

FAU Studien aus dem Maschinenbau 352

Jürgen Herrmann

Kumulatives Walzplattieren

Bewertung der Umformeigenschaften
mehrlagiger Blechwerkstoffe der
ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014

Jürgen Herrmann

Kumulatives Walzplattieren – Bewertung der
Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der
ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 352

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

Jürgen Herrmann

**Kumulatives Walzplattieren –
Bewertung der Umformeigenschaften
mehrlagiger Blechwerkstoffe der aus-
scheidungshärtbaren Legierung AA6014**

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

Erlangen
FAU University Press
2020

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

Bitte zitieren als

Herrmann, Jürgen. 2020. *Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 352. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-345-8.

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>

Umschlagfoto:

united photo studio, „Iron and steel coil detail, store factory“, Shutterstock.com. Stockfotonummer: 1609225486

Verlag und Auslieferung:

FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-344-1 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-345-8 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-345-8

**Kumulatives Walzplattieren – Bewertung der
Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe
der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014**

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

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Jürgen Herrmann, M.Sc.

aus Ansbach

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

Tag der mündlichen

Prüfung: 17.06.2020

Vorsitzender des

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

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein
Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper,
Universität Paderborn

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 Aspekte dieser Arbeit wurden im Rahmen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Exzellenzclusters „Engineering of Advanced Materials“ (EAM) im Teilprojekt E4 „Layered Lightweight Materials with Functional Gradients“ erarbeitet.

Mein besonderer Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, Ordinaria des Lehrstuhls, für die wissenschaftliche Betreuung dieser Arbeit sowie das entgegengebrachte Vertrauen. Ihre Förderung hat wesentlich zu meiner fachlichen und persönlichen Entwicklung beigetragen. Die konstruktiven Diskussionen werden mir stets in persönlicher Erinnerung bleiben. Ein weiterer Dank geht an Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper für die Übernahme des Koreferats und das Interesse an meiner Arbeit. Bei Frau Prof. Dr. Sannakaisa Virtanen bedanke ich mich für die Teilnahme als fachfremde Gutachterin bei meiner Promotionsprüfung. Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Dipl.-Inf. Hinnerk Hagenah danke ich für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission.

Allen Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie sowie allen studentischen Hilfskräften, Bachelor-, Projekt- und Masterarbeitern danke ich für die gute Zusammenarbeit und die Unterstützung. Ein besonderer Dank gilt dem Team der Forschungsgruppe Werkstoffcharakterisierung und -modellierung für die kollegiale Arbeitsatmosphäre. Für die Unterstützung bei der Versuchsdurchführung danke ich besonders Herrn Jürgen Kaiser. Darüber hinaus danke ich meinen ehemaligen Bürokollegen Frau Dr.-Ing. Emanuela Affronti und Herrn Dr.-Ing. Sebastian Suttner für die gute Zusammenarbeit. Herrn Dr.-Ing. Michael Lechner sowie Herrn Dr.-Ing. Wolfgang Böhm danke ich für die angeregten Diskussionen und die Unterstützung. Ganz besonderer Dank gilt Frau Dr.-Ing. Julia Degner und Herrn Robert Schulte, M.Sc., die in dieser Zeit und darüber hinaus zu guten Freunden geworden sind.

Ein besonderer Dank gebührt meinem Vater Walter, der durch seine Unterstützung diesen Weg erst ermöglicht hat. Der größte Dank gilt meiner Frau Julia für Ihr entgegengebrachtes Verständnis und Ihre Geduld.

Flachslanden, im Juni 2020

Jürgen Herrmann

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis | vii |
| 1 Einleitung | 1 |
| 2 Stand der Technik und Forschung | 3 |
| 2.1 Stoffleichtbau mit hochfesten Aluminiumlegierungen..... | 3 |
| 2.2 Halbzeugherstellung durch kumulatives Walzplattieren..... | 7 |
| 2.2.1 Prozessbeschreibung | 7 |
| 2.2.2 Eigenschaften mehrlagiger Blechhalbzeuge | 8 |
| 2.2.3 Einflussgrößen im Walzprozess | 16 |
| 2.3 Einsatz mehrlagiger Halbzeuge in formgebenden Prozessen | 18 |
| 2.3.1 Umformeigenschaften und Formgebungsgrenzen..... | 19 |
| 2.3.2 Lokale Kurzzeitwärmebehandlung zur Realisierung prozessangepasster Halbzeuge | 21 |
| 2.4 Zusammenfassende Bewertung | 25 |
| 3 Zielsetzung und Methodik..... | 27 |
| 4 Werkstoff, Versuchsanlagen und Methoden | 31 |
| 4.1 Versuchswerkstoff..... | 31 |
| 4.2 Herstellung mehrlagiger Halbzeuge | 32 |
| 4.3 Werkstoffcharakterisierung | 35 |
| 4.4 Methoden zur Kurzzeitwärmebehandlung | 40 |
| 4.5 Umformung und Formgebungsgrenzen | 43 |
| 4.6 Finite-Elemente-Simulation..... | 48 |
| 5 Herstellung mehrlagiger Halbzeuge im kumulativen Walzplattierprozess | 51 |
| 5.1 Versuchsplan zur Halbzeugherstellung..... | 51 |
| 5.2 Bewertung der Laborwalzversuche | 53 |
| 5.2.1 Bezogene Stichabnahme und resultierende Blechdicke | 53 |
| 5.2.2 Reproduzierbarkeit der Halbzeugherstellung | 56 |
| 5.2.3 Analyse der Oberflächen..... | 57 |
| 5.3 Einfluss der Walztemperatur auf das Gefüge..... | 59 |
| 5.4 Mechanische Werkstoffeigenschaften | 62 |
| 5.4.1 Einfluss der Walztemperatur..... | 63 |
| 5.4.2 Einfluss der Walzgeschwindigkeit bei erhöhter Walztemperatur | 71 |

| | | |
|-----------|-------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
| 5.5 | Bindungsfestigkeit | 74 |
| 5.5.1 | Einfluss der Walztemperatur | 75 |
| 5.5.2 | Einfluss der Walzgeschwindigkeit bei erhöhter Walztemperatur | 80 |
| 5.6 | Bewertung der Halbzeugherstellung | 82 |
| 6 | Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Halbzeuge | 83 |
| 6.1 | Umformbarkeit unter einer Biegebeanspruchung | 83 |
| 6.1.1 | Biegeverhalten mehrlagiger Blechwerkstoffe | 83 |
| 6.1.2 | Einfluss der Walztemperatur auf die Formgebungsgrenzen ... | 87 |
| 6.1.3 | Versagensverhalten | 90 |
| 6.2 | Umformbarkeit unter einem Zug-Druck-Spannungszustand..... | 94 |
| 6.2.1 | Tiefziehverhalten und Grenzziehverhältnis | 94 |
| 6.2.2 | Bauteilanalyse | 99 |
| 6.3 | FE-Auslegung von Tiefziehprozessen für mehrlagige Halbzeuge | 103 |
| 6.3.1 | Werkstoffmodellierung und FE-Modell | 103 |
| 6.3.2 | Bewertung der Abbildungsgenauigkeit | 108 |
| 7 | Formgebungsgrenzen mit lokal angepassten Halbzeugeigenschaften | 119 |
| 7.1 | Analyse der Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit einer Kurzzeitwärmebehandlung | 119 |
| 7.1.1 | Gefüge | 120 |
| 7.1.2 | Mechanische Kennwerte | 122 |
| 7.1.3 | Schälfestigkeit | 125 |
| 7.2 | Grenzziehverhältnis lokal wärmebehandelter Platinen | 127 |
| 7.3 | Bauteilanalyse..... | 129 |
| 8 | Ganzheitliche Bewertung der Halbzeug- und Umformeigenschaften | 133 |
| 9 | Zusammenfassung und Ausblick | 137 |
| 10 | Summary and outlook | 139 |
| | Literaturverzeichnis | 141 |

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

| <i>Symbol</i> | <i>Einheit</i> | <i>Beschreibung</i> |
|-------------------|-------------------|-------------------------------------------|
| a | - | Parameter zur Beschreibung der Fließkurve |
| b | - | Parameter zur Beschreibung der Fließkurve |
| b _o | mm | Probenbreite Flachzugprobe |
| b _{o,S} | mm | Probenbreite T-Schälprobe |
| c | - | Parameter zur Beschreibung der Fließkurve |
| d _K | µm | Korngröße |
| d _M | mm | Matrizendurchmesser |
| d _R | mm | Rondendurchmesser |
| d _{St} | mm | Stempeldurchmesser |
| e | - | Emissionskoeffizient |
| f | - | Biegefaktor |
| f _{TE-K} | Hz | Aufnahmefrequenz Thermoelement Typ K |
| f _{IRK} | Hz | Aufnahmefrequenz Infrarotkamera |
| h _o | mm | Höhe vor dem Walzspalt |
| h _i | mm | Höhe nach dem Walzspalt |
| l | mm | Abwicklung |
| l _{SP} | mm | Spotgröße Laseroptik |
| p _{ex} | N/mm ² | Mindestdruck zur Extrusion Grundwerkstoff |
| p _{NH} | N/mm ² | Flächenpressung Niederhalter |
| q | - | Exponent zur Beschreibung der Fließkurve |
| r | - | Senkrechte Anisotropie |
| r _b | - | Koeffizient der biaxialen Anisotropie |
| r _G | mm | Gesenkradius |
| r _m | - | Mittlere senkrechte Anisotropie |
| r _M | mm | Matrizenradius |
| r _{nWB} | mm | Radius nicht-wärmebehandelter Bereich |
| r _{St} | mm | Stempelradius |
| s | mm | Blechdicke |
| s _o | mm | Ausgangsblechdicke |
| s _{Exp} | mm | Blechdicke aus dem Experiment |
| s _{FEA} | mm | Blechdicke aus der FE-Simulation |
| s _S | mm | Schichtdicke einer Blechlage |
| t _{abk} | s | Abkühldauer |

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

| | | |
|-----------------------|------------------------|-----------------------------------------------------------|
| t_{auf} | s | Aufheizdauer |
| t_{halte} | s | Haltezeit bei Wärmebehandlungstemperatur |
| t_{lager} | s | Lagerzeit bei geschlossenen Heizplatten |
| v_L | mm/s | Geschwindigkeit Laserwärmebehandlung |
| v_{St} | mm/s | Stempelgeschwindigkeit |
| v_Z | mm/s | Ziehgeschwindigkeit |
| w | mm | Gesenkweite |
| x_{St} | mm | Stempelweg |
| x_T | mm | Traversenweg T-Schälversuch |
| z | mm | Ziehtiefe |
| A_g | % | Gleichmaßdehnung |
| A_{50} | % | Bruchdehnung Flachzugprobe 50 mm Messlänge |
| F_{NH} | N | Niederhalterkraft |
| F_S | N | Schälkraft |
| F_{St} | N | Stempelkraft |
| $F_{St,Exp}$ | N | Stempelkraft aus dem Experiment |
| $F_{St,FEA}$ | N | Stempelkraft aus der FE-Simulation |
| $F_{St,max}$ | N | Maximale Stempelkraft |
| L_o | mm | Messlänge Flachzugprobe |
| N | - | Anzahl der Walzzyklen im ARB-Prozess |
| R' | - | Geringste Stichabnahme, bei welcher eine Bindung entsteht |
| R_a | μm | Arithmetischer Mittenrauwert |
| R_f | - | Stichabnahme im Walzprozess |
| R_m | N/mm^2 | Zugfestigkeit |
| $R_{p0,2}$ | N/mm^2 | 0,2%-Dehngrenze |
| R_{spez} | Nm/g | Spezifische Festigkeit |
| S | - | Anzahl der Schichten eines mehrlagigen Blechhalbzeugs |
| T_{HP} | $^{\circ}\text{C}$ | Temperatur der Heizplatten |
| T_W | $^{\circ}\text{C}$ | Walztemperatur |
| T_{WB} | $^{\circ}\text{C}$ | Temperatur der Wärmebehandlung |
| Y | - | Aspektverhältnis der Korndurchmesser |
| α | $^{\circ}$ | Biegewinkel |
| $\alpha_l - \alpha_s$ | - | Parameter zur Beschreibung der Fließortkurve |
| β | - | Ziehverhältnis |

| | | |
|--------------------|-------------------|-----------------------------------------------------|
| β_{0max} | - | Grenzziehverhältnis |
| ε_h | % | Bezogene Stichabnahme im Walzprozess |
| κ_{auf} | K/s | Aufheizgeschwindigkeit |
| ρ | kg/m ³ | Dichte |
| σ_o | N/mm ² | Festigkeit Grundwerkstoff |
| σ_b | N/mm ² | Bindungsfestigkeit |
| σ_n | N/mm ² | Kontaktnormalspannung |
| σ_{SF} | N/100mm | Schälfestigkeit |
| φ_h | - | Umformgrad in Dickenrichtung |
| φ_V | - | Vergleichsumformgrad |
| $\varphi_{V,50\%}$ | - | Vergleichsumformgrad bei 50% bezogener Stichabnahme |
| φ_1 | - | Hauptformänderung |
| φ_2 | - | Nebenformänderung |
| Δr | - | Ebene Anisotropie |
| ψ | - | Anteil Oxidschicht an gesamter Oberfläche |

| Abkürzung | Beschreibung |
|-------------------------------|-------------------------------------------------|
| AA | Aluminum Association |
| ARB | Accumulative Roll Bonding |
| BL | Biegelinie |
| C ₂ S ₂ | Continuous Confined Strip Shearing |
| DR | Dickenrichtung |
| ECAE | Equal Channel Angular Extrusion |
| ECAP | Equal Channel Angular Pressing |
| EDT | Electron Discharge Texturing |
| F | Herstellungszustand |
| FEA | Finite Elemente Analyse |
| FLC | Forming Limit Curve |
| FLD | Forming Limit Diagram |
| HPT | High Pressure Torsion |
| LFT | Lehrstuhl für Fertigungstechnologie |
| Nd:YAG-Laser | Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Laser |
| N ₂ | 2 Walzzyklen (4-lagiges Halbzeug) |
| N ₄ | 4 Walzzyklen (16-lagiges Halbzeug) |
| PTFE | Polytetrafluorethylen |
| SPD | Severe Plastic Deformation |
| TBST | Tensile bond strength test |
| THTB | Tailor Heat Treated Blanks |
| TRB | Tailor Rolled Blanks |
| TWB | Tailor Welded Blanks |
| T ₄ | Kaltausgelagerter Zustand |
| UFG | Ultrafine Grained |
| WB | Wärmebehandlung |
| WR | Walzrichtung |

1 Einleitung

Der Klimawandel ist eine der zentralen Herausforderungen für die Menschheit im 21. Jahrhundert. Wenngleich sich das Weltklima immer im Wandel befindet und dieser Themenkomplex sehr vielschichtig ist, existieren eindeutige Indikatoren, wie beispielsweise der Anstieg der durchschnittlichen Temperatur auf der Erde, welche die Aktualität der Problematik unterstreichen [1]. Der Zusammenhang zwischen der Erderwärmung und der Zunahme der Treibhausgase infolge der Nutzung fossiler Energien gilt in diesem Kontext als erwiesen [2]. Seit annähernd einer Million Jahre war die CO₂-Konzentration nicht so hoch, wie in den letzten hundert Jahren [2]. Die Reaktion der Politik spiegelt sich vor allem in Zielvorgaben zur Reduzierung der Treibhausgasemissionen wider [3].

Während Kohlenstoffdioxid mit Abstand den größten Anteil an den weltweiten Treibhausgasemissionen ausmacht [4], sind das Transportwesen mit 24% und die Industrie mit 19% nach der Elektrizitäts- und Wärmezeugung die größten Emittenten [5]. In diesen Bereichen können Ingenieure und Wissenschaftler einen entscheidenden Beitrag zur Reduzierung der Nutzung fossiler Energien leisten. Vor diesem Hintergrund ist der Leichtbau ein zentraler Lösungsansatz, um beispielsweise Kraftfahrzeuge und andere Transportsysteme effizienter auszulegen. Leichtbau ist in diesem Kontext eine Schlüsseltechnologie, die nicht ausschließlich über die Verringerung der Masse eines Produktes definiert werden kann. Es handelt sich vielmehr um die Verbesserung von Produkteigenschaften durch Funktionsintegration und werkstoffoptimierte Konstruktionen [6]. Der Einsatz von Leichtbauwerkstoffen, wie beispielsweise Aluminium im Karosseriebau von Kraftfahrzeugen, kann einen entscheidenden Beitrag leisten, um den Kraftstoffverbrauch sowie die resultierenden Emissionen signifikant zu senken.

Zur Bewertung des Leichtbaupotentials eines Werkstoffes ist die spezifische Festigkeit, welche die Zugfestigkeit in Relation zur Dichte eines Werkstoffes setzt, eine aussagekräftige Kennzahl. Seit den 1990er Jahren werden mechanische Bearbeitungsverfahren entwickelt, die es ermöglichen, die Gefügestruktur eines Halbzeugs durch die Realisierung hoher Umformgrade gezielt zu verändern und somit die Festigkeit, bei gleichbleibender Dichte des Werkstoffes, signifikant zu erhöhen [7]. Diese Verfahren werden unter dem Begriff Severe Plastic Deformation (SPD) zusammengefasst [8]. Ein Prozess, der für die Herstellung von Blechhalbzeugen mit ultrafeinkör-

nigem Gefüge geeignet ist, ist das kumulative Walzplattieren (engl.: Accumulative Roll Bonding, kurz: ARB) [9]. Während es bereits vielversprechende Forschungsergebnisse zur Festigkeitssteigerung von bearbeiteten Halbzeugen gibt, ist die industrielle Anwendung des Verfahrens sowie der Halbzeuge noch nicht umgesetzt. Vor allem für industriell relevante Aluminiumlegierungen, wie beispielsweise die ausscheidungshärtbaren Legierungen der 6.000er-Serie, existieren noch Wissenslücken hinsichtlich der Umformeigenschaften, der Formgebungsgrenzen sowie der Modellierung des Werkstoffverhaltens im Rahmen der FE-basierten Prozessauslegung.

In diesem Kontext ist es das Ziel, welches im Rahmen der vorliegenden Arbeit verfolgt wird, das Potential einer hochfesten Aluminiumlegierung, die durch kumulatives Walzplattieren hergestellt wird, für die Anwendung in formgebenden Prozessen zu analysieren. In den nachfolgenden Kapiteln werden zunächst die resultierenden Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Prozessparameter der Halbzeugherstellung untersucht. Im Fokus steht ein neuer Ansatz zur Temperierung der Arbeitswalzen im Walzprozess. Anhand der formgebenden Prozesse Tiefziehen und Biegen werden im nächsten Schritt die Umformeigenschaften sowie die Formgebungsgrenzen analysiert. Die Erkenntnisse werden vor dem Hintergrund der Parameter der Halbzeugherstellung bewertet, um ein durchgängiges Prozessverständnis, ausgehend von den Anforderungen der Umformtechnik, abzuleiten. Im dritten Abschnitt dieser Arbeit wird der bekannte Ansatz der Tailor Heat Treated Blanks-Technologie zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen, infolge einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung, auf die mehrlagige, hochfeste Aluminiumlegierung AA6014 übertragen.

Auf der Grundlage der Ergebnisse dieser Arbeit soll die Leistungsfähigkeit dieser Werkstoffe für die Umformtechnik bewertet werden. Die Erhöhung des Leichtbaupotentials durch eine signifikante Steigerung der spezifischen Festigkeit von Blechhalbzeugen kann einen Beitrag leisten, um den hohen Anforderungen an zukünftige Mobilitätskonzepte gerecht zu werden und der Emission von klimaschädlichen Treibhausgasen entgegenzuwirken.

2 Stand der Technik und Forschung

Im folgenden Kapitel werden die wesentlichen Erkenntnisse aus früheren Forschungsarbeiten, welche für diese Arbeit relevant sind, zusammenfassend dargestellt. Zunächst werden die Bedeutung von Aluminiumknetlegierungen für den Stoffleichtbau aufgezeigt und Verfahren zur Festigkeitssteigerung identifiziert. In den beiden folgenden Abschnitten wird detailliert auf die Herstellung von Halbzeugen im kumulativen Walzplattierprozess sowie auf die Umformung dieser Werkstoffe eingegangen.

2.1 Stoffleichtbau mit hochfesten Aluminiumlegierungen

Relevanz Leichtbaukonzepte

Die Realisierung von Leichtbaukonzepten ist in diversen Industriezweigen von Bedeutung. Gemäß Friedrich [10] zählen der Formleichtbau, der Konzeptleichtbau, der Stoffleichtbau, der Bedingungsleichtbau sowie der Fertigungsleichtbau zu den fünf Leichtbaustrategien, die sich gegenseitig ergänzen. Durch Henning und Moeller [11] wird eine weitere Gliederung dieser Strategien beschreiben. Im Bereich des Stoffleichtbaus ist demnach weiterhin eine Unterscheidung zwischen Verbundleichtbau und Werkstoffleichtbau möglich. Der Stoffleichtbau im Allgemeinen beschreibt die Substitution eines Materials durch einen leichteren Werkstoff, wobei gleichzeitig Aspekte wie die Kosten oder die Fertigungsverfahren zu berücksichtigen sind. In der Raumfahrt werden beispielsweise Mehrkosten von bis zu 5.000 Euro pro eingespartem Kilogramm Masse als akzeptabel erachtet, wohingegen in der Automobilindustrie der Grenzwert bei 5 €/kg liegt [10]. Eine vielversprechende Strategie ist der Stoffleichtbau und insbesondere die Substitution von Stahlwerkstoffen mit einer Dichte von 7.850 kg/m^3 durch Aluminiumlegierungen mit einer Dichte von 2.700 kg/m^3 . Aufgrund der unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe führt ein Werkstoffwechsel in der Regel auch zu einer Änderung der Bauteilgeometrie, um die konstruktiv vorgegebenen Randbedingungen wieder erfüllen zu können. Ein Kennwert zur Beschreibung dieses Sachverhalts ist die spezifische Festigkeit R_{spez} eines Werkstoffs, welche die Zugfestigkeit R_m in das Verhältnis zur Dichte ρ setzt, wie in Gleichung (1) dargestellt [12].

$$R_{spez} = \frac{R_m}{\rho} \quad (1)$$

Wird durch eine Konstruktion eine bestimmte Festigkeit vorgegeben, so kann durch die Verwendung eines Werkstoffs mit einer höheren spezifischen Festigkeit eine geringere Masse erzielt werden. Im Umkehrschluss bedeutet dies, dass eine Festigkeitssteigerung bei Aluminiumlegierungen das Leichtbaupotential im Vergleich zu konkurrierenden Werkstoffen, wie beispielsweise Magnesium oder höherfesten Stählen, zusätzlich verbessern kann.

Stoffleichtbau mit Aluminiumlegierungen

Im modernen Karosseriebau der Automobilindustrie ist der Einsatz von Aluminiumlegierungen bereits erfolgreich umgesetzt. Die Space Frame-Technologie des Automobilherstellers AUDI verdeutlicht, dass es möglich ist, nahezu die gesamte Rohkarosserie aus Aluminium herzustellen. Am Beispiel des Modells A8 konnte die Masse der Karosserie durch eine Kombination aus Aluminiumblechwerkstoffen zu 71%, Aluminiumgussbauteilen zu 15% und Aluminiumprofilen zu 14% um insgesamt 40% gesenkt werden [13]. Neben der Verwendung verschiedener Halbzeuge werden im industriellen Umfeld überwiegend die Legierungssysteme der 5.000er- und der 6.000er-Serie eingesetzt. Die naturharten Legierungen der 5.000er-Serie werden in erster Linie für Strukturbauteile verwendet und zeichnen sich durch eine gute Umformbarkeit sowie ein hohes Energieabsorptionsvermögen aus, während sich ein Nachteil aufgrund der Entstehung von sichtbaren Fließfiguren während des Umformprozesses ergibt [14]. Die ausscheidungshärtbaren Legierungen der 6.000er-Serie werden vor allem für Bauteile der Außenhaut verwendet. Die Vorteile bestehen in der gleichmäßigen Oberflächenqualität nach der Umformung sowie in der Möglichkeit, durch eine moderate Wärmebehandlung bei Temperaturen von 170 °C bis 205 °C für eine Dauer von 20 bis 30 Minuten eine signifikante Festigkeitssteigerung nach der Umformung zu erzielen [14].

Möglichkeiten zur Festigkeitssteigerung

Um die Festigkeit von Aluminiumlegierungen positiv zu beeinflussen und somit das Leichtbaupotential zu heben, gibt es grundsätzlich drei mögliche Vorgehensweisen. Zum einen kann durch die bereits genannte Wärmebehandlung eine Festigkeitssteigerung bei ausscheidungshärtbaren Legierungen erzielt werden [15]. Zum anderen ist es möglich, durch bestimmte Legierungselemente und deren Zusammensetzung, das Festigkeitsniveau zu

beeinflussen. Für hochfeste Legierungen werden Zink und Kupfer, für mittelfeste Legierungen hingegen werden Mangan, Magnesium und Silizium als Hauptlegierungselemente beigefügt, um durch Mischkristallverfestigung beziehungsweise durch Teilchenhärtung eine Festigkeitssteigerung zu erzielen [16]. Eine weitere Möglichkeit ist die mechanische Bearbeitung von Halbzeugen, um Eigenschaften, wie beispielsweise die Mikrostruktur und die Festigkeit zu verändern.

Verfahren, die eine signifikante Festigkeitssteigerung durch Umformung bewirken, werden unter dem Begriff Severe Plastic Deformation (SPD) zusammengefasst, welcher erstmals im Jahr 1992 eingeführt wurde [8]. Die charakteristischen Merkmale aller unter dem Begriff SPD zusammengefassten Prozesse sind die Einbringung hoher Umformgrade in das Werkstück durch einen hohen hydrostatischen Druck und gegebenenfalls eine überlagerte Scherdeformation ohne signifikante Änderung der Halbzeuggeometrie [17]. Ein wesentlicher Mechanismus der Festigkeitssteigerung ist die Bildung einer ultrafeinkörnigen (UFG) Mikrostruktur. UFG-Werkstoffe sind definiert als Polykristalle, deren durchschnittliche Korngröße kleiner als $1\ \mu\text{m}$ ist und welche einen hohen Anteil an Großwinkelkorngrenzen aufweisen [18]. Der Zusammenhang des Festigkeitsanstiegs mit einer abnehmenden Korngröße kann anhand der Hall-Petch-Beziehung beschrieben werden, welche gleichermaßen durch Hall [19] und Petch [20] definiert wurde. Die Grundlagen in Bezug auf die Auswirkung hoher hydrostatischer Drücke mit überlagerter Scherdeformation auf die resultierenden Werkstoffeigenschaften wurden bereits im Jahr 1935 durch die Untersuchungen von Bridgman geschaffen [21]. Zu den wichtigsten Prozessen zählen die Verfahren Equal Channel Angular Pressing (ECAP), High Pressure Torsion (HPT) und der für diese Arbeit relevante kumulative Walzplattierprozess, auch Accumulative Roll Bonding (ARB) genannt, die im Folgenden vorgestellt werden.

Der ECAP-Prozess, auch Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) genannt, wurde in den 1970er Jahren entwickelt und erstmals von Segal vorgestellt [22]. Im Prozess wird ein Werkstück, das einen rechteckigen oder einen kreisförmigen Querschnitt haben kann, mit Hilfe eines Stößels durch eine abgewinkelte Werkzeugkavität gepresst [23]. Der Winkel kann bis zu 90° betragen, wodurch eine hohe Scherdeformation im Halbzeug realisiert wird. Da der Querschnitt der Kavität im Einlauf- sowie im Auslaufbereich gleich ist, bleibt die Geometrie des Werkstücks weitestgehend unverändert. Durch mehrmalige Wiederholung des Vorgangs können die realisierten Dehnungen akkumuliert werden. Im Gegensatz zum Großteil der wis-

senschaftlichen Untersuchungen, bei welchen ECAP auf Vollmaterial angewendet wird, gibt es auch Ansätze zur Anwendung des Prinzips auf flächige Halbzeuge. Suh et al. [24] haben ein Werkzeug mit einer Kavität, die einen Winkel von 130° aufweist, zur Verarbeitung von Blechen mit quadratischen Abmessungen und einer Kantenlänge von 200 mm sowie einer Blechdicke von 1,8 mm entwickelt. Die experimentellen Versuche an der Magnesiumlegierung AZ31 bei Temperaturen von 175°C bis 225°C wurden ausschließlich mit einer einmaligen Wiederholung des ECAP-Prozesses durchgeführt. Eine Verringerung der Korngröße von $15,4\ \mu\text{m}$ auf etwa $10\ \mu\text{m}$ bestätigt jedoch nicht die Realisierbarkeit eines ultrafeinkörnigen Gefüges [25].

Beim HPT-Prozess hat das Werkstück die Form einer kreisrunden Scheibe. Die Platine wird in einem Gesenk platziert und mit Hilfe eines Stempels wird zunächst ein Druck von mehreren Gigapascal aufgebracht [26]. Im weiteren Prozessverlauf rotiert das Gesenk um die eigene Achse, um dem hohen hydrostatischen Druck zusätzlich eine Torsionsbeanspruchung des Werkstücks zu überlagern. Die Abmessungen der Halbzeuge, die im HPT-Prozess eingesetzt werden, sind mit einem Durchmesser der Platine von bis zu 10 mm und einer Höhe von bis zu 1 mm stark begrenzt [26].

Da die Größe der Werkstücke sowohl im ECAP-, als auch im HPT-Prozess für die Herstellung flächiger Halbzeuge für industrielle Umformprozesse zu gering ist und die Ausbringung aufgrund des diskontinuierlichen Charakters beschränkt ist, gibt es Weiterentwicklungen, um diese Aspekte zu verbessern. Utsunomiya et al. [27] haben im Jahr 2001 den sogenannten Conshearing-Prozess vorgestellt. Das Werkzeug besteht aus einer zentralen Walze und insgesamt vier Führungswalzen, über welche ein Blechhalbzeug um die mittige Walze geleitet wird. Im Auslaufbereich des Walzgerüsts ist, in Anlehnung an den ECAP-Prozess, ein Werkzeug mit einem abgewinkelten Kanal verbaut, durch den das Werkstück geführt wird. Mit diesem Aufbau wird eine kontinuierliche Bearbeitung flächiger Halbzeuge ermöglicht. Die Untersuchungen an kommerziellem Reinaluminium bestätigen eine Steigerung der Zugfestigkeit von circa 80 MPa auf etwa 125 MPa nach vier Walzzyklen [27]. Lee et al. [28] haben in 2002 den sogenannten Continuous Confined Strip Shearing (C2S2) Prozess als neues Verfahren vorgestellt. Über ein Duo-Walzgerüst wird das Blechhalbzeug mit den Abmessungen von $1.000 \times 20 \times 1,55\ \text{mm}^3$ in ein Werkzeug im Auslaufbereich geführt, welches über eine abgewinkelte Kavität verfügt. Untersuchungen an der Aluminiumlegierung AA1050 bestätigen eine signifikante Zunahme der Härte sowie die Bildung eines ultrafeinkörnigen Gefüges [28]. Ein Verfahren, welches die kontinuierliche Bearbeitung flächiger Halbzeuge auf

konventionellen Walzgerüsten ohne zusätzliche Werkzeuge ermöglicht, ist der kumulative Walzplattierprozess, auch Accumulative Roll Bonding (ARB) genannt, der im folgenden Abschnitt vorgestellt wird.

2.2 Halbzeugherstellung durch kumulatives Walzplattieren

In diesem Teil werden die zentralen Prozessschritte zur Herstellung ultrafeinkörniger Halbzeuge durch kumulatives Walzplattieren erläutert. Des Weiteren werden die Besonderheiten bezüglich der Werkstoffeigenschaften dargelegt und die wesentlichen Prozesseinflussgrößen sowie deren Auswirkungen auf die Eigenschaften der Halbzeuge zusammengefasst.

2.2.1 Prozessbeschreibung

Der ARB-Prozess wurde erstmals im Jahr 1998 von Saito et al. [9] vorgestellt. Die Prozesskette beginnt mit der Oberflächenbehandlung von zwei Blechplatinen. Anschließend werden diese Platinen aufeinander gestapelt, um im dritten Schritt in einem konventionellen Walzgerüst bei einer hohen Stichabnahme verbunden zu werden. Abschließend wird das hergestellte Halbzeug mit Hilfe einer Beschnittoperation in zwei gleich große Platinen geteilt, sodass die Prozessfolge mehrfach wiederholt werden kann. Die Oberflächenbehandlung erfolgt in der Regel durch Drahtbürsten und einer anschließenden Reinigung der Platine, um die Rauheit der Oberfläche zu erhöhen und die Dicke der Oxidschicht zu reduzieren [29]. Das Stapeln der Platinen erfolgt so, dass die bearbeiteten Oberflächen zueinander ausgerichtet werden. Die Stichabnahme im folgenden Walzprozess muss dementsprechend gewählt werden, dass sich die Blechhalbzeuge verbinden. Untersuchungen an einer Aluminiumlegierung AA1100 haben gezeigt, dass eine bezogene Stichabnahme von etwa 30% erforderlich ist, um eine Bindung zwischen den Blechhalbzeugen herstellen zu können, wobei die Bindungsfestigkeit mit zunehmender Stichabnahme ansteigt [30]. Um die Blechdicke der Halbzeuge über mehrere Wiederholungen des ARB-Prozesses konstant zu halten, muss eine bezogene Stichabnahme von 50% realisiert werden. Somit handelt es sich beim ARB-Prozess sowohl um einen Umformprozess, als auch um einen Fügeprozess [31].

Die für den ARB-Prozess und die resultierende Bindung zwischen den verarbeiteten Blechplatinen wichtige Kenngröße ist die bezogene Stichabnahme ε_h , die in Gleichung (2) definiert ist. Dieser Kennwert bezieht die Dickenreduktion auf die Ausgangshöhe des Blechstapels h_0 [32]. Beim

Flachlängswalzen tritt der maximale Umformgrad φ_h in Blechdickenrichtung auf (siehe Gleichung (3)). Unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes und somit einer vernachlässigbar kleinen Breitung des Walzgutes im Walzprozess kann die plastische Formänderung anhand des von Mises Fließkriteriums gemäß Gleichung (4) bestimmt werden [33]. Bei einer bezogenen Stichabnahme von 50% beträgt dieser Wert näherungsweise $-0,8$ je ARB Walzzyklus N , wie in Formel (5) verdeutlicht.

$$\varepsilon_h = \frac{h_0 - h_1}{h_0} * 100\% \quad (2)$$

$$\varphi_h = \ln \frac{h_1}{h_0} \quad (3)$$

$$\varphi_V = \frac{2}{\sqrt{3}} * \ln \frac{h_1}{h_0} \quad (4)$$

$$\varphi_{V,50\%} = \frac{2}{\sqrt{3}} * \ln \frac{1}{2} \approx -0,8 * N \quad (5)$$

Durch mehrmalige Wiederholung der ARB-Prozessfolge nimmt die Anzahl der Schichten S des mehrlagigen Blechhalbzeugs gemäß Gleichung (6) mit N Zyklen zu. Die Schichtdicke s_S der einzelnen diskreten Lagen ergibt sich aus dem Quotienten der Gesamtblechdicke s und der Schichtanzahl gemäß Gleichung (7). [31]

$$S = 2^N \quad (6)$$

$$s_S = \frac{s}{2^N} \quad (7)$$

2.2.2 Eigenschaften mehrlagiger Blechhalbzeuge

Zur umfassenden Beschreibung der Eigenschaften mehrlagiger, hochfester Halbzeuge sind die Mikrostruktur, die mechanischen Eigenschaften sowie die Bindungsfestigkeit der Blechlagen zu untersuchen. In diesem Kapitel werden die zugrundeliegenden Mechanismen für die Veränderung der Werkstoffeigenschaften infolge hoher plastischer Formänderung dargestellt. Weiterhin werden die Erkenntnisse vorhergehender Untersuchungen für mehrlagige Aluminiumlegierungen aufgezeigt.

Mikrostruktur

Die hohe plastische Formänderung, die im ARB-Prozess durch mehrmalige Wiederholung der Prozessfolge erzielt werden kann, führt zur einer Verfeinerung der Mikrostruktur und zur Bildung von Körnern mit Korngrößen, die einen Durchmesser von kleiner als $1\ \mu\text{m}$ aufweisen. Dieser Effekt ist auf eine verformungsinduzierte Versetzungsbewegung in der Kaltumformung zurückzuführen. Versetzungen, die zunächst innerhalb der Körner beliebig verteilt vorliegen, werden neu angeordnet und orientieren sich mit zunehmender Formänderung zu Zellstrukturen um [34]. Die Fehlorientierung dieser Zellstrukturen nimmt zu, sodass es zu einer Rotation und Neuausrichtung von Subkörnern kommt [18]. Es entstehen Subkörner mit einem signifikant reduzierten Durchmesser [35]. Die resultierende Mikrostruktur ist durch Großwinkelkorngrenzen geprägt, deren Anteil in einem UFG-Gefüge wesentlich höher ist, als im Ausgangswerkstoff [36]. Im ARB-Prozess und bei einer hohen plastischen Formänderung entsteht zusätzlich eine lamellare Mikrostruktur, bei welcher die Großwinkelkorngrenzen entlang der Walzrichtung orientiert sind [37].

Die beschriebene Veränderung der Mikrostruktur im ARB-Prozess kann durch konventionelles Kaltwalzen bei hohen Umformgraden gleichermaßen erzielt werden, wie Untersuchungen von Liu et al. [38] unter Verwendung der Aluminiumlegierung AA1200 zeigen. Eine Gegenüberstellung der Abstände zwischen den lamellaren Korngrenzen von Huang et al. [37] verdeutlicht jedoch, dass die Mikrostrukturentwicklung im ARB-Prozess bei ähnlichen Vergleichsumformgraden schneller stattfindet, was in kleineren Abständen zueinander resultiert. Als Grund für diese Erkenntnis werden die überlagerten Scherdehnungen beschrieben, die im ARB-Prozess, der in der Regel ohne Schmierstoff durchgeführt wird, vorherrschen [37]. Durch Untersuchungen von Lee et al. [39] wurde eine Quantifizierung der Scherdehnungen über die Blechdicke ermöglicht, indem ein kleiner Pin in das Halbzeug eingearbeitet wurde, dessen Deformation nach dem Walzprozess analysiert werden konnte. Nach einem ARB-Zyklus entsteht eine parabelförmige Verteilung der Scherung über die Blechdicke des zweilagigen Halbzeugs, mit den maximalen Dehnungen an den Oberflächen und dem Minimum in der Blechmitte. Mit einer zunehmenden Anzahl an ARB-Zyklen werden die Dehnungen akkumuliert und es kommt zu einer Homogenisierung der Dehnungsverteilung über die Blechdicke, hervorgerufen durch das wiederholte Stapeln der gewalzten Halbzeuge.

Durch Untersuchungen von Gashti et al. [40] an der Aluminiumlegierung AA1050 wird die Entwicklung eines UFG-Gefüges nachgewiesen. Der Ausgangswerkstoff hat eine mittlere Korngröße von $34,8 \mu\text{m}$. Nach insgesamt neun ARB-Zyklen beträgt dieser Wert lediglich 270 nm bei einer gleichzeitigen Streckung der Körner in Walzrichtung. Zusätzlich wurde über einen empirischen Ansatz die Zunahme der Versetzungsdichte von $7 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ im Ausgangswerkstoff auf $14 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ nach neun ARB-Zyklen berechnet. Von Lee et al. [41] wurde die Mikrostrukturentwicklung für die Aluminiumlegierung AA6061 untersucht. Basierend auf einem initialen durchschnittlichen Korndurchmesser von $25 \mu\text{m}$ wird mit einer zunehmenden Anzahl an Walzzyklen eine kontinuierliche Verringerung der Korngröße bis auf 310 nm nach acht ARB-Zyklen ermittelt. Des Weiteren wird mit Hilfe der Transmissionselektronenmikroskopie die Entwicklung einer lamellaren Mikrostruktur mit einem hohen Anteil an Großwinkelkorngrenzen für diese ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierung nachgewiesen.

Mechanische Werkstoffkennwerte

Ergänzend zur Veränderung der Mikrostruktur werden durch kumulatives Walzplattieren die mechanischen Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Anzahl der Walzzyklen beeinflusst. Für kommerzielles Reinaluminium AA1050 wurde von Ruppert et al. [42] der Einfluss verschiedener Walzzyklen auf die Festigkeit und Duktilität untersucht. Der ARB-Prozess wurde bei Raumtemperatur durchgeführt und die Kennwerte wurden im einachsigen Zugversuch mit einer Dehnrates von $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ermittelt. Im Ausgangszustand F hat der Werkstoff eine Streckgrenze von etwa $R_{p0,2} = 104 \text{ MPa}$ und eine Zugfestigkeit von circa $R_m = 110 \text{ MPa}$. Die Gleichmaßdehnung beträgt etwa $A_g = 2,5\%$ und die Bruchdehnung circa $A_5 = 17\%$. Nach dem ersten Walzschrift ist die Veränderung der mechanischen Eigenschaften am stärksten ausgeprägt. Die Streckgrenze und die Zugfestigkeit steigen auf circa $R_{p0,2} = 135 \text{ MPa}$ respektive $R_m = 160 \text{ MPa}$ an, während die Gleichmaßdehnung und die Bruchdehnung auf etwa $A_g = 1,6\%$ sowie $A_5 = 11\%$ reduziert werden. Mit einer zunehmenden Anzahl an Walzzyklen steigt die Festigkeit kontinuierlich, aber mit abnehmender Differenz an, sodass nach acht Zyklen eine Streckgrenze von etwa $R_{p0,2} = 160 \text{ MPa}$ und eine Zugfestigkeit von circa $R_m = 190 \text{ MPa}$ ermittelt wurden. Während die Gleichmaßdehnung mit zunehmenden Walzzyklen auf einem konstant niedrigen Niveau bleibt, steigt die Bruchdehnung wieder leicht auf etwa $A_5 = 15\%$ nach acht ARB-Zyklen an. Durch die Untersuchungen von Gashti et al. [40] und Su et al. [43] an der gleichen Aluminiumlegierung AA1050 werden die beschriebenen Mechanismen einer zunehmenden Festigkeit, deren Veränderung mit steigender Anzahl an ARB-Zyklen kleiner wird, sowie einer nach

dem ersten Zyklus konstant niedrigen Gleichmaßdehnung bestätigt. Gashti et al. [40] zeigen außerdem, dass die Bruchdehnung nach dem ersten Walzzyklus von etwa $A = 27\%$ auf circa $A = 7\%$ stark verringert wird, mit zunehmender Wiederholung des ARB-Prozesses aber wieder leicht ansteigt. Nach neun Zyklen wird beispielsweise eine Bruchdehnung von etwa $A = 9\%$ gemessen.

Die beschriebenen Mechanismen einer ansteigenden Festigkeit bei abnehmender Duktilität mit einer Zunahme der Walzzyklen konnte ebenfalls für technisch relevante Aluminiumlegierungen der 5.000er-, 6.000er- sowie 7.000er-Serie nachgewiesen werden. Für die naturharte Legierung AA5083 wurde durch Toroghinejad et al. [44] der Einfluss verschiedener Walzzyklen auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Der Walzprozess wurde bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Dehnrates im einachsigen Zugversuch hat $1,67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ betragen. Die Zugfestigkeit steigt von $R_m = 338 \text{ MPa}$ im Ausgangszustand auf $R_m = 422 \text{ MPa}$ nach einem Walzzyklus und dann weiter auf $R_m = 560 \text{ MPa}$ nach sechs Zyklen an. Gleichzeitig sinkt die Bruchdehnung von $A = 24,3\%$ im Ausgangszustand auf $A = 10,4\%$ nach einem Walzzyklus und dann weiter auf etwa $A = 5\%$ nach sechs ARB-Zyklen. Durch Ruppert et al. [45] wurde der Einfluss kumulativen Walzplattierens auf die mechanischen Eigenschaften der höherfesten Aluminiumlegierungen AA7020 und AA7075 untersucht. Die Platinen wurden vor dem Walzprozess für 2,5 Minuten erwärmt und anschließend in einem Kaltwalzgerüst verarbeitet. Die Legierung AA7075 weist nach vier ARB-Zyklen und einer Erwärmung auf 280 °C eine Zugfestigkeit von $R_m = 720 \text{ MPa}$ bei einer Gleichmaßdehnung von circa $A_g = 1\%$ auf. Der Referenzwerkstoff verfügt im warmausgelagerten Zustand T6 über eine Zugfestigkeit von etwa $R_m = 600 \text{ MPa}$ bei einer Gleichmaßdehnung von ungefähr $A_g = 9\%$.

Erste Untersuchungen mit ausscheidungshärtbaren Legierungen der 6.000er-Serie wurden von Lee et al. [41] unter Verwendung der Aluminiumlegierung AA6061 durchgeführt. Der ARB-Prozess erfolgte durch Kaltwalzen und die Charakterisierung im einachsigen Zugversuch bei einer initialen Dehnrates von $8,3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Die Zugfestigkeit im Ausgangszustand T4 von etwa $R_m = 120 \text{ MPa}$ kann nach acht ARB-Zyklen auf einen Wert von $R_m = 363 \text{ MPa}$ gesteigert werden. Gleichzeitig wird die Bruchdehnung von circa $A = 30\%$ auf $A = 5\%$ reduziert. Der inkrementelle Anstieg der Festigkeit je Zyklus nimmt, wie bei den anderen Legierungssystemen, mit zunehmenden ARB-Zyklen ab. Jedoch ist die Festigkeitszunahme bis zum vierten Walzzyklus annähernd linear und erst danach flacht die Kurve stärker ab. Die Bruchdehnung sinkt vom ersten bis zum achten ARB-Zyklus weiter ab.

Eine Erhöhung der Bruchdehnung nach mehreren Zyklen, wie bei der Legierung AA1050 ermittelt, ist nicht erkennbar. Durch weitere Untersuchungen an der Aluminiumlegierung AA6016 wird anhand der Streckgrenze aufgezeigt, dass die Festigkeitszunahme bis zum vierten ARB-Zyklus signifikant ist [46]. Vom vierten bis zum achten Zyklus bleibt die Streckgrenze auf einem konstanten Niveau von etwa $R_{p0,2} = 250$ MPa, bei einem leichten Anstieg der Zugfestigkeit in diesem Bereich. Die Bruchdehnung zeigt bei diesen Experimenten ein Minimum nach zwei ARB-Zyklen mit einem Wert von etwa $A = 2\%$ und steigt auf circa $A = 5\%$ nach acht Walzzyklen an. Diese Versuche wurden jedoch mit einer Erwärmung der Halbzeuge auf 230 °C für 4 Minuten vor jedem Walzstich durchgeführt. Weiterhin wurde die Legierung AA6014 hinsichtlich der Veränderung der mechanischen Eigenschaften im kumulativen Walzplattierprozess untersucht [47]. Vor dem ersten Walzdurchgang werden die Halbzeuge bei 520 °C für eine Stunde lösungsgeglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Der Walzprozess findet bei Raumtemperatur statt. Die Werkstoffcharakterisierung im einachsigen Zugversuch erfolgt bei einer Dehnrates von $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Die Streckgrenze steigt von einem Wert von circa $R_{p0,2} = 135$ MPa im Ausgangszustand T4 auf etwa $R_{p0,2} = 420$ MPa nach acht ARB-Zyklen an, wobei der inkrementelle Festigkeitsanstieg mit zunehmender Anzahl an Walzzyklen abnimmt. Die Zugfestigkeit hingegen zeigt einen annähernd linearen Anstieg von $R_m = 250$ MPa im T4-Zustand auf circa $R_m = 477$ MPa nach acht Wiederholungen der ARB-Prozesskette. Bezüglich der Duktilität nimmt die Gleichmaßdehnung von einem Referenzwert von etwa $A_g = 19\%$ signifikant auf circa $A_g = 2\%$ ab. Dieser Wert steigt wieder leicht auf etwa $A_g = 2,8\%$ nach acht ARB-Zyklen an. Die Bruchdehnung beträgt im Ausgangszustand etwa $A = 28\%$. Nach allen untersuchten ARB-Zyklen beträgt dieser Wert circa $A = 5\%$.

Bindungsfestigkeit

Da es sich beim kumulativen Walzplattieren sowohl um einen Walz- als auch um einen Fügeprozess handelt, bei welchem zwei Blechhalbzeuge miteinander verbunden werden, spielt die Beschreibung der Bindungsmechanismen eine zentrale Rolle. Des Weiteren ist im Kontext der Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften neben der Bestimmung der mechanischen Werkstoffgrößen, wie auch bei konventionellen Blechhalbzeugen, die Ermittlung der Festigkeit der resultierenden Bindung ein weiterer Aspekt, der für mehrlagige Blechhalbzeuge zu berücksichtigen ist. Bei einer geringen Bindungsfestigkeit besteht bei Umformprozessen die Gefahr der Delamination des Halbzeugs. Durch eine erhöhte Festigkeit der Bindung kann dieser Effekt verhindert werden, wie durch Merklein und Herrmann

in [48] am Beispiel eines Biegeprozesses gezeigt. Der Mechanismus der Bindungsentstehung im kumulativen Walzplattierprozess ist ein Kaltverschweißen der beiden Blechhalbzeuge [49]. Im Prozess des konventionellen Walzplattierens wird die Bindung auf die gleiche Weise erzielt [50].

Zur Beschreibung der Charakteristika von Kaltverschweißprozessen, wie es beim kumulativen Walzplattieren der Fall ist, gibt es mehrere Erklärungsansätze, wie beispielsweise die Filmtheorie [51] und die Theorie der Energiebarriere [52]. Gemäß der Filmtheorie entsteht die Schweißverbindung durch direkten Kontakt reiner metallischer Oberflächen, die jedoch in der Regel durch Oberflächenschichten, wie beispielsweise Oxide und andere Fremdstoffe überdeckt werden [51]. Experimentelle Untersuchungen durch Conrad und Rice [53] unter Vakuum bestätigen die Filmtheorie. Die Bindungsfestigkeit von, in hochreinem Vakuum, aufgebrochenen Oberflächen zeigt eine annähernd direkte Proportionalität zur aufgebrachten Last, was impliziert, dass sich die gesamte Oberfläche, die bedingt durch das Vakuum frei von Kontamination ist, verbunden hat.

Auf Grundlage der Filmtheorie wurde von Bay [54] im Jahr 1983 ein theoretisches Modell zur Beschreibung der Bindungsfestigkeit in Walzplattierprozessen für Aluminium bei Raumtemperatur vorgestellt. Es wird angenommen, dass die Oberfläche aus einer Oxidschicht besteht, die einen Teil ψ bedeckt. Weiterhin existiert auf dem Grundmaterial teilweise eine spröde und durch die Oberflächenvorbehandlung kaltverfestigte Aluminiumschicht. Im Walzprozess von zwei Aluminiumhalbzeugen werden gemäß der Filmtheorie drei Kontakttypen unterschieden. Sowohl der Kontakt zwischen der kaltverfestigten Aluminium- und der Oxidschicht, als auch gleichartige Kombinationen beider Schichten sind möglich. Der theoretische Ansatz zur Beschreibung der Bindungsfestigkeit ist in Gleichung (8) dargestellt.

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_0} = (1 - \psi^2) * R_f * \frac{\sigma_n - p_{ex}}{\sigma_0} + \psi^2 * \frac{R_f - R'}{1 - R'} * \frac{\sigma_n}{\sigma_0} \quad (8)$$

Der Ausdruck σ_b repräsentiert die resultierende Bindungsfestigkeit, während σ_0 die Festigkeit des Grundwerkstoffes und σ_n die Kontaktnormalspannung darstellt. Der Druck, der benötigt wird, um den Grundwerkstoff durch die Risse der Oberflächenschichten zu extrudieren, wird als p_{ex} bezeichnet. R' stellt die geringste Stichabnahme dar, bei welcher eine Bindung entsteht und R_f repräsentiert die tatsächliche Stichabnahme im Walzprozess. Ein Abgleich des Modells mit experimentellen Ergebnissen durch Bay [54] zeigt keine vollkommene Übereinstimmung. Die allgemeine

Tendenz der Ergebnisse kann jedoch durch den theoretischen Ansatz abgebildet werden. Durch Zhang und Bay [55] wurde im Jahr 1996 eine Erweiterung formuliert, die diverse Oberflächenbehandlungen und die Kombination verschiedener Grundwerkstoffe berücksichtigt.

Die experimentelle Ermittlung der Bindungsfestigkeit mehrlagiger, im kumulativen Walzplattierprozess hergestellter Blechhalbzeuge ist nicht standardisiert, wie es beispielsweise für den einachsigen Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1:2017-02 [56] zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte von flächigen Halbzeugen der Fall ist. Vielmehr existieren in der Literatur verschiedene Prüfverfahren, die im Folgenden vorgestellt werden. Der T-Schälversuch nach DIN EN ISO 11339:2010-06 [57] ist ursprünglich ein Verfahren zur Prüfung von Klebstoffen, im Speziellen von geklebten Verbindungen aus flexiblen Füge-teilen. Als charakteristischer Kennwert wird die Schäl-festigkeit in Newton je 100 mm Probenbreite berechnet. Jamaati et al. [30] haben diesen Versuch verwendet, um die Schäl-festigkeit einer mehrlagigen Legierung AA1100 zu untersuchen. Die nicht verbundenen Enden einer mehrlagigen rechteckigen Probe werden um jeweils 90° nach außen gebogen und die T-förmige Probe wird anschließend in einer Universalprüfmaschine mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 20 mm/min getrennt. Bei einer bezogenen Stichabnahme von 50%, einer Ausgangsblechdicke von 1,0 mm und einer Walzgeschwindigkeit von 2 m/min wurde eine Schäl-festigkeit von circa 800 N/100mm ermittelt. Der T-Schälversuch wurde auch von Ruppert et al. [42] und von Soltani et al. [58] zur Ermittlung der Bindungsfestigkeit von mehrlagigen Aluminiumlegierungen verwendet. Ein weiterer Charakterisierungsversuch ist der einfache Schälversuch [59]. Im Gegensatz zum T-Schälversuch werden die geöffneten Enden der Proben nicht um 90°, sondern um 180° gebogen. Die Versuchsdurchführung und Auswertung erfolgt in gleicher Weise wie beim T-Schälversuch. Eizadjou et al. [59] haben für eine zweilagige Aluminiumlegierung AA1100, welche bei Raumtemperatur mit einer Stichabnahme von 45% gewalzt wurde, eine Schäl-festigkeit von circa 2.500 N/100mm ermittelt.

Neben den vorgestellten Schälversuchen gibt es weitere Prüfmetho-den zur Ermittlung der maximalen Spannungen, welche die erzeugte Bindung ertragen kann. Hier kann zwischen einer Kraffeinleitung normal und tangential zur Bindungsebene unterschieden werden. Der sogenannte Tensile Bond Strength Test (TBST) ist ein Prüfverfahren zur Ermittlung der maximalen Spannung unter Zugbelastung normal zur Blechebene, bei welcher die Bindung versagt [60]. Die kreisförmigen Proben mit einem Durchmes-

ser von 15 mm werden mittels eines Zweikomponentenklebstoffes auf Aluminiumstäbe geklebt und in einer Universalprüfmaschine mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 0,2 mm/min auf Zug belastet. Mit Hilfe dieses Verfahrens wurden mehrlagige Blechwerkstoffe der Legierungen AA1200 und AA3103 untersucht. Der Klebstoff stellt einen limitierenden Faktor dar, sodass Zugfestigkeiten der Bindung bis etwa 40 MPa ermittelt werden konnten. Bei höheren Bindungsfestigkeiten versagt der Klebstoff zuerst, wodurch Bleche, die bei einer Stichabnahme von 50% hergestellt wurden, nicht mehr charakterisiert werden können. Ein vergleichbarer Versuchsaufbau wird von Stolbchenko et al. [61] verwendet, um die Bindungsfestigkeit eines Aluminium-Stahl-Werkstoffverbundes, der im Zwei-Rollen-Gießwalzen hergestellt wurde zu charakterisieren. Durch die Aushärtung des Klebstoffes in einem Ofen wird eine Haftfestigkeit von bis zu 100 MPa erreicht. Somit wird die Charakterisierung höherer Bindungsfestigkeiten ermöglicht.

Die experimentelle Bestimmung der Bindungsfestigkeit unter tangentialer Krafteinleitung zur Bindungsebene kann mit Hilfe eines Scherversuches erfolgen, wie im Jahr 1959 durch Vaidyanath et al. [62] erstmals vorgestellt. In eine rechteckige Probe wird von beiden Seiten her eine Nut eingebracht. Der Abstand der Nuten zueinander definiert den Scherbereich der Probe. Die Versuchsdurchführung erfolgte in einer Universalprüfmaschine ohne zusätzliches Werkzeug. Die Möglichkeit der Zugüberlagerung durch Torsion der Scherzone wurde durch eine Variation der Nutabstände in Abhängigkeit der Bindungsfestigkeit vermieden. Das Prüfkonzept wurde durch Zhang und Bay [63] um ein Spannkonzent mit Führungsplatten und Zentrierbolzen zur Einspannung der Prüflinge erweitert. Die Charakterisierung eines zweilagigen Aluminiumhalbzeuges ergab bei einer bezogenen Stichabnahme von 50% und einer vorherigen Oberflächenbehandlung durch Drahtbürsten eine Scherfestigkeit der Bindung von circa 50 MPa. Weiterhin wurde die Bindungsfestigkeit zweilagiger, plattierter Werkstoffe, bestehend aus einer 6.000er-Aluminiumlegierung und einem IF-Stahl mit Hilfe von Scherversuchen bestimmt [64]. Die Anwendung von Scherversuchen basiert in den genannten Literaturquellen ausschließlich auf zweilagigen Werkstoffen. Der Autor selbst hat im Jahr 2017 einen neuen Versuchsaufbau für Scherversuche vorgestellt [65]. Mit diesem Prüfkonzept können mehrlagige, durch kumulatives Walzplattieren hergestellte Werkstoffe hinsichtlich der Bindungsfestigkeit charakterisiert werden. Für eine 16-lagige Legierung AA6014 wurde eine Scherfestigkeit der mittleren Bindelage von etwa 60 MPa ermittelt. Der Einsatz optischer Messtechnik

ermöglicht zusätzlich die Erfassung der lokalen Dehnungsverteilung in Blechdickenrichtung während der Versuchsdurchführung.

Neben den vorgestellten Versuchen zur Bestimmung quantitativer Größen, wie der Schälfestigkeit und der maximalen Spannungen, gibt es weitere Prüfverfahren zur qualitativen Ermittlung der Qualität der Bindung. Ein Beispiel ist der Hin- und Herbiegeversuch nach DIN EN ISO 7799:2000-07 [66]. Das Prüfverfahren wurde durch Buchner et al. [64] auf zweilagige Blechwerkstoffe adaptiert. Als Versagenskriterium dient entweder die Delamination der Werkstoffe oder ein Rissversagen. Die Anzahl der Biegungen bis zum Versagenseintritt stellt die qualitative Ergebnisgröße dar.

2.2.3 Einflussgrößen im Walzprozess

Im Kontext des kumulativen Walzplattierens wurden verschiedene Einflussgrößen und deren Auswirkungen auf die Eigenschaften der hergestellten Blechhalbzeuge untersucht. Hierbei handelt es sich nicht ausschließlich um Parameter des Walzschriffs, wie beispielsweise der Walzgeschwindigkeit, sondern auch um vorausgehende Maßnahmen in der Gesamtprozesskette.

Die Oberflächenbehandlung sowie eine Wärmebehandlung der Halbzeuge vor dem Walzprozess sind wichtige vorgelagerte Faktoren, welche die resultierenden Eigenschaften der Blechwerkstoffe beeinflussen. Untersuchungen durch Zhang und Bay [63] mit einer Aluminiumlegierung AA1050 haben gezeigt, dass vernickelte Oberflächen mit einer Schichtdicke von 5 μm bei geringen Stichabnahmen zu den höchsten Bindungsfestigkeiten führen, während bei hohen Stichabnahmen ab etwa 45% die beste Bindung durch das Drahtbürsten erzielt werden kann. Weitere Untersuchungen zur Oberflächenbehandlung durch Drahtbürsten zeigen, dass eine Reinigung der Oberfläche mit Aceton vor dem Bürsten zu besseren Bindungseigenschaften führt als eine Reinigung der Oberfläche nach dem Bürstprozess [29]. Da durch die Oberflächenbehandlung die Oxidschicht der Aluminiumlegierung zunächst abgetragen wird und sich direkt im Anschluss wieder beginnt neu zu bilden, hat der Zeitraum zwischen dem Bürst- und dem Walzprozess einen signifikanten Einfluss auf die Bindungsfestigkeit. Vaidyanath et al. [62] zeigen für eine Aluminiumlegierung bei einer Stichabnahme von 50%, dass innerhalb der ersten 20 Minuten die Bindungsfestigkeit mit zunehmender Dauer signifikant abnimmt und danach bis circa 300 Minuten auf einem konstanten Niveau bleibt. Ein weiterer Einflussfaktor auf die Bindungsfestigkeit ist eine Wärmebehandlung der Halbzeuge vor dem Walzprozess. Für eine Aluminiumlegierung AA1100

konnte nachgewiesen werden, dass eine Glühbehandlung bei einer Temperatur von 370 °C für eine Dauer von 2 Stunden zu einer höheren Schälffestigkeit führt. Im Vergleich zur Referenz ohne Wärmebehandlung mit einer Schälffestigkeit von etwa 950 N/100mm bei einer bezogenen Stichabnahme von 50% kann die Festigkeit der Bindung durch die Glühbehandlung auf circa 1.300 N/100mm gesteigert werden. Des Weiteren wurde der Einfluss einer Vorerwärmung von Platinen der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014 bei einer Temperatur von 210 °C für 2,5 Minuten vor jedem Zyklus im kumulativen Walzplattierprozess auf die mechanischen Eigenschaften untersucht [47]. Die Festigkeit wird reduziert mit einer Zugfestigkeit von etwa $R_m = 400$ MPa nach acht Walzzyklen im Vergleich zu einem Wert von circa $R_m = 477$ MPa bei der Prozessfolge ohne zusätzliche Erwärmung. Bezüglich der Duktilität sind bei der Gleichmaßdehnung nach acht Zyklen keine signifikanten Unterschiede zu erkennen, während die Bruchdehnung mit circa $A = 10\%$ bei den Versuchen mit Wärmebehandlung, im Vergleich zur Referenz mit etwa $A = 5\%$, höher ist.

Als wesentliche Einflussgrößen im Walzprozess können die Stichabnahme sowie die Walzgeschwindigkeit identifiziert werden. Die grundlegende Erkenntnis, dass eine zunehmende Stichabnahme zu einer höheren Bindungsfestigkeit führt, wurde bereits im Jahr 1959 durch Untersuchungen an verschiedenen Werkstoffen, wie beispielsweise Aluminium und Kupfer nachgewiesen [62]. Für die ausscheidungshärtbare Legierung AA6111 wurde dieser Zusammenhang sowohl für Walzversuche bei Raumtemperatur als auch mit vorgewärmten Platinen mit Temperaturen von bis zu 280 °C bestätigt [49]. Dennoch ist die Stichabnahme als Stellgröße zur Beeinflussung der Bindungsfestigkeit im kumulativen Walzplattierprozess nur bedingt geeignet, da Werte die von 50% abweichen, entweder in einer kontinuierlichen Ab- oder Zunahme der Blechdicke mehrlagiger Halbzeuge resultieren. Untersuchungen zum Einfluss der Walzgeschwindigkeit an einer Aluminiumlegierung AA1100 zeigen, dass eine niedrige Geschwindigkeit zu einer höheren Bindungsfestigkeit führt [30]. Insgesamt wurden drei Faktorstufen mit 2, 6 und 10 m/min analysiert. Während bei einer bezogenen Stichabnahme von 35% keine signifikanten Unterschiede bezüglich der Schälffestigkeit ermittelt werden konnten, nimmt die Differenz mit ansteigender Stichabnahme kontinuierlich zu. Bei 50% Höhenabnahme beträgt die Schälffestigkeit circa 600 N/100mm für 2 m/min und lediglich etwa 400 N/100mm für 10 m/min. Untersuchungen an der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6111 bestätigen diesen Zusammenhang zwischen geringer Walzgeschwindigkeit und hoher Bindungsfestigkeit [49].

Die Skalierung des Walzprozesses, insbesondere die Abmessungen der Halbzeuge sowie der eingesetzte Arbeitswalzendurchmesser sind weitere Einflussfaktoren, welche die resultierenden Werkstoffeigenschaften beeinflussen. Im Zuge der ersten wissenschaftlichen Untersuchungen zum kumulativen Walzplattieren wurde kommerzielles Reinaluminium AA1100 mit einer Länge von 300 mm, einer Breite von 20 mm und einer Dicke von 1 mm verwendet [9]. Der Durchmesser der Arbeitswalzen des eingesetzten Dou-Walzgerüsts hat 255 mm betragen. Diese Parameter bezüglich Halbzeugabmessungen und Arbeitswalzendurchmesser wurden für die ersten Untersuchungen an einer naturharten Legierung AA5083 [33] sowie an einer ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung AA6061 [41] übernommen. Durch Ruppert et al. [42] wurde die Skalierung anhand der Legierung AA1050 gezielt untersucht. Bei einer konstanten Blechdicke von 1 mm wurde die Breite auf drei Stufen mit 100 mm, 250 mm und 450 mm variiert. Die entsprechenden Arbeitswalzendurchmesser betragen 32 mm, 90 mm und 229 mm. Die Ergebnisse zeigen, dass alle drei Varianten zu vergleichbaren Ergebnissen hinsichtlich der resultierenden mechanischen Kennwerte führen [67]. Die Analyse der Bindungsfestigkeit führt zu dem Ergebnis, dass bei Blechbreiten von 100 mm und 250 mm vergleichbare Bindungsqualitäten erzeugt werden können. Bei der Herstellung mehrlagiger Halbzeuge mit einer Ausgangsbreite von 450 mm wurden bei ähnlichen Stichabnahmen deutlich schlechtere Bindungsfestigkeiten ermittelt. Für die Bleche mit einer Breite von 250 mm wird eine Bindelagenfestigkeit von etwa 3,8 N/mm bei einer Höhenabnahme von 49% gemessen, während die Bindungsfestigkeit bei 450 mm-Blechen lediglich circa 1,2 N/mm bei einer Stichabnahme von 50% beträgt.

2.3 Einsatz mehrlagiger Halbzeuge in formgebenden Prozessen

Neben der Herstellung mehrlagiger, hochfester Aluminiumhalbzeuge im kumulativen Walzplattierprozess und der experimentellen Bestimmung der charakteristischen Werkstoffeigenschaften ist die Bewertung der Umformeigenschaften sowie der Formgebungsgrenzen ein zentrales Forschungsgebiet. Im folgenden Abschnitt wird der Stand der Forschung zu den Umformverfahren Biegen, Tiefziehen sowie Streckziehen dargelegt. Des Weiteren wird das Konzept einer lokalen, kurzzeitigen Wärmebehandlung zur Realisierung prozessangepasster Halbzeuge und subsequent zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen dieser Platinen aufgezeigt.

2.3.1 Umformeigenschaften und Formgebungsgrenzen

Gemäß der Norm DIN 8580:2003-09 [68] können verschiedene Fertigungsverfahren unterteilt werden. In der Hauptgruppe Umformen lassen sich die Gruppen Zugdruckumformen mit dem Tiefziehen, Zugumformen mit dem Tiefen und Biegeumformen mit einem Zug-Druck-Spannungszustand in Blechdickenrichtung unterscheiden. Für diese Verfahren wurden bereits wissenschaftliche Erkenntnisse zur Anwendung mehrlagiger, im kumulativen Walzplattierprozess hergestellter Aluminiumhalbzeuge veröffentlicht.

Biegeumformen

Die Formgebungsgrenzen beim Biegen wurden durch Hausöl et al. [69] im Jahr 2012 im freien Biegeversuch analysiert. Der Versuchsaufbau besteht aus einer Matrize mit einer Öffnungsweite von $w = 6,2$ mm und Radien von $r_G = 2,0$ mm sowie aus einem Stempel mit einem Radius von $r_{St} = 1,2$ mm, der mit einer Geschwindigkeit von $v_{St} = 1,2$ mm/s verfährt. Nach der Norm DIN EN ISO 7438:2016-07 [70] kann der Biegewinkel α anhand der geometrischen Randbedingungen des Versuchsaufbaus sowie des Stempelwegs x_{St} gemäß Gleichung (9)

$$\sin \frac{\alpha}{2} = \frac{\left(\frac{w}{2} + r_G\right) * c + W * (x_{St} - c)}{\left(\frac{w}{2} + r_G\right)^2 + (x_{St} - c)^2} \quad (9)$$

mit

$$W = \sqrt{\left(\frac{w}{2} + r_G\right)^2 + (x_{St} - c)^2 - c^2} \quad (10)$$

und

$$c = r_G + s_0 + r_{St} \quad (11)$$

berechnet werden.

Die Untersuchungen wurden an der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6016 durchgeführt [69]. Der Ausgangszustand T4 wurde mit mehrlagigen Halbzeugen nach zwei, vier und acht Walzzyklen verglichen. Weiterhin wurde die Orientierung der Biegelinie senkrecht und parallel zur Walzrichtung analysiert. Während der konventionelle Werkstoff im Zustand T4 bis zu einem maximalen Biegewinkel von $\alpha = 80^\circ$ ohne Werkstoffversagen umgeformt werden kann, sind die Formgebungsgrenzen der mehrlagigen

Halbzeuge reduziert. Ist die Biegelinie senkrecht zur Walzrichtung orientiert, so nimmt der maximale Biegewinkel mit zunehmenden Walzzyklen kontinuierlich von etwa $\alpha = 59^\circ$ auf $\alpha = 36^\circ$ und schließlich circa $\alpha = 35^\circ$ ab. Bei einer Orientierung parallel zur Walzrichtung nimmt der maximale Biegewinkel auf etwa $\alpha = 50^\circ$ nach zwei und circa $\alpha = 36^\circ$ nach vier Walzzyklen ab, während nach acht ARB-Zyklen die Formgebungsgrenzen mit circa $\alpha = 51^\circ$ angegeben werden. Anhand dieser Untersuchungen zeigt sich, dass das Umformvermögen beim Biegen mehrlagiger Blechwerkstoffe im Vergleich zum konventionellen Werkstoff begrenzt ist. Eine Aussage zum Einfluss der Orientierung der Biegelinie zur Walzrichtung ist jedoch nicht eindeutig zu treffen.

Tiefen

Durch Topic et al. [71] wurden die Formgebungsgrenzen der mehrlagigen Aluminiumwerkstoffe AA1050 sowie AA6016 in einem Streckziehprozess untersucht. Als Versuchsaufbau wird ein hydraulischer Tiefungsversuch mit einem Matrizendurchmesser von 58 mm und einem -radius von 5 mm herangezogen. Die Werkstoffe werden nach zwei, vier, sechs und acht Walzzyklen analysiert und mit den konventionellen Ausgangswerkstoffen verglichen. Der Vergleich der maximal erreichbaren Domhöhe zeigt, dass für die Legierung AA1050 die Formgebungsgrenzen durch das kumulative Walzplattieren verbessert werden können. Im walzharten Ausgangszustand beträgt dieser Wert etwa 12,5 mm, während nach vier beziehungsweise sechs ARB-Zyklen ein Dom mit einer Höhe von circa 17,5 mm umgeformt werden kann. Lediglich nach acht Walzzyklen sinkt dieser Wert wieder auf circa 11 mm ab. Auch der Maximaldruck des Wirkmediums unterscheidet sich stark. Während beim konventionellen Werkstoff die Proben bei einem Druck von circa 42 bar versagen, beträgt der Maximaldruck bei allen mehrlagigen Prüflingen etwa 56 bar. Die Analyse der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6016 zeigt jedoch keine Erweiterung der Formgebungsgrenzen durch kumulatives Walzplattieren. Im Ausgangszustand T4 wird eine Domhöhe von circa 12,5 mm gemessen, während nach zwei respektive vier Walzzyklen lediglich etwa 8 mm erzielt werden können. Die Prüflinge, die sechs- beziehungsweise achtmal gewalzt werden, können nicht ausgewertet werden, da diese am Radius der Matrize und nicht wie üblich in der Kuppenmitte des Doms versagen.

Tiefziehen

Durch Tiefziehen wird ein ebener Blechzuschnitt zu einem Hohlkörper umgeformt. Gekennzeichnet ist das Verfahren durch eine mittelbare Krafteinleitung vom Stempel auf den Ziehteilboden und der Übertragung

über die Zarge in den Flansch, welcher die Umformzone mit tangentialen Druck- und radialen Zugspannungen bildet [72]. Das Grenzziehverhältnis β_{omax} ist eine Kenngröße zur Beschreibung der Formgebungsgrenzen in Tiefziehprozessen und ist definiert als der größte, auf den Stempeldurchmesser bezogene Rondendurchmesser, der noch versagensfrei umgeformt werden kann [73]. Ein Verfahren zur Ermittlung des Grenzziehverhältnisses mit geringem experimentellen Aufwand ist die Methode nach Schmidt-Kapfenberg [74]. Bei diesem Ansatz wird von einem linearen Zusammenhang des Logarithmus des Rondendurchmessers und der maximalen Ziehkraft ausgegangen. Folglich bildet der Schnittpunkt einer Ausgleichsgeraden zweier versagensfrei umgeformter Rondendurchmesser mit der Bodenreißerkraft eines gerissenen Durchmessers das Grenzziehverhältnis nach Schmidt-Kapfenberg.

Topic [75] hat für eine 64-lagige Aluminiumlegierung AA1050, die mittels sechs ARB-Zyklen hergestellt wurde, ein Grenzziehverhältnis nach Schmidt-Kapfenberg von $\beta_{\text{omax}} = 2,25$ ermittelt. Der Wert für den Ausgangswerkstoff beträgt $\beta_{\text{omax}} = 2,27$. Für die Untersuchungen wurde ein Rundnapf-Tiefziehwerkzeug mit einem Stempeldurchmesser von 50 mm und einem Stempel- sowie Matrizenradius von 6 mm verwendet. Für den gleichen Werkstoff und die gleiche Anzahl an Walzzyklen, jedoch mit einem Matrizenradius von 5 mm, hat Ruppert ein Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 1,99$ ermittelt [67]. Untersuchungen zur Halbwarmumformung der 64-lagigen Legierung AA1050 ergeben ein Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,04$ bei einer Prozesstemperatur von 100 °C [67]. Für die 16-lagige ausscheidungshärtbare Legierung AA6016, die in vier Walzzyklen hergestellt wurde, gibt Topic ein Grenzziehverhältnis nach Schmidt-Kapfenberg von $\beta_{\text{omax}} = 1,74$ an [75]. Dieser Kennwert basiert jedoch auf einer theoretischen Abschätzung der Bodenreißerkraft und nicht auf experimentell ermittelten Werten. Für konventionelle Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie im Zustand T4 liegt das Grenzziehverhältnis in der Regel wesentlich höher mit beispielsweise $\beta_{\text{omax}} = 2,1$ für die Legierung AA6181 [76], beziehungsweise $\beta_{\text{omax}} = 2,0$ für AA6016 [77].

2.3.2 Lokale Kurzzeitwärmebehandlung zur Realisierung prozessangepasster Halbzeuge

Die Untersuchungen zur Anwendung mehrlagiger hochfester Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie in den formgebenden Prozessen Biegen, Streckziehen sowie Tiefziehen zeigen, dass die Formgebungsgrenzen im

Vergleich zu konventionellen Werkstoffen begrenzt sind. Für diese Werkstoffe ist es von essentieller Bedeutung, die Formgebungsgrenzen durch den gezielten Einsatz geeigneter Verfahren für industrielle Umformprozesse zu erweitern. In diesem Kontext ist der Einsatz von Halbzeugen, die über maßgeschneiderte Eigenschaften für einen nachfolgenden Fertigungsprozess verfügen, ein vielversprechender Ansatz. Diese Verfahren werden unter dem Begriff Tailored Blanks zusammengefasst [78]. Die Verbindung unterschiedlicher Blechplatinen wird als Tailor Welded Blanks (TWB) [79] bezeichnet, während die lokale Verstärkung eines Bleches durch ein weiteres Halbzeug unter dem Begriff Patchwork Blanks [80] bekannt ist. Halbzeuge, die über eine lokal unterschiedliche Blechdickenverteilung verfügen und in einem flexiblen Walzprozess hergestellt werden, werden als Tailor Rolled Blanks (TRB) bezeichnet [81]. Im vierten Verfahren wird durch eine lokale Wärmebehandlung das Eigenschaftsprofil einer Platine angepasst [82]. Diese Methode ist unter dem Begriff Tailor Heat Treated Blanks (THTB) bekannt [83].

Tailor Heat Treated Blanks

Bereits im Jahr 1953 konnte durch Untersuchungen von Siebel und Beisswänger gezeigt werden, dass Werkstoffe, die durch Kaltwalzen verfestigt sind, durch Rekristallisations- und Erholungseffekte wieder entfestigt werden können [84]. Die Versuche wurden an den Werkstoffen St VIII 23, Ms 63, AA1070, Neusilber und V2AE bei Glühtemperaturen von 500 °C bis 1.000 °C und Glühdauern von 0,5 min bis 5 min durchgeführt. Zur lokalen Wärmebehandlung der Ronden wurde ein Schweißbrenner eingesetzt. Anhand von Napfziehversuchen kann für alle Werkstoffe eine Steigerung der Grenzziehverhältnisse nachgewiesen werden. Aktuelle Untersuchungen bestätigen das Potential einer lokalen Laserwärmebehandlung zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen moderner hochfester Dual- und Complexphasenstähle in Tiefziehprozessen [85]. Weiterhin konnte für naturharte Aluminiumlegierungen die Entfestigung infolge einer Kurzzeitwärmebehandlung nachgewiesen werden [86].

Trotz der Anwendbarkeit der Tailor Heat Treated Blanks-Technologie über viele Werkstoffklassen hinweg, eignen sich vor allem die ausscheidungs-härtbaren Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie für dieses Verfahren. Eine Entfestigung durch eine Kurzzeitwärmebehandlung wurde bereits im Jahr 1941 erforscht [87]. Durch Rückglühen kommt es zu einer temporären Auflösung der MgSi-Cluster, welche einen festigkeitssteigernden Effekt haben. Es entsteht ein annähernd lösungsgeglühter Zustand bei einer stark verkürzten Wärmebehandlungsdauer im Vergleich zum konventionellen

Lösungsglügen. Nach der Kurzzeitwärmebehandlung kommt es wieder unmittelbar zu einem Kaltauslagerungsprozess. Untersuchungen zeigen, dass vor allem die Maximaltemperatur der Wärmebehandlung als Einflussfaktor auf die Änderung der Festigkeit ausschlaggebend ist [88]. Eine Festigkeitsänderung kann ab etwa 200 °C nachgewiesen werden, wobei die maximale Entfestigung bezüglich der Kennwerte Streckgrenze und Zugfestigkeit je nach Legierung bei Temperaturen von 350 °C bis 400 °C auftritt [89]. Weitere Parameter der Wärmebehandlung wie beispielsweise die Aufheiz- und Abkühlrate sowie die Haltedauer spielen lediglich eine untergeordnete Rolle [88]. In verschiedenen Untersuchungen werden Verfahren der Konduktion und der Induktion [90] sowie der Strahlung [91] zur Realisierung einer Wärmebehandlung eingesetzt. Im Forschungsumfeld werden strahlungsbasierte Verfahren aufgrund der hohen Flexibilität bevorzugt, während sich die Konduktion vor allem für die Integration in industrielle Serienprozesse eignet [92]. Weitere Forschungsgebiete in diesem Kontext stellen die Auslegung des Wärmebehandlungslayouts entweder über einen analytischen Ansatz [82] oder über die Methode der finiten Elemente [93] sowie die Ableitung allgemeingültiger Gestaltungsrichtlinien [94] dar. Durch Lechner [95] wurde außerdem nachgewiesen, dass mittels einer gezielten Variation der Abkühlgeschwindigkeiten nach konventionellem Lösungsglügen die Realisierung prozessangepasster Halbzeuge möglich ist.

Anwendung der THTB-Technologie auf mehrlagige Aluminiumhalbzeuge

Die Übertragbarkeit der Tailor Heat Treated Blanks-Technologie auf mehrlagige ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen wurde erstmals durch Merklein und Vogt [96] anhand der 256-lagigen Legierung AA6016 untersucht. Für die Wärmebehandlung wurde das Prinzip der Konduktion herangezogen. Es wurden Maximaltemperaturen von 200 °C, 300 °C und 400 °C mit Haltezeiten von 5 s bis 600 s gewählt. Ähnlich wie bei konventionellen Legierungen der 6.000er-Serie ist die Veränderung der mechanischen Eigenschaften bei einer Temperatur von 200 °C nicht stark ausgeprägt. Während es zu einer leichten Entfestigung kommt, bleibt die Gleichmaßdehnung auf einem konstant niedrigen Niveau. Bei einer Maximaltemperatur von 300 °C wird bereits bei einer Haltezeit von 5 s eine signifikante Entfestigung bei gleichzeitiger Zunahme der Duktilität ermittelt, die mit längeren Haltezeiten weiter ansteigt. Bei 400 °C sind ähnliche Effekte mit einer noch deutlicheren Entfestigung und Steigerung der Duktilität erkennbar. Anhand von Korngrößenanalysen können bei einer Temperatur von 300 °C und einer Haltezeit von 5 s bereits geringfügige Rekristallisationseffekte nachgewiesen werden. Die mittlere Korngröße beträgt

232 nm im Vergleich zu 218 nm im nicht wärmebehandelten Zustand. Nach einer Haltezeit von 600 s wird eine Korngröße von 10 - 30 μm ermittelt. Auf Basis dieser Untersuchungen wird gefolgert, dass zusätzlich zur Auflösung der MgSi-Cluster, wie auch bei konventionellen Werkstoffen, noch Erholungseffekte und Rekristallisation bedeutende Mechanismen bei einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung mehrlagiger ultrafeinkörniger Aluminiumblechwerkstoffe sind [96]. Die Analyse einer 16-lagigen nicht ausscheidungshärtbaren Legierung AA1050 in einem Temperaturbereich von 200 °C bis 500 °C führt zu ähnlichen Ergebnissen bezüglich Entfestigung und Duktilitätszunahme und bestätigt somit die beschriebenen Wirkmechanismen [97]. Die oben genannten Erkenntnisse basieren auf Kennwerten, die im einachsigen Zugversuch ermittelt wurden. Zusätzlich konnte durch Merklein und Böhm [98] die Entfestigung einer 16-lagigen Legierung AA6016 auch im biaxialen Spannungszustand mittels Schichtstauchversuchen nachgewiesen werden.

Anhand von Untersuchungen zum Biegen konnte die Übertragbarkeit einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung der Biegekante für die mehrlagigen Aluminiumlegierungen AA1050 und AA6016 auf formgebende Prozesse gezeigt werden. Die Biegeproben der ausscheidungshärtbaren Legierung nach zwei, vier und acht Walzzyklen versagen bei Biegewinkeln zwischen circa $\alpha = 45^\circ$ und $\alpha = 70^\circ$. Durch eine Wärmebehandlung mittels eines Nd:YAG-Lasers bei Temperaturen von circa 375 °C bis 390 °C können alle Prüflinge bis zu einem maximalen Biegewinkel von $\alpha = 80^\circ$ ohne Versagen umgeformt werden [99]. Die Analyse von Biegeproben einer 256-lagigen Legierung AA6016 mittels Schlißbildern zeigt, dass die Prüflinge ohne Wärmebehandlung durch Rissbildung an der zugbeanspruchten Seite und Delamination einzelner Lagen versagen [100]. Weiterhin wird anhand von Korngrößenanalysen und Härtemessungen nachgewiesen, dass durch eine lasergestützte Wärmebehandlung ein Gradient in Richtung der Blechdicke mehrlagiger Halbzeuge hervorgerufen wird [100]. Böhm und Merklein [101] nutzen diesen Effekt gezielt, um durch eine Variation der Parameter der Wärmebehandlung verschiedene Härteverteilungen in Blechdickenrichtung zu realisieren und somit die Platine gezielt für einen Biegeprozess zu optimieren. Die Erweiterung der Formgebungsgrenzen in Tiefziehprozessen durch eine lokale Wärmebehandlung konnte für mehrlagige ausscheidungshärtbare Legierungen bis jetzt noch nicht experimentell nachgewiesen werden. Die Auslegung einer Rundnapf- sowie einer Kreuznapfgeometrie mit Hilfe der Methode der finiten Elemente zeigt das Potential zur Verbesserung der Umformbarkeit für eine 16-lagige Legierung AA6016

bereits auf [102]. Außerdem konnte das Gehäuse eines Leichtbau-Roboterarms durch die lokale Wärmebehandlung einer 256-lagigen AA1050-Platine und einen nachfolgenden Tiefziehprozess gefertigt werden [103].

2.4 Zusammenfassende Bewertung

Aluminiumknetlegierungen der 6.000er-Serie werden bei der Realisierung von Leichtbaukonzepten für Sicht- und Strukturbauteile verwendet. Im industriellen Umfeld wird die Festigkeitssteigerung beispielsweise nach der Umformung über eine Wärmebehandlung im Lackeinbrennprozess realisiert. Grundlagenwissenschaftliche Untersuchungen zeigen das Potential auf, durch sogenannte SPD-Verfahren die Festigkeit signifikant auf ein Niveau deutlich oberhalb der Zugfestigkeit des Referenzwerkstoffes zu erhöhen. Der kumulative Walzplattierprozess ist in diesem Kontext besonders für die Bearbeitung flächiger Halbzeuge und einen subsequenten Einsatz dieser in der Blechumformung geeignet, da die Herstellung hochfester Werkstoffe auf konventionellen Walzgerüsten erfolgen kann.

Im Labormaßstab mit verarbeiteten Blechbreiten von wenigen bis etwa 100 mm ist die Herstellbarkeit mehrlagiger hochfester Aluminiumhalbzeuge aus den Legierungssystemen der 1.000er-, 5.000er-, 6.000er- und 7.000er-Serie grundsätzlich nachgewiesen. Erste Indikatoren für den Einfluss der Prozessparameter, wie beispielsweise der Walzgeschwindigkeit, der Stichabnahme, der Oberflächenbehandlung und vorgelagerter Glühprozesse auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften sowie die Bindungsfestigkeit sind vorhanden. Die Skalierung des kumulativen Walzplattierprozesses und die Analyse der daraus resultierenden Eigenschaftsänderungen im Halbzeug ist für Legierungen der 1.000er-Serie erfolgt. Umfassende Untersuchungen zur Herstellung mehrlagiger Halbzeuge aus Aluminiumknetlegierungen der 6.000er-Serie in Blechbreiten von über 100 mm fehlen in diesem Zusammenhang. Insbesondere ist der Einfluss der Walztemperatur für ausscheidungshärtbare Legierungen im Temperaturbereich der Halbwarmumformung noch nicht untersucht. Im Stand der Technik gibt es für Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie zum einen den Ansatz des Kaltwalzens [41] und zum anderen wird ein Zwischenglühen in die konventionelle ARB-Prozesskette integriert [46]. In Bild 1 sind diese bekannten Prozessrouten skizziert und der neuen Strategie zur Herstellung mehrlagiger ausscheidungshärtbarer Halbzeuge durch den Einsatz temperierter Arbeitswalzen im Temperaturbereich der Halbwarmumformung gegenübergestellt. Dieses Verfahren wurde erstmals durch Merklein und Herrmann [104] vorgestellt.

Erste Analysen zu den Umformeigenschaften und Formgebungsgrenzen mehrlagiger Legierungen der 6.000er-Serie für die formgebenden Prozesse Biegen, Streckziehen und Tiefziehen wurden bereits durchgeführt. Insbesondere für das Tiefziehen sind keine experimentell gesicherten Erkenntnisse zu den Formgebungsgrenzen dieser Werkstoffklasse bekannt. Dies ist unter anderem auf die bis dato begrenzten Abmessungen der hergestellten Halbzeuge zurückzuführen. Des Weiteren sind noch keine Strategien zur FE-basierten Auslegung von Tiefziehprozessen für mehrlagige hochfeste Aluminiumlegierungen unter Berücksichtigung des Versagensverhaltens erforscht. Das Prozessverständnis für den Einsatz dieser Werkstoffe in der Umformtechnik unter Berücksichtigung der Gesamtprozesskette ab der Halbzeugherstellung weist aufgrund der beschriebenen Erkenntnisse deutliche Lücken auf.

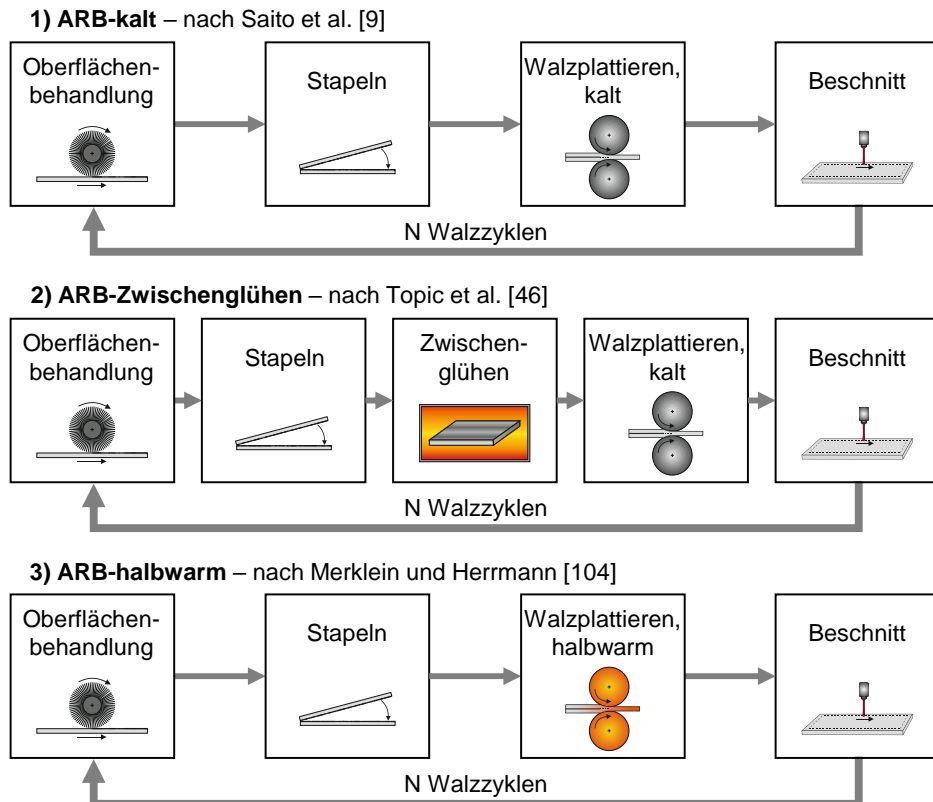


Bild 1: ARB-Prozessrouten für Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie

3 Zielsetzung und Methodik

Die Analyse der Umformbarkeit hochfester mehrlagiger Legierungen des Referenzwerkstoffes AA6014 sowie die Identifikation und Bewertung von Strategien zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen auf Basis temperaturgestützter Verfahren sind die übergeordneten Ziele, die im Kontext dieser Arbeit verfolgt werden. Die wissenschaftlichen Untersuchungen werden unter Berücksichtigung der gesamten Prozesskette, von der Herstellung der Halbzeuge durch kumulatives Walzplattieren über die Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften hin zur Analyse der Formgebungsgrenzen, durchgeführt.

Der Einfluss der Temperatur auf die Eigenschaften der Halbzeuge wird anhand von zwei verschiedenen Ansätzen untersucht. Zum einen wird eine neuartige Prozessroute für das kumulative Walzplattieren realisiert, welche auf einer Temperierung der Arbeitswalzen im Temperaturbereich der Halbwarmumformung basiert. Zum anderen wird der Ansatz der Tailor Heat Treated Blanks-Technologie erstmals für die Anwendung mehrlagiger ausscheidungshärtbarer Legierungen in Tiefziehprozessen verfolgt (siehe Bild 2).

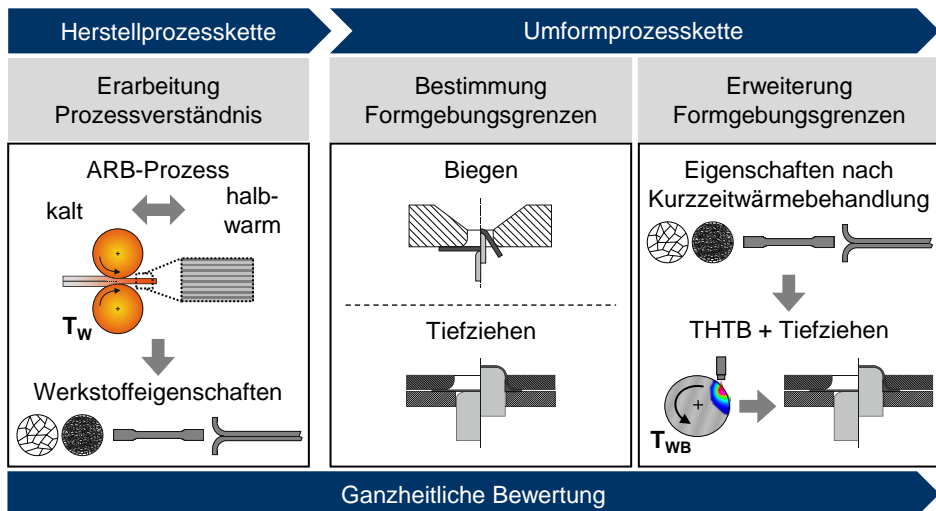


Bild 2: Methodische Vorgehensweise mit Arbeitsschwerpunkten

Zunächst soll ein umfassendes Prozessverständnis für die neuartige ARB-Prozesskette mit temperierten Arbeitswalzen generiert werden. Im Fokus der Untersuchungen steht die Variation der Walztemperatur. Weiterhin

werden die Anzahl der Walzzyklen und die Walzgeschwindigkeit variiert. Eine umfangreiche Charakterisierung der Eigenschaften der Halbzeugvarianten erfolgt hinsichtlich der mechanischen Kennwerte im uniaxialen Zugversuch, des Gefüges anhand rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen sowie der Bindungsqualität im T-Schälversuch. Basierend auf diesen Erkenntnissen sollen signifikante Prozesseinflussgrößen identifiziert und bewertet werden.

Im Rahmen des zweiten Arbeitsschwerpunktes werden die Umformeigenschaften sowie die Formgebungsgrenzen für die Prozesse Biegen und Tiefziehen untersucht. Für das Tiefziehen wird ein kombiniert experimentell-numerischer Ansatz verfolgt. Insbesondere die FE-basierte Prozessauslegung für mehrlagige Halbzeuge soll mit Hilfe konventioneller Modellierungsansätze unter Verwendung von Schalenelementen erforscht werden. Als Referenz für die quantitative Bewertung der Prognosegüte der Modelle wird der Ausgangswerkstoff herangezogen. Die Analyse der Formgebungsgrenzen für alle untersuchten Varianten und die Gegenüberstellung mit dem Referenzwerkstoff im Zustand T₄ soll final für die Verifizierung des Prozessverständnisses zum ARB-Prozess genutzt werden.

Abschließend wird das zweite temperaturbasierte Verfahren, die lokale Kurzzeitwärmebehandlung, zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen in Tiefziehprozessen untersucht. Auf Basis der Werkstoffcharakterisierung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur werden die Wärmestrom-Stoff-Wechselwirkungen identifiziert und ein Prozessfenster für die lokale Wärmebehandlung einer Platine für das Tiefziehen abgeleitet. Im Rahmen von Napfzugversuchen werden die resultierenden Grenzziehverhältnisse ermittelt. Die finalen Bauteileigenschaften werden anhand von Härteanalysen identifiziert. Sowohl die Ergebnisse zur Formgebung, als auch die resultierenden Eigenschaften umgeformter Bauteile werden den Kennwerten nicht wärmebehandelter Platinen vergleichend gegenübergestellt. Diese Vorgehensweise ermöglicht die ganzheitliche Bewertung des Einsatzes hochfester mehrlagiger Legierungen in formgebenden Prozessen.

Die neuartige Prozessroute einer Wärmebehandlung bereits im Herstellprozess durch Halbwarm-ARB sowie eine lokale Kurzzeitwärmebehandlung unmittelbar vor der Umformung werden abschließend entlang der Gesamtprozesskette verglichen. Anhand der Bauteilfestigkeit sowie der Formgebungsgrenzen von Tiefziehteilen soll das Leichtbaupotential bewertet werden. Im Vergleich zum konventionellen ARB-Prozess bei Raumtemperatur wird bei den untersuchten Vorgehensweisen eine signifikante

Verbesserung der Umformbarkeit hochfester mehrlagiger Aluminiumblechhalbzeuge erwartet. Durch die Erzielung von Umformeigenschaften, die mit konventionellen ausscheidungshärtbaren Legierungen vergleichbar sind und bei gleichzeitig höherer Festigkeit wird die Einsetzbarkeit als Leichtbauwerkstoff nachgewiesen. Diese wissenschaftlichen Erkenntnisse liefern somit einen Beitrag zur Verwendung ultrafeinkörniger Blechhalbzeuge in industriellen Umformprozessen.

4 Werkstoff, Versuchsanlagen und Methoden

Für die wissenschaftliche Untersuchung der Gesamtprozesskette von der Herstellung, über die Werkstoffcharakterisierung hin zur Umformung mehrlagiger hochfester Aluminiumlegierungen bedarf es einer Vielzahl an Untersuchungsmethoden. Diese werden im folgenden Abschnitt erläutert.

4.1 Versuchswerkstoff

Im Rahmen dieser Arbeit wird die schnellaushärtende Aluminiumknetlegierung AA6014 verwendet. Diese Legierung bildet keine Fließfiguren bei der Umformung und kann sowohl für Struktur-, als auch für Außenteile eingesetzt werden [16]. Die Vorteile beim Einsatz bestehen in einer sehr guten Umformbarkeit, einem exzellenten Bördelvermögen, einer ausgezeichneten Korrosionsbeständigkeit sowie in einem sehr guten Aushärtungspotential [14]. Die Legierungszusammensetzung von AA6014 ist in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung AA6014 in Gew.-%

| Legierungselement | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti |
|-------------------|-------------|-----------|-----------|-------------|-------------|-----------|-----------|-----------|
| AA6014 | 0,30 - 0,60 | max. 0,35 | max. 0,25 | 0,05 - 0,20 | 0,40 - 0,80 | max. 0,20 | max. 0,10 | max. 0,10 |

Der Referenzwerkstoff liegt im Wärmebehandlungszustand PX vor. Der Zusatz PX definiert einen stabilisierungsgeglühten Zustand, der durch eine Wärmebehandlung direkt nach dem Lösungsglühen und Abschrecken stattfindet, um die Warmauslagerungsfähigkeit durch den Lackeinbrennprozess (paint-bake) zu verbessern [14]. Im Sinne der Allgemeingültigkeit ist dieser Ausgangszustand dennoch dem nach DIN EN 515:2017-05 [105] genormten Werkstoffzustand T4 für eine lösungsgeglühte, abgeschreckte und kaltausgelagerte Legierung zuzuordnen. Diese Bezeichnung wird dementsprechend für den Referenzwerkstoff in dieser Arbeit verwendet. Die Halbzeuge, die im kumulativen Walzplattierprozess weiterverarbeitet werden, liegen im Zustand F vor, der gemäß der Norm DIN EN 515:2017-05 [105] dem Herstellungszustand ohne festgelegte Grenzwerte für die mechanischen Eigenschaften entspricht. Da diese Halbzeuge in der ARB-Prozesskette nochmals lösungsgeglüht und abgeschreckt werden, ist der Zustand jedoch als unkritisch zu bewerten. Die Halbzeuge liegen jeweils in einer

Blechdicke von 1,0 mm vor und sind durch eine EDT-Oberfläche gekennzeichnet.

Basierend auf der vorgestellten Legierung AA6014 werden im Zuge dieser Arbeit eine Vielzahl an Halbzeugen hergestellt, die sich teilweise signifikant vom Referenzwerkstoff hinsichtlich der Werkstoffkennwerte und weiterer Eigenschaften, wie beispielsweise der Oberfläche, unterscheiden. Diese Varianten sind Teil der wissenschaftlichen Untersuchungen und werden in Kapitel 5 näher analysiert. Die mechanischen Eigenschaften des Referenzwerkstoffes im Zustand T4 gemäß Werkstoffdatenblatt des Herstellers sowie für die experimentell charakterisierte Charge sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften der Legierung AA6014 (Ac-170 PX) im Zustand T4

| Kennwert | R _{p0,2} in MPa | R _m in MPa | A _g in % | A ₅₀ in % |
|-----------------------|--------------------------|-----------------------|---------------------|----------------------|
| Garantiert (3 Monate) | ≤ 130 | ≥ 175 | ≥ 20 | ≥ 23 |
| Charge (gemessen) | 120,4 ± 0,2 | 237,8 ± 0,9 | 22,5 ± 0,0 | 26,6 ± 0,1 |

4.2 Herstellung mehrlagiger Halbzeuge

Gemäß Saito et al. [9] besteht die ARB-Prozesskette zur Herstellung mehrlagiger Halbzeuge aus den vier Prozessschritten Oberflächenbehandlung, Stapeln, Walzplattieren und Beschnitt. Im folgenden Abschnitt werden die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten technischen Anlagen und Parameter für das kumulative Walzplattieren vorgestellt. Abgesehen von dieser Prozesskette wird die verwendete Aluminiumlegierung AA6014, die im Zustand F vorliegt, einmalig lösungsgeglüht und abgeschreckt. Die Vorgehensweise in Anlehnung an [9] ist in Bild 3 verdeutlicht.

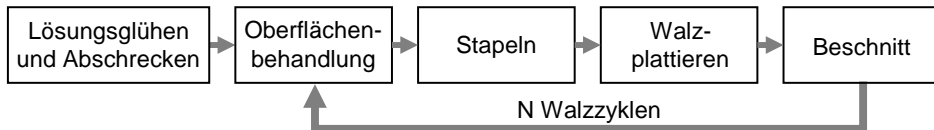


Bild 3: ARB-Prozesskette mit Lösungsglühen

Für das kumulative Walzplattieren werden rechteckige Platinen mit den Abmessungen 333 x 1.000 x 1 mm³ für das Kaltwalzen beziehungsweise 400 x 1.000 x 1 mm³ für die Prozessroute mit temperierten Arbeitswalzen verwendet. Die Walzrichtung des Ausgangswerkstoffes ist in Richtung der langen Kante orientiert. Das Lösungsglühen erfolgt unter Verwendung

eines Umluft-Kammerofens (Fa. THERMCONCEPT; Bremen), der bis zu einer Maximaltemperatur von 750 °C betrieben werden kann. Durch eine mehrseitige Beheizung und eine horizontale Luftumwälzung wird eine gleichmäßige Temperaturverteilung mit bis zu ± 3 K nach DIN 17052-1:2013-09 [106] erzielt. Der Ofen wird mit Hilfe von Einschubblechen beschickt, über welche die Werkstücke mit maximalen Abmessungen von 2.890 x 700 mm² wärmebehandelt werden können. Das Lösungsglühen der verwendeten Platinen erfolgt bei einer Temperatur von 520 °C bei einer Glühdauer von 60 min. Die Lösungsglühparameter wurden in Anlehnung an die experimentellen Untersuchungen von [47] zur Herstellung mehrlagiger Halbzeuge unter Verwendung der Legierung AA6014 übernommen. Das Abschrecken der Platinen erfolgt mit Hilfe von Druckluft direkt nach der Wärmebehandlung. Durch die Glühbehandlung wird einerseits ermöglicht, dass ausgehend vom initialen Zustand F der Platinen für alle Walzversuche Platinen mit vergleichbaren Eigenschaften verarbeitet werden können. Es wurde darauf geachtet, dass die Weiterverarbeitung im ARB-Prozess nicht später als eine Stunde nach der Glühbehandlung erfolgt. Gemäß der Norm DIN EN 515:2017-05 [105] entspricht dies dem lösungsgelühten Zustand W 1 h. Zum anderen kann ausgeschlossen werden, dass Alterungseffekte der ausscheidungshärtbaren Legierung einen Einfluss auf den Walzprozess und die resultierenden Eigenschaften der mehrlagigen Halbzeuge haben.

Die Oberflächenbehandlung wird zur Reinigung und zur Erhöhung der Rauheit der Halbzeuge direkt vor dem Walzprozess durchgeführt. Gemäß [29] steigt mit zunehmender Rauheit die Bindungsfestigkeit der mehrlagigen Halbzeuge. In Anlehnung an die Versuche von Merklein und Böhm [98] werden Drahtbürsten aus Edelstahl (Fa. Eisenblätter; Geretsried) mit einem Drahtdurchmesser von 0,2 mm verwendet. Die eingesetzten Bürsten haben einen Durchmesser von 100 mm und eine Breite von 70 mm. Die Bearbeitung der Oberflächen erfolgt durch manuelle Handhabung unter Verwendung einer Satiniermaschine POLY-PTX 800 (Fa. Eisenblätter; Geretsried). Die Drehzahl der Maschine wird auf 2.400 min⁻¹ eingestellt. Die resultierende Oberflächenbeschaffenheit und -rauheit nach dem Bürsten sowie im Vergleich mit dem Ausgangswerkstoff und einem gewalzten mehrlagigen Halbzeug ist in Abschnitt 5.2.3 dargelegt. Da durch die Oberflächenbehandlung die Oxidschicht der Aluminiumlegierung zunächst abgetragen wird und sich direkt im Anschluss wieder beginnt neu zu bilden, hat der Zeitraum zwischen dem Bürst- und dem Walzprozess einen signifikanten Einfluss auf die Bindungsfestigkeit. Unter Berücksichtigung der dargelegten Abmessungen der Ausgangsplatinen und durch die manuelle

Handhabung im Bürstprozess, beträgt der Zeitraum vom Beginn der Oberflächenbehandlung bis zur Weiterverarbeitung eines Blechstapels im Walzprozess bei den durchgeführten Versuchen etwa 20 Minuten.

Für das Walzplattieren wird ein Quarto-Walzgerüst (Fa. Gerd Wolff Maschinenfabrik; Hagen) eingesetzt, welches sowohl für das Kaltwalzen, als auch für das Halbwarmwalzen ausgelegt ist (siehe Bild 4). Die maximale Bandbreite beträgt 500 mm bei einem Durchmesser der Arbeitswalzen von 250 mm und der Stützwalzen von 600 mm. Die Zustellung der Arbeitswalzen ist bis zu einer maximalen Anstellkraft von 4.000 kN möglich. Das Walzen kann bis zu einer maximalen Geschwindigkeit von 10 m/min erfolgen. Die Realisierung eines Brems- und Haspelzuges ist durch jeweils einen Satz Einlauf- sowie Auslaufwalzen möglich.

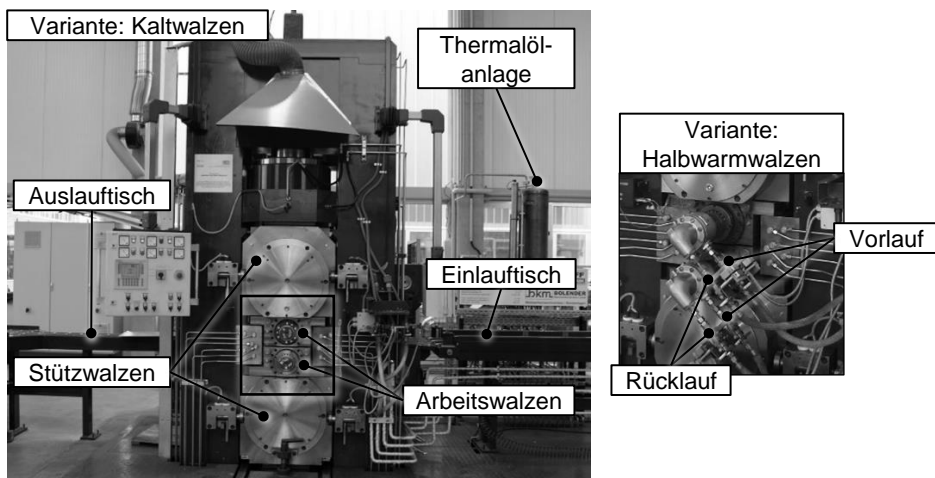


Bild 4: Quarto-Walzgerüst für das Kalt- und Halbwarmwalzen

Die eingesetzten Arbeitswalzen verfügen über eine geschliffene Oberfläche. Daraus resultiert bei den selbst hergestellten mehrlagigen Halbzeugen eine andere Topographie als bei dem Referenzwerkstoff, der mit EDT-Walzen hergestellt wurde. Eine Thermalölanlage, die bis zu einer Maximaltemperatur von 350 °C betrieben werden kann, wird verwendet, um Walzversuche mit temperierten Arbeitswalzen durchzuführen. Dieser Walzensatz verfügt jeweils über Bohrungen, durch welche das Thermalöl THERMINOL® 66 in einem Kreislauf zirkulieren kann. Der Anschluss erfolgt über eine Drehdurchführung mit jeweils einem Vorlauf und Rücklauf pro Arbeitswalze, wie in Bild 4 dargestellt. Die Temperatur des Thermalölkreislaufes kann über die Anlagensteuerung geregelt werden. Mit diesem System wird eine maximale Oberflächentemperatur der Arbeitswalzen von 250 °C erzielt. Mit Hilfe eines speziellen Temperaturfühlers für rotierende

Oberflächen in Verbindung mit einem Thermoelement vom Typ K (NiCr-Ni) wird die Temperatur der Arbeitswalzen vor jedem Walzstich bei Halbwarmwalzversuchen kontrolliert und die Temperatur des Thermalölkreislaufs gegebenenfalls manuell nachgeregelt. Für alle Walzversuche mit erwärmten Arbeitswalzen wird die im Versuchsplan angegebene Zieltemperatur mit einer Toleranz von ± 10 K eingehalten. Beim kumulativen Walzplattieren wird in der Regel kein Schmierstoff eingesetzt, um möglichst hohe Scherdehnungen im Halbzeug zu realisieren. Bei den durchgeführten Kaltwalzversuchen sowie bei einer Walztemperatur von 50 °C wird dementsprechend auf den Einsatz von Schmierstoff verzichtet. Bei höheren Walztemperaturen werden die Blechplatinen mit Hilfe von Graphitspray flächig behandelt, da es andererseits zu hohem adhäsiven Verschleiß der Arbeitswalzen kommt. Das Graphit wird nach jedem Walzzyklus und folglich vor jeder Oberflächenbehandlung wieder entfernt. Der Sollwert für die bezogene Stichabnahme beträgt 50% für alle Walzstiche und Parametervariationen. Die Zustellung der Arbeitswalzen erfolgt über die Anlagensteuerung vor jedem Walzversuch. Die aus den Walzversuchen tatsächlich resultierende bezogene Stichabnahme aller hergestellten Halbzeuge wird im Rahmen dieser Arbeit analysiert und im folgenden Kapitel dargelegt.

Als letzte Stufe eines Walzzyklus in der ARB-Prozesskette folgt der Beschnitt des gewalzten mehrlagigen Halbzeugs. Zum einen werden aus einer Platine des aktuellen Zyklus zwei exakt gleich große Platinen für den folgenden Walzzyklus gefertigt, um das Stapeln der Bleche nach der Oberflächenbehandlung zu ermöglichen. Zum anderen kann die Beschnittoperation genutzt werden, um auftretenden Walzfehlern, wie beispielsweise Kanteneinrisen bereits zwischen den Walzzyklen entgegenzuwirken. Für den Beschnitt der Platinen wird eine Laserschneidmaschine TruLaser 3030 (Fa. TRUMPF; Ditzingen) mit einem CO_2 -Laser eingesetzt. Ein großer Vorteil besteht in der Flexibilität der Anlage sowie in der hohen Genauigkeit durch die CNC-Bahnsteuerung.

4.3 Werkstoffcharakterisierung

Einachsiger Zugversuch

Für die experimentelle Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte, wie der Streckgrenze $R_{p0,2}$, der Zugfestigkeit R_m , der Gleichmaßdehnung A_g sowie der senkrechten Anisotropie r wird der einachsige Zugversuch in Anlehnung an die Norm DIN EN ISO 6892-1:2017-02 [56] durchgeführt. Für die Versuche wird eine Universalprüfmaschine Z100 (Fa. ZwickRoell; Ulm)

eingesetzt, die mit einem Kraftaufnehmer ausgestattet ist, der im Messbereich von 200 N bis 100 kN gemäß der Norm DIN EN ISO 7500-1:2018-06 [107] der Klasse 0,5 entspricht und kalibriert ist. Der Versuchsaufbau, der in Bild 5 dargestellt ist, besteht aus hydraulischen Klemmbacken zur Einspannung der Probekörper und aus einem taktilen Längen- und Breiten-sensor. Die Versuche werden nach Verfahren A₁ der Prüfnorm durchgeführt. Auf Basis des Signals des Längenextensometers wird die Dehngeschwindigkeit in einem geschlossenen Regelkreis geregelt. Im Prüfbereich von der Streckgrenze bis zur Bruchdehnung entspricht die Dehngeschwindigkeit einem Zielwert von $0,0067 \text{ s}^{-1}$. Die verwendete Zugprobengeometrie entspricht der Probenform 2 der Prüfnorm mit einer Anfangsmesslänge von $L_0 = 50 \text{ mm}$ und einer Breite von $b_0 = 12,5 \text{ mm}$. Weitere Abmessungen sind Bild 5 zu entnehmen.

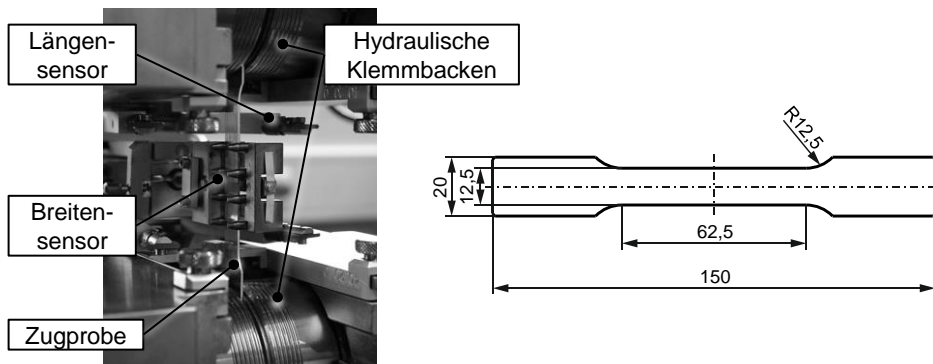


Bild 5: Zugversuch mit taktilen Messsystem und Zugprobengeometrie

Des Weiteren werden Fließkurven zur Beschreibung des Verfestigungsverhaltens für die Finite-Elemente-Simulation mit Hilfe der einachsigen Zugversuche ermittelt. Da die mehrlagigen hochfesten Werkstoffe unter einem einachsigen Spannungszustand bereits frühzeitig einschnüren und versagen, können unter Verwendung des taktilen Längen- und Breitensensors nur Fließkurven bis zu sehr geringen Umformgraden ausgewertet werden. Bei sonst gleichem Prüfaufbau wird für die Bestimmung von Fließkurven ein optisches Messsystem ARAMIS (Fa. GOM; Braunschweig) verwendet. Im Gegensatz zur taktilen Messung können die Dehnungen auf dem Probekörper lokal aufgelöst ermittelt werden. Hierzu werden die Proben vor dem Versuch mit einem stochastischen Muster versehen. Über Methoden der Mustererkennung werden aus den Verschiebungen der Punkte des Musters die lokalen Dehnungen berechnet. Mit Hilfe der ARAMIS-Software wird ein Facettenfeld erzeugt, welches die Auswertung der Dehnungen für jedes aufgenommene Einzelbild ermöglicht. Die Auswertung der

lokalen Dehnungen im eingeschnürten Bereich des Probenkörpers gestattet die Ermittlung von Fließkurven bis zu höheren Umformgraden als bei der taktilen Messung [108]. Die Genauigkeit der Fließkurvenapproximation und -extrapolation für die numerische Simulation kann somit verbessert werden [109].

Weiterhin wird für die Materialmodellierung der Fließbeginn unter einem biaxialen Spannungs- und Formänderungszustand ermittelt. Hierzu wird der Schichtstauchversuch durchgeführt, welcher eine Adaption des konventionellen Druckversuchs nach der Norm DIN 50106:2016-11 [110] für flächige Halbzeuge darstellt. Der Versuchsaufbau am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie sowie die Auswertestrategie unter Verwendung von zwei optischen Dehnungsmesssystemen ARAMIS (Fa. GOM; Braunschweig) ist in [111] erläutert. Für die durchgeführten Versuche werden kreisrunde Probekörper mit einem Ausgangsdurchmesser von 15 mm verwendet. Eine Schichtstauchprobe besteht aus 15 einzelnen Platinen, die unter Berücksichtigung der Orientierung zur Walzrichtung aufeinandergestapelt werden.

T-Schälversuch

Die T-Schälprüfung in Anlehnung an die Norm DIN EN ISO 11339:2010-06 [57] wird durchgeführt, um die im kumulativen Walzplattierprozess hergestellten mehrlagigen Halbzeuge hinsichtlich der Schälfestigkeit zu charakterisieren. Zur Bestimmung der Schälfestigkeit werden rechteckige Proben mit den Abmessungen $380 \times 25 \text{ mm}^2$ mithilfe einer Tafelblechscher Metallkraft MTBS 2050-30 (Fa. Stürmer Maschinen; Hallstadt) aus den hergestellten Platinen entnommen. Die lange Kante der Proben ist in Walzrichtung orientiert. Im Rahmen der Probenvorbereitung werden die Proben auf einer Länge von 80 mm geöffnet und die Enden jeweils um 90° gebogen, sodass eine T-förmige Probengeometrie entsteht. Die Versuchsdurchführung erfolgt an einer Universalprüfmaschine vom Typ Z10 (Fa. ZwickRoell; Ulm) mit einem Kraftaufnehmer, der im Messbereich von 20 N bis 10 kN gemäß der Norm DIN EN ISO 7500-1:2018-06 [107] der Klasse 0,5 entspricht und kalibriert ist. Der Versuchsaufbau besteht aus mechanischen Keilspannbacken und ist in Bild 6 dargestellt.

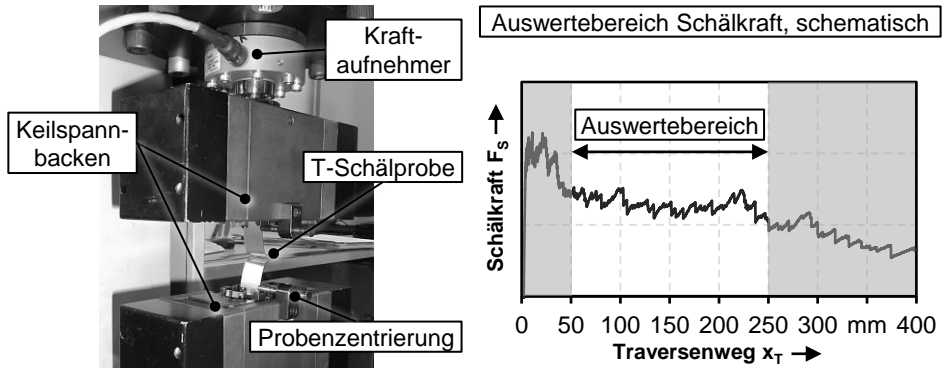


Bild 6: T-Schälversuch mit Auswertestrategie

Während der Versuchsdurchführung wird die Traverse mit einer konstanten Geschwindigkeit von 50 mm/min bis zu einem maximalen Weg von $x_T = 400$ mm verfahren. Der arithmetische Mittelwert der Schälkraft F_S wird gemäß der schematischen Darstellung in Bild 6 im Bereich von $50 \text{ mm} < x_T < 250 \text{ mm}$ bestimmt. Bezogen auf den Mittelwert der Probenbreite $b_{0,S}$, die an drei Stellen mit einem digitalen Messschieber ermittelt wird, erfolgt die Bestimmung der Schälfestigkeit σ_{SF} , die gemäß der Prüfnorm in Newton je 100 mm Probenbreite angegeben wird. Die Bestimmung der Schälfestigkeit ist in Gleichung (12) verdeutlicht.

$$\sigma_{SF} = \frac{\bar{F}_S}{b_{0,S}} * 100 \quad (12)$$

Die experimentell ermittelte Schälfestigkeit repräsentiert sowohl für 4-lagige (N_2) als auch 16-lagige (N_4) Halbzeuge die Bindungsqualität der im letzten Walzstich hergestellten Bindelage. Diese zuletzt hergestellte Bindung entspricht immer auch der mittleren Lage und wird beim manuellen Öffnen während der Probenvorbereitung delaminiert und während der Versuchsdurchführung geschält.

Gefüge, Oberflächen und Bruchflächen

Die Veränderung der Korngröße hin zu einem ultrafeinkörnigen Gefüge ist ein charakteristisches Merkmal für Halbzeuge, die durch kumulatives Walzplattieren hergestellt werden. Um eine Korngrößenanalyse durchführen zu können, erfolgt die Probenvorbereitung mit den Einzelschritten Einbetten, Schleifen, mechanisches Polieren, Ausbetten und elektrolytisches Polieren. Die rechteckigen Probekörper werden mit dem Epoxidharz Epoxy 1000 (Fa. Cloeren Technology; Wegberg) kalt eingebettet, um eine temperaturbasierte Veränderung der Mikrostruktur zu vermeiden. Die

Aushärtezeit beträgt acht Stunden bei einem Verhältnis von Harz zu Härter von 5:1. Anschließend werden die Proben mit einer Schleifmaschine Labo-Force-100 (Fa. Struers; Willich) nass geschliffen. Die Körnung des Schleifmittels wird schrittweise von 320 auf 4.000 erhöht. Der mechanische Poliervorgang erfolgt unter Verwendung einer Diamantsuspension mit einer Körnung von 3 μm und 1 μm . Nach dem Ausbetten der Probekörper wird eine Elektropolitur mit der Anlage LectroPol-5 (Fa. Struers; Willich) durchgeführt. Hierfür wird das Elektrolyt CT-A2 (Fa. Cloeren Technology; Wegberg), welches aus Ethanol und 2-Butoxyethanol besteht, als Ätzmittel verwendet. Abschließend wird das Gefüge mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops Merlin mit der Elektronenoptik Gemini 2 (Fa. Zeiss; Jena) analysiert. Die Bestimmung der Korngröße erfolgt nach dem Linienschnittverfahren in Anlehnung an die Norm DIN EN ISO 643:2013-05 [112] an mikroskopischen Aufnahmen mit einer 25.000-fachen Vergrößerung. Die Korngröße wird sowohl in Walzrichtung als auch in Richtung der Blechdicke ermittelt.

Im Rahmen der Arbeit werden weitere Analysen zur Charakterisierung von Bruch- und Oberflächen durchgeführt. Der konventionelle Werkstoff wird mit den resultierenden Oberflächen nach dem Bürstprozess sowie nach dem kumulativen Walzplattieren verglichen. Als quantitativer Kennwert wird der arithmetische Mittenrauwert R_a bestimmt, der einzelne Profilspitzen und -täler der analysierten Oberfläche mittelt [113]. Für diese taktilen Messungen wird ein Perthometer MarSurf XR 20 (Fa. Mahr; Göttingen) verwendet. In Ergänzung hierzu wird eine optische Untersuchung der topographischen Eigenschaften durchgeführt. Mit einem konfokalen Laserscanning Messmikroskop VK-X 200 (Fa. Keyence; Neu-Isenburg) können flächenhafte Informationen über die Oberfläche anhand von Farbbildern visualisiert werden. Für die Messaufgabe wird ein Objektiv mit einer 50-fachen Vergrößerung verwendet.

Des Weiteren werden die Bruchflächen der delaminierten Probekörper aus T-Schälversuchen elektronenmikroskopisch analysiert. Für die Messungen wird ein Rasterelektronenmikroskop Merlin mit der Elektronenoptik Gemini 2 (Fa. Zeiss; Jena) verwendet. Es wird eine Flächenanalyse mittels Sekundärelektronenkontrast durchgeführt. Die Untersuchung der Topographie der Bruchflächen findet ergänzend zur der quantitativen Bewertung der Bindlagenfestigkeit anhand von T-Schälversuchen statt. Die Visualisierung der Bruchflächen bei Vergrößerungen von 250-fach bis 2.000-fach generiert zum einen flächenhafte Informationen zum Anteil der Bindungsflächen, die im Walzprozess entstehen, zur Gesamtfläche und

zum anderen detaillierte Ausprägungen einzelner Bereiche, die durch Kaltverschweißen verbunden und im Charakterisierungsversuch wieder getrennt wurden.

4.4 Methoden zur Kurzzeitwärmebehandlung

Im dritten Arbeitsschwerpunkt wird die Kurzzeitwärmebehandlung mehrlagiger Halbzeuge sowie die resultierenden Formgebungsgrenzen bei der Verwendung prozessangepasster Halbzeuge in einem Tiefziehprozess untersucht. Für die kurzzeitige Wärmebehandlung von Probekörpern im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung wird das Prinzip der Wärmeleitung bevorzugt, da die Prüflinge im Messbereich sehr homogen erwärmt werden können. Die lokale Kurzzeitwärmebehandlung von kreisrunden Platinen für das Tiefziehen erfolgt mit Hilfe eines Lasersystems, welches aufgrund der hohen Flexibilität für diese Aufgabe bestens geeignet ist.

Für die wärmeleitungsinduzierte Wärmebehandlung wurde am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie eine Anlage gebaut, die in [114] im Detail vorgestellt wird. Die Vorrichtung besteht aus zwei beheizbaren Edelstahlplatten mit einer Fläche von jeweils $200 \times 200 \text{ mm}^2$, welche mittels eines Pneumatikzylinders zusammengefahren werden, um die Proben wärmebehandeln zu können. Die Ermittlung der Temperatur erfolgt mit Hilfe von Thermoelementen in den Heizplatten. Anhand dieser Messung wird die Temperatur über Heizpatronen geregelt. Im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung werden Wärmebehandlungstemperaturen im Bereich von $T_{WB} = 200 \text{ °C}$ bis $T_{WB} = 500 \text{ °C}$ untersucht. Dieser Versuchsplan wird aus den wissenschaftlichen Erkenntnissen von Geiger et al. [83] und Böhm et al. [97] zur Kurzzeitwärmebehandlung mehrlagiger Aluminiumbleche abgeleitet. Im Rahmen von Vorversuchen mit einer Zugprobegeometrie, in die ein Mantelthermoelement vom Typ K (NiCr-Ni) mit einem Durchmesser von $d = 0,5 \text{ mm}$ eingearbeitet ist, wird der Temperatur-Zeit-Verlauf direkt am Prüfkörper ermittelt. Das Ziel ist eine möglichst kurze Haltedauer $t_{halte} \leq 1,0 \text{ s}$ bei einem möglichst genauen Erreichen der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} . Die Vorversuche zeigen, dass die besten Ergebnisse erzielt werden, wenn die Temperatur der Heizplatten T_{HP} etwas über der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} liegt. In Verbindung mit den ermittelten Lagerungszeiten t_{lager} bei geschlossenen Heizplatten kann eine Wärmebehandlung bei der gewünschten Zieltemperatur mit einer kurzen Aufheizzeit t_{auf} realisiert werden. Nach der Entnahme der Proben aus den Heizplatten erfolgt das Abschrecken an Raumluft. Die Ergebnisse für alle untersuchten Temperaturen sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

Tabelle 3: Parameter der wärmeleitungsinduzierten Wärmebehandlung

| T_{WB} in °C | T_{HP} in °C | t_{lager} in s |
|----------------|----------------|------------------|
| 200 | 210 | 2,0 |
| 250 | 270 | 2,0 |
| 300 | 320 | 2,0 |
| 350 | 370 | 2,0 |
| 400 | 420 | 2,0 |
| 450 | 470 | 2,5 |
| 500 | 530 | 3,0 |

Für die Bewertung der Formgebungsgrenzen prozessangepasster Halbzeuge werden kreisrunde Platinen direkt vor dem Tiefziehprozess mit einem Lasersystem lokal wärmebehandelt. Hierfür steht am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie ein Diodenlaser LDM 3000-100 (Fa. Laserline; Mülheim-Kärlich) mit einer maximalen Ausgangsleistung von 3 kW zur Verfügung. Die Wellenlänge der Laserstrahlung liegt im Bereich von 900 nm bis 1.080 nm. Zur Wärmebehandlung wird eine Laseroptik Zoom-Homogenisator (Fa. Laserline; Mülheim-Kärlich) eingesetzt. Diese erzeugt einen homogenisierten rechteckigen Laserspot, der zudem bezüglich der Größe in x- und y-Richtung stufenlos von circa 6 x 6 mm² bis 42 x 42 mm² einstellbar ist. Die Optik ist an einem Industrieroboter (Fa. KUKA; Augsburg) montiert, wodurch eine hohe Flexibilität beim Einsatz gewährleistet wird.

Im Zuge der Versuchsdurchführung werden kreisrunde Platinen mit verschiedenen Ausgangsdurchmessern lokal im äußeren Bereich wärmebehandelt. Die Auslegung des Wärmebehandlungslayouts erfolgt in Anlehnung an die simulativen Ergebnisse von Geiger et al. [83], die zeigen, dass dieses Layout für nachfolgende Rundnapf-Tiefziehversuche am vielversprechendsten ist. In Abhängigkeit des Rondendurchmessers d_R wird die quadratische Spotgröße l_{SP} und die Kreisbahn des Industrieroboters so variiert, dass im Zentrum der Platine ein Bereich mit einem Radius von $r_{nWB} = 35$ mm nicht direkt bestrahlt wird. Die Bestimmung der Spotgröße

in Abhängigkeit des Rondendurchmessers und der genannten Randbedingung erfolgt gemäß Gleichung (13). Das Prinzip zur Auslegung des Wärmebehandlungslayouts ist in Bild 7 dargestellt.

$$l_{SP} = \frac{d_R}{2} - r_{nWB} \quad (13)$$

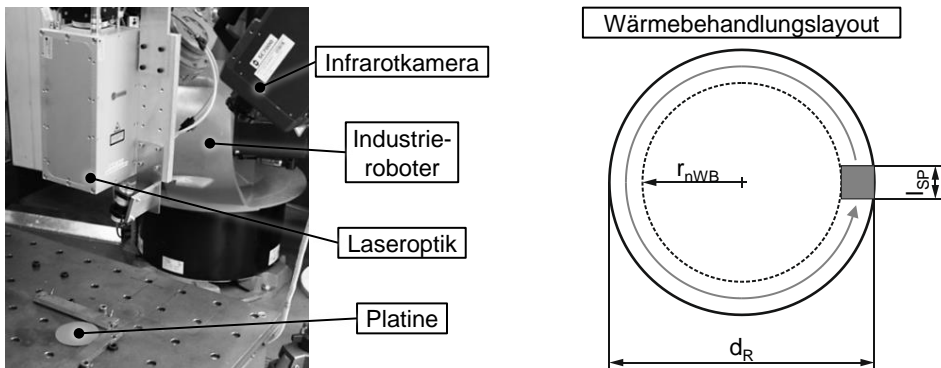


Bild 7: Versuchsaufbau Laserwärmebehandlung mit Layout

Die Geschwindigkeit, mit welcher die Laseroptik während der Wärmebehandlung auf einer Kreisbahn verfahren wird, beträgt $v_L = 2 \text{ mm/s}$. Die Regelung der Laserleistung zur Gewährleistung einer möglichst homogenen Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} erfolgt auf Basis des Signals eines Pyrometers, welches direkt in der Zoomoptik verbaut ist. Des Weiteren wird im Versuchsaufbau gemäß Bild 7 eine Infrarotkamera SC7600 (Fa. FLIR Systems; Wilsonville) verwendet, um die Temperaturverteilungen auf der Oberfläche der Probenkörper zu analysieren. Für die laserbasierte Wärmebehandlung werden die Platinen mit einem mattschwarzen Graphitlack beschichtet, wodurch der Emissionsgrad der Oberfläche erhöht wird. Für die Thermographie sowohl unter Verwendung des Pyrometers, als auch unter Verwendung der Infrarotkamera wird ein Emissionskoeffizient von $e = 0,95$ verwendet [115].

Um die Vergleichbarkeit der wärmeleitungs-basierten mit der laserbasierten Wärmebehandlung zu gewährleisten, werden im Rahmen von Voruntersuchungen die Temperatur-Zeit-Profile verglichen. Die Auswertung erfolgt auf Basis des Signals des Thermoelements in der Zugprobe für die wärmeleitungs-basierte Methode. Für das laserbasierte Verfahren wird anhand der Aufnahmen der Infrarotkamera an einer beliebigen Stelle der Platine der Mittelwert der Temperatur im Fokusbereich des Laserspots gebildet und über die Zeit aufgetragen. Die Ergebnisse sind in Bild 8 exemplarisch für eine Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ dargestellt.

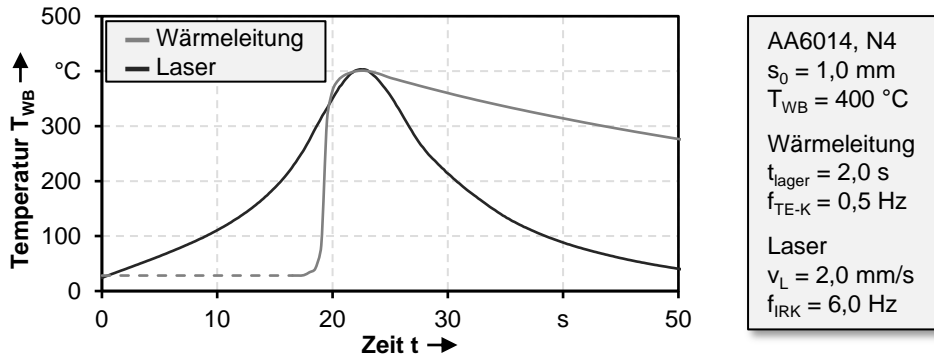


Bild 8: Vergleich Temperatur-Zeit-Verläufe zwischen Laser und Wärmeleitung

Während die Aufheizzeit t_{auf} der Zugprobe wesentlich kürzer ist, da sofort nach dem Schließen der Vorrichtung die gesamte Probe erwärmt wird, ist bei der kontinuierlichen Laserwärmebehandlung mit einer Geschwindigkeit von $v_L = 2 \text{ mm/s}$ die entsprechende Zeit signifikant länger. Die Ergebnisse bezüglich der Abkühlzeit t_{abk} verhalten sich entgegengesetzt. Die Abkühlung der gesamten Zugprobengeometrie an Raumluft dauert sehr lange, während die Abkühlzeit der lokal behandelten Platine im Bereich der Wärmebehandlung kürzer ist, da beispielsweise durch Wärmeleitung in nicht erwärmte Zonen die eingebrachte Energie schneller abgeführt werden kann. Nichtsdestotrotz ist die Haltezeit bei Erreichen der Wärmebehandlungstemperatur T_{WB} bei beiden Verfahren vergleichbar und beträgt in etwa $t_{halte} = 1 \text{ s}$. Im Rahmen bereits durchgeführter Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Haltezeit [96] und die Wärmebehandlungstemperatur [88] die signifikanten Einflussgrößen für eine Veränderung der Werkstoffeigenschaften sind. Somit sind beide im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Wärmebehandlungsverfahren unter Berücksichtigung der dargelegten Parameter als vergleichbar anzusehen.

4.5 Umformung und Formgebungsgrenzen

Biegeumformung

Die Ermittlung der Formgebungsgrenzen unter einer Biegebeanspruchung erfolgt mit Hilfe eines am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie vorhandenen Prüfaufbaus zum freien Biegen. Das verwendete Werkzeug besteht aus einem Gesenk mit einer Öffnungsweite von $w = 6,2 \text{ mm}$ und einem Gesenkradius von $r_G = 2,0 \text{ mm}$ sowie aus einem Stempel mit einem Radius von $r_{St} = 1,2 \text{ mm}$, wie in Bild 9 verdeutlicht. Die Biegeproben haben eine rechteckige Geometrie mit Abmessungen von $56 \times 20 \text{ mm}^2$. Die Untersuchungen

werden sowohl bei einer Orientierung der Biegelinie (BL) parallel zur Walzrichtung (WR), als auch senkrecht dazu, durchgeführt. Die Stempelgeschwindigkeit bei der Versuchsdurchführung beträgt $v_{St} = 1 \text{ mm/s}$. Mit Hilfe eines Kraftmessensors wird die Stempelkraft ermittelt. Der Stempelweg x_{St} wird über einen Glasmaßstab aufgenommen.

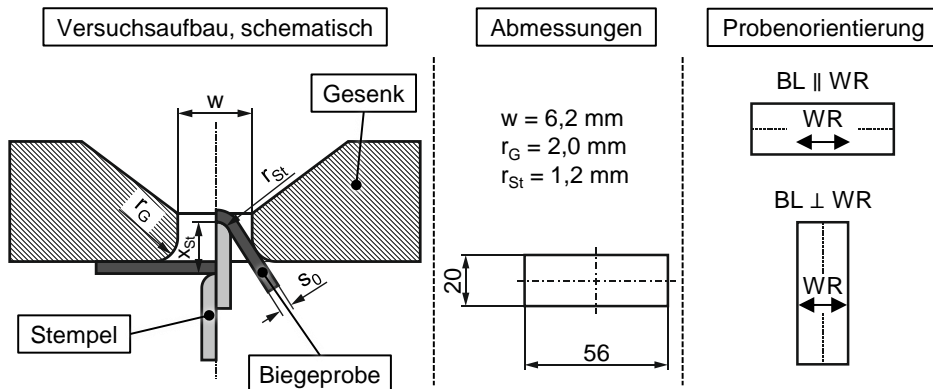


Bild 9: Schematischer Versuchsaufbau Biegen und Probengeometrie

Ergänzend wird das optische Dehnungsmesssystem ARAMIS (Fa. GOM; Braunschweig) im Versuchsaufbau verwendet, um die lokalen Dehnungen an der zugbeanspruchten Außenseite im Bereich der Biegelinie während der Versuchsdurchführung zu analysieren. Als Kennwert für die Formgebungsgrenzen wird der maximale Biegewinkel bei Versagen der Biegeprobe ermittelt. Die Auswertung erfolgt anhand der Kraft-Weg-Verläufe sowie anhand der Daten der optischen Messung nach der Versuchsdurchführung.

Streckziehen

Beim Streckziehen wird eine ebene Platine mit Hilfe eines starren Stempels getieft, während das Werkstück am Rand fest eingespannt ist [116]. Der plastische Zustand ist durch eine reine Zugbeanspruchung gekennzeichnet [117]. Dies bedeutet, dass der Werkstofffluss in der Umformzone durch eine Verringerung der Blechdicke erzielt wird. Zur Bestimmung der Formgebungsgrenzen unter einem reinen Zugspannungszustand wird der Versuchsaufbau nach Nakajima gemäß der Norm DIN EN ISO 12004-2:2009-02 [118] verwendet. Der eingesetzte Blechprüfstand ist in Bild 10 dargestellt. Das Werkzeug besteht aus einer Matrize mit einem Durchmesser von $d_M = 110 \text{ mm}$ und einem Matrizenradius von $r_M = 10 \text{ mm}$. Der halbkugelförmige Stempel hat einen Durchmesser von $d_{St} = 100 \text{ mm}$ mit einem Stempelradius von $r_{St} = 50 \text{ mm}$. Die Platinen werden zwischen Matrize und Niederhalter mit einer Kraft von $F_{NH} = 500 \text{ kN}$ geklemmt, um ein Nachfließen

des Werkstoffes zu verhindern. Zusätzlich wird ein optisches Dehnungsmesssystem ARAMIS (Fa. GOM; Braunschweig) eingesetzt, um die lokale Dehnungsverteilung während der Versuchsdurchführung in der Umformzone der Platinen zu erfassen.

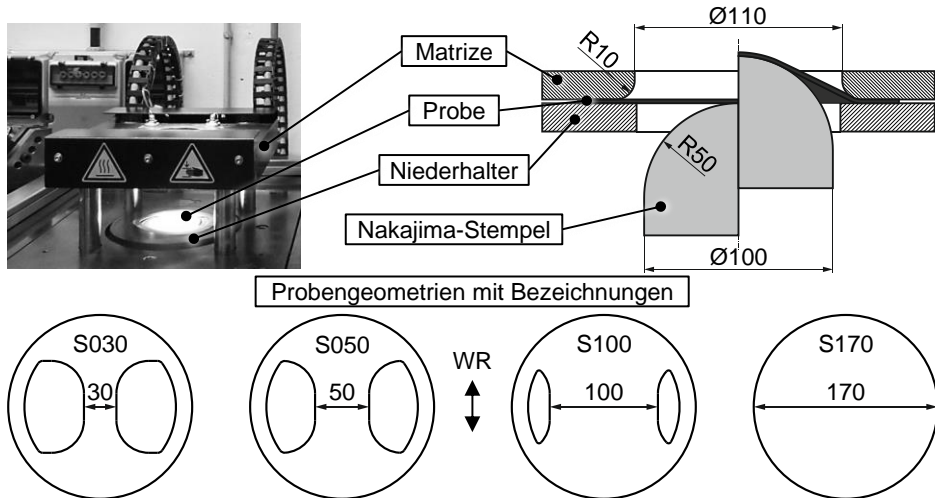


Bild 10: Nakajima-Versuchsaufbau und Probengeometrien

Als Zielgröße wird die Grenzformänderung der untersuchten Werkstoffe ausgewertet und in einem Grenzformänderungsdiagramm (englisch: Forming Limit Diagram, kurz: FLD) aufgetragen. Im Rahmen dieser Arbeit werden vier unterschiedliche Probengeometrien gemäß Bild 10 verwendet, um verschiedene Formänderungszustände realisieren zu können und den gesamten Bereich vom biaxialen Spannungszustand hin zur einachsigen Zugspannung abzudecken. Die resultierenden Wertepaare der Haupt- und Nebenumformgrade (φ_1 / φ_2) beschreiben den Verlauf der Grenzformänderungskurve (englisch: Forming Limit Curve, kurz: FLC). Anhand der FLC können sichere von eingeschnürten Punkten unterschieden werden. Bereits die lokale Einschnürung eines Werkstoffes und nicht erst der Riss stellen ein Versagensmerkmal dar, welches in Umformprozessen nicht akzeptiert werden kann. Die Auswertung dieser Dehnungswerte erfolgt anhand von drei Schnittlinien, die senkrecht zum Riss angelegt werden. Auf Basis der Dehnungsverteilung entlang dieser Schnittlinien im letzten Bild vor Riss wird gemäß der Norm DIN EN ISO 12004-2:2009-02 [118] auf die Grenzformänderung zurückgerechnet. Um die Reibung zwischen Stempel und Werkstück zu minimieren und somit ein Versagen im Bereich des

Scheitelpunkts der Halbkugel zu gewährleisten, wird ein Schmierstoffsystem als Lagenaufbau mit mehreren Schichten aus Wollfett, PTFE-Folien und einer Mipolam-Platine gewählt.

Tiefziehen

Bei der Bewertung der Umformeigenschaften mehrlageriger Halbzeuge wird der Schwerpunkt im Rahmen dieser Arbeit auf das Tiefziehen gelegt. Neben dem Referenzwerkstoff werden ausgewählte Parameterkombinationen des Versuchsplans (siehe Bild 12) sowie Platinen mit einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung untersucht. Die experimentellen Versuche werden an einer hydraulischen Tiefziehpresse TSP 100 So (Fa. LASCO Umformtechnik; Coburg) mit einer maximalen Stößelkraft von 1.000 kN durchgeführt. Es wird ein Rundnapf-Tiefziehwerkzeug mit einem Stempeldurchmesser von $d_{St} = 50$ mm und einem Radius von $r_{St} = 10$ mm eingesetzt, wie in Bild 11 dargestellt. Der Matrizendurchmesser beträgt $d_M = 53$ mm bei einem Einlaufradius von $r_M = 10$ mm. Der Stempel ist fest mit dem Unterwerkzeug verschraubt. Die Ermittlung der Stempelkraft F_{St} erfolgt mit Hilfe einer Kraftmessdose, die Kräfte bis zu 500 kN aufnehmen kann. Durch die Abwärtsbewegung des Stößels wird die Platine zunächst zwischen Niederhalter und Matrize gehalten und anschließend über den Stempel gezogen. Die Pressgeschwindigkeit beträgt bei allen Versuchen 20 mm/s. Zur Vermeidung von Faltenbildung im Flansch wird die Niederhalterkraft in Abhängigkeit der Rondendurchmesser zwischen 20 kN und 65 kN variiert. Als Schmierstoff kommt das mineralöhlhaltige Ziehöl Multidraw KTL N 16 (Fa. Zeller+Gmelin; Eislingen) in einer Grundbeölung mit manueller Schmierstoffapplikation zum Einsatz.

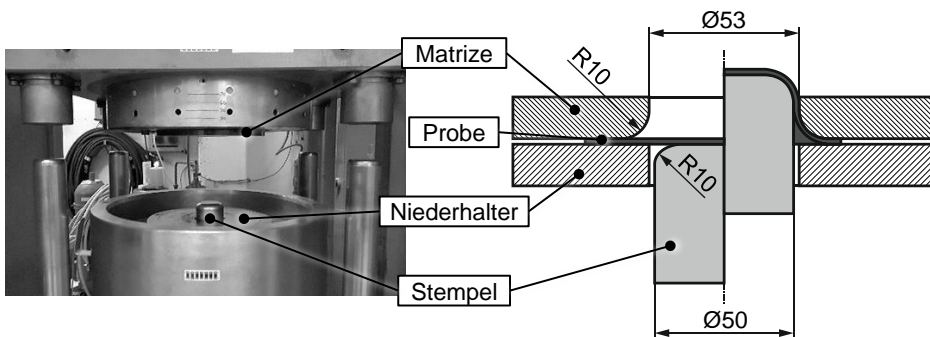


Bild 11: Aufbau Rundnapf-Tiefziehversuch

Die primäre Zielgröße zur Beschreibung der Formgebungsgrenzen in Tiefziehprozessen ist das Grenzziehverhältnis β_{omax} . Dieser Kennwert kann entweder im vereinfachten Verfahren nach dem analytischen Ansatz von

Schmidt-Kapfenberg [74] oder experimentell durch eine schrittweise Erhöhung der Rondendurchmesser ermittelt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wird der zweite Lösungsweg verfolgt, um experimentell validierte Aussagen treffen zu können. Je nach untersuchtem Werkstoff werden Ronden mit einem Durchmesser von $d_R = 80$ mm bis maximal $d_R = 130$ mm umgeformt. Die Erhöhung der Durchmesser erfolgt in Schritten von 5 mm, wodurch das Grenzziehverhältnis mit einer Genauigkeit von 0,1 bestimmt werden kann. Weiterhin werden die Kraft-Weg-Verläufe des Stempels ausgewertet und sowohl zur Bewertung der Werkstoffe als auch für die experimentelle Validierung der Finite-Elemente-Simulation herangezogen. Die hergestellten Bauteile werden hinsichtlich der finalen Geometrie und der Härteverteilung analysiert und verglichen.

Bauteilcharakterisierung

Die umgeformten Rundnäpfe werden hinsichtlich der Geometrie sowie der Blechdickenverteilung analysiert. Für diese Messaufgabe wird eine optische 3D-Koordinatenmesssystem ATOS (Fa. GOM; Braunschweig) in Verbindung mit dem System TRITOP (Fa. GOM; Braunschweig) eingesetzt. Das ATOS-System projiziert ein Streifenmuster auf die Oberfläche des Bauteils, welches von zwei Kameras erfasst wird. Auf Basis der Messung werden 3D-Koordinatenpunkte des Messobjekts generiert, woraus ein Gesamtmodell des Rundnapfes erstellt wird. Über Referenzpunkte auf dem Bauteil sowie Referenzobjekte, die neben dem Bauteil platziert werden, wird mithilfe des TRITOP-Systems eine Referenzdatei zur Position des Bauteils erstellt. Anhand dieser Referenz und in Verbindung mit der Generierung flächenhafter Messdaten der Innen- sowie der Außenseite des Messobjekts kann ein dreidimensionales Gesamtmodell mit Informationen zur Blechdickenverteilung erstellt werden. Neben der flächenhaften optischen Analyse des gesamten Bauteils wird die Blechdickenverteilung entlang einer Linie mit Hilfe eines Koordinatenmessgeräts Leitz PMM 654 (Fa. Hexagon Metrology, Wetzlar) gemessen.

Weiterhin werden die Bauteile hinsichtlich der Härteverteilung im Bereich der Zarge und des Napfbodens analysiert, um die Festigkeitsentwicklung für die untersuchten Werkstoffe vergleichen zu können. Zunächst werden mit Hilfe eines CO₂-Lasers TruLaser Cell 7020 (Fa. TRUMPF; Ditzingen) rechteckige Sekundärproben aus den Bauteilen entnommen. Die Breite beträgt 10 mm, während die Höhe in Abhängigkeit der Zargenhöhe variieren kann. Die Härtemessung wird ausschließlich in der Mitte der Sekundärproben durchgeführt, um einen Einfluss der laserbasierten Probenfertigung auf das Messergebnis ausschließen zu können. Für die Bestimmung der

Härte wird ein Härteprüfgerät ZHV 10 (Fa. ZwickRoell; Ulm) mit einem Eindringkörper nach Vickers verwendet. Die Prüfkraft entspricht 49,03 kN (HV 5). Gemäß der Vorgabe für Leichtmetalle wird mit einer Einwirkdauer von 30 s nach Auftreffen des Eindringkörpers auf das Messobjekt geprüft. Die Vermessung der Diagonalen des Eindrucks erfolgt mit einem Objektiv bei einer 100-fachen Vergrößerung. Aus diesen Ergebnissen werden die Härtewerte über Vergleichstabellen gemäß der Norm DIN EN ISO 6507-1:2018-07 [119] bestimmt.

4.6 Finite-Elemente-Simulation

Die Finite-Elemente-Simulationen werden mit dem Simulationsprogramm LS-DYNA (Fa. LSTC; Livermore) unter Verwendung der Solver-Version 971 R10.1.1 durchgeführt. Für das Pre- und Post-Processing wird die Software LS-PrePost (Fa. LSTC; Livermore) in der Version 4.5 eingesetzt. Im Rahmen dieser Arbeit wird der Rundnapf-Tiefziehprozess mit Hilfe der expliziten Zeitintegration berechnet. Um die Rechenzeit zu verkürzen, wird die Methode der Zeitskalierung mit einem Faktor von 1.000 verwendet. Die Definition der Randbedingungen hinsichtlich Werkstoff- und Prozessmerkmalen wird über sogenannte Keywords vorgenommen, welche gleichzeitig die Struktur des Inputdecks definieren. Die Werkzeugelemente werden über Schalenelemente als ideal starre Körper abgebildet.

Das Werkstück wird sowohl für den Referenzwerkstoff im Zustand T₄, als auch für mehrlagige Halbzeuge mit Hilfe von Schalenelementen abgebildet. Auf die Verwendung von Volumenelementen und die Berücksichtigung diskreter Schichten wird verzichtet, da im Rahmen dieser Arbeit untersucht werden soll, ob der konventionelle und effiziente Modellierungsansatz mit Schalenelementen und expliziter Zeitintegration für komplexe mehrlagige Halbzeuge anwendbar ist. Die Diskretisierung der Platine erfolgt mit quadratischen Elementen, die eine initiale Kantenlänge von 1,0 mm aufweisen. Ein zentraler Aspekt der Auslegung von Blechumformprozessen ist eine möglichst realitätsnahe Abbildung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Um dieser Anforderung gerecht zu werden, wird das anisotrope Fließkriterium Yld2000-2d nach Barlat et al. [120] verwendet, welches im Simulationsprogramm bereits implementiert ist. Die Gestalt der Fließortkurve wird anhand von acht Koeffizienten beschrieben, wobei auch der Fließbeginn unter biaxialer Belastung berücksichtigt wird [121]. Im Rahmen dieser Arbeit wird aus einachsigen Zugversuchen in 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung jeweils der Fließbeginn und der r-Wert er-

mittelt. Aus Schichtstauchversuchen wird der biaxiale Fließbeginn bestimmt. Der Kennwert r_b zur Beschreibung der biaxialen Anisotropie wird als 1,0 angenommen. Das Verfestigungsverhalten wird anhand der Approximation und Extrapolation der Fließkurve nach Hockett-Sherby [122] aus einachsigen Zugversuchen in 0° zur Walzrichtung beschrieben.

Die Ergebnisse der Finite-Elemente-Simulationen werden anhand der Kraft-Weg-Verläufe des Tiefziehprozesses sowie der Blechdickenverteilung realer Bauteile validiert. Die experimentell ermittelten Grenzformänderungskurven werden als Versagenskriterium in der Berechnung herangezogen. Abschließend wird die Prognosegüte der Berechnungen für mehrlagige Halbzeuge unter Berücksichtigung der Werkstoffmodellierung sowie der Versagensbeschreibung bewertet und mit dem konventionellen Werkstoff verglichen.

5 Herstellung mehrlagiger Halbzeuge im kumulativen Walzplattierprozess

In diesem Kapitel wird der kumulative Walzplattierprozess zur Herstellung mehrlagiger Halbzeuge der ausscheidungshärtbaren Aluminiumknetlegierung AA6014 untersucht. Zur weiterführenden Analyse der Umformigenschaften dieser Blechwerkstoffe erfolgt im Vergleich zum Stand der Forschung eine Hochskalierung der initialen Halbeugabmessungen sowie eine gezielte Wärmebehandlung durch die Temperierung der Arbeitswalzen.

Die bezogene Stichabnahme sowie die Reproduzierbarkeit sind Zielgrößen, die zur prozessseitigen Bewertung der Laborwalzversuche herangezogen werden. Halbzeugeitig wird der Einfluss der Prozessparametervariation auf die resultierende Korngröße, die mechanischen Eigenschaften sowie die Bindungsfestigkeit ausgewertet und verglichen.

5.1 Versuchsplan zur Halbzeugherstellung

Aus den Erkenntnissen des Stands der Technik sowie unter Berücksichtigung der technischen Randbedingungen der verwendeten Anlagen wird der Versuchsplan zur Herstellung mehrlagiger Halbzeuge durch kumulatives Walzplattieren abgeleitet. Die Zusammenfassung der Matrix ist in Bild 12 dargestellt. Die Anzahl der Walzzyklen wird auf zwei (N_2) respektive vier (N_4) festgelegt. Wie in Abschnitt 2.2.2 dargelegt, zeigen Untersuchungen an ausscheidungshärtbaren Legierungen der 6.000er-Serie, dass die Festkeitszunahme im ersten Walzschritt am größten ist und der Anstieg mit zunehmenden Zyklen abnimmt [41]. Legierungsabhängig ist diese Zunahme nach N_4 bereits signifikant reduziert [46]. Durch die Festlegung auf N_2 und N_4 Walzzyklen wird im Versuchsplan der Bereich analysiert, in welchem unter Berücksichtigung der Erkenntnisse des Stands der Technik die größten Veränderungen bezüglich der Werkstoffeigenschaften zu erwarten sind.

Da der Einfluss der Erwärmung der Arbeitswalzen im Kontext des kumulativen Walzplattierens für Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie erstmals untersucht wird, ist der Schwerpunkt des Versuchsplans auf die Walztemperatureinfluss auf die resultierenden Eigenschaften der Halbzeuge im Bereich von Raumtemperatur bis 200 °C für 4-lagige (N_2) sowie 16-lagige (N_4) Halbzeuge untersucht. Neben einer Variante ohne zusätzliche Erwärmung

der Arbeitswalzen erfolgt eine Temperierung von 50 °C bis 200 °C in 50 °C-Schritten, woraus sich insgesamt fünf Faktorstufen für die Walztemperatur ableiten.

Im Stand der Technik wird dargelegt, dass langsame Walzgeschwindigkeiten einen positiven Effekt auf die Bindungsfestigkeit haben [30]. Basierend auf dieser Erkenntnis wird bei einer Walztemperatur von 150 °C der Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die Eigenschaften mehrlagiger Halbzeuge im Bereich von 1 m/min bis 5 m/min stichprobenartig analysiert. Für die weiteren Temperaturen wird eine mittlere Walzgeschwindigkeit von 3 m/min gewählt. Weiterhin wird erstmalig im Forschungsumfeld die Reproduzierbarkeit der ARB-Prozesskette hinsichtlich der resultierenden Werkstoffeigenschaften anhand von drei unterschiedlichen Chargen bei Raumtemperatur und bei 200 °C untersucht. Im Rahmen dieser Arbeit wird folgende Nomenklatur für die mehrlagigen Halbzeuge festgelegt:

Walzzyklen_Walztemperatur_Walzgeschwindigkeit_Charge

Somit wird die Differenzierung unter Berücksichtigung der variierten Prozesseinflussgrößen gewährleistet. Die zweite Charge eines 16-lagigen Halbzeugs, welches in vier Walzzyklen bei Raumtemperatur mit einer Walzgeschwindigkeit von 3 m/min hergestellt wurde, wird beispielsweise wie folgt bezeichnet:

N4_RT_3_02

| | | | | | |
|---------------------------------------------------------------------|--------------|-------|---------------|--------|-----------|
| Walzzyklen (vollfaktoriell) | N2 (4-lagig) | | N4 (16-lagig) | | |
| Walztemperatur T_w (vollfaktoriell) | RT | 50 °C | 100 °C | 150 °C | 200 °C |
| Walzgeschwindigkeit v_w (bei $T_w = 150$ °C) | 1 m/min | | 3 m/min | | 5 m/min |
| Wiederholgenauigkeit (bei $T_w = RT$ und $T_w = 200$ °C) | Charge 01 | | Charge 02 | | Charge 03 |

Bild 12: Versuchsplan zur Halbzeugherstellung durch kumulatives Walzplattieren

Die Analyse und Diskussion der Prozesseinflussgrößen anhand der Korngröße, der mechanischen Kennwerte sowie der Bindungsfestigkeit erfolgt in den Abschnitten 5.3 bis 5.5. Die weiterführende Untersuchung der Umformeingenschaften in den Kapiteln 6 und 7 wird anhand ausgewählter Varianten des gesamten Versuchsplans durchgeführt.

5.2 Bewertung der Laborwalzversuche

Da die Herstellung mehrlageriger Halbzeuge durch kumulatives Walzplattieren im Labor auf einem Versuchswalzgerüst erfolgt, wird dieser Prozess zunächst bewertet, um anschließend die Einflussgrößen auf die resultierenden Halbzeugeigenschaften analysieren zu können. Als Bewertungsgrundlage wird die realisierte bezogene Stichabnahme aller hergestellten Halbzeuge und Walzstiche analysiert. Weiterhin wird die Reproduzierbarkeit der Halbzeugherstellung im ARB-Prozess hinsichtlich der mechanischen Kennwerte für jeweils drei Chargen bei den Walztemperaturen von Raumtemperatur sowie 200 °C untersucht.

5.2.1 Bezogene Stichabnahme und resultierende Blechdicke

Die bezogene Stichabnahme, die in Gleichung (2) definiert ist, beschreibt das Verhältnis der Ausgangsblechdicke zur resultierenden Blechstärke nach einem Walzstich. Bei konventionellen sowie bei kumulativen Walzplattierprozessen bedingt die Stichabnahme den erforderlichen Walzdruck, der durch das Walzgerüst realisiert werden muss. In Bezug auf das Halbzeug beeinflusst die Stichabnahme die resultierenden Werkstoffeigenschaften, wie beispielsweise die mechanischen Kennwerte oder die Planheit des Walzgutes [16]. Des Weiteren wird die Bindungsfestigkeit bei der Herstellung mehrlageriger Halbzeuge im kumulativen Walzplattierprozess durch die bezogene Stichabnahme bestimmt. Mit zunehmender Höhenabnahme steigt die Oberflächenvergrößerung in der Bindungsfläche des Halbzeuges sowie der Walzdruck im Prozess an. Untersuchungen von Yan und Lenard [49] bestätigen einen signifikanten Anstieg der Bindungsfestigkeit mit zunehmender Stichabnahme für eine Aluminiumlegierung der 6.000er-Serie. Im Rahmen der durchgeführten Laborwalzversuche zur Herstellung 4-lageriger (N₂) sowie 16-lageriger (N₄) Aluminiumblechhalbzeuge wird für alle Walzstiche eine bezogene Stichabnahme von 50 % angestrebt. Mit Hilfe dieser Prozessführungsstrategie soll gewährleistet werden, dass die Blechdicke der mehrlagerigen Halbzeuge auf dem gleichen Niveau des konventionellen Ausgangswerkstoffes gehalten wird.

Die realisierten Stichabnahmen der experimentellen Walzversuche für die 4-lagigen N₂-Halbzeuge sind in Bild 13 dargestellt. Die Säulen repräsentieren die einzelnen Walzstiche, während die Datenpunkte die resultierende Blechdicke des 4-lagigen Blechhalbzeuges darstellen. Im Diagramm sind die Ergebnisse für alle Walztemperaturen von Raumtemperatur bis T_W = 200 °C aufgezeigt. Des Weiteren werden bei einer Temperatur von T_W = 150 °C die drei untersuchten Walzgeschwindigkeiten im Bereich von v_W = 1 m/min bis v_W = 5 m/min unterschieden. In der Prozessfolge werden zunächst zwei 2-lagige Blechhalbzeuge N_{1_1} und N_{1_2} hergestellt, die im folgenden Walzstich zu einem 4-lagigen Blech (N₂) weiterverarbeitet werden. Die resultierenden bezogenen Stichabnahmen aller durchgeführten Walzversuche für die Herstellung von N₂-Halbzeugen liegen im Bereich zwischen ε_h = 44% und ε_h = 54%, bei einem Sollwert von ε_h = 50%. Weiterhin zeigen die Ergebnisse, dass die Variation der Stichabnahme durch die Prozessführung bei erhöhten Temperaturen im Vergleich zu den Walzversuchen bei Raumtemperatur nicht zunimmt. Bedingt durch die Schwankungen der Stichabnahme, liegt die resultierende Blechdicke der 4-lagigen Halbzeuge nicht exakt bei s = 1,0 mm. Dieser Kennwert variiert im Bereich von s = 0,9 mm bis s = 1,1 mm, was einer maximalen relativen Abweichung von ± 10% in Bezug auf den Zielwert entspricht.

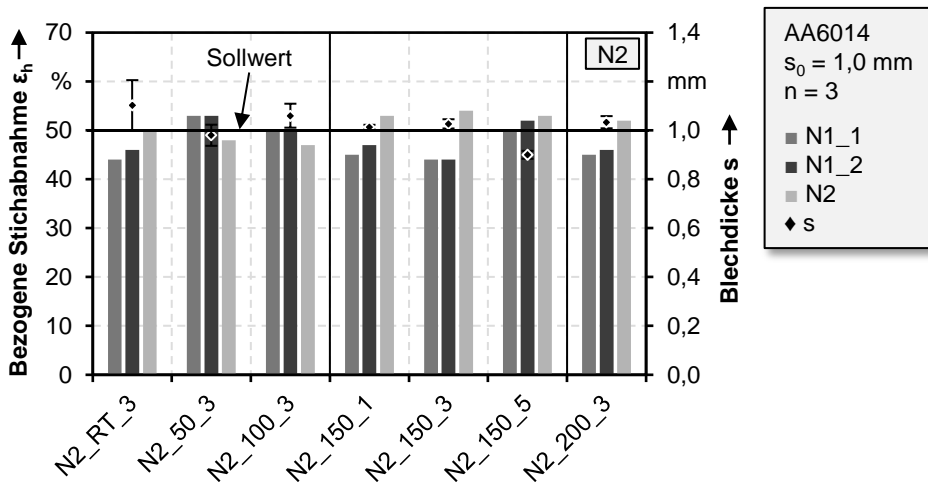


Bild 13: Realisierte Stichabnahme und resultierende Blechdicke N₂-Halbzeuge

In Bild 14 sind die bezogenen Stichabnahmen sowie die resultierenden Blechdicken für die Herstellung der 16-lagigen N₄-Halbzeuge dargestellt. Während für die Herstellung von N₂-Blechen drei Walzvorgänge durchgeführt werden, erhöht sich die Anzahl für N₄-Halbzeuge auf insgesamt fünf

Prozesswiederholungen. Bei der zweiten und dritten Charge der Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ N4_200_3_02 sowie N4_200_3_03 wird das hergestellte N1-Blech direkt zu einem N2-Halbzeug weiterverarbeitet, wodurch der Walzstich N1_2 entfällt. Die Analyse aller Walzvorgänge zur Herstellung 16-lagiger Halbzeuge zeigt, dass die bezogene Stichabnahme in Bereich von $\varepsilon_h = 41\%$ bis $\varepsilon_h = 59\%$ liegt. Die resultierende Blechdicke beträgt zwischen $s = 0,81\text{ mm}$ und $s = 1,20\text{ mm}$ mit einer maximalen relativen Abweichung von -19% bis $+20\%$. Für die Herstellung der N4-Halbzeuge ist weiterhin keine zunehmende Schwankung der untersuchten Kenngrößen durch die zusätzliche Einflussgröße der Walztemperatur festzustellen. In Bild 14 sind die Ergebnisse für alle hergestellten N4-Halbzeuge dargelegt. Gemäß dem Versuchsplan beinhaltet dies die Walztemperaturen im Bereich von Raumtemperatur bis $T_W = 200\text{ °C}$, die Variation der Walzgeschwindigkeit bei einer Temperatur von $T_W = 150\text{ °C}$ sowie jeweils drei Blechchargen bei Raumtemperatur und bei $T_W = 200\text{ °C}$.

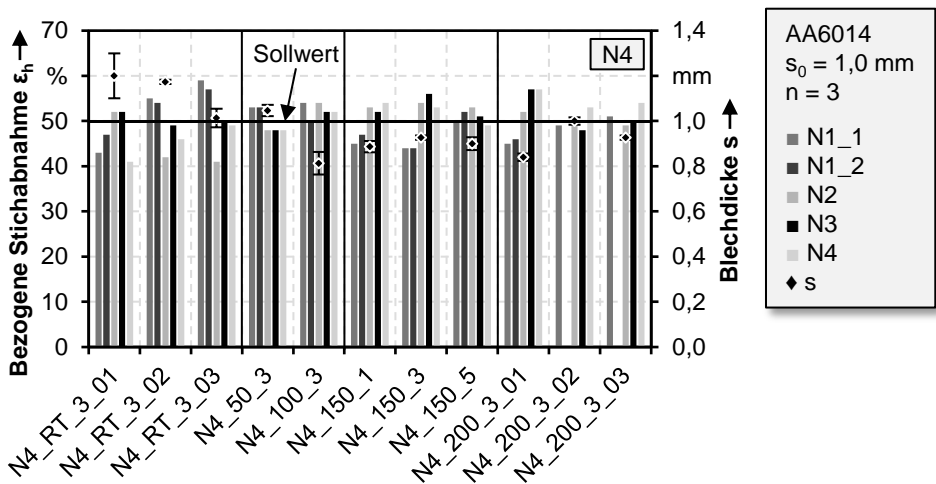


Bild 14: Realisierte Stichabnahme und resultierende Blechdicke N4-Halbzeuge

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die bezogene Stichabnahme prozessbedingten Schwankungen unterliegt, woraus eine Variation der finalen Blechdicke resultiert. In der Norm DIN EN 485-4: 1994-01 [123] sind die Grenzabmaße für konventionelle kaltgewalzte Aluminiumlegierungen dargelegt. Die Dickengrenzabmaße für Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie für Nennbreiten bis 1.000 mm bei einer Nenndicke von 1,0 mm betragen $\pm 0,05\text{ mm}$. Im Rahmen der Laborwalzversuche können diese industriellen Anforderungen bei vier von insgesamt sieben hergestellten N2-Blechen erfüllt werden. Bezogen auf die N4-Halbzeuge werden die Grenzabmaße gemäß Norm bei drei von elf untersuchten Blechen eingehalten. Die

weiteren Halbzeuge unterliegen den beschriebenen maximalen Schwankungen. Die experimentellen Ergebnisse zeigen zum einen, dass bei der Herstellung 16-lagiger Halbzeuge im Vergleich zu 4-lagigen Blechen größere Variationen auftreten. Dies kann durch die zunehmende Anzahl an einzelnen Walzstichen und die damit verbundene Akkumulation der Prozessschwankungen erläutert werden. Zum anderen wird durch die Untersuchungen deutlich, dass die Prozessroute mit zusätzlicher Erwärmung der Arbeitswalzen im Vergleich zum Kaltwalzprozess nicht zu einer erhöhten Streuung der Stichabnahme sowie der Blechdicke führt.

5.2.2 Reproduzierbarkeit der Halbzeugherstellung

Neben der Untersuchung der Prozessschwankungen hinsichtlich der geometrischen Zielgrößen, wie der bezogenen Stichabnahme und der resultierenden Blechdicke, wird in diesem Abschnitt die Reproduzierbarkeit der Laborwalzversuche anhand mechanischer Werkstoffkennwerte analysiert. Anhand von jeweils drei Chargen 16-lagiger Halbzeuge, die bei Raumtemperatur und bei $T_W = 200 \text{ °C}$ hergestellt wurden, wird die Streckgrenze $R_{p0,2}$ sowie die Zugfestigkeit R_m gegenübergestellt. In Bild 15 sind die Ergebnisse zusammengefasst abgebildet. Auf der linken Seite ist die Festigkeit als Kennwert dargelegt, während auf der rechten Seite der Abbildung die relative Abweichung vom jeweiligen arithmetischen Mittelwert aller drei Chargen verdeutlicht wird.

Die Streckgrenze der drei kaltgewalzten Halbzeuge liegt zwischen $R_{p0,2} = 325 \text{ MPa}$ bei Charge 03 und $R_{p0,2} = 335 \text{ MPa}$ bei Charge 01, während die Zugfestigkeit zwischen $R_m = 328 \text{ MPa}$ und $R_m = 346 \text{ MPa}$ variiert. Bei einer Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ liegt die Streckgrenze der hergestellten Halbzeuge auf einem höheren Niveau zu den kaltgewalzten Blechen. Die Kennwerte betragen zwischen $R_{p0,2} = 325 \text{ MPa}$ und $R_{p0,2} = 341 \text{ MPa}$. Die Zugfestigkeit variiert im Bereich von $R_m = 338 \text{ MPa}$ bis $R_m = 353 \text{ MPa}$. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung sind die Chargenunterschiede bezüglich der Festigkeit für die beiden untersuchten Prozessparameterkombinationen als statistisch signifikant einzustufen. Die Analyse der relativen Abweichung der Kennwerte einzelner Halbzeuge vom arithmetischen Mittelwert aller drei Chargen zeigt dennoch, dass die Schwankungsbreite sehr gering ausfällt. Die Abweichung beim Kaltwalzen liegt zwischen $-1,65\%$ und $+1,41\%$ für $R_{p0,2}$ sowie zwischen $-2,62\%$ und $+2,80\%$ für die Zugfestigkeit. Bei den Chargen der Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ beträgt die Streuung $-2,56\%$ bis $+2,07\%$ für die Streckgrenze und $-2,43\%$ bis $+1,84\%$, bezogen auf R_m .

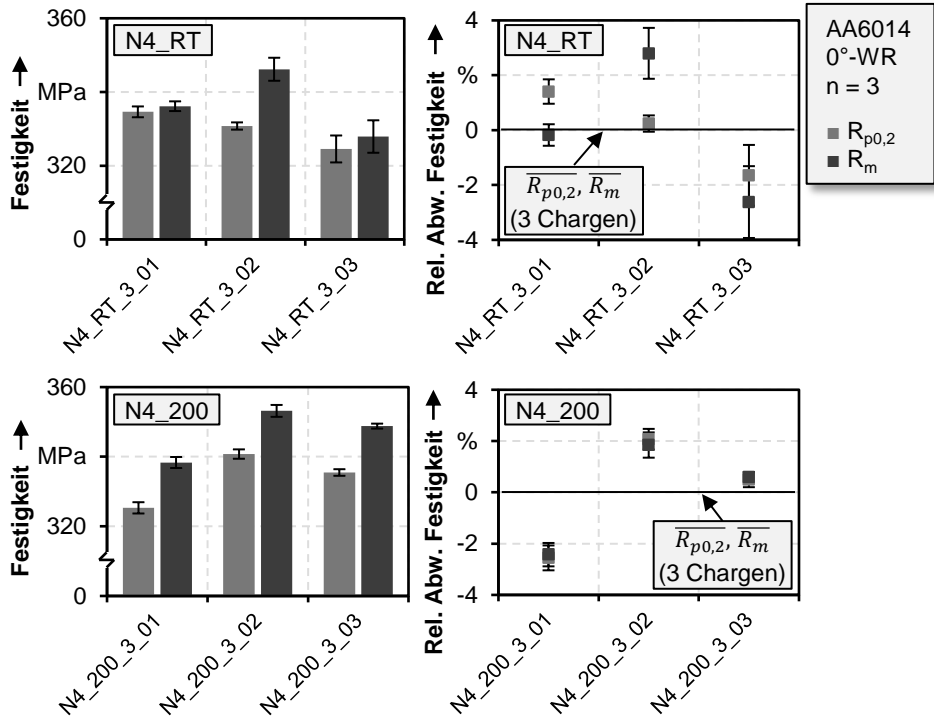


Bild 15: Reproduzierbarkeit hinsichtlich Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m

Auf Grundlage der dargestellten Ergebnisse ist zu folgern, dass für die Herstellung mehrlagiger Halbzeuge durch kumulatives Walzplattieren im Laborprozess eine hohe Reproduzierbarkeit bezüglich der mechanischen Festigkeitskennwerte mit relativen Abweichungen von kleiner als $\pm 3\%$ gegeben ist. Diese Erkenntnisse bilden die Grundlage für die Einflussgrößenanalyse auf die mechanischen Kennwerte in Abschnitt 5.4. Somit können reale Prozesseinflüsse von Chargenschwankungen separiert werden. Weiterhin zeigt sich, dass die neue Prozessroute mit erwärmten Arbeitwalzen (N4_200) im Vergleich zum konventionellen Kaltwalzen (N4_RT) bezüglich der untersuchten Kenngrößen eine vergleichbare Robustheit aufweist.

5.2.3 Analyse der Oberflächen

Durch das kumulative Walzplattieren wird weiterhin die Oberfläche der Halbzeuge verändert. Der Referenzwerkstoff im Zustand T4 verfügt über eine EDT-Oberfläche. In Bild 16 links ist die zugehörige Oberflächentopographie sowie das Höhenprofil dargestellt. Im industriellen Walzprozess

werden Walzen verwendet, deren Oberflächen beispielsweise durch funkenerosives Abtragen texturiert sind. Diese Struktur wird während des Walzens auf das Halbzeug übertragen, wodurch die typische Oberfläche mit diskreten Schmieraschen entsteht, die als Reservoir für den eingesetzten Schmierstoff in nachfolgenden Umformprozessen dienen [124]. Als weitere Alternative industrieller Walzprozesse können sogenannte Mill-Finish-Oberflächen erzeugt werden. Da die verwendeten Arbeitswalzen eine geschliffene Oberfläche aufweisen, sind die hergestellten mehrlagigen Halbzeuge dieser Kategorie zuzuordnen. Beispielhaft ist die Topographie eines 16-lagigen kaltgewalzten Halbzeugs (N₄_RT_3_01) in Bild 16 auf der rechten Seite dargestellt.

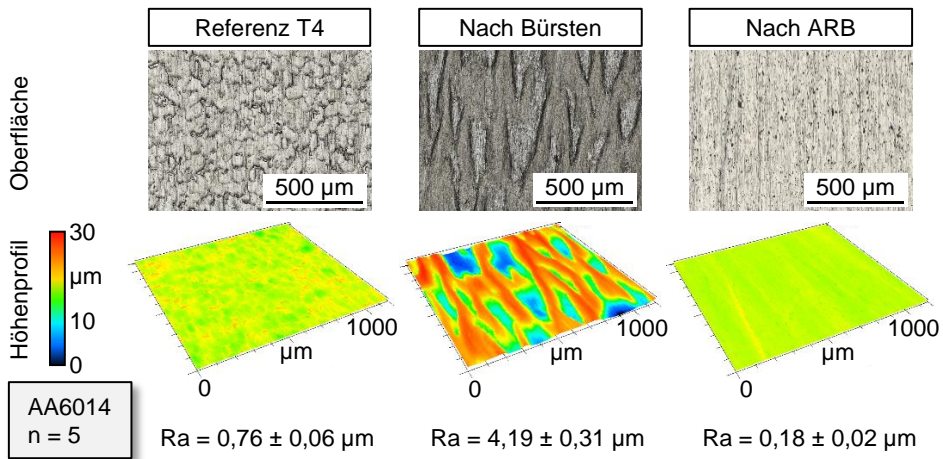


Bild 16: Vergleich der Oberflächentopographie und Rauheit

Im Vergleich zur texturierten Oberfläche des Referenzwerkstoffes bilden sich Riefenstrukturen aus, die in Walzrichtung orientiert sind. Der gemessene arithmetische Mittenrauwert des kumulativ gewalzten Bleches beträgt $Ra = 0,18 \mu\text{m}$ und ist somit geringer als der Kennwert der EDT-Oberfläche, der $0,76 \mu\text{m}$ beträgt. Weiterhin ist die Oberflächentopographie nach dem Prozessschritt Bürsten in der ARB-Prozesskette in Bild 16 in der Mitte dargestellt. Durch die Behandlung mittels Drahtbürsten wird die Oberfläche des Halbzeugs aufgeraut, was sich in einem Kennwert von $Ra = 4,19 \mu\text{m}$ widerspiegelt. Diese Topographie wird als Zwischenschritt erzeugt, um die Bindungsentstehung im kumulativen Walzplattierprozess zu gewährleisten. Während des Walzplattierens werden die gebürsteten Oberflächen zweier Halbzeuge im Blechstapel zueinander ausgerichtet. Nach dem Walzen entspricht dies der kaltverschweißten Grenzfläche des Halbzeugs, die sich nicht an der Außenseite mehrlagiger Bleche befindet.

5.3 Einfluss der Walztemperatur auf das Gefüge

Ein charakteristisches Merkmal aller SPD-Verfahren ist die Bildung eines ultrafeinkörnigen Gefüges. Dieses ist durch Korngrößen gekennzeichnet, die kleiner als $d_K = 1 \mu\text{m}$ sind. Beim kumulativen Walzplattieren werden durch das wiederholte Stapeln und Walzen bei einer hohen Stichabnahme sehr große Umformgrade realisiert. Des Weiteren wird die Kornfeinung durch überlagerte Scherdeformationen im Walzprozess begünstigt. Die quantitative Analyse des Gefüges 4-lagiger Halbzeuge ist in Bild 17 anhand der Korngröße und des Aspektverhältnisses dargelegt. Die Korngröße wurde mit Hilfe der Schnittlinienmethode sowohl in Walzrichtung als auch in Dickenrichtung anhand von jeweils drei repräsentativen Gefügebildern und jeweils fünf Schnittlinien bestimmt.

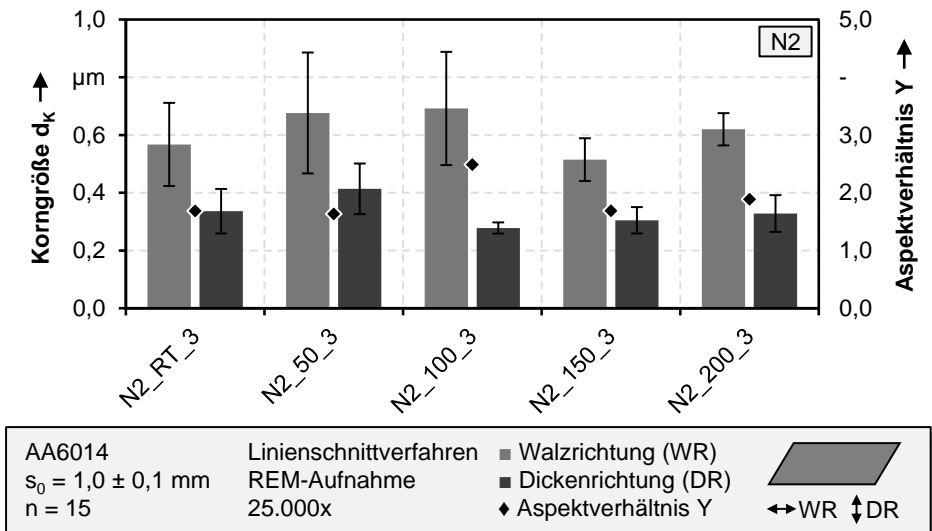


Bild 17: Korngröße und Aspektverhältnis 4-lagiger (N₂) Halbzeuge

Bezüglich der 4-lagigen Halbzeuge nimmt die Korngröße in Walzrichtung mit $d_K = 0,57 \mu\text{m}$ beim Kaltwalzen leicht auf einen Wert von $d_K = 0,69 \mu\text{m}$ bei einer Walztemperatur von $T_W = 100 \text{ °C}$ zu. Bei höheren Walztemperaturen sinkt die Korngröße wieder auf Werte von $d_K = 0,51 \mu\text{m}$ und $d_K = 0,62 \mu\text{m}$ bei $T_W = 150 \text{ °C}$ respektive $T_W = 200 \text{ °C}$ ab. Bezogen auf die Messwerte in Blechdickenrichtung steigt die Korngröße von $d_K = 0,34 \mu\text{m}$ bei Raumtemperatur auf $d_K = 0,41 \mu\text{m}$ bei $T_W = 50 \text{ °C}$. Bei Walztemperaturen von $T_W = 100 \text{ °C}$ bis $T_W = 200 \text{ °C}$ liegt die Korngröße auf einem geringeren Niveau mit Werten zwischen $d_K = 0,28 \mu\text{m}$ und $d_K = 0,33 \mu\text{m}$. Durch Ruppert et al. [47] wird für die Legierung AA6014 nach N₂ Walzzyklen eine

Korngröße von etwa $d_K = 0,76 \mu\text{m}$ in Walzrichtung sowie circa $d_K = 0,36 \mu\text{m}$ in Blechdickenrichtung ermittelt. Der Kennwert, der in Richtung der Blechdicke ausgewertet wurde, weist eine hohe Übereinstimmung zu den Ergebnissen dieser Arbeit auf, während die Korngröße in Walzrichtung auf einem moderat höheren Niveau liegt. Die abgeleiteten Aspektverhältnisse liegen im Bereich zwischen $Y = 1,64$ und $Y = 2,49$, wodurch die lamellare Gefügestruktur mit einer Längung in Walzrichtung bestätigt wird. Die Auswertung der Korngröße für 16-lagige Halbzeuge führt zu vergleichbaren Ergebnissen, wie in Bild 18 verdeutlicht.

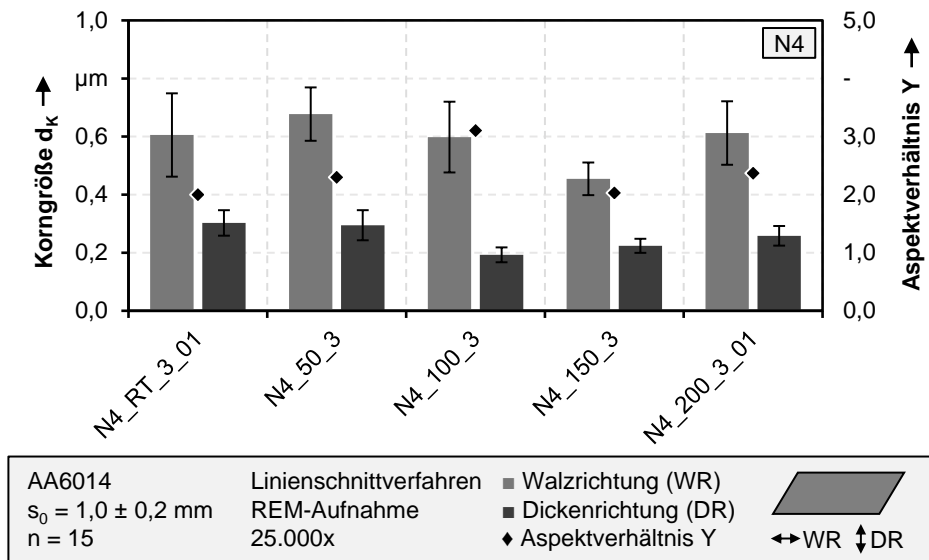


Bild 18: Korngröße und Aspektverhältnis 16-lagiger (N4) Halbzeuge

In Walzrichtung beträgt der Kennwert $d_K = 0,61 \mu\text{m}$ für das kaltgewalzte Blech. Bei einer Walztemperatur von $T_W = 50 \text{ }^\circ\text{C}$ steigt die Korngröße leicht auf $d_K = 0,68 \mu\text{m}$ an und nimmt anschließend bis zu einer Walztemperatur von $T_W = 150 \text{ }^\circ\text{C}$ signifikant auf einen Wert von $d_K = 0,45 \mu\text{m}$ ab. Die Körner des Halbzeugs N4_200_3_01 haben mit einem Wert von $d_K = 0,61 \mu\text{m}$ die gleiche Größe wie die der kaltgewalzten Bleche. In Blechdickenrichtung liegen die Kennwerte insgesamt auf einem niedrigeren Niveau als die der 4-lagigen Halbzeuge. Die Korngrößen betragen zwischen $d_K = 0,19 \mu\text{m}$ bis $d_K = 0,30 \mu\text{m}$. Dementsprechend liegt das Aspektverhältnis im Vergleich höher, mit Kennwerten zwischen $Y = 2,00$ und $Y = 3,10$. Im Vergleich zum Stand der Technik zeigt sich eine gute Übereinstimmung bezüglich der Korngröße. Für eine Prozessroute bei Raumtemperatur haben Ruppert et al. [47] für die gleiche Legierung Kennwerte von etwa $d_K = 0,45 \mu\text{m}$ (WR)

sowie circa $d_K = 0,19 \mu\text{m}$ (DR) ermittelt. Diese Ergebnisse sind übereinstimmend mit den unteren Grenzen der im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Daten. In Bild 19 sind die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Mikrostruktur bei einer 25.000-fachen Vergrößerung dargestellt.

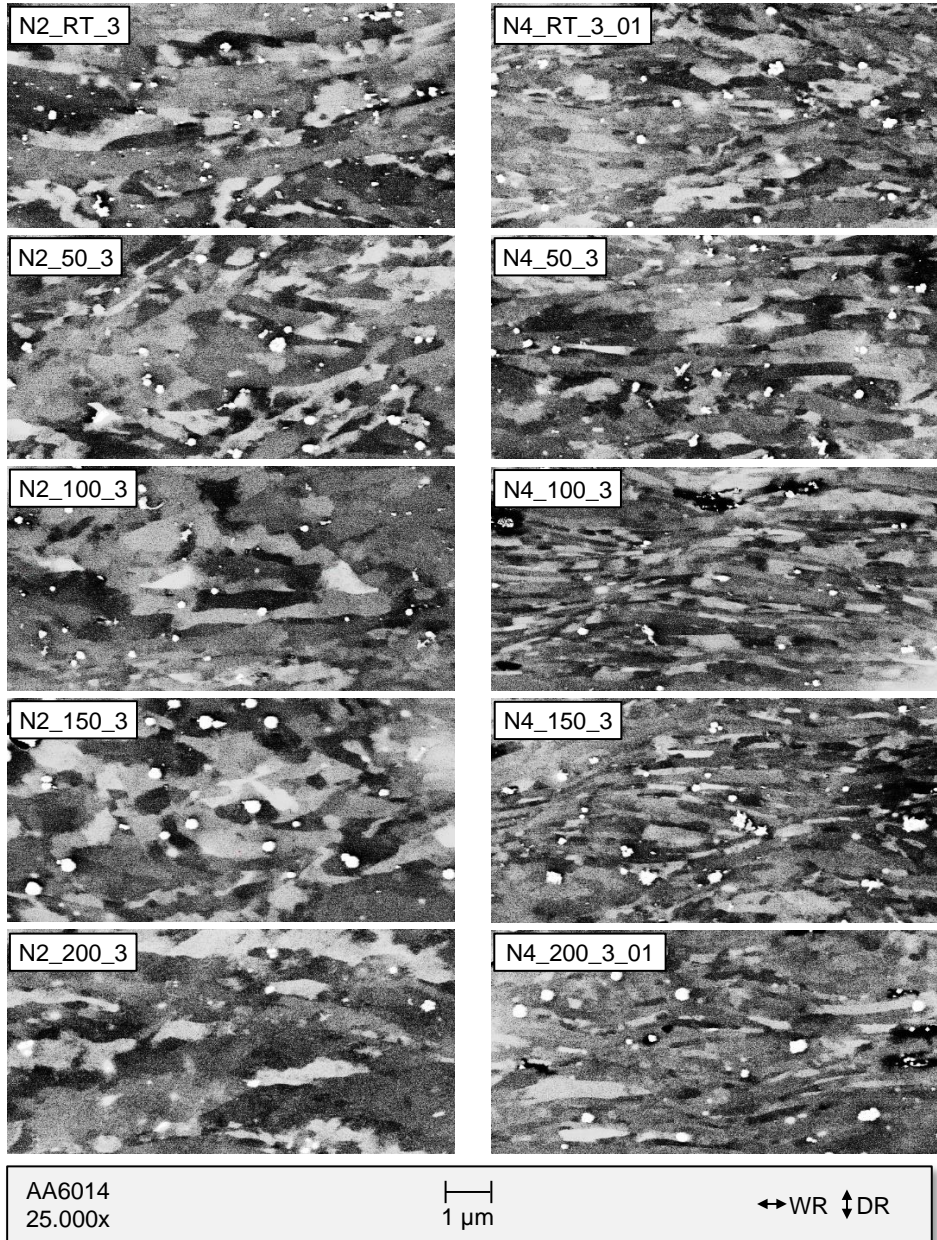


Bild 19: REM-Aufnahmen des ultrafeinkörnigen Gefüges

Die Abbildung zeigt das Gefüge für alle Halbzeuge im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis zu einer Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ sowie jeweils für das 4-lagige und das 16-lagige Halbzeug. Auf den Gefügebildern der N₂-Halbzeuge ist eine lamellare Kornstruktur mit einer Längung der Körner in Walzrichtung erkennbar. Die Mikrostruktur ist durch Bereiche gekennzeichnet, die über eine sehr feine Kornstruktur verfügen und Zonen, in welchen noch größere Körner erkennbar sind. Die Analyse der 16-lagigen N₄-Halbzeuge auf der rechten Seite der Abbildung zeigt, dass die zusätzlichen Walzzyklen zu einem stärker ausgeprägten lamellaren Gefüge führen. Die feinkörnige Mikrostruktur ist homogener ausgeprägt als bei den 4-lagigen Halbzeugen. Ein Einfluss der Walztemperatur auf die Gefügestruktur ist anhand der qualitativen Aufnahmen in Bild 19 nicht zu erkennen.

Die quantitative Auswertung der Korngröße zeigt, dass sowohl für die 4-lagigen als auch für die 16-lagigen Halbzeuge bei allen Walztemperaturen ein ultrafeinkörniges Gefüge mit Korngrößen, die kleiner als $d_K = 1\text{ }\mu\text{m}$ betragen, erzeugt wird. Ausgehend von einer gemessenen Korngröße von $d_K = 34,94 \pm 5,23\text{ }\mu\text{m}$ (WR) und $d_K = 20,29 \pm 3,31\text{ }\mu\text{m}$ (DR) des Referenzwerkstoffes im Zustand T₄ wird eine signifikante Kornfeinung erzielt. Die Erkenntnis auf Basis der Gefügebilder, dass bei 16-lagigen Halbzeugen eine homogenere Mikrostruktur erzeugt wird, wird durch die geringere Standardabweichung bei der Schnittlinienmethode im Vergleich zu den 4-lagigen Blechen bestätigt. Insbesondere bei den Korngrößen in Walzrichtung für die N₂-Halbzeuge sind im Rahmen der Standardabweichung keine signifikanten Unterschiede in Abhängigkeit der Walztemperatur erkennbar. Mit zunehmenden Walzzyklen von N₂ auf N₄ wird in erster Linie die Korngröße in Blechdickenrichtung reduziert, was auf die zunehmende Anzahl an Bindungsflächen und somit an diskreten Blechschichten zurückzuführen ist. Aufgrund dieser Tatsache ist die lamellare Mikrostruktur mit einem höheren Aspektverhältnis bei 16-lagigen Halbzeugen stärker ausgeprägt.

5.4 Mechanische Werkstoffeigenschaften

Im folgenden Abschnitt wird dargelegt, welchen Einfluss eine Variation der Walztemperatur sowie eine Veränderung der Walzgeschwindigkeit bei erhöhten Temperaturen auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften der ARB-Halbzeuge hat. Zur Bewertung werden die Streckgrenze und die Zugfestigkeit sowie die Gleichmaßdehnung herangezogen. Durch die Analyse

wird es somit ermöglicht, Erkenntnisse zur Festigkeit und Duktilität mehrlagiger Halbzeuge abzuleiten. Diese Kenngrößen bilden die Wissensgrundlage für den Einsatz dieser Halbzeuge in formgebenden Prozessen.

5.4.1 Einfluss der Walztemperatur

Streckgrenze $R_{p0,2}$

Die Streckgrenze markiert den Beginn des plastischen Fließens eines Werkstoffes und wird im einachsigen Zugversuch ermittelt. In Bild 20 ist die Streckgrenze $R_{p0,2}$ in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung für die Herstellung 4-lagiger Halbzeuge in Abhängigkeit der Walztemperatur des ARB-Prozesses vergleichend gegenübergestellt.

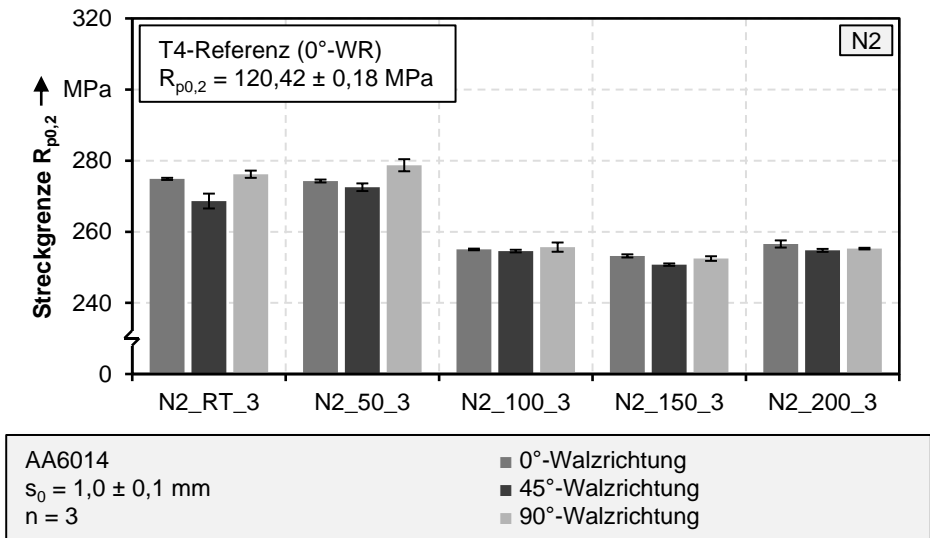


Bild 20: Einfluss der Walztemperatur auf die Streckgrenze 4-lagiger (N₂) Halbzeuge

Ausgehend von einem Wert von $R_{p0,2} = 120$ MPa in 0° -Walzrichtung des Referenzwerkstoffes im Zustand T4 kann die Streckgrenze bei dem kaltgewalzten N₂-Halbzeug auf $R_{p0,2} = 275$ MPa um 129% gesteigert werden. Im Vergleich der untersuchten Walztemperaturen wird sowohl bei Raumtemperatur als auch bei $T_W = 50$ °C eine vergleichbare Festigkeit bezüglich der Streckgrenze erreicht. Mit ansteigender Walztemperatur bis $T_W = 150$ °C nimmt die $0,2\%$ -Dehngrenze zunehmend auf einen Wert von $R_{p0,2} = 253$ MPa ab, was etwa der zweifachen Festigkeit des konventionellen Halbzeugs entspricht. Bei dem Halbzeug, welches bei einer Walztemperatur von $T_W = 200$ °C hergestellt wird, ist hingegen wieder ein leichter

Anstieg auf $R_{p0,2} = 257$ MPa zu verzeichnen. Bezüglich der Richtungsabhängigkeit nimmt die Streckgrenze des Referenzwerkstoffes im T4-Zustand von 0° über 45° hin zu 90° leicht ab. Alle 4-lagigen Werkstoffe haben gemein, dass die Dehngrenze in der 0° - und 90° -Orientierung auf einem annähernd vergleichbaren Festigkeitsniveau liegen, während der Kennwert in 45° -Walzrichtung unterhalb dieser Festigkeit ist.

Durch die viermalige Wiederholung der ARB-Prozesskette zur Herstellung 16-lagiger Halbzeuge wird nochmals eine Steigerung der Anfangsfließspannung erzielt, wie in Bild 21 dargestellt. In der 0° -Orientierung beträgt die Streckgrenze des kaltgewalzten Blechhalbzeugs $R_{p0,2} = 330$ MPa. Dies entspricht einem prozentualen Zuwachs um 175%, verglichen mit der T4-Referenz. Bei einer Prozessführung mit erhöhter Temperatur der Arbeitswalzen im Bereich von $T_W = 50$ °C bis $T_W = 150$ °C sinkt die Streckgrenze mit zunehmender Walztemperatur kontinuierlich auf einen Wert von $R_{p0,2} = 309$ MPa ab. Das 16-lagige Halbzeug N4_200_3, welches bei einer Temperatur der Arbeitswalzen von $T_W = 200$ °C hergestellt wurde, hat eine erhöhte Fließgrenze von $R_{p0,2} = 334$ MPa. Dieser Wert liegt somit oberhalb der Streckgrenze, die für das kaltgewalzte Halbzeug N4_RT_3 ermittelt wurde. Vergleichbar zu den N2-Halbzeugen wird eine Richtungsabhängigkeit der $0,2\%$ -Dehngrenze mit erhöhten Kennwerten in 0° sowie in 90° ermittelt. Das Festigkeitsniveau in der 45° -Orientierung ist geringer ausgeprägt und die Differenz zu den anderen Walzrichtungen ist, im Vergleich zu den 4-lagigen Halbzeugen, höher.

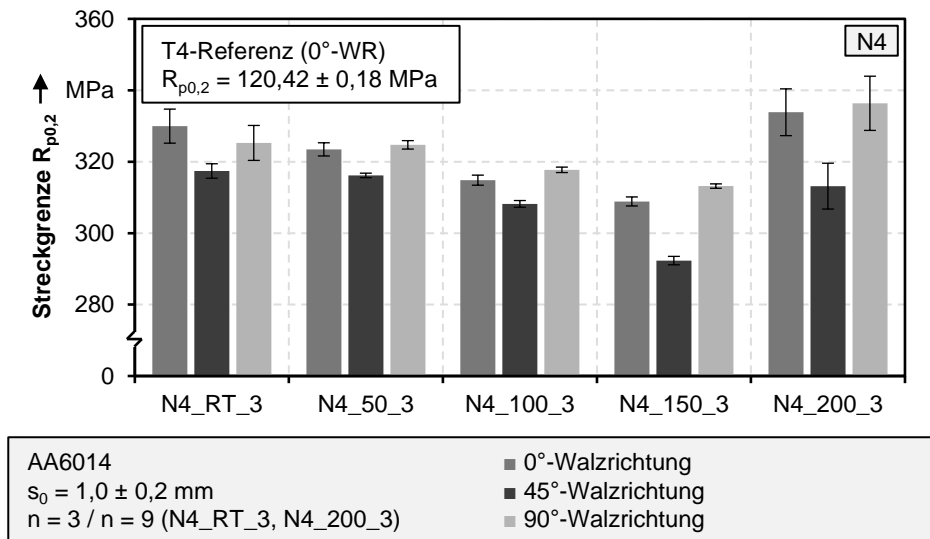


Bild 21: Einfluss der Walztemperatur auf die Streckgrenze 16-lagiger (N4) Halbzeuge

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass der kumulative Walzplattierprozess bei allen untersuchten Prozessparametern zu einer signifikanten Steigerung der Streckgrenze führt. Einen ersten Erklärungsansatz für die dargestellten Ergebnisse liefert die Hall-Petch-Beziehung nach Hall [19] und Petch [20], welche die Streckgrenze $R_{p0,2}$ in Abhängigkeit des mittleren Korndurchmessers d_K beschreibt. Zusammen mit der Spannung σ_0 , die zur Bewegung von Versetzungen in polykristallinen Werkstoffen erforderlich ist und dem Korngrenzwiderstand K ist die Beschreibung in Formel (14) definiert.

$$R_{p0,2} = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d_K}} \quad (14)$$

Durch die in Abschnitt 5.3 aufgezeigte Kornfeinung nimmt die Anzahl der Korngrenzen der mehrlagigen Halbzeuge im Vergleich zum Referenzwerkstoff signifikant zu. Gleichermaßen wird die Versetzungsdichte durch die hohen realisierten Umformgrade während der Halbzeugherstellung erhöht. Durch dieses Zusammenwirken wird einerseits die durchquerbare Wegstrecke für Versetzungen innerhalb eines Korns stark verkürzt und andererseits behindern sich die zunehmenden Versetzungen gegenseitig. Die Möglichkeit der Versetzungsbewegung als Grundlage der plastischen Formänderung wird reduziert und somit steigt die Anfangsfließspannung an [125]. Bei der Herstellung 16-lagiger Halbzeuge im Vergleich zu N₂-Bleichen ist die Festigkeitssteigerung aufgrund der kleineren Korngröße und der höheren verformungsinduzierten Versetzungsdichte stärker ausgeprägt. Neben dem Einfluss der Korngröße auf die Festigkeitssteigerung ist ein zweiter Mechanismus erkennbar. Die sinkende Streckgrenze mit zunehmender Walztemperatur bis $T_W = 150 \text{ °C}$ ist auf temperaturbasierte dynamische Erholungseffekte während des Walzprozesses zurückzuführen. Eine Anomalie stellt die zunehmende Streckgrenze bei einer Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ dar, die bei der Herstellung 4-lagiger Halbzeuge bereits erkennbar ist. Bei der Herstellung 16-lagiger Halbzeuge ist dieser Effekt signifikant ausgeprägt. Somit wird als dritter Mechanismus zur Beeinflussung der Festigkeit die Ausscheidungshärtung identifiziert. Vor dem kumulativen Walzplattierprozess werden die ausscheidungshärtbaren Halbzeuge lösungsgeglüht und abgeschreckt, woraufhin alle Legierungselemente im Aluminiumkristall gleichmäßig verteilt sind, dem sogenannten übersättigten Zustand. Untersuchungen durch Birol [126] an einer ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung haben gezeigt, dass die Streckgrenze nach der Kaltauslagerung durch eine Wärmebehandlung direkt nach dem Abschreckprozess beeinflusst werden kann. Insbesondere bei

Temperaturen von 180 °C und 200 °C zeigt sich ein Anstieg der Streckgrenze mit zunehmender Dauer der Wärmebehandlung zwischen 2 und 30 Minuten. Im Zuge dieser Untersuchungen wird bestätigt, dass es zu einer begünstigten Keimbildung und folglich der Bildung festigkeitssteigernder β -Ausscheidungen kommt [126]. Allgemein werden derartige Maßnahmen als Stabilisierungsglühn bezeichnet [16]. Der Wiederanstieg der Streckgrenze bei einer Walztemperatur von $T_W = 200$ °C, im Vergleich zu geringeren Temperaturen, wird folglich auf die beschriebenen Mechanismen zurückgeführt. Da beim kumulativen Walzplattierprozess mit erhöhten Temperaturen bei jedem Walzstich eine kurzzeitige Wärmebehandlung durchgeführt wird, ist der festigkeitssteigernde Effekt bei 16-lagigen Halbzeugen nach vier Walzzyklen stärker ausgeprägt als bei der Herstellung 4-lagiger Halbzeuge nach zwei Walzzyklen.

Zugfestigkeit R_m

Neben der Streckgrenze wird auch bei der Zugfestigkeit R_m ein signifikanter Festigkeitsanstieg durch den kumulativen Walzplattierprozess erzielt. In Bild 22 ist die Festigkeit der hergestellten 4-lagigen Halbzeuge veranschaulicht. Die Ergebnisse sind in den drei Orientierungen 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung dargestellt. Die Zugfestigkeit repräsentiert die maximale Spannung unter einer einachsigen Zugbeanspruchung, die der Werkstoff erträgt, bevor es zu einer lokalen Einschnürung kommt.

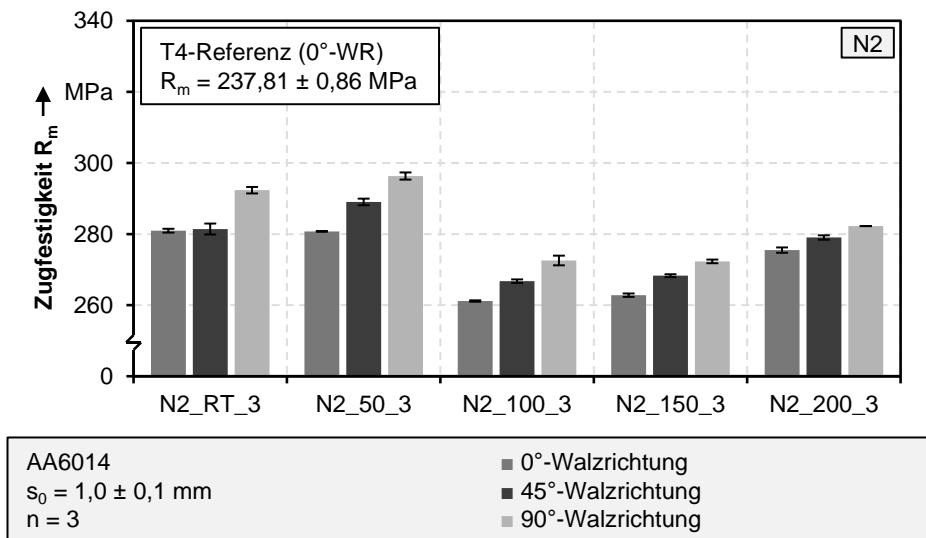


Bild 22: Einfluss der Walztemperatur auf die Zugfestigkeit 4-lagiger (N₂) Halbzeuge

Bei den 4-lagigen Halbzeugen in 0° -Walzrichtung wird die höchste Zugfestigkeit von $R_m = 281$ MPa durch den Walzprozess bei Raumtemperatur erzielt. Im Vergleich zum Referenzwerkstoff mit einer Festigkeit von $R_m = 238$ MPa entspricht dies einem Anstieg um etwa 18%. Während bei den Walzversuchen mit einer Temperatur von $T_W = 50^\circ\text{C}$ ein vergleichbares Festigkeitsniveau zum Kaltwalzen erreicht wird, liegt die Festigkeit bei Walztemperaturen von $T_W = 100^\circ\text{C}$ und $T_W = 150^\circ\text{C}$ auf einem geringeren Level mit $R_m = 261$ MPa respektive $R_m = 263$ MPa. Im Rahmen der Walzversuche mit temperierten Arbeitswalzen bei einer Temperatur von $T_W = 200^\circ\text{C}$ steigt die Zugfestigkeit wieder deutlich auf $R_m = 275$ MPa an. Das anisotrope Werkstoffverhalten des Referenzwerkstoffes im T4-Zustand führt zu einer sinkenden Festigkeit von 0° über 45° hin zur 90° -Orientierung. Alle untersuchten 4-lagigen Halbzeuge zeigen einen gegenläufigen Trend mit ansteigenden Zugfestigkeitskennwerten. So liegt die Differenz der Festigkeit in der 90° -Orientierung zwischen der T4-Referenz mit $R_m = 228$ MPa und dem 4-lagigen kaltgewalzten Halbzeug mit $R_m = 292$ MPa deutlich höher. Der Festigkeitsanstieg beträgt in diesem Fall circa 28%. Im Vergleich zu den N2-Halbzeugen ist der Anstieg der Zugfestigkeit bei der Herstellung 16-lagiger Blechwerkstoffe stärker ausgeprägt. Die Ergebnisse sind in Bild 23 dargestellt.

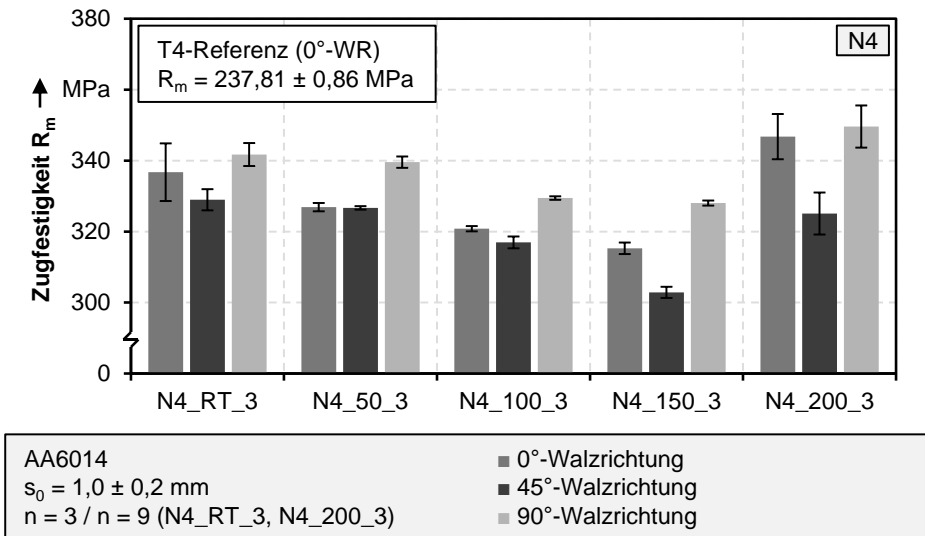


Bild 23: Einfluss der Walztemperatur auf die Zugfestigkeit 16-lagiger (N4) Halbzeuge

In der 0° -Orientierung wird die höchste Festigkeit mit $R_m = 347$ MPa bei einer Walztemperatur von $T_W = 200^\circ\text{C}$ ermittelt. Dies entspricht einer sig-

nifikanten Festigkeitszunahme um etwa 46%, bezogen auf den Referenzwerkstoff. Die Zugfestigkeit des kaltgewalzten Halbzeugs beträgt $R_m = 337$ MPa. Bei kumulativen Walzplattierprozessen im Temperaturbereich von $T_W = 50$ °C bis $T_W = 150$ °C nimmt der Kennwert mit zunehmender Temperatur weiter ab auf einen Wert von $R_m = 315$ MPa. Verglichen mit den 4-lagigen Halbzeuge ändert sich auch das richtungsabhängige Werkstoffverhalten. In diesem Fall werden die höchsten Festigkeitswerte in der 90°-Orientierung, die geringsten Werte hingegen in 45° zur Walzrichtung ermittelt.

Die Analyse der Ergebnisse zur Zugfestigkeit zeigt, dass durch kumulatives Walzplattieren eine signifikante Festigkeitssteigerung im Vergleich zum konventionellen Werkstoff im Zustand T4 ermöglicht wird. Die Tatsache, dass eine Festigkeitszunahme auf ein Niveau oberhalb der Zugfestigkeit der Referenz möglich ist, bestätigt das große Potential dieses Verfahrens zur Erhöhung der spezifischen Festigkeit gemäß Gleichung (1) und somit zur Steigerung des Leichtbaupotentials ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierung durch ARB-Prozesse. Durch den Stabilisierungsglüheffekt [16] und der damit verbundenen begünstigten Bildung festigkeitssteigernder β'' -Ausscheidungen [126] wird die höchste Zugfestigkeit bei 16-lagigen Halbzeugen und einer Walztemperatur von 200 °C erreicht. Weiterhin zeigt dieser Werkstoff im einachsigen Zugversuch das größte Potential zur Kaltverfestigung mit einer Differenz von 13 MPa zwischen Zugfestigkeit und Streckgrenze. Im Vergleich dazu beträgt dieser Wert beim kaltgewalzten Halbzeug lediglich 7 MPa und somit in etwa die Hälfte. Zur finalen Bewertung ist ergänzend die Duktilität der Werkstoffe zu berücksichtigen, die im folgenden Abschnitt anhand der Gleichmaßdehnung analysiert wird.

Gleichmaßdehnung A_g

Die Gleichmaßdehnung A_g ist im einachsigen Zugversuch die plastische Längenänderung, bis zu welcher eine homogene Umformung stattfindet. Bei höheren Dehnungen kommt es zu einer lokalen Einschnürung und schließlich zum Versagen durch Bruch. Wie im Stand der Technik und Forschung beschrieben, ist die Duktilität mehrlagiger Halbzeuge im Vergleich zu konventionellen ausscheidungshärtbaren Blechwerkstoffen stark begrenzt. Die ermittelten Kennwerte zur Duktilität der untersuchten 4-lagigen Halbzeuge ist in Bild 24 dargestellt. Die Gleichmaßdehnung des 4-lagigen kaltgewalzten Bleches sinkt auf einen Wert von $A_g = 2,0\%$ in 0° zur Walzrichtung ab. Der Referenzwert des T4-Halbzeugs beträgt $A_g = 22,5\%$. Somit reduziert sich die Duktilität des mehrlagigen Halbzeugs um circa

90%, verglichen mit dem konventionellen Werkstoff. Die Gleichmaßdehnung der Werkstoffe, die bei einer Walztemperatur von $T_W = 50\text{ °C}$ und $T_W = 100\text{ °C}$ hergestellt wurden, liegt, im Rahmen der Standardabweichung, auf einem vergleichbar geringen Niveau. Ab einer Walztemperatur von $T_W = 150\text{ °C}$ steigt die Duktilität auf $A_g = 3,2\%$ an und erreicht bei $T_W = 200\text{ °C}$ mit $A_g = 4,1\%$ den höchsten Wert für 4-lagige Halbzeuge. Durch die Prozessführungsstrategie mit temperierten Arbeitswalzen wird es somit ermöglicht, die relative Abnahme der Gleichmaßdehnung im Vergleich zum konventionellen Kaltwalzverfahren auf einen Wert von etwa 80% zu verringern. Die Analyse der Richtungsabhängigkeit der Gleichmaßdehnung zeigt, dass im Rahmen der Standardabweichung nur teilweise signifikante Unterschiede zu erkennen sind. Es besteht die Tendenz einer reduzierten Duktilität in 45° -Walzrichtung, während die Werte in der 90° -Orientierung auf einem vergleichbaren oder höheren Level im Vergleich zu 0° liegen.

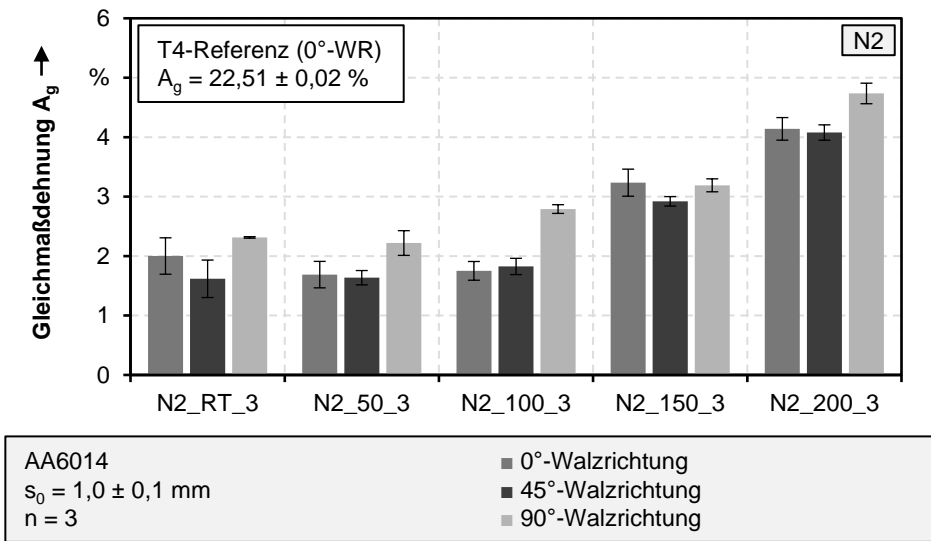


Bild 24: Einfluss der Walztemperatur auf die Gleichmaßdehnung 4-lagiger (N2) Halbzeuge

Die Analyse der hergestellten 16-lagigen Halbzeuge in Bild 25 zeigt einen vergleichbaren Verlauf in Abhängigkeit der Walztemperatur für die Kennwerte, die in Walzrichtung dargestellt sind. Im Vergleich zu den N2-Werkstoffen liegen die Kennwerte zur Duktilität auf einem niedrigeren Niveau. Der kaltgewalzte Werkstoff N4_RT_3 hat eine Gleichmaßdehnung von lediglich $A_g = 0,9\%$. Mit zunehmender Walztemperatur ist wiederum ein Anstieg auf $A_g = 4,0\%$ bei $T_W = 200\text{ °C}$ zu verzeichnen. Das Werkstoffverhalten

in Abhängigkeit der Walzrichtung lässt keinen eindeutigen Trend erkennen. Während im Bereich von Raumtemperatur bis 150 °C-Walztemperatur die 90°-Orientierung die größte Gleichmaßdehnung aufweist, liegt bei einer Walztemperatur von $T_W = 200$ °C die Duktilität in 0°-Walzrichtung höher.

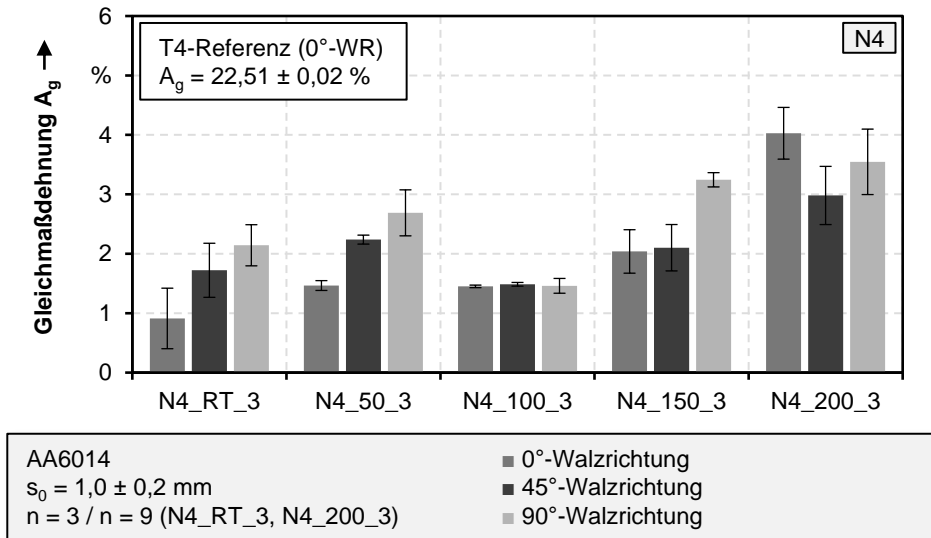


Bild 25: Einfluss der Walztemperatur auf die Gleichmaßdehnung 16-lagiger (N4) Halbzeuge

Die dargelegten Ergebnisse zeigen, dass vor allem kaltgewalzte mehrlagige Halbzeuge eine signifikant reduzierte Duktilität aufweisen. Mit einer Gleichmaßdehnung von $A_g = 0,9\%$ (N4) respektive $A_g = 2,0\%$ (N2) ist das Potential für die plastische Formänderung im einachsigen Spannungszustand begrenzt. Das ultrafeinkörnige Gefüge in Verbindung mit der hohen Versetzungsdichte vermindern die Möglichkeit der Versetzungsbewegung und es kommt frühzeitig zu einem instabilen Werkstoffverhalten durch lokale Einschnürung. Diese Ergebnisse sind im Einklang mit der geringen Spannungsdifferenz zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit. Untersuchungen durch Ruppert et al. [47] bestätigen die Ergebnisse zum kumulativen Kaltwalzen der Aluminiumlegierung AA6014. In diesen Versuchen werden nach N2 und N4 Walzzyklen Gleichmaßdehnungen im Bereich zwischen $A_g = 1,5\%$ und $A_g = 2,5\%$ ermittelt. Eine alternative Prozessroute mit einer Glühbehandlung der Halbzeuge für 2,5 Minuten bei 210 °C vor jedem Walzstich führt hingegen zu keiner signifikanten Verbesserung der Gleichmaßdehnung [67]. Im Gegensatz dazu wird anhand der dargelegten Ergebnisse durch eine Prozessführungsstrategie mit temperierten Arbeitswalzen bei $T_W = 200$ °C sowohl für N2 als auch für N4 ein deutlicher Anstieg

der Duktilität auf $A_g = 4,1\%$ respektive $A_g = 4,0\%$ erreicht. Da gemäß den Ergebnissen in Abschnitt 5.3 kein signifikanter Unterschied bezüglich der Korngröße zwischen Raumtemperatur und einer Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ festzustellen ist, werden an dieser Stelle dynamische Erholungseffekte als zugrundeliegender Mechanismus identifiziert. Eine geringere Dichte der Versetzungen erleichtert in diesem Zusammenhang die Bewegung derselben und führt zu einem verbesserten plastischen Formgebungsvermögen.

Unter Berücksichtigung der Ergebnisse zur Festigkeit ist festzuhalten, dass bei der Herstellung 16-lagiger Halbzeuge mit temperierten Arbeitswalzen bei $T_W = 200\text{ °C}$ sowohl eine erhöhte Duktilität als auch eine höhere Festigkeit im Vergleich zu kaltgewalzten Halbzeugen erzielt wird. Der allgemeingültige Zusammenhang, dass mit einer erhöhten Festigkeit eine reduzierte Duktilität einhergeht, wird an dieser Stelle paradoxerweise aufgelöst. Gemäß den Erkenntnissen dieses Abschnitts zeigt sich, dass der ARB-Prozess mit temperierten Arbeitswalzen bei $T_W = 200\text{ °C}$ für die resultierenden Werkstoffeigenschaften vorteilhaft ist. Dynamische Erholungseffekte mit einer reduzierten Versetzungsdichte im Vergleich zu geringeren Walztemperaturen resultieren in einer höheren Gleichmaßdehnung. Gleichzeitig wird unter Berücksichtigung des Stands der Technik angenommen, dass durch die hohe Walztemperatur die Ausscheidungsbildung dahingehend beeinflusst wird, dass die Bildung festigkeitssteigernder β -Ausscheidungen begünstigt wird [126]. Die neu vorgestellte Prozessroute zur Herstellung mehrlagiger ausscheidungshärtbarer Aluminiumhalbzeuge zeigt durch die dargelegten mechanischen Eigenschaften großes Potential für den Einsatz in formgebenden Prozessen zu Herstellung hochfester Bauteile.

5.4.2 Einfluss der Walzgeschwindigkeit bei erhöhter Walztemperatur

Neben dem Einfluss der Walztemperatur wird die Walzgeschwindigkeit bei einer erhöhten Walztemperatur von $T_W = 150\text{ °C}$ und deren Einfluss auf die mechanischen Werkstoffkennwerte untersucht. Die Geschwindigkeit wird zwischen $v_W = 1\text{ m/min}$, $v_W = 3\text{ m/min}$ sowie $v_W = 5\text{ m/min}$ variiert. In Bild 26 sind die Ergebnisse zur Streckgrenze und zur Zugfestigkeit für 4-lagige Halbzeuge in der Orientierung in 0° zur Walzrichtung dargestellt. Bei der Prozessführung mit einer Walztemperatur von $T_W = 150\text{ °C}$ wird die höchste Festigkeit bei einer Walzgeschwindigkeit von $v_W = 1\text{ m/min}$ erzielt. Das Halbzeug N2_150_1 hat eine Streckgrenze von $R_{p0,2} = 258\text{ MPa}$ und eine

Zugfestigkeit von $R_m = 268$ MPa. Mit zunehmender Geschwindigkeit sinkt die Festigkeit leicht ab auf Werte von 253 MPa für die Streckgrenze und 264 MPa bezüglich der Zugfestigkeit für eine Walzgeschwindigkeit von $v_W = 5$ m/min. Zwischen $v_W = 3$ m/min und $v_W = 5$ m/min sind im Rahmen der Standardabweichung keine signifikanten Unterschiede festzustellen. Die Analyse der 16-lagigen Halbzeuge in Bild 27 zeigt einen geringfügig anderen Verlauf.

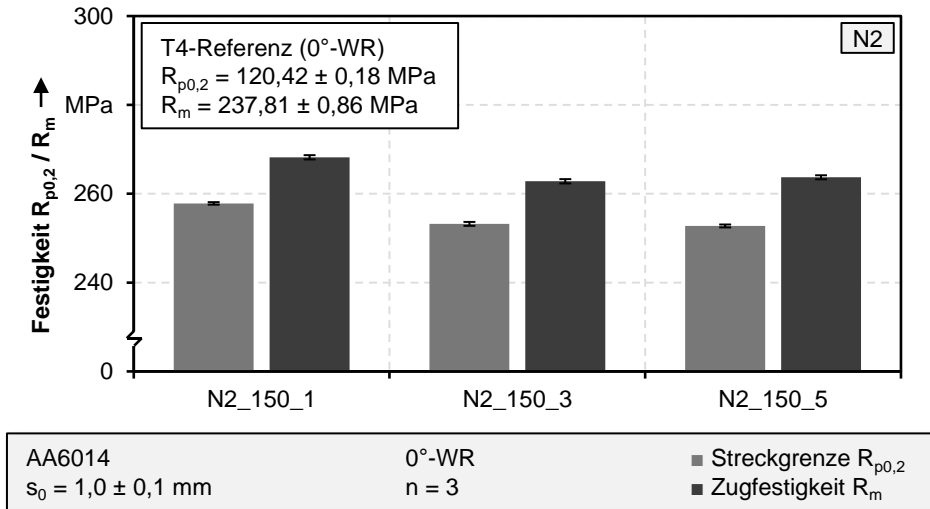


Bild 26: Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die Festigkeit 4-lagiger (N2) Halbzeuge

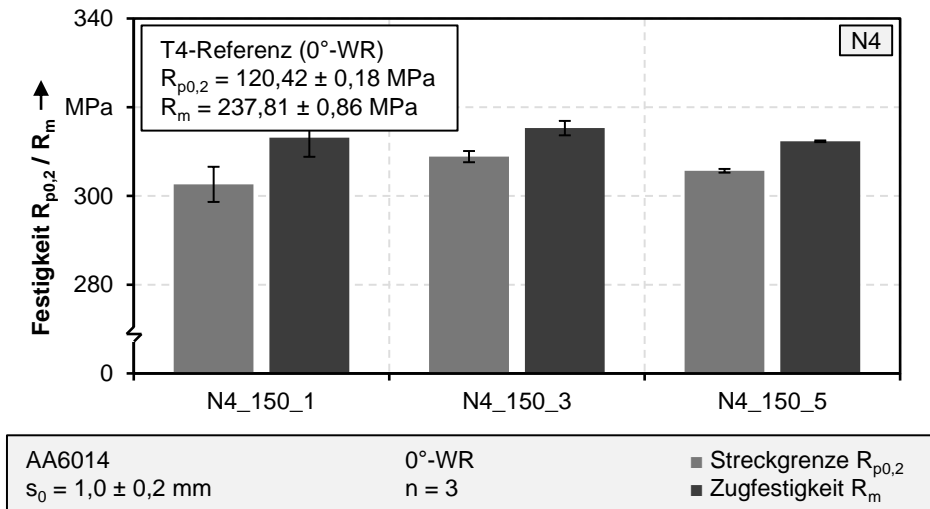


Bild 27: Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die Festigkeit 16-lagiger (N4) Halbzeuge

Die Analyse der Festigkeit 16-lagiger Halbzeuge in Abhängigkeit der Walzgeschwindigkeit zeigt, dass die geringste Streckgrenze mit $R_{p0,2} = 303$ MPa bei der Halbzeugherstellung bei einer Geschwindigkeit von $v_W = 1$ m/min ermittelt wird. Bei Walzgeschwindigkeiten von $v_W = 3$ m/min und $v_W = 5$ m/min werden Festigkeitskennwerte von $R_{p0,2} = 309$ MPa respektive $R_{p0,2} = 306$ MPa gemessen. Die Zugfestigkeit befindet sich im Rahmen der Streuung auf einem vergleichbaren Niveau. Mit zunehmenden Walzgeschwindigkeit betragen die Festigkeiten $R_m = 313$ MPa, $R_m = 315$ MPa sowie $R_m = 312$ MPa.

Ergänzend zur Festigkeit wird die Duktilität in Abhängigkeit der Walzgeschwindigkeit bei erhöhter Walztemperatur untersucht. Die Analyse der Gleichmaßdehnung in Bild 28 zeigt sowohl für N2-, als auch für N4-Halbzeuge eine abnehmende Tendenz mit zunehmender Geschwindigkeit. Bei 4-lagigen Blechwerkstoffen sinkt die Gleichmaßdehnung von $A_g = 3,6\%$ bei einer Walzgeschwindigkeit von $v_W = 1$ m/min auf $A_g = 2,8\%$ bei $v_W = 5$ m/min kontinuierlich ab. Der gleiche Verlauf, jedoch mit einer höheren Differenz, ergibt sich für 16-lagige Halbzeuge. Bei einer Walzgeschwindigkeit von $v_W = 1$ m/min beträgt die Dehnung noch $A_g = 2,9\%$ und sinkt auf einen Wert von $A_g = 1,6\%$ bei der höchsten Geschwindigkeit von $v_W = 5$ m/min ab.

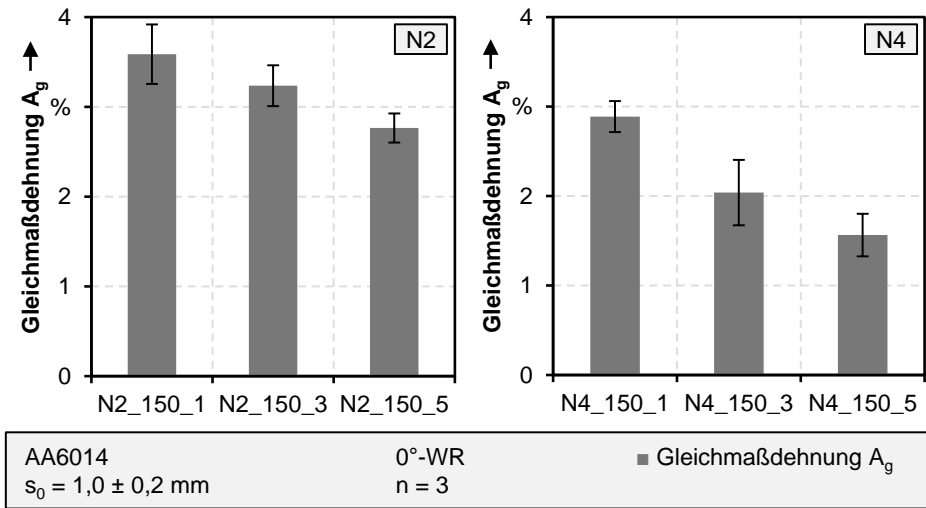


Bild 28: Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die Gleichmaßdehnung (N2 / N4)

Für das kumulative Walzplattieren bei erhöhten Temperaturen werden beheizte Arbeitswalzen eingesetzt. Die Wärmebehandlung der Halbzeuge erfolgt somit primär durch Wärmeleitung, während die Arbeitswalzen in

direktem Kontakt mit dem Halbzeug sind. Bei jedem Walzstich werden die Bleche wiederum im kalten Zustand zugeführt. Eine verringerte Walzgeschwindigkeit führt zu längeren Kontaktzeiten im Walzspalt und somit zu einer länger andauernden Wärmebehandlung des Halbzeugs. Bei einer Erhöhung der Geschwindigkeit des gesamten Walzprozesses reduziert sich die Kontaktzeit sowie die Wärmebehandlungsdauer entsprechend. Dieser Effekt zeigt sich vor allem bei der Analyse der Duktilität der Halbzeuge. Durch längere Kontakt- respektive Wärmebehandlungszeiten bei einer Walzgeschwindigkeit von $v_W = 1$ m/min werden temperaturbasierte dynamische Erholungseffekte begünstigt. Die resultierende Gleichmaßdehnung ist höher, im Vergleich zu Walzprozessen mit hoher Geschwindigkeit.

Bezüglich der Streckgrenze ist der Effekt der Entfestigung durch eine reduzierte Walzgeschwindigkeit lediglich bei 16-lagigen Halbzeugen signifikant, da hier die akkumulierte Versetzungsdichte im Vergleich zu 4-lagigen Halbzeugen höher ist. Durch Erholungseffekte ist die Streckgrenze bei einer Walzgeschwindigkeit von $v_W = 1$ m/min im Vergleich zu höheren Geschwindigkeiten reduziert. Bei N2-Halbzeugen tritt dieser Effekt nicht auf. Insgesamt ist festzuhalten, dass der Einfluss einer Variation der Walzgeschwindigkeit bei erhöhten Temperaturen auf die mechanischen Eigenschaften nur geringfügig ausgeprägt ist. Unter Berücksichtigung der Analyse der Reproduzierbarkeit der Halbzeugherstellung hinsichtlich der Festigkeit in Abschnitt 5.2.2 befinden sich die dargestellten Schwankungen im Bereich der Wiederholgenauigkeit des Walzprozesses und sind somit nicht signifikant. Die Variation der Walztemperatur, wie in Abschnitt 5.4.1 dargestellt, zeigt im Vergleich ein größeres Potential zur Einflussnahme auf die resultierenden mechanischen Werkstoffeigenschaften mehrlagiger hochfester Aluminiumbleche.

5.5 Bindungsfestigkeit

Neben den mechanischen Werkstoffkennwerten wird die Bindungsfestigkeit der hergestellten mehrlagigen Halbzeuge analysiert. Werden Herstellungsparameter im kumulativen Walzplattierprozess gewählt, die zu einer geringen Bindung zwischen den diskreten Schichten führt, können in subsequenten Umformprozessen Delaminationseffekte zu einem Werkstoffversagen führen. Analog zur Bewertung der mechanischen Eigenschaften wird zunächst der Einfluss der Walztemperatur und anschließend die Walzgeschwindigkeit bei erhöhter Temperatur auf die resultierende Bindungsfestigkeit untersucht.

5.5.1 Einfluss der Walztemperatur

Die Qualität der im kumulativen Walzplattierprozess hergestellten Bindung wird mit Hilfe des T-Schälversuchs gemäß Abschnitt 4.3 untersucht. Als Kennwert wird die Schälfestigkeit σ_{SF} in Newton je 100 mm Probenbreite über einen Schälbereich von 200 mm berechnet. Die hergestellten 4-lagigen und 16-lagigen Halbzeuge verfügen über insgesamt drei respektive 15 Bindungsflächen über die Blechdicke. Unter Verwendung des T-Schälversuchs wird die Bindungsfestigkeit der im letzten Walzstich hergestellten Bindung analysiert. Diese Bindelage befindet sich in der Mitte des Blechwerkstoffes und bildet gleichzeitig die Schwachstelle im Vergleich zu den weiteren Grenzflächen.

In Bild 29 ist die Schälfestigkeit der 4-lagigen Halbzeuge in Abhängigkeit der Walztemperatur dargestellt. Bei der Herstellung 4-lagiger Bleche durch kumulatives Kaltwalzen wird eine Schälfestigkeit von $\sigma_{SF} = 36,6$ N/100mm erzielt. Mit zunehmender Walztemperatur sinkt dieser Wert kontinuierlich auf $\sigma_{SF} = 8,6$ N/100mm bei einer Walztemperatur von $T_W = 200$ °C ab. Eine Ausnahme bildet die Herstellung von N₂-Halbzeugen bei einer Walztemperatur von $T_W = 150$ °C. Bei dieser Parameterkombination wird die höchste Schälfestigkeit mit $\sigma_{SF} = 37,7$ N/100mm gemessen.

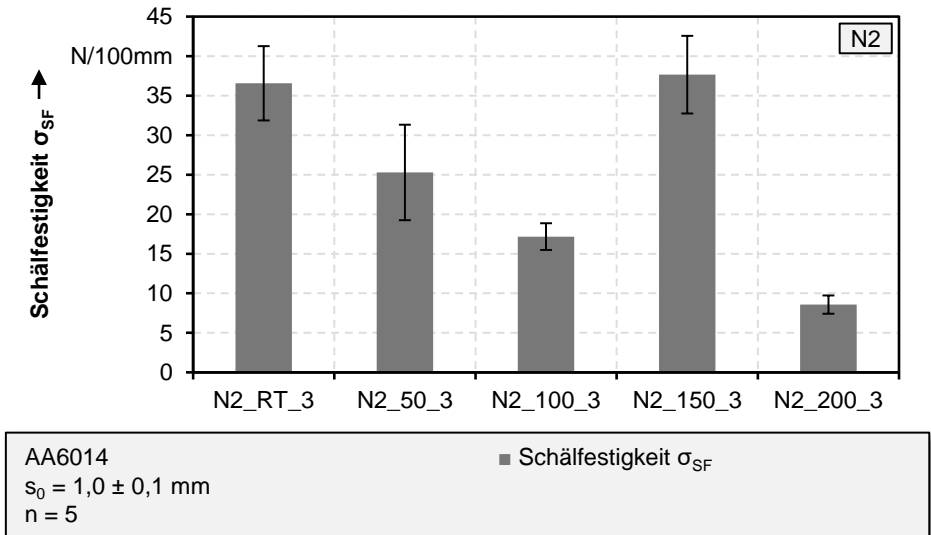


Bild 29: Einfluss der Walztemperatur auf die Schälfestigkeit 4-lagiger (N₂) Halbzeuge

Die Analyse der Bindungsqualität 16-lagiger Halbzeuge ist in Bild 30 dargestellt. Es wird gezeigt, dass beim konventionellen Kaltwalzverfahren sowie bei einer Walztemperatur von $T_W = 50$ °C und $T_W = 200$ °C im Rahmen der

Standardabweichung vergleichbare Festigkeiten wie bei N₂-Halbzeugen erreicht werden. Die Schälfestigkeit beträgt für diese Parameter $\sigma_{SF} = 35,7 \text{ N/100mm}$, $\sigma_{SF} = 23,6 \text{ N/100mm}$ sowie $\sigma_{SF} = 7,5 \text{ N/100mm}$. Ein atypisches Verhalten wird bei Walztemperaturen von $T_W = 100 \text{ °C}$ und $T_W = 150 \text{ °C}$ festgestellt. Bei diesen Halbzeugen werden sehr hohe Bindungsfestigkeiten mit Werten von $\sigma_{SF} = 274,1 \text{ N/100mm}$ respektive $\sigma_{SF} = 144,0 \text{ N/100mm}$ ermittelt.

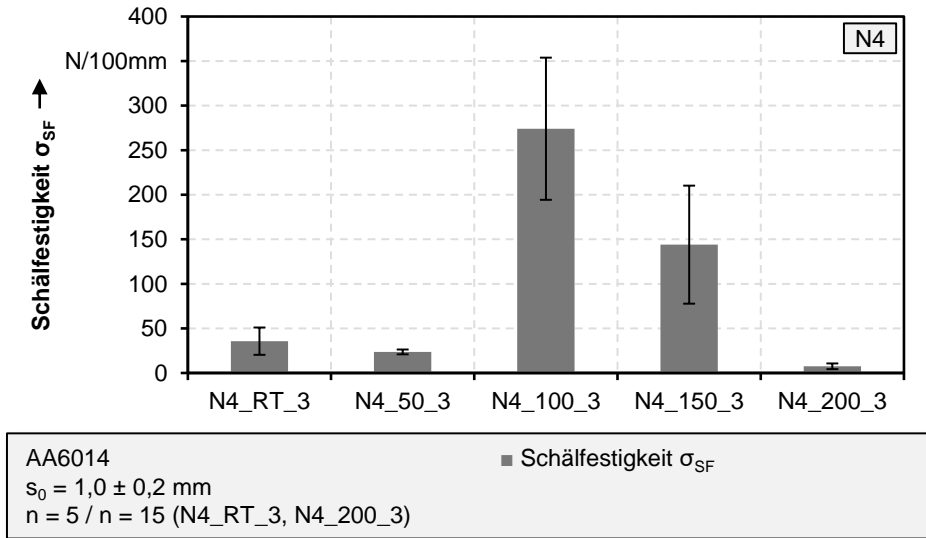


Bild 30: Einfluss der Walztemperatur auf die Schälfestigkeit 16-lagiger (N₄) Halbzeuge

Ein Vergleich der Ergebnisse mit dem Stand der Technik ist nur bedingt möglich, da keine Veröffentlichungen zur Schälfestigkeit ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen bekannt sind. Für die Aluminiumlegierung AA1100 sowie bei einer Stichabnahme von $\epsilon_h = 50\%$, einer Walzgeschwindigkeit von $v_W = 2 \text{ m/min}$ und im Kaltwalzverfahren wurde durch Jamaati et al. [30] eine Schälfestigkeit von etwa $\sigma_{SF} = 800 \text{ N/100mm}$ ermittelt. Dieser Kennwert liegt auf einem signifikant höheren Niveau. Grundlage dieser Untersuchungen waren Blechhalbzeuge mit initialen Abmessungen von $150 \times 30 \text{ mm}^2$, während im Rahmen dieser Arbeit Blechplatten mit mindestens $333 \times 1.000 \text{ mm}^2$ verwendet werden. Während bei den Untersuchungen von Jamaati et al. [30] von einer Zeitspanne von wenigen Minuten zwischen Beginn der Oberflächenbehandlung und dem Walzprozess auszugehen ist, liegt die Dauer bei den durchgeführten Untersuchungen bei etwa 20 Minuten. Vaidyanath et al. [62] haben diesbezüglich gezeigt, dass innerhalb dieser Zeitspanne die resultierende Bindungsfestigkeit vom Faktor der Zeit beeinflusst wird und mit zunehmender Dauer signifikant

abnimmt. Somit ist die ermittelte Schälfestigkeit zunächst auf die Skalierung des Walzprozesses zurückzuführen.

Da der atypische Verlauf der Schälfestigkeit bei Walztemperaturen von $T_W = 100\text{ °C}$ sowie $T_W = 150\text{ °C}$ weder anhand der gezeigten Messungen noch über den Stand der Technik hinreichend erläutert werden kann, wird auf weitere Analyse zurückgegriffen. Der Einfluss der Walztemperaturen auf die gezeigten Unterschiede bezüglich der Bindungsfestigkeit wird zusätzlich qualitativ anhand von Bruchflächenanalysen zur Generierung eines erweiterten Verständnisses für die Mechanismen der Bindungsentstehung untersucht. In Bild 31 wird beispielhaft die Bruchflächenanalyse an einer geprüften und delaminierten T-Schälprobe des Halbzeugs N4_50_3 gezeigt. Die Abbildung zeigt die Topographie als Graustufenbild mit zunehmender Vergrößerung sowie ein 3D-Höhenprofil der Aufnahme mit der maximalen Vergrößerungsstufe. Ein charakteristisches Merkmal der Bruchfläche besteht in linienförmigen hellen Bereichen, die senkrecht zur Walzrichtung orientiert sind. Die Analyse des Höhenprofils zeigt, dass diese Merkmale Erhöhungen in der Bruchfläche darstellen.

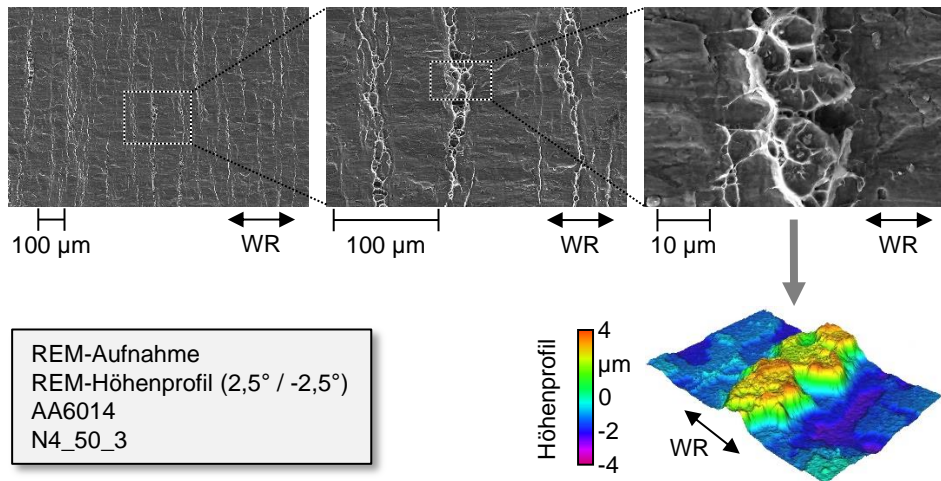


Bild 31: Analyse Bruchfläche T-Schälprobe N4_50_3

Gemäß Govindaraj et al. [60] repräsentieren diese linienförmigen Erhöhungen mikroskopische Duktilbrüche, die während der Delamination des verbundenen mehrlagigen Halbzeugs entstehen. Unter Berücksichtigung der Filmtheorie [51] wird die Bindungsentstehung durch Kaltverschweißen in Walzplattierprozessen durch Bay [54] beschrieben. Durch ein Aufbrechen der spröden Oxidschicht im Walzspalt wird das Austreten von blankem Aluminium ermöglicht. Unter dem hohen vorherrschenden Druck im

Walzspalt verbindet sich der Grundwerkstoff. Da im kumulativen Walzplattierprozess aufgrund der hohen bezogenen Stichabnahme eine starke Oberflächenvergrößerung in Walzrichtung stattfindet, bilden sich linienförmige Risse in der Oxidschicht, die senkrecht zu dieser Vorzugsrichtung orientiert sind. Die durchgeführte Bruchflächenanalyse ermöglicht somit die Visualisierung der mikroskopisch vorhandenen Bindungsflächen, die in den dargestellten Graustufen als helle linienförmige Bereiche abgebildet sind. Im Gegensatz dazu werden nicht verbundene Bereiche in dunkleren Grauwerten visualisiert. Der Anteil der Bindungsflächen sowie deren Ausprägung ermöglicht die qualitative Bewertung der Bindungsentstehung im kumulativen Walzplattierprozess.

In Bild 32 sind repräsentative elektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen aller untersuchten Temperaturparameter im Bereich zwischen Raumtemperatur und 200 °C aufgezeigt. Auf der linken Seite sind die Bruchflächen der N₂- sowie auf der rechten Seite der N₄-Halbzeuge dargestellt. Die Halbzeuge, die bei Raumtemperatur sowie bei einer Walztemperatur von $T_W = 50$ °C hergestellt wurden, verfügen über eine mittlere Schälffestigkeit mit Werten zwischen $\sigma_{SF} = 23,6$ N/100mm und $\sigma_{SF} = 36,6$ N/100mm. Die Bruchflächen sind ähnlich ausgebildet, mit linienförmigen Bindungsflächen, die gleichmäßig verteilt sind. Das Halbzeug N_{2_150_3} hat eine leicht erhöhte Schälffestigkeit von $\sigma_{SF} = 37,7$ N/100mm. Während der Anteil der Bindungsflächen vergleichbar ist, sind diese stärker ausgeprägt. Die geringste Bindungsfestigkeit wird bei Walztemperaturen von $T_W = 200$ °C mit Kennwerten von $\sigma_{SF} = 8,6$ N/100mm für N₂ respektive $\sigma_{SF} = 7,5$ N/100mm für N₄ gemessen. Die Analyse der Bruchflächen zeigt, dass der Anteil der Bindungsflächen an der Gesamtfläche für diese Parameterkombination signifikant reduziert ist. Gemäß der Theorie der Bindungsentstehung [51] wird bei sehr hohen Walztemperaturen das spröde Aufbrechen der Oxidschicht, als initialer Mechanismus, gehemmt. Des Weiteren sind die erforderlichen Walzdrücke bei einer Walztemperatur von $T_W = 200$ °C im Vergleich zu beispielsweise Kaltwalzversuchen signifikant reduziert. Da die Entstehung einer Schweißverbindung im Walzprozess durch einen hohen hydrostatischen Druck begünstigt wird, wirkt sich dieser zweite Mechanismus zugleich negativ auf die Bindungsentstehung aus.

Die Parameterkombinationen N_{4_100_3} und N_{4_150_3}, welche bei der quantitativen Analyse zu sehr hohen Schälffestigkeiten führen, sind außerdem durch eine atypische Ausprägung der Bruchflächen gekennzeichnet. Im Vergleich zu allen anderen Parameterkombinationen bilden sich zusätzlich zu den vorhandenen linienförmigen Bindungsflächen breitere,

inselförmige Flächen aus. Diese mikroskopisch signifikant veränderte Topographie führt makroskopisch zu einer sehr hohen Bindungsfestigkeit der Blechhalbzeuge.

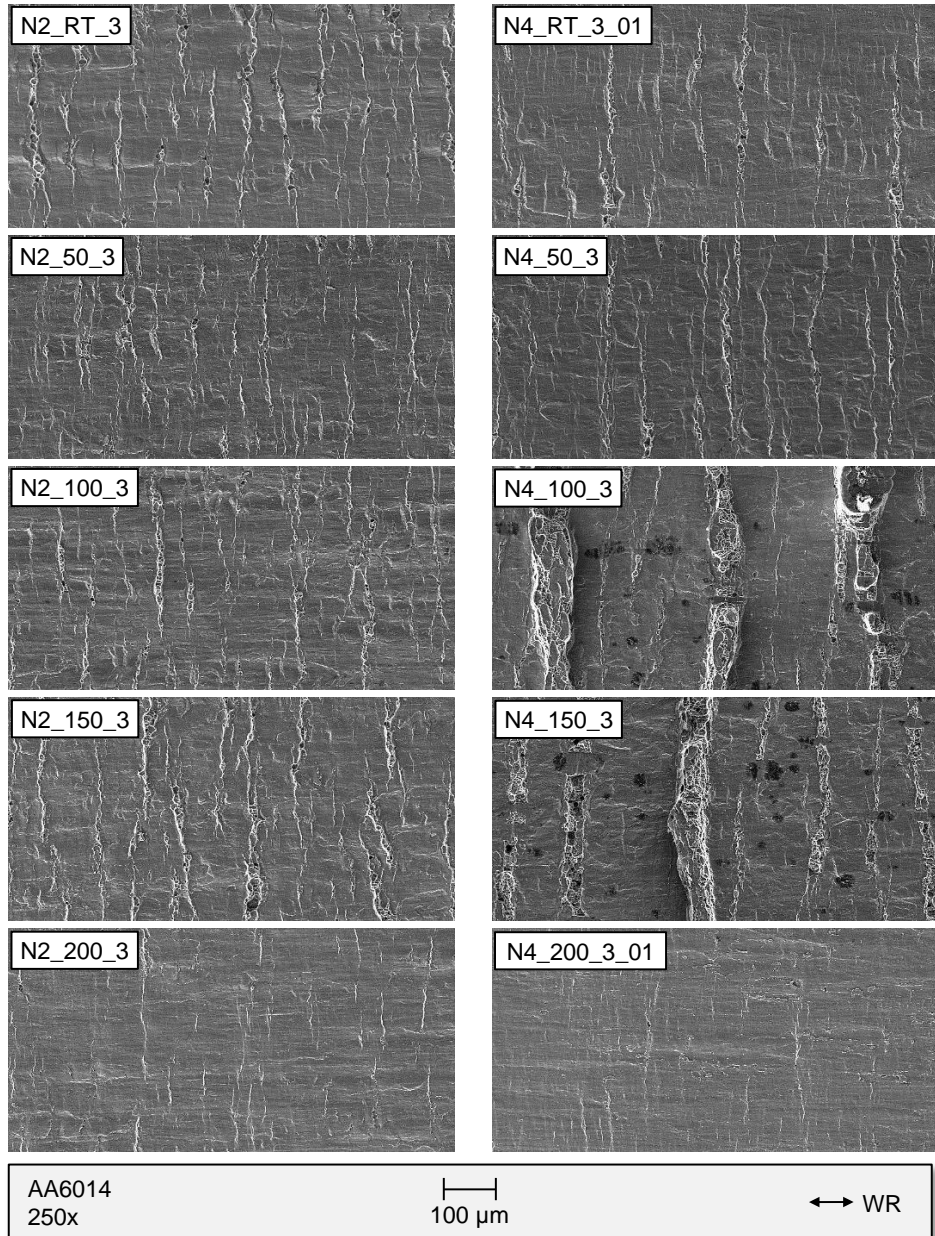


Bild 32: Vergleich Bruchflächen T-Schälproben

Aufgrund der dargelegten quantitativen und qualitativen Ergebnisse ist anzunehmen, dass im untersuchten Parameterraum für die Herstellung 16-lagiger Halbzeuge bei Walztemperaturen von $T_W = 100\text{ °C}$ sowie $T_W = 150\text{ °C}$ ein günstiges Verhalten zwischen Oxidschicht und Grundmaterial bezüglich der Bindungsentstehung vorherrscht. Diese mittleren Walztemperaturen führen dazu, dass die Oxidschicht spröde genug ist, um im Walzspalt aufzureißen und die Formation der Schweißverbindung zu initiieren. Gleichmaßen ist der Grundwerkstoff duktil genug, um durch die Bruchflächen auszutreten und unter einem noch hohen vorherrschenden Druck im Walzspalt eine gute Schweißverbindung mit dem Fügepartner einzugehen.

5.5.2 Einfluss der Walzgeschwindigkeit bei erhöhter Walztemperatur

Ergänzend zur Walztemperatur wird der Einfluss der Walzgeschwindigkeit bei einer erhöhten Temperatur von $T_W = 150\text{ °C}$ auf die Bindungsqualität untersucht. In Bild 33 sind die Ergebnisse bezüglich der Schälfestigkeit für 4-lagige sowie für 16-lagige Bleche dargestellt. Die Walzgeschwindigkeit wurde auf den Stufen $v_W = 1\text{ m/min}$, $v_W = 3\text{ m/min}$ und $v_W = 5\text{ m/min}$ variiert.

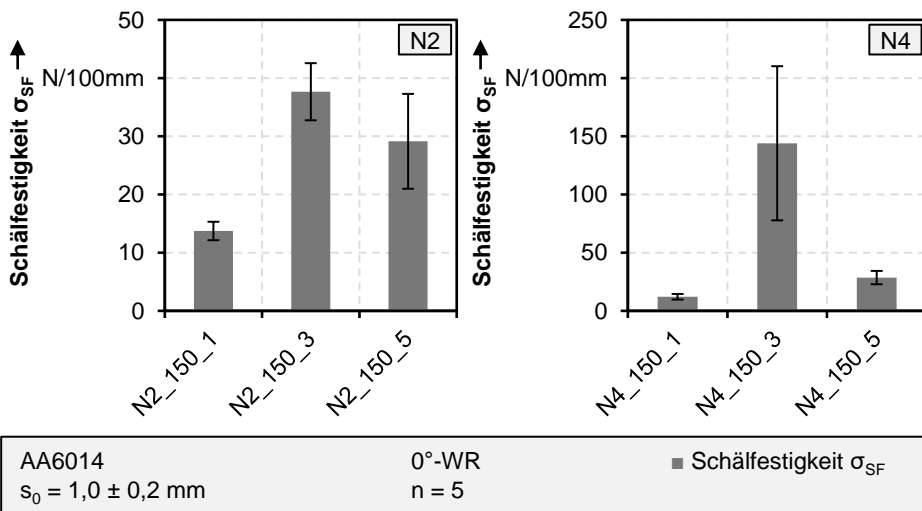


Bild 33: Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die Schälfestigkeit (N2 / N4)

Bei der Herstellung 4-lagiger Halbzeuge wird die höchste Schälfestigkeit mit $\sigma_{SF} = 37,7\text{ N/100mm}$ bei einer mittleren Walzgeschwindigkeit von

$v_W = 3$ m/min erzielt. Demgegenüber wird bei einer erhöhten Geschwindigkeit von $v_W = 5$ m/min eine Festigkeit von $\sigma_{SF} = 29,1$ N/100mm gemessen. Die geringste Schälfestigkeit mit lediglich $\sigma_{SF} = 13,7$ N/100mm wird bei $v_W = 1$ m/min erreicht. Die Analyse der Bindungsqualität 16-lagiger Blechwerkstoffe zeigt den gleichen Verlauf. Mit einer Schälfestigkeit von $\sigma_{SF} = 12,1$ N/100mm und $\sigma_{SF} = 28,6$ N/100mm bei $v_W = 1$ m/min respektive $v_W = 5$ m/min werden im Rahmen der Streuung vergleichbare Ergebnisse zu den N₂-Halbzeugen ermittelt. Die Differenz zu der höchsten Bindungsfestigkeit bei $v_W = 3$ m/min ist signifikant höher. Bei N₄ beträgt dieser Kennwert $\sigma_{SF} = 144,0$ N/100mm.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass bei einer erhöhten Walztemperatur von $T_W = 150$ °C eine mittlere Walzgeschwindigkeit von $v_W = 3$ m/min im Hinblick auf die Bindungsqualität zu präferieren ist. Durch Jamaati et al. [30] wurde der Einfluss bei Geschwindigkeiten von $v_W = 2$ m/min, $v_W = 6$ m/min sowie $v_W = 10$ m/min für einen kumulativen Kaltwalzprozess untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass die Schälfestigkeit mit zunehmender Geschwindigkeit abnimmt und eine Walzgeschwindigkeit von $v_W = 2$ m/min zu bevorzugen ist. Für die durchgeführten Walzversuche mit temperierten Arbeitswalzen wird gefolgert, dass eine sehr langsame Geschwindigkeit von $v_W = 1$ m/min dem spröden Aufbrechen der Oxidschicht als Grundlage der Bindungsentstehung entgegenwirkt. Durch den länger anhaltenden Kontakt zwischen Werkzeug und Halbzeug wird die Dauer der Wärmebehandlung erhöht und das Zusammenwirken aus Grundmaterial und Deckschicht hinsichtlich der Möglichkeit der Bindungsentstehung negativ beeinflusst. Gleichermaßen wirken sich hohe Walzgeschwindigkeiten, analog zu den Untersuchungen zum Kaltwalzen [30], negativ auf die Schälfestigkeit aus. Die höhere Differenz bezüglich der Bindungsfestigkeit bei einer Walzgeschwindigkeit von $v_W = 3$ m/min der 16-lagigen Halbzeuge zu den N₂-Werkstoffen ist in Abschnitt 5.5.1 anhand der Bruchflächen beschrieben. Bei gleichbleibenden Randbedingungen bezüglich Walzgeschwindigkeit und -temperatur wird durch die zunehmende Verfestigung des Werkstoffes bei N₄-Walzzyklen die Bindungsentstehung begünstigt und es bilden sich inselförmige Bindungsflächen aus (siehe Bild 32). Im Vergleich zu den linienförmig ausgeprägten Schweißverbindungen bei 4-lagigen Halbzeugen, steigt die Bindungsqualität der Halbzeuge nochmals signifikant an.

5.6 Bewertung der Halbzeugherstellung

Im Fokus der Untersuchungen steht die Herstellung 4-lagiger sowie 16-lagiger ausscheidungshärtbarer Aluminiumblechwerkstoffe durch kumulatives Walzplattieren. Erstmals wird eine Prozessroute vorgestellt, die auf einer Temperierung der Arbeitswalzen basiert. Anhand der Ergebnisse wird dargelegt, dass der Herstellprozess erfolgreich umgesetzt werden konnte. Für alle Prozessparameterkombinationen ist es möglich, ein ultrafeinkörniges Gefüge zu erzielen. Damit einhergehend ist eine signifikante Festigkeitssteigerung um bis zu 178% bezüglich der Streckgrenze sowie um bis zu 46% hinsichtlich der Zugfestigkeit im Vergleich zum Referenzwerkstoff zu verzeichnen. Trotz der deutlich reduzierten Duktilität aller mehrlagigen Halbzeuge wird durch das Verfahren mit temperierten Arbeitswalzen im Vergleich zum Kaltwalzen eine signifikante Erhöhung der Gleichmaßdehnung ermöglicht. Die Prozessführungsstrategie mit einer Temperierung der Arbeitswalzen auf eine Temperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ zeigt in diesem Zusammenhang das größte Potential, da im Vergleich zum Kaltwalzverfahren sowohl die Festigkeit, als auch die Duktilität mehrlagiger Halbzeuge gesteigert werden kann. Die Analyse der Bindelagenfestigkeit sowie der Bruchflächen verdeutlicht, dass insbesondere die zwei Herstellparameter $N4_{100_3}$ und $N4_{150_3}$ durch das vorteilhafte Zusammenwirken aus Oxidschicht und Grundwerkstoff im Walzspalt eine hohe Qualität der erzeugten Bindung aufweisen.

Im folgenden Kapitel wird das Formgebungsverhalten der charakterisierten Halbzeuge untersucht. In Abhängigkeit verschiedener Spannungszustände werden die Formgebungsgrenzen ermittelt und bewertet. In Verbindung mit den dargelegten Kenngrößen der Werkstoffcharakterisierung wird das Einsatzpotential mehrlagiger hochfester Aluminiumlegierung für die Umformtechnik abgeleitet.

6 Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Halbzeuge

Nachdem in Kapitel 5 die Halbzeugherstellung und insbesondere der Einfluss der Walztemperatur auf die mechanischen Kennwerte, das Gefüge sowie die Bindelagenfestigkeit untersucht wurde, liegt der Fokus im folgenden Kapitel auf den Umformeigenschaften beim Biegen und Tiefziehen mehrlagiger ausscheidungshärtbarer Aluminiumblechwerkstoffe. Unter einer Biegebeanspruchung werden zunächst das spezifische Werkstoffverhalten, die Formgebungsgrenzen unter Berücksichtigung der Herstellungsparameter und das Versagensverhalten bewertet. Repräsentativ für einen Zug-Druck-Spannungszustand werden ausgewählte Halbzeugvarianten im Napf-Tiefziehen untersucht. Ergänzend wird die FE-basierte Auslegung des Tiefziehprozesses für mehrlagige Halbzeuge dem konventionellen Werkstoff vergleichend gegenübergestellt. Anhand der Ergebnisse sowie unter Berücksichtigung der Erkenntnisse der Charakterisierung wird das Umformverhalten mehrlagiger Halbzeuge in Abhängigkeit der Herstellungsparameter bewertet.

6.1 Umformbarkeit unter einer Biegebeanspruchung

In der Blechumformung ist das Biegen eines der am häufigsten eingesetzten Verfahren. Gemäß der Norm DIN 8586:2003-09 [127] wird der plastische Zustand bei der Biegeumformung in erster Linie durch eine Biegebeanspruchung herbeigeführt. Im Rahmen dieser Arbeit wird das freie Biegen mit geradliniger Werkzeugbewegung unter Verwendung des experimentellen Versuchsaufbaus untersucht, der in Abschnitt 4.5 dargestellt ist.

6.1.1 Biegeverhalten mehrlagiger Blechwerkstoffe

In Bild 34 ist der Verlauf der Stempelkraft F_{St} und der Hauptformänderung φ_1 in Abhängigkeit des Biegewinkels α exemplarisch für den Referenzwerkstoff sowie für ein 4-lagiges Halbzeug dargelegt. Der Hauptumformgrad wird in der Mitte der Biegeprobe entlang der Biegelinie als arithmetischer Mittelwert der einzelnen Facetten ermittelt. Der Biegefaktor f , der über das Verhältnis des Stempelradius zur Ausgangsblechdicke definiert ist, beträgt bei einer Nennblechdicke von 1,0 mm des Referenzwerkstoffes $f = 1,2$.

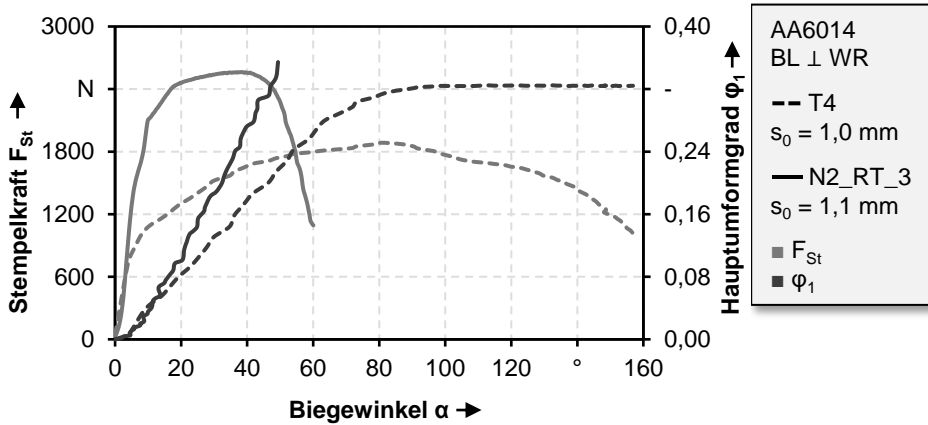


Bild 34: Stempelkraft und Hauptformänderung in Abhängigkeit des Biegewinkels

Beim Biegen des Ausgangswerkstoffes im Zustand T4 kann sowohl bei einer Orientierung der Biegelinien parallel als auch senkrecht zur Walzrichtung kein Werkstoffversagen detektiert werden, sodass die Biegeproben bis zu einem anlagenbedingt maximalen Biegewinkel von etwa $\alpha = 160^\circ$ umgeformt werden können. Die Verwendung mehrlagiger Blechwerkstoffe führt bei allen untersuchten Parametern gemäß Bild 36 zu einem Versagen im Biegeprozess. Die individuellen Unterschiede in Abhängigkeit der Walztemperatur sowie der Orientierung der Biegelinien werden in Abschnitt 6.1.2 untersucht. Wie in Bild 34 gezeigt, steigt die Stempelkraft zu Beginn des Biegevorgangs bis zu einem Biegewinkel von $\alpha = 10^\circ$ annähernd linear an. Bis zu einer Kraft von $F_{St} = 700$ N überlagern sich die Kurven der Referenz T4 sowie des 4-lagigen Halbzeugs, das durch Kaltwalzen hergestellt wurde (N2_RT_3). Aufgrund des höheren Fließspannungsniveaus des ARB-Bleches im Vergleich zur Referenz im Zustand T4 beträgt die Stempelkraft bei einem Winkel von $\alpha = 10^\circ$ $F_{St} = 2,1$ kN gegenüber einem Wert von etwa $F_{St} = 1,1$ kN. Nach einem weiteren verfestigungsbedingten Kraftanstieg, dessen Verlauf ab einem Biegewinkel von $\alpha = 10^\circ$ flacher verläuft, wird bei dem konventionellen Werkstoff das Kraftmaximum von $F_{St,max} = 1.885$ N bei einem Biegewinkel von $\alpha = 80^\circ$ erreicht. Im weiteren Verlauf sinkt das Kraftniveau kontinuierlich bis zum Erreichen des maximalen Biegewinkels ab. Dieser Kraftabfall deutet nicht auf eine Schädigung des Werkstoffs hin. Prozessseitige Einflussfaktoren, wie beispielsweise die Vergrößerung der Hebelarmlänge im fortschreitenden freien Biegen, führen zu einem sinkenden Kraftniveau. Werkstoffseitig führt eine abnehmende Blechdicke in der Umformzone zu einem reduzierten Kraftbedarf mit zunehmendem Biegewinkel nach Erreichen der Maximalkraft. Der

Kraft-Biegewinkel-Verlauf mehrlagiger Bleche ist grundsätzlich vergleichbar, jedoch sind die einzelnen Phasen auf einen kleineren Bereich des Biegewinkels verteilt. Der verfestigungsinduzierte flache Kraftanstieg des exemplarisch dargestellten 4-lagigen Halbzeugs findet im Bereich von $\alpha = 10^\circ$ bis $\alpha = 38^\circ$ statt. Bei diesem Biegewinkel wird das Kraftmaximum von $F_{St,max} = 2.563 \text{ N}$ erreicht. Im weiteren Verlauf kommt es zu einem signifikanten Kraftabfall durch fortschreitende Schädigung und ein Versagen des Werkstoffes.

Die Entwicklung der Hauptformänderung in Abhängigkeit des Biegewinkels weist hingegen Unterschiede für die beiden untersuchten Werkstoffe auf, wie in Bild 34 verdeutlicht. Der Kurvenverlauf der Referenz T4 zeigt, dass der Hauptumformgrad zu Beginn der Umformung linear ansteigt, um ab einem Biegewinkel von $\alpha = 90^\circ$ ein Sättigungsniveau von $\varphi_1 = 0,32$ zu erreichen. Durch Tsoupiis [128] wurde ein entsprechendes Werkstoffverhalten für die Legierung AA6016 unter vergleichbaren Prozessbedingungen nachgewiesen. Aufgrund der starken Verfestigung, die zunächst auf einen kleinen Bereich direkt an der Biegelinie begrenzt ist, werden bei höheren Biegewinkeln zunehmend benachbarte Bereiche an der Umformung beteiligt. Durch die Verlagerung der Umformzone bleibt das Dehnungsniveau direkt an der Biegekante im weiteren Verlauf konstant. Bei Biegeversuchen an mehrlagigen Aluminiumblechhalbzeugen tritt ein vergleichbares Sättigungsniveau nicht ein. Zum einen versagen die Halbzeuge aufgrund der begrenzten Duktilität bei moderaten Biegewinkeln, sodass nach Erreichen der maximalen Dehnungen keine signifikante Zunahme des Biegewinkels mehr erfolgt. Zum anderen wurde in Abschnitt 5.4 dargelegt, dass die Differenz des Spannungsniveaus zwischen der Streckgrenze und der Zugfestigkeit bei mehrlagigen Blechen im Vergleich zum konventionellen Material begrenzt ist. Während beim Referenzwerkstoff eine Verlagerung der Umformzone durch eine signifikante Differenz bezüglich des Fließspannungsniveaus zwischen dem verfestigten Bereich und benachbarten Zonen begünstigt wird, kann dieser Effekt bei mehrlagigen hochfesten Werkstoffen nicht ausgeschöpft werden. Die Umformzone bleibt während des gesamten Biegeprozesses stark im Bereich der Biegelinie lokalisiert.

Zur weiteren Analyse des Werkstoffverhaltens mehrlagiger Halbzeuge, wird in Bild 35 die Umformzone anhand vier charakteristischer Punkte im Verlauf des Biegeprozesses untersucht. Die gewählten Messstellen beziehen sich auf einen Biegewinkel von $\alpha = 20^\circ$ (1), das Erreichen des Kraftmaximums (2), einen zehnpromzentigen Kraftabfall nach Erreichen der Maximalkraft (3) sowie einen Biegewinkel von $\alpha = 60^\circ$ (4). Die Abbildungen stellen die Ergebnisse der optischen in-situ Messung dar. Auf der linken Seite

wird jeweils die unbehandelte Oberfläche der Biegeprobe gezeigt. Die Dehnungsverteilung ϕ_1 auf Basis der optischen Dehnungsanalyse wird auf der rechten Seite der Darstellung überlagert.

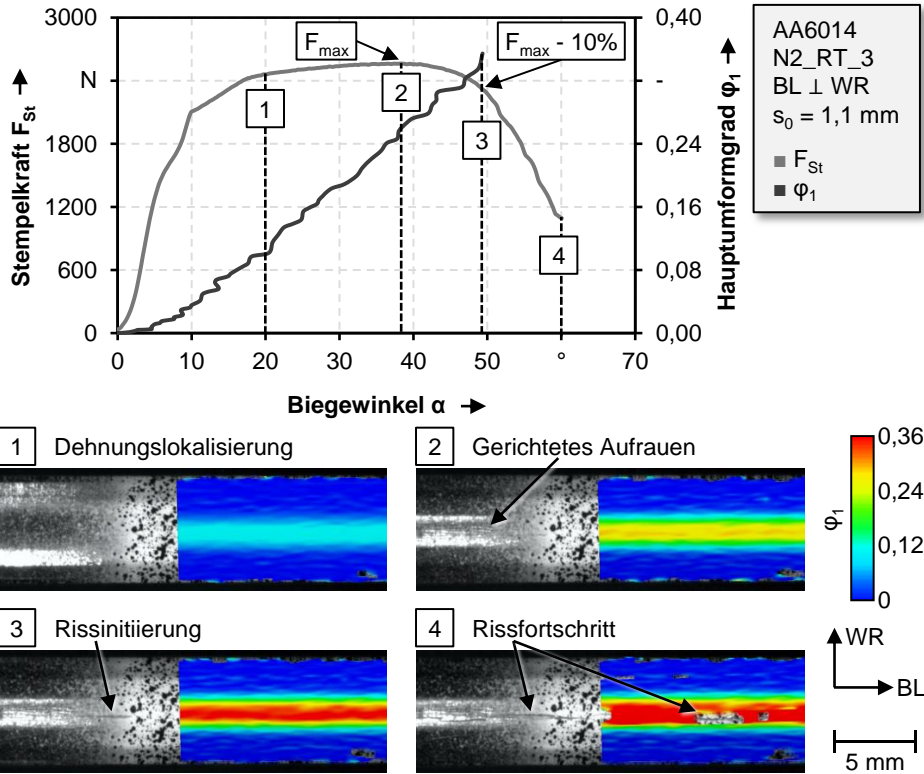


Bild 35: Verhalten mehrlagiger Werkstoffe unter einer Biegebeanspruchung

Zu Beginn des Biegeprozesses, bei einem Winkel von $\alpha = 20^\circ$ (1), ist die Bildung der Umformzone mit einer Dehnungslokalisierung im Bereich der Biegelinie erkennbar. Die Dehnungen befinden sich mit einem maximalen Umformgrad von etwa $\phi_1 = 0,1$ noch auf einem geringen Niveau. Im weiteren Verlauf wird die maximale Stempelkraft (2) bei einem Biegewinkel von $\alpha = 38^\circ$ erreicht. Die größten Umformgrade mit Werten von etwa $\phi_1 = 0,25$ liegen in einem schmalen, linienförmigen Bereich entlang der Biegekante vor. Die makroskopische Aufnahme der Oberfläche zeigt eine gerichtete Aufrauung entlang der Biegelinie. Nach einem zehnpromzentigen Kraftabfall (3), bezogen auf die Maximalkraft, ist die Rissinitiierung an der zugbeanspruchten Oberfläche erkennbar. Der Verlauf des Hauptumformgrads zeigt an diesem Punkt ein Maximum mit einem Wert von $\phi_1 = 0,35$. Mit zuneh-

memdem Biegewinkel geht ein Risswachstum einher, wodurch die signifikante Reduktion der Stempelkraft bis zu einem Winkel von 60° (4) erläutert wird.

Das in Bild 35 untersuchte Werkstoffverhalten des 4-lagigen kaltgewalzten Halbzeugs steht in diesem Zusammenhang repräsentativ für das Verhalten der untersuchten mehrlagigen Blechwerkstoffe im Biegeprozess. Beim Biegen tritt an der Außenseite eine Zugbeanspruchung, einhergehend mit einer Materialausdünnung, auf. An der Innenseite herrscht eine Druckbeanspruchung, in Verbindung mit einer Stauchung des Halbzeugs, vor. Da Werkstoffe in der Regel auf Zugspannungen kritischer reagieren als auf einen Druckspannungszustand, ist das Werkstoffversagen bei der Biegeumformung primär durch eine Rissinitiierung an der Außenseite geprägt. Für konventionelle Aluminiumwerkstoffe wird durch Akeret [129] ein typischer Versagensverlauf in vier Stufen definiert:

1. Ungerichtetes Aufrauen
2. Gerichtetes Aufrauen entlang der Biegekante
3. Selektiver Wachstumsprozess mit Vertiefung duktiler Einschnitte
4. Initiierung Scherbruch an tiefstem Einschnitt

Anhand der dargelegten Ergebnisse wird nachgewiesen, dass diese Stadienfolge gleichermaßen für das Werkstoffverhalten mehrlagiger, hochfester Aluminiumwerkstoffe Gültigkeit besitzt. In der Literatur existieren verschiedene Vorgehensweisen zur Bewertung des maximalen Biegewinkels beim freien Biegen. Während die Prüfvorschrift VDA 238-100 [130] die Auswertung des Biegewinkels bei Kraftmaximum für konventionelle Werkstoffe empfiehlt, wurde durch Maier et al. [100] der zehnpromtente Kraftabfall für mehrlagige Aluminiumblechwerkstoffe herangezogen. Unter Berücksichtigung der dargelegten Ergebnisse zum Biegeverhalten mehrlagiger Blechwerkstoffe wird der Kraftabfall um zehn Prozent als Versagenskriterium zur Bewertung der Formgebungsgrenzen im nachfolgenden Abschnitt 6.1.2 ausgewählt.

6.1.2 Einfluss der Walztemperatur auf die Formgebungsgrenzen

Das grundlegende Werkstoffverhalten mehrlagiger Aluminiumbleche im Biegeversuche wurde anhand des Stempelkraft-Biegewinkel-Verlaufs sowie anhand der Entwicklung der Dehnungsverteilung in der Umformzone exemplarisch anhand des kaltgewalzten 4-lagigen Halbzeugs analysiert. Weiterhin wurde eine Vorgehensweise zur Bestimmung des maximalen

Biegewinkels abgeleitet. Darauf aufbauend werden die individuellen Unterschiede aller hergestellten mehrlagigen Halbzeuge bezüglich des Werkstoffverhaltens beim Biegen anhand des maximal erreichbaren Biegewinkels dargelegt. In Bild 36 ist der ermittelte maximale Biegewinkel in Abhängigkeit der Walztemperatur sowohl für 4-lagige als auch für 16-lagige Halbzeuge dargestellt. Des Weiteren werden die Ergebnisse für die Orientierung der Biegelinie senkrecht und parallel zur Walzrichtung veranschaulicht. Die Ergebnisse des Referenzwerkstoffes im Zustand T4 dienen der Einordnung der Formgebungsgrenzen. Im Vergleich zu den mehrlagigen Halbzeugen konnte kein Werkstoffversagen mit dem gewählten Prüfaufbau detektiert werden.

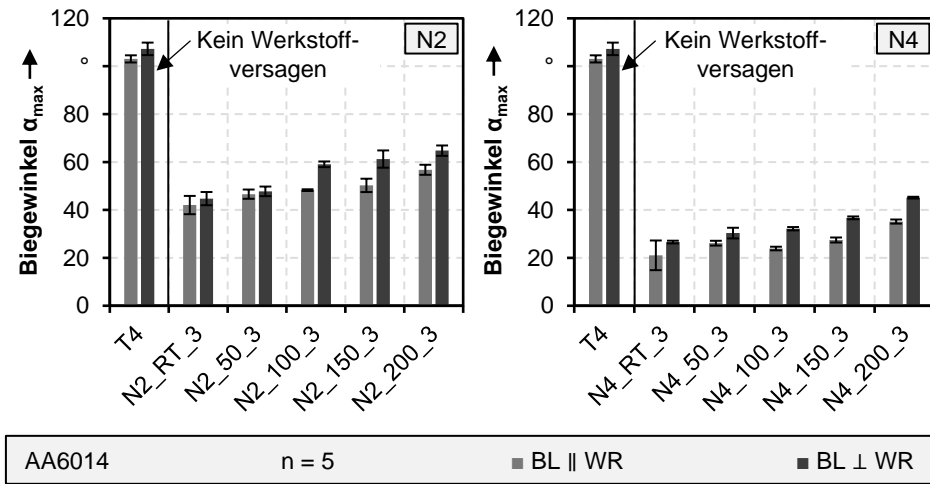


Bild 36: Einfluss der Walztemperatur auf den maximalen Biegewinkel (N2 / N4)

Die Analyse der Formgebungsgrenzen für 4-lagige (N2) Halbzeuge zeigt, dass im Kaltwalzverfahren der geringste maximale Biegewinkel von $\alpha_{max} = 42^\circ$ in paralleler Orientierung der Biegelinie zur Walzrichtung erreicht wird. Die Halbzeuherstellung im ARB-Prozess mit temperierten Arbeitswalzen führt dazu, dass die Formgebungsgrenzen bei der Anwendung dieser Bleche in Biegeprozessen gesteigert werden können. Der maximale Biegewinkel der untersuchten mehrlagigen Bleche nimmt mit dem Anstieg der Walztemperatur von $T_w = 50^\circ\text{C}$ bis $T_w = 200^\circ\text{C}$ kontinuierlich zu. Für das 4-lagige Halbzeug, das bei einer Temperatur von $T_w = 200^\circ\text{C}$ hergestellt wurde, wird ein maximaler Biegewinkel von $\alpha_{max} = 57^\circ$ in paralleler Orientierung der Biegelinie zur Walzrichtung ermittelt. Die senkrechte Ausrichtung führt bei allen untersuchten Parameterkombinationen zu einem nochmals verbesserten Biegeverhalten, wenngleich die Differenz zur

parallelen Orientierung beim Kaltwalzverfahren sowie bei einer Walztemperatur von $T_W = 50 \text{ °C}$ im Rahmen der Standardabweichung bei fünf Wiederholversuchen nicht signifikant ist. Die maximal erzielbaren Biegewinkel bei 16-lagigen (N_4) Halbzeugen liegen insgesamt auf einem niedrigeren Niveau im Vergleich zu den 4-lagigen Blechwerkstoffen. Gleichmaßen wird bei der Halbzeugherstellung mit einer Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ der höchste maximale Biegewinkel von $\alpha_{\max} = 35^\circ$ erreicht. Die geringste Formgebung wird bei dem kaltgewalzten Halbzeug mit einem Winkel von $\alpha_{\max} = 21^\circ$ ermittelt. Die Formgebungsgrenzen der Halbzeuge, die im Temperaturbereich von $T_W = 50 \text{ °C}$ bis $T_W = 150 \text{ °C}$ hergestellt wurden, befinden sich dazwischen. Bei 16-lagigen Halbzeugen wird die höchste Formgebung ebenso bei einer Auslegung der Biegelinie senkrecht zur Walzrichtung erzielt. Der maximale Biegewinkel für das kaltgewalzte Halbzeug beträgt $\alpha_{\max} = 27^\circ$, während bei dem Blech, das bei einer Temperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ hergestellt wurde, ein Wert von $\alpha_{\max} = 45^\circ$ ermittelt wird.

Der Verlauf der Formgebungsgrenzen beim Biegen steht in guter Korrelation zu den in Abschnitt 5.4.1 dargestellten Gleichmaßdehnungen im einachsigen Zugversuch. Am Beispiel der 16-lagigen Halbzeuge wird für kaltgewalzte Bleche beispielsweise eine Gleichmaßdehnung von lediglich $A_g = 0,9\%$ in 0° zur Walzrichtung und ein maximaler Biegewinkel von $\alpha_{\max} = 27^\circ$ bei senkrechter Orientierung der Biegelinie ermittelt. Bei der Halbzeugherstellung mit temperierten Arbeitswalzen bei $T_W = 200 \text{ °C}$ beträgt die Duktilität $A_g = 4,0\%$ bei einem maximalen Biegewinkel von $\alpha_{\max} = 45^\circ$. Wenngleich die zugbeanspruchte Seite im Biegeversuch einem ebenen Dehnungszustand ausgesetzt ist [16], können mit einer zunehmenden Duktilität der mehrlagigen Halbzeuge größere maximale Biegewinkel erzielt werden. Somit wird durch die Temperierung der Arbeitswalzen im ARB-Prozess eine Steigerung der Umformbarkeit im Vergleich zum Kaltwalzverfahren erzielt.

Die Ergebnisse zeigen außerdem ein besonders ausgeprägtes anisotropes Werkstoffverhalten der untersuchten mehrlagigen Halbzeuge unter einer Biegebeanspruchung. Für alle analysierten Parameterkombinationen liegen die Formgebungsgrenzen bei senkrechter Orientierung der Biegelinie zur Walzrichtung höher, im Vergleich zur parallelen Ausrichtung. Für konventionelle hochfeste Leichtbauwerkstoffe wurde dieser Zusammenhang durch Tsoupis [128] untersucht. Aufgrund der Halbzeugherstellung konventioneller Werkstoffe im Walzverfahren ist deren Gefüge durch eine Streckung der Körner in Walzrichtung gekennzeichnet. Im Biegeprozess senkrecht zur Walzrichtung erfolgt die Zugbeanspruchung entlang der längsten Körner. Diese Beanspruchung ist für den Werkstoff unkritischer als

eine Dehnung senkrecht zur Vorzugsrichtung der Kornstruktur. Wie in Abschnitt 5.3 dargestellt wurde, ist die Kornlänge in Walzrichtung beim kumulativen Walzplattieren stark ausgeprägt und nimmt mit ansteigenden Walzzyklen zu. Somit ist das anisotrope Werkstoffverhalten mehrlagiger Aluminiumblechhalbzeuge primär über die Mikrostruktur begründet.

6.1.3 Versagensverhalten

Ergänzend zur Analyse des maximalen Biegewinkels wird das Versagensverhalten mehrlagiger Halbzeuge untersucht. Zunächst wird die Entstehung von Rissen beziehungsweise einer Delamination über verschiedene Stadien des Biegevorgangs anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen im Querschliff dargestellt. Exemplarisch für die 4-lagigen Halbzeuge ist die Analyse des Risseintritts für das kaltgewalzte Halbzeug in Bild 37 dargelegt.

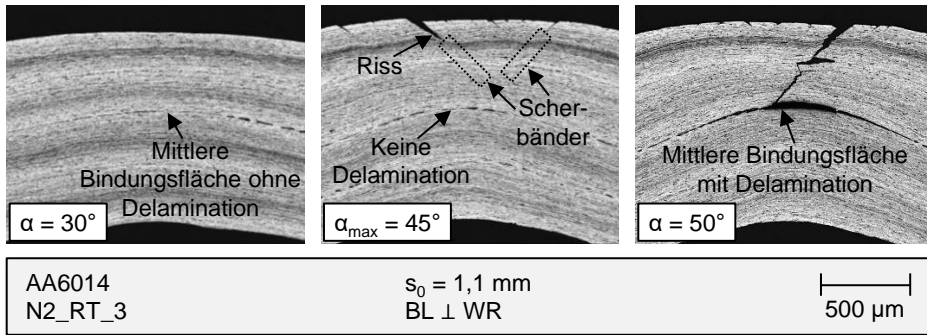


Bild 37: Rissentstehung und Versagen 4-lagiges kaltgewalztes Halbzeug (N₂_RT_3)

Bei einem Biegewinkel von $\alpha = 30^\circ$ (linkes Bild) sind noch keine Defekte oder Anrisse an der zugbeanspruchten Außenseite der Biegeprobe zu ermitteln. Im Bereich der mittleren Bindungsfläche sind vor allem im rechten Bildrand Einschlüsse im Werkstoff erkennbar. Diese treten nicht durchgehend auf und sind inselförmig ausgebildet. In den Zwischenbereichen ist der Werkstoffverbund intakt. Somit kann ein Delaminationsversagen vor der Rissinitiierung im frühen Stadium des Biegeprozesses ausgeschlossen werden. Der mittlere Querschliff in Bild 37 entspricht dem maximalen Biegewinkel von $\alpha_{\text{max}} = 45^\circ$, der anhand des Kraft-Biegewinkel-Verlaufs für dieses Halbzeug ermittelt wurde. An der Außenseite der Biegekante ist ein Riss deutlich erkennbar. Weitere Anrisse können in den angrenzenden Bereichen identifiziert werden. Weiterhin können im Schliffbild v-förmig angeordnete Scherbänder ermittelt werden. Eine Delamination im Bereich der mittleren Bindelage ist nicht zu erkennen. Im weiteren Verlauf kommt

es zu einem Risswachstum in Richtung der Probenmitte und einer Delamination der im letzten Walzstich hergestellten Bindung des 4-lagigen Blechwerkstoffes. Dieses Stadium wird bei einem Biegewinkel von $\alpha = 50^\circ$ im rechten Bild der Darstellung verdeutlicht. Bei dem untersuchten kaltgewalzten Halbzeug ist das Werkstoffversagen beim Biegen geprägt von einem Rissversagen an der auf Zug beanspruchten Außenseite der Probe im Bereich der Biegekannte. Im weiteren Verlauf des Biegeprozesses entsteht zusätzlich der Verlust des Stoffzusammenhalts durch Delamination, nachdem sich der Riss bis zur Mittellage des mehrlagigen Halbzeugs ausgebreitet hat. Die weitere Analyse der Versagensmechanismen anhand des 16-lagigen Werkstoffes, der bei einer Walztemperatur von $T_W = 200^\circ\text{C}$ hergestellt wurde, ist in Bild 38 dargestellt.

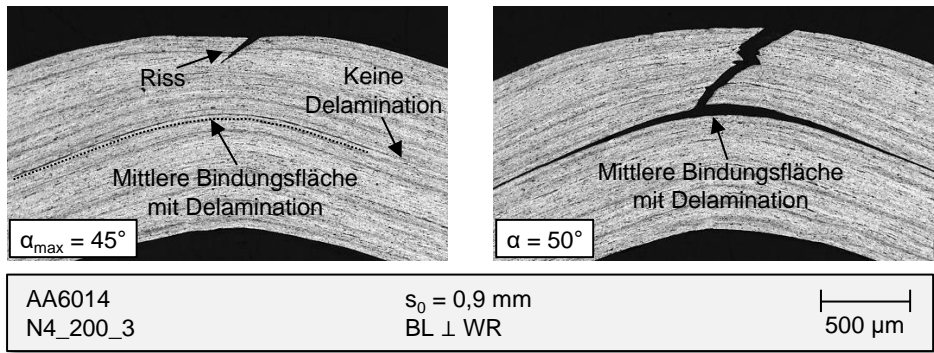


Bild 38: Rissentstehung und Versagen 16-lagiges halbwarmgewalztes Halbzeug (N4_200_3)

Bei dem maximalen Biegewinkel von $\alpha_{\max} = 45^\circ$, ist der Anriss im Bereich die Biegelinie deutlich erkennbar. Im Vergleich zu dem sehr spröden kaltgewalzten Halbzeug sind bei diesem Werkstoff mit einer höheren Duktilität keine weiteren Anrisse an der Außenseite der Biegeprobe erkennbar. Im Bereich der Probenmitte ist in diesem Stadium bereits eine Delamination zu erkennen, obwohl der Riss noch nicht bis zu diesem Bereich gewachsen ist. Im untersuchten Biegeprozess herrscht ein Zug-Druck-Spannungszustand in Richtung der Blechdicke vor. Daraus resultiert eine Scherbewegung entlang der Grenzflächen der mehrlagigen Halbzeuge. Reicht die Bindungsfestigkeit der im Walzplattierprozess hergestellten Bindung nicht aus, um dieser Scherdeformation entgegenzuwirken, so entsteht ein Verlust des Stoffzusammenhalts im Bereich der Bindungsfläche. Die Schälffestigkeit der mittleren Bindung des untersuchten Halbzeugs, die in Abschnitt 5.5 dargestellt ist, beträgt $\sigma_{SF} = 7,5 \text{ N}/100\text{mm}$. Im Vergleich dazu hat das 4-lagige kaltgewalzte Halbzeug eine Bindungsfestigkeit von

$\sigma_{SF} = 36,6 \text{ N/100mm}$. Unter Berücksichtigung der Erkenntnisse der Werkstoffcharakterisierung kann gefolgert werden, dass bei einer geringen Bindungsfestigkeit mehrlagiger Blechwerkstoffe das Versagen im Biegeprozess sowohl durch Rissbildung als auch durch Delamination initiiert werden kann. Mit zunehmender Festigkeit der hergestellten Bindung wird eine Rissinitiierung als primäres Versagensmerkmal gefolgt von einer Delamination nach Risswachstum wahrscheinlicher, wie für das kaltgewalzte 4-lagige Halbzeug gezeigt wurde. Im weiteren Verlauf des Biegeprozesses tritt bei dem untersuchten 16-lagigen Halbzeug dennoch ein Risswachstum in Richtung der Mittellage auf, wie in Bild 38 bei einem Biegewinkel von $\alpha = 50^\circ$ verdeutlicht.

Zur weiteren Analyse des Versagensverhaltens mehrlagiger Blechwerkstoffe im Biegeprozess sind in Bild 39 lichtmikroskopische Aufnahmen der gebrochenen Proben im Querschliff dargestellt. Die Abbildung bezieht sich auf alle untersuchten Walztemperaturen für 4-lagige sowie für 16-lagige Halbzeuge in senkrechter Orientierung der Biegelinie zur Walzrichtung. Um die Vergleichbarkeit der Werkstoffe untereinander zu gewährleisten, bezieht sich die Abbildung auf einen Biegewinkel von $\alpha = 110^\circ$. In diesem Stadium wird ein Werkstoffversagen für alle untersuchten Halbzeuge gewährleistet. Darauf aufbauend können die werkstoffspezifischen Unterschiede anhand der Versagensbildes analysiert werden.

Bei allen untersuchten Parameterkombinationen tritt ein Rissversagen an der auf Zug beanspruchten Außenseite der Biegeprobe auf. Der Riss ist beim zugrundeliegenden Biegewinkel bis zur mittleren Bindungsfläche der mehrlagigen Halbzeuge gewachsen. Die hohen Zugdehnungen an der äußeren Seite führen des Weiteren zu einer Abnahme der Blechdicke, welche im Bereich der Bruchflächen erkennbar ist. Einhergehend mit dem Werkstoffversagen durch Riss tritt bei allen untersuchten Proben die Delamination der mittleren Bindungsfläche als weiterer Mechanismus ein. Dieses Versagensbild bestätigt die Hypothese, dass die mittlere Bindungsfläche im Vergleich mit den weiteren Grenzflächen eine Schwachstelle bei mehrlagigen Halbzeugen darstellt. Aufgrund der Tatsache, dass die weiteren Bindungsflächen mindestens zweimal gewalzt wurden, ist dieser Effekt auf den kumulativen Walzplattierprozess zurückzuführen. Eine Delamination dieser Grenzflächen in Richtung der Blechdicke ist in Bild 39 nicht erkennbar.

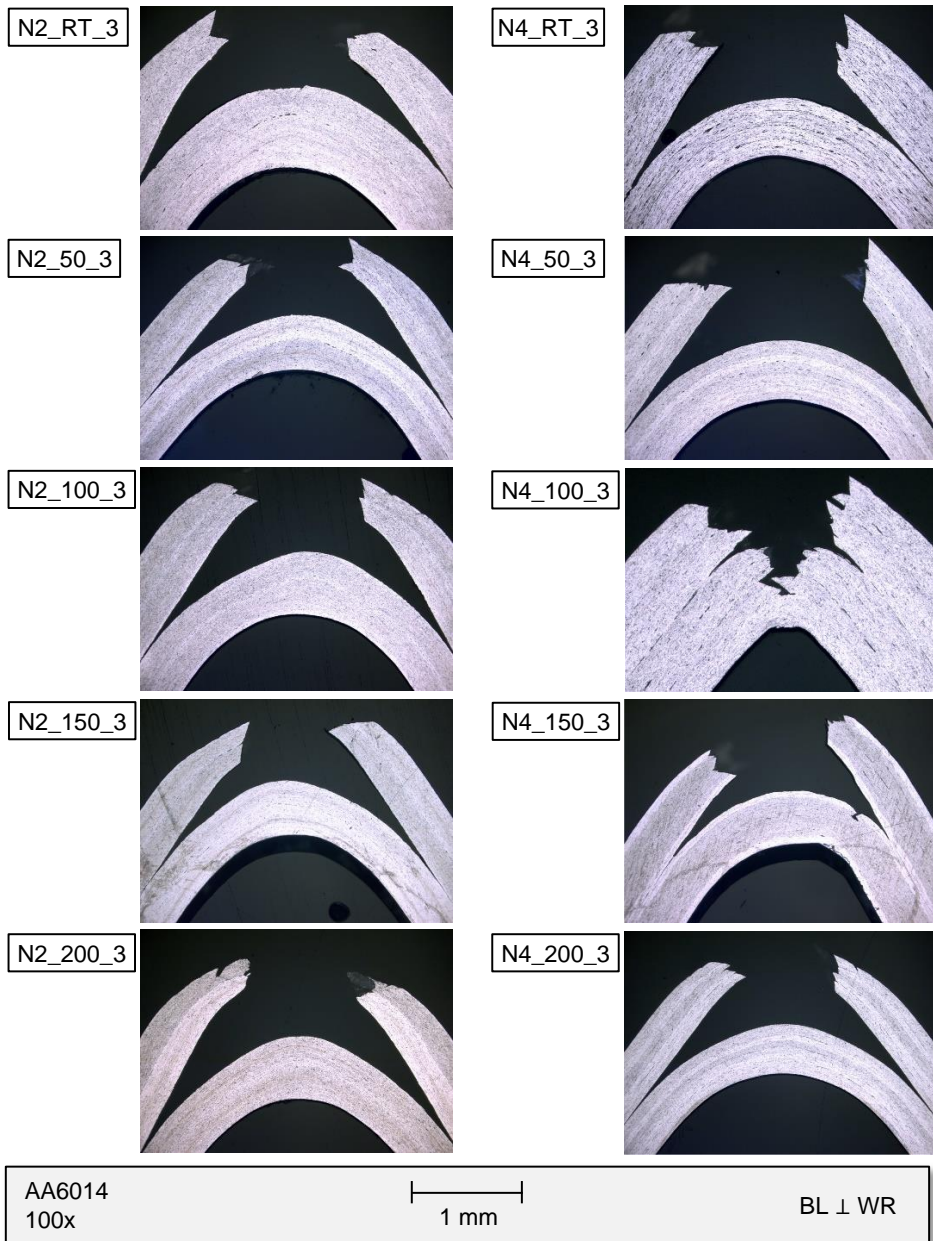


Bild 39: Versagen mehrlagiger Blechwerkstoff unter einer Biegebeanspruchung

Die Ausbreitung der delaminierten Fläche befindet sich bei allen 4-lagigen Halbzeugen sowie bei den 16-lagigen Halbzeugen, die durch Kaltwalzen sowie bei einer Temperatur von $T_W = 50\text{ °C}$ und $T_W = 200\text{ °C}$ hergestellt wurden auf einem vergleichbaren Niveau. Die in Abschnitt 5.5.1 ermittelten

Schälfestigkeitswerte dieser Parameterkombinationen liegen zwischen $\sigma_{SF} = 7,5 \text{ N/100mm}$ und $\sigma_{SF} = 37,7 \text{ N/100mm}$. Bei dem 16-lagigen Halbzeug, welches bei einer Walztemperatur von $T_W = 150 \text{ °C}$ hergestellt wurde, ist der Bereich der Delamination im Vergleich zu den genannten Halbzeugen kleiner. Der korrespondierende Wert der Schälfestigkeit beträgt $\sigma_{SF} = 144,0 \text{ N/100mm}$. Des Weiteren ist eine Rissinitiierung in der stempelseitigen Hälfte der Biegeprobe erkennbar. Bei dem untersuchten 16-lagigen Halbzeug, das bei $T_W = 100 \text{ °C}$ hergestellt wurde, ist dieser Effekt am stärksten ausgeprägt. Dieses Blech weist eine Bindungsfestigkeit von $\sigma_{SF} = 274,1 \text{ N/100mm}$ auf. Die Delamination in der mittleren Bindungsfläche ist auf einen sehr kleinen Bereich begrenzt. Gleichermaßen ist der Rissfortschritt in Blechdickenrichtung am stärksten ausgeprägt.

Die Analyse des Versagensverhaltens zeigt, dass die Bindungsfestigkeit mehrlagiger Halbzeuge einen Einfluss auf die Ausbreitung der delaminierten Fläche sowie den Rissfortschritt in Blechdickenrichtung hat. Unter Berücksichtigung der ermittelten maximalen Biegewinkel gemäß Abschnitt 6.1.2 wird deutlich, dass eine hohe Bindungsqualität dagegen nicht zu einer verbesserten Umformbarkeit unter einer Biegebeanspruchung führt. Die Formgebungsgrenzen folgen dem Trend der Gleichmaßdehnung. Somit wird gefolgert, dass die Duktilität das Umformverhalten stärker beeinflusst als die Bindungsfestigkeit.

6.2 Umformbarkeit unter einem Zug-Druck-Spannungszustand

Neben der Bewertung der Formgebungsgrenzen unter einer Biegebeanspruchung ist die Umformbarkeit mehrlagiger hochfester Aluminiumblechwerkstoffe unter einem Zug-Druck-Spannungszustand von besonderem Interesse. Das Vorherrschen radialer Zugspannungen sowie dadurch bewirkter tangentialer Druckspannungen ist das charakteristische Merkmal der Umformzone von Tiefziehprozessen. Die Tiefziehbarkeit wird anhand des Grenzziehverhältnisses bewertet und mit der konventionellen Legierung verglichen. Des Weiteren werden die Eigenschaften umgeformter Bauteile anhand von Schlibbildern und Härtemessungen analysiert.

6.2.1 Tiefziehverhalten und Grenzziehverhältnis

Der Versuchsaufbau zur Bewertung der Formgebungsgrenzen beim Tiefziehen besteht gemäß Abschnitt 4.5 aus einem Rundnapf-Tiefziehwerkzeug mit einem Stempeldurchmesser von $d_{St} = 50 \text{ mm}$. Die Radien am

Stempel sowie an der Matrize betragen jeweils 10 mm. Zur Untersuchung des Grenzziehverhältnisses wird das 16-lagige kaltgewalzte Halbzeug mit dem Blech, das bei einer Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ hergestellt wurde verglichen. Als Referenz wird der konventionelle Werkstoff im Zustand T4 herangezogen. Wie in Abschnitt 5.4 dargelegt wurde, wird bei diesen beiden 16-lagigen Werkstoffen die höchste Festigkeit durch das kumulative Walzplattieren im Vergleich zu den anderen untersuchten Herstellparametern erzielt. Während durch den Walzprozess bei Raumtemperatur (N4_RT_3) lediglich eine sehr eingeschränkte Duktilität mit einer Gleichmaßdehnung von $A_g = 0,9\%$ vorliegt, kann diese durch eine erhöhte Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ (N4_200_3) auf $A_g = 4,0\%$ gesteigert werden.

In Bild 40 sind die Ergebnisse zur Tiefziehbarkeit der drei untersuchten Halbzeugvarianten dargelegt. Der Rondendurchmesser wird von $d_R = 80\text{ mm}$ in Schritten von 5 mm sukzessive erhöht. Das experimentell ermittelte Grenzziehverhältnis wird auf Basis des größten Rondendurchmessers bestimmt, mit welchem es möglich ist, Näpfe im Tiefziehprozess versagensfrei herzustellen. Der ermittelte Kennwert beträgt für den Referenzwerkstoff AA6014 im Zustand T4 $\beta_{\text{omax}} = 2,2$. Für die mehrlagigen Bleche wird ein Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 1,7$ für die Halbzeugherstellung durch Kaltwalzen ermittelt. Das 16-lagige Blech, das bei einer Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ hergestellt wurde, hat ein maximales Ziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,0$. Der für den Tiefziehprozess erforderliche Stempelkraftbedarf erhöht sich bei der Verwendung hochfester mehrlagiger Halbzeuge. Für die Referenz T4 beträgt die maximale Stempelkraft $F_{St} = 21,7 \pm 0,1\text{ kN}$ bei einem Rondendurchmesser von $d_R = 85\text{ mm}$ sowie einer Nennblechdicke von $s_o = 1,0\text{ mm}$. Bei den 16-lagigen Halbzeugen erhöht sich der Kraftbedarf auf Werte von $F_{St} = 22,4 \pm 0,6\text{ kN}$ und $F_{St} = 24,2 \pm 0,2\text{ kN}$ für N4_RT_3 respektive N4_200_3. Bei den Ergebnissen muss berücksichtigt werden, dass die Nennblechdicke der verwendeten mehrlagigen Halbzeuge lediglich $s_o = 0,9\text{ mm}$ beträgt.

Weiterhin ist anhand der hergestellten Näpfe, die in Bild 40 dargestellt sind erkennbar, dass die richtungsabhängigen Werkstoffeigenschaften durch den kumulativen Walzplattierprozess beeinflusst werden. Dieser Effekt spiegelt sich in der Zipfelbildung der Näpfe wider. Bei dem Referenzwerkstoff sind die Zipfel in der 0° - sowie in der 90° -Walzrichtung orientiert, während bei den mehrlagigen Halbzeugen die Zipfel in den Diagonalenrichtungen entstehen. Dieser Effekt kann anhand der Anisotropiekenngrößen erläutert werden, die im einachsigen Zugversuch ermittelt werden und in Bild 41 dargestellt sind.


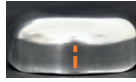














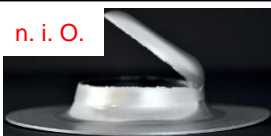
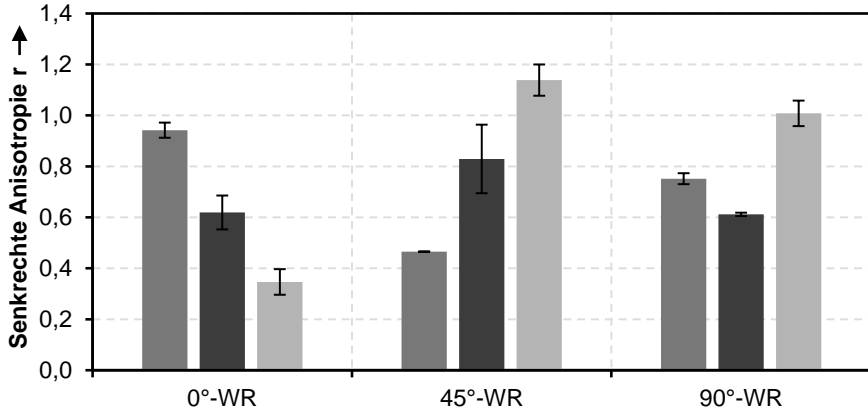
| d_R in mm l/β | T4 | N4_RT_3 | N4_200_3 |
|--------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------|
| 80 / 1,6 | i. O.  | i. O.  | i. O.  |
| 85 / 1,7 | i. O.  | i. O.  | i. O.  |
| 90 / 1,8 | i. O.  | n. i. O.  | i. O.  |
| 95 / 1,9 | i. O.  | | i. O.  |
| 100 / 2,0 | i. O.  | | i. O.  |
| 105 / 2,1 | i. O.  | | n. i. O.  |
| 110 / 2,2 | i. O.  | <div style="border: 1px solid black; padding: 5px;"> <p>AA6014</p> <p>$s_{0,T4} = 1,0$ mm</p> <p>$s_{0,N4_RT_3} = 0,9$ mm</p> <p>$s_{0,N4_200_3} = 0,9$ mm</p> <p>Multidraw KTL N 16</p> <p>$n = 3$</p> <p>$d_{St} = 50,0$ mm</p> <p>$r_{St} = 10,0$ mm</p> <p>$d_M = 53,0$ mm</p> <p>$r_M = 10,0$ mm</p> <p>$F_{NH} = 20,0$ kN</p> <p>β 0°-WR</p> <p>i. O. Gutteil</p> <p>n. i. O. Bauteilversagen</p> <p style="text-align: right;"> ----- 50 mm</p> </div> | |
| 115 / 2,3 | n. i. O.  | | |

Bild 40: Übersicht zur Tiefziehbarkeit der untersuchten Halbzeuge T4, N4_RT_3 und N4_200_3

Bei der Referenz T4 wird die höchste senkrechte Anisotropie in der 0°-Orientierung ermittelt, während bei den mehrlagigen Halbzeugen die höchsten r-Werte in 45° zur Walzrichtung vorliegen (siehe Bild 41). Da die senkrechte Anisotropie das Verhältnis der Umformgrade der Breiten- zur Dickenrichtung widerspiegelt, entstehen die Zipfel in den Orientierungen mit den größten r-Werten. Auf einen Kennwert reduziert, bestimmt die ebene Anisotropie Δr die Zipfelbildung bei Tiefziehprozessen. Beträgt $\Delta r > 0$, so

entstehen Zipfel in der 0°- und 90°-Orientierung. Bei Werten von $\Delta r < 0$ liegen die Zipfelberge in den Diagonalenrichtungen vor (siehe Tabelle 4).



| | | |
|-----------------|-------------------------------------|---------------|
| AA6014 n = 3 | $s_{0,T4} = 1,0 \text{ mm}$ | ■ T4-Referenz |
| | $s_{0,N4_RT_3} = 0,9 \text{ mm}$ | ■ N4_RT_3 |
| | $s_{0,N4_200_3} = 0,9 \text{ mm}$ | ■ N4_200_3 |

Bild 41: Vergleich der senkrechten Anisotropie der Halbzeuge T4, N4_RT_3 und N4_200_3

Tabelle 4: Anisotropiekenngrößen (n = 3)

| Halbzeug | $r_0(2\% - 20\%)$ | $r_{45}(2\% - 20\%)$ | $r_{90}(2\% - 20\%)$ | r_m | Δr |
|-----------|-------------------------|----------------------------|----------------------------|-------|------------|
| AA6014 T4 | $0,942 \pm 0,030$ | $0,465 \pm 0,000$ | $0,752 \pm 0,022$ | 0,656 | 0,382 |
| Halbzeug | $r_0(0,5\% - Ag-0,5\%)$ | $r_{45}(0,5\% - Ag-0,5\%)$ | $r_{90}(0,5\% - Ag-0,5\%)$ | r_m | Δr |
| N4_RT_3 | $0,619 \pm 0,066$ | $0,829 \pm 0,135$ | $0,612 \pm 0,007$ | 0,722 | -0,214 |
| N4_200_3 | $0,346 \pm 0,050$ | $1,139 \pm 0,061$ | $1,008 \pm 0,050$ | 0,908 | -0,461 |

Die Erkenntnisse zur Entwicklung der Anisotropie mehrlagiger Blechwerkstoffe infolge des kumulativen Walzplattierens werden durch Untersuchungen von Beausir et al. [131] an einer ausscheidungshärtbaren Legierung AA6016 bestätigt. Wie bei dem untersuchten 16-lagigen kaltgewalzten Halbzeug N4_RT_3 nehmen bei der Legierung AA6016 die Kennwerte r_0 und r_{90} stark ab, während der Wert von r_{45} signifikant ansteigt. Ein Anstieg des r_{90} -Wertes, der bei dem hergestellten Halbzeug N4_200_3 mit einer erhöhten Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ ermittelt wird, ist in der Literaturquelle nicht bekannt. Grundsätzlich ist eine hohe senkrechte Anisotro-

pie vorteilhaft für Tiefziehprozesse, da das plastische Fließen des Werkstoffes aus der Blechdicke reduziert wird. Allgemein wird die mittlere senkrechte Anisotropie r_m , welche die drei Orientierungen zur Walzrichtung berücksichtigt als Maß für die Tiefziehbarkeit herangezogen. Ein hoher r_m -Wert ist in diesem Kontext vorteilhaft für Tiefziehprozesse [113]. Die Ergebnisse zur Anisotropie sind in Tabelle 4 zusammengefasst dargestellt.

Die Untersuchungen zeigen, dass die 16-lagigen hochfesten Blechwerkstoffe gegenüber dem konventionellen Halbzeug eingeschränkte Formgebungsgrenzen aufweisen. Die Ergebnisse zum Grenzziehverhältnis sind in Bild 42 zusammengefasst dargestellt.

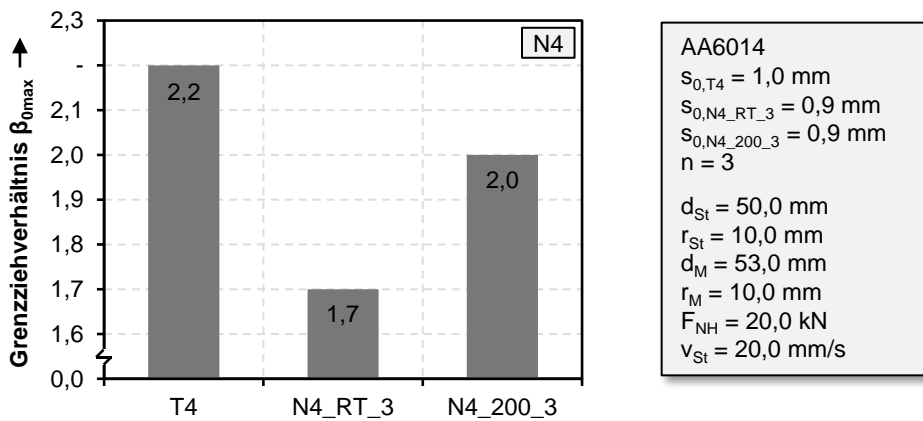


Bild 42: Grenzziehverhältnis der Halbzeuge T4, N4_RT_3 und N4_200_3

Der Referenzwerkstoff im Zustand T4 weist mit einem maximalen Ziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,2$ eine sehr gute Umformbarkeit auf. Die in der Literatur bekannten Kennwerte für ausscheidungshärtbare Legierungen liegen mit $\beta_{\text{omax}} = 2,1$ für AA6181 [76] beziehungsweise $\beta_{\text{omax}} = 2,0$ für AA6016 [77] moderat unterhalb den Ergebnissen dieser Arbeit. Bei den untersuchten 16-lagigen Werkstoffen reduziert sich das Grenzziehverhältnis um 22,7% respektive um 9,1% auf Werte von $\beta_{\text{omax}} = 1,7$ für das kaltgewalzte Blech beziehungsweise $\beta_{\text{omax}} = 2,0$ für das Halbzeug, welches bei einer Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ hergestellt wurde. Topic [75] gibt für eine 16-lagige Aluminiumlegierung AA6016 ein theoretisches Grenzziehverhältnis nach der Schmidt-Kapfenberg Methode von $\beta_{\text{omax}} = 1,74$ an. Obwohl die Maximalkraft in der Berechnung nicht experimentell ermittelt wurde, liegt die Angabe auf einem vergleichbaren Niveau zu dem maximalen Ziehverhältnis, welches für das kaltgewalzte Halbzeug N4_RT_3 bestimmt wurde. Unter Berücksichtigung der Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung fällt die Reduktion der Formgebungsgrenzen vergleichsweise gering aus. Die

Gleichmaßdehnung, die im einachsigen Zugversuch ermittelt wurde, reduziert sich um 95,9% beziehungsweise um 82,1% für die Halbzeuge N_{4_RT_3} und N_{4_200_3}. Zum einen ist der einachsige Zugversuch nicht repräsentativ für die unterschiedlichen vorherrschenden Spannungszustände beim Tiefziehen. Zum anderen führt das kumulative Walzplattieren und die einhergehende Texturentwicklung im Vergleich zum konventionellen Werkstoff zu einer Verbesserung von Kennwerten, wie beispielsweise dem Anstieg der mittleren senkrechten Anisotropie und der Reduktion der ebenen Anisotropie.

6.2.2 Bauteilanalyse

Neben der Ermittlung der Formgebungsgrenzen anhand des Grenzziehverhältnisses werden an den hergestellten Bauteilen weitere Untersuchungen durchgeführt. Zum einen wird die Möglichkeit der Delamination in den Zwischenlagen anhand von Schliffbildern untersucht. Zum anderen wird die Festigkeit der hergestellten Bauteile analysiert und die Kennwerte für die Verwendung mehrlagiger Halbzeuge den Ergebnissen für Näpfe aus dem konventionellen Werkstoff vergleichend gegenübergestellt.

Delamination

In Bild 40 ist erkennbar, dass das Bauteilversagen beim Überschreiten des Grenzziehverhältnisses sowohl beim konventionellen Halbzeug, als auch bei den mehrlagigen Blechen durch eine Rissbildung gekennzeichnet ist. Während bei der Analyse des Versagensverhaltens unter einer Biegebeanspruchung in Abschnitt 6.1.3 festgestellt wurde, dass ein initiales Rissversagen bei zunehmendem Biegewinkel stets mit der Delamination der mittleren Bindungsfläche einhergeht, kann dieser kombinierte Mechanismus bei den untersuchten Tiefziehteilen nicht festgestellt werden. Als weiteres Versagensmerkmal ist die Delamination ohne eine vorherige Rissentstehung auszuschließen. Exemplarisch wird ein Napf anhand von Schliffbildern in Bild 43 lichtmikroskopisch analysiert, um den Lagenaufbau nach dem Tiefziehen zu untersuchen und mögliche Delaminationseffekte identifizieren zu können.

Die Analysen werden an dem 16-lagigen kaltgewalzten Halbzeug durchgeführt, da dieser Werkstoff gemäß den Ergebnissen in Abschnitt 6.2.1 als besonders umformkritisch eingestuft werden kann. Der Napf mit einem Ziehverhältnis von $\beta = 1,6$ wird in Walzrichtung mittig getrennt. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen werden am Napfboden, im Bereich der Radien

sowie am Auslauf der Zargen angefertigt. Als Referenz dient die Aufnahme einer Ronde, die nicht umgeformt wurde.

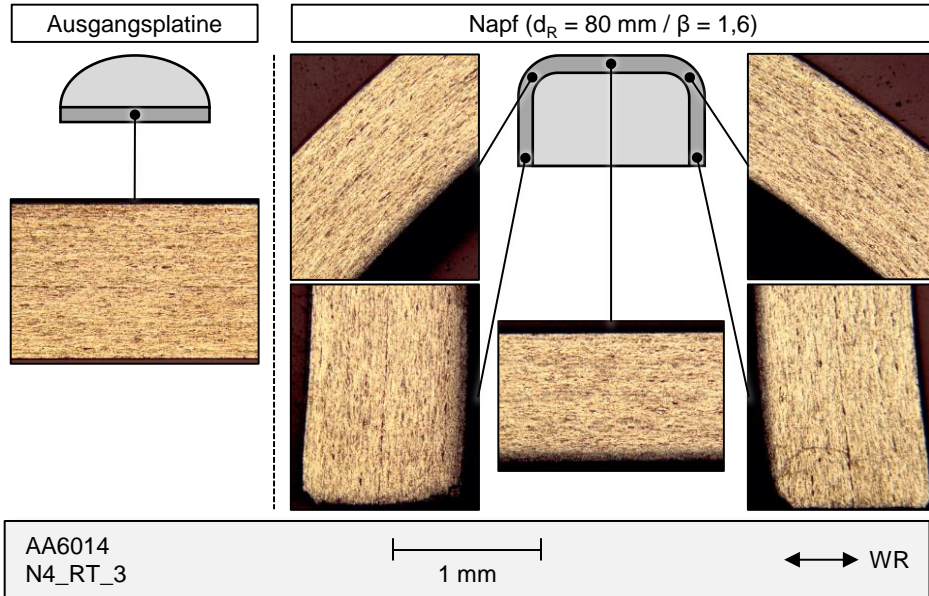


Bild 43: Schliffbilder an Ausgangsplatine und umgeformtem Napf N4_RT_3

Die Ergebnisse in Bild 43 zeigen, dass in den analysierten Bereichen keine Delaminationseffekte erkennbar sind. Im Schliffbild der Ronde ist die laminierte Struktur des mehrlagigen Halbzeugs klar ausgeprägt. Außerdem ist im Bereich der mittleren Bindungsfläche eine Trennlinie erkennbar, die durch partielle Einschlüsse, welche in der Aufnahme als dunkle Stellen dargestellt werden, unterbrochen wird. Wenngleich die Einschlüsse über den gesamten Bereich der Probe verteilt vorliegen, ist die lineare Anordnung entlang der im letzten Walzstich hergestellten Bindungsfläche am stärksten ausgeprägt. Diese beschriebenen Merkmale sind in allen untersuchten Bereichen des Napfes gleichermaßen vorhanden. Bereiche mit größeren Fehlstellen oder Einschlüssen können nicht identifiziert werden. Unter Berücksichtigung der exemplarischen Analyse dieses Tiefziehteils und der Tatsache, dass das Bauteilversagen aller untersuchten Halbzeuge durch Rissbildung geprägt ist, wird gefolgert, dass für die untersuchten Parameterkombinationen ein Versagen, welches primär durch Delamination einzelner Blechlagen hervorgerufen wird, nicht identifiziert werden kann. Diese Erkenntnis trifft auf die untersuchte Rundnapfgeometrie zu. Für Tiefziehversuche an einer komplizierteren Bauteilgeometrie, dem Kreuznapf, hat Böhm [132] gezeigt, dass ein Werkstoffversagen durch Delamination einzelner Schichten ohne einen vollständiges Rissversagen in

Blechdickenrichtung auftreten kann. Die Untersuchungen basieren auf einem 16-lagigen Halbzeug der Aluminiumlegierung AA1050. Durch Böhm [132] wird in diesem Zusammenhang die Delamination, die vor dem Einlaufradius auftritt und durch den Zug-Druck-Spannungszustand im Flanschbereich hervorgerufen wird identifiziert. Des Weiteren führen Risse einzelner Blechlagen im Bereich nach dem Einlaufradius des Kreuznapfes zum oberflächlichen Ablösen einzelner Schichten. Eine mögliche Ursache kann die Scherung an den Grenzflächen beim Ein- und Auslauf des Werkstoffes im Bereich des Radius genannt werden.

Festigkeit der Bauteile

Unter Berücksichtigung des Leichtbauaspekts wird die Bewertung der Festigkeit der umgeformten Bauteile durchgeführt. Da eine Korrelation zwischen der Festigkeit und der Härte eines Werkstoffes besteht [133], wird die Vickers-Härte der Näpfe im Bereich des Napfbodens sowie der Zarge analysiert. Die Vorgehensweise zur Entnahme der Sekundärprüfkörper sowie zur Messung ist in Abschnitt 4.5 beschrieben. In Bild 44 ist die Härteverteilung für umgeformte Rundnäpfe mit Ziehverhältnissen von $\beta = 1,7$ sowie $\beta = 2,0$ dargestellt. Bei den kleineren Näpfen werden alle untersuchten Halbzeuge verglichen, während bei den größeren lediglich der Referenzwerkstoff T4 dem halbwarmgewalzten Halbzeug N4_200_3 gegenübergestellt wird.

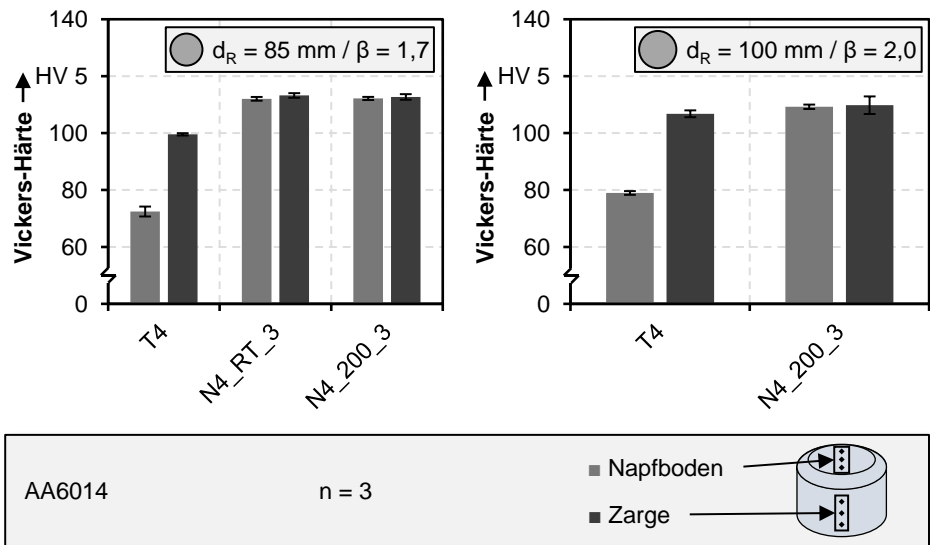


Bild 44: Vergleich der Härtewerte am Bauteil Rundnapf für T4, N4_RT_3 und N4_200_3

Bei einem Ziehverhältnis von $\beta = 1,7$ sowie der Verwendung des Referenzwerkstoffes im Zustand T4 beträgt die Härte im Napfboden 72,4 HV 5, während in der Zarge ein Wert von 99,6 HV 5 ermittelt wird. Die Verwendung der 16-lagigen Halbzeuge im Tiefziehprozess ermöglicht eine signifikante Steigerung der Härte in beiden untersuchten Bereichen des Bauteils. Für das kaltgewalzte Halbzeug werden Werte von 112,0 HV 5 im Boden sowie 113,2 HV 5 in der Zarge gemessen. Die Kennwerte des Halbzeugs, welches bei einer Walztemperatur von $T_W = 200$ °C hergestellt wurde, befinden sich im Rahmen der Standardabweichung auf einem vergleichbaren Niveau. Der Referenzwerkstoff T4 zeigt im Bereich der Zarge eine ausgeprägte Festigkeitssteigerung im Vergleich zum Napfboden. Dieser Effekt ist auf die Kaltverfestigung infolge des Umformprozesses zurückzuführen. Bei den untersuchten mehrlagigen Halbzeugen ist dieser Effekt sehr gering ausgeprägt. Die Differenz der Härtewerte zwischen Bodenbereich und Zarge ist im Rahmen der Streuung der Messwerte nicht signifikant. Die Analyse der Näpfe, die mit einem Ziehverhältnis von $\beta = 2,0$ hergestellt wurden, führt zu vergleichbaren Ergebnissen. Unter Verwendung des konventionellen Werkstoffes AA6014 T4 wird eine Bauteilhärte von 79,0 HV 5 im Napfboden sowie von 106,8 HV 5 in der Zarge erzielt. Die Härtewerte für die Verwendung des 16-lagigen Halbzeugs N4_200_3 liegen insgesamt auf einem höheren Niveau mit Kennwerten von 99,6 HV 5 im Bereich des Bodens und 109,8 HV 5 in der Zarge.

Die Untersuchungsergebnisse zeigen, dass der Einsatz der hochfesten mehrlagigen Halbzeuge in Tiefziehprozessen hinsichtlich der resultierenden Härte und demzufolge auch der Festigkeit der Bauteile vorteilhaft ist. Insbesondere bei Bauteilen mit kleinen Ziehverhältnissen sowie in Bereichen, in welchen geringe Umformgrade zu erwarten sind, ist die Differenz der Härtewerte zwischen konventionellem Werkstoff und mehrlagigen Halbzeugen deutlich ausgeprägt. Bei hohen Ziehverhältnissen und somit höheren Umformgraden, wie im Zargenbereich des Rundnapfes, sinkt diese Differenz. Als Grund wird das stärker ausgeprägte Kaltverfestigungspotential des konventionellen Werkstoffes gegenüber mehrlagiger Halbzeuge identifiziert. Dieser Effekt wird anhand der dargestellten Fließkurven in Bild 45 verdeutlicht. Im Rahmen der in Bild 44 dargestellten Ergebnisse werden für alle untersuchten Parameter durch die Verwendung der 16-lagigen Halbzeuge Bauteile mit einer höheren Festigkeit im Vergleich zur Referenz hergestellt. Während sich die Härtewerte des kaltgewalzten N4-Halbzeugs und des 16-lagigen Halbzeugs, das bei einer Walztemperatur von $T_W = 200$ °C hergestellt wurde, nicht signifikant unterscheiden, liegt

der Vorteil des Letzteren in den höheren erreichbaren Formgebungsgrenzen. Für den Einsatz mehrlagiger, hochfester Halbzeuge in Tiefziehprozessen lässt sich ableiten, dass ein Vorteil in Bauteilbereichen erreicht werden kann, in welchen eine geringe plastische Formänderung zu erwarten ist. Anhand des untersuchten Demonstratorbauteils ist dies der Bereich des Napfbodens, in welchem die höchste Differenz der Härtewerte zwischen konventionellem Halbzeug (T₄) und den mehrlagigen Halbzeugen ermittelt wurde. Je nach Bauteil kann beispielsweise auf den Einsatz von Ziehleisten zur Materialflusssteuerung verzichtet werden. Prozessseitig ist aufgrund des hohen Fließbeginns und des insgesamt höheren Fließspannungsniveaus ein größerer Kraftbedarf bei der Verwendung hochfester, mehrlagiger Aluminiumblechwerkstoffe zu erwarten.

6.3 FE-Auslegung von Tiefziehprozessen für mehrlagige Halbzeuge

Die Methode der Finiten Elemente ist ein vielversprechender Ansatz zur effizienten Auslegung von Blechumformprozessen entlang einer virtuellen Prozesskette. Dementsprechend soll die Prozessauslegung am Beispiel des Bauteils Rundnapf für die 16-lagigen Halbzeuge N_{4_RT_3} und N_{4_200_3} in diesem Abschnitt untersucht werden. Die Modellierungsstrategie basiert auf einem konventionellen Ansatz ohne die Berücksichtigung diskreter Blechlagen. Die Abbildungsgenauigkeit der Simulationen wird anhand von Kraft-Weg- sowie Blechdickenverläufen mit den experimentellen Ergebnissen abgeglichen. Als Referenz zur Bewertung der Prognosegüte werden die entsprechenden Ergebnisse des konventionellen Halbzeugs AA6014 T₄ herangezogen. Weiterhin wird die Grenzformänderungskurve ermittelt und deren Einsetzbarkeit als Versagenskriterium analysiert.

6.3.1 Werkstoffmodellierung und FE-Modell

Das Verfestigungsverhalten ist ein Aspekt, welcher in der Werkstoffmodellierung zu berücksichtigen ist. In Bild 45 sind die experimentell ermittelten Fließkurven des konventionellen Werkstoffs AA6014 T₄ sowie der 16-lagigen Halbzeuge N_{4_RT_3} und N_{4_200_3} dargestellt.

Die Fließkurven wurden im einachsigen Zugversuch in der 0°-Orientierung zur Walzrichtung ermittelt. Die Herausforderung bei mehrlagigen Halbzeugen besteht in der geringen Duktilität im einachsigen Spannungszustand und der daraus resultierenden begrenzten Datenbasis für die Appro-

ximation und Extrapolation des Verfestigungsverhaltens. Um diesem Aspekt entgegenzuwirken, wird für die Zugversuche an den mehrlagigen Halbzeugen das optische Messsystem ARAMIS (Fa. GOM; Braunschweig) zur Ermittlung der Dehnungen eingesetzt. Durch die lokale Auflösung der Dehnungsverteilung, wird die Auswertung ausschließlich im Bereich der Einschnürung vorgenommen. Diese Maximalspaltenmethode ermöglicht es, experimentelle Fließkurven bis zu höheren Umformgraden im Vergleich zur taktilen Messtechnik zu ermitteln [109].

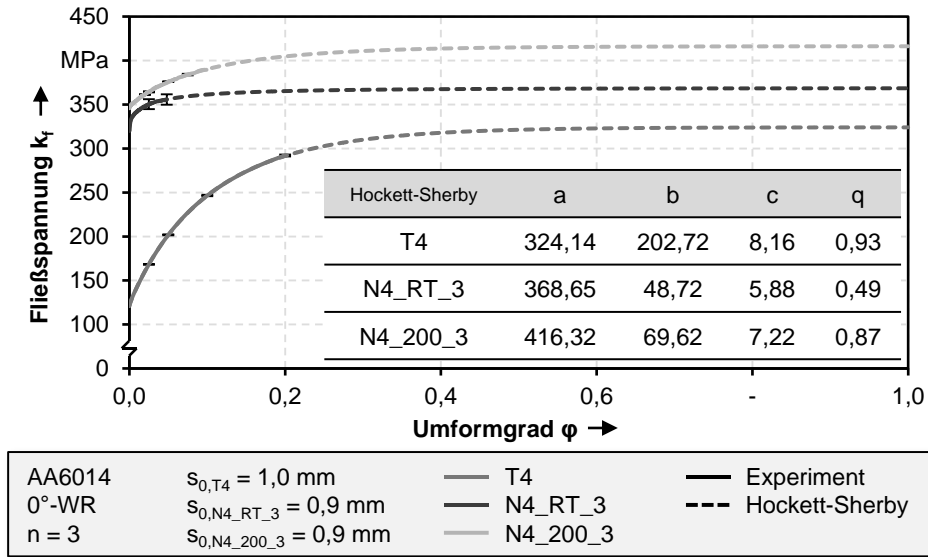


Bild 45: Approximation und Extrapolation der Fließkurven

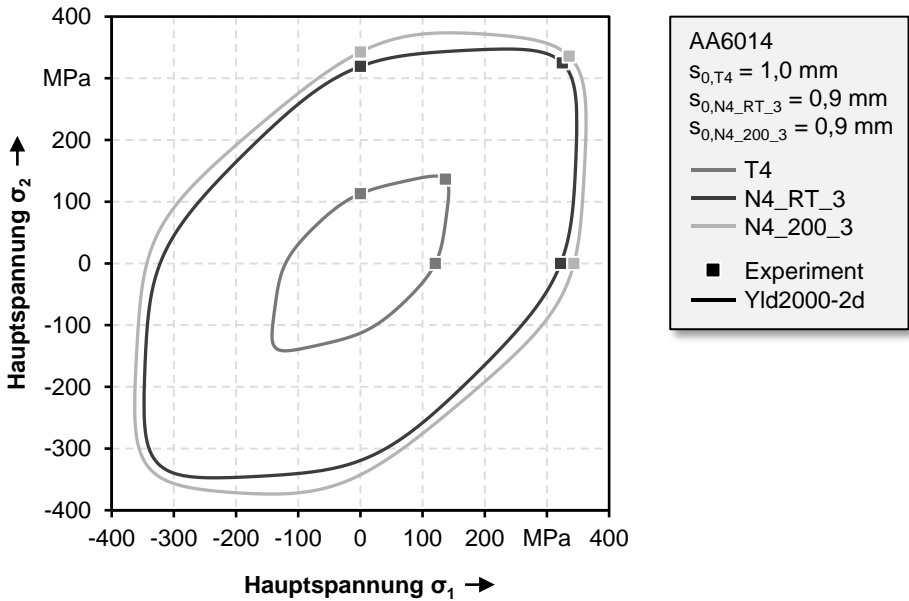
Die Approximation des Verfestigungsverhaltens und die Extrapolation hin zu höheren Umformgraden wird anhand des isotropen Verfestigungsgesetzes nach Hockett und Sherby durchgeführt [122]. Die mathematische Funktion ist in Gleichung (15) dargestellt.

$$k_f(\varphi) = a - b * e^{-c(\varphi)^q} \tag{15}$$

Das Ergebnis der Approximation sowie die identifizierten Parameter sind weiterhin in Bild 45 dargelegt. Die höchste Sättigungsfließspannung, repräsentiert durch die Konstante a, weist der 16-lagige Werkstoff auf, der bei einer Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ hergestellt wurde. Die größte Differenz zwischen dem Sättigungswert und der Anfangsfließspannung, die durch den Parameter b ausgedrückt wird, wird beim konventionellen Halbzeug ermittelt. Wenngleich das umformgradabhängige Verfestigungsverhalten hochfester mehrlagiger Halbzeuge im Vergleich zum T4-Zustand

geringer ausgeprägt ist, liegt das Fließspannungsniveau immer oberhalb der Referenz.

Ein weiterer Aspekt der Werkstoffmodellierung ist die Beschreibung des Beginns des plastischen Fließens eines Werkstoffes in Abhängigkeit des vorherrschenden Spannungszustandes. Das anisotrop symmetrische Fließkriterium Yld2000-2d nach Barlat et al. [120] wird in diesem Zusammenhang verwendet, um den Fließbeginn im Spannungsraum entsprechend abzubilden. Als experimentelle Stützstellen werden der Fließbeginn σ_0 , σ_{45} und σ_{90} sowie die r-Werte r_0 , r_{45} und r_{90} aus dem einachsigen Zugversuch herangezogen. Der Fließbeginn für den zweiachsigen Zugspannungszustand σ_b wird anhand von Schichtstauchversuchen ermittelt. Die resultierenden Fließortkurven mit den experimentellen Stützstellen sowie die identifizierten Parameter des Fließkriteriums Yld2000-2d sind in Bild 46 dargestellt.



| Yld2000-2d (a = 8) | α_1 | α_2 | α_3 | α_4 | α_5 | α_6 | α_7 | α_8 |
|-----------------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| T4 | 0,958 | 1,004 | 0,623 | 0,994 | 0,957 | 0,760 | 0,881 | 1,289 |
| N4_RT_3 | 0,952 | 0,971 | 0,937 | 1,016 | 1,013 | 0,954 | 1,003 | 1,091 |
| N4_200_3 | 0,734 | 1,177 | 1,106 | 1,004 | 1,035 | 0,949 | 1,072 | 1,108 |

Bild 46: Fließortkurven und identifizierte Parameter des Fließkriteriums Yld2000-2d

Anhand der dargestellten Fließortkurven wird deutlich, dass der Beginn des plastischen Fließens in Abhängigkeit des Spannungszustandes bei den untersuchten mehrlagigen Halbzeugen erst bei einem höheren Spannungsniveau im Vergleich zum T4-Zustand zu erwarten ist. Des Weiteren zeigt sich ein unterschiedlicher Verlauf der Fließortkurven des kaltgewalzten Werkstoffes N4_RT_3, verglichen mit dem 16-lagigen Werkstoff, der bei einer Walztemperatur von 200 °C hergestellt wurde. Dieser Effekt ist unter anderem auf die variierenden r-Werte zurückzuführen. Diese sind in Tabelle 4 in Abschnitt 6.2.1 dargestellt.

Ergänzend zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens wird ein Versagenskriterium für die FE-basierte Prozessauslegung benötigt. Für Blechumformsimulationen wird standardmäßig die Grenzformänderungskurve, die entweder im Nakajima- oder im Marciniak-Versuch nach der Norm DIN EN ISO 12004-2:2009-02 [118] ermittelt wird, herangezogen. In Bild 47 sind die Grenzformänderungskurven der drei untersuchten Halbzeuge zusammengefasst dargestellt.

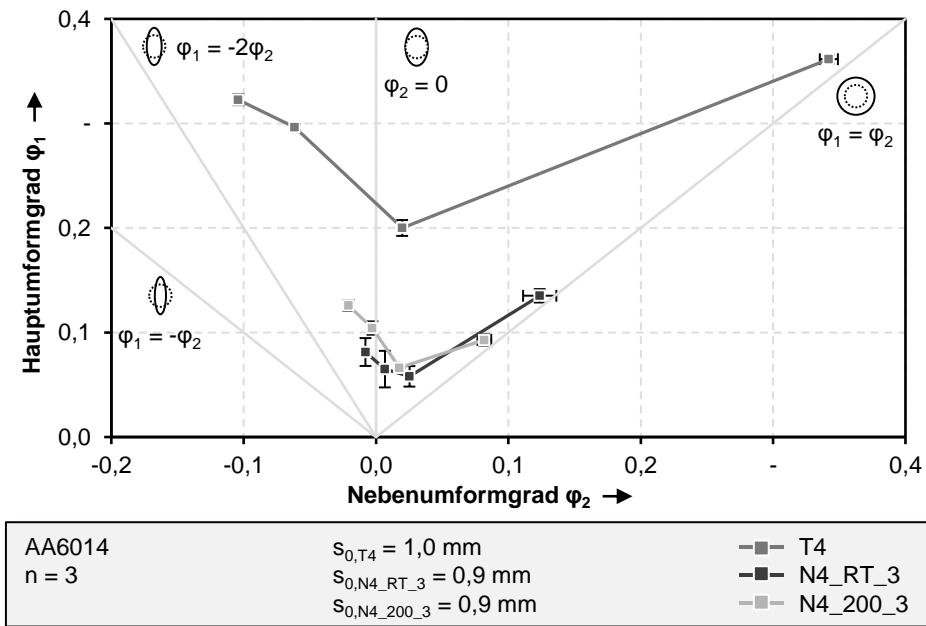


Bild 47: Grenzformänderungsdiagramm der Werkstoffe AA6014 T4, N4_RT_3 und N4_200_3

Im Grenzformänderungsdiagramm wird die Instabilität eines Werkstoffes in Abhängigkeit des Dehnungszustandes aufgezeigt. Die Instabilität beschreibt den Beginn der lokalen Einschnürung und nicht das Rissversagen des Halbzeugs. Nach der FE-Berechnung von Blechumformprozessen kann

der Formänderungszustand aller Elemente zu jedem Zeitpunkt mit der Grenzformänderungskurve verglichen werden. Elemente, die sich oberhalb der entsprechenden Kurve befinden, erfüllen das Versagenskriterium, während der Bereich unterhalb als sicher eingestuft werden kann.

Die Grenzformänderungskurven der untersuchten 16-lagigen Halbzeuge liegen insgesamt auf einem geringeren Niveau, im Vergleich zur Kurve des konventionellen Werkstoffs AA6014 T4. Dies bedeutet, dass die Grenzformänderung bereits bei kleineren Haupt- und Nebenformänderungen erreicht wird. Der Vergleich der mehrlagigen Halbzeuge ergibt, dass im Bereich der uniaxialen sowie der ebenen Dehnung die Kurve des kaltgewalzten Werkstoffes unterhalb der des Halbzeugs N4_200_3 liegt. Für die ermittelten Daten im Bereich der biaxialen Formänderung befinden sich die Kennwerte des kaltgewalzten Halbzeugs hingegen auf einem höheren Niveau. Dieser Bereich tritt beim untersuchten Rundnapf-Tiefziehprozesses primär im Napfboden auf und ist für das Werkstoffversagen von untergeordneter Bedeutung. Der klassische Bodenreißer tritt im Übergang des Stempelradius zur Zarge auf. In diesem Bereich befinden sich die Formänderungszustände nahe der ebenen Dehnung.

In Bild 48 ist der Aufbau des Simulationsmodells in LS-DYNA zur Berechnung des Rundnapf-Tiefziehversuchs dargestellt. Die Werkzeugkomponenten Stempel, Matrize und Niederhalter sind mit Schalenelementen diskretisiert und als Starrkörper definiert. Weiterhin wird die Diskretisierung der Ronde über quadratische Schalenelemente vorgenommen, deren initiale Elementkantenlänge 1,0 mm beträgt. Für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens der Platine wird das implementierte Materialmodell *MAT_BARLAT_YLD2000 verwendet, welches mit dem Fließkriterium Yld2000-2d übereinstimmt. Die Orientierung in 0° zur Walzrichtung entspricht der x-Richtung des Koordinatensystems. Die Kontaktdefinition zwischen Werkstück und den Werkzeugen erfolgt anhand des Keywords *CONTACT_FORMING_ONE_WAY_SURFACE_TO_SURFACE. Für den Referenzwerkstoff AA6014 T4 wird für die Reibzahl in Anlehnung an [134] ein Wert von $\mu = 0,1$ definiert. Für die 16-lagigen Halbzeuge wird die Reibzahl experimentell anhand von Flachstreifenziehversuchen mit dem Versuchsaufbau nach [135] ermittelt. Die Halbzeuge werden durch manuellen Rollenauftrag mit dem Schmierstoff Multidraw KTL N 16 (Fa. Zeller+Gmelin; Eisligen) grundbeölt. Die Ziehgeschwindigkeit der Streifen beträgt $v_z = 28$ mm/s bei einer konstanten Flächenpressung von $p_{NH} = 5$ MPa. Für beide kumulativ gewalzte Werkstoffe N4_RT_3 und N4_200_3 wird die gleiche Reibzahl mit einem Kennwert von $\mu = 0,05 \pm 0,01$ gemessen.

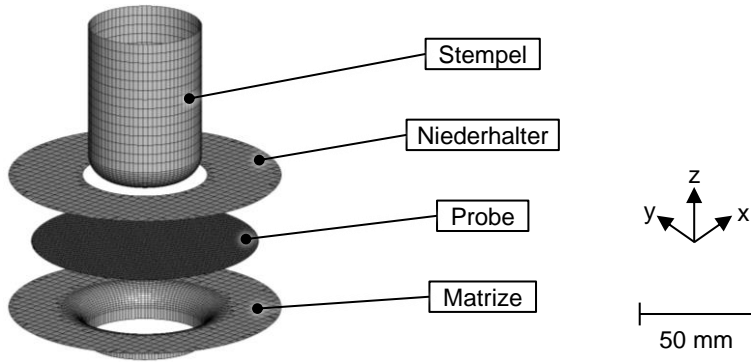


Bild 48: Aufbau Simulationsmodell Rundnapf-Tiefziehversuch

6.3.2 Bewertung der Abbildungsgenauigkeit

Im Rahmen dieser Arbeit soll untersucht werden, mit welcher Abbildungsgenauigkeit es grundsätzlich möglich ist, einen Umformprozess für mehrlagige hochfeste Aluminiumblechhalbzeuge mit einer konventionellen und effizienten Modellierungsstrategie, wie in Abschnitt 6.3.1 beschrieben, auszulegen. Die Bewertung wird anhand von drei Merkmalen durchgeführt. Die Prognosegüte wird über Kraft-Weg- sowie Blechdickenverläufe bestimmt. Hierzu werden die Kurvenverläufe aus Experiment und Simulation verglichen und deren Abweichung anhand der Wurzel der mittleren Fehlerquadratsumme (englisch: Root Mean Square Error, kurz: RMSE) quantifiziert. Da sowohl die maximale Stempelkraft $F_{St,max}$, als auch die Ausgangsblechdicke s_0 der drei untersuchten Halbzeuge variieren, wird der RMSE-Wert normiert, um die Vergleichbarkeit der Kennzahlen zu gewährleisten. Die Bestimmung der NRMSE-Werte der Kraft-Weg-Verläufe ist in Gleichung (16) dargestellt. Für die Blechdickenverläufe wird der Ansatz gemäß Formel (17) verwendet. Als Referenz für die Prognosegüte wird der jeweilige NRMSE-Wert des konventionellen Halbzeugs AA6014 T4 herangezogen.

$$NRMSE_{F_{St,max}} = \frac{\sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (F_{St,Exp,i} - F_{St,FEA,i})^2}}{F_{St,max}} * 100\% \quad (16)$$

$$NRMSE_{s_0} = \frac{\sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (s_{Exp,i} - s_{FEA,i})^2}}{s_0} * 100\% \quad (17)$$

Als drittes Kriterium wird die Versagensprognose anhand der Grenzformänderungskurven analysiert. Unter Berücksichtigung der elementspezifischen Formänderungszustände in der FE-Simulation wird untersucht, ob das experimentell ermittelte Werkstoffversagen in Abhängigkeit des Ziehverhältnisses rechnerisch ermittelt werden kann.

Kraft-Weg-Verlauf

In Bild 49 sind der Stempelkraft-Stempelweg-Verlauf aus Experiment und Simulation sowie die resultierenden NRMSE-Werte dargestellt. Die Diagramme zeigen die Ergebnisse für alle untersuchten Halbzeuge T4, N4_RT_3 und N4_200_3 für einen Ausgangsdurchmesser der Ronde von $d_R = 85$ mm respektive für ein Ziehverhältnis von $\beta = 1,7$. Die Näpfe wurden vollständig durchgezogen, während der Kraft-Weg-Verlauf bis zu dem Stempelweg ausgewertet wird, bei welchem die Platine nicht mehr zwischen Niederhalter und Matrize geklemmt wird.

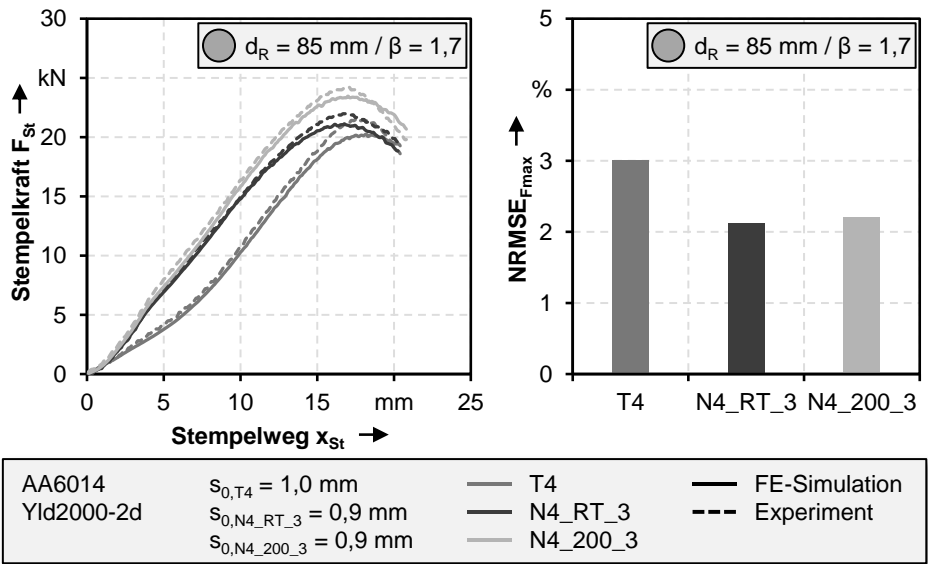


Bild 49: Vergleich Kraft-Weg-Verlauf aus Experiment und FE-Simulation für $\beta = 1,7$

Sowohl für die Referenz T4 als auch für die 16-lagigen Halbzeuge wird eine hohe Übereinstimmung der Kurvenverläufe zwischen Simulation und Experiment festgestellt. Bei allen Varianten wird der Kraft-Weg-Verlauf durch die Simulation bis zu einem Weg von etwa $x_{St} = 15$ mm sehr gut abgebildet, während die Stempelkraft im Bereich der Maxima unterschätzt wird. Insgesamt spiegelt sich die hohe Übereinstimmung der Kurvenverläufe in geringen NRMSE-Werten von unter 3,0% wider. Mit Kennwerten von $NRMSE_{Fmax} = 2,1\%$ und $NRMSE_{Fmax} = 2,2\%$ für die 16-lagigen Halbzeuge

N4_RT_3 sowie N4_200_3 ist die Prognosegüte für die untersuchten Parameter besser als bei der Referenz. Die Stempelkraft, die sowohl experimentell als auch in der FE-Simulation bestimmt wird, setzt sich näherungsweise aus der ideellen Umformkraft im Flansch sowie aus den Kraftanteilen durch Reibung und durch Biegung an der Ziehringrundung zusammen [73]. Bei den mehrlagigen Halbzeugen steigt die Stempelkraft aufgrund des höheren Fließspannungsniveaus schneller an und erreicht ein größeres Maximum, im Vergleich zur Referenz. Die höhere Fließspannung der untersuchten 16-lagigen Bleche führt in diesem Zusammenhang dazu, dass die ideelle Umformkraft in der Umformzone sowie der Biegeanteil höher sind, als bei der Referenz im Zustand T4. Trotz der geringeren Ausgangsblechdicke der untersuchten mehrlagigen Halbzeuge von $s_0 = 0,9$ mm im Vergleich zur Blechdicke der Referenz mit $s_0 = 1,0$ mm wird eine höhere Stempelkraft ermittelt. Wie in Abschnitt 6.3.1 dargelegt wird für die FE-Simulation eine Reibzahl von $\mu = 0,05$ für die mehrlagigen Bleche als Ergebnis experimenteller Streifenziehversuche angenommen. Für den Referenzwerkstoff im Zustand T4 wird mit einer Reibzahl von $\mu = 0,1$ gemäß Literaturwerten gerechnet. Der Kraftanteil durch Reibung auf die in Bild 49 dargestellte Stempelkraft F_{St} fällt somit bei den 16-lagigen Blechwerkstoffen geringer aus. Trotz des geringeren Anteils der Reibung und der Ausgangsblechdicke ist die Gesamtkraft im Vergleich zu dem Referenzwerkstoff höher. Der signifikante Unterschied bezüglich des Fließspannungsniveaus wird in diesem Zusammenhang als ausschlaggebender Faktor identifiziert.

Weiterhin werden die Kraft-Weg-Verläufe bei einem initialen Rondendurchmesser von $d_R = 100$ mm beziehungsweise einem Ziehverhältnis von $\beta = 2,0$ gegenübergestellt. Da diese Parameter oberhalb des Grenzziehverhältnisses des kaltgewalzten Halbzeugs liegen, wird der Referenzwerkstoff T4 mit dem 16-lagigen Halbzeug N4_200_3 verglichen. Die Ronden werden nicht vollständig durchgezogen, sondern bis zu einer definierten Ziehtiefe $z = 23$ mm mit Restflansch umgeformt. Die Ergebnisse sind in Bild 50 dargestellt.

Zu Beginn des Umformprozesses und bis zu einem Stempelweg von $x_{St} = 15$ mm zeigt sich eine hohe Übereinstimmung der experimentellen Kurvenverläufe mit den Ergebnissen der FE-Simulation. Im Bereich des Kraftmaximums kommt es in diesem Fall zu einer Überschätzung des Kraftniveaus in der Simulation. Insbesondere für das mehrlagige Halbzeug wird die Maximalkraft signifikant überschätzt. Aufgrund der guten Übereinstimmung zu Beginn des Kurvenverlaufs ist die Überschätzung des Fließspannungsniveaus bei höheren Umformgraden, die mit zunehmendem Stempelweg auftreten, ein Erklärungsansatz. Wie in Bild 45 dargestellt

ist, ist die experimentelle Datenbasis für die Approximation und Extrapolation der Fließkurve im Vergleich zum Referenzwerkstoff begrenzt. Dieser Effekt kann zu einer Fehleinschätzung des Fließspannungsniveaus bei höheren Umformgraden führen, was sich direkt im Kraft-Weg-Verlauf widerspiegelt. Trotz der Abweichungen im Kraftmaximum wird der Kurvenverlauf insgesamt mit einer hohen Güte abgebildet, was sich in NRMSE-Werten von unter 5,0% zeigt. Für die untersuchten Parameter liegt die Abweichung des 16-lagigen hochfesten Halbzeugs mit $\text{NRMSE}_{F_{\max}} = 4,7\%$ moderat über der Referenz, deren Kennwert $\text{NRMSE}_{F_{\max}} = 3,2\%$ beträgt.

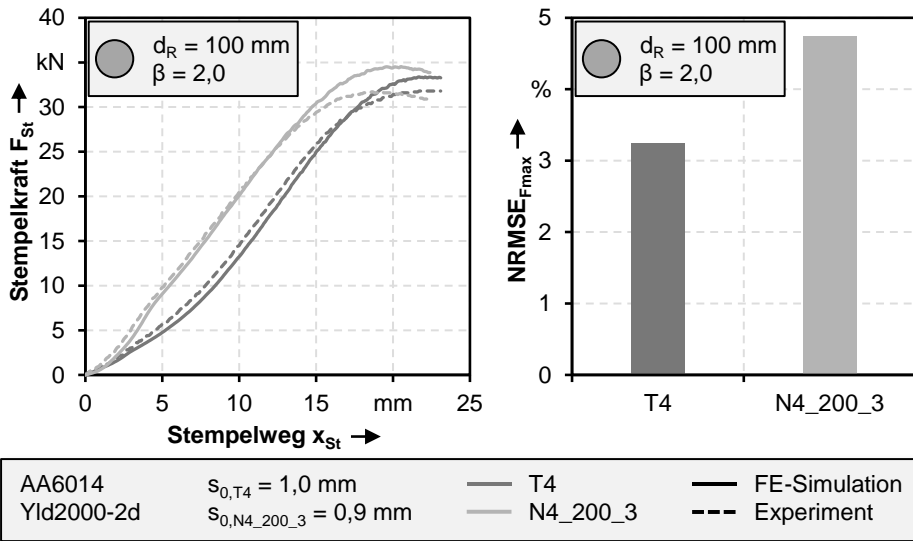


Bild 50: Vergleich Kraft-Weg-Verlauf aus Experiment und FE-Simulation für $\beta = 2,0$

Blehdickenverlauf

In Bild 51 ist die Blehdickenverteilung am Bauteil Rundnapf, als Ergebnis der FE-Simulation, der Verteilung aus den experimentellen Versuchen gegenübergestellt. Zum einen werden die Bauteile mit einem initialen RONDdurchmesser von $d_R = 85 \text{ mm}$ für die 16-lagigen Halbzeuge $N4_RT_3$ und $N4_200_3$ gezeigt. Des Weiteren ist für das 16-lagige Halbzeug, welches bei einer Walztemperatur von $200 \text{ }^\circ\text{C}$ hergestellt wurde, der Napf mit Restflansch aus Experiment und FEA gegenübergestellt. Die Blehdickenverteilung der tiefgezogenen Bauteile wird mit Hilfe einer optischen 3D-Koordinatenmessmaschine ATOS (Fa. GOM; Braunschweig) ermittelt.

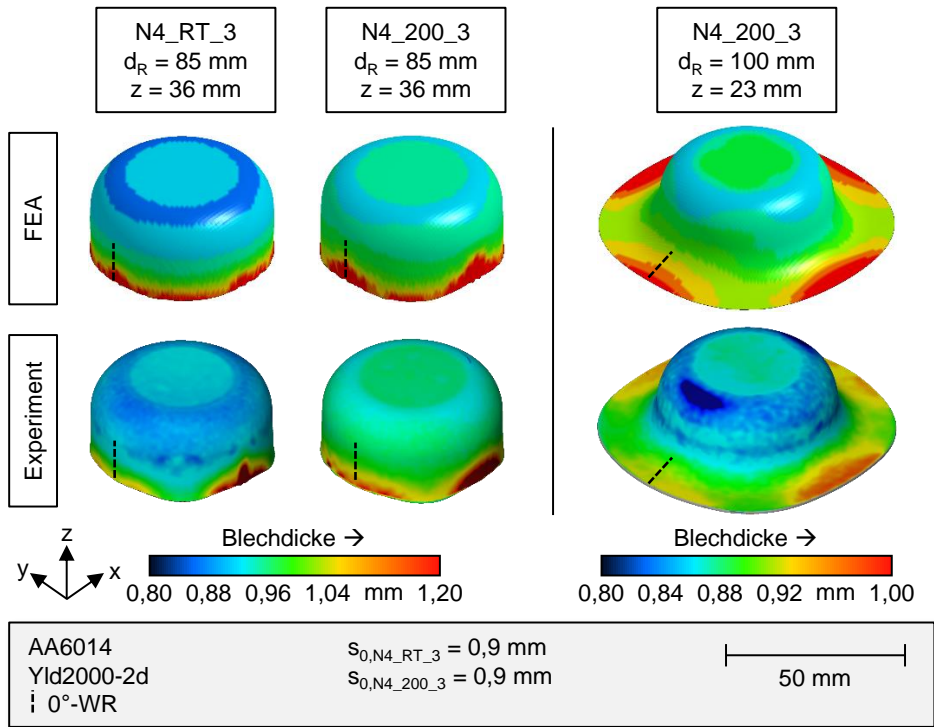


Bild 51: Blechdickenvergleich zwischen FEA und Experiment anhand optischer Vermessung

Bezüglich der Bauteile ohne Restflansch wird eine gute Übereinstimmung der Blechdicke im Bereich des Napfbodens sowie im Radius festgestellt. Dies gilt sowohl für das 16-lagige kaltgewalzte Blech, als auch für das Halbzeug, welches bei einer Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ hergestellt wurde. Die anisotropen Werkstoffeigenschaften, die im Zargenbereich zu einer höheren Blechdickenzunahme in 0° sowie in 90° zur Walzrichtung führen, werden durch das anisotrope Fließkriterium Yld2000-2d korrekt abgebildet. Weiterhin zeigt sich am Bauteil mit Restflansch das anisotrope Werkstoffverhalten am Blecheinzug. In den Diagonalenrichtungen ist der r-Wert im Vergleich zu den anderen Orientierungen am größten. Dies bedingt einen stärkeren Werkstofffluss in Richtung der Blechebene anstatt der Blechdicke. Somit ist die Blechdickenzunahme in der 45° -Orientierung geringer und der verbleibende Flanschbereich größer. Im weiteren Verlauf des Tiefziehprozesses entstehen die Zipfel dementsprechend in den Diagonalenrichtungen. Dieser Effekt wird durch die FE-Simulation gleichermaßen richtig abgebildet. Für das Halbzeug N4_200_3 wird bei dem Bauteil mit Restflansch eine starke Abnahme der Blechdicke im Bereich des Radius

in 0° zur Walzrichtung festgestellt. Dieser Effekt wird durch die FEA unterschätzt. Die Abnahme der Blechdicke ist in der Simulation geringer ausgeprägt als im Experiment ermittelt.

Die Bewertung der Prognosegüte der FE-Simulation wird anhand des NRMSE-Werts gemäß Gleichung (17) vorgenommen. Als Datenbasis wird der Blechdickenverlauf entlang der Abwicklung vom Napfboden über den Radius in den Bereich der Zarge ausgewertet. In Bild 52 ist sowohl der Verlauf der Blechdicke entlang der Abwicklung als auch der berechnete NRMSE-Wert für die Halbzeuge T4, N4_RT_3 und N4_200_3 dargestellt.

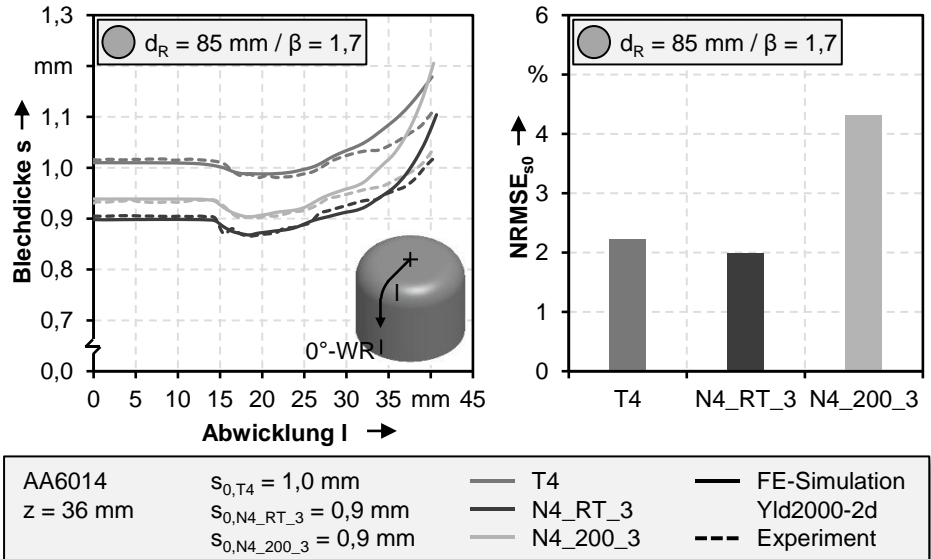


Bild 52: Abbildungsgenauigkeit des Blechdickenverlaufs für $\beta = 1,7$

Die Abbildung bezieht sich auf die Bauteile ohne Restflansch mit einem Ziehverhältnis von $\beta = 1,7$. Für alle untersuchten Halbzeuge wird der Blechdickenverlauf durch die FE-Simulation bis zu einer Abwicklung von etwa $l = 30 \text{ mm}$ mit einer hohen Übereinstimmung prognostiziert. Dies entspricht beim Bauteil dem Napfboden sowie dem Radius, der bei $l = 30,7 \text{ mm}$ endet. Im weiteren Verlauf der Abwicklung wird die Blechdicke durch die FEA überschätzt. Dies gilt sowohl für den Referenzwerkstoff, als auch für die 16-lagigen Halbzeuge. Insgesamt betrachtet ist die Abbildungsgenauigkeit bezüglich der Blechdicke sehr gut. Die Abweichung für die Referenz AA6014 T4 beträgt lediglich $\text{NRMSE}_{s_0} = 2,2\%$. Für das 16-lagige kaltgewalzte Halbzeug ergibt sich eine verbesserte Prognosegüte mit einem Wert von lediglich $\text{NRMSE}_{s_0} = 2,0\%$, während der Kennwert für das ARB-

Blech, das bei einer Walztemperatur von $T_W = 200 \text{ °C}$ hergestellt wurde, $\text{NRMSE}_{s_0} = 4,3\%$ beträgt.

Für die Bauteile mit Restflansch bei einem Ziehverhältnis von $\beta = 2,0$ sind die Ergebnisse in Bild 53 dargelegt. Die Abbildung bezieht sich auf den Referenzwerkstoff sowie auf das 16-lagige Halbzeug, das mit temperierten Arbeitsswalzen bei $T_W = 200 \text{ °C}$ hergestellt wurde.

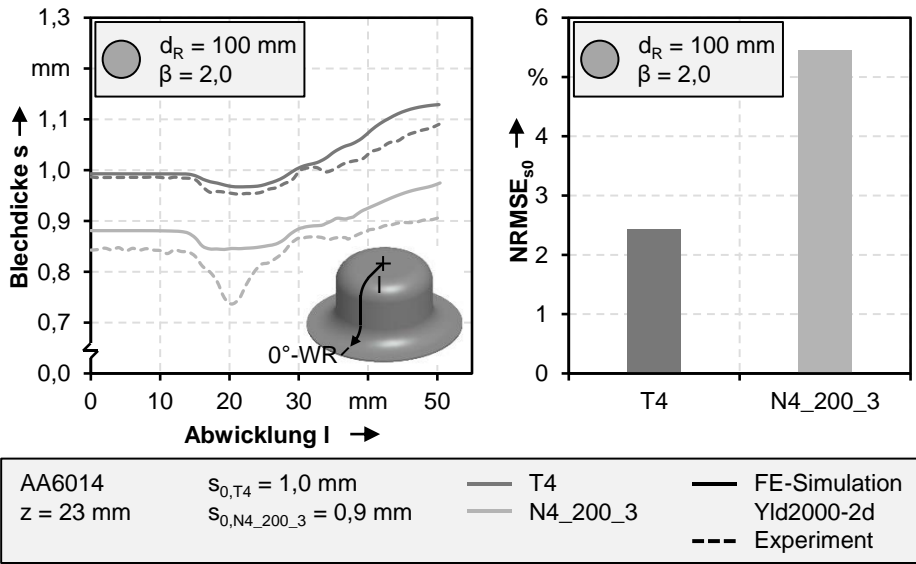


Bild 53: Abbildungsgenauigkeit des Blechdickenverlaufs für $\beta = 2,0$ mit Restflansch

Im Bereich der Zarge und des Flansches wird die Blechdicke durch die FE-Simulation überschätzt, wie bereits bei den Bauteilen ohne Restflansch gezeigt wurde. Die Differenz zwischen Experiment und Simulation ist im Vergleich geringer ausgeprägt. Des Weiteren zeigt das Bauteil der untersuchten 16-lagigen Werkstoffs eine signifikante Abnahme der Blechdicke im Bereich des Stempelradius. Dieser Effekt wird durch die FE-Simulation nicht korrekt abgebildet. Aufgrund der hohen lokal begrenzten Blechdurchdünnung ist von einer beginnenden lokalen Einschnürung des mehrlagigen Blechwerkstoffes im Experiment auszugehen. Unter Berücksichtigung des dargelegten Blechdickenverlaufs der FE-Simulation ist davon auszugehen, dass diese Instabilität des Werkstoffverhalten durch die gewählte Modellierungsstrategie noch nicht korrekt dargestellt werden kann. Dementsprechend ist die Abbildungsgenauigkeit für das mehrlagige Halbzeug mit einem NRMSE-Wert von $\text{NRMSE}_{s_0} = 5,5\%$ reduziert. Im Vergleich dazu beträgt die Abweichung für die Referenz $\text{NRMSE}_{s_0} = 2,4\%$.

Versagensprognose

Abschließend wird die Anwendung der Grenzformänderungskurve als Versagenskriterium bei der Auslegung von Tiefziehprozessen für mehrlagige hochfeste Aluminiumblechwerkstoffe untersucht. In Bild 54 sind die Formänderungszustände für die initialen Rondendurchmesser $d_R = 85$ mm und $d_R = 90$ mm sowie die experimentell ermittelte Grenzformänderungskurve für das 16-lagige kaltgewalzte Halbzeug dargestellt.

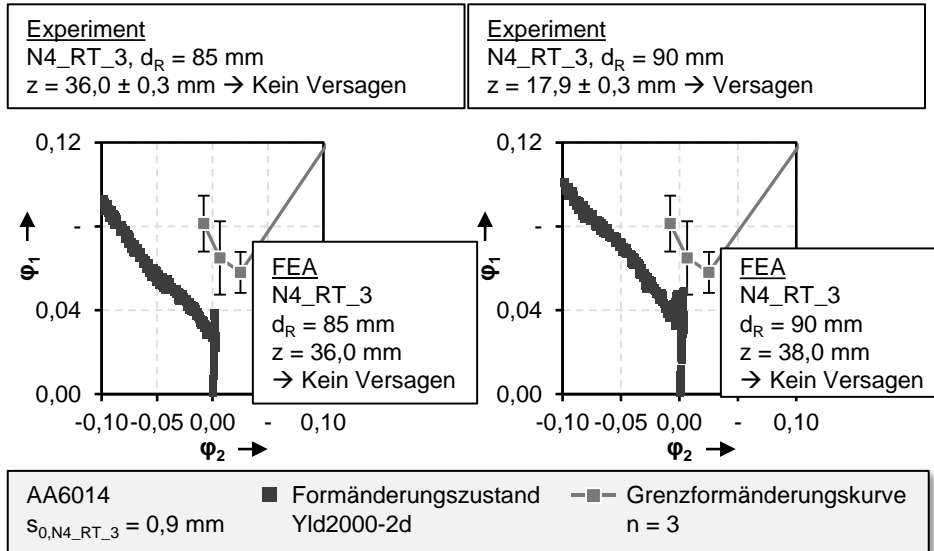


Bild 54: Grenzformänderungsdiagramm mit Dehnungszuständen aus der Simulation N4_RT_3

Die experimentellen Tiefziehversuche ergeben für einen Durchmesser von $d_R = 85$ mm kein Werkstoffversagen, während bei $d_R = 90$ mm und einer Ziehtiefe von $z = 17,9 \pm 0,3$ mm ein Rissversagen ermittelt wurde. Im Rahmen der FEA wird festgestellt, dass ein Versagen des 16-lagigen Halbzeugs anhand der Grenzformänderungskurve nicht prognostiziert werden kann. In Bild 54 auf der rechten Seite sind die Formänderungszustände bei einer Ziehtiefe von $z = 38$ mm dargestellt. Dies entspricht dem vollständigen Durchziehen des Napfes ohne verbleibenden Restflansch. Die Grenzformänderungskurve wird in der FE-Simulation nicht überschritten. Wenn gleich sich ein Datenpunkt des Formänderungszustands der FEA oberhalb des unteren Streubalkens der experimentell ermittelten Kurve befindet, lässt sich abschließend keine gesicherte Aussage zur Versagensprognose treffen. Die Grenzformänderungskurve verfügt im relevanten Bereich über eine vergleichsweise hohe Standardabweichung der Ergebnisse.

In Bild 55 sind die Ergebnisse für das 16-lagige Halbzeug dargelegt, das bei einer erhöhten Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ hergestellt wurde. Die Darstellung bezieht sich auf experimentelle Tiefziehversuche mit einem Ausgangsdurchmesser der Ronden von $d_R = 100\text{ mm}$ und $d_R = 105\text{ mm}$ sowie die entsprechenden FE-Berechnungen.

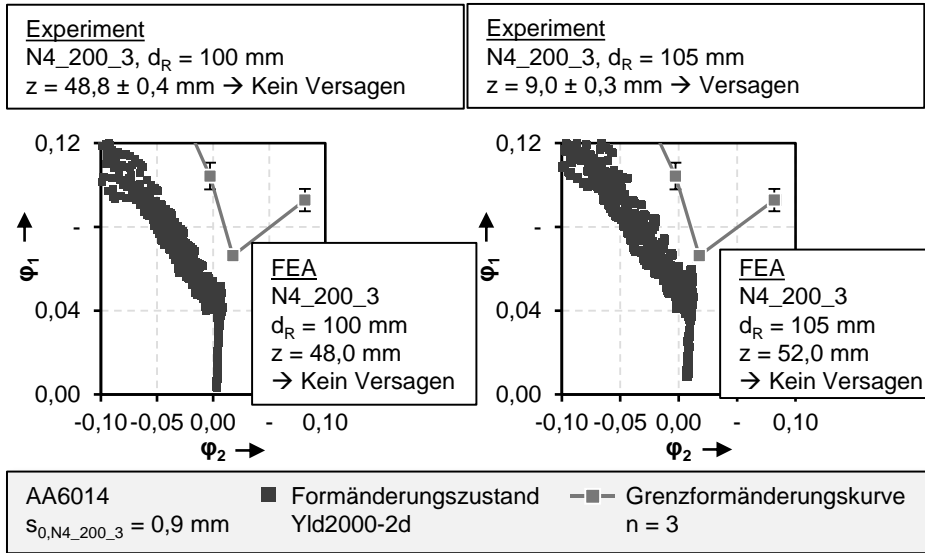


Bild 55: Grenzformänderungsdiagramm mit Dehnungszuständen aus der Simulation N4_200_3

Im Experiment wird für $d_R = 105\text{ mm}$ ein Rissversagen der Ronden bei einer Ziehtiefe von $z = 9,0 \pm 0,3\text{ mm}$ ermittelt, während für $d_R = 100\text{ mm}$ kein Werkstoffversagen festgestellt wird. Die versagensfreie Umformung bei dem kleinen Rondendurchmesser wird durch die FEA, wie im linken Teil der Abbildung dargestellt, korrekt vorhergesagt. Für den Durchmesser $d_R = 105\text{ mm}$ ergibt die FE-Berechnung eine signifikante Annäherung der Formänderung an die Grenzformänderungskurve im Bereich der ebenen Dehnung. Die Kurve wird bis zum vollständigen Durchziehen des Bauteils bei einer Ziehtiefe von $z = 52\text{ mm}$ nicht überschritten. Somit kann für die beiden untersuchten mehrlagigen Halbzeuge das Werkstoffversagen in der FEA durch die Grenzformänderungskurve nicht vorhergesagt werden.

Die Analyse zur Auslegung von Tiefziehprozessen für mehrlagige hochfeste Aluminiumhalbzeuge zeigt, dass hinsichtlich der Prognose des Kraft-Weg-Verlaufs eine hohe Abbildungsgenauigkeit durch die FE-Simulation gegeben ist. Die Abweichung der FEA zu den experimentellen Ergebnissen liegt, bezogen auf den NRMSE-Wert, für alle untersuchten Parameter unterhalb

von 5%. Gleiches gilt für die Analyse der Blechdickenverläufe bei einem untersuchten Ziehverhältnis von $\beta = 1,7$. Bei einem größeren Ziehverhältnis von $\beta = 2,0$ wird für das Halbzeug N4_200_3 eine signifikante Abnahme der Blechdicke im Bereich des Stempelradius festgestellt, was in der FE-Berechnung nicht abgebildet werden kann. Aufgrund dieser Tatsache nimmt die Abbildungsgenauigkeit in diesem Fall ab. Weiterhin kann das experimentell ermittelte Werkstoffversagen in der FEA anhand der Grenzformänderungskurve nicht verifiziert werden. Ein möglicher Erklärungsansatz ist das kompliziertere Rissversagen der mehrlagigen Blechwerkstoffe im Vergleich zum konventionellen Halbzeug, wie in Bild 56 dargestellt. Beim Referenzwerkstoff T4 tritt das Versagen als Bodenreißer am Übergang des Stempelradius zur Zarge auf. Bei den untersuchten 16-lagigen Halbzeugen ist gleichermaßen ein Abheben des Stempelbodens erkennbar. Ergänzend findet eine Rissbildung in Richtung der Zarge beziehungsweise des Flansches an mehreren Stellen statt. Die Zarge ist teilweise beim Versagen des Werkstoffes noch nicht vollständig ausgeformt beziehungsweise nicht mehr intakt. Eine FE-basierte Prognose des Werkstoffversagens anhand der Grenzformänderungskurve ist für die dargestellten Risslagen nicht möglich.

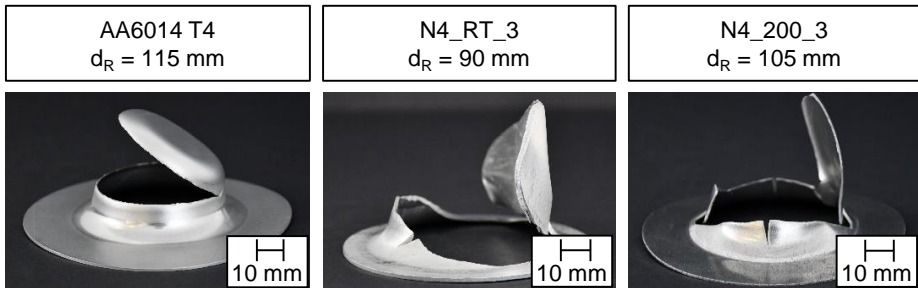


Bild 56: Vergleich der Versagensbilder der untersuchten Rundnapfgeometrie

Für die Anwendung der Methode der Finiten Elemente unter Berücksichtigung der gewählten Randbedingungen auf mehrlagige, hochfeste Aluminiumblechwerkstoffe ist festzuhalten, dass die Abbildungsgenauigkeit hinsichtlich des Kraft-Weg- sowie des Blechdickenverlaufs bei nicht versagenskritischen Bauteilen sehr hoch ist. Beim Auftreten von Instabilitäten, wie beispielsweise einer sehr hohen, lokal begrenzten Blechdurchdünnung des Napfes mit einem Ausgangsdurchmesser von $d_R = 100 \text{ mm}$ sowie des Werkstoffes N4_200_3 zeigen sich größere Abweichungen zwischen FE-Berechnung und den experimentellen Ergebnissen. Dies spiegelt sich weiterhin darin wider, dass die Prognose des Werkstoffversagens anhand der Grenzformänderungskurve die Instabilität durch lokale Einschnürung und Rissversagen im weiteren Verlauf nicht abgebildet werden kann. Somit ist

die Anwendung der FEA beispielsweise zur Abschätzung von Prozesskräften beim Tiefziehen geeignet, während eine Auslegung von Bauteilen hinsichtlich des Werkstoffversagen noch weiter untersucht werden muss.

7 Formgebungsgrenzen mit lokal angepassten Halbzeugeigenschaften

Die Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger hochfester Aluminiumblechhalbzeuge in Kapitel 6 zeigt, dass trotz vielversprechender Ergebnisse hinsichtlich der Formgebungsgrenzen noch Potential zur Verbesserung derjenigen besteht. Diese Erkenntnis bezieht sich insbesondere auf mehrlagige Blechwerkstoffe, die im kumulativen Walzplattierprozess durch Kaltwalzen hergestellt werden. Vor diesem Hintergrund wird die Realisierung prozessangepasster Halbzeuge durch eine Kurzzeitwärmebehandlung zur Erweiterung der Formgebung im folgenden Kapitel analysiert. Untersuchungsgegenstand ist die 16-lagige kaltgewalzte Legierung N4_RT_3. Zunächst wird der Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die resultierenden Werkstoffeigenschaften untersucht. Die Erweiterung der Umformbarkeit wird unter Verwendung von Ronden mit lokal angepassten Eigenschaftsgradienten im Tiefziehprozess bewertet.

7.1 Analyse der Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit einer Kurzzeitwärmebehandlung

Der Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung wird hinsichtlich der Korngröße, der mechanischen Eigenschaften sowie der Schälfestigkeit untersucht. Gemäß der Versuchsbeschreibung in Abschnitt 4.4 wird im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung eine globale Wärmebehandlung der Prüfkörper unter Verwendung von Heizplatten und dem Prinzip der Wärmeleitung durchgeführt. Die Wärmebehandlungstemperatur wird zwischen $T_{WB} = 200\text{ °C}$ und $T_{WB} = 500\text{ °C}$ in Schritten von 50 °C variiert. Im Rahmen von Vorversuchen werden die Versuchsparameter, wie die Temperatur der Heizplatten T_{HP} und die Verweilzeit eines Prüfkörpers zwischen den Heizplatten t_{lager} so definiert, dass die Wärmebehandlungstemperatur möglichst genau erreicht wird. In Tabelle 3 in Abschnitt 4.4 sind die resultierenden Parameter zusammengefasst dargestellt. Die Haltezeit t_{halte} nach Erreichen der Zieltemperatur soll gleichzeitig möglichst kurz sein. Ein exemplarischer Temperatur-Zeit-Verlauf ist in Bild 8 in Abschnitt 4.4 verdeutlicht.

7.1.1 Gefüge

In Bild 57 ist der Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Korngröße in Walzrichtung und in Richtung der Blechdicke sowie auf das resultierende Aspektverhältnis des Gefüges zusammengefasst dargestellt. Die Daten, welche mit der Temperatur $T_{WB} = 20\text{ °C}$ bezeichnet sind, beziehen sich auf das 16-lagige kaltgewalzte Halbzeug N4_RT_3 und stellen die Referenz dar. Die Korngrößen werden anhand rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen des Gefüges im Linienschnittverfahren ermittelt. Aufgrund der unterschiedlichen Ausprägung des Gefüges wird die Vergrößerung von 1.000x bis 25.000x variiert. Zur statistischen Absicherung der Ergebnisse werden insgesamt zehn Einzelmessungen je untersuchtem Parameter durchgeführt.

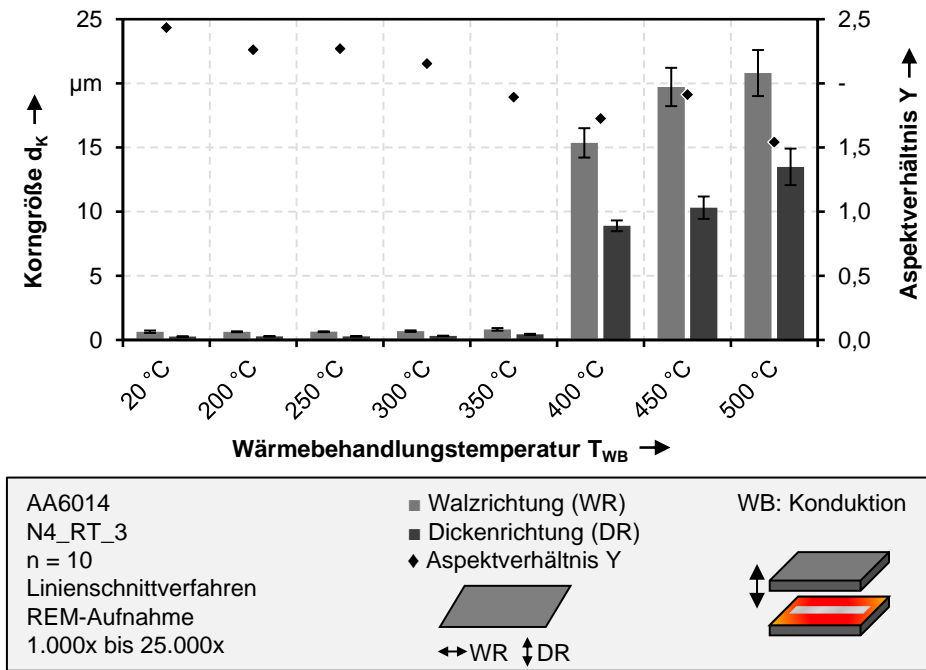


Bild 57: Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung auf Korngröße und Aspektverhältnis

Ausgehend von einer Korngröße von $d_K = 0,64\ \mu\text{m}$ in Walzrichtung und $d_K = 0,26\ \mu\text{m}$ in Dickenrichtung des nicht wärmebehandelten Referenzwerkstoffes kommt es nach einer Kurzzeitwärmebehandlung bei Temperaturen von $T_{WB} = 200\text{ °C}$ und $T_{WB} = 250\text{ °C}$ lediglich zu einer geringen Erhöhung des Wertes in Dickenrichtung auf $d_K = 0,28\ \mu\text{m}$. Dadurch wird das Aspektverhältnis des Gefüges leicht von einem Referenzwert von $Y = 2,43$

auf $Y = 2,27$ reduziert. Mit der Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auf $T_{WB} = 300\text{ °C}$ respektive $T_{WB} = 350\text{ °C}$ steigt die Korngröße in beiden Orientierungen zunehmend an. Nach einer Wärmebehandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 350\text{ °C}$ betragen die Kennwerte $d_K = 0,82\text{ }\mu\text{m}$ in Walzrichtung sowie $d_K = 0,44\text{ }\mu\text{m}$ in Dickenrichtung. Ab einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 400\text{ °C}$ kommt es zu einem starken Anstieg der gemessenen Korngröße auf Werte von $d_K = 15,36\text{ }\mu\text{m}$ (WR) beziehungsweise $d_K = 8,90\text{ }\mu\text{m}$ (DR). Diese Temperatur markiert die untere Grenze für das Auftreten signifikanter Rekristallisation bei der untersuchten Kurzzeitwärmebehandlung. Durch eine weitere Erhöhung der Temperatur nimmt die Korngröße weiter zu. Nach einer Wärmebehandlung bei $T_{WB} = 500\text{ °C}$ beträgt die Größe der Körner durchschnittlich $d_K = 20,80\text{ }\mu\text{m}$ in Walzrichtung sowie $d_K = 13,49\text{ }\mu\text{m}$ in Richtung der Blechdicke.

Das Aspektverhältnis nimmt mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur annähernd kontinuierlich auf einen Wert von $Y = 1,54$ nach der Behandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 500\text{ °C}$ ab. Daraus wird abgeleitet, dass das Kornwachstum in Richtung der Blechdicke stärker ausgeprägt ist als in Walzrichtung. In Bild 58 sind rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Gefüges nach einer Kurzzeitwärmebehandlung bei Temperaturen von $T_{WB} = 200\text{ °C}$, $T_{WB} = 350\text{ °C}$, $T_{WB} = 400\text{ °C}$ und $T_{WB} = 500\text{ °C}$ dargestellt.

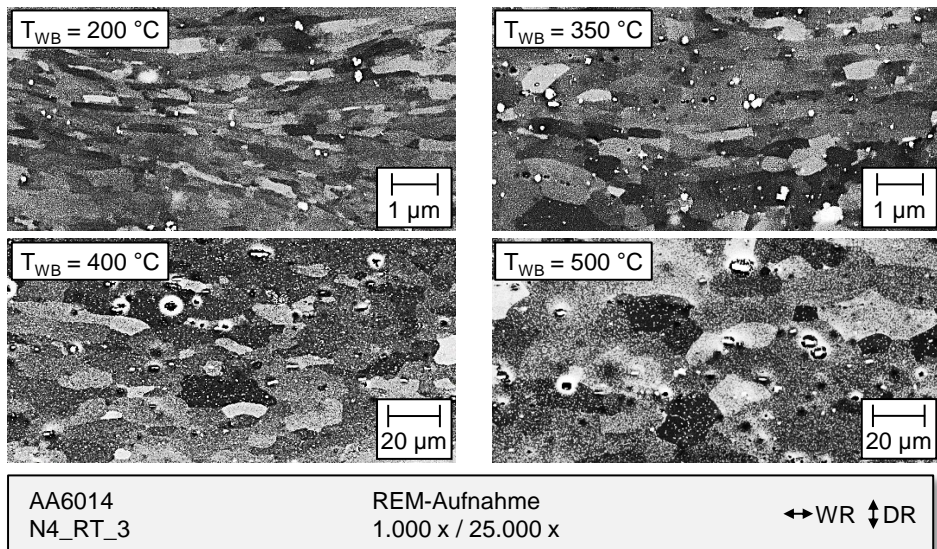


Bild 58: REM-Aufnahmen des Gefüges in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur

Bei einer Temperatur von $T_{WB} = 200 \text{ °C}$ liegt ein lamellares Gefüge mit einer ausgeprägten Streckung der Körner in Walzrichtung vor. Die Gefügestruktur ist mit der des Referenzwerkstoffes, dargestellt in Bild 19, vergleichbar. Nach einer Wärmbehandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ ist weiterhin eine lamellare Struktur mit insgesamt größeren Körnern erkennbar. Das Gefüge nach einer kurzzeitigen Erwärmung auf Temperaturen von $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ sowie $T_{WB} = 500 \text{ °C}$ weist hingegen eine globulitische Ausprägung auf.

Durch Geiger et al. [83] wurde der Einfluss einer Wärmebehandlung im Temperaturbereich von $T_{WB} = 200 \text{ °C}$ bis $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ sowie mit Haltezeiten von $t_{halte} = 5 \text{ s}$ bis $t_{halte} = 600 \text{ s}$ anhand einer 256-lagigen Aluminiumlegierung AA6016 bereits untersucht. In Übereinstimmung mit den dargelegten Ergebnissen kommt es nach einer Wärmebehandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ bei einer Haltezeit von $t_{halte} = 5 \text{ s}$ lediglich zu einer geringen Veränderung der Korngröße von $d_K = 0,22 \text{ }\mu\text{m}$ der Referenz auf $d_K = 0,23 \text{ }\mu\text{m}$. Neben dem in dieser Arbeit gezeigten Kornwachstum infolge einer Wärmebehandlung im Temperaturbereich von $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ bis $T_{WB} = 500 \text{ °C}$, wird durch Geiger et al. [83] nachgewiesen, dass die Erhöhung der Haltezeit bei einer Temperatur von $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ gleichermaßen zu einer signifikanten Rekristallisation des Gefüges führt. Dieser Ansatz wird im Rahmen dieser Arbeit nicht verfolgt, da möglichst kurze Haltezeiten bei der lokalen Wärmebehandlung von Platinen für nachfolgende Umformprozesse unter Berücksichtigung der Dauer der Wärmebehandlung bevorzugt werden. Der Einfluss der Veränderung des Gefüges auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften wird im folgenden Abschnitt diskutiert.

7.1.2 Mechanische Kennwerte

Die lokale Anpassung des Fließverhaltens sowie der Duktilität eines Werkstoffes infolge einer Kurzzeitwärmbehandlung bilden den Kernaspekt der THTB-Strategie zur Realisierung prozessangepasster Halbzeuge. Vor diesem Hintergrund bildet die detaillierte Kenntnis der veränderten Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur der Wärmebehandlung die Grundlage für die Erweiterung der Formgebungsgrenzen in Tiefziehprozessen. In Bild 59 ist die Streckgrenze, die Zugfestigkeit sowie die Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur dargestellt. Die Referenz stellt eine nicht wärmebehandelte 16-lagige und kaltgewalzte Legierung dar, deren Streckgrenze und Zugfestigkeit

$R_{p0,2} = 325 \text{ MPa}$ respektive $R_m = 328 \text{ MPa}$ betragen. Die Duktilität des Werkstoffes ist mit einer Gleichmaßdehnung von etwa $A_g = 1,1\%$ begrenzt.

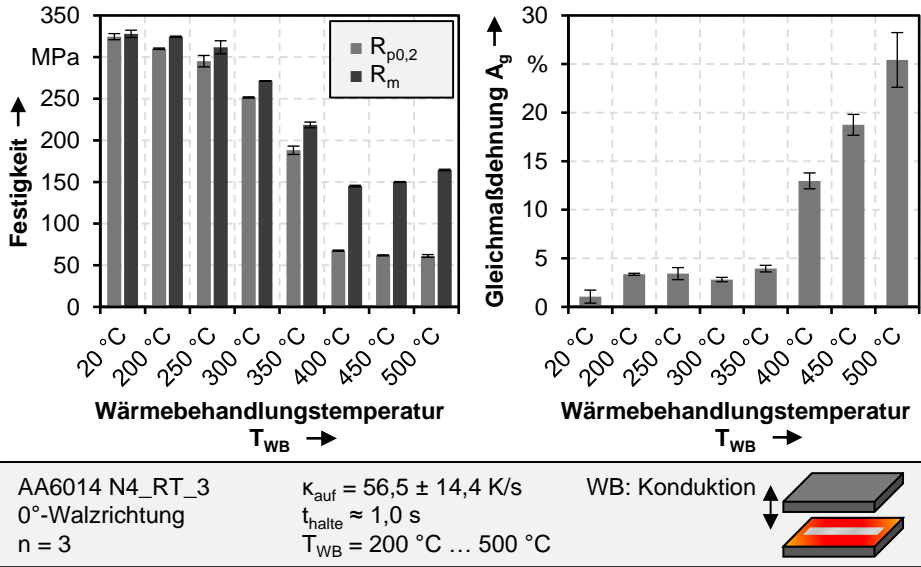


Bild 59: Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Kennwerte

Infolge einer kurzzeitigen Wärmebehandlung bei Temperaturen von $T_{WB} = 200 \text{ °C}$ bis $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ nimmt die Festigkeit des Werkstoffes kontinuierlich ab. Die Streckgrenze nach einer Wärmebehandlung bei $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ beträgt $R_{p0,2} = 188 \text{ MPa}$, während die Zugfestigkeit einen Wert von $R_m = 219 \text{ MPa}$ erreicht. Die Gleichmaßdehnung steigt durch die Wärmebehandlung im genannten Temperaturbereich leicht auf Werte zwischen $A_g = 2,8\%$ und $A_g = 3,9\%$ an. Ein kontinuierlich zunehmender Verlauf der Duktilität mit einer ansteigenden Wärmebehandlungstemperatur ist bis $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ hingegen nicht erkennbar. Eine sprunghafte Veränderung der mechanischen Werkstoffkennwerte wird bei einer Temperatur der Wärmebehandlung von $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ festgestellt. Die Streckgrenze sinkt auf einen Wert von $R_{p0,2} = 67 \text{ MPa}$ und bleibt bei weiterer Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auf diesem Niveau. Der Kennwert der Zugfestigkeit sinkt zunächst auf $R_m = 145 \text{ MPa}$ ($T_{WB} = 400 \text{ °C}$) ab und steigt im weiteren Verlauf wieder leicht auf $R_m = 164 \text{ MPa}$ ($T_{WB} = 500 \text{ °C}$) an. Der Anstieg der Zugfestigkeit im Temperaturbereich von $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ bis $T_{WB} = 500 \text{ °C}$ lässt sich anhand des Verlaufs der Gleichmaßdehnung erläutern. Die Duktilität steigt infolge einer Kurzzeitwärmebehandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 400 \text{ °C}$ sprunghaft auf einen Wert von

$A_g = 13,0\%$ an. Durch eine weitere Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur steigt die Gleichmaßdehnung kontinuierlich auf $A_g = 25,4\%$, nach einer Wärmebehandlung bei $T_{WB} = 500\text{ °C}$, an. Der Wert der konventionellen Legierung im Zustand T4 beträgt im Vergleich lediglich $A_g = 22,5\%$ bei einer Streckgrenze von $R_{p0,2} = 120\text{ MPa}$ sowie einer Zugfestigkeit von $R_m = 238\text{ MPa}$.

Sowohl bei konventionellen, als auch bei ultrafeinkörnigen mehrlagigen ausscheidungshärtbaren Aluminiumhalbzeugen sind drei unterschiedliche mikrostrukturelle Effekte für die Veränderung der Werkstoffeigenschaften identifiziert worden. Zum einen die Rekristallisation des Gefüges, des Weiteren die Reduzierung der Versetzungsdichte durch Erholungseffekte und zum anderen die Auflösung der festigkeitssteigernden MgSi-Ausscheidungen [83]. Unter Berücksichtigung der Gefügeänderung, die in Abschnitt 7.1.1 dargelegt ist, ist die Rekristallisation als Wirkmechanismus bis zu einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 300\text{ °C}$ zu vernachlässigen. Die zunehmende Entfestigung nach einer Wärmebehandlung im Temperaturbereich von $T_{WB} = 200\text{ °C}$ bis $T_{WB} = 300\text{ °C}$ wird somit in erster Linie auf die Auflösung der festigkeitssteigernden MgSi-Ausscheidungen zurückgeführt. Bereits im Jahr 1998 wurde durch Vollersten und Lange [82] für eine ausscheidungshärtbare Legierung gezeigt, dass die Entfestigung des Werkstoffes mit der ansteigenden homologen Wärme der Kurzzeitwärmebehandlung zunimmt. Der Beginn der Entfestigung bei einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 200\text{ °C}$ und die kontinuierliche Abnahme der Festigkeit bis $T_{WB} = 300\text{ °C}$ wurde in verschiedenen Untersuchungen, wie beispielsweise für die Legierung AA6016 durch Kerausch et al. [136] sowie für AA6181 durch Geiger et al. [137] nachgewiesen.

Nach einer Kurzzeitwärmebehandlung bei $T_{WB} = 350\text{ °C}$ sind erste Rekristallisationseffekte erkennbar, die somit als weiterer Wirkmechanismus zur Auflösung der Ausscheidungen einsetzen. Dieser Effekt zeigt sich im höheren Gradienten der Festigkeitsabnahme zwischen $T_{WB} = 300\text{ °C}$ und $T_{WB} = 350\text{ °C}$, im Vergleich zu geringeren Wärmebehandlungstemperaturen. Vor dem Hintergrund des signifikanten Kornwachstums nach einer Kurzzeitwärmebehandlung bei $T_{WB} = 400\text{ °C}$ ist zu folgern, dass die signifikante Entfestigung bei dieser Temperatur in erster Linie durch Rekristallisationseffekte begründet ist. Die moderate Steigerung der Duktilität im Temperaturbereich von $T_{WB} = 200\text{ °C}$ bis $T_{WB} = 350\text{ °C}$ ist auf Erholungseffekte zurückzuführen. Der 16-lagige kaltgewalzte Werkstoff verfügt, bedingt durch die hohe Kaltverfestigung des Walzprozesses, über eine hohe Versetzungsdichte. Durch die Reduktion der Anzahl an Versetzungen infolge der Kurzzeitwärmebehandlung kann die Gleichmaßdehnung leicht

erhöht werden. Der signifikante Anstieg der Duktilität nach einer Kurzzeitwärmebehandlung im Temperaturbereich von $T_{WB} = 400\text{ °C}$ bis $T_{WB} = 500\text{ °C}$ korreliert wiederum mit dem analysierten Kornwachstum in Abschnitt 7.1.1.

Die Entwicklung der Festigkeitskennwerte der untersuchten 16-lagigen Legierung AA6014 in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperaturen korreliert mit den Ergebnissen für konventionelle ausscheidungshärtbare Halbzeuge. Der Gradient der Festigkeitsabnahme ist im Vergleich zu konventionellen Legierungen im Zustand T₄, wie beispielsweise durch Kahrimanidis et al. [90] für AA6014 untersucht wurde, signifikant höher. Als Grund wird der Wirkmechanismus der Rekristallisation identifiziert, der bei ultrafeinkörnigen Legierungen einen großen Effekt bewirkt. Im Vergleich zur Evolution der Festigkeit steht die Entwicklung der Duktilität des untersuchten 16-lagigen Halbzeugs infolge einer kurzzeitigen Wärmebehandlung im Gegensatz zu den Erkenntnissen, die für konventionelle ausscheidungshärtbare Legierungen vorhanden sind. Bei der Anwendung der THTB-Technologie auf Halbzeuge im Ausgangszustand T₄ wird im Bereich der Wärmebehandlung keine Erhöhung der Duktilität erzielt, wie beispielsweise durch Merklein et al. [115] für die Legierung AA6016 gezeigt wurde. Die gesteigerte Duktilität bei der Anwendung der THTB-Technologie auf hochfeste mehrlagige Aluminiumblechwerkstoffe ist ein zusätzlicher Wirkmechanismus, der zu berücksichtigen ist. Dieser Effekt betrifft primär die Auslegung lokaler Wärmebehandlungslayouts für nachfolgende Umformprozesse. Bei konventionellen Werkstoffen wird eine Erweiterung der Formgebungsgrenzen durch das Zusammenwirken fester und entfestigter Zonen und nicht durch eine gesteigerte Duktilität bewirkt [78]. Die Erarbeitung von entsprechenden Gestaltungsrichtlinien für konventionelle Halbzeuge war der Inhalt wissenschaftlicher Arbeiten, wie beispielsweise von Vogt [114] und Staud [138]. Für mehrlagige Aluminiumbleche der Legierung AA1050 wurden durch Böhm [132] Gestaltungshinweise erarbeitet. Für den Einsatz lokal wärmebehandelter Platinen aus mehrlagigen ausscheidungshärtbaren Aluminiumhalbzeugen sind diese Vorgaben gegebenenfalls unter Berücksichtigung der dargelegten Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung anzupassen.

7.1.3 Schälfestigkeit

Neben dem Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf das Gefüge sowie auf die mechanischen Eigenschaften, wird in diesem Abschnitt die re-

sultierende Schälfestigkeit als Kenngröße zur Bewertung der Bindungsfestigkeit des untersuchten 16-lagigen kaltgewalzten Halbzeugs analysiert. In Bild 60 ist die Festigkeit der Schweißverbindung in Abhängigkeit der Temperatur der Kurzzeitwärmebehandlung dargestellt.

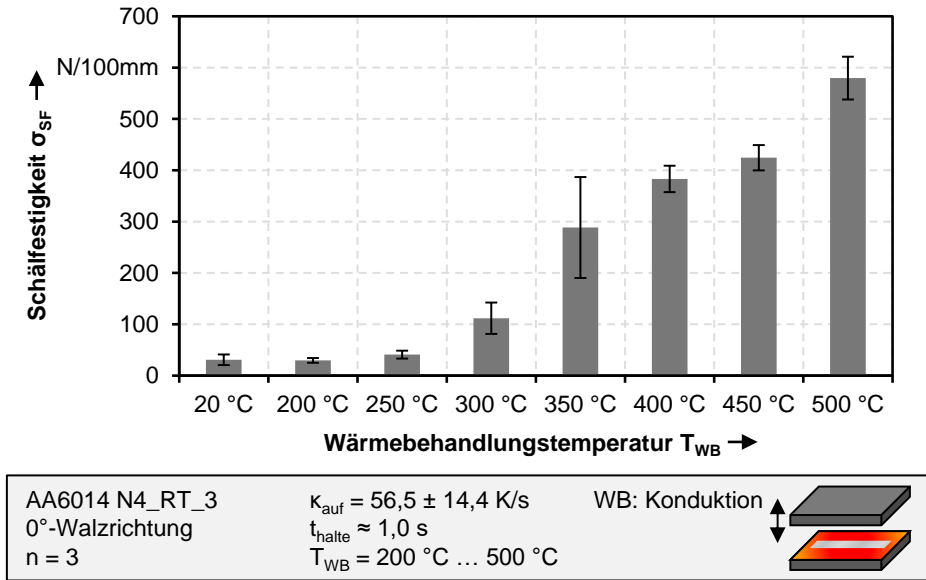


Bild 60: Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die Schälfestigkeit

Nach einer Wärmebehandlung mit Temperaturen von $T_{WB} = 200 \text{ °C}$ und $T_{WB} = 250 \text{ °C}$ ist kein signifikanter Einfluss auf die Schälfestigkeit im Vergleich zur 16-lagigen kaltgewalzten Referenz festzustellen. Die Kennwerte variieren im Bereich zwischen $\sigma_{SF} = 30 \text{ N/100mm}$ und $\sigma_{SF} = 41 \text{ N/100mm}$. Infolge einer Kurzzeitwärmebehandlung bei $T_{WB} = 300 \text{ °C}$ nimmt die Schälfestigkeit auf $\sigma_{SF} = 112 \text{ N/100mm}$ signifikant zu. Im Vergleich zur Referenz entspricht dies einem Anstieg um etwa 261%. Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur steigt die Festigkeit der Bindung kontinuierlich an. Die maximale Schälfestigkeit wird nach einer Wärmebehandlung mit einer Temperatur von $T_{WB} = 500 \text{ °C}$ gemessen. Der Kennwert beträgt $\sigma_{SF} = 580 \text{ N/100mm}$. Somit kann die Bindungsfestigkeit des 16-lagigen Referenzwerkstoffes durch eine kurzzeitige Wärmebehandlung um bis zu 1.771% signifikant gesteigert werden.

Der Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Schälfestigkeit ist neben der Adaption der mechanischen Werkstoffeigenschaften ein weiterer Effekt, der bei der Anwendung der THTB-Technologie auf mehrlagige hochfeste Aluminiumblechhalbzeuge zu berücksichtigen ist. Durch die

Verwendung lokal angepasster Halbzeuge in Umformprozesse kann der Gefahr des Werkstoffversagens durch Delamination einzelner Blechlagen entgegengewirkt werden, indem versagenskritische Bereiche einer Platine gezielt wärmebehandelt werden.

7.2 Grenzziehverhältnis lokal wärmebehandelter Platinen

Basierend auf den analysierten Werkstoffeigenschaften werden drei Wärmebehandlungstemperaturen identifiziert, die für die Anwendung der THTB-Technologie auf einen Tiefziehprozess überprüft werden. In Tabelle 5 sind die charakteristischen Merkmale nach einer Kurzzeitwärmebehandlung, die in Abschnitt 7.1 untersucht wurden, zusammengefasst dargestellt. Nach einer Wärmebehandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 500\text{ °C}$ wird eine maximale Entfestigung des Halbzeugs bei der gleichzeitig höchsten Gleichmaßdehnung und Schälfestigkeit erzielt. Die Temperatur von $T_{WB} = 400\text{ °C}$ ist durch eine sehr hohe Entfestigung bei einer mittleren Steigerung der Duktilität sowie der Bindungsfestigkeit gekennzeichnet. Weiterhin wird die Festigkeit des kaltgewalzten 16-lagigen Halbzeugs nach einer Kurzzeitwärmebehandlung bei $T_{WB} = 350\text{ °C}$ auf einem mittleren Niveau reduziert, während es zu einem leichten Anstieg der Gleichmaßdehnung und einer mittleren Steigerung der Schälfestigkeit kommt. Besonderes Merkmal der Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 350\text{ °C}$ ist, dass das ultrafeinkörnige Gefüge erhalten bleibt, während bei höheren Temperaturen ein starkes Kornwachstum identifiziert wird.

Tabelle 5: Zusammenfassung der Werkstoffeigenschaften nach Kurzzeitwärmebehandlung

| Merkmal | $T_{WB} = 350\text{ °C}$ N4_RT_3 | $T_{WB} = 400\text{ °C}$ N4_RT_3 | $T_{WB} = 500\text{ °C}$ N4_RT_3 |
|--------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|
| Gefüge | Ultrafeinkörnung | Rekristallisiert | Rekristallisiert |
| Festigkeit | -- | --- | --- |
| Duktilität | + | ++ | +++ |
| Bindungsfestigkeit | ++ | ++ | +++ |

Die Zielgröße zur Bewertung der Formgebungsgrenzen ist das Grenzziehverhältnis, welches im Rundapf-Tiefziehversuch ermittelt wird. Der Rondenndurchmesser wird in Schritten von 5,0 mm erhöht, bis ein Werkstoffversagen im Tiefziehprozess festgestellt wird. Der größte Durchmesser, bei

welchem das Tiefziehen ohne Werkstoffversagen möglich ist, entspricht dem ermittelten Grenzziehverhältnis. Die lokale Kurzzeitwärmebehandlung bei den genannten Temperaturen wird mittels eines Diodenlasers direkt vor dem Umformprozess durchgeführt. In Abschnitt 4.4 wird die Gestaltung des Wärmebehandlungslayouts im Detail erläutert und in Bild 7 schematisch dargestellt. Unter Berücksichtigung der Erkenntnisse der Werkstoffcharakterisierung nach der Kurzzeitwärmebehandlung wird die Umformzone, die dem äußeren Randbereich der Ronde entspricht, direkt wärmebehandelt. Die Größe des bestrahlten Randbereichs nimmt mit ansteigendem Rondendurchmesser zu, während bei allen Versuchen ein kreisrunder Bereich mit einem Durchmesser von $d = 70$ mm in der Mitte der Platine nicht wärmebehandelt wird. Dieser nicht bestrahlte Bereich der Ronde entspricht bei einem umgeformten Napf dem Boden, dem Radius sowie einem Teil der Zarge. In Bild 6i ist das ermittelte Grenzziehverhältnis für die untersuchten Temperaturen sowie für den Referenzwerkstoff ohne lokale Kurzzeitwärmebehandlung dargestellt.

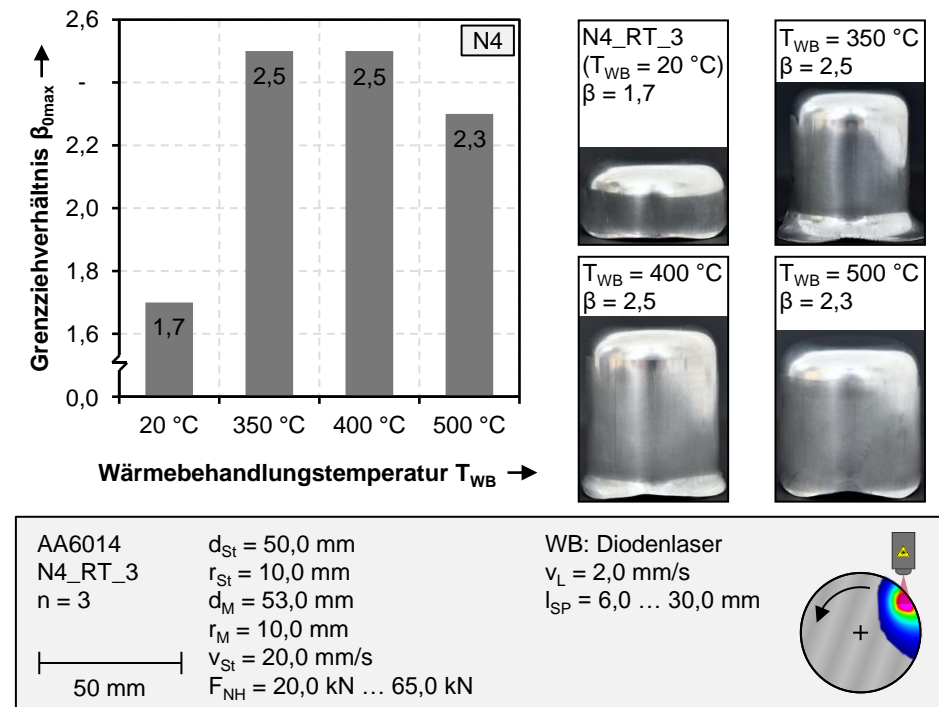


Bild 6i: Grenzziehverhältnis in Abhängigkeit einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung

Wie bereits in Abschnitt 6.2.1 dargelegt, ist die Umformbarkeit des kaltgewalzten 16-lagigen Halbzeugs mit einem Grenzziehverhältnis von

$\beta_{\text{omax}} = 1,7$ begrenzt. Der Referenzwert des konventionelle Blechwerkstoffes AA6014 T4 beträgt im Vergleich $\beta_{\text{omax}} = 2,2$. Vor diesem Hintergrund sind die Ergebnisse der Tiefziehversuche mit lokal wärmebehandelten Platinen sehr vielversprechend. Für alle untersuchten Temperaturen kann das Grenzziehverhältnis im Vergleich zum 16-lagigen Ausgangswerkstoff und weiterhin zum konventionellen Halbzeug AA6014 T4 gesteigert werden. Mit einem Kennwert von $\beta_{\text{omax}} = 2,5$ wird die beste Formgebung nach einer lokalen Wärmebehandlung mit Temperaturen von $T_{\text{WB}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ sowie $T_{\text{WB}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ erreicht. Dies entspricht einer Steigerung der Formgebungsgrenzen um 47% zum mehrlagigen Werkstoff N4_RT_3 sowie um circa 14% zum konventionellen Halbzeug im Zustand T4. Nach einer Wärmebehandlung mit einer Temperatur von $T_{\text{WB}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ wird ein Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,3$ ermittelt, was einem Anstieg um 35% respektive etwa 5% entspricht.

7.3 Bauteilanalyse

Bei der Anwendung der THTB-Technologie wird ein vorab definierter Bereich einer Platine wärmebehandelt. Im Rahmen der dargestellten Rundnapf-Tiefziehversuche wird jeweils der Randbereich der Ronden mit einem Diodenlaser bestrahlt. Aufgrund der Wärmeleitung im Werkstoff entsteht zusätzlich ein Wärmeübergangsbereich von wärmebehandelten Zonen zu nicht bearbeiteten Bereichen [114]. In dieser Übergangszone findet gleichermaßen eine Veränderung der Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit des Temperaturgradienten statt. In Bild 62 ist der Härteverlauf entlang des Napfbodens sowie der Zarge in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur dargestellt. Das linke Diagramm bezieht sich auf Näpfe mit einem Ziehverhältnis von $\beta = 1,7$, während im rechten Graphen die Ergebnisse bei einem Verhältnis von $\beta = 2,0$ dargelegt sind.

Da der nicht wärmebehandelte Bereich bei allen untersuchten Rondendurchmessern gleich gewählt ist, nimmt der Anteil des bestrahlten Areals an der gesamten Platine mit steigendem Durchmesser d_R zu. Anhand der gezeigten Härteverläufe wird der Effekt deutlich. Bei einem Ausgangsrondendurchmesser von $d_R = 85 \text{ mm}$ wird keine signifikante Entfestigung im Napfboden gemessen. Die Härtewerte liegen zwischen 109 HV 5 und 114 HV 5, unabhängig von der Temperatur der Wärmebehandlung. Für einen Rondendurchmesser von $d_R = 100 \text{ mm}$ sowie bei einer Wärmebehandlungstemperatur von $T_{\text{WB}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ wird eine signifikante Entfestigung im Randbereich des Napfbodens mit einem Härtewert von 95 HV 5 festge-

stellt. Bei geringeren Temperaturen kommt dieser Effekt nicht vor. Aufgrund des höheren relativen Anteils der wärmebehandelten Zone an der Platine sowie durch den hohen Energieeintrag bei der höchsten Temperatur bildet sich ein ausgeprägter Wärmeübergangsbereich, woraus eine teilweise Entfestigung des Napfbodens resultiert. In den analysierten Bereichen der Zarge nimmt die Härte vom Napfboden hin zum Randbereich des Napfes ab. Für die beiden untersuchten Ziehverhältnisse steigt die Entfestigung im Zargenbereich mit zunehmender Temperatur der Wärmebehandlung von $T_{WB} = 350\text{ °C}$ bis $T_{WB} = 500\text{ °C}$ an.

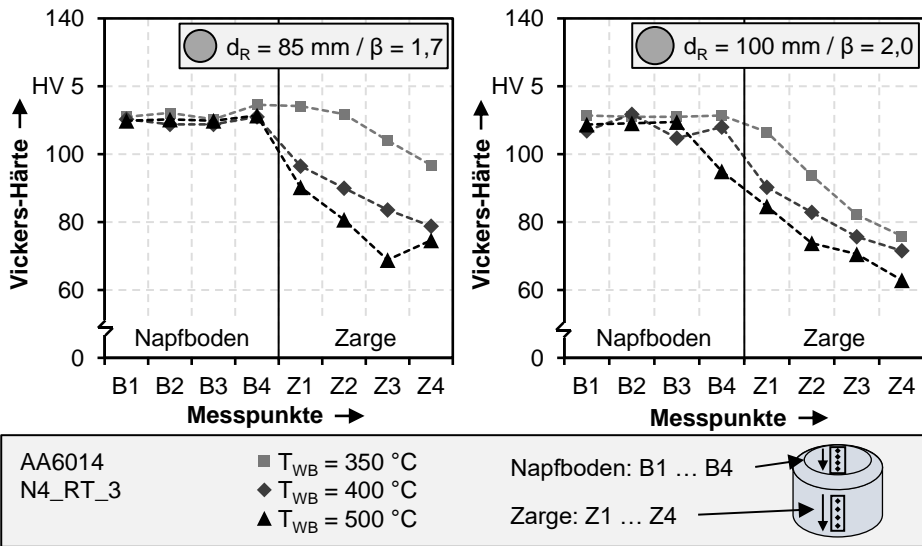


Bild 62: Härteverlauf in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die Umformbarkeit hochfester mehrlagiger Aluminiumblechhalbzeuge durch die Anwendung der THTB-Technologie signifikant gesteigert werden kann. Die realisierten Grenzziehverhältnisse aller untersuchten Parameter liegen oberhalb der Formgebungsgrenzen des konventionellen Werkstoffes AA6014 im Zustand T4. Die für das Tiefziehen wichtigen Bereiche der Krafteinleitung sowie der Kraftübertragung werden unter Berücksichtigung des Wärmebehandlungslayouts nicht direkt entfestigt. In Abhängigkeit der gewählten Temperatur der Wärmebehandlung sowie des resultierenden Wärmeübergangsbereiches ist eine Entfestigung aufgrund der Wärmeleitung möglich. Daraus resultiert das leicht reduzierte Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,3$ bei $T_{WB} = 500\text{ °C}$. Bei großen Rondendurchmessern, einem hohen anteiligen Wärmebehandlungsbereich und der resultierenden ausgeprägten

Wärmeübergangszone kann die eingeleitete Stempelkraft nicht mehr ausreichend übertragen werden und es kommt zum Werkstoffversagen durch Rissbildung.

In der Umformzone, die beim Napfzugversuch dem wärmebehandelten Randbereich der Platine entspricht, wird der Fließbeginn reduziert und die Duktilität signifikant gesteigert. Somit werden durch die lokale Wärmebehandlung Platinen erzeugt, die aufgrund der dargelegten Wirkmechanismen maßgeschneiderte Eigenschaften für den untersuchten Tiefziehprozess aufweisen. Das größte Potential wird für die Wärmebehandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ identifiziert. Zum einen zeigen die Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung, dass das ultrafeinkörnige Gefüge nach der Kurzzeitwärmebehandlung erhalten bleibt. Zum anderen wird das höchste Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,5$ erreicht. Des Weiteren ist die Härte der umgeformten Bauteile höher im Vergleich zu den weiteren untersuchten Temperaturen. Aufgrund des geringeren Energieeintrags bei niedrigeren Wärmebehandlungstemperaturen wird das Prinzip der lokalen Wärmebehandlung aufgrund der reduzierten Wärmeleitung in benachbarte nicht wärmebehandelte Zonen verbessert. Dieser Effekt wird durch die in Bild 62 gezeigten Härteverläufe am Bauteil bestätigt.

8 Ganzheitliche Bewertung der Halbzeug- und Umformeigenschaften

Im Rahmen dieser Arbeit wurde zum einen der Einfluss einer Erwärmung der Arbeitswalzen im Temperaturbereich der Halbwarmumformung während des kumulativen Walzplattierens und zum anderen einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung vor der Umformung auf die Werkstoffeigenschaften sowie die resultierenden Formgebungsgrenzen untersucht. In der Bewertungsmatrix in Bild 63 sind die zentralen Erkenntnisse für die untersuchten Prozessstrategien zusammengefasst dargestellt.

| Untersuchte Verfahrenskombinationen | | | | | |
|-------------------------------------|----------|------------------------------|------------------------------------|--------------------------|--------------------------|
| | ARB kalt | ARB halbwarm | ARB + THTB | | |
| | | | T _{WB} = 350 °C | T _{WB} = 400 °C | T _{WB} = 500 °C |
| Wärmebehandlung | Keine | Herstellprozesskette, global | Umformprozesskette, lokal begrenzt | | |
| Zugfestigkeit R _m | ↑↑ | ↑↑ | ○(WBB) | ↓↓↓(WBB) | ↓↓↓(WBB) |
| Gleichmaßdehnung A _g | ↓↓↓ | ↓↓↓ | ↓↓↓(WBB) | ↓(WBB) | ○(WBB) |
| Formgebungsgrenzen Biegen | ↓↓↓ | ↓↓↓ | — | — | — |
| Formgebungsgrenzen Tiefziehen | ↓↓↓ | ↓ | ↑↑ | ↑↑ | ↑ |
| Bauteilhärte | ↑↑ | ↑↑ | ↑↑/○(WBB) | ↑↑/↓(WBB) | ↑↑/↓(WBB) |

Vergleich N4-Halbzeuge zur Referenz AA6014 T4:

↑ Erhöhung ↑↑ Starke Erhöhung ○ Vergleichbar
↓ Reduzierung ↓↓ Starke Reduzierung — Nicht untersucht
(WBB) = Wärmebehandlungsbereich

Bild 63: Bewertungsmatrix zu Halbzeug- und Umformeigenschaften

Die Herstellung 16-lagiger Halbzeuge der Aluminiumlegierung AA6014 ermöglicht eine signifikante Steigerung der Festigkeit gegenüber der Referenz im Zustand T4. Der begrenzten Duktilität der mehrlagigen hochfesten Blechwerkstoffe kann durch den neuen Ansatz des kumulativen Walzplattierens mit temperierten Arbeitswalzen im untersuchten Parameterraum entgegengewirkt werden. Mit zunehmender Walztemperatur von $T_W = 50\text{ °C}$ bis $T_W = 200\text{ °C}$ kann die Gleichmaßdehnung im Vergleich zum Kaltwalzverfahren gesteigert werden. Dieser Effekt wird durch die Übertragung auf einen Umformprozess anhand der Formgebungsgrenzen beim Biegen bestätigt. Sowohl für die untersuchten 4-lagigen, als auch für die 16-lagigen Halbzeuge wird festgestellt, dass der maximale Biegewinkel mit zunehmender Walztemperatur zunimmt.

Besonders hervorzuheben ist der Effekt, dass bei einer Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ sowohl die Festigkeit, als auch die Duktilität des 16-lagigen Halbzeugs (N4_200_3) gegenüber dem kaltgewalzten Blech (N4_RT_3) gesteigert werden kann. Im Tiefziehprozess wird somit eine erhöhte Formgebung erzielt. Das Grenzziehverhältnis beträgt $\beta_{\text{omax}} = 2,0$ (N4_200_3), während für das kaltgewalzte Halbzeug ein maximales Ziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 1,7$ ermittelt wird. Im Vergleich dazu beträgt der Kennwert des Referenzwerkstoffes $\beta_{\text{omax}} = 2,2$. Des Weiteren wird am umgeformten Bauteil eine erhöhte Festigkeit anhand von Härtemessungen bestätigt. Die Übersicht zu den resultierenden Grenzziehverhältnissen und Härtewerten ist in Bild 64 zusammengefasst dargestellt.

Neben der Strategie einer globalen Wärmebehandlung der Halbzeuge bereits im Prozess der Halbzeugherstellung wird als zweiter Ansatz die lokale Kurzzeitwärmebehandlung von Platinen unmittelbar vor dem Umformprozess analysiert. Bei dem als Tailor Heat Treated Blanks bekannten Ansatz hat sich für die Anwendung auf konventionelle ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen eine vorteilhafte Wärmebehandlungstemperatur von $T_{WB} = 400\text{ °C}$ etabliert [83]. Im Rahmen dieser Arbeit wird zunächst der Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung im Temperaturbereich von $T_{WB} = 200\text{ °C}$ bis $T_{WB} = 500\text{ °C}$ auf die Werkstoffeigenschaften untersucht. Basierend auf den Ergebnissen der Werkstoffcharakterisierung werden die drei Temperaturen $T_{WB} = 350\text{ °C}$, $T_{WB} = 400\text{ °C}$ und $T_{WB} = 500\text{ °C}$ hinsichtlich der Erweiterung der Formgebungsgrenzen analysiert.

Im Rundnapf-Tiefziehprozess wird, nach einer lokal auf den äußeren Randbereich der Ronde begrenzten Wärmebehandlung, ein Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,5$ bei einer Temperatur von $T_{WB} = 350\text{ °C}$ ermittelt. Dies

entspricht einer signifikanten Steigerung der Formgebungsgrenzen im Vergleich zum nicht behandelten kaltgewalzten Halbzeug N4_RT_3 ($\beta_{\text{omax}} = 1,7$) sowie zum Referenzwerkstoff im Zustand T4 ($\beta_{\text{omax}} = 2,2$). Im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung konnte nachgewiesen werden, dass bei dieser Temperatur noch keine signifikante Rekristallisation einsetzt und das ultrafeinkörnige Gefüge nach der Kurzzeitwärmebehandlung bei $T_{\text{WB}} = 350\text{ °C}$ erhalten bleibt. Daraus resultiert eine hohe Festigkeit der umgeformten Bauteile, die im Wärmebehandlungsbereich, je nach Layout, vergleichbar sowie in den restlichen Bereichen höher ist, als die Härte von Bauteilen des Referenzwerkstoffes T4. Wenngleich auch bei höheren Wärmebehandlungstemperaturen von $T_{\text{WB}} = 400\text{ °C}$ und $T_{\text{WB}} = 500\text{ °C}$ eine Erweiterung der Formgebungsgrenzen erzielt wird, ist die Festigkeit der Bauteile im Wärmebehandlungsbereich reduziert. Dieser Effekt ist unter anderem auf die signifikante Rekristallisation des ultrafeinkörnigen Gefüges zurückzuführen. Die Ergebnisse zu den Formgebungsgrenzen sowie zu den resultierenden Härtewerten der Bauteile sind in Bild 64 veranschaulicht.

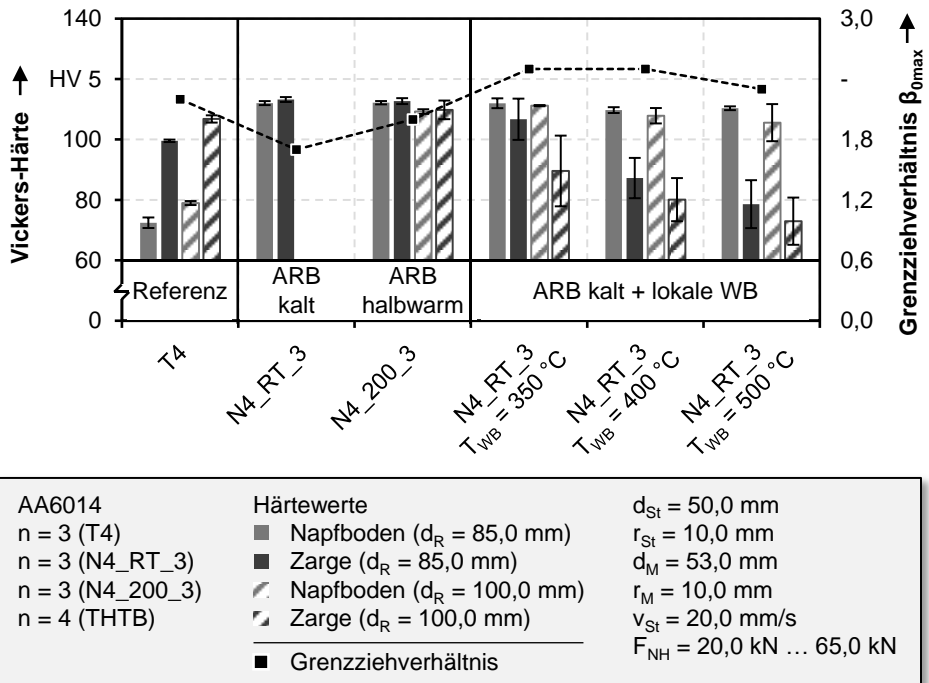


Bild 64: Gesamtübersicht der Grenzziehverhältnisse und Härtewerte

Insgesamt ist festzuhalten, dass durch beide temperaturbasierte Verfahren, die im Rahmen dieser Arbeit untersucht wurden, eine Verbesserung der Formgebungsgrenzen mehrlagiger hochfester Aluminiumhalbzeuge im

Tiefziehprozess erzielt werden kann. Während das Grenzziehverhältnis beim kumulativen Walzplattieren mit temperierten Arbeitswalzen moderat unterhalb des Kennwerts der Referenz liegt, zeichnet dieses Verfahren eine sehr hohe Festigkeit der resultierenden Bauteile aus. Die lokale Kurzzeitwärmebehandlung bei einer Temperatur von $T_{WB} = 350 \text{ °C}$ ermöglicht eine Formgebung, die im Vergleich zum konventionellen Halbzeug signifikant verbessert ist. Gleichzeitig hängt die resultierende Bauteilfestigkeit vom Wärmebehandlungslayout ab. Je größer der anteilige Bereich an der gesamten Ronde ist, desto ausgeprägter ist die Entfestigung.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Der Leichtbau ist eine Schlüsseltechnologie zur Verbesserung der Ressourceneffizienz im Industrie- sowie insbesondere im Transportsektor. Während Aluminiumlegierungen der 6.000er-Serie bereits für Struktur- und Außenhautanwendungen im modernen Fahrzeugbau eingesetzt werden, kann das Leichtbaupotential durch eine zusätzliche Festigkeitssteigerung der Halbzeuge verbessert werden. Das kumulative Walzplattieren ist in diesem Kontext ein vielversprechender Ansatz zur Herstellung von Blechhalbzeugen mit ultrafeinkörnigem Gefüge. Daraus leitet sich eine hohe spezifische Festigkeit der Werkstoffe ab, welche die Festigkeit konventioneller Halbzeuge signifikant übersteigt.

Das Ziel, welches im Rahmen dieser Arbeit verfolgt wird, ist die grundlagenwissenschaftliche Analyse der besonderen Werkstoffeigenschaften und der daraus resultierenden Umformeigenschaften. Nicht zuletzt wird die Erweiterung der Formgebungsgrenzen durch den gezielten Einsatz wärmebasierter Verfahren angestrebt. Im ersten Arbeitsschwerpunkt werden die Werkstoffeigenschaften der hochfesten mehrlagigen Aluminiumlegierung AA6014 hinsichtlich der mechanischen Kennwerte, der Bindungsfestigkeit sowie des Gefüges analysiert. Für die Herstellung der Halbzeuge durch kumulatives Walzplattieren wird ein neuartiger Ansatz zur Temperierung der Arbeitswalzen präsentiert. Die Bewertung der resultierenden Werkstoffkennwerte erfolgt primär unter Berücksichtigung der Variation der Walztemperatur im Bereich von $T_W = 20\text{ °C}$ bis $T_W = 200\text{ °C}$. Im Kaltwalzverfahren wird eine signifikante Festigkeitssteigerung, im Vergleich zum konventionellen Halbzeug, bei einer reduzierten Duktilität erzielt. Die Herstellung 16-lagiger Halbzeuge bei einer Walztemperatur von $T_W = 200\text{ °C}$ ermöglicht sowohl eine gesteigerte Duktilität als auch eine erhöhte Festigkeit, im Vergleich zur Prozessführung bei Raumtemperatur.

Die Analyse der Umformeigenschaften und Formgebungsgrenzen im Rahmen des zweiten Arbeitsschwerpunkts bestätigt die Vorteile der Prozessführung mit temperierten Arbeitswalzen. Sowohl die maximal erzielbaren Biegewinkel, als auch das ermittelte Grenzziehverhältnis im Tiefziehprozess können im Vergleich zur Halbzeugherstellung bei Raumtemperatur signifikant gesteigert werden. Anhand von Härtemessungen wird nachgewiesen, dass die Festigkeit der umgeformten Näpfe sowohl im Vergleich zum konventionellen Blech, als auch zum kaltgewalzten 16-lagigen Halbzeug auf einem höheren Niveau liegt. Der untersuchte Modellierungsan-

satz für mehrlagige Blechwerkstoffe führt zu vielversprechenden Ergebnissen bezüglich der Abbildungsgenauigkeit der Kraft-Weg- sowie Blechdickenverläufe.

Die Erweiterung der Formgebungsgrenzen in Tiefziehprozessen durch eine lokale Kurzzeitwärmebehandlung, die als dritter Arbeitsschwerpunkt verfolgt wird, kann erfolgreich nachgewiesen werden. Bei den untersuchten Wärmebehandlungstemperaturen von $T_{WB} = 350\text{ °C}$ und $T_{WB} = 400\text{ °C}$ wird ein Grenzziehverhältnis von $\beta_{\text{omax}} = 2,5$ ermittelt, was signifikant oberhalb der T4-Referenz von $\beta_{\text{omax}} = 2,2$ liegt. Die Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften nach einer Kurzzeitwärmbehandlung zeigt, dass insbesondere bei einer Temperatur von $T_{WB} = 350\text{ °C}$ das ultrafeinkörnige Gefüge erhalten bleibt. Dies spiegelt sich, übertragen auf einen Tiefziehprozess, in hohen Härtewerten der umgeformten Bauteile wider.

Um die Einsatzmöglichkeiten hochfester mehrlagiger Aluminiumblechhalbzeuge der 6.000er-Serie in der Umformtechnik konsequent weiterzuverfolgen, sind Fragestellungen hinsichtlich der zeitlichen Stabilität der Werkstoffeigenschaften sowie der Warmauslagerungsfähigkeit zu beantworten. Die Einordnung des Werkstoffzustands nach der Halbzeugherstellung durch kumulatives Walzplattieren in die Nomenklatur kaltausgelagert (T4) beziehungsweise warmausgelagert (T6) ist nicht möglich. Dementsprechend sind die mechanischen Eigenschaften sowie die Mikrostruktur in Abhängigkeit der Zeit nach der Herstellung der Halbzeuge zu analysieren. Des Weiteren ist die Veränderung der Werkstoffeigenschaften nach der Warmauslagerung im Lackeinbrennprozess, insbesondere hinsichtlich der Effekte auf das ultrafeinkörnige Gefüge zu analysieren, um gegebenenfalls alternative Strategien ableiten zu können. Weiterhin ist die Übertragung der neu vorgestellten Prozessroute mit temperierten Arbeitswalzen auf hochfeste ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen der 7.000er-Serie denkbar. Während die Verarbeitung dieser Legierungen durch kumulatives Walzplattieren bereits erfolgreich nachgewiesen ist [45], eröffnen sich Möglichkeiten, die resultierenden Werkstoffeigenschaften hinsichtlich Festigkeit und Duktilität durch eine gezielte Temperaturführung positiv zu beeinflussen. Basierend auf den Erkenntnissen zur FE-basierten Prozessauslegung besteht des Weiteren Handlungsbedarf bezüglich der Prognose des Versagensverhaltens mehrlagiger hochfester Blechhalbzeuge. Zum einen besteht die Möglichkeit, die Modellierungsstrategie anzupassen und beispielsweise diskrete Schichten und die Bindelagenfestigkeit der Grenzflächen im Modell zu berücksichtigen. Zum anderen können neben der Grenzformänderungskurve weitere Ansätze zur Versagensbestimmung, wie beispielsweise Schädigungsmodelle herangezogen werden.

10 Summary and outlook

Lightweight design is a key technology for improving resource efficiency in the industrial and especially in the transport sector. While aluminum alloys of the 6,000 series are already used for structural and skin applications in modern vehicle manufacturing, the lightweight construction potential can be enhanced by increasing the strength of the semi-finished products. Accumulative Roll Bonding in this context is a promising approach to producing ultrafine-grained sheet metal semi-finished products. This results in a high specific strength of the materials, which significantly exceeds the strength of conventional sheets of metal.

The goal, which is pursued in the context of this work, is the basic-scientific analysis of the unique material characteristics and the resulting forming properties. Finally yet importantly, the enhancement of the forming limits is aimed at through the targeted use of heat-based processes.

In the first work package, the material properties of the high-strength multi-layer aluminum alloy AA6014 are analyzed with regard to mechanical properties, bond strength and microstructure. For the production of semi-finished products by Accumulative Roll Bonding, a novel approach for tempering the work rolls is presented. The evaluation of the resulting material characteristics is primarily taking into account the variation of the rolling temperature in the range of 20 °C up to 200 °C. In the cold rolling process, a significant increase in strength is achieved, compared to conventional semi-finished products. However, the ductility is reduced. The production of 16-layer sheets of metal at a rolling temperature of 200 °C allows both an increased ductility and an increased strength, compared to the process at room temperature.

The analysis of forming properties and forming limits in the context of the second research focus confirms the advantages of process control with tempered work rolls. Both the maximum achievable bending angle and the determined limiting drawing ratio in the deep drawing process can be significantly increased compared to the Accumulative Roll Bonding process, carried out at room temperature. On the basis of hardness measurements, it is proved that the strength of the formed parts is higher than that of both conventional and cold-rolled 16-layer semi-finished products. The examined modeling approach for multi-layer sheet materials leads to promising results with regard to the accuracy of the force-displacement as well as the sheet thickness profiles.

The enhancement of the forming limits in deep drawing processes by a local short-term heat treatment, which is pursued as a third focus of work, can be successfully demonstrated. At the tested heat treatment temperatures of 350 °C and 400 °C, a limiting drawing ratio of 2.5 is determined, which is significantly above the T4 reference of 2.2. The characterization of the material properties after a short-term heat treatment indicates that especially at a temperature of 350 °C, the ultrafine-grained structure is retained. This is reflected, when applied to a deep drawing process, in high hardness values of the formed components.

In order to consistently pursue the possible applications of high-strength multi-layer aluminum sheet metal semi-finished products of the 6.000 series in forming technology, questions regarding the stability of the material properties and the response to artificial ageing are to be answered. The classification of the aluminum alloy temper condition after Accumulative Roll Bonding process in the nomenclature naturally aged (T4) or artificially aged (T6) is not possible. Accordingly, the mechanical properties and the microstructure are to be analyzed depending on the time after the production of the semi-finished products. Furthermore, the change in the material properties after heat treatment in the paint-bake process, in particular with regard to the effects on the ultrafine-grained microstructure, has to be analyzed in order to be able to derive alternative strategies if necessary. Furthermore, the transfer of the newly presented process route with tempered work rolls to high-strength precipitation-hardenable aluminum alloys of the 7000 series is conceivable. While the processing of these alloys by Accumulative Roll Bonding has already been successfully demonstrated [45], there are chances to positively influence the resulting material properties with regard to strength and ductility by means of targeted temperature control of the work rolls.

Based on the findings of the FE-based process design, there is also a need for action regarding the prognosis of the failure behavior of multi-layer high-strength sheet metals. On the one hand, it is possible to adapt the modeling strategy and, for example, to consider discrete layers and the bond strength of the interfaces in the model. On the other hand, it is possible to implement other approaches, such as damage models, in addition to the forming limit curve.

Literaturverzeichnis

- [1] Hecht, D.: Anpassung an den Klimawandel - Herausforderungen für Gesellschaft, Wirtschaft und Staat. Raumforschung und Raumordnung 67(2009)2, 157-169
- [2] Rahmstorf, S.; Schellnhuber, H. J.: Der Klimawandel: Diagnose, Prognose, Therapie. München: C.H.Beck Verlag, 2019, 9. Auflage
- [3] Geden, O.; Fischer, S.: Moving Targets: die Verhandlungen über die Energie- und Klimapolitik-Ziele der EU nach 2020. Berlin: Stiftung Wissenschaft und Politik -SWP- Deutsches Institut für Internationale Politik und Sicherheit, 2014
- [4] <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/312387/umfrage/globale-treibhausgasemissionen-nach-gas/>, (aufgerufen am 12.08.2019)
- [5] <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/167957/umfrage/verteilung-der-co-emissionen-weltweit-nach-bereich/>, (aufgerufen am 12.08.2019)
- [6] <https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Dossier/leichtbau.html>, (aufgerufen am 11.08.2019)
- [7] Valiev, R. Z.; Krasilnikov, N. A.; Tsenev, N. K.: Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure. Materials Science and Engineering: A 137(1991), 35-40
- [8] Musalimov, R. S.; Valiev, R. Z.: Dilatometric analysis of aluminium alloy with submicrometre grained structure. Scripta Metallurgica et Materialia 27(1992)12, 1685-1690
- [9] 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
- [10] Friedrich, H. E.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Vieweg Verlag, 2017, 2. Auflage
- [11] Henning, F.; Moeller, E.: Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung. München: Carl Hanser Verlag, 2011
- [12] Kleiner, M.; Geiger, M.; Klaus, A.: Manufacturing of Lightweight Components by Metal Forming. CIRP Annals 52(2003)2, 521-542

- [13] Miller, W. S.; Zhuang, L.; Bottema, J.; Wittebrood, A. J.; De Smet, P.; Haszler, A.; Vieregge, A.: Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering: A* 280(2000)1, 37-49
- [14] Bloeck, M.: Aluminium sheet for automotive applications. In: Rowe, J. (Hrsg.): *Advanced Materials in Automotive Engineering*, Cambridge: Woodhead Publishing, 2012, 85-108
- [15] Edwards, G. A.; Stiller, K.; Dunlop, G. L.; Couper, M. J.: The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia* 46(1998)11, 3893-3904
- [16] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. Berlin: Springer Vieweg Verlag, 2014, 3., neu bearbeitete Auflage
- [17] Valiev, R. Z.; Estrin, Y.; Horita, Z.; Langdon, T. G.; Zehetbauer, M. J.; Zhu, Y.: Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation: ten years later. *JOM* 68(2016)4, 1216-1226
- [18] Prangnell, P. B.; Bowen, J. R.; Apps, P. J.: Ultra-fine grain structures in aluminium alloys by severe deformation processing. *Materials Science and Engineering: A* 375-377(2004), 178-185
- [19] Hall, E. O.: The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results. *Proceedings of the Physical Society. B* 64(1951)9, 747-753
- [20] Petch, N.: The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute* 174(1953), 25-28
- [21] Bridgman, P. W.: Effects of High Shearing Stress Combined with High Hydrostatic Pressure. *Physical Review* 48(1935)10, 825-847
- [22] Segal, V. M.: Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. *Materials Science and Engineering: A* 271(1999)1, 322-333
- [23] Valiev, R. Z.; Langdon, T. G.: Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in materials science* 51(2006)7, 881-981
- [24] Suh, J.; Victoria-Hernandez, J.; Letzig, D.; Golle, R.; Yi, S.; Bohlen, J.; Volk, W.: Improvement of ductility at room temperature of Mg-3Al-1Zn alloy sheets processed by equal channel angular pressing. *Procedia Engineering* 81(2014), 1517-1522

- [25] Suh, J.; Victoria-Hernandez, J.; Letzig, D.; Golle, R.; Yi, S.; Bohlen, J.; Volk, W.: Improvement in cold formability of AZ31 magnesium alloy sheets processed by equal channel angular pressing. *Journal of Materials Processing Technology* 217(2015), 286-293
- [26] Zhilyaev, A. P.; Langdon, T. G.: Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in materials science* 53(2008)6, 893-979
- [27] Utsunomiya, H.; Saito, Y.; Suzuki, H.; Sakai, T.: Development of the continuous shear deformation process. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 215(2001)7, 947-957
- [28] Lee, J. C.; Seok, H. K.; Suh, J. Y.: Microstructural evolutions of the Al strip prepared by cold rolling and continuous equal channel angular pressing. *Acta Materialia* 50(2002)16, 4005-4019
- [29] 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
- [30] 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
- [31] 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)5, 338-344
- [32] Lange, K.: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 2: Massivumformung*. Berlin: Springer Verlag, 1988, 2., völlig neubearbeitete und erweiterte Auflage
- [33] Saito, Y.; Utsunomiya, H.; Tsuji, N.; Sakai, T.: Novel ultra-high straining process for bulk materials - development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Materialia* 47(1999)2, 579-583
- [34] Hughes, D. A.; Hansen, N.: High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms. *Acta Materialia* 45(1997)9, 3871-3886
- [35] Blum, W.; Zeng, X. H.: A simple dislocation model of deformation resistance of ultrafine-grained materials explaining Hall-Petch

- strengthening and enhanced strain rate sensitivity. *Acta Materialia* 57(2009)6, 1966-1974
- [36] Valiev, R. Z.; Islamgaliev, R. K.; Alexandrov, I. V.: Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in materials science* 45(2000)2, 103-189
- [37] Huang, X.; Tsuji, N.; Hansen, N.; Minamino, Y.: Microstructural evolution during accumulative roll-bonding of commercial purity aluminum. *Materials Science and Engineering: A* 340(2003)1, 265-271
- [38] Liu, Q.; Huang, X.; Lloyd, D. J.; Hansen, N.: Microstructure and strength of commercial purity aluminium (AA 1200) cold-rolled to large strains. *Acta Materialia* 50(2002)15, 3789-3802
- [39] Lee, S. H.; Saito, Y.; Tsuji, N.; Utsunomiya, H.; Sakai, T.: Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia* 46(2002)4, 281-285
- [40] Gashti, S. O.; Fattah-alhosseini, A.; Mazaheri, Y.; Keshavarz, M. K.: Effects of grain size and dislocation density on strain hardening behavior of ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding. *Journal of Alloys and Compounds* 658(2016), 854-861
- [41] Lee, S. H.; Saito, Y.; Sakai, T.; Utsunomiya, H.: Microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll-bonding. *Materials Science and Engineering: A* 325(2002)1-2, 228-235
- [42] 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
- [43] Su, L.; Lu, C.; Li, H.; Deng, G.; Tieu, K.: Investigation of ultrafine grained AA1050 fabricated by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A* 614(2014), 148-155
- [44] Reza Toroghinejad, M.; Ashrafizadeh, F.; Jamaati, R.: On the use of accumulative roll bonding process to develop nanostructured aluminum alloy 5083. *Materials Science and Engineering: A* 561(2013), 145-151
- [45] 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
- [46] 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, 7320-7325
- [47] Ruppert, M.; 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
- [48] Merklein, M.; Herrmann, J.: Effect of a Local Laser Heat Treatment on the Formability of Multi-layered 6000 Series Aluminum Alloys. *Physics Procedia* 83(2016), 560-567
- [49] Yan, H.; Lenard, J. G.: A study of warm and cold roll-bonding of an aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A* 385(2004)1-2, 419-428
- [50] Long, L.; Kotobu, N.; Fuxing, Y.: Progress in cold roll bonding of metals. *Science and Technology of Advanced Materials* 9(2008)2, 1-11
- [51] Kazakov, N. F.: *Diffusion Bonding of Materials*. Moscow: Mir Publishers, 1985
- [52] Parks, J. M.: Solid Phase Welding. *Welding Journal* 32(1953), 209-222
- [53] Conrad, H.; Rice, L.: The cohesion of previously fractured FCC metals in ultrahigh vacuum. *Metallurgical Transactions* 1(1970)11, 3019-3029
- [54] Bay, N.: Mechanisms producing metallic bonds in cold welding. *Welding Journal* 62(1983), 137-142
- [55] Zhang, W.; Bay, N.: A Numerical Model for Cold Welding of Metals. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 45(1996)1, 215-220
- [56] Norm DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2016); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2016. Berlin: Beuth, 2017

- [57] Norm DIN EN ISO 11339:2010-06: Klebstoffe - T-Schälprüfung für geklebte Verbindungen aus flexiblen Fügeteilen (ISO 11339:2010); Deutsche Fassung EN ISO 11339:2010. Berlin: Beuth, 2010
- [58] Soltani, M. A.; Jamaati, R.; Toroghinejad, M. R.: The influence of TiO₂ nano-particles on bond strength of cold roll bonded aluminum strips. *Materials Science and Engineering: A* 550(2012), 367-374
- [59] Eizadjou, M.; Danesh Manesh, H.; Janghorban, K.: Mechanism of warm and cold roll bonding of aluminum alloy strips. *Materials & Design* 30(2009)10, 4156-4161
- [60] Govindaraj, N. V.; Lauvdal, S.; Holmedal, B.: Tensile bond strength of cold roll bonded aluminium sheets. *Journal of Materials Processing Technology* 213(2013)6, 955-960
- [61] Stolbchenko, M.; Grydin, O.; Schaper, M.: Influence of surface roughness on the bonding quality in twin-roll cast clad strip. *Materials and Manufacturing Processes* 33(2018)7, 727-734
- [62] Vaidyanath, L.; Nicholas, M.; Milner, D.: Pressure welding by rolling. *British Welding Journal* 6(1959), 13-28
- [63] Zhang, W.; Bay, N.: Influence of different surface preparation methods on the bond formation in cold pressure welding. *Proceed. EUROJOIN* 2(1994), 379-388
- [64] 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
- [65] 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), 283-290
- [66] Norm DIN EN ISO 7799: Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder mit einer Dicke unter 3 mm - Hin- und Herbiegeversuch (ISO 7799:1985); Deutsche Fassung EN ISO 7799:2000. Berlin: Beuth, 2000
- [67] Ruppert, M.: Herstellung und mechanische Eigenschaften großskaliger ultrafeinkörniger Bleche und Lamine aus Al-Legierungen und Stählen. Erlangen: FAU University Press, 2016

- [68] Norm DIN 8580: Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung. Berlin: Beuth, 2003
- [69] 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
- [70] Norm DIN EN ISO 7438:2016-07: Metallische Werkstoffe - Biegeversuch (ISO 7438:2016); Deutsche Fassung EN ISO 7438:2016. Berlin: Beuth, 2016
- [71] 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
- [72] Fritz, A. H.; Schulze, G.: *Fertigungstechnik*. Berlin: Springer Vieweg Verlag, 2015, 11. Auflage
- [73] Lange, K.: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 3: Blechbearbeitung*. Berlin: Springer Verlag, 1990, 2., völlig neubearbeitete und erweiterte Auflage
- [74] Schmidt, M.: Die Prüfung von Tiefziehblech. *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 3(1929)3, 213-222
- [75] Topic, I.: Herstellung von ultrafeinkörnigen Blechen mittels des kumulativen Walzprozesses für den Leichtbau. Erlangen: Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2008
- [76] Merklein, M.; Geiger, M.: New materials and production technologies for innovative lightweight constructions. *Journal of Materials Processing Technology* 125-126(2002), 532-536
- [77] An, Y. G.; Vegter, H.; Zhuang, L.; Hurkmans, A.: Fast aging kinetics of the AA6016 Al-Mg-Si alloy and the application in forming process. *Metallurgical and Materials Transactions A* 33(2002)10, 3121-3126
- [78] Merklein, M.; Johannes, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation. *Journal of Materials Processing Technology* 214(2014)2, 151-164
- [79] Saunders, F. I.; Wagoner, R. H.: Forming of tailor-welded blanks. *Metallurgical and Materials Transactions A* 27(1996)9, 2605-2616

- [80] Lamprecht, K.; Geiger, M.: Experimental and Numerical Investigation of the Formability of Laser Welded Patchwork Blanks. *Advanced Materials Research* 6-8(2005), 689-696
- [81] Urban, M.; Krahn, M.; Hirt, G.; Kopp, R.: Numerical research and optimisation of high pressure sheet metal forming of tailor rolled blanks. *Journal of Materials Processing Technology* 177(2006)1, 360-363
- [82] Vollertsen, F.; Lange, K.: Enhancement of Drawability by Local Heat Treatment. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 47(1998)1, 181-184
- [83] Geiger, M.; Merklein, M.; Vogt, U.: Aluminum tailored heat treated blanks. *Production Engineering* 3(2009)4, 401-410
- [84] Siebel, E.; Beisswänger, H.: Ziehversuche mit hartgewalzten und partiell geglühten Ronden zur Erhöhung des Ziehverhältnisses. In: *Mitteilungen für die Mitglieder der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung*, Düsseldorf, 1953, 89-93
- [85] Neugebauer, R.; Scheffler, S.; Poprawe, R.; Weisheit, A.: Local laser heat treatment of ultra high strength steels to improve formability. *Production Engineering* 3(2009)4, 347-351
- [86] Roll, K.: Herstellung und Umformung lokal wärmebehandelter Platinen aus Aluminiumknetlegierungen. In: *MEFORM (Hrsg.): Herstellungs- und Verarbeitungstechnologien für Magnesium- und Aluminiumlegierungen*, 2006, 261-281
- [87] Haase, C.; Wurst, H.: Zur Frage der Kalt- und Warmaushärtung bei Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierungen. *Z. Metallkde.* 33(1941)12, 399-403
- [88] Hofmann, A.: Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen. Bamberg: Meisenbach, 2002
- [89] Merklein, M.; Vogt, U.: Application of Tailored Heat Treated Blanks under Quasi Series Conditions. *Key Engineering Materials* 344(2007), 383-390
- [90] Kahrmanidis, A.; Wortberg, D.; Merklein, M.: Influence of a Short Term Heat Treatment by Conduction and Induction on the Mechanical Properties of AA6014 Alloys. *Physics Procedia* 56(2014), 1410-1418

- [91] Kerausch, M.; Merklein, M.; Geiger, M.: Improved material flow for deep drawing of aluminium blanks by local laser heat treatment. In: Kals, H. J. J.; Shirvani, B.; Sing, U. P.; Geiger, M. (Hrsg.): Proceedings of the 10th International Conference on Sheet Metal, 2003, 73-80
- [92] Kahrmanidis, A.; Lechner, M.; Degner, J.; Wortberg, D.; Merklein, M.: Process Design of Aluminum Tailor Heat Treated Blanks. *Materials* 8(2015)12, 8524-8538
- [93] Geiger, M.; Merklein, M.; Kerausch, M.: Finite Element Simulation of Deep Drawing of Tailored Heat Treated Blanks. *CIRP Annals* 53(2004)1, 223-226
- [94] Vogt, U.; Merklein, M.: Design principles of tailored heat treated blanks for the manufacturing of complex car body parts. In: Asnafi, N. (Hrsg.): Proceedings of the IDDRG, 2008, 557-568
- [95] Lechner, M.: Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen. Bamberg: Meisenbach, 2015
- [96] Merklein, M.; Vogt, U.: Enhanced Formability of Ultrafine-Grained Aluminum Blanks by Local Heat Treatments. *Key Engineering Materials* 410-411(2009), 169-176
- [97] Böhm, W.; Merklein, M.; Lechner, M.: Innovative Aluminium Lightweight Design by the Combination of Accumulative Roll Bonding and Local Intermediate Heat Treatment. *Materials Today: Proceedings* 2(2015)10, Part A, 4992-4997
- [98] Merklein, M.; Böhm, W.: Accumulative Roll Bonding: Forming Behavior, Tailored Properties and Upscaling Approach. *Advanced Materials Research* 907(2014), 3-16
- [99] Nguyen, H.; Böhm, W.; 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, 399-407
- [100] Maier, V.; Hausöl, T.; Schmidt, C.; Böhm, W.; Nguyen, H.; Merklein, M.; Höppel, H.; Göken, M.: Tailored Heat Treated Accumulative Roll Bonded Aluminum Blanks: Microstructure and Mechanical Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A* 43(2012)9, 3097-3107

- [101] Böhm, W.; Merklein, M.: Laser-assisted Property Gradients in Multi-layered Aluminum. *Physics Procedia* 56(2014), 1419-1426
- [102] Merklein, M.; Vogt, U.: Principles for the Heat Treatment Layout of Ultrafine-Grain Aluminium Blanks with Locally Adapted Mechanical Properties. In: *Proc. of the 10th Int. Conference on Competitive Manufacturing COMA*, 2010, 135-140
- [103] 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
- [104] Merklein, M.; Herrmann, J.: Accumulative Roll Bonding of precipitation-hardenable aluminum alloys of the 6000 series in a warm rolling process. In: *ASMET (Hrsg.): Proc. ROLLING Conference*, 2016, 699-708
- [105] Norm DIN EN 515:2017-05: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Halbzeug - Bezeichnungen der Werkstoffzustände; Deutsche Fassung EN 515:2017. Berlin: Beuth, 2017
- [106] Norm DIN 17052-1:2013-09: Wärmebehandlungsöfen - Teil 1: Anforderungen an die Temperaturngleichmäßigkeit. Berlin: Beuth, 2013
- [107] Norm DIN EN ISO 7500-1:2018-06: Metallische Werkstoffe - Kalibrierung und Überprüfung von statischen einachsigen Prüfmaschinen - Teil 1: Zug- und Druckprüfmaschinen - Kalibrierung und Überprüfung der Kraftmesseinrichtung (ISO 7500-1:2018); Deutsche Fassung EN ISO 7500-1:2018. Berlin: Beuth, 2018
- [108] Hoffmann, H.; Vogl, C.: Determination of True Stress-Strain-Curves and Normal Anisotropy in Tensile Tests with Optical Strain Measurement. *CIRP Annals* 52(2003)1, 217-220
- [109] Merklein, M.: Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau. Bamberg: Meisenbach, 2006
- [110] Norm DIN 50106:2016-11: Prüfung metallischer Werkstoffe - Druckversuch bei Raumtemperatur. Berlin: Beuth, 2016
- [111] Merklein, M.; Kuppert, A.: A method for the layer compression test considering the anisotropic material behavior. *International Journal of Material Forming* 2(2009)1, 483-486

- [112] Norm DIN EN ISO 643:2013-05: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße (ISO 643:2012); Deutsche Fassung EN ISO 643:2012. Berlin: Beuth, 2013
- [113] Doege, E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik - Grundlagen, Technologien, Maschinen. Berlin: Springer Vieweg Verlag, 2016, 3., überarbeitete Auflage
- [114] Vogt, U.: Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks. Bamberg: Meisenbach, 2009
- [115] 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
- [116] Norm DIN 8585-4:2003-09: Fertigungsverfahren Zugumformen - Teil 4: Tiefen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe Berlin: Beuth, 2003
- [117] Norm DIN 8585-1:2003-09: Fertigungsverfahren Zugumformen - Teil 1: Allgemeines; Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin: Beuth, 2003
- [118] Norm DIN EN ISO 12004-2:2009-02: Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Bestimmung der Grenzformänderungskurve - Teil 2: Bestimmung von Grenzformänderungskurven im Labor (ISO 12004-2:2008); Deutsche Fassung EN ISO 12004-2:2008. Berlin: Beuth, 2009
- [119] Norm DIN EN ISO 6507-1:2018-07: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2018); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2018. Berlin: Beuth, 2018
- [120] Barlat, F.; Brem, J. C.; Yoon, J. W.; Chung, K.; Dick, R. E.; Lege, D. J.; Pourboghrat, F.; Choi, S. H.; Chu, E.: Plane stress yield function for aluminum alloy sheets - part 1: theory. *International Journal of Plasticity* 19(2003)9, 1297-1319
- [121] Banabic, D.: Sheet Metal Forming Processes - Constitutive Modelling and Numerical Simulation. Berlin: Springer Verlag, 2010
- [122] 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

- [123] Norm DIN EN 485-4:1994-01: Aluminium und Aluminiumlegierungen; Bänder, Bleche und Platten; Teil 4: Grenzabmaße und Formtoleranzen für kaltgewalzte Erzeugnisse; Deutsche Fassung EN 485-4:1993. Berlin: Beuth, 1994
- [124] Zhou, R.; Cao, J.; Wang, Q. J.; Meng, F.; Zimowski, K.; Xia, Z. C.: Effect of EDT surface texturing on tribological behavior of aluminum sheet. *Journal of Materials Processing Technology* 211(2011)10, 1643-1649
- [125] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Berlin: Springer Verlag, 2012, 11., bearbeitete Auflage
- [126] Birol, Y.: Pre-aging to improve bake hardening in a twin-roll cast Al-Mg-Si alloy. *Materials Science and Engineering: A* 391(2005)1, 175-180
- [127] Norm DIN 8586:2003-09: Fertigungsverfahren Biegeumformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin: Beuth, 2003
- [128] Tsoupis, I.: *Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Leichtbauwerkstoffe unter Biegebeanspruchung*. Bamberg: Meisenbach, 2017
- [129] Akeret, R.: Versagensmechanismen beim Biegen von Aluminiumblechen und Grenzen der Biegefähigkeit. *Aluminium* 54(1978), 117-123
- [130] Pruefvorschrift VDA 238-100: Plättchen-Biegeversuch für metallische Werkstoffe. Berlin: VDA, 2010
- [131] Beausir, B.; Scharnweber, J.; Jaschinski, J.; Brokmeier, H. G.; Oertel, C. G.; Skrotzki, W.: Plastic anisotropy of ultrafine grained aluminium alloys produced by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A* 527(2010)13, 3271-3278
- [132] Böhm, W.: *Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge*. Erlangen: FAU University Press, 2019
- [133] Cahoon, J. R.; Broughton, W. H.; Kutzak, A. R.: The determination of yield strength from hardness measurements. *Metallurgical Transactions* 2(1971)7, 1979-1983
- [134] Siegert, K.: *Blechumformung - Verfahren, Werkzeuge und Maschinen*. Berlin: Springer Verlag, 2015

- [135] Steiner, J.; Andreas, K.; Merklein, M.: Investigation of surface finishing of carbon based coated tools for dry deep drawing of aluminium alloys. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 159(2016), 012022
- [136] Kerausch, M.; Merklein, M.; Staud, D.: Finite Element Analysis for Deep Drawing of Tailored Heat Treated Blanks. Advanced Materials Research 6-8(2005), 343-352
- [137] Geiger, M.; Merklein, M.; Staud, D.; Kaupper, M.: An inverse approach to the numerical design of the process sequence of tailored heat treated blanks. Production Engineering 2(2008)1, 15-20
- [138] Staud, D.: Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche. Bamberg: Meisenbach, 2009

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Merklein, M.; Herrmann, J.: Accumulative Roll Bonding of precipitation-hardenable aluminum alloys of the 6000 series in a warm rolling process. In: ASMET (Hrsg.): Proc. ROLLING Conference, 2016, 699-708
- [P2] Merklein, M.; Herrmann, J.: Effect of a Local Laser Heat Treatment on the Formability of Multi-layered 6000 Series Aluminum Alloys. *Physics Procedia*, 83(2016), 560-567
- [P3] Merklein, M.; Graser, M.; Degner, J.; Lechner, M.; Herrmann, J.: Tailoring material properties in forming technology by a local heat treatment. In: Gronostajski, Z. (Hrsg.): *Advanced Metal Forming Processes in Automotive Industry*, 2016, 45-52
- [P4] Herrmann, J.; Merklein, M.: Herstellung und Umformeigenschaften hochfester mehrlagiger Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie. In: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung (Hrsg.): *Energie / Effiziente Verarbeitung zukunftsweisender Leichtbauwerkstoffe*, 2017, 263-271
- [P5] 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
- [P6] Degner, J.; Herrmann, J.; Junker, F.; Berendt, E.; Merklein, M.: Leichtbauwerkstoffe für den modernen Automobilbau. *Zeitschrift Konstruktion*, 3(2018), 50-54
- [P7] 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
- [P8] Hagenah, H.; Schulte, R.; Vogel, M.; Herrmann, J.; Scharrer, H.; Lechner, M.; Merklein, M.: 4.0 in metal forming - questions and challenges. *Procedia CIRP*, 79(2019), 649-654

- [P9] 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. *Materials Today: Proceedings*, 10(2019)2, 368-375
- [P10] Schödel, S.; Herrmann, J.; Merklein, M.: Investigation of different surface treatment parameters in the context of roll bonding processes. *Procedia Manufacturing*, 29(2019), 600-607

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten*

- [S1] Hofert, A., Herrmann, J., Merklein, M.: *Erarbeitung eines Prozessfensters für die Herstellung mehrlagiger Aluminiumblechwerkstoffe im Accumulative Roll Bonding Prozess mittels Warmwalzen*. Projektarbeit (2016), Erlangen
- [S2] Reinwald, C., Herrmann, J., Merklein, M.: *Untersuchung des Einflusses einer lokalen Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften mehrlagiger Aluminiumblechwerkstoffe*. Projektarbeit (2016), Erlangen
- [S3] Schiffmann, T., Herrmann, J., Merklein, M.: *Charakterisierung und Modellierung der Bindungsfestigkeit mehrlagiger Blechwerkstoffe*. Projektarbeit (2016), Erlangen
- [S4] Ludwig, F., Herrmann, J., Merklein, M.: *Grundlagenuntersuchungen zur Verbesserung der Eigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe*. Bachelorarbeit (2017), Erlangen
- [S5] Rigas, N., Herrmann, J., Merklein, M.: *Herstellung mehrlagiger Blechwerkstoffe im Accumulative Roll Bonding Prozess mittels Warmwalzen – Untersuchung der Einflussgrößen Temperatur und Walzgeschwindigkeit zur Erarbeitung eines Prozessfensters*. Projektarbeit (2017), Erlangen
- [S6] Schiffmann, T., Herrmann, J., Merklein, M.: *Bewertung der Tiefzieheigenschaften hochfester mehrlagiger Aluminiumblechwerkstoffe*. Masterarbeit (2017), Erlangen
- [S7] Eigen, J., Herrmann, J., Merklein, M.: *Charakterisierung der Bindungseigenschaften mehrlagiger hochfester Aluminiumblechhalbzeuge*. Projektarbeit (2017), Erlangen
- [S8] Rühl, S., Herrmann, J., Merklein, M.: *Erweiterung der Formgebungsgrenzen mehrlagiger Blechhalbzeuge durch wärmebasierte Verfahren*. Projektarbeit (2017), Erlangen

* 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] Kink, J., Herrmann, J., Merklein, M.: *Identifikation eines FE-Modells zur Abbildung der Bindungsmechanismen mehrlagiger Blechwerkstoffe*. Bachelorarbeit (2018), Erlangen
- [S10] Weidinger, M., Herrmann, J., Merklein, M.: *Analyse der Werkstoff- und Tiefzieheigenschaften warmgewalzter mehrlagiger Aluminiumblechwerkstoffe*. Masterarbeit (2018), Erlangen
- [S11] Barbieri, M., Herrmann, J., Merklein, M.: *FE-basierte Auslegung eines Tiefziehprozesses für mehrlagige hochfeste Aluminiumblechwerkstoffe*. Masterarbeit (2019), Erlangen

Reihenübersicht

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

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

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

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

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

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 19: Arnold vom Ende
Untersuchungen zum Biegeumforme mit
elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid
Beitrag zum automatisierten Bearbeiten
von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab.
1991. ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer
Multiprozessorsteuerung für
kooperierende Industrieroboter in
Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer
Entwicklung problemspezifischer
Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr
Beitrag zur optimalen
Verbindungstechnik in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief
Untersuchungen zur Verfahrensfolge
Laserstrahlschneiden und -schweißen
in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab.
1991. ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim
Rechnerunterstützte Optimierung
von Materialflußstrukturen in der
Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller
CO₂-Laserstrahlschneiden von
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

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

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

Band 29: Peter Hoffmann
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden
und -schweißen: Prozeßführung und
Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbear-
beitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel
Flexible Werkstattsteuerung mit
objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch
Planungs- und Steuerungswerkzeuge
zur impliziten Geräteprogrammierung
in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther
Ein Beitrag zur Bewertung des Kommuni-
kationsverhaltens von Automatisierungs-
geräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik
in der Strahlführung einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel
Entwicklung und Einsatz eines Simula-
tionsverfahrens für operative und
strategische Probleme der
Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann
Operatives Fertigungscontrolling durch
Optimierung auftragsbezogener Bearbei-
tungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17658-6.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 62: Michael Kauf
Regelung der Laserstrahlleistung und
der Fokusparameter einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-083-4.

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

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

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

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung
an offenen CNC-Steuerungen zur
Prozeß- und Programoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf
Verbesserte Prozeßführung und
Prozeßplanung zur Leistungs- und
Qualitätssteigerung beim
Spulenwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 95: Wolfgang Becker
Oberflächenbildung 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
Lebensdauervorhersage 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 einsetzgerechten elektroni-
schen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 212: Jens Ackermann
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-
schweißen thermoplastischer Kunststoffe
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 Kaupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerk-
stoffen - Umformverhalten und Grenzen
der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-339-9.

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium
Vessel and Capillary Density for the
Application of Detection of Clinical
Shock and Early Signs of Cancer 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 Rösel
Wirkmedienbasierte Umformung von Blechhalbzeugen unter Anwendung magnetorheologischer Flüssigkeiten als kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-363-4.

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

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

Band 251: Alexander 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 Böning
Integration des Systemverhaltens von
Automobil-Hochvoltleitungen in die
virtuelle Absicherung durch
strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-416-7.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn-
und Umformprozesses beim Fügen art-
ungleicher Werkstoffe mittels
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.

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

Band 330: Stephan Rapp
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung
transienter optischer Materialeigen-
schaften bei der Ultrakurzpuls-Laser-
materialbearbeitung
LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz
Intralogistics Execution System mit
integrierten autonomen, servicebasierten
Transportentitäten
FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner
Strategien der Produktindividualisierung
in der produzierenden Industrie im Kon-
text der Digitalisierung
FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger
Ein Ansatz zur CAD-integrierten
muskuloskeletalen Analyse der Mensch-
Maschine-Interaktion
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn
Qualität und Zuverlässigkeit laserdirekt-
strukturierter mechatronisch integrierter
Baugruppen (LDS-MID)
FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann
Modellbasierte Zustands- und Prozess-
überwachung auf Basis sozio-cyber-phy-
sischer Systeme
FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski
Grundlegende Untersuchungen zum
Prozess- und Werkstoffverhalten bei
schwingungsüberlagerter Umformung
LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier
Ganzheitliches ontologiebasiertes
Wissensmanagement im Umfeld der
industriellen Produktion
FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr
Datenerfassung für die Anwendung
lernender Algorithmen bei der Herstel-
lung von Blechformteilen
LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener
Kaltfließpressen von gerad- und schräg-
verzahnten Zahnrädern
LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng
Numerische, analytische und empirische
Modellierung des Heißscrimpprozesses
FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl
Erarbeitung eines Prozessverständnisses
zur Verbesserung der tribologischen
Bedingungen beim Presshärten
LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti
Evaluation of failure behaviour
of sheet metals
LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung hochfester Aluminiumblech-
bauteile in einem kombinierten Umform-
und Abschreckprozess
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner
Automatische Bahnplanung für die Auf-
teilung von Prozessbewegungen in syn-
chrone Werkstück- und Werkzeugbewe-
gungen mittels Multi-Roboter-Systemen
FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter
Qualifizierung des Montageprozesses
hochminiaturisierter elektronischer Bau-
elemente
FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-314-4.

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

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

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

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

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

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

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

Abstract

Accumulative Roll Bonding is a well-known process for the production of semi-finished sheet material with an ultra-fine grained microstructure. Against the background of lightweight design, the increase in strength that can be achieved is a significant advantage. The industrial implementation of the process is prevented by a lack of knowledge of the material behavior of the high-strength, multi-layered sheet material in forming processes.

The aim of this work is the evaluation of the forming properties of the ultra-fine grained aluminum alloy AA6014. For this purpose, the resulting material properties are examined depending on the parameters of the Accumulative Roll Bonding process. The focus is on a new approach to tempering the working rolls in the rolling process. The forming properties as well as the forming limits are analyzed based on the processes of deep drawing and bending. Finally, the well-known approach of Tailor Heat Treated Blanks technology to enhance the formability as a result of a local short-term heat treatment is transferred to the multi-layered, high-strength aluminum alloy AA6014.

On the basis of the results of this work, the performance of the investigated materials for use in metal forming technology is demonstrated. Increasing the potential for lightweight construction by significantly increasing the specific strength of semi-finished sheet material can make a contribution to meeting the high requirements for future mobility concepts.

Das kumulative Walzplattieren ist ein bekanntes Verfahren zur Herstellung von Blechhalbzeugen mit ultrafeinkörnigem Gefüge. Vor dem Hintergrund des Leichtbaugedankens ist die erzielbare Festigkeitssteigerung ein bedeutender Vorteil. Der industriellen Umsetzung des Verfahrens stehen insbesondere fehlende Kenntnisse zum Werkstoffverhalten der hochfesten mehrlagigen Halbzeuge in Umformprozessen entgegen.

Das Ziel dieser Arbeit ist die Bewertung der Umformeigenschaften der ultrafeinkörnigen Aluminiumlegierung AA6014. Hierzu werden die resultierenden Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Prozessparameter der Halbzeugherstellung untersucht. Im Fokus steht ein neuer Ansatz zur Temperierung der Arbeitswalzen im Walzprozess. Anhand der formgebenden Prozesse Tiefziehen und Biegen werden die Umformeigenschaften sowie die Formgebungsgrenzen analysiert. Abschließend wird der bekannte Ansatz der Tailor Heat Treated Blanks-Technologie zur Erweiterung der Formgebungsgrenzen, infolge einer lokalen Kurzzeitwärmebehandlung, auf die mehrlagige, hochfeste Aluminiumlegierung AA6014 übertragen.

Auf Basis der Ergebnisse dieser Arbeit wird die Leistungsfähigkeit der untersuchten Werkstoffe für den Einsatz in der Umformtechnik nachgewiesen. Die Erhöhung des Leichtbaupotentials durch eine signifikante Steigerung der spezifischen Festigkeit von Blechhalbzeugen kann einen Beitrag leisten, um den hohen Anforderungen an zukünftige Mobilitätskonzepte gerecht zu werden.

