



FAU Studien aus dem Maschinenbau 403

**Artur Klos**

Werkstoff- und umformtechnische  
Bewertung von hochfesten  
Aluminiumblechwerkstoffen für  
den Karosseriebau





Artur Klos

Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten  
Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau

# **FAU Studien aus dem Maschinenbau**

## **Band 403**

Herausgeber/-innen:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Artur Klos

# **Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau**

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

Erlangen  
FAU University Press  
2022

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

Klos, Artur. 2022. *Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 403. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-573-5.

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: 978-3-96147-572-8 (Druckausgabe)  
eISBN: 978-3-96147-573-5 (Online-Ausgabe)  
ISSN: 2625-9974  
DOI: 10.25593/978-3-96147-573-5

**Werkstoff- und umformtechnische Bewertung  
von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für  
den Karosseriebau**

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

zur  
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Artur Klos

aus Karaganda

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

Tag der mündlichen

Prüfung: 11.04.2022

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein  
Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler

## Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als Doktorand in der Technologiefabrik der Daimler AG, in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Die wesentlichen Aspekte der Arbeit wurden im Rahmen des Werkstofffreigabeprozesses für hochfeste Aluminiumblechlegierungen erarbeitet. Für die Unterstützung durch das Unternehmen Novelis, sowie durch die Universität Stuttgart und die Eidgenössische Technische Hochschule Zürich möchte ich mich nachdrücklich bedanken.

Mein ganz besonderer Dank gilt der Ordinaria des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie, Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, für die hervorragende wissenschaftliche Betreuung meiner Arbeit und die konstruktiven Anregungen zu meinem Forschungsvorhaben. Neben der engen Zusammenarbeit profitierte die Arbeit durch das aufgebrachte Vertrauen und hat mir zu jedem Zeitpunkt große Freude bereitet – vielen Dank!

Gleichermaßen gilt mein besonderer Dank auch Herrn Dr.-Ing. Daniel Wortberg für die Möglichkeit, ein spannendes Thema zu bearbeiten und die tatkräftige Unterstützung in meiner Zeit als Doktorand. Die besondere Betreuung und das entgegengebrachte Vertrauen, das ich erfahren habe, hat wesentlich zum Erfolg und Gelingen der Arbeit beigetragen.

Weiterhin gilt mein Dank allen wissenschaftlichen und technischen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie. In besonderem Maße möchte ich in diesem Zusammenhang Herrn Dr.-Ing. Michael Lechner, Frau Dr.-Ing. Julia Degner und Herrn Dr.-Ing. Jürgen Herrmann hervorheben, die mich mit persönlichen und wissenschaftlichen Ratschlägen und viel Engagement immer tatkräftig unterstützt haben. Ein weiteres Dankeschön gilt all meinen Kolleginnen und Kollegen aus dem Team Werkstofftechnik Metalle für die geleistete Unterstützung. Insbesondere bedanken möchte ich mich bei Herrn Alfons Honsel für das Einbringen seines langjährigen Fachwissens im Bereich der Werkstofftechnik sowie Herrn Dr.-Ing. Alexander Kahrmanidis und Herrn Dr.-Ing. Sebastian Heibel für die sehr inspirierenden Gespräche.

Zuletzt gilt mein herzlicher Dank der bedingungslosen Unterstützung meiner Familie, die mich bei sämtlichen Entscheidungen auf meinem bisherigen Lebensweg gefördert hat.

Stuttgart, September 2021

Artur Klos



# Inhaltsverzeichnis

<b>Formel- und Abkürzungsverzeichnis .....</b>	<b>viii</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Technik und Forschung .....</b>	<b>3</b>
2.1 Aluminium und die Verwendung im Automobilbau .....	3
2.1.1 Herstellung von Aluminiumblechhalbzeugen .....	5
2.1.2 Sekundärphasen von Al-Mg-Si-(Cu)-Legierungen .....	8
2.2 Fertigung und Randbedingungen von Karosserieblechbauteilen .....	12
2.2.1 Anforderungsprofil an Aluminiumbleche unter seriennahen Bedingungen .....	15
2.3 Versagensmechanismen von Blechwerkstoffen .....	19
2.3.1 Versagensprognose in der Blechumformung .....	20
2.3.2 Bruchkriterien, Schädigungsverhalten und -modellierung .....	22
2.3.3 Versagen unter biegedominierender Beanspruchung .....	24
2.4 Zusammenfassende Bewertung .....	26
<b>3 Zielsetzung und Methodik .....</b>	<b>29</b>
<b>4 Versuchseinrichtungen, Methoden und Werkstoffe .....</b>	<b>33</b>
4.1 Werkstoffe .....	33
4.2 Prozessstrategien für Rohbaukomponenten im Automobilbau .....	36
4.2.1 Konventionelle Prozessroute für Strukturbauteile .....	36
4.2.2 Prozessroute mit separater Bauteilaushärtung .....	37
4.2.3 Prozessroute mit teilausgehärtetem Vormaterial .....	37
4.3 Anlagen zur Wärmebehandlung und Temperaturmessung .....	37
4.4 Methoden zur Bauteil- und Werkstoffcharakterisierung .....	38
4.4.1 Uniaxialer Zugversuch .....	38
4.4.2 Plättchen-Biegeversuch .....	39
4.4.3 Nakajima-Versuch .....	40
4.4.4 Hydraulischer Tiefungsversuch .....	41
4.4.5 Scherzugversuch (SZV) nach Miyauchi .....	42
4.4.6 Optisches Dehnungsmesssystem ARAMIS .....	43
4.4.7 Probengeometrien und Präparation .....	44
4.4.8 Werkzeuge und Pressen für die Umformung .....	46
4.4.9 Optisches Konturmesssystem ATOS .....	50
4.5 Methoden zur Charakterisierung der Mikrostruktur .....	50
4.5.1 Licht- und Rasterelektronenmikroskopie .....	51
4.5.2 Transmissionselektronenmikroskopie .....	53

4.5.3	Dynamische Differenzkalorimetrie .....	53
4.6	Bauteilauslegung in der Finite-Elemente-Simulation.....	56
4.6.1	Materialmodellierung.....	57
<b>5</b>	<b>Definition von Randbedingungen und Prozessparametern für die Auslegungsstrategien .....</b>	<b>59</b>
5.1	Analyse des Auslagerungsverhalten und der resultierenden mechanischen Eigenschaften für eine Bauteilaushärtung.....	59
5.1.1	Sensitivitätsanalyse der Wärmebehandlungsparameter für die Bauteilaushärtung.....	62
5.2	Eigenschaftsorientierte Prozessfensterermittlung des T61-Zustands.	64
5.3	Analyse der Phasenevolution und Mikrostruktur .....	66
5.4	Zusammenfassende Bewertung .....	73
<b>6</b>	<b>Charakterisierung des Werkstoffverhaltens für die Prozessauslegung.....</b>	<b>75</b>
6.1	Mechanische Werkstoffcharakterisierung und Modellierung des Fließverhaltens.....	75
6.1.1	Analyse der Instabilitätsgrenze .....	76
6.1.2	Analyse der Versagensgrenze (Bruch).....	84
6.1.3	Analyse der Umformbarkeit in Tiefziehversuchen .....	94
6.1.4	Materialmodellierung für die numerische Simulation .....	97
6.1.5	Validierung der Materialmodelle .....	101
6.2	Sensitivitätsanalyse der Verarbeitungsprozesse auf die mechanischen Eigenschaften .....	104
6.2.1	Konventionelle Prozessroute ( $T_{4Route}$ ).....	105
6.2.2	Prozessroute mit einer Bauteilaushärtung (PFHT <sub>Route</sub> ) .....	111
6.2.3	Prozessroute mit teilausgehärtetem Material ( $T_{61Route}$ ) .....	117
6.3	Zusammenfassung Prozessbewertung.....	121
6.3.1	Konventionelle Prozessroute.....	122
6.3.2	Prozessroute mit einer Bauteilaushärtung.....	124
6.3.3	Prozessroute mit teilausgehärtetem Material .....	126
<b>7</b>	<b>Prozessfenster hochfester Aluminiumblechwerkstoffe für den Karosseriebau .....</b>	<b>129</b>
7.1	Prozessgrenzen hinsichtlich der Legierung .....	129
7.2	Prozessgrenzen hinsichtlich des Umformens.....	132
7.3	Prozessgrenzen hinsichtlich des Deformationsverhaltens.....	134
7.4	Prozessgrenzen hinsichtlich der Bauteileigenschaften.....	136
7.5	Handlungsempfehlung zur Charakterisierung hochfester Aluminiumblechwerkstoffe .....	138

<b>8</b>	<b>Prozessanalyse und -bewertung anhand eines Strukturbauteils unter Serienbedingungen .....</b>	<b>145</b>
	8.1 Simulationsgestützte Absicherung des Umformprozesses .....	146
	8.2 Experimentelle Verifizierung am Versuchswerkzeug B-Säule .....	148
	8.3 Bewertung des Bauteilverzugs .....	149
	8.4 Bewertung der Bauteileigenschaften.....	150
<b>9</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>153</b>
<b>10</b>	<b>Summary and outlook.....</b>	<b>157</b>
	<b>Anhang .....</b>	<b>161</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>167</b>

# Formel- und Abkürzungsverzeichnis

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
$b_0$	$mm^2$	Anfangsbreite
$b_{Bruch}$	$mm$	Bruchbreite
$c_R$	-	Rollwiderstandskoeffizient
$c_W$	-	Strömungswiderstandskoeffizient
$e_i$	-	Massenexzentrizität
$k_f$	-	Fließspannung oder wahre Spannung
$m_g$	$kg$	Gesamtmasse
$t_0$	$mm^2$	Anfangsquerschnitt
$t_{Bruch}$	$mm$	Bruchquerschnitt
$t_H$	$^{\circ}C$	Homogenisierungsglühdauer
$A_g$	%	Gleichmaßdehnung
$A_x$	%	Bruchdehnung bezogen auf die Messlänge x
$A_{xy}$	$m^2$	Projizierte Stirnfläche
$F_B$	$N$	Beschleunigungswiderstand
$F_L$	$N$	Luftwiderstand
$F_R$	$N$	Rollwiderstand
$F_{St}$	$N$	Steigungswiderstand
$P_W$	$W$	Fahrwiderstandsleistung
$R_m$	$Pa$	Zugfestigkeit
$R_p$	$Pa$	Dehngrenze
$T_{Fest}$	$^{\circ}C$	Erstarrungstemperatur
$T_H$	$^{\circ}C$	Homogenisierungsglühtemperatur
$T_{LG}$	$^{\circ}C$	Lösungsglühtemperatur
$T_{WW}$	$^{\circ}C$	Warmwalztemperatur
$\alpha_{  2  }$	$^{\circ}$	Normierter Biegewinkel auf 2 mm
$\alpha_{St}$	$^{\circ}$	Steigungswinkel
$\alpha_{mess}$	$^{\circ}$	Gemessener Biegewinkel

$\varepsilon_0$	-	Parameter der Extrapolation nach Swift und Ghosh
$\varepsilon_{Bruch}$		Wahre Bruchdehnung
$\varepsilon_{FLC}$	-	Wahre Dehnung bei Membraninstabilität
$\overline{\varepsilon}_p$	-	Akkumulierte, plastische Vergleichsdehnung
$\varepsilon_p$	%	Plastische Dehnung
$\varepsilon_w$	-	Wahre Dehnung oder Umformgrad
$\rho_L$	$kg/m^3$	Luftdichte
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	MPa	Normalkomponenten des Spannungstensors
$\sigma_\infty$	MPa	Parameter der Extrapolation nach Voce und Hockett-Sherby
$\sigma_w$	MPa	Wahre Spannung oder Fließspannung
$\tau_{12}, \tau_{13}, \tau_{23}$	MPa	Schubkomponenten des Spannungstensors
$G$	-	Korngrößenzahl
$H$	eV	Enthalpie
$R$	-	Bestimmtheitsmaß
$S$	-	Entropie
$T$	$^{\circ}C$	Temperatur
$g$	$m/s^2$	Erdbeschleunigung
$l$	mm	Länge
$n$	-	Stichprobenanzahl
$r$	-	Anisotropie
$z$	mm	Ziehtiefe

<b><i>Abkürzung</i></b>	<b><i>Beschreibung</i></b>
Al	Aluminium
Cu	Kupfer
DIC	Digital image correlation
DSC	Differential Scanning Calorimetry
ETH	Eidgenössische Technische Hochschule
FE	Finite Elemente
FFL	Fracture forming limit (Bruchkurve)
FLC	Forming limit curve (Grenzformänderungskurve)

FOV	Field of view (Sichtfeld im DIC)
Gew.-%	Gewichtsprozent
GISSMO	Generalized Incremental Stress State Dependent Damage Model
HTV	Hydraulischer Tiefungsversuch
KA	Kaltauslagerung bei Raumtemperatur
KTL	Kathodischen Tauchlackierung
L	Liquid (flüssig)
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LG	Lösungsglügen
Mg	Magnesium
MK-Modell	Marciniak-Kuczynski-Modell
MMFC	Modified Maximum Force Criterion
NaOH	Natriumhydroxid
PFHT	Post forming heat treatment
PuD	Prüf- und Dokumentationsrichtlinie
PX	Zusatzbezeichnung für schnellaushärtende Legierungen
REM	Rasterelektronenmikroskop
RMA	Röntgenmikroanalyse
RT	Raumtemperatur
Si	Silizium
SSSS	Solid solution supersaturated (übersättigter Mischkristall)
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
VDA	Verband der Automobilindustrie
WB	Wärmebehandlung
Z	Zusammenbaustufe im Karosseriebau
$\alpha$ -MK	Aluminiummischkristall

# 1 Einleitung

Im Jahr 1886 wurde durch *Heroult* in Frankreich und *Hall* in Amerika der Weg für die wirtschaftliche Gewinnung von Aluminium über das Schmelzelektrolyseverfahren geebnet [1]. Im selben Jahr hat Benz seinen ersten benzingetriebenen Motorwagen zum Patent angemeldet, welches als die Geburtsurkunde des Automobils gilt [2]. Die Entwicklungsevolution von Werkstoff und Automobil verlief somit nahezu parallel und noch heute liegt der Hauptanteil des Aluminiumeinsatzes im Bereich des Verkehrswesens [3]. Die Motivation für den Einsatz des Leichtmetalls ist unterschiedlicher Natur, wobei damals wie heute die Gewichtsersparnis im Vordergrund steht, die eine wichtige Stellgröße zur Verringerung des CO<sub>2</sub>-Ausstoßes darstellt.

Zum einen wurden in jüngster Vergangenheit besonders europäische Automobilhersteller gesetzlich dazu verpflichtet, den Schadstoffausstoß etappenweise zu reduzieren [4]. Weiterhin beeinflussen die kontinuierlich steigenden Kraftstoffpreise die Fahrzeughalter in ihrer Kaufentscheidung [5]. Zum anderen führen die Kundenansprüche im Hinblick auf die Fahrzeugsicherheit, die Performance und den Komfort zu einem Zielkonflikt bei der Entwicklung neuer Produkte. Die teilweise divergierenden Anforderungen stellen die Ingenieure vor die Herausforderung, integrale und ressourcenschonende Fahrzeugkonzepte aufzustellen, die insbesondere unter Berücksichtigung der wachsenden Weltbevölkerung und an den zunehmenden Wunsch nach individueller Mobilität anzupassen sind.

Geprägt durch den Leichtbaugedanke im Flugzeugbau, mit den sich schon vor 1900 die Luftfahrtpioniere *Wilbur* und *Orville Wright* [6] befassten, stellen technische Aluminiumlegierungen einen ökonomischen Ansatz dar, um das Gewicht der Transportmittel und den damit einhergehend Kraftstoffverbrauch sowie die Emission von klimaschädlichen Stoffen zu reduzieren [7]. Form-, Stoff- und Konzeptleichtbau sind die wesentlichen Leichtbaustrategien [8]. Insbesondere im Fahrzeugrohbau bietet die Substitution von Stahl durch Aluminium eine effektive Möglichkeit, um konsequenten Leichtbau zu betreiben. Die Grundidee besteht darin, die bauteilespezifische Festigkeit im Betriebszustand möglichst zu maximieren, mit einer langfristigen Funktionssicherung der Vorgaben aus dem Lastenheft.

Aus werkstofftechnischer Sicht können Aluminiumlegierungen durch die Zugaben von Zink oder Kupfer ein breites mechanisches Eigenschaftsprofil

mit Festigkeiten von  $R_{p0,2} > 600$  MPa bedienen [9]. Anders als in der Luftfahrtindustrie finden beispielsweise Werkstoffe der 2000er- und 7000er-Legierungsgruppe nur sehr beschränkt Anwendung im Fahrzeugrohbau, da der passiven Crashesicherheit nur eine sekundäre Relevanz im Flugzeugbau zugeordnet wird [10]. Um in PKW den Überlebensraum zu sichern und die Beschleunigungskräfte auf die Fahrzeuginsassen in hochdynamischen Belastungsfällen zu reduzieren, ist das tendenziell schlechtere Schädigungsverhalten und auch das eingeschränkte Formgebungsvermögen von hoch- und höchstfesten Aluminiumlegierungen gesondert zu bewerten.

Ein vielversprechender Ansatz um auch mit der 6000er-Legierungsgruppe Leichtbau im Fahrzeugrohbau zu betreiben, ist die Untersuchung von Legierungskonzepten an den Grenzen oder außerhalb der Lieferspezifikation für die Aluminiumblechwerkstoffe. Um die hohen Anforderungen hinsichtlich Festigkeit, Umformvermögen und Energieabsorption zu wahren, sind einerseits optimierte Legierungskonzepte und andererseits modifizierte Prozessstrategien zielführend, welche viele Vorteile gegenüber den gängigen Aluminiumlegierungen mit der konventionellen Verarbeitung bieten. Neben einer ausreichenden Duktilität kann auf Basis einer Warmauslagerung vor oder nach dem Umformprozess eine hohe Bauteilfestigkeit erzielt werden.

Der in diesem Zusammenhang Untersuchungsbedarf ist vielseitig und reichen von grundlegenden Fragestellungen bis hin zu einer Implementierung neuer Werkstoffe und Prozessrouten. Die vorliegende Forschungsarbeit befasst sich mit dem Spannungsfeld zwischen einem großserientauglichen Fertigungsprozess, mit Berücksichtigung der technischen Limitierung im Automobilbau und den erzielbaren Bauteileigenschaften mit neuartigen Aluminiumblechstoffen, die das Anforderungsprofil von Karosseriestrukturbauteilen erfüllen. Im diesem Kontext bildet ein grundlegendes Verständnis über den Einfluss und die Beeinflussbarkeit der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von Temperatur, Zeit und plastischer Dehnung für verschiedene Fertigungsstrategien die Grundlage, um die Erkenntnisse Form eines Fertigungsprozessfensters zusammenzufassen.

## 2 Stand der Technik und Forschung

Dieses Kapitel beschreibt die grundlegenden Aspekte des aktuellen Standes von Wissenschaft und Technik, die für die Verarbeitung von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen für den Karosseriebau relevant sind. Zuerst wird das Augenmerk auf Aluminium, dessen Herstellung und die Verwendung im Automobilbau gelegt. Den Schwerpunkt dieser Betrachtungen bildet die Beschreibung des Stands der Technik zu ausscheidungshärtbaren Al-Mg-Si-Cu-Werkstoffen. Im Anschluss wird Bezug zur Wertschöpfungskette im Automobilbau genommen und die daraus resultierenden Anforderungen vorgestellt. Im letzten Abschnitt wird auf die Mechanismen des Versagens von Blechwerkstoffen und deren Quantifizierungsmethoden eingegangen.

### 2.1 Aluminium und die Verwendung im Automobilbau

Aluminium ist mit 7,6 Gew.-% das dritthäufigste Element der Welt und zugleich das häufigste Metall in der Erdkruste [11]. Wegen seiner Reaktionsfreudigkeit liegt es nicht im Rohzustand vor. Da es aus den Alumosilikaten aufgrund der Bindungsverhältnisse praktisch nicht isoliert werden kann, ist eine wirtschaftliche Gewinnung unter anderem aus Bauxit möglich [12]. Für die detaillierte Beschreibung der Aluminiumgewinnung über das Bayer-Verfahren wird auf die einschlägige Literatur verwiesen [13]. Für die Erzeugung von einer Tonne Primäraluminium sind heute rund 13,5 MWh Strom erforderlich [14]. Die Herstellung von Aluminium ist sehr energieaufwendig im Vergleich zu Stahl. Das weltweite Produktionsvolumen hat aufgrund hoher Nachfrage von 2011 bis 2016 von 64 auf 83 Gigatonnen zugenommen [15], wovon wiederum 27 % dem Transportsektor zuzuordnen sind – Tendenz steigend [16].

Aluminiumwerkstoffe können für den technischen Einsatz in Knet- und Gusslegierungen unterschieden werden. Während bei Gusslegierungen die Formfüllung und Vergießbarkeit im Vordergrund stehen, ist bei Knetlegierungen die plastische Verformung von besonderem Interesse [17]. Knetlegierungen weisen gegenüber Gusslegierungen typischerweise einen geringeren Legierungsanteil auf und können, abhängig von ihrem zugrundeliegenden Verfestigungsmechanismus, in naturharte und ausscheidungshärtbare Legierungen gruppiert werden [18]. Das Zusammenspiel der verschiedenen Festigkeitssteigerungsmechanismen macht die absolute Wi-

derstandsfähigkeit eines Werkstoffes gegenüber plastischer aus. Eine weitere Einteilung der Knetlegierungen ist über die Hauptlegierungselemente nach DIN EN 573-1 möglich.

Das Einsparpotential einer Aluminiumkarosserie gegenüber einer konventionellen Stahlkarosserie mit einem Gewicht von 300 kg bis 350 kg liegt bei ca. 35 % bis 40 %, was eine Gewichtsreduktion von 100 kg bis 140 kg bedeutet [19]. In der Fahrzeugkarosserie finden fast ausschließlich die naturharten Legierungen der 5000er-Serie sowie die aushärtbaren Legierungen der 6000er-Serie Anwendung [20]. Dem entgegengesetzt haben sich die 2000er- und 7000er-Legierungen aufgrund der höheren Festigkeiten in der Luftfahrtindustrie etabliert [21]. Nachteile der 2000er- und 7000er-Legierungen gegenüber 5000er- und 6000er-Legierungen sind die vergleichsweise hohen Kosten und das schlechtere Korrosionsverhalten, das in der Luftfahrtindustrie über regelmäßige Wartungsintervalle und die höhere Bereitschaft für Leichtbaukosten kompensiert wird [22].

Im Fahrzeugrohbau wird zwischen funktionaler und optischer Anwendung differenziert. Durch das Umformen, Zusammenbringen und anschließende Fügen von Strukturbauteilen entsteht der selbsttragende Rohbau (Schalenbauweise), der die strukturellen Eigenschaften (Biegesteifigkeit, Torsionssteifigkeit usw.) und das Crashverhalten des Fahrzeuges ausmacht [20]. Bevorzugt werden die kostengünstigeren 5000er-Legierungen in der nicht-sichtbaren Fahrzeugstruktur eingesetzt und die aushärtbaren 6000er-Legierungen in crashrelevanten Bereichen, fern von Wärmestrahlung (z. B. Abgasstrang), in den typischen Blechdicken von  $s_0 = 1,0$  mm bis 3,0 mm. Die Festigkeit bei den naturharten 5000er-Legierungen beruht hauptsächlich auf der Kornfeinung, Mischkristall- und Kaltverfestigung. Eine höhere Korrosionsbeständigkeit und Laserschweißbarkeit ohne Zusatzdraht sind weitere Vorteile der 5000er- gegenüber den 6000er-Legierungen. Wechselwirkungen zwischen Versetzungen und im Mischkristall gelösten Mg-Atomen bei der Bewegung auf den Gleitebenen während der plastischen Verformung neigen zur Bildung von Fließfiguren an der Oberfläche von 5000er-Legierungen [23].

Das äußere Erscheinungsbild eines Automobils ist durch die Fahrzeugaußenhautbauteile mit geschlossenen Klappen und Türen gekennzeichnet. Eine fließfigurenfreie Optik wie auch spezielle Anforderungen an die Ebenheit und Rauigkeit sind für diese Bauteile Voraussetzung und können unter dem Begriff „*Class-A-Oberfläche*“ zusammengefasst werden [24]. Daher werden für Außenhautanwendungen nahezu ausschließlich 6000er-Legierungen verwendet, die durch ein vergleichsweise hohes Umformvermögen

sowie eine gute Falzbarkeit gekennzeichnet sind und hohe Oberflächenanforderungen erfüllen. Üblicherweise werden Außenhautbauteile in den Blechdicken  $s_o = 0,7$  mm (Stahl) bzw.  $s_o = 1,15$  mm (Aluminium) eingesetzt [25]. Die Temperaturbelastung der Trocknungsöfen im Lackierprozess stellt eine weitere Einflussgröße für die mechanischen Eigenschaften von Aluminiumlegierungen dar. Während 5000er-Legierungen aufgrund der Annihilation von Versetzungen (Erholung) entfestigen, steigt die Festigkeit von 6000er-Legierungen durch die Ausscheidungshärtung weiter an.

### 2.1.1 Herstellung von Aluminiumblechhalbzeugen

Die relevanten spezifischen Herstellungsparameter der Legierungstypen der 6000er-Serie, die sich von ausscheidungshärtbaren Legierungen wie der 2000er oder 7000er-Serie unterscheiden können, werden im Folgenden erörtert. Die Legierungszusammensetzung und die thermomechanische Prozessführung bei der Herstellung des Halbzeuges induzieren die Ausscheidungsbildung und damit die spezifischen Charakteristika der Legierungen [26].

Al-Mg-Si-(Cu)-Barren werden klassischerweise im direkten Strangguss hergestellt und erstarren über das Zweiphasengebiet  $\alpha$ -Aluminiummischkristall ( $\alpha$ -MK) und  $Mg_2Si$ -Schmelze bei  $Mg_2Si$ -Gehalten  $< 1,91$  Gew.-%. Beisetzung von Kupfer im Bereich von 0,2 Gew.-% bis 1,0 Gew.-% führen zu einer deutlichen Anhebung der Festigkeitseigenschaften in warmausgelagerten Zuständen und liegt weit unter der maximalen Löslichkeit vom binären Al-Cu-System (vgl. Bild 1) [27].

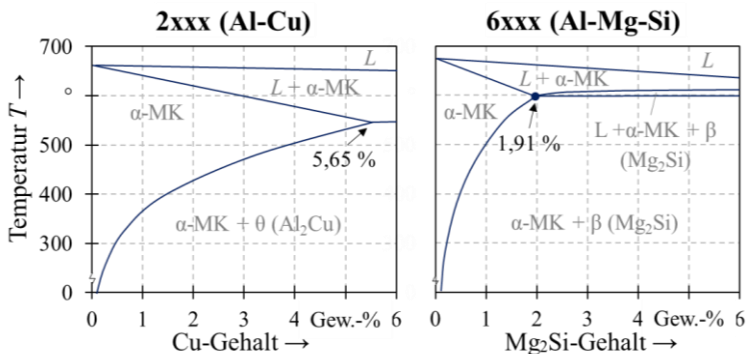


Bild 1: Gleichgewichts-Phasendiagramm für Al-Cu-Legierungen in Anlehnung an Hornbogen [28] und pseudobinäres Phasendiagramm für Al-Mg-Si-Legierungen in Anlehnung an Zhang et al. [29]

Die hohe Bildungsenthalpie zwischen den Mg- und Si-Atomen führt zum voreiligen Ausscheiden der stabilen  $Mg_2Si$ -Phase aus dem Matrixwerkstoff während der inhomogenen Erstarrung der Schmelze [27]. Durch einen unvermeidbaren Anteil an Eisen in technischen Legierungen scheiden sich große (bis zu 40  $\mu m$ ) interdendritische  $\beta$ -(Al-Fe-Si)-Phasen bei der Kristallisation des Barrens aus, vorzugsweise an den Korngrenzen. Die am Eisen gebundenen Siliziumatome können nicht in die Aluminiummatrix diffundieren und dadurch nicht zur Bildung von  $Mg_2Si$ -Phasen beitragen [30].

Während des Homogenisierungsglühens ( $T_H \approx 540$  °C) können sich die interdendritischen Phasen überwiegend in kugelförmige  $\alpha$ -(Al-Fe-Si)-Phasen umwandeln [31] und damit zur Duktilitätssteigerung des Materials beitragen [32]. Des Weiteren werden Mn und Cr in einer Größenordnung bis 0,5 Gew.-% der Legierung beigesetzt, um die Fe-Verunreinigungen zu feineren globularen Dispersoiden einzuformen ( $r_{Dispersoide} \approx 10$  nm bis 250 nm). Die gebildeten Al-Fe-Si-Phasen sind auch bei deutlich höheren Temperaturen noch stabil und bleiben durch nachfolgende thermomechanische Behandlungen weitestgehend unbeeinflusst [33]. *Lievers* konnte nachweisen, dass der Eisengehalt bei homogen globalerer Verteilung nur geringen Einfluss auf die Festigkeit hat [34]. Untersuchungen von *Ji* [35] zeigten, dass auch stabile intermetallische von  $Q$ -,  $\beta$ - und  $\theta$ -Phasen wieder vollständig bei einer Temperatur von  $T \approx 540$  °C in Lösung gehen, vorausgesetzt, die maximale Löslichkeit ist für diese Temperatur nicht überschritten.

Im Warmwalzprozess wird der Barren über die Tandemwalzen mit Stichabnahmen von bis zu 50 % auf eine Blechdicke von  $s_0 = 3$  mm bis 6 mm reduziert [36]. Ein Großteil der intermetallischen Phasen bleibt durch die hohen Fließkräfte unverändert, während sich lange zeilenförmige Körner in Walzrichtung ausbilden. Die Temperatur während des Warmwalzens stellt einen wichtigen Stellhebel für die Textur des Halbzeuges dar, über die Wechselspiele von dynamischer Rekristallisation und  $Mg_2Si$ -Ausscheidung [31]. Über das Kaltwalzen wird der Werkstoff auf die finale Blechdicke reduziert und im Anschluss für wenige Minuten auf Lösungsglühetemperatur ( $T_{LG} \approx 530$  °C) aufgeheizt [37]. Es bildet sich das Einphasengebiet des homogenen Aluminiummischkristalls. Bedingt durch das Erwärmen des Aluminiumgitters wird die Anzahl der Leerstellen und somit die Löslichkeit der Legierungselemente erhöht. Ein vollständig rekristallisiertes, leicht verstrecktes Gefüge mit Korngrößen im Bereich von 20  $\mu m$  bis 30  $\mu m$  entsteht nach der Abschreckung, abhängig vom Verformungsgrad der Textur bei Eintritt [38]. Durch eine überkritische Abschreckgeschwindigkeit an Wasser werden die bei hohen Temperaturen generierten Leerstellen eingefroren und der  $\alpha$ -Mischkristall in ein thermodynamisches Ungleichgewicht

verschoben [39]. Die Legierungsatome bleiben hierbei zwangsgelöst und sind einer Druckspannung ausgesetzt. Durch die homogene Verteilung der einzelnen Atome im übersättigten Mischkristall besitzt der Werkstoff in diesem Zustand W ein hohes Umformvermögen. Dies führt zu einer relativ geringen Festigkeit, die ausschließlich aus den Verfestigungsmechanismen der Kornfeinung und Mischkristallhärtung resultiert [40]. Eine zusammenfassende Darstellung der Temperaturen im Herstellungsprozess, der Kornstruktur und der Phasenentwicklung ist in Bild 2 gegeben.

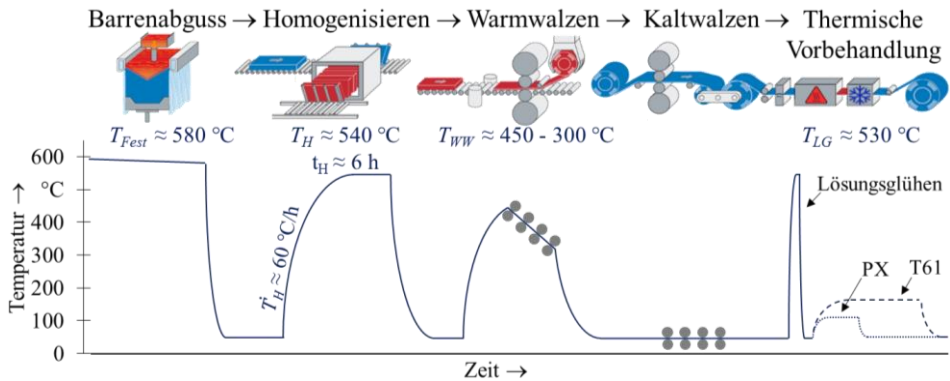


Bild 2: Schematische Darstellung des Herstellungsprozesses von 6000er-Blechwerkstoffen beim Halbzeughersteller [38]

Der Ausgleich des instabilen Zustands erfolgt durch Diffusion der Fremdatome aus dem übersättigten Mischkristall und ist stark von der Temperatur- und Zeitführung abhängig [41]. Dieser Prozess ereignet sich bereits bei Raumtemperatur und wird Kaltauslagerung (KA) genannt, wobei er mit sinkender Temperatur weitestgehend unterbunden werden kann [42]. Nach circa 2 Wochen Kaltauslagerung des Halbzeuges stellt sich der Zustand T<sub>4</sub> ein, der konventionell für Applikationen im Automobilbau Anwendung findet. Im T<sub>4</sub>-Zustand haben sich bereits feinverteilte Cluster innerhalb des Aluminiumgitters ausgebildet (siehe 2.1.2).

Teilweise wird das Halbzeug direkt nach dem Abschrecken einer Stabilisierungsglühen bei Temperaturen  $T \geq 80 \text{ °C}$  unterzogen, um die gezielte Bildung von wachstumsfähigen Clustern zu fördern. Diese vorkonditionierten Legierungen werden in dieser Forschungsarbeit mit dem Zusatz PX gekennzeichnet und weisen ein beschleunigtes Aushärteverhalten in nachfolgenden Wärmebehandlungen bei der Halbzeugverarbeitung auf. Weitere für diese Arbeit relevante Werkstoffzustände sind in Tabelle 1 zusammengefasst.

Tabelle 1: Übersicht ausgewählter Werkstoffzustände nach DIN EN 515

Zustand	Beschreibung
W	Lösungsgeglüht (instabiler Zustand)
T4	Lösungsgeglüht und kaltausgelagert
T61	Lösungsgeglüht und nicht vollständig warmausgelagert
T6	Lösungsgeglüht und vollständig warmausgelagert
T7	Lösungsgeglüht und überhärtet/stabilisiert

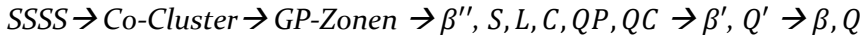
### 2.1.2 Sekundärphasen von Al-Mg-Si-(Cu)-Legierungen

Die Festigkeitssteigerung dieser Legierungstypen basiert auf der Ausscheidungshärtung, welche durch die Bildung von metastabilen Phasen erreicht wird, die das Gleiten der Versetzungsbewegung behindern. Die Ausscheidungsreaktion ist so zu steuern, dass der Abstand zwischen den Fremdphasen möglichst klein ist [43]. Sekundärausscheidungen können sowohl in den Körnern als auch an den Korngrenzen auftreten. Die Diffusionsgeschwindigkeit entlang der Korngrenzen ist um Größenordnungen schneller als die Volumendiffusion und verursacht eine ausscheidungsfreie Zone nahe der Korngrenze [44]. Korngrenzenausscheidungen sind in Kombination mit den ausscheidungsfreien Bereichen potenzielle Orte von Spannungs- und Dehnungskonzentrationen [45] und wirken sich negativ auf die Duktilität des Werkstoffes aus [46]. Das temperaturabhängige Auslagerungsverhalten der konventionellen Al-Mg-Si-Legierung wird schon seit den 1920er Jahren entwickelt und ist Gegenstand mehrerer Forschungsarbeiten [47]. Die weitläufig akzeptierte Ausscheidungssequenz und Morphologie, ausgehend von einem übersättigten Mischkristall – auch unter dem englischen Begriff „*Solid Solution Supersaturated*“ (kurz SSSS) bekannt – bis hin zur Bildung der thermodynamischen Gleichgewichtsphase, kann gemäß *Edwards et al.* [48] wie folgt zusammengefasst werden:

SSSS  $\rightarrow$  Si-/Mg-Cluster  $\rightarrow$  Auflösung der Mg-Cluster  $\rightarrow$  Si-Mg-Co-Cluster  $\rightarrow$   
GP-Zonen  $\rightarrow$   $\beta''$   $\rightarrow$   $\beta'$   $\rightarrow$   $\beta$

Neben der  $\beta'$ -Phase bilden sich, besonders in Si-überschüssigen Legierungen, zeitgleich U<sub>1</sub>-, U<sub>2</sub>- und B'-Ausscheidungen [49]. Bei einem ausgewogenen Mg/Si-Verhältnis überwiegt die Bildung der metastabilen  $\beta'$ -Phase [50]. Wird der 6000er-Gruppe Kupfer hinzulegiert, entstehen nach *Chakrabarti* [51] neben den  $\beta$ -Phasen und der  $\theta$ -Phasen aus der 2000er-Gruppe weitere, auch kupferangereicherte Ausscheidungen. Das Auslagerungsverhalten dieser quartären Legierung ist komplizierter, da die Phasenumwandlungsevolution teilweise parallel abläuft und stark von der

Legierungszusammensetzung sowie Parametern im Herstellungsprozess abhängt. Derzeit wird bei geringen Kupferzugaben bis 0,5 Gew.-% nach *Marioara* [52], über den Nachweis im hochauflösenden Transmissions-elektronenmikroskopie und nach *Matsuda* [53], über die Röntgenmikro-analyse, von folgendem Auslagerungsverhalten ausgegangen:



Um der dargestellten Ausscheidungssequenz zu folgen, ist nach *Zandbergen* [54] ein Legierungsgehalt von Cu > 0,15 Gew.-% erforderlich. Stehen ausreichend reaktionsfreie Mg- und Si-Atome im Werkstoff zur Verfügung, kann die Bildung der korrosionssensiblen  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ( $\theta$ -Phase) weitestgehend unterdrückt werden [55] bis zu einem Kupfergehalt von etwa 1,0 Gew.-% [56]. Die Übergänge der einzelnen Phasen sind als kontinuierliche Evolution während des Wachstums anzusehen, ohne scharfe Grenzen in Größe, Morphologie und Stöchiometrie [57]. Eine schematische Darstellung der Ausscheidungssequenz ist in Bild 3 zusammengefasst.

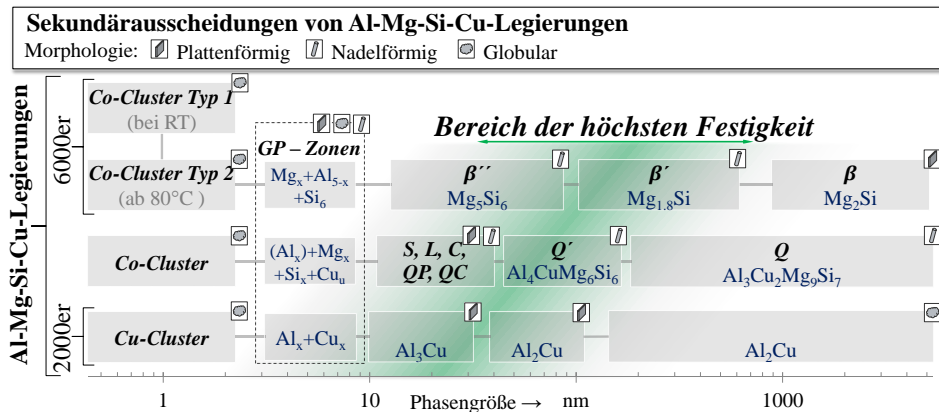


Bild 3: Übersicht der Sekundärausscheidungen in Al-Mg-Si-Cu-Legierungen nach [49, 50, 52, 54, 57–60]

Laut *Edwards et al.* [48] bilden Al-Mg-Si-Legierungen bei Raumtemperaturlagerung zunächst kleine örtliche Anhäufungen von Mg- und Si-Clustern, ohne erkennbare Struktur und Ordnung im übersättigten Mischkristall. Durch die Auflösung und Umlagerung der Mg-Cluster entstehen mit steigender Auslagerungszeit Mg-Si-haltige Co-Cluster aus den Si-Anhäufungen [48]. Bei neueren Untersuchungen mittels Atomsonde wurde hingegen überwiegend die Existenz von Co-Clustern dokumentiert [57]. Auch einige reine Si-Cluster wurden bestätigt. Das Auftreten von reinen Mg-Clustern konnte jedoch nicht nachgewiesen werden [57].

Durch weitere Anlagerung von Atomen wachsen die Co-Cluster und werden ab einer Größe von wenigen Nanometern als GP-Zone bezeichnet. Die Phasen sind vom chemischen Standpunkt aus identisch. Es sei zu erwähnen, dass die Bezeichnung GP-Zone auf kupferhaltige Sekretion in Al-Cu-Legierungen zurückzuführen ist und nach den Entdeckern *Andre Guinier* [61] und *George Preston* [62] benannt wurde. Das Unterscheidungsmerkmal beschränkt sich ausschließlich auf die Größe bzw. Abbildbarkeit im der konventionellen Transmissionselektronenmikroskopie und gibt keine Informationen über die Morphologie oder stöchiometrische Zusammensetzung [63].

Erfährt das Material keine Temperaturerhöhung, so stellt sich der metastabile Zustand  $T_4$  ein. Die beschriebene Entmischung über die Diffusionsprozesse bei Raumtemperatur erfolgt zunächst exponentiell und verläuft mit sinkender Leerstellenkonzentration nach ca. 6 bis 12 Monaten asymptotisch in eine Sättigung [64]. Eine andauernde Auslagerung bei Raumtemperatur bewirkt keine weitere Veränderung in der Mikrostruktur.

Unterschieden werden muss nach *Serizawa et al.* [65] zwischen zwei Typen von Co-Clustern: Typ 1 ist bis zu einer Temperatur von ca.  $T \approx 180$  °C thermisch stabil und bildet sich vorzugsweise bei Raumtemperatur. Durch die höhere Diffusionsgeschwindigkeit von Silizium gegenüber Magnesium bei Raumtemperatur entsteht beim Co-Cluster Typ 1 ein ungünstiges Mg/Si-Verhältnis [66]. Bei höheren Temperaturen ( $T > 80$  °C) gleichen sich die Diffusionsgeschwindigkeiten an und dadurch nehmen beim Co-Cluster Typ 2 die Mg- und Si-Atome eine günstige Konzentration an, ähnlich der  $\beta''$ -Phase. Bei fortschreitender Warmauslagerung können Co-Cluster Typ 2 der Ausscheidungssequenz folgen und zur Festigkeitssteigerung beitragen. Im Gegensatz dazu sind Co-Cluster Typ 1 bei weiterer Temperaturerhöhung nicht wachstumsfähig, müssen wieder in Lösung gehen und sich neu über die Co-Cluster-Typ-2-Stöchiometrie formieren. Diese Umwandlungsprozesse verzögern die Ausscheidungssequenz lokal, was sich negativ auf die maximal erreichbare Festigkeit des Werkstoffes auswirkt. Eine bewährte Maßnahme, dem entgegenzuwirken, ist ein Stabilisierungsglügen im Herstellungsprozess (vgl. 2.1.1). Durch eine frühzeitige Bildung von Co-Clustern Typ 2, die als Keime mit reduzierter Aktivierungsenergie dienen, wird die weitere Ausscheidungsbildung beschleunigt.

Die Kaltauslagerungsabfolge ist auf Al-Mg-Si-Cu-Legierungen weitestgehend übertragbar. Mit Kupfer angereicherte Co-Cluster bilden die Basis für das weitere Phasenwachstum der  $Q$ -Vorphasen. Die exakte Stöchiometrie

der globaleren Co-Cluster ist nicht eindeutig geklärt und es wird von unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen ausgegangen [54]. Die Kaltauslagerungskinetik wird durch Kupferzusätze in 6000er-Legierungen erheblich beschleunigt [67]. Eine PX-Vorbehandlung ist daher zwingend erforderlich, um einen weichen Werkstoffzustand zu stabilisieren und damit die Umformgrenzen zu maximieren.

Wird dem metastabilen T<sub>4</sub>-Zustand Energie in Form von Wärme zugeführt, wachsen die noch runden GP-Zonen entlang der  $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ -Richtung. Durch das Ersetzen der verbliebenen Al- durch Mg-Atome bildet sich bei  $T = 125 \text{ }^\circ\text{C}$  bis  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  die nadelförmige  $\beta''$ -Phase ( $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ) in Al-Mg-Si-Legierungen aus, die den größten Einfluss auf die Festigkeitssteigerung haben [51]. Die Morphologie der  $\beta''$ -Phase wird als nadel- oder stabförmig beschrieben und ist semikohärent zur Matrix mit den Abmessungen von  $\approx 4 \times 4 \times 50 \text{ nm}$  [68]. Bei Al-Mg-Si-Cu-Legierungen bilden sich, in Abhängigkeit vom Mg/Si-Verhältnis und dem Kupfergehalt, neben der  $\beta''$ -Ausscheidung auch Vorphasen der kupferhaltigen  $Q'$ -Ausscheidung aus [69]. Die überwiegend nadelförmigen  $Q'$ -Vorphasen unterscheiden sich in ihrer jeweiligen Lage zum Al-Gitter, ihrer Stöchiometrie und bei der C-Phase in ihrer plättchenförmigen Morphologie [52].

Ab Temperaturen von  $T \geq 200 \text{ }^\circ\text{C}$  wandeln sich die  $\beta''$ -Phasen in nadelförmige  $\beta'$ -Phasen mit der Zusammensetzung  $\text{Mg}_{1,8}\text{Si}$  um [70]. Analog können sich in kupferhaltigen Legierungen lattenförmige  $Q'$ -Phasen ausbilden, die in ihrer Struktur und Wachstumsrichtung der  $\beta'$ -Phase sehr ähneln. Unterschiede ergeben sich in der Zusammensetzung und den Seitenverhältnis des hexagonalen Kristallaufbaus [51]. Die  $Q'$ -Phase weist einen rechteckigen Querschnitt auf [71] und nach *Matsuda* [53] ein stöchiometrisches Verhältnis von  $\text{Al}_4\text{CuMg}_6\text{Si}_6$ . Charakteristisch für die  $\beta'$ -Ausscheidung ist ein nahezu runder Querschnitt [51].

Durch das weitere Phasenwachstum steigen die Verzerrungen des Aluminiumgitters und es stellt sich der vollausgehärtete Zustand T6 mit der höchsten Festigkeit ein. Größe, Kohärenz und Verteilung der Sekundärphasen haben Einfluss auf die Widerstandsfähigkeit gegen die Versetzungsbewegung und sind schematisch in *Bild 3* der Phasenevolution zugeordnet. Mit weiterer Phasenvergrößerung nimmt die Festigkeit des Werkstoffes ab. Für die Versetzungsbewegung ist das Umgehen (Orowan-Mechanismus) der Ausscheidungen energetisch günstiger als diese zu durchtrennen [72]. Man spricht in diesem Fall von einer überalterten oder stabilisierten Mikrostruktur, die teilweise gezielt eingestellt wird, um das Korrosionsverhalten zu verbessern [27].

Im überalterten T7-Zustand sind vermehrt die Gleichgewichtsphasen von  $Q$  und  $\beta$  im Werkstoff anzutreffen. Durch den vollständigen Verlust der Kohärenzspannung, durch die Partikelvergrößerung und den zunehmenden Partikelabstand begünstigt die letzte Gefügekonfiguration den Orowan-Mechanismus. Kleinere, instabilere Phasen gehen dabei wieder in Lösung, um das Wachstum von größeren Phasen zu fördern. Innerhalb eines Werkstoffes können parallel verschiedene Evolutionsstufen der Phasen vorliegen und teilweise variiert auch die Ausprägung zwischen den einzelnen Körnern.

Neben den beschriebenen Ausscheidungssequenzen kann bei ungünstigen Legierungskonstellationen auch die  $\theta$ -Phase ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) oder  $S$ -Phase ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$  wenn  $\text{Cu/Mg} \approx 1,3$  Gew.-% bis 5,2 Gew.-% [73]) auftreten. Vom technischen Standpunkt aus ist das Auftreten dieser Phasen zu unterdrücken, da diesen Ausscheidungen eine erhöhte Neigung zur interkristallinen und Spannungsrisskorrosion zugeschrieben wird [74]. Werkstoffe mit diesem Phasenvorkommen von  $\theta$ - und  $S$ -Ausscheidungen haben daher keine Relevanz im Automobilbau. Die detaillierte Phasenentwicklung ist weitestgehend bekannt (vgl. *Sato* [75]). Bei der Legierungsauswahl für den Automobilbau ist ein ausgeglichenes Masseverhältnis der Elemente Mg und Si anzugestreben, da nach *Svenningsen* [76] in Strangpressprofile wie auch nach *Liang* [77] in Blechwerkstoffen eine reduzierte Sensibilität gegen interkristalline Korrosion in Al-Mg-Si-Cu-Legierungen nachgewiesen ist.

## 2.2 Fertigung und Randbedingungen von Karosserieblechbauteilen

Die Wertschöpfungskette für Einzelteile der Karosseriestruktur bei Automobilherstellern lässt sich in vier große Bereiche einteilen. Aus den Bereichen des Presswerks, dem Rohbau und der Lackierung sind durch die Verarbeitungsbedingungen Anforderungen an den Karosseriewerkstoff ableitbar, auf die im Folgenden eingegangen wird:

### Presswerk

Im sogenannten Methodenplan ist das Fertigungskonzept der Bauteile dokumentiert, der bei umformtechnisch anspruchsvollen Geometrien 6 und mehr Operationsstufen beinhaltet. Die erste Operationsstufe ist die qualitätsbestimmende Stufe der Presse, in der die größte Umformung realisiert wird. In den weiteren Operationsstufen erfolgt die Feinbearbeitung wie das Lochen oder das Nachformen von Radien, und nicht bauteilrelevante Bereiche werden abgetrennt. Die steigende Versetzungsdichte durch den

Umformprozess führt zu Versetzungsaufstauungen an Gitterfehlern und resultiert in einer Zunahme der mechanischen Festigkeit, die als Kaltverfestigung bezeichnet wird. Der lokale Formänderungszustand ist stark von der Bauteilgeometrie und von den Fließeigenschaften des Werkstoffes abhängig. Ein Beispiel der sich ergebenden akkumulierten plastischen Vergleichsdehnung in Strukturbauteilen aus Aluminium ist in Bild 4 dargestellt.

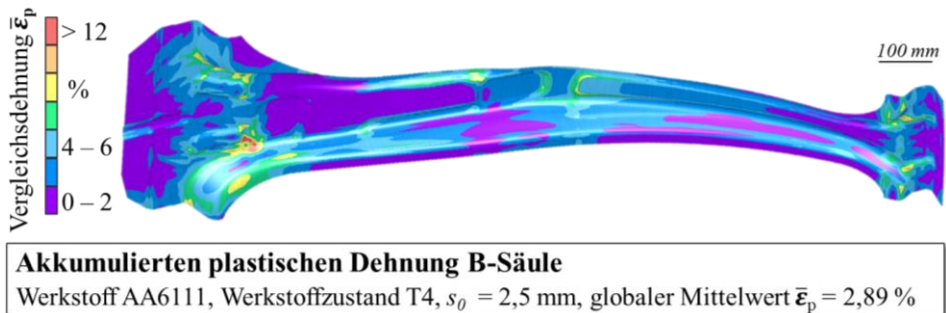


Bild 4: Plastische Vergleichsdehnung am Beispiel der B-Säule (Werkstoff: AA6111 T4)

Neben den Umformeigenschaften des Blechwerkstoffes spielen die tribologischen Verhältnisse an den Kontaktflächen zwischen Blech und Werkzeug eine entscheidende Rolle für die Verfahrensgrenzen des Umformprozesses. Insbesondere bei Aluminiumwerkstoffen werden die Adhäsion an der Werkzeugoberfläche und die Riefenbildung an der Blechoberfläche beeinflusst. Im Gegenzug ist der Einsatz von Schmierstoffen möglichst gering zu halten, um die bedarfsweise Entfernung ohne hohen Kostenaufwand und umweltgerecht durchführen zu können. Die Ölaufgabe der Pressteile setzt sich aus der Kaltbandschlussbeölung des Herstellers ( $0,5 \text{ g/m}^2$  bis  $1,5 \text{ g/m}^2$  [78]) und der Beölung des Ziehmittels ( $0,5$  bis  $1,5 \text{ g/m}^2$  [79]) zusammen und muss pro Blechseite in der Fläche im Bereich von ( $1,2 \text{ g/m}^2$  bis  $3,0 \text{ g/m}^2 \pm 0,2 \text{ g/m}^2$  [79]) liegen. Der Minimalwert ist aus Korrosionsschutzgründen notwendig, der Maximalwert aufgrund der Klebefähigkeit [80]. Bei Ausführungsarten mit Trockenschmierstoffen greifen die Richtlinien des Verband der Automobilindustrie, die eine Schmierstoffauflage von  $1,0 \text{ g/m}^2 \pm 0,3 \text{ g/m}^2$  [81] vorgeben. In der Qualitätskontrolle sind nach der Formgebung an den Bauteilen individuelle Stichprobenpläne und Prüfanweisungen durchzuführen.

Bei Innenteilen ist mindestens jedes 20ste Teil visuell und haptisch auf Materialfehler (Einschnürungen, Überlappungen, Risse etc.), Formfehler (Beschnitt, Lochbild, Abkantungen etc.) und Oberflächenfehler (Eindrü-

cke, Kratzer, Flitter, Einfallstellen, Nachlaufkanten etc.) zu prüfen [82]. Lokal ist zusätzlich die Materialausdünnung über Schnelltester zu messen. Bei Aluminium sollte die Ausdünnung nicht mehr als 20 % der Ausgangsblechdicke betragen [83], wobei die simulative Auslegung auf maximal 18 % [84] angesetzt ist.

### Rohbau

In der Linienfertigung werden mit einem Automatisierungsgrad von über 95 % die Einzelteile über diverse Fügeverfahren zu Bauteilgruppen zusammengesetzt. Die Aufbaureihenfolge auf der Hauptlinie, wie sie in Bild 5 zu finden sind, besteht aus den Unterbaugruppen Vorbau, Hauptboden und Heckboden, die zur Zusammenbaustufe 1 (kurz Z1) dem Unterboden gefügt werden. In der Zusammenbaustufe 2.1 werden die inneren Schalenelemente der Seitenwandstruktur und die Querverstrebungen der Dachelemente am Unterboden positioniert, großflächig verspannt und gefügt. Diese Geometriestation sind entscheidend, um die Maßhaltigkeit des gesamten Fahrzeuges sicherzustellen. In der Zusammenbaustufe 2.2 wird in einer weiteren Geometriestation die parallel gefertigte Seitenwand-Untergruppe auf die gleiche Art an die Karosserie gehängt und verbunden. Die Zusammenbaustufe 2.3 umfasst den vollständigen Rohbau ohne Anbauteile, der nicht zerstörungsfrei zerlegt werden kann. In der letzten Ausbaustufe, der Zusammenbaustufe 3, werden die demontierbaren Baugruppen wie Kotflügel, Türen und Klappen verschraubt, bevor in der Zusammenbaustufe 4 die Abnahmekontrolle stattfindet. Maß- und Formtoleranzen der Komponenten sind detailliert in den Bauteilzeichnungen vorgegeben. Im Allgemeinen sollten Maßabweichungen von Anschluss- und Funktionsflächen  $\pm 0,5$  mm nicht überschreiten [25].

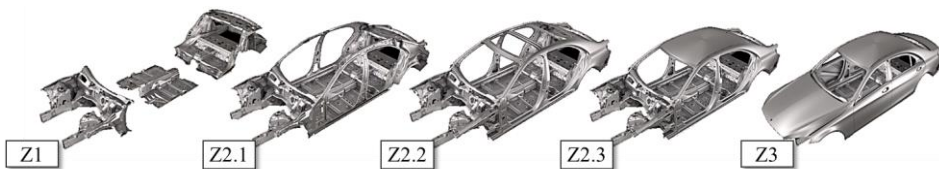


Bild 5: Typische Aufbaureihenfolge der Karosserie im Rohbau [85]

### Lackierung

Die Rohkarosserie durchläuft einen mehrstufigen Reinigungs- und Beschichtungsprozess, um Schutzeigenschaften gegen Umwelteinflüsse sowie ein dekoratives optisches Design zu erhalten. Hier erfährt der Rohbau die höchste Temperaturbeanspruchung im gesamten Lebenszyklus des

Fahrzeugs. In der Regel wird für den Prozessdurchlauf eine thermisch äquivalente Belastung angesetzt, um den Lackierprozess nachzustellen.

Die Einbrennbedingungen für diverse Beschichtungs- und Prozessstoffe in Bild 6(a) orientieren sich an den Aushärtevorgaben der Hersteller und sind nach [86] geregelt. Für den Trockner mit der höchsten Temperatur im Anschluss an die kathodischen Tauchlackierung (kurz KTL), sind in Bild 6(b) eine Temperaturübersicht der Karosse nach der Aufheizphase abgebildet. Für die Objekttemperatur einzelner Bauteile sind neben dem Trockneraufbau die Lage im Fahrzeug und die umliegenden Schalenelemente bzw. das Blechpaket ausschlaggebend. Außenhautbauteile erfahren in der Regel die höchste Temperaturbelastung.

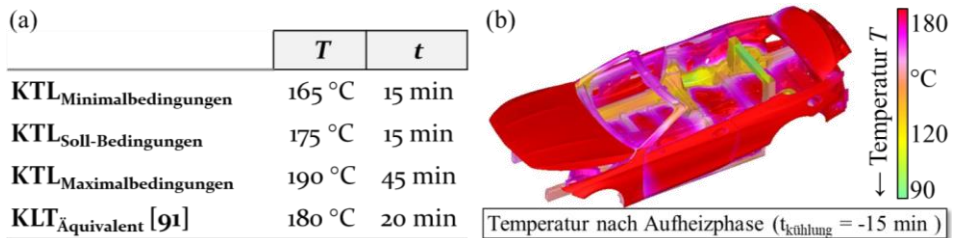


Bild 6: Vorgaben für die Einbrennbedingungen der kathodischen Tauchlackierung und Temperaturverteilung am Beispiel der SL-Klasse [87]

### 2.2.1 Anforderungsprofil an Aluminiumbleche unter serien-nahen Bedingungen

Die ganzheitliche Betrachtung des Werkstoffkreislaufes verdeutlicht, dass sich das Anforderungsprofil an ein Karosseriebauteil nicht nur auf Fertigungs- und Gebrauchseigenschaften reduzieren lässt, sondern auch weitere Gesichtspunkte gemäß der verschiedenen Stationen im Kreislauf zu berücksichtigen sind [88]. Beispielsweise wird das Recycling zentral durch die Altfahrzeugrichtlinie des Europäischen Parlaments gesteuert [89].

Das Halbzeug für die Herstellung von Karosseriekomponenten muss in großen Produktionskapazitäten wirtschaftlich, global und in der geforderten Automobilqualität zur Verfügung stehen. Erst 2014/2015 sorgte Ford mit der Umstellung des F150 auf einen Aluminiumrohbau für einen Engpass in der Zulieferkette für Blechwerkstoffe durch den zusätzlichen Bedarf von 350 Mt pro Jahr, was 1 % bis 2 % des Weltbedarfs an Aluminiumblechen ausmacht [90].

Das Material muss eine ausreichende Korrosionsbeständigkeit zur Sicherung der Langzeitqualität aufweisen. Grenzwerte in diversen klimatischen

Prüfungen mit definierten korrosionsfördernden Substraten (z.B. NaCl, CuCl<sub>2</sub>, ...) setzen die Hürden für neue Werkstoffe und wurden teilweise durch die empirischen Erfahrungen der Fahrzeughersteller modifiziert. Für Aluminium-6000er-Legierungen im Strukturbereich sind der Korrosionswechseltest Zyklus B [91], der ASTM G110 [92] und die Freibewitterung nach [93] zu erwähnen, um die Grundmetallkorrosion an blanken Blechen zu bewerten. Sollte eine erhöhte Sensibilität durch kritische Legierungselemente im Werkstoff zu befürchten sein, wie es beispielsweise durch Kupfer in 6000er-Legierungen zu erwarten ist, haben sich zusätzliche Untersuchungen zur Spannungsrissskorrosion nach [94] etabliert, die ihren Ursprung in der Luftfahrtindustrie haben. Eine Verträglichkeit mit den Oberflächenvorbehandlungen wie der Phosphatierung und der Passivierung, sind Voraussetzung, um eine technisch und optisch einwandfreie Lackierung zu gewährleisten. Die Lackhaftung und das Korrosionsverhalten von beschichteten Aluminiumwerkstoffen werden über den „Copper-Accelerated Acetic Acid Salt Spray Test“ [95], den Filiformtest [96] und den Klimawechseltest nach [97] validiert. Des Weiteren werden auch mechanische Prüfverfahren wie der Gitterschnitt [98] oder die Steinschlagprüfung [99] zur qualitativen Beurteilung herangezogen. Bezüglich der Oberfläche von Karosserieteilen, speziell im sichtbaren Bereich, bestehen definierte Qualitätsanforderungen, die mit einem umfangreichen Absicherungsaufwand sichergestellt werden. Das menschliche Auge ist sehr sensibel, daher führen bereits kleinste Unruhen zu einer als fehlerhaft eingestuften Oberfläche. Prinzipiell wird zwischen designbedingten, fertigungsbedingten und werkstoffbedingten Oberflächenfehlern unterschieden [25]. Neben der visuellen Einstufung von gereckten Blechen und Bauteilen mit Lackaufbau ist nach [81] der Mittenrauwert ( $R_a = 0,7 \mu\text{m}$  bis  $1,3 \mu\text{m}$ ) und die Spitzenzahl ( $R_{Pc} \geq 40$  1/cm) des Halbzeuges für Anwendungen im Strukturbereich spezifiziert. Weiterhin ist die technische Nutzungsdauer limitiert. In sogenannten Lieferspezifikationen oder Normen sind die Grenzen der Werkstoffkennwerte für die verschiedenen Legierungstypen vorgeschrieben, welche vom Halbzeuglieferanten 6 Monate zu garantieren sind und gerade bei der Kaltauslagerung von 6000er-Legierungen den Verarbeitungszeitraum limitieren [81].

Grundsätzlich sind die Fertigungseigenschaften und die erforderlichen Verfahren im Hinblick auf die Serientauglichkeit und Automatisierbarkeit zu sehen. Weiterhin sind die thermische und mechanische Fügbarkeit sowie Klebeeignung zu prüfen und unter diesem Gesichtspunkt auch die Reparaturfreundlichkeit zu berücksichtigen. Durch Alterungseffekte in der

Oberflächenvorbehandlung kann über 9 Monate hinaus keine prozesssichere Klebeverbindung gewährleistet werden [100]. Einschränkungen bei den Fügeverfahren sind tolerierbar, führen jedoch zu reduzierten Einsatzmöglichkeiten des Werkstoffs. Priorisiert werden thermische Fügeverfahren wie das Widerstandspunktschweißen für artgleiche Verbindungen. Bei Aluminium ist diese Füge-technologie mit hohen Verlustleistungen und Elektrodenverschleiß sowie einem eingeschränkten Prozessfenster verbunden [101]. Weiterhin neigen technisch relevante 6000er-Legierungen zu Heißrissen während der Erstarrung beim Laserschweißen [102]. Mindestens 2 % Silizium im Schmelzgut sind notwendig, um die Rissbildung zu unterdrücken; dies wird über die lokale Zufuhr eines Schweißzusatzes realisiert, der die Effizienz des Verfahrens erheblich einschränkt [103]. Lösungsansätze bieten Mehrschichtlegierungen durch eine Si-angereicherte Außenschicht [104].

Um Mischverbindungen zwischen Stahl und Aluminium zu realisieren, kommen kraft- und formschlüssige Füge-technologien wie das Clinchen und Halbhohlstanznieten zum Einsatz. Ansätze zu Beschreibung des Werkstofffluss bei diesem komplexen Vorgang der Massivumformung sind von *Eckstein* [105] aufgegriffen. Unter Berücksichtigung konstruktiver Richtlinien sind Anbindungen mit Fügepartnern von  $R_m < 600$  MPa prozesssicher im Karosseriebau realisiert [106]. Neuste Untersuchungen zeigen, dass weniger die Werkstofffestigkeit für die Qualität der Fügeverbindung entscheidend ist, sondern diese vielmehr vom duktilen Formänderungsvermögen des Werkstoffes abhängt (vgl. *Bild 7*). Aus genannten Gründen wurde eine Duktilitätsprüfung entwickelt, die eine Korrelation mit dem Biege-winkel gemäß dem VDA aufweist. [107]

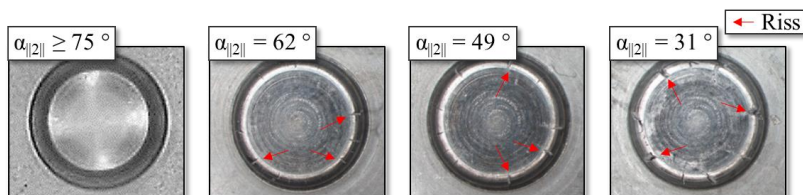


Bild 7: Korrelation der Verbindungsqualität beim Hohlstanznieten mit dem Biege- und dem Risswinkel gemäß dem VDA [107]

In der Einsatzphase müssen die Funktionen der Karosserie sichergestellt sein. Unter anderem sind der Schutz gegen äußere Einflüsse sowie die Gewährleistung der Fahrgastsicherheit abzusichern und für den Werkstoff kaum quantifizierbare Aspekte wie Designfreiheit zu berücksichtigen. Bezüglich

der Wertschöpfungskette im Automobilbau muss das Halbzeug gute Umformeigenschaften aufweisen. Die Blechumformung von fertigungstechnisch anspruchsvollen Bauteilen stellt im Allgemeinen eine Kombination aus Streckziehen und Tiefziehen dar. Als erste Annäherung für eine positive Auswirkung auf das Umformvermögen oder mechanische Fügbarkeit können ein vorzeitiger Fließbeginn und ein niedriges Streckgrenzenverhältnis in Verbindung mit hohen Dehnungen herangezogen werden [108]. Im Gegensatz dazu sind hohe Festigkeiten mit Vorteilen während der Nutzungszeit verbunden, wie beispielsweise einer erhöhten Beulsteifigkeit [109]. Ansätze zur Charakterisierung der Umformgrenzen, bezogen auf das Formänderungsvermögen des Werkstoffes, werden in Abschnitt 2.3.1 aufgegriffen. Die endgültige Beurteilung des Verhaltens bei der Umformung zu einem komplizierten Bauteil bleibt letztlich dem Praxistest vorbehalten, da Faktoren wie Werkzeug- und Werkstückoberfläche, Geometrie, Schmierstoff, Umformparameter und vor allem deren gegenseitige Beeinflussung in einem Labortest kaum erfassbar sind [110].

Im Versagensfall ist das Energieabsorptionsvermögen beim Crash zu berücksichtigen, was wiederum abhängig vom Grundwerkstoff, der Bauteilgeometrie, der Prozessführung und den aus der Umformung resultierenden Formänderungsverteilungen abhängig ist [25]. Die Lastfälle sowie die maximal zulässigen Intrusionen sind, neben gesetzlichen Anforderungen, von herstellerunabhängigen Gesellschaften und im unternehmensinternen Lastenheft definiert. Diese Vorgaben für den Insassenschutz sind im Lastenheft der einzelnen Baugruppen verankert, um die Stabilisierung der inneren Käfigzelle sicherzustellen bzw. den notwendigen Energieabbau durch Verformung zu definieren. Während die Frontpartie des Fahrzeuges für die maximale Energieaufnahme konzipiert ist, steht bei der Seitenstruktur der Erhalt der Fahrgastzelle durch die Umleitung der Belastungsspitzen im Vordergrund [111]. Aus diesem Grund werden in den Baugruppen Schweller, B-Säule oder Dachrahmen meist höchstfeste Werkstoffe eingesetzt. Zur Gewährleistung der optimalen Crashfunktionalität muss das Deformationsverhalten zwischen den einzelnen Baugruppen abgestimmt werden. Komponentenversuche liefern nur einen eingeschränkten Aufschluss über das Verformungsverhalten im Gesamtfahrzeug [112]. Differenziert auf das Versagensverhalten des Werkstoffes liefern Bruchkriterien eine Aussage über die Schädigungstoleranz und Duktilität, auf die im Abschnitt 2.3.2 eingegangen wird. Die Festigkeitseigenschaften, die einen Werkstoff in Bezug auf die Crashesicherheit qualifizieren, lassen sich nicht ausschließlich durch mechanische Kennwerte des Halbzeugs beschreiben

und erfordern ergänzende Untersuchungen wie beispielsweise über einen Kantenstauchversuch [113] oder Crashprofile [114].

## 2.3 Versagensmechanismen von Blechwerkstoffen

Bei der Wahl des Werkstoffes ist für den jeweiligen Anwendungsfall neben den Verarbeitungseigenschaften und dem Korrosionsverhalten das Umformvermögen und das Duktilitätsverhalten von besonderem Interesse. Diese Verformungseigenschaften sind sowohl für die Auslegung des Bauteils als auch für den Formgebungsprozess und die Berücksichtigung eventueller Energieabsorptionsreserven über Deformation entscheidend [115]. Das Umformen ist nach DIN 8585 die gezielte Formänderung eines Werkstoffes. Dem gegenüber ist das Verformen die ungerichtete Deformation in Folge der Einwirkung einer äußeren Kraft und kann bis zur Werkstofftrennung führen, wie sie beispielsweise beim Fahrzeugcrash zu finden ist. Der Anriss erfolgt in diesem Fall meist um Fügeverbindungspunkte, an Bauteilkanten oder an der Werkstoffoberfläche durch Faltenbildung oder Biegebeanspruchung mit hohen Gradienten über die Blechdicke.

Nach *Heibel et al.* [116] kann die Umformbarkeit eines Werkstoffes in globale und lokale Anteile eingeordnet werden. Während Werkstoffe mit ausgeprägten globalen Umformeigenschaften sich vorzugsweise für Streck- und Tiefziehooperationen eignen, sind lokale Umformeigenschaften bei biegedominierenden Beanspruchungen vorteilhaft, wie auch bei der Verformung in hochdynamischen Crashlastfällen.

Der Entwicklungsverlauf der Verformung eines Werkstoffes bis zum Versagen ist auf makroskopischer Ebene der Plastizität und Bruchmechanik zugeordnet und wird auf mikroskopischer Ebene durch die Schädigungsmechanik beschrieben. Erste Ansätze, eine kritische Zugspannung zu messen, finden sich bei *Considère* [117], der über das „*maximum force princip*“ die plastische Instabilität definierte. Die Bezeichnungen „*diffuse*“ und „*lokalisierte Instabilität*“ sind durch die Kriterien von *Hill* [118] und *Swift* [119] entstanden und unterteilen noch heute die Werkstoffeinschnürung im ebenen Spannungszustand.

Gemäß der Schädigungsformulierungen von duktilen Werkstoffen nach *Puttick* [120] führen kritische Spannungsspitzen an Ausscheidungen, Diskontinuitäten oder teilweise auch an Versetzungsreaktionen zur Hohlraumentstehung. Diese Poren konzentrieren sich durch ihre geringere Adhäsionskraft an Korngrenzen, Tripelpunkten oder gebrochenen Fremdphasen. Die Schädigung durch Poren im Werkstoff setzt ab einem Schwellwert

der plastischen Deformation ein. Größere Fremdphasen und Phasen mit hoher Härtedifferenz zur Matrize senken den Schwellwert [121]. Wachstum und Geometrie einzelner Poren sind von hydrostatischen und divinatorischen Spannungsanteilen abhängig [122]. Mit zunehmender Belastung ist eine Koaleszenz bis hin zur Rissindizierung zu beobachten.

Versuche zur Identifikation des Versagenszeitpunktes für Blechwerkstoffe können in drei Kategorien unterteilen werden: Technologische Prüfmethode für das Tiefziehen, Versuche zur Ermittlung der Verfahrensgrenzen (Instabilität oder Bruch) und experimentelle Versuchsbasis zu Parameteridentifikation und Kalibrierung von Schädigungsmodellen [123]. Technologische Prüfmethode wie der Erichsen-Tiefungsversuch [124] oder der Napfzugversuch geben Aufschluss über die Streckziehbarkeit  $IE$  bei Rissbildung bzw. das Grenzziehverhältnis  $\beta_{max}$  eines Werkstoffes finden aber in der Regel keine direkte Verwendung in der numerischen Materialmodellierung [123]. Auf die Vorgehensweise zur Identifizierung der Verfahrensgrenzen und Schädigungsmodellierung wird im folgenden Abschnitt eingegangen.

### 2.3.1 Versagensprognose in der Blechumformung

In der Blechumformung herrscht bei der überwiegenden Mehrheit an Umformverfahren ein mehrachsiger Spannungszustand in den Umformzonen. Bei der definierten Formgebung eines Werkstoffes spielt die Art des Belastungszustands eine große Rolle, sowohl was das Fließen als auch was die ertragbare Formänderung bis zum Bruch angeht. Um ein Versagen des Werkstoffes in Abhängigkeit des Belastungszustands effektiv prognostizieren zu können, ist die Kenntnis des Formänderungsvermögens essenziell.

Der Begriff Grenzformänderung beschreibt die werkstoffspezifischen Verfahrensgrenzen und geht im Streckziehbereich auf *Keeler* [125] zurück. Das Umformvermögen bei Rissinitiation im Zug-Druck-Zustand wurde durch *Goodwin* [126] ergänzt. Gemeinsam aufgetragen im Grenzformänderungsdiagramm hat sich die Grenzformänderungskurve - im englischen als „*Forming Limit Curve*“ (kurz FLC) bekannt - bis heute im industriellen Umfeld als Bewertungskriterium für die Herstellbarkeit von Blechbauteilen etabliert. Die Grenzformänderungskurve stellt ein dehnungsbasiertes Versagenskriterium dar und gibt Aufschluss über die maximale Formänderung des Werkstoffes, in Abhängigkeit des Spannungszustands, bei dem Einschnürung eintritt.

Die Formänderungsfähigkeit ist an eine Vielzahl von Faktoren gebunden. Beispielsweise verfügen Mehrphasenstähle mit einer heterogenen Mikrostruktur aus weicheren und härteren Phasen über eine höhere Umformbarkeit als Stahlwerkstoffe mit homogener Struktur [121]. Bei Aluminium hingegen bietet eine homogene kristallographische Textur umformtechnische Vorteile [127]. Neben dem Gefüge beeinflussen die chemische Zusammensetzung [128], die Blechdicke [129], die Werkstoffoberfläche [130], die tribologischen Bedingungen [131] und der Dehnpfad [132] das Formänderungsvermögen. Ein Überblick mit den Auswirkungen verschiedener Einflussfaktoren wird durch *Merklein* [8] und *Banabic* [133] gegeben.

Für die experimentelle Bestimmung der Grenzformänderungskurve haben sich der Marciniak-Versuch [134] und der Nakajima-Versuch [135] durchgesetzt, wobei der Marciniak-Versuch in der Praxis, wegen der Limitierung in der maximalen Blechdicke auf etwa  $s_0 = 1,5$  mm, aktuell weniger Anwendung findet [136]. In beiden Verfahren wird durch unterschiedliche Probengeometrien der Spannungszustand variiert und das zugehörige Grenzformänderungsvermögen für einen nahezu linearen Dehnpfad bestimmt. Im ebenen Spannungszustand ist dadurch die Bestimmung des reinen Tiefziehens über den einachsigen Zug bis hin zum zweiachsigen Streckzug möglich. In der Praxis kann der Tiefziehzustand experimentell nicht korrekt abgebildet werden, da sich die für das Tiefziehen charakteristischen tangentialen Druckspannungen nicht in der Probe einstellen können. Während die Umformung der Platine im Marciniak-Versuch über einen flachen Hohlstempel erfolgt, wird im Nakajima-Test ein halbkugelförmiger Stempel eingesetzt. Beim ersten Kontakt von Stempel und Prüfblech entsteht eine Biegebelastung des zu prüfenden Werkstoffes aufgrund der eingesetzten Stempelgeometrie im Nakajima-Versuch, die abhängig von Stempeldurchmesser, Probenform und Blechdicke ist [137]. Bis zum vollständigen Kontakt von Stempel und Platinen sorgt die sphärische Stempelkrümmung für einen biaxialen Streckziehanteil im Versuchsablauf, der im Kontrast zum idealisiert betrachteten linearen Dehnpfad steht [138]. Die Identifizierung der Einflussgrößen und Ansätze zur Korrektur wurden von *Affronti* und *Merklein* [139] veröffentlicht. So beeinflussen neben dem diskutierten Versuchsaufbau auch weitere Versuchsparameter die Lage und Form der Grenzformänderungskurve, wie beispielsweise die Probengeometrie [140], Dehnrates [141], Temperatur [142] und Blechdicke [143].

Unabhängig vom Ansatz zur Bestimmung der Instabilität, den prozesseitigen Versuchsbedingungen und den physikalischen Einflussgrößen ist die herstellerübergreifende Bewertung der Umformeigenschaften eines Legierungstyps über eine einzelne Grenzformänderungskurve die idealisierte

Vorstellung im industriellen Umfeld. Stammen die Proben beispielsweise aus einem nicht-repräsentativen Abschnitt des Coils, verschiebt sich die Grenzformänderungskurve im Diagramm durch die Prozessschwankungen bei der Blechherstellung [144]. Die ermittelte Kurve bildet demnach nicht das Restformänderungsvermögen des Werkstoffes realitätsgetreu ab und über- bzw. unterschätzt das Versagensverhalten, was eine Auslegung der Formgebungsoperation nahe der Prozessgrenzen einschränkt. Ferner werden Sicherheitsfaktoren in der simulativen Versagensbewertung hinterlegt (z. B. verschobene Grenzformänderungskurve), um im frühen Zeitpunkt des Entwicklungszyklus eine robuste Umformmethode zu entwickeln und damit eine Six-Sigma-Zuverlässigkeit in der Produktion zu erreichen [84].

### 2.3.2 Bruchkriterien, Schädigungsverhalten und -modellierung

Bei der Beschreibung des Werkstoffverhaltens über die diffuse Instabilität hinaus ist speziell bei Fahrzeugcrash ein besonderes Augenmerk auf ein duktilen Bruchversagen über eine energiereiche Verformung des Bauteils zu richten. In diesem Fall ist die Ermittlung der Schädigungstoleranz und Bruchformänderung von Interesse. Ebenso kann die Grenzformänderungskurve bei speziellen Umformmethoden wie der inkrementellen Blechumformung oder Umformoperation mit einem hohen biegedominierenden Anteil nicht als Versagensgrenze des Werkstoffes herangezogen werden, da der hohe Gradient über die Werkstoffdicke zu Fehleinschätzungen führen würde [145]. Im Allgemeinen kann zwischen Versagensgrenzen und Schädigungsmodellen differenziert werden. Eine Versagensgrenze kann im Fall der Membraninstabilität über die Grenzformänderungskurve definiert sein oder über ein Bruchkriterium, das über eine experimentelle Versuchsbasis direkt erfasst wird, wie die Biegegrenzkurve [146], Bruchkurve [147] oder Scherbruchkurve [148].

Erste Ansätze, die Instabilitäts- und Werkstoffbruchkurve in einem Diagramm zusammenzuführen, sind von *Embury* [147] publiziert worden, der die Lage, Ausrichtung und Verschiebung durch Ausscheidungshärtung von diversen Aluminiumlegierungen verglich. Die Bruchkurve bildet nach *Martins et al.* [149] eine linear fallende Gerade im Grenzformänderungsdiagramm, was auf die konstante Bruchformänderung in Dickenrichtung zurückzuführen ist und über die Inkompressibilität der Volumenkonstanz begründet wird. Prinzipiell ist auch die Versuchskonfiguration zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve geeignet, um experimentelle Stützstellen für die Bruchkurve zu generieren. Durch die Limitierungen in der

Aufnahmefrequenz und Auflösung der optischen Deformationsanalyse sind die lokalen Dehnungen nur schwer erfassbar, was sich in einem Kurvenverlauf ähnlich der Instabilitätsgrenze äußert und sich im biaxialen Streckziehbereich kaum trennen lässt [150]. Abhilfe schafft das von *Gorji et al.* [151] vorgestellte Verfahren zur Messung der Ausdünnung - im englischen bekannt als „*Thinning Method*“ - in der die Einschnürung an Makroschliffen optisch ermittelt wird und dadurch auf lokale Bruchdehnung geschlossen werden kann. *Liewald* [146] verfolgt den Ansatz der Biegegrenzkurve, in dem die Versagensdehnung über einen digitalen bildkorrelationsgestützten Biegeversuch erfasst wird. Häufig werden, zur Ermittlung der Bruchformänderung, spezielle Probengeometrien [152] oder Umformmethoden [148] verwendet, um einen gezielten Beanspruchungszustand einzustellen.

Die Schädigung auf mikroskopischer Sicht, von der Poreninitiierung über das Zusammenwachsen zu Mikrohohlräumen, von der Ausbreitung von Makrorissen bis hin zum Verlust des Stoffzusammenhalts, wird in Schädigungsmodellen wie beispielsweise *Gurson* [153] beschrieben. In mikromechanischen Schädigungsmodellen werden die Produkteigenschaften in Abhängigkeit einer skalaren Schädigungsvariable adaptiert, die den lokalen, irreversiblen Verlust der Tragfähigkeit repräsentiert. Eine Degradation der mechanischen Werkstoffeigenschaften des Werkstoffs durch die Schädigungsevolution geht auf *Kachanov* [154] zurück. Ausgehend von einem idealisierten, repräsentativen Werkstoffausschnitt [155], der im Wesentlichen die lokalen Eigenschaften abbildet, führte *Krajcinovic* [156] einen Schädigungsparameter ein, um das makroskopische Werkstoffverhalten konstitutiv anzupassen [157]. Diese Defekte fließen nicht diskret in die Formulierung des Materialgesetzes ein und werden an Größen wie Spannungen oder Verzerrungen gekoppelt.

Bei invers kalibrierten Schädigungsmodellen wie *Lemaitre* [158] oder „*Generalized Incremental Stress State Dependent Damage Model*“ (kurz GISSMO) [159], aber auch bei Bruchkriterien wie *CrachFEM* [160] erfolgt die Parameteridentifikation über ein iteratives, experimentell-numerisches Fitten der Kraft-Verschiebungs-Kurve in verschiedenen Beanspruchungszuständen [161]. Durch eine getrennte Behandlung von Plastizität und Versagen kann jedes beliebige Plastizitätsmodell an die Fließbedingungen gekoppelt werden. Die pathologische Netzabhängigkeit wird bei diesen Modellen über eine Regularisierung der Bruchkurve umgangen [162].

Zur Charakterisierung der Schädigungs- und Bruchvorgänge von Blechwerkstoffen existieren keine Standards oder Normen, vielmehr verfolgen

die meisten Anwender ihre eigene Strategie an Versuchskonfiguration, Probenumfang und Geometrie, um das Realverhalten bestmöglich abzubilden [163]. Die Herausforderungen bei der Parameteridentifikation bestehen einerseits aus der eindeutigen Identifizierung des Ortes und Zeitpunktes der Rissentstehung und andererseits aus der messtechnischen Erfassung von teilweise hohen Dehnungen [164]. Bruchdehnungen wie beispielsweise aus dem A80-Zugversuch sind von der Referenzlänge abhängig und bieten keine Informationen über die lokal auftretenden Dehnungen. Je kleiner dabei die Prüflänge bzw. Dehnungsreferenzlänge oder auch Facettengröße bei der digitalen Bildkorrelation angesetzt wird, desto höher ist die messbare lokale Verzerrung [165]. Beispielsweise wird die maximal erfasste Dehnung im der digitalen Bildkorrelation, vor Verlust des stochastischen Musters, beim Vergleich mit der Verzerrung auf Kornebene um ein Vielfaches überstiegen [166]. Die Untersuchung von Bruchphänomenen unterliegt meist größeren Schwankungen, da eine reproduzierbare Bestimmung des Umformvermögens bei Risseintritt bzw. Bruch stark von den lokalen Gefügeinhomogenitäten abhängig ist.

In der Praxis haben sich invers kalibrierte Schädigungsmodelle oder Bruchkriterien durchgesetzt und finden bevorzugt Anwendung in der Crashberechnung [167] oder in der Beurteilung des Umformvermögens von Massivhalbzeugen [168] und Blechhalbzeugen [169]. Gegenüber den komplexen mikromechanischen Schädigungsmodellen ist durch die exakte Anpassung an die Bruchexperimente eine hochwertige Versagensprognose möglich [170]. Nachteilig zu bewerten ist die umfangreiche, experimentelle Versuchsbasis und die rechen- und zeitintensive Anpassung der Modellparameter. Somit ist eine direkte messtechnische Bestimmung des Umformvermögens und der Schädigungstoleranz aus Kosten- und Zeitgründen erstrebenswert.

### 2.3.3 Versagen unter biegedominierender Beanspruchung

Biegeprozesse weisen einen inhomogenen, mehrachsigen Spannungs- und Dehnungsgradienten über den Blechquerschnitt auf. Die nach *Ludwik* [171] elementare Biegetheorie basiert auf einer Reihe von Vereinfachungen und liefert einen grundsätzlichen Anhaltspunkt über auftretende Kräfte, Spannungen und Dehnungen. Ausgehend von der Annahme einer ortsfesten neutralen Faser verliert die Biegetheorie bei höheren Deformationen, kleinen Radien oder hohen Blechdicken ihre Gültigkeiten. Die dehnungsfreie Faser verschiebt sich mit zunehmender Biegung in den Druckbereich und nach *Volter* [172] erfahren Fasern in der Nähe der Querschnittsmitte eine

Dehnungsumkehr [173]. Die Außenseite des Biegebogens ist einer Zugbeanspruchung ausgesetzt, die mit Erreichen der Fließspannung zu plastifizieren beginnt und folglich zur Materialausdünnung führt. Durch Materialaufstauchungen an der druckbeanspruchten Seite können mit Überschreiten des Formänderungsvermögens Falten auftreten [174]. Zugspannungen sind allgemein kritischer als Druckbeanspruchungen einzustufen, wodurch die höchste Belastung an der Außenseite des Biegebogens auftritt und es entlang der Biegelinie zum Versagen kommt [175].

Der typische duktile Versagensablauf beim Biegen ist von *Akeret* [176] in vier Phasen unterteilt (vgl. *Bild 8*). Mit Kornrotation infolge von plastischen Anpassungsprozessen in der äußeren Kornlage begründet *Lloyd* [177] die anfänglich auftretende Aufrauung der Oberfläche (auch Orangenhaut genannt). Das Äquivalent zur Zuginstabilität kann in Phase 2 gesehen werden mit der Ausbildung von lokalen Riefen. Auf mikroskopischer Ebene beginnt die Porenindizierung, vorzugsweise an intermetallischen Phasen. In Phase 3 weitet sich die lokalisierte Einschnürung auf weitere Kornlagen in der Blechdickenrichtung aus und es kommt zu makroskopisch sichtbaren Gleitbändern infolge von Koaleszenz. Mikroskopisch finden dieselben Schädigungsmechanismen nach *Puttick* [120] statt, jedoch sind die Porendichte und der Wachstumsfortschritt in der höchstbelasteten Blechaußenfaser am größten und nehmen kontinuierlich bis zur schädigungsfreien neutralen Faser ab. Die Stofftrennung in Phase 4 beginnt an inneren Gefügefehlstellen und verläuft meist transkristallin unter einem Neigungswinkel von  $45^\circ$  zur Hauptspannungsrichtung. Oberflächenfehler in der Biegelinie führen zu einer vorzeitigen Rissindizierung.

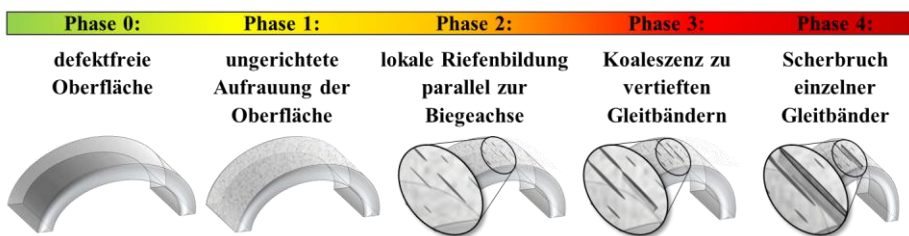


Bild 8: Schädigungsevolution unter Biegebeanspruchung in Anlehnung an *Akeret* [176]

In weniger duktilen Werkstoffen ist, senkrecht zur Hauptnormalspannung, ein annähernd verformungsarmer Bruch zu beobachten, ohne oder mit nur sehr beschränkter Ausprägung von Phase 2 und 3. Die physikalische Trennung an der zugbeanspruchten Seite beginnt hier an lokalen Oberflächen- oder Gefügefehlstellen, die innerhalb des Kraftflusses in der Biegelinie liegen und bei weiterer Belastung zu Mikrorissen heranwachsen [178].

Für die Übergänge der Versagensstadien können nur mit umfangreichem Mess- und Auswerteaufwand scharfe Grenzen definiert werden (vgl. *Kaupper* [179]). Eine Einordnung der kontinuierlichen Evolution basiert vielmehr auf subjektiver Bewertung. Die Duktilität wird letztendlich durch den Bruchvorgang limitiert, der durch die plastische Vorgeschichte und den Spannungs-Dehnungs-Zustand beeinflusst wird. Die Duktilität als Maß der plastischen Verformbarkeit wird unter anderem durch die Gefügeparameter beeinflusst und ist von den Herstellungsbedingungen und dem resultierenden Werkstoffzustand abhängig. In biegebeanspruchten Regionen können verschiedene Schädigungsstadien vom Anriss über defektfreie Zonen bis zu Druckbeanspruchungen über die Blechdicke auftreten. Dies liegt der realen Bauteilverformung näher als eine reine Zugbeanspruchung, bei der mit Überschreiten der Membraninstabilität eine vollständige Einschnürung über den Querschnitt erfolgt. Daher erlauben technologische Biegeversuche einen Rückschluss auf beispielsweise die Faltenbildung von Crashprofilen. [111]

## 2.4 Zusammenfassende Bewertung

6000er Aluminium-Blechwerkstoffe gehören zu den wichtigsten Halbzeugen für eine aluminiumintensive Mischbauweise im Automobilbau. Bedingt durch die verhältnismäßig guten Umformeigenschaften im T<sub>4</sub>-Zustand und der signifikanten Festigkeitszunahme in Nachfolgeprozessen finden ausscheidungshärtbare Legierungen bevorzugt Anwendung, um werkstofflichen Leichtbau zu realisieren und hoch- und höchstfeste Stahlkomponenten im Rohbau zu ersetzen. Noch höhere Festigkeiten können durch die ausscheidungshärtbaren 2000er- und 7000er-Legierungsgruppen erzielt werden, die vereinzelt schon Anwendung finden.

Aufgrund der aufwendigen Prozessführung, der starken Einschränkungen in den Formgebungsgrenzen und der erhöhten Sensibilität von Spannungsriss- bzw. interkristalliner Korrosion, konnte sich der Einsatz der Al-Zn- und Al-Cu-Legierungen nicht im Fahrzeugrohbau durchsetzen. Durch die Zugabe von Kupfer in das 6000er-Legierungssystem und die Bildung von  $\theta$ -Phasen sind höhere Festigkeiten erzielbar als mit den konventionell verwendeten 6000er-Legierungen. Grundsätzlich ist das Ausscheidungsverhalten dieser quartären Legierungskonzepte verstanden und gilt im Allgemeinen als deutlich korrosionsstabiler, solange die Bildung der  $\theta$ -Phase unterdrückt werden kann. Ein steigender Legierungsgehalt führt

nicht nur zur Festigkeitszunahme, sondern reduziert auch die Formgebungsgrenzen und kann abhängig von der Prozessführung zu einer energiearmen Verformung im Fahrzeugcrash führen.

In dem Spannungsfeld zwischen Werkstoffkonzept und dem Ausscheidungsverhalten sowie deren Auswirkung auf die Festigkeit gibt es umfangreiche Untersuchungen, in denen die mechanischen Eigenschaften meist über die Härte angegeben werden. Ebenso gibt es zahlreiche wissenschaftliche Publikationen, die sich mit der Bewertung der Umformgrenzen und der Schädigungstoleranz von Blechwerkstoffen beschäftigen. Im Gegensatz dazu beschäftigen sich nur wenige Veröffentlichungen mit der ganzheitlichen Charakterisierung aus der Kombination der Fachbereiche Umformtechnik und Werkstofftechnik unter den Randbedingungen der Wertschöpfungskette im Automobilbau. Speziell in Bezug auf die Legierungszusammensetzung ist bislang unklar, bis zu welcher exakten Legierungskonstellation eine Korrosionsbeständigkeit zum Erhalt der Langzeitqualität gesichert ist. Weiter besteht Forschungsbedarf bei der Parameteridentifikation für einen geeigneten teilausgehärteten Anlieferungszustand oder eine anwendungsorientierte Warmauslagerung sowie deren Einfluss auf das Umformverhalten und die finalen Bauteileigenschaften, zumal in konventionellen Prozessketten der Kaltumformung von Aluminiumlegierung meist der T<sub>4</sub>-Zustand ohne Wärmebehandlung verarbeitet wird. Für den T<sub>6</sub>i-Zustand bedeutet dies, dass die Vorkonditionierung bereits im Walzwerk durchgeführt wird und somit das diesbezügliche Knowhow beim Halbzeughersteller liegt und folglich dies für neue Prozessführungsstrategien erst noch erarbeitet werden muss. Ferner ist zum aktuellen Zeitpunkt kein ausreichendes Prozessverständnis dokumentiert, inwiefern die Kaltverfestigung durch die Umformung in Kombination mit und ohne einer Warmauslagerung, sowie der prozessbedingten Wärmebelastung durch den Lackierprozess, Einfluss auf die finale Bauteilfestigkeit bei hochfesten Legierungen nehmen.

Um das maximale Festigkeitspotenzial der Werkstoffe durch eine Auslegung nahe der Prozessgrenze nutzen zu können, ist die Ermittlung eines werkstofforientierten Prozessfensters notwendig, die bisher mit kosten- und zeitintensiven Umformversuchen und Komponentencrashes validiert wurde. Um die Werkstoffeignung wie auch die Prozessleitstrategien in einem frühen Stadium der Entwicklungsphase anwendungsorientiert bewerten zu können, wurden bisher weder systematische Analysen über die Wechselwirkungen innerhalb der Prozesskette in der Fahrzeugherstellung durchgeführt noch die Einflüsse verschiedener Legierungskonzepte auf die Bauteileigenschaften hinreichend genau untersucht und dokumentiert.



### 3 Zielsetzung und Methodik

Im Rahmen des vorliegenden Forschungsvorhabens wird die Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses für die Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile angestrebt, um die Erkenntnisse für den werkstofflichen Leichtbau in crashrelevanten Strukturbereich des Fahrzeugrohbaus zu nutzen und anwendungsorientierten Prozessgrenzen zu definieren. Den Schwerpunkt bilden ausscheidungshärtbare Werkstoffkonzepte mit optimierter Legierungszusammensetzung, die durch modifizierte Prozessrouten Vorteile in Bezug auf das mechanische Eigenschaftsprofil und die Schädigungstoleranz bieten. Um einen robusten Prozess abbilden zu können, spielen die Formgebungsgrenzen dabei ebenso eine zentrale Rolle wie produktionstechnische Einflussgrößen.

Voraussetzung für die erfolgreiche Anwendung neuer Werkstoffe bildet ein grundlegendes Verständnis über den Einfluss und die Beeinflussbarkeit der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von Temperatur, Zeit und plastischer Dehnung für verschiedene Fertigungsstrategien. Besonderes Interesse ist der Erarbeitung von Abhängigkeiten und Sensitivitäten auf Randbedingungen in der Wertschöpfungskette der Fahrzeugherstellung gewidmet. Diese Erkenntnisse sollen in Form eines Fertigungsprozessfensters zusammengefasst werden, dass für die Auslegung und Herstellung realer Karosseriekomponenten genutzt werden kann. Abschließend werden die Erkenntnisse übertragen und allgemeingültige Methoden zusammengefasst, um zukünftige Werkstoffkonzepte zu bewerten. Entsprechend dieser technologischen Herausforderungen gliedert sich die methodische Vorgehensweise wie in Bild 9 dargestellt.

Die Analyse und Modellierung von Aluminiumblechwerkstoffen, die potenziell für den Einsatz im Fahrzeugbau geeignet sind, sowie die resultierenden Bauteileigenschaften mit diversen Prozessführungsstrategien stellen den Schwerpunkt der Arbeit dar. Im Wesentlichen gilt es, das elastisch-plastische sowie das Versagensverhalten zu beschreiben, um ein Verständnis über die Prozessgrenzen von Kupfer angereicherten 6000er-Legierungen zu schaffen. Daher ist es unerlässlich, die mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit des Auslagerungszustands und weiterer Prozesseinflüssen zu erfassen. Mit der Intention eines ganzheitlichen Ansatzes sind mikrostrukturelle Untersuchungen unumgänglich, um die Ausscheidungsvorgänge zu interpretieren und Rückschlüsse zu ziehen, mit welchen Parametern die Prozessroute modifiziert werden muss, um Voraussetzungen für die Applikation im Automobil zu erfüllen. Dabei liegt der Focus auf der

Definition einer wirtschaftlich integrierbaren Bauteilaushärtung und einem eigenschaftsorientierten teilausgehärtetem T61-Zustand, welche die Randbedingungen für die weitere Prozessanalyse und -bewertung bilden. Weiterhin steht die Identifikation von korrosionssensiblen Ausscheidungen im Vordergrund, wie auch eine dezidierte Analyse der unterschiedlichen Verfestigungsmechanismen und deren Beitrag zur Gesamtfestigkeit von Al-Mg-Si-Cu-Legierungen.

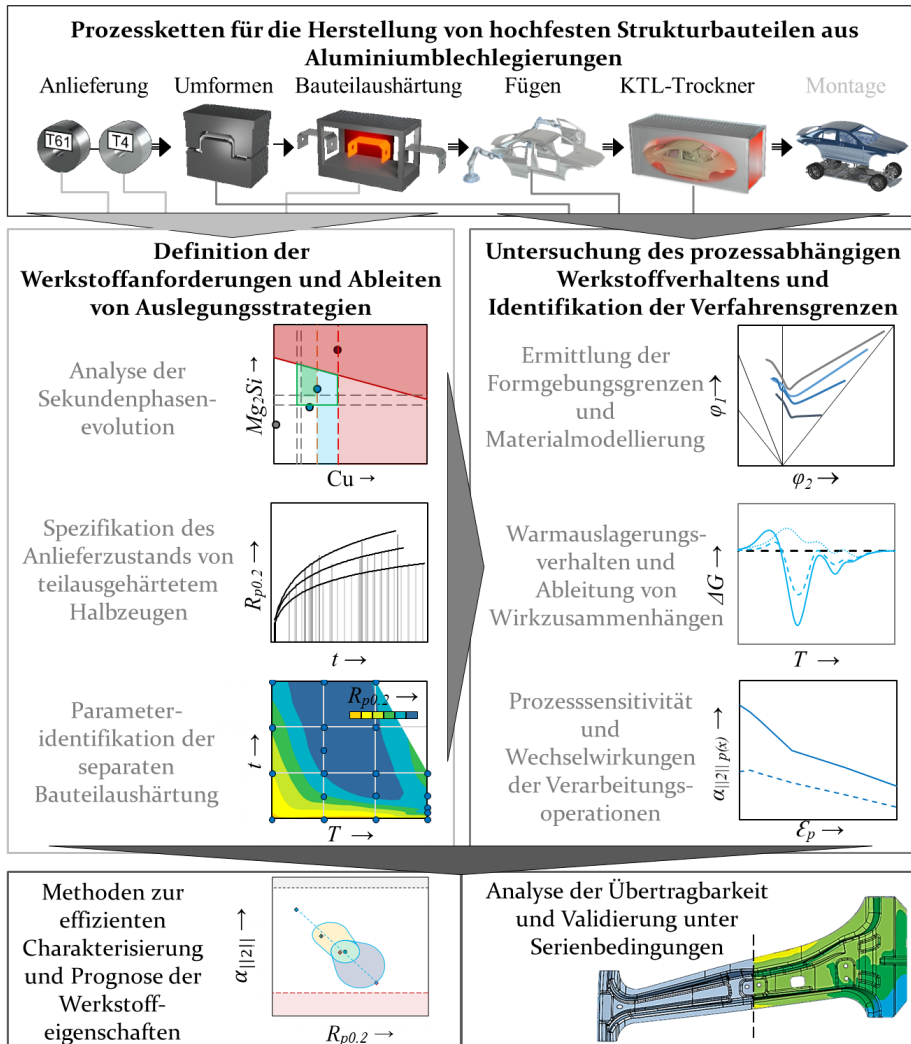


Bild 9: Übersicht der methodischen Vorgehensweise für die Bewertung von hochfesten Strukturbauteilen aus Aluminium

Aufbauend auf den Erkenntnissen der mikrostrukturellen Charakterisierung bildet die Quantifizierung der Versagensgrenzen einen weiteren Schwerpunkt der Forschungsarbeit. Anwendung finden dabei gängige Methoden, um das Versagen des Werkstoffes in Abhängigkeit des Belastungszustands effektiv zu prognostizieren und daraus untragbare Axiome zu definieren. Ein weiterer Arbeitsschwerpunkt umfasst die Konkretisierung der Anforderungen aus Funktion und Betrieb für crashrelevante Strukturbauteile. Auf dieser Grundlage werden die Rahmenbedingungen für Legierungskonzepte und mögliche Auslegungsvarianten einer Prozesskette diskutiert. Um im Rahmen der Studie die Formgebungsanforderungen zu definieren, werden simulative Untersuchungen abschließend experimentell verifiziert. Basierend auf den Erkenntnissen der vorhergegangenen Arbeitsschwerpunkte sind die kinetischen Abläufe im Werkstoff, durch die Verarbeitungsprozess in der Wertschöpfungskette von Rohbaukomponenten verstanden und ermöglichen somit eine Prognose der mechanischen Werkstoffeigenschaften für eine zielgerichtete Bauteilauslegung. Das übergeordnete Ziel ist die Erarbeitung einer Handlungsempfehlung zur effizienten Charakterisierung neuer Werkstoffkonzepte und Herleitung von Grenzwerten für eine Verwendung in crashrelevante Rohbaukomponenten. Abschließend werden die Erkenntnisse unter Serienbedingungen validiert und die mechanischen Eigenschaften am Beispiel der B-Säule verifiziert. Die Untersuchungen können dadurch ganzheitlich bewertet und einordnet werden, um das Potential für eine industrielle Umsetzung abschätzen sowie die Ressourceneffizienz durch Leichtbau im Fahrzeugrohbau zu erweitern



## 4 Versuchseinrichtungen, Methoden und Werkstoffe

Für die ganzheitliche Charakterisierung der Werkstoffe werden zahlreiche Versuchseinrichtungen und Methoden verwendet. Der nachfolgende Abschnitt gibt einen Überblick der eingesetzten Anlagen, Methoden und Messeinrichtungen zur grundlegenden Untersuchung der Mikrostruktur und des mechanischen Werkstoffverhaltens. Zusätzlich wird auf Modellierungsansätze zur Beschreibung des plastischen Materialverhaltens und die verwendete Software zur FE-Simulation eingegangen. Schließlich folgt die Vorstellung der hydraulischen Pressen und des Tiefziehwerkzeuges zur Herstellung von Prinzip- und Konzeptbauteilen.

### 4.1 Werkstoffe

Aufgrund der im Abschnitt 2.2 bereits erläuterten Randbedingungen für Anwendungen im Automobilbau sind die im Bild 10 grafisch abgebildeten vier Aluminiumlegierungen der 6000er-Gruppe Gegenstand der Untersuchungen. Basierend auf den Untersuchungen von Zou [180] wurde ein ausgeglichenes Massenverhältnis der Elemente Mg und Si bei der Legierungsauswahl angestrebt, um die Resistenz gegen interkristalline Korrosion zu steigern. Die kupferfreie Legierung  $Al_{Cu-No}$  wird gegenwärtig für Rohbauteilstrukturkomponenten aus Aluminium eingesetzt; sie dient als die Referenz für die Untersuchungen und fällt nach der Aluminum Association in die AA6014 [181]. Der wesentliche Unterschied zwischen den einzelnen Legierungen liegt im stufenweise ansteigenden Legierungsgehalt der Elemente Mg, Si und Cu. Die Legierungen  $Al_{Cu-Lo}$  und  $Al_{Cu-Me}$  liegen innerhalb der Grenzen von AA6111. Die Legierung  $Al_{Cu-Hi}$  kann, aufgrund ihrer chemischen Komposition, keiner Norm zugeordnet werden.

Alle Materialien lagen in der Blechdicke  $s_0 = 2,5$  mm vor. Im Rahmen der Untersuchungen wurde zudem der Masseanteil der Legierungselemente mittels des Funkenemissions-Spektrometers QSN 750 der Firma OBLF für jede Charge bestimmt. Die Reproduzierbarkeit liegt laut Hersteller bei ca. 2 % für Legierungsbeisetzungen  $< 0,5$  Gew.-% [182]. Die Werkstoffe sind durchgängig von identischen Lieferanten bezogen worden und die Zusammensetzung unterliegt herstellungsbedingten Schwankungen. Eine Übersicht der gemessenen chemischen Zusammensetzungen der einzelnen Güten befindet sich in *Anhang B*.

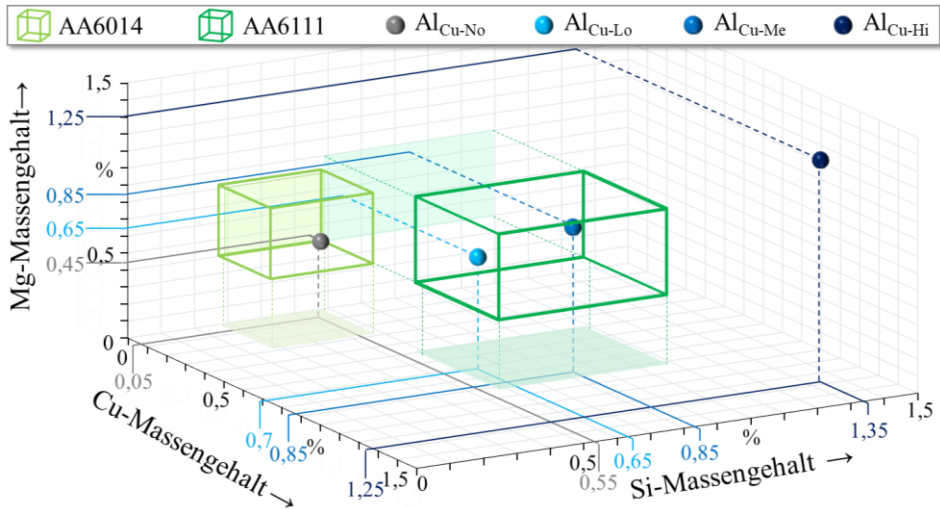


Bild 10: Einordnung der Werkstoffe mit den zulässigen Grenzen der Legierungsklasse AA6014 und AA6111

Die Legierungen lagen bei der Anlieferung im kaltausgelagerten T<sub>4</sub>-Zustand vor. Herstellerseitig werden die Halbzeuge mit dem Trockenschmierstoff „Hot Melt Multidrew Drylube Et“ des Herstellers Zeller+Gmelin versehen, der prozesstechnische wie auch wirtschaftliche Vorteile gegenüber den konventionellen Walzwerkbeölungen bietet und sich allmählich als Standard etabliert [183]. Die Entfernbarekeit des Schmierstoffes nach Temperaturbelastung beschränkt sich nach VDA-230-213 [184] auf  $T = 165\text{ °C}$ . Daher wird die Walzwerkbeölung für alle Versuche mit Wärmebehandlung entfernt. Für Umformuntersuchungen erfolgt, nach abgeschlossener Wärmebehandlung, eine manuelle Beölung des Umformschmierstoffes „Platinol B804“, welcher aktuell den Standard im Presswerk darstellt.

Weiterhin sind die mechanischen Eigenschaften aus dem einachsigen Zugversuch bei der Werkstoffauswahl berücksichtigt worden. Um den Einfluss der Werkstoffhistorie bzw. der bei 6000er-Legierungen eintretenden Kalt-aushärtung bei Raumtemperatur zu separieren, wurden die Proben für  $t = 30\text{ min}$  bei  $T = 540\text{ °C}$  lösungsgeglüht und in Wasser abgeschreckt [185]. Durch die Abschreckung in Wasser, mit einer Abkühlrate von  $dT/dt > 350\text{ K/s}$ , ist gewährleistet, dass eine homogene Verteilung der Elemente, mit der nahezu maximalen Löslichkeit bei  $T = 540\text{ °C}$  in der erstarrten Aluminiummatrix erhalten bleibt. Hierdurch können die unterschiedlichen Verfestigungsmechanismen und deren Beitrag zur Gesamtfestigkeit differenziert werden. In schnell abgeschreckten Proben bilden sich einerseits Cluster und GP-Zonen, andererseits liegen noch ein Großteil der Mg-,

Si- und Cu-Atome gelöst im Aluminiumgitter bei Raumtemperatur vor. Die wesentlich wirkenden Effekte sind daher die Teilchen- und Mischkristallverfestigung [186].

Die mechanischen Kennwerte in Bild 11 wurden unmittelbar im Anschluss an die Lösungsglühung und nach zwei Wochen Kaltauslagerung bei Raumtemperatur erfasst. Stellvertretend sind die beiden wichtigsten Parameter Streckgrenze und Gleichmaßdehnung dargestellt.

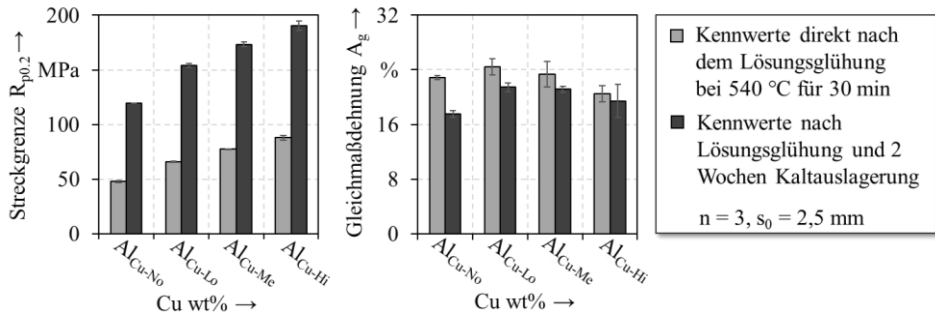


Bild 11: Mechanische Kennwerte der Werkstoffe nach Lösungsglühung und Kaltauslagerung

Es wird deutlich, dass mit steigendem Legierungsgehalt, hier repräsentativ auf den Kupfergehalt reduziert, die Festigkeit der Werkstoffe stetig zunimmt. Durch die unterbundenen Diffusionsprozesse ist dies weitestgehend auf die Mischkristallverfestigung zurückzuführen. Der Fließbeginn des Werkstoffs Al<sub>Cu-Hi</sub> liegt direkt der Lösungsglühung mit  $R_{p0,2} = 88 \text{ MPa} \pm 1,9 \text{ MPa}$  um etwa 11 MPa höher als jener des Werkstoffs Al<sub>Cu-Me</sub>, etwa 22 MPa über dem Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> und knapp 30 MPa über dem Referenzwerkstoff Al<sub>Cu-No</sub>. Nach 2 Wochen Kaltauslagerung wird der Anlieferungszustand T<sub>4</sub> ohne Stabilisierungsglühung erreicht. Die Diffusionsprozesse bei Raumtemperatur erhöhen den Fließbeginn um Al<sub>Cu-No</sub>:  $\Delta R_{p0,2} \approx 72 \text{ MPa}$  bis Al<sub>Cu-Hi</sub>:  $\Delta R_{p0,2} \approx 103 \text{ MPa}$ . Weiterhin ist ersichtlich, dass die Dehnung weniger von dem Legierungsgehalt beeinflusst wird. Erst ab einem starken Übersättigungsgrad über die Löslichkeit von Mg<sub>2</sub>Si bei  $T = 540 \text{ °C}$  hinaus können die Legierungselemente nicht in der Aluminiummatrix aufgelöst werden, was beim Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> gegeben ist (vgl. Bild 1). Die Versuchswerkstoffe bilden durch das breite Festigkeitsspektrum von etwa  $R_{p0,2} = 100 \text{ MPa}$  bis 200 MPa im T<sub>4</sub>-Zustand eine ideale Grundlage für das Forschungsvorhaben. Eine Übersicht weiterer mechanischen Kennwert der Untersuchungswerkstoffe ist in *Anhang A* beigefügt.

## 4.2 Prozessstrategien für Rohbauelemente im Automobilbau

Angelehnt an den Stand der Technik, in dem die Wertschöpfungskette im Automobilbau und deren Verarbeitungsbedingungen erläutert sind, wird im Folgenden explizit auf Prozessstrategien im Presswerk eingegangen, die mit hochfesten Aluminiumlegierungen und deren Einsatz als Konstruktionswerkstoff kompatibel sind. Ausgehend von der konventionellen Prozessroute, die in Kombination mit dem Referenzwerkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Ni}}$  den Bezug zur Bauteilherstellung im Großserienkontext bildet, werden zwei weitere Prozessstrategien und deren Eignung mit den Untersuchungswerkstoffen analysiert. Eine schematische Übersicht der Prozessstrategien ist in *Bild 12* gegeben.

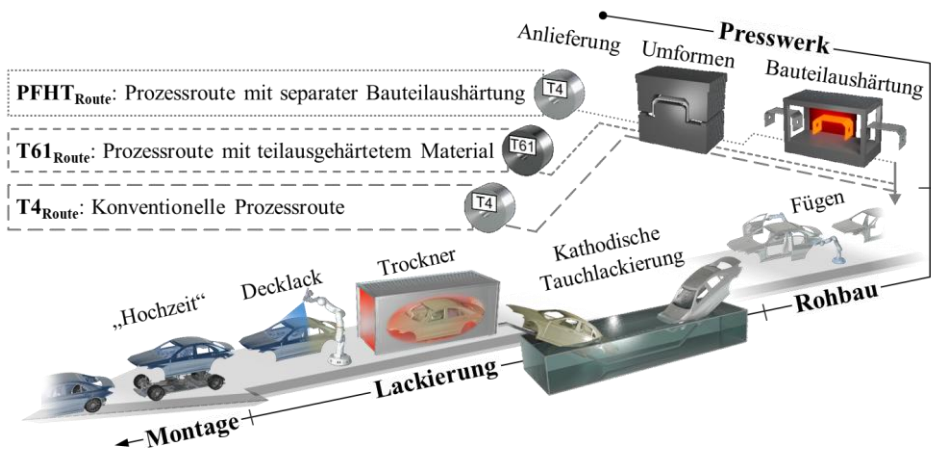


Bild 12: Schematische Übersicht der verfolgten Prozessstrategien

### 4.2.1 Konventionelle Prozessroute für Strukturbauteile

Bei der konventionellen Prozessroute findet die Umformung von 6000er-Blechen im kaltausgelagerten T<sub>4</sub>-Zustand statt. In diesem Auslagerungszustand besitzt der Werkstoff eine niedrige Streckgrenze, wodurch eine geringe Rückfederung bei der Umformung erreicht wird, sowie gute Umformeigenschaften; dies trägt im Folgenden die Bezeichnung T<sub>4</sub>Route. Die Prozessabfolge und die Randbedingungen der einzelnen Fertigungsstationen orientieren sich an der typischen Wertschöpfungskette im Automobilbau aus Abschnitt 2.2.

#### 4.2.2 Prozessroute mit separater Bauteilaushärtung

Das Bauteil kann nach dem Formgebungsprozess einer separaten Ofenaushärtung unterzogen werden, wie es beispielsweise bei Aluminiumgussbauteilen praktiziert wird, um ein höheres Festigkeitspotenzial von 6000er-Legierungen über die Ausscheidungshärtung konstruktiv in der Bauteilauslegung zu berücksichtigen. Dadurch wird die Ausscheidungsbildung erheblich gefördert und deutlich höhere Festigkeiten können realisiert werden. Dauer und Temperatur sind dabei an das Legierungskonzept anzupassen, das im automobilen Umfeld möglichst effizient gestaltet und auf den Gesamtprozess adaptiert sein sollte. Die Prozessroute mit einer separaten Bauteilaushärtung wird in der englische Literatur weitestgehend als „*Post Forming Heat Treatment*“ (kurz PFHT) bezeichnet und findet bei diversen Fahrzeugherstellern bereits Serienanwendung [187]. Im Folgenden wird diese Prozessroute als PFHT<sub>Route</sub> gekennzeichnet.

#### 4.2.3 Prozessroute mit teilausgehärtetem Vormaterial

Eine energetisch- und taktzeiteffiziente Prozesskette für hochfeste Strukturbauteile kann mit Hilfe des teilausgehärteten T6<sub>1</sub>-Zustands realisiert werden. Dabei besitzt der Werkstoff eine bereits erhöhte Streckgrenze im Anlieferungszustand, die durch das Einbringen von Versetzungen während der Umformung noch gesteigert wird. Die Bezeichnung T6<sub>1Route</sub> bezieht sich in dem vorliegenden Forschungsbeitrag auf jene Prozessstrategie, bei der das Coil beim Aluminiumhersteller einer Wärmebehandlung unterzogen wird, die im Temperaturbereich von  $T = 130\text{ °C}$  bis  $160\text{ °C}$  für bis zu  $t = 18$  Stunden erfolgt. Charakteristisch für den T6<sub>1</sub>-Zustand ist eine fortgeschrittene Ausscheidungsevolution gegenüber dem T4-Zustand [188]. Die daraus resultierende erhöhte Festigkeit führt zu einem eingeschränkten Umformpotenzial, das für diverse Strukturbauteile durchaus ausreichend ist [189].

### 4.3 Anlagen zur Wärmebehandlung und Temperaturmessung

Alle Wärmebehandlungen wurden, abhängig vom Probenumfang und Geometrie, in einem Laborofen oder Ofenschrank durchgeführt. Die Erwärmung von Chargen kleinerer Proben für Zug- oder Biegeversuche ist im Umluftwärmeschrank UT6<sub>120</sub> des Herstellers Heraeus erfolgt. Für Bauteile oder größere Platinen wurde ein Schrankofen VTU 150/200 der Firma

Vötsch Industrietechnik GmbH verwendet. Eine gleichmäßige Temperaturverteilung zur homogenen Wärmebehandlung wurde durch eine Luftumwälzung bei beiden Öfen realisiert und in Anlehnung an DIN 17052 [190] sichergestellt. Für die Kontrolle der Objekttemperatur wurde ein NiCr-Ni-Thermoelement (Typ K) an dem Datenlogger 176T4 von Testo verwendet. Das Thermoelement wurde, um eine prozessnahe Messung zu realisieren, mittels einer seitlichen Bohrung in einer präparierten Dummy-Zugprobe positioniert. Die Genauigkeit des Messaufbaus liegt bei  $\pm 0,5\%$  im untersuchungsrelevanten Temperaturbereich. Alle Wärmebehandlungen wurden in vorgeheizten Öfen durchgeführt und die Behandlungsdauer bezieht sich auf  $T_{soll} \pm 3$  K Objekttemperatur. Abhängig von der Packungsdichte konnten Aufheizraten zwischen  $dT/dt = 15$  K/min bis 20 K/min realisiert werden.

## 4.4 Methoden zur Bauteil- und Werkstoffcharakterisierung

Zur Bewertung des Einsatzverhaltens verschiedener Werkstoffe und Werkstoffzustände wurden die mechanischen Eigenschaften vor und nach den Laborversuchen charakterisiert. Wie in Kapitel 2 dargestellt, ist das Eigenschaftsprofil und der Versagensmechanismus entscheidend von der Werkstoffhistorie beeinflusst. Daher wurde neben dem uniaxialen Zugversuch auch das plastische Verhalten unter weitere Formen wie der biaxialen Zugbeanspruchung, des Streckziehens bis hin zum ebenen Dehnungszustand mit optischen Messverfahren erfasst. Ergänzende Umformversuche an Prinzip- und Seriengeometrien wurden für die experimentelle Ermittlung der Formgebungsgrenzen genutzt, welche im Weiteren separat vorgestellt werden.

### 4.4.1 Uniaxialer Zugversuch

Für die Werkstoffprüfung stand eine Universalprüfmaschine Z100 der Firma Zwick Roell AG zur Verfügung. Die Aufzeichnung der Kraft erfolgt über eine Kraftmessdose, die für eine maximal mögliche Prüfkraft von 70 kN ausgelegt ist. Die Einspannung der Proben erfolgt mit hydraulischen Spannbacken, die den Prüfling mit einem Schließdruck von bis zu 100 bar fixieren können. Die Prüfgeschwindigkeit kann zwischen 0,00005 mm/min bis 1500 mm/min mit einer Genauigkeit von 0,05 % eingestellt werden. Die im Bild 13 dargestellte Maschine verfügt über berührungslose Extensometer der Firma Zwick Roell AG, die in einem verfahrbaren Messkopf unterge-

bracht sind, der parallel zur Probe angeordnet ist. Für die Breitenänderungsaufnahme kam der Videoextensometer „*videoXtens*“ der Firma Zwick zum Einsatz. Eine CCD-Kamera erfasst die Probenkanten über die Versuchsdauer zur Bestimmung der Werkstoffanisotropie. Die Längendehnung wird mit Hilfe des Laserextensometer „*laserXtens*“ der Firma Zwick gemessen. Das Aufbringen eines Speckle-Musters, zur optischen Detektion der Längenänderung, wird durch eine Laserbestrahlung und die natürliche Reflektion der Probenoberfläche realisiert. Das Laserlicht reagiert sensibel auf Luftverwirbelungen und wird daher durch einen Tunnel zur Abschirmung auf den Prüfling geleitet, der teilweise das Sichtfeld der CCD-Kamera für die Breitaufnahme einschränkt. Alle uniaxialen Zugversuche wurden an der im *Bild 13* abgebildeten Anlage durchgeführt. Für diverse andere Prüfungen (Biegeprüfung, Scherzugprüfung etc.) sind weitere Anlagen des identischen Typs zum Einsatz gekommen.

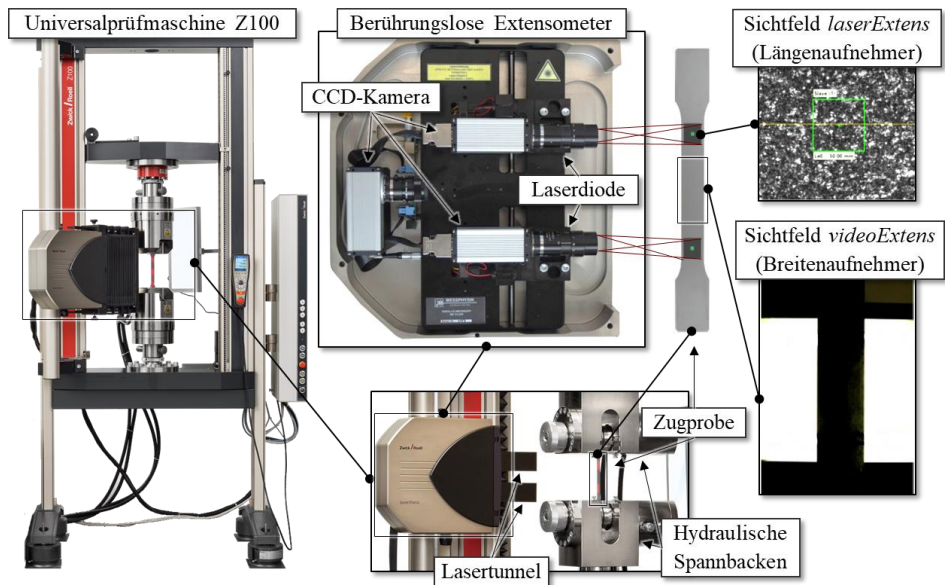


Bild 13: Prüfaufbau für die Aufnahme von mechanischen Kennwerten im Zugversuch

Dabei wurde darauf geachtet, dass jeder Probentyp immer an der identischen Maschine gefahren wurde, um die Störgrößen zu minimieren.

#### 4.4.2 Plättchen-Biegeversuch

Das Versagen unter Biegebelastung wurde im Plättchen-Biegeversuch nach VDA 238-100 [191] bewertet. Dabei wird ein Biegeplättchen auf zwei paral-

lenen Rollen aufgelegt und orthogonal über einen Stempel bis zum Kraftabfall gebogen (vgl. *Bild 14*). Für Blechdicken von  $s_0 > 2$  mm beträgt die Kraftabschaltswelle 60 N und resultiert aus dem Versagen an der dem Stempel abgewandten Seite. Für den Versuch ist bei Aluminiumwerkstoffen der Rollenabstand von  $2 \times s_0$  einzustellen, um VDA-konform zu prüfen. Die Messung des Biegewinkels erfolgt nach Abschluss der Prüfung mit Hilfe eines digitalen Winkelmessers mit einer Genauigkeit von  $\pm 0,5^\circ$ . Um den Einfluss der reduzierten Blechdicke bei vorgedehnten Proben auszugleichen, sind alle Ergebnisse auf die Vergleichsblechdicke von  $s = 2$  mm umzurechnen. Die Gültigkeit des Versuches ist nur erfüllt, solange ein freier Biegevorgang gewährleistet werden kann. Nach aktuellem Stand des VDA-Arbeitskreises liegt der Richtwert, bevor Klemmen auftritt, bei einem Winkel von  $\alpha \approx 155^\circ$ . Um eine Verfälschung auszuschließen und durch die verhältnismäßig hohe Blechdicke von  $s_0 = 2,5$  mm, wurden keine Biegewinkel  $\alpha > 145^\circ$  ausgewertet.

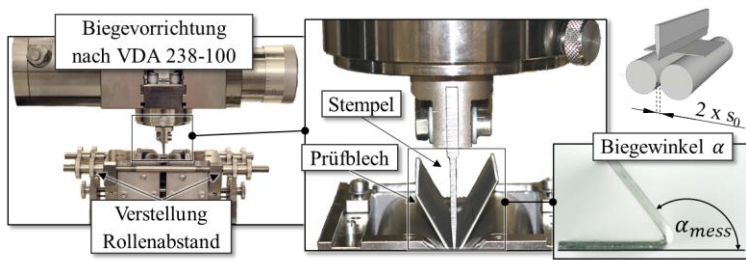


Bild 14: Prüfaufbau zur Aufnahme des Biegewinkels bei Werkstoffversagen

#### 4.4.3 Nakajima-Versuch

Zur experimentellen Untersuchung der Grenzformänderungskurven wird der Nakajima-Versuch [135] nach DIN EN ISO 12004-2 [192] eingesetzt. Der Prüfaufbau am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT) in Erlangen ist in *Bild 15* dargestellt. Für die Prüfung wurde ein Blech zwischen Matrize und Niederhalter geklemmt und anschließend mit einem Stempel bis zum Versagen umgeformt. Die Messung der Dehnung erfolgte mit dem optischen Messsystem ARAMIS (vgl. 4.4.6) mit einer kontinuierlichen Bildaufnahme von 20 Hz. Die Versuche erfolgten an einem halbkugelförmigen Stempel ( $\varnothing 100$  mm), der vertikal durch den Niederhalter ( $\varnothing 110$  mm) verfährt, mit einem Einlaufradius von 10 mm an der Matrizeninnenseite.

Die Umformkraft wurde in 0,05-Millimeter-Schritten weggebunden erfasst, bei einer konstanten Geschwindigkeit von  $v_{\text{Stempel}} = 90$  mm/min und einer Niederhalterkraft von  $F_{\text{Niederhalter}} = 500$  kN. Der signifikante Einfluss

der Reibung auf das Ergebnis der Grenzdehnung ist bekannt [193] und wurde über das mehrlagige tribologische Schmiersystem, das sich bereits am Institut bewährt hat, weitestgehend unterbunden. Das Versagen der Grenzformänderungskurve ist, wie bereits in Abschnitt 2.3.1 diskutiert, über die Instabilität definiert. In einem Schnittlinienverfahren wurden senkrecht zum Riss drei parallele Linien gelegt und anschließend wurde durch eine Ausgleichsapproximation mithilfe eines inversen Polynoms dritten Grades die Grenzformänderung vor lokalisierter Einschnürung bestimmt.

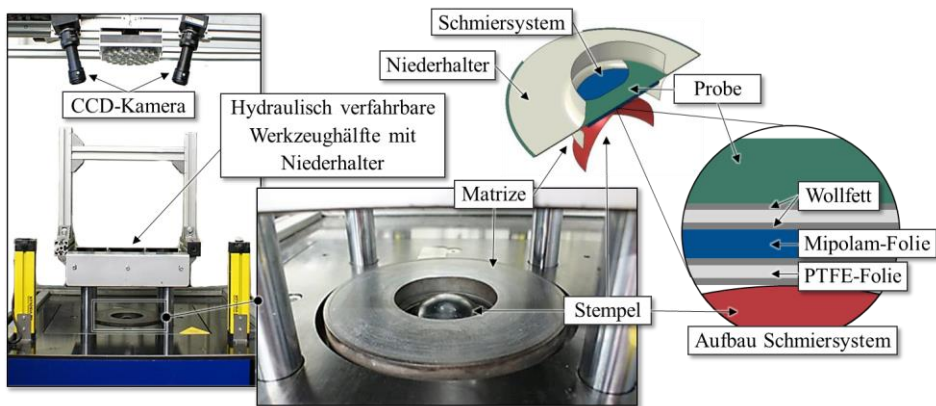


Bild 15: Messaufbau für die experimentelle Bestimmung der Grenzformänderungskurve nach Nakajima, Aufbau des tribologischen Schmiersystems

#### 4.4.4 Hydraulischer Tiefungsversuch

Für die Bestimmung des Werkstoffverhaltens im biaxialen Spannungszustand wurden hydraulische Tiefungsversuche durchgeführt. Für die Aufnahme der biaxialen Fließkurve werden Ronden mit einer konstanten Stempelgeschwindigkeit von  $v_{Stempel} = 2 \text{ mm/min}$  bis zum Bruch geprüft. Eine kreisrunde Matrice bildet das Oberwerkzeug und dichtet mit einer maximalen Niederhaltekraft von  $F_{Niederhalter} = 250 \text{ kN}$  den Randbereich der Probe ab. Auch hier wurde die Dehnungsanalyse und Live-Messung über das berührungslose Messsystem ARAMIS (vgl. 4.4.6) realisiert, das mit einer kontinuierlichen Bildaufnahme arbeitet. Die im Versuch aufgenommenen Bildsequenzen werden zusammen mit den Anlagendaten für die Berechnung der Fließwiderstandskurve genutzt.

Der in *Bild 16* dargestellte Versuchsaufbau am LFT wurde an der dreifachwirkenden hydraulischen Presse Typ Hydrap HPDZb 630 umgesetzt und ohne Dehnratenregelung nach DIN EN ISO 16808 [194] durchgeführt. Als

Hydraulikmedium wurde die organische Verbindung Dibenzylmethylbenzol verwendet und mittels eines Hydraulikaggregats von Pregler in das Werkzeug eingebracht. Das Werkzeug hat einen Durchmesser von  $d_{\text{Matrize}} = 200 \text{ mm}$  und einen Matrizenradius von  $r_{\text{Matrize}} = 25 \text{ mm}$ . Die Probegeometrie entspricht einem 395 mm großen Kreis mit zwei Kerben, um die Probe im Werkzeug zu zentrieren. Die Proben werden mit den Kerben orientiert in Walzrichtung aus den Platinen entnommen. Für die Auswertung wird in jeder Bildsequenz eine Ausgleichskugel in den konzentrischen Bereich der entstandenen Schale gelegt. Die Fließkurve ist, in Abhängigkeit des Druckes, über den Kugelradius zu errechnen und wird über die Dehnungswerte aus einem Kreisdurchmesser von 40 mm im Probenzentrum gemittelt.

#### 4.4.5 Scherzugversuch (SZV) nach Miyauchi

Der Scherzugversuch nach Miyauchi, mit der in *Bild 16(b)* dargestellten Keilspannvorrichtung, wurde für die Charakterisierung der Werkstoffe unter Scherbelastung verwendet. Dabei werden die beiden äußeren Stege der Probe in eine starre Einspannung geklemmt, während der mittlere Steg vertikal nach oben verfährt. Infolge dieser Relativbewegung werden die beiden Nuten einer reinen Scherung ausgesetzt. Das Deformationsverhalten der Proben wird kontinuierlich mit dem optischen Dehnungsmesssystem ARAMIS (vgl. 4.4.6) aufgezeichnet. Der Versuchsaufbau ist so konzipiert, dass der Einbau in einer Universalprüfmaschine möglich ist. Das entwickelte Keilspannsystem vom LFT kann mit bis zu 30 kN belastet werden. Die Umformgeschwindigkeit wird in Anlehnung an die Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für Aluminium (PuD-Al) [195] mit konstanter Traversengeschwindigkeit durchgeführt.

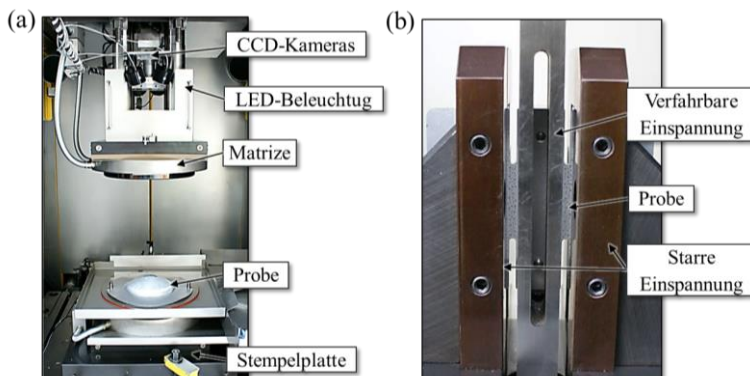


Bild 16: Versuchsaufbau (a) hydraulischer Tiefungsversuch und (b) Keilspannvorrichtung für Scherzugversuch nach Miyauchi

Aufgrund der symmetrischen Probenform wird eine Verkipfung der Probe verhindert, wie es beispielsweise beim ASTM B 831 [196] der Fall ist. Es bilden sich zwei identische Umformzonen mit verschiedenen Vorzeichen in der Probe aus, daher erfolgt die Auswertung an einer der Nuten. Die Scherung  $\gamma$  wurde als Ergebnis der Dehnungsmessung aus dem Scherwinkel berechnet. Die Scherspannung  $\tau$  ergibt sich aus der Kraft auf die bezogene Fläche, die sich aus der Steglänge und der Nutdicke zusammensetzt.

#### 4.4.6 Optisches Dehnungsmesssystem ARAMIS

Zur Analyse der Verformung wird bei einigen Versuchen das berührungslose Messsystem ARAMIS der Firma GOM GmbH verwendet. Die Messung erfolgt über zwei CCD-Kameras, die im Stereoaufbau dreidimensionale Verschiebungen im Sichtfeld detektieren können. Die Verschiebungsmessung beruht auf dem Prinzip der digitalen Bildkorrelation. Für die Messung ist es daher notwendig, dass im Vorfeld ein stochastisches Muster auf der Probenoberfläche aufgebracht wird. Die Einrichtung erfolgt mittels verschiedener Kalibrierkörper, um die Distanz zum Messobjekt und die relative Position der Kameras zueinander zu definieren. In der Standardeinstellung vom Hersteller sind beispielsweise  $15 \times 15$  Pixel mit 2 Pixeln Randüberlappung definiert, um die virtuellen Facetten zu erkennen. Die Facettengröße bildet in SI-Einheiten die Dehnungsreferenzlänge für den Versuchsaufbau und ist ein Kompromiss zwischen Genauigkeit der Ortsauflösung, Berechnungszeit für die Auswertung, Ausschlägen im Messsignal und dem möglichen Verlust der Musterstruktur bei hohen lokalen Verzerrungen.

Die Versuchskörper wurden vor der Prüfung mit einem matten, weißen Lack grundiert. Anschließend wird mit einem Graphitspray ein Punktmuster erzeugt. Ein Mustererkennungsalgorithmus detektiert virtuelle Facetten, die anhand ihres Grauwertes eindeutig identifizierbar sind. Über die zweidimensionalen Aufnahmen der zwei CCD-Kameras und dem definierten Abstand der Kameras zueinander, wie auch zum Messobjekt, ist eine Berechnung von dreidimensionalen Ortsvektoren zu den Bildpunkten im Sichtfeld möglich. Bei Deformation der Oberfläche wird, über die Änderung der Ortsvektoren, ein Bild der verzerrten Facetten erzeugt; daraus resultiert die berechnete örtliche Verschiebung. Die Messgenauigkeit des Systems ist stark vom Aufbau abhängig. Einen wesentlichen Einfluss auf die Ortsauflösung der Verschiebungen üben die Messfeldgröße sowie die

Anzahl der Bildpunkte der CCD-Kamera aus. Die vom Hersteller angegebene Dehnungsmessgenauigkeit liegt bei 0,005 % bei einer lateralen Auflösung des Messsystems in der Größenordnung von  $10^{-5}$  m. [61]

#### 4.4.7 Probengeometrien und Präparation

Im Folgenden wird auf die verwendeten Probengeometrien und auf deren Präparation für die Versuche eingegangen. Zur statistischen Absicherung sind für alle Ergebnisse mindestens drei gültige Versuche durchgeführt worden. Eine Übersicht der Proben an der Universalprüfmaschine aus Abschnitt 4.4 oder einer vergleichbaren Anlage ist in Bild 17 gegeben.

##### Biegeproben

Sollte es in den Messergebnissen nicht weiter spezifiziert sein, wurden die 60 x 60 mm Biegeproben mit einem Aufmaß von mindestens 1 mm entnommen und quer zur Walzrichtung geprüft. Die Aufbringung von uniaxialen Vordehnungen ist nach der VDA-Norm spezifiziert [191]. Dafür sind 440 mm lange und 70 mm breite Blechstreifen senkrecht zur Walzrichtung in der Universalprüfmaschine (vgl. 4.4) mit einer Geschwindigkeit von 25 mm/min und einer freien Einspannlänge von 150 mm vorgedehnt worden. Das Sollmaß von direkt entnommenen Proben wie auch aus den vorgedehnten Streifen wurde an einer CNC-Fräse eingestellt. Vor Beginn der Versuche wird die Blechdicke der Proben an drei Stellen ermittelt.

##### Zugproben

Die im Zugversuch ermittelten mechanischen Kennwerte wurden in Anlehnung an die DIN ISO 6892-1 durchgeführt [197]. Alle Analysen sind an Flachzugproben (Form H, Typ A80 [198]) mit einer Messlänge von 80 mm durchgeführt worden. Für die Probenherstellung wurden Grobzuschnitte in den Abmessungen 250 x 30 mm aus den Platinen extrahiert. Die Endkontur der Flachzugproben wurde mit Kühlmittel zerspanend an einer CNC-Fräse hergestellt, um Kaltverfestigung und Wärmeeinträge bei der Präparation zu unterbinden. Soweit nicht anders angegeben, wurden die mechanischen Eigenschaften in  $90^\circ$  zur Walzrichtung untersucht. Vor Beginn der Versuche wurden die Dicke und die Breite der Proben an drei Stellen ermittelt. Teilweise sind Zugproben vorgedehnt worden, um eine Kaltumformung nachzustellen. Die Vordehnung wurde direkt an der gefrästen Probe in Endkontur umgesetzt und der Querschnitt im Anschluss neu vermessen. Für die Querschnittsmessung der Proben kam die elektronische Digitalmessschraube IP65 der Firma Vogel und der elektronische Messschieber Tesa Cal IP67 von Mahlke zum Einsatz. Aufgrund der hohen

Blechdicke sind vereinzelt Zugproben des Typs A30 geprüft worden, um gezielt einen weiteren Lastpfad für die Bruchflächenanalyse einzustellen.

### Kerbzugproben

Quasi-statische Zugversuche an genuteten Zugproben wurden durchgeführt, um das Bruchverhalten unter ebener Dehnung abzubilden. Die Geometrie der Kerbzugprobe ist konstruktiv so ausgelegt, dass das Versagen bis Bruch, anders als beim standardisierten Zugversuch, ohne eine nennenswerte diffuse Lokalisierung herbeigeführt wird. Die Fertigung erfolgt über einen Großzuschnitt durch eine Schlagschere, wobei die Probenlängsachse quer zur Walzrichtung orientiert war. Anschließend wurden die Proben auf Fertigmaß gefräst. Die Durchführung der Versuche erfolgt an einer Universalprüfmaschine Z100 mit einer Messlänge von 15 mm.

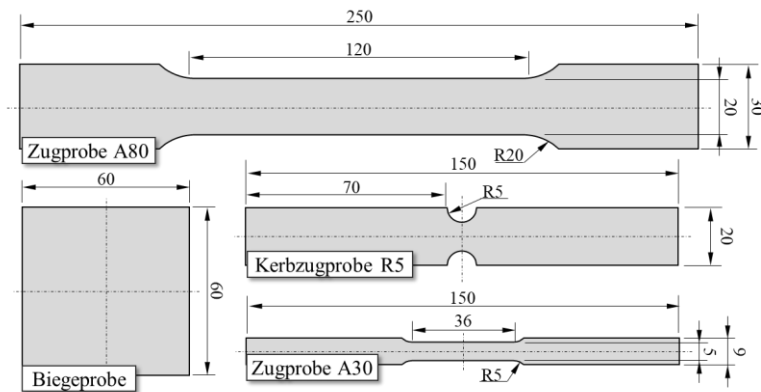


Bild 17: Übersicht der verwendeten Probengeometrien für die Versuche an der Universalprüfmaschine Zwick Z100

### Scherzugproben nach Miyauchi

Für die Kalibrierung der Fließortkurve unter Scherbelastung wurde eine experimentale Scherstützstelle über den Scherzugversuch nach *Miyauchi* [199] generiert. Der Grobzuschnitt der Proben erfolgte mittels Laserstrahlschneiden, wobei die Nuten unter  $45^\circ$  zur Walzrichtung orientiert waren. Die vier parallelen Aussparungen werden im Anschluss in die Probe gefräst, wobei der mittlere Teil der beiden Nuten von einer Seite auf halbe Blechdicke reduziert wurde. Die scherbelastete Zone im verjüngten Bereich wurde vor Prüfungsbeginn für die Berechnung der querschnittsbezogenen Spannung vermessen. Für die optische Deformationsanalyse ARAMIS wurde ein stochastisches Raster aufgetragen, bestehend aus einem weißen Lack und schwarzem Graphitspray.

### Proben für die Grenzformänderungsanalyse

Für die Aufnahme eines Grenzformänderungsschaubildes werden sieben unterschiedliche Probengeometrien mit je drei Wiederholungen geprüft, um eine möglichst gleichmäßige Belegung des Grenzformänderungsschaubildes zu erreichen. Die Auslegung der Proben erfolgt entsprechend der schwächeren Richtung und wurde im Vorfeld anhand der Rissindizierung der Vollprobe identifiziert. Bei technischen Aluminiumlegierungen ist dies üblicherweise unter  $90^\circ$  zur Walzrichtung und konnte für alle untersuchten Werkstoffe und Aushärtezustände durch die Vorversuche bestätigt werden. Für die Darstellung der verschiedenen Belastungsfälle wurden mittels  $\text{CO}_2$ -Laser Aussparungen in die Ronden eingebracht. Die Vollrunde besitzt einen Durchmesser von 245 mm (S245), zusätzlich wurden die Stegbreiten 125, 100, 80, 70, 60 und 50 mm (S125 - S50) untersucht.

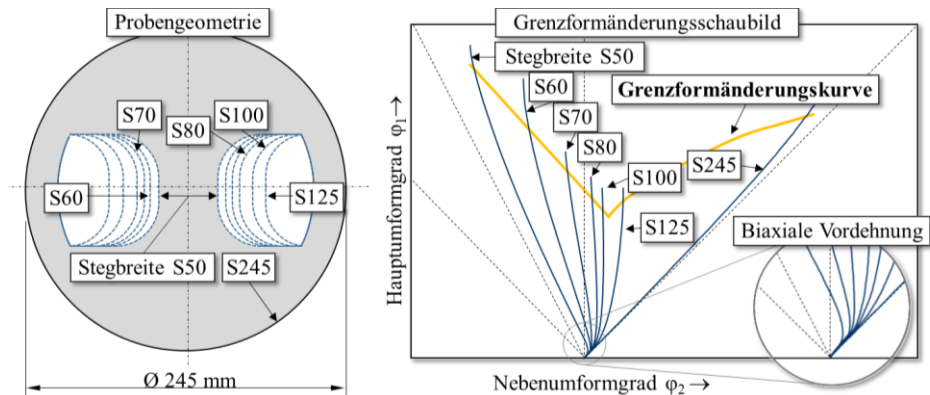


Bild 18: Schematische Darstellung der verwendeten Probengeometrien und typischer Lastpfade im Grenzformänderungsschaubild

Die genaue Belastungshistorie der ausgewerteten Facetten für die Ermittlung der Grenzformänderung im ARAMIS-System ist von der Blechdicke, der Werkstoffanisotropie und einer Reihe weiterer Faktoren abhängig, die in Abschnitt 2.3.1 bereits aufgegriffen wurden. Eine exemplarische Darstellung des sich einstellenden Lastpfades mit den beim Nakajima-Versuch üblichen biaxialen Vordehnungsanteilen und der Probengeometriezuordnung ist in *Bild 18* gegeben.

#### **4.4.8 Werkzeuge und Pressen für die Umformung**

Für die experimentelle Ermittlung der Formgebungsgrenzen, wie auch für die Validierung der Simulationsergebnisse, erfolgten Umformversuche an

Prinzip- und Seriengeometrien. Der Kreuznapf repräsentiert eine Prinzipgeometrie eines Strukturbauteils. Zur Übertragung der Ergebnisse auf ein Serienbauteil fanden Umformuntersuchungen an einem B-Säulen-Werkzeug statt, das in einer frühen Entwicklungsphase eines Oberklassenfahrzeuges zur Bewertung von Aluminium-Blechwerkstoffen entstanden ist.

### Kreuznapf

Die geometrische Form ist abgeleitet aus der Dachanbindung einer B-Säule. Durch die unterschiedlichen Hauptachslängen und die Variation in der Ziehtiefe können alle relevanten Spannungszustände im Grenzformänderungsdiagramm abgebildet werden. Die rissgefährdeten Zonen befinden sich in den Eckbereichen des Übergangsradius zwischen Bauteilboden und Zarge (vgl. Bild 21). Neben Reißern in den Eckbereichen kann auch Faltenbildung im Flansch als Versagenskriterium eines Karosserieziehteiles analysiert werden. Über die Variation der Ziehtiefe können alle Versagensarten gezielt angefahren werden. Iterativ wurde von der Materialtrennung bis zum Gutteil in 2 mm Schritten die Ziehtiefe reduziert, die Bauteile wurden visuell klassifiziert nach den Kategorien in *Bild 19*.

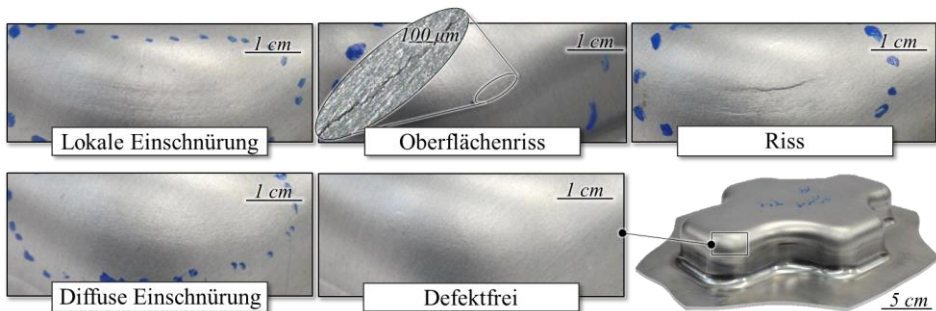


Bild 19: Versagenskategorien am Kreuznapf

Aus diversen Vorversuchen und durch empirische Erfahrung hat sich eine rechteckige Ausgangsplatine mit Abschnitten unter  $45^\circ$  (vgl. Bild 20) als praktikabel erwiesen. Aus Gründen der Vergleichbarkeit wurde für alle Umformversuche derselbe Platinezuschnitt verwendet. Die Versuchsdurchführung erfolgte an der servohydraulischen Presse vom Typ AIDA NST-S2-6300. Die maximale Pressenkraft beträgt 6300 kN. Die Hubzahl kann variabel zwischen 1 Hub pro Minute und 30 Hüben pro Minute eingestellt werden. Das modulare Universalwerkzeug kann mit verschiedenen Geometrien bestückt werden. Der Kreuznapfwerkzeugsatz besteht aus einem Stempel, einem Niederhalter und verschiedenen Matrizen, um den Ziehspalt auf die Blechdicke anzupassen. Es wurde ausschließlich Material

mit  $s_0 = 2,5$  mm und einem Spaltmaß von 3 mm zwischen, Stempel und Matrize umgeformt. Die Abmessungen des Kreuznapfstempels sind in Bild 20 aufgeführt. Der Einlaufradius an der Matrize und die Rundung der Stempeloberseite sind mit 10 mm angegeben. Der Ziehprozess erfolgt mit einer konstanten Geschwindigkeit von  $v_{\text{Stempel}} = 40$  mm/s. Die Niederhalterkraft von  $F_{\text{Niederhalter}} = 400$  kN wird über alle Versuche hinweg beibehalten.

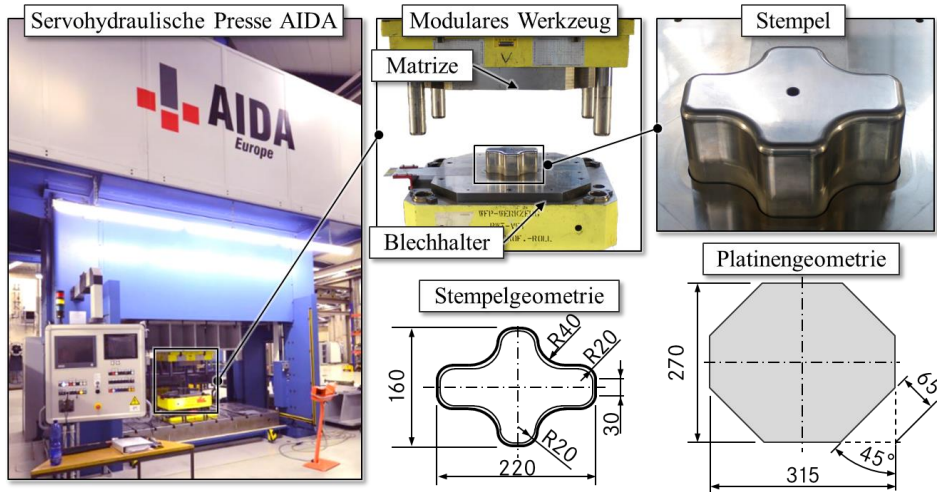


Bild 20: Versuchsaufbau Kreuznapf mit Presse, Werkzeug und Platinenzuschnitt

### B-Säule

Die Geometrie der B-Säule und die Ziehtiefe des Werkzeuges lehnt sich an das heute in Serienproduktion befindliche Stahlbauteil an. Das Werkzeug wurde für die aluminiumtypische Blechdicke in Strukturbauteile von  $s_0 = 2,5$  mm ausgelegt. Die in Bild 22 verwendete Bauteilgeometrie weist, verstärkt in den unteren Umschlingradien, ausgeprägte Formänderungszustände im ebenen und uniaxialen Bereich auf. Die hohe Ziehtiefe sowie vereinzelte Verprägungen für diverse Funktionen und zur Erhöhung der Steifigkeit reizen zusätzlich das Formgebungsvermögen des Werkstoffes aus.

Die rissgefährdeten Zonen liegen im Bereich der Schwelleranbindung und sind in Bild 21 zusammengefasst. Die schematische Darstellung gibt nur einen Überblick der sich einstellenden Spannungszustände. Der exakte Lastpfad einzelner Bereiche ist stark von der Werkstoffverfestigung und der Anisotropie abhängig. Die Versuchsdurchführung der B-Säulen-Geometrie fand an der hydraulischen Presse HPDZb 1.250 der Firma Hydrap statt. Die maximale Pressenkraft beträgt 12.500 kN.

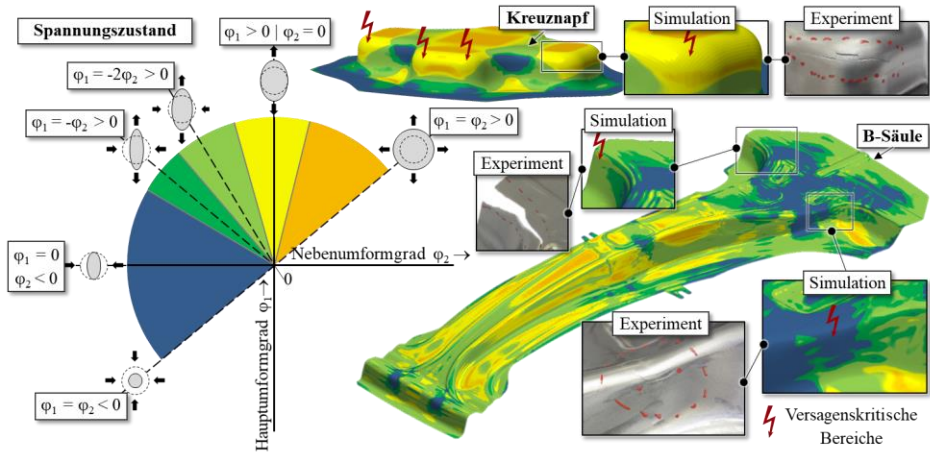


Bild 21: Schematische Darstellung der auftretenden Spannungszustände und der versagungskritischen Bereiche im Kreuzziehteil und in der B-Säule

Die Ziehkissenkraft wurde auf  $F_{Ziehkissen} = 300 \text{ kN}$  eingestellt, wobei eine Variation auf 150 kN und 600 kN erfolgte, um die Faltenbildung und die Prozessstabilität zu prüfen. Um eine Vergleichbarkeit über die untersuchten Legierungen zu erhalten, wurden keine Optimierungen an der Werkzeugoberfläche oder dem Platinenzuschnitt durchgeführt (vgl. Bild 22).

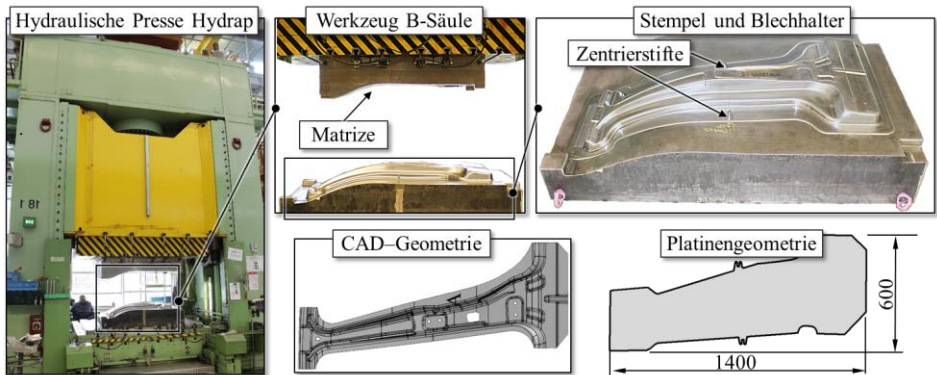


Bild 22: Versuchsaufbau B-Säule mit Presse, Werkzeug, CAD-Geometrie und Platinenzuschnitt

### Tribologie

Um tribologische Einflussgrößen bei den Umformuntersuchungen bestmöglich zu unterbinden, wurde auf die laserzugeschnittenen Platinen eine definierte Beölung von  $1,0 \text{ g/m}^2 \pm 0,2 \text{ g/m}^2$  manuell aufgetragen und über ein mobiles Ölfilmmessgerät punktuell verifiziert. Das Ölfilmmessgerät der

Firma Amepa beruht auf der Lichtabsorption, wonach die Dicke eines Ölfilmes proportional zur Lichtextinktion ist. Die Reflektion einer speziellen Lichtquelle wird akkumuliert und die Schichtdicke in einem Digitaldisplay mit einer Genauigkeit von  $0,01 \text{ g/m}^2$  und einem Toleranzfenster von  $\pm 0,05 \text{ g/m}^2$  ausgegeben. Als Schmierstoff wird „Platinol B803/4“ eingesetzt, der auch aktuell noch als Standard in der Serienproduktion zu finden ist [79].

#### 4.4.9 Optisches Konturmesssystem ATOS

Umgeformte Bauteile wurden über das optische Konturmesssystem ATOS III Triple Scan (Fa. GOM) digitalisiert. Das berührungslose 3D-Messsystem basiert auf dem Triangulationsprinzip. Dabei werden projizierte Streifenmuster mittels Stereokameras erfasst. Für jedes Kamerapixel werden exakte 3D-Koordinatenpunkte berechnet. Anschließend wird aus den Koordinatenpunkten ein Polygonnetz erzeugt, welches der realen Oberfläche entspricht. Die Genauigkeit der Messung ist abhängig vom Messvolumen und wurde im letzten Kalibrierprotokoll mit  $\pm 35 \times 10^{-6} \text{ m}$  angegeben [200].

Für gewöhnlich wird das System eingesetzt, um geometrische Maßabweichungen gegenüber dem CAD-Datensatz zu identifizieren. Durch die sequenzielle Aufnahme der Bauteilinnen- und -außenseite kann über das zusammengesetzte Polygonnetz für jeden Punkt die Blechdicke und deren Verteilung bestimmt werden. Die digitalisierten Bauteile werden sowohl für die Verzugsbewertung als auch für die Validierung der Umformsimulation herangezogen.

### 4.5 Methoden zur Charakterisierung der Mikrostruktur

Es wurde auf diverse Analysemethoden zurückgegriffen, um die mikrostrukturellen Differenzen der Legierungen, die Veränderungen im Sekundärgefüge und das Bruchverhalten zu untersuchen. Die lichtmikroskopischen Untersuchungen dienen der Quantifizierung der Primärausscheidung und der mikroskopischen Brucheinschnürung, in bis zu 1000-fach vergrößerten Bildausschnitten. In der Rasterelektronenmikroskopie ist unter anderem die chemische Zusammensetzung von ausgewählten Primärausscheidungen und stabilen Sekundärphasen bestimmt worden, in Aufnahmen mit bis zu 50.000-facher Vergrößerung. In der Transmissions-elektronenmikroskopie und der dynamischen Differenzkalorimetrie konnte die Evolution der Sekundärphasenbildung detektieren und visualisiert werden.

### 4.5.1 Licht- und Rasterelektronenmikroskopie

#### Probenpräparation

Für die Probenherstellung wurden etwa 10 x 10 mm große Ausschnitte aus der Blechmitte der  $s_0 = 2,5$  mm dicken Platinen entnommen. Zur Beurteilung der Primärausscheidungen wurden Längs- und Querschliffe aus den Blechproben hergestellt. Um Ausscheidungsvorgänge zu unterbinden, sind die Proben bei der trennenden Bearbeitung stets gekühlt und das Kalteinbettmittel KEM 70 der Firma ATM GmbH verwendet worden, das aufgrund des enthaltenen Kohlenstoffs über eine ausreichende Leitfähigkeit für rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen verfügt. Die eingebetteten Proben wurden an der teilautomatisierten Schleif- und Poliermaschine TegraPol-31 (Firma Stuers), mit abnehmender Körnung (320er, 600er, 800er und 1200er) und einem Anpressdruck von 80 MPa bis 100 MPa für jeweils 55 Sekunden nass geschliffen. Anschließend erfolgte auf Poliertüchern mit Diamantsuspension (15  $\mu\text{m}$ , 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  und 1  $\mu\text{m}$ ) für 3 Minuten die mechanische Feinpolitur.

#### Ätzverfahren

Abhängig vom Untersuchungsziel sind ergänzende Ätzverfahren selektiv angewandt worden. Für die computergestützte Bestimmung der Korngrößen – im planimetrischen Verfahren [201] über das Programm Stream Enterprise (Olympus) – sind die Korngrenzen mit einer 5-prozentigen NaOH-Lösung angeätzt worden [202]. Um die Existenz und das Wachstum der Sekundärausscheidungen im Rasterelektronenmikroskop zu analysieren, wurden Proben mittels Phenol (vgl. Bild 23) teilgeätzt [203].

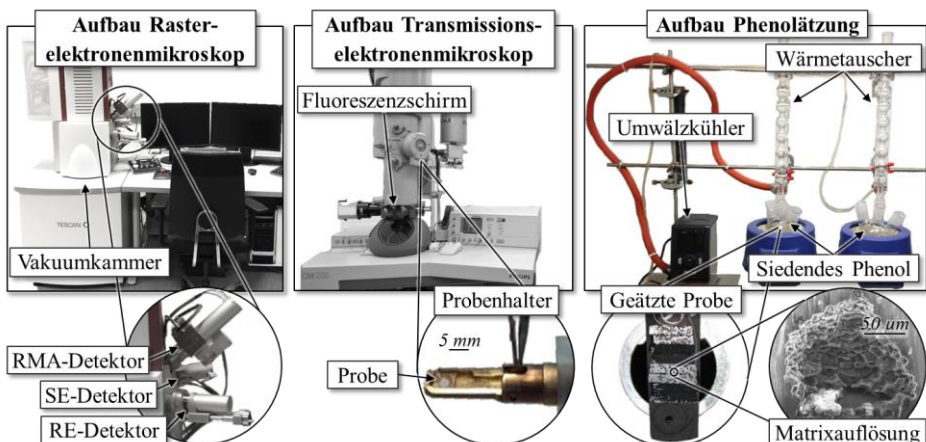


Bild 23: Aufbau der Methoden zu Charakterisierung der Mikrostruktur

Bei dem speziellen Messaufbau im Techno-Pôle bei der Firma Novelis wurde das bei RT feste Phenol in einem Glaskolben zum Sieden gebracht. In dem Allihn-Wärmetauscher kondensierte das gasförmige Phenol durch die Umströmung eines Kühlmediums ( $T \approx 70 \text{ °C}$ ) und floss zurück in den Kolben. Nach  $t = 4 \text{ min}$  bis  $10 \text{ min}$  Einwirkzeit wurde eine 50-prozentige Toluol-/50-prozentige Benzylalkohol-Mischung dazugegeben, um die Reaktion zu stoppen.

### Lichtmikroskopische Untersuchungen

Für die lichtmikroskopischen Untersuchungen der polierten und geätzten Proben wurde das Auflichtmikroskop BX51M der Firma Olympus mit einer digitalen 9-Megapixel-Kamera vom Typ UC90 verwendet. Für andere optische Untersuchungen, insbesondere zur Beurteilung der Defektcharakteristik in Biege- und Zugproben, wurde ein Stereomikroskop MZ16 mit einer digitalen 5-Megapixel-CCD-Kamera vom Typ Olympus DP26 eingesetzt. Das Lichtmikroskop ermöglicht bei einem repräsentativen Bildausschnitt bis zu 1000-fache und das Stereomikroskop bis zu 115-fache Vergrößerungen.

### Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Zur quantitativen Ermittlung der chemischen Zusammensetzung von ausgewählten Primärausscheidungen, zur fraktografischen Analyse von mechanisch beanspruchten Proben und zur Detektion der Sekundärphasenbildung in teilgeätzten Phenolproben sind Untersuchungen am Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop (REM) Mira 3 XMU der Firma TESCAN vorgenommen worden. Das Wirkprinzip des REM besteht darin, dass ein Elektronenstrahl die Oberfläche des zu untersuchenden Objektes rasterförmig abscannt, und die Wechselwirkungen der Elektronen mit der Objektoberfläche in diversen Detektoren visualisiert werden können. Zur Signalverarbeitung wurde die Abbildung mittels Sekundärelektronen (SE), Rückstreuungselektronen (RE) und Röntgenmikroanalyse (RMA) verwendet. Gearbeitet wurde mit Beschleunigungsspannungen zwischen  $U_{HT} = 15 \text{ kV}$  bis  $25 \text{ kV}$  und bei Proben mit topographischer Tiefe zur Feinjustierung konnten Aufnahmen mit bis zu 50.000-facher Vergrößerung erzeugt werden. Die Entfaltung der im Röntgenanalysedetektor aufgenommenen Spektren zur Quantifizierung erfolgte in der Zusatzsoftware Esprit Version 2.0 der Firma Bruker.

### 4.5.2 Transmissionselektronenmikroskopie

Mit Hilfe des Transmissionselektronenmikroskops CM200 der Firma Philips kann eine elektronentransparente Probe durchstrahlt werden, die auf eine Dicke von wenigen hundert Nanometern reduziert wurde. Die maximale Auflösung des Mikroskops ist mit  $1 \times 10^6$  angegeben und ist abhängig von der Probenqualität und dem zu untersuchenden Bildausschnitt. Eine detaillierte Analyse des Sekundärgefüges war bereits bei Vergrößerung von  $1 \times 10^5$  möglich und wurde mit einer Beschleunigungsspannung von  $U_{HT} = 200$  kV durchgeführt.

#### Probenpräparation

Zur Probenpräparation wurden die Bleche beidseitig parallel zur Oberfläche mechanisch auf eine Dicke von 0,2 mm geschliffen und eine Transmissionselektronenmikroskopie Probe ( $\varnothing 3$  mm) ausgestanzt. Die durchstrahlbaren Bereiche wurden durch elektrolytisches Dünnen erzeugt. Für den flächigen Abtrag wurden die Proben in einem Polierbad an ein elektrisches Potential angeschlossen und Ionen herausgelöst [204].

#### Beugungs- und Hellfeldaufnahme

Das Beugungsbild gibt Auskunft über die kristallografische Struktur der Probe. Über eine Kippung des Elektronenstrahls kann das Beugungsbild gezielt in einen quadratischen Gitterebenenreflex gelenkt werden, wodurch die Hellfeldaufnahmen in einer sinnvollen Kornorientierung (vgl. Abschnitt 2.1.2) entlang der Hauptebenen generiert wurden [205]. Alle Untersuchungen in dieser Arbeit wurden ausschließlich in der Wachstumsrichtung der  $Q$ - bzw.  $\beta$ -Vorphasen aufgenommen. Als grundlegender Kontrast bei den Hellfeldabbildungen sei ein reiner Amplitudenkontrast durch die Laufzeitdifferenzen und Interferenzen an den Störungen des Kristallgitters zu nennen. Da in der Transmissionselektronenmikroskopie nur ein sehr kleiner Winkelbereich der transmittierten Elektronen für die Abbildung genutzt wird, sind Probenbereiche mit hoher Dicke bzw. schweren Atomen dunkler. [206]

### 4.5.3 Dynamische Differenzkalorimetrie

Im Messverfahren nach der dynamischen Differenzkalorimetrie, im englischen als „*Differential Scanning Calorimetry*“ (DSC) bekannt, können die Enthalpieänderungen der chemischen Reaktionen im Werkstoff unter Wärmezufuhr entfaltet werden [207]. Dabei wird bei kontinuierlicher Tem-

peraturerhöhung das Phänomen genutzt, dass bei endothermen Reaktionen Phasen aufgelöst werden, während bei Kristallisationsvorgängen ein exothermer Differenzwärmestrom freigesetzt wird [208]. Die Position, Dauer und Art der Peaks im Messsignal erlauben Rückschlüsse auf die laufenden bzw. bei Gegenüberstellung zu anderen Wärmebehandlungszuständen auf die bereits abgeschlossenen Reaktionen des Werkstoffes.

### Probenpräparation

Die Herausforderung bei der Präparation von Proben für die dynamische Differenzkalorimetrie ist die Einstellung vom exakt identischen Zielgewicht und einer planen Oberfläche für die optimale Wärmeleitung zwischen Temperatursensor und Prüfling. Der finale Probekörper sollte weder thermischen noch mechanischen Belastungen während der Probenherstellung ausgesetzt sein. Die entstandene Kaltverfestigung durch den Grobzschnitt ist durch geeignete Bearbeitungsmethoden abzutragen, um reproduzierbare und vergleichbare Ergebnisse zu erzeugen [209]. Kreisrunde Proben mit einem Durchmesser von 7 mm wurden aus den  $s_0 = 2,5$  mm dicken Platinen gestanzt, kühlend auf einen 4,3 mm großen Durchmesser geschliffen und die Blechdicke wurde bis zum Zielgewicht von  $m = 60 \pm 1$  mg reduziert. In Stichversuchen wurde über eine flächige Mikrohärteprüfung im Probenquerschnitt sichergestellt, dass keine Aufhärtung im präparierten Prüfling eingebracht wurde.

### Versuchsdurchführung

Für die Durchführung der Messungen wurden – über die Methode der dynamischen Wärmestromdifferenzkalorimetrie – Versuche am DSC822e der Firma Mettler-Toledo (vgl. Bild 24) mit einem Temperaturbereich von  $T = -150$  °C bis 700 °C angelehnt an DIN EN ISO 11357 [210] durchgeführt.

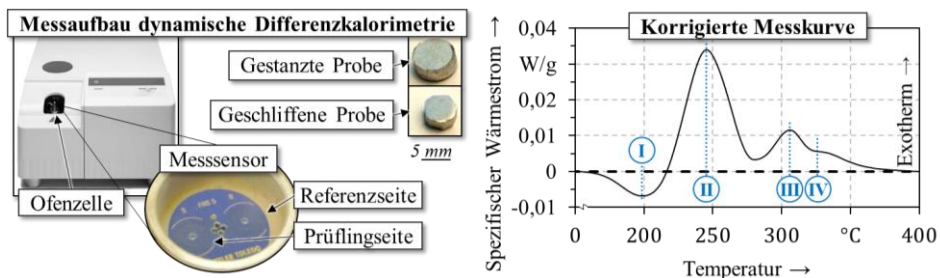


Bild 24: Versuchsaufbau dynamischer Differenzkalorimetrie und schematische Darstellung des Kurvenverlaufs

Um den gerätespezifischen Basisliniendrift zu korrigieren, wurden Proben aus Aluminium mit einem Reinheitsgrad von 99,95 % und identischer Zielmasse der Proben verwendet. Zur exakten Erfassung der Wärmeströme verfügt der Full Range FRS-5 Sensor über 65 Gold-Paladium-Thermoelemente mit einer Auflösung von  $0,04 \mu\text{W}$ . Die Versuche wurden bis zu einer Temperatur von  $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$  mit einer Heizrate von  $dT/dt = 10 \text{ K/min}$  abgefahren, während die Ofenzelle mit Stickstoff umströmt wurde. Da der Übergang in den flüssigen Aggregatzustand bei diesen Temperaturen nicht zu erwarten ist, wurde die Messung ohne Tiegel und ohne Referenzbelegung gefahren. Zur statistischen Absicherung wurde für jeden Werkstoffzustand die Mittelwertkurve aus mindestens drei gültigen Versuchen gebildet.

### Ergebniskorrektur

Um die Enthalpieänderung  $\Delta H$  zu bestimmen, wird der zeitliche Verlauf der Wärmemenge in den spezifischen Wärmestrom über der Temperatur umgerechnet. Die Veränderungen bzw. Reaktionen des Werkstoffes auf die exotherme Energiezufuhr zeigen sich vor allem durch einen Ausschlag von der Basislinie. Für die Auswertung der Messkurven sind neben der Basislinienkorrektur weitere Messartefakte zu filtern, die auch bei optimalen Versuchsbedingungen zu Abweichungen im Messergebnis führen [211]. Als Beispiel seien die Lage und der Kontakt der Proben mit den Messsensoren, die Umgebungstemperatur und die Positionierung des Deckels zu nennen. Da ausschließlich 6000er-Legierungen untersucht worden sind, konnten anhand der Literatur reaktionsfreie Temperaturbereiche definiert werden, die als Stützstellen für die Korrekturfunktion ( $T < 155 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $T = 425 \text{ }^\circ\text{C}$  bis  $545 \text{ }^\circ\text{C}$ ) dienen. Über eine Gauß-Funktion (2er Ordnung) mit der Randbedingung, dass die Steigungsänderung  $< 0,01$  ist, wird die individuelle Peakgrundlinie als Grenze zwischen endothermer und exothermer Reaktion generiert und von den Messkurven subtrahiert (vgl. Bild 24). [212]

### Ergebnisinterpretation

Durch die Mittelung und Normierung der Messergebnisse ist eine direkte Gegenüberstellung der verschiedenen Wärmebehandlungszustände möglich. Der charakteristische Kurvenverlauf von lösungsgeglühten und in Wasser abgeschreckten Proben war bereits Gegenstand der wissenschaftlichen Publikationen von *Miao* und *Laughlin* [213]. Mit weiteren Werkstoffzuständen vom Typ AA6111 befasste sich Studie von *Esmaeili* [214], womit die Ausscheidungssequenz nach Tabelle 2 zugeordnet werden können. Die Autoren sind in Bezug auf die Interpretation der einzelnen Peaks relativ konsistent. *Gupta* [215] belegen die Zuordnung mit Transmissionselektronenmikroskop-Messungen in den relevanten Auslagerungszuständen.

Tabelle 2: Zuordnung der Ausscheidungsmorphologie zu den auftretenden Peaks in der dynamischen Differenzkalorimetrie

Peak	Reaktion	Temperatur	Ausscheidungsmorphologie
I	Endotherm	≈ 190 – 225 °C	Auflösung der Cluster und GP-Zonen
II	Exotherm	≈ 240 – 250 °C	Überlagerungspeak von $\beta''$ -, $\beta'$ - und $Q'$ -Vorphasen
III	Exotherm	≈ 290 – 310 °C	Formation von $Q'$
IV	Exotherm	≈ 325 – 335 °C	Bildung der Gleichgewichtsphase von Q

## 4.6 Bauteilauslegung in der Finite-Elemente-Simulation

Die simulationsgestützte Auslegung von Bauteilen – für beispielsweise den Umformprozess oder für komplexe Crashvorgänge – ist mittlerweile das wichtigste Werkzeug im Entwicklungsprozess des Fahrzeuges. Die numerische Werkstoffmodellierung für die Finite-Elemente-Simulation bildet dabei die Grundlage, um das Werkstoffverhalten realitätsnah wiedergeben zu können. Die digitale Betrachtung des Umformprozesses erfolgt in dieser Arbeit über die Berechnungsprogramme LS-DYNA in Verbindung mit LS-Prepost der Firma LSTC; und für Berechnungsmodelle von Vorserienbauteilen wird die im industriellen Umfeld etablierte Software AutoForm (Version 7) verwendet.

### LS-Dyna und LS-Prepost

Durch die Wahl des expliziten oder impliziten Lösungsalgorithmus und einer großen Auswahl an Material- und Werkstoffgesetzen hat sich die Software LS-Dyna für eine Vielzahl an Ver- und Umformvorgängen in der Automobilindustrie durchgesetzt. Eingesetzt werden Belytschko-Tsay-Schalenelemente, die über sieben Integrationspunkte in der Dicke definiert sind. Diese werden vorwiegend für Tiefziehsimulationen verwendet. Der Kontakt zwischen Werkzeug und Blech wurde als „*contact\_foming\_one\_WAY\_surface\_to\_surface*“ definiert. Das Tiefziehwerkzeug ist dabei als Starrkörper in die Simulation integriert. Das Rückfederungsverhalten wurde nicht berücksichtigt. Die Kantenlänge der Elemente betrug 2 mm und wurden adaptiv verfeinert, um kritische Bereiche in den Radien und Zonen mit hohen Umformgraden genauer abzubilden. Die Reibung von  $\mu = 0,05$  wurde in allen Simulationen global nach Coulomb beschrieben und basiert auf der Default-Einstellung des Konzerns für Aluminiumwerkstoffe.

### AutoForm

Aufgrund der anwenderfreundlichen Benutzeroberfläche und der vergleichsweise geringen Rechenzeit konnte sich die Software AutoForm für die Berechnung von Blechumformprozessen etablieren. Die benutzerdefinierten Einstellungsmöglichkeiten orientieren sich an den Vorgaben der Fahrzeughersteller [84]. Der Kontakt zwischen Werkzeugen und Blech wird nach Coulomb mit einer Reibzahl von  $\mu = 0,12$  angenommen und basiert auf der Theorie, dass die Reibung zwischen zwei Oberflächen unabhängig von deren Geschwindigkeit ist. Die Lösung des Herstellbarkeitsnachweises erfolgte mit der Elementformulierung EPS-11, bestehend aus dreieckigen, elastisch-plastischen Schalen mit elf Ebenen über die Werkstoffdicke.

#### **4.6.1 Materialmodellierung**

Einen entscheidenden Einfluss auf die Qualität des Simulationsergebnisses haben – neben den Einstellungsparameter in der FE-Simulationssoftware – die experimentelle Versuchsbasis und die darauf aufbauende numerische Beschreibung des Materialverhaltens. Von besonderer Bedeutung ist in diesem Zusammenhang die Wahl des phänomenologischen Interpolationsansatzes zur Modellierung der Fließkurve und der Fließortkurve [216].

#### Fließkurve

Das materialspezifische Verfestigungsverhalten eines Werkstoffes wird über die Fließkurve beschrieben, die auf der wahren Spannung  $\sigma_w$  (auch: Fließspannung  $k_f$ ) über der wahren Dehnung  $\varepsilon_w$  (auch: Umformgrad  $\varphi$ ) aufgetragen ist. Die Fließkurve wird nach DIN ISO 6892-1 [197] im einachsigen Zug bestimmt oder alternativ im hydraulischen Tiefungsversuch aufgenommen, um das Verfestigungsverhalten für höhere Dehnungen zu erhalten. Im letzteren ist zu prüfen, ob eine direkte Übertragung der biaxialen Fließkurve auf das uniaxiale Materialverhalten möglich ist, oder gegebenenfalls eine rechnerische Verknüpfung über die plastische Formänderungsarbeit vorzunehmen ist [217]. Die Extrapolation auf Basis der Fließkurven aus dem hydraulischen Tiefungsversuch wurde bei der Materialmodellierung in dieser Arbeit verfolgt. Die empirischen Modelle zur Beschreibung des Fließverhaltens bei Raumtemperatur aus Tabelle 3 wurden für jeden Werkstoff und Zustand gegenübergestellt und die mathematischen Funktionen individuell so angepasst. Die Auswahl des verwendeten

Modells für die Materialkarte basiert auf der Methode des kleinsten Fehlerquadrats [218]. Um die Güte der Approximation weiter zu verbessern, wurden teilweise die Ansätze gewichtet miteinander kombiniert [25].

Tabelle 3: Ansätze zur Fließkurvenextrapolation

Modell	Mathematische Funktion		
Ludwik	$\sigma_w = \sigma_0 + k\varepsilon_w^n$	[219]	(Gl. 4 - 1)
Swift	$\sigma_w = k(\varepsilon_w + \varepsilon_0)^n$	[119]	(Gl. 4 - 2)
Ghosh	$\sigma_w = k(\varepsilon_w + \varepsilon_0)^n - c$	[220]	(Gl. 4 - 3)
Voce	$\sigma_w = \sigma_\infty - (\sigma_\infty - \sigma_0)e^{-k\varepsilon_w}$	[221]	(Gl. 4 - 4)
Hockett-Sherby	$\sigma_w = \sigma_\infty - (\sigma_\infty - \sigma_0)e^{-k\varepsilon_w^n}$	[222]	(Gl. 4 - 5)

Fließortkurve

Bei der FE-Simulation von Blechhalbzeugen wird typischerweise ein ebener Spannungszustand angenommen [223]. Der experimentelle Umfang zur Kalibrierung der mathematischen Modellierung ist abhängig vom gewählten phänomenologischen Ansatz. Bild 25 zeigt die in dieser Arbeit verfolgten Fließortmodelle sowie eine schematische Fließortkurve mit den verwendeten Versuchen zur Bestimmung der Eingangsgrößen.

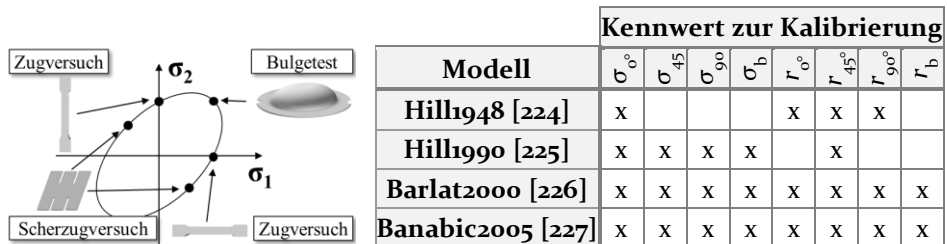


Bild 25: Schematische Fließortkurve mit den verwendeten Versuchen und Übersicht der erforderlichen experimentellen Werkstoffkennwerte für die Fließortmodelle [228]

Die r-Werte wurden gemäß ISO 10113 [229] bestimmt und für das Intervall von 2 % bis  $(A_g - 1)$  % der technischen Dehnung ausgewertet. Nach Prüfung der Korrelation zwischen den Fließortmodellen und dem experimentellen Messpunkt erfolgte die Auswahl individuell für jeden Werkstoff.

## **5 Definition von Randbedingungen und Prozessparametern für die Auslegungsstrategien**

In diesem Kapitel werden die Werkstoffanforderungen für die im Abschnitt 4.2 vorgestellten Prozessstrategien von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen wissenschaftlich analysiert. Um den Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Eigenschaften der Werkstoffkonzepte zu bewerten und die Eignung für die Prozessstrategie abzuleiten, werden zunächst das Warmauslagerungsverhalten und die resultierenden mechanischen Eigenschaften untersucht. Die bei der Analyse der Grundwerkstoffe gewonnenen Erkenntnisse werden in Kausalzusammenhang mit den mikroskopischen Veränderungen gebracht, um das Werkstoffverhalten zu interpretieren und damit über das notwendige Wissen zu verfügen, die Prozessparameter für eine funktionsorientierte Auslegung abzuleiten und zu beeinflussen. Nach Ermittlung und Auswertung des Auslagerungsverhaltens für die Bauteilaushärtung und den teilausgehärteten T61-Zustand widmen sich die Untersuchungen der Identifikation der mikrostrukturellen Veränderungen und der Phasenevolution. Ferner wird ein Softwarealgorithmus zur Quantifizierung und statistischen Auswertungen der Sekundärphasen vorgestellt.

### **5.1 Analyse des Auslagerungsverhalten und der resultierenden mechanischen Eigenschaften für eine Bauteilaushärtung**

Die grundlegende Untersuchung des Werkstoffverhaltens beginnt mit der Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der im Abschnitt 4.1 vorgestellten Werkstoffkonzepte. Für eine wirtschaftliche Integration in den Fertigungsprozess sind geeignete Parameter für die Warmauslagerung zu definieren. Das mechanische Eigenschaftsprofil reagiert sensibel auf die Maximaltemperatur sowie die Verweildauer im Ofen. Vor diesem Hintergrund sind eine Reihe von Temperatur-Zeit-Kombinationen für die Warmauslagerung im Labor nachgestellt worden, die aus Sicht der Produktivität potenziell in den Gesamtprozess eingegliedert werden können.

Um den Einfluss der Aufheizphase auf die verschiedenen Temperaturniveaus weitestgehend zu eliminieren, wurden die Blechstreifen zwischen

zwei vorgeheizten Stahlplatten positioniert. Über die Erwärmung im Direktkontakt können reproduzierbar hohe Aufheizraten realisiert werden, um auch die Effekte von erhöhten Temperaturen bei relativ kurzer Verweildauer zu detektieren. Mithilfe eines Messfühlers, der in einer seitlichen Bohrung in die Bleche eingelassen war, wurde mit Erreichen der Objekttemperatur ( $T_{Soll} \pm 3 \text{ K}$ ) die Warmauslagerungszeit gestartet. Im Anschluss wurden die Proben abgeschreckt und auf Endmaß gefräst. Untersucht wurden insgesamt vier Temperaturbereiche ( $T = 180 \text{ °C}$ ,  $205 \text{ °C}$ ,  $230 \text{ °C}$  und  $255 \text{ °C}$ ). Grundsätzlich wurde die Warmauslagerungszeit individuell für die Temperatur so gewählt, um Festigkeiten möglichst näherliegend am und um den T6-Zustand zu erzielen. Im Vorfeld dienten Stichversuche und Parameter von Wang [230] und Esmaeili [231] zur Orientierung.

In Bild 26 sind die Ergebnisse aus dem einachsigen Zugversuch bezogen auf die Festigkeit und Duktilität aus dem der Plättchen-Biegeversuch zusammengefasst. Über die experimentellen Stützstellen hinaus sind in der Entwicklungsumgebung Matlab Kennwertbereiche zwischen den Messpunkten quadratisch intrapoliert worden, um die Tendenzen des Werkstoffansprechverhaltens zu visualisieren. Erwartungsgemäß verhält sich der Biegewinkel konträr zur Festigkeit. Die Ausnahme bildet die Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ , da einerseits der Plättchen-Biegeversuch bei Biegewinkeln  $\alpha_{\text{mess}} > 145^\circ$  seine Aussagekraft verliert (vgl. 4.4.2) und andererseits die Darstellungsskalierung so gewählt ist, dass sie den technisch relevanten Bereich von  $\alpha_{||2||} \approx 70^\circ$  abbildet, um die Crashperformance abzuschätzen [232]. Die höchsten Festigkeiten treten in den untersuchten Parameterkonstellationen werkstoffübergreifend bei Temperaturen um  $T = 200 \text{ °C}$  und bei den längsten Auslagerungszeiten auf ( $R_{p0,2} = 216 \text{ MPa}$  bis  $330 \text{ MPa}$ ). Damit einher geht der höchste Abfall in der Duktilität ( $\alpha_{||2||} = 42^\circ$  bis  $87^\circ$ ). Obwohl für die Temperatur von  $T = 255 \text{ °C}$  verhältnismäßig kurze Wärmebehandlungen durchgeführt worden sind, ist für alle Werkstoffe nach 20 min bereits eine Überhärtung/Überalterung zu erkennen, was sich in einer abfallenden Festigkeit bzw. steigenden Duktilität äußert. Der Übergang vom unteralterten zum überalterten Zustand befindet sich durchgängig bei  $t = 3$  bis  $5$  min bei  $T = 255 \text{ °C}$ . Bei einer Wärmebehandlung um  $T = 180 \text{ °C}$  kann nur mit einer Auslagerungszeit  $t > 60$  min eine Werkstofffestigkeit im Bereich vom T6-Zustand bewirkt werden. Aus wirtschaftlichen Gründen ist eine Wärmebehandlungszeit  $t \leq 60$  min erstrebenswert. Bei  $T = 230 \text{ °C}$  wurden in relativ kurzer Zeit robuste und hohe Festigkeiten erzeugt, jedoch ist die maximal erreichbare Festigkeit leicht reduziert gegenüber einer Warmauslagerung bei geringeren Temperaturen.

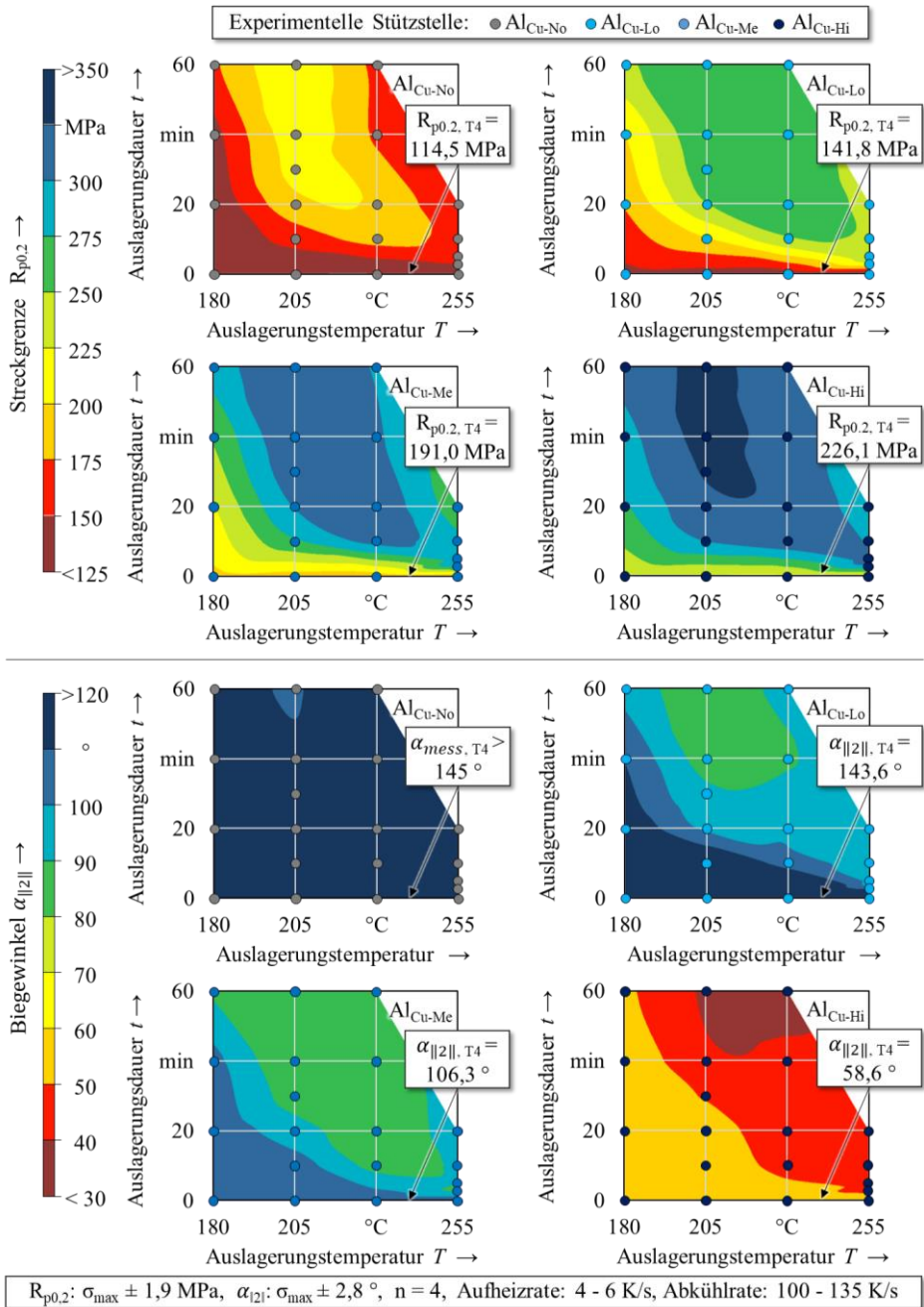


Bild 26: Einfluss der Temperatur und Verweildauer im Ofen in der PFHT<sub>Route</sub> auf die Festigkeit und Duktilität

Pogatscher *et al.* [233] stellten fest, dass Temperaturen um  $T \approx 175 \text{ }^\circ\text{C}$  in Kombination mit langen Auslagerungszeiten ( $t = 10 \text{ h}$  bis  $20 \text{ h}$ ) zu der höchsten Werkstoffhärte im T6-Zustand führen, und dass ab  $T \approx 210 \text{ }^\circ\text{C}$  die Warmauslagerungszeit zwar enorm verkürzt werden kann, um ähnliche Festigkeiten zu realisieren, dafür auch die maximal erzielbare Werkstoffhärte geringer ausfällt. Die Ausscheidungsbildung und das Wachstum sind, neben dem Übersättigungsgrad des  $\alpha$ -Mischkristalls und der Mobilität der gelösten Legierungsatome vom Diffusionsprozess im Werkstoff abhängig [234]. Es ist grundsätzlich bekannt, dass mit steigender Temperatur die Volumendiffusion erheblich beschleunigt werden kann, und dass die während der Abschreckung eingebrachten Leerstellen die Ausscheidungsreaktion fördern. Jedoch wird bei erhöhten Auslagerungstemperaturen einerseits die Löslichkeit der Legierungselemente in der Aluminiummatrix erhöht, wodurch der Übersättigungsgrad sinkt. Andererseits werden die für die Keimnukleation und das Wachstum wichtigen Leerstellen gebunden. Daher können in deutlich kürzerer Zeit zwar hohe Festigkeiten erzielt werden, jedoch mit Einbußen in der absoluten Festigkeit im T6-Zustand.

Aufgrund der Untersuchungen ist eine Bauteilaushärtung bei  $T = 205 \text{ }^\circ\text{C}$  zielführend, um möglichst rasch das maximale Festigkeitspotenzial der Werkstoffe zu nutzen und um eine Überalterung der Werkstoffe prozesssicher zu verhindern. Im Rahmen einer Verfahrensanweisung für die Bauteilaushärtung (PFHT) wären ausschließlich die Objektsolltemperatur und die Zeit definiert. Im industriellen Umfeld kann eine hohe Auslastung der Ofenbeladungskapazität in ungünstiger Kombination mit leistungsschwachen Heizgebläsen zu langen Aufheizphasen führen. Um diese Schwankungen abzufangen und um wirtschaftlich robust ein mechanisches Eigenschaftsprofil einzustellen, ist es daher wünschenswert, die unterste Grenze der Auslagerungszeit zu definieren, ab der bereits ein Großteil der festigkeitssteigernden Phasen im Werkstoff vorliegt. Für die weitere Betrachtung wird daher eine Wärmebehandlung mit  $T = 205 \text{ }^\circ\text{C}$  für  $t = 30 \text{ min}$  empfohlen.

### 5.1.1 Sensitivitätsanalyse der Wärmebehandlungsparameter für die Bauteilaushärtung

Um ein Verständnis von der Prozessstabilität der ermittelten Wärmebehandlungsparameter zu erlangen, sind die Einflüsse der Werkstoffhistorie auf eine nachgelagerte Wärmebehandlung untersucht worden. In *Bild 27(a)* sind am Beispiel von drei Chargen des Werkstoffs  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  die charakteristi-

schen Kaltaushärteverläufe dargestellt. Die Chargen sind unter Serienbedingungen mit der Vorkonditionierung (PX) beim Halbzeughersteller hergestellt worden. Ergänzend sind in Bild 27(b) im Labor lösungsgeglühte und kaltausgehärtete Proben analysiert worden.

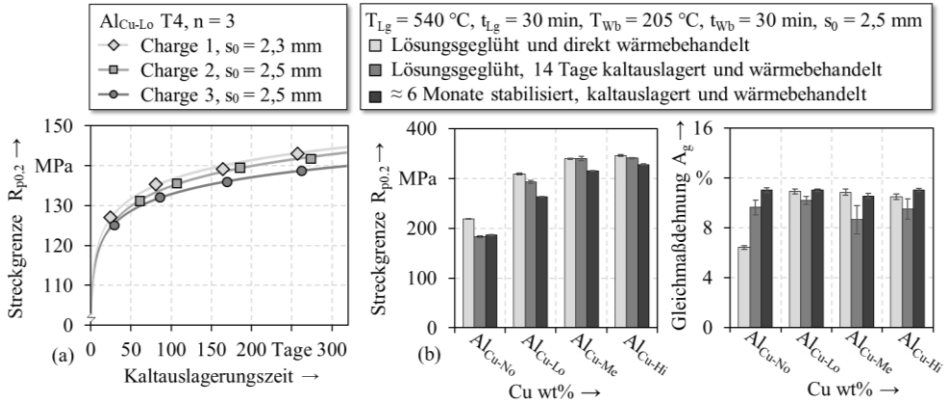


Bild 27: Festigkeitsanstieg im Verlauf der Kaltauslagerung am Beispiel der unter Serienbedingungen hergestellten Legierung Al<sub>Cu-Lo</sub> und mechanischer Kennwerte der Untersuchungswerkstoffe nach Wärmebehandlung mit variierendem Werkstoffalter

Unmittelbar nach dem Lösungsglühen finden bereits Diffusionsprozesse aus der erstarrten Aluminiummatrix statt. Generell lagern sich die kleinen und fein verteilten Cluster und Co-Cluster an den Leerstellen und Fehlstellen im Al-Gitter an. Der durch Lagerung bei Raumtemperatur bedingte Festigkeitszuwachs ist unmittelbar nach der Abschreckung sehr hoch und nimmt kontinuierlich ab. Die mechanischen Eigenschaften der unter Serienbedingungen hergestellten Werkstoffe mit Vorkonditionierung weisen daher einen asymptotischen Verlauf auf, stabilisieren sich nach etwa 2 Wochen und konvergieren gegen die in Bild 27(a) dargestellten Werte. Langzeituntersuchungen zeigen, dass selbst nach Jahren noch eine, wenn auch sehr geringe, Zunahme der Festigkeit festgestellt werden kann [64].

Die Konzentration an übersättigten Legierungsatomen im Mischkristall ist nach der Lösungsglühung am höchsten und die Leerstellen weitestgehend unbesetzt. Daher ist die Ausscheidungshärtung in einer direkt angeschlossenen Wärmebehandlung am stärksten ausgeprägt, wie in Bild 27(b) deutlich wird. Prinzipiell führen Kupferzusätze zu einer feineren Ausscheidungsmorphologie, was sich in einem höheren Anstieg der Festigkeit um etwa  $\Delta R_{p0,2} = 90$  MPa bis 120 MPa äußert. Ist der Werkstoff bereits kaltausgelagert, müssten nicht-wachstumsfähiger Cluster in einer nachgelagerten Wärmebehandlung erst aufgelöst werden, um der Ausscheidungssequenz zu folgen [235].

Weiterhin ist in Bild 27(b) ersichtlich, dass ein höherer Übersättigungsgrad der abgeschreckten Aluminiummatrix tendenziell geringen Einfluss auf den Fließbeginn nach einer Wärmebehandlung mit vorangegangener Kaltauslagerung nimmt. Während beim Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub>:  $\Delta R_{p0,2} \approx -5\%$  bzw. Al<sub>Cu-Me</sub>:  $\Delta R_{p0,2} \approx -7\%$  nach circa sechs Monaten Kaltauslagerung beträgt, ist für die Werkstoffe Al<sub>Cu-No</sub> und Al<sub>Cu-Lo</sub> ein Verlust von  $\Delta R_{p0,2} \approx -15\%$  erkennbar. Eine Sättigung der erzielbaren Festigkeiten in einer direkt nach Lösungsglühung nachgelagerten Wärmebehandlung ist bereits in Legierung Al<sub>Cu-Me</sub> mit  $R_{p0,2} = 339,2 \text{ MPa} \pm 1,4 \text{ MPa}$  zu erkennen. Die deutliche Erhöhung ( $\approx 35\%$ ) der Legierungselemente Mg, Si und Cu im Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> gegenüber dem Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub> bewirkt keine signifikant höhere Festigkeit (Al<sub>Cu-Hi</sub>:  $R_{p0,2} = 345,6 \text{ MPa} \pm 1,4 \text{ MPa}$ ). Relativ zum T4-Zustand gesehen fällt die Festigkeitszunahme durch die Ausscheidungshärtung beim Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> geringer aus. Die Gleichmaßdehnung bleibt bei den Werkstoffen Al<sub>Cu-Lo</sub>, Al<sub>Cu-Me</sub> und Al<sub>Cu-Hi</sub> mit höherem Werkstoffalter (circa sechs Monate) weitgehend unbeeinflusst gegenüber dem Zustand nach Lösungsglühung und direkter Wärmebehandlung. Zurückzuführen ist dieses Phänomen auf die Stabilisierungsglühung (PX) bei der Halbzeugherstellung für die circa sechs Monate kaltausgelagerten und wärmebehandelten Proben. Nach zwei Wochen Kaltauslagerung und Wärmebehandlung ist mit einem relativen Verlust zwischen  $\Delta A_g = 7\%$  bis  $18\%$  in der Gleichmaßdehnung zu rechnen nach gegenüber den stabilisierten, sechs Monate kaltausgelagerten und wärmebehandelten Proben. Eine Übersicht weiterer mechanischen Kennwerte in den diversen Zuständen ist in *Anhang A* beigefügt.

Die identifizierten Verfahrensparameter für die Prozessroute mit separater Wärmebehandlung wurden im Rahmen dieser Arbeit systematisch auf die Werkstoffgruppe Al-Mg-Si-Cu analysiert. Die zugrundeliegenden Untersuchungen liefern wichtige Erkenntnisse für die differenziertere Beurteilung der mechanischen Eigenschaften von wärmebehandelten Halbzeugen mit vorgelagerter Kaltauslagerung bei Raumtemperatur. Die Anwendbarkeit der Auslegungsstrategie wurde für Werkstoffe mit einer Lagerdauer von bis zu sechs Monaten bestätigt und bildet damit die Grundlage für die Werkstoffmodellierung und Bauteilauslegung im weiteren Verlauf der Arbeit.

## 5.2 Eigenschaftsorientierte Prozessfensterermittlung des T61-Zustands

Zur grundlegenden Analyse der energetisch- und taktzeiteffizienten Prozesskette mit teilausgehärtetem Material gilt es zunächst, den Anlieferzustand zu definieren. Im Serienprozess wird das Coil in einen Haubenofen

beim Lieferanten im Temperaturbereich von  $T = 130\text{ °C}$  bis  $160\text{ °C}$  für bis zu  $t = 24\text{ h}$  Stunden ausgelagert, nach dem in Bild 2 dargestelltem Herstellungsprozess. Charakteristisch für den T61-Zustand ist eine fortgeschrittene Ausscheidungsevolution gegenüber dem T4-Zustand [188]. Die daraus resultierende erhöhte Festigkeit führt zu einem eingeschränkten Umformpotenzial, das für diverse Strukturbauteile durchaus ausreichend ist [189]. Ein Verständnis über die Anhängigkeiten, um gezielt die Eigenschaften auf den jeweiligen Einsatzzweck einzustellen und somit eine Verbesserung in der Bauteilauslegung zu ermöglichen, bildet einen der Forschungsschwerpunkte dieser Arbeit. Eine Untersuchung ist ausschließlich an den Werkstoffen  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  zielführend, da das Festigkeitsniveau des Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  keine Abgrenzung zu den Al-Mg-Si-Cu-Legierungen in der konventionellen Prozessroute darstellt und die Duktilität des Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Hi}}$  für weiterführende Versuche unzureichend ist.

Um ein umfangreiches Prozessverständnis hinsichtlich der Beeinflussbarkeit der Bauteileigenschaften und Formgebungsgrenzen durch den Anlieferungszustands zu untersuchen, ist der teilausgehärtete Zustand, ausgehend vom T4-Zustand, im Labor nachgestellt worden. In Hinblick auf eine industrielle Anwendung sind in den allgemeinen Lieferspezifikation, wie beispielsweise der VDA 239-200 [81], die Vorgaben für die Festigkeit im Anlieferungszustand mit einem Toleranzbereich von  $\Delta R_{p0,2} = 40\text{ MPa}$  hinterlegt, um Schwankungen im Herstellungsprozess abzufangen. Um Qualitätseinbußen für die Weiterverarbeitungsprozesse und den Einsatz im Fahrzeugrohbau auszuschließen, ist daher eine Streckgrenzdifferenz von  $\Delta R_{p0,2} \approx 20\text{ MPa}$  zielführend, um den Sollwert sowie die Ober- und Untergrenze der Lieferspezifikation zu untersuchen. Hierfür wurde das Warmauslagerungsverhalten an der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  (vgl. Bild 28) bei Temperaturen von  $T = 130\text{ °C}$  bis  $150\text{ °C}$  im Bereich von bis zu  $t = 21\text{ h}$  analysiert, bis geeignete Wärmebehandlungsparameter für diverse T61-Zustände ermittelt worden sind.

In Bild 28 ist ein logarithmischer Anstieg der Festigkeit mit einer asymptotischen Annäherung der Streckgrenze gegen etwa  $R_{p0,2} \approx 230\text{ MPa}$  bei der Temperatur  $T = 130\text{ °C}$  zu erkennen. Bei höheren Temperaturen und kürzerer Auslagerungszeit ist der Festigkeitsanstieg größer und die Streckgrenze konvergiert für  $T = 140\text{ °C}$  gegen  $R_{p0,2} \approx 260\text{ MPa}$  und für  $T = 150\text{ °C}$  gegen  $R_{p0,2} \approx 290\text{ MPa}$ . Eine Überalterung ist in den untersuchten Auslagerungszeit- und Temperaturkombinationen nicht zu beobachten. Um die Anforderungen an den T61-Anlieferungszustand in Kausalzusammenhang mit Bauteileigenschaften im Betriebszustand zu bringen, sind fünf Zustände des Werkstoffs  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und vier Zustände des Werkstoffs  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  hergestellt

worden. Diese bilden die Basis für die weiterführende Charakterisierung und tragen die Bezeichnung T61 #1 bis T61 #4 bzw. T61 #5.

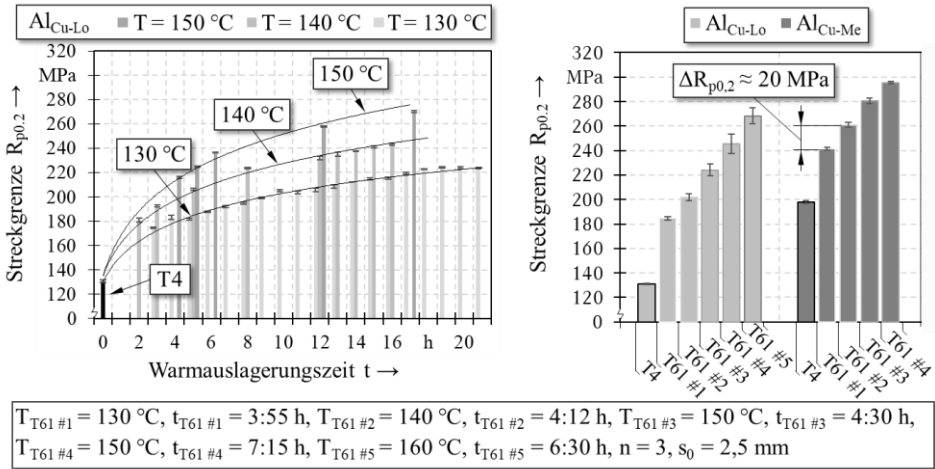


Bild 28: Analyse des Warmauslagerungsverhaltens der Legierung Al<sub>Cu-Lo</sub> zur Herstellung von eigenschaftsorientierten T61-Zuständen

### 5.3 Analyse der Phasevolution und Mikrostruktur

Der vorliegenden Forschungsarbeit liegt die Motivation zugrunde, eine geometrische Präposition der Kornstruktur in Bezug auf das Schädigungsverhalten zu bilden. Ferner wurden ergänzende Untersuchungen zur dezidierten Analyse der Sekundärphasenentwicklung, ausgehend vom lösungsgeglühten Zustand, durchgeführt. Das Eigenschaftsprofil der Werkstoffe hängt maßgeblich von der zugrundeliegenden Mikrostruktur ab. Die Phasenmorphologie bestimmen neben dessen Fließverhalten und Formgebungsgrenzen maßgeblich die Parameter der Verarbeitungsprozesse sowie dessen Verhalten bei einer Wärmebehandlung. Des Weiteren umfasst dieser Abschnitt die Detektion der korrosionssensiblen  $\theta$ -Phasen in den Untersuchungswerkstoffen. Zur Charakterisierung wurden die Methoden aus Abschnitt 4.5 herangezogen.

Im Ausgangsgefüge der untersuchten Aluminiumwerkstoffe sind die Form und Größe der Ausscheidungsstrukturen analysiert, sowie die Homogenität der mikroskopisch erkennbaren Körner über die Blechdicke bewertet worden. Durch den Herstellungsprozess der in Abschnitt 2.1.1 dargestellten Abfolge kommt es zur leichten Einformung und zeilenförmigen Ausrichtung der Primärphasen, die auch im Kaltband erhalten bleiben und für die

Werkstoffanisotropie ausschlaggebend sind [27]. In Bild 29 sind repräsentative rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von elektrolytisch polierten Querschnitten der Halbzeuge im Werkstoffzustand T4 dargestellt.

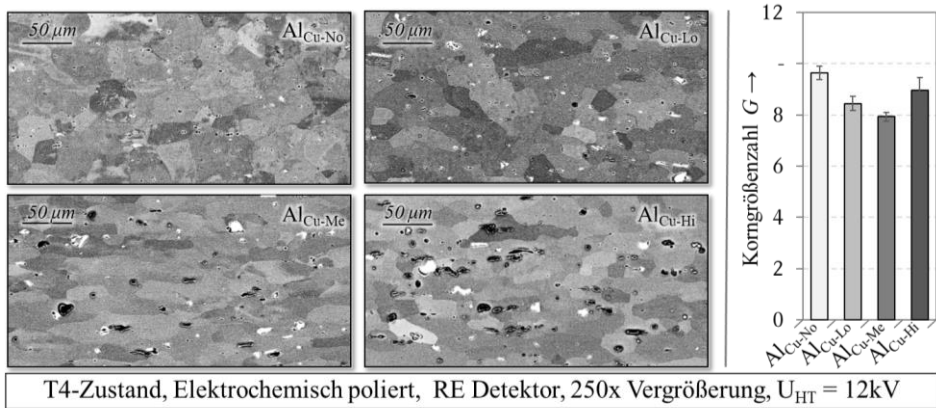


Bild 29: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Werkstoffgefüges im Zustand T4 (links) und die Korngrößenanzahl (rechts)

Die Korngröße in Bild 29 wurde in verschiedenen Vergrößerungsstufen im planimetrischen Verfahren nach [201] ermittelt und variiert zwischen  $10 \mu m$  bis  $25 \mu m$  je nach Legierungskonzept. Nach Hall [236] und Petch [237] ist die Beziehung zwischen dem Fließbeginn und der Kornfeinung beschrieben, die sowohl Festigkeit als auch Duktilität des Werkstoffes fördert [41]. Überträgt man die Erkenntnisse von Rossig [238], ergibt sich eine Festigkeitssteigerung von  $\Delta R_{p0,2} \approx 4 \text{ MPa}$  bis  $8 \text{ MPa}$  für die Korngrößendifferenzen der Legierungen, die durch die dominierende Ausscheidungshärtung einen untergeordneten Einfluss auf das erzielbare Fertigniveau hat. Auch die Mischkristallverfestigung (vgl. Bild 11) liefert einen verhältnismäßig geringen Beitrag zur Gesamtfestigkeit des vollausgehärteten T6-Zustands. Die höchste Festigkeit wird im Rahmen der Ausscheidungsmorphologie durch die Bildung der semikohärenten Ausscheidungen (vgl. Bild 3) erzielt. Daher ist es essenziell, ein Verständnis über die Art und Kinetik der diffusionsgesteuerten Sekundärphasenbildung aufzubauen, um die Wechselwirkungen zwischen dem Fertigungsprozess und den korrespondierenden Versagens- und Schädigungsmechanismen in Korrelation zu bringen. In diesem Kontext wurden die Enthalpie  $\Delta H$  in Messungen nach dem Prinzip der differentiellen Kalorimetrie (vgl. 4.5.3) vorgenommen und um das komplizierte Wechselspiel der Auflösung von Clustern bei paralleler Bildung der festigkeitssteigernden Vorphasen von  $\beta$ -,  $Q$ - oder teilweise auch  $\theta$ -Phasen genauer analysiert. Aufgrund des Cu/Mg-Verhältnisses

kann das Vorkommen der S-Phase in den Werkstoffkonzepten ausgeschlossen werden [73].

Um den Einfluss der Werkstoffhistorie bzw. der bei 6000er-Legierungen eintretenden Kaltaushärtung bei Raumtemperatur zu separieren, wurden bereits präparierte Proben für  $t = 30$  min bei  $T = 540$  °C lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und im unmittelbaren Anschluss in der dynamischen Differenzkalorimetrie untersucht (vgl. Bild 30). Parameter, Konfiguration und Aufbau sind dem Abschnitt 4.5.3 zu entnehmen. Zu Gunsten der Übersicht, sowie aufgrund der zahlreichen Messpunkte und der sehr geringen Standardabweichung, werden im Folgenden nur die Mittelwerte diskutiert.

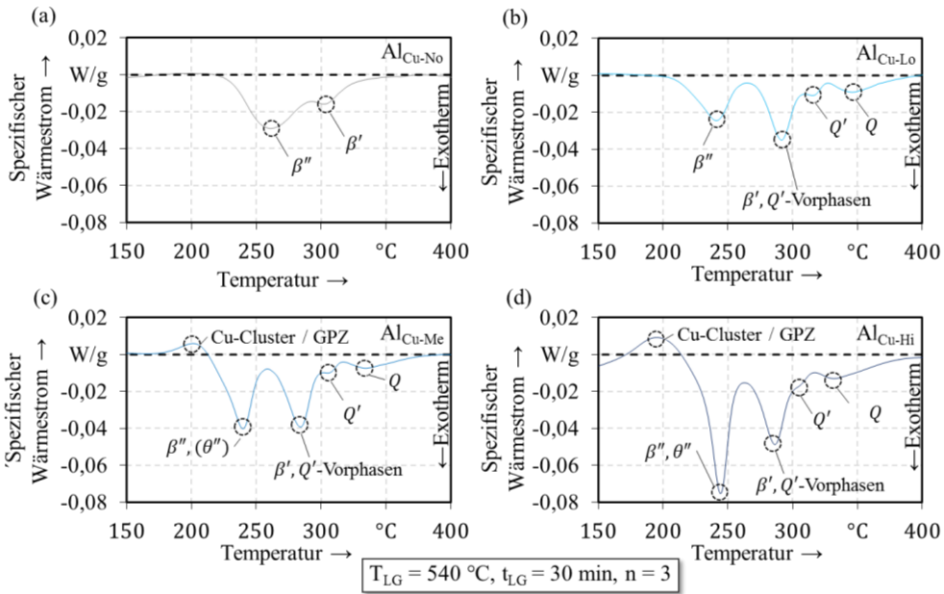


Bild 30: Dynamische Differenzkalorimetrie-Messung der Werkstoffe nach Lösungsglüfung

Die Umwandlung des Phasentyps findet bei charakteristischen Temperaturen statt und die Summe der zugeführten Energie ist als Ausschlag in der dynamischen Differenzkalorimetrie sichtbar. Abhängig davon, welche und wie viele Phasentypen parallel auftreten, ist eine Verschiebung der Wärmestrom-Maxima zu höheren oder niedrigeren Temperaturen möglich. Nach den Untersuchungen vom Dutta [239] und Edwards [48] sind die Peaks beim Werkstoff Al<sub>Cu-No</sub> in Bild 30(a) der aushärtenden  $\beta''$ - und  $\beta'$ -Phase zuzuordnen. Bei kaltausgelagerten Proben ist ein zusätzlicher endothermer Ausschlag im Bereich von  $T = 200$  °C zu erkennen, der mit der Auflösung der nichtwachstumsfähigen Co-Cluster Typ 1 in Verbindung gebracht wird [240]. Vermehrt ist die Beobachtung dokumentiert, dass reine

Si-Cluster direkt nach der Abkühlung gebildet werden, an denen sich die Mg-Atome anlagern [241]. Ein derartiger Bildungsmechanismus gilt in aktuellen Veröffentlichungen als strittig. In diesen wird vielmehr die Bildung von Co-Clustern nachgewiesen [57]. Die Formation der stabilen  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Phasen setzt außerhalb der Darstellung bei Temperaturen von  $T \approx 450^\circ\text{C}$  ein und hat wenig Relevanz für die Untersuchung.

In quartären 6000er-Legierungen in Bild 30(b),(c) und (d) ist eine Verschiebung der  $\beta$ -Vorphasen Maxima zu niedrigeren Temperaturen ersichtlich und aus dem erhöhten Anstieg des zweiten Peaks kann auf die Bildung von kupferangereicherten Ausscheidungen geschlossen werden. Ein Überlagerungspeak von  $\beta'$ - und  $Q'$ -Vorphasen ist nach *Ding et al.* [66] in diesen Werkstoffen vorzufinden, gefolgt von den Peaks der teilkohärenten  $Q'$ -Phase bei  $T \approx 330^\circ\text{C}$  und der stabilen  $Q$ -Phase bei  $T \approx 380^\circ\text{C}$  [213], die bei allen kupferangereicherten Legierungen zu erkennen sind. Anders als bei kaltausgelagerten Proben, ist im Bild 30 kein endothermer Enthalpieverlauf zu erkennen bei der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ , was sich mit den Untersuchungen von *Lloyd et al.* [242] deckt.

In lösungsgeglühten und abgeschreckten Proben der 2000er-Serie ist nach *Jena* [243] und *Charai* [244] eine endotherme Reaktion bei  $T \approx 200^\circ\text{C}$  mit einem darauffolgenden exothermen Ausschlag dokumentiert. In 2000er-Legierungen beschränkt sich die Aushärtung auf die Existenz der Vorphasen vom Typ  $\theta$  [245]. Analogien dazu sind in den Werkstoffen  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Hi}}$  zu verzeichnen. Durch die relativ geringe Heizrate von  $dT/dt = 10\text{ K/min}$  erfolgt die Nukleation bei einer Temperatur von  $T \approx 100^\circ\text{C}$  und wird bei Temperaturen im Bereich von  $T \approx 200^\circ\text{C}$  wieder aufgelöst, um der Ausscheidungssequenz zu folgen. Bei höheren Heizraten ist eine stetige Reduktion der Energieaufnahme deutlich [246].

Die Untersuchungen lassen die Annahme zu, dass bei ausreichender Verfügbarkeit von Mg- und Si-Atomen im Mischkristall eine Bildung der korrosionssensiblen  $\theta''$  weitestgehend unterdrückt werden kann (vgl.  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ ). Die lokale Ansammlung der Mg- und Si-Atome bindet das Kupfer aus der Matrix. Infolgedessen wird die Konzentration an Cu-Substitutionsatomen in der Matrix signifikant reduziert und die Keimbildungsenergie für  $\theta''$  kann nicht aufgebracht werden [54]. Eine Röntgenmikroanalyse im Rasterelektronenmikroskop (vgl. Bild 31) am überalterten T7-Zustand ( $T = 230^\circ\text{C}$  für  $t = 20\text{ h}$ ), ausgehend vom T4 Zustand, bestätigte diese Annahme für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Hi}}$ . In der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  konnte die Entstehung von  $\theta$  und deren Vorphasen nicht nachgewiesen werden.

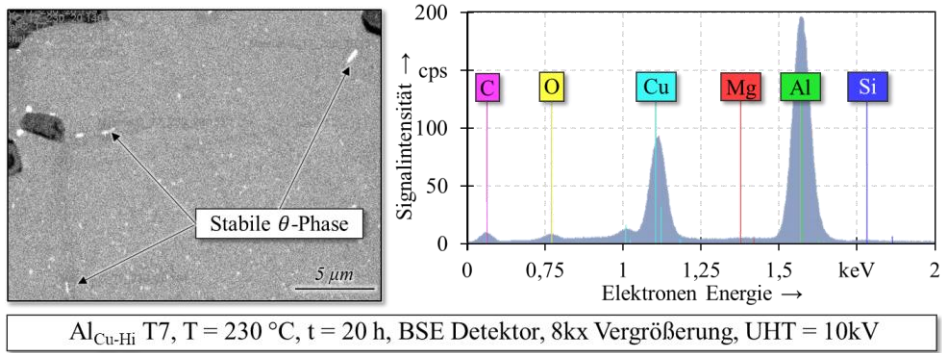


Bild 31: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme im Zustand T7 und exemplarische Röntgenmikroanalyse einer  $\theta$ -Phase im Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub>

Neben der Charakterisierung in der dynamischen Differenzkalorimetrie in Bild 32 sind Untersuchungen in der Transmissionselektronenmikroskopie erfolgt. Präpariert wurden Proben der Legierungen Al<sub>Cu-No</sub> und Al<sub>Cu-Lo</sub> jeweils im Anlieferungszustand T<sub>4</sub> sowie im vollausgehärteten T<sub>6</sub>-Zustand. Eine Visualisierung der Sekundärausscheidungen in der Transmissionselektronenmikroskopie ist ausschließlich in einem quadratischen Gitterebenenreflex möglich, da das Phasenwachstum nur entlang der Hauptebenen in den betrachteten Legierungstypen (vgl. Abschnitt 2.1.2) zu erwarten ist. Im Ausgangszustand sind keine Differenzen zwischen den Werkstoffen ersichtlich. Die korrekte Kornorientierung ist durch das Beugungsbild bestätigt. Völlig kohärente Co-Cluster und GP-Zonen in der Größenordnung von wenigen Nanometern, sind die dominierenden Phasen im Werkstoffzustand T<sub>4</sub>, die in der konventionellen Transmissionselektronenmikroskopie nur sehr schwer abzubilden sind [45]. Abhilfe könnte die Atomsondenmessung oder die hochauflösende Transmissionselektronenmikroskopie schaffen, um weitere Informationen über die frühen Entmischungsvorgänge zu gewinnen, was jedoch nicht den Schwerpunkt der vorliegenden Untersuchung bildet.

In Bild 32 sind die Unterschiede vom T<sub>4</sub>- und T<sub>6</sub>-Zustand gegenübergestellt. Im Werkstoff Al<sub>Cu-No</sub> sind, aufgrund der Legierungskonstellation, vorrangig Vorphasen der stabilen  $\beta$ -Ausscheidung im T<sub>6</sub>-Zustand präsent. Aufgrund des ausgeglichenen Mg/Si-Verhältnisses ist davon auszugehen, dass fast ausschließlich die nadelförmige Phase vom Typ  $\beta''$  bzw.  $\beta'$  in der Mikrostruktur vorzufinden ist [66]. Im Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> liegen überwiegend lattenförmige Vorphasen von  $Q'$  vor, für die eine deutlich feinere Ausscheidungsmorphologie charakteristisch ist.

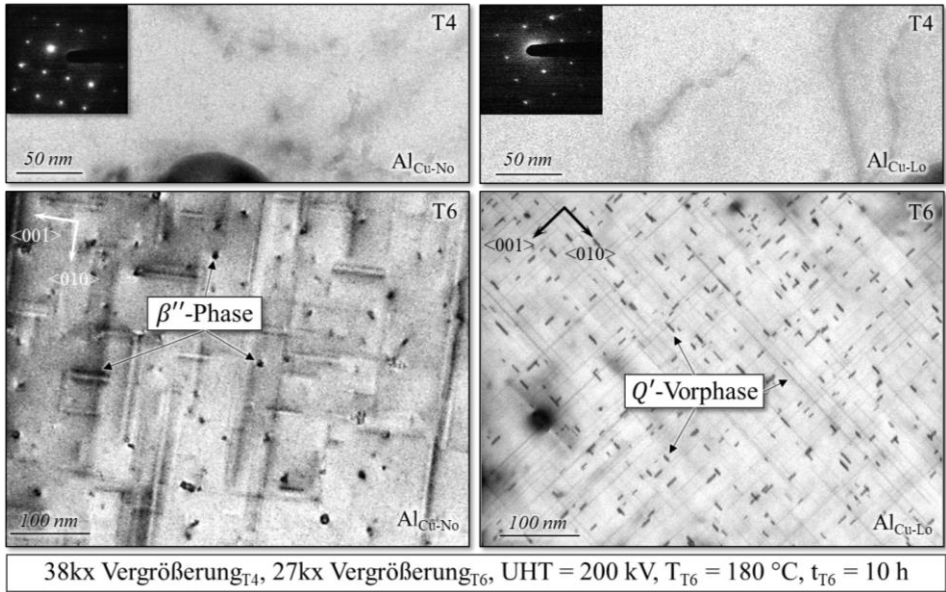


Bild 32: Sekundärphasen in Transmissionselektronenmikroskopie von der Legierung  $Al_{Cu-Ni}$  und  $Al_{Cu-Lo}$  im Anlieferungszustand T4 und im vollausgehärteten Zustand T6

Die genaue Stöchiometrie der Phasen konnte nicht ermittelt werden, jedoch wurde ein Softwarealgorithmus in Matlab implementiert (vgl. Bild 33), um die Größe, Anzahl und Morphologie der Phasen in den Aufnahmen zu quantifizieren und statistisch auszuwerten.

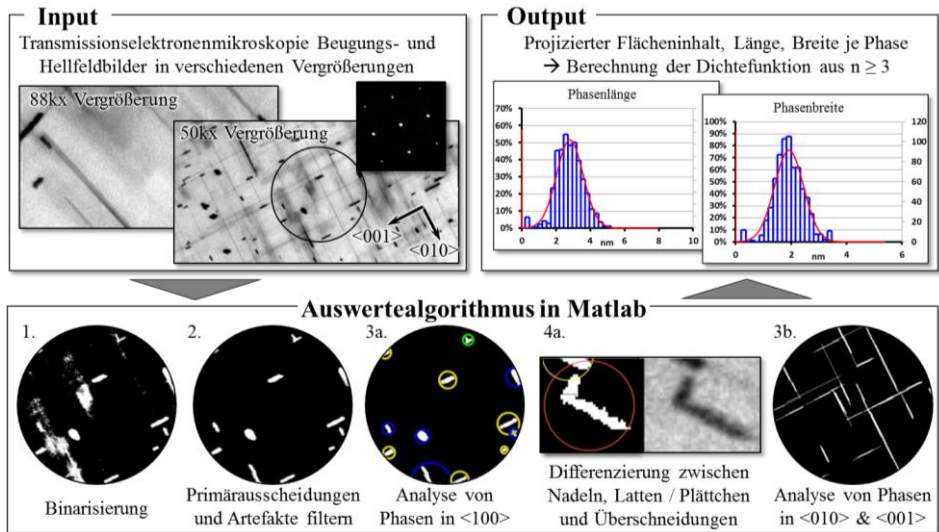


Bild 33: Vorgehensweise des Softwarealgorithmus zur Charakterisierung der Phasenabmessung in der Transmissionselektronenmikroskopie

Bei der Datenerhebung wurde, unabhängig vom Legierungstyp, zwischen nadelförmigen (im Querschnitt nahezu runden) und lattenförmigen Phasen oder Plättchen differenziert. Es ist anzunehmen, dass die Phasenbildung in den drei Hauptwachstumsrichtungen des Aluminiumkristalls identisch ist und idealisiert keine Vorzugwachstumsrichtung der Ausscheidungen besteht. Daher kann die Annahme einer Normalverteilung in der Phasendimension Höhe, Breite und Tiefe innerhalb eines Werkstoffs und Wärmebehandlungszustands getroffen werden. Durch die Schnittebene der Transmissionselektronenmikroskopaufnahmen (immer aus  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 010 \rangle$  oder  $\langle 100 \rangle$ ) kann die Phasenabmessung ganzheitlich charakterisiert werden. Zusätzlich wurde die projizierte Fläche jeder Phase pixelgenau analysiert. Zur statistischen Absicherung wurden mindestens 3 Aufnahmen in verschiedenen Vergrößerungsstufen analysiert, wodurch die geometrischen Informationen von über  $n = 1000$  Phasen je Zustand gesammelt werden konnten.

In Bild 34 sind die Ergebnisse des Auswertalgorithmus für den T6-Zustand der Werkstoffe  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  gegenübergestellt. Für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  konnten keine lattenförmigen Phasen in  $\langle 100 \rangle$  detektiert werden, da der vollausgehärtete Zustand dem Übergang der  $\beta''$ - zur  $\beta'$ -Phase zugeordnet wird und diese Phasentypen ausschließlich einen runden Querschnitt besitzen [247].

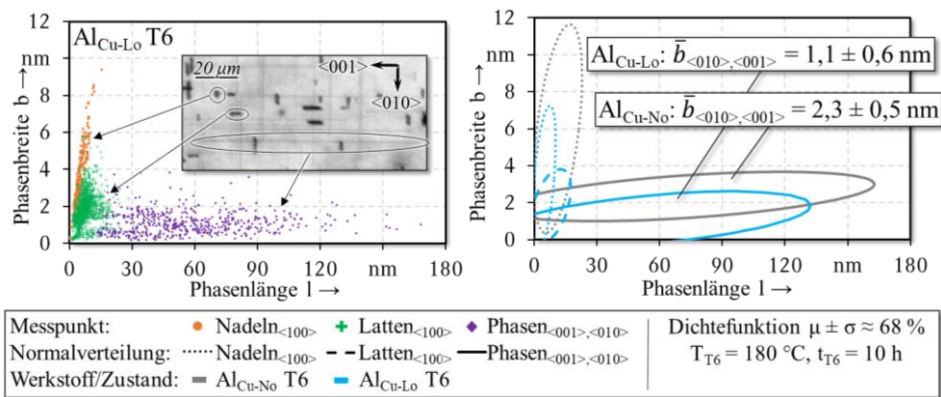


Bild 34: Messpunkte der Sekundärphasengröße am Beispiel des Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  im T6-Zustand und Vergleich der Dichtefunktion der Sekundärphasengröße der Werkstoffe  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  im T6-Zustand

Der Mittelwert der nadel- oder stäbchenförmigen Phasen in  $\langle 100 \rangle$  deckt sich mit den Ergebnissen von *van Huis et al.* [248] und *Andersen et al.* [59], in denen eine Größenordnung für  $\beta''$ - mit  $4 \times 4 \text{ nm}$  und für  $\beta'$ -Phasen mit einem Durchmesser von etwa  $10 \text{ nm}$  angegeben ist. Der Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$

hat, im Vergleich zu der trinären 6000er-Legierung, eine deutlich feinere Phasenstruktur im eingestellten T6-Zustand, was den optischen Eindruck aus Bild 32 bestätigt und sowohl in der Größe der Latten<sub><100></sub> als auch in der mittleren Phasenbreite  $\bar{b}$  deutlich wird [52].

In Hinblick auf eine industrielle Anwendung, hinsichtlich der Korrosionsanfälligkeit für den Einsatz in Fahrzeugrohbau, ist die Phasensegregation der Werkstoffe  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  bedenkenlos. Übergeordnet kann in Al-Mg-Si-Cu-Legierungen die Evolution der  $\theta''$ -Phase bis zu einem Legierungsgehalt von Cu < 0,7 Gew.-% nachweislich unterbunden werden, solange die Verfügbarkeit von diffusionsfähigen Mg- und Si-Atomen sichergestellt ist. Für die weiteren Untersuchungen ist eine Quantifizierungsmethode eingeführt worden, mit der Größe, Anzahl und Morphologie der Phasen bestimmt werden können. Die Auswertung im Zustand T6 dient für die folgenden Abschnitte als Referenzwert, um den Aushärtegrad anhand der Mikrostruktur zu bestimmen. Dabei soll eine unerwünschte Überalterung des Werkstoffes sichergestellt sein, um noch ausreichend Qualitätssicherheit für die Verarbeitungsprozesse zu gewährleisten. Vor diesem Hintergrund sollte ein relativer Aushärtegrad von 95 % im Bauteilzustand nicht überschritten werden. Ferner werden die Ergebnisse des Auswertalgorithmus genutzt, um die Veränderungen der Mikrostrukturen mit den Versagens- und Schädigungsmechanismen in Korrelation zu bringen.

## 5.4 Zusammenfassende Bewertung

Die Ergebnisse in diesem Kapitel umfassen eine systematische Untersuchung der Eingangsparameter und Randbedingungen für die in Abschnitt 4.2 vorgestellten Prozessstrategien, um hochfeste Strukturbauteile aus Al-Mg-Si-Cu-Blechlegierungen herzustellen. Dabei wurden die geeignetsten Wärmebehandlungsparameter für eine Bauteilaushärtung mit  $T_{\text{PFHT}} = 205 \text{ °C}$  für  $t_{\text{PFHT}} = 30 \text{ min}$  ermittelt und deren Sensitivität auf die mechanischen Eigenschaften analysiert. Beispielsweise haben Schwankungen in der Auslagerungstemperatur von  $T_{\text{PFHT,Soll}} \pm 5 \text{ %}$  einen Einfluss von  $R_{p0,2,Soll} \begin{matrix} +3,8\% \\ -6,2\% \end{matrix}$  auf die Streckgrenze, wobei eine Abweichung von der Auslagerungszeit von  $t_{\text{PFHT,Soll}} \pm 10 \text{ %}$  nur um  $R_{p0,2,Soll} \begin{matrix} +1,3\% \\ -1,8\% \end{matrix}$  Einfluss auf den Kennwerte nimmt. Weiterhin konnten die mechanischen Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung, von Werkstoffen mit einer vorgelagererten Kaltauslagerung von bis zu 6 Monaten identifiziert werden. Die damit assoziierte eingeschränkte Eignung der Werkstoffe für die Prozessstrategien

konnte widerlegt werden. Ferner konnten durch eine Variation der Wärmebehandlung die geeigneten Parameter in Bild 28 für fünf T61-Anlieferungszustände der Legierung Al<sub>Cu-Lo</sub> und vier T61-Anlieferungszustände der Legierung Al<sub>Cu-Me</sub>, mit einer Streckgrenzendifferenz von  $\Delta R_{p0,2} \approx 20$  MPa bestimmt werden, um diese in den nachfolgenden Kapiteln in den Kausalzusammenhang mit Bauteileigenschaften in Betriebszustand zu bringen. Im Rahmen der Mikrostrukturanalyse in der Transmissionselektronenmikroskopie konnte ein Softwarealgorithmus erfolgreich implementiert werden, um die Größe, Anzahl und Morphologie der Sekundärphasen zu quantifizieren und statistisch auszuwerten. Die Phasensegregation konnte in diesem Kontext durch die dynamische Differenzkalorimetrie bestätigt werden und ein kritischer Legierungsgehalt für die Keimbildung der korrosionssensiblen Vorphasen vom Typ  $\theta$  wurde ermittelt, welche ein Ausschlusskriterium für den Einsatz im Fahrzeugrohbau darstellt. Die festgelegten Randbedingungen und untersuchten Prozessparameter sowie die analysierten Sensitivitäten sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

Tabelle 4: Zusammenfassung der untersuchten Prozessparameter, deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und die Zielfestlegungen für die Prozessstrategien

Faktor	Untersuchungsumfang	Zielfestlegung / Einfluss
<b>Bauteilaushärtung (PFHT)</b>	$T_{PFHT} = 180$ °C bis 255 °C $t_{PFHT} = 3$ min bis 180 min	$T_{PFHT} = 205$ °C $t_{PFHT} = 30$ min
<b>Sensitivität PFHT</b>	$T_{KA}, T_{PFHT}, t_{PFHT}$	niedrig, hoch, niedrig
<b>T61-Anlieferungszustand</b>	Al <sub>Cu-Lo</sub> : $R_{p0,2} = 180$ MPa bis 260 MPa Al <sub>Cu-Me</sub> : $R_{p0,2} = 240$ MPa bis 300 MPa	$\Delta R_{p0,2} \approx 40$ MPa (Sollwert, Ober- und Untergrenze)
<b>Keimbildung <math>\theta</math>-Vorphasen</b>	Cu = 0,15 Gew.-% bis 1,3 Gew.-% bei Mg/Si $\approx 1$	Cu $\leq 0,7$ Gew.-%
<b>Aushärtegrad Mikrostruktur</b>	T4 ( $\cong 0$ %), T6 ( $\cong 100$ %)	$\leq 95$ % im Bauteilzustand

## 6 Charakterisierung des Werkstoffverhaltens für die Prozessauslegung

Für Prozessauslegung werden die einzelnen Prozessschritte autark untersucht, um die Grenzen der Fertigungsdisziplinen zu analysieren und um ein Verständnis der Wechselwirkungen wissenschaftlich aufzuarbeiten. Hierfür werden die notwendigen Eingangsgrößen für die Umformsimulation experimentell ermittelt, mit den phänomenologischen Interpolationsansätzen moduliert und unter Zuhilfenahme der numerisch gestützten Prozessauslegung, am Kreuznapf experimentell validiert. Neben diesen, für die numerische Auslegung des Prozesses substanziellen Materialkennwerten, sollen weitere wichtige Aspekte für die technologische Umsetzung untersucht werden, wie die Formgebungsgrenzen bezüglich der Materialtrennung. Durch eine gezielte Variation der Parameter in der Verarbeitung von Karosserieteilen wird darauf abgezielt, ein Prozessverständnis bezüglich der signifikanten Einflussgrößen aufzubauen. Ferner dienen die Untersuchungen auch der Ermittlung von Sensitivitäten der Legierungen hinsichtlich verschiedener Einflussfaktoren, welche später im Rahmen einer individuellen Prozessstrategie berücksichtigt werden sollten, um das Festigkeitspotential maximal ausschöpfen zu können.

### 6.1 Mechanische Werkstoffcharakterisierung und Modellierung des Fließverhaltens

Für die Herstellung von komplexen Strukturbauteilen, gilt es, die potenzielle Eignung der Werkstoffkonzepte zu prüfen. Hierzu wurden Analysemethoden zur Bewertung der Formgebungsgrenzen genutzt. Neben den Untersuchungen der mechanischen Kenngrößen aus dem Zugversuch ist die experimentelle Ermittlung der Grenzformänderungskurve eine verbreitete Charakterisierungsmethode, um die Umformbarkeit verschiedener Werkstoffe bei unterschiedlichen Beanspruchungsarten zu vergleichen. Die weitere Datenerhebung widmet sich insbesondere der Analyse der Verformungslokalisierung bis zur Materialtrennung, für die Charakterisierung des Werkstoffverhaltens über die Instabilitätsgrenze hinaus. Ferner dienen Untersuchungen der Mikrostruktur dem Prozessverständnis, um die mikrostrukturellen Wirkmechanismen in kausalen Zusammenhang mit der Schädigungstoleranz zu bringen. Abschließend wird das Werkstoffverhalten über geeignete Approximations- und Extrapolationsmodelle abgebildet

und anhand von Tiefziehversuchen validiert, um eine Grundlagen für die numerisch basierte Prozessauslegung zu bilden.

### 6.1.1 Analyse der Instabilitätsgrenze

Die technische Relevanz für die Umformung von Karosserieteilen mit ausscheidungshärtbaren Legierungen beschränkt sich weitestgehend auf den metastabilen T<sub>4</sub>-Zustand. Da eingangs die starke Abhängigkeit der Kaltauslagerung (KA) und die Notwendigkeit des Stabilisierungsglühens (PX) beim Halbzeughersteller diskutiert wurde (vgl. 5.1), ist die Gleichmaßdehnung als Funktion über die Kaltauslagerungszeit aufgetragen. Die technische Nutzungsdauer für Anwendungen in der Großserie ist auf 6 Monate limitiert [81].

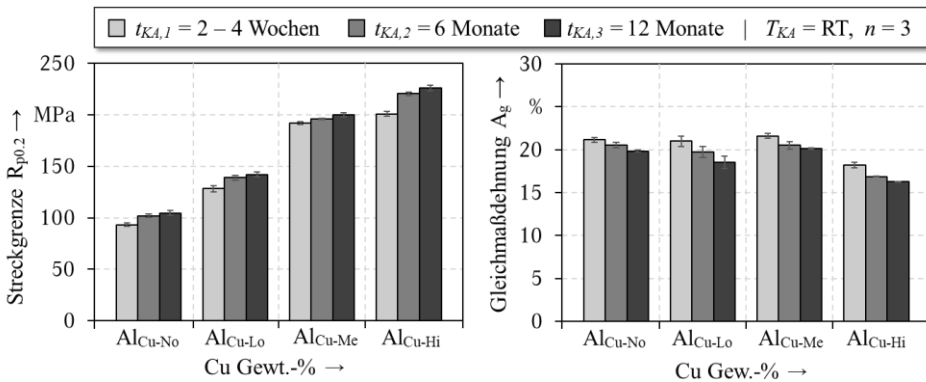


Bild 35: Einfluss des Werkstoffalters auf die Gleichmaßdehnung und den Fließbeginn

Die experimentellen Kennwerte aus Bild 35 verdeutlichen, dass durch die Kaltauslagerung bei Raumtemperatur und die daraus resultierende Formation von Cluster und GP-Zonen nicht nur zunehmend die Versetzungsbeziehung gehindert (vgl.  $R_{p0,2}$ ), sondern auch mit einem Einschnitt in der Formgebungsgrenze zu rechnen ist (vgl.  $A_g$ ). Tendenziell reduziert sich die Gleichmaßdehnung nach zwölf Monaten um etwa 2 %; ausgenommen davon ist der Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub>, der von 21,2 % auf 20,1 % sinkt. Die Werkstoffe Al<sub>Cu-Lo</sub> und Al<sub>Cu-Me</sub> befinden sich zu Beginn auf dem Niveau des Referenzwerkstoffes. Ein verfrühter Einschnürungsbeginn ist für den Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> mit 18,2 % zu erkennen, der sich mit fortschreitender Kaltauslagerung auf 16,3 % weiter reduziert. Eine Korrelation zwischen dem Kupfergehalt und der Gleichmaßdehnung oder dem Dehnungsverlust ist nicht feststellbar. Es ist anzunehmen, dass bei der Legierung Al<sub>Cu-Me</sub> eine erhöhte Temperatur oder Zeit bei der Stabilisierungsglühung (PX) gewählt worden

ist, was sich in einem verhältnismäßig hohen Fließbeginn und stabileren mechanischen Kennwerten über die Kaltauslagerungsdauer äußert [249].

Aus umformtechnischer Sicht sollte die Gleichmaßdehnung möglichst hoch sein. Die Untersuchungen aus Bild 35 deuten darauf hin, dass zwischen den Werkstoffen  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  kein signifikanter Unterschied in den Formgebungsgrenzen zu erwarten ist. Für eine Beurteilung der Umformbarkeit sind allerdings weiterführende Experimente erforderlich. Insbesondere sind Versuche zu weiteren Spannungs- und Formänderungszuständen hilfreich für eine ganzheitliche Bewertung.

In der Blechumformung hat sich die Grenzformänderungskurve für die Versagensbewertung etabliert, um den Beginn der lokalen Instabilität in Abhängigkeit unterschiedlicher Formänderungszustände zu detektieren (vgl. 2.3.1) [250]. Mit Hilfe des in Abschnitt 4.4.3 beschriebenen Versuchsaufbaus ist die Grenzformänderungskurve für die vier Werkstoffkonzepte aufgenommen worden (vgl. Bild 36).

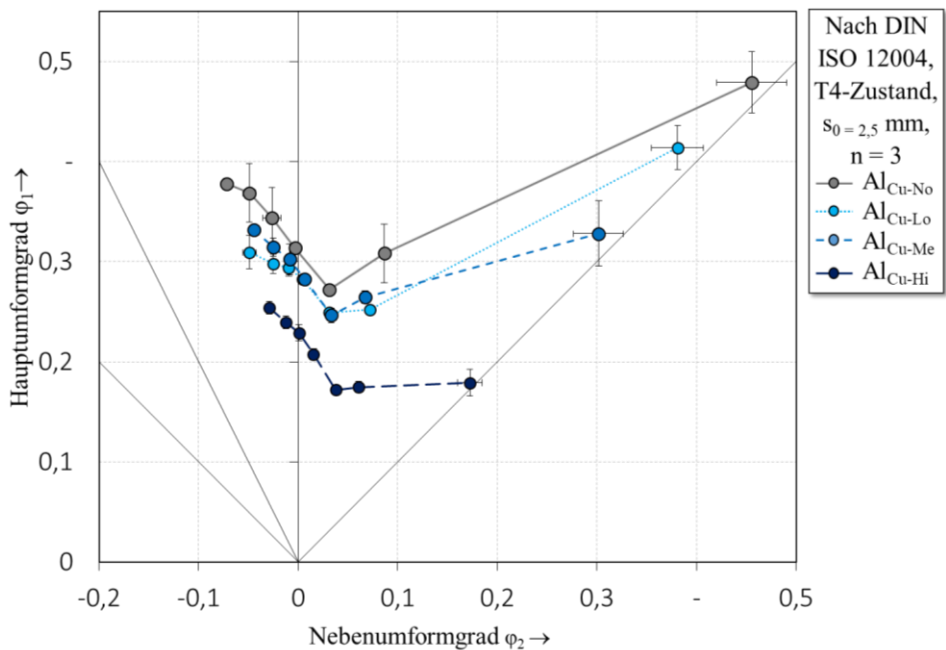


Bild 36: Einfluss des Legierungskonzeptes auf die Grenzformänderungskurve

Über den aufgetragenen empirischen Zusammenhang zwischen dem maximalen Grenzformänderungsvermögen ohne Einschnürung bei der Umformung von Blechen ist eine dezidiertere Differenzierung der Werkstoffe und

eine Tendenz mit dem steigendem Legierungsgehalt ersichtlich [110]. Anzumerken ist, dass die Grenzformänderungskurven nicht bei identischem Werkstoffalter aufgenommen worden, jedoch bei Versuchsdurchführung nicht älter als 6 Monate waren. Den Einfluss des Alters nach Glühdatum auf die Lage und Form der Grenzformänderungskurve bei Werkstoffen der 6000er-Gruppe, die zwischen 2 und 6 Monaten kaltausgelagert wurden, haben *Prillhofer et al.* [251] analysiert; der Einfluss liegt innerhalb der Streuung für die dargestellten Werkstoffe in Bild 36. Die Kurven zeigen einen typischen Verlauf für Legierungen dieses Werkstofftyps. Ausgehend von einem Minium in der ebenen Dehnung steigen die Kurven monoton nach links und rechts an und sind leicht in den ersten Quadranten verschoben, aufgrund der biaxialen Vordehnung [138] im Experiment (vgl. Bild 18 und Abschnitt 2.3.1). Abhängig vom vorliegenden Spannungszustand ist der Einfluss des erhöhten Legierungsgehaltes stärker oder schwächer ausgeprägt. Im biaxialen Ast ist die Reduzierung der Instabilitätsgrenze am höchsten und korreliert mit dem Cu-Gehalt. Der Bereich der ebenen Dehnungen stellt in der Regel den kritischsten Bereich der Formänderung dar, in welchem bei linearem Lastpfad kein Nebenumformgrad auftritt. Unter Berücksichtigung der Streuung spiegelt der Spannungszustand, der typischerweise beim Tiefziehen vorherrscht, im Wesentlichen die Erkenntnisse aus der Gegenüberstellung der Gleichmaßdehnungen wider. Während die Werkstoffe  $Al_{Cu-No}$ ,  $Al_{Cu-Lo}$  und  $Al_{Cu-Me}$  sich auf einem ähnlichen Niveau befinden, ist eine deutliche Abstufung des linken Astes der Grenzformänderungskurve bei Werkstoff  $Al_{Cu-Hi}$  zu verzeichnen. Auffällig ist, dass die Standardabweichung konträr zur Werkstofffestigkeit zunimmt, was auf die Schwierigkeit der Bestimmung des exakten Zeitpunktes zwischen diffuser und lokalisierter Einschnürung zurückzuführen ist [252]. Eine Übersicht der Kennwerte ist in Tabelle 5 zusammengefasst.

Tabelle 5: Zusammenfassung der Analyse der Umformgrenzen im T4-Zustand

		$Al_{Cu-No}$	$Al_{Cu-Lo}$	$Al_{Cu-Me}$	$Al_{Cu-Hi}$
<b>Versagensgrenze (Instabilität)</b>	$A_g$	20,5 %	19,7 %	20,5 %	16,8 %
	$\varphi_{1,min}$	0,27	0,25	0,22	0,17
	Signifikanter Einfluss mit steigendem Legierungsgehalt				

Die Bestimmung der Grenzformänderungskurve liefert, mit veränderten Reibungs- und Schmierbedingungen gegenüber der Praxis und weiteren in Abschnitt 2.3.1 aufgegriffene Faktoren, einen Anhaltspunkt, um die Formgebungsgrenzen der Werkstoffe zu vergleichen [253]. Anhand der identifizierten Grenzformänderungskurven sind bei höheren Legierungsgehalten

eingeschränkte Formgebungseigenschaften zu erwarten, was ein reduziertes Einsatzspektrum im Fahrzeugrohbau zur Konsequenz hat. Die Ursache hierfür lässt sich mit der Überlagerung von mehreren Effekten begründen: Einerseits resultiert aus einer stärker übersättigten Legierung eine erhöhte Mischkristall- und Partikelhärtung im T<sub>4</sub>-Zustand (vgl. Bild 35). Dies führt zum Duktilitätsabfall, wodurch die lokale Verzerrung der Körner limitiert ist. Andererseits ist der Grad der Imperfektionen niedriger, je weniger Legierungselemente dem Werkstoff beigesetzt sind. Der Si- und Mg-Überschuss trägt zur Bildung der Primärphase vom Typ Mg<sub>2</sub>Si bei, vorzugsweise an den Korngrenzen (vgl. Bild 29). Diese kantigen Mg<sub>2</sub>Si-Phasen stellen Keimstellen für Poren- und Rissbildung dar und induzieren ein inhomogenes Verformungsverhalten [254].

Zum anderen sinkt die Gleichmaßdehnung, da eine verhältnismäßig große und grobe Verteilung dieser Phasen zu einer stärkeren Lokalisation während der Versetzungsbewegung führt. Bei geringen Verformungsgeraden wird die jeweils betätigte Gleitebene geschwächt und aufgrund des geringeren Widerstandes bewegen sich weitere Versetzungen bevorzugt in der gleichen Ebene [255]. Ein Beispiel für die bevorzugte Belegung von Primärausscheidungen an den Korngrenzen der Untersuchungswerkstoffe ist dem *Anhang C* beigefügt. Diese These wurde durch einer optische Auswertung der rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen in Bild 37 an  $n > 300$  Phasen in diversen Vergrößerungsstufen gestützt. Elemente niedrigerer Ordnungszahl erscheinen als dunkler Rückstreuelektronenkontrast und sind als stabile Mg<sub>2</sub>Si-Phase identifiziert worden. Bei hoher Rückstreuintensität kann von einer Fe-haltigen oder vereinzelt auch von einer Cu- oder Ti-haltigen Phase ausgegangen werden. Auffällig ist die Zunahme der Mg<sub>2</sub>Si-Phasen von der Legierung Al<sub>Cu-No</sub> bis zur Legierung Al<sub>Cu-Hi</sub>.

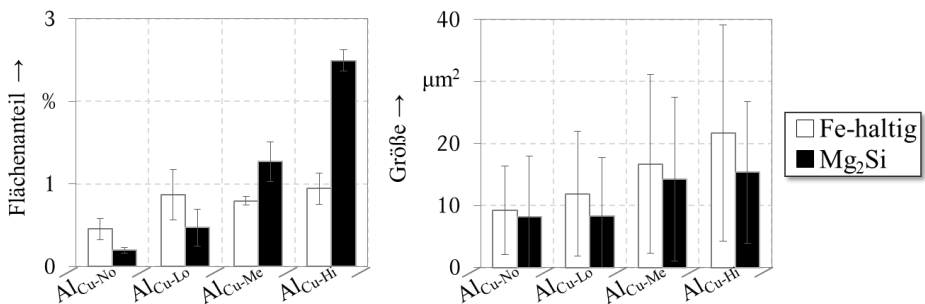


Bild 37: Optische Auswertung des Flächenanteils (links) und Größe (rechts) der Primärausscheidungen in den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen im Zustand T<sub>4</sub>

Technische Randbedingungen limitierten die Abschreckrate im Herstellprozess beim Halbzeuglieferant. Mit steigendem Übersättigungsgrad nimmt die Abschreckempfindlichkeit zu [256]. Zunehmende Entmischung führt zu einer erhöhten Konzentration an stabilen  $Mg_2Si$ -Phasen, die teilweise im Zweiphasengebiet bereits vorliegen. Eine Zusammenfassung der optischen Charakterisierung ist in Bild 37 dargestellt.

Tabelle 6: Zusammenfassung der Primärphasen-Charakterisierung

		Al <sub>Cu</sub> -No	Al <sub>Cu</sub> -Lo	Al <sub>Cu</sub> -Me	Al <sub>Cu</sub> -Hi
<b>Fe-haltige Primärphasen</b>	Flächenanteil in %	0,45 ± 0,15	0,87 ± 0,36	0,79 ± 0,06	0,94 ± 0,22
	Größe in $\mu m^2$	9,2 ± 7,2	11,9 ± 10,0	16,7 ± 14,4	21,7 ± 17,5
	Erhöhter Volumenanteil und stetige Vergrößerung				
<b>Stabile <math>Mg_2Si</math>-Phasen</b>	Flächenanteil in %	0,19 ± 0,04	0,47 ± 0,26	1,27 ± 0,29	2,49 ± 0,15
	Größe in $\mu m^2$	8,2 ± 9,8	8,3 ± 9,5	14,3 ± 13,2	15,3 ± 11,4
	Stetig steigender Volumenanteil und teilweise Vergrößerung				

Ergänzend zur ganzheitlichen Charakterisierung der Untersuchungswerkstoffe im T<sub>4</sub>-Zustand sind die teilausgelagerten T<sub>61</sub>-Zustände des Werkstoffs Al<sub>Cu-Lo</sub> hinsichtlich der Formänderungsgrenzen näher analysiert worden. Die Grenzformänderungskurven in Bild 38 zeigen eine leichte Abstufung mit steigender Festigkeit, welche teilweise innerhalb der Streuungen der Messergebnisse liegt.

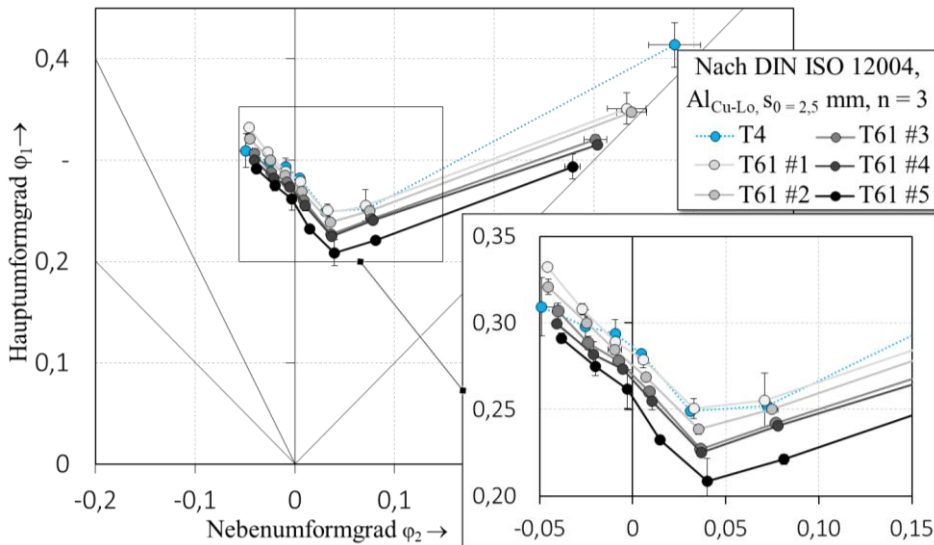


Bild 38: Einfluss des Aushärtgrades auf die Grenzformänderungskurve des Werkstoffs Al<sub>Cu-Lo</sub> in T<sub>4</sub>- und T<sub>61</sub>-Zustand #1-5

Unabhängig vom Spannungszustand geht ein reduziertes Grenzformänderungsvermögen mit steigendem Aushärtegrad des T61-Zustands einher. Im Mittel ist eine Absenkung um  $\Delta\varphi_1 = 0,04$  im der Hauptformänderung vom Zustand T61 #1 zum T61 #5 dokumentiert. Die Festigkeitssteigerung zwischen  $\Delta R_{p0,2|T_4 \rightarrow T61 \#1-5} = 41\%$  bis  $105\%$  im Anlieferungszustand des Al<sub>Cu-Lo</sub> hat mit einer Abnahme in der Instabilitätsgrenze zwischen  $\Delta\varphi_{FLC|T_4 \rightarrow T61 \#1-5} = 2\%$  bis  $17\%$  einen deutlich geringeren Einfluss auf die Verformungsgrenzen für den Umformprozess.

Trotz der erheblichen Unterschiede im Fließbeginn ( $R_{p0,2, T_4} = 130,8$  MPa,  $R_{p0,2, T61\#1} = 184,7$  MPa) zeigt der T61 #1 gegenüber dem T4-Zustand nur eine geringe Differenz, was mit den herstellungsbedingten Schwankungen der unterschiedlichen Chargen begründet werden kann. Die Auswirkung der Teilaushärtung auf die ebene Formänderung und die Gleichmaßdehnung der verschiedenen T61-Zustände sind in Tabelle 7 gegenübergestellt.

Tabelle 7: Zusammenfassung der Analyse der Umformgrenzen im T61-Zustand

		Al <sub>Cu-Lo</sub> , T61 #1	Al <sub>Cu-Lo</sub> , T61 #2	Al <sub>Cu-Lo</sub> , T61 #3	Al <sub>Cu-Lo</sub> , T61 #4	Al <sub>Cu-Lo</sub> , T61 #5
<b>Versagensgrenze (Instabilität)</b>	$A_g$	19,2 %	18,1 %	16,8 %	16,2 %	14,8 %
	$\varphi_{1,min}$	0,25	0,24	0,23	0,23	0,21
	Starke Abhängigkeit vom Wärmebehandlungszustand					

Die direkte Abhängigkeit vom Auslagerungszustand kann auf die Bildung der Sekundärphasen und die daraus resultierenden ausscheidungsfreien Säume an den Korngrenzen zurückgeführt werden, in deren Folge die Verformungsfähigkeit unerwünscht reduziert wird. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von warmausgelagerten Proben in Bild 38 deuten auf eine höhere Belegung von sekundärausgeschiedenen Phasen an den Korngrenzen hin, was nicht quantifiziert werden konnte. Grundsätzlich ist die Diffusionsgeschwindigkeit entlang der Korngrenzen um Größenordnungen schneller als die Volumendiffusion [27]. Die dort entstehenden, relativ großen Ausscheidungen eilen den homogen im Korn verteilten Partikeln voraus.

Die Dichte der Korngrenzenbelegung steigt mit dem Legierungsgehalt und Auslagerungszustand. Die Größe der ausscheidungsfreien Zone ist stark von der Abschreckgeschwindigkeit und dem Auslagerungszustand abhängig [257]. Für den Wärmebehandlungszustand in Bild 39 konnte eine ausscheidungsfreie Zone von etwa 100 nm detektiert werden.

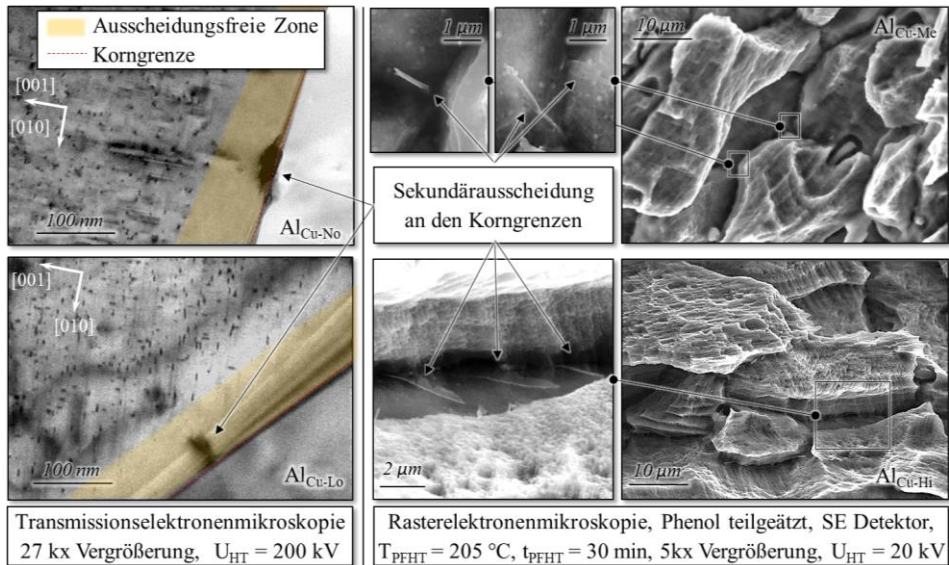


Bild 39: Ausscheidungsfreie Zone (links) und Sekundärphasen (rechts) an den Korngrenzen im warmausgelagerten Zustand

Mit zunehmender Auslagerungsdauer steigt ebenfalls die Härte­differenz zwischen Matrix und der an Legierungselementen verarmten ausscheidungs­freien Zone, sodass sich die mehrachsigen Spannungsspitzen stärker an diesen Zonen konzentrieren. Im kaltausgelagerten T<sub>4</sub>-Zustand sind die Korngrenzen weitestgehend mit sehr kleinen und homogen verteilten Ausscheidungen besetzt durch den geringen Fortschritt in der Ausscheidungs­folge. Diese Ausscheidungen nehmen bereits Einfluss auf die reduzierte Formänderung, welche jedoch noch als moderat zu bewerten ist. Mit fort­schreitender Auslagerung ist das Phasenwachstum an den Korngrenzen einer der dominierenden Effekte für den Duktilitätsverlust [188].

Im Hinblick auf den Forschungsschwerpunkt der vorliegenden Arbeit besteht das Bestreben, eine Verfahrensgrenze bezüglich der Instabilität zu definieren, um das Potenzial des Werkstoffs für die Eignung als Strukturbauteil frühzeitig zu bewerten. Die Herstellbarkeitsbewertung von Bauteilen erfolgt dabei individuell mit dem Zielwerkstoff und sollte im Handlungsspielraum des Methodenplans umsetzbar sein, da Eingriffe in das Bauteildesign unzulässig sind. Eine pauschalisierte Grenze für die Mindestanforderung aus Sicht der Umformtechnik bei Werkstoffneuentwicklungen kann daher nicht direkt auf das Flachmaterial herunterskaliert werden, sondern reduziert lediglich das Einsatzspektrum des Werkstoffes durch die

Einschränkungen in den Formgebungsgrenzen und müsste mit einer alternativen Legierung substituiert werden. Durch eine Auswertung von zwölf crashrelevanten Strukturbauteilen aus Aluminium eines Serienfahrzeugs konnte eine akkumulierte plastische Vergleichsdehnung zwischen  $\bar{\varepsilon}_p = 0\%$  bis  $15\%$  und in  $99,4\% \pm 0,8\%$  des Bauteilvolumens ermittelt werden.

Um eine Grenze für die Untersuchungswerkstoffe abzuleiten, werden diese Erkenntnisse mit den Qualitätsmerkmalen der Prüfanweisungen von Umformerzeugnissen vereint und auf die Halbzeuge übertragen. Nach internen Spezifikationsvorgaben [83] sind  $18\%$  für die konstruktive und  $20\%$  für die reale Materialausdünnung zulässig (vgl. 2.2). Übertragen auf den Umformgrad im ebenen Spannungszustand, der in der Regel das Minimum der Grenzformänderungskurve darstellt, und unter Annahme der Volumenkonstanz, können somit die im Bild 40 kritischen Grenzbereiche für eine generalisierte Verfahrensgrenze hinsichtlich Instabilität definiert werden. In den nachfolgenden Abschnitten gilt es, diese Grenzwerte an und Prinzip- und Seriengeometrien zu validieren.

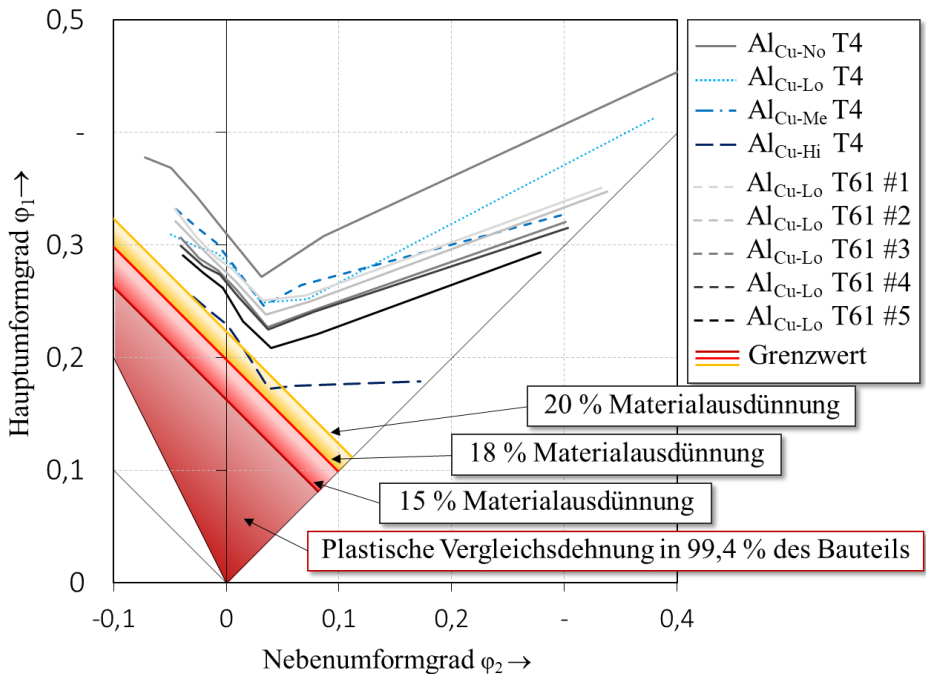


Bild 40: Grenzbereiche für unzureichende Formgebungsgrenzen von Aluminiumbauteilen

### 6.1.2 Analyse der Versagensgrenze (Bruch)

Untersuchungen zur Ermittlung der Bruchformänderung wurden durchgeführt, um das Fließverhalten bis zur Materialtrennung und damit übertragbare Erkenntnisse über die Schädigungstoleranz der Werkstoffe in Crashlastfällen zu gewinnen. Angelehnt an das von *Martins et al.* [149] eingeführte Modell der Bruchkurve (vgl. 2.3.2), das auf der kritischen Dickenreduktion bei Bruch basiert, werden für den Bruchmode 1 (Zug) Stützstellen für die Werkstoffbruchkurve erzeugt. *Martins* beobachtete für den zugbelasteten Hauptdehnungsraum eine konstante Dehnung in Dickenrichtung  $\varepsilon_{3Bruch}$ , die unabhängig vom Lastpfad aus der Dickenreduktion bei Versagen resultiert und nach Gl. 6 - 1 beschrieben werden kann:

$$\varepsilon_{3Bruch} = \ln \left( 1 - \frac{s_0 - s_{Bruch}}{s_0} \right) \quad (\text{Gl. 6 - 1})$$

Hierbei bezieht sich  $s_0$  auf die Ausgangsblechdicke und  $s_{bruch}$  auf die eingeschnürte Bruchdicke nach Versagen. Über die Volumenkonstanz ergibt sich somit folgender Zusammenhang für die Haupt- und Nebenformdehnung in der Blechebene.

$$\varepsilon_{1Bruch} + \varepsilon_{2Bruch} + \varepsilon_{3Bruch} = 0 \quad (\text{Gl. 6 - 2})$$

Nach *Atkins* [145] folgt die Bruchkurve in der Theorie im Hauptdehnungsraum einer Geraden mit der Steigung von -1, die sich ebenfalls mit Ansätzen aus der Schädigungsmechanik erklären lässt [149]. Prinzipiell existieren eine Vielzahl an Versuchen zur Bestimmung der Bruchformänderung unter Zugbelastung, die aus Anwendersicht bevorzugt an dem gleichen maschinellen Aufbau durchzuführen ist, da der Umformhistorie ein untergeordneter Einfluss zugeordnet wird [258]. Die größte Herausforderung bei der Bestimmung der exakten Bruchdehnung in Dickenrichtung ergibt sich aus den Inhomogenitäten in der Beanspruchung über den Probenquerschnitt sowie Diskontinuität im Bruchbild und ist daher oftmals mit hohen Streuungen und Abweichungen von der idealisiert betrachteten Steigung und Linearität der Bruchkurve verbunden [259].

Zur Ermittlung der Bruchkurve werden Wertepaare aus Haupt- und Nebenformänderung benötigt. In der vorliegenden Arbeit wurden die Proben aus den Nakajima-Versuchen herangezogen, um die Bruchformänderung vom uniaxialen Zug bis zum equibiaxialen Belastungszustand zu bestimmen. Die Wertepaare aus der digitalen Bildkorrelation zu Bruchformänderung bieten keine hinreichend genaue Stützstelle für die Bruchkurve und

ähneln eher der Form einer Grenzformänderungskurve [260]. Die Limitierungen in der Aufnahme­frequenz sowie die Einschränkungen in der Auflösung und der örtlichen Verformungsmessung auf der lackierten Werkstoffoberfläche fördern eine Unterschätzung der Dehnung im Probenzentrum. Eine hohe lokale Dehnung könnte zu einer frühzeitigen Deklaration der Materialtrennung oder sogar zu einem Verlust des Grauwertmusters unmittelbar vor Bruch in der digitalen Bildkorrelation führen [151].

Mit der von Gorji [261] vorgestellten „*Thinning Method*“ kann über die Bestimmung der Dehnung in Dickenrichtung  $\varepsilon_{3Bruch}$  auf die Bruchdehnung in der Hauptformänderungsrichtung geschlossen  $\varepsilon_{1Bruch}$  werden. Mit der Annahme eines punktsymmetrischen Fließortes, wie er beispielsweise im Modell nach Hill<sub>48</sub> [224] vorzufinden ist, kann, unabhängig von der Lastpfad­historie, nach Überschreiten der Instabilitätsgrenze (Grenzformänderungskurve) die Hauptformänderung  $\varepsilon_1$  mit der Dickenänderung  $\varepsilon_3$  bis zum Bruch gleichgesetzt werden [149]. Die Längenänderung orthogonal zur lokalisierten eingeschnürten Zone basiert ausschließlich auf der Reduktion der Blechdicke und verläuft idealisiert gesehen im ebenen Dehnungszustand nach der diffusen Einschnürung [262].

$$\Delta\varepsilon_{2lokal} = \varepsilon_{2FLC} - \varepsilon_{2Bruch} = 0 \quad (\text{Gl. 6 - 3})$$

Infolge dieser These ändert sich der Lastpfad im Verlauf des Nakajima-Versuchs zum Zeitpunkt der Membraninstabilität bei Auswertung der Formänderungen bis zur Materialtrennung. Die schematische Dehnungshistorie für die Proben zu Ermittlung der Grenzformänderungskurve ist in Bild 41 zusammengefasst. Die Approximation basiert weitestgehend auf den real ermittelten Messwerten des Werkstoff Al<sub>Cu-L0</sub> und ist dem *Anhang F* beige­fügt.

Bei dem Mikro-Auswertungsverfahren („*Thinning Method*“) wird der eingeschnürte Bereich der bereits geprüften Nakajima-Proben ausgesägt, in einen Makroschliff eingebettet und am Lichtmikroskop vermessen. Über die Differenz der Probendicke aus dem lokal reduzierten Bereich und der diffus eingeschnürten Zone, die der Blechdicke zum Zeitpunkt der Membraninstabilität entspricht, kann die Dehnung von der Grenzformänderungskurve bis zur Bruchkurve berechnet werden (vgl. Bild 41).

$$\Delta\varepsilon_{3lokal} = \ln \frac{s_{FLC}}{s_{Bruch}} \quad (\text{Gl. 6 - 4})$$

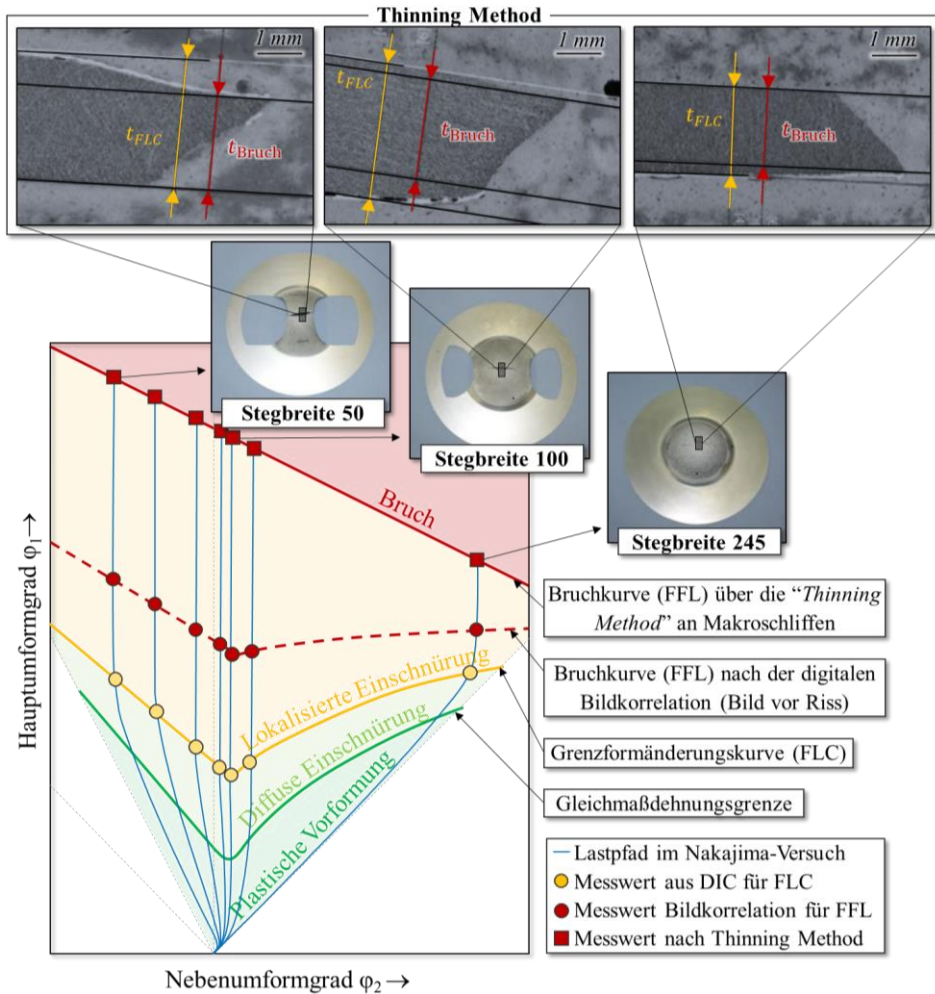


Bild 41: Schematische Darstellung der Grenzformänderungskurve und Bruchkurve aus der digitalen Bildkorrelation sowie Bruchkurve nach der „Thinning Method“

Unter Berücksichtigung der Messwerte aus der optischen Verformungsanalyse für die Grenzformänderungskurve und durch die Verkopplung mit Gl. 6 - 2 und 6 - 3 ergibt sich der Zusammenhang nach Gl. 6 - 5 für die Bruchformänderung in Hauptdehnungsrichtung.

$$\varepsilon_{1_{Bruch}} = \varepsilon_{1_{FLC}} + \Delta\varepsilon_{1_{lokal}} = \varepsilon_{1_{FLC}} + \ln \frac{t_{FLC}}{t_{Bruch}} \quad (\text{Gl. 6 - 5})$$

Da die Nebenformänderung nach Gl. 6 - 3 keine Änderung nach Lokalisierung erfährt, kann  $\varepsilon_{1_{Bruch}}$  mit  $\varepsilon_{2_{FLC}}$  als Wertpaar für die Beschreibung der Bruchkurven im Grenzformänderungsdiagramm verwendet werden.

In Bild 42 sind die Bruchkurven der Untersuchungswerkstoffe im Grenzformänderungsdiagramm aufgetragen, um die Versagensgrenze hinsichtlich der Verwendung im Fahrzeugrohbau zu bewerten und ferner eine übergeordnete Charakterisierungsmethodik zu entwickeln. Auffallend ist die starke Korrelation mit dem Legierungsgehalt. Erwartungsgemäß liegt der duktile Referenzwerkstoff Al<sub>Cu-No</sub> über den kupferbehafteten Werkstoffen und weist hohe Streuungen und Abweichungen von der Geraden auf. Dies ist auf die eingangs erwähnten Diskontinuitäten im Versagensbild zurückzuführen, da nur eine punktuelle Betrachtung im Schliiff erfolgt [263].

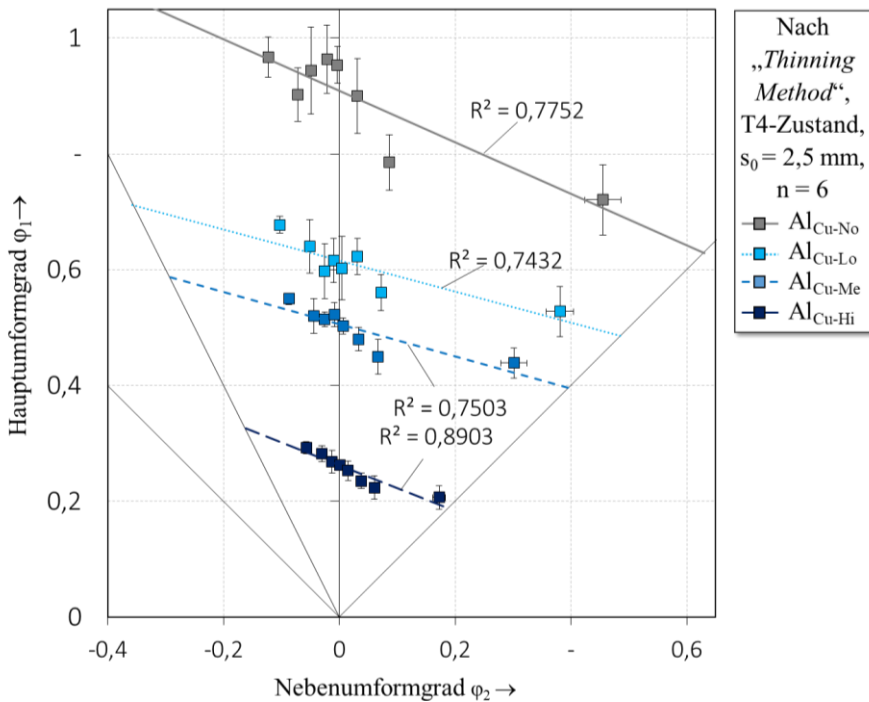


Bild 42: Werkstoffbruchkurven der Untersuchungswerkstoffe nach der „Thinning Method“ im T4-Zustand

Weiterhin kann für keinen der Werkstoffe die idealisiert angenommene Steigung von  $-1$  festgestellt werden. Dies ist einerseits durch die zeilenförmige Anordnung der Primärausscheidungen und die daraus resultierenden richtungsabhängigen Eigenschaften zu begründen, wodurch die Annahme eines punktsymmetrischen Fließortes bei technischen Legierungen nicht zutrifft. Andererseits führt die Versuchskonfiguration wie auch die Hypothese eines linearen ebenen Dehnungszustands ab der Membranstabilität gerade in den äußeren Stützstellen zu Abweichungen in der Nebenformänderung.

Sind die ermittelten Bruchkurven und Grenzformänderungskurven gemeinsam im Diagramm aufgetragen (vgl. *Anhang D*) wird deutlich, dass die Grenzformänderungskurve und Bruchkurve des Werkstoffs Al<sub>Cu-Hi</sub> nahe beieinander liegen und sich im biaxialen Bereich bereits überschneiden. Dies deutet auf ein sprödes Bruchverhalten mit geringer Einschnürverformung hin. Der hohe Anteil an Primärausscheidungen führt zu einer frühzeitigen Poreninitiierung, -wachstum und -koaleszenz. Grundsätzlich kann durch die Höhe der Bruchkurve auf die Schädigungstoleranz des Werkstoffs geschlossen werden. Mit fortschreitender Aushärtung ist neben der kontinuierlichen Reduktion der Instabilitätsgrenze auch eine stetiger Verlust der Schadenstoleranzen im Kontext der Bruchkurven der T61-Zustände aus Bild 43 festzustellen.

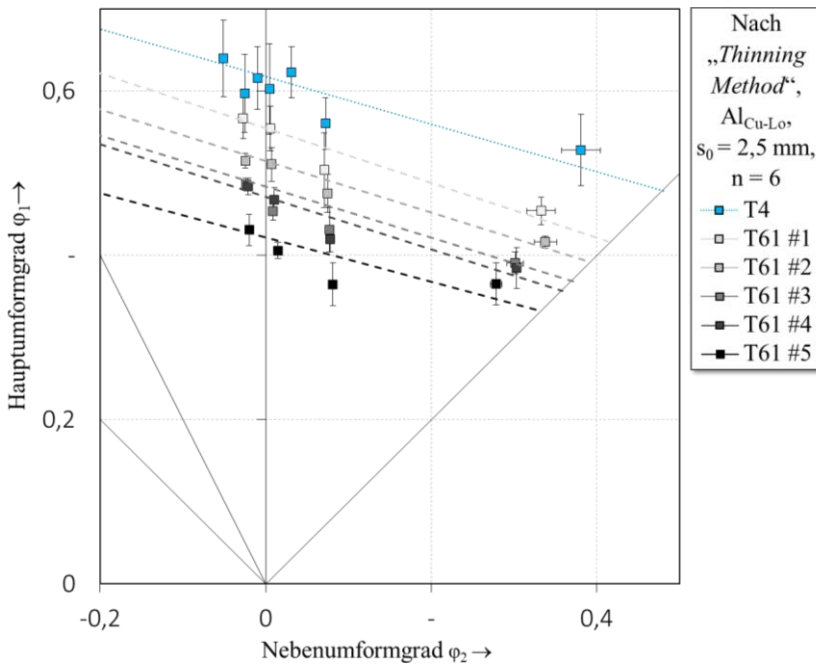


Bild 43: Werkstoffbruchkurven der Legierung Al<sub>Cu-Lo</sub> nach der „Thinning Method“ im T4- und T61-Zustand

Die Phasenevolution in der Mikrostruktur nimmt um Größenordnungen höheren Einfluss auf die Bruchformänderung (FFL) als auf die Instabilitätsgrenzen (FLC). Bei dem Vergleich der Nakajima-S100-Probe im T4-Zustand gegenüber dem T61 #5 Zustand sind Einbußen in der Hauptformänderung nach Lokalisierung um 0,22 zu verzeichnen, wohingegen die Membranstabilität lediglich um 0,04 reduziert wird. Ein Übersichtsschaubild, in der

die Bruchkurven und Grenzformänderungskurven gemeinsam aufgetragen sind, ist dem *Anhang E* beigelegt. Begründet werden kann die reduzierte Bruchformänderung mit den Erkenntnissen aus der Mikrostruktur, die bereits in Abschnitt 6.1.1 diskutiert wurden und auf die Bildung der ausscheidungsfreien Säume an den Korngrenzen zurückgeführt ist. Die Härte­differenz zwischen Matrix und der an Legierungselementen verarmten Zone hat eine Konzentration von mehrachsigen Spannungsspitzen zur Folge, welche die Verformungsfähigkeit unerwünscht reduziert.

Neben den ermittelten Bruchkurven wurden Biegeversuche nach VDA 238-100, Kerbzugversuche und Zugversuche A30 (vgl. Bild 17) an den Werkstoffen durchgeführt, um die Bruchformänderung im ebenen sowie einachsigen Spannungszustand und die Biege­fähigkeit der Werkstoffe zu bewerten. Bei den Kerbzug- und Zugversuchen A30 wurde am Stereomikroskop die Brucheinschnürung über die Werkstoffbreite und -dicke bestimmt und identisch zur „*Thinning Method*“ wurden die Bruchdehnungen in Zugrichtung berechnet (vgl. Bild 44).

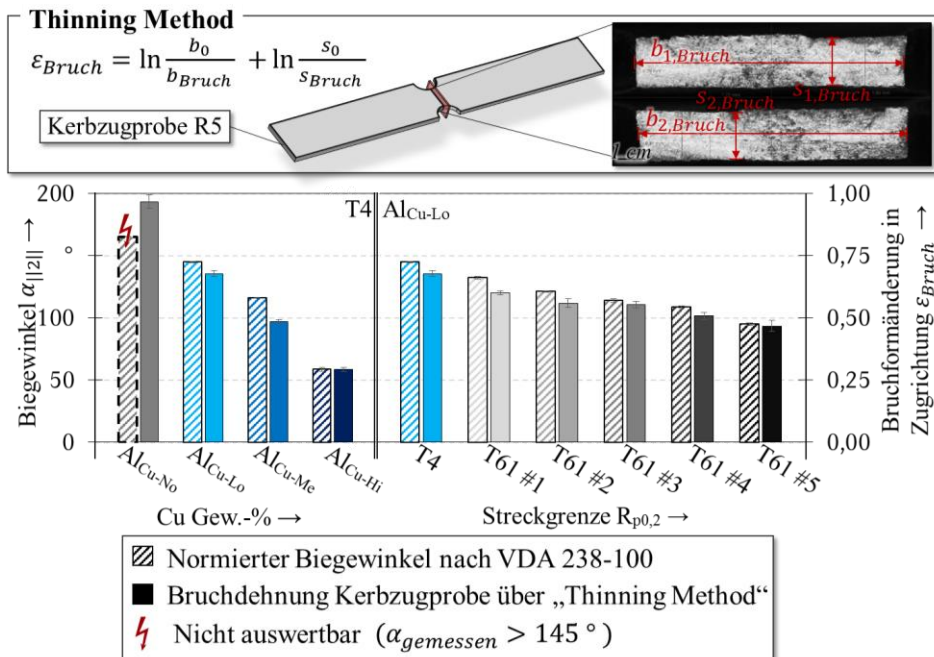


Bild 44: Bewertung der Duktilität über Biege- und Kerbzugversuche im T4-Zustand

Analog zu den Bruchkurven sinkt die Bruchformänderung mit steigendem Legierungsgehalt und korreliert mit der Biege­fähigkeit. Der Zusammen-

hang wurde bereits von *Butcher* veröffentlicht [264] und wird in der vorliegenden Arbeit auf die untersuchten Aluminiumlegierungen übertragen. Über eine digitale Bildkorrelationsmessung in einem speziellen Versuchsaufbau, die eine simultane Verformungsanalyse während des Versuchs nach VDA 238-100 ermöglicht, konnte *Butcher* die identische Bruchdehnung an der Oberfläche von Biegeproben und Kerbzugproben nachweisen [265]. Der Biegeversuch verläuft, abgesehen von den Bereichen nahe der Probenkante, im ebenen Spannungszustand mit linearem Verlauf und hohem Gradienten [266]. Im Fortschritt des Biegeversuches ist eine Konzentration der Belastungsspitzen auf der Oberfläche der Biegelinie zu erkennen und induziert ein Abgleiten entlang der Scherebenen durch Schubanrisse (vgl. Bild 45). Übergeordnet hat die Entwicklung der Schädigung im Werkstoff, die maßgeblich durch das lokale Verformungsvermögen charakterisiert ist, einen entscheidenden Einfluss auf den Rissfortschritt.

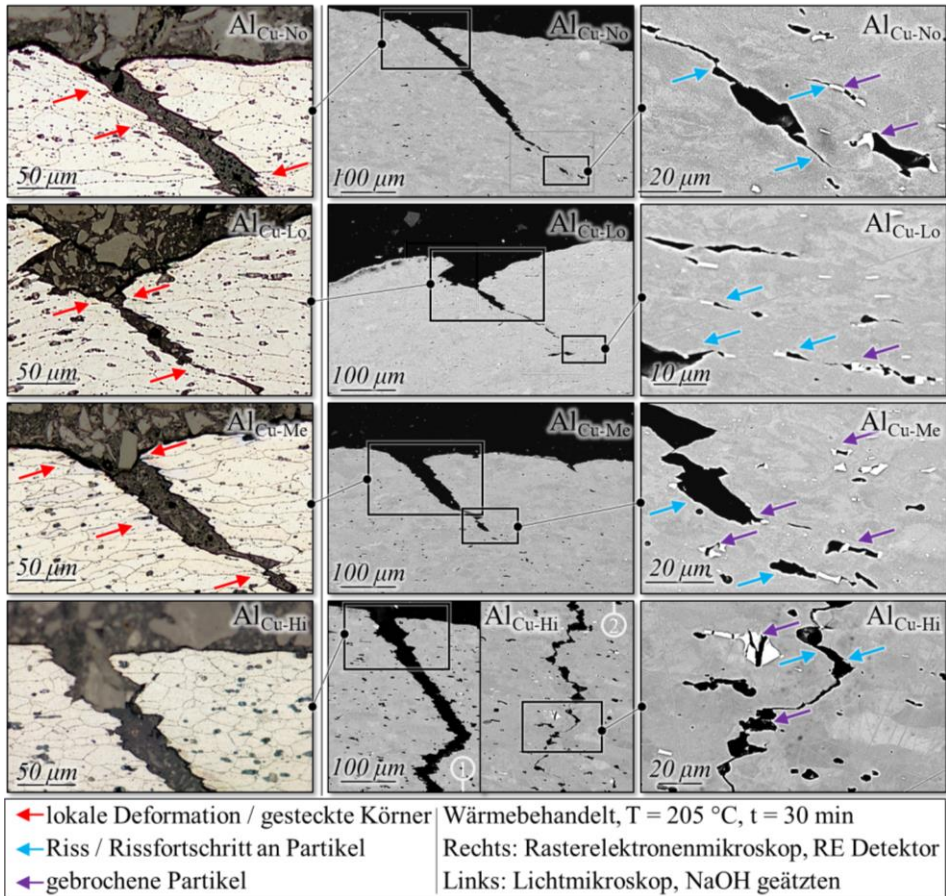


Bild 45: Bruchflächenanalyse im Querschliff von wärmebehandelten Biegeproben

Die Porenindizierung beginnt vorzugsweise an intermetallischen Phasen oder Gefügefehlstellen und für die duktileren Werkstoffe wie  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  ist eine ausgeprägte Riefenbildung und lokalisierte Einschnürung in Bild 45 festzustellen, welche sich auf weitere Kornlagen in der Blechdickenrichtung ausbreitet [267]. Im weiteren Fortschritt kommt es zu makroskopisch sichtbaren Gleitbändern infolge von Koaleszenz und die Stofftrennung verläuft transkristallin.

In den angeätzten Querschliffen wird mit zunehmendem Legierungsgehalt eine geringere Verzerrung der Körner in unmittelbarer Nähe der Bruchfläche evident, bis bei der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Hi}}$  visuell nahezu keine Deformation erkennbar ist, was auf ein interkristallines Bruchverhalten schließen lässt. Ferner ist der Rissfortschritt in den Detailaufnahmen rechts in Bild 45, entlang der Fremdphasen nachgewiesen. Die hohe Härte­differenz zwischen Phase und Matrix, wie auch der plastische Verformungsgrad und die daraus resultierenden kritischen Spannungsspitzen, führen zur Zertrümmerung der Partikel sowie einer Minderung der Schädigungstoleranz. Die Rissinitiierungsdehnung auf der Außenfaser ist in diesem Zusammenhang die Bruchformänderung der Bruchkurve im ebenen Dehnungszustand (Schnittpunkt Y-Achse) und steht in Einklang mit der Bruchflächenanalyse im Querschliff aus Bild 45.

Der Kerbzugversuch verläuft ebenfalls im ebenen Dehnungszustand und bildet dadurch eine weitere Stützstelle für die Bruchkurve. Ein leichte Verschiebung nach links in den Bereich der negativen Nebenformdehnung ist unvermeidbar, was nach *Holmberg et al.* [268] aus der Probengeometrie und der Versuchsdurchführung resultiert. Bei der optischen Vermessung der gebrochenen Proben am Mikroskop wurde stets die dünnste Stelle, ohne die Berücksichtigung von Ausbrüchen, bestimmt. Die Abweichung von anderen Vermessungsmethoden, wie beispielsweise dem von *Hance* [269] vorgestellten parabolischen Ansatz, wurde dargestellt und die Unterschiede können vernachlässigt werden, da die Tendenzen konvergieren. Eine zusammenfassende Übersicht, aufgetragen in Haupt- und Nebenformänderung, der Bruchkurve, Grenzformänderungskurve und der Bruchdehnung von A30-Zug- sowie Kerbzugversuch über die *Thinning Method* ist dem *Anhang E* beige­fügt. Aufgrund des ungünstigen  $s_0/b_0$ -Verhältnisses und der Ausbildung von diagonal kreuzenden Dehnungsbändern erwies sich die A80-Zugprobe als ungeeignet für die Analyse der Bruchformänderung über die *Thinning Method*.

Eine Übersicht der in diesem Abschnitt vorgestellten Untersuchungsergebnisse ist in Tabelle 8 nochmals zusammengefasst. Die vorgestellte Korrelation der Biege- und Kerbzugversuche zur Bewertung der Schädigungstoleranz scheint eine geeignete Alternative zu sein, um das Bruchversagen und die lokalen Werkstoffeigenschaften zu bewerten. Der Informationsgehalt dieser Versuche beschränkt sich weitestgehend auf den ebenen Spannungszustand, ist jedoch gegenüber dem experimentellen Umfang für die Bestimmung der Bruchkurve über die Nakajima-Versuche deutlich reduziert und liefert eine hinreichend genaue Aussage, um im Folgenden teil- oder vollausgehärtete Wärmebehandlungszustände der Werkstoffe zu bewerten, die lediglich eine horizontale Verschiebung der Bruchkurve bewirken (vgl. Bild 43).

Tabelle 8: Zusammenfassung der Analyse der Versagensgrenze (Stofftrennung)

		<b>T4- Zustand</b>	<b>Al<sub>Cu-No</sub></b>	<b>Al<sub>Cu-Lo</sub></b>	<b>Al<sub>Cu-Me</sub></b>	<b>Al<sub>Cu-Hi</sub></b>
<b>Versagensgrenze (Stofftrennung)</b>	$\varphi_{1(\varphi_2=0),FFL}$	0,91	0,61	0,50	0,26	
	$\varepsilon_{Bruch,Kerbzug}$	0,97	0,68	0,49	0,29	
	$\alpha_{\parallel 2\parallel}$	-	144,9 °	116,3 °	58,6 °	
	Stärker bis sehr starker Verlust der Bruchformänderung mit steigendem Legierungsgehalt					

		<b>Al<sub>Cu-Lo</sub></b>	<b>T61 #1</b>	<b>T61 #2</b>	<b>T61 #3</b>	<b>T61 #4</b>	<b>T61 #5</b>
<b>Versagensgrenze (Stofftrennung)</b>	$\varphi_{1(\varphi_2=0),FFL}$	0,56	0,51	0,48	0,47	0,42	
	$\varepsilon_{Bruch,Kerbzug}$	0,60	0,56	0,55	0,51	0,47	
	$\alpha_{\parallel 2\parallel}$	132,3 °	121,3 °	113,8 °	1108,8 °	95,0 °	
	Stetige Reduktion der Bruchformänderung mit steigendem Aushärtegrad						

Eine Einordnung der Werkstoffe anhand der lokalen Umformbarkeit, welche in direkter Assoziation mit der Bruchkurve steht [116], erhält immer mehr Einzug im industriellen Umfeld. Beispielsweise beschäftigte sich *Grünbaum* [270] mit der exakten Versuchsdurchführung, während *Wagner* [271] den Einfluss der Probengeometrie untersuchte, um die lokale Umformbarkeit an Zugproben zu bestimmen. In VDA-Arbeitskreisen wird damit die Definition einer Verfahrensweisung zur Ermittlung eines repräsentativen Werkstoffkennwertes für die Schädigungstoleranz angestrebt. Dieser solle zukünftig in den Liefervorschriften und Normen als Grenzwert für die anwendungsorientierte Werkstoffgruppe dienen. Im Hinblick auf den Forschungsschwerpunkt der vorliegenden Arbeit hinsichtlich des Ermitteln einer effizienten Charakterisierungsmethodik, um das Potenzial

von Aluminiumblechwerkstoffen für Rohbauanwendungen zu bewerten, wird der aktuelle Entwicklungsansatz aufgegriffen, um die Untersuchungswerkstoffe einzuordnen und einen Grenzwert für ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen herzuleiten.

Aus werkstofftechnischer Sicht konnte, basierend auf empirischer Erfahrung und den Untersuchungen von *Kurz et al.* [232], ein Biegewinkel von  $\alpha_{|z|} \geq 70^\circ$  mit duktilem, energiereichem Versagensbild in Zusammenhang gebracht werden. Der zugrundeliegende Schwellwert bezieht sich allerdings auf den Bauteilzustand nach Durchlauf aller Verarbeitungsprozesse. Eine Übertragung des Grenzwertes auf den Anlieferungszustand hängt bei ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen stark von der Bauteilgeometrie, der Prozessroute und den Temperaturbelastungen im Verarbeitungsprozess ab. In Einklang mit den Ergebnissen hinsichtlich der Korrelation zwischen dem Biegewinkel, den Stützstellen der Bruchkurve aus den Nakajima-Versuchen und dem Kreuzzugversuch, kann in Bild 46 ein Bereich von unzureichendem Deformationsverhalten im Bauteilzustand definiert werden. Der Zusammenhang wird in den nachfolgenden Kapiteln für die Bewertung herangezogen.

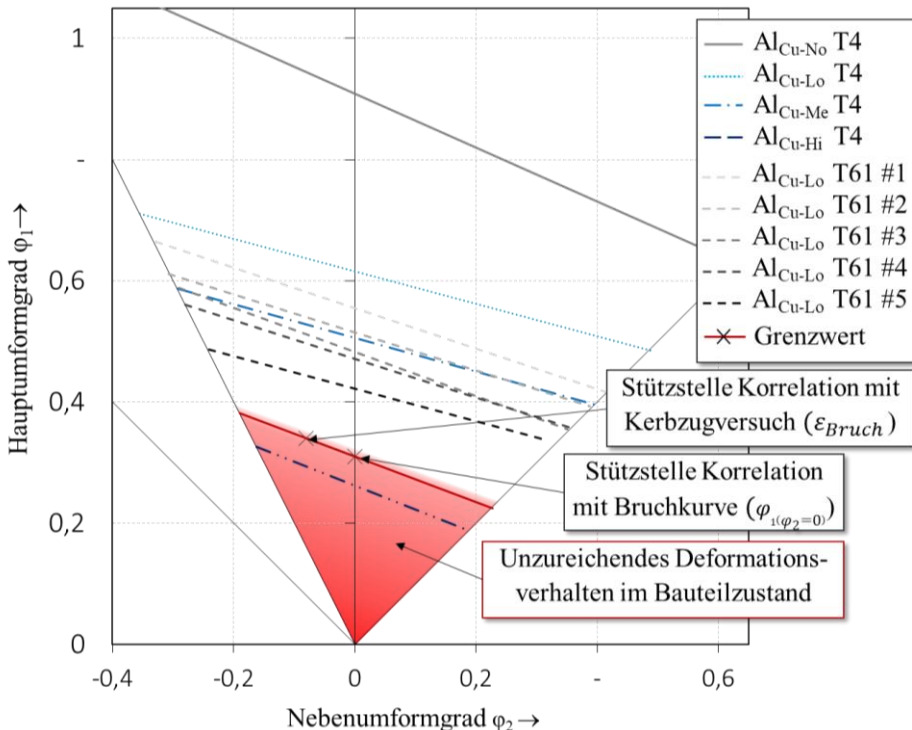


Bild 46: Grenzbereich für unzureichendes Deformationsverhalten im Bauteilzustand

### 6.1.3 Analyse der Umformbarkeit in Tiefziehversuchen

Neben der Bewertung der Formgebungsgrenzen anhand der Grenzformänderungskurve (vgl.6.1.1) werden Umformuntersuchungen am Kreuznapf durchgeführt. Die Ziehtiefe wurde iterativ in 2-mm-Schritten variiert und die auftretenden Versagensstadien subjektiv nach Bild 19 kategorisiert. Aus Gründen der Vergleichbarkeit sind die in Abschnitt 4.4.8 festgelegten Versuchsbedingungen und Platinezuschnitte über alle Versuche beibehalten worden.

#### T<sub>4</sub>-Zustand

Eine Übersicht der Umformergebnisse ist in Bild 47 zusammengefasst. Alle Werkstoffe versagen an der langen Ecke im ebenen Spannungszustand, die als kritische Umformzone des Kreuznapfes bekannt ist (vgl. Bild 21).

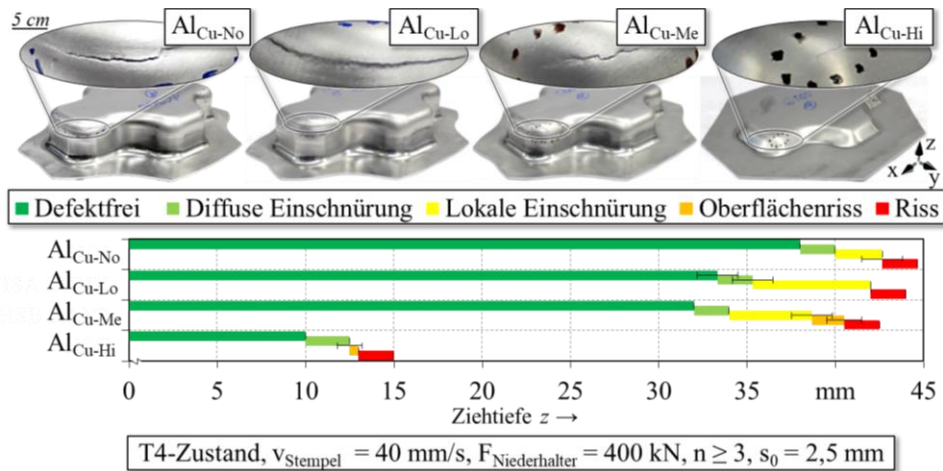


Bild 47: Defektkategorien in den tiefgezogenen Kreuznapfen im Zustand T<sub>4</sub>

Erwartungsgemäß besitzt der Referenzwerkstoff das höchste Umformpotenzial mit einer mittleren Ziehtiefe von 42,6 mm ± 1,15 mm, dicht gefolgt vom Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> mit 42 mm ± 0 mm. Leichte Einschränkungen in der Grenzformänderung bzw. die Tendenz zur vorzeitigen Instabilität ist beim Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> ab einer Ziehtiefe von 35,3 mm ± 1,15 mm und beim Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub> ab 34 mm ± 0 mm zu erkennen, was in etwa 88,3 % bzw. 85 % des Referenzwerkstoffes entspricht. Ein stark eingeschränktes Umformvermögen mit einer maximalen, defektfreien Ziehtiefe von 10 mm ± 0 mm wurde beim Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> festgestellt – der Werkstoff offenbart somit kein oder nur ein stark eingeschränktes Anwendungsspektrum mit einer um 76 % reduzierten Ziehtiefe gegenüber Werkstoff Al<sub>Cu-No</sub>. Grund für das schlechte Formgebungsverhalten ist auch hier die Mikrostruktur. Der hohe

Übersättigungsgrad und die vermehrte Belegung von Primärphasen an der Korngrenze (vgl. Bild 29) ist einerseits in den Biegeversuchen ersichtlich (vgl. Bild 44) und andererseits in der reduzierten Gleichmaßdehnung (vgl. Bild 35). Insgesamt decken sich die Ergebnisse mit der relativen Lage der Grenzformänderungskurven aus Bild 36.

### T61-Zustand

Damit die Einsatzmöglichkeiten und die Verfahrensgrenzen der teilausgelagerten T61-Zustände näher ergründet werden können, wurden Umformuntersuchungen am Kreuzziehteil an den Werkstoffen  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  durchgeführt. Deckungsgleich zum Vorgehen in 6.1.3 wurde die Ziehtiefe iterativ in 2-mm-Schritten variiert und nach Versagensstadien in Bild 19 kategorisiert. Um eine Vergleichsebene zu den Ergebnissen im T4-Zustand zu bilden, sind die in 4.4.8 festgelegten Versuchsbedingungen und Platinienschnitte über die Versuche beibehalten worden. Eine Übersicht der Umformergebnisse ist in Bild 48 dargestellt.

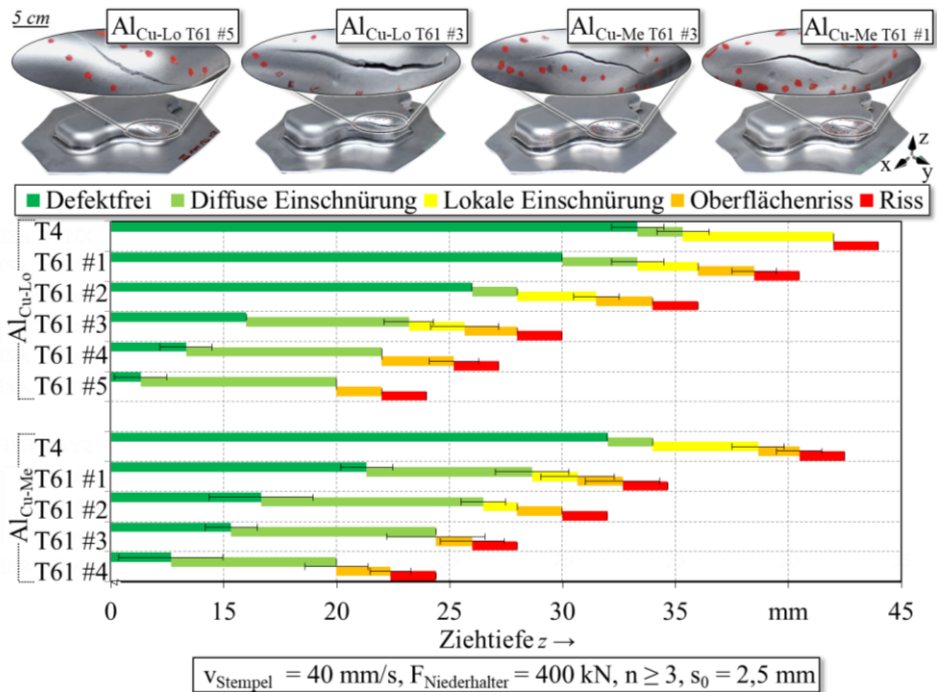


Bild 48: Defektkategorien in den tiefgezogenen Kreuznäpfen im Zustand T61

Mit steigendem Aushärtegrad reduziert sich die maximale Ziehtiefe gegenüber dem metastabilen T4-Zustand. Dabei tritt ein Wechsel des Versagesortes vom langen zum kurzen Eckbereich des Kreuzziehteils in allen

T61-Zuständen auf. Die Ursache liegt in der Geometrie des Kreuznapfes in Verbindung mit dem Platinenzuschnitt. Bei geringen Ziehtiefen verläuft die kurze Ecke verstärkt in den ebenen Dehnungszustand, der in der Regel das Minimum der Instabilitätsgrenze darstellt. Besitzt der Werkstoff ein ausreichend hohes Formänderungsvermögen und kann eine Lokalisierung bis zu einer kritischen Ziehtiefe unterdrückt werden, wechselt bei weiterer Umformung der höher belastete Dehnungspfad der langen Ecke vom biaxialen in den ebenen Dehnungszustand. Dadurch, dass an der längeren Ecke im Bodenübergangsradius mehr Material in die Flanke fließt, überwiegt die Hauptformänderungszunahme und führt zum Versagen knapp unter dem Stempelradius. Dem entgegen ist der Blecheinzug und die daraus folgende Gesamtausdünnung an der kurzen Ecke weniger stark ausgeprägt.

Die Ausscheidungshärtung nimmt Einfluss auf das Lokalisierungsverhalten. Während im T4-Zustand eine lokale Einschnürung über 6,5 mm ( $Al_{Cu-Lo}$ ) bzw. 4,5 mm ( $Al_{Cu-Me}$ ) Ziehtiefenmillimeter festgestellt werden konnte, ist in den teilausgelagerten Zuständen eine stetige Reduzierung von 3,5 mm ( $Al_{Cu-Lo}$  T61 #2) bzw. 1,5 mm ( $Al_{Cu-Me}$  T61 #2) bis zu einem direkten Übergang von der diffusen Einschnürung in den Mikroriss erfolgt. Dies deckt sich mit den Ergebnissen aus Bild 42, da die Bruchkurve mit höherem Aushärtegrad immer dichter an die Grenzformänderungskurve rückt und auf eine Reduktion des lokalen Umformvermögens schließen lässt [116].

Unter Berücksichtigung des Toleranzbereichs von  $\Delta R_{p0,2} = 40$  MPa aus den Liefervorschriften kann bei einem T61-Zustand im Bereich der Untergrenze, ausgehend vom  $R_{p0,2}$  Mittelwert, eine mittlere Ziehtiefen-Erhöpfung von 15,2 % für den Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$  bzw. 12,1 % für den Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$  aus den Untersuchungen abgeleitet werden. Sollte sich der teilausgehärtete Anlieferzustand im Bereich der Obergrenze des  $R_{p0,2}$  Toleranzfensters befinden, ist mit einer Reduktion von -13,5 % für Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$  bzw. -13,6 % für Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$  in der mittleren Ziehtiefe zu rechnen. Insgesamt ist ein nahezu linearer Verlauf zwischen dem Aushärtegrad und der Ziehtiefe dokumentiert. Beispielsweise reduziert sich die Ziehtiefe um ca. 38 % bei Einsatz des T61 #4 mit einem Aushärtegrad von etwa 67 %. Die maximale Ziehtiefe mit den mechanischen Eigenschaften in Korrelation zu setzen, ist vom umformtechnischen Standpunkt aus nur bedingt sinnvoll, da über eine Optimierung des Platinenlayouts die Rissziehtiefe gesteigert werden kann. Daher lassen die Ergebnisse nur einen relativen Vergleich zwischen den Werkstoffen/Wärmebehandlungszuständen zu. Ferner führt die höhere Verfestigung der T61-Zustände zu einer vorzeitigen diffusen Instabilität, welche sich in einer Oberflächenaufrauung äußert, aber kein Qualitätsausschussmerkmal für Strukturbauteile wäre.

#### 6.1.4 Materialmodellierung für die numerische Simulation

Die Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens für die FE-Simulation von Umformprozessen stellt einen wichtigen Bezug für die Bauteilauslegung dar. Eine umfassende experimentelle Basis zur Beschreibung des Materialflusses ist essenziell für eine realitätsnahe Vorhersage und ein qualitativ hochwertiges Simulationsergebnis. Nach *Merklein* [8] bilden die Anisotropiekenngrößen sowie Fließort und -kurve die Grundlage, um das plastische Materialverhalten abzubilden. Vor diesem Hintergrund sind in Anlehnung an die Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für Aluminium [195] Zugversuche in  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$  zur Walzrichtung (vgl. 4.4.1), Bulge-Test (vgl. 4.4.4) und Scherzugversuch (vgl. 4.4.5) durchgeführt worden.

##### T<sub>4</sub>-Zustand

Für die Materialmodellierung erfolgte über das Prinzip der plastischen Arbeit [228] die Umrechnung der gemittelten wahren Fließwiderstandskurven aus mindestens drei Versuchen auf die Vergleichsdehnung für den einachsigen Zug in Walzrichtung ( $0^\circ$ ) [272]. Für die Fließortbeschreibung wird im Dehnungsintervall von 2 % bis (Ag-1) % das gemittelte Verhältnis des Fließwiderstandes von Zugversuchen unter  $45^\circ$  und  $90^\circ$  zur Walzrichtung, vom hydraulischen Tiefungsversuch und vom Scherversuch (Mijauchi) relativ zum Zugversuch in Walzrichtung identifiziert (normiertes Streckgrenzenverhältnis) [273]. Dadurch ist sichergestellt, dass die Fließortform nicht nur für eine plastische Vergleichsdehnung bestimmt wird, sondern im Mittel für ein größeres Dehnungsintervall gültig ist. Die iterativ ermittelten Werte bilden die Eingangsgrößen für das Fließortfitting mit den individuell angepassten Fließorttypen aus Bild 25. Für die phänomenologische Fließkurvenbeschreibung wurde über analytische Methoden (vgl. 4.6.1) die Extrapolation aus Tabelle 3 bewertet und teilweise gewichtet, um die Fließwiderstandskurve bestmöglich abzubilden. Eine Zusammenfassung der Materialmodellierung ist in Bild 49 gegeben – übersichtshalber nur auf die Zugversuche in Walzrichtung sowie die skalierten equibiaxialen Fließkurven reduziert. Die verwendeten mathematischen Modelle, die modellabhängigen Variablen und die werkstoffseitigen Eingangsgrößen der erstellten Materialkarten sind dem *Anhang G* beigefügt.

Wesentliche Unterschiede sind in der Quantität der experimentalen Messergebnisse aus dem Bulge-Versuch zu erkennen. Der Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> versagt unter equibiaxialer Belastung bereits bei einem Umformgrad von  $\varphi = 0,34$  um 51 % früher gegenüber der Legierung Al<sub>Cu-No</sub> oder Al<sub>Cu-Lo</sub> mit  $\varphi = 0,70$  und verfestigt mit einem  $n_{8-12} = 0,2$  weniger stark als die Werkstoffe mit geringerem Legierungsgehalt ( $n_{8-12}$ : Al<sub>Cu-No</sub> = 0,23, Al<sub>Cu-Lo</sub> = 0,23,

$Al_{Cu-Me} = 0,23$ ). Aus umformtechnischer Sicht ist eine hohe Verfestigung vorteilhaft, da dadurch die Tendenz zu Einschnürungen unterdrückt werden kann [274]. Für den Fließbeginn wird, aufgrund der fehlenden ausgeprägten Dehngrenze bei Aluminiumlegierungen, die plastische Dehnung von 0,2 % herangezogen. Für den Referenzwerkstoff  $Al_{Cu-No}$  beträgt die Fließspannung  $k_f = 120$  MPa und im Mittel steigt der Fließbeginn um 23 % ( $Al_{Cu-Lo}$ :  $k_f = 147$  MPa), 58 % ( $Al_{Cu-Me}$ :  $k_f = 189$  MPa) und 85 % ( $Al_{Cu-Me}$ :  $k_f = 222$  MPa) bei mit Kupfer angereicherten Legierungen. Die Versuchsdaten können von den Extrapolationsansätzen mit einem Übereinstimmungsgenauigkeit von  $R^2 > 99,5$  %, abgebildet werden.

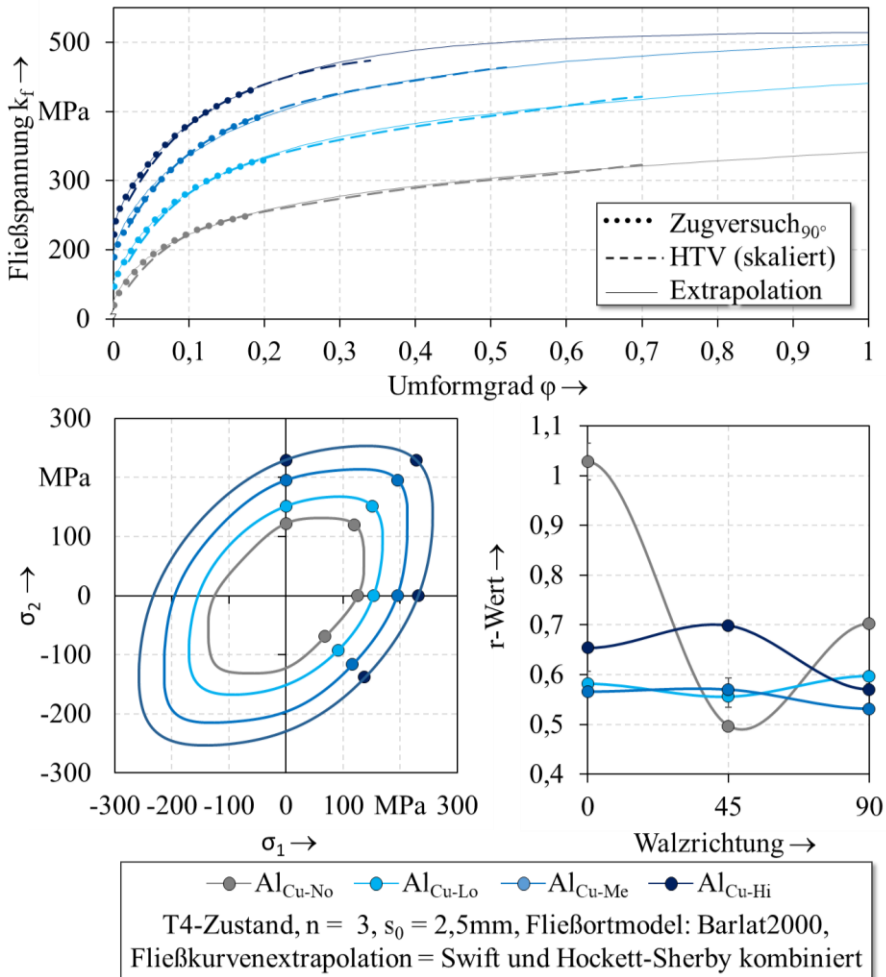


Bild 49: Zusammenfassung der Eingangsgrößen für die Materialmodellierung der Werkstoffkonzepte

Alle Fließortkurven wurden mit dem Fließortmodell nach Barlat2000 beschrieben und zeigen eine gleichmäßige Abstufung in Korrelation mit dem Legierungsgehalt. Die ausgeprägte Richtungsabhängigkeit beim Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  bezüglich der  $r$ -Wertverteilung über die Walzrichtung hat Einfluss auf die Form der Fließortkurve und äußert sich in einem verfrühten Fließbeginn unter scher- und biaxialer Beanspruchung. Für die mit Kupfer versetzten Werkstoffe sind in Bild 49 konstantere  $r$ -Werte im Bereich von  $\Delta r = -0,08$  bis  $0,04$  gegenüber dem Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  mit  $\Delta r = 0,37$  erkennbar, was folglich auf eine gleichmäßigere Ausdünnung während der Umformung hindeutet. Demnach ist für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  eine Zipfelbildung bei Rundnäpfen zu erwarten. Durch den  $r$ -Werten kleiner als 1 fließt des Material verstärkt aus der Blechdicke. Für einen Tiefziehvorgang, bei dem eine konstante Blechdicke angestrebt wird, sind diese Werte nachteilig, jedoch typisch für Aluminiumblechwerkstoffe. Gegenüber dem Referenzwerkstoff tendieren die Legierungen  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Hi}}$  zur Ausdünnung und damit zum einem frühzeitigeren Versagen.

### T61-Zustand

Durch die reduzierten Formgebungsgrenzen ist bei den T61-Zuständen besonderes Augenmerk auf die herstellungsbedingten Schwankungen im Anlieferungszustand zu legen. Im automobilen Umfeld ist nach VDA 239-200 [81] ein Festigkeitsfenster von 40 MPa zulässt, um niedrige Halbzeugkosten und hohe Verfügbarkeit sicherzustellen. Dies kann jedoch zur fehlerhaften Prognose bei der Umformbewertung von komplexen Geometrien führen. Daher ist für die Serienimplementierung eine konservative Betrachtung der Werkstoffe notwendig, um die Ausschussrate im Presswerk möglichst gering zu halten [55].

Um diese Einflüsse zu identifizieren, sind alle T61-Zustände der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  modelliert worden. Die Methodik lehnt sich an die Vorgehensweise der T4-Zustände an und wurde in Abschnitt 4.6.1 und 6.1.3 bereits offengelegt. Es kann davon ausgegangen werden, dass die phänomenologische Fließkurvenbeschreibung und der gewählte Fließort vom Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  im T4-Zustand übertragbar sind und demnach nur ein reduziertes Versuchsprogramm über Zugversuche in  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$  zur Walzrichtung für die Modellierung ausreichend ist. Zur Bestätigung wurden der Bulge-Test (vgl. 4.4.4) und der Scherzugversuch (vgl. 4.4.5) für den Zustand T61 #2 durchgeführt. Für die Fließwiderstandskurven zeigt der Extrapolationsansatz nach Hockett-Sherby und Gosh mit einer Gewichtung zwischen 0,35 und 0,45 die beste Übereinstimmung mit den experimentellen Daten. Der Fließort nach Barlat2000 erwies sich für die Zustände T4 und T61 #2 als

zielführend und wird daher als Modellierungsbasis für die weiteren T61-Zustände übertragen. Eine Übersicht der in Bild 50 verwendeten modellabhängigen Variablen und werkstoffseitigen Eingangsgrößen der Materialkarten ist dem *Anhang G* beigelegt. Mit höherer Festigkeit ist die Verfestigung reduziert, welches sich auf einen abfallenden  $n$ -Wert auswirkt. Die Fließortkurven der T61-Zustände expandieren homogen und proportional über den Spannungsbereich. Insbesondere ist die 20-MPa-Differenz im Anlieferungszustand in der plastischen Fließgrenze ersichtlich.

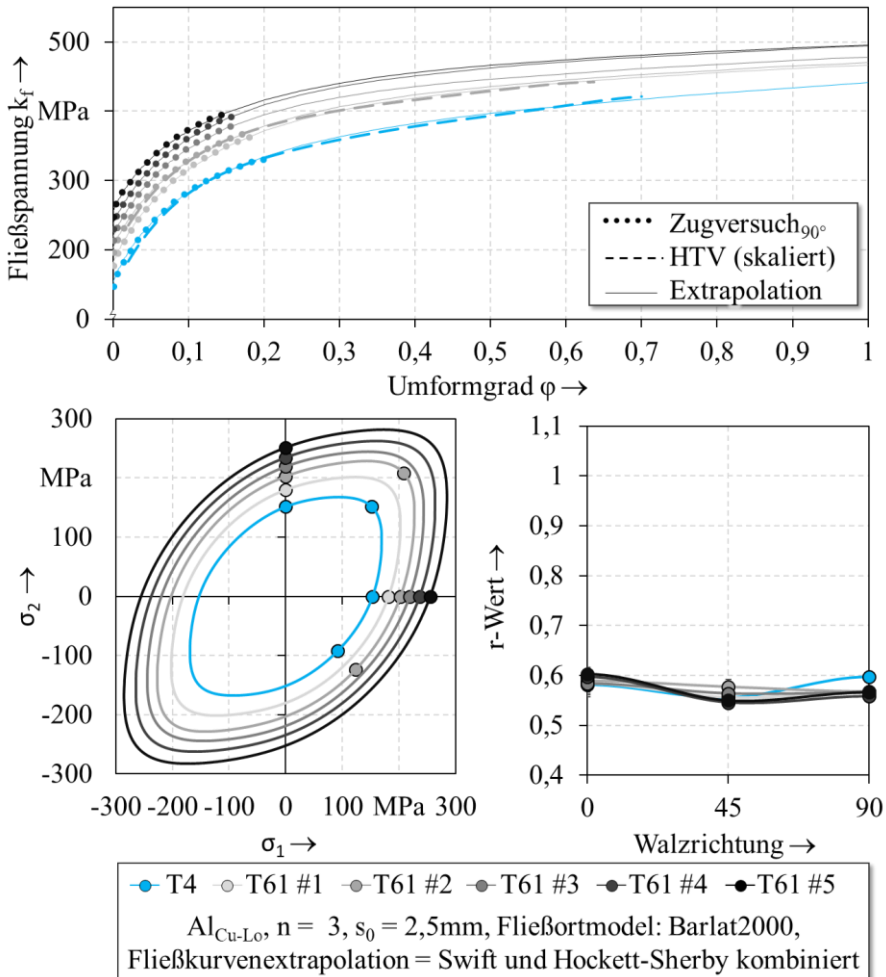


Bild 50: Zusammenfassung der Eingangsgrößen für die Materialmodellierung der Auslagezustände vom Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$

Die untersuchten Aluminiumwerkstoffe besitzen, bezüglich der  $r$ -Wert-Verteilung, einen näherungsweise konstanten Wert über die Orientierung zur Walzrichtung, wodurch die ebene Anisotropie mit  $\Delta r = 0,01$  bis  $0,03$  sehr gering ausfällt und damit auf eine isotrope Materialausdünnung hindeutet [275]. Die Korntextur und damit die Richtungsabhängigkeit des plastischen Fließverhaltens werden nicht durch eine Wärmebehandlung verändert [276]. Ansätze zur Parametrisierung von Materialmodellen in Abhängigkeiten diverser mikrostruktureller Variablen oder Wärmebehandlungsparameter wurden bereits von *Lechner* [277] für die Fließkurve sowie Fließortkurve und von *Kahrmanidis* [278] für die Grenzformänderungskurve erfolgreich umgesetzt und bilden keinen Schwerpunkt in der vorliegenden Forschungsarbeit.

### 6.1.5 Validierung der Materialmodelle

Die numerische Abbildung zur Herstellung eines Kreuznapfes erfolgt aus der explizit gelösten Simulation in der FE-Software LS-Dyna mit den Parametern aus Abschnitt 4.6. Der Aufbau des Simulationsmodells entspricht den realen Platinen und Werkzeuggeometrien (vgl. Bild 20) und kann Bild 51 entnommen werden.

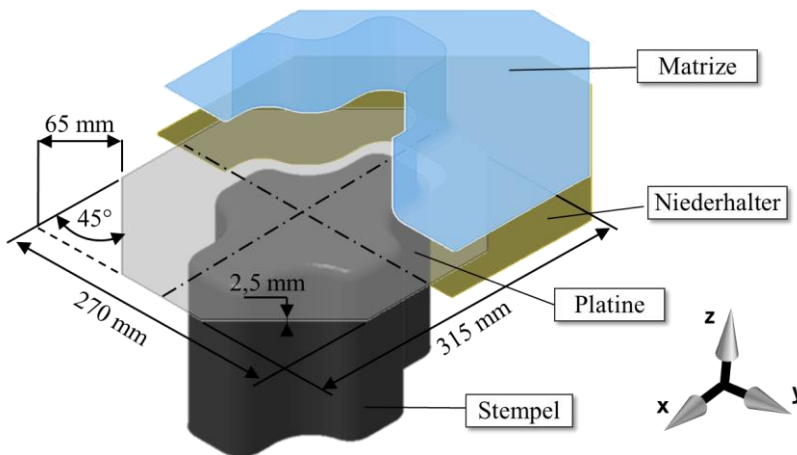


Bild 51: Simulationsaufbau zur Abbildung der Umformung des Kreuznapfes in Explosionsansicht

Die Validierung der Materialmodellierung und der Untersuchungswerkstoffe im T4- und T61-Zustand erfolgt durch einen Abgleich des numerischen Modells mit Realbauteilen auf Grundlage der Materialausdünnung in den Bauteilen und an der Außenkontur des Blecheinzugs. Die Auswer-

tung der Blechdicke findet anhand von definierten Schnitten der tiefgezogenen Näpfe im globalen Falschfarbenvergleich statt. Diese wurden mittels des optischen Messsystems ATOS (vgl. 4.4.9) vermessen und gegenüber den Simulationsergebnissen aufgetragen. Zur statistischen Absicherung sind drei Prinzipbauteile digitalisiert worden.

T<sub>4</sub>-Zustand

Insgesamt wird eine hohe Übereinstimmung zwischen der Simulation und dem realen Werkstoffverhalten festgestellt, mit einer maximalen Abweichung von 4,9 % bei der Blechstärke im Simulationsmodell gegenüber der mittleren Blechstärke in den Realversuchen. Es sei jedoch anzumerken, dass eine Streuung in der mittleren Blechstärke von bis zu 1,9 % in den digitalisierten Prinzipbauteilen zugrunde liegt. Exemplarisch ist in *Bild 52* die Validierung am Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub> aufgetragen. Bei der Legierung Al<sub>Cu-Me</sub> zeigt sich in *Bild 52(a)* eine Differenz im Blecheinzug von 0,97 mm am langen und 0,47 mm am kurzen Flanschbereich zwischen Experiment und Simulation.

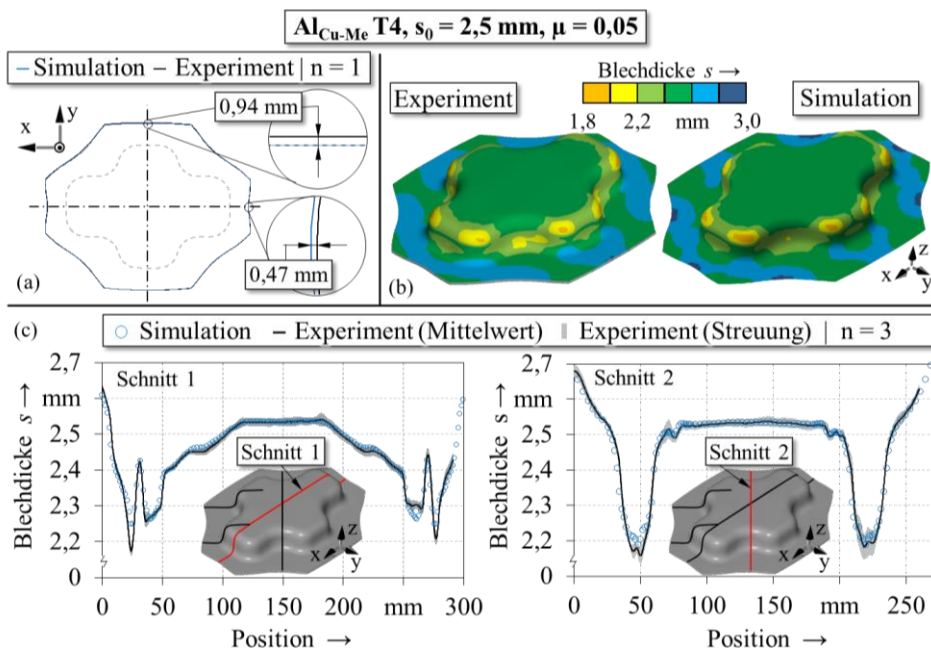


Bild 52: Vergleich der Blechdicke und des Blecheinzugs in Experiment und Simulation zur Validierung der Werkstoffmodellierung am Beispiel des Werkstoffs Al<sub>Cu-Me</sub>

Bei der globalen Falschfarbendarstellung in *Bild 52(b)* können keine signifikanten Unstimmigkeiten in der Blechdickenverteilung, beim Vergleich der

experimentell und simulativ ermittelten Datenpunkte festgestellt werden. Die Extrema der Ausdünnung an den Eckbereichen des Übergangsradius werden örtlich korrekt abgebildet und die absolute Abweichung zwischen Simulation und Experiment beträgt 0,095 mm. In den Schnittebenen im Bild 52(c) liegt eine maximale Abweichung von  $\bar{s}_{Exp} = s_{Sim}^{+2,0\%}_{-3,7\%}$  im Schnitt 1 und  $\bar{s}_{Exp} = s_{Sim}^{+2,3\%}_{-3,0\%}$  im Schnitt 2 vor. Für die weiteren Legierungen könnten über die implementierten Materialkarten eine ähnliche Abbildungsgenauigkeit des plastischen Werkstoffverhaltens erzielt werden. Durch den hohen Detailgrad sowie die geringen Abweichungen von den Messwerten eignen sich die Werkstoffmodelle für den T4-Zustand, um das Fließverhalten in komplexen Bauteilgeometrien exakt abzubilden, sie können für die weiteren simulative Absicherung herangezogen werden.

### T61-Zustand

Analog zu dem T4-Zustand erfolgte auch bei den teilausgehärteten Güten die Validierung der Materialmodelle auf Grundlage der Materialausdünnung an der Außenkontur des Blecheinzugs. Grundlage für den Vergleich des explizit gelösten Simulationsergebnisses in der Simulationsumgebung LS-Dyna, bildet ebenfalls die mittlere Blechstärke der tiefgezogenen Kreuznäpfe. Weitere Versuchsbedingungen sind Abschnitt 4.4.9 bzw. 4.6 zu entnehmen.

An den definierten Schnitten in Bild 53(c) wurde eine Abweichung von maximal  $\bar{s}_{Exp,Schnitt1} = s_{Sim,Schnitt1}^{+1,7\%}_{-4,4\%}$  und  $\bar{s}_{Exp,Schnitt2} = s_{Sim,Schnitt2}^{+1,3\%}_{-2,5\%}$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3 erfasst. Im globalen Falschfarbenvergleich aus Bild 53(b) kann das Simulationsergebnis eine valide Prognose über die real auftretende Blechdickenverteilung im Experiment wiedergeben. Die höchste Abweichung der Blechstärke aus dem Simulationsergebnis beträgt absolut 0,09 mm (4,1 %) gegenüber den erhobenen Daten aus dem Experiment. Dabei kann mit einer maximalen Streuung von 1,4 %, für die Stichprobe aus drei Realversuchen von einem statistisch abgesicherten Mittelwert der vermessenen Blechstärke ausgegangen werden. Weiterhin wird der Blecheinzug aus der Simulation mit der Abweichung von 0,75 mm für den dargestellten Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3 in Bild 53(a) hinreichend genau wiedergegeben.

Für die weiteren teilausgehärteten T61-Zustände war ein ähnlicher Detailgrad des prognostizierten Materialauszugs aus dem Experiment zu erkennen. Die sich im Versuch eingestellte Blechdickenverteilung bestätigt dem-

nach eine korrekte Abbildung des Werkstoffflusses in der Simulation. Folglich kann die herangezogene Methodik zur Materialmodellierung genutzt werden, um eine Herstellbarkeitsbewertung von Strukturbauteilen im T61-Zustand simulativ abzusichern.

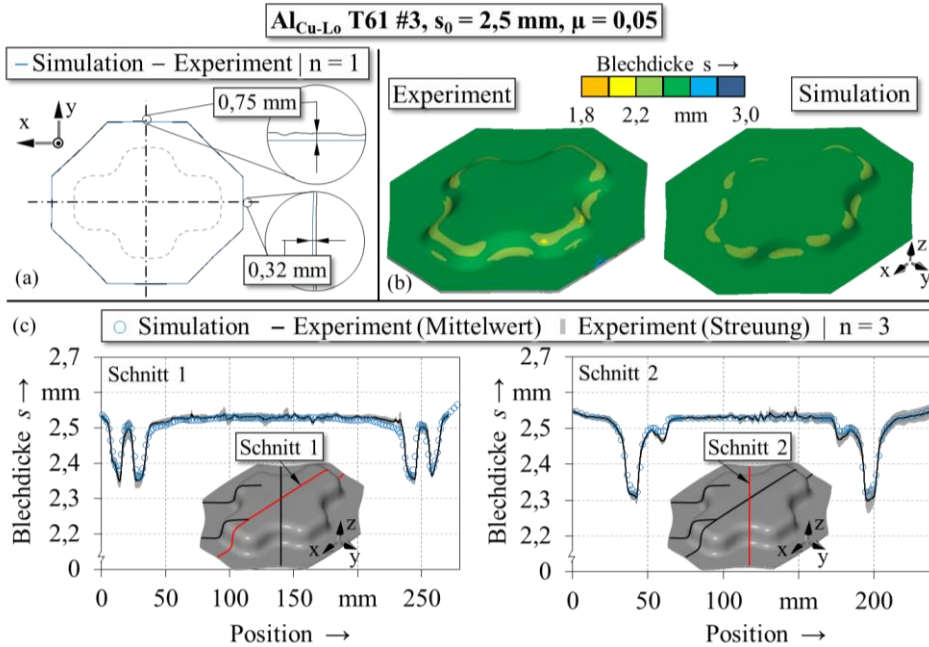


Bild 53: Vergleich der Blechdicke und des Blecheinzugs in Experiment und Simulation zur Validierung der Werkstoffmodellierung am Beispiel des Werkstoffs Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3

Die im Rahmen dieses Abschnittes dargestellten Zusammenhänge hinsichtlich der Formgebungsgrenzen und Materialmodellierung dienen im Folgenden als Grundlage für die Prozessanalyse und den Aufbau eines tieferen Prozessverständnisses. Während dieser Teil des Forschungsvorhabens sich auf das In-Situ-Werkstoffverhalten während der Umformung fokussiert, erfolgt im Rahmen des nächsten Unterkapitels eine systematische Untersuchung der weiteren Verarbeitungsprozesse sowie deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften im Bauteilzustand der untersuchten Legierungen und Wärmebehandlungszustände.

## 6.2 Sensitivitätsanalyse der Verarbeitungsprozesse auf die mechanischen Eigenschaften

Diverse Prozessschritte wurden im Labor nachgestellt und deren Auswirkungen ermittelt, um die Sensitivität und die Wechselwirkungen von den

Verarbeitungsoperationen aus der Wertschöpfungskette im Automobilbau auf den Werkstoff zu prüfen. Dazu zählen die Analyse und Stabilität des mechanischen Eigenschaftenprofils in Abhängigkeit des plastischen Verformungsgrades durch die Umformung und die Temperaturschwankungen beim Lackierprozess sowie deren mikrostrukturelle Veränderung. Für den Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> sei anzumerken, dass dieser bedingt durch sein sprödes Versagensverhalten auch nach einer Wärmebehandlung (vgl. 5.1) und wegen der eingeschränkten Umformbarkeit (vgl. 6.1) keine Relevanz in der Sensitivitätsanalyse haben wird.

### 6.2.1 Konventionelle Prozessroute (T<sub>4Route</sub>)

In einem beschnittenen Strukturbauteil verbleibt im Mittel eine plastische Vergleichsdehnung von  $\bar{\varepsilon}_p = 2,9 \%$  (vgl. Bild 4). Lokal können in umformkritischen Zonen deutlich höhere Dehnungen auftreten, daher wurde eine Vordehnung im Bereich von  $\varepsilon_p = 0$  bis 15 % untersucht. Hierzu wurden die Zug- und Biegeproben uniaxialen Vordehnungen ausgesetzt, um den Umformprozess nachzustellen. Im Anschluss folgte eine Wärmebehandlung, angelehnt an die typischen Temperaturen im Lackierprozess. Neben dem KTL<sub>Äquiv</sub>, der mit einer Wärmebehandlung von  $T = 180 \text{ °C}$  für  $t = 20 \text{ min}$  angesetzt ist, sind die Mindestanforderungen für die Klebstoffaushärtung mit einer Wärmebehandlung von  $T = 165 \text{ °C}$  für  $t = 15 \text{ min}$  (vgl. Bild 6) untersucht worden. Weiterhin war die für Stahl angesetzte Temperaturbehandlung von  $T = 170 \text{ °C}$  für  $t = 20 \text{ min}$  (vgl. [279]) Gegenstand der Untersuchungen, um eine Vergleichsebene zum sogenannten “Bake-hardening“-Index zu bilden. Eine Übersicht der Versuchsmatrix ist in Tabelle 9 dargestellt.

Tabelle 9: Versuchsmatrix für die Sensitivitätsanalyse in der konventionellen Prozessroute (T<sub>4Route</sub>)

Werkstoffe: Al <sub>Cu-No</sub> , Al <sub>Cu-Lo</sub> , Al <sub>Cu-Me</sub>		Referenz	KLT <sub>Min</sub>	KTL <sub>BH</sub>	KLT <sub>Äquiv</sub>
		T <sub>4</sub> -Zustand	$T = 165 \text{ °C}$ , $t = 15 \text{ min}$	$T = 170 \text{ °C}$ , $t = 20 \text{ min}$	$T = 180 \text{ °C}$ , $t = 20 \text{ min}$
Vordehnungen $\varepsilon_p$	0 %	X	X	X	X
	1 %	X	X	X	X
	2 %	X	X	X	X
	5 %	X	X		X
	10 %	X			X
	15 %	X			X

Übergeordnet resultiert das mechanische Eigenschaftsprofil des im Fahrzeug befindlichen Bauteiles aus den Beiträgen des Grundwerkstoffs (Legierungskonzept, Herstellparameter etc.), der Kaltverfestigung durch Umformung, der Ausscheidungshärtung während des Lackierprozesses und den

Wechselwirkungen (Erholung bzw. Abbau von Versetzungen). In *Bild 54* ist der Einfluss durch die Verarbeitungsoperationen in der konventionellen Prozessroute auf die Festigkeit und Duktilität aufgezeigt.

Der Einfluss der Kaltverfestigung aus *Bild 54(a)* bildet einen Auszug der Verfestigung der Werkstoffe ab, ist identisch zu den wahren Fließkurven aus *Bild 52*, und in kupferangereicherten Legierungen ist eine höhere Verfestigung ersichtlich ( $n_{8-12}$ :  $\text{Al}_{\text{Cu-No}} = 0,21$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}} = 0,27$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}} = 0,25$ ). Erwartungsgemäß beeinflusst die Versetzungsdichte, die mit der plastischen Verformung einhergeht, die Duktilität des Materials. Der Verlauf des Biege­winkels über die Vordehnung in *Bild 54(d)* verhält sich im Wesentlichen konträr zur Festigkeit. Im Mittel kann ein relativer Verlust je Prozent an plastischer Vordehnung von  $\Delta\alpha_{||z||p(0-15)}/\Delta\varepsilon_p = -4,1 \text{ }^\circ/\%$  für die Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\Delta\alpha_{||z||p(0-15)}/\Delta\varepsilon_p = -3,1 \text{ }^\circ/\%$  für die Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  festgestellt werden, wobei Vordehnungen von  $\varepsilon_p > 10 \text{ } \%$  zu einem ein geringeren Duktilitätsverlust führen ( $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ :  $\Delta\alpha_{||z||p(10-15)}/\Delta\varepsilon_p = -2,2 \text{ }^\circ/\%$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ :  $\Delta\alpha_{||z||p(10-15)}/\Delta\varepsilon_p = -2,1 \text{ }^\circ/\%$ ). Für den Referenzwerkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  konnten keine Messwerte im Anlieferungszustand und bei geringen Vordehnungen generiert werden, da der gemessene Biege­winkel  $\alpha_{\text{mess}} > 145^\circ$  beträgt (vgl. 4.4.2).

Für das Ansprechverhalten bei Warmauslagerung in Abhängigkeit der Vordehnung in *Bild 54(b)* ist ein unstetiger Verlauf erkennbar. Die höchste Festigkeitszunahme durch die Ausscheidungshärtung ist, unabhängig vom Legierungskonzept, bei der Vordehnung  $\varepsilon_p = 1 \text{ } \%$  erfasst und mit  $\Delta R_{p(t)} = 30,9 \text{ MPa}$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ ,  $\Delta R_{p(t)} = 66,5 \text{ MPa}$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\Delta R_{p(t)} = 82,0 \text{ MPa}$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  zu beziffern. Bei höherem Umformgrad nähert sich die Streck­grenzendifferenz nach der Wärmebehandlung  $\text{KLT}_{\text{Äquiv}}$  asymptotisch einem Minimum an [280]. Dies ist auf eine Beschleunigung der Diffusionsprozesse – durch die Versetzungen in der Mikrostruktur – zurückzuführen [281]. Die notwendige Aktivierungsenergie beträgt im Vergleich zu dem versetzungsfreien Volumen eines Metalls ungefähr die Hälfte für die Diffusion eines Elements entlang einer Versetzung [282]. Im weiteren Verlauf werden die über Erholungsprozesse in der Warmauslagerung eingebrachten Versetzungen annihiliert. Dies ist an dem Abfall der Gesamtfestigkeit des Werkstoffs in *Bild 54(b)* erkennbar. Bei geringen Dehnungen überwiegt die beschleunigte Diffusion entlang der Versetzungen dieser gegenläufigen Effekte, da nur ein Teil der Gitterstörungen abgebaut werden kann. In Bereichen mit hoher Versetzungsdichte ist die Annihilation deutlich stärker ausgeprägt.

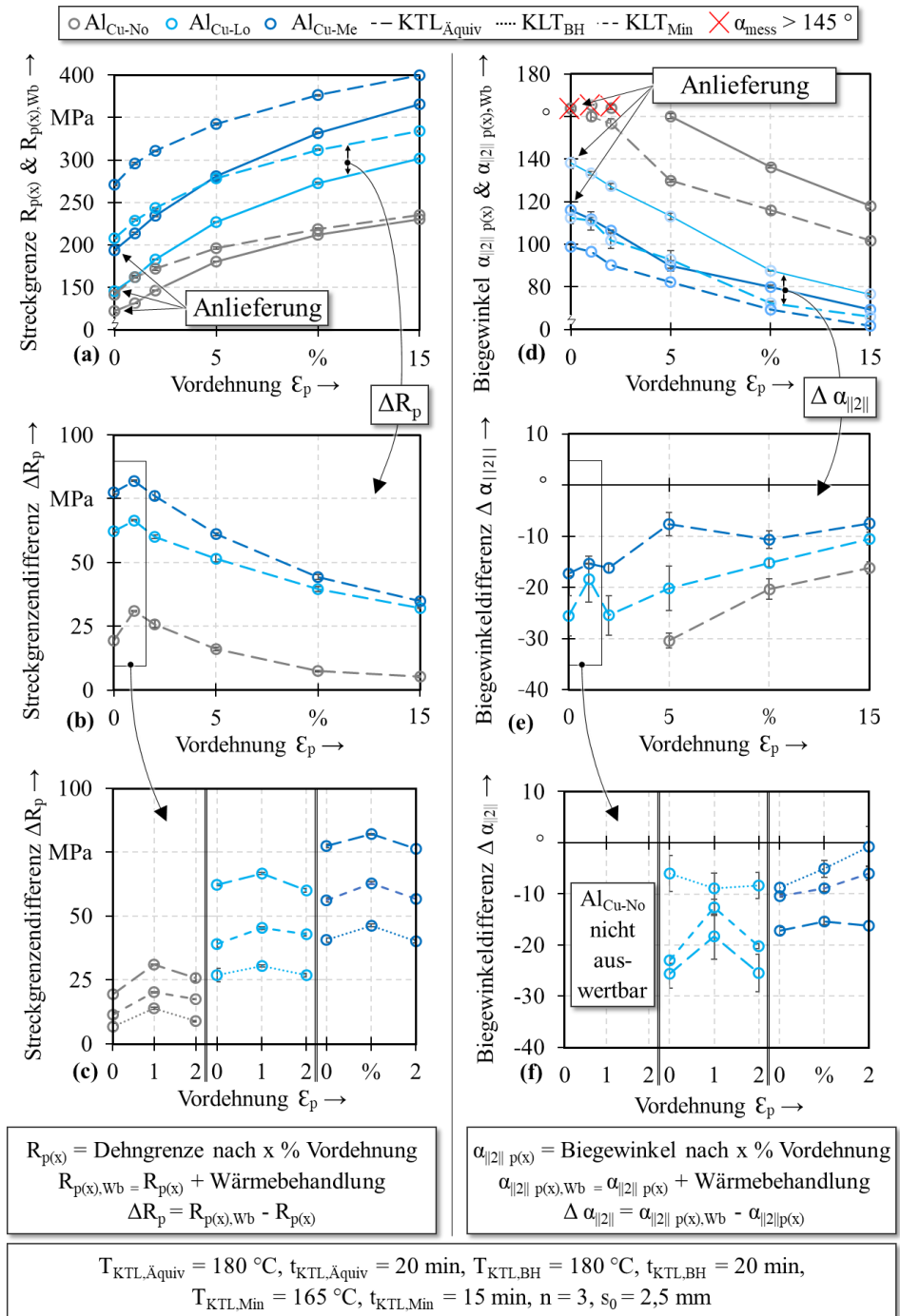


Bild 54: Festigkeits- und Duktilitätsbeiträge des Grundwerkstoffs durch Kaltverfestigung und Warmauslagerung für die konventionelle Prozessroute (T<sub>4Route</sub>)

Der augenscheinliche Abklang in der Festigkeitszunahme in *Bild 54(b)* lässt die Interpretation einer reduzierten Ausscheidungshärtung mit steigender Vordehnung zu. Die Versetzungen bewirken zwar eine Senke für mobile Leerstellen und dadurch eine Abnahme der Leerstellenkonzentration, jedoch ist der Einfluss auf die Ausscheidungshärtung durch die beschleunigte Diffusion weitestgehend aufgehoben. Eine Separierung der wirkenden Effekte (Kaltverfestigung, Ausscheidungshärtung und Erholung) von deren Beiträgen zur Gesamtfestigkeit ist aufgrund der Wechselwirkungen nicht möglich. Für die mit Kupfer angereicherten Werkstoffe kann in *Bild 54(b)* ein nahezu identischer prozentuale Festigkeitsgewinn zwischen  $\Delta R_{p(0-15)} = 9,5\%$  bis  $42,7\%$  dokumentiert werden, wohingegen beim Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  der Zugewinn im Bereich von  $\Delta R_{p(0-15)} = 2,3\%$  bis  $23,6\%$  signifikant geringer ausfällt.

Bei den Werkstoffen  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  in *Bild 54(e)* ist für  $\Delta\alpha_{||z||}$  über  $\varepsilon_p$  ein antiproportionaler Verlauf gegenüber  $\Delta R_p$  aus *Bild 54(b)* zu erkennen. Für eine plastischen Dehnung von  $\varepsilon_p = 5\%$  kann die Analogie nicht bestätigt werden, jedoch sind die Ergebnisse mit hohen Streuungen behaftet. Dies ist unter anderem auf mögliche Temperatur-/Zeitschwankungen in der Wärmebehandlung zurückzuführen, wie auch auf eine nicht exakt eingebrachte homogene Vordehnung, die messtechnisch nur schwer erfassbar ist über die gesamte Breite des Blechstreifens (vgl. 4.4.7). Über den Bereich von  $\varepsilon_p = 0\%$  bis  $15\%$  beeinflusst die Temperaturbelastung  $\text{KLT}_{\text{Äquiv}}$  die Duktilität im Mittel um  $\Delta\alpha_{||z||} = -16,9\% \pm 2,6\%$  beim Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und um  $\Delta\alpha_{||z||} = -12,7\% \pm 2,6\%$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  (vgl. *Bild 54(e)*).

Eine Veränderung der Wärmebehandlungsparameter, orientiert an den Mindestanforderungen für die Klebstoffaushärtung ( $T_{\text{KTLMin}} = 165\text{ °C}$  für  $t_{\text{KTLMin}} = 15\text{ min}$ ), hat eine geminderte Ausscheidungshärtung zur Folge (vgl. *Bild 54(c)*). Der Festigkeitszuwachs bei der Wärmebehandlung von  $T = 180\text{ °C}$  für  $t = 20\text{ min}$  ist mit  $\Delta R_{p|180\text{ °C}/20\text{ min}} = 62 - 67\text{ MPa}$  am höchsten ausgeprägt für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  ( $\Delta R_{p|165\text{ °C}/15\text{ min}} = 27\text{ MPa}$  bis  $30\text{ MPa}$ ;  $\Delta R_{p|170\text{ °C}/20\text{ min}} = 39\text{ MPa}$  bis  $45\text{ MPa}$ ). Eine Abstufung in den Festigkeitsbeiträgen korreliert mit der zugeführten Wärmemenge unabhängig von der Legierung. Ein gegenläufiges Phänomen ist bei der Duktilität in *Bild 54(e)* und *(f)* festzustellen. Beim Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  mit dem höchsten Festigkeitsgewinn ist gleichzeitig der geringste Duktilitätsverlust zu verzeichnen, bei geringen wie auch bei hohen Dehnungen. Dies wird hauptsächlich durch die höhere Verzerrung der kupferhaltigen Vorphasen von  $Q$  beeinflusst, die durch ihre feinere Morphologie und höhere Phasendichte eine zunehmende Behinderung der Versetzungsbewegung bewirken [54].

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass im Bereich von  $\epsilon_p = 0\%$  bis  $15\%$ , Kupfer in 6000er-Legierungen zu einer höheren Festigkeitszunahme ( $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ :  $\Delta R_p = 5\text{ MPa}$  bis  $31\text{ MPa}$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ :  $\Delta R_p = 32\text{ MPa}$  bis  $67\text{ MPa}$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ :  $\Delta R_p = 35\text{ MPa}$  bis  $82\text{ MPa}$ ) und geringerem Duktilitätsverlust während einer Warmauslagerung führt ( $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ :  $\Delta\alpha_{||z||} = -30^\circ$  bis  $-16^\circ$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ :  $\Delta\alpha_{||z||} = -25$  bis  $-10^\circ$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ :  $\Delta\alpha_{||z||} = -17^\circ$  bis  $-7^\circ$ ).

Um die abgeleiteten Mikrostrukturen aus der obigen Diskussion zu bestätigen, wurden ergänzende Untersuchungen über die Transmissionselektronenmikroskopie und die differentielle Kalorimetrie in den relevanten Zuständen durchgeführt. Für die Auswertung der Transmissionselektronenmikroskop-Aufnahmen wurde der in Abschnitt 5.3 vorgestellte Algorithmus verwendet, und die Darstellungsweise orientiert sich an Bild 34. In Bild 55(a) und (c) sind die geometrischen Abmessungen der Sekundärphasen des Bauteilzustands in der  $T_{4\text{Route}}$  im Kontrast zu dem vollausgehärteten T6-Zustand für die Werkstoffe  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  gegenübergestellt.

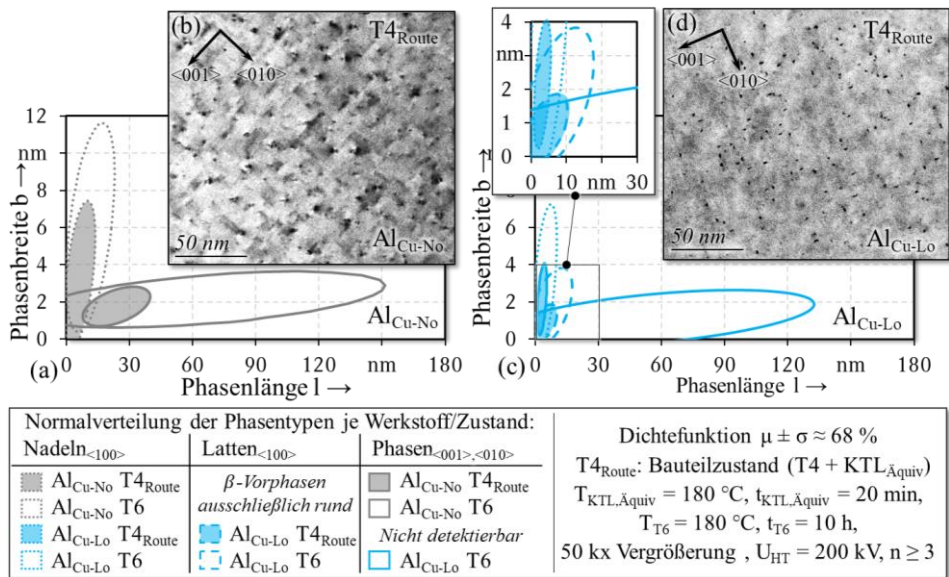


Bild 55: Sekundärphasengröße der Legierungen  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  im vollausgehärteten Zustand T6 und im Bauteilzustand der  $T_{4\text{Route}}$

Die Messergebnisse bestätigen das visuelle Erscheinungsbild der Hellfeldbilder. In der quartären 6000er-Legierung in Bild 55(d) führt die Bildung von feineren, kupferangereicherten Ausscheidungen zu einer stärkeren Verzerrung des Gefüges.

Nach Svoboda *et al.* [283] ist die morphologische Entwicklung der Ausscheidungen von den anisotropen Fehlanpassungen des Sekundärphasengitters und deren Orientierung zum Wirtsgitter abhängig. Der deutlich größere Querschnitt der Phasen in  $\langle 100 \rangle$  der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  ( $16 \pm 12 \text{ nm}^2$ ) im Vergleich zur Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  ( $5 \pm 1 \text{ nm}^2$ ) ist primär auf die Bildung der nadel-förmigen  $\beta''$ -Ausscheidungen zurückzuführen. Ding *et al.* [284] begründen dieses Phänomen mit der kohärenten Orientierungsbeziehung der Lat-ten- $\langle 100 \rangle$  mit der Aluminiummatrix im Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ . Die Gitterparameter ( $a = 9,87 \text{ \AA}$  bis  $10,26 \text{ \AA}$ ) und Orientierungswinkel ( $3,4^\circ$  bis  $15,5^\circ$ ) der Silizi-umatome in nadelförmigen Vorphasen von  $Q'$  und  $\beta'$  treten teilweise in ungünstigen Konstellationen auf. Das Si-Netzwerk der lattenförmigen Vorphasen von  $Q'$  weist dagegen einen konstanten Verdrehungswinkel von  $11^\circ$  auf, wodurch die aufzubringende Grenzflächenenergie in Längsrichtung (im vorliegendem Fall in  $\langle 100 \rangle$ ) für das Phasenwachstum geringer ist [285].

Um die Werkstoffe jedoch in den vollausgehärteten T6-Zustand zu über-führen, ist die Wärmebehandlung von  $T = 180^\circ \text{C}$  für  $t = 20 \text{ min}$  nicht aus-reichend. Es ist anzunehmen, dass überwiegend globale GP-Zonen in der Mikrostruktur vorliegen, mit ersten Ansätzen nadelförmiger Vorphasen von  $Q$  und  $\beta$ . Allerdings ist die Evolution im Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  mit einer Phasengröße von  $\bar{l}_{\langle 001 \rangle, \langle 010 \rangle, T4, \text{Route}} = 23,7 \text{ nm} \pm 6,5 \text{ nm}$  gegenüber  $\bar{l}_{\langle 001 \rangle, \langle 010 \rangle, T6} = 66,7 \text{ nm} \pm 34,2 \text{ nm}$  ( $\approx 35\%$ ) bereits weiter fortgeschritten als im Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ , bei dem die Phasengröße in  $\bar{l}_{\langle 001 \rangle, \langle 010 \rangle, T4, \text{Route}}$  nicht erfasst werden konnte. Diese Annahme kann von den dynamischen Differenzkalorimetrie-Messungen in Bild 56 bestätigt werden.

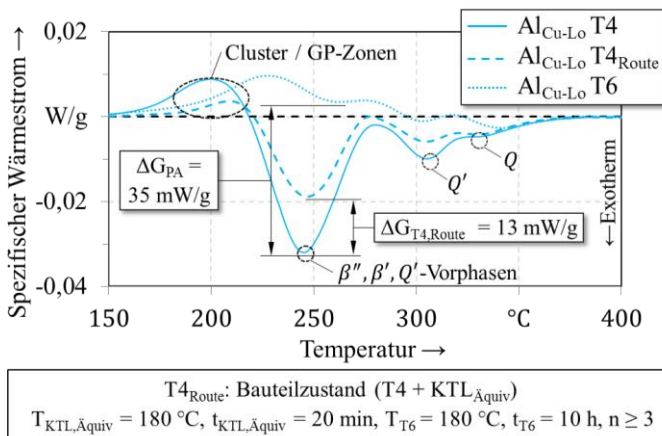


Bild 56: Dynamische Differenzkalorimetrie-Messungen des Werkstoffs  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  im kaltaus-gelagerten T4-Zustand, im Bauteilzustand  $\text{T4}_{\text{Route}}$  und im vollausgehärteten Zustand T6

Der deutlich reduzierte Peak bei etwa  $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$  lässt darauf schließen, dass ein großer Teil der nicht wachstumsfähigen Co-Cluster bereits aufgelöst ist und teilweise die Mutation von  $\beta''$  und Pre- $Q'$  begonnen hat. Beim Vergleich der Enthalpiedifferenzen von der  $T_{4\text{Route}}$  gegenüber dem T6-Zustand kann ein Aushärtegrad von etwa 35 % berechnet werden. Ein ähnliches Verhältnis kann bei Betrachtung der mechanischen Kennwerte aus Abschnitt 5.1 ermittelt werden.

### 6.2.2 Prozessroute mit einer Bauteilaushärtung (PFHT<sub>Route</sub>)

Analog zu dem Vorgehen für die konventionelle Prozessroute wurden die Sensitivität und die Wechselwirkungen auf die Verarbeitungsoperationen, wie die Kaltverfestigung während der Umformung und die Wärmebehandlung im Lackierprozess, in der Prozessroute mit einer separaten Bauteilaushärtung untersucht. Die Datenerhebung umfasste Zug- und Biegeproben mit uniaxialer Vordehnung im Bereich von  $\varepsilon_p = 0 \text{ } \%$  bis 15 %. Die Untersuchungen berücksichtigten eine Bauteilaushärtung von  $T = 205 \text{ }^\circ\text{C}$  für  $t = 30 \text{ min}$ , den „Prozessdurchläufer“ in der Lackierung, mit einer thermischen äquivalent Wärmebehandlung von  $T = 180 \text{ }^\circ\text{C}$  für  $t = 20 \text{ min}$  und die Mindestanforderungen für die Klebstoffaushärtung im KTL-Trockner, mit einer Wärmebehandlung von  $T = 165 \text{ }^\circ\text{C}$  für  $t = 15 \text{ min}$ . Eine Zusammenfassung der Versuchsmatrix ist in *Tabelle 10* gegeben.

*Tabelle 10*: Versuchsmatrix für die Sensitivitätsanalyse der Prozessroute mit Bauteilaushärtung

Werkstoffe: Al <sub>Cu-No</sub> , Al <sub>Cu-Lo</sub> , Al <sub>Cu-Me</sub>		Referenz	PFHT	PFHT + KLT <sub>Min</sub>	PFHT + KLT <sub>Äquiv</sub>
		T <sub>4</sub> -Zustand	T= 205 °C t= 30 min	T= 205 + 165 °C t= 30 + 15 min	T= 205 + 180 °C t= 30 + 20 min
Vordehnungen $\varepsilon_p$	0 %	X	X	X	X
	1 %	X	X	X	X
	2 %	X	X	X	X
	5 %	X	X	X	X
	10 %	X	X		X
	15 %	X	X		X

Die Umformung erfolgt, analog zur konventionellen Prozessroute, im T<sub>4</sub>-Anlieferungszustand bei der PFHT<sub>Route</sub>. Für die Diskussion des Einflusses der Kaltverfestigung, welche den Umformprozess in *Bild 57(a)* und *(c)* nachstellt, wird auf die Ergebnisse der T<sub>4Route</sub> verwiesen.

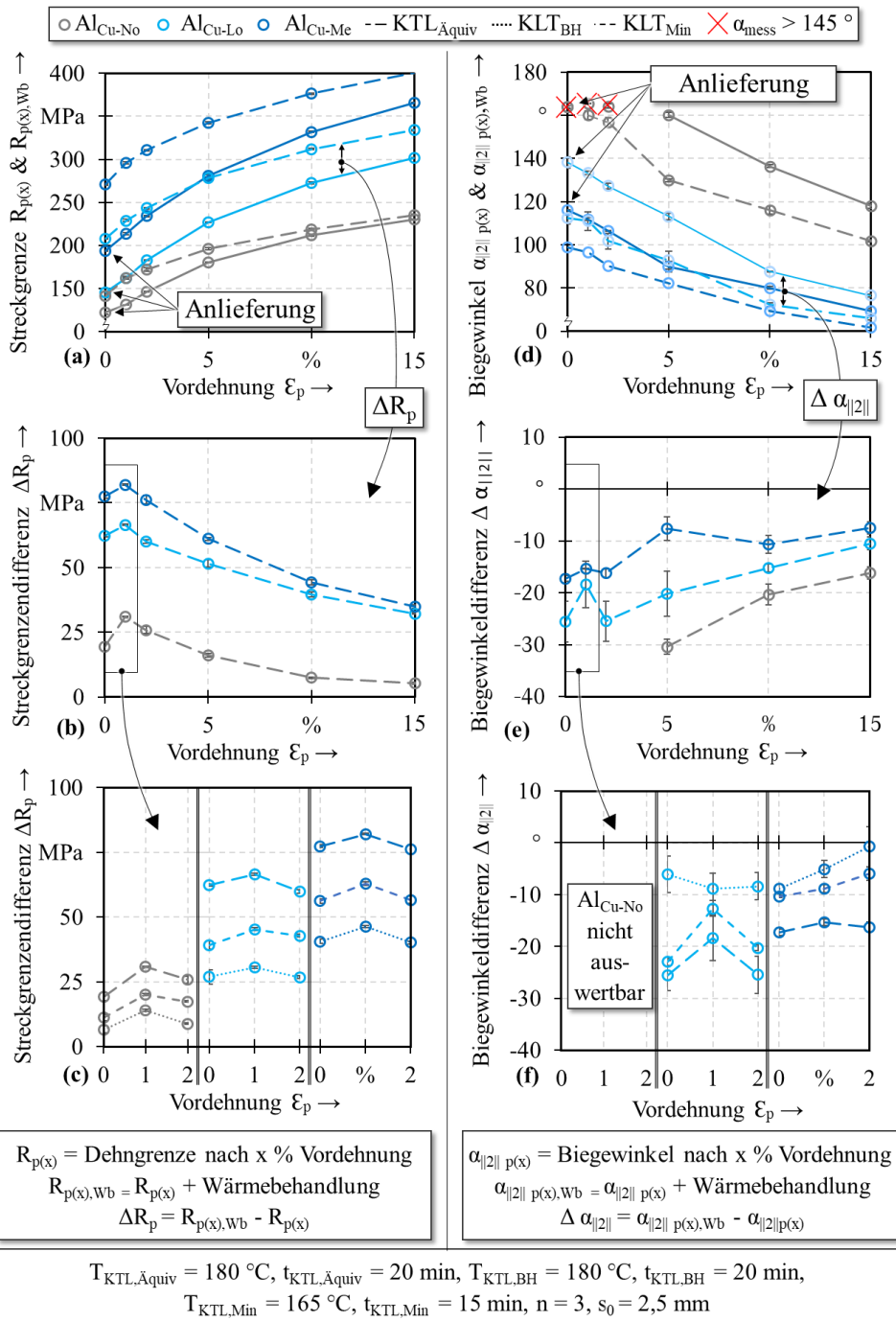


Bild 57: Festigkeits- und Duktilitätsbeiträge des Grundwerkstoffs durch Kaltverfestigung und Warmauslagerung für die Prozessroute mit Bauteilaushärtung (PFHTRoute)

Für alle Werkstoffe in Bild 57(b) und (e) können, bei geringen Vordehnungen im Bereich von  $\varepsilon_p = 0 - 2 \%$ , die höchste Festigkeitszunahme und der größte Duktilitätsverlust nach der PFHT-Behandlung festgestellt werden ( $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ :  $\Delta R_{p(0-2),\text{PFHT}} = 125,0 \text{ MPa} \pm 6,2 \text{ MPa}$ ,  $\Delta \alpha_{||z||p(0-2),\text{PFHT}} = -33,8^\circ \pm 4,2^\circ$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ :  $\Delta R_{p(0-2),\text{PFHT}} = 120,4 \text{ MPa} \pm 2,3 \text{ MPa}$ ,  $\Delta \alpha_{||z||p(0-2),\text{PFHT}} = -54,2^\circ \pm 10,2^\circ$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ :  $\Delta R_{p(0-2),\text{PFHT}} = 68,5 \text{ MPa} \pm 4,0 \text{ MPa}$ ). Im weiteren Verlauf zu höheren Vordehnungen bei  $\varepsilon_p = 5 \%$  bis  $15 \%$  nimmt dieser Effekt kontinuierlich ab ( $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ :  $\Delta R_{p(5-15),\text{PFHT}} = 66,5 \text{ MPa} \pm 29,4 \text{ MPa}$ ,  $\Delta \alpha_{||z||p(5-15),\text{PFHT}} = -15,4^\circ \pm 3,3^\circ$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ :  $\Delta R_{p(5-15),\text{PFHT}} = 74,0 \text{ MPa} \pm 20,2 \text{ MPa}$ ,  $\Delta \alpha_{||z||p(5-15),\text{PFHT}} = -25,8^\circ \pm 11,1^\circ$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ :  $\Delta R_{p(5-15),\text{PFHT}} = 31,8 \text{ MPa} \pm 14,7 \text{ MPa}$ ,  $\Delta \alpha_{||z||p(5-15),\text{PFHT}} = -45,4^\circ \pm 7,9^\circ$ ), was weniger auf eine reduzierte Ausscheidungsbildung zurückzuführen ist, als vielmehr mit dem Abbau der Versetzungen bzw. mit den Erholungseffekten zu begründen ist, die bereits am Beispiel der  $T_{4\text{Route}}$  erläutert sind. Zu erwähnen sei, dass der Biegewinkel bei geringer plastischer Vordehnung im Anlieferungszustand beim Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  nicht ausgewertet werden könnte ( $\alpha_{\text{mess}} > 145^\circ$  vgl. 4.4.2). Beim Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  ist, aufgrund der zusätzlichen Übersättigung bei Abschreckung, der Festigkeitsgewinn am stärksten ausgeprägt. Relativ dominiert, unabhängig von der plastischen Dehnung  $\varepsilon_p$ , der mittlere Festlichkeitsgewinn des Werkstoffs  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  mit  $\Delta R_{p(0-15),\text{PFHT}} = 51,1\% \pm 4,0\%$  gegenüber dem Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  mit  $\Delta R_{p(0-15),\text{PFHT}} = 34,0\% \pm 20,7\%$  und dem Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  mit  $\Delta R_{p(0-15),\text{PFHT}} = 39,8\% \pm 22,5\%$ . Ursache ist unter anderem die stark ange-setzte Vorkonditionierung beim Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ , um die Kaltaushärtung bei Raumtemperatur zu unterdrücken (vgl. Bild 35).

Obwohl bereits ein Großteil der festigkeitssteigernden Phasen nach der Bauteilaushärtung im Werkstoff vorliegen sollte, ist nochmals ein deutlicher Festigkeitssprung ( $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ :  $\Delta R_{p(0-15),\text{Wb}} = 4 \text{ MPa}$  bis  $30 \text{ MPa}$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ :  $\Delta R_{p(0-15),\text{Wb}} = 6 \text{ MPa}$  bis  $23 \text{ MPa}$ ;  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ :  $\Delta R_{p(0-15),\text{Wb}} = 4 \text{ MPa}$  bis  $16 \text{ MPa}$ ) nach einer weiteren Warmauslagerung bei  $180^\circ\text{C}$  in Bild 57(b) und (c) zu erkennen, besonders bei geringen Vordehnungen. Beim Biegewinkel in Bild 57(e) und (f) ist ein zusätzlicher Verlust der Duktilität nach der zwei-stufigen Wärmebehandlung nicht signifikant ausgeprägt ( $\text{KTL}_{\text{Äquiv}}$ :  $\Delta \alpha_{||z||,\text{Wb}} = -2,6^\circ \pm 3,0^\circ$ ,  $\text{KTL}_{\text{Min}}$ :  $\Delta \alpha_{||z||,\text{Wb}} = -1,3^\circ \pm 3,4^\circ$ ), unabhängig von den betrachteten Temperaturniveaus, und die Unterschiede gehen nahezu in der Streuung der Messergebnisse unter. Überraschend ist jedoch, dass die Festigkeitszunahme während des Lackierprozesses in Bild 57(c) nur gering ( $\Delta R_p \approx 3 \text{ MPa}$ ) von dem absoluten Wärmeeintrag beeinflusst wird, solange die vorgegebenen Trocknungsbedingungen erfüllt sind. Offensichtlich aktiviert die zusätzliche Warmauslagerung bei einer geringeren Temperatur ( $T_{\text{KTL},\text{Äquiv}} = 180^\circ\text{C} < T_{\text{PFHT}} = 205^\circ\text{C}$ ) die Mobilität von

Legierungselementen, die bei  $T = 205\text{ °C}$  bereits in Lösung gewesen sind und nicht zur Ausscheidungshärtung beitragen konnten. In unverformten Regionen ( $\epsilon_p = 0$ ) ist der stärkste mittlere Zugewinn unabhängig vom Legierungskonzept wahrnehmbar ( $\Delta R_{p(0),WB} = 21,3\text{ MPa} \pm 3,0\text{ MPa}$ ,  $\Delta R_{p(i),WB} = 17,0\text{ MPa} \pm 4,5\text{ MPa}$ ,  $\Delta R_{p(z),WB} = 9,1\text{ MPa} \pm 1,3\text{ MPa}$ ), da keine Anihilation von Versetzungen auftritt.

Um ein zusätzlich Verständnis über die mikrostrukturellen Differenzen zwischen den Werkstoffen im warmausgelagerten Zustand zu entwickeln, wurden die Transmissionselektronenmikroskop-Aufnahmen anhand des in Abschnitt 5.3 vorgestellten Algorithmus ausgewertet.

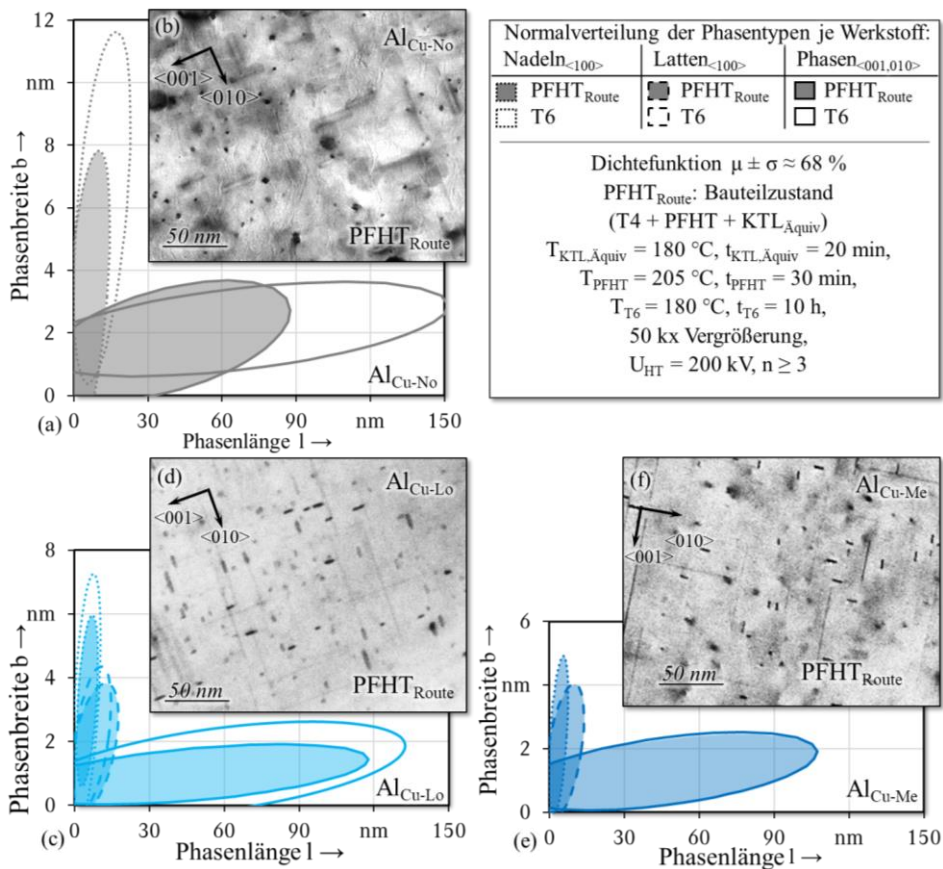


Bild 58: Sekundärphasengröße der Untersuchungswerkstoffe im vollausgehärteten Zustand T6 und im Bauteilzustand der PFHT<sub>Route</sub>

Für alle Werkstoffe ist der Zustand nach der Bauteilaushärtung ( $T = 205\text{ °C}$  für  $t = 30\text{ min}$ ) und dem Lackdurchlauf ( $T = 180\text{ °C}$  für  $t = 20\text{ min}$ ) untersucht und bei den Werkstoffen  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  gegenüber dem T6-Zustand aufgetragen worden. Die Unterschiede zwischen den kupferangereicherten und den trinären 6000er-Legierungen wurden bereits in Abschnitt 5.3 thematisiert und erneut durch die geometrischen Abmessungen der Sekundärphasen in *Bild 58* bestätigt. GP-Zonen, die bei weiterer Auslagerung eine Umwandlung in die  $\beta'$ -Phasen erfahren, wachsen vorerst zu etwa 2 nm großen, globaleren Ausscheidungen heran (vgl. *Bild 58(a)*), bevor die Wachstumsrichtung umschlägt und die weitere Ausdehnung primär eindimensional erfolgt. Dabei ist ein stumpfes Ende der nadelförmigen Phasen in *Bild 58(b)* zu erkennen, was auch als stäbchenförmige Morphologie bezeichnet wird [247]. Gegenüber den GP-Zonen, die sich in nadelförmige oder lattenförmige Vorphasen von  $Q'$  formen, ist die eindimensionale Vorzugswachstumsrichtung bereits ab ca. 1 nm ausgeprägt (vgl. *Bild 58(c)* und *(e)*), was durch das konisch verlaufende Ende der Phase begünstigt (vgl. *Bild 58(d)* und *(f)*) und mit der kohärenten Orientierungsbeziehung begründet wird [284]. Die nadelförmigen Phasen im Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  weisen demzufolge einen größeren Querschnitt und ein weniger dicht belegtes Sekundärphasennetzwerk gegenüber den kupferangereicherten Legierungen auf. Vereinzelt Phasen vom Typ  $\beta'$  bewirken daher zwar eine lokal höhere Verzerrung der Aluminiummatrix, jedoch ist eine deutliche Vergrößerung bzw. ein erhebliches Längenwachstum der verhältnismäßig wenigen Phasen erforderlich, um den Werkstoff in den T6-Zustand zu überführen. Des Weiteren tritt eine überalterte Mikrostruktur im Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  mit einer mittleren Phasendichte von 1278 Phasen /  $\mu\text{m}^2$  früher auf, als in dem dichter belegten Phasennetzwerk der quartären 6000er-Legierungen ( $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ : 1278 Phasen /  $\mu\text{m}^2$ ;  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ : 1260 Phasen /  $\mu\text{m}^2$ ), da der Orowan-Mechanismus eine Funktion aus dem mittleren Partikelabstand in der Gleitebene und der Teilchengröße ist [72]. Diese Tendenz ist ebenfalls beim Vergleich der mittleren Phasengröße je Morphologie in den Al-Mg-Si-Cu-Legierungen ersichtlich. Von der evolutionären Entwicklung ausgehend ist die Ausscheidungssequenz der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  bereits fortgeschrittener als die der Werkstoffe  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ . Dennoch sind die höchsten Festigkeiten, aufgrund der Phasendichte, in den Legierungen  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  ermittelt worden.

Die Messverläufe der dynamischen Differenzkalorimetrie in *Bild 59* liefern einen weiteren Nachweis dafür, dass das Festigkeitspotenzial durch die Ausscheidungshärtung in diesen Legierungen mit den gewählten Wärme-

behandlungsparametern für die Bauteilaushärtung in hohem Umfang verwendet wird und in Kombination mit der zweistufigen Wärmebehandlung dicht an den vollausgehärteten T6-Zustand rückt (vgl. Bild 59(b)). Der geringere Enthalpiebedarf von  $\Delta\dot{T}_{min,PFHT} = -9,9 \text{ mW/g}$  der PFHT-Zustände gegenüber dem T4-Zustand von  $\Delta\dot{T}_{min,T4} = -31,7 \text{ mW/g}$  bei  $T \approx 240 \text{ °C}$  deutet darauf hin, dass bereits ein großer Teil der festigkeitssteigernden Phasen im Werkstoff vorliegen. Die mittlere Teilchengröße ist abhängig vom Legierungskonzept, wobei in der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  in Bild 59(a) nahezu für alle Keime die erforderliche Grenzflächenenthalpie  $\Delta H$  aufgebracht wurde und ausschließlich  $\beta''$  oder Phasen höher Evolutionsstufen im Werkstoff vorhanden sind. Der endotherme Ausschlag bei  $T = 200 \text{ °C}$  im Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  in Bild 59(c) lässt darauf schließen, dass noch weitere Teilchen der Co-Cluster und GP-Zonen unterhalb des kritischen Radius vorhanden sind und bereits auch mit erster Auflösung von  $\beta'$ - bzw.  $Q'$ -Vorphasen zu rechnen ist, die zur weiteren Vergrößerung der größeren Phasen in der Ausscheidungssequenz beitragen.

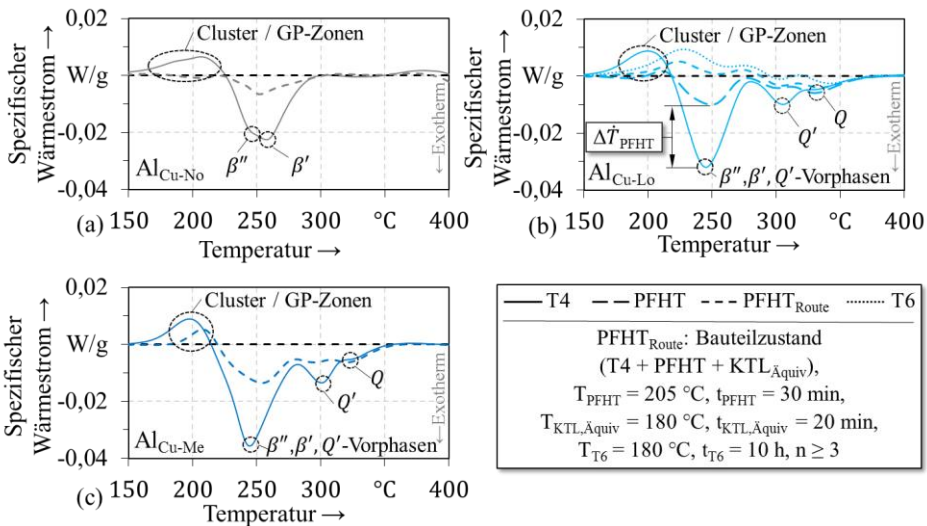


Bild 59: Dynamische Differenzkalorimetrie-Messungen im kaltausgelagerten T4-Zustand, nach Bauteilaushärtung (PFHT), im Bauteilzustand der PFHT<sub>Route</sub> und im vollausgehärteten T6-Zustand

Die thermodynamischen Abläufe stehen dabei in Einklang mit den gemessenen und bereits beschriebenen mechanischen Eigenschaften sowie den mikroskopischen Ergebnissen. Setzt man die Enthalpiedifferenzen der Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  ins Verhältnis zum T6-Zustand, ergibt sich ein Aushärtegrad

von  $\approx 70\%$  nach der Bauteilaustrahlung und  $\approx 90\%$  im Bauteilzustand. Ferner decken sich die Beobachtungen mit den Ergebnissen anderer wissenschaftlicher Arbeiten wie Lloyd [242].

### 6.2.3 Prozessroute mit teilausgehärtetem Material (T61<sub>Route</sub>)

Im Rahmen einer Sensitivitätsanalyse sind, bei der Prozessroute mit teilausgehärtetem Material, die Einflussgrößen der Verarbeitungsoperationen aus der Wertschöpfungskette ausgewertet worden. Die Vorgehensweise ist adäquat zur T4<sub>Route</sub> sowie zur PFHT<sub>Route</sub> und beinhaltet die Versuchsmatrix aus Tabelle 11 mit Zug- und Biegeproben, die uniaxial vorgedehnt und wärmebehandelt wurden. Neben dem „Prozessdurchläufer“, der mit einem Temperaturäquivalent von  $T = 180\text{ °C}$  für  $t = 20\text{ min}$  angesetzt ist, sind die Mindestanforderungen für Klebstoffaushärtung ( $T = 165\text{ °C}$  für  $t = 15\text{ min}$ ) untersucht worden (vgl. Bild 6).

Tabelle 11: Versuchsmatrix für die Sensitivitätsanalyse der Prozessroute mit teilausgehärtetem Material (T61<sub>Route</sub>)

Werkstoffe: Al <sub>Cu-Lo</sub> T61 #2, Al <sub>Cu-Lo</sub> T61 #3, Al <sub>Cu-Lo</sub> T61 #4, Al <sub>Cu-Me</sub> T61 #2		Referenz	KLT <sub>Min</sub>	KLT <sub>Äqiv</sub>
		T61-Zustand (diverse)	T = 165 °C, t = 15 min	T = 180 °C, t = 20 min
Vordehnungen $\epsilon_p$	0 %	X	X	X
	1 %	X	X	X
	2 %	X	X	X
	5 %	X	X	X
	10 %	X		X
	15 %	X		X

In Bild 60(a) ist die Streckgrenzenerhöhung durch die Kaltumformung von ausgewählten T61-Zuständen des Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> und Al<sub>Cu-Me</sub> dargestellt, die gegenüber dem T4-Zustand ein weniger stark ausgeprägtes Verfestigungsverhalten aufweisen. Dies ist ebenfalls in den n-Werten der Werkstoffe ersichtlich (Al<sub>Cu-Lo</sub> T4:  $n_{8-12} = 0,26 > \text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  T61 #2:  $n_{8-12} = 0,23 > \text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  T61 #3:  $n_{8-12} = 0,20 > \text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  T61 #4:  $n_{8-12} = 0,18$ ). Eine kontinuierliche Abnahme der Duktilität konnte mit steigender Verfestigung in Bild 60(a) festgestellt werden. Je Prozent an plastische Vordehnung kann im Mittel ein relativer Verlust von  $\Delta\alpha_{||z||p(0-15)}/\Delta\epsilon_p = -3,5\text{ °/°} \pm 2,6\text{ °/°}$  für alle T61-Zustände in Bild 60(d) erfasst werden, wobei die größte Differenz zwischen dem Wärmebehandlungszustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #2 mit  $\Delta\alpha_{||z||p(0-15)}/\Delta\epsilon_p = -5,1\text{ °/°} \pm 3,7\text{ °/°}$  und dem Wärmebehandlungszustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #4 mit  $\Delta\alpha_{||z||p(0-15)}/\Delta\epsilon_p = -2,6\text{ °/°} \pm 2,5\text{ °/°}$  besteht.

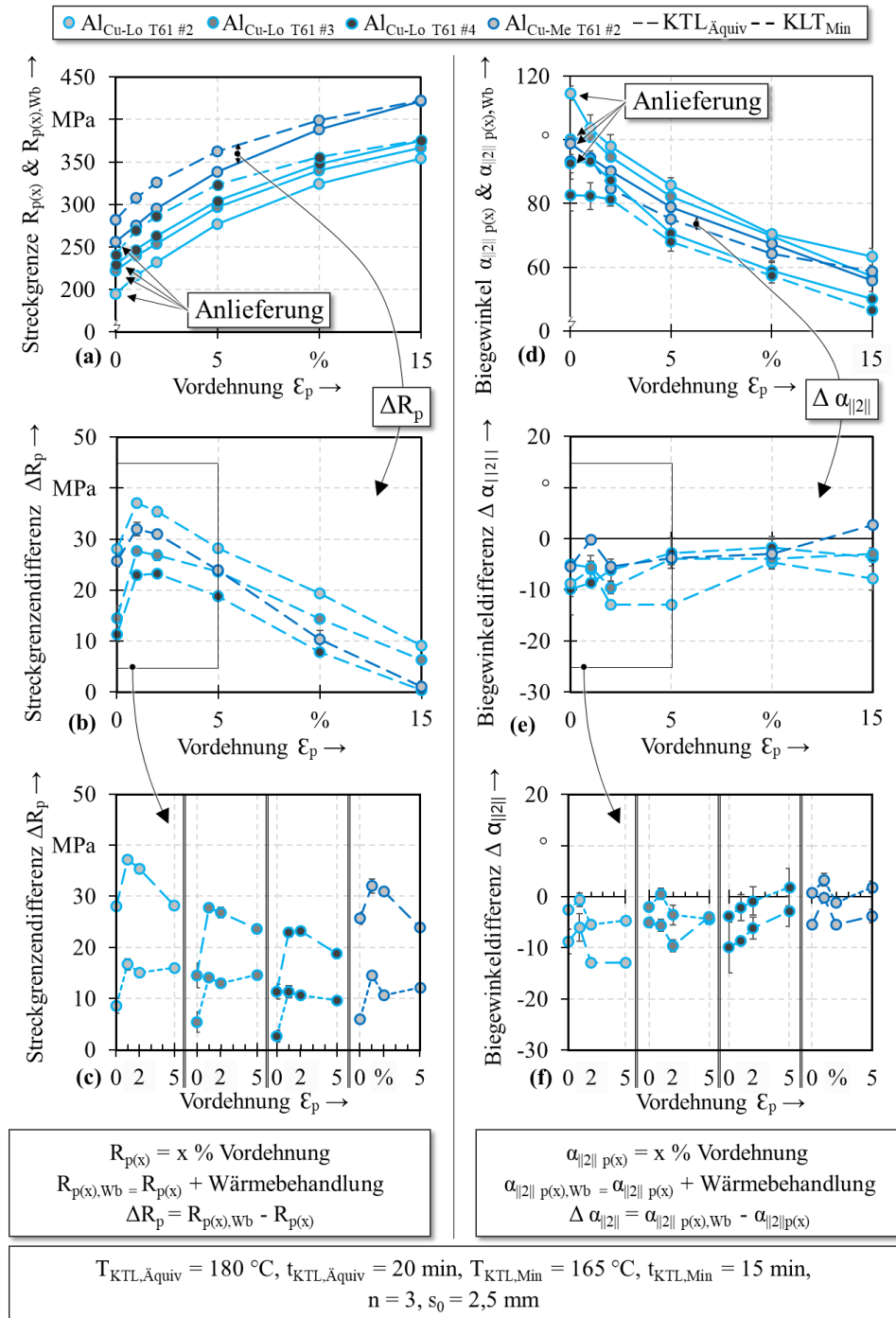


Bild 60: Festigkeits- und Duktilitätsbeiträge des Grundwerkstoffs durch Kaltverfestigung und Warmauslagerung für die Prozessroute mit teilausgehärtetem Material (T61Route)

Diese Reduktion ist nahezu unbeeinflusst von dem Legierungsgehalt und mit steigendem Aushärtegrad ist ab dem Wärmebehandlungszustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #2 ein Plateau bei geringen plastischen Dehnungen im Bereich  $\varepsilon_p = 0\%$  bis  $1\%$  zu beobachten. In der separierten Ansicht der Biege winkeldifferenz in *Bild 60(e)* ist kein eindeutiger Trend zwischen den Aushärtezuständen und Werkstoffen ersichtlich, nach einer Warmauslagerung von  $T = 180\text{ °C}$  für  $t = 20\text{ min}$  Über nahezu alle betrachteten Zustände lässt der Verlust zwischen  $\Delta\alpha_{||z||} = 2,8\text{ °}$  bis  $-12,9\text{ °}$  in den plastisch gedehnten Proben darauf schließen, dass die Aushärtevorgänge gegenüber den Erholungseffekten überwiegen, was in Einklang mit den Festigkeitsdifferenzen aus *Bild 60(b)* steht. Abhängig davon, wie weit die Teilaushärtung beim Hersteller vorangeschritten ist, vermindert dies der Festigkeitsgewinn während des Lackierprozesses von  $\Delta R_{p(0-15)} = 12,6\% \pm 4,5\%$  für den Zustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #2 über  $\Delta R_{p(0-15)} = 8,2\% \pm 3,0\%$  für den Zustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3 auf  $\Delta R_{p(0-15)} = 6,3\% \pm 2,9\%$  für den Zustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3. Weiterhin kann für alle untersuchten T61-Zustände ein Maximum der Festigkeitszunahme durch die Ausscheidungshärtung nach  $KLT_{\ddot{A}quvi}$  bei  $\varepsilon_p = 1\%$  Vordehnung evaluiert werden mit  $\Delta R_{p(t)} = 37,1\text{ MPa}$  für den den Zustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #2,  $\Delta R_{p(t)} = 27,7\text{ MPa}$  für den Zustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3,  $\Delta R_{p(t)} = 22,9\text{ MPa}$  für den Zustand Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #4 und  $\Delta R_{p(t)} = 32,0\text{ MPa}$  für den Zustand Al<sub>Cu-Me</sub> T61 #2 [280]. Dies ist auf eine Beschleunigung der Diffusionsprozesse durch die Versetzungen in der Mikrostruktur zurückzuführen und ist insgesamt für alle unteralterten Wärmebehandlungszustände, Legierungen und Prozessketten in dieser Forschungsarbeit zutreffend [281]. Im weiteren Verlauf, zu höheren Umformgraden, nähert sich  $\Delta R_p$  asymptotisch einem Minimum an, was mit der verstärkten Inhalation der Versetzung während der Wärmebehandlung einhergeht [286]. Grundsätzlich verstärken längere Auslagerungszeiten und/oder höhere Temperaturen im Rahmen des Wärmebehandlungskollektives der Lackierung die Effekte der Ausscheidungshärtung (vgl. *Bild 60(c)* und *Bild 60(e)*). Je höher das Festigkeitsniveau des T61-Anlieferungszustands angesetzt wird, desto weniger sensitiv reagiert der Werkstoff auf die prozessbedingte Verarbeitungswärme. Da das Coil bereits für einige Stunden bei Temperaturen von bis zu  $T = 150\text{ °C}$  (vgl. *Bild 28*) ausgelagert war, überwiegen vereinzelt bereits die Erholungseffekte bei der Wärmebehandlung von  $T = 165\text{ °C}$  für  $t = 15\text{ min}$  und Dehnungen  $\varepsilon_p \geq 5\%$ . Eine weitere signifikante ausscheidungsbedingte Festigkeitssteigerung ist dadurch nicht ersichtlich und verläuft in eine Sättigung.

Um die Schlussfolgerungen der vorherigen Abschnitte zu stützen und das daraus abgeleiteten Phasenvorkommen zu bestätigen, ist der Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3

mikrostrukturell in der Transmissionselektronenmikroskopie und der differentiellen Kalorimetrie charakterisiert worden. Die Vorgehensweise der Ergebniserhebung aus den Hellfeldaufnahmen orientiert sich an dem Algorithmus aus Abschnitt 5.3 und ist deckungsgleich zu der  $T_{4Route}$  und der  $PFHT_{Route}$ .

In Bild 61 sind die geometrischen Beziehungen der Sekundärphasen des Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$   $T6_1$  #3 im Bauteilzustand der  $T6_{1Route}$  in Kontrast zum T6-Zustand gegenübergestellt. Das Ausscheidungsstadium der  $T6_{1Route}$  beschränkt sich weitestgehend auf globalere GP-Zonen mit ersten Ansätzen von nadelförmigen Vorphasen von  $Q$  und  $\beta$ . Der Vergleich der mittleren Phasengröße des Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$   $T6_1$  #3 im Bauteilzustand von  $\bar{l}_{\langle 001 \rangle, \langle 010 \rangle, T6_{1Route}} = 25,4 \text{ nm} \pm 14,1 \text{ nm}$  gegenüber dem vollausgehärteten Zustand T6 mit  $\bar{l}_{\langle 001 \rangle, \langle 010 \rangle, T6} = 57,3 \text{ nm} \pm 30,3 \text{ nm}$  in Bild 61(a), impliziert mit einer relativen Phasengröße von etwa 45 % ein deutlich unteralterte Mikrostruktur, die mit den mechanischen Kennwerten korrespondiert.

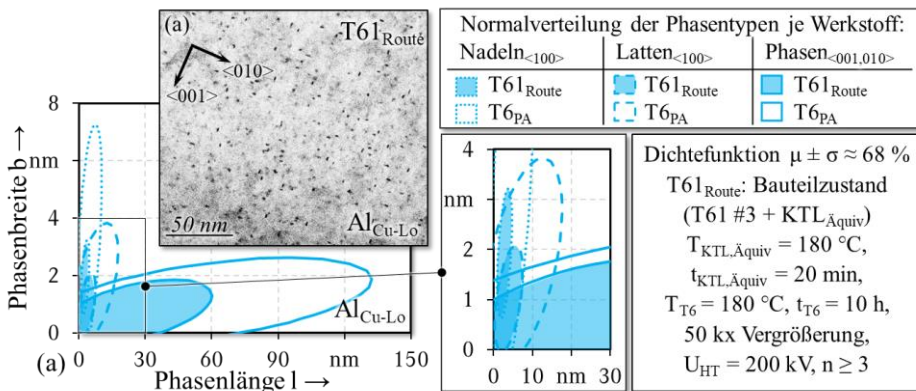


Bild 61: Sekundärphasengröße des  $Al_{Cu-Lo}$  im vollausgehärteten Zustand T6 und im Bauteilzustand der  $T6_{1Route}$

Einen ähnlichen Aushärtegrad vermittelt auch die dynamische Differenzkalorimetrie aus Bild 62. Die thermodynamischen Abläufe in der zusätzlichen Wärmebehandlung bei der Fahrzeuglackierung fördern den Aushärtegrad um ungefähr weitere 10 %, was weitestgehend auf der Auflösung und erneuten Nukleation von nicht wachstumsfähigen Co-Clustern basiert (vgl. 2.1.2) [65]. Aus den Enthalpiedifferenzen kann somit hergeleitet werden, dass das mechanische Eigenschaftsprofil im Bauteilzustand zwischen dem der  $T_{4Route}$  und dem der  $PFHT_{Route}$  einzuordnen ist.

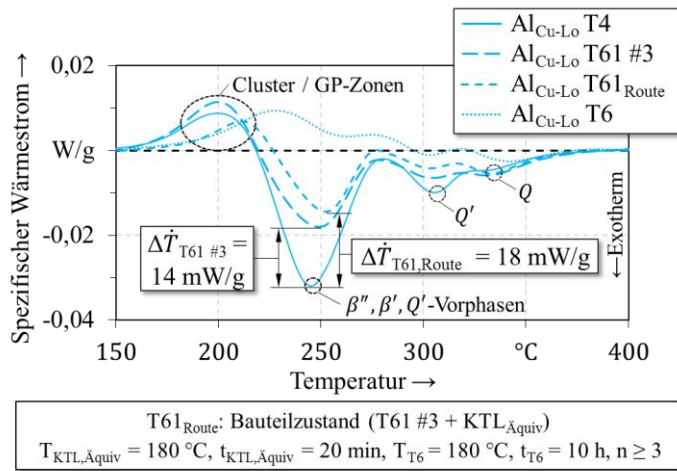


Bild 62: Dynamische Differenzkalorimetrie-Messungen des  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  im kaltausgelagerten T4-Zustand, im T61 #3, im Bauteilzustand T61Route und im vollausgehärteten Zustand T6

Neben den ausscheidungsfreien Zonen (vgl. Bild 39) führt die Belegung der Korngrenzen durch Sekundärphasen zu einer stark reduzierten Bruchzähigkeit des Wärmebehandlungszustands [27]. Nach *Ding et al.* [287] hat die Höhe der Auslagerungstemperatur bei der Teilaushärtung beim Hersteller entscheidenden Einfluss auf die Anzahl und Größe der Korngrenzenpartikel. Die Segregationen wurden in den Untersuchungen nachgewiesen (vgl. Bild 39), eine Quantifizierung war jedoch nicht möglich, um die These mit einem validen Kennwert zu belegen. Generell konnte bei der Prozessfensterermittlung festgestellt werden, dass die Stabilisierungsglühung bei niedrigen Temperaturen eine positive Auswirkung auf die Bruchdehnung hat, gegenüber einem T61-Zustand mit identischem Fließbeginn, der bei einer höheren Temperatur ausgehärtet wurde.

### 6.3 Zusammenfassung Prozessbewertung

Die im Rahmen dieses Kapitels identifizierte experimentelle Datenbasis hinsichtlich des mechanischen Werkstoffverhaltens, in Bezug zur Materialtrennung und Instabilität, der Materialmodellierung für die numerische Prozesssimulation sowie der Sensitivitätsanalyse durch die Verarbeitungsprozesse, dienen im Folgenden als Grundlage für die Prozessanalyse und -bewertung sowie der Definition der Prozessgrenzen. Der Fokus liegt dabei auf der Prozesseffizienz, also den erzielbaren Eigenschaften bei Er-

füllung aller Randbedingung in Relation zu dem dafür notwendigen Aufwand der Prozessdurchführung und der Designfreiheit bei der Bauteilauslegung.

### 6.3.1 Konventionelle Prozessroute

Mit der konventionellen Prozessroute ist die höchste Designfreiheit bei Kaltumformprozessen von ausscheidungshärtbaren Werkstoffen in metastabilem T<sub>4</sub>-Zustand gegeben. Abhängig von der Legierungszusammensetzung sind leichte Einschnitte in den Formgebungsgrenzen zu erkennen gegenüber dem Referenzwerkstoff. Bezogen auf das Minimum der Grenzformänderungskurve beträgt die Reduktion  $\Delta\varphi_{FLC|AlCu-No \rightarrow AlCu-Lo} = -7,4\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub>,  $\Delta\varphi_{FLC|AlCu-No \rightarrow AlCu-Me} = -18,5\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub> und  $\Delta\varphi_{FLC|AlCu-No \rightarrow AlCu-Hi} = -37,0\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub>, gegenüber dem Referenzwerkstoff. In den Tiefziehversuchen am Kreuznapf konnte die Abstufung im Formgebungsverhalten der Untersuchungswerkstoffe experimentell belegt werden und eine Einschränkung des Ziehtiefe vor Instabilität gegenüber dem Werkstoff Al<sub>Cu-No</sub> ist mit  $\Delta Z_{Instabilität|AlCu-No \rightarrow AlCu-Lo} = -11,7\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub>, mit  $\Delta Z_{Instabilität|AlCu-No \rightarrow AlCu-Me} = -15,0\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub> und mit  $\Delta Z_{Instabilität|AlCu-No \rightarrow AlCu-Hi} = -68,8\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> dokumentiert werden. Bei der Bauteilauslegung ist die Einschränkung durch eine vorzeitige Instabilität zu berücksichtigen und simulativ abzusichern. Die Ausnahme bildet die Legierung Al<sub>Cu-Hi</sub>. Das Einsatzspektrum ist, durch die geringe Ziehtiefe am Kreuznapf bzw. durch das vorzeitige Versagen, stark limitiert hinsichtlich der Designfreiheit, wie auch die Lage der Grenzformänderungskurve in Bild 40 verdeutlicht.

Hinsichtlich der Versagensgrenzen durch Materialtrennung, welche als Maß für die Energieabsorption im Crash herangezogen werden können, zeigen die Al-Mg-Si-Cu-Legierungen eine reduzierte Schädigungstoleranz in der Größenordnung von  $\Delta\varphi_{FFL|AlCu-No \rightarrow AlCu-Lo} = -33,0\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub>, von  $\Delta\varphi_{FFL|AlCu-No \rightarrow AlCu-Me} = -45,1\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub> und von  $\Delta\varphi_{FFL|AlCu-No \rightarrow AlCu-Lo} = -71,4\%$  für den Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub>, bezogen in der Bruchkurve ( $\varphi_2 = 0$ ) gegenüber dem Referenzwerkstoff. Ohne Berücksichtigung der Verarbeitungsprozesse kann der Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> bereits im Anlieferungszustand T<sub>4</sub> die Anforderungen an das notwendige Deformationsverhalten nicht erfüllen (vgl. Bild 46). Für Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> und Al<sub>Cu-Me</sub> ist durch relative Lage der Bruchkurve im T<sub>4</sub>-Zustand noch Sicherheit geboten, um nach Berücksichtigung der Verarbeitungsprozesse noch ein energiereiches Versagensbild zu gewährleisten, auf das im Folgenden detaillierter eingegangen wird.

Bei der Materialmodellierung sind keine Unregelmäßigkeiten zu verzeichnen. Für jeden Werkstoff konnte, durch die individuelle Gewichtung und Vereinigung der phänomenologischen Fließkurvenmodelle, das reale Verfestigungsverhalten beschrieben werden. Auch die Fließortkurve konnte mit den modellabhängigen Variablen und werkstoffseitigen Eingangsgrößen exakt modelliert werden.

Im Bauteilzustand der  $T_{4Route}$  resultiert eine mittlere Festigkeit von  $\Delta R_{p(0-15)|T_{4Route}} = 188 \text{ MPa} \pm 36 \text{ MPa}$  im Referenzwerkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  durch die Verarbeitungsoperation der Lackierung und unter Berücksichtigung der eingebrachten Versetzungen im Umformprozess ( $\varepsilon_p = 0\% \text{ bis } 15\%$ ). In den quartären Legierungen sind, nach selbiger Verarbeitungsprozedur, Festigkeiten von  $\Delta R_{p(0-15)|T_{4Route}} = 267 \text{ MPa} \pm 49 \text{ MPa}$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\Delta R_{p(0-15)|T_{4Route}} = 333 \text{ MPa} \pm 49 \text{ MPa}$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  zu erwarten. Die Schwankungen bei der prozessbedingten Temperaturbelastung in der Fahrzeugherstellung führen zu einem Festigkeitsanstieg zwischen  $\Delta R_{p_{0,2}|T_4 \rightarrow T_{4Route}} = 5\% \text{ bis } 16\%$  im unverfestigten Referenzwerkstoff. In den kupferangereicherten Werkstoffen ist der Effekt der Ausscheidungshärtung deutlich stärker ausgeprägt ( $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$ :  $\Delta R_{p_{0,2}|T_4 \rightarrow T_{4Route}} = 18\% \text{ bis } 43\%$ ;  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ :  $\Delta R_{p_{0,2}|T_4 \rightarrow T_{4Route}} = 21\% \text{ bis } 40\%$ ). Wird weiterhin die Kaltverfestigung durch die Formgebung berücksichtigt, ist absolut gesehen bei  $1\%$  plastischer Dehnung der höchste Festigkeitszuwachs zu beobachten. Im relativen Verhältnis ist der Fließbeginn bei  $0\% \text{ bis } 1\%$  nahezu identisch und sinkt kontinuierlich zu höheren Vorverfestigungen durch die Erholung bzw. den Versetzungsabbau im Werkstoff während der Warmauslagerung. Differenziert betrachtet nimmt mit steigendem Legierungsgehalt der Duktilitätsverlust kontinuierlich ab im kaltverfestigten und wärmebehandelten Zustand. Eine Abhängigkeit des Duktilitätsverlusts vom Grad der plastischen Dehnung oder von der Höhe der Temperaturbehandlung konnte nicht festgestellt werden.

Die Ursache des mechanischen Werkstoffverhaltens lässt sich mit den mikrostrukturellen Veränderungen begründen. Nach einer Wärmebehandlung von  $T = 180 \text{ }^\circ\text{C}$  für  $t = 20 \text{ min}$  ist die Phasenevolution in den trinären 6000er-Legierungen bereits weiter fortgeschritten als in den kupferbeigesetzten Werkstoffen. In den Transmissionselektronenmikroskop-Aufnahmen ist die deutlich feinere Morphologie der Vorphasen von  $Q$  ersichtlich, die den Versetzungsbewegungen durch ihre orthogonale Netzwerkstruktur eine höhere Behinderung entgegenbringen. Der optische Auswertalgorithmus bestätigt die Erkenntnisse und quantifiziert das Phasenquerschnittsverhältnis der Werkstoffe  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  zu  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  mit etwa  $1/3$ . Für den

Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> kann ein Aushärtegrad von ca. 35 % der maximalen Festigkeit über die dynamische Differenzkalorimetrie festgestellt werden.

Grundsätzlich können die Legierungskonzepte mit einem relativen Festigkeitsgewinn im Bereich von  $\Delta R_{p(0-15)|AlCu-No \rightarrow AlCu-Lo} = 41\%$  bis 48 % für den Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> und von  $\Delta R_{p(0-15)|AlCu-No \rightarrow AlCu-Me} = 72\%$  bis 92 % den Werkstoff Al<sub>Cu-Me</sub> gegenüber dem Referenzwerkstoff im Bauteilzustand überzeugen und bewahren dabei den kritischen Grenzwert von  $\alpha_{||z||} \geq 70^\circ$  in 99,4 % des Bauteils ( $\bar{\varepsilon}_p < 15\%$ , vgl. 6.1.2). Abschließend kann rein durch eine werkstoffliche Substitution, in Kombination mit der Temperaturbelastung der Verarbeitungsprozesse, die konventionelle Prozessroute als ressourceneffizienter und taktzeitneutrale Prozessstrategie bewertet werden, in der bereits ein hohes Potential hinsichtlich der erreichbaren Festigkeit von Al-Mg-Si-Cu-Legeirungen ausgeschöpft wird.

### 6.3.2 Prozessroute mit einer Bauteilaushärtung

Analog zur konventionellen Prozessroute bietet die PFHT<sub>Route</sub> höchste Designfreiheit für die Kaltumformung, da die Formgebung der ausscheidungshärtbaren Werkstoffe im metastabilen T<sub>4</sub>-Zustand erfolgt. Weiterhin kann auf Kosten der Fertigungseffizienz ein maßgeschneidertes mechanisches Eigenschaftsprofil in Abhängigkeit von den Wärmebehandlungsparametern hergestellt werden. Für die Beurteilung der Versagensgrenze durch Materialtrennung und Materialmodellierung, kann, ebenfalls auf die Bewertung der T<sub>4Route</sub> verwiesen werden, da die Eingangsparameter identisch sind mit dem Anlieferungszustand in T<sub>4</sub> in der PFHT<sub>Route</sub>.

Die kupferangereicherten Werkstoffe weisen gegenüber dem Referenzwerkstoff ein höheres Ansprechverhalten in der Bauteilaushärtung, von  $\Delta R_{p(0-15)|AlCu-No \rightarrow AlCu-Lo} = 40\%$  bis 44 % für den Werkstoff Al<sub>Cu-Lo</sub> und  $\Delta R_{p(0-15)|AlCu-No \rightarrow AlCu-Me} = 65\%$  bis 74 % für den Al<sub>Cu-Me</sub>, auf und reagieren robuster auf Schwankungen bei Temperatur, Zeit, Aufheiz- oder Abkühlgeschwindigkeit. Hierbei sei zu erwähnen, dass bei der Legierung Al<sub>Cu-Lo</sub> und Al<sub>Cu-Me</sub> die absoluten Duktilitätswerte gegenüber dem Referenzwerkstoff deutlich geringer ausfallen, aber für technische Anwendungen mit einem Biegewinkel  $\alpha_{||z||} > 70^\circ$  bei Vordehnungen bis  $\varepsilon_p \leq 5\%$ , noch ausreichend sind [232]. Bedingt durch das spröde Versagensverhalten (vgl. 5.1) und wegen der eingeschränkten Umformbarkeit konnte für den Werkstoff Al<sub>Cu-Hi</sub> kein geeignetes Prozessfestes gefunden werden.

Der relative Festigkeitsgewinn im unverformten Bauteilzustand ( $\varepsilon_p \leq 5\%$ ) der PFHT<sub>Route</sub> ist mit  $\Delta R_{p(0-5)|T_4 \rightarrow PFHT} = 111\%$  beim Al<sub>Cu-Lo</sub> am höchsten

( $\text{Al}_{\text{Cu-No}}: \Delta R_{p(0-5)|T_4 \rightarrow \text{PFHT}} = 79\%$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}: \Delta R_{p(0-5)|T_4 \rightarrow \text{PFHT}} = 73\%$ ) und ist nahezu unbeeinflusst durch die prozessbedingten Temperaturschwankungen in der Lackierung. Ähnlich wie bei der  $T_{4\text{Route}}$  sinkt der relative Duktilitätsverlust mit steigendem Legierungsgehalt, unabhängig von der plastischen Dehnung und Temperaturbehandlung. Im Bauteilzustand der  $\text{PFHT}_{\text{Route}}$  können für den Bereich  $\varepsilon_p = 0\%$  bis  $15\%$  deutlich homogenere Festigkeitswerte mit  $\Delta R_{p(0-15)|\text{PFHT}_{\text{Route}}} = 232 \text{ MPa} \pm 10 \text{ MPa}$  beim Referenzwerkstoff eingestellt werden, in Relation zur  $T_{4\text{Route}}$  sowie gegenüber den quartären Legierungen mit  $\Delta R_{p(0-15)|\text{PFHT}_{\text{Route}}} = 325 \text{ MPa} \pm 24 \text{ MPa}$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  und  $\Delta R_{p(0-15)|\text{PFHT}_{\text{Route}}} = 376 \text{ MPa} \pm 25 \text{ MPa}$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$ .

Entgegen der konventionellen Prozesskette ist das Potenzial der Ausscheidungshärtung höher ausgeschöpft in der  $\text{PFHT}_{\text{Route}}$ . Beispielweise ist für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  in ungeformten Regionen eine um  $\Delta R_{p_{0,2}|T_{4\text{Route}} \rightarrow \text{PFHT}_{\text{Route}}} = 53\%$  höhere Festigkeit im Bauteilzustand der  $\text{PFHT}_{\text{Route}}$  zu erwarten als selbiger im Bauteilzustand der  $T_{4\text{Route}}$  ( $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}: \Delta R_{p_{0,2}|T_{4\text{Route}} \rightarrow \text{PFHT}_{\text{Route}}} = 40\%$ ,  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}: \Delta R_{p_{0,2}|T_{4\text{Route}} \rightarrow \text{PFHT}_{\text{Route}}} = 25\%$ ). Weiterhin zeigen die Untersuchungsergebnisse, dass gerade bei geringeren Dehnungen ( $\varepsilon_p \leq 2\%$ ) die Ausscheidungshärtung durch die  $\text{PFHT}$ -Behandlung ihr Maximum hat, da bei höheren Dehnungen ( $\varepsilon_p > 10\%$ ) die Wechselwirkung bzw. die Inhalation von Versetzungen nach der zweistufigen Temperaturbehandlung stärker ausgeprägt ist als in der  $T_{4\text{Route}}$ . Wird die werkstoffliche Substitution mit der  $\text{PFHT}_{\text{Route}}$  kombiniert, ist ein Festigkeitssteigerung von  $\Delta R_{p(0-15)|\text{Al}_{\text{Cu-No}}, T_{4\text{Route}} \rightarrow \text{Al}_{\text{Cu-Lo}}, \text{PFHT}_{\text{Route}}} = 59\%$  bis  $106\%$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  zu erwarten und für die Legierung  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  geht eine Festigkeitsgewinn von  $\Delta R_{p(0-15)|\text{Al}_{\text{Cu-No}}, T_{4\text{Route}} \rightarrow \text{Al}_{\text{Cu-Me}}, \text{PFHT}_{\text{Route}}} = 82\%$  bis  $140\%$  aus den Untersuchungen hervor, gegenüber dem Referenzwerkstoff im Bauteilzustand der  $T_{4\text{Route}}$ .

Die wirkenden Effekte auf die resultierende Zugfestigkeit wurden zusätzlich den mikrostrukturellen Untersuchungen gestützt. Nach einer Wärmebehandlung von  $T = 205\text{ °C}$  für  $t = 30 \text{ min}$  ist die Phasenevolution, die weitestgehend mit der Größe des jeweiligen Ausscheidungstyps korreliert, mit steigendem Legierungsgehalt weniger weit fortgeschritten. Die Legierungen  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  und  $\text{Al}_{\text{Cu-Lo}}$  weisen eine signifikant höhere Phasendichte gegenüber dem Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$  auf. Ähnlich wie in der konventionellen Prozessroute ist die feinere Morphologie der kupferangereicherten Vorphasen von  $Q$  visuell in den Hellfeldaufnahmen ersichtlich. Aus der dynamischen Differenzkalorimetrie kann ein Aushärtegrad von etwa  $= 90\%$  im Bauteilzustand abgeleitet werden. Dieser deckt sich mit den Ergebnissen aus der mechanischen Charakterisierung in denen ein Aushärtegrad, gegenüber dem  $T_6$ -Zustand, von  $87\%$  für den Werkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-No}}$ , von  $94\%$  für den

Werkstoff  $Al_{Cu-Lo}$  und von 95 % für den Werkstoff  $Al_{Cu-Me}$  berechnet wurde. Zusammengefasst bittet die Prozessroute mit einer Bauteilaushärtung einen wichtigen Beitrag für den Leichtbau, bedingt aber eine zusätzliche Offenbehandlung und sowohl die konstruktive Bauteilauslegung als auch die Einflüsse der Verarbeitungsoperation profitieren von dem homogeneren und robusteren mechanischen Eigenschaftsprofil nach der PFHT-Behandlung.

### 6.3.3 Prozessroute mit teilausgehärtetem Material

In der Prozessroute mit teilausgehärtetem Material im T61-Zustand kann, in Abhängigkeit vom Anlieferungszustand, ein maßgeschneidertes mechanisches Eigenschaftsprofil für die Anwendung in der Fahrzeugstruktur eingestellt werden. Die absolut erzielbaren Festigkeiten richten sich nach dem Aushärtegrad im Anlieferungszustand und verhalten sich weitestgehend konträr zu den Formgebungsgrenzen. Mit einer um  $\Delta Z_{Riss|T_4 \rightarrow T61 \#5} = 48\%$  reduzierten Versagensziehtiefe (Riss) weist der T61 #5 zwar die höchste Festigkeit im Bauteil ( $\Delta R_{p(5)|T_4 Route \rightarrow T61 Route} = 20\%$ ) auf, jedoch beschränkt sich das Einsatzspektrum auf Bauteilgeometrien mit geringer Komplexität.

Bei der dezidierten Analyse der Verfahrensgrenzen für den Umformprozess ist eine Abnahme in der Instabilitätsgrenze zwischen  $\Delta \varphi_{FLC|T_4 \rightarrow T61 \#1-5} = 2\%$  bis 17 % bei einer Festigkeitssteigerung zwischen  $\Delta R_{p0,2|T_4 \rightarrow T61 \#1-5} = 41\%$  bis 105 % im Anlieferungszustand des  $Al_{Cu-Lo}$  ersichtlich. Im Kontrast dazu stehen die Ergebnisse aus den Umformversuchen. Ein Versagen in Form von lokaler Einschnürung bzw. Mikrorissen reduzierte die maximale Ziehtiefe zwischen  $\Delta Z_{Instabilität|T_4 \rightarrow T61 \#1-5} = 6\%$  bis 43 %. Eine weitaus klarere Differenzierung der unterschiedlichen Aushärtestufen geht aus der Bruchformänderung hervor. Für die parallel nach unten verschobene Bruchkurve sind Einbußen zwischen  $\Delta \varphi_{FLL|T_4 \rightarrow T61 \#1-5} = 10\%$  bis 32 % nachgewiesen, die eine gute Übereinstimmung mit den maximalen Ziehtiefen des Kreuznapfs ( $\Delta Z_{Riss|T_4 \rightarrow T61 \#1-5} = 8\%$  bis 48 %) aufzeigen.

Für die simulative Bewertung des Umformverhaltens wurden die modellabhängigen Variablen der Extrapolationsansätze nach Hockett-Sherby und Gosh mit einer individuellen Gewichtung für die Fließwiderstandskurven errechnet und an den werkstoffseitigen Eingangsgrößen kalibriert. Für die Fließortbeschreibung erwies das Modell nach Barlat 2000 eine sehr gute Konformität mit den experimentellen Daten. Alle Fließortkurven zeigen eine homogene und gleichmäßige Abstufung auf und korrelieren mit dem Aushärtegrad.

Im weiteren Verlauf der Prozesskette fällt der Festigkeitsgewinn über die Ausscheidungshärtung durch den Warmeintrag in den KTL-Trocknern mit steigendem Aushärtegrad in den plastisch verformten Zonen des T61-Zustands kontinuierlich geringer aus ( $\Delta R_{p|T61\#2} = 3\%$  bis  $17\%$ ;  $\Delta R_{p|T61\#3} = 2\%$  bis  $12\%$ ;  $\Delta R_{p|T61\#4} = 0\%$  bis  $9\%$ ). Signifikante Unterschiede zwischen den Werkstoffkonzepten  $Al_{Cu-Lo}$  und  $Al_{Cu-Me}$  konnten nicht dokumentiert werden. Die zunehmende Kaltverfestigung dominiert beim stetigen Duktilitätsverlust und bleibt auch durch die nachfolgende Wärmebehandlung nahezu unbeeinflusst. Im Allgemeinen ist der T61-Zustand deutlich unempfindlicher gegenüber der prozessbedingten Wärmebehandlung. Ein zunehmender Aushärtegrad im Anlieferungszustand steht nicht nur in Konflikt mit der Designfreiheit im Umformprozess, sondern kann auch ein weniger duktileres Versagensbild im Bauteilzustand zur Folge haben. In der Datenerhebung konnten für die T61-Zustände bis zu einem Aushärtegrad ca.  $50\%$  und mit bis zu  $\varepsilon_p \leq 5\%$  eine ausreichende Duktilität von  $\alpha_{||z||} > 70^\circ$  für die Werkstoffe  $Al_{Cu-Lo}$  und  $Al_{Cu-Me}$  nachgewiesen werden. Darüber hinaus, bei plastischen Dehnungen  $\varepsilon_p > 5\%$ , ist eine Anwendung als Konstruktionswerkstoff individuell für das Legierungskonzept zu prüfen.

Die These einer höheren Stabilität gegenüber der prozessbedingten Wärmebehandlung kann durch die Analyse der Mikrostruktur belegt werden. Das Phasenbild in den Transmissionselektronenmikroskop Aufnahmen erreicht einen stark unteralterten Ausscheidungszustand, der zwischen der  $T_{4Route}$  und der  $PFHT_{Route}$  einzuordnen ist. Dieses Erkenntnis wird von der dynamischen Differenzkalorimetrie gestützt und auf Basis der Enthalpiedifferenzen kann ein Aushärtegrad von ca.  $51\%$  für den Werkstoffzustand  $Al_{Co-Lo} T61\#3$  berechnet werden, der im Vergleich zum Aushärtegrad auf Grundlage der mechanischen Kenngrößen (ca.  $58\%$ ) geringfügig abweicht. Vom wirtschaftlichen Standpunkt aus gesehen, ist die  $T61_{Route}$  eine geeignete Alternative, um höhere Festigkeiten in der Fahrzeugstruktur zu realisieren, gegenüber der  $T_{4Route}$ , solange anwendungsspezifisch das limitierte Umformvermögen der Werkstoffgüte bei der Bauteilauslegung berücksichtigt wird.

Auf Basis einer Sensitivitätsanalyse der signifikanten Einflussgrößen der Verarbeitungsprozesse konnte festgestellt werden, dass für die Prozessroute mit Bauteilaushärtung das stabilste mechanische Eigenschaftsprofil im Bauteil realisiert werden kann, unabhängig vom Legierungskonzept. Die Empfindlichkeit der erzielbaren Festigkeit und Duktilität ist in der konventionellen Prozessroute wesentlich höher an die thermische Belastung im Lackierprozess und die plastische Versetzung durch den Umformprozess gekoppelt. Für die Prozessstrategie mit teilausgehärtetem Material

richten sich die zu erwartenden mechanischen Kennwerte nach dem Aushärtegrad im Anlieferungszustand, verlaufen weitestgehend konträr zu den Formgebungsgrenzen und sind zwischen den beiden anderen Prozessrouten einzuordnen. Um übergeordnete Gestaltungsrichtlinien abzuleiten und die Prozessgrenzen für die gesamtheitliche Auslegung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen in einem seriennahen Kontext zu definieren, werden die Erkenntnisse im nachfolgenden Kapitel zusammengefasst und Prozessfenster hinsichtlich der Legierung, der Versagensgrenzen bezüglich Instabilität und Bruch, sowie der Bauteileigenschaften abgeleitet.

## 7 Prozessfenster hochfester Aluminiumblechwerkstoffe für den Karosseriebau

Zur Ableitung übergeordneter Gestaltungsrichtlinien für die untersuchten Routen und zur Definition der Prozessgrenzen für die gesamtheitliche Auslegung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen in einem seriennahen Kontext werden die Erkenntnisse aus den vorherigen Abschnitten zusammengefasst. Die im folgenden Abschnitt vorgestellten Prozessfenster hinsichtlich der Legierung, der Versagensgrenzen bezüglich Instabilität und Bruch sowie den Bauteileigenschaften dienen der Erstbewertung von Al-Mg-Si-(Cu)-Legierungen und deren Eignung als Konstruktionswerkstoffe für Rohbauanwendungen.

### 7.1 Prozessgrenzen hinsichtlich der Legierung

Vom werkstofftechnischen Standpunkt aus gesehen basiert die Festigkeit von ausscheidungshärtbaren Al-Mg-Si-Cu-Legierungen auf der Summe der mikrostrukturellen Verfestigungen. Um den Wirkmechanismus der Mischkristallhärtung über die Legierungselemente Mg, Si und Cu zu fördern, ist die Beisetzungsmenge der Elemente nahe den maximalen Löslichkeitsgrenzen aus *Bild 1* mit einer möglichst hohen Abschreckgeschwindigkeit zielführend. Dadurch kann auch die höchste legierungsspezifische Festigkeit über die Sekundärphasensequenzen aus *Bild 3* erfolgen, die dem Verfestigungsmechanismus der Ausscheidungshärtung (bzw. Teilchenhärtung) zuzuordnen ist. Jegliche Übersättigung über diese Grenzen hinaus kann – im idealen quartären Legierungssystem – nicht mehr gelöst werden und liegt auch bei überkritischen Abschreckbedingungen als Primärausscheidung bei Raumtemperatur vor. Der wirksame Festigkeitsgewinn durch die relativ großen Ausscheidungen, welche sich vorzugsweise entlang der Korngrenzen anlagern, ist zu vernachlässigen. Weiterhin hat die Belegung der Korngrenzen einen entscheidenden Einfluss auf den Risseintritt und das Versagens- bzw. Schädigungsverhalten des Werkstoffes, das maßgeblich durch die Hohlraumindizierung und deren Entwicklung charakterisiert ist (vgl. 2.3). Auch die Kornfeinung stellt – in den technisch-wirtschaftlich realisierbaren Größenordnungen – keinen dominierenden Wirkmechanismus dar (vgl. 5.3). Dennoch sind möglichst kleine und globularere Körner bevorzugt einzustellen.

Demnach sollte der Anlieferungszustand einer idealen Al-Mg-Si-Cu-Legierung primär auf der Mischkristallverfestigung basieren, um die Formgebungsgrenzen zu maximieren. Über eine gezielte Wärmebehandlung kann mit Übersteigen der Keimbildungsbarriere ein homogenes Sekundärphasennetzwerk erzeugt werden, dessen Festigkeitsgewinn um Größenordnungen höher ist als alle weiteren mikrostrukturellen Verfestigungen (vgl. 5.1). Die Art des Ausscheidungstyps ist dabei ein wichtiger Stellhebel für die erschließbare Festigkeit und kann über die thermomechanische Historie (vgl. 2.1.1) und die Legierungszusammensetzung eingestellt werden.

Die Limitierungen für einen maximal übersättigten  $\alpha$ -Mischkristall bedingen einerseits die Löslichkeit von  $Mg_2Si_{max} = 1,91$  Gew.-% bei Solidustemperatur ( $T = 583$  °C) [29] und andererseits die Obergrenze des binären Al-Cu-Systems von  $Cu_{max} = 5,65$  Gew.-% bei  $T = 548$  °C [44]. Für ein quartäres Al-Mg-Si-Cu-System kann nach *Mondolfo* [256] das Sättigungslimit von  $\beta + Q + \theta$  herangezogen werden und zwischen den reinen 2000er- und 6000er-Legierungen linear interpoliert werden (vgl. Bild 63). Für die Legierungen  $Al_{Cu-Lo}$ ,  $Al_{Cu-Me}$  und  $Al_{Cu-Hi}$  resultiert die Aushärtung während der Wärmebehandlung weitestgehend auf der Bildung von kupferangereicherten  $Q$ -Vorphasen. Beim Werkstoff  $Al_{Cu-Hi}$  ist der Legierungsanteil mit  $Mg = 1,3$  Gew.-% und  $Si = 1,35$  Gew.-% bereits zu hoch ausgeführt, wodurch es zur  $Mg_2Si$ -Primärphasenbildung in der Schmelze kommt (vgl. Bild 29). Diese Phasen lassen sich auch während des Lösungsglühens nicht mehr auflösen. Im Binärsystem Al-Cu besitzt Kupfer eine höhere Löslichkeit von 5,65 Gew.-% im Aluminiummischkristall und bleibt daher auch bei höherem Legierungsgehalt mit überkritischer Abschreckung im Al-Mischkristall gebunden.

Ist der Legierungsgehalt von Kupfer zu hoch gewählt und sollten die Mg- und Si-Atome bereits für die Bildung von  $\beta$ - und  $Q$ -Vorphasen belegt sein, können nur noch die  $\theta$ -Vorphasen entwickelt werden (vgl. Bild 31), deren Ausscheidungskinetik verzögert gegenüber den  $\beta$ - und  $Q$ -Vorphasen abläuft. Daher ist der T6-Zustand der Legierung  $Al_{Cu-Hi}$  gestreckt bzw. verzögert über die Auslagerungsdauer und der Peak ist zu höheren Auslagerungszeiten verschoben (vgl. Bild 30). Die Legierung  $Al_{Cu-Me}$  liegt noch unterhalb der  $Mg_2Si_{max}$ -Löslichkeit und mit einem Cu-Gehalt von 0,85 Gew.-% ist keine Nukleation der korrosionssensiblen  $\theta$ -Vorphasen nachgewiesen. Dies deckt sich mit den Aufzeichnungen von *Xiao et al.* [56], laut welchen bei einem Kupfergehalt von bis zu 1,0 Gew.-% keine  $\theta$ -Vorphasen in der Mikrostruktur vorzufinden sind. Höhere Legierungsgehalte

nehmen größtenteils Einfluss auf die Mischkristallverfestigung und weniger auf die relative Festigkeitssteigerung durch die Ausscheidungshärtung. Die Untersuchungen lassen darauf schließen, dass in Legierungen nahe der  $Mg_2Si$ -Löslichkeitsgrenze die Evolution von  $\theta''$ -Phasen zwischen einem Cu-Gehalt von 0,85 Gew.-% ( $Al_{Cu-Me}$ ) bzw. 1,00 Gew.-% (Xiao [56]) und 1,25 Gew.-% ( $Al_{Cu-Hi}$ ) beginnt. Unter der Annahme eines reinen Al-Mg-Si-Cu-Systems kann somit das Prozessfenster einer idealen Legierung in Bild 63 definiert werden, das auf die maximale Verzerrung durch das Vorphasennetzwerk von  $Q$  ausgelegt ist. Des Weiteren ist die Annahme getroffen worden, dass die gelösten Siliziumatome ( $\approx 0,7$  Gew.-%) im  $\alpha$ -MK exklusiv für die Bildung der  $Q$ -Phase zur Verfügung stehen. Basierend auf dieser These sind die notwendigen Grenzen für den Legierungsgehalt von Cu und  $Mg_2Si$  aufgetragen, die über die stöchiometrische Zusammensetzung der Co-Cluster [54] sowie der Gleichgewichtsphase von  $Q$  [288] berechnet worden sind.

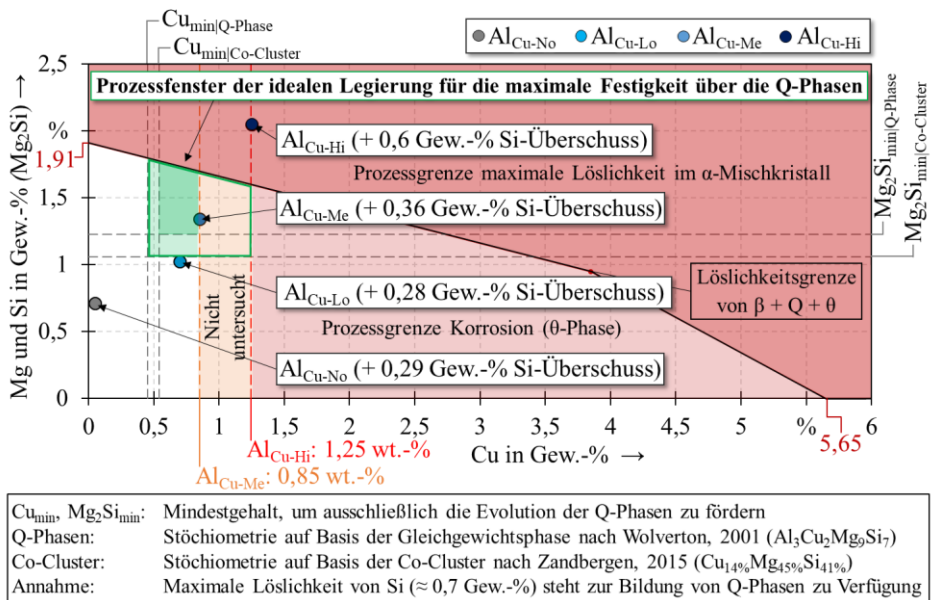


Bild 63: Werkstofftechnisches Prozessfenster für die Erzielung maximaler Festigkeit über die Sekundärphasenbildung von  $Q$ -Phasen in Al-Mg-Si-Cu-Legierungen [54, 288] mit den Löslichkeitsgrenzen nach Mondolfo [256]

Es sei angemerkt, dass die Löslichkeitsgrenzen in Bild 63 nicht einheitlich für dieselbe Temperatur angegeben sind und weniger die maximal auflösbare Konzentration entscheidend ist, sondern vielmehr die temperaturspezifische Löslichkeit während des letzten Prozessschrittes in der Halbzeugherstellung bei Lösungsglühung von etwa  $T_{LG} \approx 530$  °C (vgl. Bild 2). Folglich

ist die im Mischkristall befindliche Konzentration bei überkritischer Abschreckung leicht geringer als in der idealisierten Betrachtung aus Bild 63. Ferner binden Verunreinigungen und Begleitelemente (z. B. Mn, Cr etc.) einen Teil der Legierungselemente wie beispielsweise Silizium in Fe-haltigen Phasen. Aus dem genannten Grund weisen die untersuchten technischen Legierungen daher alle einen Si-Überschuss auf.

## 7.2 Prozessgrenzen hinsichtlich des Umformens

Komplizierte Geometrien, Bauteilintegration und hohe Ziehtiefen von Rohbaukomponenten sind aus konstruktioneller Sicht wünschenswert bei der Fahrzeugentwicklung und stellen damit einen hohen Anspruch an die Formgebungsgrenzen der Werkstoffe. Prinzipiell erfolgt eine simulative Absicherung des Umformprozesses im Zuge der Bauteilauslegung in diversen Iterationsschleifen zu den Meilensteinen im Entwicklungsprozess. Die Herstellbarkeitsbewertung des Strukturbauteils erfolgt dabei individuell mit dem Zielwerkstoff und sollte im Handlungsspielraum des Methodenplans umsetzbar sein, da Eingriffe in das Bauteildesign unzulässig sind.

Demnach ist die experimentelle Datenbasis wie auch die phänomenologische Beschreibung des Fließverhaltens essenziell für eine realitätsnahe Versagensvorhersage im Rahmen der numerischen Simulation. Neben der exakten Bestimmung des Fließbeginns sowie der Verfestigung des Werkstoffes aus dem Zugversuch und dem hydraulischen Tiefungsversuch erwies sich der Scherzugversuch nach *Miyauchi* als wertvoller Beitrag zur Kalibrierung der modelspezifischen Parameter der Fließortkurve des Werkstoffes bzw. Wärmebehandlungszustands. Bei der Validierung anhand von Umformversuchen konnte über die analytischen Methoden das reale Fließverhalten am Kreuznapf exakt abgebildet werden.

Eine qualitative Grenze für die Mindestanforderung aus Sicht der Umformtechnik bei Werkstoffneuentwicklungen lässt sich nicht direkt auf das Flachmaterial herunterskalieren, sondern reduziert lediglich das Einsatzspektrum des Werkstoffes durch die Einschränkungen in den Formgebungsgrenzen und müsste mit einer alternativen Legierung substituiert werden. Um eine quantitative Grenze für die Untersuchungswerkstoffe abzuleiten, werden neben der Auswertung von zwölf crashrelevanten Aluminium-Strukturbauteilen eines Serienfahrzeugs auch die Qualitätsmerkmale der Prüfanweisungen von Umformerzeugnissen herangezogen und auf die Halbzeuge übertragen (vgl. 6.1.1).

Hinsichtlich der frühzeitigen Bewertung des Potenzials eines Werkstoffes für die Anwendung im Fahrzeugbau stellt diese Grenze einen ersten Anhaltspunkt dar, setzt aber die Charakterisierung in Form der lokalen Membraninstabilität im ebenen Dehnungszustand mit einem linearen Dehnpfad voraus, der mit den diskutierten Einflussgrößen aus Abschnitt 2.3.1 behaftet ist. Daher wird im industriellen Umfeld oftmals ein pragmatischer Ansatz gewählt und die teilweise im Labormaßstab hergestellten Prototypenwerkstoffe diverser Lieferanten werden zu Umformversuchen an Prinzip- oder Vorseriengeometrien herangezogen. Dadurch ist eine direkte Gegenüberstellung der Umformeigenschaften der Materialgüten gegeben, allerdings ohne eine vollständige Werkstoffcharakterisierung im Vorfeld.

Vor diesen Hintergrund sind die Untersuchungen der Werkstoffcharakterisierung in Relation zu den Umformuntersuchungen an der Kreuznapfgeometrie in Bild 64 gesetzt worden, um eine Korrelation der Ziehtiefe ab Instabilität mit den mechanischen Kennwerten zu identifizieren. Mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2 = 0,94$  spiegelt das Minimum der Grenzformänderungskurve die Ziehtiefe des Kreuznapfes  $Z_{Instabilität}$  wider, bei der eine lokale Einschnürung detektiert wurde.

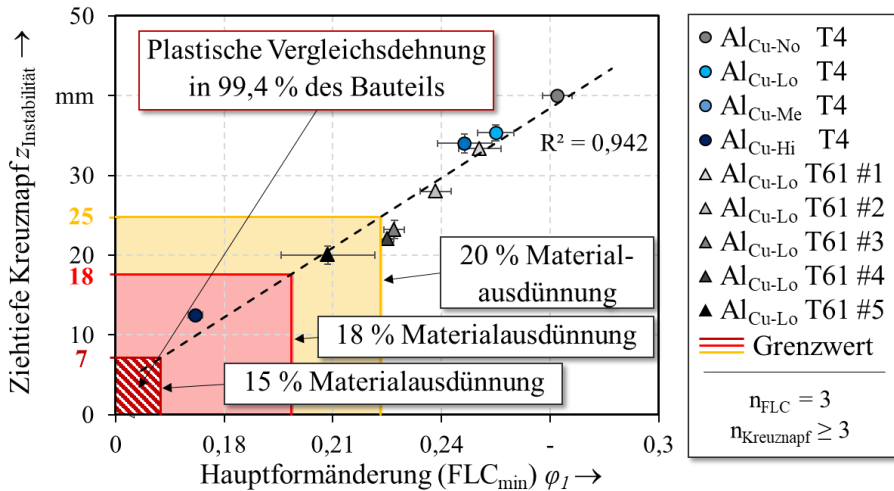


Bild 64: Umformtechnisches Prozessfenster für die Verwendung von hochfestem Aluminium

Über diese Beziehung bieten ausschließlich jene Werkstoffgüten ein ausreichendes Umformpotenzial für Strukturanwendung im Fahrzeug, deren Ziehtiefe  $Z_{Instabilität} \geq 25$  mm im Kreuznapf beträgt. Für den Bereich mit einer

Ziehtiefe  $z_{Instabilität} = 18$  mm bis 25 mm ist das Bewertungskriterium für die Verwendung als Konstruktionswerkstoff individuell zu prüfen und somit unter Umständen nur bedingt für komplexere Spannungszustände gültig. Das hier dargestellte Vorgehen zur Bewertung des Umformvermögens lässt sich prinzipiell auch auf weitere Legierungssysteme übertragen. Dieser Zusammenhang ist jedoch vornehmlich unter den Randbedingungen aus Abschnitt 4.4.8 bei der gewählten Platinengeometrie und einer Blechstärke von  $s_0 = 2,5$  mm gültig. Da der Instabilitätsbeginn an den umgeformten Prinzipbauteilen eine subjektive Interpretation zulässt, sind weitere Korrelationen zwischen der Ziehtiefe  $z_{Instabilität}$ ,  $z_{Riss}$ , dem  $FLC_{min}$  und der  $A_{15}$ -Bruchdehnung des Kerbzugversuches im *Anhang I* zusammengefasst, die ebenfalls als Bewertungskriterium herangezogen werden können.

### 7.3 Prozessgrenzen hinsichtlich des Deformationsverhaltens

Neben dem Formgebungsprozess haben die Anforderungen aus der passiven Sicherheit einen hohen Stellenwert bei der Bauteilauslegung (vgl. 2.2.1). Der aus werkstofftechnischer Sicht herangezogene Grenzwert von  $\alpha_{||z||} \geq 70^\circ$  fungiert dabei als eine wichtige Bezugsgröße für den Bauteilzustand, um im Crashfall einen Energieabbau über Deformation und duktiles Versagensbild sicherzustellen. Wie bereits in Abschnitt 6.1.2 angedeutet, besteht das Bestreben darin, den Werkstoff hinsichtlich seiner Schädigungstoleranz frühzeitig zu klassifizieren. Speziell bei ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen beeinflussen die Temperaturbelastungen im Verarbeitungsprozess der Prozessroute das Deformationsverhalten, welches nicht direkt auf den Anlieferungszustand zurückzuführen ist. Die Ergebnisse der vorangegangenen Untersuchungen erlauben die Auslegung einer Bewertungslogik, mit der die Einflüsse aus den Verarbeitungsprozessen auf den Anlieferungszustand T4 übertragen werden können, um die Herstellung eines Bauteils über die Prozessstrategien frühzeitig hinsichtlich dem Deformationsverhalten zu bewerten. Im Wesentlichen wird der Einfluss auf das lokale Verformungsvermögen durch die thermische Verarbeitungshistorie berücksichtigt und auf die Bruchformänderung der Bruchkurve des Halbzeuges im T4-Zustand transferiert. In Bild 65 wird der Zusammenhang der Bruchdehnung über die *Thinning Method* der Kerbzugproben mit der Bruchkurve genutzt (vgl. 6.1.2), zur Definition einer linearen Untergrenze in Haupt- und Nebenformänderung.

Die reduzierte Bruchformänderung resultiert aus den Mittelwerten der Untersuchungswerkstoffe nach Durchlaufen der Wärmebehandlung ohne

plastische Vorverformung und wurde über eine Parallelverschiebung der Bruchkurve im Bauteilzustand erreicht. Somit können werkstoffübergreifende Grenzwerte für die individuelle Prozessroute bestimmt werden, welche als Anhaltspunkt für die Eignung als Konstruktionswerkstoff im T<sub>4</sub>-Zustand für die jeweilige Prozessroute herangezogen werden kann. Eine ähnliche Analogie konnte für den Biegewinkel im T<sub>4</sub>-Zustand aus den erhobenen Daten identifiziert werden. Demnach sollte der Biegewinkel  $\alpha_{||z||} \geq 80,6 \pm 2,1^\circ$  in der T<sub>4Route</sub>,  $\alpha_{||z||} \geq 101,1 \pm 6,5^\circ$  für T<sub>6I</sub>Route und  $\alpha_{||z||} \geq 106,9 \pm 6,0^\circ$  für PFHTRoute betragen, um ein ausreichendes Deformationsverhalten im Bauteilzustand zu gewähren. Bei Änderungen der Prozessparameter gilt es, die Grenzwerte der Bewertungslogik anzupassen.

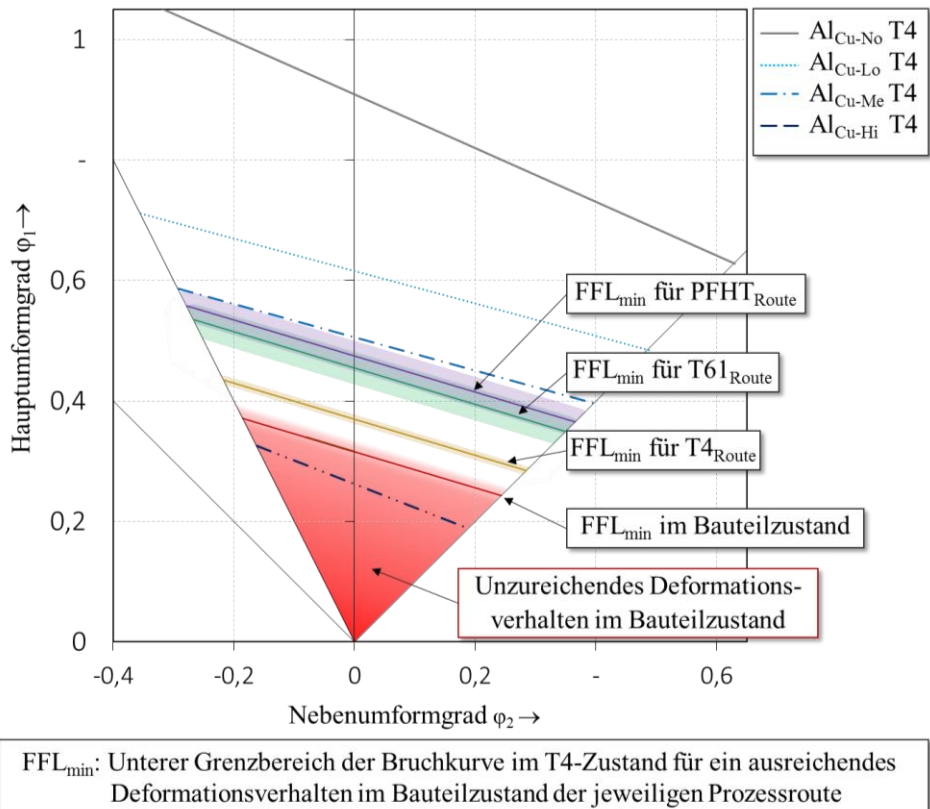


Bild 65: Übersicht der Bruchkurve im T<sub>4</sub>-Zustand zur Sicherstellung eines ausreichenden Deformationsverhaltens im Bauteilzustand über die verschiedenen Prozessrouten

## 7.4 Prozessgrenzen hinsichtlich der Bauteileigenschaften

Das Deformationsverhalten der einzelnen Baugruppen muss zur Gewährleistung der optimalen Crashfunktionalität aufeinander abgestimmt werden, was durch die Vielzahl der Rohbauvarianten in der Vorentwicklungs- und Konzeptphase sowie die verschiedenen Crash-Setups zusätzlich erschwert wird. Die Absicherung erfolgt über die numerische Simulation des Gesamtfahrzeuges mit aufwendig kalibrierten Schädigungsmodellen, die eine umfangreiche experimentelle Versuchsbasis voraussetzen (vgl. 2.3.2). Die Charakterisierung erfolgt in der Regel im Anlieferungszustand des Flachmaterials. Erste Ansätze von Werkstoffmodellen mit einer parametrischen Abhängigkeit von den Verarbeitungsprozessen sind bereits publiziert, finden jedoch aufgrund von Software-, CAE- und Materialmodell-Inkompatibilitäten sowie wegen des zeitintensiven Mapping-Prozesses nur beschränkt Anwendung [289]. Für Stahlwerkstoffe jedoch ist die Übertragung von Schädigungsvariablen und Ausdünnung durch Umformung bereits stärker verbreitet [290]. Bei ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen erschwert die Wechselwirkung zwischen der plastischen Vorverformung, der Ausscheidungshärtung und den Erholungseffekten die realitätsnahe Materialmodellierung [291]. Um dennoch die Qualität und Signifikanz des Simulationsergebnisses zu steigern, werden die Plastizitäts- und Versagensmodellierungsparameter modifiziert, um möglichst ein charakteristisches Werkstoffverhalten im Bauteilzustand abzubilden. Im Hinblick auf die genannten Herausforderungen liegt langfristig der Fokus auf der Verwendung der exakten lokalen Materialeigenschaften als Eingangsgröße in der Crashsimulation. Der Regelprozess für 6000er-Legierungen sieht derzeit jedoch eine globale Zuordnung eines repräsentativen idealen Werkstoffzustands vor, der bei hohen Streuungen gegebenenfalls durch eine „Max“- und „Min“-Materialkarte ergänzt wird, die die Grenzen der Standardabweichung darstellen.

Um diesen idealen Zustand für die Untersuchungswerkstoffe und die Prozessrouten zu definieren, wurde die Umformsimulation, wie im *Bild 4* aufgezeigt, von zwölf crashrelevanten Aluminium-Strukturbauteilen eines Serienfahrzeugs ausgewertet. Im Mittel verbleibt in  $78\% \pm 9,4\%$  des Bauteilvolumens eine akkumulierte plastische Vergleichsdehnung zwischen  $\bar{\varepsilon}_p = 0\%$  bis  $5\%$  und in  $99,4\% \pm 0,8\%$  des Bauteils sind plastisch deformierte Zonen zwischen  $\bar{\varepsilon}_p = 0\%$  bis  $15\%$  im Anschluss an den Umformprozess festgestellt worden. Ferner ist die Wirkung der Temperaturtoleranzen bzw. -verteilungen im Lackierprozess (vgl. *Bild 6*) in Abschnitt 6 bewertet

worden, die ebenfalls das mechanische Eigenschaftsprofil der Bauteile nicht unerheblich beeinflussen. Die zu erwartenden Bauteileigenschaften im Festigkeits-Duktilitäts-Diagramm wurde nach der Vorgehensweise aus Bild 66 erstellt und in Bild 67 für alle untersuchten Prozessrouten und Werkstoffe zusammengefasst.

Die Mittelwerte der diversen Werkstoffzustände zeigen einen nahezu linearen Verlauf (vgl. Bild 66(a) und Anhang I), ausgehend vom Anlieferungszustand T4 bis hin zum vollausgehärteten T6-Zustand, und bestätigen damit die Ergebnisse von Lloyd et al. [177]. Neben den Bauteileigenschaften unter idealen Prozessbedingungen (vgl. Bild 66(b)) wurden die resultierenden mechanischen Eigenschaften innerhalb der Prozessstoleranzen zusammengefasst (vgl. Bild 66(c)) und für die T6I<sub>Route</sub> die Auswirkung von Schwankungen im Anlieferungszustands aufgezeigt (vgl. Bild 67(d)).

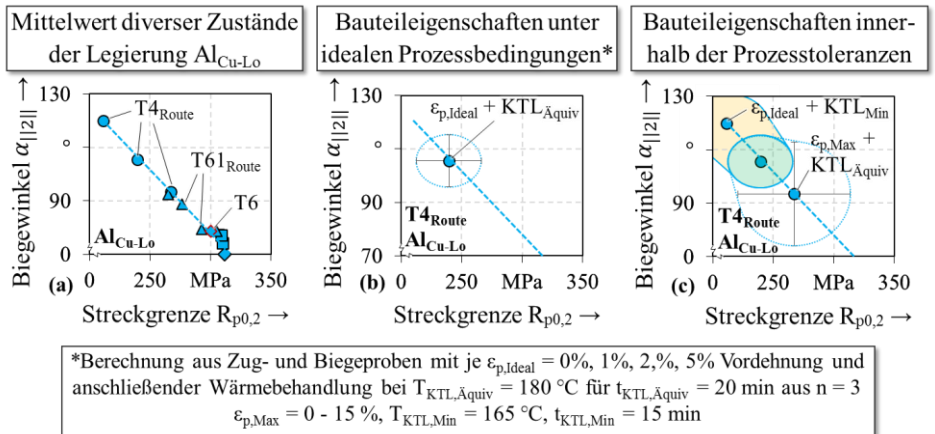


Bild 66: Vorgehensweise zur Bestimmung der Prozessgrenzen bezüglich der zu erwartenden Bauteileigenschaften am Beispiel der Legierung Al<sub>Cu-Lo</sub>

Unter idealen Herstellbedingungen ist in den drei Prozessrouten für keinen der dargestellten Werkstoffe ein Unterschreiten des kritischen Biegewinkels von  $\alpha_{||z||} = 70^\circ$  zu beobachten. Für die T6I<sub>Route</sub> und die PFHT<sub>Route</sub> könnte in Zonen mit einem Umformgrad  $\bar{\epsilon}_p > 5\%$ , die Bruchformänderung unzureichend zur Sicherstellung eines duktilen Deformationsverhaltens im Crash sein. Die Temperaturschwankungen durch die Wärmebehandlung im Lackierprozess reduzieren die mittlere Bauteilfestigkeit um etwa 10 % in der T4<sub>Route</sub> und etwa 5 % in der T61<sub>Route</sub>. Die PFHT<sub>Route</sub> weist im Allgemeinen die homogensten Bauteileigenschaften auf.

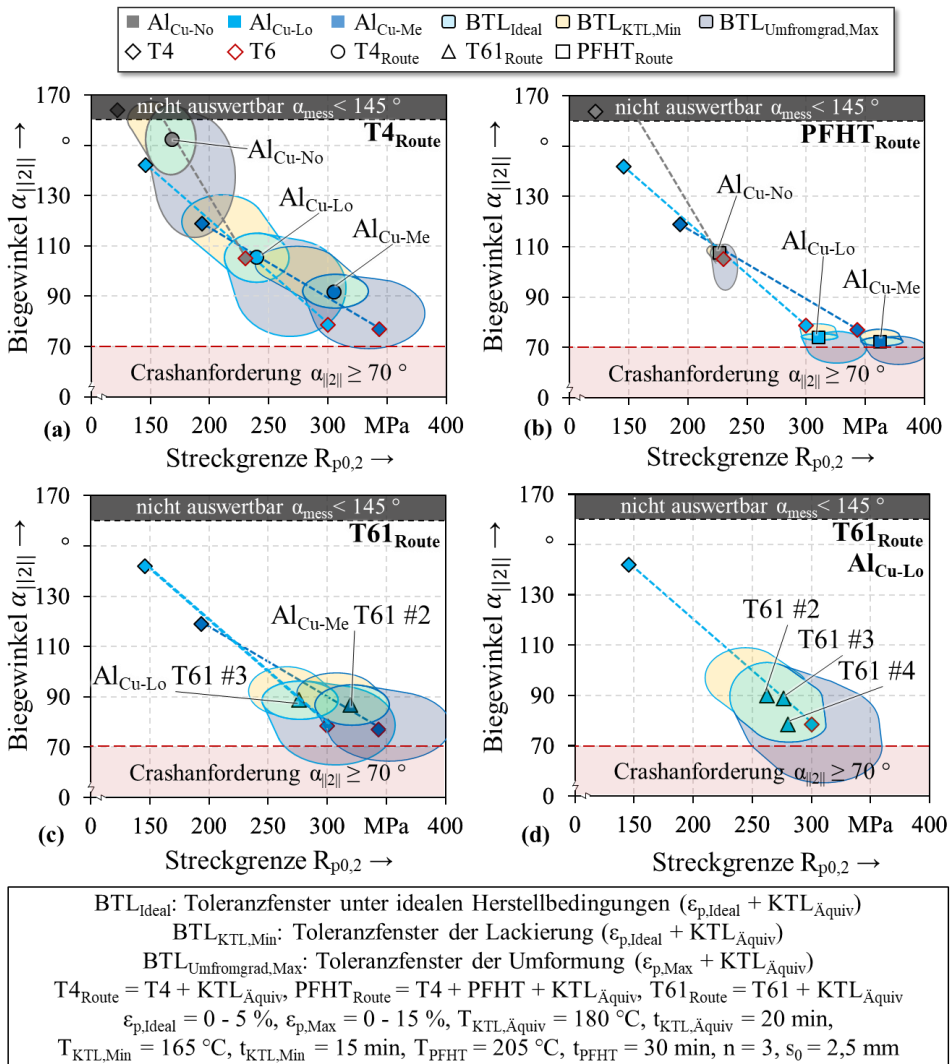


Bild 67: Übersicht der resultierenden Bauteileigenschaften aus den verschiedenen Prozessrouten und Werkstoffen

## 7.5 Handlungsempfehlung zur Charakterisierung hochfester Aluminiumblechwerkstoffe

Für die wissenschaftliche Definition der dargestellten Prozessfenster wurden verschiedene Charakterisierungsansätze verfolgt, die im Folgenden zusammengefasst werden, um einen Leitfaden für die Erstbewertung zukünftiger

tiger Werkstoffkonzepte herauszuarbeiten. Ferner wurden die Einsatzmöglichkeiten und -grenzen von hochfesten 6000er-Legierungen sowie eine Entscheidungsrichtlinie auf Basis von anwendungsspezifischen Anforderungskriterien erörtert. Weiterhin liefert die Tabelle 12 einen Überblick der verwendeten Qualifizierungsmethoden mit dem Zielwert und Zweck.

### Legierungskonzept und Korrosion

Mit Blick auf eine effektive Verwertung der Legierungselemente für die Ausscheidungshärtung ist je nach Legierungskonzept (Al-Mg-Si oder Al-Mg-Si-Cu) ein möglichst angeglichenes stöchiometrisches Verhältnis der Elementbeisetzung, orientiert an den festigkeitssteigernden Phasen, zu wählen. Bei trinären Legierungen sind die Vorläufer der  $\beta$ -Phasen ausschlaggebend für das Si/Mg-Verhältnis von  $\approx 1,38$  in Gew.-%. Für die quarternären Legierungen sind die Vorphasen von  $Q$  mit 14 % Cu, 45 % Mg und 41 % Si [54] entscheidend für ein stöchiometrisches Verhältnis – wobei die Morphologie der  $Q$ -Phasen wesentlich feiner ist gegenüber der  $\beta$ -Phase und damit zu höheren Festigkeiten, aber auch zu einer reduzierten Duktilität sowie erhöhten Sensibilität gegenüber Korrosion neigt. Da die Stöchiometrie dieser Phase in der Entwicklungsevolution zur Gleichgewichtsphase stark variiert und teilweise unterschiedliche Phasentypen parallel in der Mikrostruktur detektiert werden, dient dies ausschließlich als Orientierung. Weiterhin ist die thermomechanische Historie bei der Halbzeugherstellung ein wichtiger Stellhebel, der vom Halbzeugverarbeiter nicht beeinflusst werden kann. Grundlegend sind im letzten Prozessschritt im Aluminiumwerk (thermische Vorbehandlung vgl. Bild 2) möglichst lange und hohe Lösungsglühzeiten mit überkritischen Abschreckgeschwindigkeiten einzuhalten, um einen weichen W-Zustand mit maximal übersättigtem  $\alpha$ -Mischkristall zu erhalten. Zur Unterbindung der Mutation unerwünschter Sekundärphasentypen und nicht auflösbarer Primärphasen sind die maximalen Löslichkeitsgrenzen strikt einzuhalten (vgl. Tabelle 12). Eine erste Bewertung kann daher ausschließlich auf Basis der Legierungszusammensetzung erfolgen und über mikrostrukturelle Observationen bestätigt werden. Des Weiteren sind die in Abschnitt 2.2.1 aufgeführten Korrosionsprüfungen durchzuführen, da bei zwei identischen Legierungskonzepten mit unterschiedlicher thermomechanischer Prozessführung ein abweichendes Korrosionsverhalten möglich ist. In der vorliegenden Forschungsarbeit konnte nachgewiesen werden, dass Al-Mg-Si-Cu-Legierungen die Anforderungen aus dem Automobilsektor erfüllen, solange ein kritischer Legierungsgehalt der Elemente Mg, Si und Cu nicht überschritten wird (vgl. Tabelle 12).

### Umformgrenzen und Kaltauslagerungsverhalten

Damit die Werkstoffentwicklungen flächendeckend im Fahrzeugrohbau einzusetzen, ist das Umformvermögen von hochfesten Legierungen zu maximieren. Eine erste Annäherung kann ein niedriger Fließbeginn in Verbindung mit hohen Dehnungen liefern. Die fortlaufenden Entmischungsprozesse bei Kaltauslagerung in technischen 6000er-Legierungen nehmen mit zunehmendem Werkstoffalter negativen Einfluss auf die Verfahrensgrenzen. Das Stabilisierungsglühen PX oder T6<sub>1</sub>-Vorbehandlungen verzögern bzw. unterbinden die natürlichen Alterungsprozesse, jedoch führt dies zwangsläufig zu Einschränkungen in den Formgebungsgrenzen. Weiterhin wird die Ausscheidungskinetik in nachfolgenden Wärmebehandlungen durch die Bildung wachstumsfähiger Co-Cluster in der Vorbehandlung begünstigt und ist speziell bei der T<sub>4Route</sub> mit Vorteilen verbunden, um die werkstofflich nicht-optimale Prozesswärme in der Fahrzeugherstellung zu nutzen. Bei teilausgehärteten Anlieferungszuständen ist relativ gesehen ein reduzierter Festigkeitszugewinn in den Temperaturbelastungen der Verarbeitungsprozesse festgestellt worden. Sobald dem 6000er-Legierungssystem Cu beigelegt wird, ist mit einer wesentlichen Beschleunigung der Clusterbildung bei Raumtemperatur zu rechnen, bedingt durch die hohe Diffusionsrate von Kupfer [67]. Daher kann, vorrangig bei Al-Mg-Si-Cu-Legierungen, ein zu gering ausgeführtes Stabilisierungsglühen zu einer nicht hinreichenden Unterdrückung des Alterungsprozesses führen [292].

Zusammenfassend ist folglich legierungsspezifisch der beste Kompromiss zu finden zwischen einer langfristigen Stabilisierung mit gegebenenfalls geringerem Umformvermögen (PX-Vorbehandlung oder T6<sub>1</sub>-Zustand) und einem metastabilen Zustand mit höherem Umformpotenzial sowie einer fortlaufenden Kaltaushärtung bei Lagerung.

### Warmansprechverhalten und erzielbares Eigenschaftsprofil

Ein Indikator zur Bewertung des Festigkeitspotenzials einer ausscheidungshärtbaren Legierung der 6000er-Gruppe wie auch des daraus resultierenden Duktilitätsminimums ohne die Kaltverfestigungseinflüsse liefert eine mechanische Charakterisierung (z. B. Zug- und Biegeprüfung) des vollausgehärteten T6-Zustands. Unabhängig von der genauen chemischen Zusammensetzung hat sich eine Wärmebehandlung von  $T = 180\text{ °C}$  für  $t = 10\text{ h}$  beim Halbzeughersteller etabliert, um eine Aushärtung nahe dem T6-Zustand zu realisieren. Die Untersuchungen zeigen, dass die Duktilität in antiproportionaler Korrelation zur Festigkeit steht und alle weiteren technisch relevanten Zustände nahezu auf der Geraden zwischen dem T4-

und dem T6-Zustand zu finden sind (vgl. Bild 67). Diese Gerade ist legierungsspezifisch zu ermitteln und legt das Potenzial des Werkstoffkonzepts für diverse Prozessrouten offen. Abhängig von gewählter Prozessstrategie und -parametern ist für den Betriebszustand von Strukturbauteilen ein Zustand nahe dem T6-Zustand umsetzbar. Bezogen auf den lösungsgeglühten und abgeschreckten W-Zustand liefert Bild 68 eine Übersicht darüber, welche relative Festigkeit durch die verschiedenen Prozessrouten zu erwarten ist. Mit Berücksichtigung der Kaltverfestigung und unter idealen Herstellungsbedingungen stellt sich ein mechanisches Eigenschaftsprofil im Betriebszustand von etwa 45 % bis 70 % für die  $T4_{Route}$ , 75 % bis 90 % für die  $T61_{Route}$  und 95 % bis 115 % für die  $PFHT_{Route}$  des T6-Zustands ein.

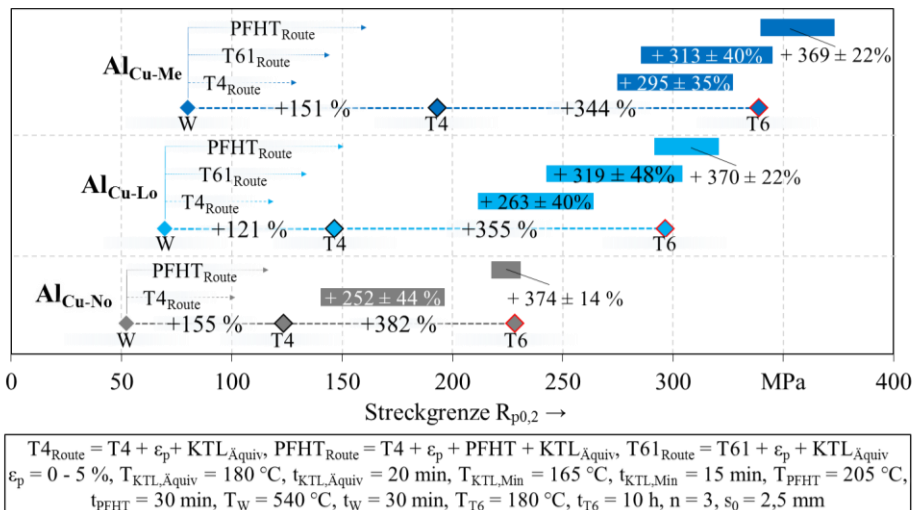


Bild 68: Relative Festigkeit aus den verschiedenen Prozessrouten und Werkstoffen

Tabelle 12: Zusammenfassung Qualifizierungsmethoden

<b>Qualifizierungsmethoden und Bewertungskriterien</b>
<b><u>Chemische Zusammensetzung</u></b>
<p><b>Al-Mg-Si-Legierungen</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Festigkeitssteigernde Phase: <math>Mg_5Si_6</math> [57]  <u>Zielwert:</u> Si/Mg-Verhältnis <math>\approx 1,38</math> (in Gew.-%)  <u>Zweck:</u> Zusammensetzung ausgelegt auf Festigkeitssteigerung durch Sekundärphasen</li> <li>• Maximale Löslichkeit: <math>\beta</math>-Phasen bei <math>T = 595 \text{ }^\circ\text{C}</math> [256]  <u>Zielwert:</u> <math>Si_{\max} = 0,68 \text{ Gew.-%}</math> und <math>Mg_{\max} = 1,17 \text{ Gew.-%}</math>  <u>Zweck:</u> Vermeidung von Primärausscheidungen und Duktilitätsverlust</li> </ul> <p><b>Al-Mg-Si-Cu-Legierungen</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Festigkeitssteigernde Phase: <math>Cu_{1,4\%}Mg_{4,5\%}Si_{4,0\%}</math> [54]  <u>Zielwert:</u> Mg/Cu; Si/Mg; Cu/Si-Verhältnis <math>\approx 1,23; 1,04; 0,78</math> (in Gew.-%)  <u>Zweck:</u> Auslegung der Zusammensetzung auf die Festigkeitssteigerung durch Sekundärphasen</li> <li>• Maximale Löslichkeit: <math>Q</math>- und <math>\beta</math>-Phasen (+ Si) bei <math>507 \text{ }^\circ\text{C}</math> [256]  <u>Zielwert:</u> <math>Cu_{\max} = 1,05 \text{ Gew.-%}</math>, <math>Si_{\max} = 0,77 \text{ Gew.-%}</math> und <math>Mg_{\max} = 0,4 \text{ Gew.-%}</math>  <u>Zweck:</u> Vermeidung von Primärausscheidungen und Duktilitätsverlust</li> </ul> <p><b>Allgemein</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Eisenverunreinigung bindet Silizium  <u>Zielwert:</u> Je <math>0,1 \text{ Fe Gew.-%} \rightarrow + 0,05 \text{ Si Gew.-%}</math> [293]  <u>Zweck:</u> Ausreichende Verfügbarkeit für die Festigkeitssteigerung durch Sekundärphasen</li> </ul>
<b><u>Mikrostrukturelle Analysen</u></b>
<p><b>Licht- und Rasterelektronenmikroskopie</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Quantifizierung der Primärausscheidung an Makroschliffen  <u>Zielwert:</u> Flächenanteil <math>&lt; 1 \%</math> und Größe <math>&lt; 15 \mu\text{m}^2</math> bei <math>5 \text{ kx}</math> Vergrößerung  <u>Zweck:</u> Indikator für zu starke Übersättigung oder nicht-optimale thermomechanische Prozessführung bei der Herstellung</li> <li>• Röntgenmikroanalyse im Rasterelektronenmikroskop von Sekundärphasen in überalterten Wärmebehandlungszuständen  <u>Zielwert:</u> Inexistenz von <math>Al_2Cu</math> (<math>\theta</math>-Phase)  <u>Zweck:</u> Bewertung der Nukleation von korrosionssensiblen Ausscheidungen</li> <li>• Analyse der Verformung an Zugproben (Bruchflächen) oder Biegeproben (Querschliff)  <u>Zielwert:</u> Transkristalliner Rissfortschritt und verzerrte Körner in unmittelbarer Nähe der Bruchfläche  <u>Zweck:</u> Indikator für das lokale Formänderungsvermögen des Werkstoffes</li> </ul> <p><b>Transmissionselektronenmikroskopie</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Quantifizierung der Sekundärausscheidungsevolution  <u>Zweck:</u> Charakterisierung des Ausscheidungstyps und dessen Ausprägung in technisch relevanten Zuständen</li> </ul>

### **Dynamische Differenzkalorimetrie**

- Analyse des Sekundärausscheidungsverhaltens

Zielwert: Inexistenz von  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ( $\theta$ -Phase)

Zweck: Deduktion von unerwünschten Ausscheidungstypen, Indikator für die Ausscheidungskinetik und das aktuelle Ausscheidungsstadium in technisch relevanten Zuständen

### **Mechanische Charakterisierung**

#### **Werkstoffprüfung an Universalprüfmaschinen**

- Uniaxialer Zugversuch an Flachzugproben\* (optional: wärmebehandelt und/oder vorgedehnt)

Zielwert:  $R_{p0,2} > 141$  MPa im Bauteilzustand (Referenzwerkstoff  $\text{Al}_{\text{Cu-Ni}}$  in der  $T_{4\text{Route}}$ )

Zweck: Identifikation der globalen mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit des Kaltverfestigungs- und des Auslagerungszustands

- Zugversuch an Kerbzugproben\* und Bruchflächenanalyse über *Thinning Method* (optional: wärmebehandelt)

Zielwert:  $\epsilon_{\text{Bruch}} > 0,34$  im Bauteilzustand

Zweck: Anhaltspunkt für das Bruchverhalten mit geringer Dehnungslokalisierung im ebenen Belastungszustand und Bruchflächenanalyse für lokales Formänderungsvermögen<sup>2</sup>

- Plättchen-Biegeversuch\* (optional: wärmebehandelt und/oder vorgedehnt)

Zielwert:  $\alpha_{||z||} > 70^\circ$  im Bauteilzustand

Zweck: Analyse des Bruchverhaltens unter Biegebelastung und Indikator für das lokale Formänderungsvermögen in Abhängigkeit der Kaltverfestigung und des Auslagerungszustands

#### **Ergänzende Werkstoffprüfung zur Materialmodellierung**

- Hydraulischer Tiefungsversuch\* und Scherzugversuch nach *Miyauchi*\*

Zweck: Bestimmung des Werkstoffverhaltens unter Scherbelastung und im biaxialen Spannungszustand

#### **Aufnahme eines Grenzformänderungsschaubildes**

- Nakajima-Versuch\* an kreisrunden Probengeometrien mit unterschiedlichen Ausklinkungen

Zielwert:  $\phi_{1, \text{FLC, Min}} > 0,22$

Zweck: Identifikation der Membranstabilität vom einachsigen Zug bis zum Streckziehbereich

#### **Tiefziehversuche an Prinzipgeometrien**

- Umformuntersuchungen am Kreuznapf mit iterativer Variation der Ziehtiefe

Zielwert:  $Z_{\text{Instabilität}} \geq 25$  mm

Zweck: Bewertung der Formgebungsgrenzen im mehrachsigen Spannungszustand vom defektfreien Napf bis zu Materialtrennung

(\*Standard vorhanden)



## 8 Prozessanalyse und -bewertung anhand eines Strukturbauteils unter Serienbedingungen

Nachdem in den vorangegangenen Abschnitten die ganzheitliche Charakterisierung der Werkstoffe und die Verarbeitungseinflüsse der Prozessrouten wissenschaftlich aufbereitet worden sind, sollen die daraus gewonnenen Erkenntnisse nun gezielt zur Bauteilauslegung für crashrelevante Strukturbauteile genutzt werden. Vor diesem Hintergrund wurden Umformuntersuchungen an der im Abschnitt 4.4.8 vorgestellten B-Säule durchgeführt. Weiterhin sind, nach Durchlauf der Verarbeitungsprozesse, die mechanischen Eigenschaften sowie der Bauteilverzug bewertet worden (vgl. Bild 69). Das verwendete Bauteil stellt eine der am höchsten belasteten Regionen im Seitenaufprall dar. Gegenwärtig finden nahezu ausschließlich hoch-, höchst- oder pressgehärtete Stähle Anwendung, um den Erhalt der Fahrgastzelle bei geringem Intrusionsweg sicherzustellen. Bei einem aluminiumintensiven Rohbau entstünde somit ein enormes Leichtbaupotenzial durch eine werkstofflich substituierte Aluminium-B-Säule. Zusätzlich könnte über den Einsatz von priorisierten Fügeverfahren die Fertigungseffizienz gesteigert werden. Die Komplexität der Geometrie gilt als besonders riss- bzw. ausdünnungsgefährdet durch die tiefen, mehrstufigen Zargen, die Verprägungen und die Nebenformelemente im inneren Bauteilbereich. Das Umformwerkzeug lehnt sich an eine zukünftige Fahrzeuggeneration an und repräsentiert damit laufende Entwicklungsansätze sowie den aktuellen Stand der Technik.

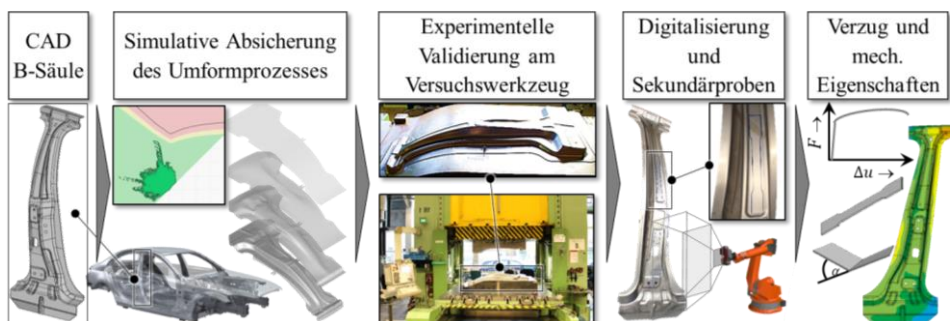


Bild 69: Vorgehensweise bei der Validierung der Ergebnisse am Strukturbauteil

## 8.1 Simulationsgestützte Absicherung des Umformprozesses

Für die Validierung wird das Simulationsmodell in AutoForm aufgebaut und die Randbedingungen des Tiefziehprozesses werden definiert. Verwendung finden die Materialkarten aus dem Abschnitt 6.1.4 mit der Platingeometrie aus Abschnitt 4.4.8 und den Solvereinstellungen nach Abschnitt 4.6. Klassischerweise erfolgt die Versagensbewertung im simulativen Umfeld über die Grenzformänderungskurve, mit einem zusätzlichen Sicherheitsfaktor von 10 % und bei Blechdicken  $t_0 \geq 1,5$  mm sind alle Ebenen (mittlere, obere und untere Ebene) auf Versagen auszuwerten [84]. Die experimentellen Daten aus dem Nakajima-Versuch wurden nach *Affroni* und *Merklein* [139] für die numerische Berechnung des Umformprozesses aufbereitet, um die Instabilitätsdehnung in die Blechmitte umzurechnen und die biaxiale Vordehnung zu korrigieren. Weiterhin ist die relative Ausdünnung von maximal 18 % als Grenzwert für die Bewertung definiert. Für Außenhautbauteile gelten zusätzliche Anforderungen bezüglich des Mindestauszuges, des Stempelangriffs, der Faltenbildung und der Nachlaufkanten, die bei nicht-sichtbaren Strukturbauteilen vernachlässigt werden können. [84]

Horizontal in Bild 70 ist eine Übersicht der Simulationsergebnisse mit steigendem Legierungsgehalt aufgetragen, vertikal ist ein Auszug der  $Al_{Cu-Lo}$  T61-Zustände wiedergegeben. Differenziert wird in den Grenzformänderungsdiagrammen zwischen Riss (FLC – 10 %), risskritisch (FLC – 18 %), kritische Ausdünnung ( $t < t_0 - 18$  %) und sicher.

Für den Werkstoff  $Al_{Cu-Hi}$  T4 ist mit einem Riss an dem rechten Einlaufradius des B-Säulen-Fußes zu rechnen. Eine Vorhersage der Rissausbreitung ist in der Simulationsumgebung AutoForm mangels fehlender Bruchkriterien nicht implementiert. Bei dem  $Al_{Cu-Lo}$  T61 #5 liegt die identische Position im risskritischen Bereich knapp unterhalb der FLC. Weiterhin zeigt die Analyse 8,4 mm vor dem unteren Totpunkt eine Faltenbildung an der linken unteren Kante in der Nähe der Verprägungen. Dies führt für den  $Al_{Cu-Lo}$  T61 #5 zu einem enormen Gradienten über die Blechdicke und zu einer Hauptformänderung, die im ebenen Belastungszustand bereits die Grenzformänderungskurve übersteigt. Ausgewertet wurde ebenfalls der Dehnungspfad des Elementes mit der höchsten akkumulierten plastischen Dehnung in der mittleren Ebene. Die biegedominierte Beanspruchung führt zu einer annähernd linearen Belastung im Hauptumformgrad, die im weiteren Verlauf bis zum unteren Totpunkt in eine Druckbeanspruchung umschlägt für das dargestellte Element.

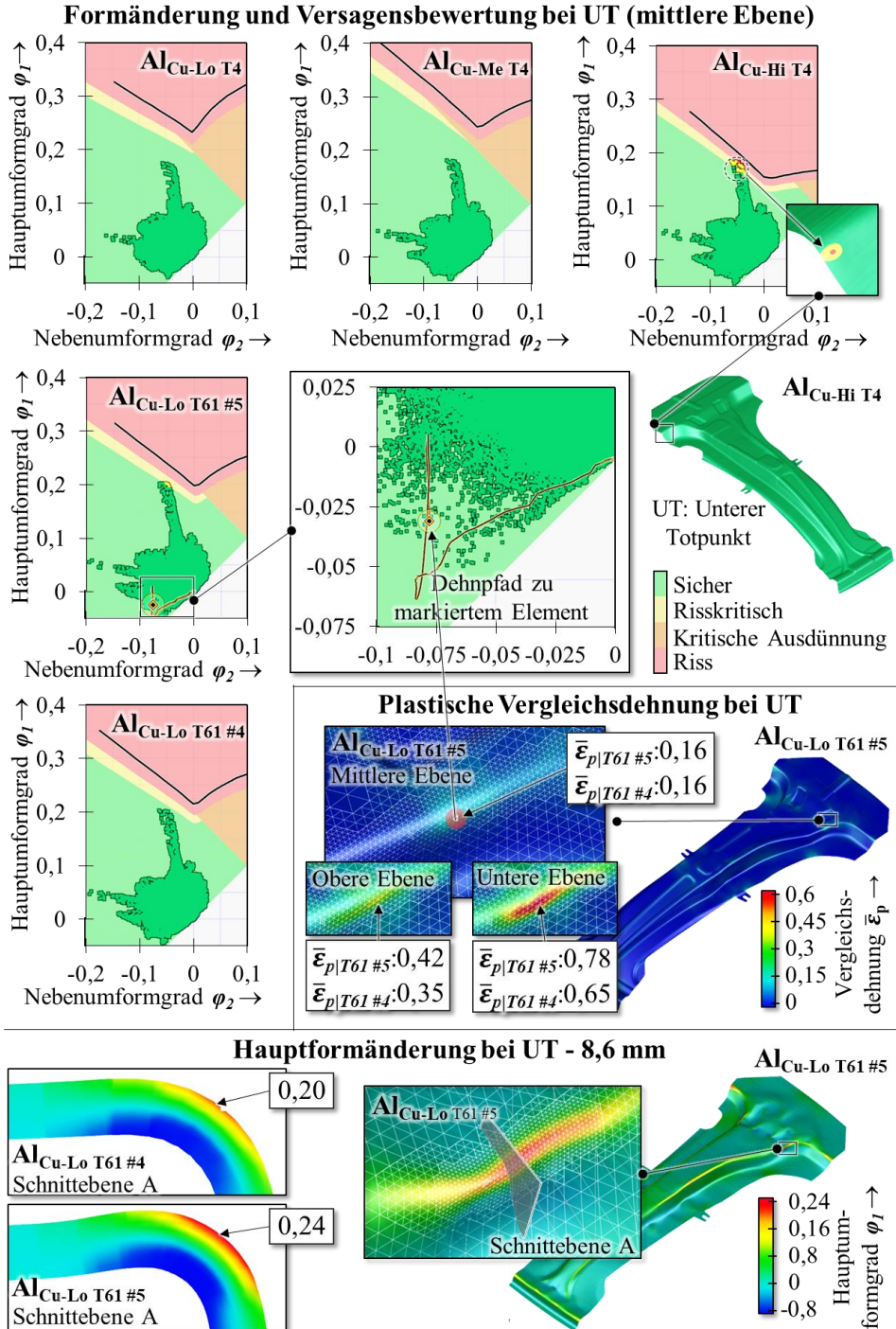


Bild 70: Vergleich der Simulationsergebnisse des T4-Zustands und der T61-Zustände

Wird die Auswertung ausschließlich auf die mittlere Ebene reduziert, ist beim unteren Totpunkt in der plastischen Vergleichsdehnung kein Unterschied zwischen dem T61 #5 und dem T61 #4 ersichtlich. Bei Berücksichtigung der unteren und oberen Ebene werden jedoch starke Differenzen zwischen den beiden T61-Zuständen deutlich, die aus dem hohen Druck bzw. den hohen Zugbeanspruchungen resultieren. Eine Versagensbewertung kann durch den komplexen Dehnungspfad und die relativ hohe Blechdicke von  $s_0 = 2,5$  mm nicht über die Grenzformänderungskurve erfolgen, die ihre Gültigkeit bei unproportionalen Lastpfaden verliert. Die hohe kurzzeitige Hauptformänderung im Verlauf des Umformprozesses lässt jedoch auf eine Rissindizierung des Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #5 schließen. Für alle anderen Wärmebehandlungszustände konnte kein Versagen in der Simulation festgestellt werden.

Weiterhin bleibt zu erwähnen, dass über eine Optimierung der Platinengeometrie die Anpassung der Umformparameter und geometrische Eingriffe in nicht-bauteilrelevante Werkzeugflächen gegebenenfalls eine versagensfreie und auf die jeweiligen Werkstoffe abgestimmte Formgebungsmethode im produktionsrelevanten Umfeld entwickelt werden könnte. Aus Gründen der Vergleichbarkeit wurde hier davon abgesehen.

## 8.2 Experimentelle Verifizierung am Versuchswerkzeug B-Säule

Zur Bestätigung der simulativen Ergebnisse wurden experimentelle Untersuchungen an den Untersuchungswerkstoffen/Wärmebehandlungszuständen in dem Versuchswerkzeug der B-Säule unter seriennahen Bedingungen durchgeführt.

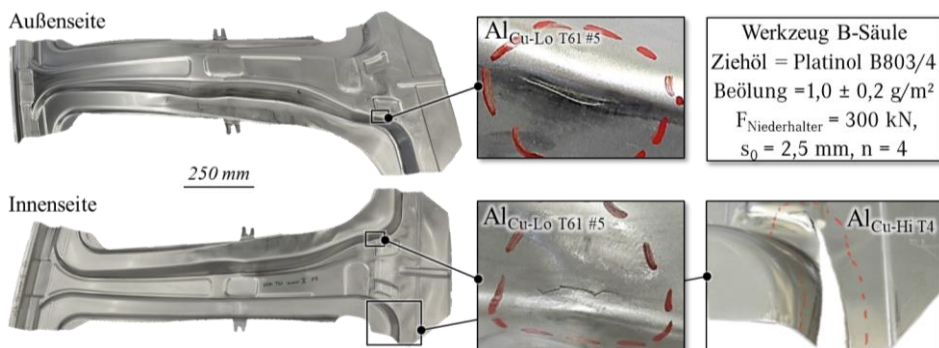


Bild 71: Übersicht der Umformergebnisse im T<sub>4</sub>-Zustand der Untersuchungswerkstoffe und den T<sub>61</sub>-Zuständen des Al<sub>Cu-Lo</sub>

Die Niederhalterkraft betrug 300 kN, die Beölung der mittels CO<sub>2</sub>-Laser zugeschnittenen Platinen erfolgte manuell mit Platinol B803/4 im Bereich von  $1,0 \pm 0,2 \text{ g/m}^2$ . Weitere Randbedingungen und risskritische Bauteilpositionen sind dem Abschnitt 4.4.8 zu entnehmen. Die Ergebnisse der Umformversuche werden durch eine Stichprobenanzahl von  $n = 4$  bestätigt. Die Bewertung der Bauteile erfolgte direkt nach der Abpressung.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Position des Risses korrekt von der Simulation vorhergesagt wurde und nur bei den Werkstoffen Al<sub>Cu-Hi T<sub>4</sub></sub> und Al<sub>Cu-Lo T<sub>61 #5</sub></sub> ein Versagen in Form eines Risses auftritt. Des Weiteren wurde eine leicht diffuse Einschnürung beim Al<sub>Cu-Lo T<sub>61 #4</sub></sub> in der Nähe der Rissposition an der linken unteren Kante registriert, die noch unterhalb der Ausdünnungsgrenze von 20 % liegt. Die experimentellen Untersuchungen decken sich mit dem ermittelten Prozessfenster aus Abschnitt 7.2, in welchem für die Legierungen bis Al<sub>Cu-Me</sub> bzw. für die Wärmebehandlungszustände bis Al<sub>Cu-Lo T<sub>61 #4</sub></sub> ein ausreichendes Umformpotenzial für Strukturanwendungen prognostiziert wurde.

### 8.3 Bewertung des Bauteilverzugs

Im Hinblick auf das Toleranzmanagement im Fahrzeugrohbau ist besonderes Augenmerk auf die Maßhaltigkeit von tiefgezogenen Bauteilen zu legen, die neben geometrischen Versteifungen stark vom eingesetzten Werkstoff beeinflusst wird. Um diesen Zusammenhang zu bewerten, sind drei laserbeschnittene Bauteile je Güte optisch vermessen worden. Dazu wurde das Konturmesssystem ATOS aus 4.4.9 verwendet und im Programm In-spect V8 (Fa. GOM) über eine Ausrichtung mit acht Referenzpunkten gegenüber dem CAD die Flächenabweichung ( $n = 1$ ) in Bild 72(a) und Linienschnittabweichung ( $n = 3$ ) in Bild 72(b) bestimmt.

Für den Referenzwerkstoff Al<sub>Cu-No</sub> fällt die Abweichung in der Größenordnung  $\pm 5 \text{ mm}$  beim Flächenvergleich am geringsten aus. Im Linienschnitt ist der Werkstoff Al<sub>Cu-No</sub> mit den höchsten Streuungen behaftet, dicht gefolgt vom Al<sub>Cu-Lo</sub>. Insgesamt kann festgestellt werden, dass mit steigender Festigkeit die Maßabweichung zunimmt, während die Streuung innerhalb der Stichprobe abnimmt. Da weder die Anschluss- und Funktionsflächen der Versuchsgeometrie definiert sind, noch die Werkzeuggeometrie für einen der untersuchten Werkstoffe ausgelegt war, ist eine Bewertung mit den zugrundeliegenden allgemeinen Maßabweichungen von  $\pm 0,5 \text{ mm}$  (vgl. 2.2) nicht anwendbar [25]. Vielmehr ist die Tendenz des höheren Verzugs mit steigender Festigkeit bei der Entwicklung des Methodenplans zu berücksichtigen. Mit Hilfe der in AutoForm implementierten „Springback“-

Simulation kann der Bauteilverzug digital abgebildet und über Anpassungen der Werkzeuggeometrie kompensiert werden.

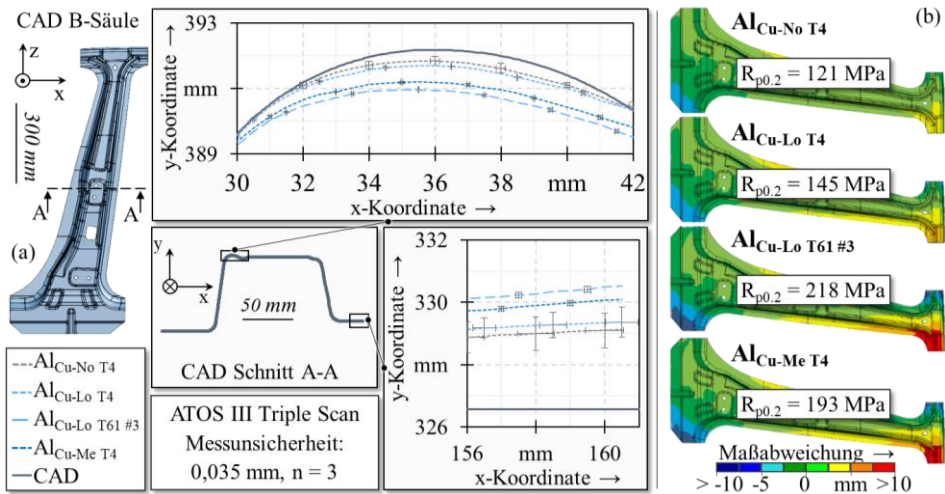


Bild 72: Maßhaltigkeit der Umformerzeugnisse im Flächen- und Linienschnittvergleich

Zusammenfassend ist die Formabweichung vom höchstfesten umgeformten Al<sub>Cu-Lo</sub> T61 #3 knapp doppelt so hoch wie beim Referenzwerkstoff, kann aber über Kompensationsmaßnahmen ausgeglichen werden und ist daher als unkritisch zu bewerten.

## 8.4 Bewertung der Bauteileigenschaften

Das erforderliche mechanische Eigenschaftsprofil des Bauteils im Betriebszustand während der Nutzungsphase bildet die Grundlage für die Wahl der Werkstoffgüte und Blechdicke. Die Festlegung des Werkstoffes für einzelne Bauteile ist bereits in einer frühen Planungsphase innerhalb des Fahrzeugentwicklungsprozesses zu definieren. Anhand der im Abschnitt 7.3 vorgestellten Prozessfenster für das zu erwartende mechanische Eigenschaftsprofil nach den Verarbeitungsprozessen sind eine dezidierte Bewertung sowie ein Abgleich mit den gesetzten Anforderungen aus dem Lastenheft des Bauteils möglich. Zur Validierung der getroffenen Annahmen dienen die produzierten Bauteile aus den diversen Werkstoffen-/Wärmebehandlungszuständen. Aus den optisch vermessenen Umformerzeugnissen sind Sekundärproben mit Hilfe einer elektrischen Blechschere grob ausgeschnitten und an eine CNC-Fräse auf Endmaß bearbeitet worden. Für die statistische Absicherung wurden fünf Zugproben (in  $\approx 90^\circ$  zur Walzrichtung) und zehn Biegeproben (je 5 Stück in  $\approx 90^\circ$  und  $\approx 0^\circ$  zur

Walzrichtung) aus den laserbeschnitten B-Säulen extrahiert, um ausschließlich kaltverfestigte und bauteilrelevante Regionen zu bewerten. Die Kennwerte wurden entlang der Prozesskette – direkt nach der Umformung und im Betriebszustand – aufgenommen, um die Einflussgrößen der einzelnen Verarbeitungsprozesse separieren zu können. Die Ergebnisse der Sekundärproben aus den B-Säulen sind in Bild 73 mit den prognostizierten Bauteileigenschaften aus Bild 67 überlagert.

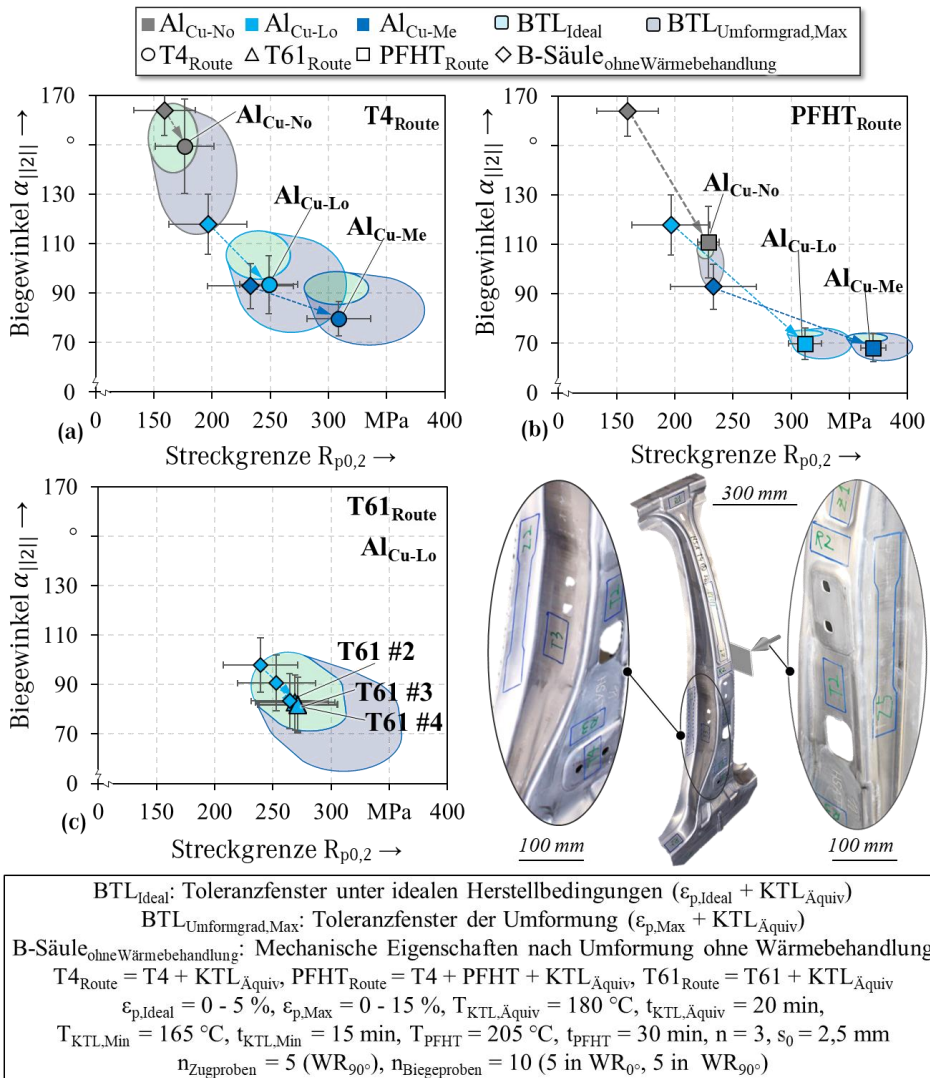


Bild 73: Übersicht der Bauteileigenschaften aus den Umformergebnissen im Betriebszustand der Prozessrouten

Für nahezu alle Festigkeitswerte im Betriebszustand der Prozessroute ist eine hohe Übereinstimmung mit den Bauteileigenschaften unter idealisierten Herstellungsbedingungen ersichtlich. Die gesamte Charakterisierung und Prozessfensterdefinition aus Abschnitt 7.3 wurde in der schwächeren Orientierungsrichtung (bei technischen Aluminiumlegierungen in der Regel  $90^\circ$  zur Walzrichtung, vgl. 4.4.7) des Halbzeuges durchgeführt, um die experimentellen Aufwendungen zu reduzieren. Weiterhin konnten die verhältnismäßig kleinen Sekundärbiegeproben auch in Bauteilregionen mit hohem Umformgrad in den Walzrichtungen  $90^\circ$  und  $0^\circ$  entnommen werden. Tendenziell fallen die Biegewinkel in der Walzrichtung  $0^\circ$  geringer aus, wodurch sich im Mittel leicht geringere Biegewinkel für die Werkstoffe  $Al_{Cu-Lo}$  und  $Al_{Cu-Me}$  ergeben. Aufgrund der hohen Anisotropie des  $Al_{Cu-No}$  (vgl. Bild 52) ist die Streuung der experimentell ermittelten Biegewinkel aus der B-Säule ausgeprägter als in den identifizierten Prozessfenstern. Die teilausgehärteten Zustände des  $Al_{Cu-Lo}$  sind im Betriebszustand kaum voneinander zu trennen und decken sich mit den Eigenschaften unter idealen Herstellungsbedingungen.

## 9 Zusammenfassung und Ausblick

Die Automobilindustrie steht vor einer Vielzahl an neuen Herausforderungen, die einen erhöhten und beschleunigten Transformationsdruck erzeugen. Dabei spielt die Vermeidung von Treibhausgasemissionen eine ebenso zentrale Rolle, wie der Ausbau der Elektromobilität, um auch in Zukunft als traditioneller Fahrzeughersteller die gesetzlichen Vorgaben zur Reduktion von umweltschädlichen Emissionen bei gleichzeitiger Erfüllung der Kundenanforderungen zu wahren. Zur Erreichung dieses Ziels wird der Gewichtsreduktion von Fahrzeugen auf Basis von Leichtbaustrategien, wie dem Stoffleichtbau, eine große Bedeutung zugesprochen. In den vergangenen Jahren wurde daher eine Vielzahl an neuen Werkstoffen und Verarbeitungstechnologien entwickelt. Um den technologischen Anforderungen an den Fahrzeugbau gerecht zu werden, rückten zuletzt hochfeste ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen in den Fokus der Forschungen, die aufgrund der hohen Festigkeit bei geringer Dichte auch in sicherheits- und crashrelevanten Bereichen für eine werkstoffliche Substitution eingesetzt werden können. Zur Realisierung höherer Festigkeiten im Bauteil gegenüber den konventionellen Aluminiumlegierungen sind einerseits optimierte Legierungskonzepte und andererseits modifizierte Prozessstrategien zielführend. Die in diesem Zusammenhang verfügbaren Untersuchungen sind vielseitig und reichen von grundlegenden Fragestellungen bis hin zu einer seriennahen Implementierung neuer Werkstoffe und Prozessrouten.

Da sowohl die mikrostrukturelle Phasenentwicklung als auch die mechanischen Werkstoffkennwerte stark von der jeweiligen Gefügezusammensetzung des Werkstoffes und den Verarbeitungsprozessen abhängen, besteht die zentrale Zielsetzung der Arbeit, ein umfassendes Verständnis über das umform- und werkstofftechnische Verhalten von Al-Mg-Si-Cu-Legierungen in diversen Prozessstrategien zu generieren und daraus die Prozessgrenzen für den Einsatz in der Fahrzeugkarosserie zu identifizieren.

Dabei bilden eingangs die Untersuchungen für eine wirtschaftlich integrierbare Bauteilaushärtung und für einen eigenschaftsorientierten teilausgehärteten T61-Zustand den Fokus des Forschungsvorhabens, des Weiteren definieren sie die Randbedingungen für die weitere Prozessanalyse und -bewertung. Über die gezielte Variation der Parameter Temperatur und Zeit in der Ofenbehandlung, konnte zunächst das notwendige Wissen über das Warmauslagerungsverhalten und die resultierenden mechanischen Eigenschaften der Werkstoffkonzepte gewonnen werden, um die Kausalität

mit den Erkenntnissen aus der Analyse der mikroskopischen Veränderungen des Grundwerkstoffs zu verknüpfen. Insbesondere widmen sich die mikrostrukturellen Untersuchungen über die Rasterelektronenmikroskopie, Transmissionselektronenmikroskopie und dynamische Differenzkalorimetrie der Detektion von festigkeitssteigernden und korrosionssensiblen Phasen sowie deren Evolution. In diesem Zusammenhang konnte die Nukleation von  $\theta$ -Phasen für einen erhöhten Legierungsgehalt von Kupfer nachgewiesen werden, was ein Ausschlusskriterium für den Einsatz im Fahrzeugrohbau darstellt.

Für die Prozessauslegung und um ein Verständnis der Wechselwirkungen wissenschaftlich aufzuarbeiten, wurden die einzelnen Prozessschritte autark untersucht. Hierzu folgten Experimente zur Identifikation der Verfahrensgrenzen hinsichtlich Instabilität und Bruch, um das Potential des Werkstoffs für die Eignung als Strukturbauteil frühzeitig zu bewerten. Durch ergänzende Tiefziehversuche am Kreuznaß konnten hieraus Mindestanforderungen aus Sicht der Umformtechnik auf das Flachmaterial herunterskaliert werden, was als Anhaltspunkt für Werkstoffneuentwicklungen dient. Von zwei der drei Werkstoffkonzepten konnten die Formgebungsgrenzen im T<sub>4</sub>- und T<sub>61</sub>-Zustand als ausreichend bewertet werden, wobei der Härtegrad des teilgehärteten Zustands nicht beliebig hoch anzusetzen ist und signifikanten Einfluss auf ein frühzeitiges Werkstoffversagen nimmt. Um die realitätsnahe Abbildungsgenauigkeit in umformtechnischen Prozessen auch in der FE-Simulation zu sichern, wurde das Fließverhalten umfassend charakterisiert und über geeignete Approximations- und Extrapolationsmethoden modelliert. Für die teilausgehärteten T<sub>61</sub>-Zustände, wie auch für den metastabilen T<sub>4</sub>-Zustand der Untersuchungswerkstoffe war ein sehr hoher Detailgrad des prognostizierten Materialauszugs gegenüber dem Experiment zu erkennen. Folglich kann, die herangezogene Methodik zur Materialmodellierung genutzt werden, um die Herstellbarkeitsbewertung von hochfesten Al-Mg-Si-Cu-Legierungen simulativ abzusichern.

Um die Schädigungstoleranz hinsichtlich der Verwendung für crashrelevante Rohbaukomponenten zu bewerten und um übergeordnet eine Charakterisierungsmethodik zu erarbeitet sind die Bruchkurven der Untersuchungswerkstoffe anhand der Bruchformänderung aus den Nakajima-Versuch und dem Kerbzugversuch ermittelt worden. Dabei konnten die Grenzwerte aus dem Betriebszustand auf den Anlieferungszustand für die einzelnen Prozessrouten spezifisch übertragen werden. Um das Potenzial von Aluminiumblechwerkstoffen für Rohbauanwendungen frühzeitig zu

bewerten, stellen die Schwellwerte der Bruchformänderung in Kombination mit der effizienten Charakterisierungsmethodik eine erhebliche Verkürzung des experimentellen Versuchsumfanges dar, wodurch Kapazitäten und Ressourcen bewahrt werden.

Auf Basis einer Sensitivitätsanalyse der signifikanten Einflussgrößen der Verarbeitungsprozesse konnte festgestellt werden, dass für die Prozessroute mit Bauteilaushärtung das stabilste mechanische Eigenschaftsprofil im Bauteil realisiert werden kann, unabhängig vom Legierungskonzept. Die Empfindlichkeit der erzielbaren Festigkeit und Duktilität ist in der konventionellen Prozessroute wesentlich höher an die thermische Belastung im Lackierprozess und die plastische Versetzung durch den Umformprozess gekoppelt. Für die Prozessstrategie mit teilausgehärtetem Material richten sich die zu erwartenden mechanischen Kennwerte nach dem Aushärtegrad im Anlieferungszustand, verhalten sich weitestgehend konträr zu den Formgebungsgrenzen und sind zwischen den beiden anderen Prozessrouten einzuordnen.

Um übergeordnete Gestaltungsrichtlinien abzuleiten und die Prozessgrenzen für die gesamtheitliche Auslegung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen in einem seriennahen Kontext zu definieren, wurden die Erkenntnisse zusammengefasst und Prozessfenster hinsichtlich der Legierung, der Versagensgrenzen bezüglich Instabilität und Bruch, sowie der Bauteileigenschaften abgeleitet. Demnach kann eine Bewertung ausschließlich anhand der Gefügezusammensetzung erfolgen, wobei die maximalen Löslichkeitsgrenzen der Elemente Silizium, Magnesium und Kupfer zu wahren sind. Um das Einsatzspektrum des Werkstoffs zu prüfen, sind Umformuntersuchungen an der Kreuznaßgeometrie oder die Werkstoffcharakterisierung vom uniaxialen Zug bis zum equibiaxialen Belastungszustand im Nakajima-Versuch zielführend. Für die Prognose der zu erwartenden Bauteileigenschaften im Festigkeits-Duktilitäts-Diagramm in den diversen Prozessrouten, wird die Charakterisierung über Zug- und Biegeversuche im Anlieferungszustand T<sub>4</sub> bzw. T<sub>61</sub> und im vollausgehärteten T<sub>6</sub>-Zustand empfohlen. Je nach Prozessroute ist ein mechanisches Eigenschaftsprofil im Betriebszustand von etwa von 45 – 70 % für die konventionelle Prozessroute, 75 – 90 % in der Prozessroute mit teilausgehärtetem Material und von 95 – 115 % für die Prozessroute einer Bauteilaushärtung gegenüber dem T<sub>6</sub>-Zustand zu erwarten.

Eine abschließende Potentialbewertung durch die Herstellung von B-Säulen im seriennahen Kontext brachte hervor, dass vor allem durch die Verarbeitung der hochfesten Legierung Al<sub>Cu-Mg</sub> (Mg, Si und Cu ≈ 0,85 Gew.-%)

in Kombination mit einer Prozessroute mit Bauteilaushärtung die höchsten Festigkeiten bei Wahrung aller Werkstoffanforderungen erzielt werden können. Die Legierungszusammensetzung des Werkstoffs  $\text{Al}_{\text{Cu-Me}}$  liegt noch unterhalb der  $\text{Mg}_2\text{Si}_{\text{max}}$ -Löslichkeit und in Kombination mit Kupfer bewirkt dies die Bildung der festigkeitssteigernden  $Q$ -Vorphasen während der Wärmebehandlung. Zusammenfassend kann rein durch eine werkstoffliche Substitution, in Kombination mit der Temperaturbelastung der Verarbeitungsprozesse, die konventionelle Prozessroute als ressourceneffiziente und taktzeitneutrale Prozessstrategie bewertet werden, in der bereits ein hohes Potential hinsichtlich der erreichbaren Festigkeit von Al-Mg-Si-Cu-Legierungen ausgeschöpft wird. Vom wirtschaftlichen Standpunkt aus ist die Prozessroute mit teilausgehärtetem Material eine geeignete Alternative zur konventionellen Prozessroute, um höhere Festigkeiten in der Fahrzeugstruktur zu realisieren, solange anwendungsspezifisch das limitierte Umformvermögen der Werkstoffgüte bei der Bauteilauslegung berücksichtigt wird. Die Prozessroute mit einer Bauteilaushärtung leistet einen wichtigen Beitrag für den Leichtbau, bedingt aber eine zusätzliche Offenbehandlung und sowohl die konstruktive Bauteilauslegung als auch Schwankungen in den Verarbeitungsoperationen profitieren von dem homogeneren und robusteren mechanischen Eigenschaftsprofil nach der Bauteilaushärtung.

Im Hinblick auf zukünftige Forschungsarbeiten besteht ein möglicher Ansatz die Untersuchung des Einflusses des erhöhten Legierungsgehalts auf das Korrosionsverhalten. Speziell bei mechanisch beanspruchten Bauteilen ist das Risiko von Spannungsrisskorrosionen in Langzeitstudien zu prüfen. Einen weiteren Forschungsansatz könnte ein kombinierter Umform- und Wärmebehandlungsprozess darstellen, um die Prozessroute mit der Bauteilaushärtung zu verkürzen. Zuletzt wäre eine Ausweitung der untersuchten Legierungskonzepte auf Außenhautbauteile denkbar. Dabei gilt es, die nötigen Anforderungen hinsichtlich der Lackierbarkeit und der Oberflächengüte zu erfüllen.

## 10 Summary and outlook

The automotive industry is facing a multitude of new challenges that are increasing and accelerating the pressure for transformation. In this context, the avoidance of greenhouse gas emissions plays a just as central role as the expansion of electromobility, so that in the future, as a traditional vehicle manufacturer, it can continue to comply with the legal requirements for the reduction of environmentally harmful emissions while at the same time meeting customer requirements. To achieve this goal, great attention is paid to reducing the weight of vehicles on the basis of lightweight construction strategies, such as lightweight material design. Therefore, a large number of new materials and processing technologies have been developed in recent years. In order to meet the technological requirements of vehicle construction, researches have recently focused on high-strength precipitation-hardenable aluminium alloys, which can also be used for material substitution in safety and crash-relevant Body-in-white areas due to their high strength at low density. In order to achieve higher strength in the structural part in comparison to standard used aluminium alloys, optimised compositional alloys on the one hand and modified process strategies on the other hand are effective. The in this context available investigations are versatile and vary from fundamental questions to the implementation of new materials and process routes.

The precipitation and the mechanical properties are strongly dependent on the respective chemical composition of the material and the manufacturing processes. Therefore, the main purpose of this study is to generate an understanding of the forming and material behaviour of Al-Mg-Si-Cu alloys in various process strategies and to identify the process limits for Body-in-white applications.

The investigations for an economically integrable post forming heat treatment and for a property-oriented partially aged T6<sub>1</sub> temper are the initial focus of the research project; furthermore, they define the framework for the process analysis and evaluation. Through the selective variation of the parameters temperature and time in the heat treatment, the necessary knowledge about the artificial ageing behaviour and the resulting mechanical properties of the material concepts could be found in order to link the findings with the changes of the microscopic analysis. Microstructural investigations via scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and dynamic differential calorimetry were used for the detection

of strength-increasing and corrosion-sensitive precipitation and their evolution. In this context the nucleation of  $\theta$ -phases for an increased alloy content of copper could be detected, which is a criterion of exclusion for applications in body-in-white.

For the process design and for an understanding of the interactions, the individual process steps were investigated separately. This was followed by experiments to identify the process limits in terms of forming limit and fracture in order to evaluate the material for body-in-white applications at an early stage. Through forming trials using the cross die geometry, it was possible to determine a required forming behavior for the sheet material, which could be used as a baseline for the development of new materials. For two of the three material concepts, the forming limits in the T<sub>4</sub> and T<sub>61</sub> temper could be evaluated as sufficient. The degree of hardness of the partially aged conditions cannot be set too high due to significant influence on material failure. To ensure a realistic forming behavior in the FE simulation, the flow curve of flat material was investigated and extrapolated. For both the partially aged T<sub>61</sub> temper and the metastable T<sub>4</sub> temper of the test materials, a detailed level of predicted material flow behavior was observed in the simulation compared to the experiment. Therefore, the methodology used for the material modelling can be used for the simulation of the forming process of high-strength Al-Mg-Si-Cu alloys.

To evaluate the damage tolerance regarding the use for crash-relevant body-in-white parts and to develop an overall characterisation methodology, the fracture lines of the test materials were determined on the occurred fracture deformation during the Nakajima test and the notched tensile test. It was possible to transfer the forming limit from the in service condition to the delivery condition for the individual process routes. To assess the usability of aluminium sheet materials for body-in-white applications at an early stage, the occurred fracture deformation in combination with the novel characterisation methodology represents a significant reduced experimental effort, preserving capacity and resources.

Based on a sensitivity analysis of the significant influencing variables of the processing steps, it was found that the most stable mechanical property profile can be implemented in the component for the process route with post forming heat treatment, regardless of the alloy concept. The sensitivity of the achievable strength and ductility in the conventional process route is significantly higher coupled to the thermal load in the paint bake procedure and the plastic strain due to the forming process. For the process strategy with partially age temper condition, the final mechanical properties

strongly depend on as-delivered temper condition. The forming limit behave contrary to the partially aged degree in the as-delivered condition and can be classified between the other two process routes based on strength.

In order to define overall design guidelines and the process limits of high-strength aluminium sheet materials in a series production context, the findings were summarised and process windows were identified in relation to the alloy, the instability limits, the fracture limits and the mechanical properties in the final part. As a result, an evaluation can be predicted only based on the alloy's composition, whereby the maximum solubility limits of the elements silicon, magnesium and copper must be kept. For the purpose of verifying the application spectrum of the material, forming tests on the cross die geometry or the material characterisation from uniaxial tension to equibiaxial stress mode, using the Nakajima test, are effective. Tensile and bending tests in the as-delivered T4 temper respectively T61 temper and in the fully hardened T6 temper are recommended for the prediction of the expected mechanical properties of the parts in service in the various process routes. Depending on the process route, the mechanical property of the part in service can be expected at around 45 - 70 % for the conventional process route, 75 - 90 % in the partially aged process route and 95 - 115 % for the post forming heat treatment process route relative to the T6 temper.

A final evaluation through forming test of B-pillars in a serial context showed that especially by processing the high-strength alloy AlCu-Me (Mg, Si and Cu  $\approx$  0.85 wt.%) in combination with a post forming heat treatment process route achieves the highest strength while fulfilling all requirements of the material. The alloy composition of the alloy AlCu-Me is still below maximum solubility of Mg<sub>2</sub>Si and in combination with copper, this will create the high strengthening pre-Q-precipitation during the heat treatment. In summary, through material substitution, in combination with the paint bake process, the conventional process route can be evaluated as a resource-efficient and cycle-time-neutral process strategy, which already uses a high level of the maximum strength potential of Al-Mg-Si-Cu alloys. From an economic point of view, the process route with partially aged material is a suitable alternative to the conventional process route to implement higher strengths in the vehicle structure, as long as the limited forming behaviour of the material is considered in the part design. The process route with post forming heat treatment provides a significant improvement in lightweight design, but requires an additional heat treatment. Furthermore, the part design and tolerances in the manufacturing processes take

advantage of the more homogeneous and stable mechanical property after the post forming heat treatment.

A possible approach for future research is to investigate the influence of the increased alloy content on the corrosion behaviour. Especially for mechanically stressed parts, the risk of stress corrosion cracking needs to be tested in long-term studies. Another research approach could be a combined forming and heat treatment process to shorten cycle time in the post forming heat treatment process route. Additionally, a transfer of the investigated alloy concepts to outer skin parts would be of benefit. In this case, it is important to fulfil the necessary requirements with regard to paintability and surface quality.

# Anhang

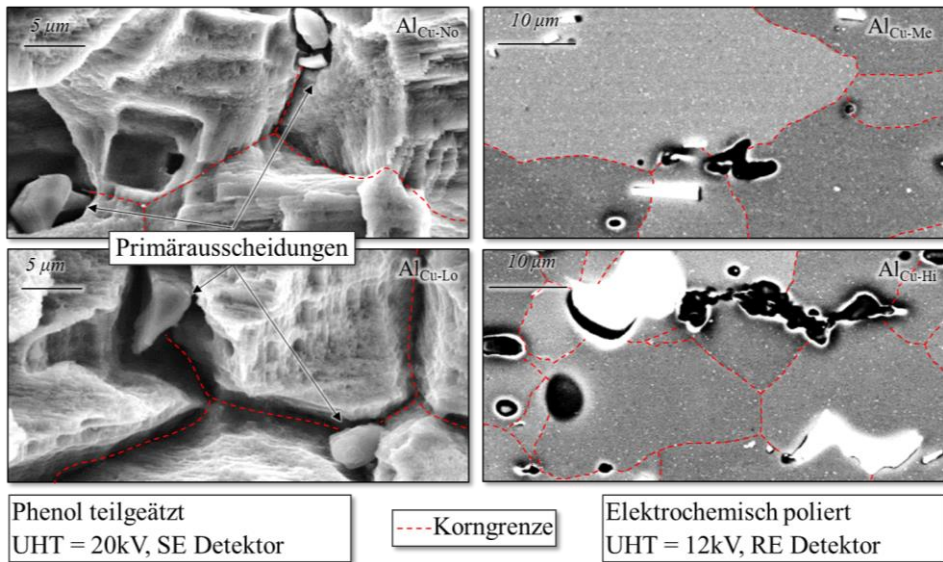
## Anhang A: Zusammenfassung der mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe

		$R_{p0,2}$	$R_m$	$A_g$	$A_{80}$	
		in MPa	in MPa	in %	in %	
<b>Lösungsglüh</b>		<b>Al<sub>Cu-No</sub></b>	47,7 ± 0,9	137,0 ± 0,8	22,9 ± 0,3	24,6 ± 2,2
		<b>Al<sub>Cu-Lo</sub></b>	66,0 ± 0,7	194,7 ± 0,4	24,5 ± 1,2	26,7 ± 0,9
		<b>Al<sub>Cu-Me</sub></b>	77,2 ± 0,4	216,2 ± 1,1	23,3 ± 1,9	23,4 ± 2,0
		<b>Al<sub>Cu-Hi</sub></b>	87,7 ± 1,9	241,5 ± 2,0	20,5 ± 1,2	21,5 ± 2,1
Stetig steigende Festigkeit bei leicht steigender bis leicht fallender Dehnung						
<b>Lösungsglüh &amp; kaltauslagert</b>		<b>Al<sub>Cu-No</sub></b>	119,4 ± 0,1	189,8 ± 1,5	17,5 ± 0,5	22,3 ± 0,9
		<b>Al<sub>Cu-Lo</sub></b>	154,0 ± 1,9	282,4 ± 2,3	21,4 ± 0,6	23,8 ± 1,0
		<b>Al<sub>Cu-Me</sub></b>	173,4 ± 2,2	311,1 ± 1,8	21,1 ± 0,4	24,0 ± 0,6
		<b>Al<sub>Cu-Hi</sub></b>	190,3 ± 4,4	323,0 ± 0,9	19,4 ± 2,4	21,5 ± 3,1
Stetig reduzierte Kaltaushärtung mit reduziertem Dehnungsverlust						
<b>Lösungsglüh &amp; wärmebehandelt</b>		<b>Al<sub>Cu-No</sub></b>	218,7 ± 0,9	244,8 ± 0,8	6,41 ± 0,1	9,26 ± 1,1
		<b>Al<sub>Cu-Lo</sub></b>	308,6 ± 1,8	360,1 ± 1,7	10,9 ± 0,1	14,1 ± 0,3
		<b>Al<sub>Cu-Me</sub></b>	339,2 ± 1,3	395,6 ± 1,5	10,8 ± 0,2	14,0 ± 0,3
		<b>Al<sub>Cu-Hi</sub></b>	345,5 ± 1,3	406,5 ± 1,1	10,4 ± 0,2	13,0 ± 0,5
Stetig sinkende Festigkeitszunahme bei reduziertem Dehnungsverlust						
<b>Lösungsglüh, kaltauslagert &amp; wärmebehandelt</b>		<b>Al<sub>Cu-No</sub></b>	182,6 ± 1,6	226,8 ± 0,3	9,61 ± 0,6	13,3 ± 1,0
		<b>Al<sub>Cu-Lo</sub></b>	292,6 ± 2,7	339,9 ± 1,7	10,1 ± 0,3	12,9 ± 0,4
		<b>Al<sub>Cu-Me</sub></b>	340,0 ± 4,4	383,6 ± 4,7	8,62 ± 1,1	11,3 ± 1,9
		<b>Al<sub>Cu-Hi</sub></b>	340,2 ± 1,2	398,1 ± 2,3	9,49 ± 0,8	11,2 ± 1,2
Unstetig Festigkeitszunahme und Dehnungsverlust						

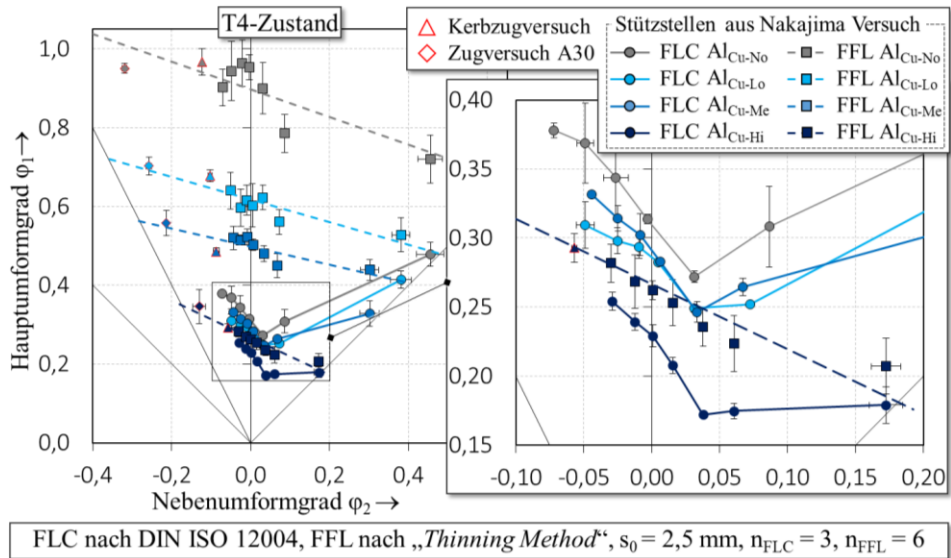
**Anhang B: Chemischen Zusammensetzungen der Untersuchungswerkstoffe**

Bezeichnung	Oberfläche	s <sub>0</sub> mm	Coil#	Glühdatum	Si	Mg	Mn	Cu	Fe	Zn
					Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%
Al <sub>Cu-No</sub>	TiZr + E1	2,5	W00952	29.01.2016	0,52	0,50	0,06	0,03	0,17	0,01
Al <sub>Cu-No</sub>	TiZr + E1	2,5	X07345	11.04.2017	0,53	0,49	0,07	0,03	0,19	0,01
Al <sub>Cu-Lo</sub>	TiZr + E1	2,5	U31380	18.01.2016	0,64	0,71	0,16	0,72	0,26	0,01
Al <sub>Cu-Lo</sub>	TiZr + E1	2,5	W09567	14.03.2017	0,63	0,68	0,17	0,69	0,22	0,01
Al <sub>Cu-Me</sub>	TiZr + E1	2,5	U18103	16.07.2015	0,83	0,82	0,28	0,79	0,22	0,01
Al <sub>Cu-Me</sub>	TiZr + E1	2,5	X02662	27.04.2017	0,83	0,91	0,14	0,82	0,23	0,02
Al <sub>Cu-Hi</sub>	TiZr + E1	2,5	T11171	27.05.2015	1,31	1,30	0,08	1,29	0,19	0,00

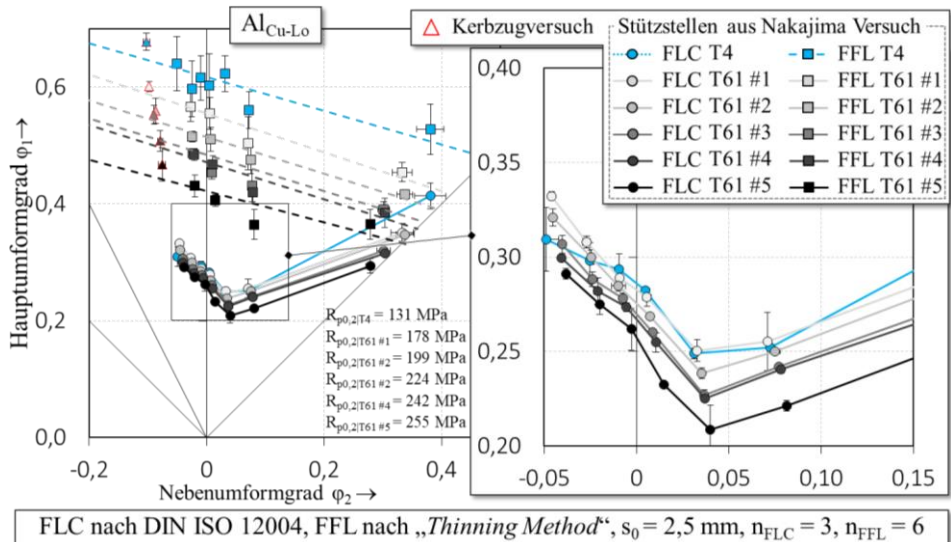
**Anhang C: REM-Aufnahme der Primärausscheidungen an den Korngrenzen**



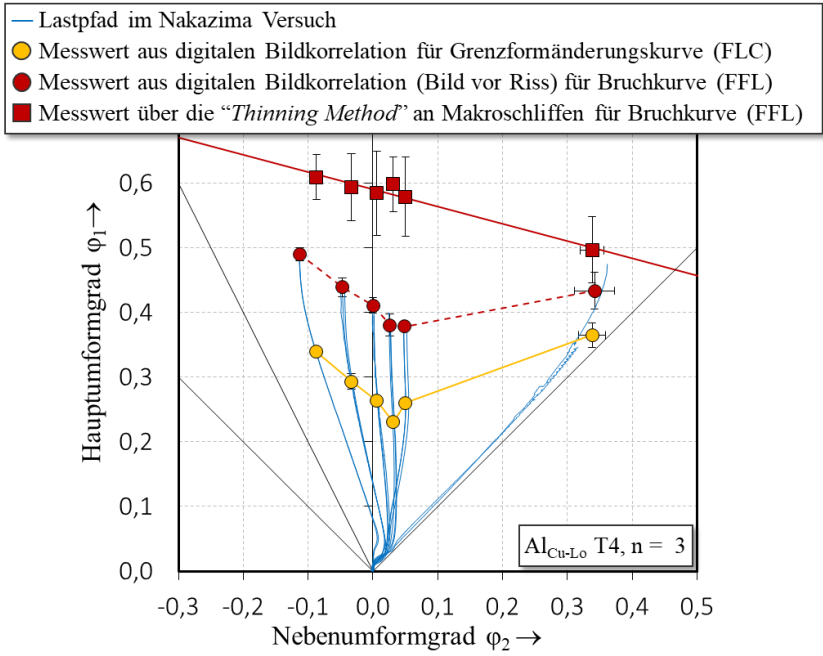
Anhang D: Versagensgrenzen der Untersuchungswerkstoffe im T4-Zustand



Anhang E: Versagensgrenzen der Untersuchungswerkstoffe im T61-Zustand



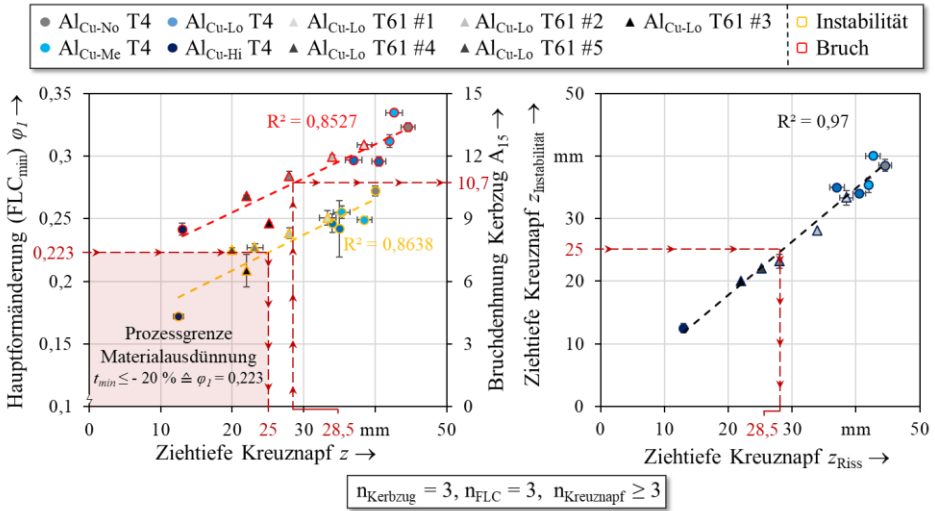
**Anhang F: Vergleich der Bruchkurve aus der digitalen Bildkorrelation und Thinning Method**



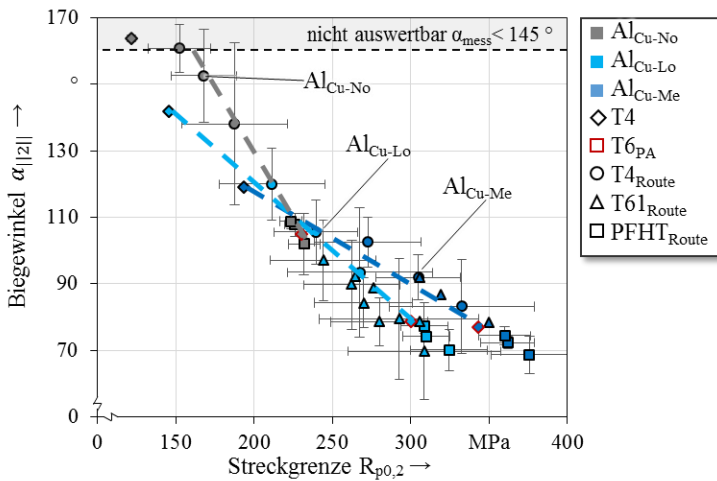
**Anhang G: Modelabhängigen Variablen und werkstoffseitigen Eingangsgrößen für die Materialmodellierung**

Werkstoff / Zustand									
T4					Al <sub>Cu-Lo</sub>				
Al <sub>Cu-No</sub>	Al <sub>Cu-Lo</sub>	Al <sub>Cu-Me</sub>	Al <sub>Cu-Hi</sub>		T61 #1	T61 #2	T61 #3	T61 #4	T61 #5
Gewichtete Fließkurvenextrapolation nach Swift & Hockett-Sherby:									
$\sigma_w = \alpha k(\varepsilon_w + \varepsilon_0)^w + (1 - \alpha)(\sigma_\infty - (\sigma_\infty - \sigma_0)e^{-m\varepsilon_w^n})$									
<i>k</i>	376,70	530,40	538,61	653,20	530,40	588,00	567,20	580,50	587,00
$\varepsilon_0$	0,0102	0,0134	0,0076	0,0161	0,0134	0,0178	0,0180	0,0190	0,0195
<i>w</i>	0,240	0,288	0,208	0,250	0,288	0,2920	0,256	0,2450	0,230
$\sigma_0$	125,28	153,25	195,28	231,92	153,25	181,48	202,74	219,38	237,09
$\sigma_\infty$	273,50	366,40	482,50	516,30	366,40	413,70	417,04	421,80	443,60
<i>n</i>	0,87	0,92	0,80	0,82	0,92	0,93	0,91	0,96	0,92
<i>m</i>	8,00	7,90	4,33	4,94	7,90	7,40	7,17	9,09	7,49
$\alpha$	0,65	0,45	0,3	0	0,45	0,3	0,35	0,35	0,35
Fließortkurve nach Barlat2000									
$\sigma_0$	125,28	153,25	195,28	231,92	153,25	181,48	202,33	219,38	237,09
$\sigma_{45}$	123,92	150,91	189,33	224,18	150,91	178,12	197,05	214,00	229,14
$\sigma_{90}$	122,46	149,21	192,94	226,70	149,21	178,79	202,23	219,65	231,72
$\sigma_b$	120,05	151,41	195,85	228,91	151,41	183,29	221,57	239,46	257,68
$r_0$	1,03	0,58	0,57	0,65	0,58	0,58	0,59	0,58	0,60
$r_{45}$	0,50	0,56	0,57	0,70	0,56	0,56	0,58	0,56	0,55
$r_{90}$	0,70	0,60	0,53	0,57	0,60	0,57	0,57	0,57	0,56
<i>m</i>	7	5	6	5	5	5	5	5	5

Anhang H: Prozessgrenzen Umformtechnik



Anhang I: Korrelation von Duktilität und Festigkeit



# Literaturverzeichnis

- [1] McGeer, J. P.: Hall-Heroult. 100 Years of Processes Evolution. In: JOM 38 (1986) 11, S. 27–33.
- [2] Carl Benz: Fahrzeug mit Gasmotorbetrieb Patentschrift 37435.
- [3] Merkel, M.; Thomas, K.-H.: Taschenbuch der Werkstoffe: Fachbuchverlag Leipzig 2000.
- [4] Verordnung (EU) Nr. 333/2014 des europäischen Parlaments und des Rates zur Änderung der Verordnung (EG) Nr. 443/2009 hinsichtlich der Festlegung der Modalitäten für. 333/2014.
- [5] Wiedemann, J.: Leichtbau. Elemente und Konstruktion: Springer-Verlag 2007.
- [6] Howard, F.: Wilbur and Orville. A biography of the Wright brothers: Courier Corporation 2013.
- [7] McKinsey&Company: CO<sup>2</sup> Regulierung sorgt bis 2030 für dreistelliges Milliardenwachstum im Leichtbau (2012).
- [8] Merklein, M.: Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau. Bamberg: Meisenbach 2006.
- [9] A. Afseth, O. R.: New high strength aluminium alloys and technology solutions for automotive body structures. Bad Nauheim 2015.
- [10] Center of Competence Structure: TMT Materials & Processes 2014.
- [11] Erzeugung - GDA - Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. URL: <http://www.aluinfo.de/erzeugung.html>. Abrufdatum 05.02.2018.
- [12] Okrusch, M.; Matthes, S.: Mineralogie. Eine Einführung in die spezielle Mineralogie, Petrologie und Lagerstättenkunde, 7. Auflage. Berlin: Springer 2005.
- [13] Mortimer, C. E.; Müller, U.; Beck, J.: Chemie. Das Basiswissen der Chemie, 11. Auflage. Stuttgart: Thieme 2014.
- [14] Wirtschafts Vereinigung Metalle - Die NE-Metalle. URL:<http://www.wvmetalle.de/die-ne-metalle/#c1001>. Abrufdatum 05.02.2018.
- [15] Anil Patel: The Global Aluminium Market Outlook. Québec 2017.

- [16] Norsk Hydro ASA: Annual Report 2016.
- [17] Kammer, C.: Aluminium Taschenbuch 3. Weiterverarbeitung und Anwendung, 17. Aufl. Berlin: Beuth Verlag GmbH 2014.
- [18] O. Keßler: Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen 2001.
- [19] European aluminium association: Aluminium in cars - unlock the light-weighting potential (2013).
- [20] Friedrich, H. E. (Hrsg.): Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Vieweg 2013.
- [21] Prasad, N. E.; Wanhill, R. J. H.: Aerospace Materials and Material Technologies. Singapore: Springer Singapore 2017.
- [22] Hirsch, J. (Hrsg.): Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design: Mater. Trans. 52 2011.
- [23] Halim, H.; Wilkinson, D. S.; Niewczas, M.: The Portevin–Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy. In: Acta Materialia 55 (2007) 12, S. 4151–60.
- [24] Engler, O.; Schäfer, C.; Brinkman, H.-J.: Crystal-plasticity simulation of the correlation of microtexture and roping in AA 6xxx Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications. In: Acta Materialia 60 (2012) 13–14, S. 5217–32.
- [25] Birkert, A.; Haage, S.; Straub, M.: Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile. Auslegung von Ziehanlagen. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2013.
- [26] Gupta, A. K.; Marois, P. H.; Lloyd, D. J.: Study of the Precipitation Kinetics in a 6000 Series Automotive Sheet Material. In: Materials Science Forum 217–222 (1996), S. 801–08.
- [27] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, 3. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg 2014.
- [28] Meyer, W. A.; Hornbogen, E.: Gefüge und mechanische Eigenschaften von Legierungen auf Eisen-Nickel-Basis mit Kupfer-, Aluminium- oder Titanzusätzen nach verschiedenen thermischen und thermomechanischen Behandlungen. Stuttgart 1966.
- [29] Zhang, J.; Fan, Z.; Wang, Y. Q.; Zhou, B. L.: Equilibrium pseudobinary Al–Mg 2 Si phase diagram. In: Materials Science and Technology 17 (2013) 5, S. 494–96.

- [30] Claves, S. R.; Elias, D. L.; Misiolek, W. Z.: Analysis of the Intermetallic Phase Transformation Occurring during Homogenization of 6xxx Aluminum Alloys. In: *Materials Science Forum* 396-402 (2002), S. 667-74.
- [31] Rollett, A. D.; Rohrer, G. S.: *Recrystallization and related annealing phenomena*, 3. Auflage. Amsterdam: Elsevier 2017.
- [32] Birol, Y.: Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 23 (2013) 7, S. 1875-81.
- [33] Zhao, Q.; Qian, Z.; Cui, X.; Wu, Y.; Liu, X.: Influences of Fe, Si and homogenization on electrical conductivity and mechanical properties of dilute Al-Mg-Si alloy. In: *Journal of Alloys and Compounds* 666 (2016), S. 50-57.
- [34] Lievers, W. B.; Pilkey, A. K.; Lloyd, D. J.: The influence of iron content on the bendability of AA6111 sheet. In: *Materials Science and Engineering: A* 361 (2003) 1-2, S. 312-20.
- [35] Ji, Y.; Guo, F.; Pan, Y.: Microstructural characteristics and paint-bake response of Al-Mg-Si-Cu alloy. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 18 (2008) 1, S. 126-31.
- [36] Aretz, H.; Keller, S.; Vogt, R.; Engler, O.: Modelling of ductile failure in aluminium sheet forming simulation. In: *International Journal of Material Forming* 4 (2011) 2, S. 163-82.
- [37] AMAG Austria Metall AG: Wärmebehandlung – eine kurze Einführung. In: *AluReport* (01:2014).
- [38] Engler, O.; Hirsch, J.: Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al-Mg-Si sheet alloys for automotive applications—a review. In: *Materials Science and Engineering: A* 336 (2002) 1-2, S. 249-62.
- [39] Drossel, G.; Friedrich, S.; Kammer, C.; Lehnert, W.: *Aluminium Taschenbuch 2. Umformung von Aluminium-Werkstoffen, Gießen von Aluminium-Teilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und Ökologie*, 17. Auflage. Berlin: Beuth 2017.
- [40] Roos, E.; Maile, K.; Seidenfuß, M.: *Werkstoffkunde für Ingenieure. Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, 6. Aufl. 2017. Berlin, Heidelberg, s.l.: Springer Berlin Heidelberg 2017.

- [41] Gottstein, G.: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. Physikalische Grundlagen: Springer-Verlag 2013.
- [42] Liu, M.; Čížek, J.; Chang, C. S.T.; Banhart, J.: Early stages of solute clustering in an Al–Mg–Si alloy. In: Acta Materialia 91 (2015), S. 355–64.
- [43] Ilschner, B.; Singer, R. F.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Eigenschaften, Vorgänge, Technologien, 6. Auflage. Berlin: Springer Vieweg 2016.
- [44] Grzemba, B.; Hornbogen, E.; Scharf, G.: Die Gefüge von Aluminiumlegierungen. In: Aluminium 67 (1991), S. 1096–110.
- [45] Grosskreutz, J. C. (Hrsg.): Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024-T4 aluminum 1969.
- [46] Jiang, D. M.; Wang, C. L.; Yu, J.; Gao, Z. Z.; Shao, Y. T.; Hu, Z. M.: Cleavage and intergranular fracture in Al–Mg alloys. In: Scripta Materialia 49 (2003) 5, S. 387–92.
- [47] Werinos, M.; Antrekowitsch, H.; Ebner, T.; Prillhofer, R.; Uggowitzner, P. J.; Pogatscher, S.: Hardening of Al–Mg–Si alloys. Effect of trace elements and prolonged natural aging. In: Materials & Design 107 (2016), S. 257–68.
- [48] Edwards, G. A.; Stiller, K.; Dunlop, G. L.; Couper, M. J.: The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. In: Acta Materialia 46 (1998) 11, S. 3893–904.
- [49] Matsuda, K.; Ikeno, S.; Sato, T.; Kamio, A.: A metastable phase having the orthorhombic crystal lattice in an Al-1.0mass% Mg<sub>2</sub>Si-0.4mass% Si alloy. In: Scripta Materialia 34 (1996) 11, S. 1797–802.
- [50] Marioara, C. D.; Andersen, S. J.; Zandbergen, H. W.; Holmestad, R.: The influence of alloy composition on precipitates of the Al–Mg–Si system. In: Metallurgical and Materials Transactions A 36 (2005) 3, S. 691–702.
- [51] Chakrabarti, D. J.; Laughlin, D. E.: Phase relations and precipitation in Al–Mg–Si alloys with Cu additions. In: Progress in Materials Science 49 (2004) 3-4, S. 389–410.
- [52] Marioara, C. D.; Andersen, S. J.; Stene, T. N.; Hasting, H.; Walmsley, J.; van Helvoort, A. T. J.; Holmestad, R.: The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys. In: Philosophical Magazine 87 (2007) 23, S. 3385–413.

- [53] Matsuda, K.; Ikeno, S.; Uetani, Y.; Sato, T.: Metastable phases in an Al-Mg-Si alloy containing copper. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 32 (2001) 6, S. 1293–99.
- [54] Zandbergen, M. W.; Cerezo, A.; Smith, G.D.W.: Study of precipitation in Al-Mg-Si Alloys by atom probe tomography II. Influence of Cu additions. In: *Acta Materialia* 101 (2015), S. 149–58.
- [55] Miao, W. F.; Laughlin, D. E.: Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 31 (2000) 2, S. 361–71.
- [56] Xiao, Q.; Liu, H.; Yi, D.; Yin, D.; Chen, Y.; Zhang, Y.; Wang, B.: Effect of Cu content on precipitation and age-hardening behavior in Al-Mg-Si-xCu alloys. In: *Journal of Alloys and Compounds* 695 (2017), S. 1005–13.
- [57] Zandbergen, M. W.; Xu, Q.; Cerezo, A.; Smith, G.D.W.: Study of precipitation in Al-Mg-Si alloys by Atom Probe Tomography I. Microstructural changes as a function of ageing temperature. In: *Acta Materialia* 101 (2015), S. 136–48.
- [58] Saito, T.; Marioara, C. D.; Røyset, J.; Marthinsen, K.; Holmestad, R.: The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in Al-Mg-Si alloys with different Cu amounts. In: *Materials Science and Engineering: A* 609 (2014), S. 72–79.
- [59] Andersen, S. J.; Zandbergen, H. W.; Jansen, J.; Traeholt, C.; Tundal, U.; Reiso, O.: The crystal structure of the  $\beta$  "phase in Al-Mg-Si alloys. In: *Acta Materialia* 46 (1998) 9, S. 3283–98.
- [60] Biswas, A.; Siegel, D. J.; Wolverton, C.; Seidman, D. N.: Precipitates in Al-Cu alloys revisited. Atom-probe tomographic experiments and first-principles calculations of compositional evolution and interfacial segregation. In: *Acta Materialia* 59 (2011) 15, S. 6187–204.
- [61] Guinier, A.: Structure of age-hardened aluminium-copper alloys. In: *Nature* 142 (1938) 3595, S. 569.
- [62] Preston, G. D.: Structure of age-hardened aluminium-copper alloys. In: *Nature* 142 (1938) 3595, S. 570.
- [63] Buha, J.; Lumley, R. N.; Crosky, A. G.; Hono, K.: Secondary precipitation in an Al-Mg-Si-Cu alloy. In: *Acta Materialia* 55 (2007) 9, S. 3015–24.

- [64] Brenner, P.; Kostron, H.: Über die Vergütung der Aluminium–Magnesium–Silizium–Legierungen (Pantal). In: Zeitschrift für Metallkunde 4 (1939), S. 89–97.
- [65] Serizawa, A.; Hirosawa, S.; Sato, T.: Three-Dimensional Atom Probe Characterization of Nanoclusters Responsible for Multistep Aging Behavior of an Al–Mg–Si Alloy. In: Metallurgical and Materials Transactions A 39 (2008) 2, S. 243–51.
- [66] Ding, L.; Jia, Z.; Zhang, Z.; Sanders, R. E.; Liu, Q.; Yang, G.: The natural aging and precipitation hardening behaviour of Al–Mg–Si–Cu alloys with different Mg/Si ratios and Cu additions. In: Materials Science and Engineering: A 627 (2015), S. 119–26.
- [67] Weng, Y.; Jia, Z.; Ding, L.; Pan, Y.; Liu, Y.; Liu, Q.: Effect of Ag and Cu additions on natural aging and precipitation hardening behavior in Al–Mg–Si alloys. In: Journal of Alloys and Compounds 695 (2017), S. 2444–52.
- [68] Murayama, M.; Hono, K.: Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys. In: Acta Materialia 47 (1999) 5, S. 1537–48.
- [69] Barbosa, C.; Rebello, J. M. A.; Acselrad, O.; Dille, J.; Delplancke, J.-L.: Identification of Precipitates in 6013 Aluminum Alloy (Al–Mg–Si–Cu). In: Zeitschrift für Metallkunde 93 (2002) 3, S. 208–11.
- [70] Marioara, C. D.; Andersen, S. J.; Jansen, J.; Zandbergen, H. W.: Atomic model for GP-zones in a 6082 Al–Mg–Si system. In: Acta Materialia 49 (2001) 2, S. 321–28.
- [71] Ding, L.; Hu, H.; Jia, Z.; Weng, Y.; Wu, X.; Liu, Q.: The disordered structure of Q' and C phases in Al–Mg–Si–Cu alloy. In: Scripta Materialia 118 (2016), S. 55–59.
- [72] Orowan, E.: Zur Kristallplastizität. I. In: Zeitschrift für Physik 89 (1934) 9, S. 605–13.
- [73] Marceau, R.K.W.; Sha, G.; Ferragut, R.; Dupasquier, A.; Ringer, S. P.: Solute clustering in Al–Cu–Mg alloys during the early stages of elevated temperature ageing. In: Acta Materialia 58 (2010) 15, S. 4923–39.
- [74] Booth, F.: Die Korrosionsbeständigkeit von Aluminium–Magnesium–Silizium–Legierungen. In: Aluminium 38 (1962) 4, S. 213–19.

- [75] Sato, T.; Kamio, A.: High resolution electron microscopy of phase decomposition microstructures in aluminium-based alloys. In: *Materials Science and Engineering: A* 146 (1991) 1-2, S. 161–80.
- [76] Svenningsen, G.; Larsen, M. H.; Walmsley, J. C.; Nordlien, J. H.; Nisancioglu, K.: Effect of artificial aging on intergranular corrosion of extruded AlMgSi alloy with small Cu content. In: *Corrosion Science* 48 (2006) 6, S. 1528–43.
- [77] Liang, W. J.; Rometsch, P. A.; Cao, L. F.; Birbilis, N.: General aspects related to the corrosion of 6xxx series aluminium alloys. Exploring the influence of Mg/Si ratio and Cu. In: *Corrosion Science* 76 (2013), S. 119–28.
- [78] Daimler AG: Walzwerköle / Prelubes Schlussbeölung von Kaltbandfeinblechen (2015) DBL 6757.
- [79] Daimler AG: Ziehmittel wasserfrei zur Fertigung von Karosseriemarken- u. zerteilen (2015) DBL 6858.
- [80] Daimler AG: Nachweis der Klebefähigkeit von metallischen Substraten, Beschichtungen, Oberflächenvorbehandlungen und Ölen für Rohbauanwendungen (2017).
- [81] Verband der Automobilindustrie e.V.: Flacherzeugnisse aus Aluminium (2017) VDA 239-200. Bietigheim-Bissingen.
- [82] Daimler AG: Allgemeine Spezifikation für Karosserieteile (Ausgabe 2018).
- [83] Daimler AG: Pressteile aus Metall bis 3 mm Blechdicke Allgmeintoleranzen (2013) MBN 36 012.
- [84] Daimler AG: Richtlinie zur Simulation der Blechumformung (2017).
- [85] Michalak, F.: Body-in-white of the New S-Class. Bad Nauheim 22-24, 2013.
- [86] Daimler AG: Einbrennbedingungen – Teil 1: Beschichtungs- und Prozessstoffe (2018) MBN 10531-1.
- [87] Roller, S.: Trocknersimulation Aufheizen MB SL-Klasse. Sindelfingen 2015.
- [88] Friedrich, H. E. (Hrsg.): *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*: Springer 2017.

- [89] Union, E.: Richtlinie 2000/53/EG des Europäischen Parlaments und des Rates vom 18. Juni 2003 (2000).
- [90] Marcus, P. F.: AutoBody Warfare. Aluminum Attack. In: WorldSteelDynamics Report, October (2014).
- [91] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test at room temperature (2009) DIN EN ISO 6892-1.
- [92] Immersion in Sodium Chloride + Hydrogen Peroxide Solution: Standard practice for evaluating intergranular corrosion resistance of heat treatable aluminum alloys (2009) ASTM G110-92.
- [93] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Beschichtungsstoffe – Freibewitterung von Beschichtungen – Prüfung des Korrosionsschutzverhaltens (2007) DIN 55665. Berlin.
- [94] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Korrosion der Metalle und Legierungen – Prüfung der Spannungsrissskorrosion (2013) DIN EN ISO 7539. Berlin.
- [95] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären – Salzsprühnebelprüfungen (ISO 9227:2017); (2012) DIN EN ISO 9227. Berlin.
- [96] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Beschichtungsstoffe – Bestimmung der Beständigkeit gegen Filiformkorrosion – Teil 2: Aluminium als Substrat (2016) DIN EN ISO 4623-2. Berlin.
- [97] Verband der Automobilindustrie e.V.: Zyklische Korrosionsprüfung von Werkstoffen und Bauteilen im Automobilbau (2013) VDA 233-102. Bietigheim-Bissingen.
- [98] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Beschichtungsstoffe – Gitterschnittprüfung (2013) DIN EN ISO 2409. Berlin.
- [99] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Beschichtungsstoffe – Prüfung der Steinschlagfestigkeit von Beschichtungen (2017) DIN EN ISO 20567. Berlin.
- [100] Daimler AG: Aluminiumoberflächen für Rohbaufügeverfahren (2016) DBL 4952.
- [101] Briskham, P.; Blundell, N.; Han, L.; Hewitt, R.; Young, K.; Boomer, D.: Comparison of Self-Pierce Riveting, Resistance Spot Welding and Spot Friction Joining for Aluminium Automotive Sheet 2016.

- [102] Hemsworth, B.; Boniszewski, T.; Eaton, N. F.: Classification and definition of high-temperature welding cracks in alloys. In: Metal Construction 1 (1969) 2, S. 5–16.
- [103] Pumphrey, W. I.; Lyons, J. V.: Cracking during the casting and welding of the more common binary aluminium alloys. In: Journal of the Institute of Metals 74 (1948) 9, S. 439.
- [104] Bassi, C.; Goth, K.: Innovative Aluminum Alloy for Remote-Laser-Welding. Bad Nauheim 2012.
- [105] Eckstein, J.: Numerische und experimentelle Erweiterung der Verfahrensgrenzen beim Halbhohlstanznieten hochfester Bleche. Stuttgart 2009.
- [106] Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.v. - Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.v: Stanznieten (2005) DVS/EFB 3410. Düsseldorf.
- [107] C. Böhnlein: Test method for evaluating the deformability behavior of structural castings (ductility test). Bad Nauheim 2016.
- [108] Laska, R.; Felsch, C.: Werkstoffkunde für Ingenieure, 3. Auflage. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag 1992.
- [109] Vlahovic, D.: Neue technologische Ansätze zum kombinierten Recken und Tiefziehen von Außenhautbeplankungen aus Feinblech: DGM Informationsgesellschaft Verlag 2009.
- [110] Falkenstein, H.-P.: Beitrag zur Umformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen: Ruhr-Universität Bochum 1981.
- [111] Röcker, O.: Untersuchungen zur Anwendung hoch- und höchstfester Stähle für walzprofilierte Fahrzeugstrukturkomponenten. Berlin 2008.
- [112] Kramer, F.: Integrale Sicherheit von Kraftfahrzeugen (2013).
- [113] Henn, P.; Liewald, M.; Sindel, M.: Characterising ductility of 6xxx-series aluminium sheet alloys at combined loading conditions (2017).
- [114] Tarigopula, V.; Langseth, M.; Hopperstad, O. S.; Clausen, A. H.: Axial crushing of thin-walled high-strength steel sections. In: International Journal of Impact Engineering 32 (2006) 5, S. 847–82.
- [115] Pischinger, S.; Seiffert, U. (Hrsg.): Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Vieweg 2016.

- [116] Heibel, S.; Dettinger, T.; Nester, W.; Clausmeyer, T.; Tekkaya, A. E.: Damage Mechanisms and Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels. In: *Materials* 11 (2018) 5.
- [117] Considère, M.: *Memoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions*: Dunod 1885.
- [118] Hill, R.: On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1 (1952) 1, S. 19–30.
- [119] Swift, H. W.: Plastic instability under plane stress. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1 (1952) 1, S. 1–18.
- [120] Puttick, K. E.: Ductile fracture in metals. In: *Philosophical Magazine* 4 (1959) 44, S. 964–69.
- [121] Pichler, A.: DP grades with improved formability. Luxembourg: Off. for Official Publ. of the European Communities 2009.
- [122] Rice, J. R.; Tracey, D. M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields\*. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17 (1969) 3, S. 201–17.
- [123] Yin, Q.; Tekkaya, A. E.; Volk, W.: *Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im ebenen Torsionsversuch*. Dortmund 2014.
- [124] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *Tiefungsversuch nach Erichsen EN ISO 20482:2013*. Berlin.
- [125] Keeler, S. P.; Backofen, W. A.: Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches. In: *Asm Trans Q* 56 (1963) 1, S. 25–48.
- [126] Goodwin Gorton, M.: Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. In: *SAE Trans* 680093 (1968), S. 380–87.
- [127] Pedersen, K. O.; Lademo, O.-G.; Berstad, T.; Furu, T.; Hopperstad, O. S.: Influence of texture and grain structure on strain localisation and formability for AlMgSi alloys. In: *Journal of Materials Processing Technology* 200 (2008) 1-3, S. 77–93.
- [128] Gräfen, H.; Altenmüller, G. H. (Hrsg.): *VDI-Lexikon Werkstofftechnik*. Düsseldorf: VDI-Verl. 1993.

- [129] Bhattacharya, R.; Stanton, M.; Dargue, I.; Williams, G.; Aylmore, R.: Forming limit studies on different thickness aluminium 6xxx series alloys used in automotive applications. In: *International Journal of Material Forming* 3 (2010) S1, S. 267–70.
- [130] Hiroi, T.; Nishimura, H.: The influence of surface defects on the forming-limit diagram of sheet metal. In: *Journal of Materials Processing Technology* 72 (1997) 1, S. 102–09.
- [131] Czichos, H.; Habig, K.-H.: *Tribologie-Handbuch. Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*: Springer-Verlag 2010.
- [132] Kuroda, M.; Tvergaard, V.: Effect of strain path change on limits to ductility of anisotropic metal sheets. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 42 (2000) 5, S. 867–87.
- [133] Banabic, D.: *Plastic behaviour of sheet metal*. Banabic, D. (Hrsg.): *Sheet Metal Forming Processes*: Springer 2010.
- [134] Marciniak, Z.; Kuczyński, K.: Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 9 (1967) 9, S. 609–20.
- [135] Nakazima, K.; Kikuma, T.; Hasuka, K.: Study on the formability of steel sheets. In: *Yamata Technical Report* (1968) 264, S. 8517–30.
- [136] Merklein, M.; Kuppert, A.; Geiger, M.: Time dependent determination of forming limit diagrams. In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 59 (2010) 1, S. 295–98.
- [137] Charpentier, P. L.: Influence of punch curvature on the stretching limits of sheet steel. In: *Metallurgical Transactions A* 6 (1975) 8, S. 1665.
- [138] Abspoel, M.; Atzema, E. H.; Droog, J. M.M.; Khandeparkar, T.; Scholting, M. E.; Schouten, F. J.; Vegter, H. (Hrsg.): *Inherent influence of strain path in Nakazima FLC testing* 2011.
- [139] Affronti, E.; Merklein, M.: Analysis of the bending effects and the biaxial pre-straining in sheet metal stretch forming processes for the determination of the forming limits. In: *International Journal of Mechanical Sciences* (2018).
- [140] Liebertz, H.: Guideline for the determination of forming limit curves. In: *Proc. IDDRG 2004* (2004).

- [141] Dariani, B. M.; Liaghat, G. H.; Gerdooei, M.: Experimental investigation of sheet metal formability under various strain rates. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 223 (2009) 6, S. 703–12.
- [142] Abedrabbo, N.; Pourboghrat, F.; Carsley, J.: Forming of AA5182-O and AA5754-O at elevated temperatures using coupled thermo-mechanical finite element models. In: International Journal of Plasticity 23 (2007) 5, S. 841–75.
- [143] Dilmec, M.; Halkaci, H. S.; Ozturk, F.; Livatyali, H.; Yigit, O.: Effects of sheet thickness and anisotropy on forming limit curves of AA2024-T4. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 67 (2013) 9-12, S. 2689–700.
- [144] Abspoel, M.; Atzema, E. H.; Droog, J. M.M.; Scholting, M. E. (Hrsg.): Setting up a consistent database of FLC's 2011.
- [145] Atkins, A. G.: Fracture in forming. In: Journal of Materials Processing Technology 56 (1996) 1-4, S. 609–18.
- [146] Liewald, M.; Drotleff, K.: Concept of the bending limit curve. Zurich, Switzerland 6-7, 2014.
- [147] Embury, J. D.; Duncan, J. L.: Formability Maps. In: Annual Review of Materials Science 11 (1981) 1, S. 505–21.
- [148] Isik, K.; Silva, M. B.; Tekkaya, A. E.; Martins, P.A.F.: Formability limits by fracture in sheet metal forming. In: Journal of Materials Processing Technology 214 (2014) 8, S. 1557–65.
- [149] Martins, P. A.F.; Bay, N.; Tekkaya, A. E.; Atkins, A. G.: Characterization of fracture loci in metal forming. In: International Journal of Mechanical Sciences 83 (2014), S. 112–23.
- [150] Dizaji, S. A.; Darendeliler, H.; Kaftanoğlu, B.: Prediction of forming limit curve at fracture for sheet metal using new ductile fracture criterion. In: European Journal of Mechanics - A/Solids 69 (2018), S. 255–65.
- [151] Gorji, M.; Berisha, B.; Hora, P.; Barlat, F.: Modeling of localization and fracture phenomena in strain and stress space for sheet metal forming. In: International Journal of Material Forming 9 (2016) 5, S. 573–84.

- [152] Lou, Y.; Huh, H.: Prediction of ductile fracture for advanced high strength steel with a new criterion. Experiments and simulation. In: Journal of Materials Processing Technology 213 (2013) 8, S. 1284–302.
- [153] Gurson, A. L.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth. Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media. In: Journal of engineering materials and technology 99 (1977) 1, S. 2–15.
- [154] Kachanov, L. M.: Time of the rupture process under creep conditions. In: Nank SSR Otd Tech Nauk 8 (1958), S. 26–31.
- [155] Hill, R.: Elastic properties of reinforced solids. Some theoretical principles. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids 11 (1963) 5, S. 357–72.
- [156] Krajcinovic, D.: Damage mechanics. In: Mechanics of Materials 8 (1989) 2-3, S. 117–97.
- [157] Reusch, F.: Entwicklung und Anwendung eines nicht-lokalen Materialmodells zur Simulation duktiler Schädigung. Dortmund 2003.
- [158] Lemaitre, J.: A continuous damage mechanics model for ductile fracture. In: Journal of engineering materials and technology 107 (1985) 1, S. 83–89.
- [159] Neukamm, F.; Feucht, M.; Haufe, A.: Considering damage history in crashworthiness simulations. In: Ls-Dyna Anwenderforum (2009).
- [160] Dell, H.; Gese, H.; Oberhofer, G. (Hrsg.): CrachFEM - A comprehensive approach for the prediction of sheet metal failure: AIP 2007.
- [161] Gese, H.; Dell, H.: CrachFEM – a comprehensive approach for the numerical prediction of instability and fracture in sheet metal forming operations. Zurich, Switzerland 6-7, 2014.
- [162] Haufe, A.; Andrade, F.; Feucht, M.; Neukamm, F.; DuBois, P.: Predicting failure in sheet metal: Limits of applied models in forming and crashworthiness simulation. Zurich, Switzerland 6-7, 2014.

- [163] Horn, C.H.L.J.T.; Lambriks, M.P.J.; Unruh, K.: Testing methods for fracture modelling - The Need for Harmonisation. Bad Neuenahr 2009.
- [164] Lemaitre, J.; Desmorat, R.: Engineering damage mechanics. Ductile, creep, fatigue and brittle failures: Springer Science & Business Media 2005.
- [165] Henn, P.; Liewald, M.; Sindel, M. (Hrsg.): Investigation on local ductility of 6xxx-aluminium sheet alloys: IOP Publishing 2017.
- [166] Ghahremaninezhad, A.; Ravi-Chandar, K.: Ductile failure behavior of polycrystalline Al 6061-T6 under shear dominant loading. In: International journal of fracture 180 (2013) 1, S. 23–39.
- [167] Wierzbicki, T.; Bao, Y.; Lee, Y.-W.; Bai, Y.: Calibration and evaluation of seven fracture models. In: International Journal of Mechanical Sciences 47 (2005) 4-5, S. 719–43.
- [168] Breuer, D.; Klocke, F.: Bestimmung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung. Aachen 2007.
- [169] Heibel, S.; Nester, W.; Clausmeyer, T.; Tekkaya, A. E. (Hrsg.): Influence of Different Yield Loci on Failure Prediction with Damage Models: IOP Publishing 2017.
- [170] Dahl, W.: Umformtechnik, Plastomechanik und Werkstoffkunde: Verlag Stahleisen 1993.
- [171] Ludwik, P.: Technologische Studie über Blechbiegung. Ein Beitrag zur Mechanik der Formänderungen: Verlag des Deutschen Polytechnischen Vereins in Böhmen 1904.
- [172] Wolter, K. H.: Freies Biegen von Blechen: Dt. Ingenieur-Verlag 1952.
- [173] Lange, K.; Liewald, M.: Umformtechnik. Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Springer-Verlag 2013.
- [174] Schaub, W.: Untersuchung von Verfahrensgrenzen beim 180°-Biegen von Fein- und Mittelblechen: Springer-Verlag 2013.
- [175] Reche, D.; Sturel, T.; Bouaziz, O.; Col, A.; Gourgues-Lorenzon, A.-F.: Damage development in low alloy TRIP-aided steels during air-bending. In: Materials Science and Engineering: A 528 (2011) 15, S. 5241–50.

- [176] Akeret, R.: Versagensmechanismen bei Biegen von Aluminiumblechen und Grenzen der Biegefähigkeit. In: Aluminium 54 (1978), S. 117–23.
- [177] Lloyd, D. J.; Evans, D.; Pelow, C.; Nolan, P.; Jain, M.: Bending in aluminium alloys AA 6111 and AA 5754 using the cantilever bend test. In: Materials Science and Technology 18 (2002) 6, S. 621–28.
- [178] Haasen, P.: Physikalische Metallkunde: Springer-Verlag 2013.
- [179] Kaupper, M.: Biegen von höhenfesten Stahlblechwerkstoffen. Umformverhalten und Grenzen der Biegebarkeit, Dissertation. Erlangen: Meisenbach.
- [180] Zou, Y.; Liu, Q.; Jia, Z.; Xing, Y.; Ding, L.; Wang, X.: The intergranular corrosion behavior of 6000-series alloys with different Mg/Si and Cu content. In: Applied Surface Science 405 (2017), S. 489–96.
- [181] The Aluminum Association: International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys (2014).
- [182] Daimler AG: Prüfprotokoll Vakuumemissionsspektrometer QS 750. Reproduzierbarkeit (1997).
- [183] Meiler M.; Merkle C.: Praxiserfahrungen beim Großserieneinsatz von Trockenschmierstoff Multidraw Drylube E1 2010.
- [184] Verband der Automobilindustrie e.V.: Prüfverfahren für die Produktklassen Prelube, Prelube 2, Hotmelt, Spot lubricant (2008) VDA 230-213. Bietigheim-Bissingen.
- [185] Humphreys, J.; Rohrer, G. S.; Rollett, A.: Control of Recrystallization. Rollett, A. D.; Rohrer, G. S. (Hrsg.): Recrystallization and related annealing phenomena. Amsterdam: Elsevier 2017.
- [186] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde: Springer-Verlag 2008.
- [187] Black, S.: Forming Lightweight Materials for High Volume Production: Aluminium Focus. Detroit 2013.
- [188] Klos, A.; Kellner, S.; Wortberg, D.; Walter, P.; Bassi, C.; Merklein, M.: Forming characteristics of artificial aging Al-Mg-Si-Cu sheet alloys: AIP conference proceedings.
- [189] Mahwah, N.J.: All-New Jaguar XF. Bad Nauheim 2015.

- [190] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Wärmebehandlungsöfen – Teil 1: Anforderungen an die Temperaturnormung (2013) DIN 17052-1. Berlin.
- [191] Verband der Automobilindustrie e.V. VDA: Plate bending test for metallic materials (2010) VDA 238-100.
- [192] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Metallic materials - Sheet and strip - Determination of forming-limit curves - Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory (2009) EN ISO 12004-2:2008.
- [193] Doege, B.-A. B. E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik: Springer 2010.
- [194] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Metallische Werkstoffe - Blech und Band - Bestimmung der biaxialen Spannung/Dehnung-Kurve durch einen hydraulischen Tiefungsversuch mit optischen Messsystemen (2014) DIN EN ISO 16808. Berlin.
- [195] Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Walzprodukten aus Aluminiumlegierungen für die CAEBerechnung (PuD-Al).
- [196] ASTM International: Standard Test Method for Shear Testing of Thin Aluminum Alloy Products (2005) ASTM B831-19.
- [197] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test at room temperature (2009) DIN EN ISO 6892-1.
- [198] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben (2016) DIN 50125. Berlin.
- [199] Miyauchi, K.: A proposal for a planar simple shear test in sheet metals. In: Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Res.(Jpn). 78 (1984) 3, S. 27–40.
- [200] topometric GmbH: Genauigkeitsprüfung von Meßgeräten - Meßsystem GOM Atos triple scan. Turnusmäßige Prüfung Bericht Nr. 2016 – 151, Überwachung in Anlehnung an VDI/VDE 2634, Blatt 3 (2016).
- [201] ASTM International: 112–96. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size (2004).

- [202] Petzow, G.: Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen, 6. Auflage. Borntraeger: Stuttgart 1994.
- [203] Gupta, A. K.; Marois, P. H.; Lloyd, D. J.: Review of the techniques for the extraction of second-phase particles from aluminum alloys. In: *Materials Characterization* 37 (1996) 2-3, S. 61-80.
- [204] Ayache, J.; Beaunier, L.; Boumendil, J.; Ehret, G.; Laub, D.: *Sample Preparation Handbook for Transmission Electron Microscopy*. New York, NY: Springer New York 2010.
- [205] Sagalowicz, L.; Lapasset, G.; Hug, G.: Transmission electron microscopy study of a precipitate which forms in the Al-Mg-Si system. In: *Philosophical Magazine Letters* 74 (1996) 2, S. 57-66.
- [206] Heimendahl, M. v.: *Einführung in die Elektronenmikroskopie. Verfahren zur Untersuchung von Werkstoffen und anderen Festkörpern*: Vieweg 1970.
- [207] Dean, J. A.: *Analytical chemistry handbook*: McGraw-Hill 1995.
- [208] Hemminger, W. F.; Cammenga, H. K.: *Methoden der thermischen Analyse*: Springer Berlin 1989.
- [209] Birol, Y.: DSC analysis of the precipitation reactions in the alloy AA6082. Effect of sample preparation. In: *Journal of thermal analysis and calorimetry* 83 (2005) 1, S. 219-22.
- [210] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) - Teil 1: Allgemeine Grundlagen DIN EN ISO 11357*. Berlin.
- [211] Milkereit, B.: *Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen*, Dissertation. Rostock 2009.
- [212] Milkereit, B.; Kessler, O.; Schick, C.: Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys. In: *Thermochimica Acta* 492 (2009) 1-2, S. 73-78.
- [213] Miao, W. F.; Laughlin, D. E.: A differential scanning calorimetry study of aluminum alloy 6111 with different pre-aging treatments. In: *Journal of Materials Science Letters* 19 (2000) 3, S. 201-03.
- [214] Esmaeili, S.: *Precipitation hardening behaviour of AA6111*: The University of British Columbia 2002.

- [215] Gupta, A. K.; Lloyd, D. J.: Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si. In: *Materials Science and Engineering: A* 316 (2001) 1-2, S. 11–17.
- [216] Banabic, D. (Hrsg.): *Sheet Metal Forming Processes*: Springer 2010.
- [217] Mutrux, A.; Hochholdinger, B.; Hora, P. (Hrsg.): *A procedure for the evaluation and validation of the hydraulic biaxial experiment*: Institut für Virtuelle Produktion, ETH Zürich 2008.
- [218] Dahmen, W.; Reusken, A.: *Numerik für Ingenieure und Naturwissenschaftler*: Springer-Verlag 2006.
- [219] Ludwik, P.: *Elemente der technologischen Mechanik*: J. Springer 1909.
- [220] Ghosh, A. K.: Tensile instability and necking in materials with strain hardening and strain-rate hardening. In: *Acta Metallurgica* 25 (1977) 12, S. 1413–24.
- [221] Voce, E.: The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. In: *Journal of the Institute of Metals* 74 (1948), S. 537–62.
- [222] Hockett, J. E.; Sherby, O. D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. In: *J. Mech. Phys. Solids* (1975) 23, S. 87–89.
- [223] Barlat, F.; Lege, D. J.; Brem, J. C.: A six-component yield function for anisotropic materials. In: *International Journal of Plasticity* 7 (1991) 7, S. 693–712.
- [224] Hill, R. (Hrsg.): *A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals*: The Royal Society 1948.
- [225] Hill, R.: Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 38 (1990) 3, S. 405–17.
- [226] Yoon, J. W.; Barlat, F.; Chung, K.; Pourboghrat, F.; Yang, D. Y.: Earing predictions based on asymmetric nonquadratic yield function. In: *International Journal of Plasticity* 16 (2000) 9, S. 1075–104.
- [227] Banabic, D.; Aretz, H.; Comsa, D. S.; Paraianu, L.: An improved analytical description of orthotropy in metallic sheets. In: *International Journal of Plasticity* 21 (2005) 3, S. 493–512.

- [228] Banabic, D.: Formability of metallic materials. Plastic anisotropy, formability testing, forming limits. Berlin: Springer 2000.
- [229] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Metallische Werkstoffe - Blech und Band - Bestimmung der senkrechten Anisotropie (2014) DIN 10113. Berlin.
- [230] Wang, X.; Esmaeili, S.; Lloyd, D. J.: The sequence of precipitation in the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111. In: Metallurgical and Materials Transactions A 37 (2006) 9, S. 2691-99.
- [231] Esmaeili, S.; Wang, X.; Lloyd, D. J.; Poole, W. J.: On the precipitation-hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111. In: Metallurgical and Materials Transactions A 34 (2003) 3, S. 751-63.
- [232] T. Kurz, P. Larour, E. T. Till (Hrsg.): Crashperformance und Duktilität von presshärtenden Stählen. Bamberg: Meisenbach 2009.
- [233] Pogatscher, S.; Antrekowitsch, H.; Leitner, H.; Ebner, T.; Uggowitzner, P. J.: Mechanisms controlling the artificial aging of Al-Mg-Si Alloys. In: Acta Materialia 59 (2011) 9, S. 3352-63.
- [234] Ried, A.; Schwellinger, P.; Bichsel, H.: Untersuchungen über den Zwischenlagerungseffekt bei AlMgSi-Legierungen. In: Aluminium 53 (1977), S. 595-99.
- [235] Poole, W. J.; Lloyd, D. J.; Embury, J. D.: The effect of natural ageing on the evolution of yield strength during artificial ageing for Al-Mg-Si-Cu alloys. In: Materials Science and Engineering: A 234 (1997), S. 306-09.
- [236] Hall, E. O.: The deformation and ageing of mild steel. III discussion of results. In: Proceedings of the Physical Society. Section B 64 (1951) 9, S. 747.
- [237] Petch, N. J.: The cleavage strength of polycrystals. In: J. of the Iron and Steel Inst. 174 (1953), S. 25-28.
- [238] Rossig, H. H.; Ibe, G.; Gruhl, W.: Streckgrenzeneffekte in vielkristallinen Aluminium-Magnesium-Legierungen. In: Metall 28 (1974) 3, S. 232-37.
- [239] Dutta, I.; Allen, S. M.: A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061. In: Journal of Materials Science Letters 10 (1991) 6, S. 323-26.

- [240] Birol, Y.: DSC analysis of the precipitation reaction in AA6005 alloy. In: *Journal of thermal analysis and calorimetry* 93 (2008) 3, S. 977–81.
- [241] Ozawa, E.; Kimura, H.: Behavior of excess vacancies during the nucleation of precipitates in aluminum-silicon alloys. In: *Materials Science and Engineering* 8 (1971) 6, S. 327–35.
- [242] Lloyd, D. J.; Evans; Gupta, A. K.: Precipitation reactions and the differential scanning calorimetry response of AA6111 alloy. In: *Canadian metallurgical quarterly* 39 (2000) 4, S. 475–82.
- [243] Jena, A. K.; Gupta, A. K.; Chaturvedi, M. C.: A differential scanning calorimetric investigation of precipitation kinetics in the Al-1.53 wt% Cu-0.79 wt% Mg alloy. In: *Acta Metallurgica* 37 (1989) 3, S. 885–95.
- [244] Charai, A.; Walther, T.; Alfonso, C.; Zahra, A.-M.; Zahra, C. Y.: Coexistence of clusters, GPB zones, S''-, S'- and S-phases in an Al-0.9% Cu-1.4% Mg alloy. In: *Acta Materialia* 48 (2000) 10, S. 2751–64.
- [245] Wang, S. B.; Chen, J. H.; Yin, M. J.; Liu, Z. R.; Yuan, D. W.; Liu, J. Z.; Liu, C. H.; Wu, C. L.: Double-atomic-wall-based dynamic precipitates of the early-stage S-phase in AlCuMg alloys. In: *Acta Materialia* 60 (2012) 19, S. 6573–80.
- [246] Starink, M. J.; van Mourik, P.: Cooling and heating rate dependence of precipitation in an Al–Cu alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 156 (1992) 2, S. 183–94.
- [247] Jacobs, M. H.: The structure of the metastable precipitates formed during ageing of an Al-Mg-Si alloy. In: *Philosophical Magazine* 26 (1972) 1, S. 1–13.
- [248] van Huis, M. A.; Chen, J. H.; Zandbergen, H. W.; Sluiter, M. H.F.: Phase stability and structural relations of nanometer-sized, matrix-embedded precipitate phases in Al–Mg–Si alloys in the late stages of evolution. In: *Acta Materialia* 54 (2006) 11, S. 2945–55.
- [249] Takaki, Y.; Masuda, T.; Kobayashi, E.; Sato, T.: Effects of Natural Aging on Bake Hardening Behavior of Al-Mg-Si Alloys with Multi-Step Aging Process. In: *Materials Transactions* 55 (2014) 8, S. 1257–65.

- [250] Merklein, M.; Kuppert, A.; Affronti, E.: An Improvement of the Time Dependent Method Based on the Coefficient of Correlation for the Determination of the Forming Limit Curve. In: *Advanced Materials Research* 1018 (2014), S. 215–22.
- [251] Prillhofer, R.; Rank, G.; Berneder, J.; Antrekowitsch, H.; Uggowitzner, P.; Pogatscher, S.: Property Criteria for Automotive Al-Mg-Si Sheet Alloys. In: *Materials* 7 (2014) 7, S. 5047–68.
- [252] Vysochinskiy, D.; Coudert, T.; Hopperstad, O. S.; Lademo, O.-G.; Reyes, A.: Experimental detection of forming limit strains on samples with multiple local necks. In: *Journal of Materials Processing Technology* 227 (2016), S. 216–26.
- [253] Blumenauer, H.: *Werkstoffprüfung: Grundstoffindustrie Leipzig* 1989.
- [254] Aretz, H.: An extension of Hill's localized necking model. In: *International Journal of Engineering Science* 48 (2010) 3, S. 312–31.
- [255] Martin, J. W.: *Micromechanisms in particle-hardened alloys: CUP Archive* 1980.
- [256] Mondolfo, L. F.: *Aluminum alloys. Structure and properties.* London: Butterworths 1979.
- [257] Morgeneyer, T. F.; Starink, M. J.; Wang, S. C.; Sinclair, I.: Quench sensitivity of toughness in an Al alloy. Direct observation and analysis of failure initiation at the precipitate-free zone. In: *Acta Materialia* 56 (2008) 12, S. 2872–84.
- [258] Jawale, K.; Duarte, J. F.; Reis, A.; Silva, M. B.: Characterizing fracture forming limit and shear fracture forming limit for sheet metals. In: *Journal of Materials Processing Technology* 255 (2018), S. 886–97.
- [259] Pardoën, T.; Hachez, F.; Marchioni, B.; Blyth, P. H.; Atkins, A. G.: Mode I fracture of sheet metal. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 52 (2004) 2, S. 423–52.
- [260] Lou, Y.; Huh, H.; Lim, S.; Pack, K.: New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. In: *International Journal of Solids and Structures* 49 (2012) 25, S. 3605–15.

- [261] Gorji, B. M.: Instability and Fracture Models to Optimize the Metal Forming and Bending Crack Behavior of Al-Alloy Composites: Zürich 2015.
- [262] Atkins, A. G.; Mai, Y.-W.: Elastic and plastic fracture. Metals, polymers, ceramics, composites, biological materials: Ellis Horwood; Halsted Press 1985.
- [263] Larour, P.; Wagner, L.; Felbinger, A.; Angeli, J.: Local fracture strain measurement in AHSS uniaxial flat tensile tests considering specimen geometry and fracture morphology. In: Materials Science and Engineering 651 (2019), S. 12016.
- [264] Butcher, C.; Dykeman, J.: Fracture Characterization of Advanced 980 MPa Steels. Livonia, Michigan 2017.
- [265] Cheong, K.; Omer, K.; Butcher, C.; George, R.; Dykeman, J.: Evaluation of the VDA 238-100 Tight Radius Bending Test using Digital Image Correlation Strain Measurement. In: Journal of Physics: Conference Series 896 (2017), S. 12075.
- [266] Tsoupis, I.: Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Leichtbauwerkstoffe unter Biegebeanspruchung, Dissertation. Erlangen 2016.
- [267] Spencer, K.; Corbin, S. F.; Lloyd, D. J.: The influence of iron content on the plane strain fracture behaviour of AA 5754 Al-Mg sheet alloys. In: Materials Science and Engineering: A 325 (2002) 1-2, S. 394-404.
- [268] Holmberg, S.; Enquist, B.; Thilderkvist, P.: Evaluation of sheet metal formability by tensile tests. In: Journal of Materials Processing Technology 145 (2004) 1, S. 72-83.
- [269] Hance, B. M.: Advanced High Strength Steel. Deciphering Local and Global Formability (2016).
- [270] Gruenbaum, M.; Aydin, G.; Dettinger, T.; Heibel, S.: Local formability of AHSS. Measurement technique, specimen types and robustness. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 651 (2019), S. 12056.
- [271] Wagner, L.; Larour, P.: Influence of specimen geometry on measures of local fracture strain obtained from uniaxial tensile tests of AHSS sheets. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 418 (2018), S. 12074.

- [272] Gese, H.: Systematische Aufbereitung von Werkstoffdaten für die Blechumformsimulation. Bamberg 2015.
- [273] Gese, H.; Keller, S.; Yeliseyev, V.; Dell, H.: Ermittlung von Fließwiderstandskurven bei großen Formänderungen für die Blechumformsimulation. Frenz, H.; Wehrstedt, A. (Hrsg.): Kennwertermittlung für die Praxis. Weinheim,: Wiley-VCH Verlag 2002.
- [274] Ludwig, N.; Siebel, E.: Handbuch der Werkstoffprüfung: Springer-Verlag 1955.
- [275] Fritz, A. H.; Schulze, G.: Fertigungstechnik: Springer 1998.
- [276] Geiger, M.; Merklein, M.; Kerausch, M.: Microstructural investigations of aluminum tailored heat treated blanks. In: Annals of the German academic society for production engineering WGP, XI/2 (2004), S. 47–50.
- [277] Lechner, M.: Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen, Dissertation. Erlangen 2015.
- [278] Kahrmanidis, A.: Thermisch unterstützte Umformung von Aluminiumblechen, Dissertation. Erlangen 2016.
- [279] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: Stahl - Bestimmung der Streckgrenzenerhöhung durch Wärmebehandlung – (Bake-Hardening-Index) (2006) DIN EN 10325. Berlin.
- [280] Teichmann, K.; Marioara, C. D.; Andersen, S. J.; Pedersen, K. O.; Gulbrandsen-Dahl, S.; Kolar, M.; Holmestad, R.; Marthinsen, K.: HRTEM study of the effect of deformation on the early precipitation behaviour in an AA6060 Al–Mg–Si alloy. In: Philosophical Magazine 91 (2011) 28, S. 3744–54.
- [281] Birol, Y.: Pre-aging to improve bake hardening in a twin-roll cast Al–Mg–Si alloy. In: Materials Science and Engineering: A 391 (2005) 1–2, S. 175–80.
- [282] Mittemeijer, E. J.: Fundamentals of materials science. The microstructure–property relationship using metals as model systems, Chap. 9: Phase transformations. In: Springer-Verlag (2010).

- [283] Svoboda, J.; Fischer, F. D.; Mayrhofer, P. H.: A model for evolution of shape changing precipitates in multicomponent systems. In: *Acta Materialia* 56 (2008) 17, S. 4896–904.
- [284] Ding, L.; Jia, Z.; Weng, Y.; Liu, Y.; Wu, S.; Liu, Q.: The morphology and orientation relationship variations of Q' phase in Al–Mg–Si–Cu alloy. In: *Materials Characterization* 118 (2016), S. 279–83.
- [285] Torsæter, M.; Ehlers, F. J.H.; Marioara, C. D.; Andersen, S. J.; Holmestad, R.: Applying precipitate–host lattice coherency for compositional determination of precipitates in Al–Mg–Si–Cu alloys. In: *Philosophical Magazine* 92 (2012) 31, S. 3833–56.
- [286] Werber, A.; Liewald, M.: Influence of pre-strain and heat treatment on mechanical properties of aluminum sheet. In: *International Journal of Material Forming* 5 (2012) 4, S. 307–15.
- [287] Ding, L.; Weng, Y.; Wu, S.; Sanders, R. E.; Jia, Z.; Liu, Q.: Influence of interrupted quenching and pre-aging on the bake hardening of Al–Mg–Si Alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 651 (2016), S. 991–98.
- [288] Wolverton, C.: Crystal structure and stability of complex precipitate phases in Al–Cu–Mg–(Si) and Al–Zn–Mg alloys. In: *Acta Materialia* 49 (2001) 16, S. 3129–42.
- [289] Burbliès, A.; Sauter, J. (Hrsg.): *Verbesserung der Crashvorhersage von Karosseriebauteilen durch Einbeziehung von Ergebnissen aus der Umformsimulation* 2003.
- [290] Feucht, M.; Klos, A.; Andrade, F.: *Berücksichtigung des Bake Hardening in der Prozesskette Umformen–Crash*. Freiburg 2018.
- [291] Klos, A.; Honsel, A.; Wortberg, D.; Feucht, M.; Merklein, M.: *Lightweight design with novel aluminum sheet alloys for crash relevant body parts*. Bad Nauheim 2018.
- [292] Murayama, M.; Hono, K.; Miao, W. F.; Laughlin, D. E.: The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al–Mg–Si alloy with excess Si. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 32 (2001) 2, S. 239–46.
- [293] Belov, N. A.; Eskin, D. G.; Aksenov, A. A.: *Multicomponent phase diagrams. Applications for commercial aluminum alloys*: Elsevier 2005.

## **Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen**

- [P1] Klos, A.; Kahrmanidis, A.; Wortberg, D.; Merklein, M.: Experimental and Numerical Studies on the Forming Behavior of High Strain Al-Mg-Si(-Cu) Sheet Alloys. *Procedia Engineering*, Bd. 183, 2017, S. 95-100.
- [P2] Klos, A.; Honsel, A.; Wortberg, D.; Feucht, M.; Merklein, M.: Lightweight design with novel aluminum sheet alloys for crash relevant body parts. *Materials in Car Body Engineering 2018*. Automotive Circle. Bad Nauheim, 16.05.2018.
- [P3] Klos, A.; Kellner, S.; Wortberg, D.; Walter, P.; Bassi, C.; Merklein, M.: Forming characteristics of artificial aging Al-Mg-Si-Cu sheet alloys. *AIP conference proceedings*, Bd. 1896, 2017, 20020.
- [P4] Feucht, M.; Klos, A.; Andrade, F.: Berücksichtigung des Bake Hardening in der Prozesskette Umformen-Crash, 8. Freiburg-Workshop zum Werkstoff- und Strukturverhalten bei Crashvorgängen. Freiburg 8. Mai 2018.

## Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] Burbach, S.: Werkstofftechnische Gefügeuntersuchung von AlMgSiCu-Legierungen unter Nutzung von Rasterelektronenmikroskopie. Diplomarbeit, Dresden, 2016.
- [S2] Schneider, J.: Charakterisierung von Sekundärausscheidungen in hochfesten Aluminiumblech-Werkstoffen für den Karosseriebau. Masterarbeit. Nürnberg, 2017.
- [S3] Rigas, N.: Untersuchung und Bewertung temperaturgestützter Prozessrouten für den Einsatz warmumgeformter Aluminiumbauteile im Automobilbau. Masterarbeit, Erlangen, 2018.
- [S4] Eppinger, I.: Validierung der Umformsimulation von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen im teilausgehärteten T6<sub>1</sub> Zustand. Masterarbeit, Erlangen, 2017.
- [S5] Eppinger, I.: Untersuchung des Ausscheidungsverhaltens hochfester Aluminiumlegierungen auf Basis der DSC. Projektarbeit, Erlangen, 2016.
- [S6] Erginoglu, E.: Untersuchung und Bewertung der Werkstoff- und Verarbeitungseigenschaften von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen mittels Variation der Wärmebehandlung und des Kupferanteils. Bachelorarbeit, Kassel, 2016.
- [S7] Kellner, S.: Validierung der Umformsimulation von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen. Bachelorarbeit, Erlangen, 2017.
- [S8] Metzen, T. N.: Untersuchung der Einflussgrößen bei der Charakterisierung von Leichtbauwerkstoffen unter dehnungsgeregelter uniaxialer und biegedominierender Belastung. Bachelorarbeit, Köln, 2018.
- [S9] Wiens, J. N.: Untersuchung von Ausscheidungen in 6000er Aluminiumlegierungen durch die digitale Bildverarbeitung in MATLAB. Projektarbeit, Furtwangen, 2018

## Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2022):  
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, [www.mb.fau.de/diss/](http://www.mb.fau.de/diss/)

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

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

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

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

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

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

Band 1: Andreas Hemberger  
Innovationspotentiale in der  
rechnerintegrierten Produktion durch  
wissensbasierte Systeme  
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.  
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe  
Beitrag zur Steigerung der Flexibilität  
automatisierter Montagesysteme  
durch Sensorintegration und erweiterte  
Steuerungskonzepte  
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.  
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting  
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 Bearbeitungsqualität  
im Fertigungssystem Laserstrahlschneiden  
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.  
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz  
Modell zur datenbankgestützten Planung  
automatisierter Montageanlagen  
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.  
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier  
Beitrag zur Beurteilung des 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 Schraub-  
technik  
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 Kleinedam  
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 CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern  
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.  
1991. ISBN 3-446-16269-0.

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

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

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

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

Band 19: Arnold vom Ende  
Untersuchungen zum 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  
CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschneiden von  
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen  
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.  
ISBN 3-446-17104-5.

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

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

Band 29: Peter Hoffmann  
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden  
und -schweißen: Prozeßführung und  
Systemtechnik in der 3D-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  
CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaseranlage  
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.  
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel  
Entwicklung und Einsatz eines 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  
Zweistrahltechnik  
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  
CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaseranlage  
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-083-4.

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

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

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

Band 66: Wolfgang Blöchl  
Erweiterte Informationsbereitstellung  
an offenen CNC-Steuerungen zur  
Prozeß- und 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  
CO<sub>2</sub>-Laseranlagen  
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-095-8.

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

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

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

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

Band 75: Arthur Meßner  
Kaltmassivumformung metallischer  
Kleinstteile – Werkstoffverhalten,  
Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung  
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher  
Prozeß- und Systemtechnik zum  
Laserstrahl-Mikroschweißen  
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind  
Zerstörungsfreie Ermittlung mechanischer  
Eigenschaften von Feinblechen mit dem  
Wirbelstromverfahren  
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard  
Qualitätssteigerung in der  
Elektronikproduktion durch  
Optimierung der Prozeßführung  
beim Löten komplexer Baugruppen  
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh  
Methodische Einbindung der Simulation  
in die betrieblichen Planungs- und  
Entscheidungsabläufe  
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn  
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 CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern unter  
Einsatz von adaptiven Optiken  
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-106-7.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 92: Doris Schubart  
Prozeßmodellierung und  
Technologieentwicklung beim Abtragen  
mit CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung  
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-122-9.

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

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

Band 95: Wolfgang Becker  
Oberflächenbildung und tribologische  
Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbei-  
teter 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-  
Baelemente  
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk  
Simulationsbasierte  
Lebensdauer vorhersage für Werkzeuge  
der Kaltmassivumformung  
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-136-9.

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

Band 102: Christian Hinsel  
Ermüdungsbruchversagen  
hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle  
in der Kaltmassivumformung  
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert  
Simulationsgestützte Prozessauslegung  
für das Innenhochdruck-Umformen  
von Blechpaaren  
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.  
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer  
Modulares Planungswerkzeug zum  
Produktionsmanagement in der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.  
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige  
Flexible Formgebung von Blechen  
durch Laserstrahlumformen  
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.  
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel  
Wissensbasierte Methoden für die  
rechnergestützte Charakterisierung  
und Bewertung innovativer  
Fertigungsprozesse  
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.  
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel  
Kommunikationstechnische Integration  
der Prozeßebene in Produktionssysteme  
durch Middleware-Frameworks  
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter  
Verfügbarkeitssteigerung von  
Werkzeugmaschinen durch Einsatz  
mechatronischer Sensorlösungen  
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli  
Integration lokaler CAP-Systeme in  
einen globalen Fertigungsdatenverbund  
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller  
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern -  
Prozeßparameter und Modelle zur  
Aktorkonstruktion  
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer  
Integrierte Telediagnose via Internet  
zum effizienten Service von  
Produktionssystemen  
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein  
Qualitäts- und kosteneffiziente 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-Punkt-  
schweißen in der Elektronikproduktion  
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Fließpressen metallischer Kleinstteile  
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche  
Methoden zur technologieorientierten  
Programmierung für die  
3D-Lasermikrobearbeitung  
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel  
Prozeßkontrolle beim  
Laserstrahl-Mikroschweißen  
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel  
Prozeßkontrolle und -steuerung beim  
Laserstrahlschweißen mit den Methoden  
der nichtlinearen Dynamik  
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eißer  
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 Lötten von Anschlußkontakten  
elektronischer Bauelemente mit  
Diodenlaserstrahlung  
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann  
Erweiterung der Formgebungsgrenzen  
beim Umformen von  
Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz  
prozessangepasster Platinen  
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-182-2.

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

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

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

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

Band 133: Oliver Kreis  
Integrierte Fertigung - Verfahrensintegration durch Innenhochdruck-Umformen, Trennen und Laserstrahlschweißen in einem Werkzeug sowie ihre tele- und multimediale Präsentation  
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner  
Technische Umsetzung produktbezogener Instrumente der Umweltpolitik bei Elektro- und Elektronikgeräten  
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier  
Strategien für einen produktorientierten Einsatz räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)  
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich  
Kostensimulation - Simulationsbasierte Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer Produktionssysteme  
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny  
Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur  
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha  
Flexible Montageautomatisierung zur Komplettmontage flächenhafter Produktstrukturen durch kooperierende Industrieroboter  
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth  
Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und Verbindungstechnik für mechatronische Baugruppen  
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph  
Durchgängige simulationsgestützte Planung von Fertigungseinrichtungen der Elektronikproduktion  
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah  
Simulationsbasierte Bestimmung der zu erwartenden Maßhaltigkeit für das Blechbiegen  
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein  
Scherschneiden und Biegen metallischer Kleinstteile - Materialeinfluss und Materialverhalten  
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff  
Excimerlaserstrahlbiegen dünner metallischer Folien mit homogener Lichtlinie  
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach  
Rechnergestützte Anpassung von Laserstrahlschneidbahnen an Bauteilabweichungen  
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl  
System- und Prozeßtechnik für das  
simultane Löten mit Diodenlaserstrahlung  
von elektronischen Bauelementen  
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker  
Tribologische Eigenschaften keramischer  
Blechumformwerkzeuge- Einfluss einer  
Oberflächenendbearbeitung mittels  
Excimerlaserstrahlung  
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger  
Prozessoptimierung in der Wickeltechnik  
durch innovative maschinenbauliche und  
regelungstechnische Ansätze  
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama  
Effizienzsteigerung in der Montage durch  
marktorientierte Montagestrukturen und  
erweiterte Mitarbeiterkompetenz  
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm  
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-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  
Regelssysteme für die adaptive  
Laserbearbeitung  
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-210-1.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 171: Martin 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 Al-  
loys 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 Kaltmassiv-  
umformwerkzeugen  
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 spritz-  
gegossener 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 wirk-  
medienbasierter 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 Werkzeugle-  
bensdaueroptimierung und Präzisionsfer-  
tigung 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-Bordnetzsyste  
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 Herstellungsver-  
fahren und erweiterte Qualitätssicherung  
von einsatzgerechten elektronischen Bau-  
gruppen  
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 Zuverlässigkeitsuntersu-  
chungen, Prüfabläufen und Nacharbeits-  
prozessen in der Elektronikproduktion  
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich  
Sensoriken zur Schwerpunktslagebestim-  
mung der optischen Prozessemissionen  
beim Laserstrahl-tiefschweißen  
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf  
Entwicklung eines agentenbasierten  
Steuerungssystems zur  
Materialflussorganisation im  
wandelbaren Produktionsumfeld  
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder. 2009.  
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster  
Laserdurchstrahlenschweißen  
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  
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Kontaktzustand zwischen Werkstück  
und Werkzeug bei umformtechnischen  
Prozessen unter tribologischen  
Gesichtspunkten  
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer  
Entwicklung eines mesoskopischen  
Modells zur Abbildung von 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 Lösungen  
zur Robustheitssteigerung elektronischer  
Systeme gegen die Einwirkung von  
Betauung 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-Umfor-  
mung 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 Laserstrahlsintern von  
Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine  
Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer  
Aspekte am Beispiel PEEK  
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan  
Prozesse und Systemlösungen für die  
SMT-Montage optischer Bauelemente auf  
Substrate mit integrierten 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 Werkzeuoberflächen  
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber  
Verbesserung der Prognosegüte des Versa-  
gens 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 Umformwerk-  
zeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation  
und funktionale Untersuchung  
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-328-3.

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

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

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

Band 230: Markus Kaupper  
Biegen von höhenfesten 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 Development  
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-351-1.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 249: Paul Hippchen  
Simulative Prognose der Geometrie  
indirekt pressgehärteter Karosseriebau-  
teile 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 Prozess  
simulation von Biegeumform- und Falz-  
verfahren  
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 Mischverbin-  
dungen 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 Validie-  
rung 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 An-  
lagenengineering  
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 Be-  
stimmung von Grenzformänderungskur-  
ven  
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  
zwischen-geschalteten Wärmebehandlung  
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-391-7.

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

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

Band 271: Matthäus Brela  
Untersuchung von Magnetfeld-Messmethoden zur ganzheitlichen Wertschöpfungsoptimierung und Fehlerdetektion an magnetischen Aktoren  
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland  
Entwicklung einer Methode zur Prognose adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen für das direkte Presshärten  
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm  
Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma  
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner  
Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen  
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas  
Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen  
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum  
Laser Consolidation of ITO Nanoparticles for the Generation of Thin Conductive Layers on Transparent Substrates  
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider  
Umformtechnische Herstellung dünnwandiger Funktionsbauteile aus Feinblech durch Verfahren der Blechmassivumformung  
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof  
Sematische Modellierung automatisierter Produktionssysteme zur Verbesserung der IT-Integration zwischen Anlagen-Engineering und Steuerungsebene  
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller  
Erarbeitung von Grundlagen zur Abbildung des tribologischen Systems in der Umformsimulation  
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler  
Einsatz technologischer Versuche zur Erweiterung der Versagensvorhersage bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten Stählen  
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Bönig  
Integration des Systemverhaltens von  
Automobil-Hochvoltleitungen in die  
virtuelle Absicherung durch  
strukturmechanische Simulation  
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl  
Automatisierte Datenerfassung für  
diskret ereignisorientierte Simulationen in  
der energieflexiblen Fabrik  
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold  
Mikroschockwellenumformung mittels  
ultrakurzer Laserpulse  
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger  
Laserstrahlschweißen thermoplastischer  
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit  
spezifischem Zusatzdraht  
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin 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 unterstütz-  
ten Fertigungskette zur Herstellung  
umgeformter Bauteile aus der härtesten  
Aluminiumlegierung EN AW-7020  
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin  
Design of Manufacturing Processes for  
the Cold Bulk Forming of Small Metal  
Components from Metal Strip  
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy  
Experimental Investigation, Modeling,  
Simulation and Optimization of Molded  
Interconnect Devices (MID) Based on  
Laser Direct Structuring (LDS) / Experi-  
mentelle Untersuchung, Modellierung, Si-  
mulation 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 Werk-  
stoffverhaltens 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 artun-  
gleicher 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 Vipave  
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 Unter-  
suchung 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 Blechmas-  
sivumformung  
LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand  
Entwicklung einer Methodik zur Herstel-  
lung 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 Ein-  
fluss fertigungsbedingter Eigenschaften  
auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassiv-  
umgeformter 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 Tiefzieh-  
prozesse durch maßgeschneiderte Werk-  
zeugoberflächen  
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 Gnibl  
Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbau-strukturen  
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 muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion  
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn

Qualität und Zuverlässigkeit laserdirekt-  
strukturierter 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-physi-  
scher 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.

Band 344: Maximilian Wagner

Automatische Bahnplanung für die Auftei-  
lung von Prozessbewegungen in syn-  
chrone Werkstück- und Werkzeugbewe-  
gungen mittels Multi-Roboter-Systemen

FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter

Qualifizierung des Montageprozesses  
hochminiaturisierter elektronischer Bau-  
elemente

FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser  
Ressourcenorientierte Auftragsregelung in einer hybriden Produktion mittels betriebsbegleitender Simulation  
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend  
Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen  
LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder. 2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert  
Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung  
KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander  
Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten  
KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz  
Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen  
LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona  
Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle  
KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann  
Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014  
LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner  
Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung  
KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläsel  
Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenwicklungen für automobiler Traktionsantriebe  
FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel  
Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern  
KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle  
Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation  
FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf  
Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen  
FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandyari  
Multi-Objective Process Optimization  
for Overpressure Reflow Soldering in Elec-  
tronics Production  
FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand  
Prozessübergreifende Analyse komplexer  
Montageprozessketten mittels  
Data Mining  
FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl  
Closed-Loop Control of a Storage-Sup-  
ported Hybrid Compensation System for  
Improving the Power Quality in Medium  
Voltage Networks  
FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger  
Additive Fertigung polymerer optischer  
Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren  
FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter  
Modellierung von Vorentwürfen in der  
virtuellen Realität mit natürlicher  
Fingerinteraktion  
KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer  
Oberflächenmodifizierung und Entwick-  
lung einer Auswertemethodik zur Ver-  
schleißcharakterisierung im Presshär-  
teprozess  
LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer  
Web- und wissensbasierter Engineering-  
Konfigurator für roboterzentrierte Auto-  
matisierungslösungen  
FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross  
Untersuchungen zur kohlenstoffdioxidba-  
sierten kryogenen Minimalmengen-  
schmierung  
REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker  
Qualifizierung laser-additiv gefertigter  
Komponenten für den Einsatz im Werk-  
zeugbau der Massivumformung  
LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied  
Totally Integrated Ecology Management  
for Resource Efficient and Eco-Friendly  
Production  
FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein  
Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine  
Analysestrategie zur Bestimmung des Rei-  
bungs-, Axialschub- und Temperaturver-  
haltens von Nadelkränzen –  
KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder,  
39 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf  
Funktionalisierung technischer Oberflä-  
chen mittels prozessüberwachter aerosol-  
basierter Drucktechnologie  
FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl  
Hochfrequent fokusabstandsmodulierte  
Konfokalsensoren für die Nanokoordina-  
tenmesstechnik  
FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen  
Konzeption, Entwicklung und  
Einführung des Assistenzsystems D-DAS  
für die Produktentwicklung elektrischer  
Motoren  
KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian  
Numerische Auslegung von Oberflächen-  
mikrostrukturen für geschmierte tribologi-  
sche Kontakte  
KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45  
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß  
Die akustooptische Strahlformung in der  
Lasermaterialbearbeitung  
LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder.  
2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann  
Machine learning and hyper spectral im-  
aging: Multi Spectral Endoscopy in the  
Gastro Intestinal Tract towards Hyper  
Spectral Endoscopy  
LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß  
Lasergestütztes Verfahren zur selektiven  
Metallisierung von epoxidharzbasierten  
Duromeren zur Steigerung der Integrati-  
onsdichte für dreidimensionale mecha-  
tronische Package-Baugruppen  
FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder,  
24 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel  
Assistenzsystem für den wissensbasierten  
Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-  
Elemente-Analysen  
KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder,  
17 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen  
Messverfahren für die pulverbettbasierte  
additive Fertigung zur Sicherstellung der  
Konformität mit geometrischen Pro-  
duktspezifikationen  
FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider  
Inline-Prüfung der Permeabilität in  
weichmagnetischen Komponenten  
FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel  
Sphärische Detektorflächen als Unterstüt-  
zung der Produktentwicklung zur Daten-  
analyse im Rahmen des Digital  
Engineering  
KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner

Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen  
LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling

Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungs-behaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design  
KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb

Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems  
LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt

Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit  
LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer

Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik  
LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler

Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen  
FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle  
LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen

Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies  
LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein

Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements  
LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022.  
ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten  
FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab.  
2022. ISBN: 978-3-96147-501-8.

Band 390: Yiting Wu

Großflächige Topographiemessungen mit einem Weißlichtinterferenzmikroskop und einem metrologischen Rasterkraftmikroskop  
FMT, xii u. 142 Seiten, 68 Bilder, 11 Tab.  
2022. ISBN: 978-3-96147-513-1.

Band 391: Thomas Papke

Untersuchungen zur Umformbarkeit hybrider Bauteile aus Blechgrundkörper und additiv gefertigter Struktur  
LFT, xii u. 194 Seiten, 71 Bilder, 16 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-515-5.

Band 392: Bastian Zimmermann  
Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht  
LFT, xi u. 182 Seiten, 36 Bilder, 6 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-519-3.

Band 393: Harald Völkl  
Ein simulationsbasierter Ansatz zur Auslegung additiv gefertigter FLM-Faserverbundstrukturen  
KTmfk, xx u. 204 Seiten, 95 Bilder, 22 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-523-0.

Band 394: Robert Schulte  
Auslegung und Anwendung prozessangepasster Halbzeuge für Verfahren der Blechmassivumformung  
LFT, x u. 163 Seiten, 93 Bilder, 5 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-525-4.

Band 395: Philipp Frey  
Umformtechnische Strukturierung metallischer Einleger im Folgeverbund für mediendichte Kunststoff-Metall-Hybridbauteile  
LFT, ix u. 180 Seiten, 83 Bilder, 7 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-534-6.

Band 396: Thomas Johann Luft  
Komplexitätsmanagement in der Produktentwicklung - Holistische Modellierung, Analyse, Visualisierung und Bewertung komplexer Systeme  
KTmfk, xiii u. 510 Seiten, 166 Bilder, 16 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-540-7.

Band 397: Li Wang  
Evaluierung der Einsetzbarkeit des lasergestützten Verfahrens zur selektiven Metallisierung für die Verbesserung passiver Intermodulation in Hochfrequenzanwendungen  
FAPS, xxii u. 151 Seiten, 72 Bilder, 22 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-542-1.

Band 398: Sebastian Reitelshöfer  
Der Aerosol-Jet-Druck Dielektrischer Elastomere als additives Fertigungsverfahren für elastische mechatronische Komponenten  
FAPS, xxv u. 206 Seiten, 87 Bilder, 13 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-547-6.

Band 399: Alexander Meyer  
Selektive Magnetmontage zur Verringerung des Rastmomentes permanenterregter Synchronmotoren  
FAPS, xv u. 164 Seiten, 90 Bilder, 18 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-555-1.

Band 400: Rong Zhao  
Design verschleißreduzierender amorpher Kohlenstoffschichtsysteme für trockene tribologische Gleitkontakte  
KTmfk, x u. 148 Seiten, 69 Bilder, 14 Tab.  
2022. ISBN 978-3-96147-557-5.

Band 401: Christian Philip Joachim Schwarzer  
Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik  
FAPS, xxvii u. 234 Seiten, 125 Bilder, 24 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-566-7.

Band 402: Alexander Horn

Grundlegende Untersuchungen zur Gra-  
dierung der mechanischen Eigenschaften  
pressgehärteter Bauteile durch eine örtlich  
begrenzte Aufkohlung

LFT, xii u. 204 Seiten, 58 Bilder, 6 Tab.

2022. ISBN 978-3-96147-568-1.

Band 403: Artur Klos

Werkstoff- und umformtechnische Bewer-  
tung von hochfesten Aluminiumblech-  
werkstoffen für den Karosseriebau

LFT, x u. 192 Seiten, 73 Bilder, 12 Tab.

2022. ISBN 978-3-96147-572-8.

## Abstract

The automotive industry is facing a variety of new challenges that generate an accelerated transformation pressure. A promising approach to achieve resource efficiency through lightweight design in vehicle body-in-white construction is the investigation of 6000 alloys at the limits or outside the specification of conventionally used aluminum sheet materials in body-in-white. Since both the precipitation evolution and the mechanical properties are strongly dependent on the respective composition of the material and the processing parameters, the central objective of this work is to generate a fundamental understanding of the forming and material behavior of Al-Mg-Si-Cu alloys in various process strategies and to identify the process limits for their application in the vehicle body. In this context, a understanding of the influence and influenceability of the mechanical properties as a function of temperature, time and plastic strain in the conventional process route, in an economically integratable post forming heat treatment and a property-oriented partially age-hardened T61 state is the basis for the definition of the process windows. Thru microstructural investigations via scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and dynamic differential calorimetry, the detection of strength-increasing and corrosion-sensitive phases together with their evolution was achieved. Finally, the findings are validated under series production conditions and verified using the B-pillar application in order to evaluate the potential for industrial implementation. Universal guidelines for efficient characterization and definition of limit values for crash-relevant body-in-white application can be transferred to other material concepts.

Die Automobilindustrie steht vor einer Vielzahl an neuen Herausforderungen, die einen erhöhten und beschleunigten Transformationsdruck erzeugen. Ein vielversprechender Ansatz, um auch mit der 6000er-Legierungsgruppe die Ressourceneffizienz durch Leichtbau im Fahrzeugrohbau zu betreiben, ist die Untersuchung von Legierungskonzepten an den Grenzen oder außerhalb der Lieferspezifikation von konventionell, im Rohbau eingesetzten Aluminiumblechwerkstoffen. Da sowohl die mikrostrukturelle Phasenentwicklung als auch die mechanischen Werkstoffkennwerte stark von der jeweiligen Gefügezusammensetzung des Werkstoffes und den Verarbeitungsprozessen abhängen, besteht die zentrale Zielsetzung der Arbeit darin, ein umfassendes Verständnis über das umform- und werkstofftechnische Verhalten von Al-Mg-Si-Cu-Legierungen in diversen Prozessstrategien zu generieren und daraus die Prozessgrenzen für den Einsatz in der Fahrzeugkarosserie zu identifizieren. In diesem Kontext bildet ein grundlegendes Verständnis über den Einfluss und die Beeinflussbarkeit der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von Temperatur, Zeit und plastischer Dehnung in der konventionellen Prozessroute, in einer wirtschaftlich integrierbaren Bauteilaushärtung und einem eigenschaftsorientierten teilausgehärteten T61-Zustand die Grundlage, für die Definition der Prozessfenster. Ergänzt durch mikrostrukturelle Untersuchungen über die Rasterelektronenmikroskopie, Transmissionselektronenmikroskopie und dynamische Differenzkalorimetrie war die Detektion von festigkeitssteigernden und korrosionssensiblen Phasen sowie deren Evolution möglich. Abschließend werden die Erkenntnisse unter Serienbedingungen validiert und am Beispiel der B-Säule verifiziert, um das Potential für eine industrielle Umsetzung abzuschätzen. Die allgemeingültige Handlungsempfehlung zur effizienten Charakterisierung und Herleitung von Grenzwerten für eine Verwendung in crashrelevante Rohbaukomponenten, sind grundsätzlich auf andere Werkstoffkonzepte übertragbar.

