hier festgestellt werden, dass eine erhöhte Duktilität mit abnehmender Dehnrates aufgrund diffusionsgesteuerter Prozesse auftritt. Beim Vergleich des ermittelten Fließbeginns bei 350 °C und 400 °C Prüftemperatur und einer Dehnrates von 1,0 s⁻¹ ergibt sich ein Unterschied von 24 % (350 °C) und 6 % (400 °C) bezogen auf den im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Fließbeginn bei identischen Temperaturen. Die Unterschiede können einerseits auf die unterschiedliche Probengeometrie sowie andererseits auf die leicht abweichende thermische Prozessführung zurückgeführt werden.

6.2.2 Modellierung des dehnraten- und temperaturabhängigen Fließverhaltens

Die experimentell ermittelten Stützstellen der Fließkurven dienen im Folgenden als Basis für den Aufbau eines Modells zur numerischen Abbildung des plastischen Werkstoffverhaltens im Rahmen der Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses. Dies erfordert jedoch zunächst die Approximation der Daten mithilfe geeigneter Konstitutivgleichungen. Um die im Rahmen des späteren Umformprozesses auftretenden hohen Formänderungen repräsentieren zu können, werden die Datenpunkte außerdem zu höheren Umformgraden hin extrapoliert. Da beide Aluminiumlegierungen ein ausgeprägtes temperatur- und dehnratenabhängiges Fließverhalten aufweisen, sind bekannte Verfestigungsgesetze aus dem Bereich der Kaltumformung, welche die Fließspannung als Funktion des Umformgrades darstellen, wie beispielsweise nach Swift [172], Gosh [173] oder Hockett-Sherby [174] nicht ausreichend oder müssen entsprechend modifiziert werden. Ziel dieses Abschnitts ist es daher, ein geeignetes Verfestigungsmodell für die Werkstoffe AA6111 und AA7075 zu identifizieren oder gegebenenfalls ein neues Modell zu erarbeiten, welches die Fließspannung neben dem Umformgrad auch in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrates beschreibt, siehe Gleichung (10).

$$k_f = f(\varphi, \dot{\varphi}, T) \quad (10)$$

Dabei kann bei der Beschreibung des Fließverhaltens zwischen empirischen (phänomenologischen), semi-empirischen und physikalisch-basier-

ten Modellen unterschieden werden [175]. Letztere können das Werkstoffverhalten aufgrund der Einbindung zugrundeliegender physikalischer Mechanismen sehr genau abbilden, benötigen hierfür jedoch eine große Zahl an Parametern, welche meist einen hohen experimentellen Versuchsaufwand bedingen [176]. Der Vorteil phänomenologischer Ansätze liegt darin, dass rein quantitative Werkstoffbeschreibungen anhand mathematischer Gleichungen auf die Durchführung experimenteller Versuche zurückgehen, was eine schnelle Rechenzeit bei der numerischen Auslegung ermöglicht. Die Bestimmung der Parameter basiert auf der Ermittlung von Zusammenhängen zwischen der Spannung und der Dehnung sowie der Dehnrates und der Temperatur [177]. Im Rahmen der vorliegenden Untersuchung wird das Modell nach Johnson-Cook [178] verwendet, welches sich bereits in [179] als geeignet für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens für die Warmumformung der Legierung AA7075 erwiesen hat.

Johnson-Cook-Modell

Im Jahr 1983 verwendeten Johnson und Cook [178] erstmals die nachfolgende Gleichung (11), um das Fließverhalten unterschiedlicher Werkstoffe bei verschiedenen Temperaturen und Dehnrates nachzubilden. Die Gleichung setzt sich aus drei Termen zusammen, wobei der erste Term das Fließverhalten einer gewählten Referenzfließkurve beschreibt. Als Referenz wird meist die niedrigste Temperatur und geringste experimentell untersuchte Dehnrates verwendet. Die beiden multiplikativ angehängten Terme beschreiben jeweils den Einfluss der Dehnrates sowie der Temperatur auf das Fließverhalten.

$$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (A + B \cdot \varphi^l) \cdot \left(1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_{Ref}}\right)\right) \cdot \left(1 - \left(\frac{T - T_{Ref}}{T_S - T_{Ref}}\right)^m\right) \quad (11)$$

Die Vorgehensweise bei der Identifikation der Parameter zur Beschreibung des Johnson-Cook-Modells kann der Methodik in Bild 37 entnommen werden. Grundlage für die Ermittlung der Parameter stellt die lineare Regression dar [66].

Ausgehend von der Referenzfließkurve und den Referenzbedingungen ($A = k_f$, $T = T_{Ref}$, $\dot{\varphi} = \dot{\varphi}_{Ref}$) ergeben die beiden hinteren Terme einen Wert von eins und entfallen somit. Für die Identifikation der Parameter B und n werden nach Subtraktion des Fließbeginns A und anschließendem Logarithmieren der Gleichung die Parameter anhand einer linearen Regression ermittelt. Die Bestimmung der temperatur- und dehnratesabhängigen Konstanten und Exponenten erfolgt separat anhand der ermittelten Fließkurven bei Erhöhung der Temperatur und der Dehnrates. Der Exponent l

entspricht der Steigung der Geraden und $\ln(B)$ dem Schnittpunkt mit der Ordinate. Nachfolgend wird die Dehnratenabhängigkeit und die dazugehörige Konstante C durch Dividieren des ersten Terms und erneutem Bilden einer Regressionsgerade ermittelt. Die Konstante C repräsentiert die Steigung dieser Geraden. Der Exponent m wird schließlich bei der Referenzdehnratenrate ermittelt, was dazu führt, dass der Term, der die Dehnratenabhängigkeit beschreibt, entfällt und ein erneutes Logarithmieren der Gleichung erfolgen kann. Auch hier wird m auf Basis der Steigung aus der linearen Regression ermittelt.

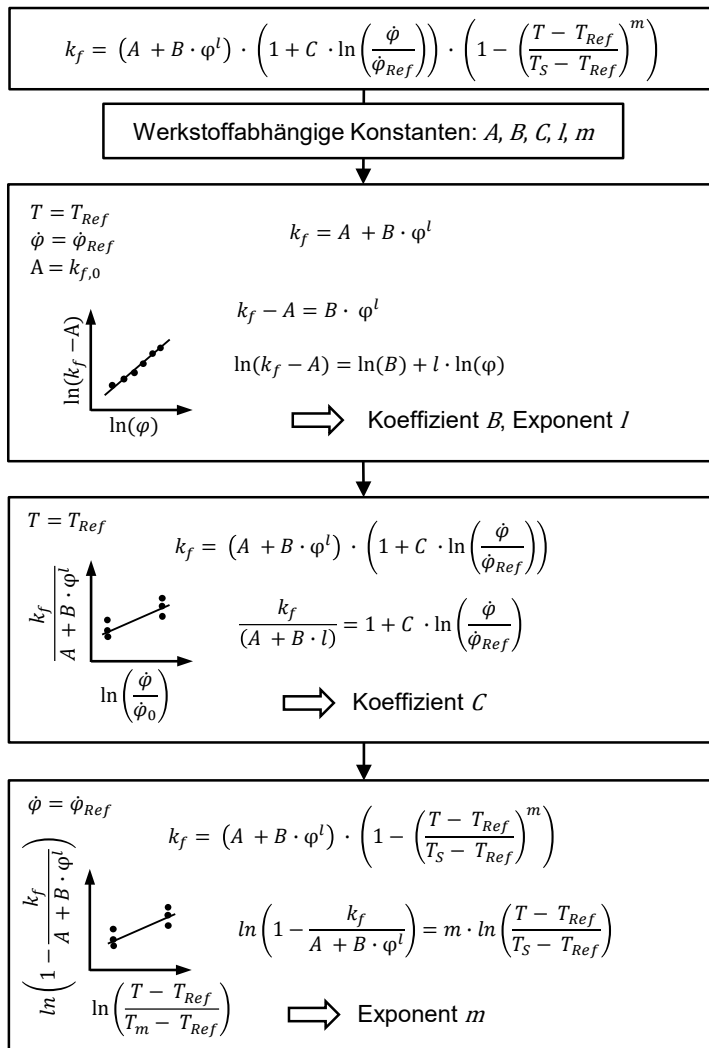


Bild 37: Methodik nach [180] zur Ermittlung der werkstoffabhängigen Parameter des Johnson-Cook-Modells

Die werkstoffabhängigen Parameter, welche sich auf Basis dieser Berechnungsmethodik ergeben, sowie der Vergleich der errechneten und der experimentellen Werte sind in Tabelle 8 und Bild 38 ersichtlich. Die einzelnen Berechnungsschritte können dem Anhang A entnommen werden.

Tabelle 8: Koeffizienten und Exponenten des temperatur- und dehnratenabhängigen Verfestigungsmodells nach Johnson-Cook für die Legierungen AA6111 und AA7075

Werkstoff	A in MPa	B	C	l	m
AA6111	34,8	16,6	0,4	0,5	0,6
AA7075	104,1	80,9	0,3	0,4	0,7

Der Vergleich der experimentell ermittelten Datenpunkte der Fließkurven mit den mithilfe des Johnson-Cook-Modells errechneten zeigt, dass sich für die Abbildung des Fließverhaltens der Legierung AA6111 bei der Referenzdehnrate eine hohe Übereinstimmung ergibt. Abgesehen von den Spannungsspitzen, welche im vorherigen Abschnitt als Anzeichen für dynamische Rekristallisation gedeutet wurden, liegen Modell und Experiment nahezu deckungsgleich übereinander. Mit Erhöhung der Dehnrate um den Faktor zehn lässt sich bei der Referenzdehnrate ebenfalls eine hohe Übereinstimmung erkennen. Mit zunehmender Temperatur wird hingegen die Abweichung zwischen den errechneten und experimentell ermittelten Datenpunkten zunehmend größer. Bei der Legierung AA7075 zeigt sich für die Referenz analog zur 6000er-Legierung eine sehr hohe Übereinstimmung. Mit Erhöhung der Prüftemperatur sowie der Dehnrate weichen die Datenpunkte jedoch immer weiter voneinander ab.

Zusammenfassend wird das Modell nach Johnson-Cook für die Approximation und Extrapolation der Fließkurven für die Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozess als ungeeignet beurteilt. Die hohen Abweichungen können dadurch begründet werden, dass die Einflüsse des Umformgrades, der Dehnrate und der Temperatur isoliert betrachtet werden, diese Einflussgrößen sich im Realprozess jedoch gegenseitig beeinflussen [179]. Nachfolgend wird daher ein modifiziertes Johnson-Cook-Modell aufgestellt, welches die Kopplung dieser Effekte berücksichtigt, um somit die Modellgüte zu erhöhen.

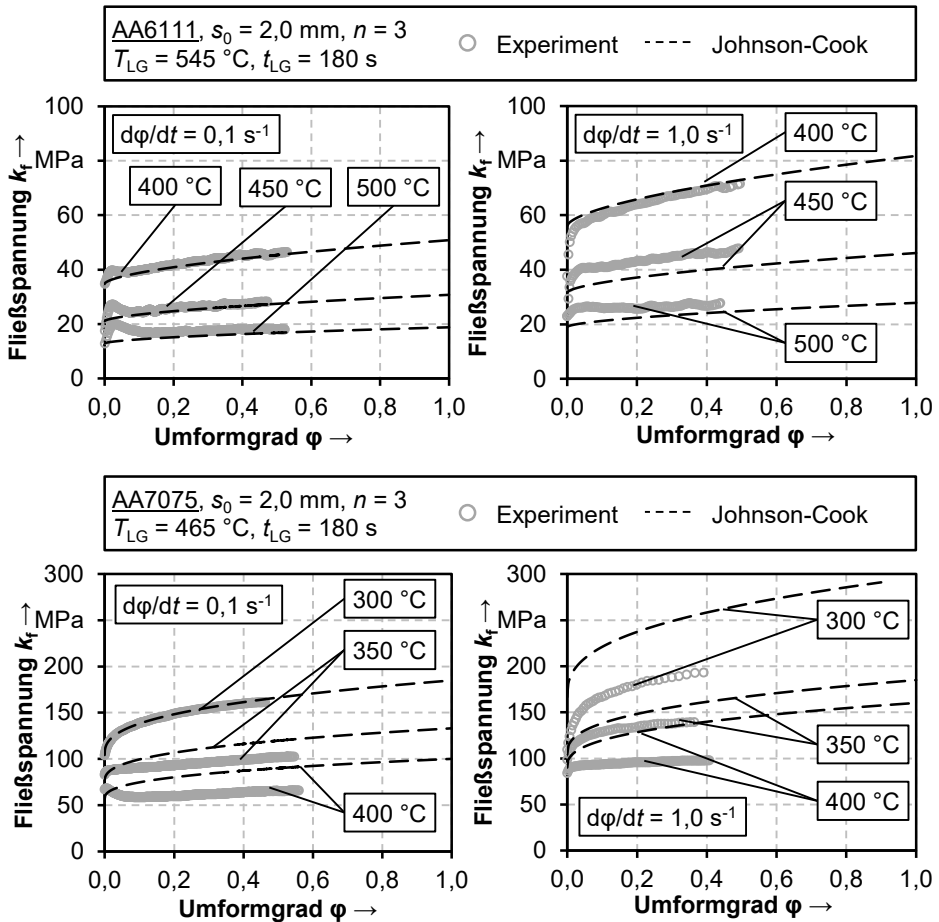


Bild 38: Gegenüberstellung der experimentell ermittelten Fließkurven der Legierungen AA6111 (oben) und AA7075 (unten) sowie die mithilfe des Johnson-Cook-Modells modellierten Kurven

Modifiziertes Johnson-Cook-Modell

Das neu entwickelte modifizierte Johnson-Cook-Modell setzt sich ebenfalls aus drei multiplikativ verknüpften Termen zusammen. Im Gegensatz zum konventionellen Modell wird zunächst die Gleichung, welche das Fließverhalten der Referenzfließkurve beschreibt, angepasst. Hierfür werden klassische Modelle für die Beschreibung des Fließverhaltens bei Raumtemperatur herangezogen. Schließlich wird aufgrund der geringsten Abweichung zu den experimentellen Stützstellen, auf Basis der Methode der kleinsten Fehlerquadrate, das Modell nach Ghosh [173] ausgewählt. Durch Verwendung des Modells nach Ghosh [173] kann die Abweichung des ersten Terms,

welcher das Fließverhalten unter Referenzbedingungen beschreibt, reduziert werden. Das Bestimmtheitsmaß R^2 kann im Vergleich zum konventionellen Modell für die Legierung AA6111 von 0,958 auf 0,970 und bei der Legierung AA7075 von 0,994 auf 0,999 erhöht werden. Lin et al. [180] sowie Trimble und O'Donnel [181] verwendeten für die Beschreibung einer hochfesten Stahllegierung und für die Modellierung der Legierung AA7075 ebenfalls ein modifiziertes Johnson-Cook Modell, allerdings unterscheidet sich der erste Term von dem im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Ansatz, da dieser mithilfe eines Polynoms zweiten Grades beschrieben wurde. Der zweite Term stellt identisch zum konventionellen Modell die Dehnratenabhängigkeit anhand der Variablen G dar. Die Kopplung der dehnraten- und temperaturbedingten Effekte und der daraus resultierende Einfluss auf das Fließverhalten wird nach [180] durch Einbinden der Dehnratenabhängigkeit in den letzten Term, welcher zusätzlich den Einfluss der Temperatur enthält, ermöglicht. Das resultierende modifizierte Johnson-Cook-Modell kann Gleichung (12) entnommen werden. Die Zusammenfassung der Methodik zur Identifikation der einzelnen Parameter wird in Bild 39 dargestellt. Die einzelnen Berechnungsschritte zur Ermittlung der Parameter können analog zum konventionellen Modell dem Anhang entnommen werden.

$$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = (D + E(F + \varphi)^r) \cdot \left(1 + G \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_{Ref}} \right) \right) \cdot \exp \left(\lambda_1 - \lambda_2 \ln \left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_{Ref}} \right) (T - T_{Ref}) \right) \quad (12)$$

Ausgehend von der Identifikation der Parameter D , E , F und r mithilfe der Methode der kleinsten Fehlersummenquadrate erfolgt die Bestimmung der weiteren Parameter analog zum konventionellen Modell auf Basis der linearen Regression. Bei Annahme der Referenztemperatur entfällt der dritte Term, was dazu führt, dass durch Division des ersten Terms und anschließendem Logarithmieren beider Seiten der Koeffizient G anhand der Regressionsgeraden bestimmt werden kann, welche die Ordinate beim Wert 1 schneidet. Für die Ermittlung der Koeffizienten λ_1 und λ_2 wird für eine erleichterte Berechnung unter Annahme der Referenzdehnraten die Hilfsvariable λ gebildet, um durch erneutes Logarithmieren auf Basis der Steigung der Regressionsgerade den Wert für λ in Abhängigkeit der unterschiedlichen Dehnraten $\dot{\varphi}_1$ und $\dot{\varphi}_2$ zu identifizieren. Die Berechnung der Koeffizienten λ_1 und λ_2 erfolgt anschließend durch Einsetzen der ermittelten Werte in die Geradengleichung.

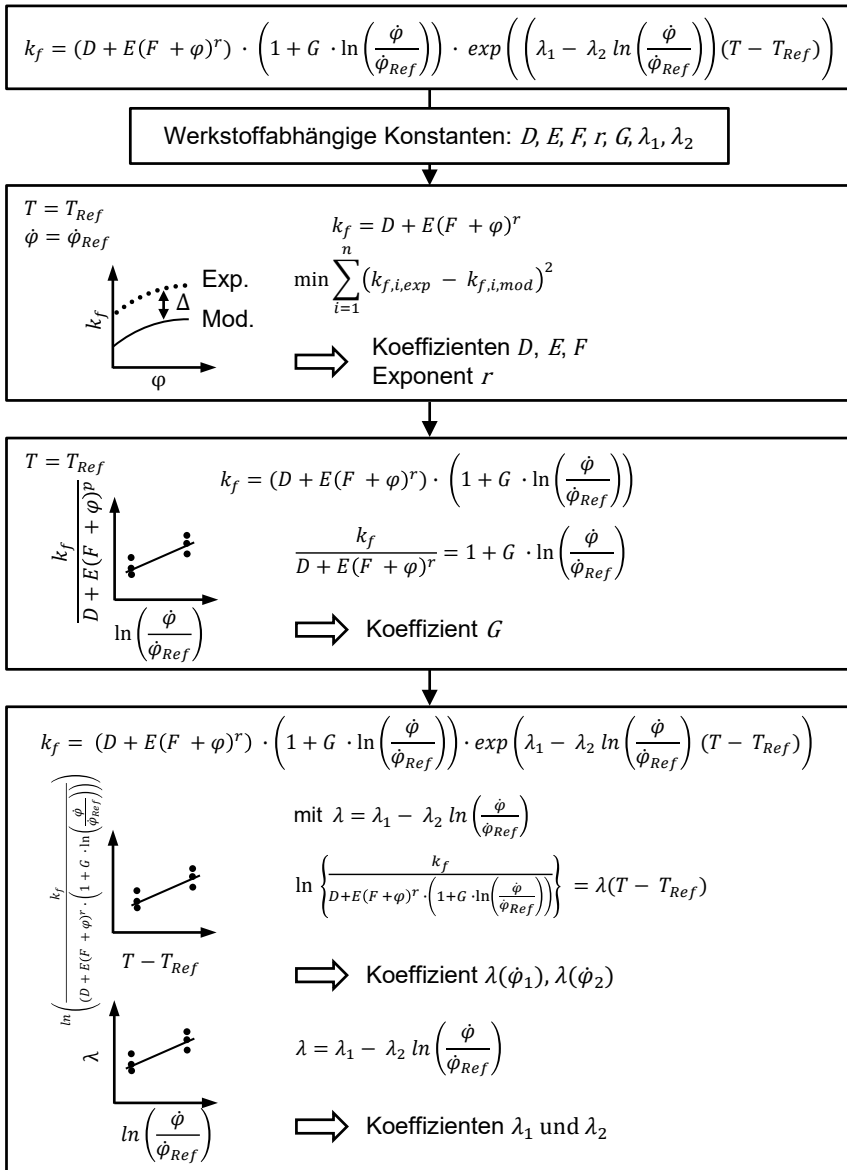


Bild 39: Methodik zur Ermittlung der werkstoffabhängigen Konstanten des modifizierten Johnson-Cook-Modells

Die auf Basis der vorgestellten Methodik identifizierten werkstoffabhängigen Parameter sowie die Gegenüberstellung der experimentell ermittelten Stützstellen mit den errechneten Modellen sind in Tabelle 9 und in Bild 40 zu sehen. Der Vergleich der modellierten und experimentell ermittelten Datenpunkte der Legierung AA6111 zeigt eine hohe Übereinstimmung bei

der Referenzdehnrate. Während beim Johnson-Cook-Modell mit gleichzeitiger Erhöhung der Dehnrate und der Temperatur hohe Abweichungen zwischen Experiment und errechneten Werten zu detektieren sind, kann nun eine hohe Übereinstimmung beider Werte verzeichnet werden. Auch bei der Legierung AA7075 zeigt sich eine deutliche Verbesserung der Übereinstimmung der Werte bei beiden Dehnraten und den geprüften Temperaturen. Die höchste Abweichung lässt sich bei beiden Werkstoffen vor allem bei hohen Prüftemperaturen in Kombination mit der langsamen Dehnrate erkennen. Aufgrund der mutmaßlich rekristallisationsbedingten Entfestigung entsteht ein Abfall der Fließkurven bei geringen plastischen Dehnungen. Aufgrund der Tatsache, dass in konventionellen FE-Programmen bei der Verwendung phänomenologisch-basierter Modelle eine Entfestigung mit zunehmender Dehnung nicht abgebildet werden kann, muss diese Abweichung in Kauf genommen werden, um stetig steigende Fließkurven als Eingangsdaten für die numerische Simulation zu erlangen.

Tabelle 9: Koeffizienten und Exponenten des modifizierten temperatur- und dehnratenabhängigen Verfestigungsmodells Johnson-Cook für die Legierungen AA6111 und AA7075

Werkstoff	D in MPa	E	F	G	r	λ_1	λ_2
AA6111	0,14	47,42	0,40	0,21	0,25	-0,009	0
AA7075	0,15	174,87	0,01	0,08	0,10	-0,008	0,001

Zumal der bisherige Vergleich zwischen den experimentell ermittelten und den errechneten Fließkurven rein auf Basis der optischen Beurteilung fußte, wird im Folgenden eine zusätzliche quantitative Beurteilung der beiden Modelle durchgeführt. Die Güte des Johnson-Cook-Modells sowie des modifizierten Modells wird anhand der Abweichungen zwischen den prognostizierten $k_{f,i,mod}$ und den experimentell ermittelten Werten $k_{f,i,exp}$ bewertet. Hierfür wird die Wurzel der mittleren Fehlerquadratsumme (Root Mean Square Error (*RMSE*)) verwendet. Die Berechnung des *RMSE* basiert auf der Quadratwurzel des durchschnittlichen Prognosefehlers bezogen auf die Gesamtanzahl n der Abweichungen [182] und wird gemäß Gleichung (13) ermittelt. Es gilt, je größer der *RMSE*, desto geringer die Prognosegüte des Modells [182]. In Bild 41 ist der jeweilige ermittelte *RMSE*-Wert für beide Legierungen sowie für beide Modelle dargestellt.

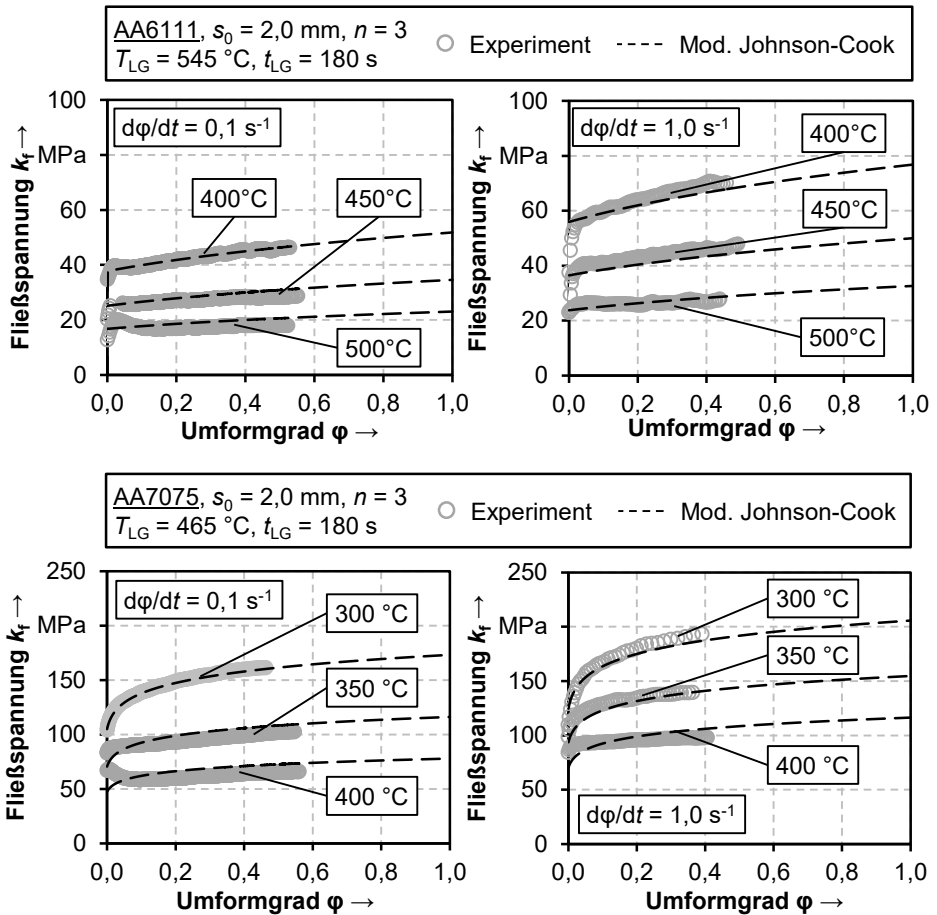


Bild 40: Gegenüberstellung der experimentell ermittelten Fließkurven der Legierungen AA6111 (oben) und AA7075 (unten) sowie die mithilfe des modifizierten Johnson-Cook-Modells modellierten Kurven

$$RMSE = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (k_{f,i,exp} - k_{f,i,mod})^2}{n}} \quad (13)$$

Der Vergleich der RMSE-Werte beider Modelle in Abhängigkeit der untersuchten Legierungen und Prüfparameter zeigt, dass die Abweichungen durch das modifizierte Johnson-Cook-Modell signifikant reduziert werden können. Für das Johnson-Cook-Modell liegt der mittlere RMSE-Wert der Legierung AA6111 bei $45,2 \pm 20,8 \text{ MPa}$ und bei AA7075 bei $227,7 \pm 157,9 \text{ MPa}$. Mithilfe des modifizierten Modells können diese Werte auf $10,0 \pm 7,7 \text{ MPa}$

und $38,6 \pm 34,6$ MPa reduziert werden, was einer Verbesserung der Prognosegüte von jeweils rund 80 % im Vergleich zum konventionellen Ansatz bedeutet.

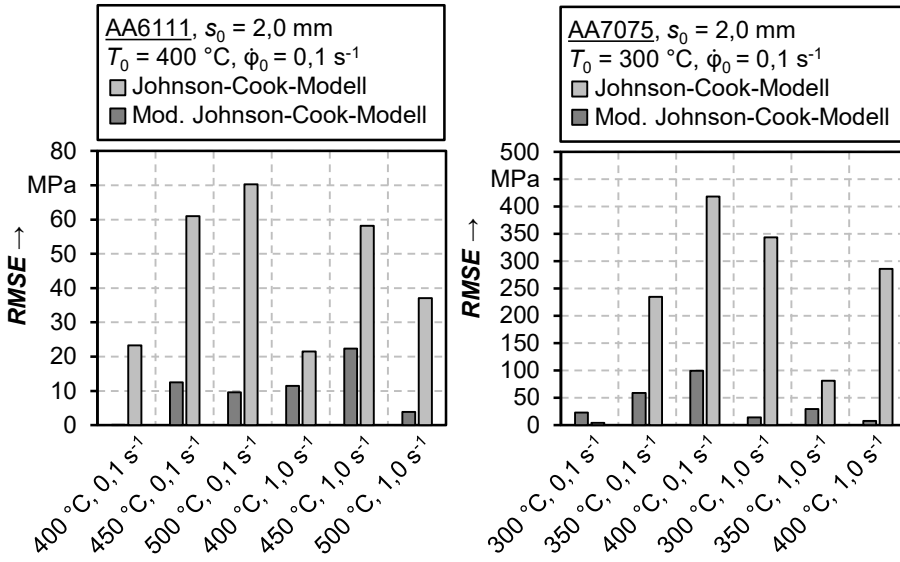


Bild 41: Vergleich der Abbildungsgenauigkeit zwischen den mithilfe der beiden Modelle errechneten und den experimentell ermittelten Spannungswerten anhand des RMSE-Wertes

Die im Rahmen dieses Kapitels identifizierte experimentelle Datenbasis hinsichtlich des kontaktabhängigen Wärmeübergangs sowie das modifizierte Johnson-Cook-Modell zur Abbildung des temperatur- und dehnratenabhängigen Fließverhaltens dienen im Folgenden als Grundlage für die numerische Prozessanalyse und dem Aufbau eines tieferen Prozessverständnisses.

7 Prozessanalyse und -bewertung anhand eines Demonstratorbauteils

Die Analyse und die Bewertung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses erfolgt anhand eines Demonstratorbauteils in Form eines Hutprofils. Die Bauteilgeometrie wurde gewählt, da diese zum einen dem späteren crashrelevanten Anwendungsfall wie beispielsweise einer Tunnelverstärkung [183] oder einer Crashbox [184] ähnelt und zum anderen eine einfache Entnahme von Sekundärproben für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften ermöglicht. Dies erlaubt die Analyse des Einflusses einer unter Abschreckbedingungen aufgebrauchten Vordehnung auf die Auslagerungsfähigkeit der untersuchten Werkstoffe. Um die Wechselwirkungen zwischen der Umformung, den erzielbaren Abkühlraten und den daraus resultierenden Eigenschaften zu identifizieren, wird ein kombinierter experimentell-numerischer Ansatz verfolgt. Zunächst wird anhand der bereits gewonnenen Datenbasis hinsichtlich Wärmeübergang und Fließverhalten ein numerisches Modell aufgebaut und validiert sowie darauf basierend der Prozess bezüglich der im Bauteil herrschenden Temperaturen, Spannungen und Dehnungen analysiert. Anschließend werden Realbauteile umgeformt und verschiedenen Warmauslagerungskonfigurationen unterzogen, um die lokal erzielbaren mechanischen Eigenschaften unter industrienahen Bedingungen zu ermitteln. Die Gegenüberstellung der experimentell ermittelten Kennwerte mit den Erkenntnissen aus der numerischen Prozessanalyse ermöglicht die Korrelation von Ursache-Wirkzusammenhängen und somit den Aufbau eines tieferen Prozessverständnisses. Anhand eines Vergleichs der Ergebnisse mit Verfahren der Kaltumformung wird letztlich das Prozessverständnis erweitert und das Potential eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses bewertet. Die Bewertungskriterien stellen dabei die erzielbaren mechanischen Eigenschaften, die Maßhaltigkeit und die Ressourceneffizienz dar.

7.1 Numerische Prozesssimulation und -analyse

Die numerische Prozessanalyse dient der Identifikation der während des Umformprozesses vorherrschenden Temperaturen sowie Spannungs- und Dehnungsverteilungen. Diese fungiert in Kombination mit den später durchgeführten Realversuchen zum Aufbau eines tieferen Prozessverständnisses hinsichtlich der resultierenden mechanischen Eigenschaften und deren Rückführung auf beispielsweise den im Prozess erzielbaren lokal

unterschiedlichen Abkühlraten oder der lokalen Plastifizierung des Werkstoffes während der Umformung.

7.1.1 Simulationsaufbau und -validierung

Die numerische Abbildung der Herstellung des Demonstrators erfolgt auf Basis einer thermo-mechanisch gekoppelten Simulation mithilfe der FE-Software LS-Dyna [185]. Der Aufbau des Simulationsmodells entspricht der Geometrie des realen Werkzeugs und besteht aus einem Stempel, einer Matrize, einem Niederhalter sowie einem Gegenhalter. Zusätzlich werden im realen Prozess Distanzplatten verwendet, um ein vorzeitiges Abkühlen der Umformzone bedingt durch eine temperaturbedingte Verfestigung des Werkstoffes zu vermeiden. Diese werden im Rahmen der Simulation anhand einer Distanzierung zwischen Matrize und Niederhalter von 2,5 mm abgebildet. Bei einer Blechstärke von 2,0 mm ergibt sich somit ein Luftspalt von 0,5 mm. Der Simulationsaufbau kann Bild 42 entnommen werden.

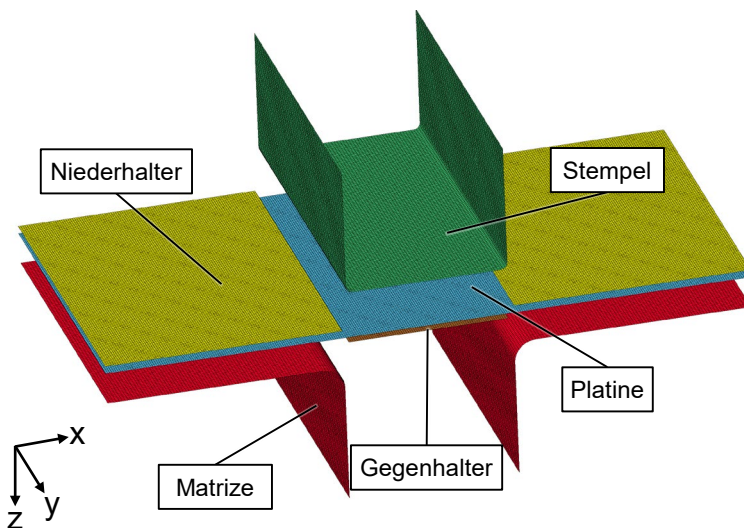


Bild 42: Simulationsaufbau zur Abbildung der Umformung eines Hutprofils in Explosionsansicht

Die Platine und die Werkzeuge werden durch die Verwendung sogenannter thermisch dicker Schalen modelliert, welche es ermöglichen, den Temperaturverlauf über die Blechdicke abzubilden und gleichzeitig aufgrund der Schalenformulierung eine effiziente Berechnungsdauer gewährleisten. Als Elementgröße wird die hälftige Blechdicke (1 mm) für beide Legierungen verwendet. Die Integration erfolgt über Belytschko-Tsay-Elemente mit

acht Integrationspunkten. Unter Verwendung des Fließkurvenmodells, welches im vorangehenden Kapitel erarbeitet wurde, erfolgt der Aufbau der Materialkarte. Um die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit beider Werkstoffe zu berücksichtigen, wird das elastisch-viskoplastische Materialmodell `*MAT_ELASTIC_VISCOPLASTIC_THERMAL` (Typ 106) in Verbindung mit mehrdimensionalen Tabellen für die Verknüpfung der Fließspannungen und Umformgrade mit den jeweiligen Temperaturen und Dehnraten verwendet. Während Aluminiumwerkstoffe bei Raumtemperatur meist ein anisotropes Werkstoffverhalten aufweisen, kann der Werkstoff nach Lösungsglühen als annähernd isotrop angenommen werden [131]. Demnach wird für die Beschreibung des Fließorts das Modell nach v. Mises verwendet. Für die numerische Abbildung des kontaktabhängigen Abkühlverhaltens wird mithilfe der Kontaktbedingung `*CONTACT_FORMING_ONE_WAY_SURFACE_TO_SURFACE_THERMAL_FRICTION` der experimentell ermittelte Wärmeübergang aus Kapitel 6 in Abhängigkeit des Anpressdruckes in tabellarischer Form eingebunden. Die Definition der Abstände, ab wann Kontakt zwischen Halbzeug und Werkzeug vorliegt, wird anhand der Werte $L_{\min} = 0,05$ mm und $L_{\max} = 2,0$ mm festgelegt. Dabei gilt, bei Abständen größer L_{\max} liegt kein Kontakt und somit keine Wärmeübertragung vor. Zwischen L_{\min} und L_{\max} herrscht Wärmeübergang durch Wärmestrahlung und Konduktion. Erst bei Abständen kleiner L_{\min} greift der druckabhängige Wärmeübergangskoeffizient [186]. Die Reibzahl wurde in Anlehnung an Literaturwerte gemäß [187] auf einen Wert von 0,2 festgelegt. Die Werkzeuge werden als starre Schalen modelliert, wobei deren Temperatur 25 °C beträgt und über den Prozess hinweg als konstant angenommen wird. Dementsprechend wird der Kontakt in der Simulation als thermisch einseitig formuliert, da die experimentell ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten ebenfalls unter dieser Annahme identifiziert wurden. Die Berechnung des Modells erfolgt mithilfe des Solvers R9.1 durch Kombination impliziter und expliziter Berechnungsschritte für die Lösung der thermischen und mechanischen Gleichungen. Der Analysetyp wird daher als transient und das Problem als nicht-linear klassifiziert.

Die Validierung der Prozessmodelle erfolgt durch einen Abgleich des numerischen Modells mit Realbauteilen, welche im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses hergestellt wurden. Dabei werden die mechanischen und thermischen Anteile separat validiert. Der mechanische Anteil wird anhand der gemessenen Blechdicke, der thermische durch einen Abgleich der in unterschiedlichen Bauteilbereichen aufgenommenen Temperaturverläufe während der Umformung überprüft.

Mechanische Validierung

Die mechanische Validierung erfolgt durch einen Abgleich der Blechdickenverteilung der real hergestellten und simulativ berechneten Bauteile. Zur quantitativen Ermittlung der Abweichungen wird gemäß Bild 43 ein Bauteilbeschnitt entlang der Mittelebene durchgeführt und die Blechstärke in Abhängigkeit der abgewickelten Länge ab Bodenmitte für beide Aluminiumlegierungen aufgetragen, siehe Bild 44.

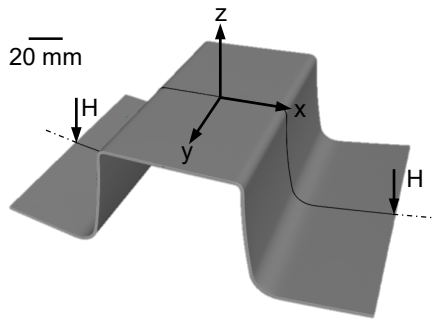


Bild 43: Ermittlung der Blechstärke im Schnitt $H-H$, beginnend in der Bauteilmitte ($x=0$)

Der Blechdickenvergleich der Legierung AA6111 zeigt, dass im Bodenbereich eine Diskrepanz zwischen der Nennblechdicke und der tatsächlich gemessenen Blechstärke von im Mittel 0,9 % vorhanden ist. Diese Abweichung ist auf die lokale Blechdickenabweichung des Halbzeugs bedingt durch den Herstellungsprozess beim Halbzeuglieferanten zurückzuführen. Da in der Simulation mit einer Nennblechdicke von 2,0 mm gerechnet wurde, kommt es hier zu einer Überschätzung der Blechstärke. Am Punkt der höchsten Ausdünnung, welche am Stempelradius auftritt, kommt es zu einer Blechdickenreduktion von etwa 5 % im Realbauteil und 7 % in der Simulation. Dies entspricht einer Abweichung von 1,4 %. Im Zargenbereich ergibt sich bei den Realbauteilen eine mittlere Blechdickenreduktion von 3,7 %, diese beläuft sich in der Simulation auf 2,1 %. Bei der Legierung AA7075 zeigt sich im Bodenbereich eine hohe Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation, die reale Blechdicke entspricht der Herstellerangabe. Die Abweichung lässt sich dabei auf im Mittel 0,24 % beziffern. Am Stempelradius liegt die Ausdünnung im Modell bei 4,3 % und im Realbauteil bei 4,1 %, was bezogen auf den Realprozess eine Gesamtabweichung von knapp 5 % bedeutet. Die mittlere Ausdünnung im Zargenbereich beträgt 2,3 % (Simulation) und 3 % (Realprozess).

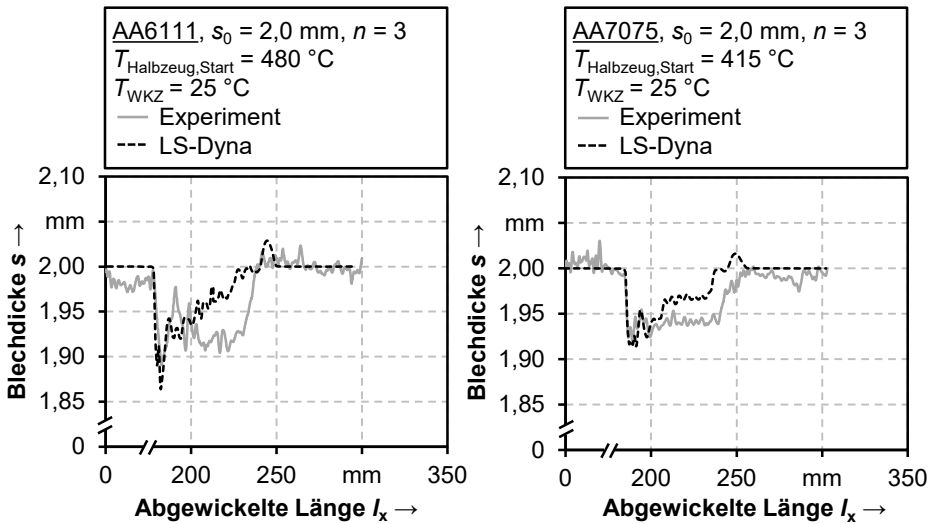


Bild 44: Vergleich der anhand von Realbauteilen gemessenen und der simulativ ermittelten Blechstärken der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts)

Die Lokalisierung der Blechausdünnung im Radien- und Zargenbereich kann im Allgemeinen darauf zurückgeführt werden, dass aufgrund der biegedominierten Umformung primär am Stempelradius eine Umformung stattfindet und der Flanschbereich inkrementell über den Matrizenbereich gezogen wird und die Zarge ausformt, was zu einer lokalen Plastifizierung und Ausdünnung führt. Während der Zargenbereich bei den Realbauteilen nahezu gleichmäßig ausdünnung, kann bei der Simulation eine Abnahme der Ausdünnung in der Zarge ausgehend vom Bodenbereich bei beiden Legierungen identifiziert werden. Dies kann auf die kontaktbedingte Abkühlung des Werkstoffes mit fortschreitender Prozesszeit zurückgeführt werden. Bedingt durch das temperaturabhängige Fließverhalten kommt es, wie in Kapitel 6 beschrieben, zu einer Zunahme der Spannungen und der Verfestigung mit niedrigeren Temperaturen. Da der Zargenbereich ausgehend vom Stempelbereich und durch Kontakt mit dem Matrizenradius nach und nach stärker auskühlt, steigt der Widerstand gegen plastische Verformung, folglich geht die Blechausdünnung zurück. Aufgrund der Tatsache, dass dies lediglich im numerischen Modell auftritt, kann dies auf eine Diskrepanz hinsichtlich des thermischen Berechnungsanteils und dem Realprozess zurückgeführt werden. Ein weiterer Erklärungsansatz ist das tribologische Verhalten sowie die Reibzahl, welche auf Basis von Literaturwerten angenommen wurde. Aufgrund der starken Adhäsionsneigung des erwärmten Aluminiums kommt es im Realprozess schnell zu Aufschweißungen am Werkzeug, welche wiederum zu starkem abrasiven Verschleiß an

den Bauteilen führen kann. Dies kann folglich einen Einfluss auf die Genauigkeit des Messsystems (ATOS) haben. Ein weiterer Faktor, der berücksichtigt werden sollte, ist die Schmierstoffmenge. Aufgrund der manuellen Beölung des Werkzeugs kann es zu einer Schwankung der lokalen Schmierstoffmenge kommen, was sich beispielsweise bei einer zu geringen Beölung ebenfalls auf eine lokal verstärkte Ausdünnung des Werkstoffes auswirken kann.

Die abweichende Ausprägung der Blechausdünnung beider Legierungen kann auf die unterschiedlichen Prozesstemperaturen zurückgeführt werden, welche durch die verschiedenen Lösungsglühtemperaturen vorgegeben werden. Aufgrund der höheren Umformtemperaturen der Legierung AA6111 im Vergleich zur Legierung AA7075 liegen geringere Fließspannungen und eine geringere Verfestigung vor. Dadurch sinkt der Widerstand gegenüber plastischer Verformung und der Werkstoff plastifiziert lokal stärker und dünnt folglich auch vermehrt aus. Gleichzeitig steigt mit zunehmender Temperatur die Adhäsionsneigung des Aluminiums auf der Werkzeugoberfläche, was zu verstärktem Werkzeugverschleiß und ebenfalls zu einer Beeinflussung des Ausmaßes der lokalen Blechausdünnung führt.

Thermische Validierung

Neben der mechanischen Validierung ist für die Analyse eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses auch die Validierung des thermischen Berechnungsanteils von hoher Bedeutung, da die lokal vorherrschende Temperatur einen direkten Einfluss auf das Fließverhalten hat, siehe Kapitel 6. Für die thermische Validierung werden die im Rahmen der Umformung durch in die Blechdicke eingebrachte Thermolemente im Boden- und Flanschbereich aufgezeichneten Temperaturverläufe anhand einer repräsentativen Kurve den simulativ ermittelten Daten gegenübergestellt, siehe Bild 45.

Dabei fällt auf, dass sich bei beiden Legierungen der Verlauf der Abkühlkurven in Abhängigkeit des Bauteilortes stark unterscheidet. Dies kann auf die lokal unterschiedlichen Kontaktbedingungen während der Umformung zurückgeführt werden. Während im Bodenbereich ein beidseitig vollflächiger Kontakt zwischen Stempel und Gegenhalter herrscht, befindet sich der Flanschbereich aufgrund der Distanzierung von 2,5 mm lose zwischen Niederhalter und Matrize ohne direkten metallischen Kontakt. Die Wärmeübertragung resultiert hier vorrangig aufgrund von Wärmestrahlung sowie durch den Kontakt zum Schmierstoff.

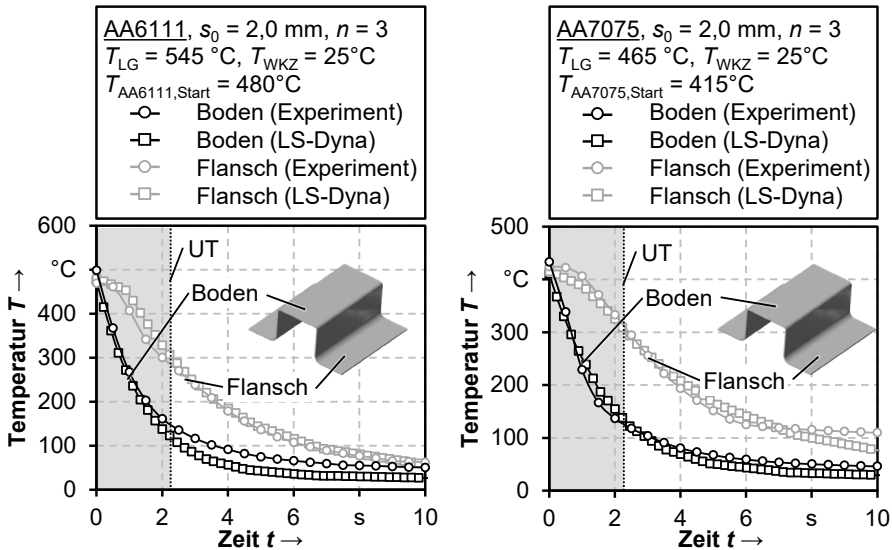


Bild 45: Abgleich der Temperatur-Zeit-Verläufe zwischen den im Umformprozess experimentell ermittelten und den mithilfe der thermomechanischen Simulation errechneten Daten der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts)

Bei der Legierung AA6111 zeigt sich im Flanschbereich eine hohe Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation, wobei eine maximale Abweichung am Ende der Umformung von 9 % zu verzeichnen ist. Nach Erreichen von UT beträgt die höchste Abweichung 2 %. Der Temperaturverlauf im Bodenbereich wird durch die Simulation unterschätzt, wobei während der Umformung eine maximale Abweichung von 15 % festgestellt werden kann. Die höchste Gesamtabweichung liegt während des Haltens des Bauteils im geschlossenen Gesenk vor. Diese beträgt maximal 39 %. Bezogen auf die Legierung AA7075 lässt sich beim Vergleich der experimentell und simulativ ermittelten Datenpunkte ebenfalls eine hohe Übereinstimmung erkennen. Die höchste ermittelte Abweichung während der Umformung beträgt im Bodenbereich 16 %. Während dem Halten im geschlossenen Gesenk ergibt sich analog zur Legierung AA6111 eine stetige Abweichung zwischen Simulation und Experiment. Diese liegt bei knapp 27 %. Im Flanschbereich lässt sich zu Beginn der Umformung eine Diskrepanz von 5 % verzeichnen. Während des Abkühlens im geschlossenen Gesenk ergibt sich gegen Ende der Haltezeit eine maximale Differenz von 30 %.

Die Unterschiede zwischen den experimentell ermittelten und simulativ berechneten Ergebnissen können primär darauf zurückgeführt werden, dass im Simulationsmodell ein thermisch einseitiger Kontakt verwendet

wurde. Dies bedeutet, dass die Erwärmung des Werkzeugs während des Prozesses nicht berücksichtigt wird und die Werkzeugtemperatur als konstant angenommen wird. Aufgrund der vergleichsweise hohen Masse und der damit assoziierten hohen Wärmekapazität des Werkzeugs in Relation zum Werkstück führt diese Annahme während der Umformung zu nur geringen Abweichungen, da die Wärme in das Werkzeug abfließen kann, ohne eine merkliche Erwärmung zu verursachen. Mit Fortschreiten des Prozesses und durch das Halten des Werkstückes im geschlossenen Gesenk kommt es im Realprozess jedoch zu einer Werkzeugerwärmung, was somit mit zunehmender Prozesszeit zu einer stetig steigenden Abweichung der Temperatur zwischen Experiment und Simulation führt. Weitere Prozesseinflussgrößen stellen der manuelle Werkstücktransfer zwischen Ofen und Werkzeug dar, welcher in einer unterschiedlich hohen Einlegetemperatur resultieren kann, sowie die lokal variierende Schmierstoffmenge aufgrund der manuellen Werkzeugbeölung, welche ebenfalls einen Einfluss auf den Wärmeübergang und die im Werkstück resultierende Temperatur haben kann.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass trotz der vereinfachten Annahmen, welche der Simulation zugrundegelegt wurden, eine hohe Übereinstimmung zwischen dem numerischen Modell und dem Realprozess in mechanischer und thermischer Hinsicht erzielt werden konnte. Gerade in Bezug auf eine qualitative Identifikation von Wirkzusammenhängen kann die Simulation daher als belastbares Werkzeug für die nachfolgende Prozessanalyse herangezogen werden.

7.1.2 Prozessanalyse

Basierend auf dem validierten Simulationsmodell wird im Folgenden eine Analyse hinsichtlich der im Prozess auftretenden Temperaturen sowie der vorherrschenden Spannungen und Dehnungen im Bauteil durchgeführt. Die Erkenntnisse dienen dem Aufbau eines tieferen Prozessverständnisses und als Grundlage für die spätere Ergebnisinterpretation hinsichtlich der im Realprozess erzielbaren Eigenschaften der Bauteile.

Temperaturverteilung

Die lokal variierenden Kontaktbedingungen während der Umformung und dem Abkühlen führen zur Einstellung von Temperaturgradienten im Bauteil. Um neben dem Temperatur-Zeitverlauf aus dem Boden- und Flanschbereich, welcher für die Validierung herangezogen wurde, auch die Tem-

peraturverteilung im Bauteil in unterschiedlichen Prozessstadien zu untersuchen, werden die simulativ ermittelten Temperaturen beider Legierungen nach Ende der Umformung (UT) sowie nach Ende der Haltezeit im geschlossenen Gesenk veranschaulicht, siehe Bild 46.

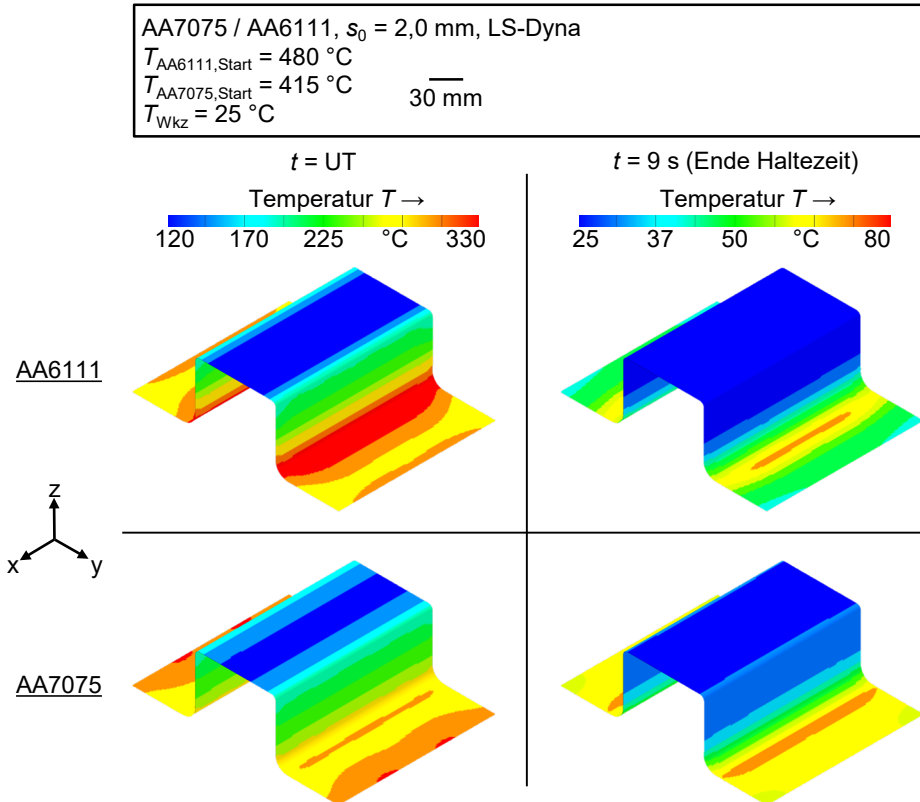


Bild 46: Simulativ ermittelte Temperaturverteilung im Bauteil der Legierungen AA6111 (oben) und AA7075 (unten) nach Ende der Umformung (links) sowie nach einer Haltezeit von neun Sekunden im geschlossenen Werkzeug (rechts)

Nach Erreichen von UT liegt die maximale Temperatur der Legierung AA6111 bei $329 \text{ }^\circ\text{C}$ im Radius zwischen Flansch und Zarge vor. Die minimale Temperatur lässt sich auf $123 \text{ }^\circ\text{C}$ im mittleren Bodenbereich beziffern. Dies entspricht einem Temperaturgradienten von knapp 206 K im Bauteil. Bei der Legierung AA7075 beträgt die maximale Temperatur $310 \text{ }^\circ\text{C}$ im Rand des Flanschbereichs und die minimale Temperatur $138 \text{ }^\circ\text{C}$ im Bodenbereich, analog zur Legierung AA6111. Der Gradient liegt bei 172 K . Nach einer Haltezeit von neun Sekunden im geschlossenen Gesenk ergibt sich eine maximale Temperatur der Legierung AA6111 von $70 \text{ }^\circ\text{C}$ und befindet sich im

Flanschbereich am Radiusauslauf zwischen Flansch und Zarge. Die minimale Temperatur beträgt 26 °C im Bodenbereich. Bei der Legierung AA7075 liegt die höchste Temperatur im Flanschbereich bei 71 °C und die geringste Temperatur im Bodenbereich bei 28 °C. Der Gradient lässt sich bei beiden Legierungen auf etwa 50 K beziffern.

Generell kann die unterschiedliche Temperaturverteilung in den verschiedenen Bauteilbereichen auf die lokal vorherrschenden Kontaktbedingungen zurückgeführt werden. Ab Beginn der Umformung befindet sich der Bodenbereich der Platine zwischen Stempel und Gegenhalter und kühlt deshalb in diesem Bereich aufgrund des beidseitigen Kontakts am schnellsten ab. Die unterschiedlichen Abkühlraten beider Legierungen im Bodenbereich können auf die über den Kontakt definierten Wärmeübergangskoeffizienten zurückgeführt werden. Aufgrund des erhöhten Wärmeübergangskoeffizienten der Legierung AA6111 findet die Abkühlung in diesem Bereich im Vergleich zum Werkstoff AA7075 schneller statt. Der Flanschbereich hingegen befindet sich bedingt durch die Distanzierung lose zwischen Matrize und Niederhalter. Aufgrund des zu Beginn aufgebrauchten Moments bei Einzug der Platine in die Matrize hat lediglich der äußere Platinenrand Kontakt zum Niederhalter, wo die Abkühlung durch Konduktion erfolgt. Der restliche Flanschbereich kühlt weitestgehend durch Wärmestrahlung und Konvektion durch Kontakt mit dem Schmierstoff ab. Ferner zeigt sich, dass der Zargenbereich, welcher der Umformzone entspricht, sukzessive durch den Kontakt mit dem Matrizenradius abkühlt. Somit stellt sich ausgehend vom Bodenbereich ein Temperaturgradient in Richtung des Flanschs entlang der Zarge ein. Dabei liegt die mittlere Abkühlrate der Zarge zwischen der Abkühlrate des Bodens und des Flansches.

Bedingt durch die lokal variierenden Temperaturen ergibt sich aufgrund des temperatursensitiven Werkstoffverhaltens, wie in Kapitel 7 beschrieben, auch ein lokal unterschiedliches Fließ- und Verfestigungsverhalten, was sich in unterschiedlichen resultierenden Bauteilspannungen niederschlägt. Um diesem Effekt Rechnung zu tragen, wird im Folgenden die Spannungsverteilung der Hutprofile analysiert.

Spannungsverteilung

Die Spannungsverteilung nach v. Mises, welche sich bei beiden Legierungen nach Erreichen von UT in den Bauteilen einstellt, kann Bild 47 entnommen werden. Dabei zeigen sich bei den Legierungen AA6111 und AA7075 bei Erreichen von UT maximale Spannungswerte von 65 MPa und 176 MPa. Die höchsten Spannungen ergeben sich jeweils in den Radienbereichen zwischen Flansch und Zarge (Matrizenradius) sowie Boden und

Zarge (Stempelradius), da hier der Werkstoff lokal um den jeweiligen Radius gebogen wird. In den Zonen um die Radien herum stellen sich ebenfalls höhere Spannungen ein. Dahingegen erweisen sich der äußere Flansch- und der Bodenbereich als nahezu spannungsfrei, was darauf zurückzuführen ist, dass diese Zonen nicht an der Umformung beteiligt sind und daher keiner mechanischen Beanspruchung unterliegen.

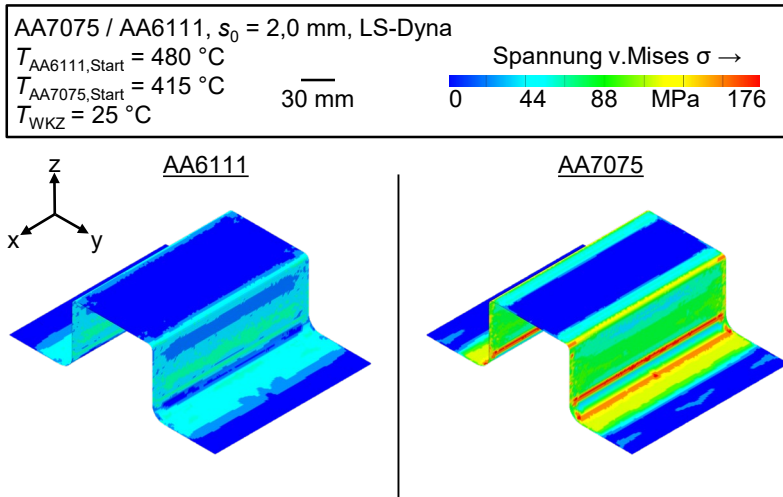


Bild 47: Simulativ ermittelte Spannungsverteilung (v. Mises) der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) nach Erreichen des unteren Totpunktes (UT)

Die unterschiedlichen Spannungsniveaus, welche in Abhängigkeit der Legierung resultieren, können aus den ungleich hohen Lösungsglühtemperaturen und den daraus hervorgehenden Einlegetemperaturen abgeleitet werden. Folglich ergeben sich variierende Umformtemperaturen bei beiden Legierungen, welche mit einem jeweils unterschiedlich hohen Spannungsniveau und Fließ- beziehungsweise Verfestigungsverhalten assoziiert werden, siehe Kapitel 7. Aufgrund der höheren Temperaturen im Bauteil der Legierung AA6111 liegen folglich geringere Spannungen als bei der Legierung AA7075 vor. Der Einfluss der Spannungen während der Umformung auf die resultierenden Dehnungen wird im Folgenden untersucht, um die Umformzone im Bauteil zu identifizieren und das Ausmaß der Plastifizierung benennen zu können.

Dehnungsverteilung

Die Auswertung der plastischen Dehnungen, welche sich aufgrund der Beanspruchung durch die Umformung einstellen, zeigt, dass die Umformung primär im Zargenbereich stattfindet, siehe Bild 48. Die maximale plastische

Dehnung der Legierung AA6111 beträgt 55 % im Radius zwischen Stempel und Zarge. Im Mittel beträgt die Dehnung im Zargenbereich $21 \% \pm 3,6 \%$. Bei der Legierung AA7075 liegt die maximale plastische Dehnung im Radiusbereich bei 47 %. Die gemittelte plastische Dehnung, welche sich im Zargenbereich ergibt, beläuft sich auf $20,5 \% \pm 3,4 \%$. Demnach weisen beide Legierungen im Zargenbereich eine homogene und nahezu identische plastische Dehnung von im Mittel 21 % auf.

Im Allgemeinen liegt bei der Herstellung eines Hutprofils ein biegedominierter Spannungszustand mit überlagerten Zugspannungen vor. Dies bedeutet, dass die beim Biegen typischen Biegespannungen durch eine Zugspannung überlagert werden. Die Formänderungen, welche beim Biegen entstehen, beruhen auf einer Dehnung der unter Zugbelastung stehenden äußeren Werkstoffschicht sowie der unter Druckbelastung stehenden inneren Schicht, welche dadurch verkürzt beziehungsweise gestaucht wird [188]. Somit kann die Dehnungslokalisierung im Zargenbereich darauf zurückgeführt werden, dass durch die Stempelbewegung in z-Richtung der Werkstoff aus dem Flanschbereich sukzessive um den Matrizenradius gebogen wird und der sich dabei ausbildende Zargenbereich durch eine dem Biegen überlagerte Zugspannung zusätzlich abgestreckt wird. Das Ausmaß der lokalen Plastifizierung ist vor allem für eine Vergleichbarkeit der beiden Legierungen wichtig und zur Ermittlung des Einflusses einer plastischen Vordehnung auf die späteren mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Auslagerungsstrategie.

Zur Identifikation des Einflusses der lokal herrschenden Temperaturen, Spannungen und Dehnungen auf die mechanischen Eigenschaften und das Auslagerungsverhalten werden im Folgenden Hutprofile im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses hergestellt und unterschiedlichen Warmauslagerungskonfigurationen unterzogen. Anschließend erfolgt eine Analyse der mechanischen Eigenschaften anhand von Sekundärproben. Während der Boden- und Flanschbereich lediglich einer unterschiedlich schnellen kontaktbedingten Abkühlung unterliegen, kann zusätzlich der Einfluss einer unter Abschreckbedingungen eingebrachten Vordehnung im Zargenbereich untersucht werden.

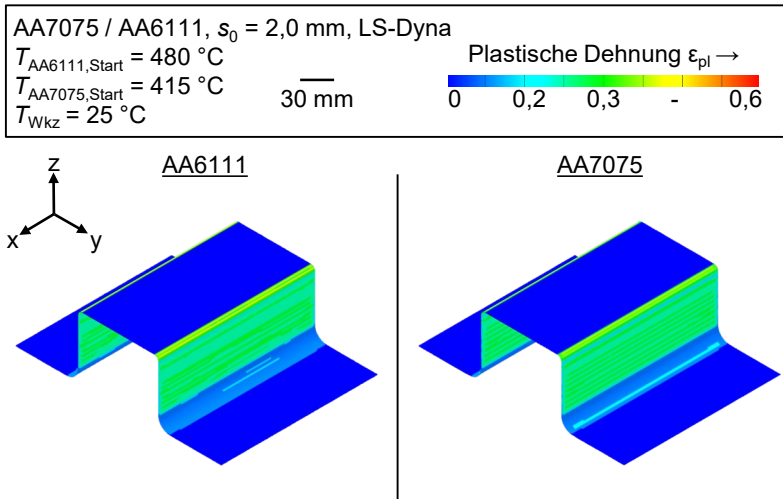


Bild 48: Simulativ ermittelte Dehnungsverteilung der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) nach Erreichen des unteren Totpunktes (UT)

7.2 Mechanische Eigenschaften ausgelagerter Realbauteile

Die Erzielung einer hohen Festigkeit und Duktilität, sowie die Homogenität dieser Eigenschaften im Bauteil sind gerade bei der Herstellung sicherheits- und crashrelevanter Bauteile von hoher Relevanz. Zur Evaluierung der lokalen Bauteileigenschaften nach Kalt- und Warmauslagerung erfolgt eine Entnahme von Sekundärproben in Form von Zugproben aus dem Boden, Zargen- und Flanschbereich der Hutprofile gemäß Bild 49. Ziel ist es, den Einfluss der im Prozess erreichbaren Abkühlbedingungen und den daraus resultierenden Abkühlraten, sowie auch erstmals den Einfluss der Umformung unter Abschreckbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit unterschiedlicher Auslagerungsstrategien zu untersuchen. Während in den vorangegangenen Kapiteln abstrakte (Kapitel 5) und prozessnahe Abkühlgeschwindigkeiten (Kapitel 6) untersucht wurden, soll nun vor allem die Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf einen realen Umformprozess analysiert werden.

Im Detail werden der Einfluss der Kaltauslagerung, der Wärmebehandlung in Anlehnung an die kathodische Tauchlackierung sowie die Warmaushärtung zur Erzielung des Zustands T6 auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Weiterhin wird die Kombination aus vorheriger Auslagerung in den Zustand T6 und nachgeschalteter Lackeinbrennung berücksichtigt. Da der Paint Bake einen obligatorischen Prozessschritt bei

der Karosserieherstellung darstellt, soll dadurch der Effekt der Lackeinbrennung auf ein bereits ausgelagertes Bauteil analysiert werden. Bei der Legierung AA6111 wird zusätzlich der in Kapitel 5 thematisierte Schritt des Stabilisierungsglühens berücksichtigt, um eine Festigkeitssteigerung durch die kathodische Tauchlackierung hervorzurufen. Auf Basis der Zugversuche werden im Speziellen die Zugfestigkeit R_m und die Gleichmaßdehnung A_g herangezogen, um die mechanischen Eigenschaften nach Auslagerung zu bewerten, siehe Bild 50 und Bild 51.

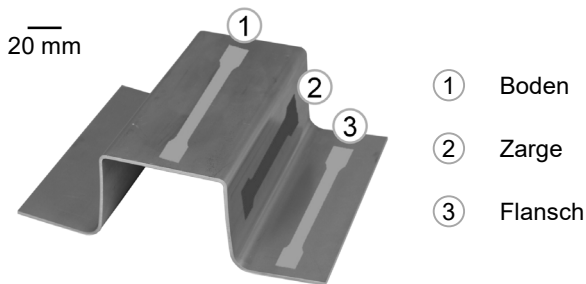


Bild 49: Entnahme von Sekundärproben im Boden-, Zargen- und Flanschbereich der durch Umformen unter Abschreckbedingungen hergestellten Hutprofile

Die Analyse der Hutprofile der Legierung AA6111 zeigt, dass nach einer siebentägigen Kaltauslagerung unterschiedlich hohe Festigkeiten in den verschiedenen Bauteilbereichen vorliegen. Während sich die Zugfestigkeit im Boden- und Flanschbereich kaum unterscheidet und im Mittel bei etwa 275 MPa liegt, ist diese im Zargenbereich um knapp 5 % reduziert. Dieser Effekt kann allerdings nur nach Kaltauslagerung beobachtet werden, in Verbindung mit einer nachgeschalteten Warmauslagerung zeigen sich nur geringe Unterschiede in Abhängigkeit der Bauteilbereiche. Das Nachstellen eines Lackeinbrennprozesses mit vorgeschaltetem Stabilisierungsglühn führt in allen untersuchten Bauteilbereichen zu einer Steigerung der Zugfestigkeit um etwa 11 %, wobei die Unterschiede in den Bauteilen nach der Auslagerung unter Berücksichtigung der Standardabweichung nicht signifikant sind. Auch die Auslagerung in den Zustand T6 und eine nachträgliche KTL führen zu keinen merklichen Unterschieden der Festigkeiten in den verschiedenen Bereichen. Lediglich das Festigkeitsniveau wird um etwa 13 % (T6) und 11 % (T6+PB) in Relation zum kaltausgelagerten Zustand angehoben. Es zeigt sich außerdem, dass die Durchführung einer zusätzlichen Kathodischen Tauchlackierung mit bereits vorausgelagerten Bauteilen im Zustand T6 keine signifikante Reduktion der Festigkeit in allen Bauteilbereichen hervorruft.

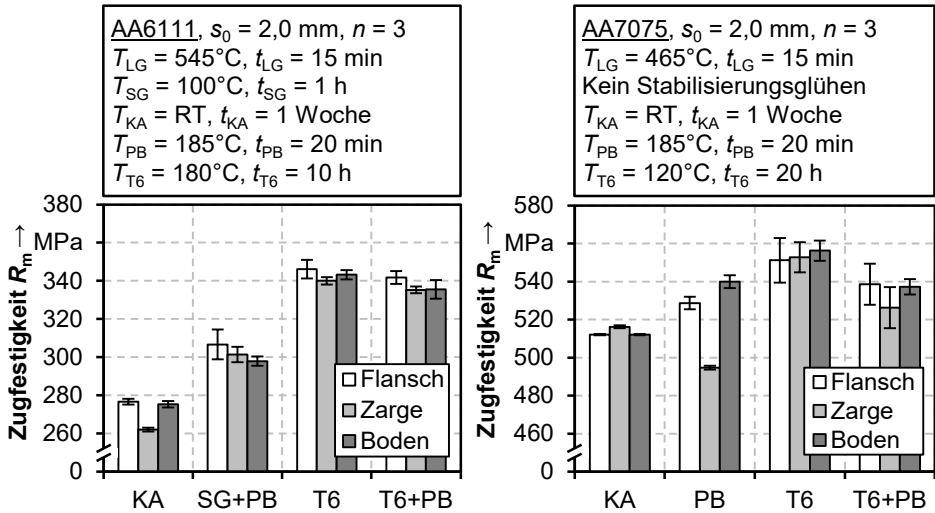


Bild 50: Zugfestigkeit R_m im Flansch-, Zargen- und Bodenbereich unterschiedlich ausgelagerter Hutprofile der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) nach Umformen unter Abschreckbedingungen

Die Sekundärproben der unterschiedlich ausgelagerten Hutprofile der Legierung AA7075 weisen nach Kaltauslagerung keine signifikanten Unterschiede hinsichtlich der Zugfestigkeit im Boden- und Flanschbereich auf, welche im Mittel bei etwa 512 MPa liegt. Die Zugfestigkeit in der Zarge ist hingegen um etwa 4 MPa leicht erhöht. Durch eine Wärmebehandlung in Anlehnung an den Lackeinbrennprozess wird die Zugfestigkeit im Flansch- und Bodenbereich um jeweils 3 % und 5 % erhöht. Die Zugfestigkeit in der Zarge hingegen um 4 % im Vergleich zum kaltausgelagerten Zustand reduziert. Eine Herbeiführung des Zustands T6 führt zu einer Festigkeitssteigerung von durchschnittlich 8 % im Flansch-, Zargen- und Bodenbereich. Es lassen sich keine Unterschiede in Abhängigkeit des Bauteilorts erkennen. Ein zusätzlicher Paint Bake im bereits ausgelagerten Zustand T6 führt primär im Zargen- und Bodenbereich zu einer Reduktion der Zugfestigkeit um im Mittel 27 MPa und 19 MPa. Im Flansch hingegen lassen sich keine signifikanten Unterschiede hinsichtlich der erzielbaren Festigkeit im Vergleich zum Zustand T6 erkennen.

In Bezug auf das Restumformvermögen zeigt sich bei der Legierung AA6111 im kaltausgelagerten Zustand die höchste Gleichmaßdehnung im Flansch- und Bodenbereich mit im Mittel 24 % und 21 %. Die Gleichmaßdehnung in der Zarge liegt mit 12 % etwa 50 % darunter. Durch den simulierten Paint Bake in Kombination mit einem Stabilisierungsglühen ergibt sich im Zargenbereich keine signifikante Änderung der Gleichmaßdehnung. Im Flansch- und Bodenbereich hingegen wird diese um jeweils 33 % reduziert.

Nach Auslagerung zum Zustand T6 lässt sich kein Unterschied hinsichtlich des Restumformvermögens im Zargen- und Bodenbereich identifizieren und liegt im Mittel bei 7 %. Die Gleichmaßdehnung im Flansch beträgt etwa 10 %. Der zusätzliche Paint Bake-Prozess hat keinen Einfluss auf die resultierenden Dehnungen in allen Bauteilbereichen, diese gleichen nahezu den Eigenschaften im Zustand T6.

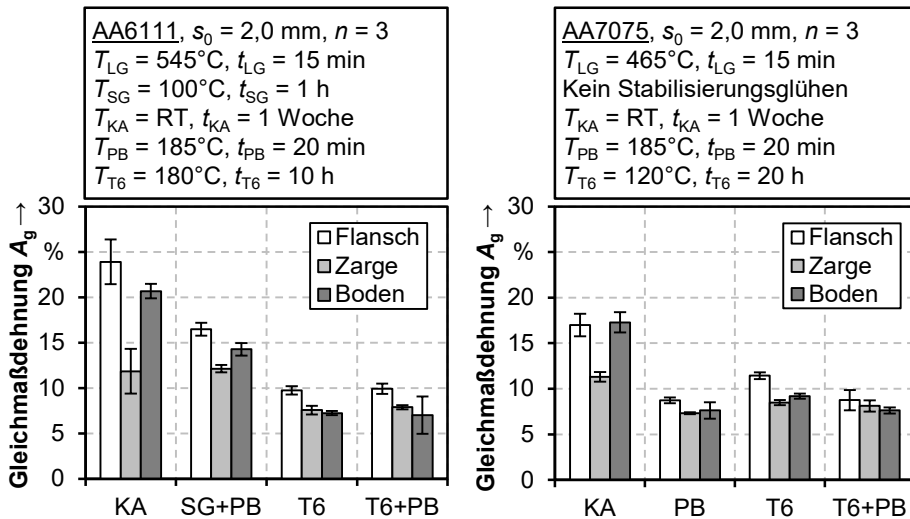


Bild 51: Gleichmaßdehnung A_g im Flansch-, Zargen- und Bodenbereich unterschiedlich ausgelagerter Hutprofile der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) nach Umformen unter Abschreckbedingungen

Die Analyse der Gleichmaßdehnungen der Sekundärproben der 7000er-Legierung bringt ähnliche Tendenzen wie die Legierung AA6111 in Bezug auf die resultierenden Dehnungen in Abhängigkeit der unterschiedlichen Bauteilbereiche hervor, wobei das Niveau der Dehnungen geringer ausfällt. Im Flansch und Boden liegen diese bei etwa 17 %, in der Zarge bei 11 %. Während bei der Legierung AA7075 ein nahezu linearer Abfall der Gleichmaßdehnung mit der Intensität der Wärmebehandlung zu erkennen ist, lässt sich vor allem im Flanschbereich eine stärkere Reduktion der Gleichmaßdehnung nach Durchführung des Paint Bakes, als nach der T6-Wärmebehandlung verzeichnen. Ein zusätzlicher Paint Bake im Zustand T6 führt zu keinen signifikanten Unterschieden hinsichtlich der erzielbaren Gleichmaßdehnung.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Homogenität der Bauteileigenschaften stark von der Wärmebehandlung der Legierungen abhängt. Bei beiden Werkstoffen lassen sich nach einer maximalen

Aushärtung zum Zustand T6 nahezu identische Eigenschaften in allen Bauteilbereichen erzielen, welche unabhängig von der Abkühlrate und dem Aufbringen einer Vordehnung sind. Lediglich das Niveau der erreichbaren Festigkeiten und Dehnungen ist bei beiden Legierungen unterschiedlich stark ausgeprägt. Bei einer fehlenden Warmauslagerung oder bei einer nicht idealen Warmauslagerungstemperatur lassen sich hingegen Einflüsse auf das erzielbare Festigkeitsniveau und das Restumformvermögen erkennen. Somit scheint das Aufbringen einer Vordehnung nach Lösungsglühen unter Abschreckbedingungen in Abhängigkeit der Auslagerung und dem Legierungssystem einen negativen Effekt auf die mechanischen Eigenschaften zu haben. Bei den Legierungen AA6111 und AA7075 ist dieser Einfluss nach Kaltauslagerung beziehungsweise nach dem Paint Bake am deutlichsten ausgeprägt.

Nach Martin [189] hängen die resultierenden mechanischen Eigenschaften maßgeblich von der Auslagerung ab, welche die Art der Ausscheidungen, den Volumenanteil, die durchschnittliche Größe und die Größenverteilung sowie die Wechselwirkung der Ausscheidungen mit den Versetzungen beeinflusst [189]. In [190] und [191] wurde gezeigt, dass das Aufbringen einer Vordehnung bei Raumtemperatur einen positiven Effekt auf das Auslagerungsverhalten hat, da zum einen aufgrund der durch die Umformung induzierten erhöhten Versetzungsdichte das Kristallgitter verzerrt und somit die Festigkeit gesteigert wird. Zum anderen fungieren nach Li et al. [140] die Versetzungen als favorisierte Nukleierungsorte für die Ausscheidungsbildung, zumal die Aktivierungsenergie für Korngrenzendiffusion und die Diffusion über Versetzungen etwa nur die Hälfte der Aktivierungsenergie der regulären Gitterdiffusion erfordern [192]. Somit wird an diesen Stellen die Diffusion der Legierungselemente erleichtert, was zu einer vermehrten Bildung von Ausscheidungen führt. Dadurch kann die Ausscheidungshärtung und die damit assoziierte Festigkeitssteigerung durch das Aufbringen einer Vordehnung bei Raumtemperatur im Vergleich zu nicht vorgedehnten Proben gesteigert werden [140].

Im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses findet die Umformung nach Lösungsglühen jedoch bei erhöhten Temperaturen statt, was wie in Kapitel 6 beschrieben, auf der einen Seite zu dynamischen Erholungs- und Rekristallisationseffekten führen kann. Diese bewirken einen Abbau der Versetzungsdichte oder bei sehr hohen Temperaturen in Kombination mit geringen Dehnraten die Neubildung eines gröberen Gefüges durch Rekristallisation. Demnach liegt bei einer Vordehnung bei erhöhten Temperaturen eine geringere Versetzungsdichte im Vergleich zu

einer Vordehnung bei Raumtemperatur vor [193], was zu einer reduzierten Anzahl an Keimbildungsstellen für die Ausscheidungsbildung führt. Auf der anderen Seite kann es in Abhängigkeit der Temperatur während der Umformung zu einer dynamischen Ausscheidungsbildung [194] und der Wechselwirkung zwischen den Versetzungen und den Ausscheidungen kommen [193]. Jia et al. [193] führten beispielsweise eine geringere Härte nach Abschrecken und Vordehnung bei erhöhten Temperaturen in Kombination mit einer anschließenden Kaltauslagerung der Legierung AA6022 auf den Abbau der Versetzungsdichte aufgrund von Erholungseffekten sowie auf eine Unterdrückung der Clusterbildung während der Kaltauslagerung durch das Fixieren von Leerstellen an Versetzungen zurück, welche somit die Diffusion von Legierungselementen einschränkt und sich folglich weniger Ausscheidungen bei Raumtemperatur bilden können [193]. Nach Han et al. [195], welche das Ausscheidungsverhalten der Legierung AA7050 nach Vordehnung untersuchten, kann der Entfestigungseffekt nach der Kathodischen Tauchlackierung im Detail mit der Bildung grober und stäbchenförmiger η -Ausscheidungen sowie einem gesunkenen Flächenanteil an Korngrenzenausscheidungen aufgrund der Vordehnung in Verbindung mit der vergleichsweise hohen Temperatur während des Paint Bakes assoziiert werden. Aufgrund der Vergrößerung der Ausscheidungen stehen zum einen nicht ausreichend feine Partikel zur Ausscheidungsbildung zur Verfügung und zum anderen werden die groben Ausscheidungen gemäß Orowan-Mechanismus nicht mehr umgangen, sondern geschnitten. Dies führt in Summe zu einem Rückgang der Festigkeit und wird als Überalterung bezeichnet [12].

Zur genaueren Untersuchung des Effekts der Entfestigung nach Warmauslagerung und zur Analyse des Prozesses hinsichtlich weiterer Faktoren wie beispielsweise der resultierenden Maßhaltigkeit werden im Folgenden zusätzlich Hutprofile durch Kaltumformung im Zustand T_4^* (AA6111) sowie im Zustand W (AA7075) hergestellt. Neben den mechanischen Eigenschaften in den unterschiedlichen Bauteilbereichen wird das Rückfederungsverhalten den unter Abschreckbedingungen hergestellten Bauteilen gegenübergestellt. Da aus Gründen der Ressourceneffizienz und zur Erzielung einer kurzen Prozesskette vor allem die Warmauslagerung im Rahmen eines Paint Bakes von hohem Interesse ist, wird im Folgenden diese Warmauslagerungskonfiguration fokussiert.

7.3 Vergleich der durch Abschreckumformen und Kaltumformen erzielbaren Eigenschaften

Der Vergleich der resultierenden Zugfestigkeit und der Gleichmaßdehnung nach Kalt- und Warmauslagerung in Abhängigkeit der Umformtemperatur ermöglicht zum einen die Identifikation von Wechselwirkungen zwischen Umformung und Auslagerung und die separierte Betrachtung des Einflusses erhöhter Temperaturen während der Umformung. Zum anderen kann dadurch das Potential des kombinierten Umform- und Abschreckprozesses im Vergleich zu konventionellen Prozessketten der Kaltumformung abgeschätzt und somit eine Prozessbewertung durchgeführt werden. Da neben den erzielbaren mechanischen Eigenschaften und des Restumformvermögens auch die Maßhaltigkeit sowie die Ressourceneffizienz wichtige Faktoren im Rahmen der Prozessbewertung darstellen, werden diese im Folgenden in Abhängigkeit der Prozessführungsstrategie diskutiert. Um die Unterschiede der Verfahren hervorzuheben, werden diese in Bild 52 vergleichend einander gegenübergestellt.

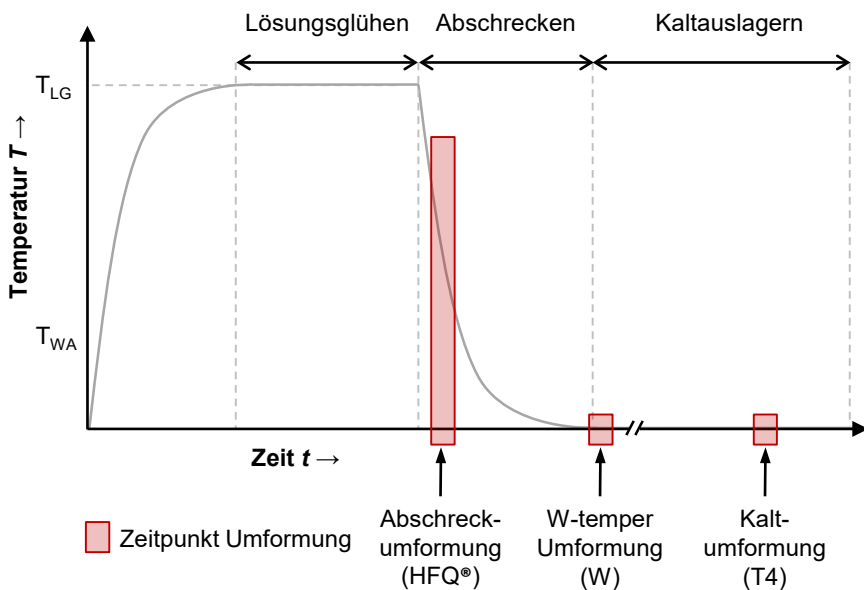


Bild 52: Vergleich der unterschiedlichen Umformverfahren in Abhängigkeit des Halbzeugzustandes im Rahmen der Wärmebehandlung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen

Aufgrund der Tatsache, dass die Legierung AA7075 im Anlieferungszustand kaum Umformvermögen aufweist und folglich keine versagensfreien Bau-

teile hergestellt werden können, wird das W-Temper-Verfahren verwendet. Dabei werden die Platinen analog zum HFQ®-Verfahren lösungsgeglüht, jedoch nach der Entnahme aus dem Ofen in einem Wasserbad abgeschreckt und die Umformung nach wenigen Minuten im kalten Zustand mit konventionellen Beölungsmaßnahmen durchgeführt. In diesem Fall wird eine Zeit zwischen Abschrecken und Umformung von 15 Minuten gewählt, um Verfestigungseffekte durch Kaltauslagerung gering zu halten. Den Referenzprozess für die Herstellung der Bauteile aus der Legierung AA6111 stellt eine Kaltumformung im Anlieferungszustand T4* dar. Im Gegensatz zur Legierung AA7075 weist dieser Werkstoff ein ausreichendes Formgebungsvermögen bei Raumtemperatur auf.

Mechanische Eigenschaften

Die Bewertung der mechanischen Eigenschaften erfolgt analog zum vorhergehenden Abschnitt anhand von Zugversuchen, welche nach der Umformung und Warmauslagerung in Anlehnung an einen Lackeinbrennprozess (PB) aus den verschiedenen Bauteilbereichen entnommen wurden. Da der Prozessschritt der kathodischen Tauchlackierung zum aktuellen Zeitpunkt ein fester Bestandteil in der Fahrzeugfertigung ist und im Abschnitt zuvor gezeigt wurde, dass bei Warmauslagerung zum Zustand T6 die zusätzliche Lackeinbrennung einen entfestigenden Effekt hat, wird im Folgenden lediglich der Paint Bake als Warmauslagerungsverfahren durchgeführt. Ziel ist es, aus Gründen der Ressourceneffizienz die Prozesskette möglichst kurz zu halten und zusätzliche Wärmebehandlungsschritte zu vermeiden. In Bild 53 werden die ermittelten Zugfestigkeiten der Legierungen AA6111 und AA7075 in Abhängigkeit der unterschiedlichen Prozessrouten mit und ohne Warmauslagerung veranschaulicht.

Der Vergleich der Zugfestigkeiten, welche sich bei der Legierung AA6111 ergeben, zeigt, dass in den Bereichen, in denen keine Umformung stattfindet, nahezu identische Festigkeiten bei beiden Verfahren erzielt werden können. Im Flansch- und im Bodenbereich, welche lediglich unterschiedlich schnell abgeschreckt werden, ergibt sich eine mittlere Zugfestigkeit nach Kaltauslagerung von $277 \text{ MPa} \pm 1 \text{ MPa}$. Nach Warmauslagerung können ebenfalls keine signifikanten Unterschiede erzielt werden, die mittlere Zugfestigkeit beträgt $308 \text{ MPa} \pm 5 \text{ MPa}$. Die Festigkeitssteigerung, welche durch den Paint Bake erreicht werden kann, liegt im Schnitt bei etwa 10 %. Im Gegensatz dazu weisen die Zugproben, welche aus der Umformzone (Zargenbereich) entnommen wurden, ein unterschiedliches Festigkeitsniveau in Abhängigkeit des Verfahrens auf. Im kaltausgelagerten beziehungsweise stabilisierungsgeglühten Zustand liegt die Zugfestigkeit

der unter Abschreckumformen hergestellten Bauteile um 6 % unterhalb der Werte aus dem Boden- und Flanschbereich. Bei den durch Kaltumformung hergestellten Bauteilen liegt die Zugfestigkeit um 7 % darüber. Nach Warmauslagerung erreicht die Festigkeit nach Abschreckumformen einen ähnlichen Wert wie im Flansch- und Bodenbereich, während die Festigkeit der kaltumgeformten Bauteile im Vergleich zu allen anderen Bereichen mit im Mittel 336 MPa am höchsten ausfällt. Diese Ergebnisse verdeutlichen, dass die Umformung unter Abschreckbedingungen der Legierung AA6111 einen signifikanten Einfluss auf das erreichbare Festigkeitsniveau hat. Wie bereits im vorherigen Abschnitt erläutert, führt die durch Kaltumformung im Zargenbereich induzierte Versetzungsdichte bei Kaltauslagerung im Vergleich zu den anderen Bauteilbereichen zu einer höheren Festigkeit aufgrund einer Verzerrung des Gitters [196]. Dieser Effekt wird zusätzlich nach Durchführung des Paint Bakes verstärkt, zumal mehr Keimbildungsorte für die Ausscheidungshärtung zur Verfügung stehen [140].

Bei der Legierung AA7075 zeigt sich im Flanschbereich eine generell geringere Festigkeit nach Umformen unter Abschreckbedingungen als nach dem Umformen im W-Temper-Zustand. Im Schnitt befinden sich die Festigkeiten ohne und mit Auslagerung um 2 % und um 3 % darunter. Im Gegensatz dazu liegen die erzielbaren Zugfestigkeiten im Boden sowohl nach Kalt- als auch nach Warmauslagerung unter Berücksichtigung der Standardabweichung auf einem ähnlichen Niveau. Die Festigkeitsunterschiede beider Verfahren können im Boden- und Flanschbereich darauf zurückgeführt werden, dass während des Abschreckumformens aufgrund der lokal unterschiedlichen Kontaktbedingungen variierende Abkühlraten erzielt werden. Aufgrund der Abschrecksensitivität der Legierung AA7075 ergeben sich daher im Bodenbereich, in dem die kritische Abkühlrate überschritten wird, ähnliche Festigkeiten wie bei der W-Temper-Umformung, in dem ein schnelles Abkühlen im Wasserbad erfolgt. Im Flanschbereich hingegen, wo nur moderate Abkühlraten erzielt werden, liegen die Festigkeiten der abschreckumgeformten Proben unterhalb der im W-Temper-Prozess umgeformten, da hier die kritische Abkühlrate nicht erreicht wurde. Im Gegensatz dazu weist die Festigkeit im Zargenbereich nach Kaltauslagerung eine nahezu identische Festigkeit auf, welche durch den anschließenden Paint Bake um 4 % (HFQ®) und um 3 % (W-Temper) reduziert wird. Dieser Effekt wurde bereits in Abschnitt 8.2 diskutiert. Es fällt auf, dass sich sowohl bei der Umformung unter Abschreckbedingungen als auch bei der Kaltumformung die gleichen Phänomene zeigen. Während im vorangegangenen Abschnitt Effekte wie dynamische Erholung

und Rekristallisation sowie eine dynamische Ausscheidungsbildung als mögliche Erklärungsansätze genannt wurden, können diese nun ausgeschlossen werden, zumal sich nach Kaltumformen im Zustand W analog zum Abschreckumformen eine Reduktion der Festigkeit einstellt. Stattdessen scheint durch die Plastifizierung die Ausscheidungsmorphologie beeinflusst zu werden, was zu einer Entfestigung durch die Wärmebehandlung geführt hat.

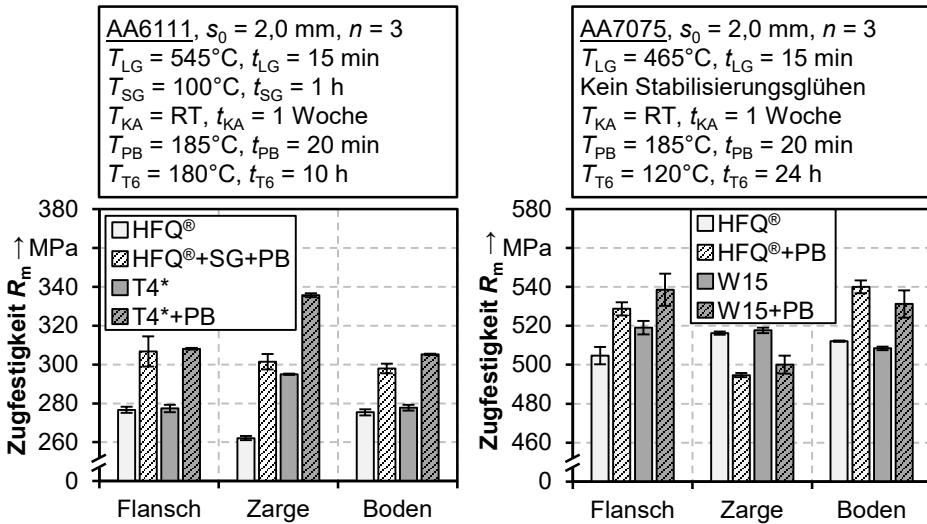


Bild 53: Vergleich der erzielbaren Zugfestigkeit R_m der Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit der Prozessführung, der Auslagerung und dem Bauteilort

Jung et al. [197] untersuchten den Einfluss unterschiedlicher Vordehnungen, welche während des Lösungsglühens sowie nach dem Abschrecken in Wasser im Anschluss an das Lösungsglühen aufgebracht wurden und analysierten mithilfe der Dynamischen Differenzkalorimetrie die resultierenden Ausscheidungssequenzen anhand des Wärmeflusses in Abhängigkeit der Temperatur. Dabei konnte festgestellt werden, dass sich die Peaks, welche die Auflösungen der GP-Zonen und die Bildung der η' - sowie der η -Phasen mit zunehmender Vordehnung zu geringeren Temperaturen hin verschieben. Dadurch bedingt, dass sich die GP-Zonen, welche vorrangig im kaltausgelagerten Zustand bei der Legierung AA7075 vorliegen [198], in einem Temperaturbereich von etwa 195°C bis 200°C auflösen, kann es folglich dazu kommen, dass aufgrund der hohen Lackeinbrenntemperatur von 185°C es zur Auflösung der GP-Zonen kommt, was somit eine Festigkeitsreduktion zur Folge hat. Da dieser Effekt sowohl bei der W-Temper-Umformung als auch beim Abschreckumformen zum Tragen kommt, kann somit die im vorherigen Abschnitt aufgestellte These der

Erholung oder Rekristallisation als Ursache für den Festigkeitsrückgang nicht bestätigt werden. Stattdessen sollte eine geringere Auslagerungstemperatur gewählt werden oder vor der Lackeinbrennung eine T6-Wärmebehandlung durchgeführt werden, da die im Rahmen dieser Auslagerung gebildeten η' - und η -Phasen, welche die hohe Festigkeit bedingen, erst bei höheren Temperaturen aufgelöst werden und somit keine Gefahr der Entfestigung durch den Paint Bake besteht.

Die Analyse des Restumformvermögens, repräsentiert durch die Gleichmaßdehnung (Bild 54), zeigt bei allen Prozessen und Bauteilorten eine Reduktion aufgrund der Warmauslagerung. Dabei fällt bei der Legierung AA6111 auf, dass die höchsten Dehnungen, wie bereits in Abschnitt 7.2. festgestellt wurde, im Boden- und Flanschbereich vorhanden sind. Da diese Bauteilbereiche nicht Teil der Umformzone sind, steht ein dementsprechend höheres Restumformvermögen zur Verfügung, was sich in höheren erzielbaren Dehnungen äußert. Hinsichtlich der erreichbaren Dehnungen können keine Unterschiede in Abhängigkeit des Verfahrens identifiziert werden. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung liegen die erzielbaren Gleichmaßdehnungen im Boden- und Flanschbereich bei etwa 22 %. Durch die Warmauslagerung wird dieser Wert um im Mittel 5 % (T_4^*) und 29 % (HFQ®) im Zargenbereich und um 17 % (T_4^*) und 33 % (HFQ®) im Bodenbereich reduziert. Dabei fällt auf, dass die Reduktion der Gleichmaßdehnung beim Umformen unter Abschreckbedingungen geringfügig stärker ausgeprägt ist. Gegensätzlich zur Zugfestigkeit zeigt sich im Zargenbereich kein signifikanter Unterschied der Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit des Verfahrens und der Auslagerung. Ein Vergleich der Dehnung nach Warmauslagerung zeigt einen um 20 % geringeren Wert nach Abschreckumformen im Vergleich zum Zustand T_4 .

Bei der Legierung AA7075 ergeben sich im Flansch- und Bodenbereich nahezu identische Gleichmaßdehnungen bei beiden Verfahren mit und ohne Warmauslagerung. Nach Kaltauslagerung beträgt A_g im Mittel $17,5 \% \pm 0,6 \%$. Durch die Simulation des Lackeinbrennens wird diese um durchschnittlich 53 % auf $8,3 \% \pm 0,5 \%$ reduziert. Im Zargenbereich lässt sich sowohl nach Kalt- als auch nach Warmauslagerung kein signifikanter Unterschied hinsichtlich der Prozesse erkennen. Nach Kaltauslagerung beträgt die Gleichmaßdehnung im Mittel $12,3 \% \pm 1,4 \%$ und liegt somit signifikant unterhalb der Werte aus den anderen Bauteilbereichen. Wie auch bei der Legierung AA6111 kann dies auf das bedingt durch den Umformprozess reduzierte Restumformvermögen zurückgeführt werden. Durch den Paint Bake werden die erreichbaren Gleichmaßdehnungen auf

7,6 % ± 0,4 % reduziert und liegen somit auf einem vergleichbaren Niveau wie im Boden- und Flanschbereich.

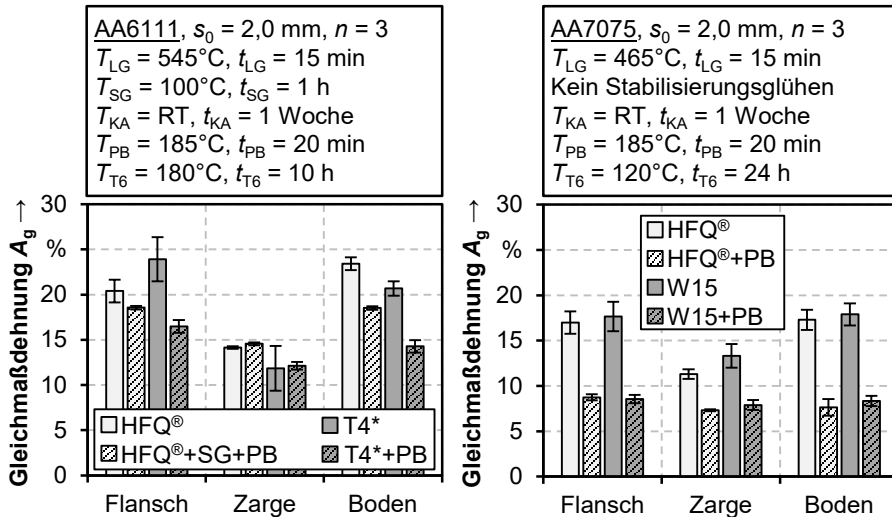


Bild 54: Vergleich der erzielbaren Gleichmaßdehnung A_g der Legierung AA6111 (links) und AA7075 (rechts) in Abhängigkeit der Prozessführung, der Auslagerung und dem Bauteilort

Zur näheren Analyse der gewonnenen Erkenntnisse hinsichtlich der resultierenden mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit des Umformprozesses werden zusätzlich Schlibfbilder aus den unterschiedlichen Bauteilbereichen angefertigt. Auf Basis der resultierenden Kornstruktur können somit Rückschlüsse auf die mechanischen Eigenschaften gezogen werden.

Gefüge

Die lichtmikroskopischen Gefügeaufnahmen, welche analog zu den Zugproben aus den unterschiedlichen Bauteilbereichen entnommen wurden, werden in Bild 55 und Bild 56 für beide Legierungen in Abhängigkeit der Prozessführung dargestellt. Beim Vergleich der Schlibfbilder der Legierung AA6111 fällt auf, dass die Korngrenzen nach Umformen unter Abschreckbedingungen im Vergleich zur Kaltumformung klarer definiert sind. Hinsichtlich der unterschiedlichen Bauteilbereiche lassen sich keine relevanten Unterschiede erkennen. Dies bestätigt die Erkenntnisse aus der Untersuchung der mechanischen Eigenschaften. Trotz signifikant unterschiedlicher Abkühlraten lässt sich analog zur ermittelten Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung auch kein Unterschied im Gefüge erkennen. Ferner kann eine Rekristallisation aufgrund der Umformung bei erhöhten Temperaturen im Zargenbereich ausgeschlossen werden, da bei beiden Prozessführungsstrategien nahezu identische Korngrößen vorliegen.

Im Gegensatz dazu lassen sich bei der Legierung AA7075 Unterschiede beim Vergleich der Gefügaufnahmen des Boden- und Flanschbereichs bei Umformung unter Abschreckbedingungen im Vergleich zur Umformung im Zustand W erkennen. Die Korngrenzen des im Flanschbereich aufgenommenen Schliffbilds sind im Vergleich zu den Korngrenzen der Gefügaufnahme aus dem Bodenbereich deutlich stärker ausgeprägt.

Dies bestätigt die Annahme, dass aufgrund der geringeren Abkühlgeschwindigkeit im Flansch in Folge des fehlenden Werkzeugkontaktes vor allem größere Ausscheidungen an den Korngrenzen begünstigt werden, was wiederum dazu führt, dass sich primär Cu-reiche grobe $MgZn_2$ -Ausscheidungen an den Korngrenzen ausbilden, welche bei einer hohen Abkühlrate fein verteilt vorliegen würden und somit kaum mithilfe lichtmikroskopischer Aufnahmen sichtbar wären. Zudem kann ebenfalls aufgrund der nahezu identischen Korngrößen bei Kalt- und Warmumformung eine Rekristallisation im Zargenbereich ausgeschlossen werden. Die lokal unterschiedlichen Festigkeiten beider Legierungen können demnach primär auf die Ausscheidungsmorphologie zurückgeführt werden.

Neben der Umformbarkeit und den erzielbaren mechanischen Eigenschaften zählt auch die Maßhaltigkeit zu weiteren wichtigen Faktoren für die Bewertung von Werkstoffen oder Prozessen. Demnach wird im Folgenden zusätzlich die Maßhaltigkeit der hergestellten Hutprofile analysiert.

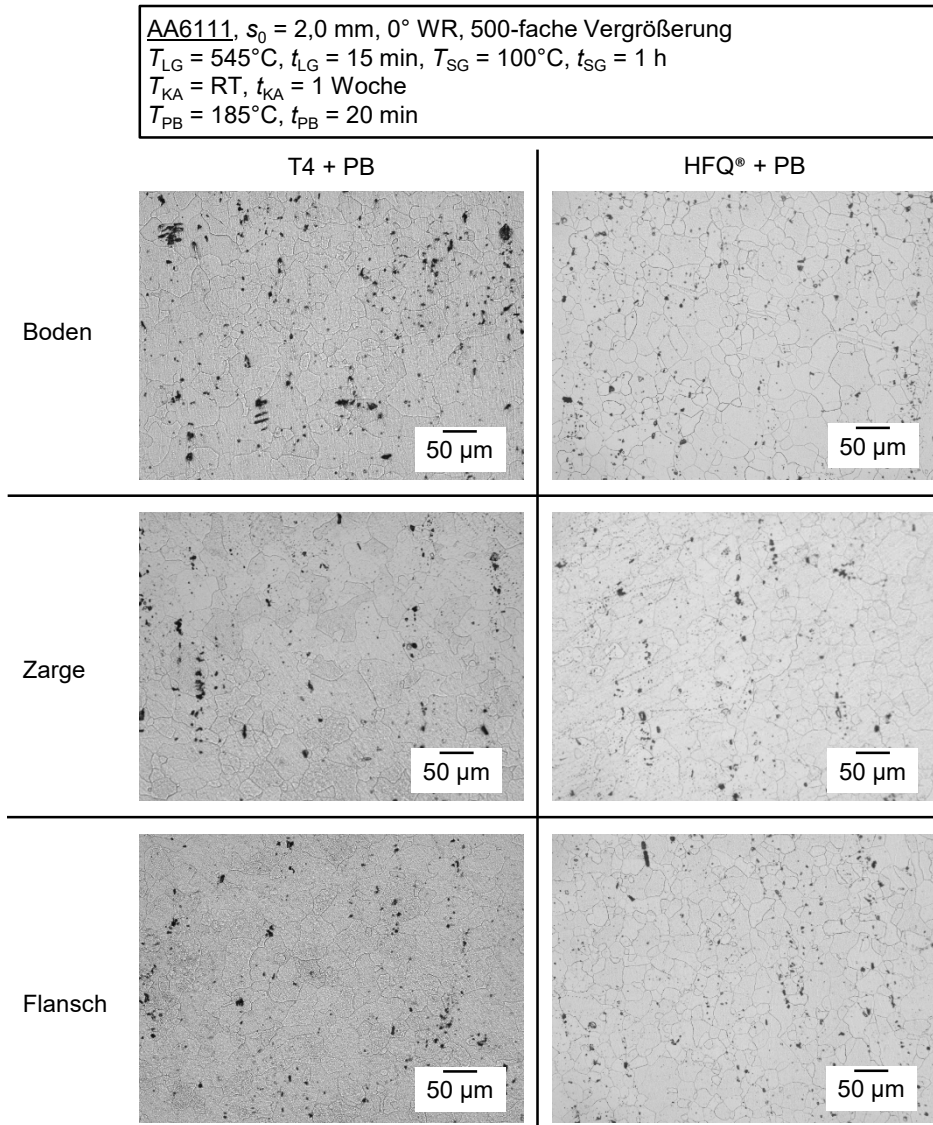


Bild 55: Gefügeaufnahmen aus dem Boden-, Zargen- und Flanschbereich eines Hutprofils aus der Legierung AA6111, welches im Zustand T4 sowie in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess mit anschließender Warmauslagerung (Paint Bake) hergestellt wurde

7.3 Vergleich der durch Abschreckumformen und Kaltumformen erzielbaren Eigenschaften

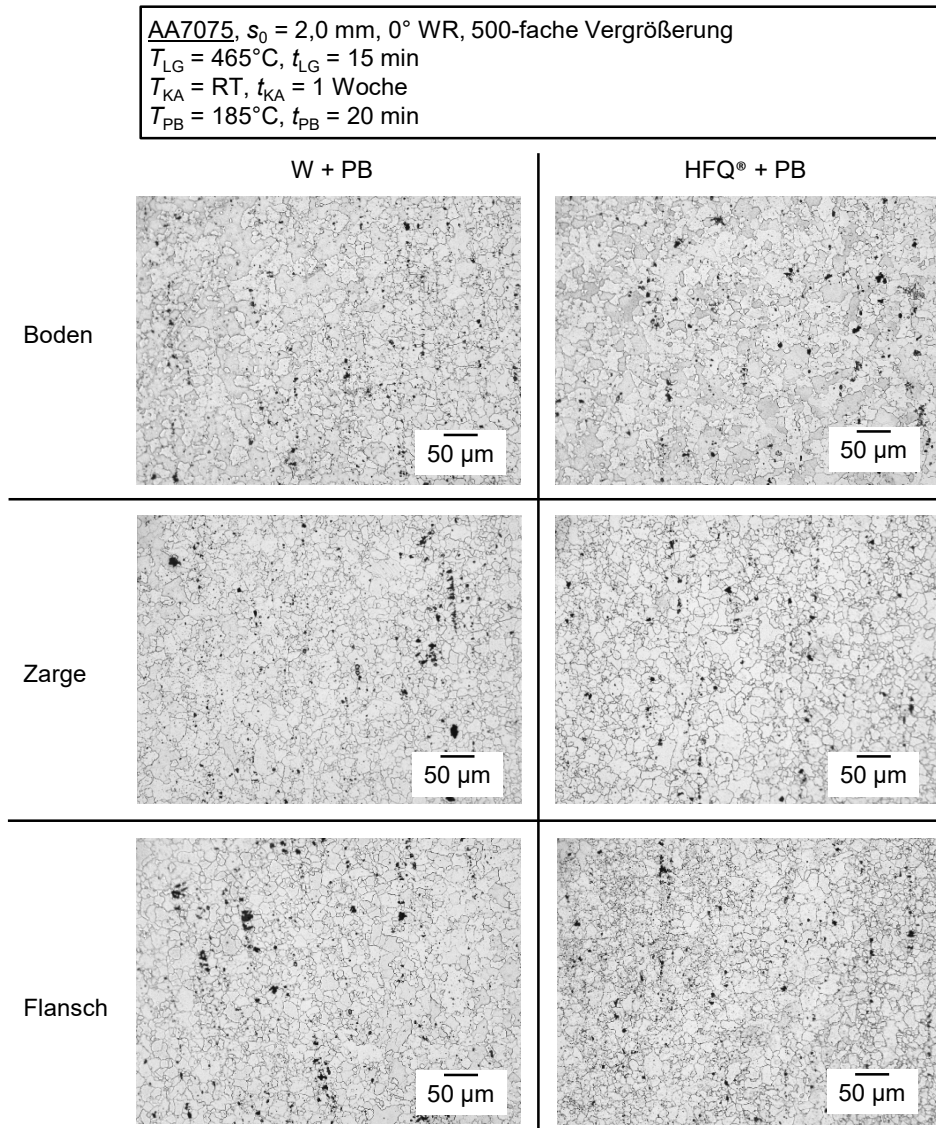


Bild 56: Gefügeaufnahmen aus dem Boden- und Flanschbereich eines Hutprofils aus der Legierung AA7075, welches im Zustand W sowie in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess mit anschließender Warmauslagerung (Paint Bake) hergestellt wurde

Maßhaltigkeit

Das Erreichen einer hohen Form- und Maßgenauigkeit eines Bauteils wird im Wesentlichen durch das Rückfederungsverhalten des Werkstoffes beeinflusst. Die Rückfederung bezeichnet dabei die Maßabweichung des hergestellten Bauteils von der Sollgeometrie, welche sich nach Entformen des Bauteils aus dem Werkzeug aufgrund des Abbaus der elastischen Spannungen ergibt [188]. Die Art und Ausprägung der Rückfederung hängt dabei vor allem von der Werkstückgeometrie sowie von den Spannungen ab, welche am Ende der Umformung im Werkstück herrschen [188].

Die Rückfederung entsteht nach [199] hauptsächlich in drei Zonen des Hutprofils, wobei jede Zone eine eigene Spannungs-Dehnungs-Historie aufweist. Am Boden wird das Blech um den Stempelradius gebogen, in der Zarge wird der Werkstoff durch gleichzeitige Zug- und Biegespannungen beansprucht und am Matrizenradius wird das Blech erneut gebogen. Ausschlaggebend für das Rückfederungsverhalten ist vor allem der Matrizenradius, da das Blech dort eine Wechsellastplastifizierung erfährt. Aufgrund der Inhomogenität der Spannungsverteilung entlang der Blechdicke kommt es nach der Entnahme aus dem Werkzeug zu einem Biegemoment, was zu einer Zargenkrümmung führt [199]. Durch eine Entlastung wie beispielsweise durch die Entnahme des Werkstücks aus dem Gesenk bewirkt das Entlastungsmoment nach Rücknahme des Biegemoments eine Rückfederung [199].

Die Ausprägung der Rückfederung kann bei einem Hutprofil vor allem anhand der Zargenkrümmung und der Flanschauffederung bewertet werden. Hierfür werden die hergestellten Hutprofile via ATOS (GOM GmbH, Braunschweig) digitalisiert und entlang der neutralen Faser Bauteilschnitte ausgeleitet. Um einen möglichen Verzug der Bauteile zu berücksichtigen, werden, ausgehend von der Schnittebene in der Bauteilmitte, welche bereits für die Ermittlung der resultierenden Blechstärke herangezogen wurde, zusätzliche Schnittebenen mit einem Abschnitt von 40 mm in beide Richtungen erstellt und durch eine Projektion der Messwerte auf die z-x-Ebene die Kontur des Hutprofils ausgeleitet, siehe Bild 57.

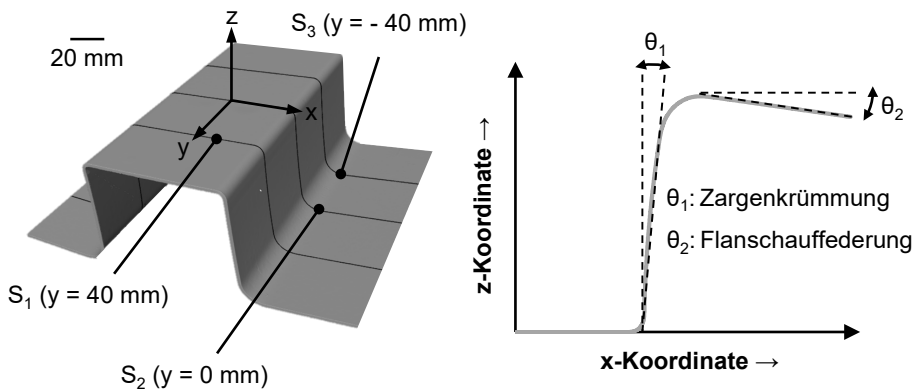


Bild 57: Schematische Darstellung der Bestimmung der Zargenkrümmung und der Flanschauffederung der digitalisierten Hutprofile

In Bild 58 sind die neutralen Fasern der unter verschiedenen Prozessführungen hergestellten Bauteile der Legierungen AA6111 und AA7075 dargestellt. Der qualitative Vergleich zeigt, dass sich vor allem bei der Legierung AA6111 das Rückfederungsverhalten durch einen kombinierten Umform- und Abschreckprozess im Vergleich zur Kaltumformung im Zustand T_4^* positiv beeinflusst wird. Die Kontur des durch Kaltumformung hergestellten Bauteils weicht signifikant von der unter Abschreckbedingungen erzielten Kontur ab, wobei sich Letztere aufgrund der geringer gekrümmten Zarge und des nahezu horizontal verlaufenden Flansches stärker an die Sollkontur annähert. Im Gegensatz dazu ist der Unterschied der Konturen bei der Legierung AA7075 weniger stark ausgeprägt. Es zeigen sich nur geringe Abweichungen der Konturen in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses. Dennoch lässt sich eine tendenziell geringere Rücksprungneigung nach Umformung unter Abschreckbedingungen im Vergleich zur W-Temper-Umformung erkennen.

Damit zusätzlich zur qualitativen Beurteilung eine quantitative Bewertung der Rückfederung der Hutprofile in Abhängigkeit der Prozessführung durchgeführt werden kann, wird die Flanschauffederung sowie die Zargenkrümmung der digitalisierten Bauteile herangezogen, welche die Abweichung zur Sollgeometrie in Grad darstellen (Bild 57). Hierfür wird die Steigung in den linearen Bereichen der Zarge und des Flansches approximiert und mithilfe der Arcus-Tangens-Funktion der Winkel zur Sollgeometrie ermittelt, siehe Bild 59.

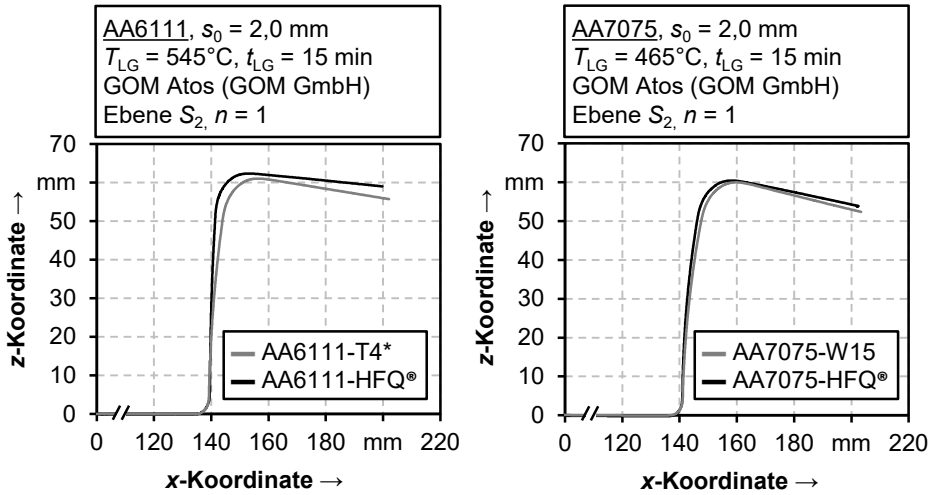


Bild 58: Darstellung der Konturen entlang der Mittelebene der mithilfe unterschiedlicher Prozessführungen hergestellten Hutprofile aus den Legierungen AA6111 (links) und AA7075 (rechts)

Dabei zeigt sich, dass die Zargenkrümmung der Legierung AA6111 im Vergleich zu einer Kaltumformung durch ein Umformen unter Abschreckbedingungen um im Mittel 61 % und die Flanschauffederung um 41 % reduziert werden kann. Bei der Legierung AA7075 lässt sich hinsichtlich der Zargenkrümmung unter Berücksichtigung der Standardabweichung kein signifikanter Unterschied im Rückfederungsverhalten zwischen der W-Temper-Umformung und dem Umformen unter Abschreckbedingungen erkennen. Unter Beachtung der Mittelwerte fällt die Zargenkrümmung beim Umformen unter Abschreckbedingungen um 15 % geringer im Vergleich zur Kaltumformung aus. Die höhere Standardabweichung kann bei der Umformung im lösungsgeglühten und abgeschreckten Zustand (W-Temper) auf den Verzug zurückgeführt werden, welcher bei Abschrecken des Halbzeugs in einem Wasserbad entsteht. Infolge der durch das Eintauchen bedingten lokal unterschiedlich schnellen Abkühlgeschwindigkeit kommt es aufgrund des abkühlbedingten Schrumpfens der Platine zu einem Verzug, der die Planheit der Platine beeinflusst und somit auch das Positionieren der Platine im Werkzeug erschweren kann. Maßabweichungen des Bauteils können daraus resultieren.

Ein Vergleich der Rückfederungswinkel der beiden Legierungen untereinander zeigt, dass die Winkel der Legierung AA6111 stets unter den Werten der Legierung AA7075 liegen. Beim Vergleich der Bauteile, welche durch einen Kaltumformprozess hergestellt wurden, betragen die mittleren

Abweichungen in der Zargenkrümmung 62 % und in der Flansch-auffederung 45 %. Bei den durch Abschreckumformen hergestellten Bauteile sind die Unterschiede deutlich geringer ausgeprägt und betragen 18 % (Zarge) und 30 % (Flansch).

Im Allgemeinen hängen die unterschiedlich ausgeprägten Rückfederungswinkel beim Biegen nach [188] von den Faktoren E-Modul, Blechdicke, Biegeradius und Spannungsdifferenz zwischen innerer und äußerer Faser ab. Im Detail führen ein geringer E-Modul, eine kleine Blechdicke, ein großer Biegeradius sowie eine hohe Spannungsdifferenz zwischen innerer und äußerer Lage zu einer höheren Rückfederung [188].

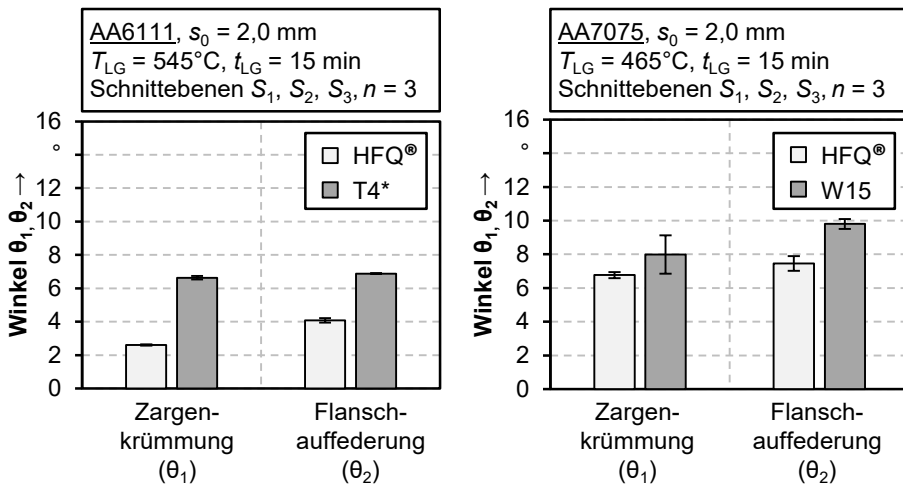


Bild 59: Einfluss des Umformverfahrens auf die resultierende Zargenkrümmung und die Flansch-auffederung eines Hutprofils

Speziell beim Abschreckumformen treten bedingt durch das Umformen bei erhöhten Temperaturen im Vergleich zu einem Kaltumformprozess signifikant geringere Spannungen auf, was anhand der Fließkurven in Kapitel 7 gezeigt wurde. Allerdings ergeben sich auch aufgrund der unterschiedlichen Kontaktbedingungen abkühlungsbedingt variierende Spannungsniveaus über der Blechdicke sowie im Bauteil.

Aufgrund der unterschiedlichen Spannungsniveaus der beiden Aluminiumlegierungen, welche primär durch die unterschiedlich hohe Lösungsglüh-temperatur und die folglich höhere Umformtemperatur bedingt ist und anhand der Simulation veranschaulicht wurde, ergeben sich demnach auch unterschiedliche Rückfederungswinkel für die beiden Werkstoffe. Des Weiteren kann auch der temperaturabhängige E-Modul einen Einfluss

auf das Rückfederungsverhalten haben. Im Allgemeinen hängt dieser von der Bindungsstärke der Atome im Kristallgitter ab. Mit höherer Temperatur wird diese reduziert und die Abstände zwischen den Atomen erhöht, was zu einer Reduktion des E-Moduls führt [200]. Dies führt allerdings nicht zwingend zu einer höheren Rückfederung als bei einer Umformung bei Raumtemperatur, da für die Rückfederung nicht nur der E-Modul, sondern auch die Höhe der Fließspannung ausschlaggebend ist [169]. Beispielsweise kann bei gleichem Umformgrad bei einer Umformung bei Raumtemperatur und somit höherem E-Modul, die Rückfederung trotz geringerem E-Modul aufgrund der geringeren Fließspannung kleiner ausfallen [169], siehe Bild 60.

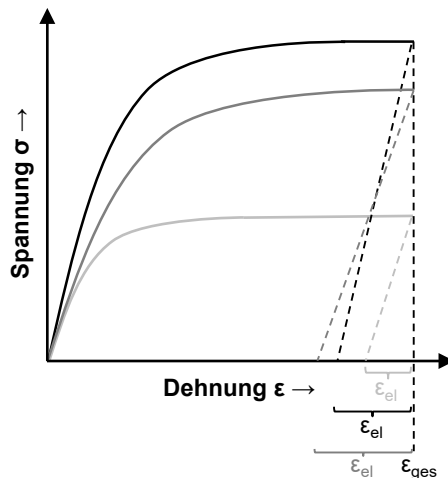


Bild 60: Einfluss E-Modul und Festigkeitsniveau auf das Rückfederungsverhalten nach [169]

Ein Vergleich mit der Literatur zeigt, dass beispielsweise Mendiguren et al. [58] beim Vergleich der Verfahren Abschreckumformen und W-Temperaturumformung zur Herstellung eines industrienahen Bauteils auf Basis eines Vergleichs der Soll- und Ist-Geometrie ebenfalls anhand von ATOS-Messungen eine höhere Maßhaltigkeit der Legierung AA7075 im HFQ®-Verfahren ermittelt haben. Kim et al. [201] testeten die Legierung AA6061 im Dreipunkt-Biegeversuch unter Abschreckbedingungen und konnten dabei ebenfalls eine verbesserte Maßhaltigkeit im Vergleich zur Kaltumformung, auch nach Warmauslagerung (T6), erzielen. Laurent et al. [202] stellten bei der Halbwarmumformung einer 5000er-Legierung fest, dass das Rücksprungsverhalten von Rundnäpfen mit zunehmender Temperatur abnimmt. Im Rahmen numerischer Untersuchungen über der Blechdicke konnte festgestellt werden, dass die Differenz der äußeren Zug- und inneren

Druckspannungen mit zunehmender Temperatur abnimmt. Als Grund wurde hierfür angenommen, dass der Werkstoff mit steigender Temperatur entfestigt, was dazu führt, dass das letztlich vorhandene Biegemoment und somit die Rückfederung reduziert werden. In [203] wurde die Legierung AA5182 unter isothermen und nicht-isothermen Bedingungen bei Temperaturen bis 300 °C untersucht. Auf Basis einer numerischen Simulation konnte festgestellt werden, dass sich das Rückfederungsverhalten proportional zu den Unterschieden der Tangentialspannungen an der Ober- und Unterseite des Blechs verhalten. Im Vergleich zu einer isothermen Warmumformung konnte für das Abschreckumformen eine höhere Rückfederung identifiziert werden, zumal bedingt durch die Abkühlung des Blechs während der Umformung die Spannungen im Vergleich zum isothermen Prozess wieder ansteigen. Deng et al. [204] untersuchten das Rücksprungverhalten unter isothermen und nicht-isothermen Bedingungen der Legierung AA2024. Dabei konnte ebenfalls festgestellt werden, dass sich das Rücksprungverhalten bei kalten Werkzeugen im Vergleich zu isothermer Warmumformung erhöht. Zudem wurde die These aufgestellt, dass sich durch die Reduktion der Fließspannung mit erhöhter Temperatur der Widerstand gegenüber Verformung reduziert und sich somit der plastifizierte Anteil im Biegeradius erhöht, was zu einer Verringerung des Rücksprungwinkels führt.

7.4 Zusammenfassende Prozessbewertung

Die finale Prozessbewertung erfolgt auf Basis der im Rahmen der Arbeit ermittelten Eigenschaften sowie anhand von Vergleichswerten aus der Literatur. Der Fokus liegt dabei auf der Prozesseffizienz, also den erzielbaren Eigenschaften in Relation zu dem dafür notwendigen Aufwand bei der Prozessauslegung sowie bei der Prozessdurchführung.

Leichtbaupotential

Eines der wichtigsten Bewertungskriterien stellt die im Rahmen der Prozessführung erzielbare Zugfestigkeit dar. Wichtig ist in diesem Zusammenhang, dass hierfür nicht die im Rahmen der Arbeit maximal erzielbare Zugfestigkeit herangezogen wird, sondern die Zugfestigkeit, welche einerseits unter industrienahen Bedingungen erreicht werden kann und andererseits die Vorteile des Abschreckumformens hinsichtlich Ressourceneffizienz beinhaltet. Da die Lackeinbrennung ein fester Bestandteil der Prozesskette im Rohbau ist, wird das Potential hinsichtlich der erreichbaren Festigkeit lediglich in Kombination mit der Warmauslagerung in Anlehnung an den Paint Bake bewertet, um die Prozesskette möglichst kurz zu halten. Unter

diesen Bedingungen konnte für die Legierung AA6111 im Rahmen der Umformung unter Abschreckbedingungen die höchste Zugfestigkeit von $307 \text{ MPa} \pm 8 \text{ MPa}$ (SG+PB) im Flanschbereich des Hutprofils identifiziert werden. Hierbei gilt es zu beachten, dass für die Festigkeitssteigerung im Paint Bake ein zusätzliches Stabilisierungsglügen durchgeführt werden muss. Im Vergleich dazu beträgt die durch Kaltumformung im Zustand T4* in Kombination mit einem Paint Bake erzielte Zugfestigkeit im Zargenbereich $336 \text{ MPa} \pm 1 \text{ MPa}$. Bei der Legierung AA7075 beläuft sich die höchste Festigkeit nach Abschreckumformen auf maximal $540 \text{ MPa} \pm 3 \text{ MPa}$ (PB) im Bodenbereich. Durch eine Umformung im W-Temper-Zustand ergibt sich ein nahezu identischer Festigkeitswert von $539 \text{ MPa} \pm 8 \text{ MPa}$ (PB) im Flanschbereich. Im Vergleich dazu lässt sich gemäß [148] durch eine Halbwarmumformung in Kombination mit einer Lackeinbrennung eine maximale Festigkeit von 517 MPa erzielen.

Um das Leichtbaupotential genauer zu spezifizieren und dieses in Relation zu anderen Werkstoffen wie beispielsweise dem Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 (MBW® 1500) mit einer Zugfestigkeit von 1500 MPa [205] zu setzen, wird die spezifische Zugfestigkeit herangezogen, welche das Verhältnis zwischen Festigkeit und Dichte beschreibt. Eine Einordnung der erzielbaren spezifischen Festigkeiten in Verbindung mit der erzielbaren Bruchdehnung kann Bild 61 entnommen werden.

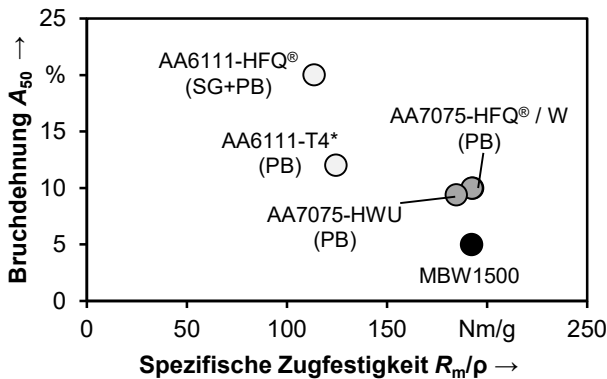


Bild 61: Vergleich der in Abhängigkeit der Prozessführung erzielbaren Spezifischen Zugfestigkeit in Relation zur Bruchdehnung

Im direkten Vergleich der Verfahren zueinander wird deutlich, dass vor allem die Verarbeitung der 7000er-Legierung hinsichtlich der erzielbaren Eigenschaften mit dem klassischen Presshärtestahl in Konkurrenz treten

kann. In Bezug auf die Bruchdehnung, welche als Maß für die Energieabsorption im Crash herangezogen werden kann, zeigen sich hierbei sogar bessere Werte im Vergleich zum Stahl.

Ressourceneffizienz

Ressourceneffizienz wird nach VDI 4800 [206] als das Verhältnis eines bestimmten Nutzens zu dem dafür erforderlichen Einsatz an natürlichen Ressourcen definiert. Für die Herstellung von Bauteilen im Rahmen eines Umformprozesses steht hierbei vor allem der umweltbezogene Aufwand im Fokus, welcher den Verbrauch an Energie und Rohstoffen, sowie die Beanspruchung von Umweltmedien beinhaltet [206].

Speziell bei der Herstellung von Blechbauteilen ist daher bereits der Energieaufwand für die Herstellung der Halbzeuge wie beispielweise bei der Gewinnung von Primäraluminium von hoher Bedeutung. Bei der Verarbeitung des Aluminiums in den Walzwerken entstehen vor allem Kosten hinsichtlich des Energieaufwands für die Wärmebehandlungen. Bei der verarbeitenden Stelle wie beispielsweise im Presswerk kommen schließlich neben dem Energieverbrauch für Wärmebehandlungen auch der Energieverbrauch für die Umformung der Werkstoffe zum Tragen. Für eine Bewertung der Ressourceneffizienz der unterschiedlichen Prozesse wird daher bezüglich der durchzuführenden Wärmebehandlungsschritte, der dafür notwendigen Temperaturen, der benötigten Umformkräfte und der notwendigen Taktzeit Rechnung getragen.

Mit Fokus auf die Prozesskette ergibt sich bei einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess der Vorteil, dass das Halbzeug nicht im Zustand T₄ oder T₆, sondern im Zustand F bezogen werden kann. Aufgrund der geringeren Anzahl an Wärmebehandlungsschritten beim Halbzeughersteller ergibt sich folglich eine Verkürzung der Prozesskette. Zwar wird der Schritt des Lösungsglühens nur von der erzeugenden Stelle zur verarbeitenden Stelle transferiert, allerdings kann bei Verwendung des Paint Bakes als einziges Warmauslagerungsverfahren die zeit- und temperaturintensive T₄- oder T₆-Auslagerung entfallen, was die Ressourceneffizienz hinsichtlich des Gesamtenergieverbrauchs verbessert. Aufgrund der möglichen Verwendung des Halbzeugs im Zustand F entfallen folglich auch sämtliche Reglementierungen hinsichtlich der Lagerung der Coils. Da aufgrund der auslagerungsbedingten Festigkeitssteigerung die Aluminiumlegierungen nur in einem bestimmten Zeitfenster verarbeitet werden sollten, ergibt sich somit eine erhöhte Flexibilität, zumal die Bleche ohnehin vor der Umformung lösungsgeglüht werden. Ein weiterer Vorteil ergibt sich dadurch, dass bei einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess

nicht komplette Coils durch Umluft wärmebehandelt werden müssen, sondern einzelne Platinen beispielsweise durch Kontakterwärmung mittels eines Wärmebehandlungswerkzeuges erwärmt werden können. Dies bietet das Potential, auch die Taktzeit des Prozesses zu verkürzen. Im Vergleich zur Warmumformung von Stahl kann zudem aufgrund der um knapp 50 % geringeren Prozesstemperaturen und der geringeren Wärmekapazität des Aluminiums zudem eine kürzere Zykluszeit im Vergleich zu Stahlhalbzeugen erreicht werden, da die Wärmeenergie schneller in das Werkzeug abfließen kann [207]. Ferner entstehen durch die Verarbeitung von Aluminium geringere thermische Belastungen in den Werkzeugen, wobei die tribologischen Beanspruchungen aufgrund der erhöhten Adhäsionsneigung von Aluminium tendenziell erhöht werden. Im Gegensatz zu Stahl müssen bei der Abschreckumformung Schmierstoffe eingesetzt werden, um die Werkzeugbelastung und Bauteilqualität zu optimieren. Hinsichtlich der notwendigen Prozesskräfte konnte anhand der Fließkurven gezeigt werden, dass im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses die Spannungen im Vergleich zur Umformung bei Raumtemperatur signifikant reduziert und gleichzeitig die erreichbaren Dehnungen erhöht werden. Dies führt zu einem geringeren Kraftverbrauch bei der Bauteilabpressung und ermöglicht somit die Herstellung größerer Bauteile in einstufigen Prozessen ohne die Verwendung aufwendiger Folgeverbünde im Mehrfachzug, was wiederum die Taktzeit reduzieren kann.

Basierend auf den im Rahmen der vorliegenden Arbeit gewonnenen Erkenntnissen kann zusammenfassend festgehalten werden, dass der kombinierte Umform- und Abschreckprozess eine effiziente Methode zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile darstellt. Unter Einbezug der gesamten Prozesskette gilt es dabei jedoch zu beachten, dass das Potential nur in Kombination mit hochfesten Legierungssystemen ausgeschöpft werden kann, welche bei Kaltumformung eine nicht ausreichende Formgebung und für den Einsatz eine hohe spezifische Festigkeit aufweisen.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Damit Mobilität auch in Zukunft gewährleistet werden kann, bedarf es seitens der Automobilindustrie an nachhaltigen Maßnahmen und Strategien, um die Effizienz von Fahrzeugen zu erhöhen und dabei gleichzeitig die Umweltbelastungen, wie beispielsweise CO₂-Emissionen, zu reduzieren. Eine dieser Strategien ist die Gewichtsreduktion von Fahrzeugen auf Basis von Leichtbaustrategien wie dem Stoffleichtbau. Aufgrund der hohen Festigkeit bei geringer Dichte rückten zuletzt hochfeste Aluminiumlegierungen in den Fokus der Forschungen, da dadurch einerseits weitere Blechdickenreduktionen im Vergleich zu konventionellen Aluminiumlegierungen und andererseits Leichtbau auch in sicherheits- und crashrelevanten Bereichen realisiert werden kann. Herausforderung bei der Umformung dieser Legierungsklasse ist allerdings das begrenzte Umformvermögen, weshalb meist temperaturgestützte Verfahren eingesetzt werden. Ein neuer Ansatz ist der kombinierte Umform- und Abschreckprozess. Dieser ermöglicht durch eine Wärmebehandlung in Kombination mit einer unmittelbaren Umformung und gleichzeitigen Abkühlung die Herstellung anspruchsvoller Bauteilgeometrien, welche im Rahmen einer nachgeschalteten Warmauslagerung zu höchsten Festigkeiten hin optimiert werden können. Ziel der vorliegenden Arbeit war es, ein grundlegendes Prozessverständnis für die Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zu generieren. Die Schwerpunkte bildeten dabei die Definition von Randbedingungen während der Wärmebehandlung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse, die Prozessauslegung anhand einer thermischen und mechanischen Werkstoffcharakterisierung sowie die Prozessanalyse und -bewertung zur Identifikation des Potentials eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses anhand eines Demonstratorbauteils.

Auf Basis einer Sensitivitätsanalyse zur Identifikation der signifikanten Einflussfaktoren während der Wärmebehandlung konnte festgestellt werden, dass bei beiden Aluminiumwerkstoffen die Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen den höchsten Einfluss auf die erzielbare Festigkeit hat, wobei die Empfindlichkeit beider Legierungen unterschiedlich stark ausgeprägt ist. Ferner konnte aufgezeigt werden, dass eine Variation der Wärmebehandlungsdauer im Rahmen des Lösungsglühens bis zu einer Stunde keinen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften nach Kalt- und Warmauslagerung hervorruft, was sich positiv auf die Prozessflexibilität auswirkt, zumal Platinen, die durch einen möglichen Stillstand der

Pressenlinie im industriellen Umfeld zu lange im Ofen verbleiben, nicht dem Ausschuss zugeführt werden müssen. Dabei gilt lediglich zu beachten, dass während der Wärmebehandlung die legierungsspezifische Lösungsglühtemperatur erreicht wird, damit ein vollständiges Lösen der Legierungselemente im Aluminiummischkristall gewährleistet wird, um das Potential zur Ausscheidungshärtung auszuschöpfen. Sofern eine Warmauslagerung in Anlehnung an den industriell etablierten Lackebrennprozess durchgeführt wird, ist für die Legierung AA6111 ein Stabilisierungsglühen unmittelbar nach dem Lösungsglühen erforderlich, um die Festigkeitssteigerung während des Paint Bakes durch Beeinflussung der Ausscheidungssequenz zu erhöhen, zumal es andernfalls zu einer Entfestigung des Werkstoffes kommt.

Die Analyse der durch Werkzeugkontakt erzielbaren Abkühlraten und den daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften zeigte bei beiden Legierungen einen Anstieg des Wärmeüberganges mit zunehmender Flächenpressung, was auf eine Vergrößerung der Kontaktfläche zwischen Halbzeug und Werkzeug aufgrund von plastischer und elastischer Deformationen der Rauheitsspitzen zurückzuführen ist. Die Verwendung von Schmierstoff führte zu einer Verstärkung dieses Effekts, zumal die Wärmeleitfähigkeit des Fluids, welches sich in den Rauheitstälern befindet, stärker ausgeprägt ist als die von Luft. Bei beiden Aluminiumwerkstoffen konnten für die untersuchten Anpressdrücke bis 20 MPa keine signifikanten Unterschiede hinsichtlich der erzielbaren mechanischen Eigenschaften verzeichnet werden, was bedeutet, dass zum einen bereits bei geringen Kontaktdrücken die erforderlichen Abkühlraten erreicht werden können. Zum anderen zeugt dies von einer ausgeprägten Prozessrobustheit, da innerhalb des untersuchten Druckbereichs nahezu konstante mechanische Eigenschaften erzielt werden können. Zur Beschreibung des Fließverhaltens der Aluminiumlegierungen in Abhängigkeit unterschiedlicher Temperaturen, welche sich durch den Werkzeugkontakt während der Umformung ergeben, wurden konduktive Warmzugversuche durchgeführt. Dabei konnte festgestellt werden, dass beide Legierungen ein temperatur- und dehnratensensitives Fließverhalten aufweisen. Neben einer nahezu linearen Reduktion des Fließbeginns und des Verfestigungsexponenten mit zunehmender Temperatur, konnte ferner die Bruchdehnung im Vergleich zum Ausgangszustand signifikant erhöht werden. Als zugrundeliegende Mechanismen wurden dynamische Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge identifiziert. Neben der Erarbeitung eines Verständnisses hinsichtlich des temperatur- und dehnratenabhängigen Fließverhaltens, dienten die

Ergebnisse zur Aufstellung einer neuartigen Konstitutivgleichung zur Beschreibung des Fließverhaltens in Abhängigkeit der Umformtemperatur- und Geschwindigkeit als Grundlage für den Aufbau einer Materialkarte im Rahmen der numerischen Simulation.

Die Bewertung des Potentials eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses erfolgte anhand eines Demonstratorbauteils in Form eines Hutprofils. Zur Identifikation der Wechselwirkungen zwischen der Umformung, den erzielbaren Abkühlraten und den resultierenden Eigenschaften wurde ein kombinierter experimentell-numerischer Ansatz verwendet. Auf Basis eines numerischen Prozessmodells konnten die lokalen Spannungen, Dehnungen und Temperaturen während des Prozesses den im Realprozess experimentell ermittelten mechanischen Eigenschaften gegenübergestellt werden. Dabei zeigte sich, dass die Umformung unter Abschreckbedingungen einen entscheidenden Einfluss auf die Ausscheidungshärtung hat. Bei beiden Legierungen konnte ein Rückgang der Festigkeiten in der Umformzone identifiziert werden, wobei dieser Effekt in Abhängigkeit der Legierung nach unterschiedlichen Auslagerungskonfigurationen aufgetreten ist. Während bei der Legierung AA6111 eine Festigkeitsreduktion nach Kaltauslagerung festgestellt wurde, trat dieser Effekt bei der Legierung AA7075 nach dem Paint Bake auf. Als zugrundeliegende Mechanismen konnte im Fall der 6000er-Legierung eine Unterdrückung der Ausscheidungsbildung aufgrund erhöhter Leerstellenkonzentrationen und bei der 7000er-Legierung eine Überalterung des Werkstoffes aufgrund der zu hohen Temperaturen während des Paint Bakes identifiziert werden. Da beide Effekte bei einer T6-Auslagerung nicht auftraten, wird für den industriellen Einsatz diese Auslagerungsstrategie empfohlen.

Eine abschließende Potentialbewertung brachte hervor, dass der kombinierte Umform- und Abschreckprozess vor allem für die Verarbeitung der hochfesten Legierung AA7075 zielführend ist. Speziell im Vergleich zur Halbwarmumformung kann zum einen die Prozesskette verkürzt und gleichzeitig höhere Festigkeiten und Dehnungen erzielt werden. Bezogen auf die spezifische Festigkeit können sogar bessere Eigenschaften im Vergleich zur Verarbeitung hochfester Stähle erzielt werden, zumal neben den resultierenden Eigenschaften auch weitere Prozessgrößen wie beispielsweise die Ofentemperatur, die Taktzeit und die Werkzeugbeanspruchung reduziert werden können. Das Verfahren weist demnach ein hohes Potential für die industrielle Herstellung hochfester Aluminiumbauteile auf.

Für eine Umsetzung des Verfahrens im industriellen Maßstab sollte in künftigen Forschungsvorhaben das Korrosionsverhalten untersucht werden, da die Abschreckgeschwindigkeit einen Einfluss auf das Spannungsrisskorrosionsverhalten haben kann und somit das Bauteilverhalten im späteren Einsatz limitieren kann. Ferner sollten neben biegedominierten Umformverfahren auch andere Spannungszustände wie beispielsweise das zugdruckdominierte Tiefziehen sowie das damit assoziierte Werkstoffverhalten beispielsweise hinsichtlich Anisotropie berücksichtigt werden. Weiteren Forschungsbedarf stellt die Entwicklung neuartiger Schmiersysteme dar, welche zum einen eine ausreichende Temperaturbeständigkeit und Schmierwirkung im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses aufweisen und zum anderen die nötigen Anforderungen der Bauteile hinsichtlich der erzielbaren Oberflächengüte und Lackierbarkeit erfüllen.

9 Summary and outlook

To ensure mobility in the future, the automotive industry needs sustainable measures and strategies to increase the efficiency of vehicles while at the same time reducing environmental pollution, such as CO₂ emissions. One of these strategies is the weight reduction of vehicles based on lightweight strategies and materials. Due to the high strength and low density, the focus of research has recently been on high-strength aluminum alloys, as these can lead to further sheet thickness reductions compared to conventional aluminum alloys and realize lightweight constructions even in safety- and crash-relevant areas. However, the challenge is the limited formability of these alloys, which is why temperature-assisted forming processes are usually used. A new approach is the combined forming and quenching process. By means of a heat treatment in combination with an immediate forming and simultaneous quenching, the production of sophisticated component geometries can be enabled, which in turn can be optimized to the highest strengths by means of ageing processes. The aim of the present work was to generate a basic process understanding for the manufacturing of high-strength aluminum sheet metal components within the framework of a combined forming and quenching process. The focus was on the definition of boundary conditions during heat treatment on the basis of a sensitivity analysis, the process design based on a thermal and mechanical material characterization as well as the process analysis and evaluation to identify the potential of a combined forming and quenching process using a demonstrator component.

On the basis of a sensitivity analysis to identify the significant influencing factors during the heat treatment, the cooling rate after solution heat treatment was found to have the highest influence on the achievable strength of both aluminum materials, while the sensitivity of both alloys was very different. Furthermore, it was shown that varying the heat treatment time during solution heat treatment for up to one hour does not have a negative effect on the mechanical properties after room temperature and artificial aging. This has a positive effect on the process flexibility, especially on blanks remaining in the oven for too long by a possible press line stop in the industrial environment. It is only important to note that during the heat treatment, the alloy-specific solution heat treatment temperature is reached in order to ensure complete dissolution of the alloying elements in the aluminum matrix to exploit the potential for precipitation hardening.

If artificial aging is carried out in accordance with the industrially established paint baking process, stabilization annealing is required immediately after the solution heat treatment in case of the alloy AA6111, to increase the strength during the paint-bake by influencing the precipitation sequence, since otherwise a softening of the material is caused.

The analysis of the cooling rates obtainable by tool contact and the resulting mechanical properties showed an increase in the heat transfer with increasing surface pressure in case of both alloys, which is attributable to an increase in the contact area between the blank and the tool due to plastic and elastic deformations of the roughness peaks. The use of lubricant led to an increase of this effect, since the thermal conductivity of the fluid, which is located in the roughness valleys, is more pronounced than that of air. For both aluminum alloys, the investigated contact pressures up to 20 MPa showed no significant differences with respect to the achievable mechanical properties. On the one hand this shows that the required cooling rates can be achieved even at low contact pressures. On the other hand, this testifies to pronounced process robustness, since almost constant mechanical properties can be achieved within the investigated pressure range. To describe the flow behavior of the aluminium alloys as a function of different temperatures, which result from the tool contact during the forming, conductive warm tensile tests were performed. It could be determined that both alloys show a temperature and strain rate-sensitive flow behavior. In addition to a nearly linear reduction of the flow stress and the hardening exponent with increasing temperature, the elongation at break could be significantly increased in comparison to the initial state. As underlying mechanisms dynamic recovery and recrystallization processes were identified. Further to the development of an understanding of the temperature and strain rate dependent flow behavior, the results were used to establish a novel constitutive model to describe the flow behavior as a function of temperature- and strain rate as the basis for the development of a material card in the context of numerical simulation.

The evaluation of the potential of a combined forming and quenching process was carried out on the basis of a demonstrator component in the form of a hat profile. In order to identify the interactions between the forming, the achievable cooling rates and the resulting properties, a combined experimental-numerical approach was used. On the basis of a numerical process model, the local stresses, strains and temperatures during the process could be compared with the mechanical properties which were experimentally determined in the real process. It was found that the forming

under quenching conditions has a decisive influence on precipitation hardening. For both alloys, a decrease in strength in the forming zone could be identified, with this effect occurring in different heat treatment configurations depending on the alloy. While a reduction in strength after room temperature aging was noted for alloy AA6111, this effect occurred with alloy AA7075 after paint bake. As underlying mechanisms, in the case of the 6000 alloy suppression of precipitate formation due to increased vacancy concentrations could be identified, and in the case of the 7000 alloy, overaging of the material due to excessively high temperatures during the paint-bake could be reported. Since both effects did not occur after a T6 treatment, this ageing strategy is recommended for industrial use.

A final assessment of the potential showed that the combined forming and quenching process is particularly effective for processing the high-strength AA7075 alloy. Especially in comparison to isothermal warm forming, the process chain can be shortened and, at the same time, higher strengths and elongations can be achieved. In regard to the specific strength, even better properties can be achieved in comparison to the processing of high-strength steels, especially since, in addition to the resulting properties, further process variables such as, for example, the furnace temperature, the cycle time and the tool stress can be reduced. Accordingly, the process has a high potential for the industrial production of high-strength aluminum components.

In order to implement the process on an industrial scale, the corrosion behavior should be investigated in future research projects, as the quenching rate can have an influence on the stress corrosion cracking behavior which might limit the later use of the components. Furthermore, in addition to bending-dominated forming processes, other stress states such as, the tension-compression-dominated deep drawing and the material behavior associated therewith, for example with regard to anisotropy, should also be taken into account. Further research is required for the development of novel lubrication systems, which on the one hand have a sufficient temperature resistance and lubricating effect in the context of a combined forming and quenching process and on the other meet the necessary requirements of the components in terms of achievable surface quality and paintability.

Literaturverzeichnis

- [1] Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und nukleare Sicherheit: Auf dem Weg zur Nachhaltigen Mobilität. Internet: <https://www.bmu.de/themen/luft-laerm-verkehr/verkehr/nachhaltige-mobilitaet/> (aufgerufen am 02.11.2018).
- [2] ADAC, zukunftsInsitut: Die Evolution der Mobilität. Internet: https://www.adac.de/_mmm/pdf/fi_evolution_der_mobilitaet_294662.pdf (aufgerufen am 30.03.2019).
- [3] Bauernhansl, T. ; Sauer, A. (Hrsg.): Energieeffizienz in Deutschland - eine Metastudie. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2016, 2. Auflage.
- [4] Helmers, E.: Die Modellentwicklung in der deutschen Autoindustrie: Gewicht contra Effizienz. Internet: https://www.vcd.org/-fileadmin/user_upload/Redaktion/Publikationsdatenbank/Auto_Umwelt/Gutachten_Modellentwicklung_deutsche_Autoindustrie_2015.pdf (aufgerufen am 30.03.2019).
- [5] Hirsch, J.: Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. *Materials Transactions* 52(2011)5, S. 818-824.
- [6] Forschungsvereinigung Automobiltechnik: Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch belastungsgerechte Gestaltung und innovative Lösungen für lokale Verstärkungen von Fahrzeugstrukturen in Mischbauweise, FAT-Schriftenreihe 244, VDA, 2012.
- [7] Siebenpfeiffer, W. (Hrsg.): Energieeffiziente Antriebstechnologien. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013.
- [8] Merklein, M.: Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau. Habilitation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2006.
- [9] Henriksson, F.; Johansen, K.: On Material Substitution in Automotive BIWs-From Steel to Aluminum Body Sides. *Procedia CIRP* 50(2016), S. 683-688.

- [10] Friedrich, H. E. (Hg.): Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017.
- [11] Landesagentur für Elektromobilität und Brennstoffzellentechnologie: Leichtbau in Mobilität und Fertigung. Internet: <https://www.ipa.fraunhofer.de/content/dam/ipa/de/documents/Publikationen/Studien/Leichtbaustudie.pdf> (aufgerufen am 30.03.2019).
- [12] Kammer, C.: Aluminium Taschenbuch 1: Grundlagen und Werkstoffe. Beuth, 2011, 16. Auflage.
- [13] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2014, 3. Auflage.
- [14] Handelsblatt: Wettstreit der Leichtgewichte. Internet: <https://www.handelsblatt.com/unternehmen/energie/aluminium-fuer-die-autobranche-wettstreit-der-leichtgewichte/1-9756378.html?ticket=ST-116545-6kwfYduZUKnxAjdBTMBo-ap4> (aufgerufen am 07.07.2018).
- [15] McKinsey & Company: Lightweight - heavy impact. Internet: https://www.mckinsey.com/~/_media/mckinsey/dotcom/client_service/automotive%20and%20assembly/pdfs/lightweight_heavy_impact.aspx (aufgerufen am 24.08.2018).
- [16] Reich, M.: Mechanische Eigenschaften unterkühlter Aluminiumlegierungen und deren Implementierung in die Wärmebehandlungssimulation. Dissertation, Universität Rostock, 2013.
- [17] Doege, E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2010, 2. Auflage.
- [18] Schatt, W.; Horch, H.: Werkstoffwissenschaften. Wiley-VCH, 2002, 9. Auflage.
- [19] Milkereit, B.: Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme von Al-Mg-Si-Legierungen. Dissertation, Universität Rostock, 2011.
- [20] Kessler, O.: Ausscheidungshärten von Aluminium-Legierungen - Teil 1. Der Wärmebehandlungsmarkt 2(2001), S. 5-8.

- [21] Kessler, O.: Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen - Teil 2. Der Wärmebehandlungsmarkt 3(2001), S. 5-8.
- [22] Kavalco, P. M.; Canale, L. C. F.; Totten, G. E.: Quenching Fundamentals - Quenching of Aluminum Alloys: Cooling rate, strength and intergranular corrosion. Heat Treating Progress ASM International, 2009.
- [23] Wloka, J.; Hack, T.; Virtanen, S.: Influence of temper and surface condition on the exfoliation behaviour of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys. Corrosion science 49(2007)3, S. 1437-1449.
- [24] Bomas, H.: Abschreckgeschwindigkeit von AlMgSi-Legierungen beeinflusst die Festigkeitswerte. Maschinenmarkt 88(1982), S. 1220-1222.
- [25] Dilthey, U: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005, 3. Auflage.
- [26] Poznak, A.; Thole, V.; Sanders, P.: The Natural Aging Effect on Hardenability in Al-Mg-Si: A Complex Interaction between Composition and Heat Treatment Parameters. Metals 8(2018)309, S. 1-23.
- [27] Ried, A.; Schwellinger, P.; Bichsel, H.: Untersuchungen über den Zwischenlagerungseffekt bei AlMgSi-Legierungen. Aluminium 53(1977), S. 595-599.
- [28] Aruga, Y.; Kozuka, M.; Takaki, Y.; Sato, T.: Formation and reversion of clusters during natural aging and subsequent artificial aging in an Al-Mg-Si alloy. Journal of Materials Science and Engineering A 631(2015), S. 86-96.
- [29] Yamada, K.; Sato, T.: Role of quenched-in excess vacancies in two-step aging behavior of Al-Mg-Si alloys. Journal of the Japan Institute of Metals 65(2001), S. 897-902.
- [30] Norm DIN EN 515:2017: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Halbzeug - Bezeichnungen der Werkstoffzustände. Berlin: Beuth, 2017.

- [31] Arnold, B.: Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2017, 2. Auflage.
- [32] Edwards, G. A.; Stiller, K.; Dunlop, G.; Couper, M. J.: The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys. *Acta Materialia* 46(1998), S. 3893-3904.
- [33] Chakrabarti, D. J.; Laughlin, D. E.: Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions, *Progress in Materials Science* 49(2004), S. 389-410.
- [34] Barbosa, C.; Rebello, J. M. A.; Acselrad, O.; Dille, J.; Delplancke, J.-L.: Identification of precipitates in 6013 aluminum alloy (Al-Mg-Si-Cu). *Zeitschrift Metallkunde* 93(2002), S.208-211.
- [35] Zander, D.; Schnatterer, C.; Altenbach, C.; Chaineux, V.: Microstructural impact on intergranular corrosion and the mechanical properties of industrial drawn 6056 aluminum wires. *Materials & Design* 83(2015), S.49-59.
- [36] Hirsch, J.: Aluminium alloys for automotive application. *Materials Science Forum* (242)1997, S. 33-50.
- [37] Zhen, L.; Kang, S. B.: The effect of pre-aging on microstructure and tensile properties of Al-Mg-Si alloys. *Scripta Materialia* 36(1997)10, S. 1089-1094.
- [38] Löffler, H.; Kovács, J.; Lendvai, J.: Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys. *Journal of Materials Science* 18(1983), S. 2215-2240.
- [39] Deschamps, A.; Bréchet, Y.: Nature and Distribution of quench-induced precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu Alloy. *Scripta Materialia* 39(1998)11, S. 1517-1522.
- [40] Mondolfo, L. F.: *Aluminum Alloys: Structure and Properties*. Butterworth-Heinemann, 1979, 2. Auflage.
- [41] Polmear, I. J.: *Light Alloys: Metallurgy of the light metals*. Butterworth-Heinemann, 1995, 3. Auflage.
- [42] Wloka, J.: *Korrosionsuntersuchungen an scandiumhaltigen AlZnMgCu-Legierungen*. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2009.

- [43] McNaughtan, D.; Worsfold, M.; Robinson, M. J.: Corrosion product force measurements in the study of exfoliation and stress corrosion cracking in high strength aluminium alloys. *Corrosion Science* 45(2003), S. 2377-2389.
- [44] Ramgopal, T.; Gouma, P. I.; Frankel, G. S.: Role of Grain-Boundary Precipitates and Solute-Depleted Zone on the Intergranular Corrosion of Aluminum Alloy 7150. *Corrosion* 58(2002), S. 687-697.
- [45] Neugebauer, R.; Altan, T.; Geiger, M.; Kleiner, M.; Sterzing, A.: Sheet metal forming at elevated temperatures. *CIRP Annals* 55(2006), S. 793-816.
- [46] Merklein M.: Tailored Blanks. In: *CIRP Encyclopedia of Production Engineering*, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2014.
- [47] Merklein, M.; Johannes, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: A review on tailored blanks - Production, applications and evaluation. *Journal of Materials Processing Technology* 214(2014), S. 151-164.
- [48] Siebel, E.; Beisswänger, H.: Ziehversuche mit hartgewalzten und partiell geglühten Ronden zur Erhöhung des Ziehverhältnisses. In: *Mitteilungen für die Mitglieder der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung*, Düsseldorf (1953), S. 89-93.
- [49] Vogt, U.: Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailor Heat Treated Blanks. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2009.
- [50] Kahrmanidis, A.: Thermisch unterstützte Umformung von Aluminiumblechen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2017.
- [51] Kahrmanidis, A.; Lechner, M.; Degner, J.; Wortberg, D.; Merklein, M.: Process Design of Tailor Heat Treated Blanks. *Materials* 8(2015)12, S. 8524-8538.
- [52] Herrmann, J.; Merklein, M.: Improvement of deep drawability of ultra-fine grained 6000 series aluminum alloy by tailored heat treatment, *Procedia Manufacturing* 15(2018), S. 976-983.
- [53] 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, S. 391-398.
- [54] Graser, M.; Pflaum, N.; Merklein, M.: Influence of a local laser heat treatment on the bending properties of aluminium extrusion profiles, *Procedia CIRP* 74(2018), S. 780-784.
- [55] Lechner, M.: Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2015.
- [56] Merklein, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: Verfahren und Werkzeug zur Wärmebehandlung von Aluminiumblechwerkstoff sowie nach einem derartigen Verfahren wärmebehandelter Aluminiumblechwerkstoff. Patent EP 12 178 269.2, 2011.
- [57] Smeyers, A. A. M.; Khosla, S.: Verfahren zur Herstellung von Automobilstrukturteilen aus AA7xxx-Aluminiumlegierung. Patent EP 2 581 218 B2, 2012.
- [58] Mendiguren, J.; Saenz de Argandona, E.; Galdos, L.: Hot stamping of AA7075 aluminum sheets. *Materials Science and Engineering* 159(2016), S. 1-5.
- [59] Kumar, M.; Ross, N.: Influence of temper on the performance of a high-strength Al-Zn-Mg alloy sheet in the warm forming processing chain. *Journal of Materials Processing Technology* 231(2016), S. 189-198.
- [60] Degner, J.; Merklein, M.: Efficient Aluminium - Anwendung hochfester Aluminiumlegierungen im modernen Karosseriebau. In: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung (Hrsg.): Tagungsband des 37. EFB-Kolloquiums Blechverarbeitung 2017, S. 219-231.
- [61] Cina, B.: Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking. US-Patent US 3856584 A., 1974.
- [62] Park, J.; Ardell, A.: Effect of retrogression and reaging treatments on the microstructure of Al-7075-T651. *Metallurgical and Materials Transactions A* 15(1984)8, S. 1531-1543.

- [63] Unger, N.: Untersuchung einer thermisch unterstützten Fertigungskette zur Herstellung umgeformter Bauteile aus der härtesten Aluminiumlegierung EN AW-7020. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2017.
- [64] Norm DIN 8582:2003-09: Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht. Berlin: Beuth 2003.
- [65] Drossel, G.; Friedrich, S.; Kammer, C.; Lehnert, W.; Liesenberg, O.: Aluminium Taschenbuch: Band 2: Umformung von Aluminiumwerkstoffen, Gießen von Aluminiumteilen, Oberflächenbehandlung, Recycling und Ökologie. Düsseldorf: Alu Media, 2009, 16. Auflage.
- [66] Bambach, M.: Process and Materials Modeling in Metal Forming. Habilitation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2016.
- [67] 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, S. 55-80.
- [68] Harrison, N. R.; Friedman, P. A.; Pan, J.: Warm forming die design, Part III: design and validation of a warm forming die. *Journal of Manufacturing Processes* 20(2015), S. 356-366.
- [69] Doege, E.; Walter, G.; Kurz, G.; Meyer, T.: Umformen von Magnesium-Feinblechen mit temperierten Werkzeugen. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., EFB-Forschungsbericht Nr. 195, 2002.
- [70] Maqhabunphachai, S.; Koç, M.: Investigations on forming of aluminum 5052 and 6061 sheet alloys at warm temperatures. *Materials & Design* 31(2010)5, S. 2422-2434.
- [71] Rasera, J. N.; Daun, K. J.; Shi, C. J.; D'Souza, M.: Direct contact heating for hot forming die quenching. *Applied Thermal Engineering* 98(2016), S. 1165-1173.

- [72] Afshin, E.; Kadkhodayan, M.: An experimental investigation into the warm deep-drawing process on laminated sheets under various grain sizes. *Material & Design* 87(2015), S. 25-35.
- [73] Finch, D. M.; Wilson, S. P.; Dorn, J. E.: Deep drawing aluminum alloys at elevated temperatures - Part I: Deep drawing cylindrical cups. *Trans. ASM* 36(1946), S. 254-289.
- [74] Finch, D. M.; Wilson, S. P.; Dorn, J. E.: Deep drawing aluminum alloys at elevated temperatures - Part II: Deep drawing boxes. *Trans. ASM* 36(1946), S. 290-310.
- [75] Shehata, F.; Painter, J. F.; Pearce, R.: The warm forming of aluminium/magnesium alloy sheet. *Journal of Mechanical Working Technology* 2(1979)3, S. 279-290.
- [76] Toros, S.; Ozturk, F.; Kacar, I.: Review of warm forming of aluminum magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 207(2008), S. 1-12.
- [77] Kumar, M.; Sotirov, N.; Chimani, C. M.: Investigations on warm forming of AW-7020-T6 alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology* 214(2014), S. 1769-1776.
- [78] Wang, H.; Luo, Y. B.; Friedmann, P.; Chen, M. H.; Gao, L.: Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA7075. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22(2012)1, S. 1-7.
- [79] Fan, X.; He, Z.; Lin, P.; Yuan, S.: Microstructure, texture and hardness of Al-Cu-Li alloy sheet during hot gas forming with integrated heat treatment. *Materials & Design* 94(2016), S. 449-456.
- [80] Smolej, A.; Gnamuš, M.; Slaček, E.: The influence of the thermo-mechanical processing and forming parameters on superplastic behaviour of the 7475 aluminium alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 118(2001)1-3, S. 394-402.
- [81] Garrett, R.; Lin, J.; Dean, T.: Solution Heat Treatment and Cold Die Quenching in Forming AA 6xxx Sheet Components: Feasibility Study. *Advanced Materials Research* 6(2005), S. 673-680.

- [82] Lin, J.; Dean, T.; Garrett, P.; Foster, A.: Process for forming metal alloy sheet components. Patent WO 2008059242 A2, 2008.
- [83] Foster, A.; Dean, T. A.; Lin, J.: Process for forming aluminum alloy sheet components. Patent EP2324137B1, 2008.
- [84] Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2010)15, S. 2103-2118.
- [85] Merklein, M.; Behrens, B.-A.; Tekkaya, E. A.: Presshärten von Stählen. 50 Jahre FOSTA, Forschungsvereinigung Stahlforschung e.V., 2018.
- [86] Bredemeier, H.: Beitrag zur Polymorphie des Eisens. *Journal of Inorganic and General Chemistry* 151(1926)1, S. 109-112.
- [87] Lechler, J.: Grundlegende Untersuchungen zur Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2008.
- [88] Merklein, M.; Lechler, J.: Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. *Journal of Materials Processing Technology* 177(2006)1-3, S. 452-455.
- [89] Zhou, J.; Wang, B. Y.; Lin, J. G.; Lei, F.; Ma, W. Y.: Forming defects in aluminum alloy hot stamping of side-door impact beam. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 24(2014)11, S. 3611-3620.
- [90] EU project LoCoLite (FP7 604240): An industry system enabling the use of a patented materials processing technology for Low Cost forming of Light Weight structures for transportation industries., Internet: <http://www.locolite.net/ProjectArea1/home> (aufgerufen am 30.04.2019).
- [91] Uni-Kassel: Allegro - Aluminium und Aluminiumlegierungen. Internet: <https://www.uni-kassel.de/projekte/allegro/startseite.html> (aufgerufen am 30.04.2019).
- [92] Bariani, P.F.; Bruschi, S.; Ghiotti, A.; Michieletto, F.: Effect of solubilisation on the high-temperature formability of AA6016 sheets. *Procedia CIRP* 18(2014), S. 68-73.

- [93] Liu, X.; Ji, K.; El Fakir, O.; 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), S. 158-170.
- [94] Mohamed, M. S. K.: An investigation of hot forming quench process for AA6082 aluminium alloys. Dissertation, Imperial College London, 2010.
- [95] Harrison, N.; Luckey, S.: Hot Stamping of a B-Pillar Outer from High Strength Aluminum Sheet AA7075. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing* 7(2014)3, S. 567-573.
- [96] Behrens, B.-A.; Hübner, S.; Bonk, C.; Vogt, H.; Maier, H. J.; Behrens, S.: Influences on the formability and mechanical properties of 7000-aluminum alloys in hot and warm forming. *Journal of Physics: Conference Series* 896(2017), S. 1-8.
- [97] Ganapathy, M.; Li, N.; Lin, J.; Abspoel, M.; Bhattacharjee, D.: A novel grip design for high-accuracy thermo-mechanical tensile testing of boron steel under hot stamping conditions. *Experimental Mechanics* 58(2018)2, S. 243-258.
- [98] Bariani, P. F.; Bruschi, S.; Ghiotti, A.; Michieletto, F.: Hot stamping of AA5083 aluminium alloy sheets. *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 62(2013), S. 251-254.
- [99] Xiao, W. C.; Wang, B. Y.; Kang, Y.; Ma, W. P.; Tang, X. F.: Deep Drawing of aluminum alloy 7075 using hot stamping. *Rare Metals* 36(2017)6, S. 485-493.
- [100] Kumar, N.; Ross, N. G.: Investigations on the hot stamping of AW-7921-T4 alloy sheet. *Advances in Materials Science and Engineering* 2017, S. 1-10.
- [101] Omer, K.; Kim, S.; Butcher, C.; Worswick, M.: Characterizing the Constitutive Properties of AA7075 for Hot Forming. *Journal of Physics: Conference Series* 896(2017), S. 1-10.
- [102] Voce, E.: The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Journal of the Institute of Metals* 74(1948)11, S. 537-562.

- [103] Zhou, J.; Wang, B. Y.; Lin, J. G.; Fu, L.; Ma, W. Y.: Forming defects in aluminum alloy hot stamping of side-door impact beam. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 24(2014), S. 3611-3620.
- [104] Abedrabbo, N.; Pourboghrat, F.; Carsley, J.: Forming of aluminum alloys at elevated temperatures–Part 1: Material characterization. *International Journal of Plasticity* 22(2006)2, S. 314-341.
- [105] Lin, J.; Dean, T. A.: Modelling of microstructure evolution in hot forming using unified constitutive equations. *Journal of Materials Processing Technology* 167(2005), S. 354-362.
- [106] Lin, J.; Liu, Y.; Farrugia, D. C. J.; Zhou, M.: Development of dislocation-based unified material model for simulating microstructure evolution in multipass hot rolling, *Philosophical Magazine* 85(2005)18, S. 1967-1987.
- [107] Neubauer, I.; Hübner, K.; Wicke, T.: Thermo-mechanically coupled analysis: the next step in sheet metal forming simulation. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): *Proceedings Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel – CHS²*, Kassel, 2008.
- [108] Kuhn, D.; Kolleck, R.: Warmumformung – den höheren Festigkeiten folgend. *Maschinenmarkt* 17(2006), S. 86-87.
- [109] Karbasian, H.; Klimmek, C.; Brosius, A.; Tekkaya, A. E.: Numerical process design of hot stamping processes based on optimized thermo-mechanical characteristics., In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): *Proceedings Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel – CHS²*, Kassel, 2008.
- [110] Böckh, P.; Wetzel, T.: *Wärmeübertragung - Grundlagen und Praxis*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2017, 7. Auflage.
- [111] Leipertz, A.: *Wärme- und Stoffübertragung*. Erlangen: ESYTEC Energie- und Systemtechnik GmbH, 2008, 2. Auflage.
- [112] Abdulhay B.; Bourouga, B.; Dessain, C.: Experimental and Theoretical Study of Thermal Aspects of the Hot Stamping Process. *Applied Thermal Engineering* 31(2011)5, S. 674-685.

- [113] Lange, K. (Hrsg.): Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft. Springer Vieweg, 2002.
- [114] Ikeuchi, K.; Yanagimoto, J.: Valuation method for effects of hot stamping process parameters on product properties using hot forming simulator. *Journal of Materials Processing Technology* 8(2011), S. 1441-1447.
- [115] 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 Material Processing Technology* 228(2016), S. 25-33.
- [116] Henke, T.: Methoden zur Auslegung von robusten Prozessen in der Warmmassivumformung. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2016.
- [117] Liu, H.; Gang, Z.; Liu, C. M.; Zuo, L.: Effects of different tempers on precipitation hardening of 6000 series aluminium alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 17(2007)1, S. 122-127.
- [118] Ji, K.; El Fakir, O.; Gao, H.; Wang, L.: Determination of Heat Transfer Coefficient for Hot Stamping Process. *Materials Today: Proceedings* 2(2015)2, S. 434-439.
- [119] Lumitos AG: Lexikon Chemie- Wärmeübergangskoeffizient. Internet: <http://www.chemie.de/lexikon/W%C3%A4rme%C3%BCbergangskoeffizient.html> (aufgerufen am 06.04.2019).
- [120] Jain, V. K.: Determination of heat transfer coefficient for forging applications. *Journal of Materials Shaping Technology* 8(1990)3, S. 193-202.
- [121] Merklein, M.; Lechler, J.; Stoehr, T.: Investigations on the thermal behavior of ultra high strength boron manganese steels within hot stamping. *International Journal of Material Forming* 2(2009), S. 259-269.
- [122] Svec, T.: Untersuchungen zur Herstellung von funktions-optimierten Bauteilen im partiellen Presshärtprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2015.

- [123] 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 Institute of Mechanical Engineering* 33(2017), S. 75-84.
- [124] Li, H.; He, L.; Zhang, C.; Cui, H.: Research on the Effect of Boundary Pressure on the Boundary Heat Transfer Coefficients between Hot Stamping Die and Boron Steel. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 91(2015), S. 401-415.
- [125] Zhao K.; Wang, B.; Chang, Y.; Tang, X.; Yan, J.: Comparison of the Methods for Calculating the Interfacial Heat Transfer Coefficient in Hot Stamping. *Applied Thermal Engineering* 79(2015), S. 17-26.
- [126] Zhang, Z.; Gao, P.; Liu, C.; Li, X.: Experimental and Simulation Study for Heat Transfer Coefficient in Hot Stamping of High-strength Boron Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B* 46(2015)6, S. 2419-2422.
- [127] 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, S. 723-730.
- [128] 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), S. 266-282.
- [129] Liu, X.; El Fakir, O.; Meng, L.; Sun, X.; Li, X.; Wang, L.: Effects of lubricant on the IHTC during the hot stamping of AA6082 aluminium alloy: experimental and modelling studies. *Journal of Materials Processing Technology* 255(2018), S. 175-183.
- [130] Göpfert, I.; Braun, D.; Schulz, M. (Hrsg.): *Automobillogistik - Stand und Zukunftstrends*. Wiesbaden: Gabler Verlag, 2017, 3. Auflage.
- [131] Garrett, R. P.; Lin, J.; Dean, T. A.: An investigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6xxx alloys: experimentation and modelling. *International Journal of Plasticity* 21(2005)8, S. 1640-1657.

- [132] D'Amours, G.; Ilinich, A.: Plasticity and Damage Modeling of the AA7075 Aluminium Alloy for Hot Stamping, 15th International LS-DYNA Users Conference, Detroit, 2018.
- [133] Norm DIN EN 573-3: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen. Beuth-Verlag, 2018.
- [134] VDA Empfehlung 239-300: Experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Walzprodukten aus Aluminiumlegierungen für die CAE-Berechnung Prüfung und Dokumentation. Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA), Berlin, 2015.
- [135] Svec, T.; Merklein, M.: Auswirkungen spezifischer Abkühlbedingungen auf den Wärmeübergang bei Presshärtprozessen. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2010, S. 121-140.
- [136] Norm DIN EN ISO 6892-2: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur. Berlin: Beuth-Verlag, 2018.
- [137] Dynamore GmbH: LS-DYNA-Einführung. Internet: <https://www.dynamore.de/de/produkte/dyna> (aufgerufen am 14.10.2018).
- [138] LS-DYNA Support: What are the differences between implicit and explicit? Internet: <https://www.dynasupport.com/faq/general/what-are-the-differences-between-implicit-and-explicit> (aufgerufen am 11.04.2019).
- [139] GOM GmbH: Funktionsweise ATOS Core. Internet: <https://www.atos-core.com/de/features.php> (aufgerufen am 14.10.2018).
- [140] Li, N.; Zheng, J.; Zhang, C.; Zheng, K.; Lin, J.; Dean, T. A.: Investigation on fast and energy-efficient heat treatments of AA6082 in HFQ processes for automotive applications. 4th International Conference on New Forming Technology (ICNFT 2015), MATEC Web of Conferences 21(2015), S. 1-7.

- [141] Hering, E.; Martin, R.; Stohrer, M.: Taschenbuch der Mathematik und Physik, Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, 2017.
- [142] 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, S. 3116-3120.
- [143] Spur, G.: Handbuch Umformen, Carl Hanser, 2012.
- [144] Cuniberti, A.; Tolley, A.; Riglos, M. C.; Giovachini, R.: Influence of natural aging on the precipitation hardening of an AlMgSi alloy. *Materials Science and Engineering: A* 527(2010)20, S. 5307-5311.
- [145] Hall, D. D.; Mudawar, I.; Morgan, R. E.; Ehlers, S. L.: Validation of a systematic approach to modeling spray quenching of aluminum alloy extrusions, composites, and continuous castings. *Journal of materials engineering and performance* 6(1997)1, S. 77-92.
- [146] Ried, A.; Schwellinger, P.; Bichsel, H.: Untersuchungen über den Zwischenlagerungseffekt bei AlMgSi-Legierungen. *Aluminium* 53(1977), S. 595-599.
- [147] Bryant, J. D.: The effects of preaging treatments on aging kinetics and mechanical properties in AA6111 aluminum autobody sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A* 30(1999)8, S. 1999-2006.
- [148] Behrens, B.-A.; Vogt, H.; Jalanesh, M.; Bonk, C.; Maier, H.J.; Behrens, S.: Warmumformung von 7xxx-Aluminiumlegierungen. EFB-Forschungsbericht Nr. 501, EFB Hannover, 2018.
- [149] Lenhard Jr., A. L.; Damasio, S. F.; Milke, A. R.; Schaeffer, L.: Method to estimate workpiece-die heat transfer coefficient on precision warm forging process. *Proceedings of the 4th JSTP International Seminar on Precision Forging*, Nara, Japan, 2006, S. 93-98.
- [150] Hoff, C.: Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2008.

- [151] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2008.
- [152] Meng, Q. L.; Wang, B. Y.; Fu, L.; Zhou, J.; Lin, J. G.: The influence of process parameters during hot stamping of AA6111 aluminum alloy sheet. *Advanced Materials Research* 572(2012), S. 255-260.
- [153] Ilinich, A.; Luckey, S.: On Modeling the Hot Stamping of High Strength Aluminum Sheet. *SAE Technical Paper* 983(2014).
- [154] Liu, X.; Ji, K.; El Fakir, O.; 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), S. 158-170.
- [155] Norm DIN EN ISO 4288: Geometrische Produktspezifikationen (GPS) Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit. Beuth-Verlag, 1998.
- [156] Fritz, A. H. (Hrsg.): *Fertigungstechnik*. Springer Vieweg, 2018, 12. Auflage.
- [157] Merklein, M.; Degner, J.: *Fertigung hochfester Aluminiumbauteile durch Umformen unter Abschreckbedingungen*. EFB-Forschungsbericht Nr. 493, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., 2018.
- [158] Brendel, H.; Hornung, E.; Leistner, D.; Neukirchner, J.; Schmidt, H.-J.; Winkler, H.; Winkler, L.: *Wissensspeicher Tribotechnik: Schmierstoffe, Gleitpaarungen, Schmiereinrichtungen*. Wien: Springer-Verlag, 1979.
- [159] Liu, S. D.; Zhang, X. M.; Chen, M. A., You, J. H.: Influence of aging on quench sensitivity effect of 7055 aluminum alloy. *Materials Characterization* 59(2008), S. 53-60.
- [160] Gelin, J. C.: Modelling of damage in metal forming processes. *Journal of Material Processing Technology* 80(1998), S. 24-32.
- [161] Glazoff, V.; Barlat, F.; Weilanda, H.: Continuum physics of phase and defect microstructures: bridging the gap between physical

- metallurgy and plasticity of aluminium alloys. *International Journal of Plasticity* 20(2004)3, S. 363–402.
- [162] Engler, O.; Hirsch, J.: Texture control by thermomechanical processing of AA 6xxx Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications – a review. *Materials Science and Engineering A* 336(2002), S. 249–262.
- [163] Dons, A. L.: The Alstruc homogenisation model for industrial aluminium. *Journal of Light Material* 1(2001)2, S. 133–149.
- [164] Ma, W.; Wang, B.; Bian, J.; Tang, X.; Yang, L.; Huo, Y.: A New Damage Constitutive Model for Thermal Deformation of AA6111 Sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A* 46(2015)6, S. 2748–2757.
- [165] Bargel, H. J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2012, 11. Auflage.
- [166] Prillhofer, R.; Berneder, J.; Enser, J.; Schulz, P.: Charakterisierung des Auslagerungsverhaltens und der Umformbarkeit von 6xxx Al-Legierungen für Automobil-Anwendungen. In: *Energieeffiziente Mobilität*, Chimani, C. und Uggowitzer, P. (Hrsg.), Ranshofen, 2014.
- [167] Roos, E.; Maile, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, Springer Vieweg, 2015.
- [168] Norm DIN EN ISO 10275:2014-08: *Metallische Werkstoffe - Blech und Band - Bestimmung des Verfestigungsexponenten im Zugversuch*. Berlin, Beuth, 2014.
- [169] Keller, S.; Brünger, E.; Wieser, D.: Warmumformung von Aluminium-Werkstoffen. Europäische Gesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (Hrsg.), 24. EFB-Kolloquium, Lösungen für die Verarbeitung moderner Blechwerkstoffe 2004, S. 125–133.
- [170] Hua, L.; Meng, F.; Song, Y.; Liu, J.; Qin, X.; Suo, L.: A constitutive model of 6111-T4 aluminum alloy sheet based on the warm tensile test. *Journal of Materials Engineering and Performance* 23(2014)3, S. 1107–1113.
- [171] Zheng, K.; Dong, Y.; Zheng, D.; Lin, J.; Dean, T. A.: An experimental investigation on the deformation and post-formed strength of

- heat-treatable aluminium alloys using different elevated temperature forming processes. *Journal of Materials Processing Technology* 269(2019), S. 87-96.
- [172] Swift, H. W.: Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1(1952)1, S. 1-18.
- [173] Ghosh, A. K.: A physically-based constitutive model for metal deformation. *Acta Metallurgica* 28(1980), S. 1443-1465.
- [174] Hockett, J. E.; Sherby, O. D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperature. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23(1975), S. 87-98.
- [175] Han, Y.; Qiao, J. P.; Sun, D.; Zou, A.: A comparative study on the constitutive relationship of as-cast 904L austenitic stainless steel during hot deformation based on Arrhenius-type and artificial neural network models. *Computational Materials Science* 67 (2013), S. 93-103.
- [176] Bambach, M.; Imran, M.; Buhl, J.; Härtel, S.; Awiszus, B.: Towards intelligent materials testing with reduced experimental effort for hot forming. *Computer Methods in Materials Science* 17(2017), S.44-50.
- [177] Emde, T.: *Mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe über weite Bereiche der Dehnung, der Dehnrates und der Temperatur.* Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2008.
- [178] Johnson, G. R.; Cook, W. H.: A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates, and High Temperatures. *Proceedings 7th International Symposium on Ballistics, The Hague, 1983*, S. 541-547.
- [179] Lin, Y. C.; Li, L.-T.; Jiang, Y.-Q.: A Phenomenological Constitutive Model for Describing Thermo-Viscoplastic Behavior of Al-Zn-Mg-Cu Alloy. *Experimental Mechanics* 52(2012), S. 993-1002.
- [180] Lin, Y. C.; Chen, X.-M.; Liu, G.: A modified Johnson-Cook model for tensile behaviors of typical high-strength alloy steel. *Materials Science and Engineering A* 527(2010), S. 6980-6986.

- [181] Trimble, D.; O'Donnell, G. E.: Constitutive Modelling for elevated temperature flow behaviour of AA7075. *Materials and Design* 76(2015), S. 150-168.
- [182] Statista - Definition Root Mean Square Error. Internet: https://de.statista.com/statistik/lexikon/definition/303/root_mean_square_error/ (aufgerufen am 04.12.2018).
- [183] Dietrich, J.: *Praxis der Umformtechnik - Umform- und Zerteilverfahren, Werkzeuge, Maschinen*. 12. Auflage, Springer Vieweg, 2017.
- [184] Audi Technology Portal: Body - Stiffness crash safety. Internet: <https://www.audi-technology-portal.de/en/body/stiffnes-crash-safety/crash-safety> (aufgerufen am 28.04.2019).
- [185] Degner, J.; Merten, M.; Merklein, M.: Numerische Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zur Herstellung hochfester Aluminiumbauteile. Merklein, M. (Hrsg.): *Tagungsband zum 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2018*, Druck Inform GmbH, 2018, S. 95-104.
- [186] Shapiro, A.: Using LS-DYNA for Heat Transfer & Coupled Thermal-Stress Problems. Internet: http://ftp.lstc.com/anonymous/outgoing/support/FAQ_docs/heat_transfer_class.pdf. (aufgerufen am 14.04.2019).
- [187] Ma, W.-Y.; Wang, B.-Y.; Fu, L.; Zhou, J.; Huang, M.-D.: Influence of process parameters on deep drawing of AA6111 aluminum alloy at elevated temperatures. *Journal of Central South University* 22(2015)4, S. 1167-1174.
- [188] Birkert, A.; Haage, S.; Straub, M.: *Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile: Auslegung von Ziehanlagen*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2013.
- [189] Martin, J. W.: *Precipitation Hardening: Theory and Applications*. Butterworth-Heinemann, 2012, 2. Auflage.
- [190] Werber, A.; Liwald, M.: Influence of pre-strain and heat treatment on mechanical properties of aluminum sheet. *International Journal of Material Forming* 5(2012), S. 307-315.

- [191] Quainoo, G. K.; Yannacopoulos, S.: The effect of prestrain on the natural ageing and fracture behaviour of AA6111 aluminum. *Journal of Materials Science* 39(2014), S. 4841-4847.
- [192] Maier, H. J.; Niendorf, T.; Bürgel, R.: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015, 5. Auflage.
- [193] Jia, Z.-H.; Ding, L.-P.; Weng, Y.-Y.; Wen, Z.; Liu, Q.: Effects of temperature pre-straining on natural ageing and bake hardening response of Al-Mg-Si alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 26(2016), S. 924-929.
- [194] Deschamps, A.; Fribourg, G.; Bréchet, Y.; Chemin, J. L.; Hutchinson, C. R.: In situ evaluation of dynamic precipitation during plastic straining of an Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Acta Materialia* 60(2012), S. 1905-1916.
- [195] Han, N. M.; Zhang, X. M.; Liu, S. D.; Ke, B.; Xin, X.: Effects of pre-stretching and ageing on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050. *Materials Science and Engineering A* 528(2011), S.3714-3721.
- [196] Cheng, L. M.; Poole, W. J.; Embury, J. D.; Lloyd, D. J.: The Influence of Precipitation on the Work-Hardening Behavior of the Aluminum Alloys AA6111 and AA7030. *Metallurgical and Materials Transactions A* 34(2003)11, S. 2473-2481.
- [197] 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)137, S. 7-11.
- [198] Lloyd, D. J.; Chaturvedi, M. C.: A calorimetric study of aluminium alloy AA-7075. *Journal of Materials Science* 17(1982), S. 1819-1825.
- [199] Krasovskyy, A.: *Verbesserte Vorhersage der Rückfederung bei der Blechumformung durch weiterentwickelte Werkstoffmodelle*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 2005.
- [200] Rösler J.; Harders H.; Bäker M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016, 5. Auflage.

- [201] Kim, J.-H.; Lee, C.-J.; Lee, S.-B.; Ko, D.-C.; Kim, B.-M.: Integrated Hot Forming and Heat Treatment Process on Al6061 Tailor Rolled Blank. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 18(2017)1, S. 127-132.
- [202] Laurent, H.; Coer, J.; Grèze, R.; Manach, P. Y.; Andrade-Campos, A.; Oliveira, M. C.; Menezes, L. F.: Mechanical Behaviour and Springback Study of an Aluminium Alloy in Warm Forming Conditions. *ISRN Mechanical Engineering* 2011, S. 1-9.
- [203] Kim, H.-K.; Kim, W.-J.: A Springback Prediction Model for Warm Forming of Aluminum Alloy Sheets Using Tangential Stresses on a Cross-Section of Sheet. *Metals* 8(2018)257, S. 1-16.
- [204] Deng, L.; Wang, X.; Jin, J.; Xia, L.: Springback and hardness of aluminum alloy sheet part manufactured by warm forming process using non-isothermal dies. *Procedia Engineering* 207(2017), S. 2388-2393.
- [205] Thyssenkrupp: MBW - Produktinformation Mangan-Bor-Stähle für die Warmumformung. Internet: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/de/produkte/feinblech-oberflaechenveredelte-produkte/mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/> (aufgerufen am 18.04.2019).
- [206] Richtlinie VDI 4800 Blatt 1: Ressourceneffizienz: Methodische Grundlagen, Prinzipien und Strategien. VDI-Gesellschaft Energie und Umwelt, 2016.
- [207] Vrolijk, M.; Lorenz, D.; Porzner, H.; Holecek, M.: Supporting lightweight design: virtual modeling of hot stamping with tailored properties and warm and hot formed aluminium. *Procedia Engineering* 183(2017), S. 336-342.

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Kahrmanidis, A.; Lechner, M.; Degner, J.; Wortberg, D.; Merklein, M.: Process Design of Aluminum Tailor Heat Treated Blanks. *Materials* 8(2015)12, S. 8524-8538.
- [P2] Degner, J.; Suttner, S.; Tsoupi, I.; Lechner, M.; Merklein, M.: Manufacturing of Innovative Aluminum Components by Combining Shear Cutting Operation and Tailor Heat Treated Blank Technique. In: Landgrebe, D.; Drossel, W.-G.; Putz, M. (Hrsg.): 5th International Conference on Accuracy in Forming Technology, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2015, S. 193-208.
- [P3] Merklein, M.; Degner, J.: Influence of Pre-Strain and Simulated Paint-Bake on Mechanical Properties of High Strength Aluminum Alloy AA7020. *Applied Mechanics and Materials* 805(2015), S. 115-122.
- [P4] Degner, J.; Suttner, S.; Merklein, M.: Investigation of the Unloading Yield Effect in Aluminum and Magnesium Sheet Metal Alloys at Room Temperature. *Key Eng. Mater.* 716(2016), S. 331-336.
- [P5] Merklein, M.; Graser, M.; Degner, J.; Lechner, M.; Herrmann, J.: Tailoring material properties in forming technology by a local heat treatment. In: Gronostajski, Z. (Hrsg.): *Advanced Metal Forming Processes in Automotive Industry*, 2016, S. 45-52.
- [P6] Degner, J.; Horn, A.; Merklein, M.: Experimental study on the warm forming and quenching behaviour for hot stamping of high-strength aluminum alloys. *Journal of Physics: Conference Series* 896(2017), S. 1-8.
- [P7] Degner, J.; Merklein, M.: Efficient Aluminium - Anwendung hochfester Aluminiumlegierungen im modernen Karosseriebau. In: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung (Hrsg.): *Tagungsband des 37. EFB-Kolloquiums Blechverarbeitung 2017*, S.

- [P8] Degner, J.; Horn, A.; Merklein, M.: Experimental study on the flow behavior during hot forming and quenching of the high-strength aluminum alloy AA6111. In: Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, Bruno Buchmayr (Hrsg.): XXXVI. Verformungskundliches Kolloquium, 2017, S. 166-171.
- [P9] Merklein, M.; Degner, J.: Fertigung hochfester Aluminiumbauteile durch Umformen unter Abschreckbedingungen. EFB-Forschungsbericht Nr. 493, : Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., 2018.
- [P10] Degner, J.; Merten, M.; Merklein, M.: Numerische Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zur Herstellung hochfester Aluminiumbauteile. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband zum 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2018, Druck Inform GmbH, 2018, S. 95-104.
- [P11] Degner, J.; Herrmann, J.; Junker, F.; Berendt, E.; Merklein, M.: Leichtbauwerkstoffe für den modernen Automobilbau. Zeitschrift Konstruktion 3(2018), S. 50-54.
- [P12] Degner, J.; Boehm, W.; Herrmann, J.; Köhler, M.; Merklein, M.: Manufacturing and Characterization of Multilayered 7000-Series Aluminum with Improved Corrosion Behavior Processed via Accumulative Roll Bonding. Materials Today: Proceedings 10(2019), S. 368-375.

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten*

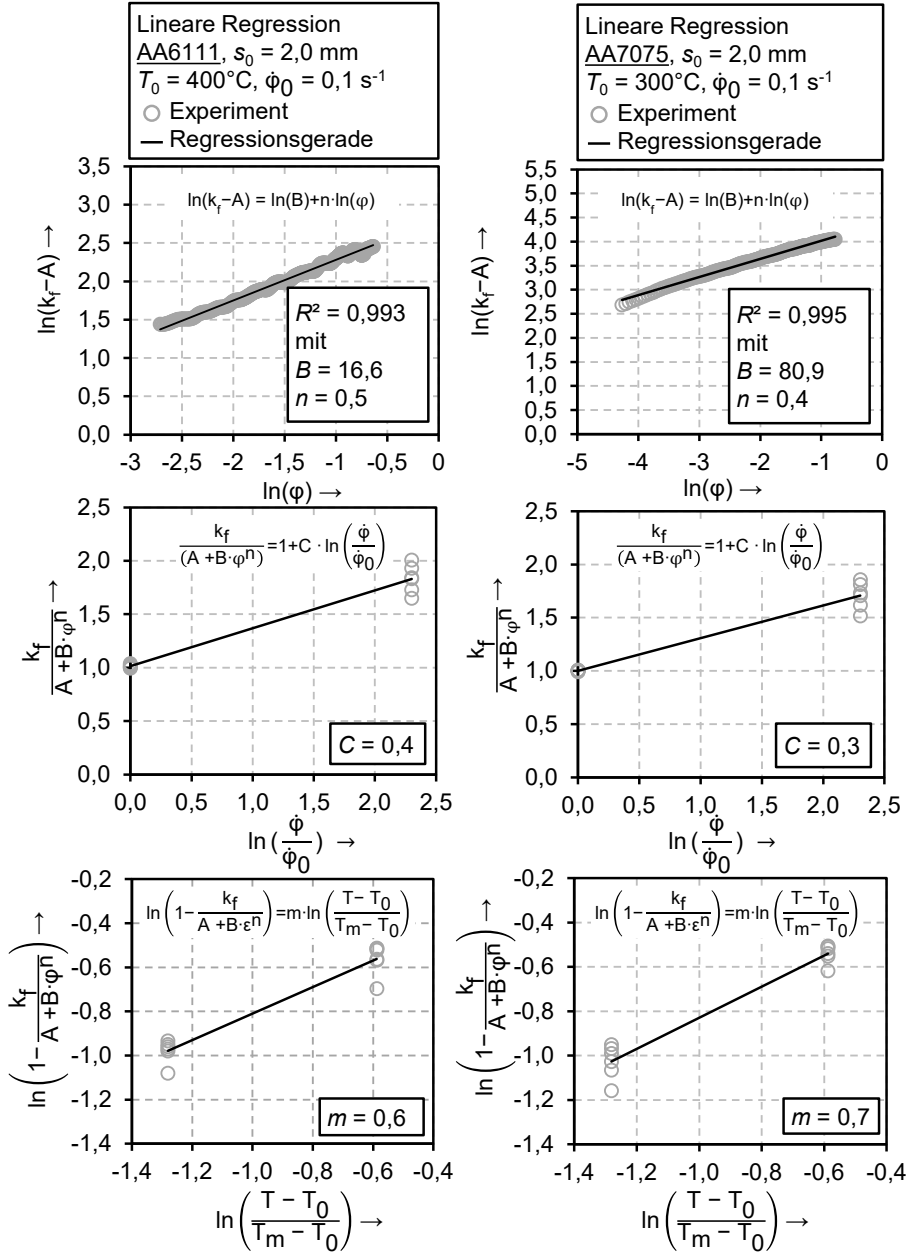
- [S1] Gruber, M.; Degner, J.; Merklein, M.: Charakterisierung und Modellierung des Fließverhaltens hochfester Aluminiumlegierungen unter erhöhten Temperaturen für die Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses. Masterarbeit, Erlangen, 2019.
- [S2] Winhart, P.; Degner, J.; Merklein, M.: Untersuchung des Wärmeübergangs bei der nicht-isothermen Warmumformung hochfester Aluminiumlegierungen. Bachelorarbeit, Erlangen, 2019.
- [S3] Kraus, J.; Degner, J.; Merklein, M.: Numerische Identifikation von Prozessgrenzen für die Auslegung eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zur Herstellung hochfester Aluminiumbauteile. Masterarbeit, Erlangen, 2019.
- [S4] Ma, Y.; Degner, J.; Merklein, M.: Ermittlung des Einflusses der Abschreckgeschwindigkeit auf das resultierende Gefüge hochfester ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen. Projektarbeit, Erlangen, 2019.
- [S5] Weiß, A.; Degner, J.; Merklein, M.: Aufbau und Validierung eines Simulationsmodells zur numerischen Abbildung eines biegedominierten Abschreckumformprozesses. Masterarbeit, Erlangen, 2018.
- [S6] Rigas, N.; Degner, J.; Klos, A.; Merklein, M.: Untersuchung und Bewertung temperaturgestützter Prozessrouten für den Einsatz warmumgeformter Aluminiumbauteile im Automobilbau. Masterarbeit, Erlangen, 2018.
- [S7] Petrunenko, O.; Degner, J.; Merklein, M.: Untersuchung des Abschreckverhaltens hochfester Aluminiumlegierungen. Masterarbeit, Erlangen, 2018.
- [S8] Hecht, H.; Degner, J.; Merklein, M.: Ermittlung eines Prozessfensters für die Wärmebehandlung hochfester Aluminiumlegierungen in einem kombinierten Abschreck- und Umformprozess. Masterarbeit, Erlangen, 2017.
- [S9] Anthony, J.; Degner, J.; Merklein, M.: Ermittlung eines Prozessfensters für die Verarbeitung hochfester Aluminiumlegierungen in einem kombinierten Abschreck- und Umformprozess. Projektarbeit, Erlangen, 2017.

- [S10] Weiß, A.; Degner, J.; Merklein, M.: Gegenüberstellung der Verfahren Abschreckumformen und Umformung im lösungsgeglühten Zustand (W-Temper) zur Steigerung des Formgebungsvermögens hochfester Aluminimlegierungen. Projektarbeit, 2017.
- [S11] Horn, A.; Degner, J.; Merklein, M.: Ermittlung eines Prozessfensters und Aufbau einer numerischen Simulation zur Abbildung des Abschreckumformens hochfester Aluminiumlegierungen. Masterarbeit, Erlangen, 2016.
- [S12] Horn, A.; Degner, J.; Merklein, M.: Numerische Simulation und Validierung der Umformung einer hochfesten Aluminiumlegierung. Projektarbeit, Erlangen, 2016.

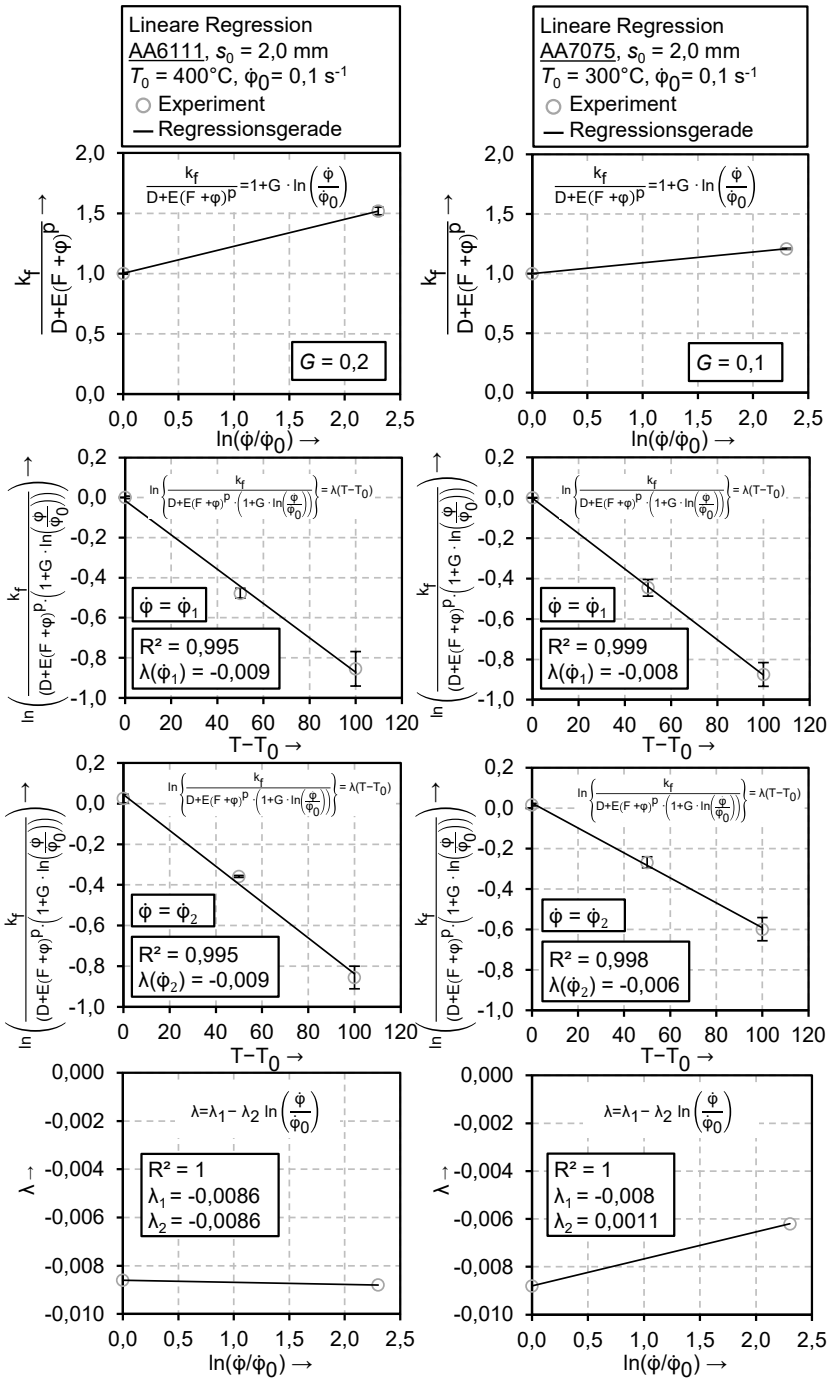
* Der Autor an zweiter (und ggf. dritter) Stelle bezeichnet den bzw. die Betreuer der studentischen Arbeit und an letztgenannter Stelle den/die Lehrstuhlinhaber/in

Anhang A

Ermittlung der Koeffizienten für das Johnson-Cook-Modell:



Ermittlung der Koeffizienten für das modifizierte Johnson-Cook-Modell:



Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2020):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

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

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

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

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien

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
Projektierung 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 Bearbeitungsquali-
tät im Fertigungssystem Laserstrahl-
schneiden
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 Bruchverhal-
tens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele
Konzeption und Wirtschaftlichkeit von
Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer
Technologisch orientierte
Montageplanung am Beispiel der
Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer
Verteilte Planungssysteme zur
Flexibilitätssteigerung der
rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam
CAD/CAP: Rechnergestützte Montage-
feinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen
Pulvermetallurgische Verarbeitung eines
übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab.
1990. ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann
Untersuchungen zur Anlagen- und
Prozeßdiagnostik für das Schneiden
mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.
1991. ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler
Material- und Datenfluß in einer flexiblen
Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake
Entwicklung eines rechnergestützten
Diagnosesystems für automatisierte
Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel
Optimierung der Werkzeugbereitstellung
durch rechnergestützte
Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller
Modellierung und Einsatz von
Softwaresystemen für rechnergeführte
Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende
Untersuchungen zum Biegeumforme 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
CO₂-Laserstrahlschneiden von
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer
Integrierte Informationsverarbeitung
bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann
Entwicklung einer
CAD/CAM-Prozesskette für die
Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden
und -schweißen: Prozeßführung und
Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbear-
beitung 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 Kommuni-
kationsverhaltens von Automatisierungs-
geräten 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
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel
Entwicklung und Einsatz eines Simula-
tionsverfahrens 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 Bearbei-
tungsabläufe 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 durchflußbestimmen-
der Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz
Oberflächenfeinbearbeitung
keramischer Werkstoffe mit
XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994.
ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp
Rechnerunterstützung bei Test und
Schulung an Steuerungssoftware von
SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch
Wissensbasierte Unterstützung der
Angebotsbearbeitung in der
Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp
Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim
Schneiden mit einem gepulsten
Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel
Optische 3D-Konturerfassung und
on-line 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
Zweistrahlschweißtechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr
Steuerung und Sensordatenintegration
für flexible Fertigungszellen mit
kooperierenden 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
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser
Modulares Informationsmanagement
in der integrierten Produkt- und
Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl
Integriertes Automatisierungskonzept
für den flexiblen Materialfluß in der
Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto
Transiente Prozesse beim
Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung
an offenen CNC-Steuerungen zur
Prozeß- und Programoptimierung
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
Spulenwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes
Technologieorientierte Bahnplanung
für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus
Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer
Adaptive Strahlführungen für
CO₂-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler
Schraubstationen in der
automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen
in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke
Integrierte Planung und Konstruktion
von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller
Automatisierte Demontagesysteme
und recyclinggerechte Produktgestaltung
elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meißner
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 mechani-
scher 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
Meßeinrichtung zur Untersuchung
der Wirkflächenreibung bei umformtech-
nischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert
Regelung der Fokusslage beim Schweißen
mit CO₂-Hochleistungslasern unter
Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo
Development and Implementation of
Hierarchical Control Structures of
Flexible Production Systems Using High
Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt
Effizienzsteigerung bei Demontage
und Recycling durch flexible
Demontagetechologien und optimierte
Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz
Modelle und effiziente Modellbildung
zur Qualitätssicherung in der
Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs
Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau
Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID) FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals
Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn
Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger
Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher
Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet
Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart
Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO₂-Laserstrahlung LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P. Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler
Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker
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 Planungswerkzeug zum
Produktionsmanagement in der
Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.
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 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 Integra-
tion 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 Montage-
systemen 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 Elektronikpro-
duktion
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 Anschlußkontak-
ten 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 Ein-
satz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch
3 - D MID Technologie in der
Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl
Fertigungsqualität und Umformbarkeit
laserstrahlgeschweißter Formplatinen
aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk
Entwicklung eines konfigurierbaren
Steuerungssystems für die flexible
Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Negendanck
Neue Sensorik und Aktorik für
Bearbeitungsköpfe zum
Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis
Integrierte Fertigung - Verfahrensin-
tegration durch Innenhochdruck-Umfor-
men, 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 produktbezoge-
ner 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 Magnesiumlegie-
rungen 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 Produkt-
strukturen 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 Diodenlaserstrah-
lung 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-Ent-
wicklung 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 Kleinst-
teile 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 trockenschmier-
stoffbeschichteter Aluminiumbleche im
Presswerk Grundlegende Untersuchun-
gen zur Tribologie, zum Umformverhal-
ten 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 - Prozessana-
lyse 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 Leichtbauverbundstruk-
turen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimie-
rung 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 Prechtl
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 Laserdurchstrahlenschweißen 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 bleifreie 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 Mikrojustiertechnik 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 Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang
Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß
Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker
Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer
Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht
Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß
Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch
Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatten
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber
Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick
Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht
Werkstoffcharakterisierung und
Prozessauslegung für die wirkmedienba-
sierte Doppelblech-Umformung von
Magnesiumlegierungen
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl
Stochastische Simulation zur Werkzeug-
lebensdaueroptimierung und Präzisions-
fertigung in der Kaltmassivumformung
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi
Innenhochdruck-Umformen verstärkter
Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff
Untersuchung der Prozesseinflussgrößen
beim Presshärten des höchstfesten
Vergütungsstahls 22MnB5
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez
Simulationsgestützte Methoden zur
effizienten Gestaltung von Lötprozessen
in der Elektronikproduktion
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze
Automatisierte Montage von makrome-
chatronischen Modulen zur flexiblen
Integration in hybride
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter
Grundlegende Untersuchungen zur
experimentellen Ermittlung und zur
Modellierung von Fließortkurven bei
erhöhten Temperaturen
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl
Entwicklung, angepasste Herstellungs-
verfahren und erweiterte Qualitätssiche-
rung von einsetzgerechten elektroni-
schen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth
Grundlegende Untersuchungen zum
Excimerlaserstrahl-Abtragen unter
Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera
Prozesstechnische Untersuchungen
zum Rührreibschweißen metallischer
Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler
Beschreibung und Modellierung
des Werkstoffverhaltens von
presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl
Untersuchungen zur Erhöhung der
Prozessrobustheit bei der Innenhoch-
druck-Umformung von flächigen Halb-
zeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten
Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller
Modellierung eines nachfrageorientierten
Produktionskonzeptes für mobile
Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf
Optimierung von Zuverlässigkeitsunter-
suchungen, Prüfabläufen und Nachar-
beitsprozessen in der Elektronikproduk-
tion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich
Sensoriken zur Schwerpunktlagebestim-
mung der optischen Prozessemissionen
beim Laserstrahl-tiefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-292-3.

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

Band 207: Stephan Manuel Dörfler
Rührreibschweißen von walzplattiertem
Halbzeug und Aluminiumblech zur
Herstellung flächiger Aluminiumschaum-
Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt
Seriennahe Auslegung von Aluminium
Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann
Qualitative und quantitative Bewertung
der Crashtauglichkeit von höchstfesten
Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl
Größeneffekte bei Biegeprozessen-
Entwicklung einer Methodik zur
Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud
Effiziente Prozesskettenauslegung für das
Umformen lokal wärmebehandelter und
geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-
schweißen thermoplastischer Kunststoffe
LFT, 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 Größeneffek-
ten 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 Lösun-
gen zur Robustheitssteigerung elektroni-
scher 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 Prozess-
grenzen bei der Innhochdruck-Umform-
ung 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 Optimie-
rung 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 Laserstrahlintern von
Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine
Betrachtung werkstoff-prozessspezifi-
scher 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 Lichtwellenlei-
tern
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 Ver-
sagens 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 Umform-
werkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimu-
lation 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 Kupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerk-
stoffen - 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
Brücksichtigung 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 Entwick-
lung 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 Develop-
ment
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 Rösler
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 Kühl
Flexible Automatisierung der Statorenmontage 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 Laserstrahl-tiefschweißprozesses durch Detektion der Metaldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-380-1.

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

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

Band 264: Matthias Domke
Transiente physikalische Mechanismen
bei der Laserablation von dünnen
Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz
Community-basierte Optimierung des
Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen
Qualifizierung des Potentials von
Verfestigungseffekten zur Erweiterung
des Umformvermögens aushärtbarer
Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert
Erweiterung und Verbesserung von Ver-
suchs- und Auswertetechniken für die
Bestimmung von Grenzformänderungs-
kurven
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 Alumi-
niumlegierungen unter Anwendung einer
zwischeneschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec
Untersuchungen zur Herstellung von
funktionsoptimierten Bauteilen im
partiellen Presshärtprozess mittels lokal
unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader
Grundlegende Untersuchungen zur
Verschleißcharakterisierung beschichte-
ter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela
Untersuchung von Magnetfeld-Messme-
thoden zur ganzheitlichen Wertschöp-
fungsoptimierung 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 disk-
ret 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
Kohlenstoffaserverbundwerkstoffe 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 Unternehmenscontrol-
lings 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 Modellversuchen 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 Werkerinformations-
systeme 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 unter-
stützten Fertigungskette zur Herstellung
umgeformter Bauteile aus der höherfes-
ten 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) / Experi-
mentelle 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 Magnesium-
legierung 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 Blechmassivumformpro-
zessen 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 art-
ungleicher Werkstoffe mittels
Schneidclinchverfahren
LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbond-
technologie für integrierte Leistungs-
module in harschen Umgebungs-
bedingungen
FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc
Eine Simulationsmethode für das
3-Rollen-Schubbiegen
LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome
Bahnplanung für ein sicheres und
flexibles Roboter-Assistenzsystem
in der Fertigung
FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die
Zuverlässigkeit der Lötverbindungen
von Hochleistungs-Leuchtdioden
FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner
Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche
LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja
Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics
FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab.
2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub
Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung
LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel
Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung
LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand
Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess
LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad
Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen
LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel
Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge
FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann
Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile
LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann
Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner
Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen
LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöllner
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 Gnihl
Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbauteile
LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner
Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher
FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm
Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge
LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer
Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip
LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung 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 muskuloskeletalen 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 Prozess-
überwachung auf Basis sozio-cyber-phy-
sischer 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 Herstel-
lung 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 schräg-
verzahnten 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 Aluminiumblech-
bauteile in einem kombinierten Umform-
und Abschreckprozess
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-307-6.

Abstract

Mobility is the prerequisite for the economic and social development of our modern service and industrial society. To guarantee mobility also in the future, sustainable measures and strategies are needed to increase the efficiency of vehicles while at the same time reducing environmental pollution, such as CO₂ emissions. One of these strategies is the weight reduction of vehicles based on light-weight strategies and materials. Due to the high strength and low density, the focus of research has recently been on high-strength aluminum alloys, as these can lead to further sheet thickness reductions compared to conventional aluminum alloys and realize light-weight constructions even in safety- and crash-relevant areas. However, the challenge is the limited formability of these alloys, which is why temperature-assisted forming processes are usually used. A new approach is the combined forming and quenching process. By means of a heat treatment in combination with an immediate forming and simultaneous quenching, the production of sophisticated component geometries can be enabled, which in turn can be optimized to the highest strengths by means of ageing processes. The aim of this work was to generate a basic process understanding for the manufacturing of high-strength aluminum sheet metal components within the framework of a combined forming and quenching process. The focus was on the definition of boundary conditions during heat treatment on the basis of a sensitivity analysis, the process design based on a thermal and mechanical material characterization as well as the process analysis and evaluation to identify the potential of a combined forming and quenching process using a demonstrator component.

Mobilität stellt die Voraussetzung für die wirtschaftliche und soziale Entwicklung unserer modernen Dienstleistungs- und Industriegesellschaft dar. Damit Mobilität auch in Zukunft gewährleistet werden kann, bedarf es an nachhaltigen Maßnahmen und Strategien, um die Effizienz von Fahrzeugen zu erhöhen und dabei gleichzeitig die Umweltbelastungen, wie beispielsweise CO₂-Emissionen, zu reduzieren. Eine dieser Strategien ist die Gewichtsreduktion von Fahrzeugen auf Basis von Leichtbaustrategien wie dem Stoffleichtbau. Aufgrund der hohen Festigkeit bei geringer Dichte rückten zuletzt hochfeste Aluminiumlegierungen in den Fokus der Forschungen, da dadurch einerseits weitere Blechdickenreduktionen im Vergleich zu konventionellen Aluminiumlegierungen und andererseits Leichtbau auch in sicherheits- und crashrelevanten Bereichen realisiert werden kann. Herausforderung bei der Umformung dieser Legierungsklasse ist allerdings das begrenzte Umformvermögen, weshalb meist temperaturgestützte Verfahren eingesetzt werden. Ein neuer Ansatz ist der kombinierte Umform- und Abschreckprozess. Dieser ermöglicht durch eine Wärmebehandlung in Kombination mit einer unmittelbaren Umformung und gleichzeitigen Abkühlung im Werkzeug die Herstellung anspruchsvoller Bauteilgeometrien, welche im Rahmen einer nachgeschalteten Warmauslagerung zu höchsten Festigkeiten hin optimiert werden können. Ziel der Arbeit war es, ein grundlegendes Prozessverständnis für die Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile im Rahmen eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses zu generieren. Die Schwerpunkte bildeten dabei die Definition von Randbedingungen während der Wärmebehandlung auf Basis einer Sensitivitätsanalyse, die Prozessauslegung anhand einer thermischen und mechanischen Werkstoffcharakterisierung sowie die Prozessanalyse und -bewertung zur Identifikation des Potentials eines kombinierten Umform- und Abschreckprozesses anhand eines Demonstratorbauteils.

