

FAU Studien aus dem Maschinenbau 328

**Wolfgang Böhm**

Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge



Wolfgang Böhm

Verbesserung des Umformverhaltens  
von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen  
mit ultrafeinkörnigem Gefüge

# **FAU Studien aus dem Maschinenbau**

## **Band 328**

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

**Wolfgang Böhm**

**Verbesserung des Umformverhaltens von  
mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen  
mit ultrafeinkörnigem Gefüge**

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

Erlangen  
FAU University Press  
2019

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

Böhm, Wolfgang. 2019. *Verbesserung des Umformverhaltens von  
mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge.*

FAU Studien aus dem Maschinenbau 328.

Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-228-4.

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

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über 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: 978-3-96147-227-7 (Druckausgabe)

eISBN: 978-3-96147-228-4 (Online-Ausgabe)

ISSN: 2625-9974

DOI: 10.25593/978-3-96147-228-4

**Verbesserung des Umformverhaltens von  
mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen  
mit ultrafeinkörnigem Gefüge**

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

zur  
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Wolfgang Böhm

aus Fürth

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

Tag der mündlichen

Prüfung: 18. Juni 2019

Vorsitzender des

Promotionsorgans: Prof. Dr.-Ing. Reinhard Lerch

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein  
Prof. Dr.-Ing. Alexander Brosius

## Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Die wesentlichen Inhalte wurden im Rahmen des Projekts „Layered Lightweight Materials with Functional Gradients“, das im Exzellenzcluster "Engineering of Advanced Materials" (EAM) angesiedelt war, erarbeitet. Mein besonderer Dank gilt der Lehrstuhlinhaberin Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein für die Möglichkeit zur Promotion, die Anleitung zur wissenschaftlichen Arbeit und die fortwährende Unterstützung. Die Tätigkeit am Lehrstuhl und die gesammelten Erfahrungen haben wesentlich zu meiner beruflichen und persönlichen Entwicklung beigetragen.

Für die Übernahme des Koreferats und das Interesse an meiner Arbeit danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Alexander Brosius. Bei Frau Prof. Dr. Sannakaisa Virtanen möchte ich mich für das fachfremde Gutachten und bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. Dr. h.c. mult. Manfred Geiger für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission bedanken.

Des Weiteren möchte ich für den fachlichen Austausch, die Unterstützung und die kollegiale Zusammenarbeit den Mitarbeitern aus den verschiedenen Bereichen des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie sowie allen studentischen Hilfskräften und Studien-, Bachelor-, Projekt- und Masterarbeitern danken. Besonderer Dank für die berufliche Zusammenarbeit und die darüber hinaus gehende freundschaftliche Verbindung gilt meinen Kollegen Hung Nguyen, Thomas Stöhr, Sergio Pellegrino, Julia Degner, Adam Schaub, Jürgen Kaiser, Ioannis Tsoupis und Martin Müller.

Meinen größten Dank richte ich an meine Eltern, die mir diesen Weg überhaupt erst ermöglicht haben. Außerdem danke ich meinen Eltern sowie meiner Schwester für die stetige Ermutigung und Unterstützung in der gesamten Zeit der Promotion.

Oberasbach, im Juni 2019

Wolfgang Böhm



# Inhaltsverzeichnis

<b>Formel- und Abkürzungsverzeichnis .....</b>	<b>ix</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Technik und Forschung .....</b>	<b>3</b>
2.1 Accumulative Roll Bonding (ARB) .....	3
2.1.1 Severe Plastic Deformation Prozesse .....	3
2.1.2 Konventioneller Walzprozess und Grundbegriffe .....	5
2.1.3 Walzplattieren und ARB Prozess .....	8
2.2 Lokale Wärmebehandlung von Aluminiumwerkstoffen .....	17
2.2.1 Tailor Heat Treated Blanks .....	17
2.2.2 Kurzzeitwärmebehandlung von nanokristallinem Aluminium .....	20
2.3 Umformverfahren .....	21
2.3.1 Freies Biegen .....	21
2.3.2 Tiefziehen .....	23
2.4 Abschließende Bewertung .....	26
<b>3 Zielsetzung und Vorgehensweise .....</b>	<b>27</b>
<b>4 Versuchseinrichtungen, Methoden und Werkstoffe .....</b>	<b>29</b>
4.1 Versuchseinrichtungen und Methoden .....	29
4.1.1 Walzanlage .....	29
4.1.2 Vorrichtung zur Oberflächenbehandlung .....	30
4.1.3 Taktile und optische Oberflächencharakterisierung .....	31
4.1.4 Wärmebehandlungseinrichtungen .....	32
4.1.5 Zugprüfung und Schälprüfung mittels einer Universalprüfmaschine .....	33
4.1.6 Tiefungsversuch nach Nakajima .....	34
4.1.7 Freibiegeversuch .....	35
4.1.8 Hydraulische Tiefziehpressen und Kreuznapfwerkzeug .....	36
4.1.9 Bauteilerfassung mittels Streifenprojektion .....	37
4.2 Versuchswerkstoffe .....	37

<b>5</b>	<b>Hochskalierung des ARB Prozesses zur Herstellung großflächiger Platinen .....</b>	<b>39</b>
5.1	Laborprozess als Ausgangspunkt .....	39
5.2	Anpassung des Prozesses und Identifikation geeigneter Prozessparameter.....	40
5.2.1	Festlegung der Platinengeometrie .....	40
5.2.2	Oberflächenbehandlung .....	41
5.2.3	Walzen und weitere Handhabung.....	54
5.3	Resultierende Werkstoffeigenschaften.....	61
<b>6</b>	<b>Verbesserung der Verarbeitbarkeit großflächiger ARB Platinen mittels einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung.....</b>	<b>69</b>
6.1	Wahl der Prozessparameter.....	69
6.2	Resultierende Werkstoffeigenschaften.....	70
6.2.1	Kennwerte und Fließkurven aus dem uniaxialen Zugversuch .....	70
6.2.2	Grenzformänderungskurven aus dem Nakajimaversuch .....	77
6.3	Charakterisierung des Umformvermögens bei Biegebeanspruchung .....	80
6.4	Charakterisierung des Umformvermögens bei Tiefziehbeanspruchung.....	85
6.4.1	Rundnapf.....	86
6.4.2	Kreuznapfgeometrie.....	88
<b>7</b>	<b>Entwicklung spezifischer Wärmebehandlungen für mehrlagiges Aluminium.....</b>	<b>103</b>
7.1	Erhöhung der Bindungsfestigkeit .....	103
7.2	Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke .....	110
7.2.1	Ermittlung geeigneter Prozessparameter und Charakterisierung der Eigenschaftsverläufe mittels Mikrohärteprüfungen.....	110
7.2.2	Charakterisierung des Umformvermögens bei Biegebeanspruchung .....	119
<b>8</b>	<b>Auslegungsstrategien für kombinierte Eigenschaftsgradienten über die Blechebene und -dicke ....</b>	<b>129</b>
<b>9</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>137</b>
<b>10</b>	<b>Summary and outlook .....</b>	<b>141</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>143</b>

## Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
b	mm	Breite des Walzgutes
$d_k$	nm	Korndurchmesser
$d_L$	mm	Durchmesser des Laserspots
$d_M$	mm	Matrizendurchmesser beim Tiefziehen
$d_0$	mm	Stempeldurchmesser beim Tiefziehen
$h_0$	mm	Ausgangsdicke beim Walzen
$h_1$	mm	Enddicke beim Walzen
$k_f$	MPa	Fließspannung
$k_{f0}$	MPa	Anfangsfließspannung
l	mm	Länge
$l_0$	mm	Ausgangsmesslänge
n	-	Anzahl an Versuchswiederholungen
$n_{\text{Lagen}}$	-	Anzahl der Blechlagen
$n_{2-4\%}$	-	Verfestigungsexponent im Bereich 2-4 % Dehnung
r	-	senkrechte Anisotropie
$\bar{r}$	-	mittlere senkrechte Anisotropie
$r_G$	mm	Gesenkradius beim Biegen
$r_M$	mm	Matrizenradius beim Tiefziehen
$r_S$	mm	Stempelradius beim Biegen
$r_{St}$	mm	Stempelradius beim Tiefziehen
$r_W$	mm	Radius der Walze
$r_0, r_{45}, r_{90}$	-	senkrechte Anisotropie in 0°/45°/90° Orientierung
s	mm	Blechdicke
$s_0$	mm	Ausgangsblechdicke
t	s	Zeit
$t_{\text{halt}}$	s	Haltezeit bei einer Wärmebehandlung
$t_{\text{heiz}}$	s	Aufheizzeit bei einer Wärmebehandlung
$t_{\text{kühl}}$	s	Abkühlzeit bei einer Wärmebehandlung
$v_L$	mm/s	Verfahrgeschwindigkeit der Laseroptik
w	mm	Gesenkweite beim Biegen
$x_F$	mm	Position der Fließscheide beim Walzen
$x_S$	mm	Stempelweg beim Biegen

A	%	Bruchdehnung
A <sub>g</sub>	%	Gleichmaßdehnung
D <sub>0</sub>	mm	Rondendurchmesser beim Tiefziehen
E <sub>sys</sub>	GPa	Systemmodul
F <sub>NH</sub>	kN	Niederhalterkraft beim Tiefziehen
F <sub>S</sub>	kN	Stempelkraft beim Biegen
F <sub>St</sub>	kN	Stempelkraft beim Tiefziehen
K	-	werkstoffabhängige Konstante
N	-	Anzahl an Walzzyklen
P <sub>L</sub>	W	Laserleistung
R <sub>a</sub>	µm	arithmetischer Mittenrauwert
R <sub>m</sub>	MPa	Zugfestigkeit
R <sub>p0,2</sub>	MPa	Streckgrenze/ Dehngrenze
R <sub>z</sub>	µm	gemittelte Rautiefe
S <sub>a</sub>	µm	arithmetischer Mittenrauwert (flächig)
S <sub>k</sub>	µm	Kernrautiefe (flächig)
S <sub>mr1</sub>	%	Materialanteil der Spitzen (flächig)
S <sub>pk</sub>	µm	reduzierte Spitzenhöhe (flächig)
S <sub>vk</sub>	µm	reduzierte Riefentiefe (flächig)
T	°C	Temperatur
T <sub>max</sub>	°C	Maximaltemperatur
T <sub>S</sub>	°C	Solltemperatur
α	°	Biegewinkel
α <sub>E</sub>	-	Walzwinkel
α <sub>L</sub>	-	Emissionskoeffizient
β	-	Tiefziehverhältnis
β <sub>max</sub>	-	Grenzziehverhältnis
Δh	mm	Stichabnahme beim Walzen
Δh <sub>b</sub>	-	bezogene Stichabnahme beim Walzen
Δr	-	ebene Anisotropie
μ	-	Reibkoeffizient zwischen Walze und Walzgut
φ	-	Umformgrad
φ <sub>1</sub>	-	Hauptumformgrad
φ <sub>2</sub>	-	Nebenumformgrad
φ <sub>max</sub>	-	maximaler Umformgrad
φ <sub>V</sub>	-	plastische Vergleichsdehnung
σ	MPa	Spannung

$\sigma_0$	MPa	Streckgrenze im Ausgangszustand
$\sigma_y$	MPa	Streckgrenze eines polykristallinen Metalls
ARB		Accumulative Roll Bonding
CCD		Charge Coupled Device
ECAP		Equal Channel Angular Pressing
EU		Europäische Union
HS		Hockett-Sherby
HM		Martenshärte
HV		Vickershärte
K		Körnung
Nd:YAG		Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Kristall
PuD-Al		Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Walzprodukten aus Aluminiumlegierungen
RT		Raumtemperatur
SPD		Severe Plastic Deformation
THTB		Tailor Heat Treated Blanks
T4		kaltausgelagerter Zustand
T6		warmausgelagerter Zustand
W		lösungsgeglühter Zustand
WB		Wärmebehandlung
WR		Walzrichtung



# 1 Einleitung

Die aktuell innerhalb der EU geltenden CO<sub>2</sub>-Regulierungen im PKW-Bereich sehen bis zum Jahr 2020 einen maximalen CO<sub>2</sub>-Ausstoß von 95 g/km für die Neuwagenflotte vor [1]. Auch darüber hinaus ist mit weiteren Verschärfungen der Emissionsgrenzwerte zu rechnen. Neben der Optimierung des konventionellen Fahrzeugkonzeptes mit einem Verbrennungsmotor sind bereits neue Konzepte, wie Hybrid- oder Elektrofahrzeuge von den Volumenherstellern kommerziell verfügbar, durch die die angestrebten Verbrauchs- und Emissionsreduktionen erreicht werden sollen. Unabhängig vom Antriebskonzept stellt die konsequente Umsetzung des Leichtbaus die Grundvoraussetzung für die Mobilität der Zukunft dar. Der Leichtbau ist entweder die Voraussetzung für die Funktionsfähigkeit von Transportmitteln, wie beispielsweise dem Flugzeug, oder er stellt indirekt durch einen reduzierten Treibstoffverbrauch oder die Erhöhung der möglichen Reichweite die Alltagstauglichkeit von Fahrzeugen sicher [2]. Den Trend für den Einsatz von Aluminium für die Fahrzeugkarosserie im Bereich des Stoffleichtbaus hat Audi bereits 1994 durch die Markteinführung einer selbsttragenden Aluminiumkarosserie, dem sogenannten Spaceframe, im damaligen Audi A8 gesetzt [3]. Ein weiterer und bereits etablierter Ansatz ist die Verwendung sogenannter Tailored Products, die 1983 durch die Thyssen Stahl AG eingeführt wurden [4]. Dabei handelt es sich um maßgeschneiderte Halbzeuge, die hinsichtlich ihrer Eigenschaften auf den Herstellungsprozess und den späteren Einsatz der Komponente angepasst sind. Dies ermöglicht gleichzeitig effizientere Produkte und Prozesse, da einerseits Produktionsschritte eingespart werden können und andererseits der Werkstoff beanspruchungsgerecht eingesetzt wird. Letztlich steht den hohen Energieaufwendungen für die Herstellung von Aluminium eine mögliche Energieeinsparung von 95 % bei der Verwendung von Recyclingaluminium gegenüber [5]. Angesichts der steigenden Recyclingquoten bei Kraftfahrzeugen [6] stellt dies einen Wettbewerbsvorteil von Aluminium gegenüber den nur begrenzt wiederverwendbaren faserverstärkten Kunststoffen dar, bei denen oft nur ein Downcycling möglich ist [7].

In diesem Zusammenhang stellen mehrlagige Aluminiumbleche mit verbesserten mechanischen Festigkeitskennwerten und prozess- sowie anwendungsangepassten Eigenschaftsgradienten einen vielversprechenden Ansatz dar, um weitere Gewichtseinsparungen bei Fahrzeugkarosserien erzielen zu können. Ausgangsbasis sind dabei Blechwerkstoffe mit nanokristallinem Gefüge und erhöhter Festigkeit, die zunächst mittels des von

Saito 1998 entwickelten Accumulative Roll Bonding (ARB) Verfahrens [8] hergestellt werden. Es handelt sich hierbei um einen kumulativen Walzprozess, der vom Grundprinzip der Herstellung von Damaszener Stahl ähnelt [9]. Im Labormaßstab ist dieser Prozess bereits vielfach praktisch umgesetzt und in einer Vielzahl wissenschaftlicher Arbeiten untersucht worden. Für den Einsatz im Bereich der Automobilkarosserie sind jedoch großflächige Platinen erforderlich, so dass der ARB Prozess zunächst in einem größeren Maßstab realisiert werden muss, was Anpassungen und Forschungsbedarf für bestimmte Prozessschritte bedeutet. Anschließend sollen über nachgeschaltete Wärmebehandlungsprozesse der mehrlagigen Bleche zum einen spezifische Eigenschaftsverläufe über die Blechebene und in Blechdickenrichtung eingestellt und zum anderen damit die Verarbeitungseigenschaften hinsichtlich nachfolgender Umformprozesse verbessert werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wird anhand des Aluminiumwerkstoffes EN AW-1050 A (Al99,5) zunächst der Einfluss verschiedener Prozessparameter auf die Verarbeitung von Platinen mit 450 mm Breite untersucht und geeignete Prozessparameter werden identifiziert. Dies wird begleitet durch die Aufnahme und Bewertung der resultierenden mechanischen Werkstoffeigenschaften. Anschließend erfolgen die flächige Kurzzeitwärmebehandlung der nanokristallinen Werkstoffe und eine umfassende Charakterisierung und Erprobung der Umformeigenschaften. Im nächsten Schritt sollen weitere lokale Wärmebehandlungsmethoden für mehrlagige Aluminiumwerkstoffe entwickelt werden. Dazu werden zum einen Eigenschaftsgradienten in Blechdickenrichtung mittels Laser realisiert und diese in Abhängigkeit verschiedener Prozessparameter durch Mikrohärtmessungen charakterisiert und in Umformversuchen erprobt. Zum anderen wird die Möglichkeit zur Erhöhung der Bindungsfestigkeit zwischen den einzelnen Lagen durch eine lokale Wärmebehandlung zur Vermeidung von Delaminationseffekten bei der Umformung analysiert. Abschließend werden Gestaltungshinweise für die Anwendung der verschiedenen Eigenschaftsgradienten bei maßgeschneiderten, mehrlagigen Aluminiumplatinen erarbeitet.

## 2 Stand der Technik und Forschung

Zunächst wird der Stand der Erkenntnisse hinsichtlich des für die Herstellung von Leichtbauwerkstoffen geeigneten Accumulative Roll Bonding Prozesses in Verbindung mit den entsprechenden Einflussgrößen auf den Prozess und den resultierenden Werkstoffeigenschaften dargestellt. Dafür werden auch die relevanten Begrifflichkeiten des klassischen Walzprozesses aufgezeigt. Im nächsten Schritt werden die wissenschaftlichen Grundlagen des Prinzips der lokalen Wärmebehandlung von Aluminiumblechwerkstoffen zur Verbesserung des Umformvermögens dargestellt und die notwendigen Grundbegriffe der Umformverfahren Biegen und Tiefziehen, die später für die Beurteilung des Umformvermögens des mehrlagigen Aluminiums herangezogen werden, eingeführt. Abschließend erfolgt eine Bewertung des aktuellen Standes der Erkenntnisse zur Ableitung der Ansatzpunkte dieser Arbeit.

### 2.1 Accumulative Roll Bonding (ARB)

Das Accumulative Roll Bonding Verfahren nach Saito [8] gehört zur Familie der Severe Plastic Deformation Prozesse und ist ein kumulativer Walzprozess zur Erzeugung nanokristalliner Blechwerkstoffe.

#### 2.1.1 Severe Plastic Deformation Prozesse

Severe Plastic Deformation (SPD) Prozesse sind Umformverfahren, bei denen durch die Einbringung sehr hoher plastischer Dehnungen ultrafeinkörnige Metalle hergestellt werden können, die verbesserte mechanische Eigenschaften aufweisen. In konventionellen Umformprozessen, wie Walzen, Schmieden oder Fließpressen, liegt im Allgemeinen der Vergleichsumformgrad unter 2,0. Werden höhere Umformgrade realisiert, sind die Erzeugnisse aufgrund eines zu kleinen Durchmessers oder einer zu geringen Blechdicke in der Regel nicht mehr für Strukturbauteile verwendbar. Daher wurden die verschiedenen SPD Verfahren entwickelt, um ohne eine finale Gestaltänderung sehr hohe Verformungen in den Werkstoff einbringen zu können [10]. Diese Prozesse stellen dabei eine sogenannte Top-Down Vorgehensweise dar, bei der bei einem zunächst grobkörnigen Werkstoff das Gefüge schrittweise verfeinert wird. Das Gegenteil sind Bottom-Up Verfahren, wie Elektrodeposition oder Inertgaskondensation, die jedoch für Strukturbauteile keine Bedeutung haben [11].

Zu den etablierten SPD Verfahren zählt das Equal Channel Angular Pressing (ECAP), bei dem der Werkstoff durch einen abgewinkelten Extrusionskanal gepresst wird und dabei sehr hohe Scherumformungen erfährt [10]. Des Weiteren kann beim sogenannten High Pressure Torsion (HPT) Verfahren ein flaches Werkstück durch zwei unter hohem Anpressdruck angreifende, flächige Werkzeugelemente mittels Torsion umgeformt werden [10]. Ein Verfahren zur Herstellung ultrafeinkörniger Blechwerkstoffe ist der Accumulative Roll Bonding (ARB) Prozess [8]. Hierbei werden Bleche mehrfach gefaltet und wieder gewalzt.

Die mit diesen Verfahren hergestellten Werkstoffe haben im Allgemeinen eine sehr geringe durchschnittliche Korngröße von weniger als  $1 \mu\text{m}$  und ein durch Großwinkelkorngrenzen gekennzeichnetes Gefüge, das in dieser Ausprägung nicht durch konventionelle thermomechanische Prozesse realisiert werden kann [10]. Darüber hinaus weisen diese ultrafeinkörnigen Werkstoffe eine signifikant gesteigerte Festigkeit auf. Der Zusammenhang zwischen der Streckgrenze  $\sigma_y$  eines polykristallinen Metalls und des Korndurchmessers  $d_k$  wird dabei durch die Hall-Petch-Beziehung ausgedrückt [12]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d_k}} \quad (1)$$

Hierbei stehen  $\sigma_0$  für die Streckgrenze im Ausgangszustand und  $K$  für eine werkstoffabhängige Konstante. Bei den hochverformten Werkstoffen mit einem ultrafeinkörnigen Gefüge kommt demnach neben der Verformungsverfestigung auch die Feinkörnhärtung zum Tragen. Die Festigkeit nimmt dabei mit der eingebrachten Verformung und Reduktion der Korngröße zu und geht dann in Abhängigkeit des jeweiligen Werkstoffs in eine Sättigung über. Hinsichtlich der Duktilität kommt es wie bei konventionellen kaltverfestigten Werkstoffen zunächst zu einem Abfallen. Im weiteren Verlauf bleibt diese jedoch annähernd konstant. Bei reinen Metallen kann teilweise eine Steigerung oder zumindest gleichbleibende Duktilität erreicht werden [13]. Die Ursache der reduzierten Duktilität liegt an einer frühzeitig eintretenden plastischen Instabilität [10], wodurch diese Werkstoffe nicht in erster Linie für die umformtechnische Weiterverarbeitung geeignet sind.

Bestehende Anwendungen der nanokristallinen Werkstoffe sind beispielsweise hochfeste Schrauben aus mittels ECAP verarbeiteten Titanlegierungen, die in der Automobil- oder Luftfahrtindustrie eingesetzt werden [14]. Im Bereich der Medizintechnik werden auch bereits Implantate aus ultrafeinkörnigem Titan verwendet [15]. Darüber hinaus sind Anwendungen

im Bereich der Wehrtechnik oder für Sportartikel denkbar, bei denen die Leistungsfähigkeit über dem Kostenaspekt steht. Andere Ansätze zur Verbesserung der Werkstoffeigenschaften von Aluminium sind beispielsweise die Verstärkung von Gusslegierungen mit Kohlenstofffasern [16] und die pulvermetallurgische Herstellung von karbonfaserverstärkten Profilhalbzeugen [17]. Damit können jedoch keine Blechhalbzeuge bereitgestellt werden. Hinsichtlich der Herstellung nanokristallinen Aluminiums mit gesteigerter Festigkeit und bezüglich des Einsatzes für Strukturbauteile im Fahrzeug stellt der ARB Prozess ein vielversprechendes Verfahren dar, da dieser zum einen auf vielseitig verwendbare Blechwerkstoffe abzielt und zum anderen prozesstechnisch auf dem konventionellen Walzprozess aufbaut.

### 2.1.2 Konventioneller Walzprozess und Grundbegriffe

Das Walzen ist nach DIN 8583-2 als „stetiges oder schrittweises Druckumformen mit einem oder mehreren sich drehenden Werkzeugen (Walzen) [...]“ definiert [18]. Des Weiteren lassen sich die Walzverfahren hinsichtlich Kinematik, Werkzeug- und Werkstückgeometrie einteilen. Das Verfahren zur Herstellung von Blechen wird dabei als Flach-Längswalzen von Vollkörpern bezeichnet.

Beim Flach-Längswalzen, das schematisch in Bild 1 dargestellt ist, wird das Walzgut mit der Ausgangsdicke  $h_0$  in den Walzspalt eingezogen und verlässt diesen mit der Enddicke  $h_1$ . Die Reduktion der Dicke wird als Stichabnahme  $\Delta h$  bezeichnet, die wie folgt definiert ist [19]:

$$\Delta h = h_0 - h_1 \quad (2)$$

Die auf die Ausgangsdicke bezogene Stichabnahme  $\Delta h_b$  wird gemäß Gleichung (3) berechnet. Der Umformgrad in Dickenrichtung lässt sich des Weiteren nach Gleichung (4) ermitteln.

$$\Delta h_b = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \quad (3)$$

$$\varphi = \ln \frac{h_1}{h_0} \quad (4)$$

Grundsätzlich erfolgt beim Walzen die Formänderung in allen drei Raumrichtungen. Wenn jedoch die Breite  $b$  des Walzgutes größer ist als die 20-fache Länge der Umformzone  $x_E$ , so kann die Breitung aufgrund der Reibungsbehinderung des Werkstoffflusses vernachlässigt werden [19]. Die

Umformzone wird durch die sogenannte Fließscheide an der Position  $x_F$  in zwei Bereiche unterteilt. Der Bereich der Umformzone vor der Fließscheide wird mit Nacheilzone bezeichnet, da hier die Geschwindigkeit  $v$  des Walzgutes geringer als die Walzengeschwindigkeit ist. Im Bereich nach der Fließscheide ist das Walzgut schneller als die Walzen und dieser wird als Voreilzone bezeichnet. Dieser Geschwindigkeitsgradient im Walzspalt ist auch die grundlegende Ursache für den Verschleiß der Arbeitswalzen [20]. Dadurch kommt es im Walzspalt außer am Punkt der Fließscheide jeweils zu einer Relativgeschwindigkeit und damit einem Gleiten zwischen den Blechoberflächen und den Walzen. Dieser Effekt und der Verschleiß werden durch unzureichende Schmierung oder Sonderereignisse, wie beispielsweise eingetragene Oxidpartikel oder Blechdickenschwankungen, dabei lediglich verstärkt.

Die im Walzspalt vorherrschende Spannungsverteilung lässt sich durch überlagerte Zugspannungen verändern. Dies kann zum einen durch einen Bremszug erfolgen, bei dem das Walzgut von der Einlaufseite her zurückgehalten wird. Zum anderen kann durch den Haspelzug eine Zugspannung von der Auslaufseite aufgebracht werden. Dies sorgt einerseits für eine reduzierte Walzenbelastung und verringert bzw. erhöht andererseits die erreichbare Stichabnahme [19]. Darüber hinaus beeinflusst eine überlagerte Zugspannung auch die Lage der Fließscheide. Gemäß des schematisch in Bild 1 dargestellten Gefüges werden die Körner des Walzgutes im Walzspalt gestaucht und gestreckt, sodass insbesondere durch das Walzen mit hohen Stichabnahmen, wie beim ARB-Prozess, anschließend eine charakteristische Kornstruktur mit elongierten Körnern entsteht [21].

Der sogenannte Walzwinkel  $\alpha_E$  schließt die Umformzone ein und kann nach Gleichung (5) berechnet werden, wobei  $r_W$  den Radius der Walzen bezeichnet. Damit das Walzgut auch gegriffen und in den Walzspalt eingezogen wird, muss die Greifbedingung  $\alpha_E \leq \mu$  erfüllt sein. Hierbei stellt  $\mu$  den Reibkoeffizienten zwischen Walze und Walzgut dar. Das einmal gegriffene Walzgut wird anschließend vollständig durchgezogen, wenn für den Walzwinkel der Zusammenhang  $\alpha_E \leq 2\mu$  gilt.

$$\cos \alpha_E = \frac{r_W - 0,5 \cdot \Delta h}{r_W} \quad (5)$$

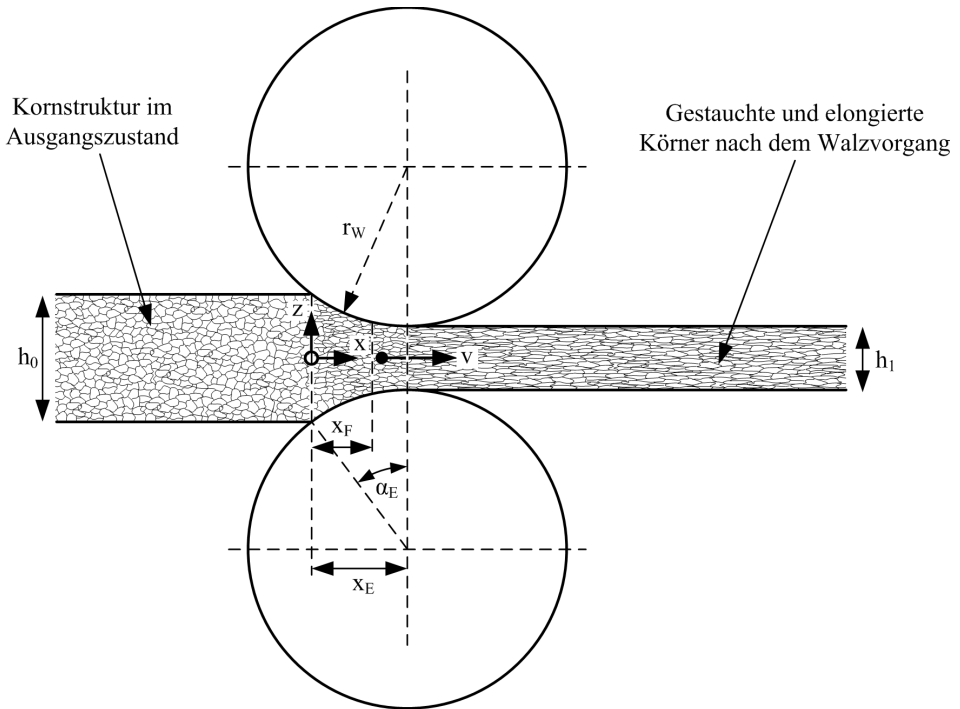


Bild 1: Prinzip des Flachlängswalzens mit schematischer Veränderung der Kornstruktur (nach [19] und [21])

Die Maschinen zum Flach-Längswalzen werden nach der Anzahl und Anordnung der Walzen im Walzgerüst benannt. Hierbei existieren Duo-, Quattro- und bis zu 20-Walzengerüste [19]. Der Nachteil eines Duo-Walzgerüsts ist die Durchbiegung der Arbeitswalzen, die zu einer ungleichmäßigen Blechdickenverteilung und nicht maßhaltigen Bändern führt. Daher sind beim Quattrogerüst neben den beiden Arbeitswalzen zwei Stützwalzen vorhanden. Diese sind im Gegensatz zu den Arbeitswalzen nicht gehärtet und sorgen für eine Abstützung der Arbeitswalzen und die Verringerung der Durchbiegung. Des Weiteren werden ballige Walzen eingesetzt, um die Durchbiegung zu kompensieren und die Maßhaltigkeit der Bänder sicherstellen zu können [19].

Neben einer ungleichmäßigen Blechdickenverteilung gibt es eine Reihe weiterer typischer Walzfehler. So kann bei einer Abplattung der Walzen oder einer Durchbiegung in Verbindung mit einer zu geringen Balligkeit der Rand des Blechs dünner werden als die Mitte [22]. Es entstehen dadurch Spannungen im Band, wobei die Ränder unter Druckspannung stehen und die Mitte unter Zugspannung. Daraus resultieren Fehler wie Risse in der Mitte des Bleches, eine Verwindung des Bleches und/oder Randwellen. Ist

die Balligkeit der Walzen zu groß, wird die Mitte des Bleches stärker umgeformt als der Randbereich. Zusätzlich kann sich durch den größeren Walzspalt am Rand der Werkstoff quer zu Walzrichtung ausdehnen. Dadurch ergibt sich ein umgekehrtes Spannungsfeld, bei dem der Randbereich unter Zug- und die Mitte unter Druckbelastung steht. Die möglichen Folgen sind das Auftreten von Rissen an den Rändern, in extremen Fällen eine Spaltung des Bleches in der Mitte und/oder Mittenwellenbildung. Sind die Walzenachsen nicht exakt parallel, wird eine Seite des Bandes dünner als die andere und das Band bekommt eine Säbelform. Oberflächendefekte auf dem Band können auftreten, wenn die Walzenoberfläche verschlissen ist oder eine Verschmutzung der Walzen vorliegt [23]. Darüber hinaus kann es beim Walzen von mehrlagigen Blechen zum Lösen der Lagen kommen, das als Alligatoring bezeichnet wird [24]. Sind die zu verbindenden Blechlagen nicht exakt deckungsgleich, kommt es zu Randrissen.

### **2.1.3 Walzplattieren und ARB Prozess**

Da es sich beim Accumulative Roll Bonding Prozess um eine spezielle Variante des Walzplattierens handelt, wird zunächst auf diesen Prozess näher eingegangen.

#### **2.1.3.1 Walzplattieren**

Plattieren ist das Aufbringen von einer oder mehreren Metallaufgaben auf ein anderes Grundmetall. Dies kann durch verschiedene Verfahren wie Aufschweißen, Sprengplattieren, Elektroplattieren oder Walzen erfolgen [25]. Beim Walzplattieren werden zwei oder drei Lagen mittels Walzen miteinander kaltverschweißt. Hierbei lassen sich äußerst vielfältige Werkstoffkombinationen, wie z.B. Stahl und Aluminium, Stahl und Kupfer sowie Kupfer und Nickel realisieren [26]. Das Ziel ist dabei die Erreichung verbesserter Eigenschaften gegenüber den Einzelwerkstoffen. Oftmals ist dafür nur eine sehr dünne Schicht eines Auflagemetalls erforderlich.

Die Prozessfolge beim Walzplattieren beginnt mit einer Reinigung der Fügepartner durch Beizen. Hierbei werden Fett- oder Ölrückstände entfernt. Anschließend erfolgen üblicherweise durch Drahtbürsten das Entfernen der Oxidschicht und das Aufräumen der Fügeflächen, um eine feste Verbindung zu gewährleisten. Nach dem Walzplattieren wird durch Diffusionsglühen eine vollständig stoffschlüssige Verbindung erzielt. Mittels Kaltwalzen kann das plattierte Band dann weiterverarbeitet werden. Hier erfolgt üblicherweise in einem Dressierschritt das Walzen auf das Endmaß [26]. Das Walzplattieren stellt dabei einen industriell etablierten Prozess

dar, der gleichzeitig die Anlagentechnik für den im Folgenden beschriebenen ARB-Prozess bereitstellt. Aufgrund der kommerziellen Verfügbarkeit einer Vielzahl an Werkstoffkombinationen mit hoher mechanischer sowie Oberflächengüte fokussieren aktuelle wissenschaftliche Arbeiten unter anderem die numerische Abbildung der Umformung plattierter Werkstoffe [27] und die Erforschung neuartiger Werkstoffverbunde, wie beispielsweise die Kombination von Magnesium und Aluminium [28].

### 2.1.3.2 Prinzip des ARB Prozesses

Der Accumulative Roll Bonding Prozess zählt zu den Severe Plastic Deformation Verfahren und wurde 1998 von Saito et al. [8] entwickelt. Es handelt sich hierbei um einen kumulativen Walzprozess zur Herstellung mehrlagiger Blechwerkstoffe mit ultrafeinkörnigem Gefüge. Das Prozessprinzip ist in Bild 2 veranschaulicht. Zunächst wird ein Blech oberflächenbehandelt (siehe Bild 2 a). Dies umfasst eine Reinigung zur Entfernung von Fett- und Ölrückständen und typischerweise das Drahtbürsten zur Entfernung der Oxidschicht und Aufräuhung der Oberfläche. Anschließend wird das Blech gefaltet (Bild 2 b) und gewalzt (Bild 2 c). Das Walzen erfolgt in der Regel mit einer bezogenen Stichabnahme von 50 %. Das bedeutet, dass das zweilagige Blech wieder die Dicke des Ausgangsbleches aufweist. Beim Walzvorgang verbinden sich die Bleche entsprechend eines speziellen Mechanismus aus mechanischem Verhaken und stoffschlüssigem Kaltverschweißen, auf den im Folgenden noch eingegangen wird.

Da das Blech nach jedem Walzdurchgang wieder die Ausgangsblechdicke aufweist, kann der ARB-Zyklus mehrfach und im Idealfall ohne Materialverlust wiederholt werden. Dadurch lassen sich im Werkstoff sehr hohe plastische Dehnungen anhäufen, die für die Verfeinerung des Gefüges verantwortlich sind [8].

Nach  $N$  Walzzyklen nimmt die plastische Vergleichsdehnung  $\varphi_V$  nach von Mises einen Wert gemäß Gleichung (6) an [11]. Für die Entstehung des nanokristallinen Gefüges sind dabei plastische Dehnungen von etwa 4,0 erforderlich [11].

$$\varphi_V = 0,8 \cdot N \quad (6)$$

Die Anzahl  $n_{Lagen}$  der einzelnen Lagen im Blech lässt sich mit der Zahl  $N$  der Walzzyklen nach Gleichung (7) berechnen. Nach acht Walzdurchgängen liegen demnach bereits 256 einzelne Lagen im Blech vor.

$$n_{Lagen} = 2^N \quad (7)$$

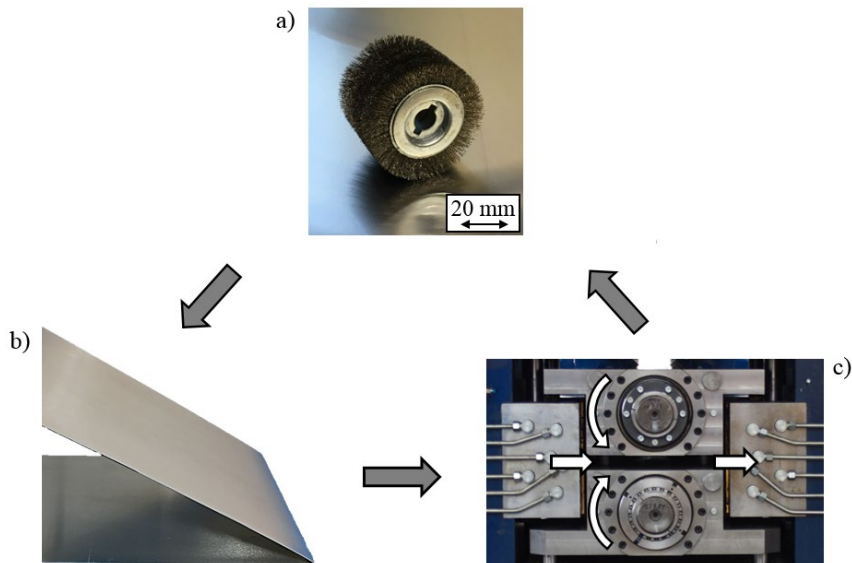


Bild 2: Prinzip des ARB-Prozesses (nach [8])

Beim ARB-Prozess ist das Zustandekommen einer Bindung zwischen den einzelnen Lagen entscheidend für die erfolgreiche Prozessführung. Die Ausbildung der Verbindung zwischen zwei Metallen bei Raumtemperatur bzw. leicht erhöhter Temperatur lässt sich in drei Schritte gliedern: Herstellung des physischen Kontakts zwischen beiden Fügepartnern, Aktivierung der Oberflächen für die spätere Bindung und Zustandekommen einer Wechselwirkung an der Trennschicht [29].

Zur Erklärung des Zustandekommens einer Bindung zwischen den einzelnen Lagen beim ARB-Prozess bzw. beim Walzplattieren existieren vier verschiedene Theorien. Dies sind die Film-Theorie, die Energie-Barrieren-Theorie, die Diffusions-Theorie und die Rekristallisations-Theorie [11]. Durch Vaidyanath et al. [30] wurde die Film- oder Schichttheorie aufgrund der vorherrschenden moderaten Temperaturen als Hauptbindungsmechanismus beim Walzplattieren identifiziert. Eine wichtige Rolle bei der Bindung spielen nach der Theorie der Grenzflächenschichten die in den Werkstoff eingebrachten Verformungen. Hierbei sind die in der Grenzschicht auftretenden Deformationen jedoch entscheidender als die globale Verformung. Die Längsdehnung des Bleches im Walzspalt sorgt für ein Aufbrechen der spröden Oxidschicht und blanke Metalloberflächen werden freigelegt, wie in Bild 3 schematisch dargestellt. Es erfolgt hier eine Extrusion des Werkstoffs in den zwischen den Bruchstücken der Oxidschicht entstandenen Kanälen. Dieser Effekt wird unterstützt durch das

vorangehende Aufrauen der Bleche, wodurch die lokal hohen Scherdehnungen an der Oberfläche begünstigt werden. An den Stellen mit Kontakt zwischen blanken Materialbereichen kann sich dann eine Bindung durch Kaltverschweißen ausbilden, wenn die nötige Verformung des Werkstoffs und ein ausreichender Anpressdruck erreicht werden. Eine vollkommen stoffschlüssige Verbindung entsteht jedoch erst nach mehrfachem Überwalzen, während beim ersten Walzdurchgang vor allem mechanische Verhakungen vorherrschen [31].

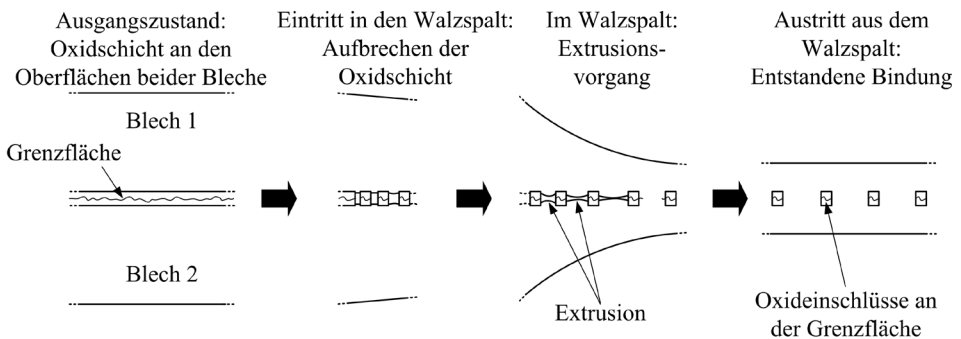


Bild 3: Prinzip der Filmtheorie (nach [31])

Hinsichtlich der Erforschung der resultierenden Bindungseigenschaften beim ARB-Prozess wurden zuletzt bereits numerische Modelle zur Abbildung des Delaminationsverhaltens von mehrlagigem AA6014 aufgebaut und experimentell validiert, sodass eine Vorhersage des Verhaltens im Schertest möglich ist [32]. Andere aktuelle Arbeiten befassen sich mit der Verbesserung des Ermüdungsverhaltens bestimmter Werkstoffkombinationen im Labormaßstab [33] oder der Verarbeitung hochfester Werkstoffe, wie TWIP-Stählen, im ARB-Prozess bei Raumtemperatur für Leichtbauanwendungen [34].

Der ARB-Prozess kann prinzipiell auf vorhandenen, konventionellen Walzgerüsten durchgeführt werden. Neben den vorteilhaften Werkstoffeigenschaften mit einer signifikant gesteigerten Festigkeit bietet dieser Aspekt das Potential zur industriellen Umsetzung dieses Prozesses. Da jedoch beim ARB-Prozess in der Regel kein Schmierstoff zum Einsatz kommt, treten in Verbindung mit der hohen Stichabnahme sehr große Walzkräfte auf [35]. Dies sorgt für einen erhöhten Verschleiß der Arbeitswalzen [31]. Des Weiteren stellt der im Vergleich zum konventionellen Walzen höhere Kraftbedarf auch entsprechende Bedingungen an die Konstruktion der zum Einsatz kommenden Walzanlage [36].

### **2.1.3.3 Einflussgrößen auf das Prozessergebnis**

Neben den typischen Walzfehlern kann es beim Walzplattieren bzw. ARB-Prozess insbesondere zum Ablösen der zu verbindenden Lagen kommen. In diesem Zusammenhang gibt es eine Vielzahl an Prozessparametern, die das Bindungsverhalten beeinflussen.

#### **Oberflächenzustand**

Die Vorbehandlung der Oberflächen der beiden Fügepartner ist entscheidend für die Ausbildung einer Bindung und deren Festigkeit. Zunächst müssen die Oberflächen von Verunreinigungen, wie Staub, Fetten und Ölen gereinigt werden, da diese sonst als Trennschicht zwischen den Fügepartnern wirken. Die Reinigung erfolgt üblicherweise mittels Aceton. Eine vollständige Sauberkeit der Oberfläche ist unter Industriebedingungen jedoch nicht möglich und nur mittels Schutzatmosphäre sicherzustellen, da sich unmittelbar nach dem Reinigen Partikel aus der Luft auf der Oberfläche ablegen [37].

Im nächsten Schritt erfolgen das Entfernen einer vorhandenen Oxidschicht und das Aufrauen der Oberfläche. Bei der Durchführung des ARB-Prozesses im Labormaßstab wurde das Drahtbürsten als zielführend identifiziert [8]. Durch die stärker ausgeprägten Unebenheiten an der Oberfläche treten beim Walzen an den Rauheitsspitzen höhere Verformungen und somit größere Scherkräfte auf, welche die spontan entstehenden Oxidschichten aufbrechen und so die Entstehung einer metallischen Bindung unterstützen [38]. Hingegen hat sich gezeigt, dass bei elektropolierten und oxidfreien Oberflächen es sogar bei Stichabnahmen von 80 % keine Bindung entsteht [30]. Für das Zustandekommen der Bindung sind demnach die lokal an den Grenzflächen auftretenden Deformationen entscheidender als der globale Umformgrad.

Nach bisherigen Erkenntnissen ist die Bindungsfestigkeit umso höher, je rauer die Oberflächen sind [13]. Darüber hinaus spielt die Reihenfolge der Oberflächenbehandlungen eine wichtige Rolle. Es lässt sich eine stärkere Bindung erzielen, wenn zuerst chemisch gereinigt und danach gebürstet wird anstatt in umgekehrter Reihenfolge [38]. Da sich die entfernte Oxidschicht von spontan oxidierenden Metallen, wie insbesondere Aluminium, umgehend wieder neu zu bilden beginnt, hat die Dauer zwischen der Oberflächenbehandlung und dem Walzvorgang einen Einfluss auf die resultierende Bindungsfestigkeit [39]. Für technisch reines Aluminium hat sich gezeigt, dass bis etwa 20 Minuten nach dem Bürstvorgang eine vertretbare Abnahme der Festigkeit der Bindung erfolgt und es anschließend zu einem

steilen Abfall kommt [38]. Nach Milner und Rowe [40] und Barlow et al. [41] schützt die noch vorhandene, dünne Oxidschicht das blanke Metall zunächst, bevor diese beim Walzvorgang aufbricht und den Bindungsmechanismus erst ermöglicht.

### **Walzrichtung**

Die Walzrichtung wird beim ARB-Prozess in der Regel entsprechend der ursprünglichen Walzrichtung der Ausgangsbleche gewählt und über sämtliche ARB-Zyklen beibehalten. Letzteres ist zum einen die Voraussetzung für die Herstellung möglichst langer Blechstreifen. Zum anderen gewährleistet dies eine hohe Ausbeute an Proben für die Werkstoffcharakterisierung oder an Platinen für Umformversuche aus dem hergestellten Blech. Die Variante des ARB-Prozesses mit einer Änderung der Walzrichtung um 90° bei jedem Durchlauf wird als „Cross rolling“ bezeichnet. Dies führt zu einer erhöhten Festigkeit und einer beschleunigten Kornfeinung im Vergleich zur Beibehaltung der Walzrichtung [42]. Werden die Bleche transversal zueinander gewalzt, nimmt jedoch die Bindungsfestigkeit ab [43] und zusätzlich wird die nutzbare Blechfläche deutlich reduziert.

### **Stichabnahme**

Ein ausreichend hoher Walzdruck bzw. resultierende Stichabnahme sind die Grundbedingungen für das Zustandekommen einer Bindung [39]. Generell führt eine gesteigerte Stichabnahme zu einer höheren Bindungsfestigkeit [44]. In Abhängigkeit des jeweiligen Werkstoffs ist zudem eine gewisse Mindeststichabnahme erforderlich, um eine Bindung zu erreichen [30]. Bei zu hoher Stichabnahme kann es jedoch zu bestimmten, oben beschriebenen Walzfehlern kommen. Des Weiteren ist bei Stichabnahmen über 60-70 % keine Verbesserung der Bindungsfestigkeit mehr zu beobachten [39]. Sofern es die benötigte Mindeststichabnahme zulässt, wird üblicherweise mit einer bezogenen Stichabnahme von 50 % gearbeitet. Dadurch weist das Blech nach dem Walzen wieder die Ausgangsdicke der Einzelbleche auf und der ARB-Prozess kann beliebig oft ohne eine Dickenabnahme des Endprodukts durchgeführt werden.

### **Prozesstemperatur**

Die Prozesstemperatur ist eine der entscheidendsten Einflussgrößen auf den Prozess und das Prozessergebnis. Diese bestimmt sowohl die Qualität der Bindung, als auch die benötigten Umformkräfte und das sich am Ende einstellende Gefüge. Eine erhöhte Temperatur wirkt sich positiv auf die Bindungsfestigkeit aus und reduziert die erforderlichen Walzkräfte [37].

Jedoch kann eine zu hoch gewählte Prozesstemperatur Rekristallisationsvorgänge im Werkstoff begünstigen und damit die Kornfeinung verhindern oder rückgängig machen [45]. Bei Reinaluminium wird in der Regel bei Raumtemperatur gearbeitet [13]. Für andere Werkstoffe ist es jedoch erforderlich, bei höheren Temperaturen zu walzen, um eine Bindung überhaupt zu ermöglichen [46].

### **Walzgeschwindigkeit**

Die Festigkeit der Bindung nimmt grundsätzlich mit steigender Walzgeschwindigkeit ab [47]. Durch eine längere Kontaktzeit und Einwirkdauer des Walzdrucks können sich die Bindungen verstärkt ausbilden [48]. Nach Yan und Lenard [47] sind Walzgeschwindigkeiten um 3 m/min vorteilhaft. Es kann jedoch auch durch eine sehr hohe Walzgeschwindigkeit eine verbesserte Bindungsfestigkeit erzielt werden [49]. Die höhere Umformgeschwindigkeit führt insbesondere bei dehnratensensitiven Werkstoffen zu einer verstärkten Wärmeentwicklung während des Walzens [50] und damit zu einer effektiv höheren Prozesstemperatur im Walzspalt.

### **Brems- oder Haspelzug**

Die Auswirkungen eines Brems- oder Haspelzugs auf den ARB-Prozess sind bisher nicht untersucht. Auch die Überlagerung von Zugspannungen durch den durch den Einsatz von Treibrollen am Ein- oder Auslauf sind noch nicht erforscht. Im Folgenden werden daher die Effekte beim konventionellen Walzprozess dargelegt. Der Spannungszustand in der Umformzone wird durch überlagerte Zugspannungen beeinflusst. Der Einsatz von Treibrollen am Auslauf führt generell zu einem erleichterten Stofffluss und einer höheren Stichabnahme bei sonst identischen Prozessparametern [19]. Neben dem Spannungszustand beeinflussen die Treibrollen am Einlauf das dynamische Kräftegleichgewicht im Walzspalt, aus dem sich die erforderliche Reibkraft der Durchziehbedingung (vergleiche Abschnitt 2.1.2) ergibt [51]. Je stärker das Walzgut durch die Einlaufrollen dabei zurückgehalten wird, desto größer muss der Reibungskoeffizient sein, um ein Durchrutschen der Arbeitswalzen zu verhindern.

### **Schmierung**

Beim konventionellen Walzen sorgen Schmierstoffe für höhere Stichabnahmen bzw. reduzierte Umformkräfte und geringeren Verschleiß der Arbeitswalzen [19]. Hingegen lassen sich beim Plattieren ohne den Einsatz von Schmierstoffen und mit steigenden Reibkoeffizienten höhere Bindungsfestigkeiten erreichen [52]. Neben dem möglichen Vordringen des

Schmierstoffs an die Bindungsfläche durch Kapillareffekte und der Wirkung als Trennmittel sorgt dieser Schmierstoff für geringere Scherdehnungen in der oberflächennahen Zone im Werkstoff und damit für eine Verschlechterung der Bindungsfestigkeit und verzögerte Kornfeinung [52]. Daher wird der ARB-Prozess hier ohne Schmierung durchgeführt.

### **Nachbehandlung**

Eine nachgeschaltete Wärmebehandlung kann grundsätzlich die Haftfestigkeit zwischen den plattierten Blechlagen signifikant steigern [26]. Dazu wird ein mehrstündiges Diffusionsglühen des gesamten Blechcoils durchgeführt. Auch eine kurzzeitige Wärmebehandlung von einigen Stunden sorgt für eine Verbesserung der Bindungsfestigkeit durch thermisch aktivierte Atombewegungen mit kurzer Reichweite [31]. Mit zunehmender Temperatur und Haltezeit wachsen jedoch in Abhängigkeit der Werkstoffkombination spröde, intermetallische Phasen an und es kann zu einem Einbruch der Bindungsfestigkeit kommen [53]. Daher sind jeweils die geeigneten Parameter für die Wärmebehandlung zur Erzielung der gewünschten mechanischen Eigenschaften zu identifizieren. Für ultrafeinkörnige Werkstoffe aus dem ARB-Prozess ist bei einer nachgeschalteten Wärmebehandlung zusätzlich zu beachten, dass diese hinsichtlich Maximaltemperatur und Haltezeit unterhalb des Beginns der Rekristallisation liegen sollte. Für Reinaluminium ist eine deutliche Zunahme der Rekristallisationseffekte, die im Allgemeinen mit einer erneuten Abnahme der Zugfestigkeit und einer Zunahme des Dehnungsvermögens einhergehen, bereits bei Temperaturen von ca. 200–250 °C nachweisbar [54].

#### **2.1.3.4 Werkstoffe und resultierende Eigenschaften**

Neben Reinaluminium [8] und Aluminiumlegierungen der 5000er [55], 6000er [56] und 7000er Serie [57] werden im ARB-Prozess bereits unter anderem Kupfer, IF-Stähle [11] und auch Titan [58] sowie Magnesium [59] verarbeitet. Die jeweiligen Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der mechanischen Kenngrößen und Kornstruktur verändern sich im Lauf der Walzyklen. Diese Veränderungen der Eigenschaften sind dabei neben verschiedenen anderen Prozessparametern, wie oben dargestellt, grundsätzlich abhängig vom verwendeten Werkstoff. Dies betrifft beispielsweise die Sättigung hinsichtlich der Festigkeitssteigerung oder der Kornfeinung. Generell ist das Gefüge von mehrfach gewalzten Werkstoffen durch deutlich in Walzrichtung elongierte Körner gekennzeichnet [60].

Die Versetzungsbewegungen sind die Träger der plastischen Umformung [61] und aufgrund der hohen Umformgrade gibt es beim ARB-Prozess eine Anhäufung der Versetzungen, die sich zu Unterstrukturen in den Körnern zusammenlagern. Mit dem Umformgrad nimmt über die Walzzyklen auch die Missorientierung der Subkörner zu und aus den Subkornkorn- grenzen (Kleinwinkelkorn- grenzen) werden Großwinkelkorn- grenzen [60]. In Dickenrichtung werden die Körner gestaucht und in Walzrichtung gestreckt, wodurch sich eine lamellare Struktur ausbildet [62]. Die Korn- gröÙe nimmt dabei mit steigendem Umformgrad ab [8]. Die erhöhte Anzahl an Großwinkelkorn- grenzen zeigt, dass das feinkörnige Gefüge aufgrund hoher plastischer Deformationen entstanden ist [63]. Eine wei- tere Theorie zur Entstehung der nanokristallinen Kornstruktur bei hohen Umformgraden ist die dynamische Rekristallisation [64]. Verglichen mit dem konventionellen Walzen entsteht beim ARB das ultrafeinkörnige Gefüge aufgrund der oberflächennahen Scherdeformationen durch die erhöhte Reibung zwischen Walze und Walzgut schneller [60]. Dieser Effekt ist in Verbindung mit dem mehrfachen Stapeln der Bleche auch für die nicht vollständig homogene Ausbildung des ultrafeinkörnigen Gefüges über die Lagen hinweg verantwortlich [65]. In Abhängigkeit des jeweiligen Werkstoffs wird nach einer bestimmten Anzahl an Walzdurchläufen eine Sättigung hinsichtlich der Kornfeinung erreicht. Für Reinaluminium kann dies nach sechs Zyklen beobachtet werden [66]. Bei anderen Werkstoffen entsteht erst nach acht bis zehn Zyklen ein ultrafeinkörniges Gefüge [11].

Aufgrund der zunehmenden Kaltverfestigung und der Kornfeinung verän- dern sich die mechanischen Eigenschaften dieser mehrlagigen Blechwerk- stoffe. Generell lässt sich eine Zunahme der Streckgrenze und der Zugfes- tigkeit feststellen [67]. In vielen Fällen geht eine Festigkeitssteigerung jedoch mit einem Duktilitätsverlust einher [68]. Bei der Feinkornhärtung hingegen liegt ein hohes Korngrenzenvolumen vor, wodurch die Korn- grenzdiffusion begünstigt ist. Des Weiteren wird das Korngrenzengleiten durch kleine Korngrößen erleichtert und damit die Duktilität verbessert [69]. In diesem Zusammenhang weisen ultrafeinkörnige Werkstoffe insbe- sondere nach sechs oder acht Walzdurchgängen für beispielsweise AA6016 eine weniger stark reduzierte Bruchdehnung auf und für AA1050 kann eine im Vergleich zum Ausgangszustand erhöhte Bruchdehnung erreicht werden [70]. Darüber hinaus zeigen die nanokristallinen Werkstoffe eine deutliche Dehnratenabhängigkeit [71] und weisen bei niedrigen Tempera- turen superplastisches Verhalten auf [72]. Hinsichtlich der Weiterverarbei- tung wurde die Eignung des nanokristallinen Aluminiums aus dem ARB- Prozess für das stoffschlüssige Fügen mittels Reibrührschweißen bereits

nachgewiesen [73], wodurch auch die Herstellung von Tailor Welded Blanks (siehe auch Abschnitt 2.2) und das Fügen von Komponenten zu Baugruppen für diese Werkstoffe prinzipiell denkbar und damit das Potential für den Einsatz gegeben ist. Darüber hinaus wurde das Verhalten von mehrfach gewalztem AA6061 bei einer Warmauslagerung untersucht und festgestellt, dass dabei mit steigender Auslagerungsdauer bis 20 Stunden die Härte wieder abnimmt, diese allerdings weiterhin über der des ausgelagerten Ausgangswerkstoffes liegt [74].

Das Umformvermögen und damit die Voraussetzung für die umformtechnische Herstellung von Komponenten ist im mehrfach gewalzten Zustand für Reinaluminium nicht verbessert und für AA6016 deutlich limitiert, was bereits mittels hydraulischer Tiefungsversuche [75] und Napfzugversuche [13] festgestellt wurde. Daher muss im Folgenden untersucht werden, in-wieweit durch eine lokale Wärmebehandlung dieser Werkstoffe das Umformvermögen erweitert werden kann.

## 2.2 Lokale Wärmebehandlung von Aluminiumwerkstoffen

### 2.2.1 Tailor Heat Treated Blanks

Tailored Blanks sind Platinen mit lokal angepassten Eigenschaften zur Verbesserung der Bauteil- oder/und Verarbeitungseigenschaften. Platinen, die aus zwei verschieden dicken und mittels Schweißen verbundenen Ausgangsblechen hergestellt sind, wurden 1983 als Tailor Welded Blanks von der Thyssen Stahl AG eingeführt [4]. Daneben existieren Tailor Patchwork Blanks, wobei es sich um Bleche mit lokal aufgebrachten, verstärkenden Auflagen handelt. Bei Tailor Rolled Blanks wird hingegen durch Walzen eine spezielle Blechdickenverteilung realisiert. Eine Veränderung der Werkstoffeigenschaften in bestimmten Platinenbereichen erfolgt bei Tailor Heat Treated Blanks (THTB) durch eine lokal begrenzte Wärmebehandlung. Erste Tiefziehversuche mit hartgewalzten und wieder lokal weichgeglühten Ronden wurden von Siebel und Beisswänger [76] bereits 1953 durchgeführt. In zwei Zügen konnte unter anderem für rostfreien Stahl ein maximales Ziehverhältnis von 4,5 gegenüber 2,8 im unbehandelten Zustand erzielt werden. Dabei findet die lokale Wärmebehandlung vor der Umformung statt und der Umformprozess kann dann im Gegensatz zur prozesstechnisch aufwendigeren Halbwarmumformung mit der erkalteten Platine bei Raumtemperatur durchgeführt werden. Die lokale Wärmebehandlung wurde neben dem Tiefziehen unter anderem auch beim Biegen

von Blechen und Profilen aus Aluminium [77] und der wirkmedienbasierten Umformung [78] zur Erweiterung des Formgebungsvermögens erfolgreich angewendet. Daneben wurde auch die Möglichkeit einer Wärmebehandlung zwischen zwei Umformstufen bereits untersucht [78].

Aluminiumlegierungen der 6000er Serie mit den Hauptlegierungselementen Magnesium und Silizium werden insbesondere für Außenhautbauteile von PKW-Karosserien eingesetzt [79]. Jedoch ist das Umformvermögen dieser Legierungsgruppe im Vergleich zu Aluminium der 5000er Serie begrenzt [79]. In diesem Zusammenhang ermöglicht eine lokale Kurzzeitwärmebehandlung durch die Auflösung der festigkeitssteigernden MgSi-Ausscheidungen eine Reduktion der Festigkeit und die Steigerung der Duktilität [80]. Anstelle einer großflächigen und damit energieintensiven Wärmebehandlung der gesamten Platine erfolgt hier die Wärmebehandlung lokal definiert in bestimmten Zonen. Somit lässt sich eine auf den jeweiligen Umformprozess bzw. auf das jeweilige Bauteil maßgeschneiderte Eigenschaftsverteilung realisieren, die global das Umformvermögen erweitert. Hier konnte von Vollertsen und Lange [81] durch eine lokale Laserwärmebehandlung von AlMg<sub>0,4</sub>Si<sub>1,2</sub> das Grenzziehverhältnis  $\beta_{\max}$  von 2,1 auf 2,4 vergrößert werden.

Grundsätzlich gibt es dabei zwei Strategien zur Verbesserung des Umformergebnisses. Zum einen können durch die Reduktion der Fließspannung des Werkstoffs in der Umformzone die Prozesskräfte vermindert werden (siehe Bild 4 a). Zum anderen kann die Wärmebehandlung von Zonen, die an risskritische Bereiche angrenzen, den Werkstofffluss aus diesen sogenannten Opferzonen begünstigen (siehe Bild 4 b). Damit kann das Versagensrisiko aufgrund einer zu großen Ausdünnung signifikant reduziert werden [82]. Die Bereiche, in welchen Risse zu befürchten sind, dürfen dabei nicht direkt wärmebehandelt werden, da eine dort reduzierte Streckgrenze ein höheres Versagensrisiko bedeuten würde.

Die Wärmeeinbringung kann mittels verschiedener Prinzipien erfolgen. Hierzu zählen Konduktion, Induktion und Strahlung [83]. Die Konduktion ermöglicht in diesem Zusammenhang die homogene Erwärmung größerer Platinenbereiche. Hierbei muss jedoch durch Kühlelemente sichergestellt werden, dass angrenzende Bereiche die ursprüngliche Festigkeit behalten. Dadurch ist diese Methode nur eingeschränkt flexibel. Mittels Laser hingegen lassen sich lokal eng begrenzte Zonen behandeln. Die Relevanz der Ausdehnung der wärmebehandelten Zone für die resultierende Spannungsverteilung und das Ziehergebnis ist bereits in frühen Arbeiten festgestellt worden [84]. Eine robotergeführte Laseroptik ermöglicht zudem die

freie Bahnplanung und flexible Variation der Prozessparameter. Jedoch können großflächige Bereiche nicht vollkommen homogen erwärmt werden. Des Weiteren stellt die induktive Erwärmung eine effektive und weit verbreitete Methode für die Wärmebehandlung dar und funktioniert grundsätzlich auch für Nichteisenmetalle [85]. Neben der ebenfalls begrenzten Flexibilität hinsichtlich Anpassungen des Eigenschaftslayouts ist der Wirkungsgrad bei der Erwärmung von Aluminium deutlich limitiert. Dieser kann durch die Verwendung von Supraleitern für die Spulen erhöht werden [86] und zudem muss der Abstand der Spule zum Werkstück möglichst konstant sein [87].

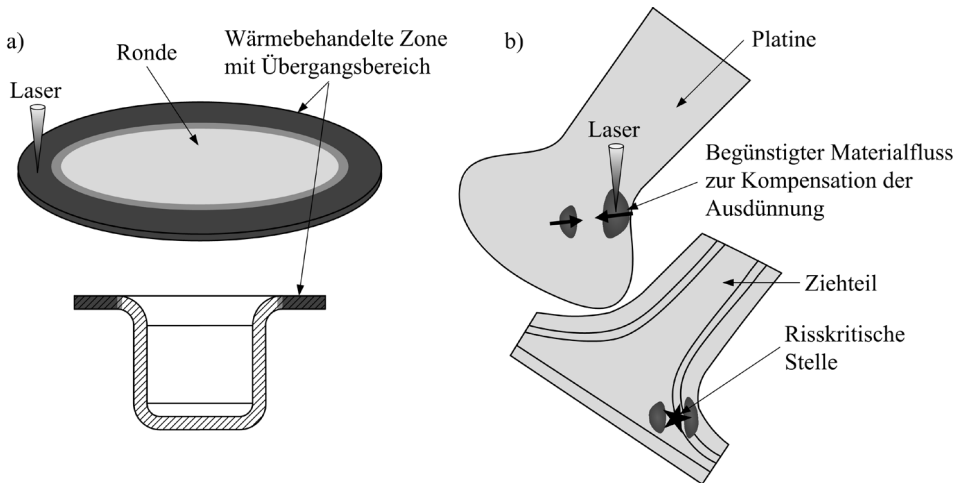


Bild 4: Strategien der lokalen Wärmebehandlung (nach [82])

Die für die resultierenden mechanischen und mikrostrukturellen Werkstoffeigenschaften relevanten Prozessparameter der lokalen Wärmebehandlung sind die Aufheizzeit  $t_{\text{heiz}}$ , die Maximaltemperatur  $T_{\text{max}}$ , deren Haltedauer  $t_{\text{halt}}$  und die Abkühlzeit  $t_{\text{kühl}}$  (siehe Bild 5). Den entscheidendsten Einfluss hat dabei die Maximaltemperatur, wobei werkstoffabhängig eine spezifische Grenztemperatur existiert, bei der die eigenschaftsverändernden Mechanismen einsetzen [88]. Die erforderliche Haltedauer kann dabei nur wenige Sekunden betragen [89]. In der Regel ist dies auch keine Haltezeit im eigentlichen Sinn auf Maximaltemperatur, sondern der Werkstoff befindet sich lokal für einige Sekunden über der Schwelltemperatur, bei der Eigenschaftsveränderungen stattfinden. Eine gesteigerte Abkühlgeschwindigkeit hingegen führt unter gewissen Umständen zu einer erhöhten Festigkeit im Vergleich zur Selbstabschreckung der Probe [88].

Je nach Werkstoff kommen unterschiedliche Mechanismen bei der Veränderung der mechanischen Eigenschaften zum Tragen. Neben Erholungseffekten werden bei Aluminiumlegierungen der 6000er Serie im Kristallgitter befindliche, festigkeitssteigernde Ausscheidungen der Hauptlegierungselemente Magnesium und Silizium wieder aufgelöst [90]. Bei höchstfesten Stählen, wie dem DP1000, werden Anlass- und Phasenumwandlungseffekte ausgenutzt [91].

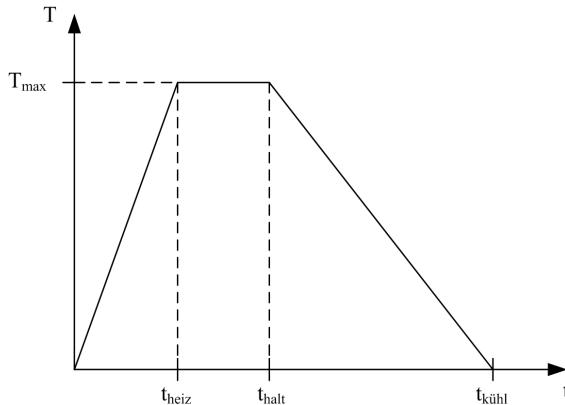


Bild 5: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf einer Wärmebehandlung

### 2.2.2 Kurzzeitwärmebehandlung von nanokristallinem Aluminium

Nanokristalline Aluminiumwerkstoffe zeigen sowohl für Reinaluminium als auch für Legierungen der 6000er Serie nach einer Kurzzeitwärmebehandlung ein verbessertes Umformvermögen [92]. Neben der Auflösung der Ausscheidungen bei konventionellen AlMgSi-Legierungen kommen bei ultrafeinkörnigem Aluminium zusätzlich Erholungseffekte und die lokale Rekristallisation zum Tragen [93]. Gemäß der Hall-Petch-Beziehung (Gleichung (1)) bewirkt letztere eine Reduktion der Festigkeit und eine Steigerung der Duktilität. Ist ein gewisser Mindestumformgrad erreicht, erfolgt eine Kornneubildung und die Versetzungen stellen die Keime für die primäre Rekristallisation dar [94]. Bei erhöhter Temperatur und verlängerter Dauer der Wärmeeinwirkung findet eine sekundäre Rekristallisation statt, die zu einem weiteren Kornwachstum führt [95]. Die Erholung des Gefüges begründet sich in der Beseitigung von Leerstellen und anderer Gitterdefekten unter Temperatureinwirkung [95]. Alternativen zur Erhöhung des Umformvermögens nanokristalliner Werkstoffe sind die Halbwarmumformung und die Umformung bei sehr niedrigen Dehnraten [72].

## 2.3 Umformverfahren

### 2.3.1 Freies Biegen

Die Biegeverfahren sind nach DIN 8586 eingeteilt [96]. Das freie Biegen ist dabei gemäß Definition durch eine geradlinige Werkzeugbewegung und eine freie Ausbildung der Werkstückform gekennzeichnet und für einen mehrlagigen Blechwerkstoff schematisch in Bild 6 dargestellt. Die Geometrie des Werkstücks ist abhängig von der Lage der Werkzeuglemente und des Werkstücks zueinander [97]. Nach der klassischen Biegetheorie treten beim freien Biegen keine Querkräfte auf. Diese Theorie basiert dabei auf den folgenden Axiomen [97]: Die Biegelinie liegt auf einem Kreis und die Umformung erfolgt daher ausschließlich durch das Biegemoment. Unter der Annahme eines großen Verhältnisses von Blechbreite zu Blechdicke liegt ein ebener Formänderungszustand vor. Damit bleiben die ebenen Probenquerschnitte während der Biegung eben und die Blechdicke ändert sich während des Biegevorgangs nicht. Die Spannungen in Dicken- und Breitenrichtung können vernachlässigt werden unter der Annahme, dass der Werkstoff aus vielen dünnen, unabhängigen Schichten aufgebaut ist. Hierbei ist der Werkstoff als homogen und isotrop anzunehmen und es liegen im Ausgangszustand keine Eigenspannungen vor. Der Verlauf der Spannungs-Dehnungslinien ist im Zug- und Druckbereich damit symmetrisch zum Nullpunkt. Bei mehrlagigen Blechen gilt dies nur für den Fall, dass alle Lagen dieselben mechanischen Eigenschaften haben.

Beschreiben lässt sich der Freibiegevorgang unter anderem durch die Werkzeugkenngrößen Gesenkeweite  $w$ , Gesenkradius  $r_G$  und Stempelradius  $r_S$ . In Abhängigkeit der Werkzeugkenngrößen, der Ausgangsblechdicke  $s_0$  und des Stempelwegs  $x_S$  und unter der Einwirkung der Stempelkraft  $F_S$  bzw. des resultierenden Biegemoments ergibt sich an dem Blech der Biegewinkel  $\alpha$ . Berechnen lässt sich der Biegewinkel aus den gegebenen Größen gemäß Gleichung (8).

$$\alpha = 2 \cdot \sin^{-1} \left[ \frac{(0,5w+r_G) \cdot (s_0+r_G+r_S) + (x_S - (s_0+r_G+r_S)) \cdot \sqrt{(0,5w+r_G)^2 + (x_S - (s_0+r_G+r_S))^2} \cdot (s_0+r_G+r_S)^2}{(0,5w+r_G)^2 + (x_S - (s_0+r_G+r_S))^2} \right] \quad (8)$$

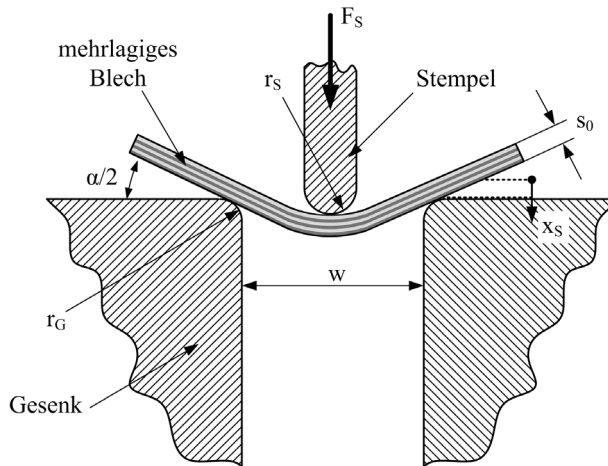


Bild 6: Prinzip des freien Biegens von mehrlagigen Blechwerkstoffen (nach [97])

Der Zustand des Bleches nach dem Biegevorgang ist schematisch in Bild 7 dargestellt. Entsprechend den Idealisierungen der klassischen Biegetheorie ist die mittlere Faser des Bleches ungelängt sowie spannungsfrei und wird daher auch neutrale Faser genannt [98]. Dies gilt, wenn der Innenradius des gebogenen Bleches deutlich größer als die Blechdicke ist. Die äußere Randfaser wird durch die wirkenden Zugspannungen gestreckt und damit geht eine Querschnittsminderung, wie in Bild 7 veranschaulicht, einher. Im realen Biegeprozess sorgt dies für eine Verschiebung der neutralen Faser nach innen [98]. Der Spannungsverlauf über den Blechquerschnitt mit einem Gradienten gemäß Bild 7 und einem Zug- und einem Druckbereich ist zunächst symmetrisch um die neutrale Faser angeordnet. Die größten Zugspannungen und damit die in der Regel kritischen Dehnungen treten an der äußeren Randfaser auf. Werden bei einem mehrlagigen Blech unterschiedliche Werkstoffe mit abweichenden Eigenschaften in einer beliebigen Abfolge kombiniert, weichen die Position der ungelängten Faser bzw. Blechlage, die jeweiligen Streckungen oder Stauchungen der einzelnen Lagen sowie die Spannungsverläufe jedoch ab. Bei Blechumformprozessen kann der elastische Anteil der Dehnungen grundsätzlich nicht vernachlässigt werden. Der elastische und der plastische Bereich des Spannungsverlaufes beim Biegen sind dazu in Bild 7 gekennzeichnet. Der elastische Anteil resultiert hier in einer Rückfederung der Biegeschenkel nach Entlastung um den Betrag  $\Delta\alpha$  [97].

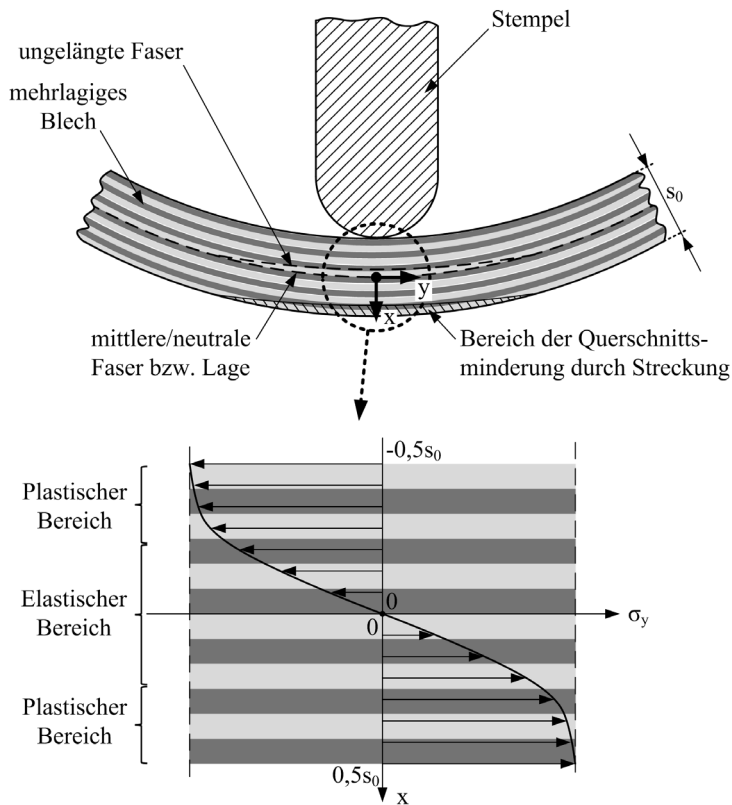


Bild 7: Schematische Darstellung eines mehrlagigen Bleches im gebogenen Zustand und des Spannungsverlaufs bei anliegendem Biegemoment (nach [97] und [98])

Neben wissenschaftlichen Arbeiten mit eigener Beteiligung, wie [93], [99] und [131], zur Untersuchung des Umformverhaltens mehrlagigen Aluminiums unter Biegebeanspruchung wird das Biegen darüber hinaus auch für die Beurteilung der Bindungsfestigkeit mehrlagiger Stahlbleche herangezogen [100]. Hierbei konnten für die warmwalzplattierte Variante Biegewinkel von  $180^\circ$  ohne Riss erreicht werden.

### 2.3.2 Tiefziehen

Beim Tiefziehen, das nach DIN 8584-3 [101] als Zug-Druck-Umformen definiert ist, wird ein ebener Blechzuschnitt zu einem offenen Hohlkörper umgeformt, wobei keine Änderung der Blechdicke beabsichtigt ist. Eine Prinzipskizze für das Tiefziehen rotationssymmetrischer Teile aus mehrlagigen Blechwerkstoffen ist in Bild 8 dargestellt. Ein Tiefziehwerkzeug besteht aus einem Stempel, einer Matrize oder Ziehring und einem Niederhalter. Unter der Einwirkung der Niederhalterkraft  $F_{NH}$  im Flanscbereich

auf die Platine mit der Blechdicke  $s_0$  wird diese durch den Stempel mit Durchmesser  $d_0$  und Stempelradius  $r_{St}$  und mittels der Stempelkraft  $F_{St}$  durch die Matrize mit dem Matrizenradius  $r_M$  gezogen. Die eigentliche Umformzone ist der Flanschbereich, aus dem das Blech in die Matrize nachfließt und sich der Durchmesser der Ronde ausgehend von  $D_0$  kontinuierlich verringert. Die über den Stempel eingeleiteten Spannungen werden dabei über das Blech in den Flanschbereich übertragen. Der entstehende Napf besteht aus dem Napfboden, der Zarge und dem Flanschbereich. Die Ausbildung des Napfbodens bis zum Beginn des Fließens des Blechwerkstoffes aus dem Flanschbereich ist durch einen biaxialen Zugspannungszustand und Biegeanteile an den Radien gekennzeichnet. Der Boden ist aufgrund der Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück spannungsfrei. In der Zarge liegen axiale Zugspannungen vor und im Flanschbereich der charakteristische Zug-Druck-Spannungszustand mit radialen Zugspannungen und tangentialen Druckspannungen. In den Bereichen zwischen Flansch und Zarge am Matrizenradius sowie zwischen Zarge und Boden am Stempelradius kommt es jeweils zu einer Biegebeanspruchung (siehe Bild 8). Dort herrschen auch entsprechende Spannungsgradienten über die Blechdicke vor, die bei mehrlagigen Blechen und unzureichender Bindung auch zur Verschiebung der Lagen zueinander oder zu Rissen in einem Teil der Lagen führen können. Am Matrizenradius erfolgt darüber hinaus eine doppelte Biegung durch das Rückbiegen beim Einlauf in den geraden, zylindrischen Bereich der Zarge [98]. Der Ziehspalt zwischen Stempel und Matrize ist durch die Hälfte der Differenz aus Matrizedurchmesser  $d_M$  und Stempeldurchmesser  $d_0$  bestimmt [97]. Das Tiefziehen nicht rotationssymmetrischer Bauteile ist durch eine nicht gleichmäßige Spannungsverteilung über den gesamten Flanschumfang und aufgrund der komplexeren Zargenkontur durch unterschiedliche Spannungszustände gekennzeichnet [98]. In konkaven oder konvexen Eckenbereichen des Ziehtteils, die einer Biegung um eine vertikale Achse entsprechen, können wiederum Spannungsgradienten über die Blechdicke vorliegen. Auch bei der Kombination von Blechlagen mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften können die realen Spannungsverläufe von den Verläufen für homogene Blechwerkstoffe entsprechend abweichen.

Eine wichtige Kenngröße zur Auslegung von Tiefziehteilen ist das Ziehverhältnis  $\beta$  nach Gleichung (9) [97]. Ausgehend von dem größtmöglichen Rondendurchmesser, bei dem bei einem gegebenen Stempeldurchmesser kein Versagen auftritt, wird das maximale Ziehverhältnis als Grenzziehverhältnis  $\beta_{max}$  bezeichnet. Dieses definiert auch die maximal erreichbare Ziehtiefe bzw. Napfhöhe.



verschiedene Varianten der Einfluss auf die Zipfelbildung und die Bindungsfestigkeit beurteilt. Die Umformung mittels ARB hergestellter, nanokristalliner Blechwerkstoffen in Tiefziehooperationen wurde bereits für den Labormaßstab anhand kleiner Rundnapfgeometrien untersucht. Beispiele hierfür sind die Untersuchungen von Topic [13] für Reinaluminium und AA6016 und von Ruppert [120] für AA1050. Dabei konnten von Topic maximale Ziehverhältnisse von 2,25 für AA1050 N6 bzw. 1,74 für AA6016 N4 und 2,0 von Ruppert für AA1050 N6 erreicht werden. Des Weiteren wurde für das Tiefziehen eines Rundnapfes aus AA6014 mit 16 Lagen von Herrmann und Merklein [106] in Kombination mit einer lokalen Wärmebehandlung mittels Laser ein Grenzziehverhältnis von 2,5 bestimmt.

## 2.4 **Abschließende Bewertung**

Der ARB-Prozess stellt einen vielversprechenden Ansatz dar, um Leichtbauwerkstoffe mit gesteigerter Festigkeit herzustellen und ist daher auch Gegenstand einer Vielzahl von Forschungsarbeiten. Neben Untersuchungen zur Verarbeitung einer großen Bandbreite von Werkstoffen und Werkstoffkombinationen werden die hergestellten Bleche insbesondere im Hinblick auf ihre mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften detailliert werkstoffwissenschaftlich analysiert. Auch der Herstellprozess selbst ist im Labormaßstab hinsichtlich des Einflusses der verschiedenen Prozessparameter beim Walzen und der Oberflächenbehandlung auf die Verarbeitbarkeit und die resultierenden Eigenschaften bereits vielfach untersucht worden. Allerdings wurde der ARB-Prozess bisher nicht im industriellen Maßstab umgesetzt, um die umformtechnische Herstellung von Komponenten zu ermöglichen. Daher gibt es noch keine Untersuchungen der umformtechnischen Fertigung von Karosseriekomponenten bzw. Demonstratorbauteilen in einem vergleichbaren Größenmaßstab. Zusätzlich ist die Anwendung von Tailor Heat Treated Blanks aus mehrlagigem Aluminium in den zugehörigen Fertigungsprozessen für derartige Bauteile noch nicht analysiert. Hier ist außerdem das Potential von maßgeschneiderten Eigenschaftsgradienten, die mittels lokaler Wärmebehandlungen in die Platine eingebracht werden, hinsichtlich der Verbesserung der Umformbarkeit und der Reduktion des Versagensrisikos zu erforschen. Eine beabsichtigte industrielle Nutzung des ARB-Verfahrens zur Herstellung von nanokristallinen Blechwerkstoffen sowie die Fertigung von Komponenten aus diesen Werkstoffen in Serienprozessen erfordern neben der reinen Skalierung des Prozesses und der Anlagentechnik des Weiteren eine Erhöhung der Reproduzierbarkeit und damit eine Verbesserung der Qualität dieser Bleche.

### 3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Das Ziel dieser Arbeit ist die Qualifizierung von maßgeschneiderten Aluminiumhalbzeugen auf Basis des Accumulative Roll Bonding Prozesses in Kombination mit lokalen Wärmebehandlungen für die Herstellung großflächiger Blechumformteile ausgehend vom Labormaßstab. Die methodische Vorgehensweise dazu ist in Bild 9 veranschaulicht. Zunächst wird die Ermöglichung der Herstellbarkeit von großformatigen, mehrlagigen Aluminiumplatinen aus EN AW-1050 A mit einer gesteigerten Festigkeit und ultrafeinkörnigem Gefüge untersucht. Des Weiteren wird zur Verbesserung des Umformvermögens die Übertragbarkeit der klassischen lokalen Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumwerkstoffen auf die mehrlagigen Bleche aus dem ARB-Prozess analysiert. Darüber hinaus sollen spezielle Wärmebehandlungsmethoden zur Realisierung von Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke und zur lokalen Steigerung der Bindungsfestigkeit entwickelt werden. Damit soll das Umformvermögen erweitert und die Verarbeitbarkeit verbessert werden, sodass Komponenten aus den Aluminiumhalbzeugen aus dem ARB-Prozess umformtechnisch hergestellt werden können. Auf Basis dieser Wirkmechanismen sollen abschließend Gestaltungsrichtlinien für die maßgeschneiderten Eigenschaftsgradienten hinsichtlich der Umformung erarbeitet werden.

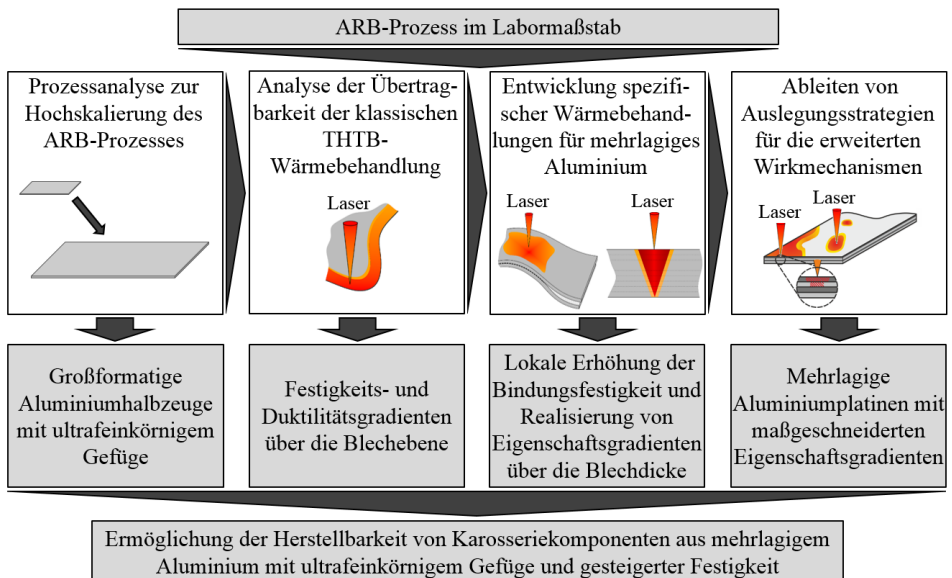


Bild 9: Methodische Vorgehensweise zur Ermöglichung der Herstellbarkeit von Komponenten aus ultrafeinkörnigem Aluminium

Die Erweiterung des Laborprozesses zur Herstellung vergrößerter ARB-Platinen fokussiert zunächst die Analyse und Anpassung der Oberflächenbehandlung als entscheidenden Prozessschritt. Die Beurteilung der Oberflächen erfolgt hier sowohl mit taktilen als auch optischen Verfahren. Die resultierende Bindungsfestigkeit wird mittels Schälprüfungen beurteilt. Daneben werden der Walzvorgang und die Handhabung der Bleche analysiert und Prozessparameter bzw. Handlungsempfehlungen erarbeitet. Abschließend werden die resultierenden Werkstoffeigenschaften der hochskalierten ARB-Bleche in Zugversuchen ermittelt und im Vergleich zu den Kennwerten aus dem Laborprozess diskutiert.

Im nächsten Schritt wird die Verbesserung der Verarbeitbarkeit durch eine lokale Wärmebehandlung mittels Laser bzw. Konduktion untersucht. Dabei werden für Eigenschaftsgradienten über die Blechebene zur Verringerung der Fließspannung geeignete Prozessparameter identifiziert und die resultierenden Werkstoffeigenschaften hinsichtlich des Umformvermögens umfassend in Zugversuchen sowie Nakajima-Tests charakterisiert. Zur Vermeidung von Delaminationen und Verbesserung der Verarbeitungseigenschaften werden des Weiteren spezifische Wärmebehandlungsmethoden für mehrlagiges Aluminium entwickelt. Diese zielen auf die lokale Erhöhung der Bindungsfestigkeit und die Einbringung von Festigkeitsgradienten über die Blechdicke. Dazu wird jeweils der Einfluss der verschiedenen Prozessparameter untersucht und anhand von Schältests bzw. Mikrohärtmessungen beurteilt. Zur Charakterisierung der resultierenden Umformeigenschaften und zur Erprobung der verschiedenen Wärmebehandlungen werden Biege- sowie Tiefziehversuche durchgeführt. Für die erweiterten Wirkmechanismen von Tailor Heat Treated Blanks aus mehrlagigen Aluminiumwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge werden im Anschluss Auslegungsstrategien für die Gestaltung von Platinen mit maßgeschneiderten Eigenschaftsverteilungen abgeleitet. Dies soll dann die Herstellbarkeit von Umformbauteilen aus mehrfach gewalztem Aluminium mit gesteigerter Festigkeit und verbesserter Qualität ermöglichen.

## 4 Versuchseinrichtungen, Methoden und Werkstoffe

### 4.1 Versuchseinrichtungen und Methoden

#### 4.1.1 Walzanlage

Die Durchführung der Walzversuche zur Herstellung großformatiger ARB-Platinen erfolgt an einem Quattro-Versuchswalzgerüst der Fa. Gerd Wolff/bkm bei der Fa. Neue Materialien Fürth GmbH (siehe Bild 10). Die Kenn-daten dieser Anlage sind Tabelle 1 zu entnehmen. Neben der Funktion des Kaltwalzens bei Raumtemperatur können mittels einer Thermalölheizung die Arbeitswalzen bis auf eine Oberflächentemperatur von 250 °C aufgeheizt werden. Die Arbeitswalzen mit einem Durchmesser von ca. 250 mm weisen eine definierte Balligkeit auf, um eine gleichmäßige Blechdicke über die gesamte Blechbreite sicherzustellen. Darüber hinaus kann die Balligkeit auch über die Walzenvorbiegung durch einen mittig angreifenden Hydraulikzylinder angepasst werden. Die Walzenanstellung wird durch zwei Hydraulikzylinder realisiert. Hierbei ist darauf zu achten, dass der Anstell-druck links und rechts bzw. auf der A- und B-Seite jeweils gleich ist und keine Verkippung der Arbeitswalze vorliegt.

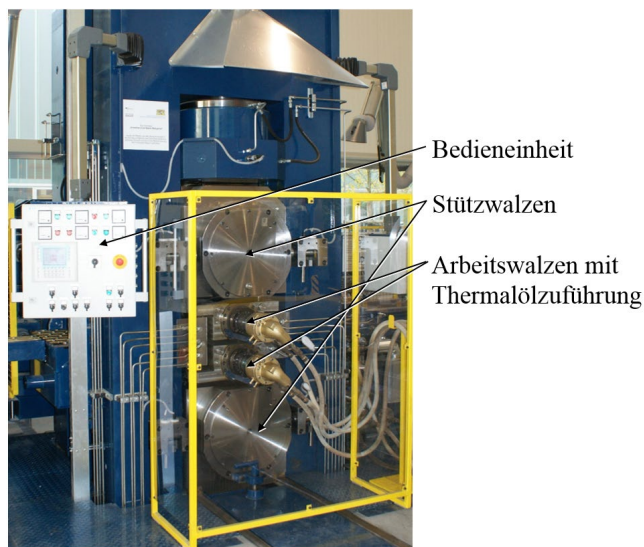


Bild 10: Genutztes Quattro-Walzgerüst bei der Fa. Neue Materialien Fürth GmbH

Es wird grundsätzlich kein expliziter Walzspalt vorgegeben, sondern ein definierter Anstelldruck für die jeweiligen Walzdurchgänge eingestellt. Dies bedeutet eine größere Reproduzierbarkeit, da unter anderem bei thermischer Ausdehnung des Walzgerüsts die absolute Größe des Walzspaltes variiert. Die Walzgeschwindigkeit kann für beide Walzen separat gewählt werden, um einerseits bei unterschiedlichen Durchmessern einen Gleichlauf zu gewährleisten und andererseits um gegebenenfalls gezielt Scherdehnungsgradienten ins Blech einbringen zu können. Daneben kann mittels Zuführrollen am Ein- und am Auslauf ein definiertes Einlaufen bzw. ein definierter Abzug der Bleche erreicht werden.

Tabelle 1: Kennwerte des Quarto-Walzgerüsts Gerd Wolff / bkm

Max. Blechbreite	450 mm
Max. Blechdicke	4 mm
Walzenanstellung	4.000 kN
Walzenantrieb	2x 20 kW
Max. Walzgeschwindigkeit	10 m/min
Max. Arbeitstemperatur mit Walzenheizung	250 °C

#### 4.1.2 Vorrichtung zur Oberflächenbehandlung

Die Oberflächenbehandlung erfolgt mittels eines Längsschleifers POLY-PTX 500 der Fa. Eisenblätter (Geretsried). Dieser weist eine Leistung von 1.600 W auf. Die Drehzahl kann von 960 min<sup>-1</sup> bis 3.700 min<sup>-1</sup> stufenlos eingestellt werden, wobei diese auch unter Last konstant gehalten wird. Der Längsschleifer wird zum einen handgeführt eingesetzt und zum anderen integriert in eine am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelte Bürstvorrichtung (siehe Bild 11).

Die Bürstvorrichtung ermöglicht die reproduzierbare Oberflächenbehandlung der Bleche zur Analyse der Einflüsse verschiedener Prozessparameter. Mittels dieser Vorrichtung können die Vorschubgeschwindigkeit des Bleches in zwei Stufen, die Anpresskraft durch Zusatzgewichte und der Winkelversatz zwischen Bürst- und Vorschubrichtung variiert werden. Darüber hinaus können verschiedene Bürstaufsätze verwendet werden. Hier stehen verschiedene Drahtbürsten und Schleiflamellenräder mit verschiedenen Körnungen zur Verfügung. Der Ausleger mit dem Längsschleifer ist seitlich verschiebbar und in Abhängigkeit des jeweiligen Bürstaufsatzes mit 70 mm

oder 100 mm Breite wird das Blech in mehreren Durchgängen über die gesamte Breite oberflächenbehandelt.

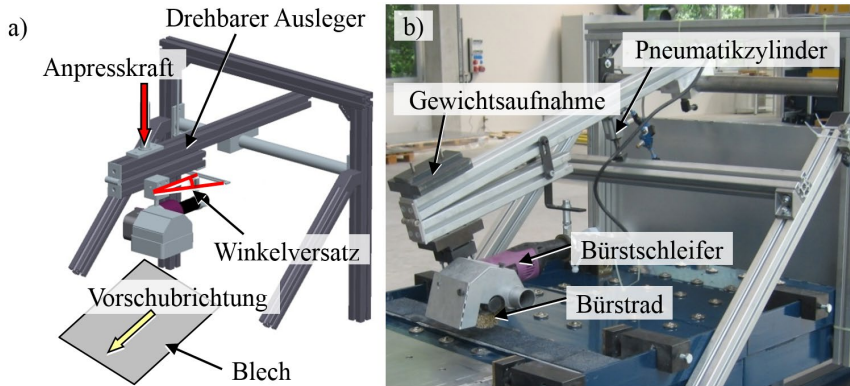


Bild 11: Bürstvorrichtung schematisch (a) und im Betriebszustand (b)

### 4.1.3 Taktile und optische Oberflächencharakterisierung

Die Erfassung der Oberflächenkennwerte erfolgt zum einen taktill mittels eines Tastschnittgeräts sowie zum anderen optisch und berührungslos mittels eines Konfokalmikroskops. Für die taktilen Messungen kommt das Perthometer GD 120 der Fa. Mahr (Göttingen) zum Einsatz. Dabei wird eine Tastspitze mit  $90^\circ$  Flankenwinkel und einem Spitzenradius von  $2\ \mu\text{m}$  verwendet. Die vertikale Bewegung der Tastspitze wird mit induktiven Wegaufnehmern erfasst und nach DIN EN ISO 4288 [107] werden die gemittelte Rautiefe  $R_z$  und der Mittenrauwert  $R_a$  berechnet. Die Messstrecke ist im rechten Winkel zur Vorschubrichtung des Bürstvorgangs ausgerichtet. Es werden jeweils fünf Messungen durchgeführt, wobei die Gesamtlänge der Messstrecke 22,5 mm beträgt. Davon entfallen jeweils 2,5 mm auf Vorlauf- bzw. Nachlauf und jede der fünf Einzelmessstrecken hat eine Länge von 3,5 mm.

Die flächige Erfassung der Oberflächentopographie wird mittels des 3D-Weißlichtkonfokalmikroskops  $\mu\text{surf}$  der Fa. NanoFocus (Oberhausen) durchgeführt. Es besteht im Wesentlichen aus einer Xenonlichtquelle, einem Messtisch, einem Objektiv mit Piezotrieb, dem CCD-Detektor und der Aufnahme- und Auswerteinrichtung. Durch Verfahren des Objektivs mit Hilfe des Piezotriebs lässt sich eine Vielzahl von Höhenschnitten aufnehmen und es entsteht ein dreidimensionales Bild der Oberfläche. Darüber hinaus lassen sich mehrere Messfelder, jeweils begrenzt durch das

Gesichtsfeld des Objektivs, zu großflächigeren Aufnahmen aneinanderreihen. Dies ermöglicht eine repräsentative Erfassung der verhältnismäßig groben Bürststruktur der Aluminiumbleche. Die flächenhaften Oberflächenkenngrößen sind dazu in der DIN EN ISO 25178 [108] definiert.

Die Auswertung der Messungen erfolgt mit der am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelten Software WinSAM. Diese bietet neben verschiedenen Werkzeugen zur Bearbeitung der Rohdaten, wie der Anwendung diverser Filter, die Möglichkeit zur Ermittlung flächenhafter Oberflächen- bzw. Topographiekennwerte. In dieser Arbeit werden der arithmetische Mittenrauwert  $S_a$ , die Kernrautiefe  $S_k$ , die reduzierte Riefentiefe  $S_{vk}$ , die reduzierte Spitzenhöhe  $S_{pk}$  und der Materialanteil der Spitzen  $S_{mr1}$  ausgewertet. Darüber hinaus können auch linienhafte Kennwerte, wie  $R_a$  oder  $R_z$ , mit Hilfe virtueller Schnitte durch das aufgenommene Oberflächenprofil bestimmt werden. Hierbei ist zu beachten, dass ein grundsätzlicher Unterschied besteht zwischen der Bestimmung dieser Größen mit optischen Methoden und der Anwendung des Tastschnittverfahrens nach DIN EN ISO 4288. Bei eigenen Vergleichsmessungen wurden jedoch zu vernachlässigende Abweichungen beim Vergleich zwischen Tastschnittgerät und Konfokalmikroskop festgestellt.

#### 4.1.4 Wärmebehandlungseinrichtungen

Die Wärmebehandlungen von Blechen bzw. Proben werden mit verschiedenen Öfen bzw. Wärmequellen durchgeführt. Dabei erfolgt die Kurzzeitwärmebehandlung von Proben konduktiv mittels einer Heizbackenstation. Sie besteht aus zwei Heizbacken aus Edelstahl, die jeweils mittels zwei eingebauten Heizpatronen beheizt werden sowie aus zwei runden Kontaktplatten. Die obere Heizbacke ist beweglich und kann über einen Pneumatikzylinder verfahren werden. Die Regelung der Temperatur erfolgt über zwei Thermoelemente, die in die Heizbacken eingebracht sind. Aufgrund des direkten Kontakts des Bleches mit den beheizten Platten können höhere Aufheizraten als in einem Umluftofen erzielt werden. Zudem kann die homogene Erwärmung der Proben sichergestellt werden, was für eine hohe Reproduzierbarkeit der Ergebnisse der folgenden Werkstoffcharakterisierung sorgt.

Die lokale Wärmebehandlung wird mittels eines Nd:YAG-Lasers des Typs HL4006D der Fa. Haas (Schramberg) realisiert. Hierbei handelt es sich um einen wassergekühlten Feststofflaser mit einer maximalen Ausgangsleistung von 4.000 W. Die Laserstrahlung wird mit einer Gradientenindexfaser

zur Optik geführt, wo ein Gauß'sches Strahlprofil entsteht. Die Relativbewegung zwischen Laseroptik und Werkstück wird mittels eines 6-Achsen-Knickarmroboters der Fa. KUKA (Augsburg) realisiert. Die für die Wärmebehandlung relevanten Parameter sind die Ausgangsleistung des Lasers  $P_L$ , die Vorschubgeschwindigkeit  $v_L$  und der Durchmesser des Laserstrahles auf der Probenoberfläche  $d_L$ . Dieser Durchmesser ist dabei abhängig von der Entfernung der Strahltaile zur Probe und wird über diesen Abstand definiert.

Während des Wärmebehandlungsvorgangs wird die erzielte Probentemperatur an der Unterseite der Probe mittels eines Pyrometers berührungslos gemessen und aufgezeichnet. Um zum einen hinsichtlich des Wärmeeintrages in die Probe und zum anderen hinsichtlich der Temperaturmessung gleichmäßige Bedingungen sicherzustellen, werden die Proben beidseitig graphitisiert. Somit liegt für alle Versuche und unabhängig von der Oberflächenbeschaffenheit der Proben ein einheitlicher Emissionskoeffizient von  $\alpha_L = 0,95$  vor. Die Maximaltemperatur der Wärmebehandlung wird über die Laserleistung und die Haltezeit über die Vorschubgeschwindigkeit gesteuert. Für jeden Versuch werden diese Parameter anhand des protokollierten Temperaturverlaufes an der Probe überprüft. Daneben kommt für die Wärmebehandlung von Proben für den Schältest ein Umluftkammerofen der Fa. Nabertherm (Lilienthal) zum Einsatz.

#### 4.1.5 Zugprüfung und Schälprüfung mittels einer Universalprüfmaschine

An Universalprüfmaschinen des Typs Z10 mit 10 kN Maximalkraft bzw. Typ Z100 mit 100 kN Maximalkraft der Fa. Zwick (Ulm) werden die Versuche zur Zug- bzw. Schälprüfung der gewalzten Bleche durchgeführt. Die eingesetzte Prüfsoftware ist testXpert II der Fa. Zwick.

Die uniaxialen Zugprüfungen zur Ermittlung der Kennwerte Zugfestigkeit  $R_m$ , Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , Gleichmaßdehnung  $A_G$ , Bruchdehnung  $A_{50}$ , der senkrechten Anisotropie  $r$  und des Systemmoduls  $E_{sys}$  erfolgen nach der Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die mechanischen Kennwerte von Walzprodukten aus Aluminium (PuD-Al) und DIN EN ISO 6892 [109]. Die Probengeometrie orientiert sich an DIN 50125 [110] mit einer parallelen Länge von 50 mm und wird mittels Laserstrahlschneiden realisiert. Die Prüfgeschwindigkeit bei der E-Modul- und Streckgrenzenermittlung beträgt 10 MPa/s. Oberhalb der Streckgrenze wird die Prüfung mit der dehnungsgeregelten Geschwindigkeit von 0,667 %/s fortgesetzt. Die

Aufnahme der Dehnungen erfolgt mittels des optischen Dehnungsmesssystems Aramis der Fa. GOM (Braunschweig). Dazu wird auf die Proben zunächst mittels Sprühlack ein stochastisches Muster aufgebracht, das von einer CCD-Kamera erfasst und durch die zugehörige Bildverarbeitungssoftware hinsichtlich der Dehnungen ausgewertet wird. Dies bietet den Vorteil der Identifikation von auftretenden Dehnungslokalisierungen und der Unabhängigkeit von Dehnungen Maschinengestells.

Zur Bestimmung der Bindungsfestigkeit von zwei Lagen eines gewalzten Bleches werden T-Schälprüfungen in Anlehnung an DIN EN ISO 11339 [111] durchgeführt. Die Probengeometrie ist ein Streifen mit 20 mm Breite und einer Länge von mindestens 200 mm. Dazu werden die gewalzten Bleche mittels einer Tafelschere in Streifen geschnitten und mittels einer Vorrichtung kontrolliert aufgebogen, sodass die T-förmige Geometrie entsteht. Der Biegeradius an den beiden Schenkeln beträgt 5 mm. Durch die Zugkraft werden die beiden Blechlagen voneinander getrennt, wobei der freie Schenkel der Probe während der gesamten Prüfung in einem Winkel von ca.  $90^\circ$  zur Zugrichtung liegen muss. Die Traversengeschwindigkeit beträgt konstant über den gesamten Versuch 100 mm/min.

Der Schälwiderstand ist der Quotient des mittleren Kraftaufwandes und der Probenbreite. Dazu wurde das arithmetische Mittel der benötigten Kraft im Bereich von 25 mm nach Versuchsbeginn und 25 mm vor Versuchsende ermittelt. Hierfür müssen nach Norm mindestens 100 mm verbundene Strecke für die Auswertung der durchschnittlichen Schälkraft Verfügung stehen.

#### 4.1.6 Tiefungsversuch nach Nakajima

Mittels des Tiefungsversuches nach Nakajima gemäß DIN EN ISO 12004 [112] wird die Grenzformänderungskurve ermittelt. Dabei kennzeichnet die Grenzformänderung den Dehnungszustand, bei dem eine kritische Einschnürung bzw. die Rissentstehung auftritt. Hierfür werden verschiedene Probengeometrien geprüft, die unterschiedliche Dehnungszustände, d.h. Kombinationen aus Haupt- und Nebenumformgrad repräsentieren und die Stützstellen der Grenzformänderungskurve liefern. Die genutzten Probengeometrien sind  $R_0$ ,  $R_{20}$ ,  $R_{20 \text{ mod.}}$ ,  $R_{40}$ ,  $R_{45}$ ,  $R_{50}$ ,  $R_{57 \text{ mod.}}$ ,  $R_{65 \text{ mod.}}$  und  $R_{75 \text{ mod.}}$  und der entsprechende Versuchsaufbau ist in Bild 12 dargestellt. Um die Reibung zwischen dem halbkugelförmigen Stempel und der Probe zu minimieren, wird ein mehrlagiges Schmiersystem aus Wollfett, PTFE-Folie und Weich-PVC aufgebracht [113]. Im Klemmbereich muss hingegen das Nachfließen des Werkstoffes verhindert werden, was durch

eine entsprechende Einspannung der Probe erreicht wird. Die Detektion der auftretenden Dehnungen erfolgt, wie unter Abschnitt 4.1.5 genannt, mittels des optischen Dehnungsmesssystems Aramis der Fa. GOM (Braunschweig). In diesem Fall wird jedoch ein 3D-System mit zwei CCD-Kameras verwendet. Die Identifikation der Spannungs- und Dehnungsverhältnisse bei beginnender Einschnürung erfolgt mittels eines am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelten Auswertemakros in Microsoft Excel.

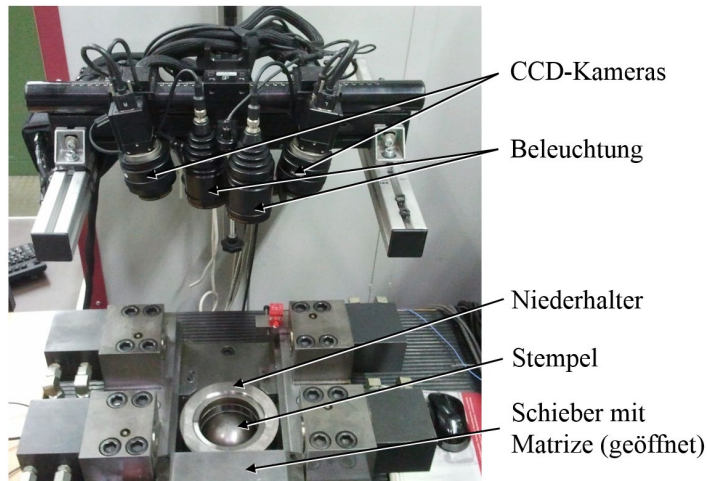


Bild 12: Versuchsaufbau des Nakajimaversuchs

#### 4.1.7 Freibiegeversuch

Zur Bewertung des Umformvermögens unter Biegebeanspruchung werden an einem Blechprüfstand 3-Punkt-Biegeversuche nach DIN EN ISO 7438 [114] durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist grundsätzlich mit dem des Nakajimaversuchs in Bild 12 identisch, wobei für das Biegen der Stempel und der Matrizeninsatz getauscht werden müssen. Der verwendete Biegestempel hat einen Stempelradius  $r_S$  von 1,2 mm und das entsprechende Gesenk einen Gesenkradius  $r_G$  von 2 mm. Die Gesenkweite  $w$  beträgt 6,2 mm. Der Stempel verfährt mit einer Geschwindigkeit von 1,2 mm/s. Die Proben weisen das Format 56 mm x 20 mm auf, wobei die Biegekante parallel zur längeren Seite verläuft. Die Stempelkraft  $F_S$  wird während des gesamten Stempelweges aufgezeichnet und die auftretenden Dehnungen werden mittels eines optischen 3D-Dehnungsmesssystems Aramis (Fa. GOM, Braunschweig) aufgenommen. Dazu wird im mittleren Bereich der Biegeproben das entsprechende Muster aufgebracht. Darüber hinaus werden die Biegeproben teilweise im Bereich der Biegekante mittels des

oben genannten Nd:YAG-Lasers lokal wärmebehandelt, um den entsprechenden Einfluss auf die Umformeigenschaften zu untersuchen.

#### 4.1.8 Hydraulische Tiefziehpressen und Kreuznapfwerkzeug

Zur Durchführung von Tiefziehversuchen mit einer Rundnapfgeometrie wird zum einen die hydraulische Universalpresse TSP 100So der Fa. Lasco (Coburg) mit einer Maximalkraft von 1.000 kN verwendet, die hier mit einem externen Ziehkissen betrieben wird. Zum anderen kommt die Hydraulikpresse HPDZb 630 der Fa. Hydrap (Göppingen) bei den Versuchen mit dem Kreuznapfwerkzeug zum Einsatz. Es handelt sich um eine dreifach wirkende Presse in Doppelständerbauweise. Die maximale Stößelkraft beträgt 6.300 kN und die Maximalkraft des Ziehkissens ist 400 kN.

Das im Rahmen dieser Arbeit herangezogene Demonstratorbauteil ist der sogenannte Kreuznapf, der durch Tiefziehen hergestellt wird. In Bild 13 ist die Bauteilgeometrie gezeigt und der zugehörige Werkzeugaufbau ist in Bild 14 dargestellt. Der Stempel wird hier durch den Pressenstößel bewegt und die Niederhalterkraft wird mittels Pinolen durch das Stößelkissen aufgebracht.

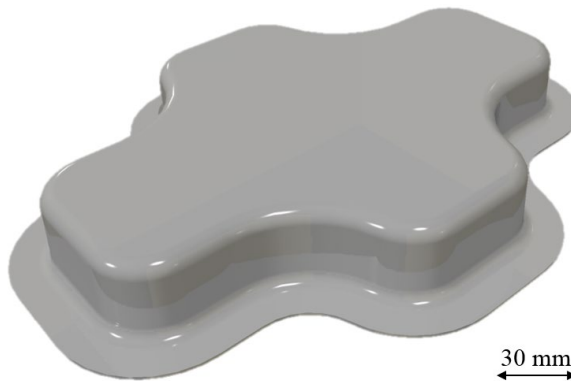


Bild 13: Schematische Darstellung eines Kreuzziehteiles mit 30 mm Ziehtiefe und beschnittenem Flansch

Aufgrund der verschiedenen Spannungs- und Formänderungszustände wird die Geometrie des Kreuznapfes in der Automobilindustrie zur Qualifizierung neuer Werkstoffe eingesetzt. Das Werkzeug ist mit wechselbaren Stempelaufsätzen und Ziehringen ausgestattet und wird für die vorliegenden Versuche mit einem Stempelradius  $r_{St}$  und einem Ziehringradius  $r_M$  von jeweils 5 mm und einem Ziehspalt von 2 mm konfiguriert.

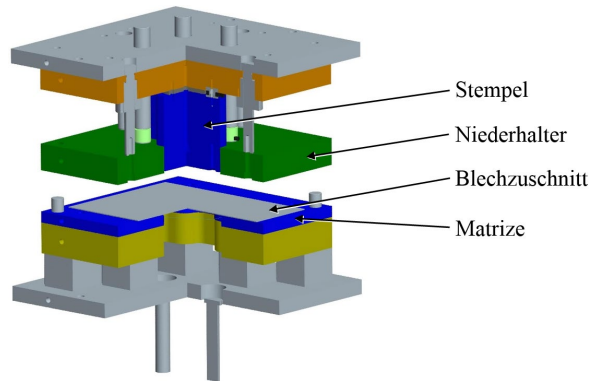


Bild 14: Schematische Darstellung des Tiefziehwerkzeuges für die Kreuznapfgeometrie

#### 4.1.9 Bauteilerfassung mittels Streifenprojektion

Zur geometrischen Bewertung der hergestellten Tiefziehteile werden diese mittels der Systeme TRITOP und ATOS Core 300 in Verbindung mit der Software ATOS Professional V8 der Fa. GOM (Braunschweig) nach dem Messprinzip der Streifenprojektion [115] digitalisiert. Dazu werden die Innen- und Außenseiten der Näpfe mit einem weißen Mattlack und speziellen Referenzpunkten versehen. Die erfassten Bauteiloberflächen werden mit Hilfe der Referenzpunkte jeweils zueinander positioniert und anschließend können Maße, geometrische Toleranzen, die Rückfederung und die Blechdickenverteilung geprüft und mit der Sollgeometrie abgeglichen werden.

### 4.2 Versuchswerkstoffe

Das im Rahmen dieser Arbeit verwendete Reinaluminium EN AW-1050 A (Al99,5) hat im Ausgangszustand typischerweise eine Blechdicke von 1,0 mm und bei Anlieferung die Festigkeitsklasse H14/H24 (halbhart). Die chemische Zusammensetzung ist Tabelle 2 zu entnehmen. Die Verwendung von Reinaluminium für die Versuchsreihen dieser Arbeit ermöglicht insbesondere hinsichtlich der lokalen Wärmebehandlungen die Untersuchung der verschiedenen Zusammenhänge ohne den Einfluss von beispielsweise Ausscheidungen bei Legierungen der 6000er Serie und erfasst somit rein den Effekt der Kornfeinung in Verbindung mit der Anhäufung der plastischen Dehnungen.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von EN AW-1050 A (nach DIN EN 573-3 [116])

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
Gew.-%	Max. 0,25	Max. 0,40	Max. 0,05	Max. 0,05	Max. 0,05	Max. 0,07	Max. 0,05	Min. 99,50

Für die Versuchsreihe hinsichtlich der Oberflächenbehandlung kommt zusätzlich die aushärtbare MgSi-Aluminiumlegierung EN AW-6016 im lösungsgeglühten Zustand W zum Einsatz. Die chemische Zusammensetzung dieser Legierung kann Tabelle 3 entnommen werden.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung von EN AW-6016 (nach DIN EN 573-3 [116])

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Al
Gew.-%	1,00 - 1,50	Max. 0,50	Max. 0,20	Max. 0,20	0,25 0,60	Max. 0,20	Max. 0,15	Max. 0,10	Rest

## **5 Hochskalierung des ARB Prozesses zur Herstellung großflächiger Platinen**

Die Voraussetzungen für die Fertigung von Karosseriekomponenten aus ultrafeinkörnigem Aluminium sind neben der Herstellbarkeit von ausreichend großen Blechhalbzeugen auch die Steigerung der Reproduzierbarkeit der Prozessergebnisse und damit der Qualität sowie die Bereitstellung der benötigten Mengen. Dafür muss im ersten Schritt der ARB-Prozess ausgehend vom Labormaßstab auf eine industrierelevante Größenordnung hochskaliert werden.

### **5.1 Laborprozess als Ausgangspunkt**

Einerseits ist der ARB-Prozess noch Stand der Forschung und bisher nicht industriell realisiert. Andererseits gibt es mit dem konventionellen Plattierprozess mit einem Walzdurchgang die industriell etablierte Umsetzung eines verwandten Verfahrens. Jedoch lassen sich verschiedene Prozessschritte des Laborprozesses, der unter anderem durch begrenzte Platinenabmaße, Laborwalzanlagen und manuelles Bürsten sowie Beschneiden der Bleche gekennzeichnet ist, nicht direkt auf die Realisierung des ARB-Prozess im größeren Maßstab übertragen. Für die Hochskalierung sind daher zunächst detaillierte Untersuchungen und entsprechende Anpassungen erforderlich. Unter anderem müssen hier die Reinigung und Oberflächenbehandlung der Bleche, die Zeit zwischen Oberflächenbehandlung und Walzvorgang, das Falten, die Maschinenparameter für den Walzprozess und der Beschnitt der Walzbahnen zwischen den Walzdurchgängen berücksichtigt, analysiert und gegebenenfalls angepasst werden. Die Notwendigkeit hierfür ergibt sich unter anderem durch die vergrößerten Abmaße der Ausgangsplatine von ca. 100 x 300 mm bei den bisherigen Laborversuchen mit dem Walzgerüst BW 200 der (Firma Carl Wezel, Mühlacker) des Lehrstuhls WW1: Allgemeine Werkstoffeigenschaften auf ca. 450 x 2.000 mm (siehe auch Abschnitt 5.2.1) bei der oben beschriebenen und für diese Arbeit genutzten Walzanlage. Diese Hochskalierung entspricht einer ca. 30-fach größeren Fläche. Daneben bestehen Unterschiede zwischen den Walzanlagen hinsichtlich der Arbeitswalzendurchmesser und -kontur, der Elastizität des Gestelles, der einstellbaren Parameter und der Zugänglichkeiten. Auch dadurch ergeben sich zum einen weitere Aspekte, die bei der Hochskalierung analysiert und untersucht werden müssen und zum anderen resultieren daraus nur durch Änderung der Werkzeuge beeinflussbare

Unterschiede, wie z.B. der Spannungszustand im Walzspalt und die Geometrie der Umformzone. Die genannten Punkte wirken sich auf die Vorgehensweise und die Wahl der Prozessparameter bei der Herstellung der mehrlagigen Bleche aus. Im weiteren Verlauf werden daher für den ARB-Prozess mit hochskalierter Ausgangsplatine und einem wesentlich vergrößerten Walzgerüst eine geeignete Strategie zur Prozessführung entwickelt und entsprechende Einstellwerte ermittelt. Darüber hinaus beeinflussen diese wiederum die resultierenden Eigenschaften der Walzprodukte. Die mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften, die Auswirkungen auf die nachfolgenden Prozessschritte und das resultierende Umformvermögen für die Herstellung von Komponenten müssen daher vergleichend für die ARB-Bleche aus dem Labor- und dem hochskalierten Prozess untersucht werden.

## **5.2 Anpassung des Prozesses und Identifikation geeigneter Prozessparameter**

### **5.2.1 Festlegung der Platinengeometrie**

Die typischerweise untersuchte Ausgangsblechdicke im Rahmen der früheren Voruntersuchungen am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie [92] und bei vielen in der Literatur dokumentierten Arbeiten [13] ist 1,0 mm. Diese wird auch für die Versuche im Rahmen dieser Arbeit gewählt. Sie begrenzt zum einen den Materialeinsatz und zum anderen stellt diese Blechdicke einen guten Kompromiss hinsichtlich der Anforderungen an das Walzgerüst dar. Wesentlich dickere oder dünnere Bleche bedeuten einen vergrößerten Kraftbedarf beziehungsweise erfordern spezifische Maßnahmen zum Ausgleich der Walzendurchbiegung. Darüber hinaus handelt es sich um eine gängige Blechdicke für Anwendungen im Karosseriebereich [136].

Aufgrund einer maximal zulässigen Blechbreite der Walzanlage von 450 mm und dem zu erwartenden Verschnitt während der Prozessdurchläufe wird diese Breite für die Ausgangsbleche gewählt. Die Ausgangslänge der beiden Ausgangsbleche wird auf jeweils 2.000 mm festgelegt, da dies einerseits die Länge der Platinen im Anlieferungszustand darstellt und andererseits dem erwarteten Beschnitt Rechnung trägt. Des Weiteren ergibt ein gestapeltes Blechpaar dieser Länge bei ca. 50 % Stichabnahme nach dem ersten Walzdurchgang eine Blechbahn mit einer Länge von ca. 4.000 mm. Hinsichtlich der manuellen Handhabung und der weiteren Bearbeitung mittels Laserstrahlschneiden stellt diese Länge eine Obergrenze dar.

### 5.2.2 Oberflächenbehandlung

Die Oberflächenbehandlung im Laborprozess erfolgt zunächst durch eine Entfernung von Verschmutzungen und Schmierstoffresten mittels eines Papiertuches und Aceton. Anschließend werden die Blechzuschnitte zur Oberflächenaufrauung und Entfernung der Oxidschicht von Hand über eine am Werk Tisch befestigte, sich drehende Drahtbürste geführt. Die Drahtbürste besteht dabei aus rostfreiem Stahldraht mit einer Stärke von 0,3 mm und weist einen Durchmesser von 150 mm und eine Breite von 50 mm auf. An der Rückseite werden die Bleche während des Bürstvorgangs durch ein Aluminium-Flachmaterial gestützt, wodurch auch die Anpresskraft aufgebracht wird. Der Anpressdruck wird dabei von Blech zu Blech möglichst konstant gehalten, soweit dies manuell möglich ist. Die Gleichmäßigkeit der Aufrauung wird per Sichtkontrolle beurteilt und gegebenenfalls werden glattere Stellen nochmals bearbeitet.

Diese Vorgehensweise ist zum einen aufgrund der wesentlich vergrößerten Platinenabmaße im hochskalierten Prozess so nicht anwendbar. Die Blechzuschnitte können nicht mehr von Hand geführt werden und der Zeitbedarf für die Oberflächenbehandlung wäre zu hoch, sodass das erneute Wachstum der Oxidschicht ein kritisches Maß erreichen würde. Zum anderen müssen die Gleichmäßigkeit und Reproduzierbarkeit der Eigenschaften der behandelten Oberfläche hinsichtlich eines in Richtung der industriellen Anwendung weiterentwickelten Prozesses sichergestellt werden. Daher erfolgt für die vergrößerten Platinen die Oberflächenbehandlung mit dem in Abschnitt 4.1.2 beschriebenen Längsschleifer POLY-PTX 500, der im ersten Schritt manuell geführt wird. Damit kann die Bearbeitung eines Blechpaares innerhalb von ca. 15 Minuten erfolgen und die Aufrauung ist augenscheinlich weitgehend gleichmäßig und aufgrund der verbreiterten Drahtbürste und der guten Handhabbarkeit des Längsschleifers tolerant bezüglich potentieller Einflüsse durch den Bediener. Für die wissenschaftliche Analyse und Bewertung der Oberflächenbearbeitung der hochskalierten Bleche und die Ermittlung geeigneter Prozessparameter wird im nächsten Schritt die in Abschnitt 4.1.2 dargestellte Bürstvorrichtung verwendet. Damit können Störeinflüsse seitens des Bedieners für diesen Prozessschritt weitestgehend ausgeschlossen und die Reproduzierbarkeit der Oberflächeneigenschaften gewährleistet werden.

In Übereinstimmung mit dem Laborprozess erfolgt auch hier vor dem Bürstvorgang eine beidseitige Reinigung der Bleche mit einem Papiertuch und Aceton. Nach dem Bürstvorgang wird zunächst mittels Druckluft der auf der angerauten Blechoberfläche verbliebene Bürststaub entfernt. Da es

sich um nicht gereinigte Druckluft handelt und damit minimale Mengen Öl enthalten sein können, werden die Bleche anschließend nochmals mit einem Papiertuch und Aceton gereinigt. Aufgrund der nun rauen Oberfläche ist darauf zu achten, dass die Bleche nicht durch Abrieb der Papiertücher erneut mit losen Schmutzpartikeln verunreinigt werden. Die anschließende Handhabung der Bleche beim Stapeln und Einführen der Blechpaare in den Walzspalt muss weiterhin sehr sorgfältig erfolgen, um das Verunreinigen der späteren Bindungsgrenzflächen durch Stäube oder die Berührung mit den blanken Händen zu vermeiden. Dies würde die Bindungsfestigkeit und damit auch die Beurteilbarkeit der Oberflächenbehandlung negativ beeinflussen.

Mittels der Bürstvorrichtung werden nun der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit, der Drehzahl des Längsschleifers, der Anpresskraft und der Anzahl an Bürstzyklen auf das Bürstergebnis und die resultierende Rauheit untersucht. Des Weiteren werden verschiedene Bürstaufsätze berücksichtigt. Für diese Versuchsreihe kommt der Werkstoff AA6016 im lösungsgeglühten Zustand W zum Einsatz, der daher jeweils innerhalb einer Stunde nach der Wärmebehandlung verarbeitet wird. Dieser weist dabei eine Zugfestigkeit  $R_m$  von ca. 160 MPa auf. Die Ergebnisse und die grundsätzlichen Zusammenhänge sind auf Reinaluminium im halbharten Zustand übertragbar, für das die Zugfestigkeit etwa 120 MPa beträgt. Die Beurteilung der Oberflächenbehandlung erfolgt mittels taktiler und optischer Messungen sowie mikroskopischer Aufnahmen. Des Weiteren wird später mittels Schältests der Einfluss der Oberflächenrauheit bzw. der Prozessparameter auf die resultierende Bindungsfestigkeit untersucht.

Für sämtliche Versuche wird ein Winkelversatz zwischen Vorschubrichtung und Bürstrichtung von  $7^\circ$  gewählt. Dies führt im Vergleich zur parallelen Ausrichtung zu einer wesentlich homogeneren Aufrauung und der Reduktion von durchgehenden, unbehandelten Stellen, an denen die Oxidschicht nicht entfernt und die Oberfläche nicht aufgeraut ist. Ein Vergleich des Bürstbildes beider Varianten ist in Bild 15 dargestellt.

Als Zielwert für die Oberflächenrauheit wird eine gemittelte Rautiefe von etwa  $20 \mu\text{m}$  gewählt. Dies entspricht zum einen den maximalen Rauheiten für das Drahtbürsten in der Arbeit von Topic [13] und zum anderen konnten damit auch die tendenziell höchsten Bindungsfestigkeiten erreicht werden.

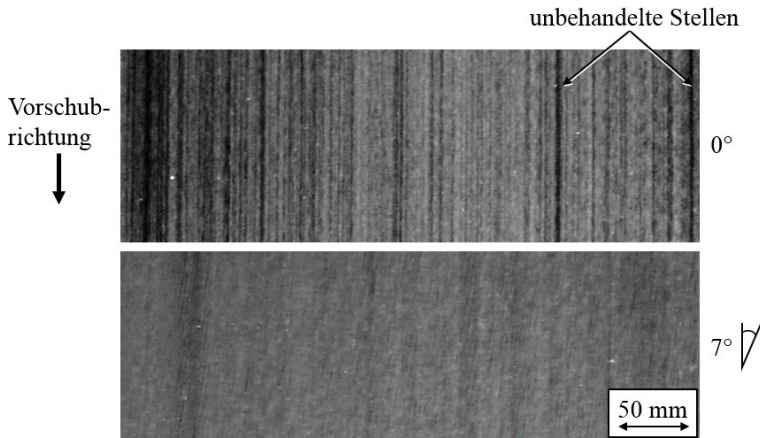


Bild 15: Bürstbild bei  $0^\circ$  und  $7^\circ$  Anstellung der Bürste im Verhältnis zur Vorschubrichtung

Zunächst wird für eine Bürste mit Edelstahldrahtbesatz (Drahtstärke  $0,2\text{ mm}$ ), eine sogenannte Litzdrahtbürste mit nicht rostfreiem Drahtbesatz (Drahtstärke  $0,2\text{ mm}$ ) und ein Schleiflamellenrad mit Körnung 40 der Einfluss der Anpresskraft auf die gemittelte Rautiefe  $R_z$  bei einer Vorschubgeschwindigkeit von  $0,015\text{ m/s}$  untersucht (siehe Bild 16). Die Drehzahl des Längsschleifers beträgt dabei  $2.400\text{ min}^{-1}$  (Stufe D). Die gemittelte Rautiefe der Bleche im Ausgangszustand liegt bei  $4,8\text{ }\mu\text{m}$ .

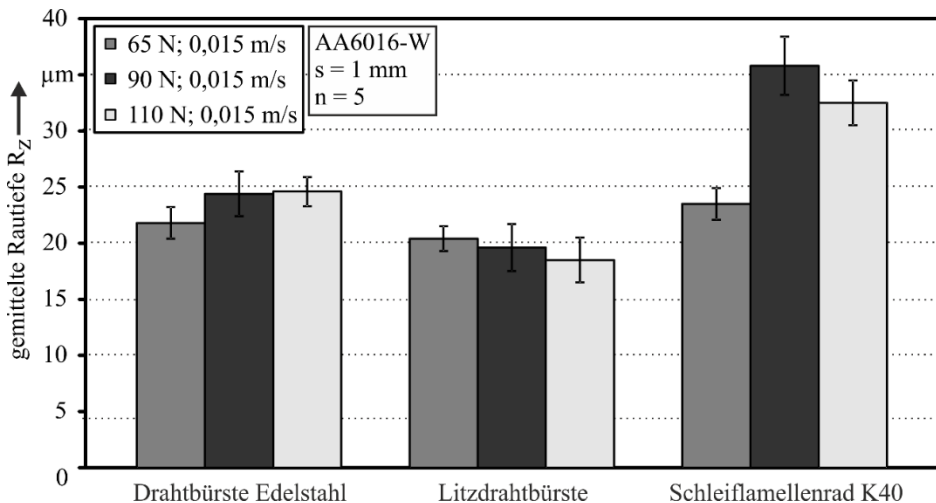


Bild 16: Resultierende Rauheit bei Verwendung unterschiedlicher Bürstaufsätze und Anpresskräfte

Der Zielwert für  $R_z$  von  $20\ \mu\text{m}$  kann in den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuchsreihen mit fast allen Parameterkombinationen erreicht werden. Darüber hinaus kann mit der Drahtbürste aus Edelstahl tendenziell ein höherer Rauheitswert als mit der Litzdrahtbürste erzielt werden. Die größten Rauheiten mit über  $35\ \mu\text{m}$  sind jedoch beim Schleiflamellenrad aufgetreten. Ein signifikanter Einfluss der Anpresskraft kann lediglich für das Schleiflamellenrad festgestellt werden. Hier ist für  $90\ \text{N}$  und  $110\ \text{N}$  jeweils ein Anstieg der resultierenden Rauheit um etwa  $10\ \mu\text{m}$  zu verzeichnen. Es können zwar mit dem Schleiflamellenrad für  $90\ \text{N}$  und  $110\ \text{N}$  höhere Rauheiten erzielt werden als mit den beiden Drahtbürsten-Varianten, allerdings gibt es hierbei zwei Nachteile. Zum einen kommt es zum Ablösen der harten SiC-Körner von den Schleiflamellen. Diese könnten zwar mit Druckluft entfernt werden, sind dann aber unter Umständen trotzdem in der Umgebung der Walzanlage verteilt und könnten in den Walzspalt gelangen und zu einer Beschädigung der Arbeitswalzen führen. Zum anderen verschleißten die Schleiflamellenräder deutlich schneller als die Drahträder. Diese werden auch nahezu abrupt unbrauchbar, was eine laufende Kontrolle des Zustandes der Werkzeuge erfordert. Im Gegensatz dazu ist bei den Drahtbürsten eine wesentlich höhere Standzeit festzustellen und es kommt nicht zu einem spontanen Ausfall der Bürste, sondern hinsichtlich eines erforderlichen Austausches besteht ein gewisses Zeitfenster. Außerdem erscheint bei den Schleiflamellenrädern optisch die aufgeraute Oberfläche weniger gleichmäßig im Vergleich zu den drahtgebürsteten Oberflächen. Dies ist anhand der Topographie in Bild 17 an der einzelnen, tiefen Riefe für das Schleiflamellenrad zu erkennen. Durch die Standardabweichung der kurzen Taststrecken bei der Ermittlung des  $R_z$ -Wertes nach Norm wird dieser Sachverhalt jedoch nicht wiedergegeben. Darüber hinaus bietet die Drahtbürste aus Edelstahl gegenüber der Litzdrahtbürste den Vorteil, dass es beim Bürsten der Aluminiumbleche nicht zu Fremdrost an den Grenzflächen der ARB-Werkstoffe kommen kann.

Im nächsten Schritt wird für die Drahtbürste Edelstahl bei drei verschiedenen Anpresskräften der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit von  $0,09\ \text{m/s}$  und  $0,015\ \text{m/s}$  verglichen. Gemäß Bild 18 ergibt sich hier zum einen die Tendenz, dass für beide Geschwindigkeiten die Rauheit mit der Anpresskraft zunimmt. Hier sorgt der erhöhte Anpressdruck für einen tieferen Eingriff der Borsten in den Werkstoff. Zum anderen kann mit der schnelleren Vorschubgeschwindigkeit tendenziell nur eine geringere Rauheit erzielt werden, da die Verweilzeit der Bürste an der jeweiligen Stelle verkürzt ist.

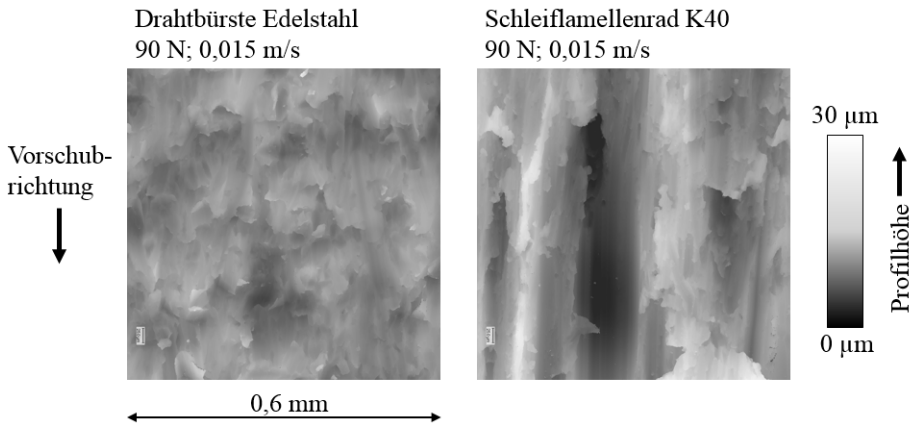


Bild 17: Topographie der durch die Drahtbürste Edelstahl bzw. das Schleiflamellenrad aufgearbeiteten Oberflächen aufgenommen mit einem Konfokalmikroskop

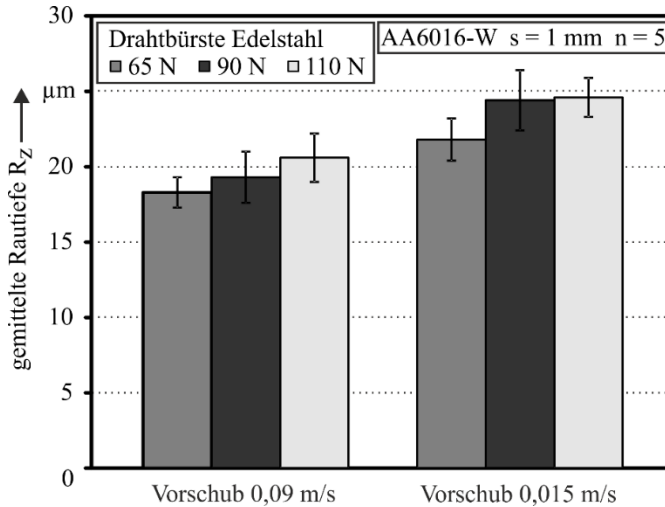


Bild 18: Resultierende Rauheit bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten

Der Einfluss einer zweifach nacheinander ausgeführten Oberflächenbehandlung auf die resultierende Rauheit ist im Vergleich zu einem einfachen Bürstvorgang in Bild 19 für beide Drahtbürsten dargestellt. Hier ist kein Trend erkennbar, dass eine mehrfache Oberflächenbehandlung zu einer höheren Rauheit führt. Es werden offensichtlich im zweiten Bürstvorgang annähernd genauso viele Rauheitsspitzen bzw. -täler wieder eingeebnet wie neu eingebracht. Daher wird im weiteren Verlauf lediglich mit einer einstufigen Oberflächenbehandlung gearbeitet. Darüber hinaus kann beim manuellen Bürsten oder wenn es bei Verwendung der Bürstvorrichtung zum Blockieren des Vorschubs kommt und ein Bereich zu lange gebürstet

wird, beobachtet werden, dass sich eine Einglättung der aufgerauten Oberfläche ergibt. Dies ist anhand der dann auftretenden Spiegelungen erkennbar. Hierbei kommt es zu einer Kaltverfestigung an der Oberfläche des Aluminiums und die Borsten können kaum noch ins Material eingreifen, sondern glätten die vorher erzeugten Rauheitsspitzen wieder ein.

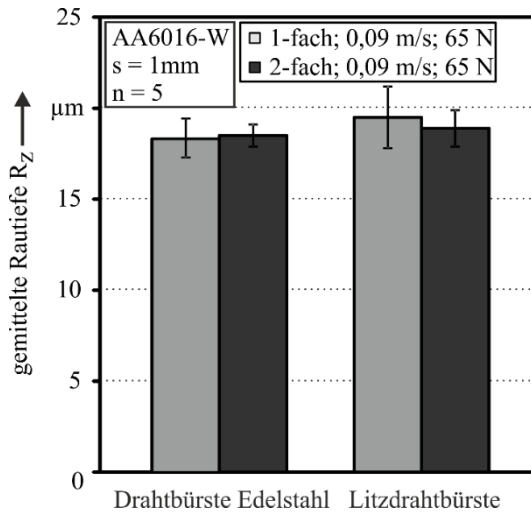


Bild 19: Resultierende Rauheit bei ein oder zwei Bürstzyklen

Im nächsten Schritt ergibt sich die Fragestellung, wie sich die verschiedenen Varianten der Oberflächenbehandlung und die dazugehörigen Prozessparameter auf die Bindungsfestigkeit der zwei Blechlagen nach dem ersten ARB-Zyklus auswirken. Daher wird in einer weiteren Versuchsreihe der Einfluss unterschiedlicher Oberflächenbehandlungen und der resultierenden Rauheitswerte auf die Schälffestigkeit gewalzter Blechpaare aus AA1050, die in T-Schälftests ermittelt wird, untersucht. Daneben hat sich bereits in Vorversuchen gezeigt, dass eine zu hohe Rauheit sich auch negativ auf die Bindungsfestigkeit nach dem Walzvorgang auswirken kann. Im Folgenden soll aufgrund dessen ein Oberflächenparameter ermittelt werden, der einerseits direkt mit der resultierenden Schälffestigkeit korreliert und andererseits auch für verschiedene Bürstwerkzeuge gültig ist. Damit soll eine verbesserte Vorhersage der finalen Halbzeugqualität nach dem ARB-Prozess ermöglicht werden. Die Walzgeschwindigkeit für diese Versuchsreihen beträgt jeweils 3 m/min.

Zunächst wird der Einfluss der Stichabnahme beim Walzvorgang auf die Schälffestigkeit analysiert. Dazu werden Blechpaare mit identischen Bürstparametern oberflächenbehandelt. Die beabsichtigte Stichabnahme lässt sich jedoch nur in gewissen Grenzen über den Anstelldruck der Walzen

vorgeben. In Abhängigkeit der Ausgangsblechdicke, der Blechbreite, des Schmierzustandes, der Festigkeit der Bleche und der Schwankungen des Anstelldruckes bei der Zustellung der Arbeitswalzen ergibt sich die resultierende Stichabnahme. Für drei Blechpaare mit in etwa identischen arithmetischen Mittenrauwerten  $S_a$  und Stichabnahmen von 43 %, 47 % und 50 % sind die Schälffestigkeiten in Bild 20 dargestellt. Die Zunahme der Stichabnahme von 43 % auf 50 % führt dabei zu einer mehr als doppelt so großen Schälffestigkeit. Der größere Anpressdruck und die zunehmende Verformung an der Grenzfläche sorgen für eine verstärkte Bindung zwischen beiden Lagen. Dies ist auch erkennbar an den Aufnahmen der Bruchflächen nach entsprechenden Schälversuchen in Bild 21 für eine Folge von 50 %, 60 % und 65 % Stichabnahme. Mit zunehmender Stichabnahme sind deutlich breitere Risse in der Oberfläche erkennbar, die als Extrusionskanäle wirken können. An diesen Stellen kommt es zu metallischen Bindungen und somit ergibt sich auch eine Erhöhung der Bindungsfestigkeit. Daher muss zum einen bei der Herstellung von ARB-Blechen immer versucht werden, mindestens die Soll-Stichabnahme von 50 % zu erreichen. Zum anderen muss bei der Beurteilung von Schälffestigkeiten in Verbindung mit verschiedenen Oberflächenbehandlungen auch jeweils die erzielte Stichabnahme berücksichtigt werden.

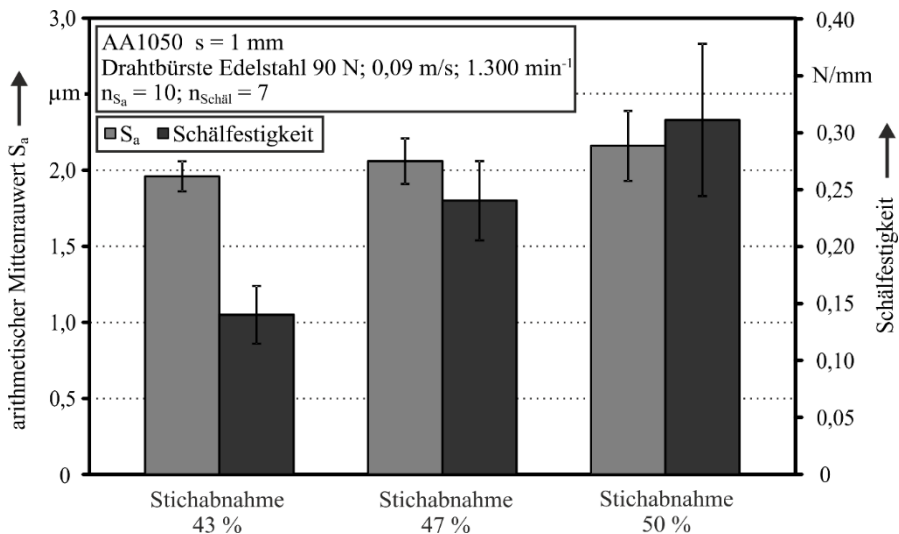


Bild 20: Einfluss der Stichabnahme auf die Schälffestigkeit bei vergleichbaren  $S_a$ -Werten

Den Vergleich zweier Bleche mit nahezu identischen Stichabnahmen von 45 % und 47 %, die mittels Drahtbürste bzw. Schleiflamellenrad aufgeraut sind, zeigt Bild 22. Die Oberflächenbehandlung durch das Schleiflamellenrad K60 führt zu einem deutlich größeren arithmetischen Mittenrauwert von ca. 3,1  $\mu\text{m}$  gegenüber ca. 2,3  $\mu\text{m}$  bei der Drahtbürste. Jedoch liegt die Schälfestigkeit des zunächst raueren Blechpaares trotz leicht höherer Stichabnahme unter der des drahtgebürsteten Bleches. Eine höhere Rauheit bzw. ein höherer  $S_a$ -Wert führen demzufolge nicht in allen Fällen zu einer verbesserten Schälfestigkeit. Daher kann der  $S_a$ -Wert nicht allein zur Beurteilung der Qualität der Oberflächenbehandlung bzw. als Garantie für eine hohe Bindungsfestigkeit zwischen den Blechlagen herangezogen werden. Es können scheinbar durch diesen Wert nicht alle Eigenschaften oder Merkmale der aufgerauten Oberfläche erfasst werden, die eine verstärkte Bindung nach dem Walzvorgang begünstigen.

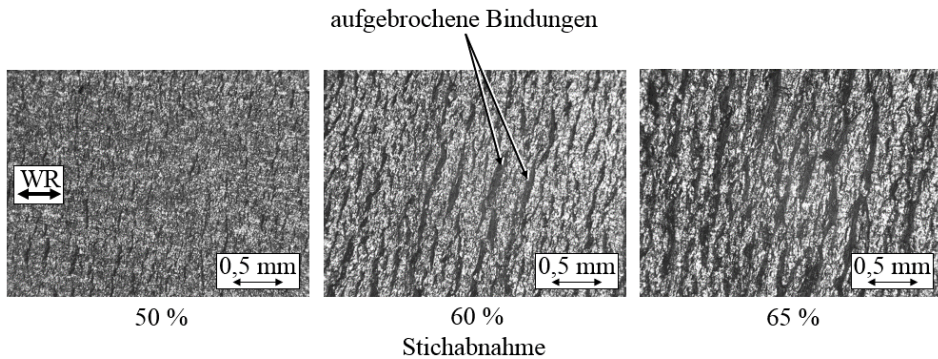


Bild 21: Einfluss der Stichabnahme auf die Bruchflächen nach dem Schältest

Im Folgenden sind daher in Bild 23 die flächigen Oberflächenkennwerte  $S_a$ ,  $S_k$ ,  $S_{pk}$ ,  $S_{vk}$  und  $S_{mr1}$ , die mittels des Konfokalmikroskops ermittelt werden, für die beiden Varianten der Oberflächenbehandlung gegenübergestellt. Während im Verhältnis zu den übrigen Kenngrößen die Werte für  $S_a$  annähernd gleich sind, liegen für die Kernrautiefe  $S_k$ , die reduzierte Spitzenhöhe  $S_{pk}$ , die reduzierte Riefentiefe  $S_{vk}$  und den Materialanteil der Spitzen  $S_{mr1}$  unter Berücksichtigung der Schwankungsbreiten jeweils mehr oder weniger große Unterschiede vor. Insbesondere für  $S_{pk}$  und  $S_{vk}$  sind die Werte für die drahtgebürstete Oberfläche in etwa doppelt so groß.

Aufgrund dieses jeweils signifikanten Unterschieds bei diesen beiden Kenngrößen wird im nächsten Schritt das Verhältnis von reduzierter Riefentiefe  $S_{vk}$  zu reduzierter Spitzenhöhe  $S_{pk}$  für verschiedene Varianten der Oberflächenbehandlung ermittelt. Dies kann als Verhältnis der mittleren Tiefe der Rauheitstäler zur mittleren Höhe der Rauheitsspitzen bezogen

auf das Rauheitskernprofil verstanden werden. In Bild 24 sind diese Verhältnisse in Beziehung zu der jeweiligen Schälfestigkeit und Stichabnahme gesetzt. Die Werte beruhen auf der Auswertung von drei gewalzten Blechpaaren je Oberflächenbehandlung. Die gemittelten Stichabnahmen liegen hier bis auf eine Ausnahme mit 44 % auf einem vergleichbaren Niveau zwischen 47 % und 49 %. Die höchsten Schälfestigkeiten können dabei für Verhältnisse  $S_{vk}/S_{pk}$  von ca. 0,5 bis 0,7 erzielt werden. Nimmt die mittlere Tiefe der Täler jedoch weiter zu, sinkt die Schälfestigkeit wiederum deutlich ab.

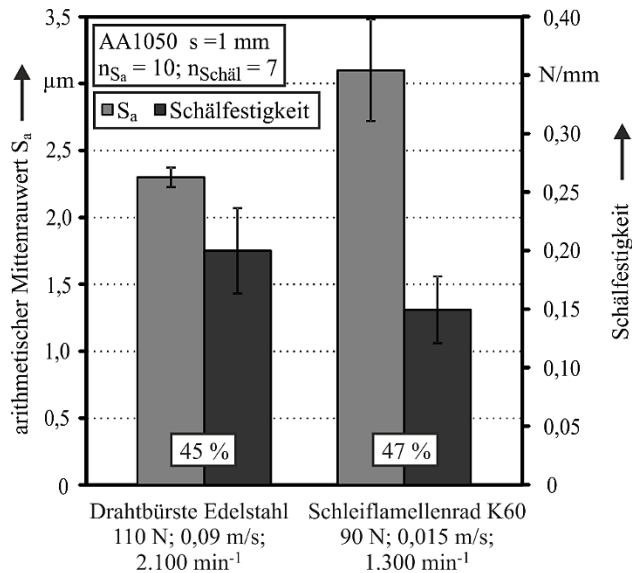


Bild 22: Vergleich der resultierenden Schälfestigkeit zwischen der Drahtbürste Edelstahl und dem Schleiflamellenrad K60

Mittels dieses Verhältnisses von  $S_{vk}$  zu  $S_{pk}$  lässt sich somit eine verbesserte Vorhersage der finalen Halbzeugqualität nach dem ARB-Prozess hinsichtlich der Bindungsfestigkeit zwischen den Lagen treffen. Die Gültigkeit für die übrigen Bindelagen nach mehreren Walzzyklen ist indirekt dadurch gegeben, da sich nach mehrmaligem Überwalzen die Bindungsfestigkeit deutlich erhöht und die mittlere bzw. nur einfach überwalzte Bindung die schwächste ist. Hierauf wird auch nochmal in Abschnitt 7.1 eingegangen.

Darüber hinaus stellt das Sandstrahlen von Blechen eine mögliche Alternative dar [117]. Im Vergleich zu Bürstverfahren bietet dieser Prozess die grundsätzlichen Vorteile einer sehr gleichmäßigen Oberflächenbehandlung der Bleche mit gleichzeitig kurzen Prozesszeiten im Durchlauf. Zusätzlich erfolgt beim Einsatz von SiC-Strahlmittel aufgrund der scharfen

Kanten und des Strahlens unter einem spitzen Winkel ein schneidender Abtrag der Oxidschicht und des Aluminiums ohne eine extreme Kaltverfestigung bzw. Verdichtung der Oberfläche. Daher wurden auch Vorversuche zum Sandstrahlen der Ausgangsbleche mit anschließender Herstellung von Ni-Blechen zur Entnahme von Schälproben durchgeführt. Hierbei werden die Körnungen des SiC-Strahlmittels, der Düsendurchmesser und die Höhe des Luftdruckes variiert, wobei der Strahlwinkel in etwa 45° beträgt.

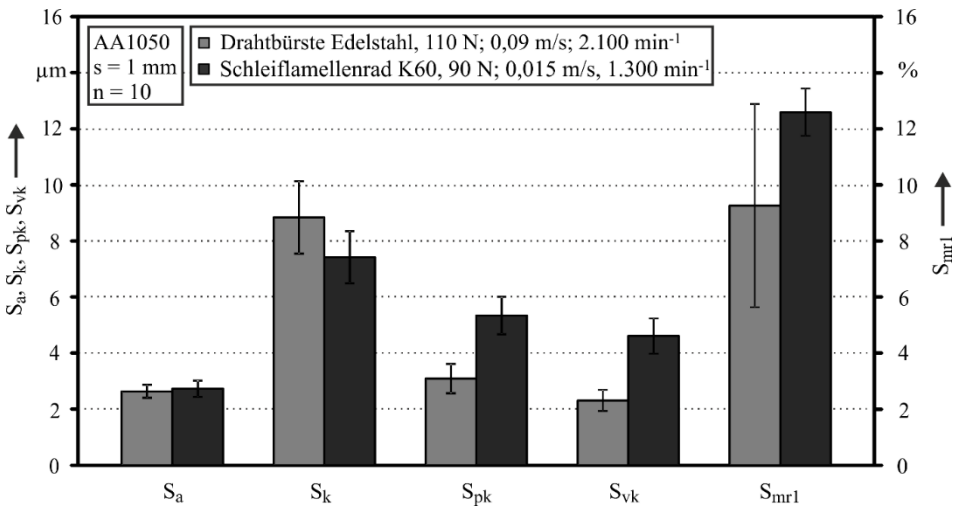


Bild 23: Gegenüberstellung verschiedener Oberflächenkenngrößen für die Drahtbürste Edelstahl und das Schleiflamellenrad K60

Die resultierende gemittelte Rautiefe ist für K70 und K150 in Abhängigkeit des Düsendurchmessers in Bild 25 dargestellt. Es lassen sich zum einen mit dem größeren Korn durchgehend höhere Rauheiten einstellen. Mit diesem wird punktuell mehr Material abgetragen und gleichzeitig werden tiefere Riefen erzeugt. Zum anderen kommt es bei identischem Luftdruck mit steigendem Düsendurchmesser für beide Korngrößen zu einem kontinuierlichen Abfall der Rautiefen, der auf die jeweils abnehmende Beschleunigung der Körner zurückzuführen ist. Die maximalen Rauheiten liegen jedoch deutlich über denen der Bürstprozesse. Mit K70 und 4 mm Düsendurchmesser lassen sich Oberflächen mit R<sub>z</sub> bis zu ca. 50 µm erzielen. Allerdings haben sich die Blechlagen der verschiedenen Varianten teilweise direkt nach dem Walzvorgang oder bei der anschließenden Vorbereitung der Proben für den T-Schältest wieder gelöst. Dies liegt vermutlich zum einen an der speziellen Topographie, die keine Vorzugsrichtung und keine ausgeprägten, langgezogenen Rauheitstäler und -höhenzüge, wie in Bild 26

erkennbar, aufweist. Dadurch sind keine oder kaum potentielle Extrusionskanäle vorhanden, an denen es zu einer metallischen Bindung zwischen den Blechlagen kommen kann. Zum anderen sind trotz der Reinigung der Bleche in der oben beschriebenen Weise nach der Oberflächenbehandlung kleine Bruchstücke und anhaftende keramische Partikel des Strahlmittels auf der aufgerauten Oberfläche feststellbar (siehe Bild 26). Diese wirken wie eine lose Trennschicht zwischen den Blechen und verhindern eine stoffschlüssige Verbindung des Aluminiums. Daher stellt dieses Verfahren keine Alternative für den ARB-Prozess dar und wurde auch nicht weiter untersucht.

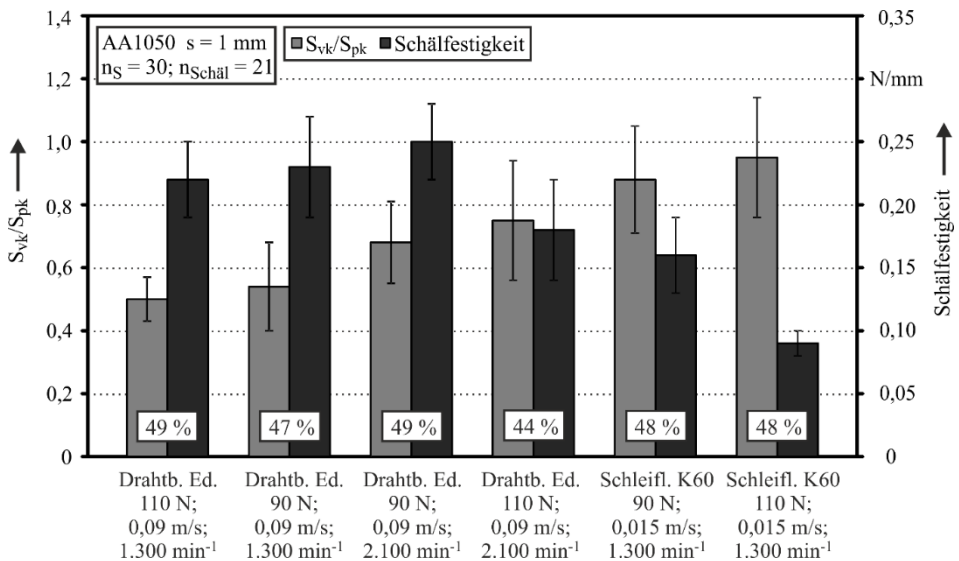


Bild 24: Gegenüberstellung von  $S_{vk}/S_{pk}$  und Schälfestigkeit für jeweils drei Bleche verschiedener Varianten der Oberflächenbehandlung

Eine weitere Möglichkeit der Oberflächenbehandlung ist die chemische Entfernung der Oxidschicht durch Beizen. Dies ist auch eine bei industriellen Plattierprozessen angewendete Oberflächenvorbereitung. In Vorversuchen konnte durch das Beizen von AA6016 mit NaOH nach fünf Minuten ein  $R_a$ -Wert von ca.  $0,9 \mu\text{m}$  und nach zehn Minuten von ca.  $1,2 \mu\text{m}$  erreicht werden. Beim Beizen mit  $\text{HPO}_3$  hingegen kam es zu einer erneuten Abnahme der Rauheit von ca.  $2,3 \mu\text{m}$  nach fünf Minuten auf dann ca.  $0,8 \mu\text{m}$  nach zehn Minuten Reaktionsdauer. Des Weiteren liegt auch hier keine Vorzugsrichtung der aufgerauten Oberfläche wie beim Bürsten vor. Es entstehen Krater, wie in Bild 27 dargestellt, die sich nach oben hin öffnen. Problematisch bei der chemischen Oberflächenbehandlung sind zudem die entstehenden Reaktionsgase mit Blasenbildung, die bereits bei den kleinen

Probenstücken in diesen Versuchen feststellbar sind und die notwendige erhöhte Temperatur des Ätzbades von mindestens 50 °C. Eine Umsetzung dieser Methode für die hochskalierten Blechzuschnitte ist im Versuchsbetrieb daher nicht denkbar und der industriellen Blechbearbeitung vorbehalten.

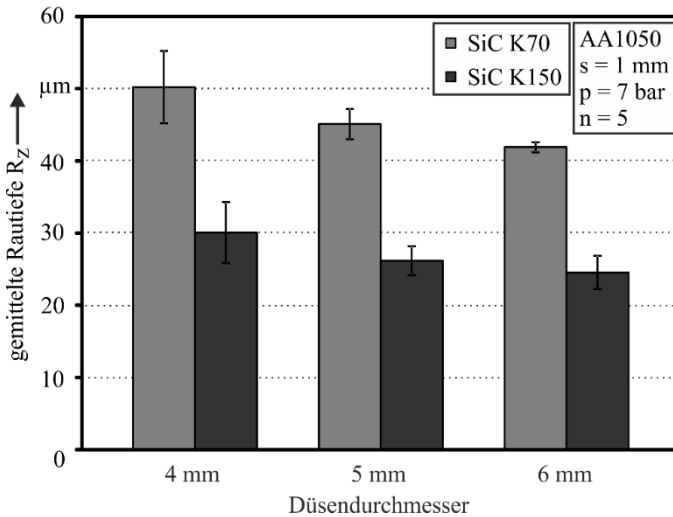


Bild 25: Einfluss der Korngröße des Strahlmittels und des Düsendurchmessers auf die resultierende Rauheit beim Sandstrahlen von AA1050

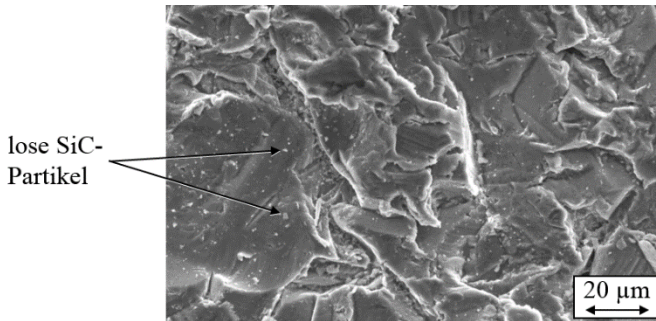


Bild 26: REM-Aufnahme einer mit SiC K90 sandgestrahlten Blechoberfläche aus AA1050

Eine vergleichende Bewertung der Oberflächenbehandlungen mittels Drahtbürste, Schleiflammellenrad, Sandstrahlen und Beizen ist Tabelle 4 zu entnehmen. Hierbei werden die erreichbare Rauheit, die Reproduzierbarkeit, das Verschleißverhalten sowie die resultierende Schälfestigkeit als Kriterien berücksichtigt. Die entsprechende Skala reicht von sehr positiv ++, positiv +, neutral/nicht vorhanden 0, bis zu negativ - und sehr negativ --.

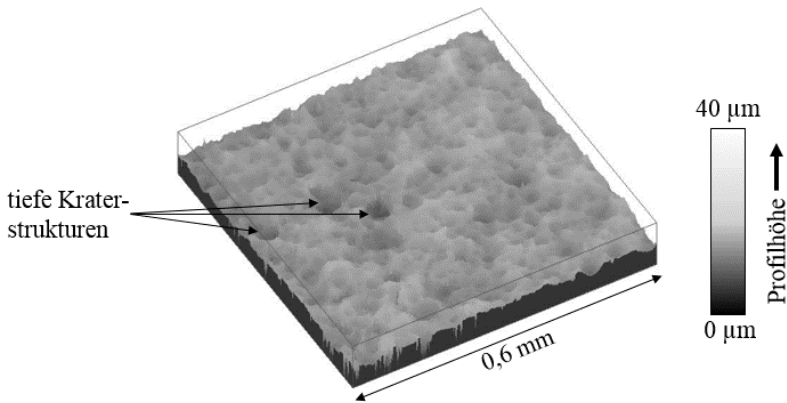


Bild 27: Topographie der zehn Minuten mit NaOH gebeizten Oberfläche von AA6016 aufgenommen mit einem Konfokalmikroskop

Im Vergleich zum Schleiflamellenrad weist die Drahtbürste zwar leicht geringere Rauheitswerte auf, diese ist jedoch hinsichtlich Reproduzierbarkeit, Verschleißverhalten und auch hinsichtlich der resultierenden Schälfestigkeit dem Schleiflamellenrad deutlich überlegen. Auch mittels Sandstrahlen kann im Vergleich zum Bürsten eine größere Rauheit erzielt werden bei gleichzeitig sehr hoher Reproduzierbarkeit und minimalem Verschleiß des Strahlmittels. Allerdings lösen sich hier die Blechlagen teilweise unmittelbar nach dem Walzvorgang wieder, sodass die Herstellung einer Bindung als entscheidender Schritt beim ARB-Prozess nicht erreicht wird. Das Beizen ist sowohl aufgrund der geringen Rauheit als auch bezüglich der Umsetzungsmöglichkeit im Versuchsbetrieb keine Alternative. Im weiteren Verlauf wird daher die Drahtbürste Edelstahl für die Versuche zum Accumulative Roll Bonding verwendet.

Tabelle 4: Bewertung der untersuchten Varianten der Oberflächenbehandlung

Kenngröße	Erreichbare Rauheit	Reproduzierbarkeit	Verschleißverhalten	Schälfestigkeit
Drahtbürste	+	++	++	++
Schleiflamellenrad	++	○	-	+
Sandstrahlen	++	++	++	--
Beizen	-	+	○	○

Die Oberflächenbehandlung erfolgt bei den weiteren Versuchen entweder mittels der Bürststation oder von Hand, wenn bei großen Blechformaten die Zeitdauer des Bürstens im Fokus steht. Diese ist bei der manuellen Bearbeitung kürzer, da das seitliche Umsetzen des Schleifers und das Rückholen des Bleches entfallen. Es wird mit der höheren Drehzahl des

Längsschleifers von  $2.100 \text{ min}^{-1}$  gearbeitet, was in etwa der schnelleren Stufe von  $0,09 \text{ m/s}$  entspricht. Die Güte der Oberflächenbehandlung wird dabei durchgehend optisch beurteilt sowie stichprobenartig mit taktilen Rauheitsmessungen geprüft.

### 5.2.3 Walzen und weitere Handhabung

Auch beim Walzvorgang sind hinsichtlich der Handhabung der Bleche und der Maschineneinstellungen Änderungen im Vergleich zum Laborprozess erforderlich. Dies betrifft zunächst das Zuführen der Blechpaare. Aufgrund der Konfiguration des Walzgerüsts mit in einem Abstand von ca.  $0,5 \text{ m}$  zu den Arbeitswalzen angeordneten Treibrollen am Ein- und Auslauf können die gestapelten Bleche nicht wie beim Laborprozess von Hand direkt zwischen die sich drehenden Arbeitswalzen eingestoßen werden. Es ist zum einen eine Mindestlänge der Bleche von ca.  $0,8 \text{ m}$  erforderlich, um aufgrund der Platzverhältnisse diese in die Walzanlage einführen zu können. Zum anderen kann das Blechpaar entweder zwischen die stehenden Walzen eingeschoben und diese anschließend auf den gewünschten Walzspalt bzw. Walzenanstelldruck zugestellt werden oder die Bleche werden zwischen die geöffneten und sich drehenden Walzen geschoben und diese dann zugestellt. Im ersten Fall tritt ein nur begrenzter Verschnitt am Anfang der Walzbahn auf, jedoch verändern sich der statisch eingestellte Walzspalt und -druck beim Anfahren der Walzen. Dadurch kann es zu Abweichungen bei der tatsächlichen Stichabnahme kommen. Der zweite Fall ist gekennzeichnet durch einen größeren Verschnitt, da der Bereich bis zur Zustellung der Walzen auf den gewünschten Wert zunächst nicht die beabsichtigte Stichabnahme aufweist. Hingegen kommt es in diesem Fall nach der Einstellung des Sollwertes nur noch zu den üblichen geringen Schwankungen des Anstelldruckes über die Prozessdauer von etwa  $\pm 5 \text{ bar}$  und das Blech weist eine weitgehend konstante Blechdicke bzw. Stichabnahme auf. Der Walzenanstelldruck mit jeweils maximal ca.  $200 \text{ bar}$  wird durch zwei Hydraulikzylinder auf die beiden Zapfen der oberen Arbeitswalze, die als A- und B-Seite bezeichnet werden, aufgebracht. Der Anstelldruck kann dabei für beide Seiten prinzipiell unterschiedlich sein. Über eine Zustellung oder das Auffahren nur einer Seite während des Prozesses kann und muss unter Umständen die Säbelbildung während des Prozesses korrigiert bzw. unterbunden werden. Bei der Einstellung des Anstelldruckes zu Beginn des Walzvorganges werden jedoch beide Zylinder parallel zugestellt und es liegt auf beiden Seiten ein nahezu identischer Druck vor. Die eingesetzten Arbeitswalzen haben hierbei jeweils eine geschliffene Balligkeit von  $0,01 \text{ mm}$  ohne eine weitere hydraulische Vorspannung. Dies

ist aufgrund der größeren Abstände der Zapfen der Arbeitswalzen, der breiteren Bleche und der höheren Kräfte im Gegensatz zum Laborprozess erforderlich, um die Durchbiegung auszugleichen und eine gleichmäßige Dicke über die Blechbreite zu gewährleisten. Beim Laborprozess wird im Gegensatz dazu zunächst auf Basis von Erfahrungswerten ein Walzspalt kleiner als die Sollblechdicke bzw. -stichabnahme eingestellt, um die Auffederung des Gestells zu kompensieren. Das Blechpaar wird dann ohne weitere Nachstellung zwischen die sich drehenden, zylindrischen Arbeitswalzen eingestoßen.

Der Zusammenhang zwischen Walzenanstellendruck und sich ergebender Blechdicke ist in Bild 28 für Versuche mit 450 mm breiten Blechen dargestellt. Die lineare Trendlinie für den Verlauf der Blechdicke lässt die Annahme einer direkten Proportionalität zwischen Anstellendruck und resultierender Blechdicke zu. Es ist zu beachten, dass auf A- und B-Seite jeweils der genannte Druck im Hydraulikzylinder anliegt. Bei etwa 200 bar in den Zylindern beträgt die maximale Druckkraft ca. 2.000 kN auf jeder Seite.

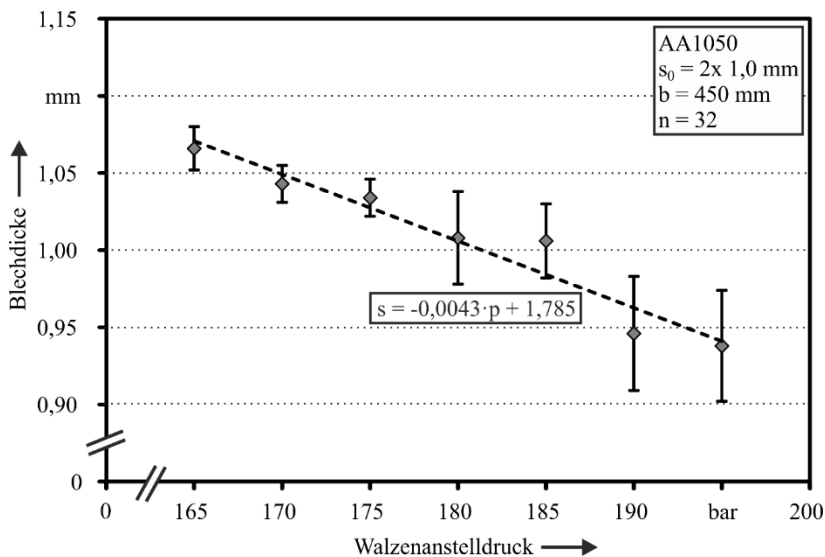


Bild 28: Resultierende Blechdicke bei unterschiedlichen Walzenanstellendrücken

Darüber hinaus ist die resultierende Blechdicke bzw. der erforderliche Walzdruck zu Erzielung der gewünschten Stichabnahme von der Festigkeit des Walzgutes, der Ausgangsdicke des Blechpaketes, der Blechbreite und den tribologischen Bedingungen abhängig. Grundsätzlich sorgen der Einsatz von Walzöl oder Graphit und die Verwendung von frisch überschliffenen Arbeitswalzen für eine erhöhte Stichabnahme bzw. reduzierte

Umformkräfte, die mit einer Reduktion des erforderlichen Anstelldruckes einhergehen.

Die Treibrollen beim verwendeten Walzgerüst dienen zur Sicherstellung eines Blechein- und -auslaufes unter Zugspannung und damit der Vermeidung von Wellenbildung oder Faltungen des Bleches vor oder nach dem Walzspalt. Da es sich vor dem Walzspalt um zwei noch unverbundene Blechlagen handelt, ergeben sich aufgrund des Materialrückstaus in und vor der Nacheilzone eine Wellenbildung und der Verlust des losen, flächigen Kontaktes zwischen beiden Blechen. Obwohl anschließend die Bleche im Walzspalt wieder mit dem entsprechenden Anstelldruck aufeinander gepresst werden, kommt es nach vorheriger Faltenbildung in den meisten Fällen zu Fehlversuchen und einer bereits sichtbar unzureichenden Verbindung der Blechlagen. Falls diese Wellen zu groß werden, können auch Faltungen bzw. Überlappungen entstehen. Diese führen einerseits zur lokalen Stapelung von sechs Lagen und damit entsprechend dünnen Lagen bzw. hohen Stichabnahmen in diesem Bereich. Andererseits kommt es durch diese Materialanhäufung zu einer erhöhten Beanspruchung der Walzen, die zu Eindrücken oder Aufschweißungen auf den Arbeitswalzen führen können.

Beim Einsatz der Treibrollen wird deren Rückhalte- bzw. Abzugsdrehmoment in Abhängigkeit des Drehmomentes der Arbeitswalzen vorgegeben. In verschiedenen Versuchen wurde ermittelt, dass ein Drehmoment über ca. 14 % des Arbeitswalzendrehmomentes in der Regel zum Bandabriss führt. Kommt es aufgrund einer Überfaltung der Blechlagen im Walzspalt oder anderen Unregelmäßigkeiten zu einem spontanen Anstieg des Antriebsmomentes der Arbeitswalzen, steigt auch die Rückhalte- bzw. Abzugskraft durch die Treibrollen und dann kann es bereits bei Drehmomentverhältnissen unter 14 % zum Abreißen des Bleches kommen. Der Einfluss des Drehmomentes der Treibrollen am Ein- und Auslauf auf die resultierende Blechdicke bzw. die Zugfestigkeit ist in Bild 29 dargestellt. Dabei wurden für alle Bleche die identischen Einstellwerte hinsichtlich Walzgeschwindigkeit und Anstelldruck verwendet. Die Messstellen liegen sowohl für die Blechdicke als auch die Zugfestigkeit über das gesamte Blech verteilt, um die potentiellen Unterschiede in verschiedenen Zonen der Bleche erfassen zu können.

Mit steigendem Drehmoment der Treibrollen ist eine Abnahme der resultierenden Blechdicke aufgrund der überlagerten Zugspannungen erkennbar. Darüber hinaus nimmt die Zugfestigkeit der N<sub>1</sub>-Bleche mit steigendem Drehmoment tendenziell zu. Die abnehmende Blechdicke bedeutet eine

höhere Stichabnahme und daraus resultieren eine stärkere Kaltverfestigung und höhere Zugfestigkeit. Für die weiteren Versuchsreihen wird für die Einlaufrolle ein Drehmoment von 6 % vorgegeben, was einen vibrations- und faltenfreien Einzug des Blechpaares in den Walzspalt sicherstellt. Die Treibrolle am Auslauf bleibt geöffnet, um eine nachträgliche Beeinflussung der Bindung auszuschließen und im Folgenden die Vorgänge im Walzspalt unverfälscht analysieren zu können. Hier wird durch zusätzlich angebrachte Leitbleche sichergestellt, dass die Bleche am Auslauf frei austreten können, ohne dass es zu einer Wellenbildung kommt.

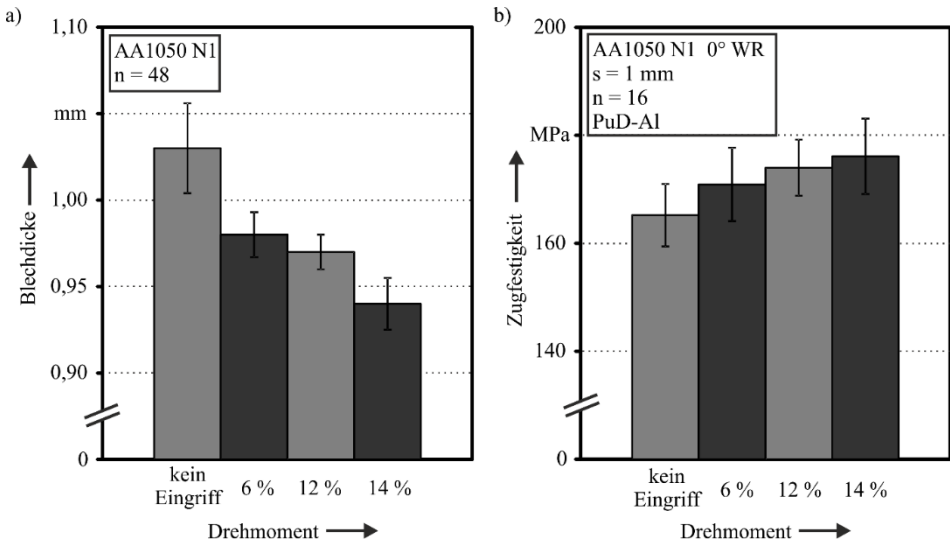


Bild 29: Blechedicke (a) und Zugfestigkeit aus uniaxialen Zugversuchen (b) von AA1050 Ni-Blechen bei unterschiedlichen Drehmomenten der Treibrollen

Im nächsten Schritt wird die Walzgeschwindigkeit als Prozessparameter untersucht. Der Einfluss der Geschwindigkeit der Arbeitswalzen auf Zug- und Schälfestigkeit der hergestellten Ni<sub>1</sub>-Bleche ist in Bild 30 und Bild 31 veranschaulicht. Die jeweiligen Stichabnahmen der verschiedenen Bleche liegen dabei auf gleichem Niveau. Hinsichtlich der Walzgeschwindigkeit ist kein signifikanter Effekt auf die resultierende Zugfestigkeit nach einem Walzdurchgang feststellbar. Auch bei der Analyse der erreichten Schälfestigkeiten in Abhängigkeit der Walzengeschwindigkeit ist kein Trend zu erkennen. Allerdings sind die Schwankungsbreiten größer im Vergleich zu den vorigen Versuchsreihen, da bei den Schälversuchen hier jeweils das gesamte Blech inklusive der Randbereiche berücksichtigt wurde, um die möglicherweise lokale Auswirkung der Prozessparameter

mit erfassen zu können. Trotz der mit der Walzgeschwindigkeit zunehmenden Dehnrates im Walzspalt und der damit einhergehenden höheren Wärmeentwicklung ist eine unter Umständen zu erwartende Verbesserung der Bindungsfestigkeit für diesen Geschwindigkeitsbereich nicht festzustellen. Der möglicherweise gegenläufige Effekt in diesem Zusammenhang ist die mit größer werdender Geschwindigkeit abnehmende Einwirkdauer der Druckkraft im Walzspalt auf die Grenzflächen. Im weiteren Verlauf werden als Kompromiss aus Dauer des Walzvorgangs auf der einen Seite und ausreichend Zeit für das Zustellen der Walzen auf der anderen Seite die Walzversuche mit einer Walzengeschwindigkeit von 3 m/min durchgeführt.

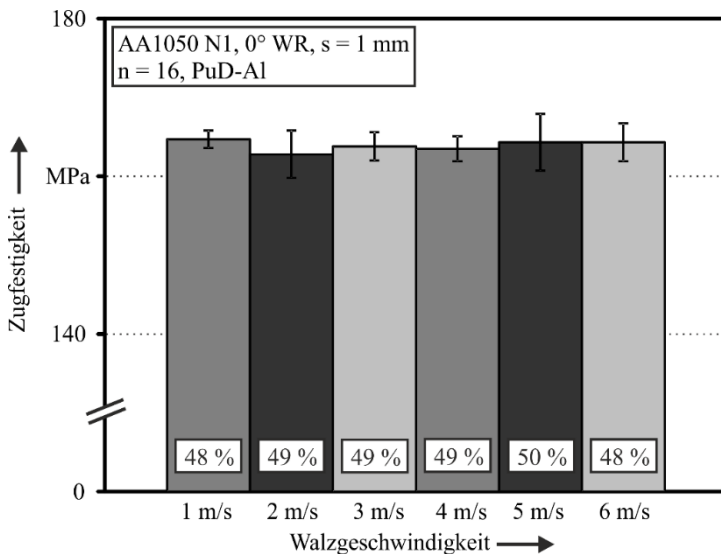


Bild 30: Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die resultierende Zugfestigkeit von AA1050 N1-Blechen

Darüber hinaus sind bei der Prozessdurchführung und weiteren Handhabung der Bleche verschiedene Punkte zu beachten, um Fehlversuche zu vermeiden. Neben den bereits oben erwähnten möglichen Walzfehlern, wie Säbelbildung, Welligkeit und Faltungen oder Bandabriss, können weitere Fehler oder Prozessabbrüche beim ARB-Prozess auftreten. Bei zu hohen Stichabnahmen bzw. Umformgraden kann es zu Rissen im Blech kommen. Ebenso entstehen bei einer nicht vollständigen Überlappung der beiden Blechlagen sogenannte Haifiszähne oder es kommt zu einer ringförmigen Spanbildung im Randbereich. Diese können zum einen zu einer Verhakung des Bleches im Walzgerüst und einer Blockade des

Vorschubs führen. Zum anderen sorgt dies auch für einen größeren Materialverlust beim Beschnitt der Bleche vor dem nächsten Prozessdurchlauf. Hier ist bereits beim Stapeln der Bleche auf eine deckungsgleiche Positionierung zu achten. Mittels des Klemmens der beiden Blechlagen mit einer Feststellzange und des Lösens dieser kurz vor Erreichen der Treibrollen am Einlauf kann zudem das Verschieben der Blechlagen zueinander beim Einzug verhindert werden.

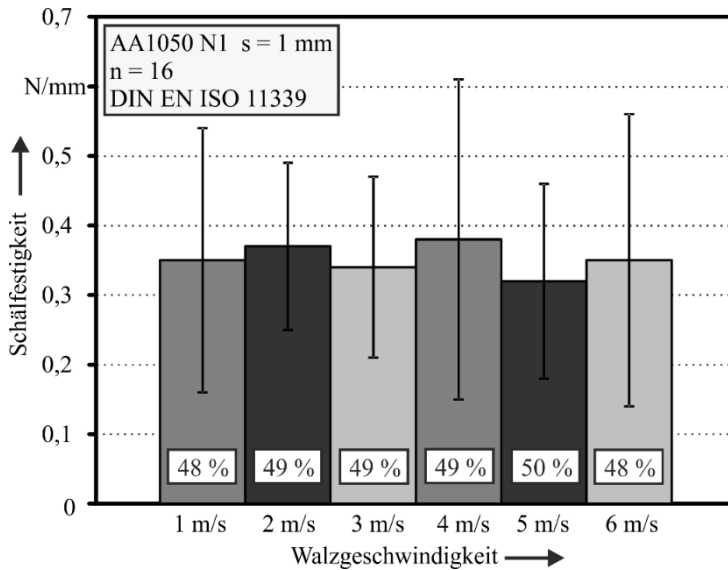


Bild 31: Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die resultierende Schälfestigkeit von AA1050 N<sub>1</sub>-Blechen

Wenn keine oder nur eine schwache Bindung zwischen den Blechlagen entsteht, kommt es zum sogenannten Alligatoring. Passiert dies vor den Treibrollen am Auslauf, können sich die Blechlagen um die Stützwalzen wickeln oder sich im Walzgerüst auffalten, sodass der Prozess abgebrochen werden muss. Um dies zu verhindern, werden oben und unten zwei Leitbleche verwendet, die das Blech nach dem Walzspalt bis zwischen die Treibrollen führen. Des Weiteren können Überfaltungen der Blechlagen oder eine anderweitig während des Walzvorgangs auftretende Zunahme des Anstelldruckes bzw. Drehmomentes zu einer Überschreitung der Maximalwerte und damit zu einem automatischen Prozessabbruch führen.

Ein weiterer Fehler sind Rattermarken auf den Blechen, die durch ein teilweises Durchrutschen der Arbeitswalzen bei ungleichmäßigen tribologischen Bedingungen oder durch Verschleiß bzw. Anhaftungen auf den Walzen entstehen können. Großflächige Anhaftungen passieren bei lokaler

Erhöhung der Flächenpressung und müssen umgehend durch eine Überarbeitung der Arbeitswalzen entfernt werden. Dies kann durch externes Überschleifen der Walzen oder zwischenzeitlich durch eine Reinigung der Oberfläche mittels des Längsschleifers in Kombination mit einer Schleifvliesrolle K900 erfolgen. Andernfalls können Bleche im nächsten Walzdurchgang an diesen Stellen anhaften und es kommt zum Prozessabbruch mit Zerstörung und vollständigem Verhaken des Blechpaares im Walzgerüst. Außerdem ist darauf zu achten, die Arbeits- und Stützwalzen regelmäßig vor und zwischen den Versuchen mit Aceton zu reinigen und zu entfetten.

Der Beschnitt der Walzbahnen nach jedem Prozessdurchlauf erfolgt mittels eines CO<sub>2</sub>-Lasers. Ein Einsatz einer manuellen Hebelschere wie beim Laborprozess oder einer Tafelblechschere ist aus verschiedenen Gründen hier nicht möglich. Einerseits ist eine exakt gleiche Breite entlang der gesamten Walzbahn mit einer Länge von mehreren Metern erforderlich, um beim späteren Falten der Bleche eine vollständige Deckungsgleichheit erreichen zu können. Andererseits weisen die Bleche nach den ersten Walzdurchgängen eine gewisse Welligkeit auf, die das Einführen der Bleche in eine Tafelblechschere unmöglich macht. Nach dem Walzvorgang erfolgt zunächst die Begutachtung des Bleches, um fehlerhafte Stellen oder Bereiche zu identifizieren. Anschließend wird der Beschnitt so festgelegt, dass ein möglichst geringer Verschnitt auftritt und das Blech die maximal möglichen Abmessungen für den nächsten Prozessdurchlauf erhält. Um ein Schwingen der Bleche beim Laserbeschnitt aufgrund der Welligkeit zu vermeiden, werden diese mit Gewichten beschwert. Der gleichmäßige Abstand zwischen Laserkopf und Blechoberfläche wird dabei durch die kapazitive Abstandsregelung sichergestellt. Hierzu darf jedoch die Welligkeit nicht größer sein als der maximale Verfahrweg der Laseroptik in Z-Richtung. Nach dem Beschnitt ist insbesondere die Schnittkante nochmals zu kontrollieren, um möglicherweise sich aufgrund der freigeordneten Spannungen bzw. des Wärmeeinflusses lösende Blechlagen zu identifizieren. Gegebenenfalls ist die Schnittkante auch nochmal manuell zu Entgraten, falls das Schneidergebnis nicht ideal ist. Die Späne bzw. der Grat können zu Anhaftungen auf den Walzen oder Abdrücken im Blech führen.

Nach der Oberflächenbehandlung des Ni-Blechtes wird dieses im Gegensatz zu den zwei Einzelblechen im ersten Schritt nicht gestapelt, sondern gefaltet. Eine Ausnahme stellen lediglich zu kurze Bleche unterhalb der Mindestlänge nach dem Beschnitt dar. In diesem Fall wird zunächst ein zweites Blech hergestellt und diese beiden Bleche werden dann erneut gestapelt.

In beiden Fällen ist auf das deckungsgleiche Falten bzw. Stapeln zu achten und vor der weiteren Handhabung und dem manuellen Transport zum Walztisch sind die Lagen mit Schraubklemmen zu fixieren und der Falz mittels einer Klemmvorrichtung flach zu drücken. Eingeführt in den Walzspalt wird das Blechpaket mit dem Falz voraus, damit sich nach hinten die Blechlagen noch frei verschieben können, ohne dass es zu einer Auffaltung kommt. Die Handhabung beim Laserbeschnitt, Falten und Einbringen des Bleches zwischen die Einlaufrollen vereinfacht sich in der Regel nach einigen Walzzyklen, da die Welligkeit schrittweise abnimmt.

Des Weiteren sind die Einstellungen des Walzdruckes über die Walzzyklen anzupassen. Neben der zunehmenden Festigkeit des Aluminiums nimmt im Allgemeinen die Breite der Bleche aufgrund des Beschnittes mit jedem Durchlauf ab und der Verschleiß der Arbeitswalzen bzw. die Anhaftungen darauf nehmen zu. Dabei erfordern die ansteigende Festigkeit und der Verschleißzustand grundsätzlich einen höheren Walzdruck und die abnehmende Streifenbreite eine reduzierte Druckkraft, um die Sollstichabnahme von 50 % zu gewährleisten. Da insbesondere der Verschleißzustand der Walzen während des Betriebes nicht mit vertretbarem Aufwand messtechnisch zu erfassen ist, müssen bei jedem Walzschrift auch aus Zeitgründen die Randbedingungen auf Basis von Erfahrungswerten eingeschätzt und die Einstellwerte für den folgenden Walzvorgang entsprechend gewählt werden. Die dargelegte Strategie zur Einstellung der Walzparameter mittels des Anstelldruckes und die Empfehlungen hinsichtlich der Handhabung der vergrößerten Bleche sowie zur Wahl der Parameter für die Oberflächenbehandlung stellen eine erhöhte Reproduzierbarkeit und damit Qualität der hochskalierten ARB-Bleche sicher.

### 5.3 Resultierende Werkstoffeigenschaften

Die resultierenden mechanischen Eigenschaften der hochskalierten Blechwerkstoffe nach vier und acht Walzzyklen und des Ausgangsmaterials werden im uniaxialen Zugversuch und mittels eines optischen Dehnungsmesssystems ermittelt. Die Bleche werden bei dieser Versuchsreihe manuell mit dem Längsschleifer und der Edelstahlbrahtbürste gebürstet und bei einer Walzgeschwindigkeit von 3 m/min mit einer Stichabnahme von jeweils ca. 50 % gewalzt und die Treibrollen am Einlauf sind mit einem Drehmoment von 6 % im Eingriff.

Der Systemmodul  $E_{\text{sys}}$  dieser Versuchsreihe ist für die verschiedenen Werkstoffe und die drei Orientierungen von  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$  zur Walzrichtung in Bild 32 dargestellt. Grundsätzlich kann der E-Modul unter anderem durch

die Textur, Korngröße, Verformung und mittels einer Wärmebehandlung beeinflusst werden, wobei die Änderungen der Eigenschaften in der Regel richtungsabhängig sind [118]. Der Systemmodul spiegelt zusätzlich den Einfluss des Messverfahrens bzw. des Messaufbaus wider.

Es ist erkennbar, dass  $E_{\text{sys}}$  nach vier und acht Walzdurchläufen etwa um 10 GPa jeweils im Vergleich zum Ausgangszustand zunimmt. Hingegen erfolgt nach acht Walzzyklen keine weitere Erhöhung, sondern insbesondere in 45°-Richtung eine Abnahme. Der erhöhte Systemmodul kann durch eine abnehmende Zahl an freien Versetzungen in Verbindung mit den hohen Umformgraden erklärt werden [118]. Die Unterschiede bezüglich der Orientierung zur Walzrichtung sind angesichts der Schwankungsbreiten und des Aspektes, dass es sich hier lediglich um den Systemmodul handelt, jedoch für  $N_0$  und  $N_4$  nicht signifikant.

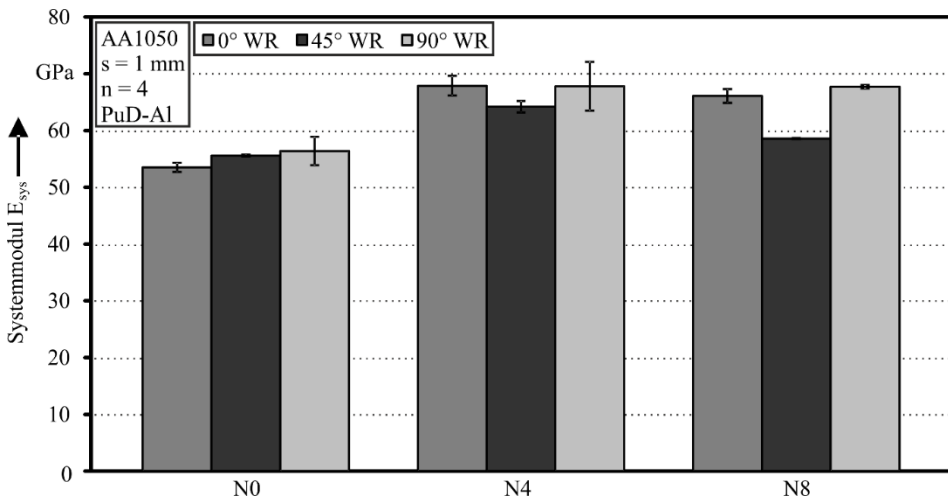


Bild 32: Systemmodul  $E_{\text{sys}}$  aus dem Zugversuch für AA1050  $N_0$ ,  $N_4$  und  $N_8$

Die ermittelten Werte für die Streckgrenze  $R_{p0,2}$  sind Bild 33 zu entnehmen. Bei  $N_0$  ist eine geringfügig größere Streckgrenze für 45° und 90° zu verzeichnen. Nach vier Walzdurchgängen ist eine Zunahme der Streckgrenze von bis zu 65 MPa für die Orientierung in Walzrichtung zu verzeichnen. Sowohl für  $N_4$  als auch  $N_8$  zeigt sich für 0° jeweils die höchste Streckgrenze. Die Streckgrenzen bei  $N_4$  befinden sich für 45° und 90° in etwa auf einem Niveau, wobei für 90° eine vergleichsweise hohe Schwankungsbreite vorliegt. Nach acht Walzzyklen ergibt sich keine weitere Zunahme der Streckgrenze, sondern insbesondere für 0° und 45° eine leichtes Absinken der Werte im Vergleich zum Zustand  $N_4$ .

Die Werte für die Streckgrenze von etwa 160 MPa und mit keiner weiteren Zunahme nach acht Walzzyklen entsprechen grundsätzlich den Beobachtungen von Kümmel et al. [119] für ein kleineres Walzgerüst. Bei Ruppert [120] hingegen liegen die Werte mit ca. 180-190 MPa in  $0^\circ$ -Orientierung für N<sub>4</sub> und N<sub>8</sub> etwas höher. Die Zunahme der Streckgrenze bei N<sub>4</sub> ist zunächst begründet in der Kaltverfestigung während der ersten Walzdurchgänge und der dann einsetzenden Kornfeinung. Nach sechs bis acht Walzzyklen kommt es aufgrund von dynamischer Rekristallisation und Erholungsvorgängen zu einer Sättigung und es ist keine weitere Zunahme festzustellen [8]. Hinsichtlich der Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften ist bei Ruppert [120] die niedrigste Streckgrenze ebenfalls für  $45^\circ$  zur Walzrichtung aufgetreten. Für  $90^\circ$  liegen die Werte auch zwischen denen für  $0^\circ$  und  $45^\circ$ . Von Topic et al. [121] wurde für zwei-, vier-, sechs- und acht-fach gewalztes Reinaluminium unter  $45^\circ$  ebenfalls eine geringere Streckgrenze als in Walzrichtung ermittelt.

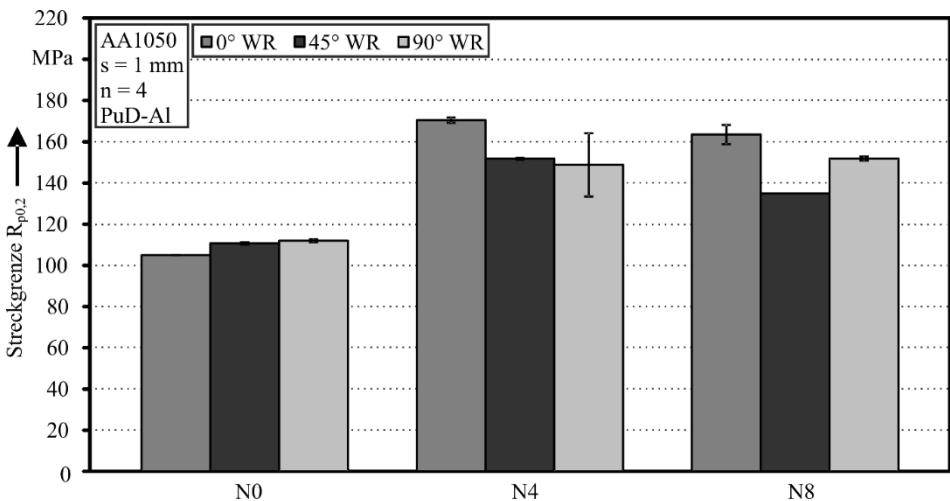


Bild 33: Streckgrenze  $R_{p0.2}$  aus dem Zugversuch für AA1050 No, N<sub>4</sub> und N<sub>8</sub>

Die Ergebnisse der resultierenden Zugfestigkeit  $R_m$  sind in Bild 34 veranschaulicht. Es lässt sich für den Ausgangszustand No ein ähnlicher Zusammenhang wie bei der Streckgrenze feststellen. In Walzrichtung nimmt die Zugfestigkeit nach vier Walzvorgängen um ca. 90 MPa zu. Die übrigen Verhältnisse zwischen den drei Orientierungen und für den Vergleich zwischen N<sub>4</sub> und N<sub>8</sub> entsprechen der Beschreibung der Streckgrenze und stimmen qualitativ auch mit den von Ruppert [120] durchgeführten Versuchen überein.

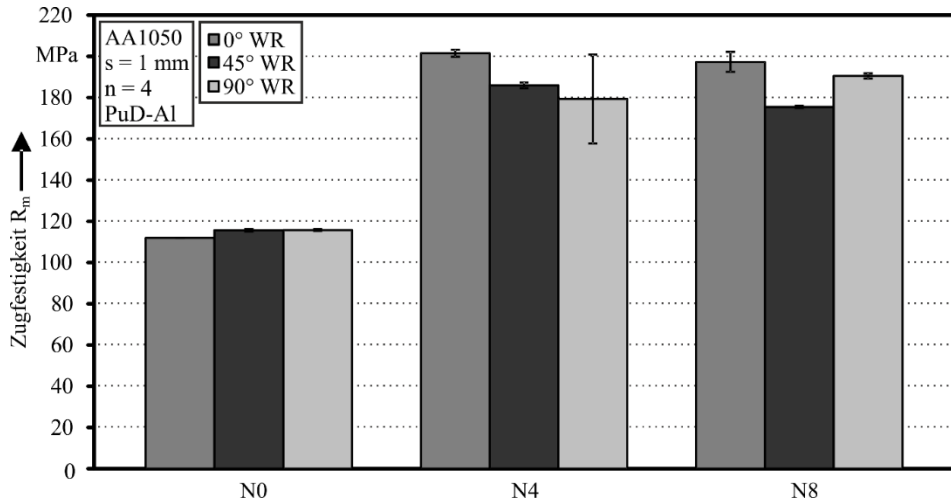


Bild 34: Zugfestigkeit  $R_m$  aus dem Zugversuch für AA1050 No, N4 und N8

Die Zugfestigkeiten von ca. 200 MPa nach vier bzw. acht Walzzyklen liegen geringfügig über den Werten von Ruppert et al. [122] und Kümmel et al. [119]. Jedoch wurde bei Ruppert et al. [122] eine Zunahme um ca. 10 MPa von N4 auf N8 festgestellt, während bei Kümmel et al. [119] keine Zunahme von  $R_m$  erfolgte. Dies kann durch Chargenschwankungen des verwendeten Ausgangsmaterials geringfügige Unterschiede bei den jeweiligen Stichabnahmen über die Walzzyklen oder daraus resultierende Temperaturunterschiede im Walzspalt aufgrund der Umformwärme und die entsprechenden Rekristallisations- und Erholungsvorgänge begründet sein. Des Weiteren wurden die Vergleichswerte aus der Literatur in Zugversuchen ermittelt, die mit einer konstanten Dehnungsgeschwindigkeit von  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  durchgeführt wurden.

Zur Bewertung der Gleichmäßigkeit der Zugfestigkeit über die Blechbreite ist deren Verlauf in Bild 35 für N1 und N4 dargestellt. Hierfür wurden an drei verschiedenen Blechen die Proben in Abständen von jeweils 25 mm über die gesamte Blechbreite entnommen. Für N1 zeigt sich ein leichter Abfall der Zugfestigkeit hin zu den Rändern. Dieser Effekt ist nach vier Walzdurchgängen nicht mehr feststellbar. In Ruppert et al. [122] wurde derselbe Effekt für die hier verwendete Walzanlage festgestellt. In Bild 35 fallen zudem die durchgängig höheren Schwankungsbreiten für N1 auf. Dies hängt mit der Sensitivität der Zugfestigkeit hinsichtlich der leicht unterschiedlichen Kaltverfestigungen an den drei Blechen nach einem Walzzyklus zusammen. Mit zunehmender Zahl an Walzvorgängen läuft die Festigkeitszunahme in eine Sättigung und die Unterschiede zwischen den Blechen nivellieren sich.

Die ermittelten Gleichmaßdehnungen  $A_G$  sind in Bild 36 gegenübergestellt. Die höchste Gleichmaßdehnung von ca. 2 % liegt für N0 in Orientierung zur Walzrichtung vor. Für  $45^\circ$  und  $90^\circ$  nimmt diese jeweils ab auf etwa 1,3 % bzw. 0,9 %. Nach vier Walzzyklen liegen die drei Dehnungswerte alle bei ca. 1 %. Dies bedeutet für  $0^\circ$  eine drastische Abnahme und auch für  $45^\circ$  eine weitere Reduzierung. Lediglich für  $90^\circ$  stellt sich ein leicht höherer Mittelwert im Vergleich zu N0 ein, jedoch ist die Standardabweichung ebenfalls wesentlich größer. Im Vergleich zu N4 nehmen für N8 die Dehnungen wieder leicht zu, sodass für N8 die Orientierung  $45^\circ$  die höchste Gleichmaßdehnung von ca. 1,3 % aufweist. Die Erholung der ertragbaren Dehnungen nach acht Walzzyklen entspricht dem für technisch reine Metalle nachgewiesenen Effekt in Zusammenhang mit der zunehmenden Kornfeinung [13]. Im Vergleich zu den Dehnungen aus Ruppert et al. [122] mit etwa 2,6 % im Ausgangszustand und jeweils ca. 1,8 % bei N4 und N8 liegen hier die Werte niedriger. Damit sind gleichzeitig die Dehnungswerte für den Laborprozess mit 100 mm Blechbreite [120] höher als für die Werkstoffe aus dem hochskalierten Prozess in dieser Arbeit. Des Weiteren sind für N4 und N8 von Ruppert [120] ebenfalls die jeweils höchsten Dehnungswerte für die Orientierung von  $45^\circ$  zur Walzrichtung ermittelt worden. Ein Grund für die unterschiedlichen Dehnungen können wiederum die unterschiedlichen Prüfparameter sein.

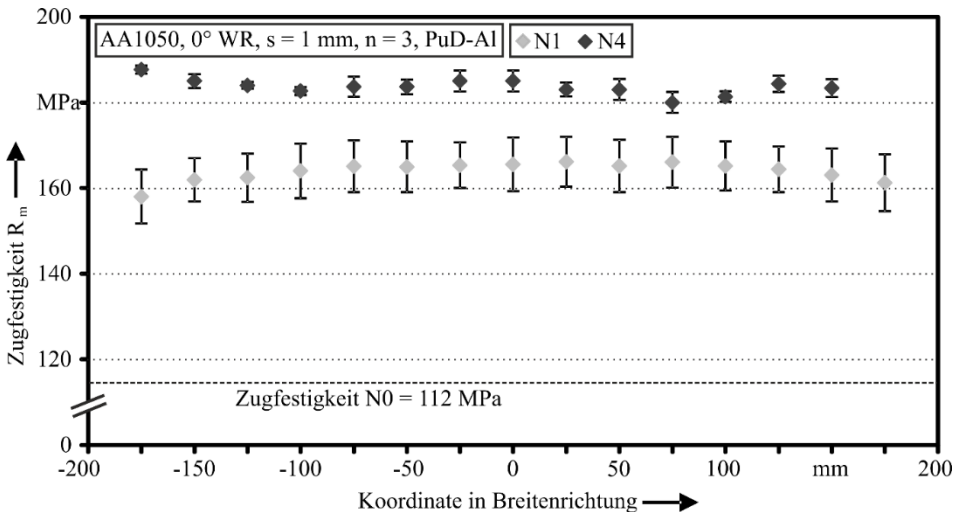


Bild 35: Zugfestigkeit  $R_m$  über die Blechbreite für AA1050 N1 und N4

Hinsichtlich des Einsatzpotentials dieser Werkstoffe ist festzuhalten, dass dieses ohne eine lokale Wärmebehandlung stark eingeschränkt ist. Im Anlieferungszustand fordert die Automobilindustrie für Karosseriegüten aus Aluminium der 6000er Serie üblicherweise Gleichmaßdehnungen von mindestens 20 % [123], die hier deutlich unterschritten werden. Die Bruchdehnungen  $A_{50}$  sind in Bild 37 dargestellt und liegen insgesamt nur unwesentlich über den entsprechenden Gleichmaßdehnungen. Diese zeigen des Weiteren einen analogen Verlauf wie die Gleichmaßdehnungen.

Im Vergleich zu Ruppert et al. [122] sind die Bruchdehnungen wesentlich kleiner, wo bis zu 16 % erreicht wurden. Jedoch gibt es auch hier den bereits oben erwähnten Unterschied bezüglich der Prüfgeschwindigkeiten. Übereinstimmend zu [120] zeigen sich bezüglich der Orientierung zur Walzrichtung die größten Bruchdehnungen für N4 und N8 in 45°-Richtung. Auch bei Topic et al. [121] wurden für N6 und N8 die höheren Bruchdehnungswerte in 45°-Orientierung festgestellt, wobei für N4 aufgrund einer großen Schwankungsbreite kein eindeutiger Zusammenhang ermittelt werden konnte. In dieser Richtung liegen auch niedrigere Zugfestigkeiten vor (vergleiche Bild 34) und gemäß Bild 38 ist in dieser Richtung die Breitenformänderung begünstigt. Die Versetzungsbewegung kann in den in Walzrichtung stark elongierten Körnern so leichter erfolgen als in 90°-Richtung.

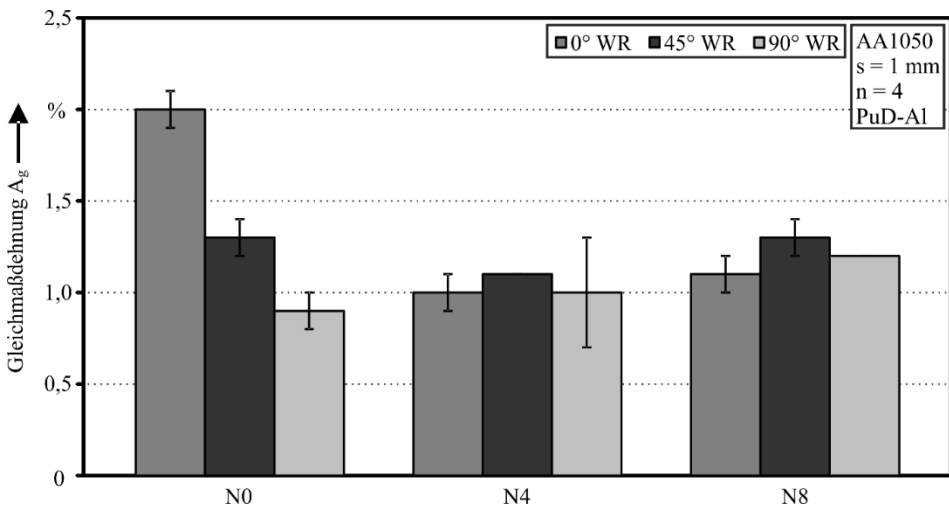


Bild 36: Gleichmaßdehnung  $A_g$  aus dem Zugversuch für AA1050 No, N4 und N8

Bezüglich der Richtungsabhängigkeit der Formänderungen sind die Werte für die senkrechte Anisotropie in den Orientierungen 0°, 45° und 90° und die resultierende mittlere senkrechte und die ebene Anisotropie in Bild 38 dargestellt. Die Anisotropie beträgt bei No für 0° und 45° ca. 0,4 und ist

90° mit knapp 0,8 in etwa doppelt so groß. Für N<sub>4</sub> und N<sub>8</sub> hingegen liegen die Richtungen 0° und 90° bei jeweils ca. 0,4 und die 45°-Orientierungen liegen um 0,8. Die mittlere senkrechte Anisotropie  $\bar{r}$  hingegen nimmt von N<sub>0</sub> über N<sub>4</sub> bis zu N<sub>8</sub> ausgehend von ca. 0,5 schrittweise auf ca. 0,6 zu. Das bedeutet eine abnehmende Neigung zur Ausdünnung des Bleches beim Tiefziehen. Im Gegensatz dazu fällt die ebene Anisotropie  $\Delta r$  von etwa 0,2 auf ca. -0,4 bzw. -0,5 ab. Hinsichtlich der Tiefzieheignung bewirkt dies eine zunehmende Tendenz zur Zipfelbildung, die sich für N<sub>6</sub>-Bleche auch bei Ruppert [120] gezeigt hat. Die signifikante Zunahme der Anisotropie in 45°-Richtung, der Anstieg der mittleren senkrechten Anisotropie und das Abfallen von  $\Delta r$  mit der steigenden Zahl an Walzzyklen entsprechen grundsätzlich dem von Skrotzki et al. berechneten [124] bzw. experimentell ermittelten Verhalten [125] für AA6016 sowie den von Chekhonin et al. [126] festgestellten Zusammenhängen für die mehrfach gewalzte Kombination von Aluminium mit zwei verschiedenen Reinheitsgraden.

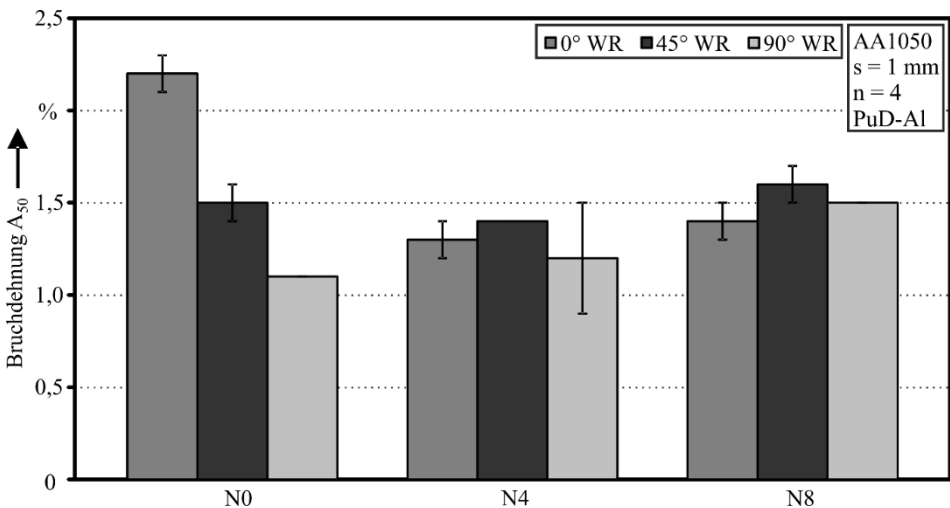


Bild 37: Bruchdehnung  $A_{50}$  aus dem Zugversuch für AA1050 No, N<sub>4</sub> und N<sub>8</sub>

Hinsichtlich des resultierenden Gefüges aus dem hochskalierten ARB-Prozess wird an dieser Stelle auf die Untersuchungen von Ruppert [120] verwiesen. Dort sind Bleche analysiert, die mittels des in dieser Arbeit verwendeten Walzgerüsts und zwei anderen Walzanlagen hergestellt worden sind. Beispielhaft ist dort für AA1050 N<sub>6</sub> das Gefüge in verschiedenen Zonen der Bleche gegenübergestellt und es konnten sowohl qualitativ als auch quantitativ keine signifikanten Einflüsse durch die verschiedenen Anlagen festgestellt werden [120].

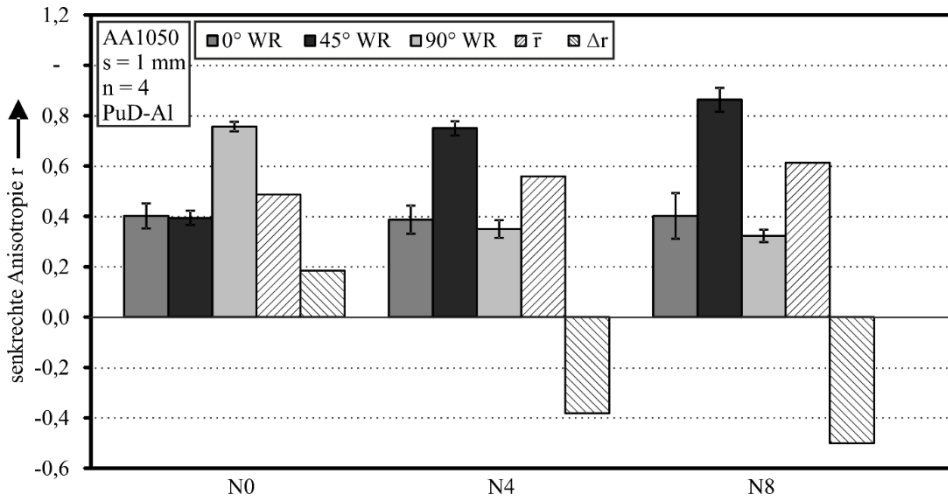


Bild 38: Anisotropiekennwerte  $r$ ,  $\bar{r}$  und  $\Delta r$  aus dem Zugversuch für AA1050 No, N4 und N8

Die resultierenden Eigenschaften der Blechwerkstoffe aus dem hochskalierten ARB-Prozess sind im Wesentlichen vergleichbar mit dem Laborprozess. Die Änderungen der mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch in  $0^\circ$  Orientierung sind für die großformatigen ARB-Bleche in Tabelle 5 für N4 und N8 jeweils bezogen auf den Ausgangszustand No nochmal zusammengefasst. Die Skala reicht dabei über eine starke prozentuale Abnahme  $\downarrow\downarrow$  von über 40 %, eine leichte Abnahme  $\downarrow$  unter 40 %, keine signifikante Änderung  $\leftrightarrow$  mit  $\pm 10$  % bis zur Zunahme  $\uparrow$  mit maximal 40 % sowie einer starken Zunahme  $\uparrow\uparrow$  über 40 % der jeweiligen Kenngröße.

Tabelle 5: Änderung der mechanischen Kennwerte für AA1050 N4 und N8 bezogen auf No für den hochskalierten ARB-Prozess

Kennwert	$E_{sys}$	$R_{p0,2}$	$R_m$	$A_G$	$A_{50}$	$\bar{r}$	$\Delta r$
AA1050 N4	$\uparrow$	$\uparrow\uparrow$	$\uparrow\uparrow$	$\downarrow\downarrow$	$\downarrow\downarrow$	$\uparrow$	$\downarrow\downarrow$
AA1050 N8	$\uparrow$	$\uparrow\uparrow$	$\uparrow\uparrow$	$\downarrow\downarrow$	$\downarrow\downarrow$	$\uparrow$	$\downarrow\downarrow$

Daraus ist ablesbar, dass zum einen die Festigkeitskennwerte deutlich zunehmen und somit das Potential für den Einsatz des mehrfach gewalzten Aluminiums als Leichtbauwerkstoff gegeben ist. Zum anderen nehmen jedoch auch die Duktilitätskennwerte stark ab, was eine begrenzte Eignung für die umformtechnische Weiterverarbeitung bedeutet. Diese ist somit ohne weitergehende Maßnahmen, wie eine lokale Verbesserung der Eigenschaften mittels einer Wärmebehandlung, nicht sinnvoll möglich.

## **6 Verbesserung der Verarbeitbarkeit großflächiger ARB Platinen mittels einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung**

Die Verarbeitbarkeit der mehrlagigen Aluminiumwerkstoffe aus dem ARB-Prozess zu Bauteilen in Blechumformprozessen ist aufgrund der dargestellten Einschränkungen hinsichtlich der erreichbaren Gleichmaß- bzw. Bruchdehnung limitiert. Daher wird im Folgenden die Einbringung von Eigenschaftsgradienten mittels einer spezifischen, lokalen Wärmebehandlung auf Basis der Technologie der Tailor Heat Treated Blanks untersucht, die das Umformvermögen dieser Werkstoffe durch eine Verringerung der Fließspannung und Erhöhung der Duktilität verbessern soll. Zunächst werden flächige Gradienten über die Blechebene eingebracht, um in der Umformzone oder sogenannten Opferzonen die Festigkeit zu reduzieren und das globale Umformvermögen des nanokristallinen Aluminiums zu erweitern. In diesem Zusammenhang stehen neben der Übertragbarkeit der Prozessparameter der klassischen THTB-Wärmebehandlung auf das nanokristalline Aluminium die umfassende Charakterisierung der resultierenden mechanischen Eigenschaften sowie die Erprobung in Umformversuchen im Fokus.

### **6.1 Wahl der Prozessparameter**

Hinsichtlich der Parameter für die lokale Kurzzeitwärmebehandlung von Aluminiumwerkstoffen und insbesondere auch von achtfach gewalztem AA6016 (EN AW-6016) wurden bereits von Merklein und Vogt [127] verschiedene Maximaltemperaturen von 200 °C bis 400 °C und Haltezeiten von 5 s bis 10 min untersucht. Die maximale Entfestigung und die größte Zunahme der Duktilität lassen sich bei einer Maximaltemperatur von 400 °C bereits bei einer Haltezeit von weniger als fünf Sekunden erreichen. Bei niedrigeren Temperaturen von ca. 300 °C sind teilweise ähnliche Eigenschaften erzielbar, jedoch sind dann deutlich längere Haltezeiten von mindestens fünf Minuten erforderlich. Im Sinne einer produktions- und kostentechnisch effizienten Wärmebehandlung ist eine möglichst kurze Wärmebehandlungsdauer anzustreben. Bei sehr kurzen Haltezeiten kann außerdem der Effekt der Selbstabschreckung genutzt werden und es ist bei der lokalen Erwärmung bestimmter Platinenbereiche keine Kühlung der umliegenden Zonen erforderlich. Des Weiteren bedeutet eine Haltezeit

von weniger als fünf Sekunden bei der Verwendung eines Lasers die Übertragbarkeit der Erkenntnisse aus den Versuchen mit konduktiv wirkenden Heizplatten, wie sie bereits von Vogt gezeigt wurde [82]. Im Folgenden werden auch für das mehrfach gewalzte Reinaluminium zunächst die Parameter von 400 °C Maximaltemperatur bei einer Haltedauer von < 5 s verwendet. Bei mehrlagigen ARB-Blechen aus AA6016 kommen dabei beide Mechanismen, die Auflösung der MgSi-Ausscheidungen und die Kornvergrößerung aufgrund von lokaler Rekristallisation [127], zum Tragen. Hingegen können bei ultrafeinkörnigem AA1050 lediglich das Kornwachstum in Verbindung mit Rekristallisationsvorgängen sowie Erholungseffekte für eine Entfestigung sorgen. Das Potential einer Kurzzeitwärmebehandlung zur Verbesserung der Umformeigenschaften von mehrlagigem Reinaluminium muss daher im Folgenden analysiert werden. Dazu werden die Proben im Rahmen dieser Versuchsreihe mittels der Heizbackenstation konduktiv wärmebehandelt.

## 6.2 Resultierende Werkstoffeigenschaften

### 6.2.1 Kennwerte und Fließkurven aus dem uniaxialen Zugversuch

Der Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die Kennwerte Systemmodul, Streckgrenze, Zugfestigkeit, Gleichmaß- und Bruchdehnung ist in Bild 39 bis Bild 43 dargestellt. Der Systemmodul ist dabei für die Auslegung von Leichtbaukomponenten hinsichtlich Steifigkeit relevant. Die Festigkeits- und Dehnungskennwerte werden insbesondere auch für die Prozessauslegung der Umformoperationen benötigt werden.

Hinsichtlich des Systemmoduls  $E_{\text{sys}}$  ist zu erkennen, dass jeweils in den drei Orientierungen für No, N4 und N8 eine gleichmäßige Reduktion eintritt und damit die Unterschiede bezüglich der Richtungen weitgehend erhalten bleiben (siehe Bild 39). Die größte Abnahme ist für N4 zu verzeichnen, sodass der Systemmodul nach der Wärmebehandlung unterhalb der Niveaus von No und N8 liegt. Die Wärmebehandlung sorgt für einen Abbau von Versetzungsanhäufungen und die Zunahme der freien Versetzungen, was zur Reduktion des Systemmoduls führt [118].

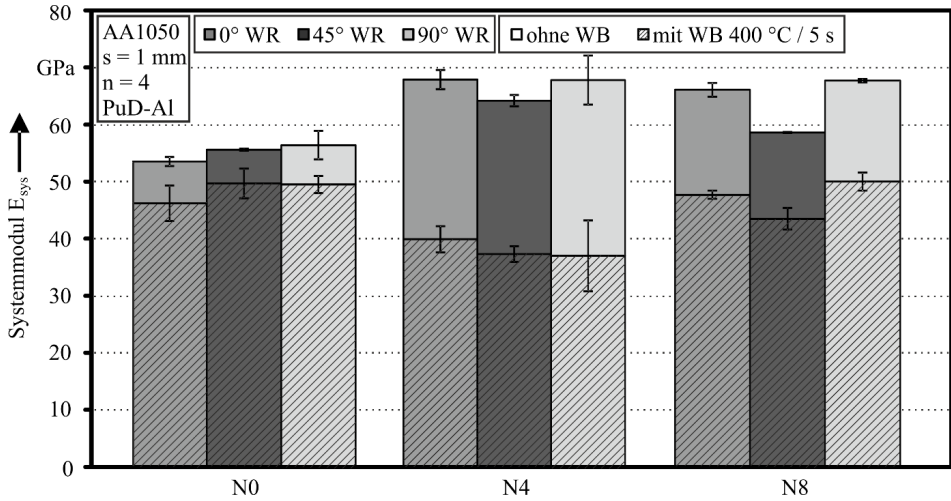


Bild 39: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf den Systemmodul  $E_{sys}$  für AA1050 No, N4 und N8

Auch bei der Streckgrenze  $R_{p0,2}$  ist die größte Reduktion für N4 festzustellen (siehe Bild 40). Bei No hingegen kommt es nur zu einem leichten Abfall, da dieser Werkstoff kaum kaltverfestigt ist und noch ein konventionelles Gefüge vorliegt. Für N8 bleibt die Streckgrenze nach einer Wärmebehandlung leicht höher als für N4. Die Unterschiede zwischen  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$  im Vergleich mit dem nicht wärmebehandelten Zustand bleiben im Wesentlichen weiter bestehen. Auffällig ist, dass für N4 und N8 nach Wärmebehandlung sogar niedrigere Festigkeitswerte vorliegen als für den wärmebehandelten Ausgangswerkstoff. Der Grund hierfür ist der bei N4 und N8 größere Anteil an Korngrenzen und Versetzungen, die als Ausgangspunkte der Rekristallisation fungieren [128]. Dies sorgt für eine umfassende Rekristallisation und Neubildung des Gefüges im Vergleich zu den reinen Erholungseffekten beim nur leicht kaltverfestigten No-Ausgangszustand.

Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Zugfestigkeit  $R_m$  (siehe Bild 41) entspricht grundsätzlich den Effekten bei der Streckgrenze. Im wärmebehandelten Zustand liegen alle drei Werkstoffe in etwa auf einem Festigkeitsniveau um 100 MPa. Insgesamt kann durch die Kurzzeitwärmebehandlung eine deutliche Absenkung der Spannungsniveaus und damit potentiell eine Reduktion des Kraftbedarfs für die Umformung erzielt werden. Die Absenkung der Streckgrenze und Zugfestigkeit lässt sich zum einen auf Rekristallisationseffekte zurückführen [92]. Die Kornvergrößerung führt gemäß der Hall-Petch-Beziehung nach Gleichung (1) zu einer Abnahme der Spannungen. Daneben finden durch den Temperatureinfluss Erholungseffekte mit dem Abbau der Versetzungsanhäufungen statt [95].

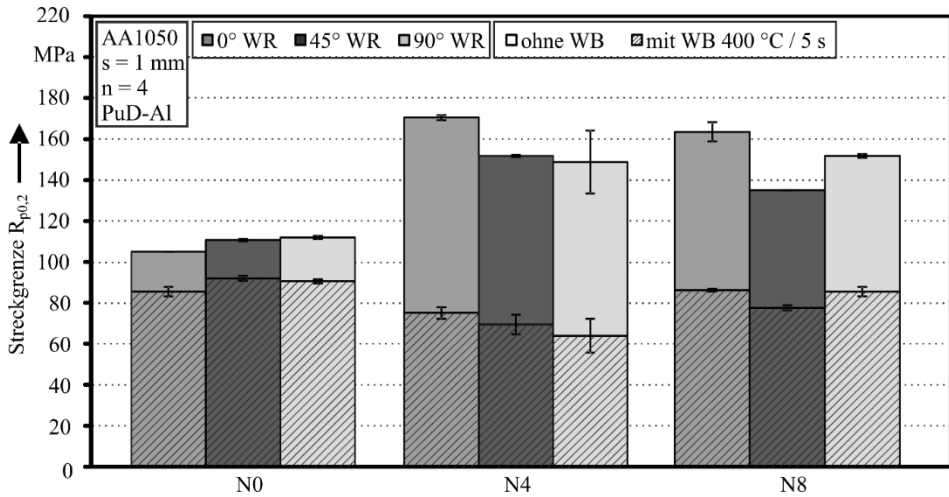


Bild 40: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf die Streckgrenze  $R_{p0,2}$  für AA1050 No, N4 und N8

Für die Verbesserung des Umformvermögens der mehrfach gewalzten Aluminiumwerkstoffe sind insbesondere auch die Dehnungswerte  $A_G$  und  $A_{50}$  relevant. Hier können ausgehend von ca. 1 % Gleichmaßdehnung nach der Wärmebehandlung für N4 bis zu etwa 9 % und ca. 6 % für N8 erreicht werden (siehe Bild 42). Auch im Ausgangszustand No ist eine leichte Erhöhung zu erzielen, wobei für die Orientierung von 90° zur Walzrichtung die geringste Gleichmaßdehnung vorliegt. Hingegen ist nach vier Walzdurchgängen für 0° und nach acht Walzzyklen für 45° der niedrigste Wert festzustellen. Im nicht wärmebehandelten Zustand waren bei N4 und N8 keine relevanten Unterschiede bezüglich der Orientierung auszumachen, wobei die Dehnungen insgesamt auf einem sehr geringen Niveau liegen. Der Anstieg der Gleichmaßdehnung nach einer Wärmebehandlung der mehrfach gewalzten Zustände ist deutlich größer als für den wärmebehandelten Ausgangswerkstoff No. Dies ist wiederum auf den bei N4 und N8 größeren Anteil an Korngrenzen als Ausgangspunkte der Rekristallisation [128] zurückzuführen und die sich dadurch neu bildende Kornstruktur, die das größere Dehnungsvermögen begünstigt im Vergleich zu dem lediglich erhaltenen Gefüge bei No.

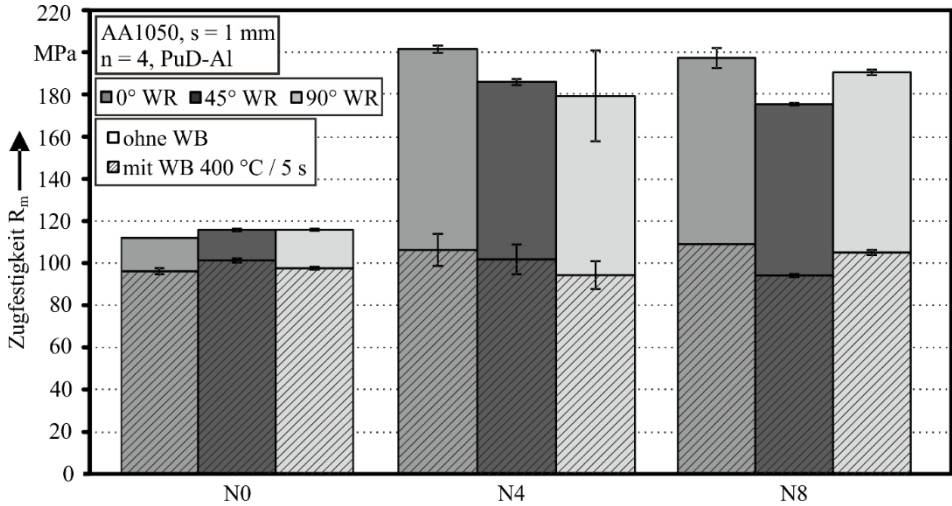


Bild 41: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf die Zugfestigkeit  $R_m$  für AA1050 No, N4 und N8

Die Bruchdehnungen  $A_{50}$  (siehe Bild 43) nach einer Wärmebehandlung zeigen ebenfalls eine signifikante Zunahme im Vergleich zum unbehandelten Zustand. Sie liegen jedoch nur unwesentlich über den Gleichmaßdehnungen des wärmebehandelten Aluminiums. Das Dehnungsvermögen des Reinaluminiums ist hier bereits weitgehend erschöpft. Der Verlauf der Bruchdehnungen hinsichtlich der Orientierung zur Walzrichtung und für die verschiedenen Walzzyklen entspricht grundsätzlich dem der Gleichmaßdehnungen.

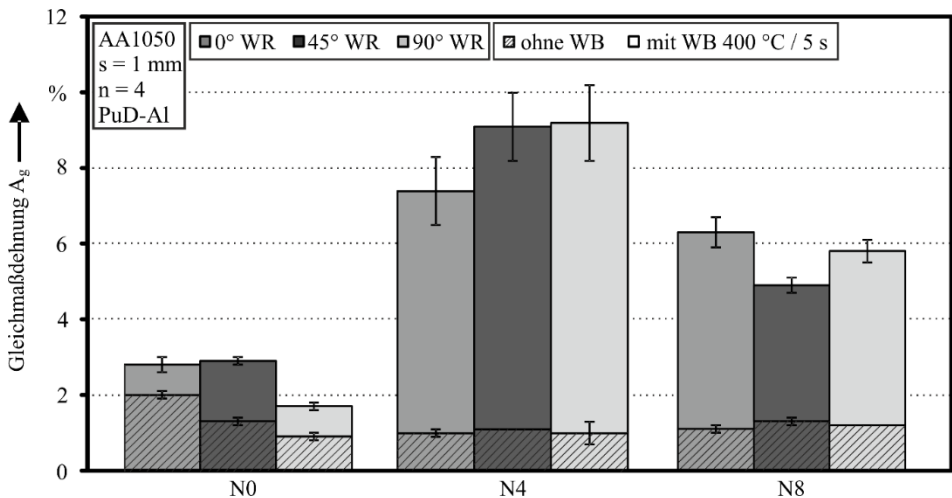


Bild 42: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf die Gleichmaßdehnung  $A_G$  für AA1050 No, N4 und N8

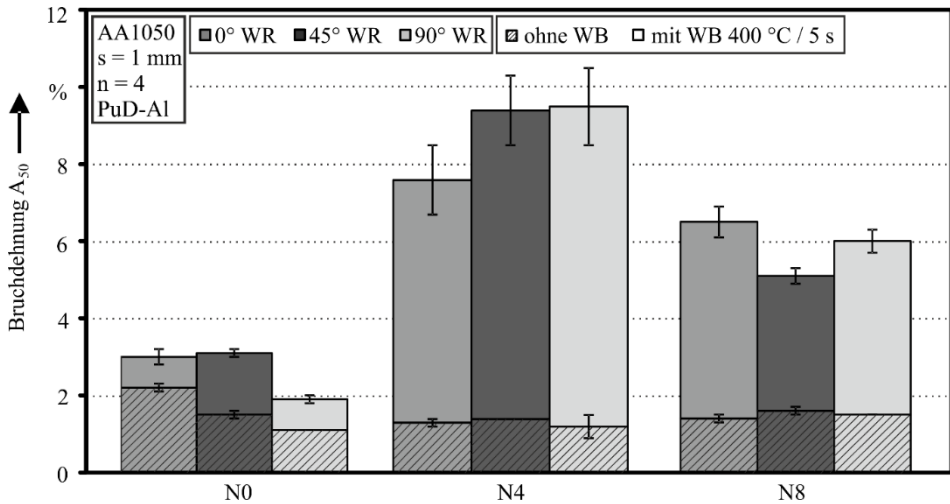


Bild 43: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf die Bruchdehnung A<sub>50</sub> für AA1050 No, N4 und N8

Die Veränderung der Anisotropiekennwerte nach einer Wärmebehandlung ist in Tabelle 6 zusammengefasst. Für No ist hier kein signifikanter Einfluss zu verzeichnen. Bei N4 kommt es durch die Wärmebehandlung zu einer leichten Erhöhung von  $r_0$  und einer Abnahme von  $r_{45}$ . Dies führt zu einer geringfügig kleineren mittleren senkrechten Anisotropie und damit einer tendenziell stärkeren Neigung zur Ausdünnung. Die größere ebene Anisotropie sorgt für eine abnehmende Zipfelbildung. Der achtfach gewalzte Werkstoff weist geringere Werte für  $r_0$  und  $r_{45}$  auf. Dadurch ergibt sich eine geringere ebene Anisotropie und damit eine verstärkte Zipfelbildung.

Tabelle 6: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf die Anisotropiekennwerte  $r$ ,  $\bar{r}$  und  $\Delta r$  für AA1050 No, N4 und N8

		$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$\bar{r}$	$\Delta r$
No	ohne WB	0,40±0,05	0,39±0,03	0,76±0,02	0,49	0,19
	mit WB	0,48±0,05	0,39±0,02	0,80±0,07	0,51	0,25
N4	ohne WB	0,39±0,06	0,75±0,03	0,35±0,04	0,56	-0,38
	mit WB	0,46±0,03	0,56±0,01	0,39±0,02	0,49	-0,14
N8	ohne WB	0,40±0,09	0,86±0,05	0,32±0,03	0,61	-0,50
	mit WB	0,26±0,02	0,92±0,04	0,23±0,03	0,58	-0,68

In Bild 44 sind als Mittelwerte die experimentellen Stützstellen der Fließkurven von No, N4 und N8 in der Orientierung  $0^\circ$  zur Walzrichtung mit und ohne einer Kurzzeitwärmebehandlung dargestellt. Zusätzlich sind die nach Hockett-Sherby [129] extrapolierten Fließkurven enthalten, die in weiteren Arbeiten als Eingangsdaten für numerische Analysen herangezogen werden können. Dabei entsprechen die Fließspannungsniveaus und die erreichbaren Umformgrade den obigen Schilderungen. Für die Extrapolationen nach Hockett-Sherby sind die zugehörigen Koeffizienten in Tabelle 7 zusammengefasst.

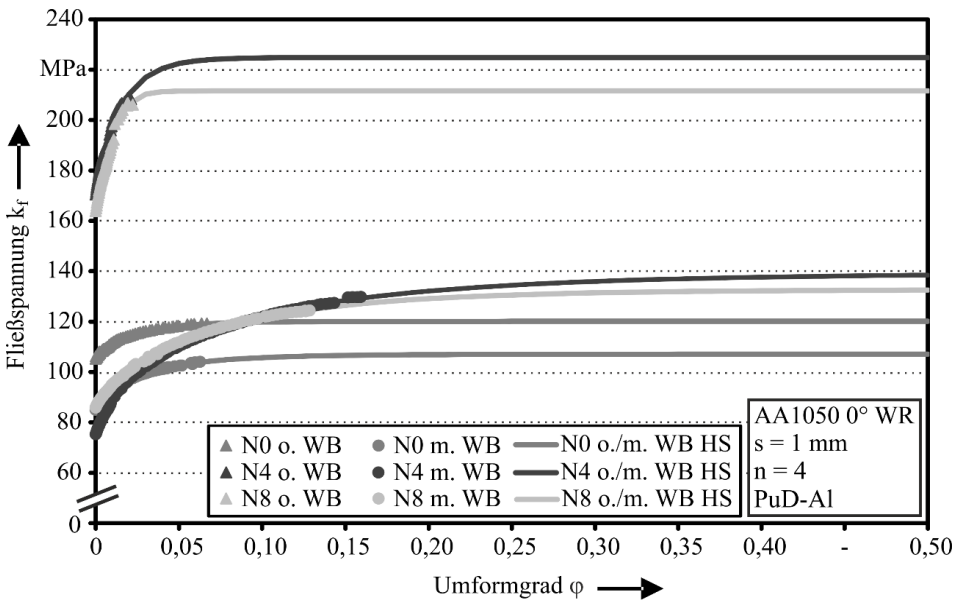


Bild 44: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf die experimentellen Stützstellen und die nach Hockett-Sherby (HS) extrapolierten Fließkurven in Walzrichtung für AA1050 No, N4 und N8

Tabelle 7: Ermittelte Koeffizienten für den Fließkurvenansatz nach Hockett-Sherby

Koeffizient	No o. WB	No m. WB	N4 o. WB	N4 m. WB	N8 o. WB	N8 m. WB
a	$1,06 \cdot 10^2$	$8,51 \cdot 10^1$	$1,71 \cdot 10^2$	$7,40 \cdot 10^1$	$1,66 \cdot 10^2$	$8,61 \cdot 10^1$
b	$1,20 \cdot 10^2$	$1,07 \cdot 10^2$	$2,25 \cdot 10^2$	$1,39 \cdot 10^2$	$2,12 \cdot 10^2$	$1,33 \cdot 10^2$
c	$3,02 \cdot 10^1$	$1,80 \cdot 10^1$	$5,35 \cdot 10^1$	$7,00 \cdot 10^0$	$3,03 \cdot 10^2$	$9,86 \cdot 10^0$
d	$8,88 \cdot 10^{-1}$	$8,05 \cdot 10^{-1}$	$9,48 \cdot 10^{-1}$	$7,20 \cdot 10^{-1}$	$1,26 \cdot 10^0$	$8,37 \cdot 10^{-1}$

Die im Bereich von 2 % bis 4 % plastischer Dehnung ermittelten Verfestigungsexponenten  $n_{2-4\%}$  der extrapolierten Fließkurven sind in Bild 45 veranschaulicht. Hinsichtlich des Verfestigungspotentials ist erkennbar, dass im nicht wärmebehandelten Zustand der geringste Wert für N0 und der höchste für N4 vorliegt. Der niedrigere Verfestigungsexponent nach acht Walzzyklen kommt dadurch zustande, dass hier aufgrund des hohen Maßes der Kaltverfestigung und Versetzungsanhäufung das Verfestigungsvermögen bereits nahezu erschöpft ist. Dies ist zum einen auch am frühen Versagen bei relativ geringen Dehnungen und zum anderen am konstanten Verlauf der extrapolierten Kurven ab einem Umformgrad von ca. 0,1 ersichtlich. Nach einer Wärmebehandlung steigt der Verfestigungsexponent für alle drei Werkstoffe an. Die größten Zunahmen sind für N4 und N8 zu verzeichnen, wobei auch hier der Wert für N4 größer ist als für N8. Ein Abflachen der extrapolierten Kurven für die mehrfach gewalzten Zustände ist nach der Wärmebehandlung erst bei Umformgraden um 0,5 erkennbar. Auch von Merklein et al. [130] wurde für vierfach gewalztes AA6016 und für den Ausgangszustand ermittelt, dass der Verfestigungsexponent mit einer Kurzzeitwärmebehandlung ansteigt. Das Abflachen der Fließkurven im nicht wärmebehandelten Zustand wurde ebenfalls festgestellt, wobei insgesamt größere Umformgrade erreicht wurden und daher der Übergang in die Sättigung anhand von Messpunkten aus dem Experiment deutlicher zu erkennen ist.

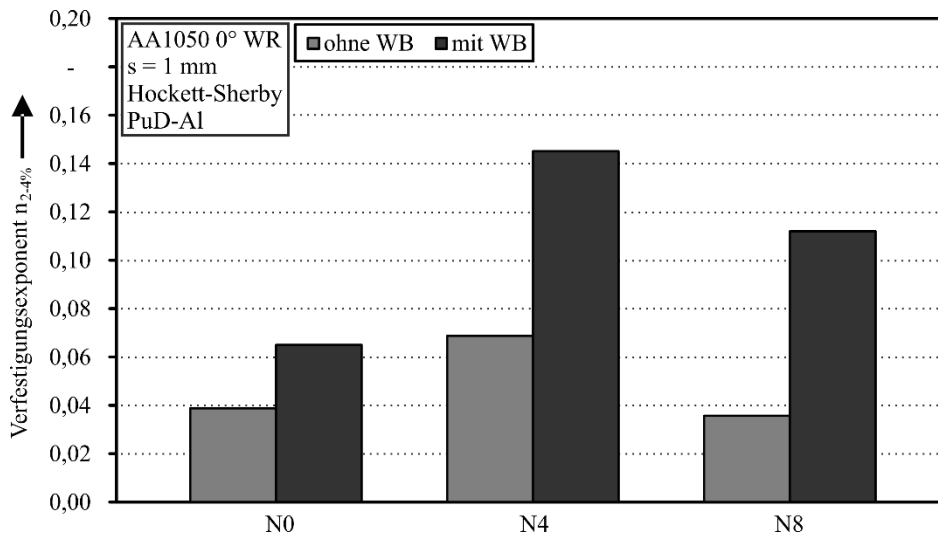


Bild 45: Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) auf das Verfestigungspotential für AA1050 N0, N4 und N8

Hinsichtlich der Dehnratenempfindlichkeit der Werkstoffeigenschaften sei hier auf die Arbeit von Ruppert et al. [122] verwiesen, in der entsprechende Untersuchungen für mehrlagiges Reinaluminium, das mit der oben genannten Walzanlage hergestellt wurde, enthalten sind. Für die folgenden, klassischen Biege- und Tiefziehversuche ist diese nicht relevant.

Zusammenfassend ist der Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die verschiedenen Kenngrößen nochmal in Tabelle 8 dargestellt. Dabei kommt die analoge Symbolik wie in Abschnitt 5.3 erläutert zur Anwendung. Insbesondere die Festigkeitskennwerte  $R_{p0,2}$  und  $R_m$  zeigen dabei für No nur eine leichte Abnahme, während für N4 und N8 jeweils eine starke Reduktion durch die Wärmebehandlung erzielt wird. In umgekehrter Weise tritt für die Dehnungen  $A_G$  und  $A_{50}$  jeweils für No eine leichte Zunahme auf und für die mehrfach gewalzten Zustände können dagegen starke Anstiege festgestellt werden. Das Verfestigungspotential ist für alle drei Werkstoffe wärmebehandelten Zustand stark erhöht. Damit ist hinsichtlich der Umformung dieser Werkstoffe durch eine lokal angewendete Kurzzeitwärmebehandlung in Verbindung mit der verringerten Festigkeit das Potential für die Reduktion der Umformkräfte gegeben. Zum anderen ermöglichen die gesteigerten Dehnungswerte nach der Wärmebehandlung prinzipiell die Erzielung höherer Umformgrade ohne auftretende Risse.

Tabelle 8: Änderung der mechanischen Kennwerte für AA1050 No, N4 und N8 nach einer Kurzzeitwärmebehandlung jeweils bezogen auf den unbehandelten Zustand

Kennwert	$E_{\text{sys}}$	$R_{p0,2}$	$R_m$	$A_G$	$A_{50}$	$n_{2-4\%}$	$\bar{r}$	$\Delta r$
AA1050 No m. WB	↓	↓	↓	↑	↑	↑↑	↔	↑
AA1050 N4 m. WB	↓↓	↓↓	↓↓	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↑↑
AA1050 N8 m. WB	↓	↓↓	↓↓	↑↑	↑↑	↑↑	↔	↓

### 6.2.2 Grenzformänderungskurven aus dem Nakajimaversuch

Zur Beurteilung der Verfahrensgrenzen bei der Blechumformung, unter anderem mittels Tiefziehen, wird als Kriterium die Grenzformänderungskurve herangezogen und diese in der Regel auch in Programmen für die numerische Prozessauslegung hinterlegt. Die Grenzformänderungskurven für No, N4 und N8, die in Nakajimaversuchen ermittelt wurden, sind dazu in Bild 46 und Bild 47 dargestellt. Im nicht wärmebehandelten Zustand (siehe Bild 46) ist in den Bereichen der ebenen Dehnung und des einachsigen Zuges kein signifikanter Unterschied zwischen dem Ausgangszustand und den vier- bzw. achtfach gewalzten Werkstoffen vorhanden. Im Bereich

des biaxialen Streckziehens verläuft für N<sub>4</sub> die Kurve am flachsten, während für N<sub>8</sub> die größten Umformgrade mit jeweils über 0,3 erreicht werden. Grundsätzlich kommt es durch den kumulativen Walzprozess bezüglich der Grenzformänderungskurve nicht zu einer signifikanten Verschlechterung des Umformvermögens im Vergleich zum Ausgangszustand No.

Nach einer Wärmebehandlung (siehe Bild 47) kann eine Verschiebung der Kurven zu größeren Hauptumformgraden und damit ein reduziertes Versagensrisiko festgestellt werden. Für das No-Blech fällt diese Verschiebung in Übereinstimmung mit den Ergebnissen für die Gleichmaßdehnung (siehe Bild 42) jedoch deutlich geringer aus als für N<sub>4</sub> und N<sub>8</sub>. Hier können selbst im Bereich der ebenen Dehnung Umformgrade über 0,3 erzielt werden. Dies entspricht dem Umformvermögen gängiger Karosseriewerkstoffe, wie beispielsweise AA6181PX im T<sub>4</sub>-Zustand [82]. Daneben sind für den für das Tiefziehen charakteristischen Formänderungszustand bei N<sub>4</sub> wesentlich höhere Umformgrade zu erreichen als ohne Wärmebehandlung. Ein signifikanter Unterschied der Kurvenverläufe von N<sub>4</sub> und N<sub>8</sub> lässt sich insbesondere auch angesichts der verhältnismäßig großen Streuungen darüber hinaus nicht erkennen. Das teilweise Fehlen einiger Stützstellen für die wärmebehandelten Zustände ist auf die zum einen reduzierte Festigkeit und zum anderen auf die damit größere Empfindlichkeit bei aus dem Walzprozess sowie der Handhabung vorhandenen Kratzern oder Blechdickenschwankungen zurückzuführen. Hier war ein Versagen nicht in jedem Fall im Kuppenmittelpunkt des Stempels zu gewährleisten und teilweise kam es auch zum Reißen im Einspannbereich der Proben. Somit waren diese Versuche ungültig.

Die Grenzformänderungskurven als Hilfsmittel zur Beurteilung des möglichen Werkstoffversagens aufgrund kritischer Blechdünnungen zeigen das Potential für die Umformung von mehrlagigen Aluminiumblechen im wärmebehandelten Zustand auf. Es können dabei sowohl für N<sub>4</sub> als auch N<sub>8</sub> signifikant höhere Umformgrade erzielt werden als ohne Wärmebehandlung.

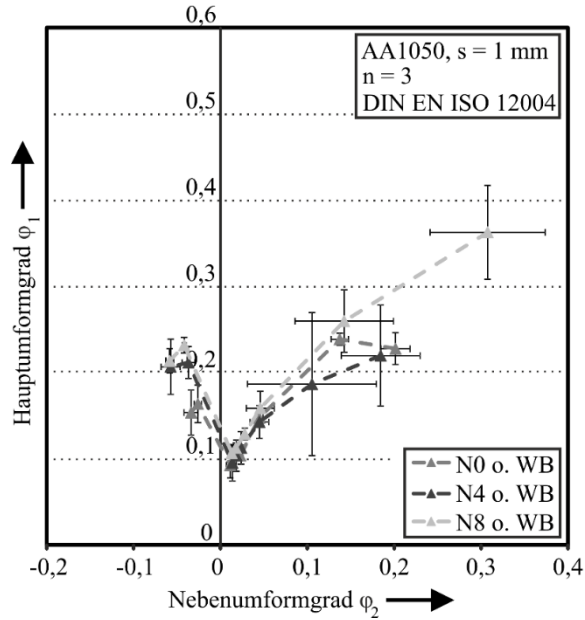


Bild 46: Grenzformänderungskurven für AA1050 No, N4 und N8 ohne Wärmebehandlung (WB)

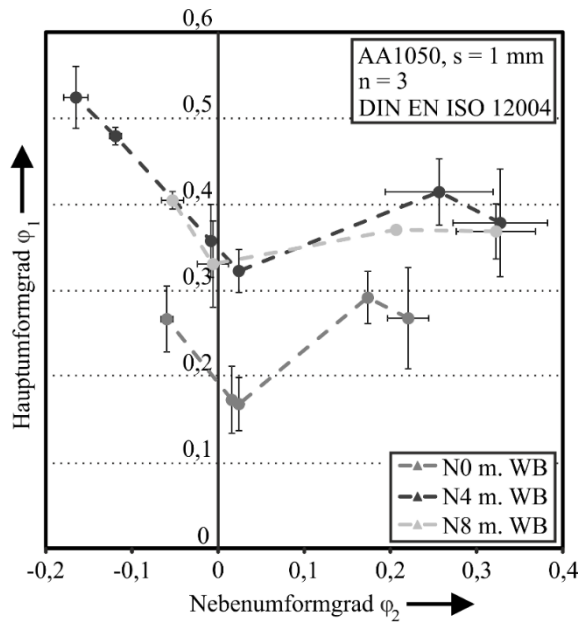


Bild 47: Grenzformänderungskurven für AA1050 No, N4 und N8 mit Wärmebehandlung (WB)

### **6.3 Charakterisierung des Umformvermögens bei Biegebeanspruchung**

Zur Beurteilung des Umformvermögens der mehrlagigen Aluminiumwerkstoffe bei Biegebeanspruchung werden 3-Punkt-Biegeversuche im Ausgangszustand und nach einer lokalen Laserwärmebehandlung an der Biegekante durchgeführt. Dabei soll im Unterschied zu den noch folgenden Untersuchungen in Abschnitt 7.2 hier eine homogene Entfestigung der Umformzone im Bereich der Biegekante ohne beabsichtigte Gradienten über die Blechdicke erfolgen. Die Zieltemperatur beträgt 400 °C an der laserabgewandten Blechoberfläche. Zur Sicherstellung der möglichst gleichmäßigen Erwärmung und damit der Einstellung homogener Eigenschaften in der Umformzone wird zum einen ausreichend großer Spotdurchmesser von 5 mm gewählt. Zum anderen liegen die an der laserabgewandten Blechunterseite für wenige Sekunden gemessenen Maximaltemperaturen jeweils zwischen 350 °C bis 400 °C, sodass die Schwelltemperatur von 300 °C für eine signifikante Entfestigung gemäß [127] überschritten ist. Abweichungen von einer ideal homogen entfestigten Umformzone können jedoch durch nicht ohne aufwendige Maßnahmen zu vermeidende Wärmeleitungseffekte und die hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften daraus resultierenden Übergangszonen entstehen. Derartige, mögliche Abweichungen werden an dieser Stelle vernachlässigt, da die Vergleichbarkeit der einzelnen Proben innerhalb dieser Versuchsreihe gewährleistet ist. Die Einkopplung des Lasers erfolgt hierbei jeweils auf der später bei der Biegung im Zugbereich liegenden Blechseite. Das Biegen erfolgt jeweils parallel und senkrecht zur Walzrichtung und mittels der optischen Dehnungsmessung wird einerseits ein mögliches Versagen im Zugspannungsbereich an der Biegekante detektiert und andererseits der Kraftbedarf für die Umformung bewertet.

In Bild 48 und Bild 49 sind die gemittelten Stempelkraftverläufe aus jeweils drei Wiederholungsversuchen über dem Biegewinkel aufgetragen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird die Standardabweichung nicht dargestellt, wobei diese ab Biegewinkeln von ca. 20° zu vernachlässigen ist. Im Bereich der Kraftanstiege ist diese höher. Dies liegt jedoch lediglich an den Unebenheiten der gewalzten Bleche, wodurch sich diese erst vollständig an die Kontaktflächen anlegen müssen und entsprechende Schwankungen beim Kraftverlauf auftreten.

Zunächst ist festzustellen, dass hinsichtlich des Einflusses der Orientierung der Walzrichtung gemäß Bild 48 und Bild 49 sowohl bei den qualitativen Verläufen als auch für die Höhe der Stempelkräfte keine signifikanten Unterschiede auftreten. Im Vergleich zum Ausgangszustand No mit maximal etwa 1 kN bei 80° ergeben sich bei den vier- und achtfach gewalzten Zuständen ohne Wärmebehandlung Stempelkräfte von bis zu ca. 2 kN. Im quasi stationären Bereich zwischen 20° und 55° liegen die Kräfte für N8 ohne Wärmebehandlung nochmals höher als bei N4. Der im nicht wärmebehandelten Zustand auffällige Kraftanstieg bei ca. 60° für N4 und N8 in beiden Orientierungen wurde von Böhm et al. [131] weiter untersucht. Dabei konnten Fehlereinflüsse seitens dieses Versuchsaufbaus und der Durchführung ausgeschlossen werden. Untersuchungen des Gefüges an der Biegekante mittels eines Rasterelektronenmikroskops von Proben mit verschiedenen Biege winkeln zeigten die dynamische Rekristallisation als Grund für diesen erneuten Kraftanstieg.

Bis zu einem Biege winkel von 80° sind für alle Zustände auch ohne Wärmebehandlung kein Versagen in Verbindung mit einem Kraftabfall und keine sichtbare Delamination festzustellen. Die lokale Wärmebehandlung sorgt jedoch für eine deutliche Reduktion der erforderlichen Umformkräfte, die für N4 und N8 nach Wärmebehandlung etwa auf dem Niveau des Ausgangszustandes No liegen. Die Ursache für die reduzierten Umformkräfte ist die lokale Rekristallisation und die damit einhergehende Entfestigung des ultrafeinkörnigen Aluminiums im Bereich der Wärmeeinflusszone an der Biegekante. Eine Darstellung der unterschiedlichen Stadien der Rekristallisation an der Biegekante nach einer Laserwärmebehandlung ist für AA6016 N8 bei Maier et al. [132] zu finden.

Des Weiteren ist der Kraftanstieg im Bereich zwischen 10° und 20° Biege winkel nach Wärmebehandlung für beide Orientierungen im Ausgangszustand und bei den gewalzten Proben grundsätzlich flacher als im unbehandelten Zustand. Im Bereich von 20° bis 55° ist hingegen ein kontinuierlicher Kraftanstieg für die wärmebehandelten Zustände von N4 und N8 zu beobachten, da hier wieder ein gewisses Verfestigungspotential vorhanden ist. Für die nicht wärmebehandelten Proben ist dieses durch den ARB-Prozess bereits ausgeschöpft.

6 Verbesserung der Verarbeitbarkeit großflächiger ARB Platinen mittels einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung

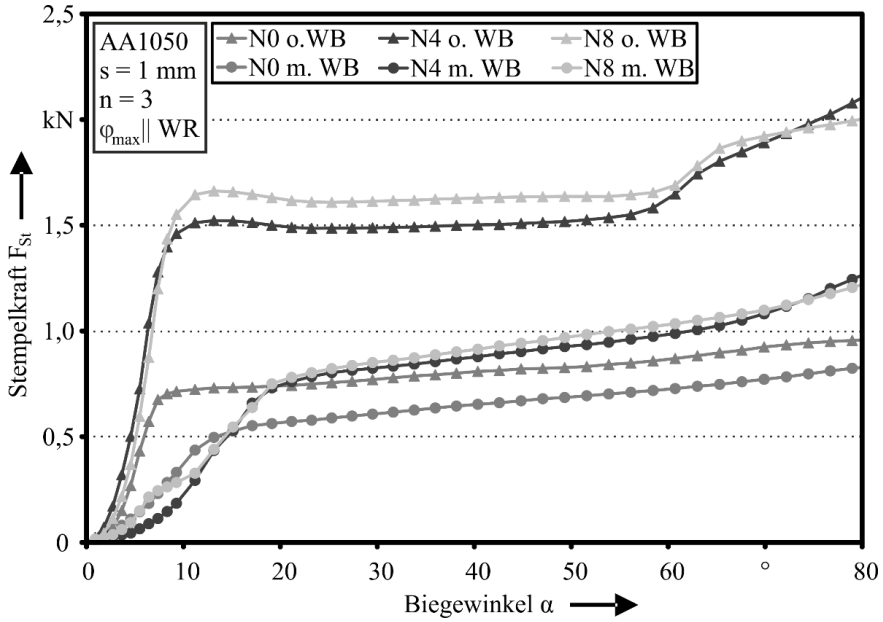


Bild 48: Verlauf der Stempelkraft über dem Biegewinkel für AA1050 No, N4 und N8 ohne und mit lokaler Wärmebehandlung und der Orientierung der Walzrichtung parallel zur maximalen Dehnung

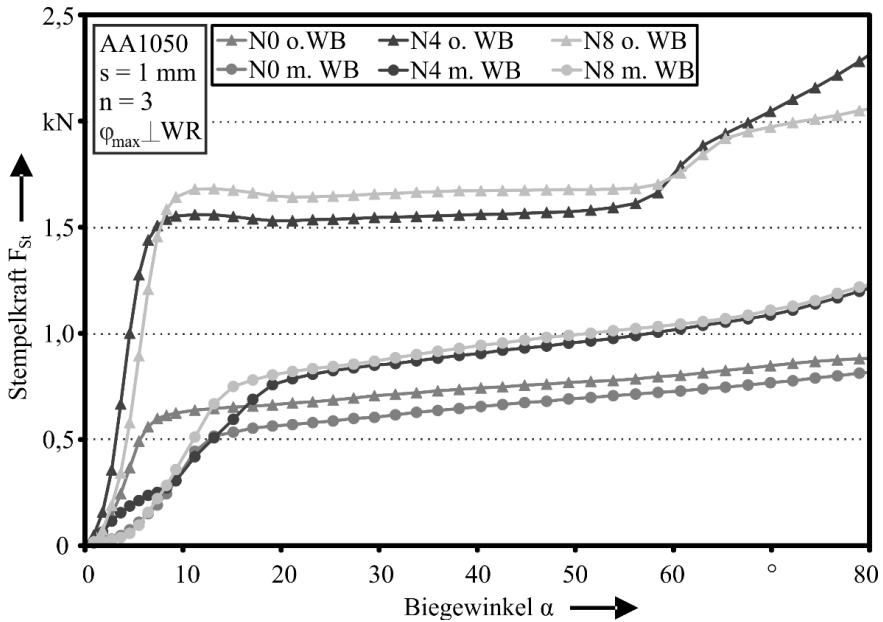


Bild 49: Verlauf der Stempelkraft über dem Biegewinkel für AA1050 No, N4 und N8 ohne und mit lokaler Wärmebehandlung und der Orientierung der Walzrichtung senkrecht zur maximalen Dehnung

Im Gegensatz zu Reinaluminium kann für mehrfach gewalztes AA6016 ohne eine lokale Wärmebehandlung das Auftreten eines Kraftabfalls und von sichtbaren Rissen an der Biegekante sowie nach Wärmebehandlung das Erreichen höherer Biegewinkel ohne Versagen festgestellt werden [131]. Auch für AA1050 ist bei Auswertung der Dehnungsverteilungen aus der optischen Dehnungsmessung an der Biegekante ein Einfluss der Wärmebehandlung auf die Dehnungslokalisierung und spätere Schädigung zu erkennen. Hierbei werden auch drei Schnittlinien ausgewertet, deren Lage in Bild 50 veranschaulicht ist.

Die Dehnungsverteilungen in Bild 51 zeigen zum einen für N8 ohne Wärmebehandlung im Vergleich zum Ausgangszustand No wesentlich höhere Umformgrade an der Biegekante. Dies ist auch anhand der Dehnungsverläufe aus jeweils drei gemittelten Schnittlinien quer zur Biegekante erkennbar, die in Bild 52 dargestellt sind. Zum anderen ist für N8 nach lokaler Wärmebehandlung eine deutliche Absenkung der auftretenden plastischen Dehnungen zu verzeichnen, während für No diese anhand der Dehnungsverteilung sowie der Schnittlinien nicht ersichtlich ist. Das Potential für die Entfestigung und Erhöhung der Duktilität ist, wie bereits oben beschrieben, für den Ausgangswerkstoff begrenzt. Des Weiteren ist für N8 nach der Wärmebehandlung eine Verbreiterung der Umformzone zu beobachten. Dies wird insbesondere durch den Kurvenverlauf in Bild 52 deutlich und bedeutet eine Reduktion der Beanspruchung in der kritischen Zone an der Biegekante. Somit können in Verbindung mit der Abnahme der erforderlichen Stempelkräfte durch die lokale Wärmebehandlung der Umformzone beim Biegen der mehrlagigen Aluminiumwerkstoffe das Risiko für Risse an der Biegekante reduziert und das Umformvermögen insgesamt verbessert werden.

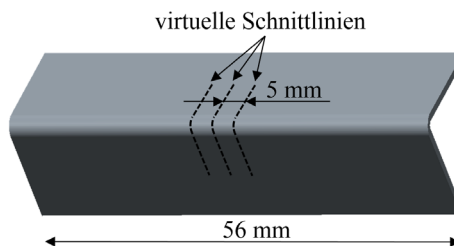


Bild 50: Schematische Darstellung der Lage der Schnittlinien an einer Biegeprobe

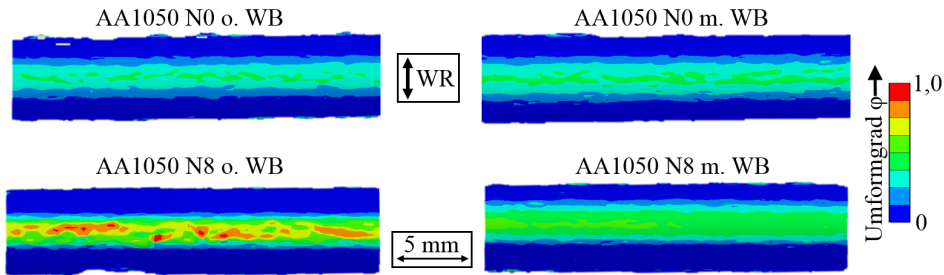


Bild 51: Dehnungsverteilungen an der Biegekante für AA1050 No und N8 im unbehandelten (o. WB) und lokal wärmebehandelten Zustand (m. WB) beim Kraftmaximum

Darüber hinaus wurde von Böhm et al. [131] das Schädigungsverhalten bei Biegebeanspruchung mit dem Ansatz von Kaupper [133] untersucht und erstmals auf mehrlagige Aluminiumwerkstoffe angewendet. Damit konnte für alle vier Varianten nach Bild 51 eine Dehnungslokalisierung (Stadium I) festgestellt werden. Hingegen wurde nur für die wärmebehandelten Zustände ein instabiles Defektwachstum (Stadium III) nachgewiesen. Insbesondere für mehrlagige Aluminiumlegierungen lieferte das Kriterium jedoch keine signifikanten Unterschiede. Dies ist neben den Einflüssen durch das nanokristalline Gefüge und den mehrlagigen Aufbau durch die verhältnismäßig geringen Dehnungen und erreichbaren Biegewinkel im Vergleich zu Stahlwerkstoffen begründet, sodass charakteristische Deformationspfade nicht identifiziert werden können und eine Weiterentwicklung des Kriteriums zur Anwendung auf ARB-Werkstoffe erforderlich ist.

Die unterschiedlichen Einflüsse einer lokalen Wärmebehandlung auf die maximale Stempelkraft, die maximal an der Biegekante auftretenden Umformgrade und die Breite der Umformzone sind nochmal in Tabelle 9 für No und N8 zusammengefasst. Bezogen sind die Änderungen jeweils auf den Zustand ohne Wärmebehandlung und folgen der Symbolik aus Abschnitt 5.3. Die Beurteilung der Breite der Umformzone erfolgt hier qualitativ. Es ist ersichtlich, dass für No nur eine leichte Reduktion der Stempelkraft und keine signifikanten Änderungen des maximalen Umformgrades und der Ausdehnung der Umformzone erreicht werden können. Hingegen wird durch eine lokale Wärmebehandlung für das achtfach gewalzte Aluminium die maximale Umformkraft stark reduziert. Des Weiteren werden sowohl der maximale Umformgrad als auch die Ausdehnung der Umformzone hinsichtlich der Umformbarkeit positiv beeinflusst und können leicht reduziert bzw. vergrößert werden.

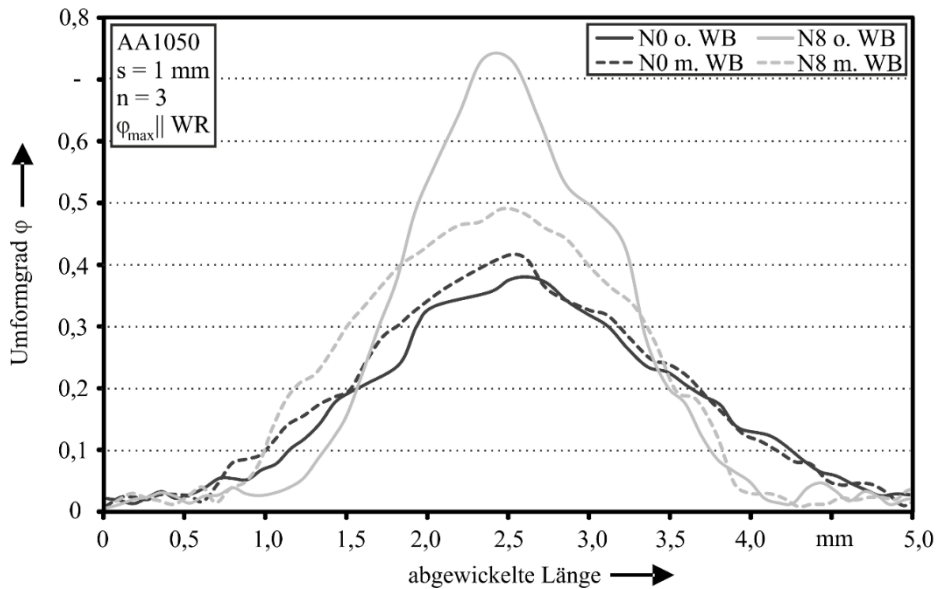


Bild 52: Einfluss einer lokalen Wärmebehandlung auf den Verlauf des Umformgrades entlang von Schnittlinien über die Biegekante

Tabelle 9: Änderung der maximalen Umformkraft, des maximalen Umformgrades und der Breite der Umformzone beim Biegen von AA1050 No und N8 nach einer lokalen Wärmebehandlung jeweils bezogen auf den unbehandelten Zustand

Kenngröße	Max. Umformkraft	Max. Umformgrad an der Biegekante	Breite der Umformzone
AA1050 No m. WB	↓	↔	↔
AA1050 N8 m. WB	↓↓	↓	↑

## 6.4 Charakterisierung des Umformvermögens bei Tiefziehbeanspruchung

Ein weiterer wichtiger Prozess der Blechumformung neben dem Biegen zur Herstellung von Bauteilen ist das Tiefziehen. Inwieweit sich eine lokale Wärmebehandlung von Platinen aus mehrlagigen Aluminiumwerkstoffen auf deren Tiefzieheignung und das Versagensverhalten auswirkt, wird im Folgenden für einen Rundnapf und eine komplexere Zargenkantur in Form eines Kreuznapfes untersucht. Das Ziel hierbei ist, das Umformvermögen so zu erweitern, dass eine fehlerfreie Umformung und damit die Fertigung von Komponenten aus ARB-Werkstoffen ermöglicht werden.

### 6.4.1 Rundnapf

Als exemplarischer Anwendungsfall der flächigen Eigenschaftsgradienten wird zunächst das Tiefziehen eines Rundnapfes aus mehrfach gewalztem Reinaluminium untersucht. Die hier genutzten Versuchsparameter sind in Tabelle 10 zusammengefasst. Gemäß der schematischen Darstellung in Bild 4 aus Abschnitt 2.2.1 handelt es sich beim Wärmebehandlungslayout hier idealisiert um nur zwei zusammenhängende Zonen verschiedener Eigenschaften mit einem undefinierten und hier vernachlässigten Übergangsbereich. Als einziger Parameter hinsichtlich des Layouts ist hier der Radius der Grenzlinie zwischen den Zonen in Abhängigkeit des Rondenradius zu berücksichtigen. Des Weiteren ermöglicht die Rundnapfgeometrie die Ermittlung des Grenzziehverhältnisses  $\beta_{\max}$  nach Schmidt-Kapfenberg [134]. Das Grenzziehverhältnis kann zur Beurteilung der Tiefzieheignung von Blechwerkstoffen herangezogen werden und ermöglicht des Weiteren den Vergleich des Umformvermögens der mehrlagigen Aluminiumwerkstoffe mit Versuchsreihen aus anderen Arbeiten und darüber hinaus mit konventionellen Tiefziehgüten. Die lokale Wärmebehandlung der Platinen bei den vorliegenden Versuchen erfolgte mittels Laser und den Parametern gemäß Tabelle 11.

Tabelle 10: Versuchsparameter des Tiefziehens einer Rundnapfgeometrie

Werkstoff	AA1050 No, N4
Blechdicke $s_0$	1 mm
Stempeldurchmesser $d_{St}$	50 mm
Stempelradius $r_{St}$	5 mm
Matrizendurchmesser $d_M$	53 mm
Matrizenradius $r_M$	5 mm
Niederhalterkraft $F_{NH}$	1,5 kN
Schmierstoff	Oemeta IHV 36
Rondendurchmesser $d_0$	90 mm, 100 mm, 110 mm, 120 mm

Die Versuchsergebnisse sind in Bild 53 veranschaulicht, wobei die maximale Stempelkraft über dem natürlichen Logarithmus des Ziehverhältnisses aufgetragen ist. Die Stützstellen sind jeweils der Mittelwert aus insgesamt vier Versuchen. Es ist zum einen erkennbar, dass die auftretenden maximalen Stempelkräfte  $F_{St,\max}$  für N4 höher sind als für No. Zum anderen

sinken die Maximalkräfte nach der lokalen Wärmebehandlung insbesondere für das vierfach gewalzte Aluminium signifikant ab. Des Weiteren kann für No und N4 ohne Wärmebehandlung jeweils ein Grenzziehverhältnis von ca. 2,0 erreicht werden. Dies entspricht den Ergebnissen von Ruppert [120], der für No und N6 ebenfalls Werte von jeweils etwa 2,0 für die Umformung bei Raumtemperatur ohne Wärmebehandlung festgestellt hat.

Tabelle 11: Versuchsparameter der Wärmebehandlung von Ronden für das Tiefziehen

Laserleistung $P_L$	340 W
Zieltemperatur $T_S$	400 °C
Grenze der Wärmebehandlungszone im Flansch	ca. $0,7 \cdot d_0/2$

Durch eine lokale Wärmebehandlung lassen sich für die Rundnapfgeometrie für No mit 2,20 und für N4 mit ca. 2,24 jeweils größere Grenzziehverhältnisse erzielen. Dies bedeutet eine Verbesserung der Möglichkeiten zur Herstellung von Komponenten aus mehrfach gewalztem Aluminium im lokal wärmebehandelten Zustand. Auch im Vergleich zur konventionellen Karosseriegüte AA6014 mit einem Grenzziehverhältnis von 2,05 im T4-Zustand [106] stellt diese eine Erweiterung der Formgebungsgrenzen dar. In weiteren Untersuchungen ist dieser Effekt auch für komplexere Geometrie zu analysieren.

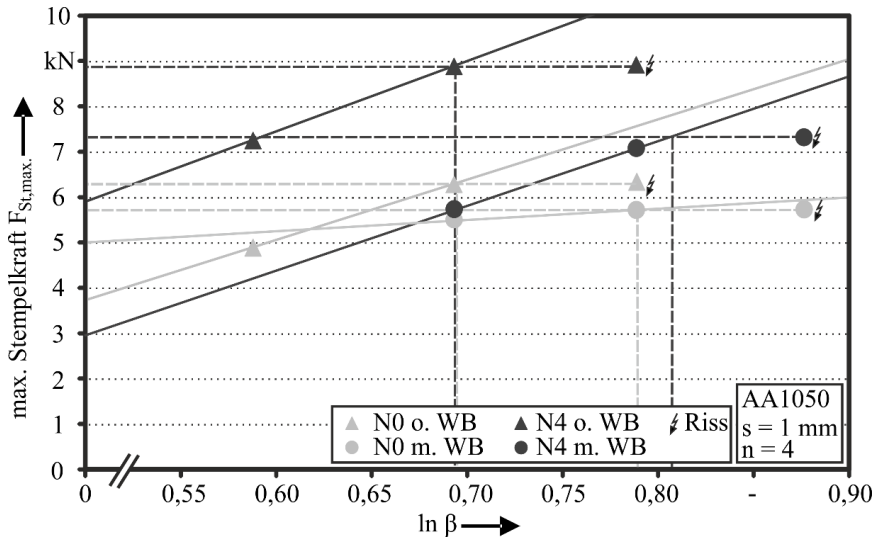


Bild 53: Maximale Stempelkräfte beim Tiefziehen einer Rundnapfgeometrie aus AA1050 No und N4 ohne und mit einer lokalen Wärmebehandlung (WB)

### 6.4.2 Kreuznapfgeometrie

Im nächsten Schritt wird nun das Tiefziehen nicht rotationssymmetrischer Bauteile für mehrlagiges Aluminium in Kombination mit einer lokalen Wärmebehandlung anhand einer Kreuznapfgeometrie (vergleiche Bild 13) untersucht. Versuche mit derart großen Geometrien und entsprechenden Platinenzuschnitten sind bisher für ARB-Werkstoffe aufgrund der limitierten Streifenbreite beim ARB-Prozess nicht umsetzbar gewesen. Erst die Hochskalierung ermöglicht nun zum einen die Erprobung dieser ultrafeinkörnigen Blechwerkstoffe mit aussagekräftigen Demonstratorwerkzeugen und zum anderen die Fertigung von ersten Bauteilen. Die Kreuznapfgeometrie stellt ein tiefgezogenes Kreuz mit zwei unterschiedlich langen Hauptachsen und sowohl konkaven als auch konvexen Ecken dar. Darüber hinaus treten alle relevanten Dehnungszustände auf, die auch bei der Grenzformänderungskurve berücksichtigt werden. In diesem Zusammenhang stellt sich nun die Frage, inwieweit neben den auch bei klassischen Blechwerkstoffen kritischen Übergängen vom Ziehteilboden in die Zarge in den konvexen Eckbereichen bei den mehrlagigen Blechwerkstoffen weitere versagensrelevante Zonen existieren. Des Weiteren soll untersucht werden, wie sich in diesem Fall eine lokale Wärmebehandlung auf das Tiefziehergebnis auswirkt.

Zunächst wird in Vorversuchen mit unbehandelten No- und N<sub>2</sub>-Blechen eine geeignete Platinengeometrie ermittelt. Damit soll einerseits die riss- und faltenfreie Umformung potentiell möglich sein und andererseits ein kleiner und möglichst gleichmäßiger Restflansch von etwa 15 mm mit Ausnahme der konkaven Eckenbereiche bestehen bleiben. Hierbei wurde der in Bild 54 dargestellte Zuschnitt identifiziert, um Ziehtiefen von etwa 20 mm zu erreichen. Im Vergleich zu den Ergebnissen von Vogt [82] mit erzielten Ziehtiefen für die konventionelle Legierung AA6181PX von ca. 29 mm im T<sub>4</sub>-Zustand und ca. 54 mm nach lokaler Wärmebehandlung stellt dies eine deutlich niedrigere zu erwartende Ziehtiefe dar. Der Grund ist zum einen die deutlich geringere Festigkeit des Reinaluminiums, das damit einhergehende geringere Potential zur Übertragung der Stempelkräfte über die Zarge in die Umformzone und die resultierende größere Gefahr für Bodenreißer. Zum anderen sorgt die reduzierte Duktilität für eine verstärkte Rissanfälligkeit in kritischen Eckenbereichen.

Neben der Verwendung unbehandelter Platinen aus dem Ausgangsmaterial No und vierfach gewalzter Bleche werden auch mit zwei unterschiedlichen Layouts lokal wärmebehandelte Platinen umgeformt. Die Wärmebehandlung

erfolgt mittels eines Lasers, wobei zur Sicherstellung der Reproduzierbarkeit die Ronden hierfür jeweils in einer Halterung positioniert sind. Die Zieltemperatur beträgt wiederum  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Mittels einer Thermokamera vom Typ FLIR SC 7600 (FLIR Systems, Inc., Wilsonville, USA) wird die maximal erreichte Temperatur für jede Position auf der graphitierten Rondenoberfläche aufgezeichnet. Mittels eines sogenannten Cool-Jet-Aufsatzes wird durch Druckluft verhindert, dass sich die Partikel der verdampfenden bzw. verbrennenden Graphitschicht auf der Laseroptik niederschlagen.

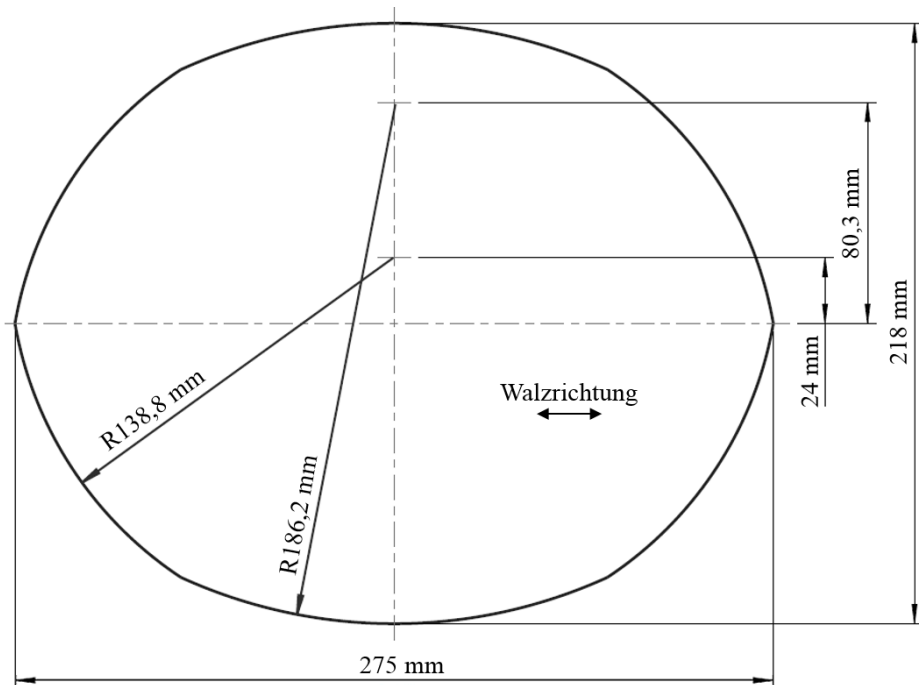


Bild 54: Verwendeter Platinezuschnitt zur Herstellung der Kreuzziehteile

Es werden zwei unterschiedliche Wärmebehandlungslayouts berücksichtigt, die in Bild 55 veranschaulicht sind. Diese wurden so gewählt, dass zum einen der gesamte Flanschbereich als Umformzone entfestigt wird, wobei jedoch keine erweichten Bereiche in die Zarge eingezogen werden sollen. Hierzu wird der Randbereich der Platine in einem etwa 15 mm breiten, randparallelen Streifen umlaufend bestrahlt (siehe Bild 55 a). Zum anderen wird ein Wärmebehandlungslayout untersucht, das neben der randparallelen Zone mit ca. 15 mm Breite zusätzlich an vier Stellen mit einem Spotdurchmesser von 25 mm bestrahlt wird. Diese Bereiche sind in den konkaven Ecken des späteren und dort vergrößerten Restflansches positioniert.

Damit soll zur Verringerung der Ausdünnung ein zusätzliches Nachfließen des Blechwerkstoffes aus dem Flansch in die Eckenbereiche ermöglicht werden (siehe Bild 55 b).

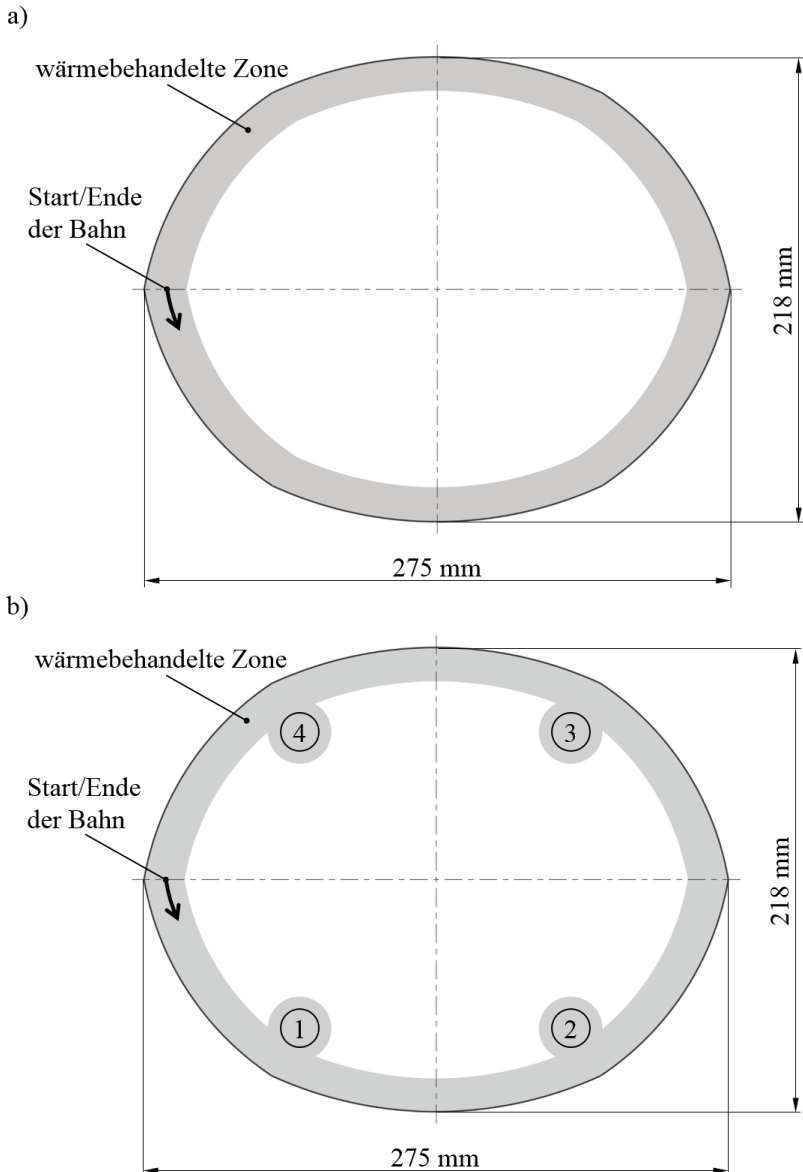


Bild 55: Schematische Darstellung der wärmebehandelten Bereiche der Platine für (a) Layout 1 und (b) Layout 2

Im nächsten Schritt werden die Parameter Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit für diese Versuchsreihe experimentell ermittelt. Dazu erfolgen die Messung der Temperaturverteilung mittels einer Thermokamera und die Bestimmung des resultierenden Festigkeitsverlaufes mittels Härteprüfungen nach Vickers. Zunächst konnte eine Laserleistung  $P_L$  im Bereich 0,8-1,0 kW bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v_L$  von 0,07 m/s als zielführend zur Erreichung der Solltemperatur identifiziert werden. Es handelt sich um keinen einzelnen, festen Wert für die Leistung, da diese im Verlauf der Versuche trotz Graphitierung je nach Zustand der Blechoberfläche und in Abhängigkeit der Betriebsdauer des Lasers entsprechend der gemessenen Maximaltemperaturen geringfügig angepasst werden muss.

In Bild 56 ist beispielhaft für die Wärmebehandlung einer N2-Ronde die mittels einer Thermokamera aufgenommene Temperaturverteilung während des Bestrahlungsvorgangs dargestellt. Dabei beträgt die Vorschubgeschwindigkeit 0,07 m/s. Die Breite der wärmebehandelten Zone ist so gewählt, dass keine Entfestigung der kraftübertragenden Bereiche erfolgt. Bei einem eingestellten Durchmesser des Laserspots von 15 mm ist erkennbar, dass ebenfalls die Zone mit Temperaturen über 200 °C etwa einen Durchmesser von 15 mm aufweist und die maximalen Temperaturen im Zentrum des Laserspots auf der Blechoberseite unter 500 °C liegen. Die Temperaturverteilung im Laserspot ist neben der Wärmeleitung innerhalb der Platine und durch die umgebende Luft insbesondere dem Gauß-Profil der Intensitätsverteilung geschuldet. Darüber hinaus kann in Bild 56 an dem leicht hellerem Bereich rechts, angrenzend an den zu früheren Zeitpunkten bestrahlten Bahnabschnitt eine im Vergleich zur Raumtemperatur erhöhte Temperatur festgestellt werden. Diese kommt durch die Wärmeleitung Richtung Platinenmitte während der für Layout 1 insgesamt ca. fünf Sekunden und für Layout 2 etwa elf Sekunden dauernden Wärmebehandlung zustande. Jedoch liegt die Temperatur hier nur bei ca. 100 °C und bewirkt damit keine Änderung der mechanischen Eigenschaften. Dies ist auch Bild 57 zu entnehmen, in der die Härteverläufe ausgehend vom Platinenrand für drei Messstrecken dargestellt sind. Die Härteprüfungen wurden in Übereinstimmung zu Versuchsreihen mit 6000er Aluminiumlegierungen jeweils in einem Zeitfenster bis maximal 30 Minuten nach der Wärmebehandlung durchgeführt, wobei hier für Reinaluminium kein erneuter Festigkeitsanstieg durch sich spontan bildende Ausscheidungen möglich ist. Ein steiler Abfall der Vickershärte ist für alle drei Positionen bei etwa 15 mm Randabstand erkennbar. Dies stimmt zum einen mit dem

Durchmesser des Laserspots von 15 mm überein und entspricht zum anderen etwa der Ausdehnung der Zone mit Temperaturen über 300 °C gemäß Bild 56. Daneben gibt es eine Übergangszone mit einem flacheren Gradienten im Bereich von 15 mm bis 25 mm. Damit ist sichergestellt, dass es mit diesen Leistungs-, Geschwindigkeits- und Abstandseinstellungen zu keiner Entfestigung in den kraftübertragenden Platinenbereichen kommt.

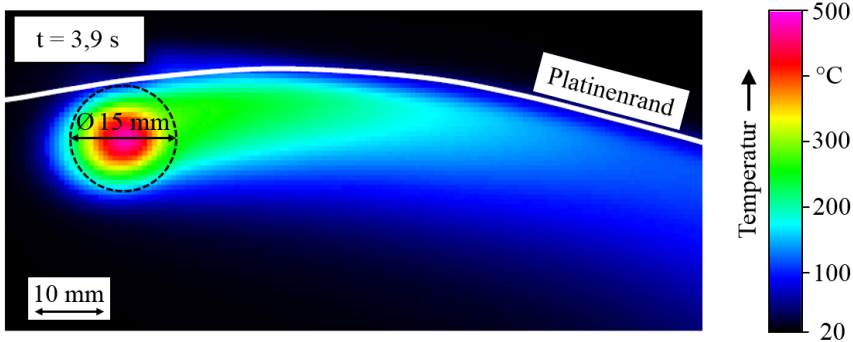


Bild 56: Temperaturverteilung bei der Wärmebehandlung des Flanscbereiches einer Platine aus AA1050 N2 mittels Laser bei einem Spotdurchmesser von 15 mm

Zum Erreichen der Zieltemperatur von ca. 400 °C auch an den vier einzelnen Positionen bei Layout 2 muss im Vergleich zur Bestrahlung des Flanscbereiches aufgrund der nun feststehenden Laseroptik die Einschalt-dauer des Lasers von Punkt 1 bis Punkt 4 schrittweise von 0,9 bis 0,7 Sekunden verkleinert werden. Exemplarisch sind zwei charakteristische Maximaltemperaturverläufe für die Wärmebehandlung von N4-Platinen mit Layout 1 und 2 in Bild 58 dargestellt. Dabei sind auch die charakteristischen Spitzen für die vier einzeln bestrahlten Punkte bei Layout 2 erkennbar.

Die Umformung wird mit der in Abschnitt 4.1.8 beschriebenen Hydraulikpresse mit 630 t und der erwähnten Werkzeugkonfiguration durchgeführt. Zusätzlich kommt zur Schmierung das Ziehöl Oemeta IHV 36 zum Einsatz. Die Ziehtiefe beträgt für alle Versuche 20 mm und die Niederhalterkraft wird jeweils auf 20 kN eingestellt. Für jede Parameterkombination werden drei Kreuznäpfe hergestellt und anschließend analysiert. Lediglich für die wärmebehandelten Zustände des Ausgangsmaterials liegen jeweils nur zwei Näpfe vor.

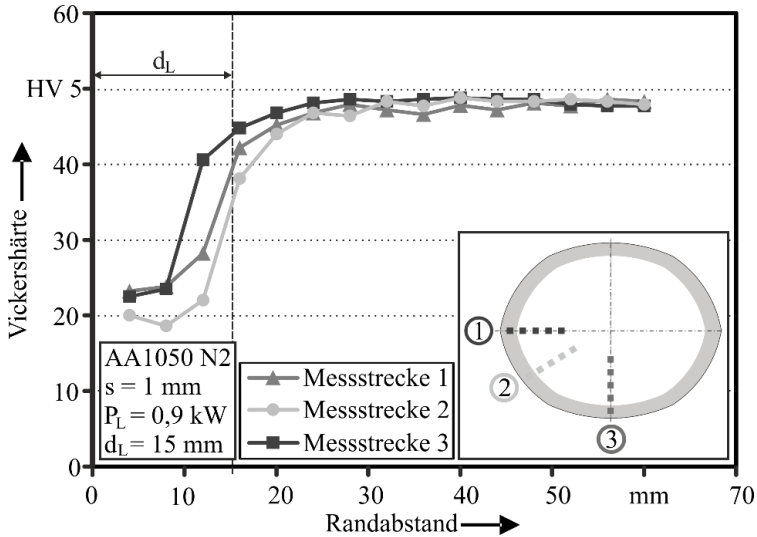


Bild 57: Härteverläufe in der wärmebehandelten Zone einer Platine aus AA1050 N2

Zunächst erfolgt die visuelle Beurteilung des Auftretens sichtbarer Risse. Dabei werden die in Bild 59 dargestellten, typischen Versagensbilder unterschieden. Das Ergebnis für diese Kriterien ist für die gesamte Versuchsreihe nochmal in Tabelle 12 zusammengefasst. Für den Ausgangszustand No sind hierbei sowohl ohne Wärmebehandlung als auch mit Layout 1 und Layout 2 lokal wärmebehandelt keine Risse erkennbar. Jedoch treten für alle drei Bauteile im unbehandelten Zustand sichtbare Einschnürungen im Eckenbereich (vgl. Bild 59 a) auf. Dort liegt ein Zugspannungszustand mit überlagerter Biegebeanspruchung vor. Nach Wärmebehandlung sind sowohl für Layout 1 als auch Layout 2 diese Einschnürungen jeweils nur noch an einem der beiden Kreuznäpfe zu finden. Neben den reduzierten Umformkräften sorgt der durch die Wärmebehandlung der angrenzenden Platinenbereiche erleichterte Werkstofffluss in den ausdünnungsgefährdeten Zonen für eine Entlastung. Typische Bodenreißer (vgl. Bild 59 c) sind nur in Vorversuchen bei zu hoch gewählten Ziehtiefen aufgetreten. Die Grenzformänderungskurve in Abschnitt 6.2.2 liegt für No auch nach einer Kurzzeitwärmebehandlung nur unwesentlich über der Kurve im unbehandelten Zustand. Daher ergeben sich dafür auch nur geringfügige Verbesserung des Umformergebnisses hinsichtlich der sichtbaren Einschnürungen.

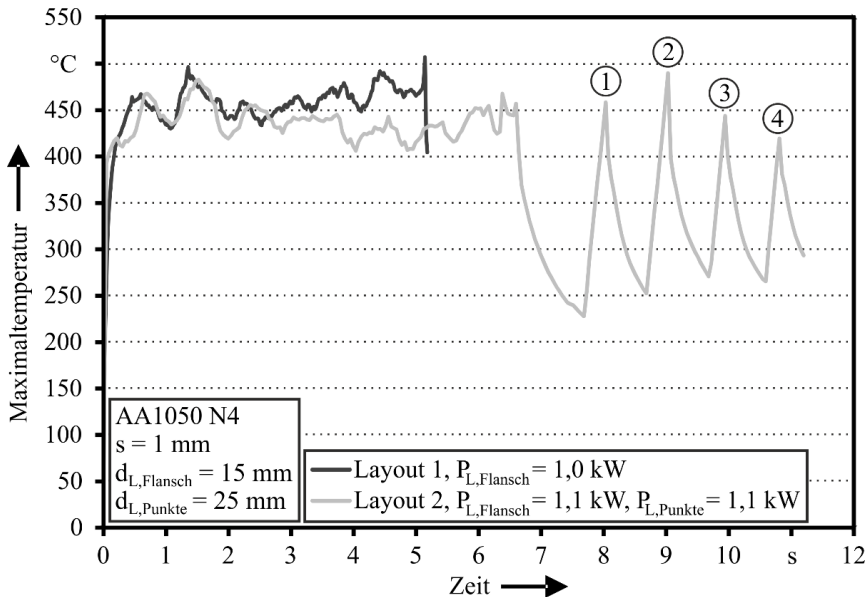


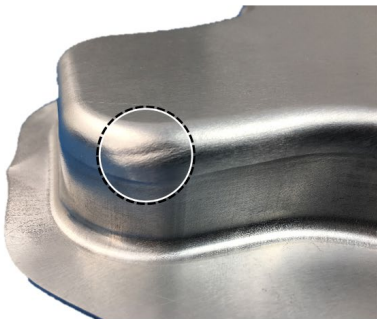
Bild 58: Exemplarische Maximaltemperaturverläufe für Layout 1 und Layout 2 bei der lokalen Wärmebehandlung von AA1050 N<sub>4</sub>-Ronden mittels Laser

Für das vierfach gewalzte Aluminium treten ohne lokale Wärmebehandlung an jedem Bauteil mehrere Risse an den konkaven Eckübergängen in der Zarge (vgl. Bild 59 b) im Übergangsbereich von Tiefziehbeanspruchung und ebener Dehnung gemäß [82] auf. Risse in der Zarge selbst sind prinzipiell auf Einschlüsse oder anderweitige Fehler im Blech zurück zu führen [103]. Bei THTB kann zusätzlich eine teilweise Entfestigung dieses Bereiches durch Wärmeleitung zu Zargenrissen führen [135]. Für ARB-Werkstoffe sind jedoch grundsätzlich Unregelmäßigkeiten im Blech durch Luft- oder Oxideinschlüsse und Bindungsfehler wahrscheinlich. Bei den mit Layout 1 wärmebehandelten Kreuznäpfen ergibt sich einmal ein fehlerfreies Bauteil und zwei Bauteile zeigen einen bzw. mehrere Risse im Zargenbereich an konkaven Eckübergängen. Für die Wärmebehandlung mit Layout 2 hingegen lassen sich aus N<sub>4</sub> drei Gutteile herstellen. Gemäß der Grenzformänderungsschaubilder (siehe Abschnitt 6.2.2) wird für vierfach gewalztes Aluminium insbesondere auch im Bereich der ebenen Dehnung eine signifikante Reduktion des Versagensrisikos durch die Wärmebehandlung ermöglicht. Zusammenfassend ist ersichtlich, dass für No und N<sub>4</sub> mittels Layout 1 bereits Verbesserungen hinsichtlich des Umformergebnisses durch die Vermeidung von sichtbaren Einschnürungen und einzelne fehlerfreie Bauteile zu erzielen sind. Eine weitere Verbesserung des Umformvermögens wird durch das Wärmebehandlungslayout 2 erreicht, womit für N<sub>4</sub> reproduzierbar fehlerfreie Bauteile (siehe Bild 60) hergestellt

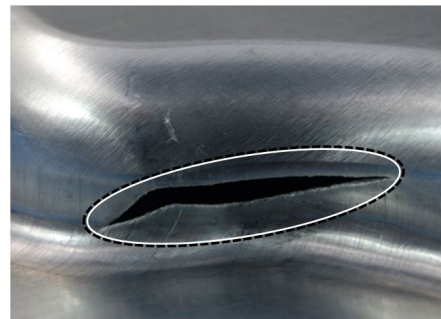
werden können. Damit repräsentiert die nach Wärmebehandlung maximal erreichbare Ziehtiefe von 20 mm für N<sub>4</sub> das Grenzziehverhältnis.

Eine Besonderheit im Zusammenhang mit dem mehrlagigen Aufbau der Bleche kann beim Versagen durch Reißen in der Zarge beobachtet werden. Die Ausdünnung, die letztlich üblicherweise zum Riss führt, wird hier durch Delaminationseffekte begleitet. Diese sind dadurch erkennbar, dass zum einen die Risse teilweise an leicht versetzten Stellen innen und außen am Napf vorliegen. Zum anderen entsteht an diesen Rissen zunächst keine durchsichtige Aufklaffung, da in Abhängigkeit davon, welche Bindelage sich löst, jeweils nur ein gewisser Anteil der Gesamtlechdicke reißt. Die Delamination passiert vor oder parallel zur Rissentstehung und kann aufgrund der in biegedominierten Bereichen wirkenden Spannungsgradienten gemäß Abschnitt 2.3.1 zu einer Verschiebung der Lagen gegeneinander führen. Des Weiteren können sich in den voneinander gelösten Lagen jeweils unterschiedliche Spannungs- bzw. Formänderungszustände ergeben, sodass sich die Einschnürung und das Versagen grundsätzlich ändern oder örtlich verlagern können.

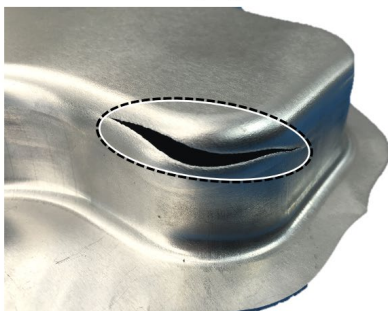
a) sichtbare Einschnürung  
am konvexen Eckübergang



b) Riss in der Zarge am  
konkaven Eckübergang



c) Bodenreißer am  
konvexen Eckübergang



d) vollständiges Versagen  
mit Delamination

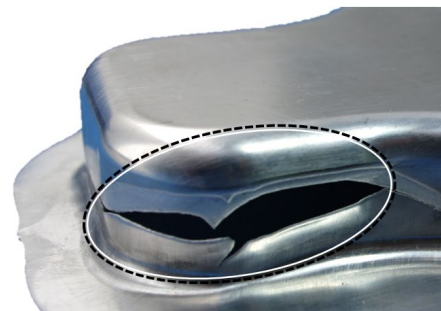


Bild 59: Typische Versagensbilder an tiefgezogenen Kreuznäpfen aus mehrlagigem Reinaluminium AA1050

6 Verbesserung der Verarbeitbarkeit großflächiger ARB Platinen mittels einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung

Tabelle 12: Visuelle Beurteilung der hergestellten Kreuznäpfe aus AA1050 No und N4 in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

Werkstoff	Wärmebehandlung	lfd. Nr.	Bemerkung	
No	ohne	1	keine Risse, leichte sichtbare Einschnürungen	
		2	keine Risse, leichte sichtbare Einschnürungen	
		3	keine Risse, leichte sichtbare Einschnürungen	
	Layout 1	1	keine Risse, keine sichtbaren Einschnürungen	
		2	keine Risse, leichte sichtbare Einschnürungen	
	Layout 2	1	keine Risse, leichte sichtbare Einschnürungen	
		2	keine Risse, keine sichtbaren Einschnürungen	
	N4	ohne	1	Sichtbare Risse an allen vier konkaven Eckübergängen der kürzeren Hauptachse
			2	Sichtbare Risse an allen vier konkaven Eckübergängen der kürzeren Hauptachse
3			Sichtbare Risse an allen vier konkaven Eckübergängen der kürzeren Hauptachse	
Layout 1		1	Sichtbare Risse an zwei konkaven Eckübergängen der kürzeren Hauptachse	
		2	keine Risse, keine sichtbaren Einschnürungen	
		3	Sichtbarer Riss an einem konkaven Eckübergang der kürzeren Hauptachse	
Layout 2		1	keine Risse, keine sichtbaren Einschnürungen	
		2	keine Risse, keine sichtbaren Einschnürungen	
		3	keine Risse, keine sichtbaren Einschnürungen	

Im nächsten Schritt wird die Blechdickenverteilung anhand von virtuellen Schnitten durch die mittels des ATOS Systems digitalisierten Bauteile analysiert. Damit soll der Einfluss der lokalen Wärmebehandlungen auf die Blechverdickung und das entsprechende Versagensrisiko bewertet werden. Es werden dazu drei Schnitte an den in Bild 61 a schematisch dargestellten Positionen durch das Bauteil ausgewertet. Diese liegen entlang der beiden Symmetrieachsen und ein weiterer Schnitt führt diagonal durch zwei Eckenbereiche. Die charakteristischen Bereichs- bzw. Radienübergänge sind gemäß Bild 61 b mit a – d bezeichnet sind.

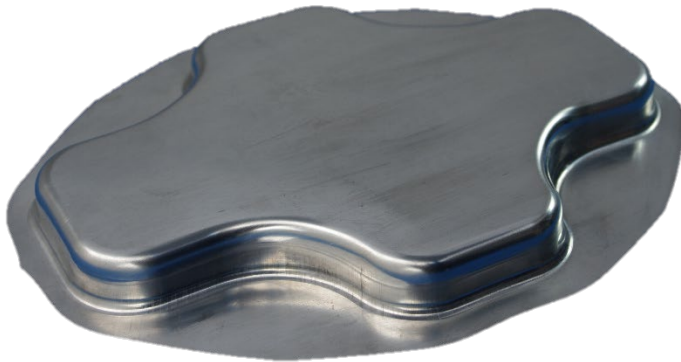


Bild 60: Fehlerfreies Bauteil aus AA1050 N4 mit 20 mm Ziehtiefe nach lokaler Wärmebehandlung mit Layout 2

In Bild 62 sind exemplarische Blechdickenverläufe entlang der Schnitte A-A, B-B und C-C für No und N4 gezeigt. Die Kurven sind dabei im Bereich des Stempelbodens (d-d) gemittelt und diesbezüglich auf die relative Blechdicke von Null verschoben, da sich aufgrund des ARB-Prozesses die Ausgangsblechdicken jeweils leicht unterscheiden. Es ist erkennbar, dass für alle Schnitte und Wärmebehandlungszustände sowohl für den Ausgangswerkstoff als auch den vierfach gewalzten Werkstoff jeweils im Bereich der beiden Radien a-b und c-d ein leichter Abfall der Blechdicke von jeweils etwa 0,05 mm vorliegt. Hierbei ist die absolute Blechdicke jedoch am Matrizenradius generell höher als am Stempelradius. Dies liegt an der Aufdickung im Flanschbereich, der dann über den Matrizenradius eingezogen wird. Die größte Blechdickenabnahme ist für die Schnitte A-A und C-C jeweils im Abschnitt b-c der Zarge zu verzeichnen (Bild 62 a, c, d und f), die damit die vorhandene Gefahr von Zargenrissen belegt (vergleiche Bild 59 b). Für die über die konvexen Ecken verlaufenden Schnitte B-B hingegen verlagert sich der Bereich der minimalen Blechdicke in den Abschnitt c-d (siehe Bild 62 b und e). Die dort am Stempelradius vorherrschende Ausdünnung zeigt die Gefahr für Bodenreißer ausgehend in diesen

Eckenbereichen (vergleiche Bild 59 a und c). Insgesamt liegen insbesondere für N<sub>4</sub> für die Schnitte A-A Abnahmen der Blechdicke bis ca. 0,10 mm (siehe Bild 62 d) und für die Schnitte C-C bis etwa 0,15 mm vor (siehe Bild 62 f). Der bei N<sub>4</sub> für die Orientierung 90° zur Walzrichtung niedrigere Anisotropiekennwert unterstützt diese Beobachtung. Die tendenziell geringsten Reduktionen der Blechdicke von nur ca. 0,05 mm treten bei den Schnitten B-B auf (siehe Bild 62 e). Grundsätzlich sind diese Zusammenhänge für die verschiedenen Kurven und auch für die beiden Seiten des Kreuznapfes konsistent, wobei die Messungenauigkeit des ATOS-Systems bei < 0,05 mm liegt. Einzelne, abschnittsweise Abweichungen und asymmetrische Ausreißer in den Blechdickenverläufen sind auf Kratzer oder Ungleichmäßigkeiten in der für die Messung notwendigen Lackschicht zurückzuführen.

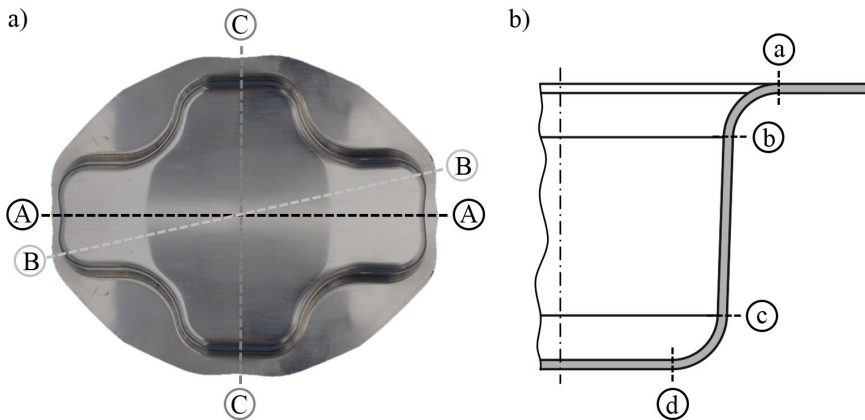
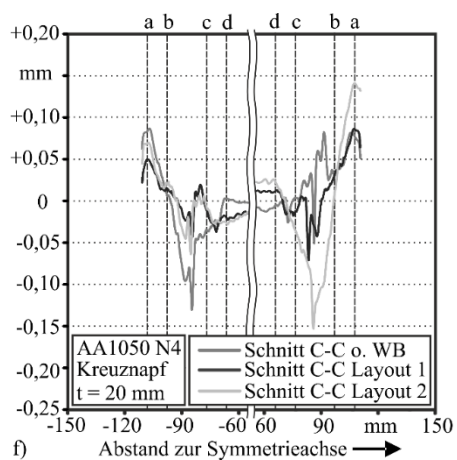
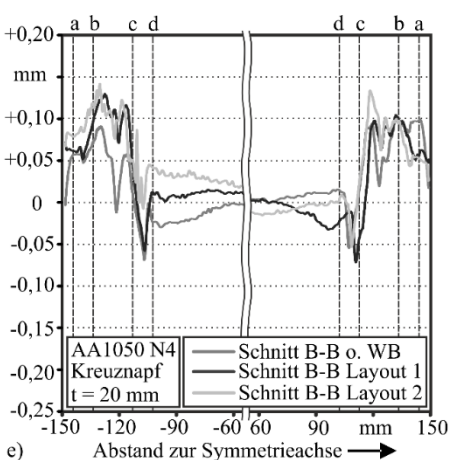
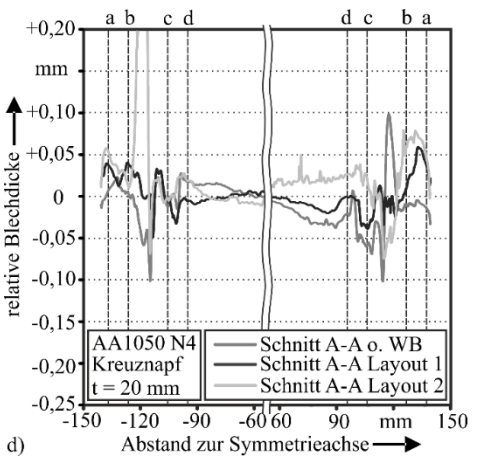
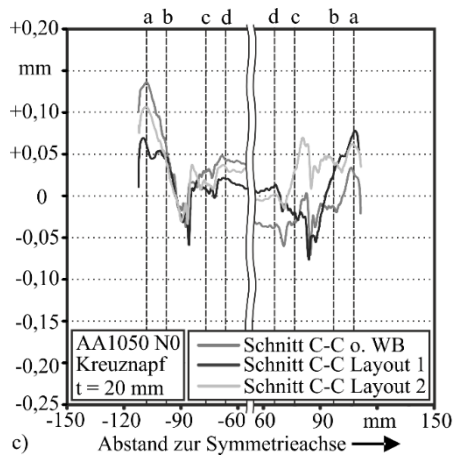
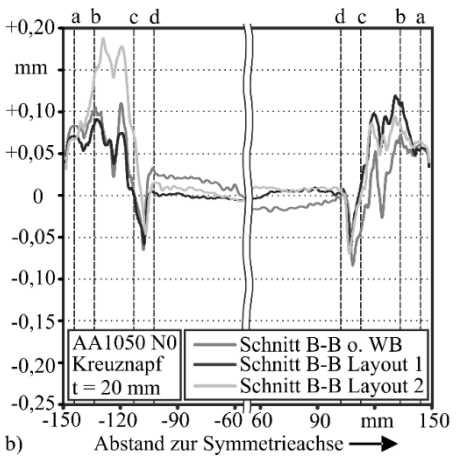
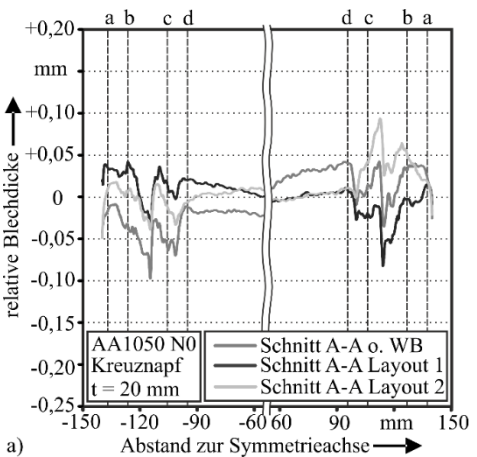


Bild 61: (a) Verlauf der Schnitte zur Auswertung der Blechdickenverläufe und (b) charakteristische Bereichsübergänge am Kreuznapf

Die Wärmebehandlung mit Layout 1 bzw. Layout 2 im Vergleich zu dem unbehandelten Zustand sorgt bis auf einzelne Ausnahmen für eine geringere Blechdickenreduktion an den kritischen Stellen. Teilweise sind darüber hinaus Unterschiede zwischen Layout 1 und 2 feststellbar, wobei die niedrigste Abnahme der Blechdicke meist für Layout 2 vorliegt. Die zusätzlich entfestigten Zonen des zweiten Layouts sorgen hier für eine weitergehende Reduktion der Ausdünnung. Dies entspricht auch der visuellen Beurteilung der Kreuznäpfe gemäß Tabelle 12. Die geringsten Einflüsse durch die Wärmebehandlung sind sowohl für No als auch für N<sub>4</sub> dabei entlang der Schnitte B-B (siehe Bild 62 b und e) und hier vor allem im kritischen Bereich c-d festzustellen. Hier liegen jeweils die drei Verläufe fast deckungsgleich übereinander, wodurch diese Stellen für alle Varianten als etwa gleich rissgefährdet anzusehen sind.

Bild 6z: Verlauf der Bleichdickenänderung entlang dreier Schnitte durch Kreuznäpfe ohne und mit Wärmebehandlung nach Layout 1 und 2 für AA1050 No (a-c) und N4 (d-f)



Die Ausdünnung beträgt nach Wärmebehandlung bei Ausgangsblechdicken von ca. 1,0 mm bis 1,1 mm für diese Versuchsreihe maximal etwa 5-15 %. Dies stimmt überein mit dem von Staud [135] für lokal wärmebehandeltes Aluminium AA6016 bei einer Ziehtiefe von 40 mm und Ausgangsblechdicken von 1,15 mm bzw. 2,0 mm festgestellten Niveau. Dort wurden für die Eckenbereiche des Kreuznapfes jeweils etwa 15 % Ausdünnung ermittelt.

Grundsätzlich binden Maßnahmen zur Kompensation der Maß- und Formabweichungen aufgrund der Rückfederung bei Blechumformbauteilen mehr Ressourcen als die Vermeidung von Reißen und Faltenbildung [136]. Daher wird im nächsten Schritt der Einfluss der lokalen Wärmebehandlung auf das Rückfederungsverhalten der mehrlagigen Werkstoffe untersucht. Unter anderem wirken sich Materialparameter wie das plastische Werkstoffverhalten und die Blechdicke, Geometrieparameter wie der Platinenzuschnitt, die Bauteilgeometrie und die Werkzeugradien und daneben die Maschinen- und Prozessparameter auf die Verteilung der plastischen Formänderungen und das elastische Verhalten aus [136]. Die daraus resultierenden Spannungen im Bauteil bedingen die Werkstückgeometrie nach Entnahme aus dem Werkzeug und die entsprechende Rückfederung. Da die Rückfederung prinzipiell bei hoch- und höchstfesten Werkstoffen stärker ausfällt [136], ist für die mehrlagigen Aluminiumwerkstoffe eine größere Rückfederung im Vergleich zum Ausgangszustand zu erwarten. Des Weiteren bedeutet ein kleinerer E-Modul bei sonst identischen Kennwerten ebenfalls eine verstärkte Rückfederung. Bei den vorliegenden Kreuznapfen sind die Biegerückfederung aufgrund von Biegespannungen und die Rückbiegerückfederung aufgrund von zugüberlagerten Biegespannungen im Bereich der Zarge relevant. Die ermittelten Abweichungen im Flanschbereich von der CAD-Sollgeometrie sind für exemplarische Kreuznapfe aus No und N<sub>4</sub> in Abhängigkeit der lokalen Wärmebehandlung in Bild 63 dargestellt. Eine Überlagerung mit Abweichungen aufgrund von Faltenbildung im Flansch ist hier nicht vorhanden, da sämtliche Bauteile vollkommen faltenfrei sind.

Zunächst ist ersichtlich, dass die Rückfederung für N<sub>4</sub> ohne Wärmebehandlung im Vergleich zum Ausgangszustand insbesondere im Flanschbereich der kürzeren Symmetrieachse signifikant zunimmt. Dies kann durch die deutlich gesteigerten Festigkeitskennwerte, wie Streckgrenze und Zugfestigkeit, erklärt werden. Durch die Wärmebehandlung mit Layout 1 und Layout 2 kann für No keine relevante Verbesserung der Maßhaltigkeit bzw. Reduktion der Rückfederung erreicht werden. Hingegen wird

für den vierfach gewalzten und mit Layout 1 und Layout 2 wärmebehandelten Werkstoff im Flanschbereich der kürzeren Symmetrieachse die Rückfederung wesentlich reduziert. Dies ist zunächst auf die im Flanschbereich durch den Temperatureinfluss lokal reduzierte Festigkeit zurückzuführen.

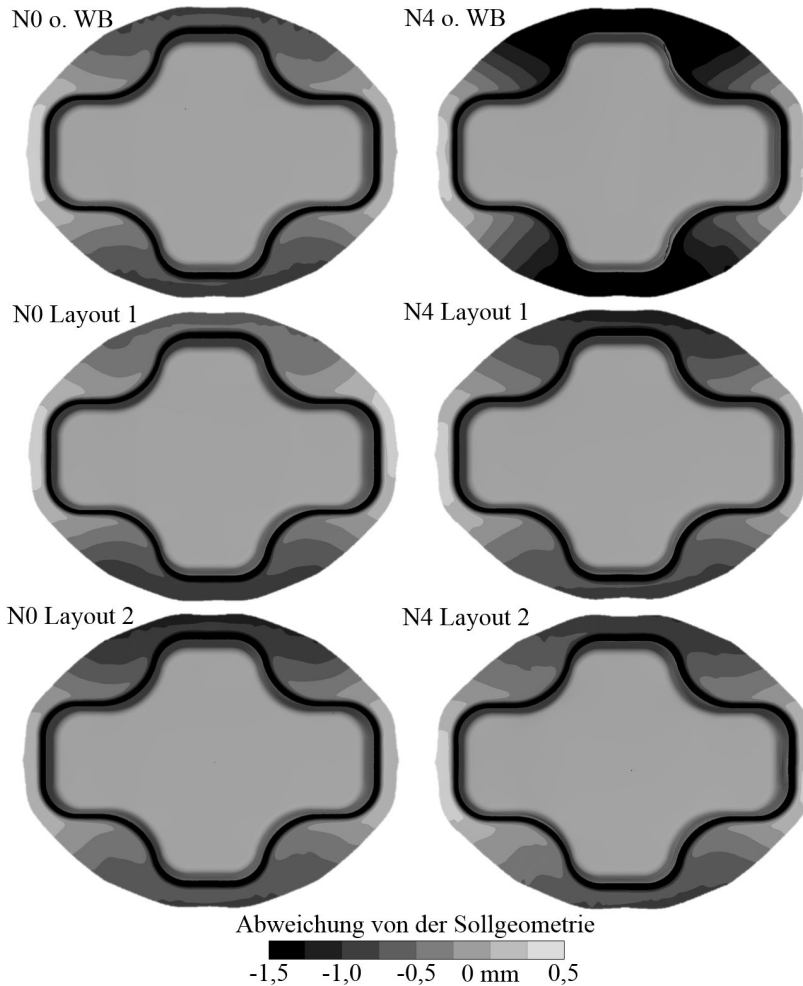


Bild 63: Beurteilung des Einflusses einer Wärmebehandlung auf das Rückfederungshalten von AA1050 No und N<sub>4</sub> anhand der Abweichung von der CAD-Sollgeometrie

Eine eindeutige Zuordnung der Effekte in den verschiedenen Zonen ist jedoch aufgrund weiterer Einflussgrößen, wie beispielsweise der Anisotropie, deren Überlagerung und die wechselwirkenden Veränderungen der Kennwerte nach einer Kurzzeitwärmebehandlung an dieser Stelle nicht möglich. Darüber hinaus liegen bei N<sub>4</sub> ohne Wärmebehandlung an den konkaven Eckübergängen der kürzeren Hauptachse Risse vor, die teilweise

zum Abbau von inneren Spannungen führen und sich daher auf die Rückfederung auswirken können.

Diese Versuchsreihe zeigt auf, dass die Umformung der vierfach gewalzten Blechwerkstoffe mittels Tiefziehen zunächst nicht fehlerfrei möglich ist. Durch eine lokale Wärmebehandlung können jedoch die Formgebungsgrenzen signifikant erweitert und durch Anwendung des Layouts 2 reproduzierbar fehlerfreie Bauteile hergestellt werden. Darüber hinaus werden bei lokal wärmebehandelten Platinen auch die durch Rückfederungseffekte verursachten Formabweichungen am Bauteil deutlich reduziert.

Das oben geschilderte spezifische Versagensverhalten mehrfach gewalzter Werkstoffe bei Tiefziehbeanspruchung muss in weiteren Arbeiten näher untersucht werden. Eine Möglichkeit zur grundsätzlichen Verbesserung der Bindungsfestigkeit und des Versagensverhaltens durch Delamination durch eine lokale Wärmebehandlung wird im Folgenden aufgezeigt. Das entsprechende Potential und die jeweiligen Randbedingungen bei der Auslegung von Umformbauteilen werden in Kapitel 8 dargestellt.

Abschließend ist für die Kreuznapfgeometrie aus AA1050 N4 die qualitative Beurteilung des Einflusses einer lokalen Wärmebehandlung für Layout 1 und 2 hinsichtlich auftretender Risse, der Blechdickenreduktion und der Rückfederung im Flanschbereich in Tabelle 13 zusammenfassend veranschaulicht. Die Referenz ist jeweils das Umformergebnis ohne eine lokale Wärmebehandlung. Mittels Layout 1 kann bereits eine teilweise Reduktion der auftretenden Risse, der Blechdickenabnahme an den Radienübergängen in den Eckenbereichen und des Rücksprungs im Flansch erreicht werden. Eine weitere Verbesserung des Tiefziehergebnisses ergibt sich nach der Wärmebehandlung gemäß Layout 2, die zur vollständigen Vermeidung von Rissen und einer weiteren Abnahme der Blechausdünnung führt und damit die Herstellung fehlerfreier Bauteile aus AA1050 N4 ermöglicht.

Tabelle 13: Einfluss der lokalen Wärmebehandlungen nach Layout 1 und 2 auf das Umformergebnis von AA1050 N4 für die Kreuznapfgeometrie

Kenngröße	Auftretende Risse	Blechdickenreduktion	Rückfederung im Flansch
AA1050 N4 Layout 1	↓	↓	↓
AA1050 N4 Layout 2	↓↓	↓↓	↓

## 7 Entwicklung spezifischer Wärmebehandlungen für mehrlagiges Aluminium

Neben der lokalen und gleichzeitig über die Blechdicke als homogen angenommenen Wärmebehandlung zur örtlichen Reduktion der Festigkeit und Erhöhung der Duktilität sollen nun zur weiteren Verbesserung der Umformbarkeit lokale Wärmebehandlungen speziell für die mehrlagigen Aluminiumwerkstoffe entwickelt werden. Dabei werden zum einen die Möglichkeiten einer lokal begrenzten Erhöhung der Bindungsfestigkeit zwischen den Lagen untersucht. Zum anderen sollen spezifische Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke des mehrlagigen Aluminiums eingebracht und deren Auswirkungen auf das Umformvermögen analysiert werden.

### 7.1 Erhöhung der Bindungsfestigkeit

Zu den klassischen Versagensmechanismen der Blechumformung, wie insbesondere ein Riss aufgrund der Ausdünnung des Werkstoffes, kommt bei den mehrfach gewalzten Blechen die Delamination als möglicher Versagensfall hinzu. Dabei lösen sich während des Umformvorganges die einzelnen Lagen des Bleches. Dies kann zu einer Lokalisierung der Dehnungen in nur einem Teil der Gesamtzahl der Lagen im Blech führen, da nur noch diese die Kräfte übertragen und dann rasch durch Rissbildung versagen. Darüber hinaus kann es zur Verschiebung der gelösten Lagen gegeneinander kommen, was sich durch oberflächliche Aufwerfungen äußert. Zur Verbesserung des Umformvermögens mehrlagiger Aluminiumwerkstoffe ist daher die Bindungsfestigkeit zwischen den Lagen zu erhöhen. Neben der Oberflächenbehandlung als Ansatzpunkt kann ein finaler Walzstich ohne Stapeln insbesondere die nur einmalig überwalzte mittlere Bindelage hinsichtlich der Schälfestigkeit verbessern. Dies macht jedoch einerseits einen weiteren Walzvorgang erforderlich und andererseits muss die Abnahme der Blechdicke im letzten Schritt bereits zu Beginn bei der Wahl der Ausgangsblechdicke vor den ARB-Zyklen berücksichtigt werden. Eine weitere Möglichkeit zur Steigerung der Bindungsfestigkeit ist eine nachgeschaltete Ofenwärmebehandlung bei kürzeren Haltezeiten [31]. Dies erfolgt gemäß Li et al. [31] bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen unterhalb der Grenze für Erholung und Rekristallisation. Von Buchner et al. [137] konnte für einen Verbund aus 6000er Aluminium und IF-Stahl nach einer mehrstündigen Auslagerung eine signifikant höhere Bindungsfestigkeit festgestellt werden. Des Weiteren erfolgte beim konventionellen Walzplattieren zur Verbesserung

der Bindung zwischen den Lagen ein Diffusionsglühen der Coils in einem Glockenofen mit langen Haltezeiten [26]. Es wurde jedoch auch der Effekt einer nachlassenden Bindungsfestigkeit nach einer Wärmebehandlung für die Kombination von Aluminium und Kupfer beobachtet [138].

Da eine Erweiterung des Umformvermögens durch eine Kurzzeitwärmebehandlung für die Herstellung von Bauteilen aus ultrafeinkörnigem Aluminium unerlässlich ist, wird nun im Folgenden untersucht, inwiefern eine Wärmebehandlung auch die Schälfestigkeit des mehrfach gewalzten Aluminiums verbessern kann und welche Unterschiede gegebenenfalls hinsichtlich der Prozessparameter zu beachten sind. Bei dieser Versuchsreihe wird im Gegensatz zu den oben genannten Arbeiten auch die Wärmebehandlung mittels Laser berücksichtigt, da dieser die Möglichkeit der lokal begrenzten Wärmebehandlung bietet.

Neben der Beurteilung der Bindungsfestigkeit mittels Schälversuchen muss parallel der Einfluss dieser Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften wie Streckgrenze und Zugfestigkeit mit berücksichtigt und analysiert werden. Hierfür werden zunächst vierfach gewalzte Schäl- und Zugproben mittels eines Lasers bzw. Kammerofens wärmebehandelt und anschließend geprüft. In den T-Schältests wird dabei die mittlere, einfach überwalzte Bindelage der vierfach gewalzten Bleche untersucht. Die Wärmebehandlung der Proben mittels Laser erfolgt mit einem Durchmesser des Laserspots von 30 mm und einer Vorschubgeschwindigkeit von 0,1 m/min. Die Leistung des Lasers wird entsprechend der Zieltemperatur variiert, wobei diese bei dieser Versuchsreihe zwischen ca. 190 °C und 600 °C liegen. Die Haltezeit bei Maximaltemperatur beträgt jeweils weniger als fünf Sekunden. Die Wärmebehandlungen im Kammerofen erfolgen zum Vergleich bei 200 °C, 350 °C und 500 °C Ofentemperatur. Hierbei werden die Proben in den Ofen eingelegt und nach der Aufheizphase und einer anschließenden Haltezeit von etwa einer Minute wieder entnommen und an Luft abgekühlt.

Der Einfluss der verschiedenen Maximaltemperaturen bei der Laserwärmebehandlung auf die resultierenden Eigenschaften des vierfach gewalzten Aluminiums ist in Bild 64 dargestellt. Bis zu Temperaturen von 270 °C kommt es dabei zu keiner signifikanten Erhöhung der Schälfestigkeit im Vergleich zum Zustand bei Raumtemperatur (RT), während jedoch insbesondere die Zugfestigkeit bereits deutlich abnimmt. Im nächsten Schritt steigt bei 340 °C die Festigkeit der Bindung drastisch auf etwa den vierfachen Wert im Vergleich zu 270 °C an. Hierbei sinken die Streckgrenze auf

ca. 50 MPa und die Zugfestigkeit auf ca. 110 MPa ab. Bei höheren Temperaturen von 400 °C, 480 °C bzw. 600 °C kommt es daraufhin zu keiner weiteren Zunahme der Bindungsfestigkeit, sondern die Werte fallen wieder leicht ab. Darüber hinaus erfolgt eine weitere Abnahme von Streckgrenze sowie Zugfestigkeit. Insgesamt sind jedoch die verhältnismäßig hohen Schwankungsbreiten hinsichtlich der Schälfestigkeit zu berücksichtigen, die durch über das Blech verteilte Inhomogenitäten zu begründen sind. Die maximale Schälfestigkeit lässt sich mit einer Kurzzeitwärmebehandlung bei 340 °C erzielen (siehe Bild 64). Die Zugfestigkeit liegt hierbei auf dem Niveau des Ausgangsmaterials No im halbharten Anlieferungszustand bzw. entspricht in etwa dem bei 400 °C wärmebehandelten Zustand von N4 (vergleiche Bild 41). Die Solltemperatur zur Erzielung der maximalen Festigkeit zwischen den Lagen beträgt daher ca. 340 °C, wobei auch bei einer Kurzzeitwärmebehandlung bei 400 °C in Analogie zur Reduktion der Fließspannung eine signifikante Verbesserung der Schälfestigkeit im Vergleich zum Ausgangszustand bei Raumtemperatur erreicht wird.

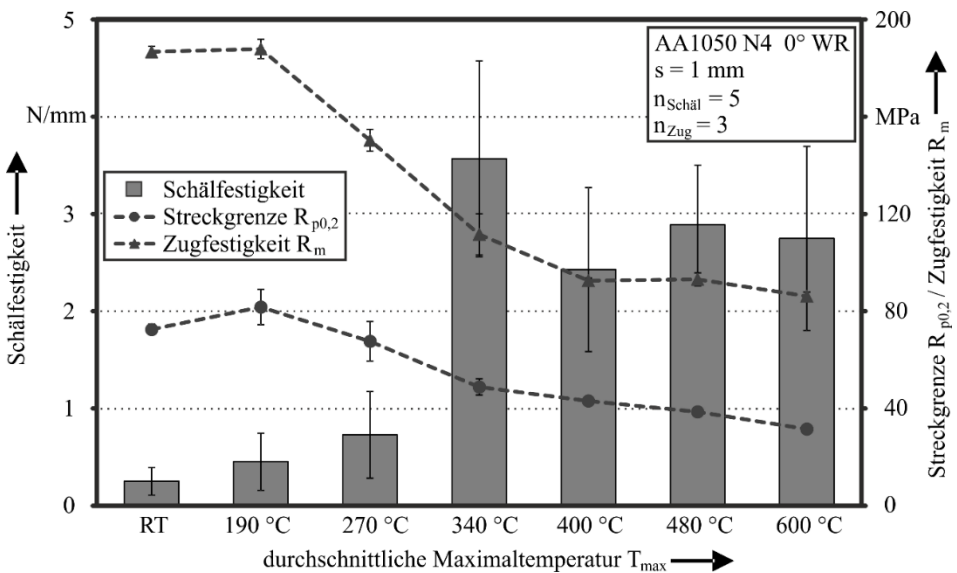


Bild 64: Einfluss einer Wärmebehandlung mittels Laser auf die Schälfestigkeit, Streckgrenze und Zugfestigkeit von AA1050 N4

Die Verbesserung der Bindelagenfestigkeit wird thermisch aktivierten, atomaren Bewegungen mit kurzer Reichweite an den Grenzflächen und sich auflösenden Defekten und Eigenspannungen, die durch den Walzprozess induziert wurden, zugeschrieben [31]. Jedoch kann es bei den im Aluminium bei hohen Temperaturen löslichen Oxidfilmen auch zu einem

Versagen der Bindung kommen [139]. Dies begründet den erneuten, leichten Abfall der Schälfestigkeit bei Temperaturen von 400 °C und höher.

In einer weiteren Versuchsreihe wird die Vergleichbarkeit zwischen einer Laserwärmebehandlung und einer Wärmebehandlung in einem Kammerofen untersucht. Die Ergebnisse für Schäl-, Zugfestigkeit und Streckgrenze bei drei unterschiedlichen Temperaturniveaus sind in Bild 65 gegenübergestellt. Insgesamt liegen die Schälfestigkeiten jeweils auf einem ähnlichen Niveau. Für 190-200 °C und für 340-350 °C lässt sich eine tendenziell niedrigere Schälfestigkeit für die Ofenwärmebehandlung feststellen. Lediglich für 480-500 °C wird im Ofen eine höhere Bindungsfestigkeit erreicht. Darüber hinaus liegen in allen Fällen die Werte für  $R_{p0,2}$  und  $R_m$  für den Ofen unterhalb derer des Lasers. Trotz der längeren Haltezeit von einer Minute und der Zeitabhängigkeit der Diffusionsvorgänge lässt sich insbesondere bei 350 °C im Ofen keine höhere Bindungsfestigkeit erzielen, wobei die Schwankungsbreiten hier verhältnismäßig groß sind. Des Weiteren liegen übliche Haltezeiten beim klassischen Diffusionsglühen auch bei mehreren Stunden bis Tagen. Für die Ofenwärmebehandlung mit bis zu 120 Minuten von mehrlagigem AA1100 ist dabei ein Anstieg der Bindungsfestigkeit um maximal knapp 70 % mit zunehmender Haltedauer festgestellt worden [140].

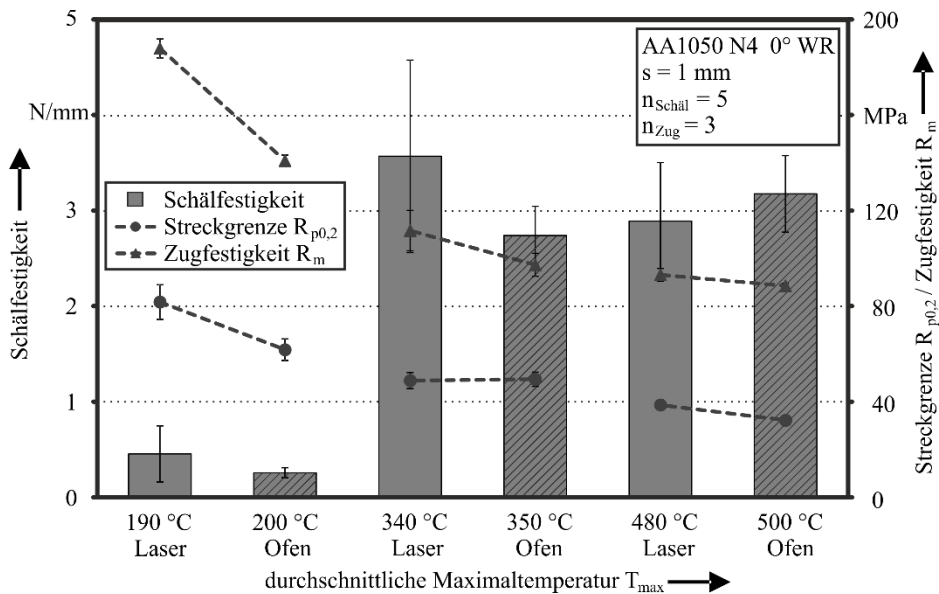


Bild 65: Vergleich zwischen einer Wärmebehandlung mittels Laser und mittels Ofen auf die Schälfestigkeit, Streckgrenze und Zugfestigkeit von AA1050 N4 für drei unterschiedliche Temperaturen

Darüber hinaus wird analysiert, wie sich eine Wärmebehandlung auf andere, mehrfach überwalzte Bindelagen auswirkt. Um hier ein Aufbiegen der Blechstreifen zu einer T-Schälprobe an der entsprechenden Bindelage nach mehrfachem Überwalzen zu ermöglichen, wird vor dem Walzvorgang an der vorderen Kante des Bleches ein schmaler Papierstreifen quer an der zu prüfenden Bindelage eingelegt. Da sich gemäß der Verdopplung der Länge des Blechstreifens bei 50 % Stichabnahme auch der eingelegte Papierstreifen längt und in einem größeren Bereich verteilt, wird die Blechbahn nach dem Walzen an der Vorderkante entsprechend beschnitten. Damit wird sichergestellt, dass beim späteren Schältest kein Papier als Trennmittel und Schwächung der Bindung in der Prüfstrecke vorhanden ist.

Des Weiteren ist zu beachten, dass bei einem N<sub>2</sub>-Blech die Prüfung der zweifach überwalzten Bindelage (siehe Bild 66) zunächst zwei unterschiedlich dicke Schenkel der T-Schälprobe mit einem Verhältnis 1:3 bedeuten würde. Im Schältest führt dies gemäß den Vorversuchen, wie in Bild 67 a dargestellt, zum einen zum Ausweichen des freien Schenkels aus der Horizontalen aufgrund eines entstehenden Momentes. Damit ist der Versuch ungültig, weil nach DIN EN ISO 11339 der freie Schenkel bei der Prüfung nicht wegnicken darf. Zum anderen kann es bei hohen Schälfestigkeiten zum Versagen des dünneren Schenkels und damit einem vorzeitigen Ende des Schältests kommen (siehe Bild 67 b). Um dem vorzubeugen, wird das N<sub>2</sub>-Blech zunächst an der mittleren, einfach überwalzten Bindelage nach Bild 66 vollständig aufgetrennt und anschließend aus der verbliebenen Hälfte durch Aufbiegen der zweifach überwalzten Bindelage eine T-Schälprobe hergestellt und geprüft.

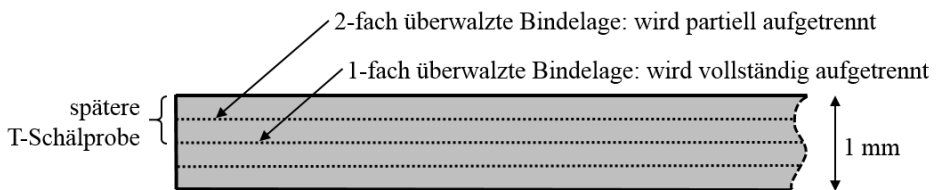


Bild 66: Schematische Darstellung der zu prüfenden, zweifach überwalzten Bindelage an einem N<sub>2</sub>-Blech

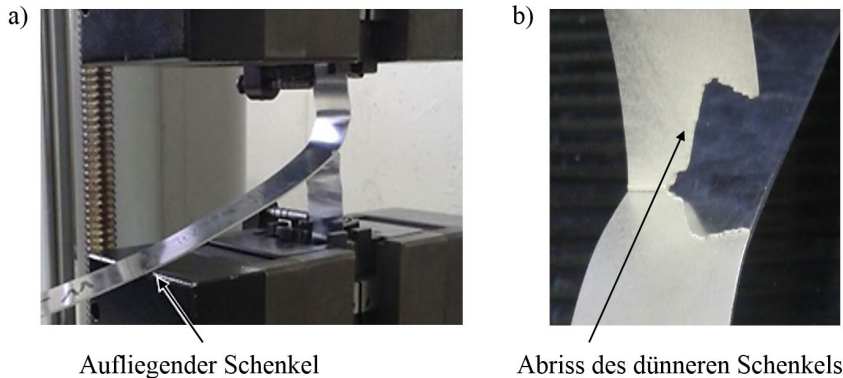


Bild 67: Fehler beim T-Schältest durch (a) Aufliegen des freien Schenkels und (b) Abriss des dünneren Schenkels der N<sub>2</sub>-Schälprobe

Die Ergebnisse der Prüfung der N<sub>2</sub> Bleche und der zweifach überwalzten Bindelage sind in Bild 68 dargestellt. Dabei ist zunächst für die Prüfung ohne Wärmebehandlung (RT) zu erkennen, dass im Vergleich zur mittleren, einfach überwalzten Bindelage von N<sub>1</sub> die zweifach überwalzte Grenzfläche von N<sub>2</sub> eine vielfach höhere Schälfestigkeit aufweist. Die Zugfestigkeit hingegen nimmt hierbei nur unwesentlich zu. Eine weitere, signifikante Zunahme der Schälfestigkeit ist durch eine Wärmebehandlung bei einer durchschnittlichen Maximaltemperatur von 190 °C zu erzielen. Die Zugfestigkeit befindet sich hier auf dem Niveau bei Raumtemperatur. Geringfügig niedriger ist der Schälwiderstand nach der Wärmebehandlung bei 260 °C, wobei dieser Unterschied angesichts der Schwankungsbreiten nicht signifikant ist. Die gleichzeitige Abnahme der Zugfestigkeit um ca. 20 MPa lässt sich auf ab etwa 200 °C einsetzende Rekristallisationseffekte zurückführen [54]. Für die Maximaltemperaturen von 300 °C und 340 °C sinkt die Zugfestigkeit weiter ab. Hinsichtlich der Schälfestigkeit kann jedoch in beiden Fällen keine quantitative Aussage getroffen werden, da es jeweils beim Beginn des Schälversuchs zum Riss eines Schenkels kommt, ohne dass das Aufreißen der Bindung bzw. Schälens der Proben beginnt. Für diese Fälle gilt, dass die erforderliche Kraft für den Anriss der Bindung höher liegt als die Maximalkraft bei Erreichen der Zugfestigkeit der Schenkel. Damit liegt an dieser Stelle eine so hohe Bindungsfestigkeit vor, dass nicht mehr die Bindung maßgeblich für das Versagen der Bleche ist.

Des Weiteren beträgt die Schälfestigkeit der zweifach überwalzten Bindelage selbst ohne Wärmebehandlung bereits etwa das Doppelte im Vergleich zur maximal erzielten Schälfestigkeit der mittleren Bindelage der N<sub>4</sub>-Bleche aus Bild 68 nach einer Wärmebehandlung bei 340 °C. Dies zeigt, dass auch nach einer lokalen Wärmebehandlung der Unterschied

hinsichtlich der Bindungsfestigkeit zwischen der einfach und der zweifach überwalzten Bindelage bestehen bleibt. Bei der Auslegung von Umformprozessen muss daher weiterhin die mittlere Bindelage hinsichtlich der Bindungsfestigkeit als kritisch berücksichtigt werden. Das Versagen durch Delamination der mehrfach überwalzten Bindelagen insbesondere nach einer Wärmebehandlung kann nahezu ausgeschlossen werden. Eine mögliche Ausnahme sind jedoch anderweitige Beanspruchungen der Grenzfläche, die durch den T-Schältest nicht abgebildet werden.

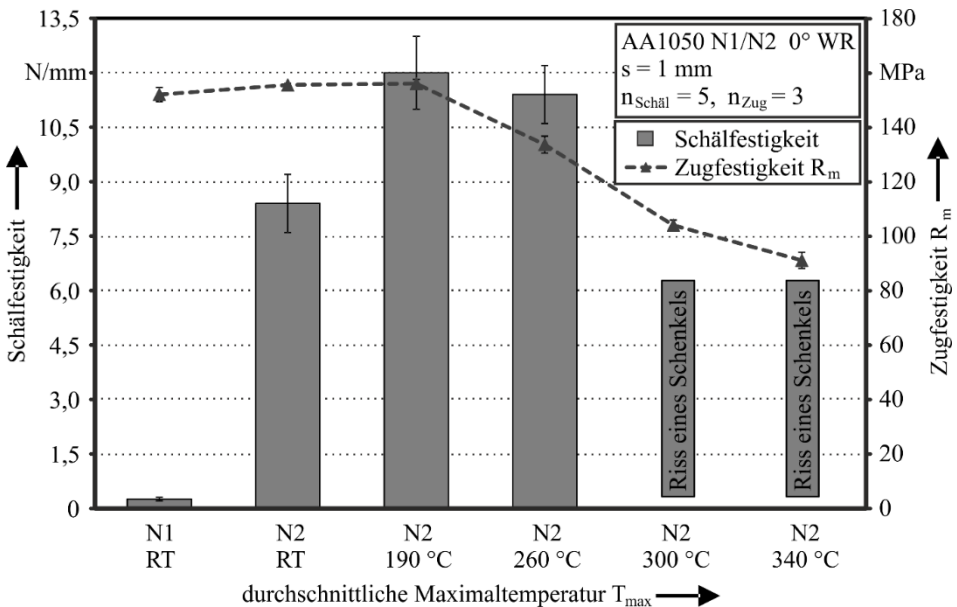


Bild 68: Einfluss einer Wärmebehandlung mittels Laser auf die Zugfestigkeit von AA1050 N2 und die auf die Schälfestigkeit der zweifach überwalzten Bindelage

Mittels einer Kurzzeitwärmebehandlung kann lokal die Bindungsfestigkeit von mehrlagigem Aluminium signifikant erhöht werden und diese ist des Weiteren vergleichbar mit einer entsprechenden Wärmebehandlung im Kammerofen. Die größte Zunahme und gleichzeitig die maximale Bindungsfestigkeit werden bei einer Maximaltemperatur von 340 °C erreicht. Außerdem können durch eine Wärmebehandlung für eine zweifach überwalzte Bindelage Schälfestigkeiten erzielt werden, die über die Zugfestigkeit hinausgehen. Die Zugfestigkeit nimmt jedoch hierbei jeweils mit der Maximaltemperatur ab. Eine Kurzzeitwärmebehandlung bietet hinsichtlich der Bindungsfestigkeit das Potential, das Versagensrisiko durch Delaminationen während der Umformung signifikant zu reduzieren. Dabei kann mittels Laser ein flexibles Layout der entsprechenden Zonen über die Blechebene realisiert werden.

## 7.2 Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke

Die verschiedenen Arten von Tailored Blanks fokussieren grundsätzlich Eigenschaftsgradienten über die Blechebene, wobei über die Blechdicke keine spezifischen Eigenschaftsverläufe eingebracht werden. Auch für die durch eine lokale Wärmebehandlung für Aluminiumlegierungen und Blechwerkstoffe aus dem ARB-Prozess realisierten Tailor Heat Treated Blanks wird angesichts der lateral weit ausgedehnten Zonen im Verhältnis zur Blechdicke die Homogenität der mechanischen Eigenschaften über die Blechdicke angenommen. Darüber hinaus können unterschiedliche Eigenschaften über die Blechdicke insbesondere bei mehrlagigen Blechwerkstoffen auch durch Maßnahmen bei der Herstellung mittels Walzen realisiert werden. Sowohl beim Plattier- als auch beim ARB-Prozess können Lagen aus unterschiedlichen Metallen oder Legierungen mit unterschiedlichsten Eigenschaften eingebracht und gefügt werden, sodass über die Blechdicke Stufengradienten der Eigenschaften mit den Übergängen an den jeweiligen Bindelagen vorliegen. In dieser Arbeit werden diese Möglichkeiten während des Walzprozesses ausgeklammert und stattdessen wird die Einstellung von Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke von mehrlagigem Reinaluminium mittels einer Laserwärmebehandlung untersucht. Bereits in früheren Versuchen mit eigener Beteiligung [93] wurde mittels REM-Aufnahmen festgestellt, dass nach einer lokalen Laserwärmebehandlung einer sehr schmalen Zone mit einem geringen Durchmesser des Laserspots Gradienten bezüglich der Korngröße über die Blechdicke vorliegen können. Im Rahmen der dort durchgeführten Analysen wurden diese Effekte jedoch vernachlässigt und die Eigenschaftsverläufe wurden lediglich als Festigkeitsgradienten über die Blechebene untersucht. Derartige Gradienten über die Blechdicke sollen nun gezielt eingestellt und die resultierenden mechanischen Eigenschaften charakterisiert werden. Dafür werden zunächst die verschiedenen Prozessparameter untersucht und anschließend in Biegeversuchen die Umformeigenschaften analysiert.

### 7.2.1 Ermittlung geeigneter Prozessparameter und Charakterisierung der Eigenschaftsverläufe mittels Mikrohärteprüfungen

Zur Ermittlung geeigneter Prozessparameter für die Realisierung von Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke mehrfach gewalzter Aluminiumbleche mittels einer Laserbestrahlung werden die Leistung des Lasers  $P_L$  und der Durchmesser des Laserspots  $d_L$  variiert. Des Weiteren werden Bleche mit unterschiedlicher Anzahl an Walzdurchgängen und zwei

Orientierungen der Bestrahlungsbahn zur Walzrichtung untersucht. Dabei wird anhand von Temperaturmessungen mittels eines Pyrometers an der Probenunterseite die auftretende Maximaltemperatur erfasst und mittels Mikrohärtmessungen an der Querschnittsfläche der Proben die Ausdehnung des Effektbereiches ermittelt. Darüber hinaus erfolgt visuell die Beurteilung der Probenoberfläche hinsichtlich des Auftretens von Aufschmelzungen, was die Prozessgrenze für die Maximaltemperatur darstellt. Die Ausgangswerte der Martenshärte sind für die verschiedenen Walzzyklen in Tabelle 14 zusammengefasst. Dabei wurden im unbehandelten Zustand 360 Messwerte über den Probenquerschnitt mit einer Dauer der Messung von mehreren Stunden je Probe erfasst. Die Härteprüfungen nach der Wärmebehandlung des Reinaluminiums sind im Gegensatz zu ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen jedoch nicht zeitkritisch, da hier keine Neubildung von aufgelösten Ausscheidungen und somit kein erneuter Festigkeitsanstieg möglich ist.

Tabelle 14: Martenshärte im Querschnitt der Proben AA1050 No, N2, N4, N6 und N8 im Ausgangszustand

Walzzyklen	No	N2	N4	N6	N8
HM 0,2/5	520±42	550±58	581±39	562±58	570±24

Zunächst wird der Einfluss der Orientierung zur Walzrichtung auf die resultierende Maximaltemperatur analysiert. Dabei werden drei Stufen der Laserleistung berücksichtigt, während Fokusdurchmesser und Vorschubgeschwindigkeit jeweils identisch sind. Die an der Probenunterseite gemessenen maximalen Temperaturen sind in Bild 69 dargestellt. Für alle drei Leistungsstufen liegt eine minimal höhere durchschnittliche Maximaltemperatur bei der Orientierung der Walzrichtung von 90° zur Bestrahlungsbahn vor. Jedoch ist dieser Unterschied angesichts der Schwankungsbreiten nicht signifikant, sodass kein Einfluss der Walzrichtung auf die resultierende Maximaltemperatur an der Probenunterseite festgestellt werden kann. Darüber hinaus sind in Bild 70 zwei exemplarische Härteverteilungen aus Mikrohärtmessungen des Querschnitts jeweils mit Orientierung der Vorschubrichtung des Lasers parallel und senkrecht zur Walzrichtung abgebildet. Die Darstellung erfolgt hier jeweils lediglich für 0,9 mm in Dickenrichtung, da die Härteeindrücke nicht direkt an den Rand der Ober- und Unterseite des Bleches gesetzt werden können. Zunächst wird deutlich, dass mit dieser Methode kontinuierliche Härtegradienten über die Blechdicke mit einem V-förmigen Verlauf eingestellt werden können. Hinsichtlich des Einflusses der Orientierung sind leichte Unterschiede erkennbar, die jedoch nicht signifikant sind und ebenfalls keinen

Einfluss der Walzrichtung auf die Ausbildung der entfestigten Zone bedeuten.

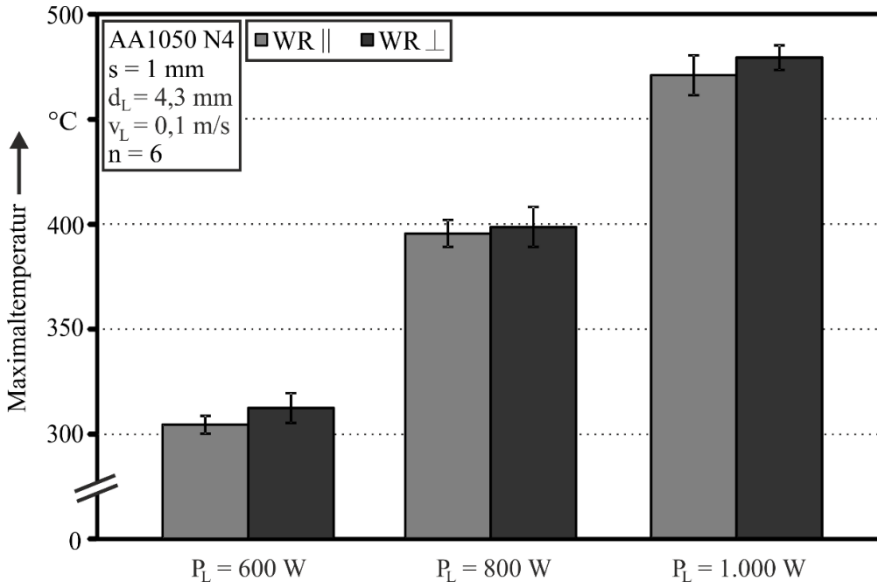


Bild 69: Einfluss der Orientierung zur Walzrichtung auf die resultierende Maximaltemperatur bei Laserwarmebehandlungen mit verschiedenen Parametern

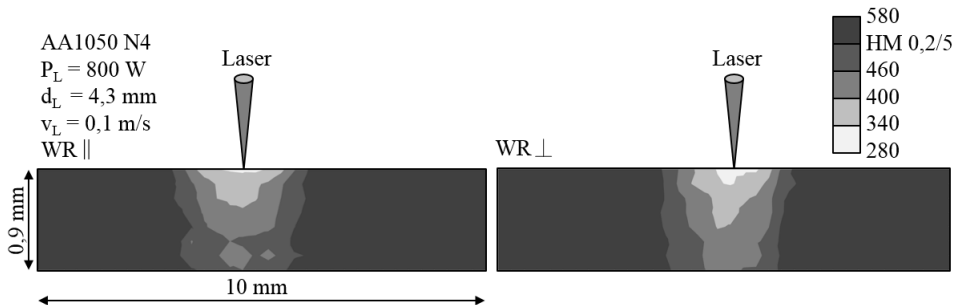


Bild 70: Einfluss der Walzrichtung auf die resultierende Mikrohärteverteilung im Querschnitt nach lokaler Wärmebehandlung

In einer weiteren Versuchsreihe wird der Einfluss der Anzahl an Walzzyklen und der Lagenzahl im Blech auf die Maximaltemperatur untersucht. Die jeweils für No, N2, N4, N6 und N8 erreichten und gemittelten Temperaturen sind in Bild 71 veranschaulicht. Unabhängig von der Laserleistung ist erkennbar, dass es im Vergleich zum einlagigen Ausgangszustand für N2 zunächst zu einem Abfall der Werte kommt. Anschließend steigen die Maximaltemperaturen mit der Anzahl an Walzzyklen wieder an. Lediglich

für N8 ist bei Laserleistungen von 600 W und 800 W keine weitere Temperaturzunahme vorhanden. Der kontinuierliche Anstieg der Temperaturen mit zunehmender Zahl von Blechlagen widerspricht der Erwartung einer reduzierten Wärmeleitfähigkeit aufgrund der sich mit den Walzzyklen potenzierenden Zahl an Grenzflächen in Verbindung mit dort gehäuften Luft- und Oxideinschlüssen. Jedoch zeigt gerade der Einbruch der Maximaltemperaturen bei N<sub>2</sub>, dass diese Einschlüsse dort wirksam sind, da nach zwei Walzdurchgängen noch keine ausgeprägten stoffschlüssigen Verbindungen zwischen den Blechlagen vorhanden sind. Diese bilden sich erst nach vielfacher Überwalzung und somit wird die Wärmeleitfähigkeit mit höherer Lagenzahl wiederum verbessert. Der Anstieg der Temperaturen über das Ausgangsniveau bei N<sub>0</sub> heraus kann durch die relativ dicke Oxidschicht im Anlieferungszustand und die damit verbundene schlechtere Einkopplung des Lasers erklärt werden. Durch die mehrfachen Walzdurchläufe wird diese Oxidschicht aufgebrochen, was auch am zunehmenden Glanz der ARB-Bleche im Vergleich zum Ausgangsblech erkennbar ist.

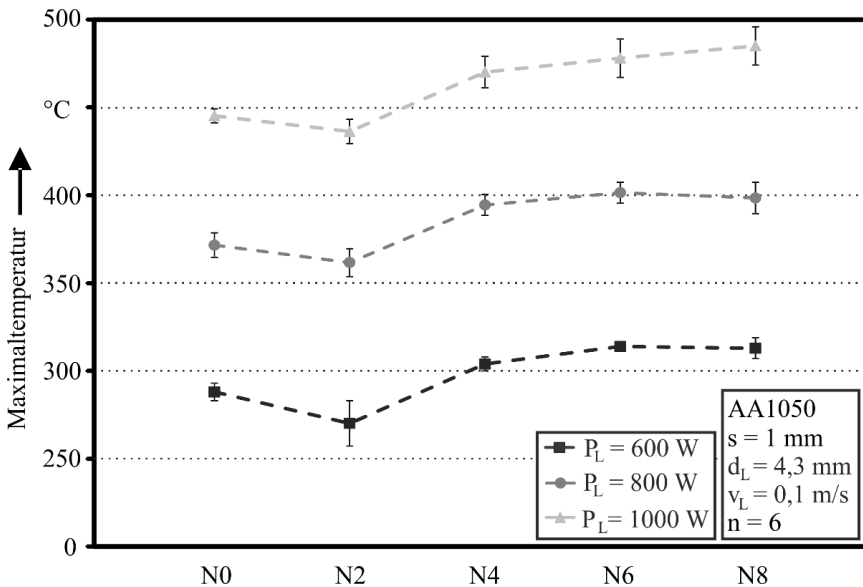


Bild 71: Einfluss der Anzahl an Walzzyklen bzw. Blechlagen auf die resultierende Maximaltemperatur bei Laserwärmebehandlungen mit verschiedenen Parametern

An den Härteverläufen mit verschiedenen Lagenzahlen in Bild 72 für die Wärmebehandlung mit 800 W ist ebenfalls ersichtlich, dass sich der Wärmeeinflussbereich und die Zone der Entfestigung in die Tiefe über den Blechquerschnitt ausgehend von N<sub>0</sub>, über N<sub>2</sub> und N<sub>4</sub> bis zu N<sub>6</sub> weiter ausbreiten. Für N<sub>8</sub> ist allerdings eine deutliche Abnahme der entfestigten

Zone in Dickenrichtung zu verzeichnen, die etwa dem Zustand für N2 entspricht. Die Breite der Wärmeeinflusszone an der Probenoberseite ändert sich dabei für alle mehrlagigen Proben nicht signifikant. Die dargestellten Unterschiede im Härteverlauf im Querschnitt ergeben sich einerseits durch die unterschiedliche Wärmeleitung über die Blechdicke. Andererseits kann sich auch die unterschiedliche Sensitivität der jeweiligen Kornstruktur für eine wärmeinduzierte Kornvergrößerung und Entfestigung in Verbindung mit der variierenden Anzahl an Walzzyklen auf die Härteverteilung auswirken.

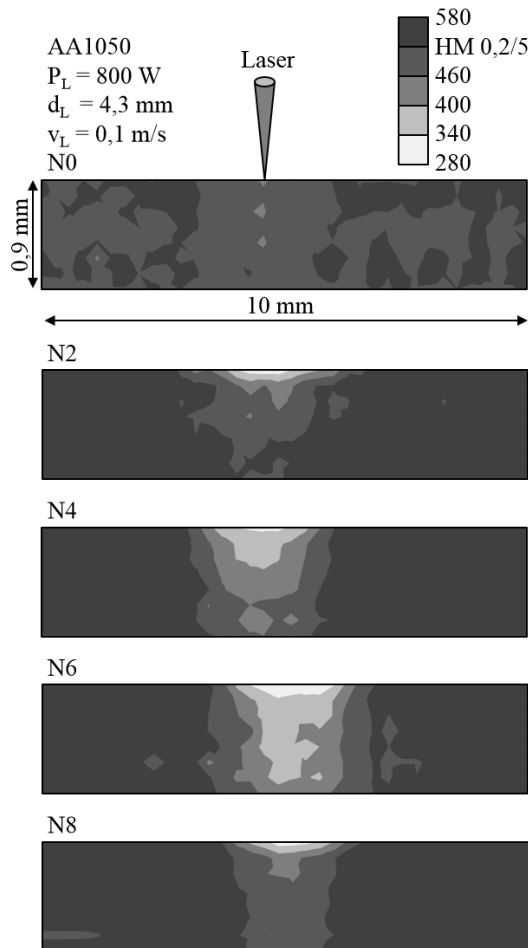


Bild 72: Einfluss der Anzahl an Walzzyklen bzw. Blechlagen auf die Mikrohärteverteilung nach einer Laserwärmehandlung

Für die in Bild 72 dargestellten Verläufe lässt sich ein Zusammenhang zwischen der an der Probenunterseite gemessenen Maximaltemperatur und dem resultierenden Verlauf der mechanischen Eigenschaften im Probenquerschnitt erkennen. Eine höhere Maximaltemperatur sorgt für eine in Dickenrichtung tiefergehende und größere Abnahme der Härte. Der tendenziell leichte Abfall der Maximaltemperatur für N8 (vergleiche Bild 71) korreliert grundsätzlich mit der weniger tiefen Ausdehnung des Bereiches mit reduzierter Martenshärte. Die niedrigere Temperatur dominiert eine prinzipiell höhere Empfindlichkeit für Rekristallisationsvorgänge der nach acht Walzdurchgängen ultrafeinkörnigen Kornstruktur. Daraus kann geschlossen werden, dass auch im zunächst nicht für eine Temperaturmessung zugänglichen Blechquerschnitt der Zusammenhang zwischen der lokal auftretenden Maximaltemperatur und der resultierenden Festigkeit bzw. Entfestigung gilt. Die jeweilige Temperatur und die entsprechenden mechanischen Eigenschaften ergeben sich dabei in Abhängigkeit der Laserparameter, der Einkopplung an der Oberfläche und der Wärmeleitung im Blechinneren.

Der Einfluss der Laserleistung auf die resultierenden Maximaltemperaturen bei gleichem Spotdurchmesser und identischer Vorschubgeschwindigkeit geht ebenfalls aus den Messwerten in Bild 71 hervor. Mit zunehmender Leistung steigt auch die maximale Temperatur deutlich an. Dies lässt sich weitgehend unabhängig von der Anzahl der Walzzyklen feststellen. Die Zunahme von 600 W auf 800 W beträgt dabei für N4 ca. 90 °C und für die Stufe von 800 W auf 1.000 W ca. 80 °C. Die Auswirkung der wachsenden Bestrahlungsleistung auf die Härteverteilung im Querschnitt ist für N4 exemplarisch in Bild 73 dargestellt. Für 600 W mit einer maximalen Temperatur an der Probenunterseite von ca. 300 °C ist noch kaum eine Entfestigung festzustellen. Bei 800 W Laserleistung vergrößert sich die Wärmeeinflusszone deutlich und auch für 1.000 W ist nochmals eine Ausweitung zu beobachten. Dabei nehmen analog zur eingebrachten Energie sowohl die Tiefe als auch die Breite der entfestigten Zone an der Oberseite aufgrund von Wärmeleitungseffekten zu.

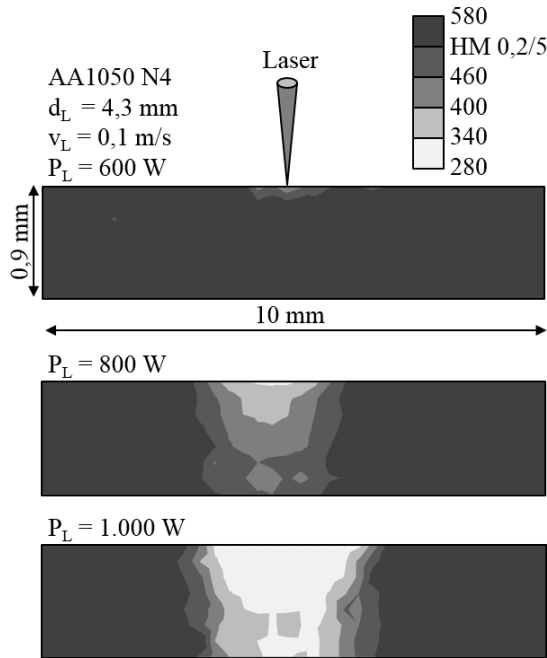


Bild 73: Einfluss unterschiedlicher Laserleistungen auf die Mikrohärteverteilung von AA1050 N4

Die zunehmende Entfestigung mit höherer Laserleistung kann ebenso den Härteverläufen entlang zweier Schnittlinien über die Probendicke in Bild 75 entnommen werden. Die Lage dieser Schnittlinien im Zentrum des Laserspots und um 0,5 mm seitlich versetzt ist dabei schematisch in Bild 74 veranschaulicht.

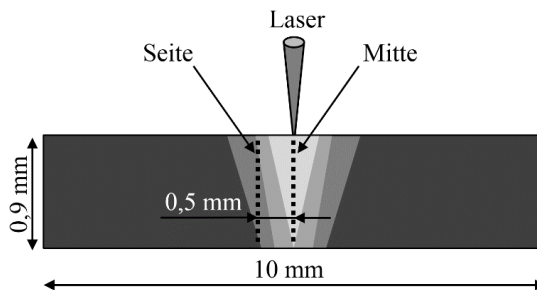


Bild 74: Schematische Darstellung der Position der Schnittlinien über den Probenquerschnitt

Es ist ersichtlich, dass für 800 W Leistung zum einen das mittlere Härteniveau vorliegt und daneben der größte Unterschied zwischen den Verläufen Mitte und Seite hinsichtlich der drei Leistungsstufen auftritt. Für 600 W ist jeweils an beiden Positionen noch kaum eine und für 1.000 W bereits eine nahezu vollständige Entfestigung festzustellen. Für 800 W hingegen ist ein deutlicher lateraler Gradient von ca. 10 bis 40 HM<sub>0,2/5</sub> zwischen der Mittellinie und dem seitlichen Schnitt festzustellen. Zum anderen tritt im Gegensatz zu den übrigen beiden Laserleistungen bei 800 W auch ein signifikanter Härtegradient in Dickenrichtung auf. Hier kommt es bei einer Ausgangshärte an der Blechoberseite zwischen etwa 400 und 480 HM<sub>0,2/5</sub> zu einem Abfall auf etwa 340 HM<sub>0,2/5</sub> bei einem Abstand von 0,85 mm zur Oberseite. Dies entspricht bereits nahezu der Härte für 1.000 W Laserleistung an dieser Position.

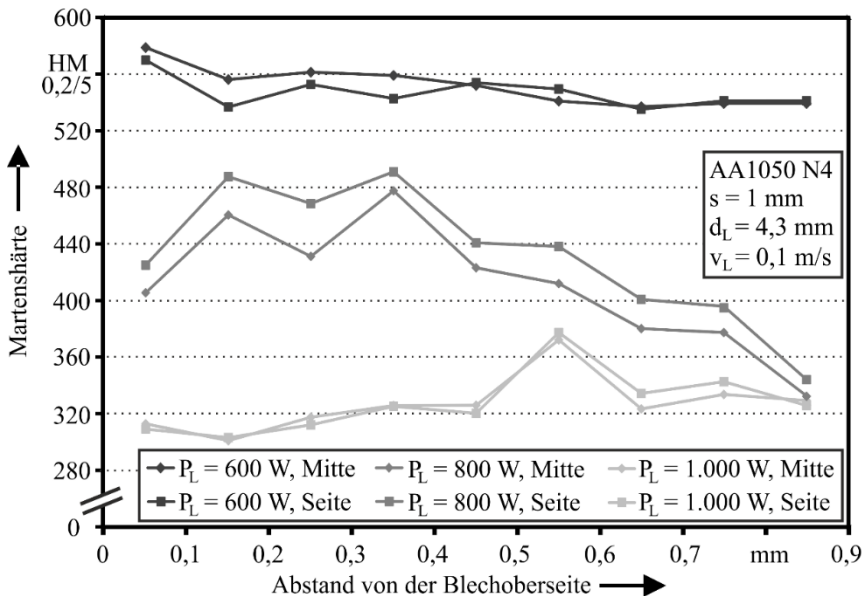


Bild 75: Einfluss unterschiedlicher Laserleistungen auf die Mikrohärtigkeit von AA1050 N4 anhand zweier Schnittlinien

Im nächsten Schritt erfolgt die Untersuchung des Einflusses des Fokusbereichs auf die Eigenschaftsverteilung. Bei gleicher Vorschubgeschwindigkeit werden ein Fokusbereich von 4,3 mm bei 800 W Leistung und ein Durchmesser von 18 mm bei einer Laserleistung von 3.000 W gegenübergestellt. Dabei ist die Energiedichte mit 1,8 MJ/m<sup>2</sup> bzw. 1,6 MJ/m<sup>2</sup> in etwa identisch. Anhand der in Bild 76 dargestellten Härteverläufe ist erkennbar, dass der wesentlich vergrößerte Fokus eine quasi vollständige Entfestigung größerer Bereiche ermöglicht. Damit ist über Blechdicke

kein Eigenschaftsverlauf mehr vorhanden und es entsteht eine homogene Härteverteilung in Breiten- und Dickenrichtung. Dies ermöglicht die homogene Wärmebehandlung ausgedehnter Bereiche und stellt somit den Übergang zur konventionellen THTB-Technologie dar, bei der die oben beschriebenen Eigenschaftsgradienten über die Blechebene ohne gezielte Gradienten in Dickenrichtung eingestellt werden.

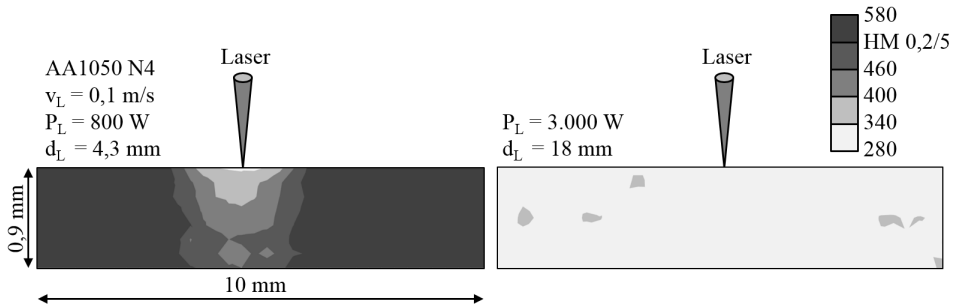


Bild 76: Einfluss unterschiedlicher Fokusdurchmesser auf die Mikrohärteverteilung von AA1050 N4 bei etwa identischer Energiedichte

Der Grund für die homogene Verteilung ist die eingeschränkte Ableitung der eingebrachten Energie, da fast die gesamte Probenfläche wärmebehandelt wird und in dieser Zone die Abkühlung nur über die Grenzflächen zur umgebenden Luft erfolgen kann. Dies führt zu einer höheren Maximaltemperatur, längerer Haltezeit mit reduziertem Temperaturgradienten und einer zunehmenden Kornvergrößerung und Entfestigung. Erkennbar ist dies an den exemplarischen Temperaturverläufen in Bild 77. Für ausgedehnte Platinen ist gegebenenfalls eine erhöhte Laserleistung bzw. eine reduzierte Vorschubgeschwindigkeit zu wählen, um den Wärmeabfluss zu den Seiten zu kompensieren bei einer beabsichtigten vollständigen Rekristallisation des Querschnitts in bestimmten Bereichen.

Die Vorschubgeschwindigkeit und die Laserleistung stehen in Wechselwirkung hinsichtlich der auftretenden Maximaltemperatur und damit der Härteverteilung. Daher wurde die Vorschubgeschwindigkeit in dieser Versuchsreihe nicht variiert. Die Untersuchung des Einflusses der Laserleistung hat jedoch gezeigt, dass bei höherer eingebrachter Energie Wärmeleitungseffekte zu einer Vergrößerung der Wärmeeinflusszone führen (vergleiche Bild 73). Dieser Effekt ist bei Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit in gleicher Weise zu erwarten.

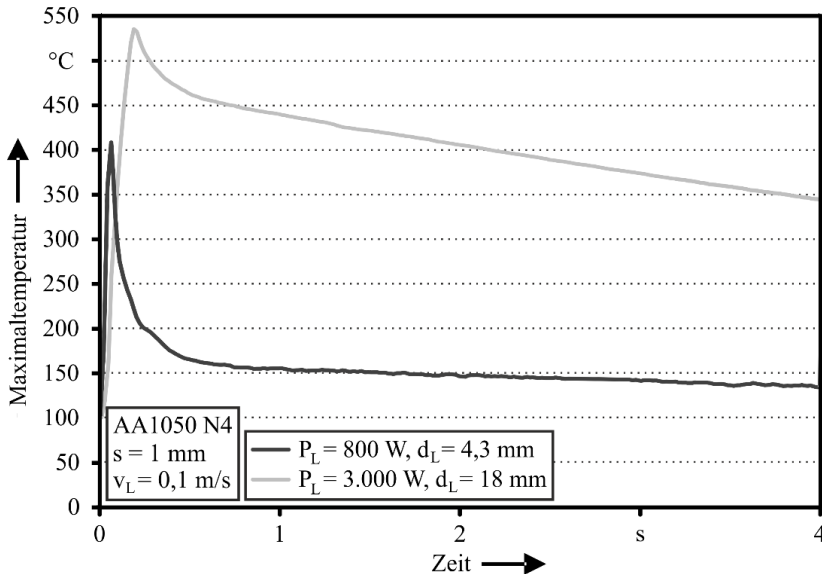


Bild 77: Einfluss unterschiedlicher Fokussdurchmesser auf den Verlauf der Maximaltemperatur an der Probenunterseite von AA1050 N4

Die dargestellten Einflüsse auf die sich ergebenden Härteverteilungen ermöglichen nun die Einstellung spezifischer Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke. Dabei kann über die Laserleistung der Grad der Entfestigung in Verbindung mit der Breite und Tiefe der entfestigten Zone und in Abhängigkeit der Lagenzahl gezielt beeinflusst werden. Daneben ist mittels dieser Strategie auch der Übergang von der lokalen Wärmebehandlung mit Gradienten in Dickenrichtung zur homogenen Wärmebehandlung ausgehnter Zonen zur Einstellung von Gradienten über die Blechebene durch Vergrößerung des Fokussdurchmessers gegeben. In weiteren Versuchsreihen sind diese Effekte weiter zu quantifizieren, um mathematische Zusammenhänge zu identifizieren und die Parameterwahl für den jeweils beabsichtigten Eigenschaftsverlauf effizient bestimmen zu können.

### 7.2.2 Charakterisierung des Umformvermögens bei Biegebeanspruchung

Zur Analyse der Auswirkungen der Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke auf die Umformigenschaften werden Biegeversuche durchgeführt. Hier stellt sich zunächst die Frage, inwieweit die unterschiedlichen Gradienten in Dickenrichtung überhaupt einen Einfluss auf den Umformprozess und die resultierenden Kraft-Weg-Verläufe haben. Die entsprechenden Mikrohärteverteilungen zum Abgleich mit den Kraft-Weg-Kurven können

Abschnitt 7.2.1 entnommen werden. Die Proben sind jeweils so orientiert, dass die laserzugewandte Seite im Zugbereich der Dehnungen liegt. Vorab kann festgehalten werden, dass bei keinem der Biegeversuche bis zum maximalen Biegewinkel von  $80^\circ$  ein offensichtliches Versagen durch einen Riss der Probe bzw. einen Abfall der Stempelkraft aufgetreten ist.

Im ersten Schritt erfolgt die Untersuchung des Einflusses der Orientierung der Walzrichtung auf die gemittelten Stempelkraft-Biegewinkel-Verläufe von vierfach gewalztem Aluminium, die hierfür in Bild 78 dargestellt sind. Im Ausgangszustand ist ein minimaler Kraftunterschied festzustellen, wobei die Kraft höher ist für die Orientierung der Walzrichtung parallel zur Orientierung der Hauptformänderung  $\varphi_{\max}$ , die wiederum senkrecht zur Biegekante orientiert ist. Dies entspricht der  $0^\circ$ -Orientierung, für die bei  $N_4$  eine minimal höhere Zugfestigkeit als in den anderen Orientierungen vorhanden ist (vergleiche Abschnitt 5.3). Der leichte Unterschied der Stempelkräfte mit derselben Tendenz bleibt auch bei den mit 800 W Laserleistung wärmebehandelten Zuständen erhalten. Allerdings ist dieser angesichts der Schwankungsbreiten nicht signifikant, sodass die Orientierung zur Walzrichtung keinen wesentlichen Einfluss auf die benötigten Umformkräfte hat. Dies stimmt überein mit den nur geringen Unterschieden in Bild 69 für die gemessenen Maximaltemperaturen und den zugehörigen Härteverläufen in Bild 70.

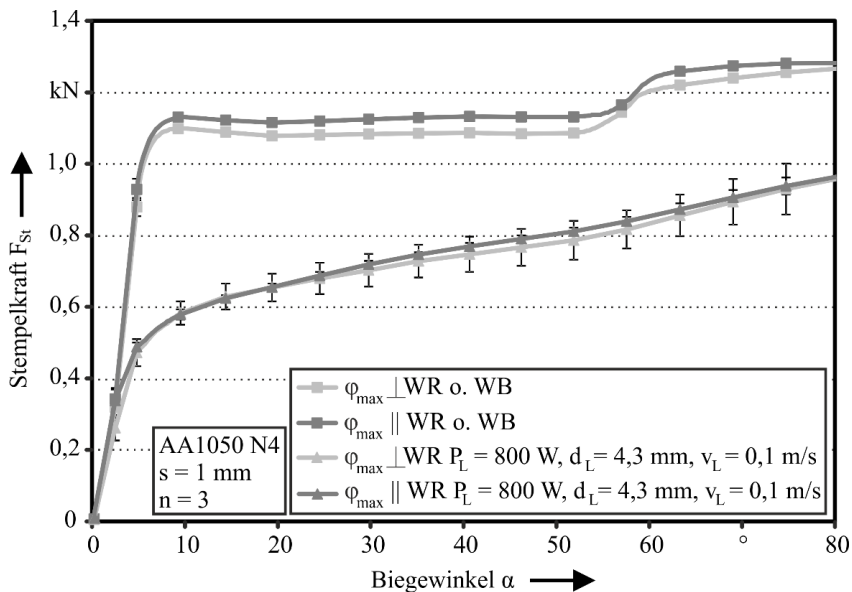


Bild 78: Einfluss der Orientierung der Walzrichtung bezogen auf die maximale Dehnung auf den Verlauf der Stempelkraft über dem Biegewinkel beim Freibiegeversuch von AA1050 N4 ohne und mit lokaler Wärmebehandlung

Darüber hinaus ist auffällig, dass der im unbehandelten Zustand auftretende Anstieg der Stempelkräfte bei Biegewinkeln um  $60^\circ$  nach der Wärmebehandlung nicht mehr vorhanden ist. Dies entspricht den Beobachtungen in Abschnitt 6.3, wobei dort die Stempelkräfte insgesamt höher liegen, was auf die Prozessschwankungen und unter Umständen auf eine minimal höhere Blechdicke zurückgeführt werden kann.

Des Weiteren wird der Einfluss der Laserleistung auf die Umformkräfte untersucht. Die Verläufe sind in Bild 79 dargestellt. Für die Wärmebehandlung mit einer Laserleistung von 600 W ist eine Kraftreduktion von nur ca. 0,1-0,2 kN festzustellen. Außerdem ähnelt der Verlauf deutlich dem unbehandelten Zustand mit dem steilen Anstieg, einem Übergang in einen quasi stationären Zustand und dem erneuten Kraftanstieg bei Biegewinkeln um  $60^\circ$ . Lediglich in dem quasi stationären Bereich ist für den wärmebehandelten Zustand ein leichter, kontinuierlicher Kraftanstieg vorhanden. Die aufgrund der Wärmebehandlung einsetzenden Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge ermöglichen eine erneute Kaltverfestigung während der Umformung, während im unbehandelten N<sub>4</sub>-Zustand schon eine annähernde Ausschöpfung des Verfestigungspotentials vorliegt. Die mit 800 W bzw. 1.000 W bestrahlten Biegeproben zeigen jeweils eine weitere Abnahme der Umformkräfte. Dies korrespondiert mit den zunehmenden Maximaltemperaturen bei der Wärmebehandlung und der schrittweisen Ausweitung der entfestigten Zonen gemäß der Mikrohärteverteilungen. Bei einer Laserleistung von 1.000 W beträgt die Umformkraft nur noch etwa die Hälfte im Vergleich zum Ausgangszustand. Damit liegt ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Reduktion der Umformkräfte und der Laserleistung bzw. dem Verlauf der Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke vor. Der Kraftverlauf ändert sich auch dahingehend, dass der Kraftanstieg für 800 W und 1.000 W jeweils flacher ausfällt und kontinuierlich bis zum Kraftmaximum beim maximalen Biegewinkel ansteigt. Hinsichtlich der prozentualen Reduktion der erforderlichen Stempelkraft wird im Vergleich zu den Versuchen aus Abschnitt 6.3 für einen Biegewinkel von  $60^\circ$  hier mit 800 W Laserleistung die etwa identische Abnahme von 35 % erreicht. Mit einer Leistung von 1.000 W kann dagegen eine Kraftabnahme von 50 % erzielt werden.

Zur Analyse des Einflusses des Fokusdurchmessers auf die Verläufe der Biegekräfte sind diese in Bild 80 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die vollständig entfestigten Proben, die mit einem Fokusdurchmesser von 18 mm bei vergleichbarer Energiedichte wärmebehandelt wurden, eine weitere Kraftreduktion zeigen und die im Rahmen dieser Versuchsreihe minimalen Umformkräfte auftreten. Das bedeutet, dass hier die Umformzone quasi

vollständig rekristallisiert und entfestigt ist, während die Erwärmung und Entfestigung der freien Biegeschenkel für die Stempelkraft ohne Einfluss ist. Der erneute Kraftanstieg bei einem Biegewinkel von etwa  $60^\circ$  ist bei 800 W Leistung und 4,3 mm Spotdurchmesser noch minimal vorhanden. Für den vergrößerten Fokusbereich ist kein sprunghafter Anstieg der Stempelkraft in diesem Bereich beobachtbar. Hingegen stellt sich mit zunehmendem Biegewinkel ein Abflachen des Kraftverlaufes ein und es kommt zum Erreichen einer Sättigung.

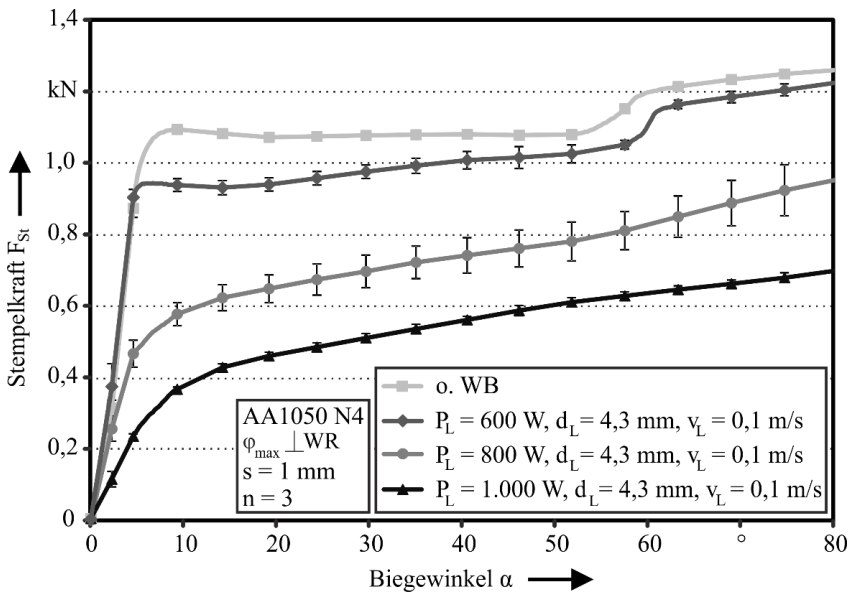


Bild 79: Einfluss der Laserleistung bei einer lokalen Wärmebehandlung von AA1050 N4 auf den Verlauf der Stempelkraft über dem Biegewinkel beim Freibiegeversuch

Im nächsten Schritt wird der Einfluss der realisierten Gradienten in Blechdickenrichtung auf das Versagensrisiko untersucht und bewertet. Dazu sind die resultierenden Verteilungen des Umformgrades an der Biegekante für die oben dargestellten Biegeversuche am Punkt der Maximalkraft in Bild 81 und Bild 83 veranschaulicht. Zusätzlich ist der Umformgrad entlang von drei jeweils gemittelten Schnittlinien in Bild 82 und Bild 84 dargestellt. Die Lage der Schnittlinien ist Bild 50 zu entnehmen.

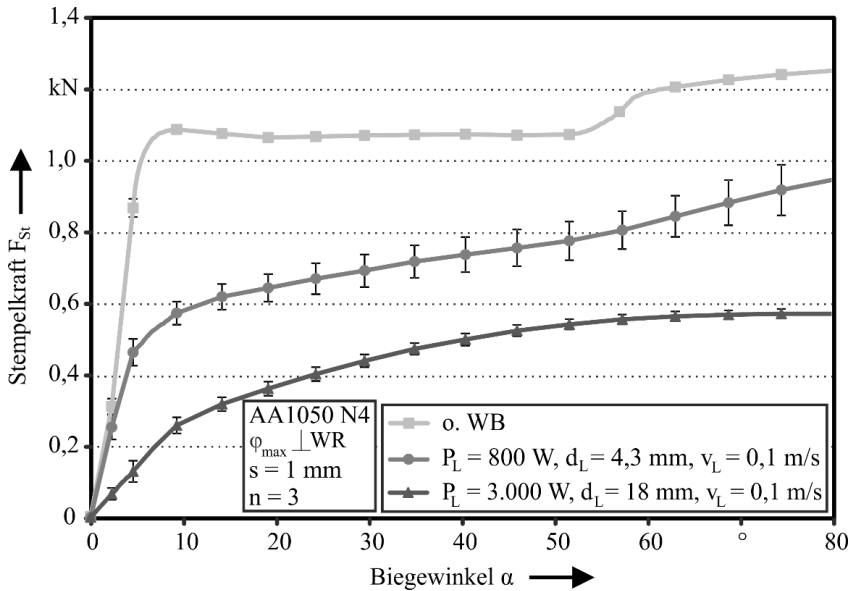


Bild 80: Einfluss des Fokussdurchmessers bei einer lokalen Wärmebehandlung von AA1050 N4 mittels Laser auf den Verlauf der Stempelkraft über dem Biegewinkel beim Freibiegeversuch

Die grundsätzliche Relevanz der Entfestigung an der Biegekante für die Verbesserung des Versagensverhaltens der mehrlagigen Blechwerkstoffe mit ultrafeinkörnigem Gefüge wurde bereits in Abschnitt 6.3 gezeigt. Die numerische Schädigungsanalyse des 3-Punkt-Biegens von Tsoupis et al. [141] zeigt eine V-förmige Ausbildung des Schädigungsbereiches, der sich ausgehend von der äußeren Randfaser unter Zugbeanspruchung in Richtung der neutralen Faser verjüngt. Dies entspricht hinsichtlich der geometrischen Form und Ausdehnung damit der entfestigten und duktileren Wärmeeinflusszone bei den realisierten Gradienten über die Blechebene (vergleiche z.B. Bild 70).

Es ist erkennbar, dass mit zunehmender Laserleistung die auftretenden maximalen Dehnungen an der Biegekante schrittweise reduziert werden, wobei jedoch für 600 W im Vergleich zum unbehandelten Zustand eine minimal erhöhte Dehnung auftritt (vergleiche Bild 81 und Bild 82). Dies bedeutet gleichzeitig die Abnahme des Versagensrisikos und steht in Übereinstimmung mit den Stempelkraftverläufen. Daneben ist für 800 W und 1.000 W in Bild 82 analog zu den Versuchen in Abschnitt 6.3 eine deutliche Verbeitung der Umformzone festzustellen. Dadurch erfolgen eine Verteilung der Dehnungen im Zugbereich und eine abgeschwächte Lokalisierung entlang der Biegekante. Dies gilt zunächst nicht in gleicher Weise für den Druckbereich entlang der Biegekante. Dort liegt entsprechend der

Eigenschaftsgradienten eine tendenziell höhere Härte als an der laserzugewandten Probenoberseite vor. Damit ergeben sich ein im Druckbereich zunächst lokal geringerer Beitrag zur gesamten Kraftreduktion und eine im Verhältnis zu den Dehnungen geringere Abnahme der maximalen Stauchungen. Für eine vollkommen homogen wärmebehandelte Probe sind hingegen analoge Reduktionen der anteiligen Umformkräfte für den Zug- und Druckbereich sowie gleichmäßige Verbreiterungen der Umformzonen an beiden Blechoberflächen zu erwarten.

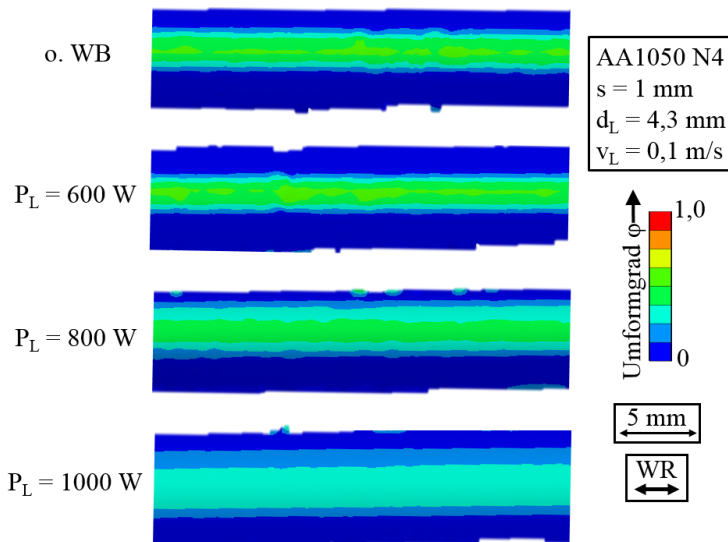


Bild 81: Dehnungsverteilungen an der Biegekante für AA1050 N4 beim Kraftmaximum für Wärmebehandlungen mit unterschiedlicher Laserleistung  $P_L$  und ohne Wärmebehandlung (o. WB)

Der Einfluss eines größeren Fokussdurchmessers gemäß Bild 83 zeigt neben der weiteren Reduktion der Stempelkraft (vergleiche Bild 80) auch hinsichtlich der Dehnungen an der Biegekante eine zusätzliche Abnahme der Umformgrade. Dies gilt insbesondere auch im Vergleich zur Wärmebehandlung mit 1.000 W Laserleistung (siehe Bild 81). Ebenso ist in Bild 84 neben den schrittweise abnehmenden maximalen Umformgraden eine weitere Verbreiterung der Umformzone für den Zugbereich erkennbar. Hier ist zusätzlich davon auszugehen, dass aufgrund der vollständigen Entfestigung über die gesamte Probendicke und -breite auch im Druckbereich an der Probenunterseite sowohl die anteiligen Umformkräfte als auch die auftretenden Stauchgrade minimiert sind sowie eine Verbreiterung der Umformzone erreicht wird.

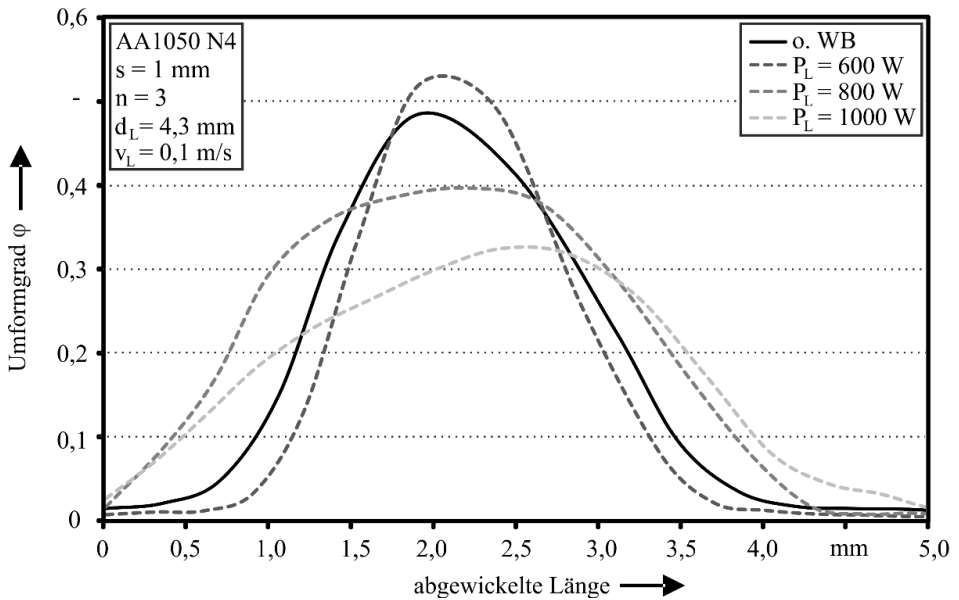


Bild 82: Einfluss der Laserleistung auf den Verlauf des Umformgrades entlang von Schnittlinien über die Biegekante

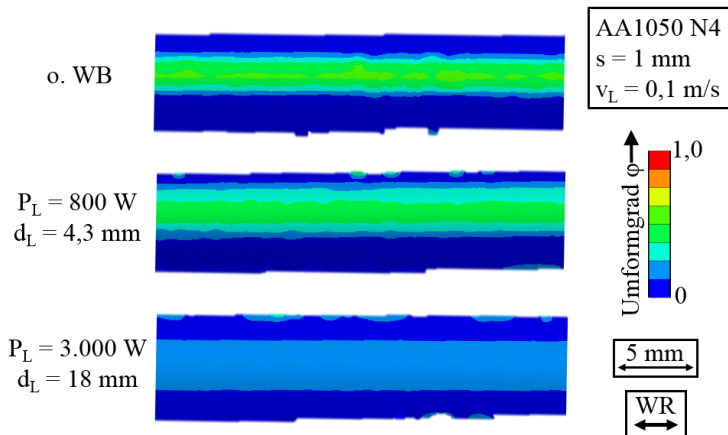


Bild 83: Dehnungsverteilungen an der Biegekante für AA1050 N4 beim Kraftmaximum für Wärmebehandlungen mit unterschiedlichem Fokussdurchmesser  $d_L$  und ohne Wärmebehandlung (o. WB)

Mit der hier untersuchten Wärmebehandlungsstrategie für mehrlagige Aluminiumbleche und der gezielten Kombination der Parameter Laserleistung, Fokussdurchmesser und Vorschubgeschwindigkeit lassen sich zum einen Eigenschaftsgradienten mit spezifischen Graden der Entfestigung realisieren. Zum anderen ermöglicht dies die Einstellung der beabsichtigten Ausdehnungen der Wärmeeinflusszonen in Breiten- und insbesondere

in Dickenrichtung des Bleches sowie die stufenweise Reduktion der benötigten Umformkräfte. Das erreichte Ziel dieser Parameterstudie ist hierbei, den Werkstoff nur lokal und nur so weit zu entfestigen, wie später für eine fehlerfreie Umformung erforderlich. Aufgrund der Ergebnisse der anschließenden Biegeversuche kann geschlussfolgert werden, dass insbesondere durch die partielle Entfestigung über die Blechdicke zielgerichtet das Umformvermögen verbessert werden kann. Darüber hinaus können damit schrittweise die erforderlichen Umformkräfte sowie das Versagensrisiko signifikant reduziert werden. Dies ermöglicht nun die Begrenzung der Rekristallisation sowie die Entfestigung auf eine minimale Zone und einen minimalen Grad, sodass zum einen das Bauteil in biegedominierten Prozessen fehlerfrei umgeformt werden kann und zum anderen das ultrafeinkörnige Gefüge mit erhöhter Festigkeit weitestgehend erhalten werden kann. Die maximale Reduktion der Umformkraft und der auftretenden Dehnungen kann jedoch lediglich für eine vollkommen entfestigte Probe erreicht werden.

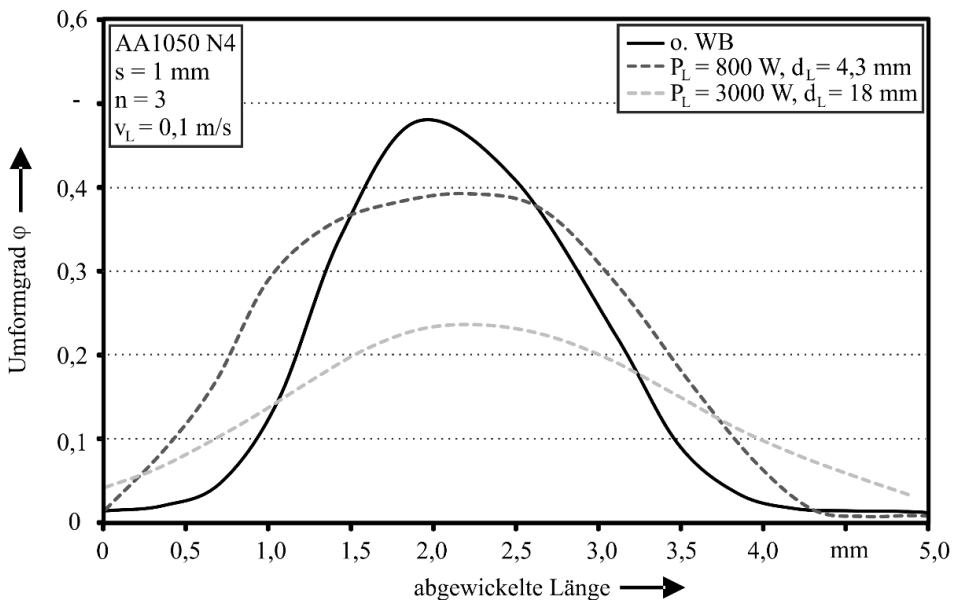


Bild 84: Einfluss des Fokussdurchmessers auf den Verlauf des Umformgrades entlang von Schnittlinien über die Biegekante

In dieser Versuchsreihe konnten für die hier untersuchten Werkstoffe und Biegewinkel keine direkt sichtbaren Risse und kein entsprechender spontaner Abfall der Stempelkraft festgestellt werden. Daher ist der Einfluss von Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke auf das Versagensverhalten der mehrlagigen Bleche für risskritischere Werkstoffe bzw. Biegewinkel

weiter zu erforschen. Darüber hinaus ist jeweils der für eine versagensfreie Umformung erforderliche Grad der Entfestigung zu bestimmen, damit das nanokristalline Gefüge weitgehend bestehen bleibt und dessen vorteilhafte mechanische Eigenschaften in den relevanten Bauteilbereichen genutzt werden können.



## 8 Auslegungsstrategien für kombinierte Eigenschaftsgradienten über die Blechebene und -dicke

Zur vollständigen Ausschöpfung des potentiellen Umformvermögens der mehrlagigen Blechwerkstoffe mit ultrafeinkörnigem Gefüge aus dem ARB-Prozess zur Herstellung von Komponenten ist die Kombination der verschiedenen Strategien zur lokalen Anpassung der Eigenschaften und der Einstellung von Gradienten über die Blechebene und -dicke mittels spezifischer Wärmebehandlungen erforderlich. Im Folgenden sollen nun allgemein übertragbare Richtlinien zur Anwendung der verschiedenen Eigenschaftsanpassungen bei der Auslegung von Umformprozessen und der entsprechend wärmebehandelten, mehrlagigen Blechzuschnitte definiert werden.

Angesichts der lokal unterschiedlichen Formänderungszustände bei einer Platine bzw. einem Blechbauteil sind entsprechend auch das Versagen und die damit einhergehenden Prozessgrenzen von lokalem Charakter. Insbesondere durch die Möglichkeit der lokalen Variation und gezielten Einstellung der mechanischen Eigenschaften über eine spezifische Wärmebehandlung kann den lokalen Anforderungen Rechnung getragen werden. In diesem Zusammenhang stellt Vogt [82] für die Prozessgrenzen der Wärmebehandlung fest, dass diese nicht integral, sondern örtlich gelten. Daher müssen zur Formulierung von Auslegungsrichtlinien zunächst charakteristische Bauteilzonen definiert werden. Nach Vogt [82] werden hier unter anderem Flansch-, Einzugs-, Zargen-, und Innenbereich unterschieden. Eine weitere Unterscheidung erfolgt nach tragenden oder nicht tragenden sowie ziehkritischen oder nicht ziehkritischen Zonen. Diese Einteilung und die Bewertung der Relevanz der mechanischen Kennwerte  $R_{p0,2}$ ,  $R_m$  und  $A_G$  für die jeweiligen Zonen nach Vogt [82] gelten in gleicher Weise für die Eigenschaftsgradienten über die Blechebene der mehrlagigen Aluminiumbleche mit ultrafeinkörnigem Gefüge und basieren auf der Versagensart des klassischen Reißers als Kriterium. Zur Ableitung der Anforderungen an die initiale Eigenschaftsverteilung von ARB-Platinen und zur vollen Ausnutzung des Potentials der in dieser Arbeit vorgestellten und nun zusätzlich zur Verfügung stehenden Wirkmechanismen der lokalen Wärmebehandlung muss hier eine Erweiterung vorgenommen werden. Die beiden klassischen Wirkmechanismen für THTB gemäß Vogt [82] sind

dabei zum einen die lokale Reduzierung der Umformkraft und zum anderen die Begünstigung des Werkstoffflusses in risskritische Zonen. Beides wird erreicht durch die lokale Reduzierung der Anfangsfließspannung des Aluminiumwerkstoffes.

Zusätzlich zum Riss aufgrund einer lokalen Blechverdünnung muss bei den mehrlagigen Blechen die Versagensart der Delamination mit einbezogen werden. Darüber hinaus sind neben den klassischen Spannungs- bzw. Formänderungszuständen, wie sie bei einem Ziehteil auftreten und durch das Grenzformänderungsdiagramm repräsentiert sind, auch biegedominierte Bereiche zu berücksichtigen. Durch die deutlich limitierte Duktilität im Vergleich zu konventionellen, einlagigen Blechwerkstoffen kann es bereits auch bei Ziehtteilen bei im Vergleich zu Falzoperationen eher weniger kritischen Biegungen zum Versagen kommen.

Das Versagen durch Delamination führt in der Regel zum Reißen einzelner Lagen, zu makroskopischen Oberflächendefekten und Aufwerfungen durch Verschiebung der Lagen zueinander oder zum vollständigen Reißen des Bleches. Die abgelösten Lagen stehen dabei nicht mehr zur Kraftübertragung zur Verfügung und der verbliebene Anteil mit geringerer Restdicke versagt. Insbesondere bei Biegebeanspruchung können, wie in Bild 85 dargestellt, die Lagen im Zugbereich begleitet durch Delaminationseffekte versagen.

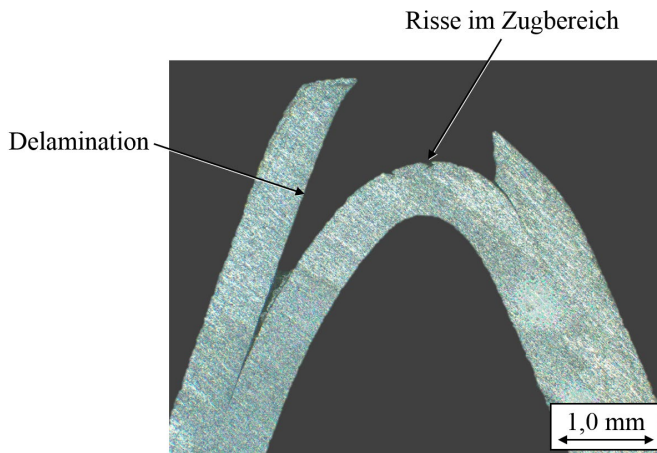


Bild 85: Delamination und Risse im Zugbereich an der Biegekante einer Biegeprobe aus AA1050 N4

Zur Vermeidung der Delamination kann zum einen mittels einer Wärmebehandlung nach Abschnitt 7.1 lokal die Bindungsfestigkeit erhöht werden. Zum anderen können an biegerelevanten Stellen der Platine lokale Eigenschaftsgradienten in Blechdickenrichtung durch eine Laserwärmebehandlung gemäß Abschnitt 7.2 eingebracht werden, um die Duktilität insbesondere in den zugbeanspruchten Lagen zu erhöhen und das Versagensrisiko zu reduzieren. Damit erweitern sich die Mechanismen der Wirkprinzipien bei Tailor Heat Treated Blanks im Zusammenhang mit mehrlagigen Aluminiumwerkstoffen gemäß des Schaubildes in Bild 86, wobei hier zudem zwischen Gradienten über die Blechebene und Gradienten in Dickenrichtung unterschieden wird. Die klassischen, ersten beiden THTB Mechanismen mit Gradienten über die Blechebene sind dabei angelehnt an die Wirkmechanismen von Vogt [82], jedoch hier bei Mechanismus 2 für die ARB-Werkstoffe explizit um den Faktor der Duktilitätserhöhung neben der Reduktion der Anfangsfließspannung  $k_{f0}$  erweitert. Für die spröden Werkstoffe mit ultrafeinkörnigem Gefüge würde eine reine Absenkung von  $k_{f0}$  nicht zu einer globalen Verbesserung des Umformvermögens führen. Die limitierte Duktilität würde sowohl in kritischen Eckenbereichen als auch angrenzenden Opferzonen und in Bereichen mit Biegebeanspruchung zu Rissen führen. Aufbauend auf den Erkenntnissen dieser Arbeit sind demnach der dritte Wirkmechanismus zur lokalen Erhöhung der Bindungsfestigkeit und der vierte Wirkmechanismus zur Verbesserung des Biegeumformvermögens mittels Gradienten in Dickenrichtung hinzugefügt.

Im nächsten Schritt stellt sich die Frage nach der Gewichtung der einzelnen Wirkmechanismen für eine zielführende Kombination bei komplexen Umformkomponenten. Darüber hinaus kommen im industriellen bzw. seriennahen Umfeld neben den rein prozesstechnischen Fragestellungen zur Vermeidung von Rissen und der Sicherstellung der Herstellbarkeit des Bauteils auch wirtschaftliche und anwendungstechnische Kriterien zum Tragen. Diese sind einerseits die Verkürzung der Prozesszeit, die Einsparung von Energie und die Vermeidung zusätzlicher Prozessschritte und andererseits ein bezüglich der Höhe und der lateralen Ausdehnung minimaler Energieeintrag in die Platine zum weitestgehenden Erhalt des ultrafeinkörnigen Gefüges und der verbesserten mechanischen Eigenschaften für den Einsatz.

Auf dieser Basis lassen sich die folgenden Richtlinien zur Auslegung der Platinen und der lokalen Wärmebehandlungen formulieren. Global ist eine möglichst niedrige Wärmebehandlungstemperatur anzustreben, um entsprechend der oben dargestellten, resultierenden Eigenschaften, gerade eine versagensfreie Umformung gewährleisten zu können. Eine darüber

hinaus gehende Wärmebehandlung bei höheren Temperaturen als erforderlich würde einen größeren Energiebedarf und einen zusätzlichen Verlust von nanokristallinem Gefüge und der entsprechenden mechanischen Eigenschaften bedeuten. In diesem Zusammenhang ist ebenso generell eine möglichst begrenzte Ausdehnung der Zonen anzustreben und die lokale Wärmebehandlung nur dort anzuwenden, wo es explizit für die Umformung notwendig ist.

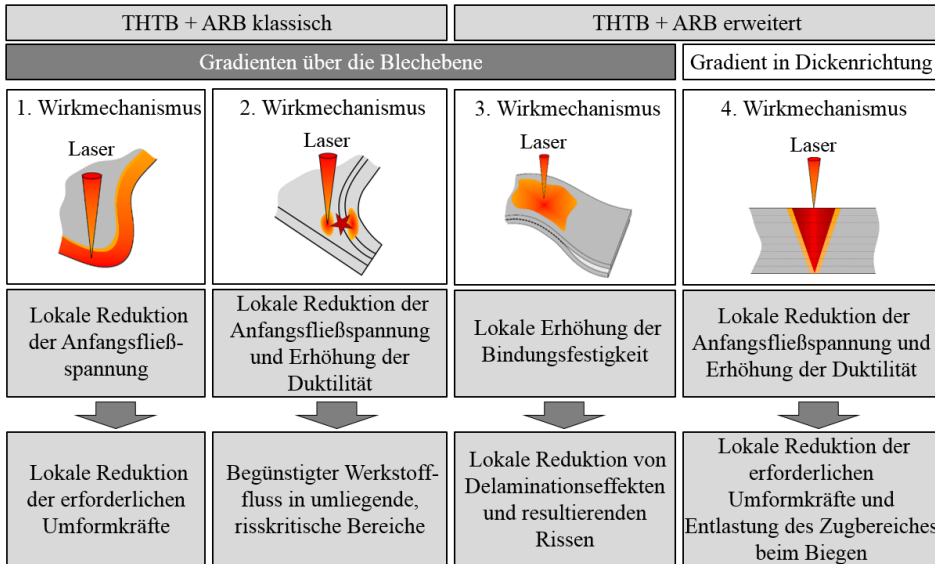


Bild 86: Schaubild der erweiterten Mechanismen für Tailor Heat Treated Blanks bei ARB-Werkstoffen

Die lokale Entscheidung, welcher der vier Wirkmechanismen im jeweiligen Bereich der Platine bzw. des Bauteils angewendet wird, ist abhängig von den entsprechenden Spannungs- und Formänderungszuständen, dem lokalen Grad der Umformung und der daraus resultierenden Größe des lokalen und globalen Versagensrisikos. Deren Bewertung muss im ersten Schritt auf Basis einer konventionellen numerischen Analyse zur Identifikation der risskritischen Bereiche und der lokalen Formänderungszustände in Kombination mit der Erfahrung des auslegenden Methodenplaners erfolgen. Zur weitergehenden Ausschöpfung des Potentials der numerischen Analyse für die Auslegung muss, bedingt durch den mehrlagigen Aufbau, zunächst deren Erweiterung um die für ARB-Werkstoffe relevanten Besonderheiten und Versagensmechanismen umgesetzt werden. Dafür sind weitere Forschungsarbeiten erforderlich, auf deren Basis dann eine

automatisierte Platinenauslegung hinsichtlich der vier Wirkmechanismen anhand objektiver Versagenskriterien ermöglicht werden könnte.

Die Entfestigung der Umformzone nach dem ersten Wirkmechanismus ist zur generellen Reduktion der Umformkräfte und damit einer Entlastung der kraftübertragenden Bereiche bei Ziehteilen aus ARB-Werkstoffen anzuwenden. Für die übrigen risskritischen Bereiche muss entschieden werden, ob in erster Linie entsprechend des zweiten Wirkmechanismus der Werkstofffluss aus umliegenden Zonen begünstigt werden zur Entlastung der gefährdeten Bereiche oder das Risiko für Delamination überwiegt und daher die Bindungsfestigkeit dort lokal gesteigert werden muss. In Bereichen mit einer konventionellen Ausdünnung aufgrund ebener Dehnungen ohne Delaminationseffekte kann durch eine lokale Wärmebehandlung gemäß der Grenzformänderungskurven in Abschnitt 6.2.2 das Umformvermögen erhöht und das Versagensrisiko reduziert werden. Handelt es sich jedoch gleichzeitig um kraftübertragende Zonen, dürfen diese nicht direkt wärmebehandelt werden. In diesem Fall sind angrenzende Bereiche, wie z.B. der Ziehteilboden, partiell zu entfestigen. Liegt ein in erster Linie aufgrund von Delaminationseffekten risskritischer Bauteilbereich vor, ist aus Basis des dritten Wirkmechanismus dort die Bindungsfestigkeit lokal zu verstärken. Diese Zonen sind unter anderem durch Spannungsgradienten über die Blechdicke identifizierbar, die zu einer Verschiebung der Lagen gegeneinander durch Scherspannungen bzw. einem Ablösen der Lagen durch Zugspannungen in Dickenrichtung führen. Ein Versagen des Blechwerkstoffes an Rändern des Ziehteils aufgrund von dort wirkenden Biegespannungszuständen kann mittels einer Wärmebehandlung nach dem vierten Wirkmechanismus verhindert werden. Dafür sind an biegekritischen Stellen Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke mit der größeren Entfestigung im späteren Zugbereich einzubringen.

Grundsätzlich sind die entfestigten Zonen so zu wählen, dass jeweils keine Schwächung der kraftübertragenden Bereiche durch die Reduktion der Zugfestigkeit erfolgt. Dies wird speziell dann relevant, wenn diese Zonen im Verlauf des Tiefziehvorganges wandern. Positive Nebeneffekte hinsichtlich der Abwägung zwischen den einzelnen Versagens- und Wirkmechanismen und bezüglich der Prozesszeit ergeben sich durch die Wechselwirkungen zwischen den verschiedenen Wirkmechanismen bzw. der entsprechenden Wärmebehandlungen. Die Realisierung eines Gradienten in Dickenrichtung beispielsweise beinhaltet auch die lokale Verbesserung der Bindungsfestigkeit entsprechend der gewählten Maximaltemperatur und Haltezeit. Ebenso bewirkt die klassische Einstellung entfestigter Zonen über die Blechebene nach Wirkmechanismus 1 oder 2 zu einem gewissen

Grad die Erhöhung der Bindungsfestigkeit zwischen den Lagen in diesen Bereichen. In diesem Zusammenhang ist in Bild 87 aus Vorversuchen ein Beispiel für Delaminationseffekte anhand der Kreuznapfgeometrie dargestellt. Aufgrund von Delamination ist im Bereich der Zarge und der dort wirkenden Zugspannungen ein Riss einzelner, sich abgelöster Lagen aufgetreten. Außerdem sind im Flanschbereich, wo ein Zug-Druck-Spannungszustand vorliegt, deutliche Aufwerfungen aufgrund sich lösender Lagen erkennbar. Diese oberflächlichen Defekte entstehen durch die tangential wirkenden Druckspannungen und sind trotz der wirkenden Niederhalterkraft nach Entlastung sichtbar. Bei den in Abschnitt 6.4.2 dargestellten Versuchen sind insbesondere auch bei den wärmebehandelten Kreuznapfen derartige Effekte nicht aufgetreten. Die Wärmebehandlung im Flanschbereich gemäß Wirkmechanismus 1 sorgt gleichzeitig zu einem gewissen Maß auch für eine Verbesserung der Bindungsfestigkeit entsprechend des dritten Wirkmechanismus und trägt zur Vermeidung von Delaminationen bei. Der ReiBer in der Zarge in Bild 87 entsteht aufgrund des Einlaufens delaminierter Bereiche in die Zone der Kraftübertragung. Da eine gewisse Steigerung der Bindungsfestigkeit gemäß Abschnitt 7.1 bereits bei niedrigeren Temperaturen und ohne vollständige Entfestigung erzielbar ist, kann eine derartige Wärmebehandlung auch im Übergangsbereich zur kraftübertragenden Zone angewendet werden. Eine genaue Untersuchung und die Erprobung der Kombination der verschiedenen Wirkmechanismen und deren Wechselwirkungen müssen in zukünftigen Versuchsreihen erfolgen.

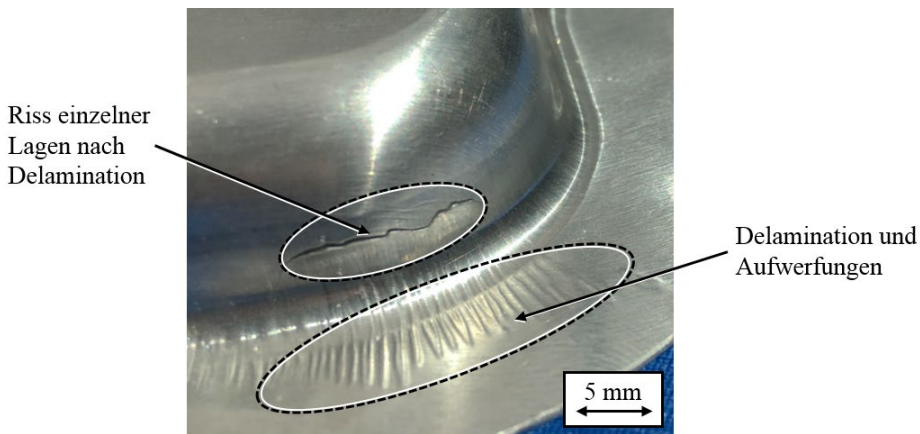


Bild 87: Delaminationseffekte im Eckenbereich eines Kreuznapfes aus AA1050 N4 ohne lokale Wärmebehandlung

Die Strategie bei der Wahl der Orientierung der Platine hinsichtlich Ober- bzw. Unterseite bei der Wärmebehandlung richtet sich nach dem beabsichtigten Verlauf der Gradienten über die Blechdicke nach dem vierten Wirkmechanismus. Die weiteren Wärmebehandlungszonen für die übrigen drei Mechanismen weisen keine Gradienten in Dickenrichtung auf und können daher von beiden Seiten der Platine mittels Laser oder Heizbacken eingebracht werden. Es ist somit außer bei kritischen Biegungen im Bauteil in beiden Richtungen nur eine einseitige Wärmebehandlung erforderlich.

Damit kann nun den verschiedenen Versagensmechanismen in unterschiedlichen Platinenbereichen und bei unterschiedlichen Umformvorgängen durch eine maßgeschneiderte Wärmebehandlung begegnet werden und die Herstellbarkeit von Leichtbaukomponenten aus mehrlagigen Aluminiumblechen mit nanokristallinem Gefüge ermöglicht werden. Ein erstes Realbauteil mit Abmessungen von ca. 28 x 135 x 615 mm konnte für eine Demonstratorbaugruppe unter Anwendung einer lokalen Wärmebehandlung nach dem 1. Wirkmechanismus erfolgreich mittels Tiefziehen realisiert werden. Das Bauteil (siehe Bild 88) stellt eine von zwei Außenschalen eines Leichtbau-Roboterarms für einen horizontalen Gelenkarroboter dar. Das Ziel dieser Demonstratorbaugruppe war das Aufzeigen des Leichtbaupotentials bei der Kombination verschiedener neuartiger Leichtbauwerkstoffe, wie nanokristallinen Aluminiumblechen, zellularem Titan und Keramikschaumen, sowie unter Gewährleistung minimaler Durchbiegungen. Für die umformtechnische Herstellung der Außenschale kamen dabei Platinen aus achtfach gewalztem Reinaluminium mit einer Blechdicke von 1 mm zum Einsatz, die durch den hochskalierten ARB-Prozess hergestellt und anschließend im Flanschbereich mittels Laser wärmebehandelt wurden. Nach dem Tiefziehen erfolgte noch ein 3D-Laserbeschnitt der Ziehteile. Es handelt sich hier um das größte bisher bekannte Umformbauteil aus einem ultrafeinkörnigen Blechwerkstoff.



Bild 88: Mittels Tiefziehen und einer lokalen Wärmebehandlung aus AA1050 N8 hergestellte Außenschale eines Leichtbau-Roboterarms



## 9 Zusammenfassung und Ausblick

Das Ziel dieser Arbeit war zum einen die Hochskalierung des ARB-Prozesses zur Herstellung großformatiger Aluminiumbleche mit ultrafeinkörnigem Gefüge ausgehend von einem Laborprozess und die Bewertung der Umformeigenschaften auf Basis einer umfassenden Werkstoffcharakterisierung. Zum anderen sollte mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlungen die umformtechnische Herstellung von Komponenten aus diesen mehrlagigen Blechwerkstoffen mit gesteigerter Festigkeit ermöglicht werden. Dies umfasste die Einstellung maßgeschneiderter Gradienten über die Blechebene und -dicke und die Erarbeitung entsprechender Gestaltungsrichtlinien für die Platinenauslegung.

Zunächst wurde daher der Laborprozess analysiert und die Prozessschritte identifiziert, die für die Hochskalierung des Prozesses genauer untersucht werden müssen. In diesem Zusammenhang wurde insbesondere die Oberflächenbehandlung detaillierter analysiert und für die wesentlich vergrößerten Platinen das Drahtbürsten mit einer Edelstahldrahtbürste als zielführend identifiziert sowie die geeigneten Bürstparameter bestimmt. Des Weiteren wurden Richtlinien für die weitere Handhabung der Bleche im ARB-Prozess definiert und zielführende Einstellungen für die Walzanlage hinsichtlich des Anstelldruckes, der Walzgeschwindigkeit und der Treibrollen ermittelt. Anschließend erfolgten die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften in Zugversuchen und die Bewertung des Potentials für die Herstellung von Umformteilen. Einerseits sind die verbesserten mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe aus dem hochskalierten Prozess vergleichbar mit Werten aus der Literatur für den Laborprozess. Jedoch ist andererseits in beiden Fällen das Umformvermögen im Ausgangszustand stark limitiert.

Daher wurden im nächsten Schritt verschiedene lokale Wärmebehandlungen entwickelt und erprobt, um in bestimmten Bereichen die Festigkeit zu reduzieren und die Duktilität zu erhöhen, die Bindungsfestigkeit zwischen den Lagen zu steigern oder Eigenschaftsgradienten über die Blechdicke zur Erweiterung des Umformvermögens einzubringen. Anhand von Zug- und Nakajimaversuchen konnten dabei für die Realisierung von Eigenschaftsgradienten über die Blechebene eine signifikante Reduzierung der Fließspannung und eine Erhöhung der Duktilität für N4- und N8-Bleche erreicht werden, die auf Rekristallisations- und Erholungseffekte zurückzuführen sind. Darüber hinaus konnte mittels einer lokalen Laserwärmebehandlung die Bindungsfestigkeit deutlich erhöht werden, um Delaminationseffekte

bei der Umformung als zusätzlichen kritischen Fehler vermeiden zu können. Dabei handelt es sich um einen neuen Wirkmechanismus bei Tailor Heat Treated Blanks, wofür auch entsprechend geeignete Prozessparameter ermittelt und die resultierenden Eigenschaften mittels T-Schältests beurteilt wurden. Des Weiteren wurde die Einbringung von angepassten Eigenschaftsgradienten hinsichtlich Festigkeit und Duktilität in Blechdickenrichtung des mehrlagigen Aluminiums erforscht. Durch die Variation der Parameter Laserleistung und Fokussdurchmesser konnten in Abhängigkeit der Lagenzahl spezifische Eigenschaftsverläufe eingestellt werden, die anhand von Mikrohärteprüfungen bewertet wurden. Dies stellt einen weiteren neuen THTB-Wirkmechanismus dar, der damit die möglichen Eigenschaftsgradienten um eine Dimension, die Dickenrichtung, erweitert.

Die verschiedenen Mechanismen wurden jeweils in Biege- und Tiefziehversuchen erprobt und deren Auswirkungen auf das Umformverhalten bewertet. Dabei konnten zum einen die erforderlichen Umformkräfte reduziert und zum anderen das Risiko für Reißen minimiert werden. Zudem konnten auch fehlerfreie Demonstratorbauteile mit der Kreuznapfgeometrie reproduzierbar hergestellt werden. Abschließend wurden für die erweiterten vier Wirkmechanismen Gestaltungsrichtlinien für die Auslegung maßgeschneiderter, lokal wärmebehandelter Platinen aus mehrlagigem Reinaluminium für die Umformung definiert.

In weiteren Arbeiten ist zunächst an einem komplexen Umformbauteil die Kombination der verschiedenen Wirkmechanismen und Eigenschaftsgradienten zu erproben. Außerdem ist die Übertragbarkeit der Ergebnisse dieser Arbeit auf mehrlagige Werkstoffe aus anderen Aluminiumlegierungen und deren Kombinationen zu untersuchen. Darüber hinaus müssen zur erweiterten Bewertung der Prozessgrenzen auch die Grenzen hinsichtlich Fügen, Lackieren und Warmauslagern für diese lokalen Wärmebehandlungen der mehrlagigen Werkstoffe berücksichtigt werden. Ein weiteres zukünftiges Ziel ist die Ermöglichung einer rechnergestützten Auslegung der THTB-Platinen in Anlehnung an die Arbeiten von Staud [135]. Dafür ist zunächst für die hier neben Reißen und Faltenbildung als zusätzlicher, potentieller Fehler bei der Umformung auftretende Delamination ein Ansatz zu entwickeln, um delaminationskritische Bereiche in der numerischen Analyse der Umformprozesse identifizieren zu können. Die Vision im Sinne maßgeschneiderter Halbzeuge ist die vollständige und quasi unbegrenzt mögliche Anpassung der Eigenschaften in mehreren Dimensionen, das heißt verschiedenen Raumrichtungen, verschiedenen Größenskalen und Eigenschaftsklassen. Ein weiterer Schritt in diese Richtung kann

beispielsweise die Kombination von verschiedenen Aluminium- und Stahlwerkstoffen mit einem spezifischen Lagenaufbau und die definierte Wärmebehandlung bestimmter einzelner Schichten unter Ausnutzung des jeweiligen Absorptionsverhaltens bzw. der jeweiligen Empfindlichkeit für thermisch aktivierte Vorgänge sein. Hier könnten auch mittels Induktion speziell die eingebrachten eisenhaltigen Lagen lokal wärmebehandelt werden.



## 10 Summary and outlook

The goal of this work was, on the one hand, the upscaling of the ARB process for the production of enlarged sheet metals with nanocrystalline grain structure starting from the laboratory scale and the evaluation of the forming properties based on a detailed material characterization. On the other hand, the manufacturing of formed components out of these multilayered metals with enhanced strength was to be enabled by a local short-term heat treatment. That included the realization of tailored property gradients across the plane and in thickness direction of the sheet material and the development of guidelines for the design of these tailored blanks.

At first, the process in the laboratory scale was analyzed and the relevant process steps were identified, which require detailed investigation for the upscaling of the process. In that context, the surface treatment was analyzed and the wire-brushing with a stainless steel brush including suitable process parameters was detected as an appropriate method. Furthermore, instructions for the processing and handling of the sheets during the Accumulative Roll Bonding were defined and appropriate parameter sets for the rolling machine concerning the roll pressure, the roll speed and the feed rolls were determined. Subsequently, the characterization of the mechanical properties for the evaluation of the formability was done using tensile tests. On the one hand, the improved mechanical properties of the material from the upscaled process are comparable with the results in literature and the laboratory scale process. However, the formability is heavily limited in both cases on the other hand.

Therefore, different local heat treatments were developed and tested for the local reduction of the strength and increase of the ductility, the enhancement of the bond strength in specific areas or the implementation of property gradients in thickness direction for the improvement of the formability. The significant reduction of the flow stress and increase of the ductility due to recrystallization and recovery effects for property gradients across the plane of N4 and N8 sheets were proven using tensile and Nakajima tests. In addition, the bond strength was significantly increased applying a local laser heat treatment in order to prevent risky delamination effects during forming. This is a new effect mechanism concerning Tailor Heat Treated Blanks, which for suitable process parameters were identified, and the resulting properties were evaluated using peel tests. Moreover, the implementation of tailored property gradients in thickness of direction of the multilayered aluminum regarding strength and ductility

was investigated. With the variation of the laser power and the focal diameter and depending on the number of layers specific property gradients were realized and evaluated by micro hardness tests. This is another new THTB mechanism that added another dimension, i.e. thickness direction, to the feasible property gradients.

The different mechanisms were proven in bending or deep drawing experiments and the effects on the forming behavior were assessed. That led to significantly reduced forming forces and the reduction of the risk of cracks. In addition, the reproducible production of error-free demonstrator parts with the cross die was enabled. Finally, guidelines for the design of tailored and locally heat treated blanks out of multilayered aluminum were defined for the extended four effect mechanisms.

In future works, the combination of the different effect mechanisms and property gradients has to be investigated using complex parts. Furthermore, the transferability of these results on multilayered materials out of different aluminum alloys and their combinations has to be analyzed. For an enhanced evaluation of the process limits, the limits regarding joining, coating and ageing have to be taken into account for the local heat treatment of these multilayered sheet materials. Another future goal is the realization of a computer-aided design of the multi-layered THTB following the work of Staud [135]. As a precondition, an approach in numerical analysis has to be developed for the identification of delamination effects as an additional error during forming. The vision regarding tailored semifinished parts is the complete and limitless local adaption of the properties in several dimensions, i.e. spatial directions, size scales and classes of properties. The next step in that context could be the combination of aluminum and steel with a specific layer architecture and a defined heat treatment of selected layers utilizing the specific absorption behavior or sensitivity for thermally activated changes. Induction, for example, could enable the local heat treatment of only ferrous layers.

# Literaturverzeichnis

- [1] <http://eur-lex.europa.eu/legal-content/DE/TXT/PDF/?uri=CELEX:32009R0443&from=DE>, (aufgerufen am 15.07.2018)
- [2] Rommel, S.; Geiger, R.; Schneider, R.; Baumann, M.; Brandstetter, P.; Held, M.; Albrecht, S.; Creutzenberg, O.; Dasenbrock, C.: Leichtbau in Mobilität und Fertigung - Ökologische Aspekte. Stuttgart: Landesagentur für Elektromobilität und Brennstoffzellentechnologie Baden-Württemberg, 2012
- [3] <http://www.aluinfo.de/aktuelle-meldungen/id-20-jahre-audi-space-frame.html>, (aufgerufen am 15.07.2018)
- [4] <https://www.tailored-blanks.com/de/historie>, (aufgerufen am 15.07.2018)
- [5] <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2861>, (aufgerufen am 15.07.2018)
- [6] <http://eur-lex.europa.eu/LexUriServ/LexUriServ.do?uri=CONSLEG:2000L0053:20050701:DE:PDF>, (aufgerufen am 15.07.2018)
- [7] Ilchner, B.; Singer, R.F.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Berlin: Springer Vieweg, 2016, 6. Auflage
- [8] Saito, Y.; Tsuji, N.; Utsunomiya, H.; Sakai, T.; Hong, R.G.: Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process. Scripta Materialia 39 (1998) 9, 1221-1227
- [9] Löbach, G.: Damszener Stahl. Bad Aibling: Wieland, 2009, 1. Auflage
- [10] Azushima, A.; Kopp, R.; Korhonen, A.; Yang, D.Y.; Micari, F.; Lahoti, G.D.; Groche, P.; Yanagimoto, J.; Tsuji, N.; Rosochowski, A.; Yanagida, A.: Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. CIRP Annals - Manufacturing Technology 57 (2008) 2, 716-735
- [11] Tsuji, N.; Saito, Y.; Lee, S.H.; Minamino, Y.: ARB (accumulative roll-bonding) and other new techniques to produce bulk ultrafine grained materials. Advanced Engineering Materials 5 (2003), 338-344

- [12] Hall, E.O.: The Deformation and Ageing of Mild Steel. In: Proceedings of the Physical Society of London B64 (1951), 747-753
- [13] Topic, I.: Ultrafine-grained metal sheets produced using the accumulative roll bonding process for light-weight structures. Dissertation (2009), Erlangen
- [14] Zhernakov, V.S.; Yakupo, R.G.V.: Calculation of Bolt and Rivet Type Connections at High Temperatures and Dynamic Loads. In: MAI Publisher (1997), Moskau, 218
- [15] Valiev, R.Z.: The new trends in fabrication of bulk nanostructured materials by SPD processing. Journal of Materials Science 42 (2007) 5, 1483-1490
- [16] Kachold, F.; Singer, R.: Mechanical Properties of Carbon Fiber-Reinforced Aluminum Manufactured by High-Pressure Die Casting. Journal of Materials Engineering and Performance 25 (2016) 8, 3128-3133
- [17] Saefkow, M; List, M.; Schubert, A.; Lohmüller, A.; Singer, R.F.: Continuous Powder Extrusion for Fabrication of Carbon Fibre Reinforced Aluminium. Key Engineering Materials 742 (2017), 158-164
- [18] DIN 8583-2:2003-09: Fertigungsverfahren Druckumformen - Teil 2: Walzen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2003
- [19] Lange, K.: Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft – Band 2: Massivumformung. Berlin Heidelberg: Springer, 2002, 2. Auflage
- [20] Günther, E.: Herstellung warmgewalzter Feinbleche. Berlin: VEB Verlag Technik, 1958, 2. Auflage
- [21] Kalpakjian, S.; Schmid, S.R.; Werner, E.: Werkstofftechnik. München: Pearson Studium, 2011, 5. Auflage
- [22] Hoffmann, H.; Neugebauer, R.; Spur, G.: Handbuch Umformen. München: Hanser, 2012, 1. Auflage
- [23] Udomphol, T.: Rolling of metals. [http://eng.sut.ac.th/metal/images/stories/pdf/03\\_Rolling%20of%20metals.pdf](http://eng.sut.ac.th/metal/images/stories/pdf/03_Rolling%20of%20metals.pdf), (aufgerufen am 15.07.2018)

- [24] Dieter, G.E.: Mechanical Metallurgy., London: McGraw-Hill, 1988, 1. Auflage
- [25] Hofmann, H.; Spindler, J.: Verfahren in der Beschichtungs- und Oberflächentechnik: Grundlagen - Vorbehandlung – Oberflächenreaktionen - Schichtabscheidung - Strukturierung – Prüfung., München: Carl Hanser, 2010, 2. Auflage
- [26] [https://www.wickeder-group.de/fileadmin/Data/Divisions/Wickeder\\_Group/-Download/Plattiert\\_WiWe\\_d.pdf](https://www.wickeder-group.de/fileadmin/Data/Divisions/Wickeder_Group/-Download/Plattiert_WiWe_d.pdf), (aufgerufen am 15.07.2018)
- [27] Li, Z.; Zhao, J.; Jia, F.; Zhang, Q.; Liang, X.; Jiao, S.; Jiang, Z.: Numerical and experimental investigation on the forming behaviour of stainless/carbon steel bimetal composite. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (2018), 1-9
- [28] Saleh, H.; Schmidtchen, M.; Kawalla, R.: Hot Roll Bonding of Aluminum to Twin-Roll Cast (TRC) Magnesium and Its Subsequent Deformation Behavior. Journal of Materials Engineering and Performance 27 (2018) 10, 5069–5078
- [29] Bay, N.: Mechanisms producing metallic bonds in cold welding. Welding Journal 62 (1983) 5, 137-142
- [30] Vaidyanath, L. R.; Nicholas, M. G.; Milner, D. R.: Pressure welding by rolling. British Welding Journal 6 (1959), 13-28
- [31] Li, L.; Nagai, K.; Yin, F.: Progress in cold roll bonding of metals. Science and Technology of Advanced Materials 9 (2008), online veröffentlicht: DOI 10.1088/1468-6996/9/2/023001
- [32] Herrmann, J.; Suttner, S.; Merklein, M.: Experimental investigation and numerical modeling of the bond shear strength of multi-layered 6000 series aluminum alloys. Procedia Engineering 183 (2017) C, 283-290
- [33] Kümmel, F.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Layer architecture and fatigue life of ultrafine-grained laminated metal composites consisting of different aluminum alloys. Materials Science and Engineering A 702 (2017), 406-413

- [34] Etemada, A.; Dinia, G.; Schwarz, S.: Accumulative roll bonding (ARB)-processed high-manganese twinning induced plasticity (TWIP) steel with extraordinary strength and reasonable ductility. *Materials Science and Engineering A* 742 (2019), 27-32
- [35] Li, B.L.; Tsuji, N.; Kamikawa, N.: Microstructure homogeneity in various metallic materials heavily deformed by accumulative roll-bonding. *Materials Science and Engineering A* 423 (2006), 331-342
- [36] Zehetbauer, M.: *Bulk Nanostructured Materials*. Weinheim: Wiley VCH, 2009
- [37] Yan, H.; Lenard, J.G.: A study of warm and cold roll-bonding of an aluminium alloy. *Materials Science and Engineering A* 385 (2004), 419-428
- [38] Jamaati, R., Toroghinejad, M.R.: The Role of Surface Preparation Parameters on Cold Roll Bonding of Aluminum Strips. *Journal of Materials Engineering and Performance* 20 (2011) 2, 191-197
- [39] Vaidyanath, L.R.; Nicholas, M.G.; Milner, D.R.: Pressure Welding by Rolling. *British Welding Journal* 6 (1959), 13-24
- [40] Milner, D.R.; Rowe, G.W.: Fundamentals of solid-phase welding. *Metallurgical Reviews* 7 (1962), 433-480
- [41] Barlow, C.Y.; Nielsen P.; Hansen, N.: Multilayer roll bonded aluminium foil: processing, microstructure and flow stress. *Acta Materialia* 52 (2004) 13, 3967-3972
- [42] Ruppert, M.; H.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Influence of cross-rolling on the mechanical properties of an accumulative roll bonded aluminum alloy AA6014. *Materials Science and Engineering: A* 597 (2014), 122-127
- [43] Jamaati, R.; Toroghinejad, M.R.: Investigation of the parameters of the cold roll bonding (CRB) process. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 9, 2320-2326
- [44] Krallics, G.; Lenard, J. G.: An examination of the accumulative roll-bonding process. *Journal of Materials Processing Technology* 152 (2004), 154-161
- [45] Slamova, M.; Homola, P.; Karlik, M.: Thermal stability of twin-roll cast Al-Fe-Mn-Si sheets accumulative roll bonded at different temperatures. *Materials Science and Engineering A* 462 (2007) 1-2, 106-110

- [46] Tsuji, N.; Saito, Y.; Utsunomiya, H.; Tanigawa, S.: Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia* 40 (1999) 7, 795–800
- [47] Yan, H.; Lenard, J. G.: A study of warm and cold roll-bonding of an aluminium alloy. *Materials Science and Engineering A* 385 (2004), 419–428
- [48] Quadir, M.Z.; Wolz, A.; Hoffman, M.; Ferry, M.: Influence of processing parameters on the bond toughness of roll-bonded aluminum strip. *Scripta Materialia* 58 (2008) 11, 959–962
- [49] Argentero, S.: Accumulative Roll Bonding Technology of Aluminum Alloys. In: *Metal 2012: Conference METAL 2012 proceedings*, Tschechische Republik.
- [50] Rosakisa, P.; Rosakisb, A.J.; Ravichandranb, G.; Hodowany, J.: A thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48 (2000), 581–607
- [51] Hoffmann, H.; Neugebauer, R.; Spur, G.: *Handbuch Umformen*. München: Carl Hanser, 2012, 2. Auflage
- [52] Madaah-Hosseini, H.R.; Kokabi, A.H.: Cold roll bonding of 5754-aluminum strips. *Materials Science and Engineering A* 335 (2002), 186–190
- [53] Abbasi, M.; Karimi Taheri, A.; Salehi, M.T.: Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process. *Journal of Alloys and Compounds* 319 (2001) 1–2, 233–241
- [54] Kwan, C.; Wang, Z.: Microstructure evolution upon annealing of accumulative roll bonding (ARB) 1100 Al sheet materials: evolution of interface microstructures. *Journal of Materials Science* 43 (2008) 15, 5045–5051
- [55] Hausöl, T.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Microstructure and mechanical properties of accumulative roll bonded aluminium alloy AA5754. *Journal of Physics: Conference Series* 240 (2010) 1, online veröffentlicht: DOI 10.1088/1742-6596/240/1/012128

- [56] Topic, I.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Deformation behaviour, microstructure and processing of accumulative roll bonded aluminium alloy AA6016. *International Journal of Materials Research* 98 (2007) 4, 320-324
- [57] Ruppert, M.; Strebl, M.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Mechanical properties of ultrafine-grained AlZnMg(Cu)-alloys AA7020 and AA7075 processed by accumulative roll bonding. *Journal of Materials Science* 50 (2015) 12, 4422-4429
- [58] Cojocaru, V.; Raducanu, D.; Gordin, M.; Cinca, I.: Texture evolution during ARB (Accumulative Roll Bonding) processing of Ti-10Zr-5Nb-5Ta alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 546 (2013) 5, 260-269
- [59] Chen, M.C.; Hsieh, H.C.; Wu, W.: The evolution of microstructures and mechanical properties during accumulative roll bonding of Al/Mg composite. *Journal of Alloys and Compounds* 416 (2006) 1-2, 169-172
- [60] Huang, X.; Tsuji, N.; Hansen, N.; Minamino, Y.: Microstructural evolution during ARB of commercial purity Al. *Materials Science and Engineering A* 340 (2003) 1-2, 265-271
- [61] Hornbogen, E.; Warlimont, H.: *Metallkunde - Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen*. Berlin Heidelberg: Springer, 1991, 2. Auflage
- [62] Hansen, N.; Jensen, D.J.: Development of microstructure in FCC metals during cold work. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 357 (1999) 1756, 1447-1469
- [63] Prangnell, P.B.; Bowen, J.; Gholinia, A.: The formation of submicron and nanocrystalline grain structures by severe deformation. In: *Proceedings of the 22<sup>nd</sup> Risø International Symposium on Materials Science, 2001, Dänemark*, 105-126
- [64] Sakai, T.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R.; Miura, H.; Jonas, J.: Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science* 60 (2014), 130-207
- [65] Lee, S.H.; Saito, Y.; Tsuji, N.; Utsunomiya, H.; Sakai, T.: Role of shear strain in ultra-grain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia* 46 (2002) 4, 281-285

- [66] Kwan C.; Wang, Z.; Kang, S.: Mechanical behaviour and microstructural evolution upon annealing of the accumulative roll-bonding (ARB) processed Al alloy 1100. *Materials Science and Engineering A* 480 (2008) 1-2, 148-159
- [67] Tsuji, N.: Bulk nanostructured metals and alloys produced by accumulative roll-bonding. In: *Nanostructured Metals and Alloys*, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2011, 40-58
- [68] Valiev, R.Z.; Alexandrov, I.V.; Zhu, Y.T.; Lowe, T.C.: Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation. *Journal of Materials Research* 17 (2002) 1, 5-8
- [69] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2008, 3. Auflage
- [70] Topic, I.; Höppel, H.W.; Staud, D.; Merklein, M.; Geiger, M.; Göken, M.: Formability of Accumulative Roll Bonded Aluminum AA1050 and AA6016 Investigated Using Bulge Tests. *Advanced Engineering Materials* 10 (2008) 12, 1101-1109
- [71] May, J.; Höppel, H. W.; Göken, M.: Strain rate sensitivity of ultrafine-grained aluminium processed by severe plastic deformation. *Scripta Materialia* 53 (2005) 2, 189-194
- [72] Tsuji, N.; Shiotsuki, K.; Utsunomiya, H.; Saito, Y.: Low Temperature Superplasticity of Ultra-Fine Grained 5083 Aluminium Alloy Produced by Accumulative Roll-Bonding. *Materials Science Forum* 304-306 (1999), 73-78
- [73] Topic, I.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Friction stir welding of accumulative roll-bonded commercial-purity aluminium AA1050 and aluminium alloy AA6016. *Materials Science and Engineering A* 503 (2009), 163-166
- [74] Rezaei, M.R.; Toroghinejad, M.R.; Ashrafizadeh, F.: Effects of ARB and ageing processes on mechanical properties and microstructure of 6061 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 6, 1184-1190
- [75] Topic, I.; Höppel, H.W.; Staud, D.; Merklein, M.; Geiger, M.; Göken, M.: Formability of accumulative roll bonded aluminum AA1050 and AA6016 investigated using bulge tests. *Advanced Engineering Materials* 10 (2008) 12, 1101-1109

- [76] Siebel, E.; Beisswänger, H.: Ziehversuche mit hartgewalzten und partiell geglühten Ronden zur Erhöhung des Ziehverhältnisses. Mitteilungen für die Mitglieder der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung 7 (1953), 89-93
- [77] Merklein, M.; Graser, M.; Lechner, M.: Experimental investigation of heat-treated aluminum profiles. Key Engineering Materials 651-653 (2015), 59-64
- [78] Merklein, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: Enhancement of formability of aluminum alloys in multi-stage forming operations by a local intermediate heat treatment. Production Engineering 6 (2012) 6, 541-549
- [79] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Berlin Heidelberg: Springer Vieweg, 2014, 3. Auflage
- [80] Hofmann, A.; Pohl, T.; Geiger, M.: Deep drawing of locally optimized aluminum blanks. In: Advanced Technology of Plasticity, International Conference on Technology of Plasticity 6 (1999), 1043-1050
- [81] Vollertsen, F.; Lange, K.: Enhancement of Drawability by Local Heat Treatment. CIRP Annals 47 (1998) 1, 181 -184
- [82] Vogt, U.: Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks. Dissertation (2009), Erlangen
- [83] Hogg, M.: Herstellung und Umformung lokal wärmebehandelter Platinen. In: Beiträge zur Umformtechnik 53 (2006), DGM Informationsgesellschaft, Oberursel
- [84] Maeder, E.G.: Differential annealing – A new technique for improving deep drawing. Engineering 181 (1956), 48-52
- [85] Cable, J.W.: Betriebspraxis der induktiven Erwärmung. Stuttgart: Berliner Union, 1961, 1. Auflage
- [86] Bensaidane, H.; Ouazir, Y.; Lubin, T.; Mezani, S.; Rezzoug, A.: Induction Heating of Aluminium Billets with linear motion in a Strong DC Magnetic Field: Magneto-Thermal Analysis in 2D. IEEE Transactions on Applied Superconductivity 21 (2011) 4, 3479-3487
- [87] Kahrmanidis, A.: Thermisch unterstützte Umformung von Aluminiumblechen. Dissertation (2016), Erlangen

- [88] Kerausch, M.: Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatinen. Dissertation (2007), Erlangen
- [89] Hofmann, A.: Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen. Dissertation (2002), Erlangen
- [90] Geiger, M.; Merklein, M.; Vogt, U.: Aluminum tailored heat treated blanks. *Production Engineering* 3 (2009), 401-410
- [91] Neugebauer, R.; Scheffler, S.; Poprawe, R.; Weisheit, A.: Local laser heat treatment of ultra high strength steels to improve formability. *Production Engineering* 3 (2009), 347-351
- [92] Merklein, M.; Vogt, U.: Enhanced Formability of Ultrafine-Grained Aluminum Blanks by Local Heat Treatments. *Key Engineering Materials* 410-411 (2009), 169-176
- [93] Maier, V.; Hausöl, T.; Schmidt, C. W.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Merklein, M.; Höppel, H. W.; Göken, M.: Tailored Heat-treated Accumulative Roll Bonded Aluminum Blanks: Microstructure and Mechanical Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A* 43 (2012) 9, 3097-3107
- [94] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Berlin Heidelberg: Springer, 2005, 9. Auflage
- [95] Merkel, M.; Thomas, K.-H.: *Taschenbuch der Werkstoffe*. München: Carl Hanser, 2008, 7. Auflage
- [96] DIN 8586:2003-09: *Fertigungsverfahren Biegeumformen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe*. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2003
- [97] Lange, K.: *Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft – Band 3: Blechbearbeitung*. Berlin Heidelberg: Springer, 2002, 2. Auflage
- [98] Klocke, F.; König, W.: *Fertigungsverfahren 4 - Umformen*. Berlin: Springer, 2006, 5. Auflage
- [99] Merklein, M.; Böhm, W.; Lechner, M.: Tailoring material properties of aluminum by local laser heat treatment. *Physics Procedia* 39 (2012), 232-239

- [100] Xie, G.; Luo, Z.; Wang, G.; Li, L.; Wang, G.: Interface Characteristic and Properties of Stainless Steel/HSLA Steel Clad Plate by Vacuum Rolling Cladding. *Materials Transactions* 52 (2011) 8, 1709-1712
- [101] DIN 8584-3:2003-09: Fertigungsverfahren Zugdruckumformen - Teil 3: Tiefziehen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2003
- [102] Strackerjahn, W.: Die Voraussage des Versagensfalls beim Tiefziehen rechteckiger Teile. Dissertation (1954), Hannover
- [103] Oehler, G.: Gestaltung gezogener Blechteile. Berlin Heidelberg: Springer, 1966, 2. Auflage
- [104] Doege, E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen. Berlin Heidelberg: Springer, 2010, 2. Auflage
- [105] Baek, S.M.; Kim, J.G.; Yoon, J.I.; Seo, M.H.; Cho, W.T.; Chin, K.-G.; Lee, S.; Kim, H.S.: Deep drawing behavior of twinning-induced plasticity-cored three-layer steel sheet. *International Journal of Material Forming* 11 (2018) 1, 11-18
- [106] Herrmann, J.; Merklein, M.: Improvement of deep drawability of ultra-fine grained 6000 series aluminum alloy by tailored heat treatment. *Procedia Manufacturing* 15 (2018), 976-983
- [107] DIN EN ISO 4288:1998-04: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 1998
- [108] DIN EN ISO 25178-2:2012-09: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Flächenhaft - Teil 2: Begriffe und Oberflächen-Kenngrößen. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2012
- [109] DIN EN ISO 6892-1:2009: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2009
- [110] DIN 50125:2009-07: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2009
- [111] DIN EN ISO 11339:2010-06: Klebstoffe - T-Schälprüfung für geklebte Verbindungen aus flexiblen Füge-teilen. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2010

- [112] DIN EN ISO 12004-2:2009-02: Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Bestimmung der Grenzformänderungskurve - Teil 2: Bestimmung von Grenzformänderungskurven im Labor. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2009
- [113] Merklein, M.: Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau. Bamberg: Meisenbach, 2006
- [114] DIN EN ISO 7438:2005-10: Metallische Werkstoffe – Biegeversuch. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2005
- [115] Notni, G.: 3-D-Messtechnik auf der Basis Streifenprojektion im produktiven Umfeld. In: VDI-Seminar 36-55-01 (2001), Stuttgart
- [116] DIN EN 573-3:2009-08: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin: Beuth, 2009
- [117] Sardar, S.; Mandal, A.; Pal, S.K.; Singh, S.B.: Solid-State Joining by Roll Bonding and Accumulative Roll Bonding. In: Narayanan R.; Dixit U. (Hrsg.): Advances in Material Forming and Joining. Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering. Springer (2015), New Delhi, 351-377
- [118] Münstermann, S.; Bleck, W.: Einflussgrößen auf den Elastizitätsmodul von Stählen für den Karosseriebau. Materials Testing 47 (2005) 6, 337-344
- [119] Kümmel, F.; Kreuz, M.; Hausöl, T.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Microstructure and Mechanical Properties of Accumulative Roll-Bonded AA1050A/AA5005 Laminated Metal Composites. Metals 6 (2016) 3, 56-66
- [120] Ruppert, M.: Herstellung und mechanische Eigenschaften großskaliger ultrafeinkörniger Bleche und Laminare aus Al-Legierungen und Stählen. Dissertation (2016), Erlangen
- [121] Topic, I.; Höppel, H.W.; Göken, M.: Influence of rolling direction on strength and ductility of aluminium and aluminium alloys produced by accumulative roll bonding. Journal of Materials Science 43 (2008) 23-24, 7320-7325

- [122] Ruppert, M.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Höppel, H.W.; Merklein, M.; Göken, M.: Influence of upscaling accumulative roll bonding on the homogeneity and mechanical properties of AA1050A. *Journal of Materials Science* 48 (2013) 24, 8377-8385
- [123] Bloeck, M.; Timm, J.: Aluminium-Karosseriebleche der Legierungsfamilie AlMgSi. *Aluminium* 70 (1994) 1-2, 87-92
- [124] Skrotzki, W.; Hünsche, I.; Hüttenrauch, J.; Oertel, C.-G.; Brokmeier, H.-G.; Höppel, H.W.; Topic, I.: Texture and Mechanical Anisotropy of Ultrafine-Grained Aluminum Alloy AA6016 Produced by Accumulative Roll Bonding. In: *Texture, Stress, and Microstructure*, Artikel ID 328754 (2008), 1-8
- [125] Skrotzki, W.; Scharnweber, J.; Oertel, C.-G.; Höppel, H.W.; Topic, I.; Brokmeier, H.-G.; Jaschinski, J.: Plastic anisotropy of ultrafine grained Al alloy AA6016 produced by accumulative roll bonding. *Solid State Phenomena, Texture and Anisotropy of Polycrystals III* 160 (2010), 171-176
- [126] Chekhonin, P.; Beausir, B.; Scharnweber, J.; Oertel, C.G.; Jaschinski, J.; Hausöl, T.; Höppel, H.W.; Brokmeier, H.G.; Skrotzki, W.: Mechanical Anisotropy of Aluminium Laminates Produced by ARB. *Materials Science Forum* 702-703 (2011), 151-156
- [127] Merklein, M.; Vogt, U.: Principles for the Heat Treatment Layout of Ultrafine-Grain Aluminum Blanks with Locally Adapted Mechanical Properties. In: *Proceedings of the 10<sup>th</sup> International Conference on Competitive Manufacturing COMA* (2010), Stellenbosch, Südafrika, 135-140
- [128] Cieslar, M.; Poková, M.: Annealing Effects in Twin-Roll Cast AA8006 Aluminium Sheets Processed by Accumulative Roll-Bonding. *Materials* 7 (2014), 8058-8069
- [129] Hockett, J. E.; Sherby, O. D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23 (1975) 2, 87-98
- [130] Merklein, M.; Biasutti, M.; Nguyen, H.; Böhm, W.: Flow Behaviour of Advanced Aluminium Materials. In: Hirt, G.; Tekkaya, E.A. (Hrsg.): *Steel research international: Special Edition: 10<sup>th</sup> International Conference on Technology of Plasticity*, Weinheim: Wiley-VCH, 2011, 1066-1071

- [131] Böhm, W.; Nguyen, H.; Tsoupis, I.; Göken, M.; Höppel, H. W.; Schmidt, C.; Hausöl, T.; Ruppert, M.; Merklein, M.: Tailored heat treated accumulative roll bonded aluminum blanks: failure under bending stresses. *Production Engineering* 10 (2016) 4-5, 399-407
- [132] Maier, V.; Hausöl, T.; Schmidt, C. W.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Merklein, M.; Höppel, H. W.; Göken, M.: Tailored Heat-treated Accumulative Roll Bonded Aluminum Blanks: Microstructure and Mechanical Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A* 43 (2012) 9, 3097-3107
- [133] Kaupper, M.: Biegen von höherfesten Stahlblechwerkstoffen – Umformverhalten und Grenzen der Biegebarkeit. Dissertation (2012), Erlangen
- [134] Schmidt, M.: Die Prüfung von Tiefziehblech. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 3 (1929) 3, 213-222
- [135] Staud, D.: Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumplatinen. Dissertation (2009), Erlangen
- [136] Birkert, A.; Haage, S.; Straub, M.: Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile. Berlin Heidelberg: Springer Vieweg, 2013, 1. Auflage
- [137] Buchner, M.; Buchner, B.; Buchmayr, B.; Kilian, H.; Riemelmoser, F.: Investigation of different parameters on roll bonding quality of aluminium and steel sheets. *International Journal of Material Forming* 1 (2008) 1, 1279-1282
- [138] Mehr, V.Y.; Toroghinejad, M.R.; Rezaeian, A.: The effects of oxide film and annealing treatment on the bond strength of Al-Cu strips in cold roll bonding process. *Materials & Design* 53 (2014), 174-181
- [139] Tsuji, N.; Toyoda, T.; Minamino, Y.; Koizumi, Y.; Yamane, T.; Komatsu, M.; Kiritani, M.: Microstructural change of ultrafine-grained aluminum during high-speed plastic deformation. *Materials Science & Engineering A* 350 (2003) 1-2, 108-116
- [140] Jamaati, R.; Toroghinejad, M.R.: Effect of friction, annealing conditions and hardness on the bond strength of Al/Al strips produced by cold roll bonding process. *Materials & Design* 31 (2010) 9, 4508-4513

- [141] Tsoupis, I.; Hildering, S.; Merklein, M.: Numerical investigation of small curvature bendability of high strength low alloyed steel in air and die bending processes. In: Proceedings IDDRG (2013), Zürich, Schweiz, 183-188

**Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen**

- [P1] Merklein, M.; Biasutti, M.; Nguyen, H.; Böhm, W.: Flow Behaviour of Advanced Aluminium Materials. In: Hirt, G.; Tekkaya, E.A. (Hrsg.): Steel research international: Special Edition: 10<sup>th</sup> International Conference on Technology of Plasticity (2011), Wiley-VCH Verlag GmbH&Co. KGaA, 1066-1071
- [P2] Merklein, M.; Böhm, W.; Lechner, M.: Tailoring material properties of aluminum by local laser heat treatment. *Physics Procedia* 39 (2012), 232-239
- [P3] Hausöl, T.; Schmidt, C. W.; Maier, V.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Merklein, M.; Höppel, H. W.; Göken, M.: Formability of Ultrafine-Grained AA6016 Sheets Processed by Accumulative Roll Bonding. *Key Engineering Materials* 504-506 (2012), 575-580
- [P4] Maier, V.; Hausöl, T.; Schmidt, C. W.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Merklein, M.; Höppel, H. W.; Göken, M.: Tailored Heat-treated Accumulative Roll Bonded Aluminum Blanks: Microstructure and Mechanical Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A* 43 (2012) 9, 3097-3107
- [P5] Lechner, M.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Merklein, M.: Herstellung maßgeschneiderter Aluminiumwerkstoffe. *Zeitschrift Konstruktion* 11/12 (2013), 11-13
- [P6] Hagenah, H.; Böhm, W.; Breitsprecher, T.; Merklein, M.; Wartzack, S.: Modelling, Construction and Manufacture of a Lightweight Robot Arm. *Procedia CIRP* 12 (2013), 211-216
- [P7] Ruppert, M.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Höppel, H. W.; Merklein, M.; Göken, M. : Influence of upscaling accumulative roll bonding on the homogeneity and mechanical properties of AA1050A. *Journal of Materials Science* 48 (2013) 24, 8377-8385
- [P8] Fratini, L.; Merklein, M.; Böhm, W.; Campanella, D.: Modelling Aspects in Accumulative Roll Bonding process by Explicit Finite Element Analysis. *Key Engineering Materials* 549 (2013), 452-459

- [P9] Böhm, W.; Merklein, M.: Laser-assisted property gradients in multi-layered aluminum. *Physics Procedia* 56 (2014), 1419–1426
- [P10] Böhm, W.; Merklein, M.: Manufacturing of high-strength aluminum sheet metal in the Accumulative Roll Bonding process. In: Liewald, M. (Hrsg.): *New Developments in Sheet Metal Forming*, Werkstoff-Informationsgesellschaft (2014), Stuttgart, 293–302
- [P11] Merklein, M.; Böhm, W.: Accumulative Roll Bonding: Forming Behavior, Tailored Properties and Upscaling Approach. *Advanced Materials Research* 907 (2014), 3–16
- [P12] Böhm, W.; Merklein, M.; Lechner, M.: Innovative aluminium lightweight design by the combination of Accumulative Roll Bonding and local intermediate heat treatment. In: *Materials Today: Proceedings* 2 (2015) 10, 4992–4997
- [P13] Pellegrino, S.; Fratini, L.; Merklein, M.; Böhm, W.; Nguyen, H.: Modeling of the Plastic Characteristics of AA6082 for the Friction Stir Welding Process. *Key Engineering Materials* 639 (2015), 309–316
- [P14] Nguyen, H.; Böhm, W.; Tsoupi, I.; Göken, M.; Höppel, H. W.; Schmidt, C.; Hausöl, T.; Ruppert, M.; Merklein, M.: Tailored heat treated accumulative roll bonded aluminum blanks: failure under bending stresses. *Production Engineering* 10 (2016) 4–5, 399–407
- [P15] Graser, M.; Degner, J.; Böhm, W.; Merklein, M.: Aluminiumlösungen aus maßgeschneidert wärmebehandelten Halbzeugen. *Zeitschrift Konstruktion* 6 (2017)
- [P16] Degner, J.; Böhm, W.; Herrmann, J.; Köhler, M.; Merklein, M.: Manufacturing and Characterization of Multilayered 7000-Series Aluminum with Improved Corrosion Behavior Processed via Accumulative Roll Bonding, In: *Materials Today: Proceedings* 10 (2019) 2, 368–375

### Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten\*

- [S1] F. Winter, W. Böhm und M. Merklein: Untersuchung verschiedener Methoden und Konstruktion einer Vorrichtung zur Oberflächenbehandlung von Blechen im Accumulative Roll Bonding Prozess. Studienarbeit. Erlangen, 2011
- [S2] S. Forman, W. Böhm und M. Merklein: Untersuchung des Bürstvorgangs zur Oberflächenbehandlung von Blechen im Accumulative Roll Bonding Prozess. Bachelorarbeit. Erlangen, 2011
- [S3] S. Stadler, W. Böhm und M. Merklein: Untersuchung des Zusammenhangs zwischen Oberflächenbehandlung und Bindungsfestigkeit beim Accumulative Roll Bonding Prozess. Bachelorarbeit. Erlangen, 2012
- [S4] S. Plötz, W. Böhm und M. Merklein: Materialcharakterisierung und Ermittlung eines Prozessfensters für den Accumulative Roll Bonding Prozess zur Herstellung mehrlagiger Aluminiumbleche aus AA6014. Masterarbeit. Erlangen, 2012
- [S5] P. Mielkau, W. Böhm und M. Merklein: Erarbeitung eines Prozessfensters für den Accumulative Roll Bonding Prozess bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur zur Herstellung mehrlagiger Aluminiumbleche. Bachelorarbeit. Erlangen, 2013
- [S6] T. Scholz, W. Böhm und M. Merklein: Einstellung von Eigenschaftsgradienten bei mehrlagigen Aluminiumblechen mittels einer Laserwärmebehandlung. Bachelorarbeit. Erlangen, 2013
- [S7] T. Michels, W. Böhm und M. Merklein: Vergleich verschiedener Oberflächenbehandlungsverfahren beim Accumulative Roll Bonding Prozess. Projektarbeit. Erlangen, 2013
- [S8] D. Richter, W. Böhm und M. Merklein: Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Bindungsfestigkeit bei mehrlagigen Aluminiumwerkstoffen. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014

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

- [S9] B. Hansen, W. Böhm und M. Merklein: Funktionale Oberflächencharakterisierung beim Accumulative Roll Bonding Prozess. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S10] T. Wild, W. Böhm und M. Merklein: Erstellung und Erprobung einer Materialkarte für mehrlagige Aluminiumwerkstoffe. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S11] T. Hösl, W. Böhm und M. Merklein: Ermittlung der Bindungsfestigkeit bei mehrlagigen Aluminiumwerkstoffen nach mehreren Walzdurchgängen und nach einer Wärmebehandlung. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S12] M. Muradi, W. Böhm und M. Merklein: Werkstoffcharakterisierung mehrlagiger Aluminiumwerkstoffe und Erstellung einer Materialkarte für die FE-Simulation. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S13] A. Oberweiler, W. Böhm und M. Merklein: Einfluss einer Wärmebehandlung auf das Umformvermögen nanokristalliner Aluminiumblechwerkstoffe. Bachelorarbeit. Erlangen, 2015
- [S14] M. Weidinger, W. Böhm und M. Merklein: Einfluss einer Wärmebehandlung auf das Umformvermögen nanokristalliner Aluminiumblechwerkstoffe. Bachelorarbeit. Erlangen, 2015

## Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2019):  
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>KTmfk</b>	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
<b>LFT</b>	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
<b>LPT</b>	Lehrstuhl für Photonische Technologien

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

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

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting  
Projektierung von Montagesystemen  
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.  
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter  
Nutzungsgradsteigerung von  
Montagesystemen durch den Einsatz  
der Simulationstechnik  
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.  
ISBN 3-446-15542-2.

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

Band 6: Rudolf Nuss  
Untersuchungen zur Bearbeitungsquali-  
tät im Fertigungssystem Laserstrahl-  
schneiden  
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.  
ISBN 3-446-15783-2.

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

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier  
Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhal-  
tens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen  
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.  
ISBN 3-446-15921-5.

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

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

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

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

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

Band 14: Stephan Biermann  
Untersuchungen zur Anlagen- und  
Prozeßdiagnostik für das Schneiden  
mit 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 Ehmman  
Operatives Fertigungscontrolling durch  
Optimierung auftragsbezogener Bearbei-  
tungsabläufe in der Elektronikfertigung  
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.  
ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra  
Entwicklung eines benutzerorientierten  
Werkstattprogrammiersystems für das  
Laserstrahlschneiden  
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993.  
ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels  
Modellierung und Optimierung von  
Montageanlagen in einem integrierten  
Simulationssystem  
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993.  
ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel  
Laserstrahlbohren durchflußbestimmen-  
der Durchgangslöcher  
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.  
ISBN 3-446-17778-7.

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

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

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

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

Band 43: Werner Heckel  
Optische 3D-Konturerfassung und  
on-line Biegewinkelmessung mit  
dem Lichtschnittverfahren  
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt  
Modulares Planungssystem zur  
Optimierung der Elektronikfertigung  
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner  
Adaptive Diagnose in der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann  
Beitrag zur automatisierten  
Handhabungsplanung komplexer  
Blechbiegeteile  
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf  
Zielkostenorientierte Montageplanung  
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher  
Konzept zur rechnerintegrierten  
Materialversorgung in flexiblen  
Fertigungssystemen  
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska  
Wissensbasierte Analyse und  
Klassifizierung von Blechteilen  
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke  
Integrierte Entwicklung neuer  
Produkt- und Produktionstechnologien  
für räumliche spritzgegossene  
Schaltungsträger (3-D MID)  
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller  
Sensorplanung und schnelle  
Sensorregelung für Industrieroboter  
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie  
Zeitbehandlung und  
Multimedia-Unterstützung in  
Feldkommunikationssystemen  
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996.  
ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel  
Reengineering in der Elektro- und  
Elektronikindustrie  
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn  
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung  
mit Excimerlasern - Systemkomponenten  
und Verfahrensoptimierungen  
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth  
Laserstrahlhartlöten mit  
Zweistrahlschweißtechnik  
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr  
Steuerung und Sensordatenintegration  
für flexible Fertigungszellen mit  
kooperierenden Robotern  
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer  
Berührungslose Formgebung mit  
Laserstrahlung  
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz  
Fertigungsqualität beim  
3D-Laserstrahlschweißen von  
Blechformteilen  
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs  
Integration elektromechanischer  
CA-Anwendungen über einem  
STEP-Produktmodell  
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm  
Prozeßintegrierte Qualitätssicherung  
in der Elektronikproduktion  
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand  
Prozesse und Systeme zur Bestückung  
räumlicher elektronischer Baugruppen  
(3D-MID)  
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.  
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf  
Regelung der Laserstrahlleistung und  
der Fokusparameter einer  
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 Meißner  
Kaltmassivumformung metallischer  
Kleinstteile - Werkstoffverhalten,  
Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung  
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-100-8.

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

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

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

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

Band 80: Sorin Niederkorn  
Meßeinrichtung zur Untersuchung  
der Wirkflächenreibung bei umformtech-  
nischen Prozessen  
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert  
Regelung der Fokuslage beim Schweißen  
mit CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern unter  
Einsatz von adaptiven Optiken  
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-106-7.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 92: Doris Schubart  
Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit 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  
Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein  
Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger  
Herstellungs- und Prüfverfahren für  
thermoplastische Schaltungsträger  
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach  
Beitrag zur rechnerunterstützten  
verursachungsgerechten  
Angebotskalkulation von Blechteilen  
mit Hilfe wissensbasierter Methoden  
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach  
Bildverarbeitungssystem zur Erfassung  
der Anschlußgeometrie elektronischer  
SMT-Bauelemente  
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-131-8.

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

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

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

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

Band 104: Harald Rottbauer  
Modulares Planungswerkzeug zum  
Produktionsmanagement in der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.  
ISBN 3-87525-139-3.  
Band 111: Jürgen Göhringer  
Integrierte Telediagnose via Internet  
zum effizienten Service von  
Produktionssystemen  
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-147-4.

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

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

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

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

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

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

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

Band 112: Robert Feuerstein  
Qualitäts- und kosteneffiziente Integra-  
tion neuer Bauelementetechnologien in  
die Flachbaugruppenfertigung  
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger  
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten  
alternativer Elektroniklote in der  
Oberflächenmontage (SMT)  
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber  
Justieren vormontierter Systeme mit dem  
Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren  
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi  
Analyse und Optimierung von Montage-  
systemen in der Elektronikproduktion  
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein  
Laserstrahlumformen von  
Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung  
der Mikrostruktur und  
der mechanischen Eigenschaften  
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi  
Ein informationslogistisches  
Architekturkonzept zur Akquisition  
simulationsrelevanter Daten  
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch  
Rationalisierung und ergonomische  
Optimierung im Innenausbau durch  
den Einsatz moderner  
Automatisierungstechnik  
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt  
Prozeßregelung für das Laserstrahl-  
Punktschweißen in der Elektronikpro-  
duktion  
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-166-0.

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

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

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

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

Band 124: Gerd Eßer  
Laserstrahlunterstützte Erzeugung  
metallischer Leiterstrukturen auf  
Thermoplastsubstraten für die  
MID-Technik  
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein  
Qualität laserstrahl-gefügter  
Mikroverbindungen elektronischer  
Kontakte  
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium  
für Komponenten der Optoelektronik  
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich  
Simultanes Löten von Anschlußkontak-  
ten elektronischer Bauelemente mit  
Diodenlaserstrahlung  
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-186-5.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 149: Thomas Wurm  
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Ent-  
wicklung von Konzepten und Methoden  
für die rechnerunterstützte Modellierung  
und Optimierung von komplexen  
Aktorsystemen in der Mikrotechnik  
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-206-3.

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

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

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

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

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

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

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

Band 157: Markus Meiler  
Großserientauglichkeit trockenschmier-  
stoffbeschichteter Aluminiumbleche im  
Presswerk Grundlegende Untersuchun-  
gen zur Tribologie, zum Umformverhal-  
ten und Bauteilversuche  
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-221-7.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 175: Peter Wölflick  
Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für bleifreie Mechatronik-Anwendungen  
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi  
Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods  
LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp  
Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen  
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel  
Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter  
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl  
Nicht-thermische Mikrojustiertechnik mittels ultrakurzer Laserpulse  
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo  
Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3D-MID)  
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-253-8.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 206: Steffen Polster  
Laserdurchstrahlschweißen  
transparenter Polymerbauteile  
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-294-1.

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

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

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

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

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

Band 212: Jens Ackermann  
Prozesssicherung beim 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 Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation  
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner  
Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von 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 Prozessgrenzen bei der Innhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren  
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke  
Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren  
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-315-3.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 267: Andreas Kuppert  
Erweiterung und Verbesserung von Ver-  
suchs- und Auswertetechniken für die  
Bestimmung von Grenzformänderungs-  
kurven  
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus  
Erstellung eines Werkstofforientierten  
Fertigungsprozessfensters zur Steigerung  
des Formgebungsvermögens von Alumi-  
niumlegierungen unter Anwendung einer  
zwischeneschalteten Wärmebehandlung  
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-391-7.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 284: Stefan Berger  
Laserstrahlschweißen thermoplastischer  
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit  
spezifischem Zusatzdraht  
LFT, 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  
LFT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis  
Thermisch unterstützte Umformung von  
Aluminiumblechen  
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel  
Flexible Systems for Permanent  
Magnet Assembly and Magnetic Rotor  
Measurement / Flexible Systeme zur  
Montage von Permanentmagneten und  
zur Messung magnetischer Rotoren  
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis  
Schädigungs- und Versagensverhalten  
hochfester Leichtbauwerkstoffe unter  
Biegebeanspruchung  
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Prozessverhalten von Silizium als  
Werkzeugwerkstoff für das  
Mikroscherschneiden metallischer Folien  
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck  
Zeitliche Pulsformung in der  
Lasermikromaterialbearbeitung –  
Grundlegende Untersuchungen und  
Anwendungen  
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto  
Mechatronic Simulation Approach for  
the Process Planning of Energy-Efficient  
Handling Systems  
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel  
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik  
für verteilte Wicklungen im  
Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe  
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić  
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung  
montageführender Werkerinformations-  
systeme simultan zum  
Produktentstehungsprozess  
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus  
Hochpräzise adaptive Steuerung und  
Regelung robotergeführter Prozesse  
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer  
Erzeugung von thermoplastischen  
Werkstoffverbunden mittels simultanem,  
intensitätsselektivem  
Laserstrahlschmelzen  
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger  
Untersuchung einer thermisch unter-  
stützten Fertigungskette zur Herstellung  
umgeformter Bauteile aus der höherfes-  
ten Aluminiumlegierung EN AW-7020  
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-429-7.

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

Band 304: Bassim Bachy  
Experimental Investigation, Modeling,  
Simulation and Optimization of Molded  
Interconnect Devices (MID) Based on  
Laser Direct Structuring (LDS) / Experi-  
mentelle Untersuchung, Modellierung,  
Simulation und Optimierung von Molded  
Interconnect Devices (MID) basierend  
auf Laser Direktstrukturierung (LDS)  
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr  
Automatisierte Kontaktierungsverfahren  
für flachleiterbasierte  
Pkw-Bordnetzsysteme  
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner  
Charakterisierung und Modellierung  
des spannungszustandsabhängigen  
Werkstoffverhaltens der Magnesium-  
legierung AZ31B für die numerische  
Prozessauslegung  
LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar  
A reliable methodology to deduce  
thermo-mechanical flow behaviour of  
hot stamping steels  
LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler  
Steuerung von Blechmassivumformpro-  
zessen durch maßgeschneiderte  
tribologische Systeme  
LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller  
Untersuchung des kombinierten Trenn-  
und Umformprozesses beim Fügen art-  
ungleicher Werkstoffe mittels  
Schneidlinchverfahren  
LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.  
2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 324: Susan Zöller  
Mapping Individual Subjective Values to Product Design  
KTmfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz

Erarbeitung einer Methodik zur  
semiempirischen Ermittlung der  
Umwandlungskinetik durchhärtender  
Wälzlagerstähle für die Wärme-  
behandlungssimulation

LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnihl

Modellbasierte Prozesskettenabbildung  
rührreibgeschweißter Aluminium-  
halbzeuge zur umformtechnischen  
Herstellung höchstfester Leichtbau-  
strukturteile

LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner

Technisch-wirtschaftliche Optionen zur  
Lastflexibilisierung durch intelligente  
elektrische Wärmespeicher

FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm

Verbesserung des Umformverhaltens von  
mehrlagigen Aluminiumblechwerk-  
stoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge

LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-227-7.

## **Abstract**

Multilayered aluminum sheet metal that is produced using the Accumulative Roll Bonding (ARB) process shows nanocrystalline grain structure and enhanced mechanical strength. Despite limited formability, in combination with process- and application-adapted property gradients these materials offer the potential to achieve weight reduction regarding the car body. For the exploitation of that potential, within the framework of this work at first the upscaling of the ARB process is analyzed starting from the laboratory scale to enable the production of large-scaled blanks. Subsequently, specific property gradients are realized over the sheet plane and in thickness direction applying local heat treatment processes. These should lead to an enhancement of the formability due to local softening on the one hand and the local increase of the bond strength of the layers on the other hand. Therefore, the particular effects on the forming behavior are analyzed and evaluated in deep drawing and bending tests. Finally, the mechanisms for Tailor Heat Treated Blanks (THTB) are extended according to the findings of this work and guidelines for the design of tailored and locally heat treated blanks out of multilayered aluminum are defined.

Mehrlagige Aluminiumblechwerkstoffe, die mittels des Accumulative Roll Bonding (ARB) Verfahrens hergestellt werden, weisen ein nanokristallines Gefüge sowie verbesserte mechanische Festigkeitskennwerte auf. In Kombination mit prozess- sowie anwendungsangepassten Eigenschaftsgradienten bieten diese Werkstoffe trotz des zunächst limitierten Umformvermögens das Potential, Gewichtseinsparungen bei Fahrzeugkarosserien erzielen zu können. Zur Ausschöpfung dieses Potentials wird im Rahmen dieser Arbeit zunächst die Hochskalierung des ARB-Prozesses ausgehend vom Labormaßstab untersucht, um die Herstellung großformatiger Platinen zu ermöglichen. Anschließend werden über nachgeschaltete lokale Wärmebehandlungsprozesse der mehrlagigen Bleche spezifische Eigenschaftsverläufe über die Blechebene und in Blechdickenrichtung eingestellt. Diese sollen einerseits durch eine lokale Entfestigung und andererseits durch die örtliche Erhöhung der Bindungsfestigkeit zwischen den Blechlagen zu einer Verbesserung des Umformvermögens dieser Werkstoffe beitragen. Daher werden im nächsten Schritt die Auswirkungen auf das Umformverhalten in Tiefzieh- und Biegeversuchen analysiert und bewertet. Abschließend werden die Wirkmechanismen für Tailor Heat Treated Blanks (THTB) entsprechend der Erkenntnisse dieser Arbeit erweitert sowie Gestaltungsrichtlinien für die Anwendung der verschiedenen Eigenschaftsgradienten bei maßgeschneiderten, mehrlagigen Aluminiumplatinen abgeleitet.

