

FAU Studien aus dem Maschinenbau 316

**Adam Schaub**

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung  
der kombinierten Prozesskette aus  
Umformen und Additive Fertigung



Adam Schaub

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung  
der kombinierten Prozesskette aus  
Umformen und Additive Fertigung

# FAU Studien aus dem Maschinenbau

## Band 316

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr. 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

Adam Schaub

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung  
der kombinierten Prozesskette aus  
Umformen und Additive Fertigung

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

Erlangen  
FAU University Press  
2019

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

Bitte zitieren als

Schaub, Adam. 2019. *Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung*.  
FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 316. Erlangen:  
FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-167-6.

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

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

Verlag und Auslieferung:

FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-166-9 (Druckausgabe)  
eISBN: 978-3-96147-167-6 (Online-Ausgabe)  
ISSN: 2625-9974  
DOI: 10.25593/978-3-96147-167-6

**Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung  
der kombinierten Prozesskette aus  
Umformen und Additive Fertigung**

Der Technischen Fakultät  
der Friedrich-Alexander-Universität  
Erlangen-Nürnberg  
zur  
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Adam Schaub  
aus Komlo

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

Tag der mündlichen  
Prüfung: 07. Februar 2018

Vorsitzender des  
Promotionsorgans: Prof. Dr.-Ing. Reinhard Lerch  
Gutachter/in: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein  
Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

# Vorwort

Die vorliegende Dissertation ist im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie an der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg entstanden. Die wesentlichen Aspekte der Arbeit wurden innerhalb des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft DFG geförderten Projektes „Flexible additive Fertigung anwendungsangepasster metallischer Baugruppen mit Blechgrundkörper“ im Rahmen des Sonderforschungsbereichs SFB 814 „Additive Fertigung“ erarbeitet. Für die Unterstützung durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft möchte ich mich an dieser Stelle herzlich bedanken.

Mein ganz besonderer Dank gilt der Ordinaria des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie, Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein für ihre konstruktive Unterstützung, die persönliche Betreuung und die Übernahme des Hauptreferats. Das mir entgegengebrachte Vertrauen und die persönliche Förderung, waren die Grundlage für eine eigenverantwortliche und erfolgreiche Arbeit. Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt, Leiter des Lehrstuhls für Photonische Technologien der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg danke ich sehr herzlich für die Übernahme des Koreferats sowie die umfangreiche Unterstützung meiner Arbeit im Rahmen des Sonderforschungsbereichs SFB 814. Bei Prof. Dr.-Ing. Robert F. Singer sowie bei Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. mult. Dr. hc mult. Manfred Geiger möchte ich mich herzlich für Ihren Beitrag an meinem Promotionsverfahren als fachfremder Gutachter sowie Prüfungsvorsitzender bedanken.

Allen Kolleginnen und Kollegen danke ich, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Mein besonderer Dank gilt meinem langjährigen Projektpartner Bhriagu Ahuja und den Mitgliedern der Forschungsgruppen Blechumformung, Werkstoffcharakterisierung und Fertigungsprozesse für die zahlreichen fachlichen Diskussionen. Besonders danke ich meinen Kollegen/-innen Julia Degner, Matthias Lenzen, Martin Müller und Wolfgang Böhm die mich fachlich und persönlich unterstützt haben.

Größter Dank und Bewunderung gilt meiner Familie. Meinen Eltern und meiner Schwester, die meine gesamte Ausbildung gefördert und ermöglicht haben und im Besonderen meiner Frau Andine, die mit viel Geduld und Verständnis maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat. Ihnen möchte ich diese Arbeit widmen.

Vielen Dank!

Augsburg im Juli 2018

Adam Schaub



# Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis .....	ix
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Forschung und Technik.....</b>	<b>5</b>
2.1 Titanlegierungen .....	5
2.2 Verfahrenstechnologien zur Verarbeitung von Titanlegierungen .....	8
2.2.1 Additive Fertigung.....	10
2.2.2 Umformen bei erhöhten Temperaturen .....	15
2.3 Wärmebehandlung.....	19
2.4 Herstellung von Hybridbauteilen.....	19
2.5 Werkstoffcharakterisierung für die numerische FE-Simulation .....	23
2.5.1 Fließort.....	24
2.5.2 Fließkurve .....	29
2.5.3 Anisotropie.....	31
2.6 Numerische Simulation der Warmumformung .....	33
2.7 Zusammenfassende Bewertung des Standes der Forschung und der Technik .....	35
<b>3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise .....</b>	<b>37</b>
<b>4 Versuchswerkstoff, experimentelle Methoden und verwendete   Software .....</b>	<b>41</b>
4.1 Versuchswerkstoff .....	42
4.2 Additive Fertigung.....	44
4.3 Wärmebehandlung.....	46
4.4 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung bei Raumtemperatur .....	47
4.4.1 Zugversuch.....	47
4.4.2 Metallographie.....	48
4.4.3 Härtemessung.....	48
4.5 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen .....	48

4.5.1	Konduktiver einachsiger Zugversuch.....	49
4.5.2	Konduktiver Schichtstauchversuch.....	51
4.6	Verwendete Software .....	54
<b>5</b>	<b>Entwicklung von Prüfaufbauten und Versuchswerkzeugen.....</b>	<b>55</b>
5.1	Konduktiver einachsiger Zug- und Druckversuch .....	55
5.2	Konduktiver Scherversuch.....	59
5.3	Scher- und Zugprüfung von Hybridbauteilen .....	61
5.4	Werkzeugsystem für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen.....	65
5.5	Werkzeugsystem für das Umformen bei super-plastischen Prozessbedingungen .....	67
5.6	Werkzeugsystem für das Biegen bei erhöhten Temperaturen .....	68
<b>6</b>	<b>Grundlegende Untersuchung zur Fertigung von Hybrid- bauteilen .....</b>	<b>71</b>
6.1	Werkstoffcharakterisierung von additiv gefertigten Funktionselementen .....	71
6.2	Signifikanz prozessrelevanter Einflussgrößen für die Fertigung von Hybridbauteilen .....	81
6.3	Grundlegende Untersuchung der Wechselwirkungszone hybrider Bauteile mit ebenem Blechgrundkörper.....	88
<b>7</b>	<b>Charakterisierung und Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens von Ti-6Al-4V für die Blechumformung.....</b>	<b>101</b>
7.1	Ermittlung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen .....	101
7.1.1	Fließverhalten im einachsigen Zugversuch .....	102
7.1.2	Fließverhalten unter einachsiger Druckbelastung.....	109
7.1.3	Anisotropie der plastischen Formänderung .....	112
7.1.4	Fließverhalten im Scherversuch .....	116
7.1.5	Fließverhalten im Schichtstauchversuch .....	117
7.1.6	Mechanisches Werkstoffverhalten bei superplastischen Umformbedingungen.....	119
7.2	Modellierung des Warmfließverhaltens von Ti-6Al-4V .....	120
7.2.1	Mathematische Beschreibung der Fließortkurve .....	120
7.2.2	Analytische Beschreibung der Fließkurve .....	131

<b>8</b>	<b>Kombination von Umformen und additiver Fertigung .....</b>	<b>137</b>
8.1	FE basierte Auslegung von Umformprozessen für Ti-6Al-4V .....	138
8.2	Fertigung und Analyse von Hybridbauteilen .....	147
8.3	Bewertung der Merkmale Wirtschaftlichkeit und Nachhaltigkeit .....	
	für die Fertigung von Hybridbauteilen .....	167
<b>9</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>169</b>
<b>10</b>	<b>Summary and Outlook.....</b>	<b>173</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>177</b>



# Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
$a_1, a_2, a_3$	-	Gleitrichtung
$B$	mm	Breite
$D$	mm	Durchmesser
$K$	MPa	Schubfließgrenze
$k_f$	MPa	Fließspannung
$k_{fo}$	MPa	Fließbeginn
$l$	mm	Länge
$l_o$	mm	Ausgangsmesslänge
$n$	-	Verfestigungsexponent
$p$	Pa	Druck
$r$	-	Anisotropie
$r_o, r_{45}, r_{90}$	-	Anisotropiekenngrößen
$\Delta r$	-	Ebene Anisotropie
$\bar{r}$	-	Mittlere senkrechte Anisotropie
$s$	mm	Weg
$s$	mm	Blechdicke
$s_a$	mm	Abgewickelte Länge
$s_o$	mm	Nominelle Blechdicke
$v$	mm/s	Geschwindigkeit
$v_s$	mm/s	Scangeschwindigkeit
$v_z$	mm/s	Abzugsgeschwindigkeit
$\Delta y_s$	mm	Spurabstand
$A$	%	Bruchdehnung
$A_g$	%	Gleichmaßdehnung
$D_s$	mm	Schichtdicke
$E_F$	J/mm <sup>2</sup>	Flächenenergie
$E_V$	J/mm <sup>3</sup>	Volumenenergie
$F$	N	Kraft
$F_{max}$	N	Maximalkraft
$P$	W	Leistung
$P_E$	W	Elektronenstrahlleistung

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

$P_L$	W	Laserleistung
$R$	-	Bestimmtheitsmaß
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Streckgrenze/ Dehngrenze
$R_s$	MPa	Scherverbundfestigkeit
$R_{s,max}$	MPa	Maximale Scherverbundfestigkeit
$R_{spez}$	MPa	Spezifische Festigkeit
$R_z$	$\mu\text{m}$	Gemittelte Rautiefe
$R_{Zug}$	MPa	Zugfestigkeit des Verbundes
$R_{Zug,max}$	MPa	Maximale Zugfestigkeit des Verbundes
$T$	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
$T_{max}$	$^{\circ}\text{C}$	Maximaltemperatur
$W$	-	Werkstoffkenngröße
$\varepsilon$	-	Emissionskoeffizient
$M$	-	Reibzahl
$P$	$\text{g}/\text{cm}^3$	Dichte
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma_{ij}$	MPa	Vorliegender Spannungszustand
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	MPa	Hauptspannungen
$\sigma_x, \sigma_y$	MPa	Normalspannung
$T$	MPa	Scherspannung
$\tau_{max}$	MPa	Maximale Scherspannung
$\varphi$	-	Umformgrad
$\dot{\varphi}$	$\text{s}^{-1}$	Dehnrage

<b><i>Abkürzung</i></b>	<b><i>Beschreibung</i></b>
AF	Additive Fertigung
BR	Baurichtung
CAD	Computer Aided Design
CCD	Charge-coupled device
DIN	Deutsches Institut für Normung e.V.
ESS	Elektronenstrahlschmelzen
FE	Finite-Element
FEM	Finite-Element-Methode
LSS	Lasterstrahlschmelzen
LWV	Laserwärmeverbehandlung
WR	Walzrichtung
XRD	Röntgendiffraktometer



# 1 Einleitung

Ban Ki-moon, achter Generalsekretär der Vereinten Nationen, umschreibt die bedeutenden Ziele der Menschheit mit folgenden Worten: „The seventeen Sustainable Development Goals are our shared vision of humanity”. „They are a to-do list for people and planet, and a blueprint for success” [1]. Essentieller Bestandteil dieser Millenniums-Entwicklungsziele ist unter anderem die Verdopplung der weltweiten Energieeffizienzrate sowie ein nachhaltiges Management und effiziente Nutzung natürlicher Ressourcen und eine schrittweise Erhöhung der globalen Ressourceneffizienz bei der Fertigung bis zum Jahr 2030 [2]. Grundlagen dieser unabdingbaren und von allen Mitgliedern der Vereinten Nationen einstimmig zum Erhalt unseres Planeten verabschiedeten Ziele sind die Klimaerwärmung, zunehmende Umweltverschmutzung, Verknappung von Rohstoffen und stetig wachsende Weltbevölkerung [3].

Neben diesen grundlegenden Zielen unserer Zeit stellen die alternde Bevölkerung, das steigende Verlangen nach individuellen Produkten und die globale Zunahme an individueller Mobilität Industrieländer vor neue Herausforderungen [4]. Zugleich setzt die aus diesen Aufgaben resultierende Suche nach Lösungen auch neue Impulse für Industrie und Forschung. Maßgeblichen Profit von diesen Trends beziehen die Branchen Luftfahrt und Medizintechnik, welche sich in den vergangenen Jahren durch hohe Wachstumsraten auszeichnen [5]. In diesem Zusammenhang sind beispielsweise die Gesundheitsausgaben in Deutschland in den Jahren 1995 bis 2013 um 70 % gestiegen [6]. Dabei sind die spezifischen Herausforderungen an Produkte dieser Branchen überaus vielfältig. Bezogen auf die Werkstoffauswahl sind beide Industriezweige an enge Restriktionen gebunden. Auszeichen müssen sich branchenspezifische Produkte in erster Linie durch eine ausgezeichnete Biokompatibilität, guten Korrosionswiderstand und eine hohe spezifische Festigkeit [7]. All diese Anforderungen erfüllen Titan und seine Legierungen, was maßgeblich für die breite Anwendung dieser Werkstoffgruppe in der Medizintechnik sowie der Luft- und Raumfahrt beiträgt [8].

Aus dem Blickwinkel der Fertigungstechnologie bedingen die aufgezeigten positiven Werkstoffeigenschaften von Titanlegierungen spezifische Herausforderungen bei der Verarbeitung derselben. Geringe plastische Dehnungen bei Raumtemperatur und ein niedriges E-Modul sind dabei ebenso nachteilig wie die ausgeprägte chemische Reaktivität von Titan [9]. Basierend auf den daraus resultierenden fertigungstechnischen Restriktionen werden Titanlegierungen heute vorwiegend durch gieß-, walz- oder schmiedetechnische Verfahren und mittels spanender Fertigung verarbeitet [7]. Nachteilig bei den Verfahren Gießen, Walzen und Schmieden ist die Tatsache, dass diese Fertigungsverfahren ein sehr geringes Individualisierungspotenzial aufweisen. Demgegenüber lassen sich mittels spanender Fertigungsverfahren individuelle Produkte fertigen, jedoch ist dabei die Ressourcen- und Energieeffizienz sehr gering. Ein im Vergleich zu den bisher diskutierten Fertigungsverfahren junges Verfahren ist die Additive Fertigung (AF) [10]. Basierend auf einem werkzeuglosen Fertigungskonzept ermöglicht dieses Verfahren die individuelle, stückzahlflexible und geometrisch an wenige Restriktionen gebundene Bauteilfertigung. Einschränkungen ergeben sich trotz der beachtlichen Vorteile durch lange Fertigungszeiten und eine geringe Energie- und Ressourceneffizienz speziell bei großflächigen und geometrisch einfachen Strukturen.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass keines der heute eingesetzten konventionellen Fertigungsverfahren alle Anforderungen zur Herstellung von komplexen und individuellen Bauteilen erfüllt. Im Hinblick auf zwei der großen Herausforderungen der Menschheit, die Energie- und Ressourceneffizienz, ist die Fertigung von individuellen Produkten mit derzeitigen Fertigungsverfahren mit erheblichen Restriktionen und Defiziten verbunden. Zur Überwindung dieser ist es zielführend, die heute verfügbaren Fertigungsverfahren detailliert zu beleuchten und verfügbare Synergien durch die Kombination derzeitiger Fertigungsverfahren zu nutzen.

Intention der vorliegenden Arbeit ist daher die grundlegende Analyse derzeitiger Fertigungsverfahren in Hinblick auf die Herstellung komplexer, individueller und in ihrer Stückzahl variabler Bauteile. Basierend auf den großen Herausforderungen unserer Zeit werden in diesem Zusammenhang die fundamentalen Bewertungskriterien Ressourcen- und Energieeffizienz sowie Individualisierbarkeit der Fertigungsverfahren analysiert und dabei die

Machbarkeit einer innovativen, kombinierten Prozesskette zur Fertigung von individuellen Bauteilen aufgezeigt. Als zukunftsweisendes Fertigungsverfahren mit hohem Individualisierungspotential gilt in diesem Zusammenhang die Additive Fertigung, welche jedoch in Bezug auf Fertigungszeiten und maximal erzielbare Bauteilabmessungen Defizite aufweist. Zur Kompensation dieser werden in dieser Arbeit umformtechnische Fertigungsverfahren eingesetzt, um Grundkörper für die Additive Fertigung von volumenhaften Funktionselementen zu schaffen und damit hybride Bauteile zu erzeugen. Die Umsetzung der Kombination zweier Fertigungsverfahren wirft eine Reihe offener Fragen auf. Neben der Auslegung einer zielführenden Prozesskette und dem Machbarkeitsnachweis des Verfahrens handelt es sich unter anderem um Fragestellungen der für die Charakterisierung der Bauteile nötigen Systemtechnik, Werkzeuge und Methoden. Der Fokus dieser Arbeit liegt dabei zum einen auf der Auslegung und Charakterisierung der untersuchten Einzelprozesse und zum anderen auf der Analyse von hybriden Bauteilen im Hinblick auf die Wechselwirkung zwischen den kombinierten Fertigungsverfahren ausgerichtet.



## 2 Stand der Forschung und Technik

In diesem Abschnitt werden die für die vorliegende Arbeit relevanten wissenschaftlichen und technischen Grundlagen dargelegt. Im Fokus steht dabei der aktuelle Stand der Forschung und Technik in Bezug auf Eigenschaften, Einsatzfelder und Verarbeitung von Titan und seinen Legierungen. Übergeordnetes Ziel ist dabei die Analyse der derzeitigen Fertigungsverfahren für Titanlegierungen in Hinblick auf die großen Herausforderungen unserer Zeit. Basierend auf den dargelegten Analysen wird eine Prozesskette aufgezeigt, welche durch die Kombination zweier Fertigungsverfahren zur ressourcen- und energieeffizienten Fertigung individueller Bauteile eingesetzt werden soll. Der Fokus dieses Abschnittes ist dabei auf die in der kombinierten Prozesskette herangezogenen Fertigungsverfahren, die Zusammenführung dieser und die Charakterisierung resultierender Bauteile gerichtet.

### 2.1 Titanlegierungen

Der industrielle Einsatz von Titanbauteilen begründet sich auf der im Vergleich zu konventionellen Stahlwerkstoffen niedrigen Dichte, hohen spezifischen Festigkeit sowie guten Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffs. Während konventionelle Stahlwerkstoffe eine Dichte von  $7,8 \text{ g/cm}^3$  besitzen, zeichnet sich Titan mit einer um 42 % geringeren Dichte von  $4,5 \text{ g/cm}^3$  aus und ist damit der Gruppe der Leichtmetalle zugeordnet [11]. Zusammengestellt sind die diskutierten Kennwerte für eine Auswahl an Konstruktionswerkstoffen in Bild 1.

Für viele industrielle Anwendungen stellt neben der Dichte die Zugfestigkeit eines Werkstoffs das entscheidende Auswahlkriterium dar. Wird nun über die sogenannte spezifische Festigkeit sowohl die Dichte als auch die Festigkeit eines Werkstoffs als Bewertungskriterium herangezogen, so kann die herausragende Rolle von Titanlegierungen im Vergleich zu konventionellen Werkstoffen quantifiziert werden. Mit einem Wert von  $R_{\text{spez}} = 210 \text{ MPa}$  ist die spezifische Festigkeit der Titanlegierung Ti-6Al-4V um mehr als 45 % höher als die von konventionellem Stahl sowie

Aluminium- und Magnesiumlegierungen [11]. Aufgezeigt ist dieser Zusammenhang anhand einer vergleichenden Gegenüberstellung von Dichte, Zugfestigkeit und spezifischer Festigkeit zwischen unterschiedlichen Werkstoffen in Bild 1 [12].

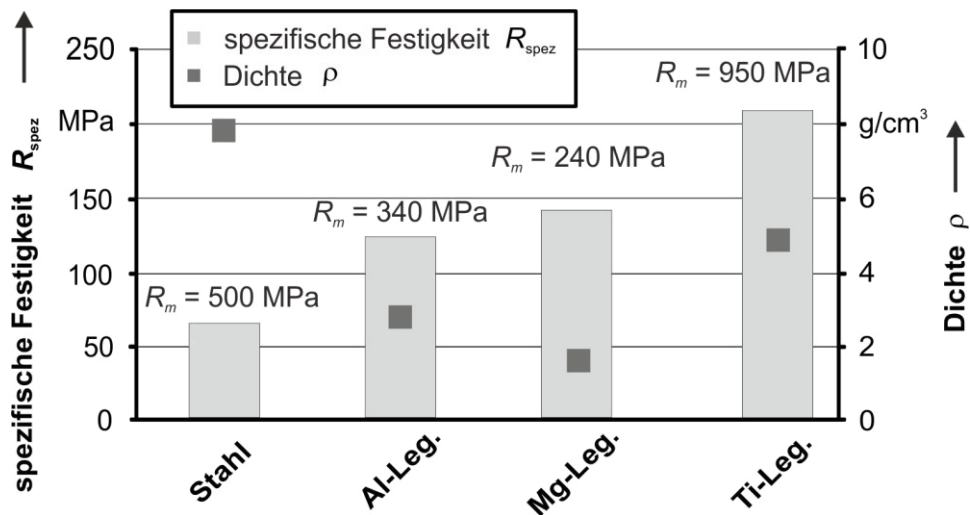


Bild 1: Zugfestigkeit, spezifische Festigkeit und Dichte ausgewählter Konstruktionswerkstoffe im Vergleich zu der Titanlegierung Ti-6Al-4V [11,12]

Vor diesem Hintergrund wird deutlich, dass Titanlegierungen eine tragende Rolle als Leichtbauwerkstoff mit hohen mechanischen Anforderungen zukommt. Durch die zunehmende Verknappung von fossilen Rohstoffen [13] bei gleichzeitig steigendem Bedarf nach individueller Mobilität und kundenspezifischen Produkten kommt der Reduktion des Energieverbrauchs beim Transport von Personen und Waren, aber auch in der Fertigung eine wichtige Rolle zu [14]. Aufgrund des im Vergleich zu landgebundenen Transportsystemen vielfach höheren Energieverbrauchs sind Mehrkosten zur Gewichtsreduktion insbesondere in der Luft- und Raumfahrt tolerierbar. Aus der vergleichenden Gegenüberstellung zwischen dem Automobilbau und der Luft- und Raumfahrt in Tabelle 1 wird dieser Zusammenhang besonders deutlich. Während im Automobilbau Mehrkosten von bis zu 10 € für ein Kilogramm Gewichtsersparnis tolerierbar ist, liegt dieser Wert bei der Luftfahrt bereits bei 1.000 € und bei der Raumfahrt bei 10.000 € [8]. Noch deutlicher werden die Unterschiede bei den akzeptierbaren Mehrkosten in Gegenüberstellung zu der prozentualen Gewichtsersparnis, welche ebenfalls in Tabelle 1 zusammengefasst ist. Hierbei kann in der Luft- und Raumfahrt

im Vergleich zur Automobilindustrie ein Mehrpreis von bis zu fünf Größenordnungen an den Kunden weitergereicht werden [8].

Tabelle 1: Tolerierbare Mehrkosten für die Reduzierung der Masse von 1 kg und 1 % des Gesamtgewichts in den Branchen Automobil und Luft- und Raumfahrt [8]

	€/kg	€/Gewichtseinsparung in %
Automobil	10	100
Großraumflugzeug	1.000	1.000.000
Raumfahrt	10.000	10.000.000

Bedingt durch die hohen Anforderungen an Konstruktionswerkstoffe und die höheren tolerierbaren Kosten werden Titanlegierungen in der Luftfahrt für eine Vielzahl von Bauteilen eingesetzt. Beispiele hierfür sind Hubschrauberrotorköpfe, Fensterrahmen in der Umgebung des Cockpits sowie Turbinenverdichterschaufeln und -scheiben [15]. Darüber hinaus finden zum Beispiel bei den Flugzeugbaureihen 747 und 757 der Firma Boeing Titanlegierungen als Konstruktionswerkstoff im Flugzeugrahmen serienmäßige Anwendung [16]. Besondere Bedeutung kommt dem Werkstoff beim Militärflugzeugbau zu. Bei Anwendungen in diesem Bereich liegt der Anteil von Titan am Gesamtgewicht der eingesetzten Werkstoffe bei etwa 50 % [8].

Während in der Luft- und Raumfahrt die hohe spezifische Festigkeit von Titanlegierungen als primäre positive Eigenschaft gesehen wird, stellen die sehr gute Korrosionsbeständigkeit und herausragende Biokompatibilität die wichtigsten Attribute für medizinische Anwendungen dar [17]. Darüber hinaus zeichnet sich Titan durch ein für hochfeste Metalllegierungen niedriges E-Modul aus ähnlich dem des menschlichen Knochens [8]. Als unmagnetisches Metall ist der Implantatwerkstoff Titan auch für medizinische Untersuchungen wie zum Beispiel Magnetresonanztomographie geeignet [17]. Begründet auf diesen positiven Eigenschaften resultieren vielfältige medizintechnische Einsatzmöglichkeiten beispielsweise als Zahn- und Wirbelsäulenimplantat oder Hüft- und Knieprothese [18].

Neben den bisher aufgezeigten Anwendungsfeldern nehmen Titan und seine Legierungen eine zentrale Rolle in der chemischen Industrie, bei Offshore-Anwendungen und dem Automobilbau ein. Vorteilhaft erweist sich der

Werkstoff in diesen Branchen aufgrund seiner hohen chemischen Stabilität und Festigkeit [19]. Während der Werkstoff im Automobilbau für chemisch oder mechanisch hoch beanspruchte Bauteile wie Abgasanlagen, Pleuel und Ventile eingesetzt wird, dient dieser in der chemischen Industrie als wichtiger Konstruktionswerkstoff im Apparatebau mit besonderer korrosiver Beanspruchung [20]. Für Offshore-Anwendungen werden vornehmlich durch Biegen umgeformte Rohre, Profile und Bleche aus Titan und Titanlegierungen eingesetzt. Die besondere Eignung für diese Anwendung liegt darin begründet, dass bei industriell eingesetzten Titanlegierungen bis 70 °C, unabhängig vom Salz- und Säuregehalt der Umgebung, keine Korrosion auftritt. [8]

## 2.2 Verfahrenstechnologien zur Verarbeitung von Titanlegierungen

Zur Herstellung von Bauteilen aus Reintitan und Titanlegierungen wird heute eine Vielzahl von Fertigungsverfahren eingesetzt. Eine Kategorisierung nach DIN 8580 [21] verdeutlicht die Anwendung von Fertigungsverfahren aus allen sechs Hauptgruppen für die Verarbeitung von Titan und seinen Legierungen. Dabei reichen die eingesetzten Verfahren von konventionellen umformtechnischen, über trennende bis hin zu vergleichsweise neuen urformenden Verfahren wie der additiven Fertigung. Zu den industriell dominierenden Fertigungsverfahren für Titan gehört das Schmieden, Gießen, Walzen und die spanende Bearbeitung. Im Allgemeinen sind die für die Wahl eines Fertigungsverfahrens entscheidenden Kriterien die physikalisch und technische Umsetzbarkeit des Verfahrens, die resultierenden Eigenschaften des Endbauteils, Umweltaspekte sowie der monetäre und zeitliche Aufwand. Speziell bei Titanlegierungen liegt das Hauptaugenmerk aus Fertigungssicht auf den im Vergleich zu konventionellen Werkstoffen hohen Kosten für den Ausgangswerkstoff. Darüber hinaus stellen die hohe Festigkeit, gekoppelt mit dem geringen plastischen Dehnungsvermögen, weitere Herausforderungen bei der Verarbeitung des Werkstoffs dar.

Zur Analyse der Eignung heutiger Verfahren für die Fertigung geometrisch komplexer, individueller Bauteile ist in Tabelle 2 eine Bewertung der wirtschaftlichen und technologischen Merkmale der Fertigungsverfahren von Titanlegierungen eingetragen [22]. Die Beurteilung der Verfahren erfolgt

unter Berücksichtigung der Kriterien Individualisierbarkeit, geometrische Designfreiheit, Energie- und Ressourceneffizienz und Fertigungszeit. Als gedankliches Musterbauteil wird dabei ein Bauteil herangezogen, welches sich durch zwei grundlegend verschiedene Bereiche auszeichnet. Einerseits einem Massiv- und andererseits einem Blechteil, wie dies beispielsweise für ein künstliches Kniegelenk und Strukturbauteile des Flugzeugrahmens charakteristisch ist. Erfolgt eine detaillierte Analyse eines exemplarischen Rahmenelementes, so kann eine geometrische Unterteilung in folgende zwei Bauteilbereiche erfolgen. Der umgeformte Blechbereich dient dabei als Stütz- und Traganteil. Der Massivbereich übernimmt die Funktion einer formschlüssigen Verbindung zu weiteren Bauteilen.

Tabelle 2: Bewertung der Merkmale Wirtschaftlichkeit und Nachhaltigkeit sowie technologischer Aspekte für die Fertigungsverfahren Gießen, Umformen, spanende Bearbeitung und Additive Fertigung [8,22]

	Gießen	Massivumformung	Blechumformung	Spanende Bearbeitung	Additive Fertigung
Massivelemente	++	+++	-	+	++
Blechelemente	+	-	+++	+	0
Fertigungszeit	+	+++	+++	0	--
Individualisierbarkeit	-	-	-	++	+++
Stückzahlflexibilität	---	--	--	+++	+++
Geometrische Designfreiheit	-	--	--	+	+++
Ressourceneffizienz	+	++	++	--	++
Energieeffizienz	+	+	+	-	+

Wird der Fokus zunächst auf die Individualisierbarkeit, geometrische Designfreiheit, Stückzahlflexibilität, Energie- und Ressourceneffizienz gerichtet, so ist die Additive Fertigung das geeignete Fertigungsverfahren. Zur Herstellung individueller und geometrisch komplexer Produkte konkurriert

dieses Verfahren primär mit der spanenden Bearbeitung. Letztere weist jedoch besonders im Hinblick auf den Nutzungsgrad des Ausgangswerkstoffes Defizite auf. Wird der Blick auf die Defizite der additiven Fertigung gerichtet, sind in erster Linie lange Fertigungszeiten und die begrenzte Fertigbarkeit von Blechelementen die limitierenden Faktoren. Auch führen thermische und mechanische Spannungen im Fertigungsprozess speziell bei großflächigen Bauteilen zu Verzug und limitieren damit die maximal erzielbare Bauteilgröße. Komplementär dazu zeichnen sich besonders die umformenden Fertigungsverfahren durch kurze Fertigungszeiten auch bei großflächigen und -volumigen Bauteilen aus. Stückzahlflexibilität, Individualisierbarkeit und geometrische Designfreiheit sind jedoch stark beschränkt.

Werden fertigungstechnische Herausforderungen vor dem Hintergrund der fundamentalen Anforderungen unserer Zeit nach ressourcen- und energieeffizienten Prozessen analysiert, erfüllen die derzeit eingesetzten Fertigungsverfahren diese Ansprüche nicht in vollem Umfang. Vielmehr basieren erfolgsversprechende und visionäre Fertigungskonzepte auf der Verbesserung, Erweiterung und Kombination aktueller Methoden und Prozesse. Endkonturnahe Fertigungsverfahren besitzen das höchste Potenzial den Materialnutzungsgrad zu maximieren, die Energieeffizienz zu steigern und die Fertigungszeiten zu reduzieren.

Auf Basis der in diesem Abschnitt aufgezeigten Anforderungen an Fertigungsprozesse zur individuellen Bauteilherstellung wird in dieser Arbeit der additive Fertigungsansatz analysiert und erforscht. Als komplementärer Fertigungsansatz zur additiven Fertigung ist in Tabelle 2 die Blechumformung aufgezeigt worden. Eines der Ziele dieser Arbeit ist es daher, durch eine wissenschaftliche Erforschung beider Fertigungsverfahren Möglichkeiten und Grenzen der Kombination beider Verfahren in einer Prozesskette zu analysieren.

### **2.2.1 Additive Fertigung**

Eine weltweit zunehmende Umweltverschmutzung, die Ausbeutung und Verknappung von Rohstoffen und stetig steigende Bevölkerungszahlen führen zu großen Herausforderungen für unsere, aber auch alle nachfolgenden Generationen [13]. Umwelt- und Klimaschutz sind dadurch elementare

Aspekte heutiger Fertigungsprozesse geworden. Darüber hinaus steigt derzeit die Nachfrage nach kundenorientierten [23] und individuellen Produkten [24]. Mithilfe von additiven Fertigungsverfahren ist es möglich, auf diese Entwicklung zu reagieren und individualisierte Produkte kundenorientiert und ressourceneffizient zu fertigen [25]. In diesem Zusammenhang ist es durch eine von klassischen Werkzeugen losgelöste Fertigung möglich, Bauteile selbst bei kleinen Losgrößen wirtschaftlich herstellen zu können [26]. Bereits heute deckt die Additive Fertigung die industrielle Fertigung von der Einzelteilfertigung bis hin zu Kleinserien ab [27]. Bedingt durch die aufgezeigten Vorteile dieses Verfahrens zählt es heute zu der Gruppe der Fertigungsverfahren mit rasant wachsenden Umsatzzahlen [28]. Wird der Fokus auf die Zahl der einsetzbaren Werkstoffe gerichtet, so zeichnet sich die Additive Fertigung durch ein breites Materialspektrum aus, welches den Großteil der industriell verwendeten Werkstoffe abdeckt und von Kunststoffen über Metalle bis zu Keramiken reicht [29]. Auch ist es mit diesem Verfahren möglich, neben gleichen und artgleichen Werkstoffen, auch aus artungleiche Werkstoffsysteme zu erzeugen [30]. Im Allgemeinen können die sogenannten generativen oder additiven Fertigungsverfahren nach vielerlei Gesichtspunkten klassifiziert werden, was auf mehrere Ursachen zurückzuführen ist. Einerseits handelt es sich, verglichen mit konventionellen Fertigungsverfahren, um ein junges Verfahren. Andererseits stehen dem Anwender eine Vielzahl an Prozess- und Werkstoffvarianten zur Verfügung [31]. Weit verbreitete Anwendung findet die Klassifizierung nach Kruth et al. [29]. Darin werden die Verfahren der additiven Fertigung abhängig vom Materialaufschmelzgrad in die Grundtypen Flüssig- und Festphasensintern, vollständiges Aufschmelzen und chemisch induzierte Bindung aufgeteilt [29]. Bedingt durch hohe Schmelztemperaturen werden im Bereich metallischer Werkstoffe vorwiegend die beiden energiereichen, vollständig aufschmelzenden Strahlschmelzverfahren Elektronen- (ESS) und Laserstrahlschmelzen (LSS) eingesetzt [32]. Mittels dieser beiden additiven Fertigungsverfahren ist für eine Vielzahl von metallischen Werkstoffen die porenfreie Fertigung von Prototypen als auch für Bauteilen in der Kleinserie möglich [33]. Seit den 2000er Jahren können vermehrt Forschungsaktivitäten auf dem Gebiet der Verarbeitung von metallischen Werkstoffen mittels Laser- und Elektronenstrahlschmelzen verzeichnet werden. Die Bandbreite der untersuchten Werkstoffe reicht von technisch reinen Metallen über vorlegierte

Werkstoffe bis hin zu Materialkombinationen [34]. Beispiele dafür sind der Warmarbeitsstahl 1.2344 [35], der austenitische Stahl 1.4404 [36], Aluminium [37], Cobalt-Chrom Co-29Cr-6Mo [38] Keramiken [39] und Titanlegierungen wie Ti-48Al-2Cr-2Nb [40] und Ti-6Al-4V [41]. Darüber hinaus finden gerade mit Hinblick auf Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit im Werkzeugbau Werkstoffe mit einer Paarung aus Metallmatrix und Carbiden [42] oder Hartmetalle wie Wo-Co [43] breite Anwendung. Besondere Relevanz kommt für industrielle Anwendungen in der additiven Fertigung dem Werkstoff Titan und seinen Legierungen zu [8]. Basierend auf den in Abschnitt 2.1 aufgezeigten vorteilhaften Eigenschaften wie zum Beispiel einer hohen spezifischen Festigkeit und Biokompatibilität eröffnen sich für Bauteile aus Titanlegierungen Anwendungsfelder in der Medizintechnik und der Luft- und Raumfahrt [44]. Darüber hinaus ist es mittels der additiven Fertigung möglich, individualisierte Geometrien und Produkte bei kleinsten Losgrößen und hoher Materialausnutzung zu fertigen [45]. Dadurch können die bei diesem Werkstoff im Strahlschmelzprozess anfallenden hohen Halbzeug- und Fertigungskosten kompensiert und eine ökonomisch effiziente Produktion realisiert werden.

Neben den aufgezeigten Vorteilen der additiven Fertigung existiert auch eine Reihe von Herausforderungen und Grenzen, welche die industrielle Verbreitung dieses Verfahrens verlangsamen. Ursächlich sind zum einen die physikalischen Gesetzmäßigkeiten, auf denen die Additive Fertigung beruht und zum anderen spezifische Materialeigenschaften von Titanlegierungen. Besonders hervorzuheben ist in diesem Zusammenhang die hohe Reaktivität von Titan mit Umgebungsgasen wie Stickstoff und Sauerstoff, weshalb die Verarbeitung dieses Werkstoffs bei erhöhten Temperaturen nicht unter atmosphärischen Bedingungen erfolgen kann [46]. In hohem Maß gilt dies für Strahlschmelzprozesse, welche durch Temperaturen über der Schmelztemperatur des verwendeten Werkstoffs und lange Prozesszeiten gekennzeichnet sind [47]. Beim Elektronenstrahlschmelzen wird im Zuge der prozessbedingten Applikation des Elektronenstrahls im Hochvakuum die Ausbildung von Oxidschichten während des Fertigungsprozesses verhindert [47]. Im Gegensatz dazu findet der Laserstrahlschmelzprozess meist in einem von Schutzgas gefluteten Arbeitsraum statt. Dies hat zur Folge, dass Restmengen an atmosphärischen Gasen im Arbeitsraum verbleiben können. Werden diese während der Fertigung im Werkstoff gebunden, so kann dies

maßgeblichen Einfluss auf die Eigenschaften des finalen Bauteils haben [48]. Ein weiterer entscheidender Faktor während des Fertigungsprozesses ist die spezifische Verdampfungstemperatur jedes einzelnen Legierungselementes. Um Ti-6Al-4V Pulver mit einem Aluminiumanteil von 6 % und einem Vanadiumanteil von 4 % zu einem massiven Bauteil zu verschmelzen, muss die Schmelztemperatur von 1688 °C überschritten werden [8]. Unter atmosphärischem Druck, wie es für den Laserstahlschmelzprozess charakteristisch ist, liegt die Verdampfungstemperatur für Aluminium bei 2447 °C und von Titan bei 3287 °C [49]. Für den während des Elektronenstrahlschmelzens vorherrschenden Druck in der Vakuumkammer von etwa  $p = 10^{-1}$  Pa [50] sinkt die Verdampfungstemperatur von Aluminium auf etwa 1082 °C und von Titan auf etwa 1558 °C [49]. Diese reduzierte Verdampfungstemperatur der Elemente der Legierung unter Vakuum führt speziell für das Elektronenstrahlschmelzen zu besonderen Herausforderungen [51]. Durch eine geeignete Prozessführung muss die Veränderung der chemischen Zusammensetzung der Legierung durch Verdampfen von Elementen sowie eine Porenbildung verhindert werden. Letztgenannte wird als Gasporosität bezeichnet und entsteht primär durch Aluminium-, aber auch Titandampf, welcher beim Erstarren des Materials eingeschlossen wird [52].

Signifikante Einflussparameter der additiven Fertigung sind Kenngrößen Strahlleistung  $P$ , Scangeschwindigkeit  $v_s$ , Spurabstand  $\Delta y_s$  und Schichtdicke  $D_s$  [53]. Dabei bezeichnet die Strahlleistung die mittlere Leistung der Strahlquelle, die Scangeschwindigkeit die Ablenkgeschwindigkeit des Energiestrahls, der Spurabstand den Abstand zweier benachbarter Einzelspuren und die Schichtdicke die Höhe einer Einzelschicht. Das Zusammenspiel dieser Prozessgrößen wird quantitativ mittels der Kennwerte Flächenenergie  $E_F$  und Volumenenergie  $E_V$  erfasst, welche wie folgt definiert sind [54].

$$E_F = \frac{P}{v_s \cdot \Delta y_s} \quad (1)$$

$$E_V = \frac{P}{v_s \cdot \Delta y_s \cdot D_s} \quad (2)$$

Unabhängig von dem verarbeiteten Werkstoff, der verwendeten Strahlquelle und der herangezogenen Prozessparameter ist die Additive Fertigung an

prozessspezifische Restriktionen gebunden. Eine dieser Beschränkungen ist die erzielbare Oberflächengüte, welche maßgeblichen Einfluss auf Bedarf und Umfang der Nachbearbeitung für das finale Bauteil und die damit verbundenen Kosten hat [55]. Dabei ist die erzielbare Oberflächenqualität unter anderem von der verwendeten Strahlquelle [56], der Art des Energieeintrages, dem Fokusbereich und der Pulverpartikelgröße abhängig [57]. Auch ist die Additive Fertigung ein, verglichen mit anderen konventionellen Herstellungsverfahren wie Gießen oder spanende Bearbeitung, zeitintensives Fertigungsverfahren. In besonderem Maße nachteilig ist dies für geometrisch große Bauteile mit geringer Komplexität. Herstellerangaben für Fertigungsraten industriell eingesetzter Laserstrahlschmelzanlagen liegen bei maximal 35 cm<sup>3</sup>/h für SLM 280 HL [58] und 50 cm<sup>3</sup>/h für SLM 500 HL [59]. Beide Modelle sind Produkte der Firma SLM Solutions Group AG aus Lübeck. Für die Elektronenschmelzanlage Arcam A2X [60] liegt dieser Wert bei maximal 80 cm<sup>3</sup>/h. Der Vergleich dieser Fertigungsgeschwindigkeiten mit konventionellen gießtechnischen oder umformtechnischen Verfahren ergibt, dass die Fertigungszeiten für das LSS und ESS um ein bis zwei Zehnerpotenzen über denen der konventionellen liegen. Ein weiterer wichtiger Faktor für die Applikation additiv gefertigter Bauteile ist die erreichbare maximale Bauteilabmessung, welche beim pulverbettbasierten Laser- oder Elektronenstrahlschmelzen primär durch die Größe von Prozesskammer und Bauplattform limitiert ist [61]. In Anbetracht der heute auf dem Markt verfügbaren Anlagen stehen dem Anwender je nach Hersteller und Anlagenausführung unterschiedliche Bauvolumen zur Verfügung. In diesem Zusammenhang liegen beispielsweise die maximalen Bauvolumen von großen konventionellen Laserstrahlschmelzanlagen bei einem Volumen von 400 mm x 400 mm x 400 mm für das Modell EOS M 400 [62] (Firma EOS GmbH, Krailling) und 500 mm x 280 mm x 320 mm für die Anlage SLM 500 HL [59]. Für die größte Elektronenstrahlschmelzanlage Anlage Arcam Q20 [63] der Firma Arcam AB aus Schweden ist der Bauraum auf ein Bauvolumen von Ø 350 mm x 380 mm limitiert.

Auf Basis der dargelegten spezifischen Eigenschaften der additiven Fertigung kann festgehalten werden, dass dieses Verfahren für die Herstellung von individuellen Bauteilen hoher geometrischer Freiheit geeignet ist. Auch zeichnet sich die Additive Fertigung durch eine sehr hohe Ressourcenausnutzung aus. Dies gilt in erster Linie bei geometrisch komplexen Bauteilen mit primär

volumenhaften Anteilen. Ausgesprochen niedrig ist die Ressourceneffizienz jedoch bei großflächigen Bauteilen mit Stützstrukturen. Beispielhaft dafür kann die Additive Fertigung eines Napfes herangezogen werden. Um den dargelegten Vor-, aber auch Nachteilen der additiven Fertigung Rechnung zu tragen, ist es zielführend, dieses Verfahren in ausgewählten volumenhaften Bereichen von Bauteilen mit hohem Individualisierungsbedarf einzusetzen. Eines der Fertigungsverfahren, welches sich durch komplementäre Eigenschaften zur additiven Fertigung auszeichnet, ist das weit verbreitete Verfahren Umformen. Charakteristisch für diese Verfahrensgruppe ist eine, verglichen mit der additiven Fertigung, hohe Ressourcen- und Energieeffizienz, bei geometrisch wenig komplexen Bauteilen. Basierend auf den aufgezeigten fertigungsspezifischen Eigenschaften der additiven Fertigung, wird nachfolgende eine Analyse der Eigenschaften und Potenziale von umformenden Fertigungsverfahren auf mögliche Synergien zur additiven Fertigung untersucht.

### 2.2.2 Umformen bei erhöhten Temperaturen

Mit einem Anteil von 40 % an der weltweiten Titanprimärproduktion gehören Bleche und Platten seit Jahren zu den wichtigsten industriell verarbeiteten Titanhalbzeugen [7]. Eine herausragende Rolle bei der Weiterverarbeitung von Blechhalbzeugen nehmen umformtechnische Prozesse ein. Ursächlich dafür sind neben den positiven Prozesseigenschaften dieser Verfahrensgruppe auch die resultierenden vorteilhaften Bauteileigenschaften. Diese sind unter anderem die Realisierbarkeit geometrisch großflächiger Bauteile, eine kostengünstige Fertigung, hohe erzielbare Stückzahlen, der Erhalt des Faserverlaufs und kurze Fertigungszeiten. Die umformtechnische Verarbeitung dieser Halbzeuge aus Reintitan und im Speziellen aus Titanlegierungen ist mit einer großen Zahl von Herausforderungen verbunden [7]. Maßgebliche Faktoren sind in diesem Zusammenhang die hohe Festigkeit, das niedrige E-Modul und die geringe erzielbare plastische Dehnung des Werkstoffs [64]. Bedingt durch das niedrige E-Modul wird während der Umformung eine hohe elastische Dehnung im Bauteil erreicht, welche durch Rückfederung zu ausgeprägten Formabweichungen nach der Ausformung führt [65]. Speziell für die industriell am häufigsten eingesetzte Titanlegierung Ti-6Al-4V ist die bei niedrigen Temperaturen stark limitierte erzielbare

plastische Dehnung des Werkstoffs eine weitere grundlegende Herausforderung [66]. Durch die Verarbeitung von Titanlegierungen bei erhöhten Temperaturen können Prozesskräfte reduziert und Formgebungsgrenzen signifikant erweitert werden. Herrscht während der Umformung sogenannte Superplastizität vor, ist es zudem möglich, sowohl die Rückfederung zu minimieren, als auch die erzielbare plastische Dehnung um mehrere Größenordnungen zu erhöhen [67].

Im industriellen Umfeld werden überwiegend zweiphasige, sogenannte  $\alpha+\beta$  Titanlegierungen eingesetzt. Bei der hexagonal dichtest gepackten Phase handelt es sich um das sogenannte  $\alpha$ -Titan, während die kubisch raumzentrierte Phase als  $\beta$ -Titan bezeichnet wird. Für die Eigenschaften einer Titanlegierung spielt im Allgemeinen der Anteil, die Größe und Anordnung dieser Phasen eine entscheidende Rolle. Da die plastische Verformung in kristallinen Werkstoffen durch das Abgleiten von Gitterebenen ermöglicht wird, tragen die zur Verfügung stehenden sogenannten Gleitsysteme maßgeblich zu der Umformbarkeit eines Werkstoffs bei. Wie unter anderem in Arbeiten von Picu et al. [68] und Lowden et al. [69] für Ti-6Al-4V, sowie von Chichili et al. [70] für  $\alpha$ -Phasen dominierte Titanlegierungen dargelegt wurde, ist Zwillingsbildung für Titanlegierungen kein tragender Mechanismus bei der Umformung. Die für das Umformvermögen eines Werkstoffes verantwortliche Versetzungsbewegung ist energetisch an Gleitsystemen begünstigt [8]. In diesem Zusammenhang besteht ein Gleitsystem aus einer dichtest gepackten Atomlage mit einer zugeordneten Gleitrichtung [8]. Ist diese Versetzungsbewegung eingeschränkt, wirkt sich dies unmittelbar auf die Umformbarkeit des Halbzeugs aus. Ursächlich für die eingeschränkte Umformbarkeit von Titanlegierungen bei Raumtemperatur ist die hexagonal dichtest gepackte (hdp) Kristallstruktur. Mit einem Verhältnis der Kantenlängen im Einheitskristall von  $c/a = 1,587$  bilden für das hdp  $\alpha$ -Titan bei Raumtemperatur die sogenannte Basalebene (0001), Prismenebenen ( $10\bar{1}0$ ) und Pyramidalebene ( $101\bar{1}$ ) die dichtest besetzten Gleitebenen [71]. Dabei steigt die für das Gleiten benötigte kritische Schubspannung von der Basalebene zur Prismenebene und ist bei der Pyramidalebene am höchsten [68]. Als Gleitrichtung mit höchster Atomdichte stehen die Gleitrichtungen  $a_1$ ,  $a_2$  und  $a_3$  zur Verfügung. Vor diesem Hintergrund besitzt  $\alpha$ -Titan im Grundzustand nur drei Gleitsysteme. Ferner führt dies zu einer eingeschränkten plastischen Verformbarkeit im Vergleich zu kubisch raum- und

flächenzentrierten Kristallsystemen mit jeweils zwölf verfügbaren Gleitsystemen [72]. Weitere Gleitsysteme können erst durch thermische Anregung aktiviert werden. Fundamentale Ergebnisse zu der temperaturabhängigen Aktivierungsenergie für die Versetzungsbewegung im Gefüge von Ti-6Al-4V sind in den Arbeiten von Picu et al. [68] und Majorell et al. [73] aufgezeigt. Die kritischen Temperaturgrenzen für die Aktivierung neuer Gleitsysteme gliedern sich demnach wie folgt. Ausgehend von der Raumtemperatur bis hin zu einer Temperatur von 227 °C ist planares Gleiten auf der Basalebene (0001) dominierend für die plastische Verformung [74]. Mit steigender thermischer Energie sinkt die für das Gleiten benötigte kritische Scherspannung. Dieses Verhalten ist für die nicht basale Prismen- und Pyramidalebene ausgeprägter als für die Basalebene. Für eine Temperatur ab 527 °C liegt ein Gleichgewicht zwischen den kritischen Scherspannungen für alle Gleitebenen vor, wodurch dreidimensionales Gleiten in alle drei Raumrichtungen energetisch gleich wahrscheinlich ist [73]. Zusätzlich beginnt ab 527 °C die Auflösung von  $Ti_3Al$ , was zum Spannungsabbau im Kristallgitter führt und die Versetzungsbewegung weiter begünstigt [68].

Neben der Aktivierung neuer Gleitsysteme bewirkt die Einbringung von thermischer Energie eine auf den beiden Mechanismen Erholung und Rekristallisation beruhende Entfestigung des Werkstoffs [75]. Diese erfolgt bei Erholung durch thermisch aktivierten Abbau der Versetzungsdichte. Bei der Rekristallisation finden durch thermisch aktivierte Vorgänge Neubildung und Wachstum eines versetzungsarmen Gefüges statt [75]. Durch die Verschiebung von Korngrenzen erfolgt während des Kornwachstums eine Reduktion der Versetzungsdichte in der Umgebung der Neubildung [75]. Dadurch steigt die Keimbildungshäufigkeit und Kornwachstumsgeschwindigkeit mit zunehmender Temperatur und vorliegender Versetzungsdichte [75]. Die Versetzungsdichte hängt bei umformtechnischen Prozessen von der eingebrachten Kaltverfestigung ab [76]. Während für die Kaltumformung die Rekristallisation durch eine zwischen die einzelnen Umformschritte geschaltete Wärmebehandlung realisiert wird, erfolgt dies bei der Warmumformung prozessbegleitend. Die Rekristallisation ist zeit- und temperaturabhängig und kann bis hin zu der Wiederherstellung des Ausgangszustandes des Werkstoffgefüges führen [75].

Wird die Temperatur während der Umformung auf etwa 90 % der  $\beta$ -Transus-temperatur erhöht, so kann die sogenannte Superplastizität erreicht werden [8]. Für die Titanlegierung Ti-6Al-4V mit einer  $\beta$ -Transus-temperatur von 995 °C liegt dieser Grenzwert bei etwa 900 °C. Voraussetzung für eine superplastische Umformung ist neben der Temperatur ein globulares und feinkörniges Gefüge mit einer Korngröße von etwa 5 bis 20  $\mu\text{m}$  [77]. Begünstigt wird die Erzielung von Superplastizität für Ti-6Al-4V außerdem durch das homogene zweiphasige Gefüge des Werkstoffs mit einer kontinuierlichen Verteilung der  $\beta$ -Phase. Sind während der Umformung alle genannten Voraussetzungen erfüllt und liegt zusätzlich eine Dehnrates von unter  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  vor, so sind geeignete Bedingungen für eine superplastische Umformung gegeben [78]. Getragen wird die plastische Verformung in diesem Fall von Kriechen, Kornrotation, Korngrenzgleiten und -diffusion [7]. Speziell die hohe thermische Energie in Kombination mit einer niedrigen Dehnrates begünstigt eine Entfestigung des Werkstoffs. Diese resultieren in einem verglichen mit konventionellen Verfahren um mehrere Größenordnungen erhöhten Formgebungsvermögen und einer Reduktion der Prozesskräfte und damit der Werkzeuggestaltung [8]. Ebenso ist mittels dieses Verfahrens eine nahezu rückfederungs- und eigenspannungsfreie Fertigung des resultierenden Bauteils bei hoher Formgenauigkeit möglich. [8]

Heute ist das Umformen von Titanlegierungen bei erhöhten Temperaturen wissenschaftlich für die in diesem Abschnitt aufgezeigten Temperaturen sehr different erforscht. Nur wenige Arbeiten, wie beispielsweise Odenberger et al. [79], behandeln die Umformung von Blechwerkstoffen bei erhöhten Temperaturen im Bereich von etwa 400 °C bis 700 °C. Demgegenüber steht eine Fülle von Forschungsarbeiten zur superplastischen Umformung. Einen Überblick des heutigen Forschungsstandes ebenso wie aktueller Forschungstrends für die superplastische Umformung von Titanlegierungen liefern die Arbeiten von Sieniawski et al. [78] und Zhiqianga et al. [80].

Auf Basis des im Rahmen dieses Abschnittes dargelegten Standes der Technik zeigt sich das Potenzial der Warmumformung von Blechhalbzeugen aus Titanlegierung für die zeit- und kosteneffiziente Herstellung großflächiger Blechbaueile. Ein wichtiger Teilaspekt dieser Forschungsarbeit ist es daher, tiefgreifendes Prozessverständnis für die Umformung von Titanlegierungen

zu gewinnen um dieses zur prozessangepassten Auslegung und Herstellung von Halbzeugen für die additive Fertigung anwenden zu können.

## 2.3 Wärmebehandlung

Zur gezielten Einstellung mechanischer Eigenschaften von Bauteilen wird die Wärmebehandlung eingesetzt. Industriell angewandte Strategien decken dabei eine große Bandbreite aus Glüh-, Anlass- und Härtevorgängen ab, welche primär durch die Parameter Zeit und Temperatur definiert sind. Für Titanwerkstoffe sind umfangreiche Wärmebehandlungsdaten und -strategien in DIN 65084 [81] erfasst. Von besonderer Bedeutung ist die Wärmebehandlung von additiv gefertigten Werkstoffen. Diese ist notwendig, da bei der additiven Fertigung durch den punktuellen Wärmeeintrag der Strahlquelle gekoppelt mit hohen Ablenkgeschwindigkeiten, ausgeprägte Temperaturgradienten und somit hohe Aufheiz- und Abkühlraten vorliegen. Die Ausbildung des resultierenden Gefüges ist dabei primär abhängig von der verwendeten Strahlquelle, den Prozessparametern und der Bauteilgeometrie. Umfangreiche Untersuchungen zur Wärmebehandlung von laserstrahlgeschmolzenem Ti-6Al-4V beruhen auf Arbeiten von Vrancken et al. [82] und Brandl [83]. Erforscht wurde in diesen Arbeiten der Einfluss von Haltezeit, Temperatur und Abkühlrate auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs.

## 2.4 Herstellung von Hybridbauteilen

Wird der Fokus auf die Grenzen und Potenziale der beiden dargelegten Fertigungsverfahren Blechumformung und Additive Fertigung gerichtet, erscheint es zweckmäßig, durch eine Kombination dieser, Synergien zu nutzen und damit Limitationen der Einzelverfahren zu überwinden. Im Fokus dieser Arbeit steht daher die technologische Zusammenführung der Vorteile beider Fertigungsverfahren durch die Kombination dieser in einer Prozesskette. In der weiteren Arbeit wird ein Bauteil, welches mittels dieser kombinierten Prozesskette gefertigt wird, als Hybridbauteil oder hybrides Bauteil bezeichnet. Unter dem Adjektiv „hybrid“ versteht man entweder „aus verschiedenartigem zusammengesetzt“ oder „von zweierlei Herkunft“ [84]. Bezogen auf die Kombination der Fertigungsverfahren Blechumformung und Additive Fertigung kann diese Definition wie folgt ausgelegt werden. Die

durch die kombinierte Prozesskette hergestellten Bauteile bestehen aus einem additiv gefertigten und einem umformtechnisch hergestellten Bereich. Sie sind somit von zweierlei Herkunft. Diese Bezeichnung wird im Rahmen dieser Arbeit für Bauteile verwendet, welche mittels additiver Fertigung auf umgeformtem oder ebenem Blechhalbzeug hergestellt werden. Für Letzteres wird explizit auf den ebenen Blechzustand verwiesen. Zur weiterführenden Untersuchung der charakteristischen Eigenschaften beider Verfahren sind die wirtschaftlichen und technologischen Merkmale der Fertigungsverfahren Umformen und Additive Fertigung in Tabelle 3 vergleichend gegenübergestellt.

Tabelle 3: Übersicht der wirtschaftlichen und technologischen Merkmale der Fertigungsverfahren Umformung bei erhöhten Temperaturen, superplastische Umformung und Additive Fertigung



	Umformen erhöhte Temperatur 300 °C bis 700 °C	Umformen superplastisch 925 °C	Additive Fertigung
Fertigungszeit	+++	0	--
Maximale Bauteilabmessung	+++	+++	-
Formänderungsvermögen	+	+++	nicht zutreffend
Individualisierbarkeit	---	---	+++
Geometrische Designflexibilität	-	0	+++
Ressourceneffizienz	0	0	++
Near-Net-Shape	0	+	++

Bei einer Analyse der beiden Umformverfahren können grundlegende Unterschiede dieser hinsichtlich der Near-Net-Shape Eignung, des resultierenden Blechhalbzeugs, dem erzielbaren Formänderungsvermögen und der Fertigungszeit aufgezeigt werden. In diesem Zusammenhang zeichnet sich

die superplastische Umformung durch ein hohes erzielbares Formänderungsvermögen aus. Demgegenüber sind kurze Fertigungszeiten charakteristisch für das Umformen bei erhöhten Temperaturen, wie dies am Beispiel des Tiefziehens deutlich wird. Beide Verfahren zeichnen sich durch eine im Vergleich zur additiven Fertigung um mehrere Größenordnungen reduzierte Fertigungszeit aus [85].

Abweichend zu umformenden Fertigungsverfahren ist der Ansatz der additiven Fertigung durch eine nahezu unbegrenzte geometrische Gestaltungsfreiheit von Bauteilen gekennzeichnet [86]. Weitere Vorteile der additiven Fertigung sind eine hohe Stückzahlflexibilität und Ressourcenausnutzung, wie auch eine herausragende Individualisierbarkeit von Bauteilen [87]. Alle untersuchten Merkmale verdeutlichen die komplementären Eigenschaften der analysierten Fertigungsverfahren Umformen und Additive Fertigung. Eine Zusammenführung dieser zu einer Gesamtprozesskette scheint zielführend, um die Vorteile beider Verfahren zu vereinen. Schematisch dargestellt ist eine zu diesem Zweck erarbeitete Prozesskette in Bild 2.

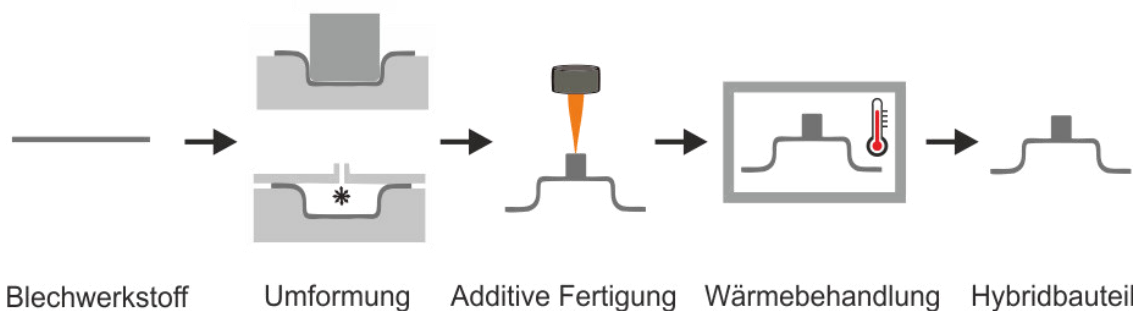


Bild 2: Schematische Darstellung der kombinierten Prozesskette aus Umformung und additiver Fertigung zur Herstellung hybrid gefertigter Bauteile

Grundlegend kann die Gesamtprozesskette aus Umformung und additiver Fertigung in drei Hauptbestandteile untergliedert werden. Ausgehend von einem ebenen Ausgangsblech findet zunächst die Herstellung eines dreidimensionalen Blechbauteils als Grundkörper für die additive Fertigung durch Umformen statt. Nachfolgend dient das erzeugte, dünnwandige Halbzeug als Grundkörper für die Additive Fertigung von Funktionselementen. Die anschließende Wärmebehandlung des Hybridbauteils dient zur Relaxation von Spannungen, welche während der Umformung, aber auch der additiven Fertigung eingebracht werden. Als Resultat der Prozesskette entsteht ein Bauteil, welches die Vorteile beider Fertigungsverfahren vereint.

Zum jetzigen Zeitpunkt ist die im Rahmen dieser Arbeit erforschte kombinierte Prozesskette von Blechumformung und additiver Fertigung wissenschaftlich wenig untersucht. Jedoch haben Teilaspekte dieser Prozesskette wissenschaftliche und industrielle Relevanz. Für metallische Bauteile handelt es sich dabei in erster Linie um eine Kombination der additiv, schichtweisen Fertigung mit Massiv- und Blechhalbzeugen. Für Blechhalbzeuge werden primär dünne, flächige Funktionsschichten zum Schutz gegen korrosive Medien oder mechanische Belastungen eingesetzt [88]. Erste Untersuchungen zum Einsatz des Pulverauftragschweißens mittels Laserstrahl auf Platten der Legierungszusammensetzung Ti-6Al-4V mit 6,0 mm Dicke wurden von Cottam et al. [89] publiziert. Des Weiteren berichten Draugelates et al. [90] vom Einsatz einer mittels Plasma-Heißdraht-Auftragschweißen flächig aufgetragenen niedriglegierten Titanlegierung als Korrosionsschutz auf Stahlblech. Daneben existieren für das Laserstrahl-Auftragschweißen auf Massivbauteilen wichtige Einsatzgebiete bei der Reparatur von Werkzeugsystemen und Bauteilen, wie zum Beispiel Spritzguss- und Umformwerkzeugen oder Triebwerkskomponenten [91]. Zusammenfassend kann für die Kombination der additiven Fertigung mit metallischen Halbzeugen folgender Sachverhalt abgeleitet werden. Während bei Massivbauteilen bereits ein mehrschichtiger Materialauftrag industrielle Anwendungen findet, ist bei Blechbauteilen die Anwendung bisher auf einen flächigen Aufbau fokussiert [92]. Dies kann in erster Linie damit begründet werden, dass während des generativen Fertigungsprozesses eingebrachte thermische Energie zu Schädigung des eingesetzten Halbzeuges führen kann. Diese Art der Beschädigung ist bei Blechhalbzeugen aufgrund einer lokal geringen Materialdicke im Vergleich zu Massivhalbzeugen relevant. Auch können durch die Energiequelle eingebrachte thermische Gradienten zu mechanischen Spannungen und damit Verzug des Bauteils führen. Entsprechend der technischen Mechanik ist die Verzugsneigung bei Massivbauteilen deutlich geringer als bei großflächigen ebenen Blechbauteilen. Eine Vereinigung der Vorteile dieser beiden um- und urformenden Fertigungsverfahren durch eine kombinierte Prozesskette bietet ein vielfältiges, jedoch weitgehend unerforschtes Potenzial zur Erweiterung von Prozessgrenzen, Reduzierung von Fertigungszeiten und Kosten. Wesentliches Ziel dieser Arbeit ist daher eine grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der Grenzen, aber auch Möglichkeiten zur Fertigung von Hybridbauteilen. [92]

## 2.5 Werkstoffcharakterisierung für die numerische FE-Simulation

Um einer wachsenden Zahl neuer Werkstoffe und Fertigungsverfahren Rechnung zu tragen, wird heute vermehrt die numerische Simulation zur Auslegung und Absicherung von Bauteilen und Fertigungsprozessen eingesetzt. Für die rechnergestützte Berechnung von Umformprozessen mittels der Finite-Element-Methode (FEM) sind eine Reihe von Werkstoff-, Stoff- und Prozessgrößen als Eingangskenngrößen erforderlich.

Tabelle 4: Eingangsgroßen für die FE-Simulation von Blechumformprozessen bei erhöhten Temperaturen [93,94,95]

Erforderliche Werkstoffkenngrößen		Stoff- und Prozessgrößen
Elastisch	Plastisch	
Elastizitätsmodul	Fließortkurve	Reibzahl
Querkontraktionszahl	Fließkurve	Stempelgeschwindigkeit
	Anisotropiekenngrößen	Wärmeübergangskoeffizient
	Grenzformänderungsschaubild	Wärmekapazität
		Wärmeausdehnungskoeffizient
		Ausgangstemperatur Halbzeug
		Werkzeugtemperatur
		Stempelgeschwindigkeit
		Niederhalterkraft

Hierzu zählen einerseits die elastischen Werkstoffkenngrößen Elastizitätsmodul und Querkontraktionszahl und andererseits plastische Werkstoffkenngrößen. Letztere beschreiben das mechanische Werkstoffverhalten während der Formgebung. Dieser Gruppe können Fließort- und Fließkurve, die Anisotropiekenngrößen  $r_0$ ,  $r_{45}$  und  $r_{90}$  sowie das Grenzformänderungsschaubild zugeordnet werden. Während des Formgebungsprozesses nehmen

darüber hinaus die Reibung zwischen Halbzeug und Werkzeug, welche durch die Reibzahl beschrieben wird, die Stempelgeschwindigkeit  $v$  und die Niederhalterkraft eine zentrale Rolle ein. Für die numerische Abbildung von nicht isothermen Bedingungen muss des Weiteren Kenntnis über Kenngrößen wie Wärmeübergangskoeffizient, Wärmekapazität, Wärmeausdehnungskoeffizient, Ausgangstemperatur des Halbzeugs und Werkzeugtemperatur vorliegen. Diese in Tabelle 4 aufgeführten Eingangsdaten liefern den entscheidenden Beitrag für die Qualität und damit auch die Aussagekraft der numerischen FE-Simulation. Vor diesem Hintergrund nehmen die Bestimmung und Modellierung der mechanischen Kennwerte einen grundlegenden Beitrag bei der Auslegung von Umformprozessen ein und stehen daher im Fokus der nachfolgenden Untersuchungen.

Für die numerische Abbildung des Formgebungsverhaltens wird eine analytische Beschreibung zwischen der am Werkstück anliegenden Spannung und der Formänderung während der Umformung benötigt. Dabei setzt sich die gesamte Deformation aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen. Vor diesem Hintergrund bildet die Fließortkurve die Grenze zwischen den beiden Bereichen. Bis zum Erreichen dieser kritischen Grenze findet eine durch das Elastizitätsmodul beschriebene elastische, reversible Deformation des Werkstoffs statt. Erreicht die Spannung Werte größer dieser kritischen Spannung, liegt plastische, irreversible Formänderung am Werkstoff vor. Allgemein ist die am Werkstoff anliegende sogenannte Fließspannung  $k_f$  abhängig von einem Zusammenspiel der Werkstoffkenngrößen  $W$ . Diese sind zum Beispiel Korngröße, Legierungsbestandteile sowie Gefügestruktur und -zusammensetzung des Werkstoffs. Neben diesen Kenngrößen ist die Fließspannung abhängig von dem vorliegenden Spannungszustand  $\sigma_{ij}$ , dem Umformgrad  $\varphi$ , der Umformgeschwindigkeit  $\dot{\varphi}$  und der Umformtemperatur  $T$ . Analytisch formuliert ist dieser Zusammenhang in Gleichung (3). [22]

$$k_f = f(W, T, \sigma_{ij}, \varphi, \dot{\varphi}) \quad (3)$$

### 2.5.1 Fließort

Zur allgemeinen Beschreibung des Fließbeginns unter mehrachsigen Spannungszustand dient in der Umformtechnik der sogenannte Fließort. Durch

das anisotrope Fließkriterium beschrieben, definiert dieser den Beginn des Fließens eines Werkstoffs im sechsdimensionalen Spannungsraum. Unter Annahme der Volumenkonstanz kann die Fließbedingung auf die Fließfläche mit den drei Hauptspannungen  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  und  $\sigma_3$  reduziert werden. Zur Visualisierung wird der Fließort unter der Annahme  $\sigma_3 = 0$  im ebenen Spannungszustand als Kurve dargestellt.

Im Allgemeinen können Fließorte zwei Kategorien zugeordnet werden. Für die Fließorte der ersten Gruppe wird der Beginn des plastischen Fließens bei Erreichen physikalischer Grenzen wie zum Beispiel einer Spannung oder Energie angenommen. Demgegenüber stehen die Fließorte der zweiten Gruppe, welche durch die analytische Approximation experimenteller Ergebnisse definiert wird [96]. Während Fließorte der ersten Gruppe auf werkstofflich physikalischen Grundlagen basieren, handelt es sich bei denen der zweiten Gruppe um rein phänomenologische Ansätze. Als vorteilhaft für die Anwendbarkeit der Modelle der Gruppe der phänomenologischen Ansätze gilt eine wenig komplexe mathematische Formulierung und einfache Handhabbarkeit [97]. Damit einhergehend können diese Funktionen besser in FE-Programme integriert werden. Auch kann durch die Generalisierung der Ansätze oder Parametervariation eine Anpassung des Modells an werkstoffspezifische Eigenschaften wie Anisotropie und Kristallstruktur erzielt werden. In Zusammenarbeit führen die aufgezeigten Vorteile der phänomenologischen Ansätze zu einer heute dominierenden Rolle dieser in der Werkstoffmodellierung. [97]

Die ältesten Ansätze zur Modellierung der Fließortkurve beruhen auf den Arbeiten von Tresca [98] und Mises [99]. Beim erstgenannten Modell gilt ein kritischer Wert  $k$ , die sogenannte Schubfließgrenze, als Schranke, welche die maximale Spannung  $\tau_{\max}$  erreichen muss, damit der Werkstoff plastisch verformt wird. Im Rahmen des zweitgenannten Ansatzes wird dem Beginn des plastischen Fließens die Gestaltänderungshypothese zugrunde gelegt. Nach diesem Ansatz muss eine Vergleichsspannung aus allen vorherrschenden Spannungen die Schubfließgrenze  $k$  erreichen, damit irreversible Verformung erzielt wird. Aufbauend auf diesem Modell wurde von Hill [100] Mitte des 20. Jahrhunderts ein anisotropes Fließkriterium formuliert, welches aufgrund seiner vereinfachten Formulierung noch heute unter der Bezeichnung *Hill 1948* breite Anwendung findet.

Obwohl das Fließkriterium *Hill 1948* für Stahlwerkstoffe zur realitätsnahen Beschreibung des Fließsorts geeignet ist, gilt dies nicht für alle metallischen Werkstoffe [101]. Vor diesem Hintergrund wurden nicht-quadratische Fließkriterien entwickelt, welche die Abbildung weiterer Werkstoffgruppen wie zum Beispiel die von Aluminiumlegierungen ermöglichen. Zu den am weitesten verbreiteten Modellen gehören der von Hill [102] entwickelte Ansatz *Hill 1990* und die Fließkriterien *Barlat 1991* [103] und *Barlat 2000* [104].

Werkstoffe mit hdp-Gitter weisen im Gegensatz zu denen mit kubisch raumzentrierten und kubisch-flächenzentrierten Kristallgittern einen signifikanten Unterschied des Fließbeginns unter Zug- und Druckbelastung auf. Dieses als Zug-Druck-Asymmetrie bezeichnete Werkstoffverhalten begründet sich auf Differenzen der kritischen Spannungen unter Zug- und Druckbelastung für die Träger der plastischen Verformung [105]. Experimentell untersucht ist diese Eigenschaft für die Legierungen AZ<sub>31</sub>B und Ti-6Al-4V in Arbeiten von Lou et al. [106] und Lowden et al. [69]. Die in Gleichung (4) dargestellte allgemeine Beschreibung dieses Werkstoffverhaltens durch ein orthotropes Fließkriterium beschrieben Cazacu und Barlat im Jahr 2004 [107]. Auf das Fließkriterium von Drucker [108] aufbauend ermöglicht dieses als *Cazacu Barlat 2004* oder *CB 2004* bezeichnete Werkstoffmodell sowohl die Berücksichtigung der Zug-Druck-Asymmetrie auch die der plastischen Anisotropie des Fließverhaltens.

$$\begin{aligned} \tau^3 = & \left[ \frac{1}{6} (a_1 + a_3) \sigma_x^2 - \frac{a_1}{3} \sigma_x \sigma_y + \frac{1}{6} (a_1 + a_2) \sigma_y^2 + a_4 \tau_{xy}^2 \right]^{\frac{3}{2}} \\ & - c \left\{ \frac{1}{27} (b_1 + b_2) \sigma_x^3 + \frac{1}{27} (b_3 + b_4) \sigma_y^3 - \frac{1}{9} (b_1 \sigma_x + b_4 \sigma_y) \sigma_x \sigma_y \right. \\ & \left. - \frac{1}{3} \tau_{xy}^2 [(b_5 - 2b_{10}) \sigma_x - b_6 \sigma_y] \right\} \end{aligned} \quad (4)$$

Im Rahmen des Gleichungssystems ist  $\tau$  die unter reiner Scherbeanspruchung anliegende Fließspannung. Die unbekannt Parameter  $a_1$  bis  $a_4$  und  $b_1$  bis  $b_6$  können aufbauend auf experimentellen Ergebnissen mathematisch bestimmt werden. Um eine noch höhere Abbildungsgenauigkeit für Titanwerkstoff zu realisieren, wurde als Erweiterung zu dem dargelegten Werkstoffmodell, das Fließkriterium *CB 2006* [105] entwickelt. Dargestellt ist

dieses Anisotropie und Zug-Druck-Asymmetrie abbildende Fließkriterium in Gleichung (5).

$$\Phi = \left| |\Sigma_1| - k\Sigma_1 \right|^a + \left| |\Sigma_2| - k\Sigma_2 \right|^a + \left| |\Sigma_3| - k\Sigma_3 \right|^a \quad (5)$$

Für dieses Gleichungssystem steht  $\Sigma_i$  für die Werte des transformierten, deviatorischen Hauptspannungstensors. Der Kennwert  $a$  ist eine positive, reelle Zahl größer oder gleich 1 und  $k$  eine reelle Zahl im Wertebereich zwischen -1 und 1.

Als Fazit kann festgehalten werden, dass heute eine Vielzahl von Fließkriterien existiert und diese jährlich um neue Modelle erweitert werden. Aufgrund unterschiedlicher Eigenschaften der Modelle ist eine allgemeine Bewertung nicht möglich. Die Eignung eines Fließkriteriums muss vielmehr anwendungs- und werkstoffspezifisch beurteilt werden. Als Entscheidungskriterium sollte dabei ein zufriedenstellender Kompromiss zwischen der Abbildungsgenauigkeit des gewählten Modells und der zur Bestimmung benötigten Werkstoffkenngrößen gewählt werden. Im Fokus stehen dabei die Anzahl und Art der für die Beschreibung des Fließortes benötigten Werkstoffkennwerte. Allgemein ist ein Ansatz zu bevorzugen, welcher sich durch eine hohe Abbildungsgenauigkeit bei gleichzeitig wenigen zu ermittelnden Kenngrößen auszeichnet. Eine Übersicht der Anzahl der experimentell zu ermittelnden Werkstoffkennwerte für die im Rahmen dieser Arbeit aufgezeigten Fließkriterien ist in Tabelle 5 dargestellt [97].

Tabelle 5: Zusammenfassung der zur Bestimmung ausgewählter Fließkriterien erforderlichen Werkstoffkennwerte [97]

	Zug								Druck					
	$\sigma_0$	$\sigma_{45}$	$\sigma_{90}$	$\sigma_b$	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$r_b$	$\sigma_0$	$\sigma_{45}$	$\sigma_{90}$	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$
<i>Hill 1948</i>	x				x		x							
<i>Hill 1990</i>	x	x	x	x		x								
<i>Barlat 1991</i>	x	x	x	x										
<i>Barlat 2000</i>	x	x	x	x	x	x	x	x						
<i>CB 2004</i>	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x			
<i>CB 2006</i>	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x			

Im Bereich der Werkstoffcharakterisierung ist neben der Anzahl der zu ermittelnden Werkstoffparameter der experimentelle Aufwand ein entscheidendes Bewertungskriterium, welches bei der Wahl des Fließkriteriums berücksichtigt werden muss. Dies gilt im Besonderen bei der Kennwertermittlung bei erhöhten Temperaturen. Als einfach sind in diesem Zusammenhang einachsige Zugversuche einzustufen. Mit zunehmender Komplexität folgt die Ermittlung der Werkstoffkennwerte unter äquibiaxialem Spannungszustand und unter Druckbelastung. Wenig erforscht ist das für Werkstoffe mit hdp-Gitter relevante Werkstoffverhalten im einachsigen Druckversuch. Hauptursache dafür ist ein Mangel an experimentell bestimmten Kennwerten, was in erster Linie auf die geringe Zahl an weltweit verfügbaren Prüfanlagen zurückzuführen ist.

Ferner ist für die FE-Simulation von Umformprozessen die Nutzbarkeit der Materialmodelle in kommerziell verfügbaren FE-Programmen von entscheidender Bedeutung. Für die aufgezeigten Fließkriterien ist der Status der Implementierung dieser in ausgewählten Simulationsprogrammen in Tabelle 6 zusammengestellt [97].

Tabelle 6: Implementierung unterschiedlicher Fließkriterien in ausgewählte kommerziell verfügbare FE-Programme [97]

	<i>Hill 1948</i>	<i>Hill 1990</i>	<i>Barlat 2000</i>	<i>CB 2004</i>	<i>CB 2006</i>
ABAQUS	x	x			
AUTOFORM	x	x			
LS-DYNA	x	x	x		x
PAM STAMP	x	x			

Unter Berücksichtigung der dargelegten Auswahlkriterien ist für Stahlwerkstoffe oftmals der Ansatz *Hill 1948* zielführend, während für Aluminiumlegierungen meist *Barlat 1991* eingesetzt wird [93]. Die Modelle als *CB 2004* und *CB 2006* ermöglichen die mathematische Abbildung der Zug-Druck-Asymmetrie von Titan und Magnesiumlegierungen und sind für diese Werkstoffe zu bevorzugen. In diesem Zusammenhang wird im Rahmen dieser Arbeit, zur analytischen Bestimmung des Fließkriteriums das Fließkriterium *CB 2004* herangezogen. Dies begründet sich durch eine breite

wissenschaftlich Datenbasis für dieses Modell und der damit einhergehenden Analysierbarkeit der Ergebnisse dieser Arbeit im Vergleich mit dem Stand der Technik [107]. Die Untersuchung des Fließkriteriums *CB 2006* erfolgt mit Fokus auf die numerische Simulation von Umformprozessen, was auf der Implementierung dieses Modells in kommerziellen FE-Programmen und der daraus resultierenden Vergleichbarkeit mit Literaturwerten beruht [109].

### 2.5.2 Fließkurve

Erreicht die im Werkstoff wirkende Spannung die durch den Fließort bestimmte kritische Anfangsfließspannung  $k_{f0}$ , findet plastische Formänderung im Werkstoff statt. Diese auch als Dehngrenze  $R_{p0,2}$  bezeichnete Spannung bildet die Grenze zwischen der reversiblen und der bleibenden irreversiblen Umformung eines Werkstoffs. Ermittelt wird dieser Zusammenhang zwischen Spannungen und Formänderung im einachsigen Zugversuch. Für die Darstellung kommen das Spannungs-Dehnungs-Diagramm und die Fließkurve zum Einsatz. Spannungs- und Dehnungswerte werden bei erstgenanntem auf die Ausgangswerte Probenquerschnitt  $A_0$  und Probenlänge  $l_0$  bezogen. Für die Umformtechnik ist die Darstellung in Form der Fließkurve von besonderer Bedeutung. Die Fließkurve bezeichnet in diesem Zusammenhang die funktionale Auftragung der Fließspannung  $k_f$  über dem Umformgrad  $\varphi$ . Berechnet wird die Fließspannung aus der anliegenden Kraft  $F$  und der aktuellen Querschnittsfläche  $A$  der Probe über den funktionalen Zusammenhang aus Gleichung (6).

$$k_f = \frac{F}{A} \quad (6)$$

Für den Umformgrad gilt der Zusammenhang zwischen der aktuellen Probenlänge  $l$ , bezogen auf die Ausgangslänge  $l_0$  nach Gleichung (7).

$$\varphi = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right). \quad (7)$$

Im Rahmen der FE-Simulation dient die Fließkurve zur Beschreibung des plastischen Fließverhaltens von Werkstoffen. Zur numerischen Prozessauslegung der Umformung ist eine mathematische Aufbereitung der

experimentell ermittelten Fließkurve notwendig. Im Hinblick auf diese Modellierung der Fließkurve steht dem Anwender eine Vielzahl funktionaler Ansätze zur Verfügung. Erste allgemeine Ansätze für die Modellierung des Fließverhaltens metallischer Werkstoffe bei Raumtemperatur gehen auf Ludwik [110] und Hollomon [111] zurück. Diese Ansätze sind durch einen exponentiellen Zusammenhang zwischen der Fließspannung und dem Umformgrad gekennzeichnet. Ein weiterer industriell relevanter Ansatz zur funktionalen Beschreibung der Fließkurve geht auf Swift [112] zurück. Dargestellt ist dieser Zusammenhang in Gleichung (8), mit den werkstoff-spezifischen Koeffizienten  $c$ ,  $a$  und  $n$ .

$$k_f = c(a + \varphi)^n \quad (8)$$

Zur Modellierung des Warmfließverhaltens von Blechhalbzeugen der Titanlegierung Ti-6Al-4V wurden in Arbeiten von Johnson et al. [113], Lee et al. [114], Picu et al. [68] und Nemat-Nasser et al. [115] umfangreiche Modelle entwickelt. Diese ermöglichen neben der Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit auch die der Dehnratenabhängigkeit des Werkstoffverhaltens. Die Eignung des Modells nach *Nemat-Nasser* [116] für Blechwerkstoff der Legierung Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen wurde in Arbeiten von Odenberger et al. [117] und Merklein et al. [118] nachgewiesen. Nach diesem Modell wird die Fließkurve entsprechend der Gleichung (9) abgebildet.

$$k_f = k_{f0,a} \varepsilon^n + k_{f0} \left\{ 1 - \left[ \frac{k}{G_0} T \left( \ln \frac{\dot{\varphi} f(\varphi, T)}{\dot{\varphi}_0} \right) \right]^{1/2} \right\} f(\varphi, T) \quad (9)$$

mit

$$f(\varphi, T) = 1 + a_0 \left[ 1 - \left( \frac{T}{T_m} \right)^2 \right] \varphi$$

Im Rahmen der Gleichung steht die Fließspannung  $k_f$  in funktionalem Zusammenhang zum Umformgrad  $\varphi$ . Die werkstoffspezifischen Kennwerte gelten wie nachfolgend aufgeführt.

$k$	Boltzmann-Konstante
$G_0$	Gesamtenergiebarriere, die eine Versetzung beim Gleiten in spannungsfreiem Zustand durch thermische Energie überwinden muss

$T_m$	Schmelztemperatur
$\dot{\varphi}$	Dehnrate
$\dot{\varphi}_0$	Von der Versetzungsdichte abhängige Referenzdehnrate
$k_{f0}$	Effektive mechanische Spannungskomponente
$k_{f0,a}$	Effektive thermische Spannungskomponente
$a_0$	Versetzungsdichte im Ausgangszustand

Definiert sind außerdem die konstanten Parameter  $k/G_0 = 6,2 \cdot 10^{-5} \cdot K^{-1}$ ,  $\dot{\varphi}_0 = 1,32 \cdot 10^{10} \cdot s^{-1}$  und  $a_0 = 2,4$  [116]. Alle weiteren Parameter werden experimentell im einachsigen Zugversuch bestimmt.

Zur Modellierung des superplastischen Fließverhaltens von Halbzeugen findet im Rahmen dieser Arbeit das von Backofen et al. [119] entwickelte und in Gleichung (10) dargestellte Fließkriterium Anwendung. Die Gültigkeit dieses mathematischen Zusammenhanges für superplastische Umformprozesse ist heute vielfach untersucht und nachgewiesen [120].

$$k_f = K \dot{\varphi}^m \quad (10)$$

Dabei steht die Fließspannung  $k_f$  in funktionalem Zusammenhang zur Dehnrate  $\dot{\varphi}$ , der werkstoffspezifischen Konstante  $K$  und der Dehnratensensitivität  $m$ . In diesem Zusammenhang ist der Kennwert  $m$  entsprechend Gleichung (11) definiert.

$$m = \frac{\partial(\ln(k_f))}{\partial(\ln(\dot{\varphi}))} \quad (11)$$

Für Umformprozesse metallischer Werkstoffe gilt ein Kennwerte von  $m > 0,3$  als eine Voraussetzung zur Erzielung von superplastischen Umformbedingungen [120]. Je höher dabei der Kennwert  $m$  ist, desto größere Dehnung können im Umformprozess erzielt werden [120].

### 2.5.3 Anisotropie

Im Allgemeinen werden Blechwerkstoffe bezogen auf ihre Richtungsabhängigkeit in isotrope und anisotrope Werkstoffe eingeteilt. Während isotrope Werkstoffe in unterschiedlichen Winkellagen zur Walzrichtung gleiche

mechanische Werkstoffeigenschaften zeigen, gilt dies für anisotrope Werkstoffe nicht. Im Falle eines vielkristallinen Werkstoffs ist die Anisotropie dadurch gekennzeichnet, dass die Atomgitter der Körner keine statistisch zufällige Orientierung aufweisen, sondern bevorzugt in bestimmte Ebenen und Richtungen ausgerichtet sind. Eine solche Vorzugsorientierung entsteht primär durch plastisches Gleiten bei der Herstellung von Halbzeugen. Für Blechwerkstoffe, die durch Walzen hergestellt werden, bewirken plastische Abgleitvorgänge in den Körnern die Ausbildung richtungsabhängiger Orientierungen im Halbzeug. [121]

Für die Darstellung des realen Werkstoffverhaltens von anisotropen Blechwerkstoffen muss somit die durch den Walzprozess bedingte Richtungsabhängigkeit des Werkstoffs berücksichtigt werden. Dieses durch die Anisotropie  $r$  quantifizierte Werkstoffverhalten ist im einachsigen Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 [122] bei Raumtemperatur zu ermitteln. Definiert ist die Anisotropie durch das Verhältnis der Umformgrade von Breiten- zu Dickenformänderung [123].

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} \quad (12)$$

Bei der Blechcharakterisierung werden standardmäßig drei Anisotropiekennwerte mit einem Winkel von  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$  zur Walzrichtung aufgenommen. Die Walzrichtung wird dabei als Index  $x$  des Anisotropiekennwertes angegeben wie zum Beispiel  $r_0$ ,  $r_{45}$  und  $r_{90}$ . Für isotrope Werkstoffe mit einer gleichen Formänderung in Breiten- und Dickenrichtung ist  $r = 1$ . Bei Werten von  $r > 1$  findet Formänderung bevorzugt in Breitenrichtung statt, während sich für  $r < 1$  der Werkstoff stärker in der Dicke verformt [121].

Der Auswertbereich definiert sich nach DIN EN 10130 [124] und SEP 1240 [125], unter der Voraussetzung einer homogenen plastischen Formänderung, bei einer plastischen Dehnung in Längsrichtung der Probe von 2% bis 20%. Für Werkstoffe mit einer Gleichmaßdehnung kleiner 20% plastische Dehnung, wird die Obergrenze für den Auswertbereich bei  $(A_g - 1\%)$  definiert.

Um diese Auswirkungen der Anisotropie auf das Tiefziehen bewerten zu können, werden die senkrechte und die ebene Anisotropie unterschieden.

Die mittlere senkrechte Anisotropie  $\bar{r}$  lässt sich mittels der Anisotropiekennwerte  $r_0$ ,  $r_{45}$  und  $r_{90}$ , wie folgt bestimmen [123].

$$\bar{r} = \frac{1}{4}(r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) \quad (13)$$

Dieser Kennwert wird beim Tiefziehen herangezogen, um die Tiefzieheignung eines Werkstoffs zu beurteilen. Je größer dabei die mittlere senkrechte Anisotropie  $\bar{r}$ , desto konstanter die Blechdicke und desto höher die übertragbaren Kräfte beim Tiefziehen. Von einer guten Tiefzieheignung kann ab einer mittleren senkrechten Anisotropie  $\bar{r} > 1,25$  ausgegangen werden. [22]

Die zweite wichtige Kenngröße zur Beurteilung der Tiefziehbarkeit ist die ebene Anisotropie  $\Delta r$ , welche nach DIN ISO 10113 [123] definiert ist.

$$\Delta r = \frac{1}{2}(r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90}) \quad (14)$$

Beim Tiefziehen lässt sich mittels der ebenen Anisotropie  $\Delta r$  die Zipfelbildung beurteilen, welche das Auftreten von unterschiedlichen Höhen und Dicken in der Zarge bezeichnet. Werkstoffe mit einer ebenen Anisotropie  $\Delta r \rightarrow 0$  zeigen gute Tiefzieheignung. In diesem Fall tritt keine Zipfelbildung ein, weshalb eine aufwendige Nacharbeit nicht erforderlich ist. Bei  $\Delta r > 0$  bilden Werkstoffe Zipfel in  $0^\circ$  und  $90^\circ$  zur Walzrichtung aus und bei  $\Delta r < 0$  in die diagonalen Richtungen. [22]

## 2.6 Numerische Simulation der Warmumformung

Im Zuge immer kürzer werdender Produktzykluszeiten industriell gefertigter Produkte steigt die Notwendigkeit zur Steigerung der Effizienz während der Konzept-, Entwicklungs- und Produktionsphase [126]. Bedingt durch die steigende Anzahl neuer Werkstoffe und Fertigungsverfahren bietet die numerische Simulation eine vielfach angewendete Möglichkeit zur Auslegung und Absicherung von Bauteilen und Fertigungsprozessen [127]. Besonders in der Luft- und Raumfahrt sowie der Automobilindustrie ist die FE-Simulation ein fester Bestandteil der virtuellen Auslegung von einzelnen Umformprozessen, aber auch kompletten Entwicklungsphasen.

Für Anwendungen im Rahmen der Umformtechnik ist die numerische Abbildung für die Prozessauslegung von herausragender Bedeutung. Dabei sind die Themenfelder Bauteilgeometrie [128], Werkzeug [129] sowie Methoden- und Prozessentwicklung von besonderem Interesse. Im Zentrum der numerischen Untersuchungen dieser Arbeit stehen die Auslegung von Werkzeugen und Prozessen für die Warmumformung, die Bestimmung der Blechausdünnung und der finalen Bauteilgeometrie. Ferner kann mittels numerischer Verfahren der Spannungs- und Dehnungszustand während als auch nach mechanischen und thermischen Belastungen an einem Halbzeug ermittelt werden. Vor diesem Hintergrund ist es möglich, die umformtechnische Vorgeschichte des Halbzeuges zu analysieren und dessen Eigenschaften gezielt auf den nachfolgenden Fertigungsschritt auszurichten. [130]

Bedingt durch ein limitiertes Umformvermögen bei Raumtemperatur wird die reale Umformung des Werkstoffs Ti-6Al-4V im Rahmen dieser Arbeit bei erhöhten Temperaturen durchgeführt. Damit einhergehend werden prozessrelevante Parameter und Faktoren als Eingangswerte für die Blechumformsimulation bei erhöhten Temperaturen benötigt. Im Unterschied zu konventionellen Kaltumformsimulationen müssen dabei speziell die temperaturabhängigen, werkstoffspezifischen Umformeigenschaften berücksichtigt werden. Ein besonderer Fokus liegt dabei auf dem plastischen Fließverhalten von Werkstoffen. Zur analytischen Abbildung und Extrapolation des Fließverhaltens von Werkstoffen bei erhöhten Temperaturen können verschiedene Ansätze herangezogen werden. Anwendung im Bereich des Presshärtens findet beispielsweise der Exponentialansatz *Norton-Hoff* [131] und Modifizierungen [132] dieser. Für Titanlegierungen werden unter anderem die Modelle *Nemat-Nasser* [115] und *John-Cook* [113] verwendet. Alle genannten Ansätze ermöglichen eine sowohl temperatur- als auch dehnratenabhängige Abbildung des Fließverhaltens.

Zur numerischen Berechnung von Umformprozessen steht dem Anwender heutzutage eine breite Palette kommerzieller Simulationsprogramme zur Verfügung. Einige Beispiele dafür sind AutoForm [133], Abaqus [134], Pamp-Stamp [135] und LS-DYNA [136]. Gerade wegen der Vielfalt an resultierenden Möglichkeiten hängt die Qualität der Simulationsergebnisse von einer großen Zahl an Faktoren ab. Dabei ist die Güte einer numerischen Simulation

neben der Erfahrung des Anwenders, maßgeblich von den verwendeten Eingangsparametern und Modellen abhängig.

## 2.7 Zusammenfassende Bewertung des Standes der Forschung und der Technik

Additive Fertigungsverfahren bieten heute eine Vielzahl von Möglichkeiten zur werkzeuglosen Verarbeitung von Werkstoffen mit hohem Individualisierungsgrad und einzigartiger geometrischer Komplexität. Besonders im Hinblick auf metallische Werkstoffe zählen lange Fertigungszeiten und damit verbundene hohe Fertigungskosten zu den größten Herausforderungen bei der Herstellung von Produkten mittels der additiven Fertigung. Zur Überwindung dieser limitierenden Faktoren wird im Rahmen dieser Arbeit eine kombinierte Prozesskette aus umformenden Fertigungsverfahren und der additiven Fertigung dargelegt und erforscht. Sogenannte Hybridbauteile entstehen dabei aus umgeformtem Blechgrundkörper und additivem Funktionselement. Aufgrund der vielfältigen Einsatzbereiche der Titanlegierung Ti-6Al-4V, aber auch der umfangreichen technologischen und wissenschaftlichen Herausforderungen bei der Verarbeitung dieses Werkstoffs mit hexagonal gepackter Gitterstruktur, ist diese Gegenstand der Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit.

Derzeit verfügbare umformende Fertigungsverfahren wie das Tiefziehen, aber auch jene unter superplastischen Prozessbedingungen, werden zur Erzeugung von Grundkörpern verwendet. Zur Ermittlung des Fließverhaltens von hexagonal dichtest gepackten Werkstoffen existieren eine Vielzahl von Versuchen auf dem Gebiet der Werkstoffcharakterisierung. Diese weisen jedoch bei erhöhten Temperaturen, insbesondere bei Druck- und Scherversuchen Defizite auf. Die Abbildung des Umformverhaltens dieser Werkstoffe kann bei erhöhten Temperaturen mittels der FEM auf Basis der ermittelten Materialkennwerte erfolgen. Für die numerische Simulation benötigte Eingangsparameter können durch unterschiedliche Materialmodelle analytisch abgebildet und approximiert werden. Für Titanlegierungen entwickelte mathematische Ansätze sind unter anderem das Fließkurvenmodell *Nemat-Nasser* und die Fließortkriterien nach *Cazacu-Barlat*. Eine Berücksichtigung dieser Materialmodelle ist beispielsweise in der kommerziell verfügbaren Software LS-DYNA realisiert.

Zur Herstellung von additiven Funktionselementen existieren eine Reihe von verfügbaren Verfahren, Anlagen und Werkstoffen. Durch eine weite Verbreitung zeichnen sich dabei die beiden pulverbettbasierte Verfahren Laser- und Elektronenstrahlschmelzen aus. Die Bauteilfertigung mittels dieser Prozesse ist Gegenstand einer Vielzahl gegenwärtiger Forschungsarbeiten. Defizite liegen jedoch vor, sobald diese Bauteile nicht mit Stützstrukturen verbunden auf der Grundplatte der Anlage gefertigt werden, sondern wie im Fall von Hybridbauteilen ohne Stützstrukturen auf Blechgrundkörper aufgebaut werden.

Bei der für die Charakterisierung von additiv gefertigten Bauteilen relevanten Themengebiete Metallographie, Porositätsermittlung und Wärmebehandlung existieren etablierte Verfahren. Diese dienen, soweit sie auf hybride Bauteile übertragbar sind, als Grundlage für Untersuchungen, Analyse und Weiterbehandlung von Hybridbauteilen.

In Hinblick auf die Fertigung von Hybridbauteilen mittels der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additiver Fertigung besteht die Notwendigkeit, die grundlagenwissenschaftlichen Erkenntnisse der einzelnen Fachgebiete zusammenzuführen. Hierzu zählen unter anderem die Anpassung von experimentellen Versuchsaufbauten und -methoden an die Prüfung von hexagonal dichtest gepackten Werkstoffen bei erhöhten Temperaturen unter Druckbelastung. Ebenso ist die Entwicklung oder Erweiterung existierender Versuchsverfahren für Hybridbauteile von grundlegender Bedeutung. Des Weiteren bestehen Wissensdefizite bezüglich des Prozessfensters für die Fertigung von additiven Funktionselementen auf Blechgrundkörper mittels Laser- aber auch Elektronenstrahlschmelzen. Dies gilt für Hybridbauteile mit ebenem ebenso wie mit umgeformten Blechgrundkörper.

### **3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise**

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die grundlagenwissenschaftliche Erforschung der prozessoptimierten Herstellung großflächiger Funktionsbauteile, welche durch die Kombination der Fertigungsverfahren Umformen und Additive Fertigung erzeugt werden. In diesem Zusammenhang werden verschiedene Verfahren der Blechumformung und additiven Fertigung bezüglich ihrer Eigenschaften für die kombinierte Prozesskette analysiert. Speziell für die Herstellung großflächiger Funktionsbauteile durch die Kombination der Blechumformung und pulverbettbasierten additiven Fertigungsverfahren bestehen nur begrenzt Kenntnisse. Eine Erweiterung dieser auf Basis neuer wissenschaftlicher Erkenntnisse ist somit besonders im Hinblick auf die wissenschaftliche und industrielle Relevanz zwingend erforderlich. In diesem Zusammenhang ergeben sich die Schwerpunkte und Struktur dieser Arbeit aus den drei in Bild 3 dargestellten Arbeitsfeldern.

Um den prinzipiellen Nachweis der Herstellbarkeit großflächiger und individueller Funktionsbauteile zu erbringen, sind zunächst die Verfahren Blechumformung und Additive Fertigung zu untersuchen. Auf Grundlage wissenschaftlicher Analysen sind dabei Möglichkeiten und Grenzen der Kombination innerhalb der dargelegten kombinierten Prozesskette zu analysieren. Ein wesentliches Arbeitspaket umfasst dabei die Erforschung der Blechumformverfahren Tiefziehen und Biegen bei erhöhten Temperaturen, ebenso wie das Umformen bei superplastischen Prozessbedingungen. Durch eine umfangreiche experimentelle und numerische Charakterisierung ausgewählter Prozesse soll der Grundstein zur Erforschung der kombinierten Prozesskette hinsichtlich der Wechselwirkungen zwischen der additiven Fertigung und der Blechumformung gelegt werden.

Ein weiterer Arbeitsschwerpunkt beruht auf der Analyse der beiden pulverbettbasierten additiven Fertigungsverfahren Laser- und Elektronenstrahlschmelzen in Bezug auf ihre Eigenschaften hinsichtlich der kombinierten Prozesskette. Im Rahmen der Untersuchungen bilden mechanische und

mikrostrukturelle Eigenschaften additiv gefertigter Grundstrukturen einen Schwerpunkt der Analyse. Darüber hinaus dient die Untersuchung von Hybridbauteilen, bestehend aus additiv gefertigten Funktionselementen auf ebenen Grundkörpern, der grundlagenwissenschaftlichen Erforschung physikalischer und mikrostruktureller Wechselwirkungen beider Fertigungsverfahren. Mittels daraus generierten Wissens sollen fundamentale Zusammenhänge für die kombinierte Prozesskette bestehend aus Umformen und additiver Fertigung abgeleitet werden.

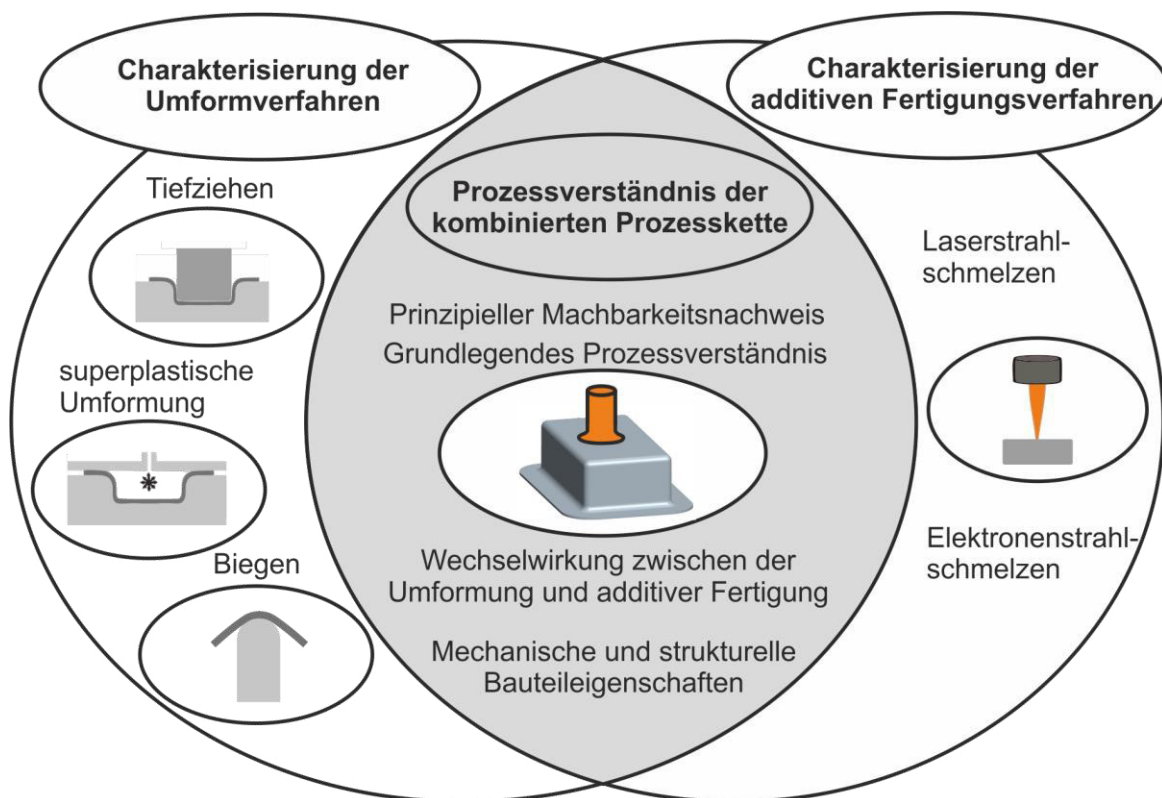


Bild 3: Arbeitsfelder zur Gewinnung von grundlegendem Prozessverständnis für die Fertigung von Hybridbauteilen durch die Kombination von Umformen und additiver Fertigung

Auf Basis dieser grundlagenwissenschaftlichen Erkenntnisse soll abschließend die Entwicklung und Auslegung einer kombinierten Prozesskette aus Blechumformung und additiver Fertigung zur Fertigung eines Demonstratorbauteils erfolgen. Dabei ergeben sich die wesentlichen wissenschaftlichen Fragestellungen durch die Wechselwirkung zwischen thermomechanisch eingebrachten Spannungszuständen und fertigungstechnisch induzierten geometrischen Abweichungen bei dem Zusammenspiel von Umformung und additiver Fertigung. Basierend auf einem breiten Prozessverständnis der

Einzelprozesse gilt es, die Auswirkung der beiden Fertigungsschritte auf den jeweils nachfolgenden zu erforschen. In diesem Zusammenhang werden Grenzen und Möglichkeiten einer Kombination der beiden Fertigungsverfahren aufgezeigt. Zur finalen Bewertung der kombinierten Prozesskette werden anhand eines Demonstratorbauteils die Bewertungskriterien Fertigungszeit, Individualisierbarkeit sowie Ressourcen-effizienz des Verfahrens analysiert. Diese abschließende Analyse erfolgt unter Berücksichtigung der mechanischen und geometrischen Eigenschaften von Hybridbauteilen in Gegenüberstellung mit konventionell gefertigten Referenzkörpern.



## 4 Versuchswerkstoff, experimentelle Methoden und verwendete Software

Entscheidend für die Realisierung von Hybridbauteilen ist die grundsätzliche Umsetzbarkeit der additiven Fertigung auf Blechgrundkörper. Hybride Bauteile können bezogen auf den Fall hier in drei Hauptbereiche unterteilt werden. Diese sind schematisch in Bild 4 visualisiert. Zwischen dem Blechwerkstoff und dem additiv gefertigten Funktionselement bildet sich die charakteristische Wechselwirkungszone des hybriden Bauteils aus. Eigenschaften und Dimension dieser Übergangszone sind durch das Zusammenspiel aus Prozessführung der additiven Fertigung und den Eigenschaften des Blechhalbzeugs definiert. Bei den beiden verbleibenden Bereichen handelt es sich einerseits um das Blechhalbzeug im Ausgangszustand und andererseits um das additiv gefertigte Bauteilsegment, dem sogenannten additiven Funktionselement.

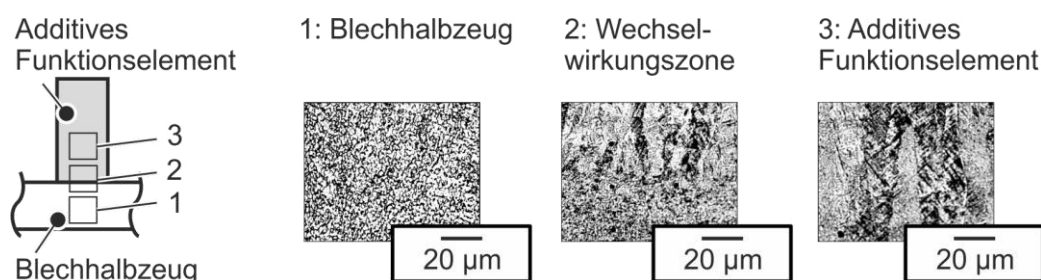


Bild 4: Schematische Aufteilung eines hybrid gefertigten Bauteils in die charakteristischen Bereiche Blechhalbzeug, Wechselwirkungszone und additives Funktionselement

Zur Bewertung der Eigenschaften von Hybridbauteilen ist es entscheidend, die mechanischen Eigenschaften der beiden Bereiche Blechhalbzeug und additiv gefertigter Struktur zu qualifizieren. Darüber hinaus hat die Wechselwirkungszone maßgeblichen Einfluss auf die finalen Eigenschaften des Hybridbauteils. Zur Bewertung der Qualität hybrid gefertigter Bauteile wird im Rahmen dieser Arbeit neben metallurgischen Schliffen auch die Scherfestigkeit der hybriden Bauteile untersucht. Ziel ist es, die mechanischen und metallurgischen Eigenschaften hybrider Bauteile zu charakterisieren und im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren zu bewerten.

## 4.1 Versuchswerkstoff

Zur Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens von Titanlegierungen in Abhängigkeit von signifikanten Prozessparametern für die Blechumformung wird die Titanlegierung Ti-6Al-4V eingesetzt. Im Rahmen der Arbeit wurde als Referenzwerkstoff eine geglühte und gebeizte Warmbandcharge mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm der Firma WHS Sondermetalle aus Grünsfeld herangezogen. Zur Untersuchung der Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf eine weitere Werkstoffcharge und Blechdicke wurden im Themenfeld der Blechumformung zusätzlich eine Warmbandcharge mit einer nominellen Blechdicke von 1,5 mm exemplarisch erforscht. Des Weiteren wurden Bleche und Platinen mit einer Dicke von 0,8 mm bis 6,3 mm untersucht. Die chemische Zusammensetzung aller erforschten Halbzeuge entspricht den in Norm DIN 17851 [137] festgelegten Vorgaben für Ti-6Al-4V. Diese sind in Tabelle 7 zusammengefasst.

Tabelle 7: Legierungszusammensetzung der Titanlegierung Ti-6Al-4V gemäß DIN 17851 [137]

	Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
Anteil in Masse-%	5,50-6,75	3,50-4,50	< 0,30	< 0,20	< 0,05	< 0,08	< 0,015	Rest

### ***Blechwerkstoff***

Im Lieferzustand besitzt der Blechwerkstoff ein fein globulares  $\alpha + \beta$  Gefüge. Während die vanadiumreiche  $\beta$ -Phase als gut umformbare, kubisch raumzentrierte Gitterstruktur vorliegt, bildet die aluminiumreiche  $\alpha$ -Phase eine hexagonal dichtest gepackte Gitterstruktur mit hoher mechanischer Festigkeit. Die im Zugversuch bei Raumtemperatur gemäß DIN EN 10002-1 [138] und DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelten mechanischen Kennwerte der verwendeten Referenzwerkstoffe im Ausgangszustand sind in Tabelle 8 und Tabelle 9 zusammengefasst.

Die Prüfung des Werkstoffs erfolgt in einer Winkelorientierung parallel, in  $45^\circ$  und senkrecht zur Walzrichtung des Blechmaterials. Zur Vereinfachung wird in der weiteren Arbeit der Referenzwerkstoff mit der nominellen Blechdicke 1,0 mm als Werkstoff A und der Ausgangswerkstoff mit der nominellen Blechdicke 1,5 mm als Werkstoff B bezeichnet.

Tabelle 8: Im Zugversuch gemäß DIN EN 10002-1 [138] und DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelte mechanische Kennwerte von Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm bei Raumtemperatur

Werkstoff A	Einheit	Ti-6Al-4V
Nominelle Blechdicke $s_o$	mm	1,0
Härte	HV 0,05	376 ± 6
Streckgrenze $R_{p0,2}$ 0° / 45° / 90°	MPa	985 ± 2 / 954 ± 2 / 1061 ± 3
Zugfestigkeit $R_m$ 0° / 45° / 90°	MPa	1063 ± 1 / 959 ± 2 / 1068 ± 2
Gleichmaßdehnung $A_g$ 0° / 45° / 90°	%	3,1 ± 0,1 / 0,2 ± 0,0 / 0,2 ± 0,1
Bruchdehnung $A_{80}$ 0° / 45° / 90°	%	5,1 ± 0,5 / 7,4 ± 0,3 / 6,2 ± 0,8

Tabelle 9: Im Zugversuch gemäß DIN EN 10002-1 [138] und DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelte mechanische Kennwerte von Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,5 mm bei Raumtemperatur

Werkstoff B	Einheit	Ti-6Al-4V
Nominelle Blechdicke $s_o$	mm	1,5
Härte	HV 0,05	374 ± 8
Streckgrenze $R_{p0,2}$ 0° / 45° / 90°	MPa	1093 ± 1 / 1032 ± 4 / 1163 ± 4
Zugfestigkeit $R_m$ 0° / 45° / 90°	MPa	1163 ± 2 / 1036 ± 4 / 1167 ± 5
Gleichmaßdehnung $A_g$ 0° / 45° / 90°	%	3,0 ± 0,0 / 0,2 ± 0,0 / 0,3 ± 0,3
Bruchdehnung $A_{80}$ 0° / 45° / 90°	%	7,5 ± 0,9 / 4,5 ± 0,1 / 7,9 ± 0,7

### **Pulverwerkstoff**

Für den additiven Fertigungsprozess wird im Rahmen der Untersuchungen Argon verdüstertes Ti-6Al-4V Pulver der Firma Raymor Industries aus Kanada herangezogen. Die Partikelgrößenverteilung der sphärischen Partikel beträgt 20 µm bis 45 µm. Die chemische Zusammensetzung des eingesetzten Ti-6Al-4V Pulverwerkstoffs ist in Tabelle 10 zusammengestellt.

Tabelle 10: Legierungszusammensetzung des Ti-6Al-4V Pulverwerkstoffs

	Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
Anteil in Masse-%	6,44	4,00	0,19	0,20	0,02	0,01	0,003	Rest

## 4.2 Additive Fertigung

Für die Additive Fertigung werden die pulverbettbasierten Verfahren Laser- und Elektronenstrahlschmelzen eingesetzt und wissenschaftlich untersucht. Beide Verfahren zeichnen sich durch eine hohe geometrische Designfreiheit und Individualisierbarkeit aus. Obwohl diese Strahlschmelzprozesse auf dem gleichen Fertigungsprinzip basieren, unterscheiden sich diese bezüglich der verwendeten Energiequelle. Der Fertigungsprozess beruht auf der Erzeugung von Körpern durch das sukzessive Aneinanderfügen einzelner Schichten [54]. Basis für ein dreidimensionales Bauteil ist eine geometrische Definition eines Volumenkörpers durch ein CAD-Modell. Zur Überführung in den Bauprozess wird die virtuelle Bauteilgeometrie im Bauraum positioniert und in einzelne Schichten konstanter Höhe aufgeteilt. Die resultierenden Schnittlinien bilden die Bauteilkonturen für jeden einzelnen Fertigungsschritt ab. Neben den Informationen über die einzelnen Schnittkonturen des Bauteils und der Schichthöhen, werden für die Bauteilfertigung prozess- und maschinenspezifische Parameter übergeben [139].

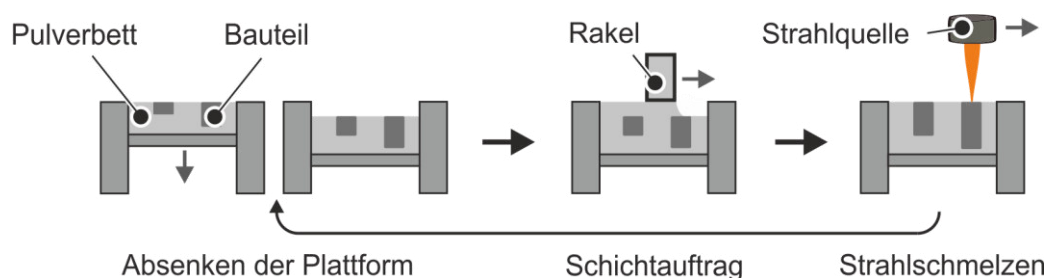


Bild 5: Schematische Darstellung des Prozessablaufs von pulverbettbasierten Strahlschmelzverfahren

Der reale Fertigungsprozess besteht aus einer sich schichtweise wiederholenden Fertigungsabfolge. Schematisch dargestellt sind diese allgemeinen Prozessschritte von pulverbettbasierten Strahlschmelzverfahren in Bild 5. Durch Absenken der Bauplattform wird zunächst die Schichthöhe festgelegt. Danach füllt ein Rakel den nun freigewordenen Raum mit Pulver. Als letzter Schritt wird die schichtspezifisch hinterlegte Geometrieinformation auf die Pulverschicht übertragen. Das sukzessive Aufschmelzen der Einzelschichten durch die Strahlquelle ermöglicht eine stoffschlüssige Verbindung der einzelnen Schichtebenen zu einem mittels CAD definierten Volumenkörper.

### **Laserstrahlschmelzen**

Das Laserstrahlschmelzen erfolgt an zwei kommerziell verfügbaren Anlagenkonzepten am Lehrstuhl für Photonische Technologie. Die Anlage SLM 50 [140] (Firma ReaLizer GmbH, Borcheln) mit einer maximalen Laserleistung von  $P_L = 100 \text{ W}$  ermöglicht das Aufschmelzen von Schichtdicken im Bereich von  $20 \mu\text{m}$  bis  $50 \mu\text{m}$ . Als Energiequelle dient ein Ytterbium Faserlaser. Die Fertigung wird in einem Bauraum mit einem Durchmesser von  $\varnothing 70 \text{ mm}$  und einer maximalen Höhe von  $80 \text{ mm}$  ermöglicht. Ein Herausstellungsmerkmal dieses Anlagentyps ist ein kleiner Fokusbereich mit einem Durchmesser von  $10 \mu\text{m}$ , was die Fertigung dünner Wandstärken ermöglicht. Parallel dazu findet im Rahmen der Untersuchungen die Laserstrahlschmelzanlage SLM 280 HL [58] der Firma SLM Solutions Group AG Anwendung. Zur Erzeugung einer maximalen Laserleistung von  $P_L = 1000 \text{ W}$  dient bei dieser Anlage ein Ytterbium Faserlaser. Der Fokusbereich des Laserstrahls und die daraus resultierende Wandstärke ist auf etwa  $100 \mu\text{m}$  limitiert. Bedingt durch einen großen Bauraum mit der Grundfläche von  $280 \text{ mm} \times 280 \text{ mm} \times 350 \text{ mm}$  eignet sich dieses Anlagensystem besonders für die Herstellung großflächiger und -volumiger Bauteile. Beide Anlagekonzepte ermöglichen eine Schutzgasflutung und -spülung, was die Verarbeitung reaktiver Werkstoffe wie beispielsweise Titan ermöglicht. Zusätzlich kann die Bauplattform beider Anlagen während des Fertigungsprozesses auf eine Temperatur von maximal  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  beheizt werden.

### **Elektronenstrahlschmelzen**

Im Rahmen des Elektronenstrahlschmelzens findet der Anlagentyp Arcam EBM S12 der Firma Arcam AB aus Schweden mit einer maximalen Strahlleistung von  $P_L = 3500 \text{ W}$  Anwendung. Die maximale Bauraumgröße der am Lehrstuhl Werkstoffkunde und Technologie der Metalle eingesetzten Anlage bildet eine Plattform mit einer Abmessung von  $250 \text{ mm} \times 250 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ . Während des Fertigungsprozesses können Schichtdicken in einer Größenordnung von  $50 \mu\text{m}$  bis  $200 \mu\text{m}$  realisiert werden. Bedingt durch die Verwendung eines Elektronenstrahls als Energiequelle unterscheidet sich dieses Verfahren in wesentlichen Merkmalen vom Laserstrahlschmelzen. Durch das Anlegen einer Spannung zwischen Strahlquelle und Pulverbett wird die Richtung des Elektronenstrahls definiert. Zur Gewährleistung der

elektrischen Leitfähigkeit wird das Pulverbett vorgesintert. Dies geschieht durch einen Zwischenschritt im Bauprozess, bei dem mittels des Elektronenstrahls Pulverpartikel lokal geschmolzen werden. Prozessbegleitend wird zum Erreichen dieses Ziels die Bauraumtemperatur durch das Beheizen der Bauplattform auf bis zu 650 °C eingestellt. Diese konstant hohe Bauraum- und auch Bauteiltemperatur wirkt sich signifikant auf die finalen Bauteileigenschaften aus. Detailliert betrachtet wird dieser Zusammenhang unter anderem in Abschnitt 6.2. Ein weiteres wesentliches Unterscheidungsmerkmal zum Laserstrahlschmelzen liegt in der Fertigung unter Vakuum oder Unterdruck. Erzielt werden kann dabei wahlweise ein Vakuum bis zu einem Druck von  $10^{-3}$  Pa oder unter kontrollierter Heliumatmosphäre bei  $10^{-1}$  Pa Druck.

### 4.3 Wärmebehandlung

Ergebnisse von Vrancken et al. [82] dienen im Rahmen dieser Arbeit als Grundlage für die Wärmebehandlung von additiv gefertigten Ti-6Al-4V Bauteilen. Inhalt der Forschungsarbeit von Vrancken et al. [82] war die Untersuchung der Signifikanz unterschiedlicher Wärmebehandlungsstrategien auf die mechanischen Eigenschaften von laserstrahlgeschmolzenen Bauteilen. Als bester Kompromiss zwischen Duktilität und Festigkeit ist eine Wärmebehandlungsstrategie erarbeitet worden, welche in der weiteren Arbeit als Referenzwärmebehandlung bezeichnet wird. Als Prozessparameter ist dabei eine Temperatur von 850 °C bei einer Haltezeit von 2 h festgelegt [82]. Die Aufheizdauer beträgt im Rahmen dieser Arbeit 1,5 h. Die Abkühlung erfolgt im Ofen bei einer Kühlrate von etwa 0,05 °C/s für die Dauer von 2 h, gefolgt von einer Kühlrate von etwa 3 °C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur. Zur Versuchsdurchführung wird ein Glühofen Typ ME 45 (Firma Helmut Rohde GmbH, Prutting) mit Argonspülung eingesetzt. Während der Wärmebehandlung wird die Spülkammer des Ofens bei einer Spülrate von 15 l/min mit Argon der Reinheit 4.6 geflutet.

## 4.4 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung bei Raumtemperatur

Im nachfolgenden Abschnitt werden die Methoden zur Werkstoffcharakterisierung bei Raumtemperatur erörtert. Im Zentrum der Untersuchungen stehen dabei die experimentelle Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Ti-6Al-4V Werkstoff und die Untersuchung des Gefüges dieser Legierung.

### 4.4.1 Zugversuch

Im Rahmen der Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von metallischen Werkstoffen findet der Zugversuch von Flach- und Rundproben breite Anwendung. Für metallische Werkstoffe ist der Zugversuch bei Raumtemperatur in der Norm DIN EN ISO 6892-1 [122] definiert. Im Rahmen der Untersuchungen wird die Prüfung bei Raumtemperatur in der Universalprüfmaschine FS-300 (Firma Walter & Bai AG, Schweiz) durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit kann in einem Bereich von 0,001 mm/min bis 500 mm/min variiert werden, wobei die maximale Prüfkraft der Maschine 300 kN beträgt. Bei den Untersuchungen finden zwei Kategorien von Prüfkörpern Anwendung. Für die Untersuchungen an Blechwerkstoff im Ausgangszustand bei Raumtemperatur werden Flachzugproben in Anlehnung an DIN EN 10002-1 [138] parallel, mit 45° und mit 90° Winkelorientierung zur Walzrichtung herangezogen. Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigten Werkstoffen werden Zylinderzugproben in Anlehnung an DIN 50125 [141] eingesetzt. Um eine lokale, dreidimensionale Analyse der Dehnungsverteilung der Zugprobe zu ermöglichen, werden die während des Versuchs auftretenden Formänderungen mittels zweier CCD-Sensoren des optischen Dehnungsmesssystems ARAMIS (Firma GOM mbh, Braunschweig) erfasst. Die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften und die Ermittlung der Fließkurve erfolgen in Anlehnung an Arbeiten von Hoffmann et al. [142] und Hecht [143]. Der Fokus ist dabei auf die Identifikation und Auswertung des Bereichs der größten Dehnung an der Probe gerichtet. Hierzu wird von dem Berechnungsprogramm ARAMIS die Probenoberfläche virtuell in Facetten zerlegt. Ausgehend von dem Riss werden die während des Versuchs aufgenommenen Bilder ausgewertet und für

die Evaluierung des Zugversuches herangezogen. Unter Verwendung dieser sogenannten Maximalspalte kann der tragende Probenquerschnitt berechnet werden. Mit Hilfe der korrelierenden Kraftwerte während des Zugversuchs wird die Fließkurve bestimmt.

#### **4.4.2 Metallographie**

Zur Untersuchung von Querschliffen wurde ein Auflichtmikroskop des Typs Leitz Aristomet (Firma Leica Microsystems GmbH, Wetzlar) herangezogen. Im Fokus der Analysen standen dabei die Gefügeanalyse von Prüfkörpern und Bauteilen sowie die Bestimmung der Porosität im Fall von additiv gefertigten Funktionselementen. Für die Probenpräparation wurden die beiden Verfahrensschritte Nassschleifen mit nachfolgendem mechanischen Polieren angewendet. Um die Gefügestruktur detektieren zu können, wurde Keller'sche Lösung als Ätzmittel eingesetzt. An Querschliffen von additiv gefertigten Proben wurde mithilfe des quelloffenen Bildbearbeitungsprogramms ImageJ ein schwarz-weiß Abgleich durchgeführt und die Porosität auf Basis der prozentualen schwarz und weiß Anteile des Prüfkörpers ermittelt.

#### **4.4.3 Härtemessung**

Um die Härteverteilung an Bauteilen zu bestimmen, wurden Mikrohärtmessung mittels des Mikrohärtprüfgeräts Typ HM2000 (Firma Helmut Fischer GmbH, Sindelfingen) durchgeführt. Von besonderer Bedeutung für Hybridbauteile ist die Wechselwirkungszone zwischen Blechgrundkörper und additivem Funktionselement. Zur Erforschung dieser wurde die Vickershärte an Querschliffe in ausgewählten Bauteilbereichen herangezogen. Als Prüfparameter diente die Prüfkraft von 0,5 N bei einer Belastungsdauer von 15 s.

### **4.5 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen**

Im nachfolgenden Abschnitt werden die im Rahmen dieser Arbeit herangezogenen Methoden zur Charakterisierung der mechanischen Werkstoffeigenschaften von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen aufgezeigt. Den Schwerpunkt der Untersuchungen bildet die experimentelle Bestimmung

und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens der Titanlegierung in Abhängigkeit der prozessrelevanten Einflussgrößen der Blechumformung.

#### 4.5.1 Konduktiver einachsiger Zugversuch

Die in der Werkstoffprüfung am weitesten verbreitete Methode zur Bestimmung des Fließverhaltens von Werkstoffen ist der einachsige Zugversuch. Im Rahmen der Untersuchungen wird die mechanische Charakterisierung des Werkstoffs in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-2 [144] an der servohydraulischen Universalprüfmaschine Gleeble 3500 (Firma Dynamic Systems Inc., USA) durchgeführt. Bei dieser in Bild 6 dargestellten Anlage beträgt die Maximalkraft 98 kN und die maximale Traversengeschwindigkeit 1000 mm/s. Für Charakterisierungsversuche bei erhöhten Temperaturen wird die Proben temperatur mittels Typ K Ni-Cr/Ni Thermoelementen, welche mittels Punktschweißen in der Mitte der Probe angebracht sind, ermittelt. Die geregelte Einbringung der thermischen Energie erfolgt auf Grundlage der konduktiven Erwärmung. Damit einhergehend bildet sich ein parabelförmiges Temperaturprofil über die Probenlänge aus, welches im Rahmen der Auswertemethodik berücksichtigt werden muss. Ein allgemeiner Ansatz zur analytischen Abbildung des Temperaturprofils wird von Merklein [93] aufgezeigt. Darüber hinaus wurde von Lechler [145] und Stöhr [146] die Anwendbarkeit dieses Ansatzes für Stahl-, von Novotny [147] für Aluminium- und Magnesium- und von Odenberger et al. [148] für Titanwerkstoffe dargelegt.

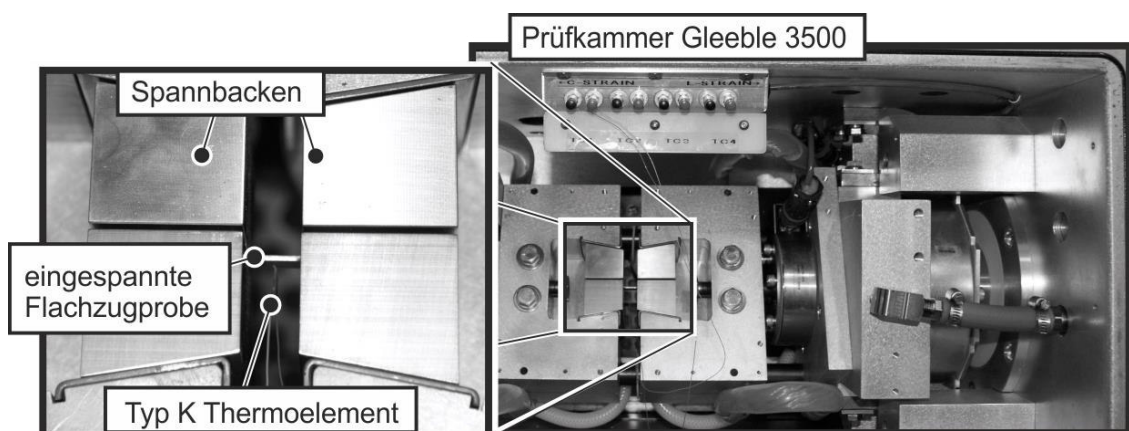


Bild 6: Universalprüfmaschine Gleeble 3500 mit eingespannter Flachzugprobe

Bedingt durch die inhomogene Temperatur der Probe bildet der Bereich mit der maximalen Temperatur die Zone der höchsten Umformung. Um diese Prozessspezifika zu berücksichtigen, erfolgt die Erfassung der Formänderung mittels des optischen Dehnungsmesssystems ARAMIS unter Verwendung eines 50 Hz CCD-Sensors. Dieser ermöglicht eine lokale Bestimmung des Fließverhaltens im Bereich der homogenen Formänderung. Im Rahmen der Untersuchungen ist für eine Temperatur bis 600 °C sichergestellt, dass die Temperatur in einem Abschnitt von  $\pm 12$  mm um die Probenmitte homogen ist. Bild 7 zeigt die Temperaturverteilung einer Flachzugprobe unter prozessrelevanten Bedingungen.

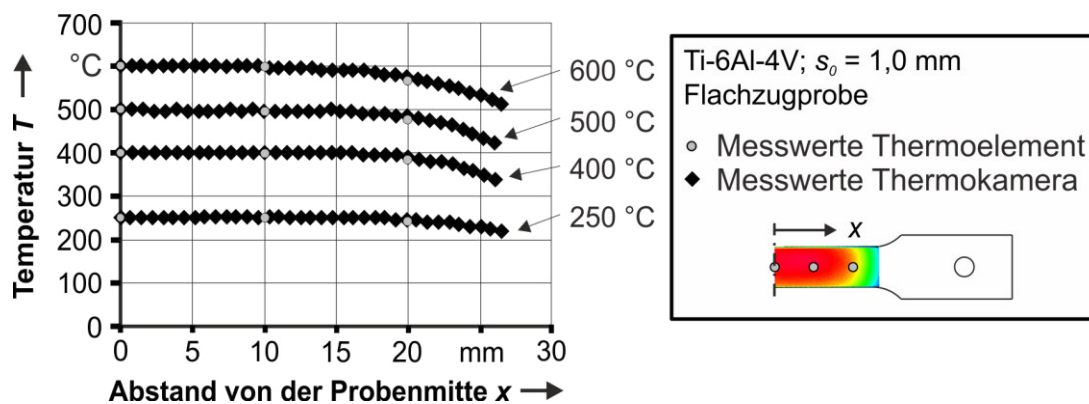


Bild 7: Temperaturprofil unter prozessrelevanten Bedingungen an einer Flachzugprobe in der Universalprüfmaschine Gleeble 3500 bei erhöhten Temperaturen ermittelt

In diesem Zusammenhang gilt ein Abschnitt als homogen, wenn die Zieltemperatur entlang der Messlänge im Bereich  $\pm 3$  °C des Sollwertes liegt. Zur Bestimmung des Probenabschnittes mit einem homogenen Temperaturbereich werden durch Punktschweißen angebrachte Ni-Cr/Ni Thermoelemente und die Thermografiekamera FLIR SC7600 (FLIR Systems Inc., USA) verwendet. Dabei wird in Anlehnung an DIN 50125 [141] die von Lechler [145] untersuchte Probengeometrie herangezogen.

Einen Spezialfall im Rahmen der einachsigen Zugversuche bei erhöhten Temperaturen nimmt die Werkstoffcharakterisierung unter superplastischen Prozessbedingungen ein. Herausforderungen an die Versuchsdurchführung sind durch eine Versuchstemperatur über 900 °C, lange Versuchszeiten, die Reaktivität von Titan mit Umgebungsgasen und eine hohe erreichbare Dehnung von bis zu 1000 % gegeben [121]. Um diesen gerecht zu werden, sind bei der Versuchsdurchführung eine Reihe von Modifikationen zu den in

diesem Abschnitt aufgeführten einachsigen Zugversuchen realisiert worden. Eine dieser Maßnahmen ist die Durchführung der Versuche in einer Vakuumkammer mit einem Kammerinnendruck von  $10^2$  Pa. Zusätzlich wird die Kammer vor dem Evakuieren mit dem Schutzgas Argon mit einer Reinheit 4.6 geflutet. In Anlehnung an die Zugversuche von Nazzal et al. [149] ist die Probengeometrie mit einer Steglänge von 24 mm und einer Stegbreite von 12 mm gewählt. Diese ist in Bild 8 schematisch dargestellt.

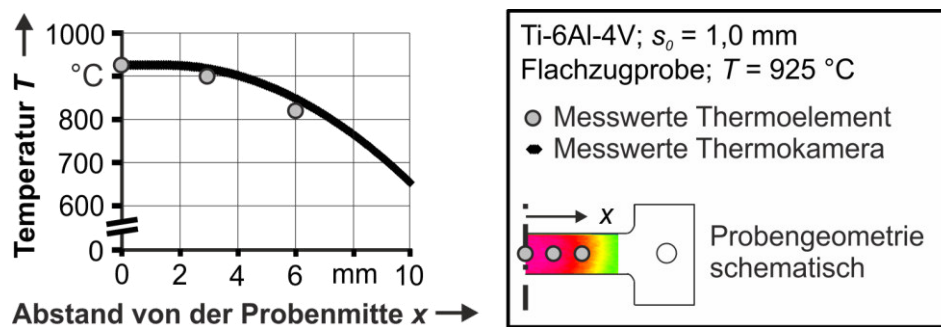


Bild 8: Temperaturprofil unter superplastischen Prozessbedingungen an einer Flachzugprobe in der Universalprüfmaschine Gleeble 3500 ermittelt

Für Temperaturen größer 800  $^{\circ}\text{C}$  gilt in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-2 [144] ein Temperaturbereich als homogen, wenn die Zieltemperatur im Bereich  $\pm 5$   $^{\circ}\text{C}$  des Sollwertes liegt. Die Ermittlung des auf diese Definition beruhenden homogenen Temperaturbereichs wird mittels der Thermografiekamera FLIR SC7600 durchgeführt. Während der Untersuchungen ist sichergestellt, dass die Temperatur in einem Abschnitt von  $\pm 2$  mm um die Probenmitte homogen ist. Dargestellt ist dieser homogene Temperaturbereich von Ti-6Al-4V unter prozessrelevanten Bedingungen in Bild 8. Ferner wird dieser Probenbereich für die Auswertung der Werkstoffkennwerte unter superplastischen Prüfbedingungen herangezogen.

#### 4.5.2 Konduktiver Schichtstauchversuch

Zur Ermittlung der mechanischen Werkstoffeigenschaften von Ti-6Al-4V unter mehrachsigem Spannungszustand wird im Rahmen dieser Arbeit der konduktive Schichtstauchversuch eingesetzt. Anhand der experimentellen Ergebnisse kann sowohl der Beginn des plastischen Fließens als auch das plastische Fließverhalten bei erhöhten Temperaturen bestimmt werden. Von

besonderer Bedeutung ist in diesem Zusammenhang der Fließbeginn des Werkstoffs, welcher als eine weitere experimentelle Stützstelle zur Modellierung der Fließortkurve herangezogen werden kann. Mathematisch formuliert bildet dieser den Schnittpunkt zwischen der Winkelhalbierenden des ersten Quadranten und der Fließortkurve.

Für die Versuchsdurchführung werden kreisrunde Blechzuschnitte zu zylindrischen Druckproben gestapelt und entsprechend der Festlegung nach DIN 50106 [150] zwischen zwei Stauchbahnen gestaucht. Für die Herstellung der Probenpakete werden die einzelnen laserstrahlgeschnittenen Proben mit einem Rondendurchmesser von  $d_0 = 7,0$  mm zur Deckung gebracht. Das Verhältnis von Probenhöhe zu Probendurchmesser beträgt zwischen 1 und 1,5. An den beiden Probenenden eingesetzte Tantalfolie und Nickelpaste dienen zur Reduzierung von Störgrößen wie zum Beispiel der Reibung zwischen Werkzeug und Probekörper. Die Temperaturerfassung erfolgt mithilfe von Ni-Cr/Ni-Thermoelementen vom Typ K, welche mittels Punktschweißen in der Probenstapelmitte fixiert sind. Für die Versuchsdurchführung dient die servohydraulische Universalprüfmaschine Gleeble 3500.

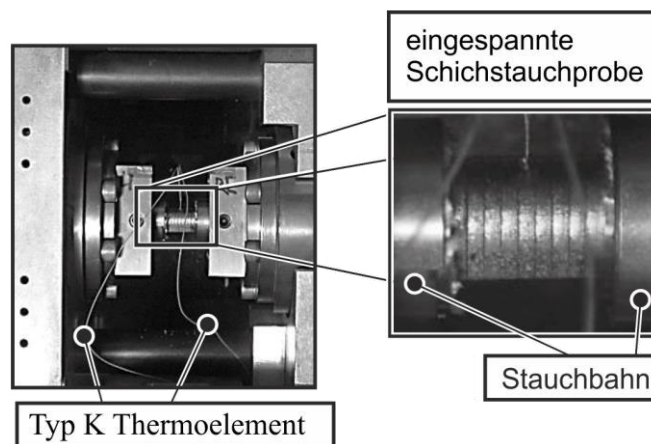


Bild 9: Eingespannte Schichtstauchprobe in der Universalprüfmaschine Gleeble 3500 zur Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen

Während der Versuchsdurchführung auftretende Formänderungen werden mittels des optischen Dehnungsmesssystems ARAMIS unter Verwendung zweier 50 Hz CCD-Sensoren erfasst. Diese Methode erlaubt die Bestimmung der dreidimensionalen lokalen Dehnungsverteilung der Probe. Durch die Auswertung der Versuchsdaten im Bereich des maximalen Umformgrades wird sichergestellt, dass Reibung zwischen Probe und Werkzeug keinen

Einfluss auf die experimentell ermittelten Ergebnisse hat [146]. Die Gültigkeit dieser Methode konnte unter anderem von Merklein [93] für den Dualphasenstahl DP 800 bei Raumtemperatur und von Stöhr [146] für den Bor-Manganstahl 22MnB5 bei erhöhten Temperaturen bis 850 °C gezeigt werden.

Zur Bestimmung der Temperaturverteilung werden durch Punktschweißen kontaktierte Ni-Cr/Ni Thermoelemente auf den Einzelronden aufgebracht. Parallel dazu wird die Verteilung der Temperatur mittels der Thermografiekamera FLIR SC7600 aufgezeichnet. Dargestellt ist die Temperaturverteilung einer Schichtstauchprobe des Werkstoffs Ti-6Al-4V unter prozessrelevanten Bedingungen in Bild 10.

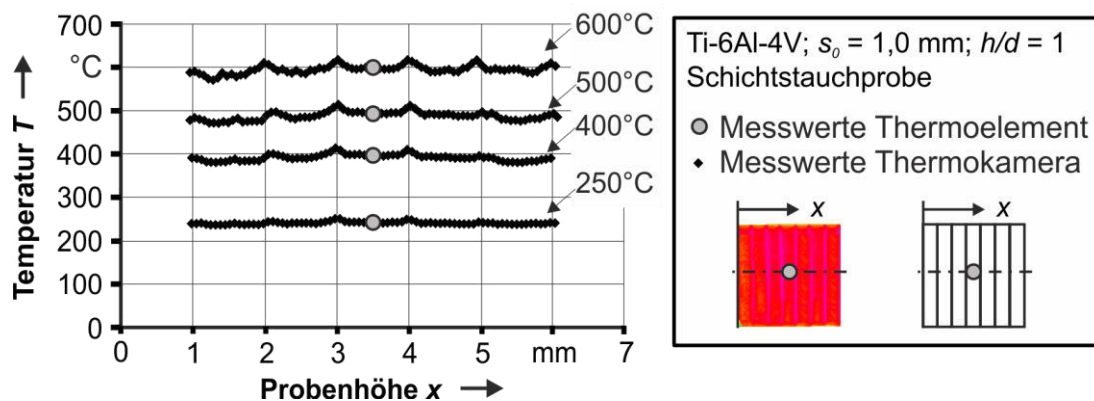


Bild 10: Temperaturprofil unter prozessrelevanten Bedingungen an einer Schichtstauchprobe in der Universalprüfmaschine Gleeble 3500 bei erhöhten Temperaturen ermittelt

Messunsicherheiten ergeben sich im Übergangsbereich zwischen den einzelnen Blechronden wie auch zwischen den beiden Werkzeughälften und der Schichtstauchprobe. Diese sind einerseits auf geometrische Restriktionen der Probengeometrie zurückzuführen, andererseits verhindert während des Versuchs verdrängter Schmierstoff die optische Messung in definierten Bereichen. Zur Auswertung des Schichtstauchversuchs dient die mittlere Ronde des Probenstapels. Es ist im Rahmen der Untersuchungen sichergestellt, dass die Temperatur in dem zur Auswertung herangezogenen Bereich der mittleren Blechrunde homogen ist. Dabei gilt ein Abschnitt als homogen, wenn die Zieltemperatur mit einer Genauigkeit von  $\pm 3$  °C erreicht wird.

## 4.6 Verwendete Software

Ein Schwerpunkt dieser Arbeit ist neben der experimentellen Ermittlung der Werkstoffeigenschaften die numerische Abbildung von Umformprozessen zur Herstellung von Blechgrundkörpern für die kombinierte Prozesskette. Als Simulationssoftware wird im Rahmen dieser Arbeit LS-DYNA (DYNAmore GmbH, Schweiz) eingesetzt. Ausschlaggebend für die Verwendung dieser Software ist die Abbildbarkeit des Zug-Druck asymmetrischen Werkstoffverhaltens von Titanlegierungen unter Verwendung des Fließkriteriums *CB 2006* [151]. Vor- und Nachbereitung der numerischen Berechnungen werden mittels des Programms LS-PrePost (DYNAmore GmbH, Schweiz) durchgeführt.

Zur Bestimmung von Fließortkurven kommt das Berechnungsprogramm MATLAB (The MathWorks, Inc., USA) in der Version R2013b zum Einsatz. Die analytische Berechnung der Fließortkurven erfolgt unter Verwendung experimenteller Eingangsdaten mittels des numerischen Fehlerminimierungsverfahrens Levenberg-Marquardt [152].

## **5 Entwicklung von Prüfaufbauten und Versuchswerkzeugen**

Neben den heute etablierten und verfügbaren Prüfaufbauten wurde im Rahmen dieser Arbeit eine Auswahl an neuen Aufbauten entwickelt und eingesetzt. Mithilfe dieser wird einerseits der Stand der Technik für die Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen erweitert und andererseits die mechanische Charakterisierung von Hybridbauteilen ermöglicht.

### **5.1 Konduktiver einachsiger Zug- und Druckversuch**

Moderne Leichtbauwerkstoffe wie Titan und Magnesium zeigen bedingt durch ihre hexagonal dichtest gepackte Gitterstruktur ein asymmetrisches Fließverhalten. Damit einhergehend unterscheidet sich für diese Werkstoffe der Beginn des plastischen Fließens unter Zug- als auch Druckbelastung voneinander. Für die realitätsnahe Abbildung des Fließverhaltens dieser Werkstoffe ist daher die Berücksichtigung dieser Eigenschaft zielführend. Speziell bei erhöhten Temperaturen ist dieses Themenfeld derzeit unzureichend erforscht, was unter anderem auf fehlende prüftechnische Methoden und Anlagen zurückzuführen ist [153]. Eine der wenigen heute verfügbaren Prüfaufbauten und -methoden zur Bestimmung des plastischen Fließverhaltens unter Zug- und Druckbelastung ist von Piao et. al [153] aufgezeigt. Der Aufbau ermöglicht die Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens von Magnesiumlegierungen bei erhöhten Temperaturen bis 350 °C. Für Titanlegierungen, welche bei prozessspezifischen Temperaturen über 400 °C verarbeitet werden, stehen heute kaum Anlagen zur Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens zur Verfügung.

Ziel des im Rahmen dieser Untersuchungen entwickelten Prüfaufbaus und der Prüfmethodik ist es, den plastischen Fließbeginn und das Fließverhalten von hochfesten Werkstoffen bei erhöhten prozessrelevanten Temperaturen unter einachsiger Zug- und Druckbelastung bestimmen zu können. Dazu wurde ein am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelte und umgesetzte Prüfaufbau herangezogen [154]. Dieses Anlagenkonzept ermöglicht

die Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens unter Zug- und Druckbelastung bis zu einer Maximaltemperatur von 700 °C. Anlagenseitig wird für die Versuchsdurchführung die Universalprüfmaschine Zwick 100 Allround-Line (Firma Zwick GmbH, Ulm) mit einer maximalen Prüfkraft 100 kN und einer Traversengeschwindigkeit im Bereich 0,0005 - 1500 mm/min eingesetzt. Sowohl das neu entwickelte Werkzeugkonzept als auch die Probengeometrie bauen auf die von Staud et. al [155] erarbeitete Methodik für Zug-Druck-Versuche bei Raumtemperatur auf. Dabei ist von Vorteil, dass unter Verwendung von reibungsarmen Knickstützen und einer verkleinerten Probengeometrie die Neigung der Probe zum Ausknicken unter Druckbelastung minimiert wird. Zur Fixierung der Probe wird diese kopfseitig mittels hydraulischen Spannbacken bei einem maximalen Druck von 250 bar beidseitig zwischen den Knickstücken geklemmt. Im eingespannten Zustand ist die Messlänge von 2,0 mm der Probe, ebenso wie die Probenbreite von 2,0 mm optisch frei zugänglich. Diese Tatsache ermöglicht die optische, kontaktlose Erfassung von Prozessgrößen während des Versuchs. In diesem Zusammenhang werden die Temperatur und die lokale Formänderung der Probe aufgezeichnet und für die Temperaturregelung und Fließkurvenbestimmung herangezogen. Während der Versuchsdurchführung wird die Temperatur der Probe mit einem Infrarot Strahlungspyrometer Typ CT09 (Firma HEITRONICS Infrarot Messtechnik GmbH, Wiesbaden) erfasst. Dazu wird das Detektorfeld von  $A = 1 \text{ mm}^2$  zentral auf die graphitierte ( $\varepsilon \approx 0,9$ ) Probe ausgerichtet. Zur Regelung der Temperatur wird ein am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelter Aufbau herangezogen. Für diesen Aufbau erfolgt der Eintrag der thermischen Energie auf dem Prinzip der Umsetzung von elektrischer in thermische Energie am ohmschen Widerstand. Diese sogenannte konduktive Erwärmung ermöglicht ein schnelles Aufheizen und Abkühlen der Probe, führt jedoch zu einem parabelförmigen Temperaturfeld über die Probenlänge. Um daraus resultierenden Herausforderung gerecht zu werden, findet die Ermittlung der lokal auftretenden Formänderung mittels des optischen 2D Dehnungsmesssystem ARAMIS statt. Aufbau und Vorgehen entsprechen dabei den Ausführungen für konduktive Zugversuche an der Universalprüfmaschine Gleeble 3500 aus Abschnitt 4.5.1. Bild 11 zeigt den Aufbau des Zug- und Druckwerkzeuges für die Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen. Die Hauptbestandteile des Aufbaus sind der auf die Probenmitte ausgerichtete

Pyrometer, die beidseitig an der Probe angebrachten Stützplatten und das Ober- und Unterwerkzeug, welche das hydraulische Einspannen der Versuchsprobe ermöglichen.

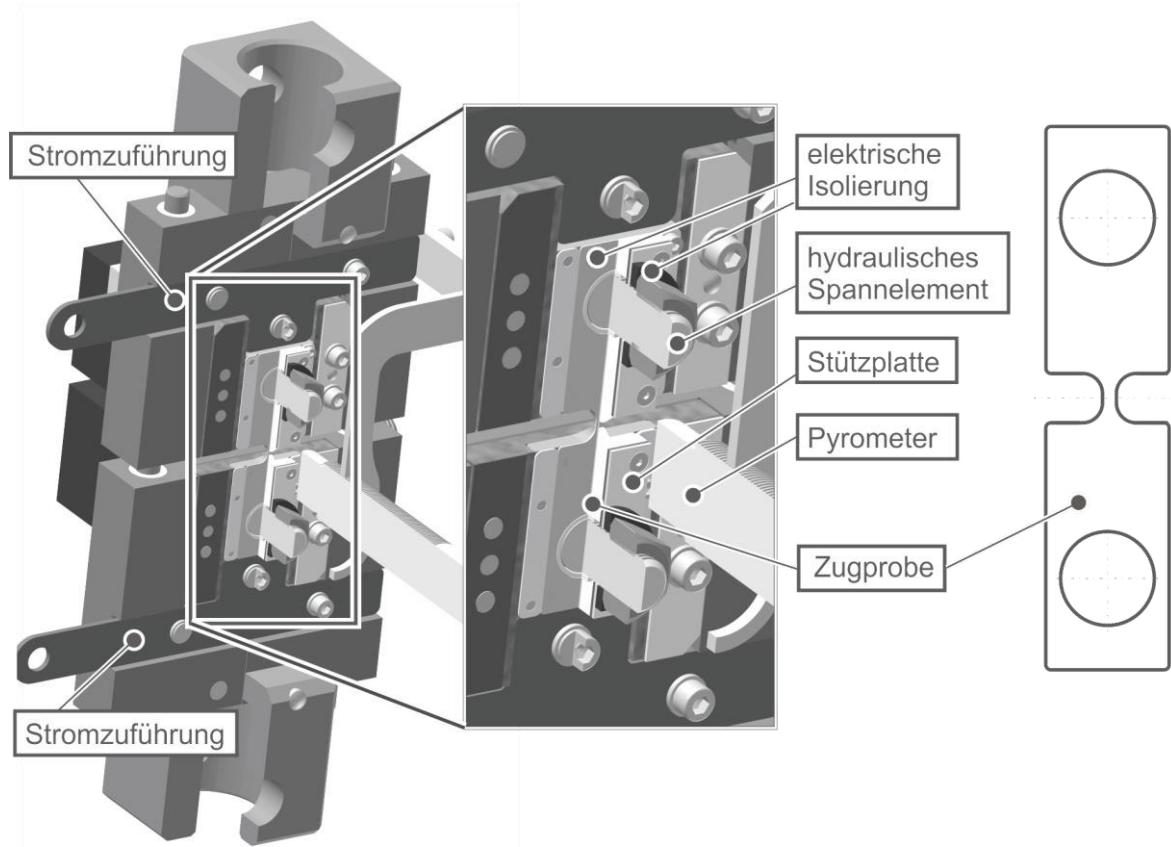


Bild 11: Zug- und Druckwerkzeug für die Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen

Um die Eignung des neu entwickelten Zug- und Druckwerkzeuges für die Prüfung bei erhöhten Temperaturen nachzuweisen, ist die Temperaturverteilung entlang der Messlänge der Versuchsprobe ermittelt worden. Dabei ist die Ausprägung des homogenen Temperaturbereichs von grundlegender Bedeutung, um die Realisierbarkeit einer lokalen Dehnungsmessung zu bewerten. Die exemplarische Temperaturverteilung einer Flachzugprobe des Werkstoffs Ti-6Al-4V unter prozessrelevanten Bedingungen ist in Bild 12 visualisiert. Aufgrund einer vernachlässigbaren Standardabweichung der Ergebnisse aller untersuchten Proben kann der Temperaturbereich mit einer Ausprägung von  $\pm 0,25$  mm um die Probenmitte als gleichmäßig und reproduzierbar erachtet werden. Entsprechend der Norm DIN EN ISO 6892-2 [144] gilt dieser Bereich als homogen, da die Standardabweichung der

Zieltemperatur entlang der Messlänge 3 °C beträgt. Zur Bestimmung des Probenabschnittes mit einem homogenen Temperaturbereich wurde die Thermografiekamera FLIR SC7600 herangezogen. Die Anwendbarkeit dieses Vorgehens wurde für die ebenfalls konduktiv wirkende Universalprüfmaschine Gleeble 3500 in Abschnitt 4.5.1 aufgezeigt.

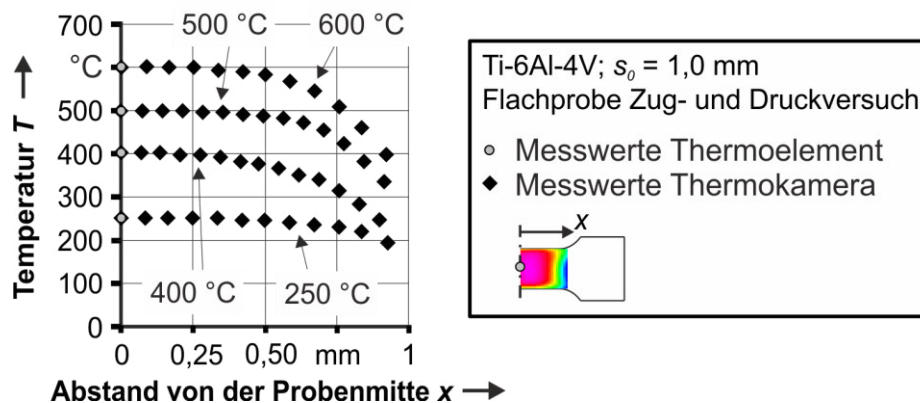


Bild 12: Temperaturprofil einer unter prozessrelevanten Bedingungen ermittelten Flachprobe im konduktiv einachsigen Zug- und Druckversuch

Um die Eignung des dargelegten Versuchsaufbaus zur Bestimmung des mechanischen Werkstoffverhaltens von Blechhalbzeugen zu verifizieren, werden mittels dieser Anlage ermittelte Versuchsergebnisse mit denen einer kommerziell verfügbaren Versuchsanlage gegenübergestellt. Dabei wird die servohydraulischen Universalprüfmaschine Gleeble 3500 als Vergleichsanlage eingesetzt. Als Versuchswerkstoff dient die Titanlegierung Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm. Die Ermittlung des Fließverhaltens bei erhöhten Temperaturen erfolgt im homogenen Temperaturbereich. Die resultierenden Ergebnisse für das mechanische Werkstoffverhalten von Ti-6Al-4V sind in Bild 13 zusammengestellt. Exemplarisch dargestellt ist dabei das Fließverhalten bei der Versuchstemperatur 250 °C, 400 °C, 500 °C und 600 °C. Die Zugprüfung erfolgte für beide Prüfanlagen in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-2 [144] mit einer Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  parallel zur Walzrichtung.

Mittels der in Bild 13 dargestellten Fließkurvenverläufe kann nachgewiesen werden, dass der in diesem Abschnitt dargelegte Versuchsaufbau und die Probengeometrie geeignet sind, um das Fließverhalten von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen experimentell zu ermitteln. Die Versuchsergebnisse haben für die untersuchten exemplarischen Temperaturen eine hohe

Übereinstimmung bezüglich des Fließbeginns und des Fließspannungsniveaus. In diesem Zusammenhang sinken Fließbeginn, Fließspannungsniveau und Werkstoffverfestigung für beide Anlagen mit steigender Temperatur. Darüber hinaus sind die temperaturspezifischen, erreichbaren Umformgrade für die untersuchten Prüfwerkzeuge vergleichbar. Zurückzuführen ist dieses, bei abweichender Probengeometrie nicht zu erwartende Ergebnis, auf die lokale optische Dehnungsmessung.

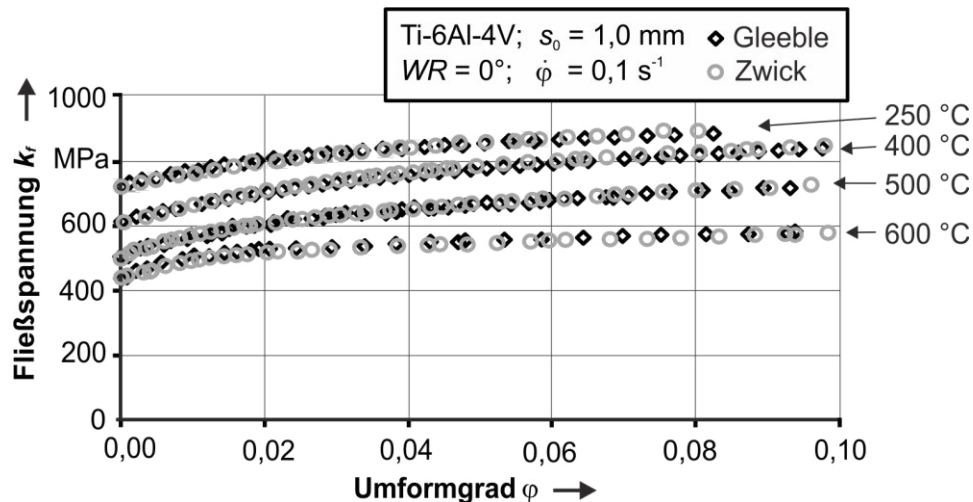


Bild 13: Einfluss des verwendeten Versuchsaufbaus auf das experimentell ermittelte Fließverhalten von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen

Als Resultat kann festgehalten werden, dass im Rahmen dieser Arbeit die Eignung des Zug- und Druckwerkzeugs und der Prüfmethodik für die Werkstoffcharakterisierung hochfester Werkstoffe bei erhöhten Temperaturen im Zugversuch exemplarisch nachgewiesen werden konnte. Ein Abgleich der experimentellen Ergebnisse für Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen im Druckversuch, kann aufgrund fehlender Referenzanlagen und -werte nicht durchgeführt werden.

## 5.2 Konduktiver Scherversuch

Ein weiterer, bei Umformprozessen auftretender Spannungszustand ist die Scherung [156]. Für die Werkstoffcharakterisierung spielt der Scherversuch bei der experimentellen Ermittlung des Werkstoffverhaltens unter Scherbeanspruchung eine tragende Rolle. Im Rahmen der experimentellen Durchführung des Scherversuches steht dem Anwender eine Vielzahl von Versuchsaufbauten und Probengeometrien zur Verfügung. Breite Anwendung

finden in diesem Zusammenhang zum Beispiel Ansätze nach Miyauchi [157] und Marciniak [158]. Definiert ist der Scherversuch unter anderem in der Norm ASTM B831 [159]. Bei den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wird eine von Merklein et al. [160] vorgestellte, modifizierte ASTM B831 Probengeometrie herangezogen. Diese zeichnet sich durch eine hohe Homogenität der Dehnungsverteilung in der Scherzone [160] aus. Sie ist definiert durch eine Scherzonenlänge von 4,72 mm und eine -breite von 0,8 mm. Der Grundaufbau des Werkzeugs ist an den Scherversuch bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen nach Merklein et al. [161] und Suttner et al. [162] angelehnt.

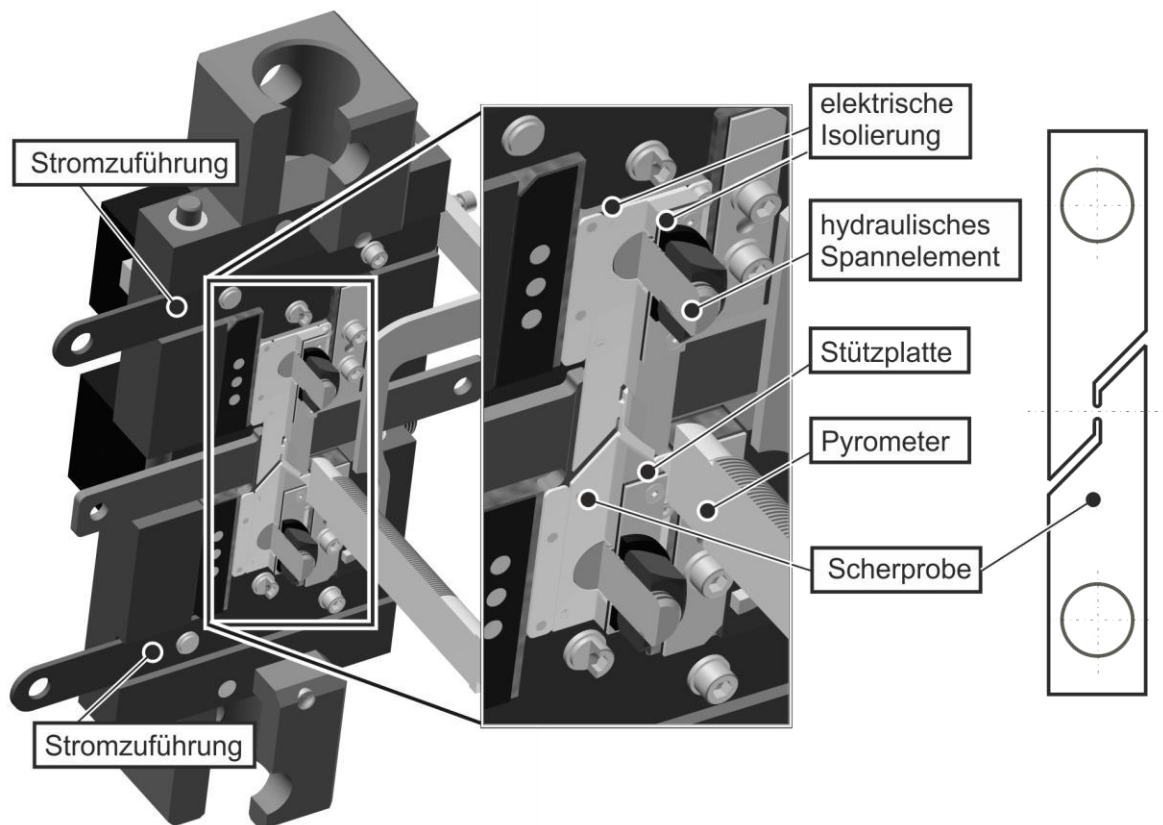


Bild 14: Scherwerkzeug für die Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen

Eingesetzt wird das Werkzeug in Kombination mit der Universalprüfmaschine des Typs Z100 AllroundLine. Zur Fixierung der Probe werden beidseitig hydraulische Spannbacken verwendet. Um ein Ausknicken der Probe zu verhindern, sind jeweils zwei Stützplatten an Ober- und Unterwerkzeug angebracht. Das dargelegte Anlagen- und Werkzeugkonzept wird für den Einsatz bei erhöhten Temperaturen, entsprechend dem Werkzeugkonzept

für konduktive Zug- und Druckversuche aus Abschnitt 5.1, genutzt. Die Hauptbestandteile stellen dabei eine Zu- und Abführung für Strom, ein Pyrometer zur lokalen Temperaturerfassung, eine Regelungseinrichtung für die Temperatur und die lokale Dehnungsmessung mittels des optischen 2D Dehnungsmesssystems Aramis (Firma GOM mbh, Braunschweig) dar.

Um die Eignung der von Merklein et al. [160] bei Raumtemperatur angewendeten Probengeometrie für erhöhte Temperaturen beim konduktiven Scherversuch zu überprüfen, ist eine homogene Temperaturverteilung grundlegende Voraussetzung. Bild 15 zeigt die Temperaturverteilung einer exemplarischen, in das Scherwerkzeug eingespannte Flachzugprobe unter prozessrelevanten Bedingungen.

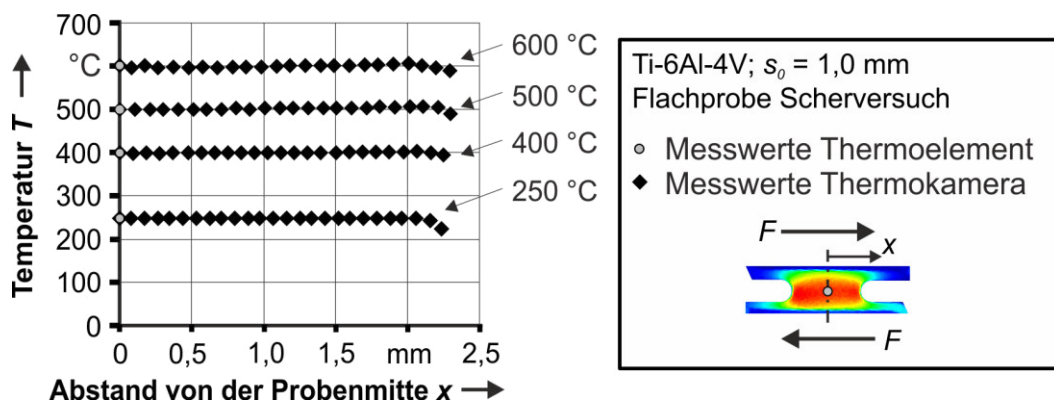


Bild 15: Temperaturprofil einer unter prozessrelevanten Bedingungen im konduktiven Scherversuch ermittelten Flachprobe

Der Probenabschnitt mit homogener Temperaturverteilung wurde mit der Thermografiekamera FLIR SC7600 bestimmt. Entsprechend Norm DIN EN ISO 6892-2 [144] gilt demnach die gesamte Scherzone als Bereich homogener Temperatur. Eine Übertragbarkeit der exemplarischen in Bild 15 dargestellten Ergebnisse kann, aufgrund der geringen Streuungen der Ergebnisse aller untersuchten Proben, sichergestellt werden.

### 5.3 Scher- und Zugprüfung von Hybridbauteilen

Für die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen wird ein am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelter Aufbau genutzt. Da es sich bei der Fertigung von Hybridbauteilen um eine neuartige Prozesskette handelt, existiert für die Prüfung hybrider Bauteile und die ge-

ometrische Auslegung von Prüfkörpern kein genormtes Vorgehen. In der vorliegenden Arbeit wurde die Festigkeit der Anbindung zwischen additiv gefertigtem Funktionselement und Blechhalbzeug durch zwei mechanische Charakterisierungsmethoden erforscht. Dazu wurde einerseits die Scherfestigkeit und andererseits die Zugfestigkeit zwischen additivem Funktionselement und Blechhalbzeug untersucht. Zur Entwicklung der Prüfgeometrie, des Prüfaufbaus und der Durchführung der mechanischen Prüfung wurden normative Regularien aus verwandten Bereichen zugrunde gelegt. Basierend auf der Tatsache, dass strahlbasierte additive Fertigungsverfahren und strahlbasierte Schweiß- und Schneidverfahren auf identischen physikalischen Grundlagen beruhen, erfolgt die Entwicklung des Versuchsaufbaus und der Probekörper in Anlehnung an Normen aus den letztgenannten Bereichen. Als Grundlage für die konstruktive Gestaltung der Prüfgeometrien diente DIN EN ISO 15614-11 [163]. Diese definiert die Anforderungen und Qualifizierungsansätze von Elektronen- und Laserstrahlschweißverfahren für metallische Werkstoffe. Auf Grundlage der in Abschnitt 4.1 aufgezeigten mechanischen Kennwerte für den Blechwerkstoff, dem additiv gefertigten Werkstoff und der in diesem Abschnitt aufgezeigten Normen wurde die Prüfgeometrie für Hybridbauteile entwickelt. Bei der in Bild 16 schematisch dargestellten Geometrie handelt es sich um ein geometrisch vereinfachtes Hybridbauteil.

Der in Bild 16 schematische dargestellte Prüfkörper besteht aus einem additiv gefertigten Zylinder mit 5,0 mm Durchmesser, welcher zentral auf einem Blechwerkstoff mit einer Mindestfläche von  $A = 900 \text{ mm}^2$  angeordnet ist. Im Rahmen der Arbeit wird für die Prüfung der hybriden Probekörper bei Raumtemperatur die Universalprüfmaschine FS-300 herangezogen. Die Prüfgeschwindigkeit ist während der Versuchsdurchführung mit 5 mm/min gewählt und die maximale Prüfkraft der Maschine beträgt 300 kN. Bild 16 zeigt ebenfalls den schematischen Aufbau des Werkzeugs zur Bestimmung der Scherfestigkeit. Während der Versuchsdurchführung ist die hybrid gefertigte Probe blechseitig durch zwei Spannplatten fixiert. Der Scherstempel wird senkrecht zur Mittelachse des additiv gefertigten Zylinders und parallel zum Blech bewegt.

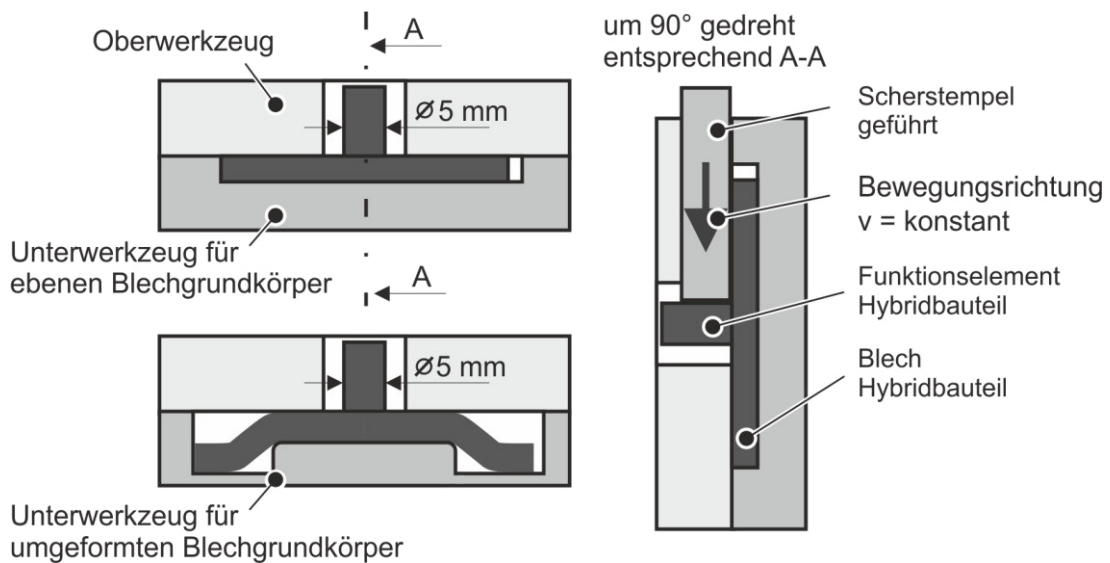


Bild 16: Schematischer Aufbau des Scherversuchs zur Bestimmung der Scherfestigkeit von hybrid gefertigten Bauteilen der Titanlegierung Ti-6Al-4V (a) mit Blickrichtung seitlich auf das Werkzeug und (b) mit Blickrichtung von oben

Im Bereich medizinischer Anwendungen existieren normativ festgelegte Kenngrößen sowie Prüfverfahren und -methoden für die mechanische Charakterisierung von Verbundelementen unter Zug- und Scherbelastung. Zum Beispiel sind in DIN 13390-1 [164] und -2 [165] Prüfverfahren für die Scherhaftfestigkeit von Befestigungselementen für dentalmedizinische Produkte festgelegt. Darüber hinaus ist in der Norm ASTM B 831-14 [159] eine Methodik zur Scherprüfung von Probekörpern aufgezeigt. Die im Rahmen dieser Arbeit angewendete Methodik für die Scherprüfung von Hybridbauteilen ist ebenso wie die verwendeten Kenngrößen in Anlehnung an diese Normen definiert. Dazu wird die sogenannte Scherverbundfestigkeit  $R_s$  als Kenngröße zur Quantifizierung der mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen im Scherversuch festgelegt. Die sogenannte Scherverbundfestigkeit  $R_s$  ist entsprechend Gleichung (15) als das Verhältnis der Scherkraft bei Bruch  $F_{s,\max}$  zu der Bruchfläche  $A$  des hybriden Probekörpers definiert. Dabei entspricht die Bruchfläche der Querschnittsfläche des additiv gefertigten Zylinders.

$$R_s = \frac{F_{s,\max}}{A} \quad (15)$$

Neben der Scherprüfung wird die Zugprüfung zur mechanischen Charakterisierung von Hybridbauteilen herangezogen. Zur Auslegung der Prüfgeometrie

rie im Zugversuch dient die Normung entsprechend DIN 50125 [141]. Diese beinhaltet die Richtlinien zur Herstellung und geometrischen Auslegung von Zugproben. Während der Versuchsdurchführung ist eine konstante Traversenabzugsgeschwindigkeit von 5,0 mm/s gewählt. Als Werkzeug dient ein am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelter Aufbau. Diese ermöglicht die in Bild 17 skizzierte Prüfung von hybriden Probekörpern.

Zur experimentellen Versuchsdurchführung wird das Blechelement zwischen der oberen und unteren Spannplatte formschlüssig fixiert. Ebenfalls durch Formschluss erfolgt die traversenseitige Krafteinleitung an dem additiven Funktionselement. Die Durchführung der experimentellen Versuche erfolgt an der Universalprüfmaschine FS-300. Für diese Anlage kann die Prüfgeschwindigkeit bei einer maximalen Prüfkraft 300 kN in einem Bereich von 0,001 mm/min bis 500 mm/min variiert werden.

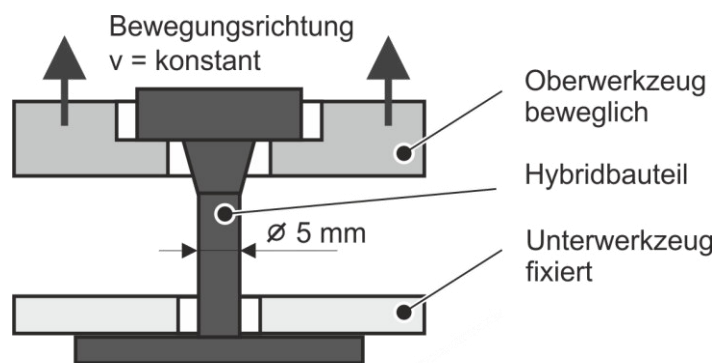


Bild 17: Schematischer Aufbau des Zugversuchs zur Bestimmung der Zugfestigkeit des Verbundes von hybriden Probekörpern der Titanlegierung Ti-6Al-4V

Als Maß für die mechanische Festigkeit von hybriden Probekörpern im Zugversuch wird die Zugfestigkeit des Verbundes  $R_{\text{Zug}}$  festgelegt. Diese ist entsprechend Gleichung (16) als der Quotient der Zugkraft bei Bruch  $F_{Z,\text{max}}$  und der tragenden Querschnittsfläche  $A$  definiert. Letztere entspricht für den hybriden Probekörper der Querschnittsfläche des additiv gefertigten Zylinders.

$$R_{\text{Zug}} = \frac{F_{Z,\text{max}}}{A} \quad (16)$$

Die beiden in diesem Abschnitt schematisch visualisierten Prüfwerkzeuge sind durch ein im Vergleich zum Realwerkzeug vereinfachtes

Unterwerkzeug dargestellt. Für die Versuchsdurchführung können diese durch ein modifizierbares Unterwerkzeug so angepasst werden, dass damit hybride Bauteile mit ebenem aber auch umgeformtem Blechgrundkörper geprüft werden können. Dabei ist das Werkzeugkonzept so ausgelegt, dass nur der zentral angeordnete symmetrische Blechgrundkörper mit einer Fläche von  $900 \text{ mm}^2$  signifikanten Einfluss auf die mechanische Charakterisierung hat. Außerhalb dieses Bereichs liegende Abschnitte des Blechgrundkörpers können in Ihrer dreidimensionalen Geometrie frei gewählt werden.

## **5.4 Werkzeugsystem für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen**

Für das Umformen von Blechwerkstoffen bei erhöhten Temperaturen wird ein am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entworfenes und konstruiertes Werkzeug eingesetzt. In der vorliegenden Arbeit wird das Werkzeug für drei Hauptanwendungen herangezogen. Einerseits gewährleistet es die Umsetzbarkeit der Umformung der Titanlegierung Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen. Andererseits wird es zur Fertigung von umgeformten Blechhalbzeugen als Grundkörper für die Additive Fertigung von Hybridbauteilen angewendet. Ferner wird mittels des Werkzeuges eine Validierung der Prozesssimulation des Umformens bei erhöhten Temperaturen realisiert. Um den Herausforderungen der limitierten Umformbarkeit von Ti-6Al-4V gerecht zu werden, erfolgte die Auslegung von Stempel- und Matrizengeometrie mittels numerischer Variantensimulation. Ziel dieses Vorgehens war es, geometrisch geeignete Bedingungen für die Umformung der Titanlegierung zu gewähren und gleichzeitig ein Halbzeug zu schaffen, welches den geometrischen Anforderungen der nachfolgenden additiven Fertigung genügt. Aus dem Blickfeld der Umformtechnik steht dabei die Vermeidung von Tiefziehfehlern wie zum Beispiel Bodenreißer und Faltenbildung, im Vordergrund. Im Hinblick auf die nachfolgende Additive Fertigung sind die resultierende Blechdicke und Bauteilgeometrie wichtige Einflussfaktoren für die Fertigbarkeit von Hybridbauteilen. Das am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entworfene und konstruierte Werkzeug für das Umformen von Blechwerkstoffen bei erhöhten Temperaturen ist in Bild 18 dargestellt.

Zur Versuchsdurchführung wird die Tiefziehpresse Typ TSP 100So (Lasco Umformtechnik GmbH, Coburg) mit einer maximalen Pressenkraft von

1000 kN eingesetzt. Als Rahmenbedingungen für Umformung von Blechwerkstoffen sind eine Maximaltemperatur von 600 °C und eine Blechdicke von maximal 1,5 mm festgelegt. Konzeptionell besteht das Werkzeug aus den drei Hauptelementen Unterwerkzeug mit Stempel, Niederhalter und Oberwerkzeug mit Matrize.

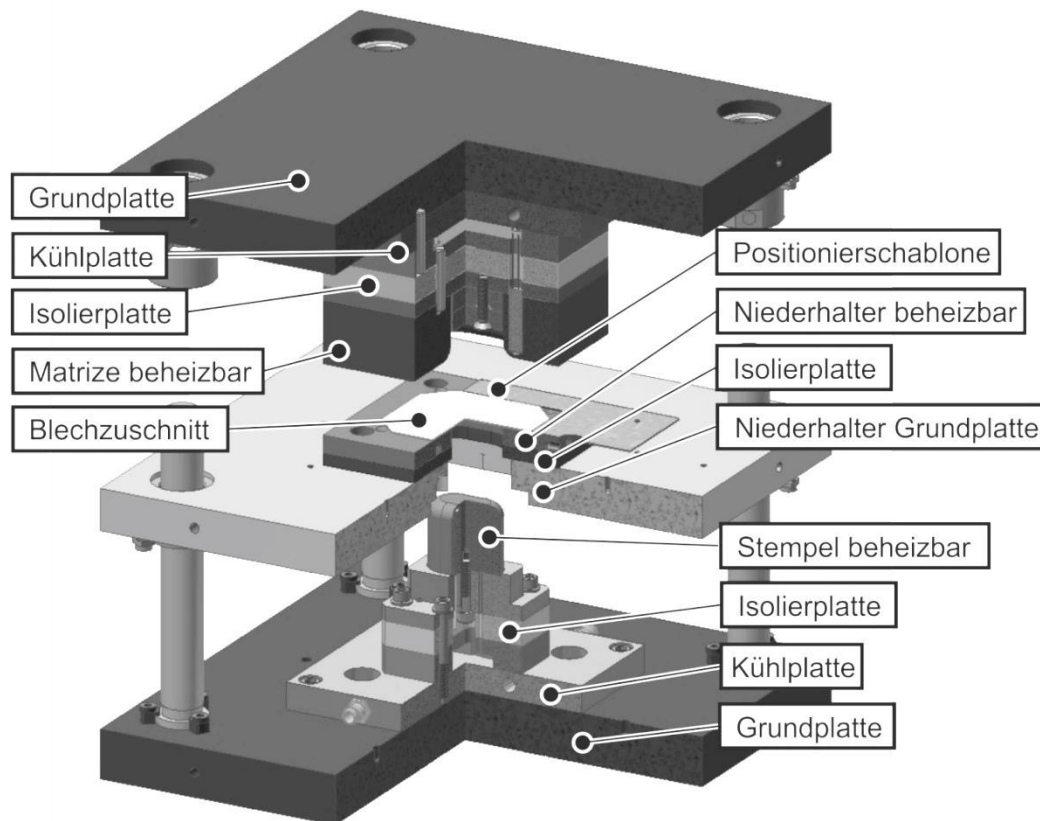


Bild 18: Tiefziehwerkzeug für die Blechumformung bei erhöhten Temperaturen

Fest mit dem Pressentisch verschraubt ist das Unterwerkzeug, welches aus einer wasserdurchströmten Kühlplatte, einem beheizten Stempel und einer dazwischen liegenden Isolierplatte aufgebaut ist. Konzeptgleich umfasst das am Stößel der Presse befestigte Oberwerkzeug eine Kühlplatte, welche durch eine Isolierplatte von der beheizten Matrize thermisch getrennt ist. Das geführte Niederhalterkonzept ist mit einer Niederhaltergrundplatte und einer davon thermisch isolierten Heizplatte realisiert. Um ein Auskühlen der Platine während der Umformung zu verhindern, können sowohl Niederhalter als auch Stempel und Matrize über Heizpatronen auf bis zu 600 °C beheizt werden. Der Stempel mit 60 mm Länge und 40 mm Breite ist mit

20 mm Eckenradius und 10 mm Bodenradius ausgelegt. Ferner beträgt der Einlaufradius der Matrize 10 mm und die maximale Ziehtiefe 50 mm. Der Ziehspalt ist mit 1,75 mm festgelegt. Für das Umformen von Bauteilen wird der Niederhalter bei geöffnetem Werkzeug in die obere Position gefahren. Anschließend wird eine in einem Glühofen Typ ME 45 (Firma Helmut Rohde GmbH, Prutting) vorgeheizte Platine in das geöffnete Werkzeug transferiert. Zum passgenauen Einlegen unterschiedlicher Platinengeometrien dienen an Positionierstiften ausgerichtete Schablonen auf der Oberseite des Niederhalters. Während des Umformprozesses wird der Niederhalter durch das Oberwerkzeug verdrängt. Durch das Verfahren der Matrize wird zunächst die Niederhalterkraft aufgebracht und anschließend das Bauteil ausgeformt. Bei Erreichen der vorgegebenen Ziehtiefe wird der Vorschub des Stößels angehalten, das Oberwerkzeug in die geöffnete Ausgangsposition zurückgefahren und das umgeformte Bauteil entnommen.

## 5.5 Werkzeugsystem für das Umformen bei super-plastischen Prozessbedingungen

Zur superplastischen Umformung von Blechwerkstoffen dient ein am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickeltes Werkzeugkonzept. Dargestellt sind die drei Hauptbestandteile des Aufbaus in Bild 19. Aufgeteilt ist der Aufbau in eine Bodenplatte mit einer gefrästen Napfkavität, eine Deckplatte mit Bohrung und einem Dichtring.

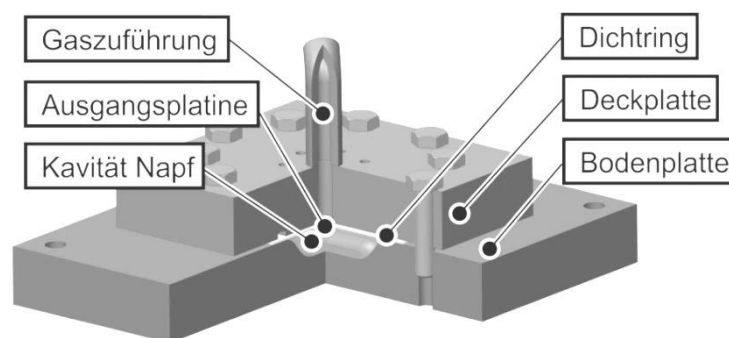


Bild 19: Umformwerkzeug für Blechwerkstoffe unter superplastischen Bedingungen

Für die Werkzeugauslegung relevante Prozessparameter wie beispielsweise Maximaltemperatur, Gasdruck und Prozesszeit basieren auf im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Versuchen und numeri-

schen FE-Simulationen. Als Werkzeugwerkstoff wird der austenitische Chrom-Nickel-Stahl 1.4841 mit einer Temperaturbeständigkeit bis 1120 °C eingesetzt. Zur Abdichtung zwischen Werkzeug und Ausgangsplatine dient ein federgestützter, metallischer C-Dichtring (Firma GFD - Gesellschaft für Dichtungstechnik mbH, Brackenheim), bestehend aus einer Feder mit umgebender Hülle. Als Dichtringwerkstoff wird Inconel 718 mit einer Einsatztemperatur bis 980 °C eingesetzt. Zur Versuchsvorbereitung wird eine Blechplatine mittels zehn symmetrisch angeordneter M10-Schrauben zwischen der Boden- und Deckplatte fixiert. Dabei befindet sich der in einer Nut der Deckplatte platzierte Dichtring zwischen Blechplatine und Deckplatte. Zur Versuchsdurchführung dient der Kammerofen des Typs KS-240-S (Firma Linn High Therm GmbH, Eschenfeld) mit Spülgasfunktion, welcher eine Temperaturführung bis 1200 °C ermöglicht. Als Wirkmedium zur Ausformung des Napfes dient Argon mit einer Reinheit von 4.6. Die Realisierung der Prozesskenngrößen Druck und Zeit erfolgt manuell über einen Druckminderer. Zur Vermeidung thermisch induzierter Spannungen erfolgt der Aufheizvorgang auf Versuchstemperatur mit einer Heizrate von etwa 0,09 °C/s und die Abkühlung im Ofen mit einer Abkühlrate von etwa 0,02 °C/s.

## 5.6 Werkzeugsystem für das Biegen bei erhöhten Temperaturen

Ein am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickeltes Werkzeugkonzept wird im Rahmen dieser Arbeit für das Biegen bei erhöhten Temperaturen herangezogen. Zur Visualisierung der Einzelkomponenten des Werkzeuges dient Bild 20. Das mit der Traverse der Prüfmaschine verbundene Werkzeugsegment beinhaltet die von dem restlichen Werkzeug thermisch isolierte, beheizbare Matrize. Fest mit dem Maschinenbett verbunden ist der beheizbare Stempel, welcher über eine Kühlplatte mit der Grundplatte des Werkzeugsystems verschraubt ist. Neben Matrize und Stempel beinhaltet das Werkzeugsystem eine Vorheizeinrichtung, bestehend aus zwei keramischen Heizplatten. Durch das Einspannen des Ausgangshalbzeugs zwischen diesen beiden Heizplatten kann ein Vorheizen des Blechwerkstoffes realisiert werden. Im Anschluss an den Wärmeeintrag ermöglicht die Positioniervorrichtung den Transfer und die Ausrichtung des Blechhalb-

zeuges zwischen Stempel und Matrize. Das finale Umformen des ebenen Ausgangshalbzeuges erfolgt durch das Verfahren der matrizenseitigen Werkzeugelemente parallel zum Stempel.

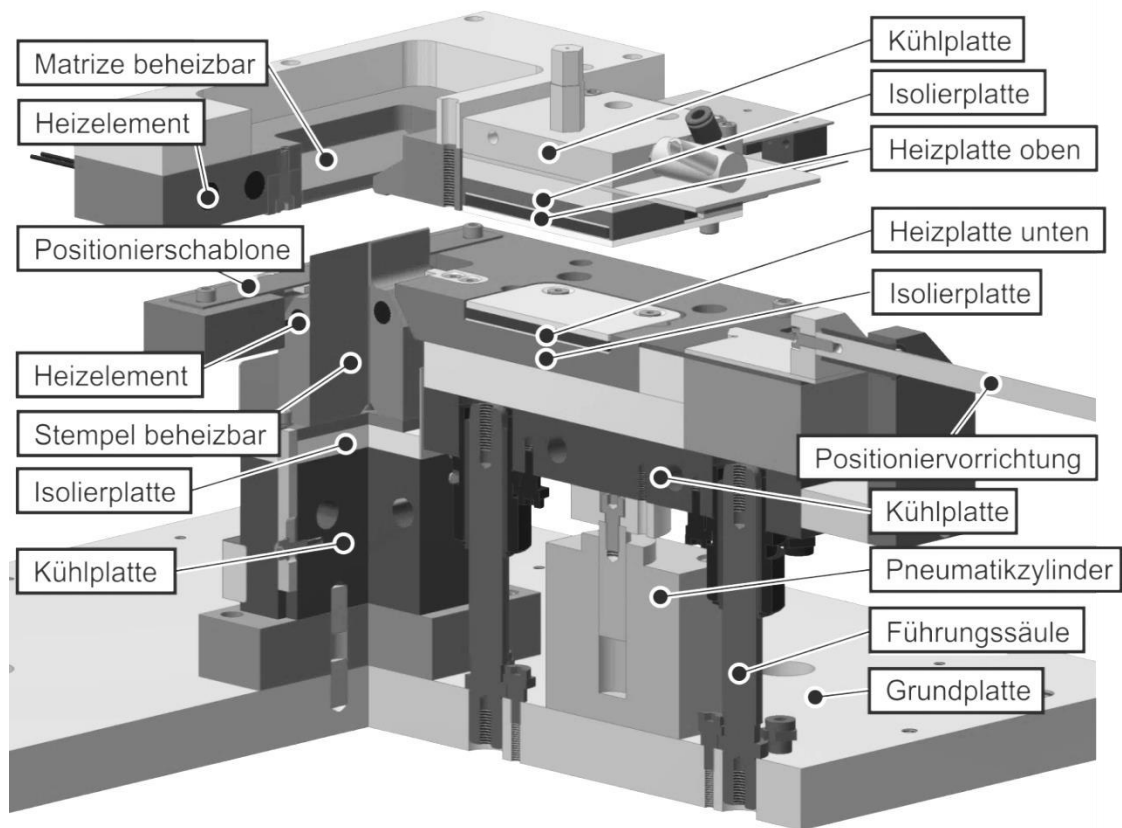


Bild 20: Werkzeug für das Biegen von Blechwerkstoffen bei erhöhten Temperaturen

Zur Versuchsdurchführung wird die Universalprüfmaschine FS-300 eingesetzt. Die Prüfungsgeschwindigkeit der Anlage kann in einem Bereich von 0,001 mm/min bis 500 mm/min variiert werden, wobei die maximale Prüfkraft 300 kN beträgt. Während der Versuchsdurchführung wird der zeitliche Verlauf der Umformkraft anlagenseitig aufgezeichnet. Auftretende Dehnungen werden mittels CCD-Sensoren des optischen 3D-Dehnungsmesssystems ARAMIS erfasst, welche oberhalb des Werkzeugsystems positioniert sind. Um die Fertigung von Hybridbauteilen in einem breiten Prozessfenster untersuchen zu können, wird das Werkzeugkonzept für einen Temperaturbereich bis 600 °C und unterschiedliche Stempel- und Matrizengeometrien ausgelegt. Dabei wird der Einsatz einer Kombination von Stempelradien der Abstufung 1,0 mm, 3,0 mm, 5,0 mm, 7,0 mm und 10,0 mm und Gesenkweiten von 4,0 mm, 8,0 mm, 12,0 mm, 16,0 mm und 20,0 mm ermöglicht.



## **6 Grundlegende Untersuchung zur Fertigung von Hybridbauteilen**

Ein grundlegendes Ziel dieser Forschungstätigkeit ist die ganzheitliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Blechumformung und additiver Fertigung. In diesem Zusammenhang sind zunächst die Einzelprozesse im Hinblick auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften der resultierenden Halbzeuge von grundlegender Bedeutung. Zeichnen sich diese durch eine hohe Güte aus, so liegt der weitere Fokus auf der Wechselwirkungszone zwischen dem Blechhalbzeug und dem additiv gefertigten Funktionselement. Im Rahmen dieses Abschnittes werden die Werkstoffeigenschaften der additiv gefertigten Funktionselemente experimentell untersucht und analysiert. Darüber hinaus liegt der Fokus auf der Erforschung der Wechselwirkungszone zwischen dem additiv gefertigten Funktionselement und dem ebenen Blechhalbzeug. Auf Basis der in diesem Abschnitt erarbeiteten Ergebnisse für Hybridbauteile mit ebenem Blechgrundkörper erfolgt in den weiteren Abschnitten die Erforschung von hybriden Bauteilen mit umgeformtem Blechgrundkörper.

### **6.1 Werkstoffcharakterisierung von additiv gefertigten Funktionselementen**

Die Ermittlung mechanischer Kennwerte von konventionell hergestellten Werkstoffen wie zum Beispiel Blech- und Stabhalbzeugen ist umfangreich in Normen festgelegt. Im Gegensatz dazu existieren nach derzeitigem Erkenntnisstand fundamentale Lücken bei der Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigten Halbzeugen und Bauteilen. Die finalen mechanischen Werkstoffeigenschaften additiv gefertigter Bauteile resultieren aus einem Zusammenspiel mehrerer Faktoren. Signifikant sind in diesem Zusammenhang die zur Bauteilfertigung herangezogenen Einflussgrößen wie zum Beispiel geometrische Struktur, Werkstoff, Fertigungsanlage und Prozessparameter [53]. Bei der Festlegung einer geeigneten Probengeometrie und Versuchsmethodik gilt es, diese Einflussfaktoren zu berücksichtigen. Eine Randbedingung bei der Festlegung der Probengeometrie für additiv

gefertigte Werkstoffe bildet die anlagenseitig definierte maximal erzielbare Bauteilabmessung. Unter Berücksichtigung dieses limitierenden Faktors wurde eine Probengeometrie zur mechanischen Prüfung additiv gefertigter Werkstoffe im Zugversuch in Anlehnung an VDI 3405 Blatt 2 [151] und DIN 50125 [141] entwickelt. Diese ist durch eine parallele Messlänge von 8 mm, einem Probendurchmesser von 4 mm und einem Übergangsradius von 4 mm zum Probenkopf definiert.

### **Entwicklung einer Bearbeitungsstrategie für additiv gefertigte Werkstoffe**

Zur Erzielung einer festgelegten Prüfgeometrie werden für additiv gefertigte Probekörper nachfolgend zwei Varianten unterschieden. Einerseits handelt es sich um Prüfkörper, welche im additiven Fertigungsprozess auf Endmaß gefertigt werden. Andererseits sind es Prüfkörper, die durch Nachbearbeitung hergestellt werden. Erfolgt eine Unterscheidung in die Kategorien bearbeitete und unbearbeitete Proben hinsichtlich ihrer Eigenschaften, so kann folgender Zusammenhang festgehalten werden. Bei der Verwendung unbearbeiteter Proben führen die aufgezeigten, verfahrensspezifischen Eigenschaften der additiven Fertigung zu signifikanten Abweichungen zwischen den Soll- und den Ist-Eigenschaften. Diese betreffen primär die Oberflächentopographie, Rauheit, Form- und Maßhaltigkeit. Zur Visualisierung dieser Eigenschaft dienen die in Bild 21 dargestellten Soll-Istwert Abgleiche für exemplarische Zugproben.

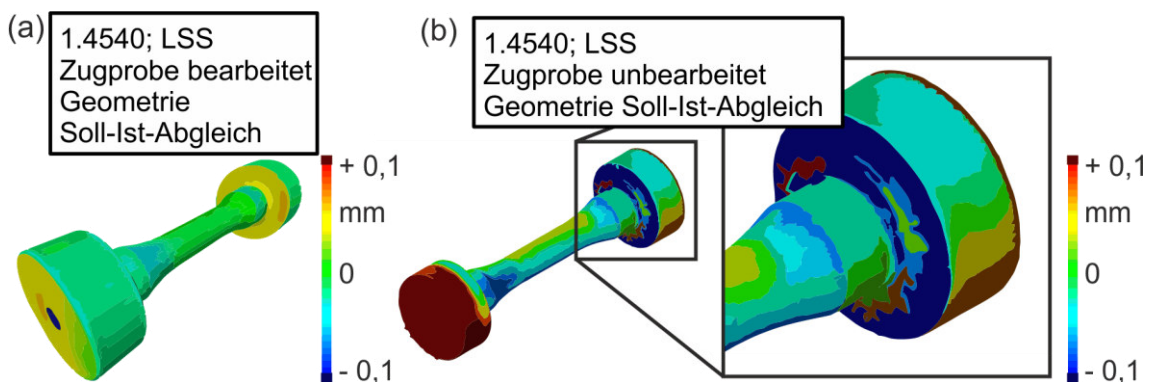


Bild 21: Soll-Ist-Abgleich der Geometrie einer exemplarischen (a) bearbeiteten und (b) unbearbeiteten laserstrahlgeschmolzenen Zugproben

Die Vermessung der Bauteile und die Bestimmung des Soll-Ist-Abgleiches erfolgen mittels des dreidimensionalen optischen Scanners ATOS (Firma

GOM mbh, Braunschweig). Visualisiert ist dazu im Bildbereich (a) ein mechanisch bearbeiteter und im Bildabschnitt (b) ein unbearbeiteter Prüfkörper.

Ein Alleinstellungsmerkmal der additiven Fertigung ist der Einsatz von Stützstrukturen während des Fertigungsprozesses [53]. Quantität und Ausprägung dieser Stützstrukturen sind unter anderem abhängig von der geometrischen Gestaltung der Bauteile und deren Orientierung zur Baurichtung. Da zur Entfernung von Stützstrukturen Nachbearbeitungsschritte eingesetzt werden, sind die in dieser Arbeit als unbearbeitet bezeichneten additiv gefertigten Proben nicht gänzlich frei von mechanischen Bearbeitungsschritten. Bei den in dieser Arbeit zur Entfernung von Stützstrukturen und Restpulver eingesetzten Verfahren handelt es sich jedoch, im Gegensatz zu Bauteilen, welche als bearbeitet bezeichnet werden, nicht um spanhebende Bearbeitungsverfahren sondern um manuelle nicht spanhebende Verfahren. Eingesetzt wird dabei zum einen das manuelle herunterbrechen von Stützstrukturen, welche über Sollbruchstellen mit dem Bauteil verbunden sind und zum anderen das Strahlen von Bauteilen. Zur Gegenüberstellung von bearbeiteten und unbearbeiteten Prüfkörpern dient die Abweichungen zwischen Soll- und Ist-Bauteil der unbearbeiteten Proben mit entfernten Stützstrukturen in Bildabschnitt (b) von Bild 21.

Um der wissenschaftlichen Fragestellung nach dem Einfluss der Probekörperpräparation auf die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Probekörper nachzugehen, werden nachfolgend Zugversuche an mechanisch bearbeiteten und unbearbeiteten Proben durchgeführt. Dazu werden unbearbeitete Probekörper additiv auf Endmaß gefertigt. Im Gegensatz dazu wird die Probengeometrie bei bearbeiteten Proben durch Rundschleifen erzielt. Die geometrische Ausgangsabmessung für letztere bildet ein additiv gefertigter zylindrischer Grundkörper mit einem Durchmesser von 7 mm und einer Höhe von 65 mm. Die Werkstoffcharakterisierung wird an laserstahlgeschmolzenen Ti-6Al-4V Probekörpern durchgeführt. Zur Herstellung der Proben wurde die Laserstrahlschmelzanlage SLM 50 mit einer maximalen Laserleistung von 100 W eingesetzt. Zur Fertigung der Prüfkörper wurden Prozessparameter zur Verarbeitung von Ti-6Al-4V in Anlehnung an die Literatur gewählt [166]. Alle untersuchten Proben werden unter Einsatz von Argon als Spülgas gefertigt und weisen eine Dichte von mindestens 99,5 % auf.

Während des Fertigungsprozesses beträgt die Scangeschwindigkeit  $v_s = 625 \text{ mm/s}$ , die Volumenenergie des Laserstrahlstrahls  $E_v = 100 \text{ J/mm}^3$  und die Bauplattform ist auf  $200 \text{ °C}$  beheizt. Alle weiteren Parameter für den Laserstrahlschmelzprozess sind entsprechend den Darlegungen nach Ahuja et al. [167] gewählt. Zur Gewährleistung der Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit Literaturwerten wurde die in Abschnitt 4.3 erläuterte Referenzwärmebehandlung der Prüfkörper durchgeführt. Eine Verifizierung der Wärmebehandlung erfolgt in diesem Abschnitt anhand der mechanischen Eigenschaften der wärmebehandelten Prüfkörper im Zugversuch. Für die Probenausrichtung parallel, orthogonal und mit einem Winkelversatz von  $45^\circ$  zur Schichtlage im Bauraum werden in der weiteren Arbeit die Bezeichnungen  $0^\circ \text{ BR}$ ,  $90^\circ \text{ BR}$  und  $45^\circ \text{ BR}$  verwendet. Die Gegenüberstellung der im Zugversuch gemäß DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelten mechanischen Kennwerte Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$  und Gleichmaßdehnung  $A_g$  an mechanisch bearbeiteten und unbearbeiteten Proben in  $90^\circ \text{ BR}$  ist in Tabelle 11 dargestellt.

Tabelle 11: Im Zugversuch bei Raumtemperatur gemäß DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelte mechanische Kennwerte mittels LSS gefertigter mechanisch bearbeiteter und unbearbeiteter Ti-6Al-4V Proben

Kennwert in $90^\circ \text{ BR}$	Einheit	Ti-6Al-4V bearbeitet	Ti-6Al-4V unbearbeitet
Streckgrenze $R_{p0,2}$	MPa	$1006 \pm 32$	$1004 \pm 22$
Zugfestigkeit $R_m$	MPa	$1097 \pm 54$	$1128 \pm 77$
Gleichmaßdehnung $A_g$	%	$3,4 \pm 0,3$	$1,7 \pm 0,1$

Während bearbeitete Proben im Zugversuch durch eine Gleichmaßdehnung von  $3,4 \% \pm 0,3 \%$  gekennzeichnet sind, liegt der Kennwert von unbearbeiteten Proben bei  $A_g = 1,7 \% \pm 0,1 \%$ . Einen maßgeblichen Einfluss auf die Differenz der Gleichmaßdehnung hat die Oberflächenqualität der unbearbeiteten Proben. Visualisiert ist dazu die Topographie eines exemplarischen bearbeiteten und unbearbeiteten Prüfkörpers entlang der Messlänge in Bild 22. Die Bestimmung der Kennwerte erfolgte mittels des optischen 3D-Mikrokoordinatenmessgerätes Alicona Infinite Focus G4 (Firma Alicona Imaging GmbH, Österreich) am Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik. Mit einer gemittelten Rautiefe von etwa  $60 \mu\text{m}$  und einer maximalen Profiltiefe von etwa  $100 \mu\text{m}$  weisen unbearbeitete Proben um etwa eine Größenordnung erhöhte Werte im Vergleich zu bearbeiteten Proben mit einer gemittelten

Rautiefe von  $3\ \mu\text{m}$  auf. Diese Kennwerte lassen die Annahme zu, dass die Oberflächentopographie zu erhöhter Kerbwirkung mit lokal überhöhten Spannungsspitzen führt und damit die Gleichmaßdehnung für Zugversuche an unbearbeiteten Proben reduziert wird.

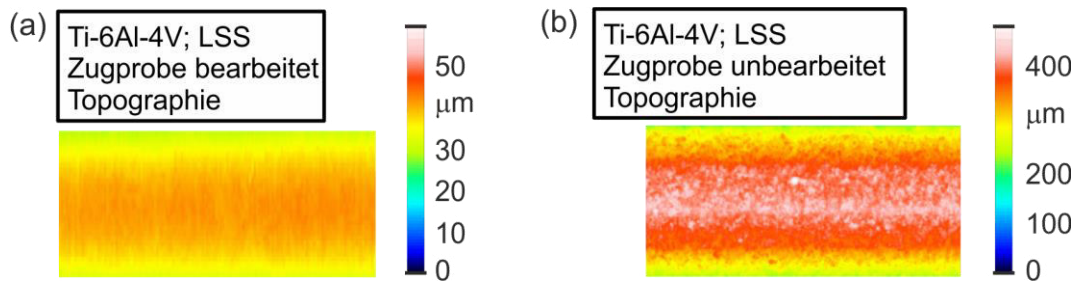


Bild 22: Topographie eines mittels Laserstrahlschmelzen gefertigten (a) bearbeiteten und (b) unbearbeiteten Zugprobe

Dieser Zusammenhang wurde des Weiteren durch weiterführende Forschungsarbeiten an Edelstahl 1.4540 erforscht [168]. Bei diesen Untersuchungen dienten einachsige Zugversuche zur mechanischen Charakterisierung von Probekörpern, welche mittels Laserstrahlschmelzen gefertigt wurden. Es konnte gezeigt werden, dass die untersuchten, mechanisch unbearbeitete und nicht wärmebehandelte Proben eine reduzierte Gleichmaßdehnung im Vergleich zu bearbeiteten aufweisen. Die Gleichmaßdehnung der untersuchten bearbeiteten Prüfkörper übersteigt den Kennwert für unbearbeitete Prüfkörper um bis zu 16 % [168]. Die ermittelten Werte zeichnen sich durch eine quantitativ unterschiedliche Ausprägung zu den im Rahmen dieses Abschnittes dargelegten Werten für Ti-6Al-4V aus, sind jedoch qualitativ in guter Übereinstimmung mit diesen. Auch gilt dieser Zusammenhang für den Werkstoff 1.4540 unabhängig von weiteren Einflussparametern wie beispielsweise dem verwendeten Anlagensystem oder der Wärmebehandlung [168].

Abweichend von den dargelegten Ergebnissen zur Gleichmaßdehnung lässt sich für die Festigkeitskennwerte von bearbeiteten und unbearbeiteten Proben kein signifikanter Einfluss der Bauteiltopographie auf die Versuchsergebnisse ableiten. Wie in Bild 21 für den Werkstoff Ti-6Al-4V dargelegt, ergeben sich maßgebliche Abweichungen der Form- und Maßhaltigkeit von additiv gefertigten Probekörpern im bearbeiteten und unbearbeiteten

Zustand. Diese Abweichungen konnten in ihrer qualitativen Ausprägung von Ahuja et al. [169] auch für den Werkstoff 1.4540 nachgewiesen werden. Diese Abweichungen können bei der quantitativen Erfassung versuchsspezifischer Ausgangsgrößen der Probengeometrie, wie beispielsweise der parallelen Länge  $l_0$  und der Breite  $b_0$ , zu signifikanten Abweichungen führen. Es ist daher anzunehmen, dass dadurch auch experimentell ermittelte Kennwerte maßgeblich beeinflusst sind. Dieser Sachverhalt ist jedoch nicht ausreichend untersucht und sollte daher weiter verfolgt werden. Um eine allgemeine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten, wird empfohlen, die Werkstoffcharakterisierung an mechanisch bearbeiteten Proben mit definierten Fertigungstoleranzen durchzuführen. Basierend darauf werden in dieser Arbeit mechanisch bearbeitete Proben für die mechanische Charakterisierung von additiv gefertigten Halbzeugen herangezogen. Dies gewährleistet eine Vergleichbarkeit der erarbeiteten Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung untereinander und auch mit Literaturwerten.

Der im Rahmen dieses Abschnittes untersuchte Einfluss der Oberflächenrauheit auf die statisch mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigten Bauteilen wurde in dynamischen Werkstoffcharakterisierungsversuchen von Edwards et al. [170] erforscht. Als Kennzahl diente dabei die Dauerfestigkeit von mechanisch nachbearbeiteter und nicht nachbearbeiteter laserstrahlgeschmolzener Probekörper der Titanlegierung Ti-6Al-4V. Im Rahmen der Untersuchungen wurde von Edwards et al. kein signifikanter Zusammenhang zwischen der Nachbearbeitung und der Dauerfestigkeit ermittelt. Edwards et al. führen diesen Sachverhalt auf hohe Eigenspannungen und Porosität im Werkstoff zurück, welche den Effekt der von der Oberflächenqualität abhängigen Kerbwirkung übersteigen.

### ***Werkstoffcharakterisierung von laserstrahlgeschmolzenem Ti-6Al-4V***

Die im Zugversuch bei Raumtemperatur gemäß DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelten mechanischen Kennwerte des laserstrahlgeschmolzenen und mechanisch bearbeiteten Werkstoffs sind in Tabelle 12 zusammengefasst. Die ermittelten Festigkeitskennwerte übersteigen die nach Norm DIN 17865 [171] definierten unteren Grenzwerte für Ti-6Al-4V. Diese sind mit einer Zugfestigkeit von  $R_m = 880$  MPa und einer Streckgrenze von  $R_{p0,2} = 785$  MPa angegeben [171]. Ebenso stehen die aufgezeigten Kennwerte

in guter Übereinstimmung mit Festigkeitseigenschaften für laserstrahlgeschmolzenes Ti-6Al-4V weiterer Forschungsarbeiten, so unter anderem denen nach Vrancken et al. [82].

Tabelle 12: Im Zugversuch bei Raumtemperatur gemäß DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelte mechanische Kennwerte mittels LSS gefertigter und mechanisch bearbeiteter Ti-6Al-4V Proben

Kennwert	Einheit	Ti-6Al-4V
Streckgrenze $R_{p0,2}$ 0° BR / 45° BR / 90° BR	MPa	1202 ± 13 / 1172 ± 17 / 1006 ± 32
Zugfestigkeit $R_m$ 0° BR / 45° BR / 90° BR	MPa	1239 ± 11 / 1206 ± 12 / 1097 ± 54
Gleichmaßdehnung $A_g$ 0° BR / 45° BR / 90° BR	%	1,8 ± 0,2 / 4,5 ± 0,5 / 3,4 ± 0,3
Bruchdehnung $A_8$ 0° BR / 45° BR / 90° BR	%	1,9 ± 0,3 / 5,7 ± 1,1 / 4,7 ± 2,2

In Abhängigkeit der Richtung der Krafteinleitung zur Baurichtung der Probe steigen die ermittelten Festigkeitskennwerte von 90 °BR über 45 °BR zu 0 °BR. Dieser qualitative Trend ist ein für additiv gefertigte Bauteile charakteristisches Phänomen und liegt in der sukzessiven, schichtweisen Aufbaustrategie additiver Fertigungsverfahren begründet [172]. Im Zuge von Aufschmelz- oder Abkühlvorgängen auftretende Inhomogenitäten, wie beispielsweise Poren oder Mikrorisse, bilden sich bevorzugt an den Übergängen einzelner Schichten. Liegen diese kritischen Ebenen beim Zugversuch senkrecht zur Prüfrichtung, wird der tragende Querschnitt der Versuchsprobe durch die statistisch vermehrt auftretenden Fehlerstellen lokal reduziert und damit die Festigkeit des Werkstoffs in Belastungsrichtung verringert. Aufgezeigt wurde dies in Untersuchungen anhand der Rissebenen an den Versuchsproben mit unterschiedlicher Ausrichtung im Bauraum. Die Rissebenen liegen parallel zu den selektiv aufgebauten Schichtebenen des Laserstrahlschmelzprozesses und untermauern somit die dargelegte Theorie. Visualisiert ist dieser Zusammenhang in Bild 23 an exemplarischen Rissverläufen von laserstrahlgeschmolzenen Zugproben in unterschiedlicher Orientierung der Prüfkörper zur Schichtlage im additiven Fertigungsprozess.

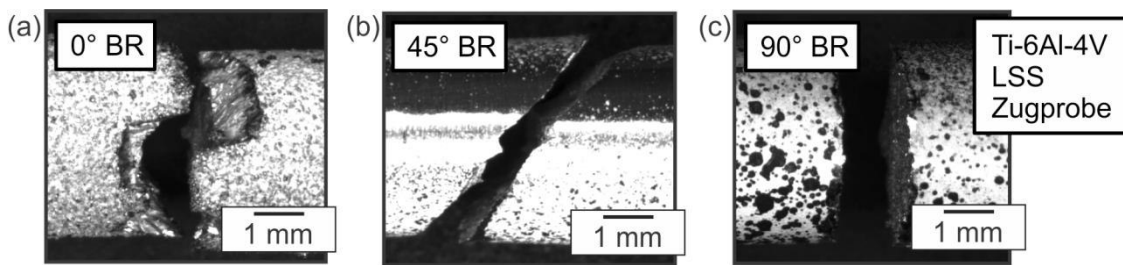


Bild 23: Rissverlauf einer mittels LSS gefertigten Zylinderprobe in (a) 0° BR, (b) 45° BR und (c) 90° BR im einachsigen Zugversuch [167]

Ferner wirkt sich die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes auf die erzielbare Dehnung des Werkstoffes aus. Dieser fließt bevorzugt parallel zur Belastungsrichtung in Ebenen lokal überlagerter Fehlstellen. Qualitativ dargestellt ist dieser Effekt in Bild 24 anhand exemplarischer Dehnungsverteilung an Zylinderproben im einachsigen Zugversuch. Die Abbildung beinhaltet die mittels des optischen Dehnungsmesssystems ARAMIS ermittelte Dehnungsverteilung von Prüfkörpern in 0° BR, 45° BR und 90° BR.

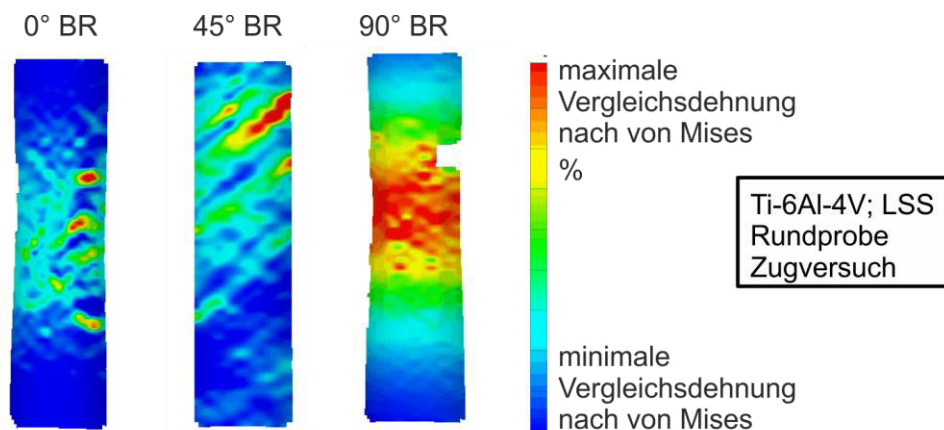


Bild 24: Dehnungsverteilung einer mittels LSS gefertigten Zylinderprobe in 0° BR, 45° BR und 90° BR im einachsigen Zugversuch vor dem Erreichen der Bruchdehnung

Die Richtungsabhängigkeit des Werkstoffverhaltens von additiv gefertigten Bauteilen wird anhand der in Bild 24 dargelegten bevorzugten Dehnungsbereiche des Werkstoffes im Zugversuch verdeutlicht. Dies hat eine Reduzierung der Gleichmaß- und Bruchdehnung für eine Zugprüfung in 0° BR zur Folge. Quantifiziert werden kann dieser Effekt am Beispiel der Bruchdehnung. Diese beträgt  $1,9 \pm 0,3$  % in 0° BR und liegt damit signifikant niedriger als die Bruchdehnung in 45° BR mit  $5,7 \pm 1,1$  % oder in 90° BR mit

$4,7 \pm 2,2$  %. Wie in Abschnitt 2.3 erläutert, können durch die Anwendung einer Wärmebehandlung die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils gezielt eingestellt werden.

### **Werkstoffcharakterisierung von elektronenstrahlgeschmolzenem Ti-6Al-4V**

Um die grundsätzliche Eignung des Elektronenstrahlprozesses zur Fertigung hybrider Bauteile darzulegen, wurden zunächst die mechanischen Werkstoffeigenschaften einer elektronenstrahlgeschmolzenen Titanlegierung exemplarisch untersucht. Zur Herstellung elektronenstrahlgeschmolzener Probekörper unter Hochvakuum dient die in Abschnitt 4.2 dargelegte Elektronenstrahlschmelzanlage Arcam S12 mit einer maximalen Laserleistung von 3,5 kW. Die Prozessparameter wurden in Anlehnung an Scharowsky [173] zur Verarbeitung von Ti-6Al-4V Pulver mittels Elektronenstrahlschmelzen gewählt. Eine Scangeschwindigkeit von 2 m/s, eine Elektronenstrahlleistung von 300 W, eine Schichtdicke von 50  $\mu\text{m}$ , ein Spurabstand von 100  $\mu\text{m}$  und eine auf 650 °C beheizte Bauteilplattform bilden dabei die charakteristischen Kenngrößen des Prozesses ab. Diese ermöglichen die Erzielung einer relativen Bauteildichte von mindestens 99,5 %. Auch sind diese Kenngrößen an Prozessparameter angelehnt, welche nachfolgend für die Fertigung von Funktionselementen hybrider Bauteile eingesetzt werden. Die Werkstoffcharakterisierung wurde an elektronenstrahlgeschmolzenen Proben gemäß DIN EN ISO 6892-1 [122] durchgeführt. Zusammengefasst sind die an mechanisch nachbearbeiteten Versuchsproben in 90° BR ermittelten experimentellen Versuchsergebnisse in Tabelle 13 [174].

Tabelle 13: Im Zugversuch bei Raumtemperatur gemäß DIN EN ISO 6892-1 [122] ermittelte mechanische Kennwerte mittels Elektronenstrahlschmelzen gefertigter und mechanisch bearbeiteter Ti-6Al-4V Proben [174]

Kennwert	Einheit	Ti-6Al-4V
Streckgrenze $R_{p0,2}$ ; 90° BR	MPa	$1024 \pm 12$
Zugfestigkeit $R_m$ ; 90° BR	MPa	$1079 \pm 11$
Gleichmaßdehnung $A_g$ ; 90° BR	%	$16 \pm 1$

Die experimentell ermittelten Festigkeitskennwerte von über 1000 MPa übertreffen die normativen Grenzwerten nach DIN 17865 [171]. Eine quantitative Gegenüberstellung dieser Ergebnisse mit den Festigkeitskennwerten

von laserstrahlgeschmolzenen Werkstoffen verdeutlicht die hohe Übereinstimmung der mechanischen Eigenschaften. Dabei beträgt die maximale, absolute Abweichung zwischen den Kennwerten 18 MPa. Im Gegensatz dazu ist die Gleichmaßdehnung von  $16 \% \pm 1 \%$  im Vergleich zum laserbasiert hergestellten Werkstoff um mehr als das Vierfache erhöht. Ursächlich für die erhöhte Duktilität sind fundamentale Unterschiede der beiden Verfahren bezüglich des zugrundeliegenden Fertigungsprinzips. Beim Elektronenstrahlschmelzen wird die Versuchskammer mit dem darin befindlichen Bauteil für die gesamte Dauer des Bauprozesses auf einer Temperatur von etwa  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$  gehalten. Werden Fertigungszeiten von bis zu 3 Stunden berücksichtigt, so liegt nach DIN 65084 [81] für die Wärmebehandlung von Titan Spannungsarmglühen vor. Diese Tatsache hat zur Folge, dass prozessbedingte Eigenspannungen, welche zunächst in die Probe eingebracht werden, mit Fortschritt der Fertigung abgebaut werden können. Die Parameter sind vergleichbar mit denen von Glühprozessen, wie unter anderem von Gil Mur et al. [175] für Ti-6Al-4V untersucht. Dieser zusätzliche Energieeintrag und die damit einhergehende prozessbegleitende Wärmebehandlung des Bauteils finden beim Laserstrahlschmelzen nicht in vergleichbarer Ausprägung statt. Dadurch weisen mittels LSS gefertigte Werkstoffe erhöhte Festigkeiten und eine reduzierte Duktilität im Vergleich zu elektronenstrahlgeschmolzenen Werkstoffen auf. Diese sind vergleichbar mit Literaturwerten wie unter anderem von Vrancken et al. [82] für wärmebehandelte und auch nicht wärmebehandelte Werkstoffe im Zugversuch dargelegt.

### ***Bewertung der Eignung additiv gefertigter Werkstoffe für die hybride Fertigung***

Auf Grundlage der im Rahmen dieses Abschnittes dargelegten mechanischen Eigenschaften mittels Laser- und Elektronenstrahlschmelzen gefertigter Ti-6Al-4V Werkstoffe kann deren Eignung für die Anwendung als Funktionselement von Hybridbauteilen festgehalten werden. Dies liegt einerseits darin begründet, dass die untersuchten mechanischen Werkstoffkennwerte die normativen Grenzwerte übersteigen und mit Literaturwerten vergleichbar sind. Zum anderen entsprechen Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung dem Niveau der in Abschnitt 4.1 dargestellten Kennwerte für den verwendeten Blechwerkstoff. Nachdem eine hohe und vergleichbare Güte der mechanischen Kennwerte des additiv gefertigten

Werkstoffs und des Blechhalbzeugs aufgezeigt wurde, gilt es, diesen Nachweis für hybride Bauteile zu erbringen. In diesem Zusammenhang liegt der Fokus auf der Wechselwirkungszone zwischen dem Blechhalbzeug und dem additiven Funktionselement. Dazu werden zunächst die mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen auf ebenem Blechgrundkörper untersucht. Aufbauend auf den Ergebnissen und Erkenntnissen erfolgt die Erforschung der Fertigung und der Eigenschaften von Hybridbauteilen mit umgeformtem Blechgrundkörper.

## 6.2 Signifikanz prozessrelevanter Einflussgrößen für die Fertigung von Hybridbauteilen

Stand heute ist die konventionelle Additive Fertigung von Bauteilen aus Ti-6Al-4V Pulverwerkstoff mittels Laser- und Elektronenstrahlschmelzen Gegenstand einer steigenden Zahl von wissenschaftlichen Untersuchungen. Ein allgemeiner Überblick zu Grundlagen und Verfahren der Additiven Fertigung ist von Gebhard [54] zusammengestellt. Forschungsarbeiten zum Elektronenstrahlschmelzen von Ti-6Al-4V wurden im Umfeld dieser Arbeit durchgeführt. Ausgewählte Ergebnisse wurden in der Publikation von Scharowsky et al. [173] veröffentlicht. Der Fokus der Forscher war dabei auf die Signifikanz ausgewählter Prozessparameter auf die erzielbare Dichte von additiv gefertigten Prüfkörpern gerichtet. Forschungen zum Laserstrahlschmelzen von Ti-6Al-4V wurden im Rahmen dieser Arbeit aufbauend auf dem aktuellen Stand der Technik zum Laserstrahlschmelzen von Ti-6Al-4V durchgeführt. Diese beinhalten primär weiterführende Untersuchungen zur Signifikanz von Prozessparametern für die Fertigung von Bauteilen hoher Dichte. Dargelegt sind ausgewählte Ergebnisse dieser Arbeiten in der Publikation von Schaub et al. [48]. Aufbauend auf diesen Untersuchungen für die konventionelle Additive Fertigung wird nachfolgend die Signifikanz dieser Prozessparameter für die Fertigung von Hybridbauteilen untersucht. Dazu wird in einem ersten Schritt die Signifikanz der Kenngrößen Scangeschwindigkeit  $v_s$  und Leistung  $P$  des Energiestrahls erforscht. Darüber hinaus ist die für Hybridbauteile charakteristische Blechdicke des Blechgrundkörpers Gegenstand der Untersuchungen. Als Resultat der Analyse soll in Abhängigkeit der erforschten Kenngrößen ein Prozessfenster für die Fertigung von Hybridbauteilen hoher Dichte erarbeitet werden.

### **Prozessfenster für das Laserstrahlschmelzen von Hybridbauteilen**

Zur Bestimmung der Wechselwirkung zwischen Blechdicke, Scangeschwindigkeit und Laserleistung in Hinblick auf die resultierende relative Dichte von laserstrahlgefertigten Prüfkörpern werden die in Tabelle 14 aufgeführten Parameter vollfaktoriell untersucht. Für das Laserstrahlschmelzen von Ti-6Al-4V Pulverwerkstoff wird im Rahmen dieser Untersuchungen die in Abschnitt 4.2 detailliert dargelegte Anlage SLM 280 HL eingesetzt. In Anlehnung an Schaub et al. [48] wurde die während des Fertigungsprozesses realisierte Schichtdicke mit 50  $\mu\text{m}$  und der Spurabstand mit 120  $\mu\text{m}$  gewählt.

Tabelle 14: Zusammenstellung der untersuchten Prozessparameter für die Fertigung von Hybridbauteilen mittels Laserstrahlschmelzen

Scangeschwindigkeit $v_s$ [m/s]	300	500	700	900	
Laserleistung $P_L$ [W]	100	175	250	325	400
Nominelle Blechdicke $s_o$ [mm]	0,8	1,0	1,5	3,1	6,8

Die Auswahl der Prozessparameter für den Strahlschmelzprozess basiert neben dem Stand der Technik auf den im Rahmen dieses Abschnittes gewonnen Erkenntnissen für die konventionelle Additive Fertigung von Bauteilen aus Ti-6Al-4V und den anlagenspezifischen Restriktionen. In Hinblick auf die zu untersuchende Blechdicke erfolgte die Auswahl unter Berücksichtigung von umformtechnisch relevanten und industriell eingesetzten Blechdicken.

Zur Bestimmung des Prozessfensterbereichs für das Hybridbauteil mit dem Grenzwert der relativen Dichte der Prüfkörper von 99,5 % wurden neben dem Stand der Technik die in Bild 25 visualisierten Eigenschaften der untersuchten Prüfkörper herangezogen. Maßgebliches Bewertungskriterium ist in diesem Zusammenhang die in Bild 25 zusammengestellte Scherverbundfestigkeit der Prüfkörper. Dargestellt sind die relative Häufigkeitsdichte und mittlere Scherverbundfestigkeit der untersuchten Prüfkörper in Abhängigkeit der relativen Dichte der Hybridbauteile.

Zur Analyse der mechanischen Kennwerte ist die mittlere Scherfestigkeit bezogen auf die maximal ermittelte Scherverbundfestigkeit angegeben. Die Abstufung der Gruppen von Prüfkörper ist bezogen auf die relative Dichte in

1 % Schritten festgelegt. Am Beispiel der Prüfkörper mit einer relativen Dichte von 96,0 % entspricht dies der mittleren Scherverbundfestigkeit aller untersuchten Prüfkörper mit einer relativen Dichte zwischen 95,5 % und 96,5 %.

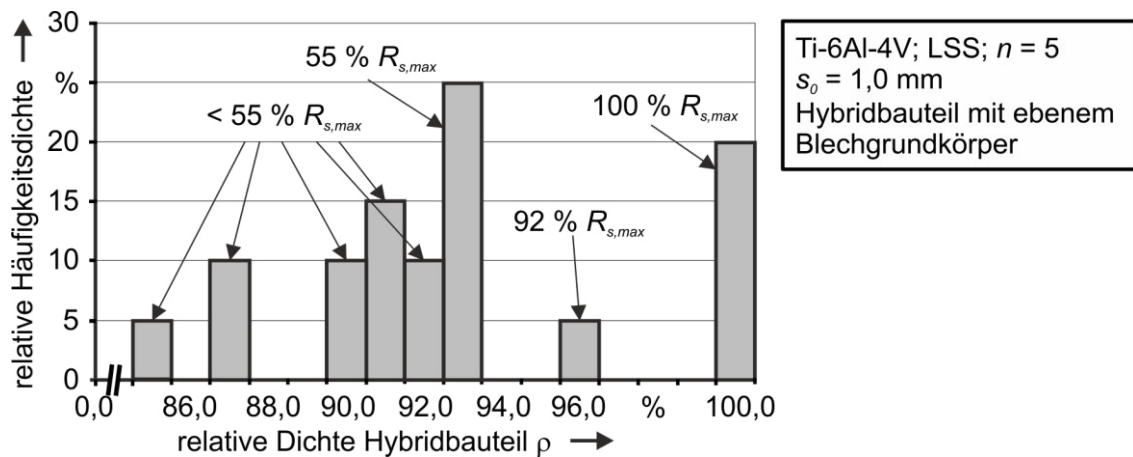


Bild 25: Häufigkeitsverteilung der relativen Dichte von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper

Die maximale Scherverbundfestigkeit wird für Prüfkörper mit einer relativen Dichte größer 99,5 % erreicht. Dies wird im Diagramm durch den Balken bei 100 %  $R_{s,max}$  dargestellt. Alle weiteren Prüfkörper zeichnen sich durch eine signifikant reduzierte Scherverbundfestigkeit geringer 92 %  $R_{s,max}$  aus. Auf Basis der in Bild 25 dargelegten Ergebnisse konnte somit der Nachweis erbracht werden, dass für die Fertigung von Hybridbauteilen hoher mechanischer Güte die Anwendung des gewählten Grenzwertes zielführend ist.

Zur Erforschung des Prozessfensters für Hybridbauteile sind in Bild 26 die für die nominelle Blechdicke von 1,0 mm exemplarisch ermittelten Versuchsergebnisse visualisiert. Dargestellt ist dazu ein Prozessfenster mit der auf den Grenzwert 99,5 % bezogenen relativen Dichte eines Hybridbauteils, in Abhängigkeit der Kenngrößen Scangeschwindigkeit  $v_s$  und Laserleistung  $P_L$ . In dieser Zusammenstellung gilt ein Prüfkörper als dichtes Bauteil, wenn die relative Dichte einen Wert von mindestens 99,5 % erreicht. Alle weiteren Prüfkörper werden als porös bezeichnet. Zur Bestimmung der relativen Dichte werden die charakteristischen Bereiche des Hybridbauteils Blechhalbzeug, Wechselwirkungszone und additives Funktionselement

berücksichtigt. Die Auswertemethodik wird an Schlibfbildern entsprechend den Darlegungen aus Abschnitt 4.4.2 angewendet.

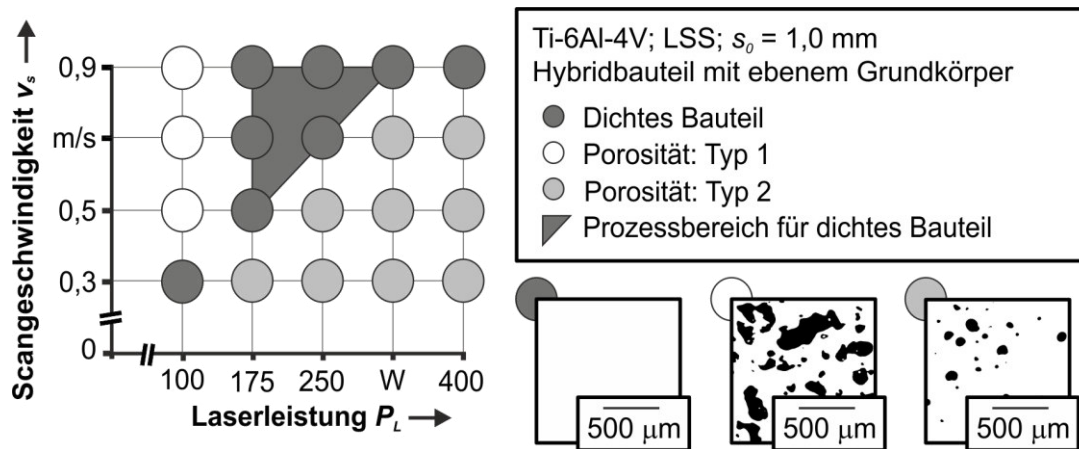





Bild 26: Prozessfenster zur Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper mittels Laserstrahlschmelzen [176]

Das Prozessfenster gliedert sich in drei Hauptbereiche. Unterschreitet die in das Pulverbett eingebrachte Laserleistung einen Grenzwert, so ist die eingebrachte Energie nicht ausreichend, um homogenes Aufschmelzen zu realisieren und Porosität vom Typ 1 liegt vor. Hohlräume der Pulverschüttung werden nicht geschlossen und Poren verbleiben im Bauteil. Zu lokalisieren ist diese Art von Porosität in einem Hybridbauteil ausschließlich im additiv gefertigten Funktionselement. Wie in einem exemplarischen Schlibfbild in Bild 26 dargestellt, zeichnet sich diese Art von Porosität durch eine unregelmäßige Porenform aus, welche auf verbliebene Hohlräume des Pulverbettes zurückzuführen ist. Eine weitere Kategorie von Porosität, welche im Rahmen dieser Arbeit als Typ 2 bezeichnet wird, entsteht in Hybridbauteilen, wenn der Energieeintrag in das Bauteil einen Grenzwert überschreitet. Porosität dieser Art entsteht im Rahmen der untersuchten Parameter bei einer Scangeschwindigkeit unter  $0,9$  m/s kombiniert mit einer Laserleistung ab  $175$  W. Ein exemplarisches Schlibfbild mit der beschriebenen Porosität ist in Bild 26 visualisiert. Die runde Porenform lässt auf die Entstehung durch Einschluss von Gasporen beim Erstarren schließen [53]. Untermauert wird diese Erklärung durch die Existenz dieser Porenform in allen charakteristischen Bereichen des Hybridbauteiles. Neben dem Funktionselement und der Wechselwirkungszone bilden sich auch in dem im Ausgangszustand porenfreien Blechwerkstoff Gasporen aus. Resultierend

ist auf Basis der Untersuchungen ein für die Fertigung von Hybridbauteilen geeignetes Prozessfenster in Bild 26 im flächig markierten Diagrammbereich ermittelt worden. Hybridbauteile, welche mittels einer Parameterkombination aus diesem Prozessfensterbereich gefertigt sind, zeichnen sich durch eine relative Dichte von mindestens 99,5 % aus.

Zur Bewertung der Eigenschaften von Bauteilen der definierten Prozessbereiche dient nachfolgend die Scherverbundfestigkeit, welche anhand von Prüfkörpern mit einer Wiederholungszahl von fünf ermittelt wurde. Während der Versuchsdurchführung wird das in Abschnitt 5.3 dargelegte Werkzeug und die Prüfmethodik angewendet. Darüber hinaus werden die Hybridbauteile vor der Scherprüfung der Referenzwärmebehandlung unterzogen. In Tabelle 15 sind die Ergebnisse der mechanischen Charakterisierung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper der nominellen Blechdicke von 1,0 mm anhand charakteristischer Bauteile für jede der drei Prozessfensterbereiche zusammengestellt.

Tabelle 15: Scherverbundfestigkeit ausgewählter hybrider Bauteile mit ebenem Blechgrundkörper in Abhängigkeit von der relativen Dichte

Prozessfensterbereich	relative Dichte [%]	Scherverbundfestigkeit $R_s$ [MPa]
 Dichtes Bauteil	99,96	601 ± 38
 Porosität: Typ 1	93,70	501 ± 35
 Porosität: Typ 2	78,22	206 ± 10

Auf Basis der dargelegten exemplarischen Ergebnisse kann festgehalten werden, dass die relative Dichte von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper einen signifikanten Einfluss auf die Scherverbundfestigkeit hat. Mit zunehmender relativer Dichte der Prüfkörper steigt die Scherverbundfestigkeit der untersuchten Prüfkörper. Der Maximalwert von  $R_s = 601 \text{ MPa} \pm 38 \text{ MPa}$  wird dabei für Prüfkörper mit der höchsten relativen Dichte von 99,96 % erreicht.

In weiteren Untersuchungen wurde entsprechend Tabelle 14 ein Prozessfenster für das Laserstrahlschmelzen von Hybridbauteilen mit exemplarischen Blechdicken zwischen 0,8 mm und 6,8 mm erforscht. Unter vergleichbaren Prozessrandbedingungen konnte im Rahmen dieser Arbeiten kein sig-

nifikanter Einfluss der Blechdicke auf die relative Porosität und den daraus resultierenden mechanischen Kennwerte ermittelt werden. Differenzen bestehen jedoch zwischen dem Werkstoff mit 0,8 mm Blechdicke und allen weiteren Halbzeugen bezüglich der Ausprägung der Wärmeeinflusszone. Diese ist nicht Untersuchungsgegenstand in diesem Abschnitt führt jedoch für Bleche mit einer Blechdicke von 0,8 mm zu sichtbaren Veränderungen der Werkstoffoberfläche an der Blechunterseite. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Wärmeeinflusszone für diese Blechdicke die gesamte Blechdicke durchdringt und die eingebrachte Strahlenergie den Werkstoff auch an der Blechunterseite beeinflusst. Zur Gewährung der Übersichtlichkeit wird an dieser Stelle auf die Visualisierung der Bild 26 entsprechenden Prozessfenster für weitere Blechdicken verzichtet. Auf Basis der erarbeiteten Ergebnisse kann festgehalten werden, dass das in Bild 26 aufgezeigte Prozessfenster für die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper qualitativ auf alle in Tabelle 14 aufgeführten Blechdicken übertragbar ist.

### ***Prozessfenster für das Elektronenstrahlschmelzen von Hybridbauteilen***

Die Ermittlung des Prozessfensters für die Fertigung von Hybridbauteilen mittels Elektronenstrahlschmelzen erfolgt auf Basis der von Scharowsky et al. [173] untersuchten Grundlagen zur konventionellen Verarbeitung von Ti-6Al-4V mittels ESS. Im Rahmen der Forschungsarbeit wurde ein Prozessfenster zur Fertigung von Prüfkörpern hoher Dichte in Abhängigkeit der Prozessgrößen Scangeschwindigkeit und Volumenenergie des Elektronenstrahles ermittelt. Die von den Autoren publizierten Prozessgrenzen sind im Rahmen dieser Arbeit in das in Bild 27 dargestellte Diagramm für die Untersuchungen an Hybridbauteilen überführt und aufbereitet. Zur Analyse der Übertragbarkeit dieser Grenzen auf die Fertigung von Hybridbauteilen wurden im Umfeld dieser Arbeit ausgewählte Parameterkombination von Juechter et al. [177] untersucht. In diesem Abschnitt dargelegte Ergebnisse für das Elektronenstrahlschmelzen von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper sind eine Erweiterung zu den Untersuchungen dieser Publikationen. Die Prozessgrößen des Strahlschmelzprozesses sind in Anlehnung an den Stand der Technik gewählt. Für das Elektronenstrahlschmelzen von Ti-6Al-4V Pulverwerkstoff wird die in Abschnitt 4.2 detail-

liert dargelegte Anlage Arcam EBM S12 eingesetzt. Zusammengefasst sind die im Rahmen der Untersuchungen herangezogenen Prozessparameter und Blechdicken in Tabelle 16.

Tabelle 16: Zusammenstellung der untersuchten Parameter für die Fertigung von Hybridbauteilen mittels Elektronenstrahlschmelzen

Elektronenstrahlleistung $P_E$ [W]	50	60	70	200	250
	300	750	1000	1250	
Scangeschwindigkeit $v_s$ [m/s]		0,2	1	5	
Nominelle Blechdicke $s_o$ [mm]			1,0		

Unter Berücksichtigung anlagenspezifischer Restriktionen kann durch die Wahl der Elektronenstrahlleistung in einem Wertebereich von 50 W bis 1250 W und der Scangeschwindigkeit von 0,2 m/s bis 5 m/s ein breites Prozessfenster abgedeckt werden. Für die Fertigung von Hybridbauteilen wurden darüber hinaus eine Schichtdicke 50  $\mu\text{m}$  und ein Spurbabstand mit 120  $\mu\text{m}$  gewählt. Dargestellt sind ausgewählte Ergebnisse der Untersuchung im Form eines Prozessfensters für die nominelle Blechdicke von 1,0 mm in Bild 27. Dabei gilt ein Prüfkörper als dicht, wenn die relative Dichte mindestens einen Wert von 99,5 % erreicht. Wie im vorangegangenen Abschnitt dargelegt, weisen Prüfkörper ab diesem Grenzwert eine hohe mechanische Güte auf. Auf Basis der Untersuchungen kann der flächig hinterlegte Bereich des Prozessfensters aus Bild 27 für die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper abgeleitet werden. Die hohe mechanische Festigkeit konnte in Scherversuchen an Prüfkörpern exemplarisch nachgewiesen werden. Detaillierte Ergebnisse zu den mechanischen Kennwerten dieser Bauteile werden in der weiteren Arbeit dargelegt. Porosität ist im Rahmen der Untersuchungen primär auf einen insuffizienten Energieeintrag zurückzuführen. Zur Visualisierung sind in Bild 27 nicht aufgeschmolzene Bereiche des Pulverbettes und somit Porosität des Typs 1 im finalen Bauteil dargestellt.

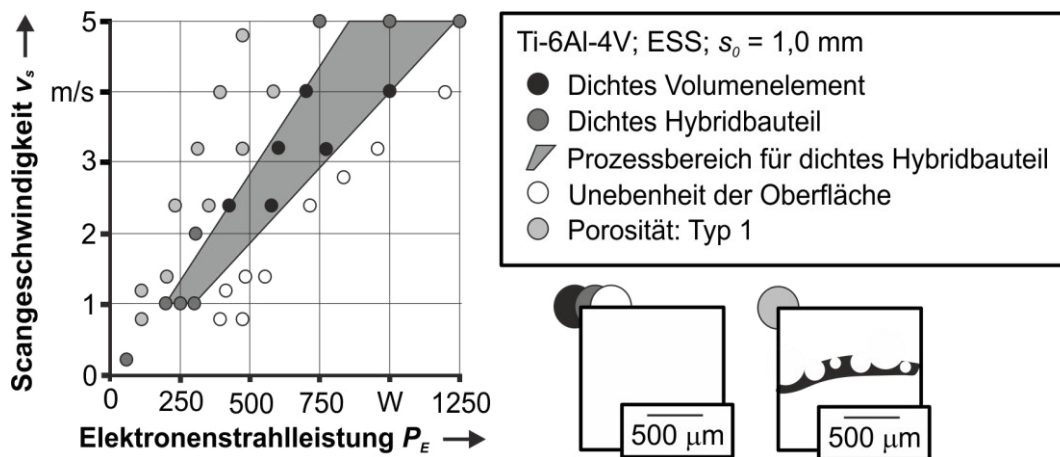


Bild 27: Prozessfenster zur Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper mittels Elektronenstrahlschmelzen [173,174,177]

### 6.3 Grundlegende Untersuchung der Wechselwirkungszone hybrider Bauteile mit ebenem Blechgrundkörper

Ein wesentlicher Unterschied zwischen konventionell pulverbettbasierten additiven Fertigungsverfahren und der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten kombinierten Prozesskette existiert im Hinblick auf die Verwendung von Stützstrukturen. Diese dienen im Rahmen konventioneller additiver Verfahren zur Abbildung von geometrischen Überhängen und Hinterschneidungen, ermöglichen aber auch eine Abgrenzung zwischen Bauteil und Bauplattform. Letzteres wird durch eine meist wenige Millimeter dicke, poröse Struktur zwischen Plattform und Bauteil erzielt. Da für die Hybridbauteile eine stoffschlüssige Verbindung zwischen Werkstück und Bauplattform angestrebt wird, finden Stützstrukturen im Rahmen der kombinierten Prozesskette ausschließlich zur Realisierung geometrischer Überhänge Einsatz. Im Hinblick auf die kombinierte Prozesskette gilt es demnach, die wissenschaftlich bisher kaum erforschte Wechselwirkung der additiven Fertigung mit Blechhalbzeugen zu untersuchen. Zug- und Scherversuche hybrider Bauteile, bestehend aus einem additiv gefertigten Funktionselement auf ebenem Blechhalbzeug, dienen in diesem Zusammenhang zur Qualifizierung der mechanischen Charakteristika resultierender Hybridbauteile.

### **Grundlegende Untersuchung der Wechselwirkungszone von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper für das Laser- und Elektronenstrahlschmelzen**

Um den Einfluss der Inexistenz von Stützstrukturen zwischen Funktionselement und Blechwerkstoff in der Wechselwirkungszone von Hybridbauteilen grundlegend zu erforschen, wurde von Schaub et al. [48] exemplarische Untersuchungen durchgeführt. In diesem Zusammenhang erfolgte die Fertigung von additiven Funktionselementen auf Blechhalbzeug mit einer nominalen Blechdicke von 1,5 mm an der Laserstrahlschmelzanlage SLM 50. Zur mechanischen Charakterisierung im Zugversuch werden Prüfkörper eingesetzt, welche der in Abschnitt 4.3 dargelegten und der verifizierten Referenzwärmebehandlung unterzogen sind. Versuchsdurchführung und Probengeometrie sind wie in Abschnitt 5.3 dargelegt gewählt. Der Durchmesser des additiv gefertigten Zylinders beträgt  $\varnothing 8,0$  mm. Im Rahmen der Untersuchungen wurden Hybridbauteile mit ebenem Blechgrundkörper zunächst in Anlehnung an die konventionelle Additive Fertigung gefertigt. Dabei ist die Prozessroute durch folgende Schritte charakterisiert. Nach dem Einbau des ebenen Blechgrundkörpers findet zunächst die Spülung des Versuchsraums der LSS-Anlage mit Argon für eine Dauer von 30 Minuten statt. Danach beginnt der additive Fertigungsprozess unter Argonspülung mit dem Aufschmelzen der ersten Pulverschicht des späteren Funktionselements. Nach Beendigung des Bauvorganges werden die Hybridbauteile unter Schutzgas abgekühlt und bei Raumtemperatur der Baukammer entnommen.

Zur Bewertung der Eignung der aufgezeigten Prozessroute für die Fertigung von Hybridbauteilen wird der in Abschnitt 5.3 dargelegte Kennwert Zugfestigkeit des Verbundes  $R_{\text{Zug}}$  herangezogen. Anhand dieses mechanischen Kennwertes aus dem Zugversuch konnte nachgewiesen werden, dass diese Prozessroute nicht für die Fertigung von Hybridbauteilen geeignet ist. Quantifiziert werden kann dies anhand der in Bild 28 aufgezeigten Zugfestigkeit des Verbundes  $R_{\text{Zug}}$  von  $38 \text{ MPa} \pm 21 \text{ MPa}$ , welche mittels der dargelegten Prozessroute gefertigte Prüfkörper aufweisen. Diese Ergebnisse sind in Bild 28 durch den Zusatz „ohne Opferstruktur“ gekennzeichnet. Zurückzuführen ist dieser niedrige Festigkeitswert auf eine erhöhte Sprödigkeit des Werkstoffs. Diese beruht auf der Bindung von Elementen der Umgebungsluft wie zum Beispiel  $\text{O}_2$  und  $\text{N}_2$  in dem Übergangsbereich zwischen

dem Blech und dem additiven Funktionselement. Mit einem Anteil von etwa 0,27 Gew.-% Sauerstoff und 0,10 Gew.-% Stickstoff weist das Hybridbauteil in der Wechselwirkungszone um bis zu 500 % über dem des Ausgangspulverwerkstoffs liegende Werte auf. Zur Reduzierung dieses Effekts hat sich eine Erhöhung der Dauer des Spülvorganges als nicht signifikant erwiesen. Schlussfolgernd wurde eine erweiterte Prozessstrategie entwickelt und umgesetzt. Dieser Ansatz beruht auf der Bindung von Restelementen der Umgebungsgase innerhalb der Versuchskammer in sogenannten Opferschichten.

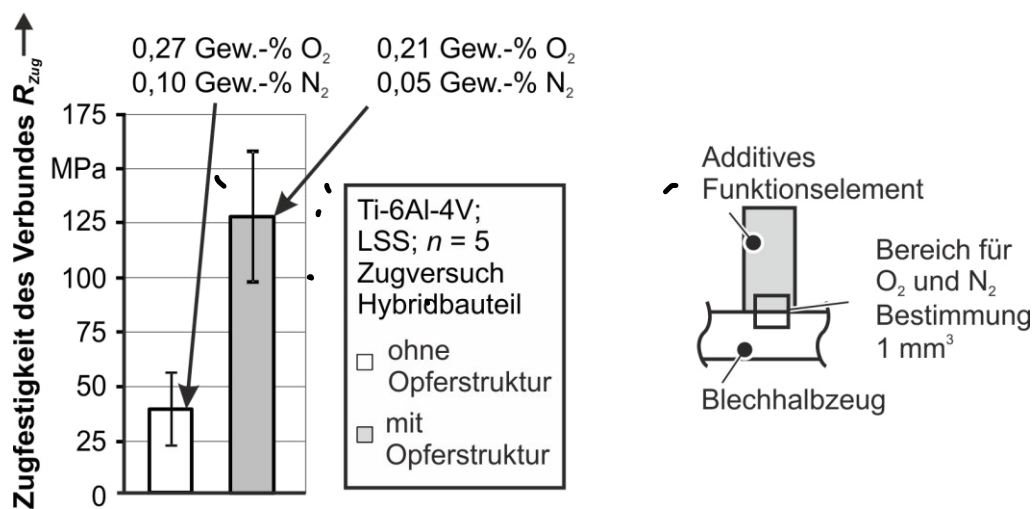


Bild 28: Zugfestigkeit des Verbundes eines Hybridbauteils mit und ohne Opferstruktur

Im Zuge dieses Vorgehens wird der Versuchsablauf wie folgt erweitert. Nach der Spülung des Versuchsraums mit Argon wird innerhalb der ersten aufgetragenen Pulverschicht zunächst Ti-6Al-4V Pulver großflächig in Bereichen aufgeschmolzen, welche sich geometrisch nicht in der Wechselwirkungszone des Hybridbauteils befinden. Schematisch dargestellt sind diese Bereiche in Bild 29. Erst nachdem diese Zonen aufgeschmolzen sind, beginnt die Fertigung der Wechselwirkungszone. Innerhalb der Opferstrukturen werden Sauerstoff und Stickstoff gebunden, wodurch die Bindung von Umgebungsgasen in der Wechselwirkungszone und eine damit einhergehende Versprödung dieser begrenzt wird. Sauerstoff- und Stickstoffgehalt in der Übergangszone können, wie in Bild 28 aufgezeigt, durch die erweiterte Prozessstrategie auf 0,23 Gew.-% beziehungsweise 0,05 Gew.-% reduziert werden. Durch die modifizierte Prozessstrategie kann somit die mechanische Zugfestigkeit des Verbundes  $R_{Zug}$  der Hybridbauteile

bei sonst gleichen Versuchsparametern um mehrere Größenordnungen von  $R_{Zug} = 38 \text{ MPa} \pm 21 \text{ MPa}$  auf einen Wert von  $R_{Zug} = 127 \text{ MPa} \pm 33 \text{ MPa}$  erhöht werden [48].

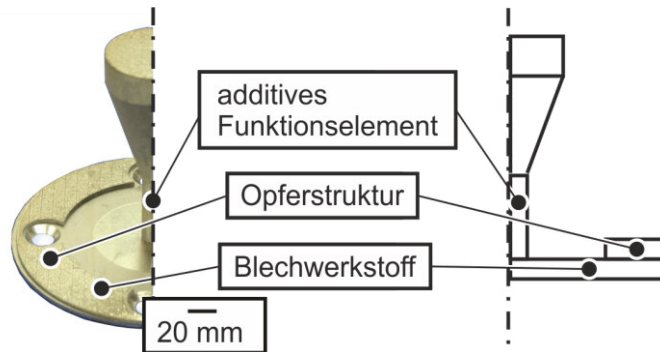


Bild 29: Schematische Darstellung eines Hybridbauteils mit Opferstrukturen zur Bindung von Umgebungsgasen beim Laserstahlschmelzen

Im Rahmen dieses Abschnittes konnte die Signifikanz der Wechselwirkungszone von Hybridbauteilen für die Additive Fertigung auf ebenem Blechhalbzeug aufgezeigt werden. Auch wurde die Eignung des Laserstrahlschmelzens für die Fertigung von Hybridbauteilen aus Ti-6Al-4V dargelegt. Als relevanter Einflussfaktor für die erzielbare mechanische Verbundfestigkeit ist die Vermeidung der Bindung von Umgebungsgasen in der Wechselwirkungszone des Hybridbauteils herausgearbeitet worden. Die geringe wissenschaftliche Beachtung dieser Effekte ist auf die Tatsache zurückzuführen, dass die konventionelle pulverbettbasierte Additive Fertigung unter Verwendung von Stützstrukturen erfolgt. Diese wenige Pulverschichten dicken Strukturen trennen das Bauteil von der Bauplattform und werden nach dem Fertigungsprozess entfernt. Eine Versprödung dieser Schichten wirkt sich somit nicht auf konventionell additiv gefertigte Bauteile und deren finale Bauteileigenschaften aus.

Neben dem in diesem Abschnitt dargelegten Lösungsansatz durch die Fertigung von Opferstrukturen, sind weitere Ansätze zur Reduzierung von Umgebungsgasen in der Prozesskammer möglich. Im Rahmen der nachfolgenden Untersuchungen wird dies, soweit nicht anders angegeben, durch die Verwendung der Anlage SLM 280 HL erzielt. Dabei kann durch ein anlagentechnisch verbessertes Spülgaskonzept mit Argon die Aufnahme von Umgebungsgasen im Werkstoff auf eine nicht signifikante Menge reduziert werden.

Zur Fertigung hybrider Bauteile mit ebenem Blechgrundkörper durch Elektronenstrahlschmelzen kommt die Anlage Arcam S12 zur Anwendung. Im Rahmen der Bauteilfertigung wurden die in Abschnitt 6.1 dargelegten Prozessparameter angewendet. Durch die Wahl der Prozessparameter wird die Fertigung von Bauteilen mit einer relativen Dichte von mindestens 99,5 % realisiert. Um eine Vergleichbarkeit der Versuchsergebnisse zwischen laserstrahl- und elektronenstrahlgeschmolzenen Proben zu gewährleisten, ist die Probengeometrie, wie auch Versuchsaufbau und -methodik entsprechend der Darlegung in Abschnitt 5.3 gewählt.

Die bei der mechanischen Prüfung ermittelte Zugfestigkeit des Verbundes  $R_{\text{Zug}}$  von elektronenstrahlgeschmolzenen hybriden Proben mit ebenem Blechgrundkörper beträgt  $239 \text{ MPa} \pm 15 \text{ MPa}$ . Begründet werden kann die mechanischen Festigkeitsdifferenz von über 100 MPa zwischen laser- und elektronenstrahlgefertigten Hybridbauteilen durch die fundamentalen Unterschiede beider Verfahren. Wie bereits für die Fertigung mittels Laserstrahl aufgezeigt, wird die Verbundfestigkeit eines Hybridbauteils durch die Bindung von Umgebungsgasen in der Wechselwirkungszone signifikant reduziert. Bedingt durch die Durchführung des Elektronenstrahlschmelzens unter kontrollierter Heliumatmosphäre bei einem Druck von  $p = 10^{-1} \text{ Pa}$  wird eine Reaktion von Titan mit Umgebungsgasen auf ein insignifikantes Niveau reduziert. Darüber hinaus findet beim Elektronenstrahlschmelzprozess eine in dieser Arbeit bereits diskutierte prozessbedingte in situ Wärmebehandlung des Bauteils bei etwa  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  statt. Diese Tatsache hat zur Folge, dass prozessbedingte Eigenspannungen, welche zunächst in die Probe eingebracht werden, mit fortschreitender Fertigungsdauer abgebaut werden können. Dies gilt für hybride Bauteile ausgehend von dem Blechhalbzeug im Ausgangszustand bis hin zu dem finalen Hybridbauteil. Dargestellt ist dieser Zusammenhang in Bild 30 anhand der Härteverteilung zweier hybrider Bauteile für die in Abschnitt 4 definierten Bereiche eines Hybridbauteils. Analysiert sind dabei für beide Bauteile die drei charakteristischen Bereiche Blech, Wechselwirkungszone und additives Funktionselement. Der Bereich der Wechselwirkungszone ist im Rahmen dieser Analyse entsprechend Bild 30 (a) durch 72 äquidistante Messpunkte auf einer quadratischen Fläche mit einer Breite und Höhe von  $500 \text{ } \mu\text{m}$  definiert. Dabei liegen die ersten Messpunkte im Blechwerkstoff und alle weiteren Punkte erstrecken sich über die Wechselwirkungszone parallel zur Zylinderachse des additiven Zylinders.

Die beiden Symmetrieachsen des Arrays sind dabei entlang der Zylinderachse des Funktionselementes und der oberen Blechseite ausgerichtet. Der mit (c) gekennzeichnete linke Bildbereich visualisiert die Härteverteilung eines elektronenstrahlgeschmolzenen, nicht wärmebehandelten Hybridbauteils. Demgegenüber ist im Bildbereich (d) die Härteverteilung eines laserstrahlgeschmolzenen Hybridbauteils dargestellt.

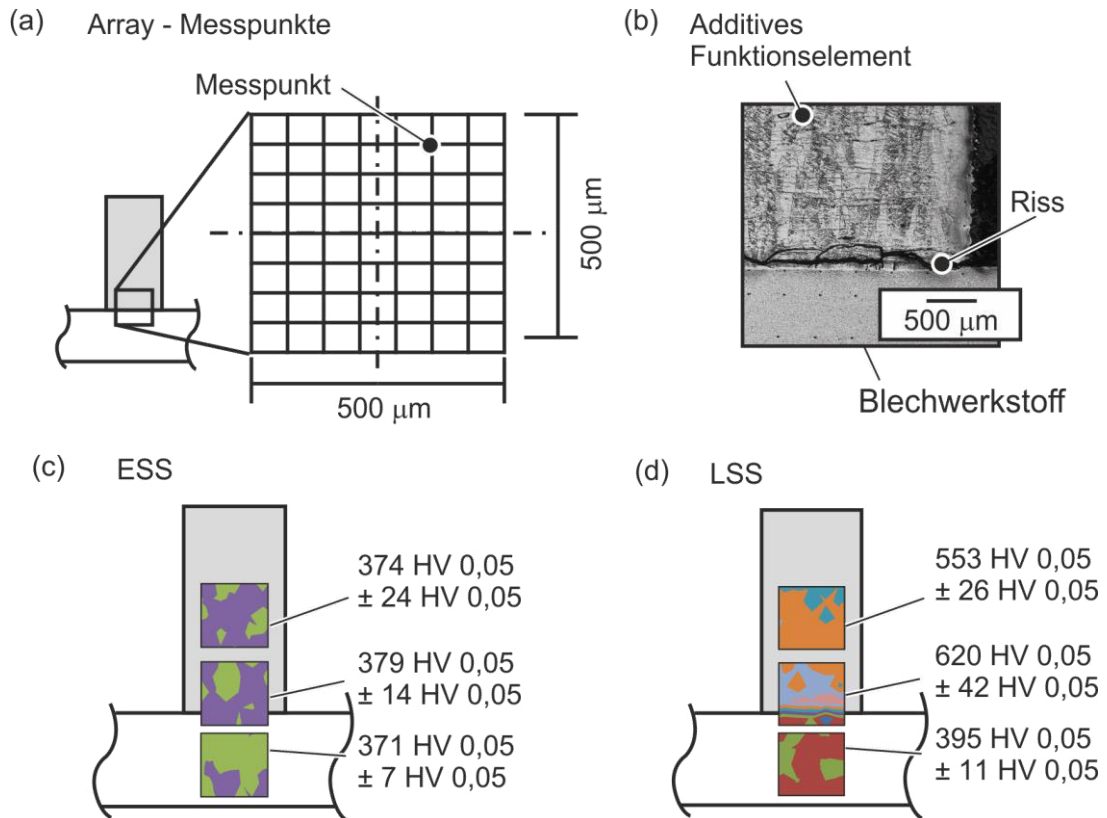


Bild 30: (a) Exemplarisches Array von Messpunkten der Mikrohärtemessung; (b) Schlifffbild der Wechselwirkungszone eines mittels Laserstrahlschmelzen ohne Opferstrukturen gefertigten Hybridbauteils (c) Härteverteilung eines mittels Elektronenstrahlschmelzen gefertigten Hybridbauteils und (d) eines mittels Laserstrahlschmelzen gefertigten Hybridbauteils;

Ist der Fokus zunächst auf die laserstrahlgeschmolzene Probe gerichtet, so zeichnet sich die Wechselwirkungszone dieser durch eine mittlere Härte von  $620 \text{ HV } 0,05 \pm 42 \text{ HV } 0,05$  aus. Dieser, im Vergleich zum Blechwerkstoff mit einer mittleren Härte von  $395 \text{ HV } 0,05 \pm 11 \text{ HV } 0,05$  deutlich erhöhte Wert ist auf die Gefügeinhomogenität des Hybridbauteils zurückzuführen. Das in Bild 30 (c) dargestellte dendritische Gefüge des additiven Funktionselementes entsteht durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten

ten der Metallschmelze im Laserstrahlschmelzprozess. Darüber hinaus führt die Reaktion der Titanschmelze mit Umgebungsgasen zu einer lokalen Versprödung des Werkstoffs. Von besonderer Bedeutung ist dabei der Bereich der ersten im additiven Prozess aufgeschmolzenen Schicht, mit einer Höhe von etwa 100  $\mu\text{m}$ . Der Härtewert dieses Bereichs ist mit  $654 \text{ HV } 0,05 \pm 20 \text{ HV } 0,05$  der höchste im Rahmen der Untersuchungen ermittelte Wert. Untermauert wird damit auch die im Rahmen des Abschnittes dargelegte Erklärung zur Versprödung der ersten additiv gefertigten Schichten der Wechselwirkungszone durch die Reaktion des Werkstoffs mit Umgebungsgasen. Findet die laserstrahlbasierte Additive Fertigung von Hybridbauteilen an der Anlage SLM 50 ohne Opferstrukturen statt, so kann die Versprödung der Wechselwirkungszone bis hin zur Rissbildung zwischen Blechwerkstoff und additivem Funktionselement führen. Dargestellt ist diese Rissbildung anhand eines exemplarischen Schlibfbildes in Bild 30 (d). Im Gegensatz zu den Darstellungen für das Laserstrahlschmelzen sind die diskutierten inhomogenen Härteverläufe für elektronenstrahlgeschmolzene Hybridbauteile nicht charakteristisch. Die Fertigung unter Vakuum, Schutzgasatmosphäre und eine in situ Wärmebehandlung führen zu einer homogenen Härteverteilung im Hybridbauteil. Visualisiert ist dieser Zusammenhang für die untersuchten Abschnitte des Prüfköpers in Bild 30 (a). Die mittlere Härte der untersuchten Bereiche Blechwerkstoff, Wechselwirkungszone und additives Funktionselement beträgt  $375 \text{ HV } 0,05 \pm 18 \text{ HV } 0,05$ .

### ***Wärmebehandlung von laserstrahlgeschmolzenen Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper***

Zur mechanischen Charakterisierung von Hybridbauteilen dient im Rahmen dieser Arbeit neben dem Zugversuch auch der Scherversuch. In der weiteren Arbeit wird der Scherversuch entsprechend der Darlegung aus Abschnitt 5.3 für die Probengeometrie, Versuchsmethodik und -durchführung herangezogen. Ursächlich für Verwendung des Scherversuches zur mechanischen Charakterisierung der Eigenschaften hybrider Bauteile in der weiteren Arbeit sind mehrere Argumente. Zunächst einmal wirkt die Scherbelastung im Scherversuch parallel zu den additiv gefertigten Einzelschichtebenen und dem Übergangsbereich zwischen Blechwerkstoff und Funktionselement, wodurch die Untersuchung der Wechselwirkungszone ermöglicht wird. Darüber hinaus ist die Fertigung und Prüfung der Hybridbauteile im

Scherversuch weniger zeit- und ressourcenintensiv als im Zugversuch. Auch konnte in weiterführenden Untersuchungen nachgewiesen werden, dass trotz quantitativer Unterschiede zwischen den im Zug- und Scherversuch ermittelten mechanischen Kennwerte ein qualitativer Zusammenhang zwischen diesen existent ist. Basierend auf den in Abschnitt 6.1 dargelegten Forschungsergebnissen zum Einfluss der in-situ und nachgelagerter Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von elektronen- und laserstrahlgeschmolzenen Werkstoffen wird nachfolgend der Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften laserstrahlgeschmolzener Hybridbauteile untersucht. Durch die in Abschnitt 2.3 aufgezeigten Referenzwärmebehandlung von Hybridbauteilen kann eine, im Vergleich zu nicht wärmebehandelten Referenzproben, Erhöhung der Scherverbundfestigkeit um 30 % auf  $415 \text{ MPa} \pm 67 \text{ MPa}$  erzielt werden. Visualisiert ist dieser Zusammenhang in Bild 31 (a).

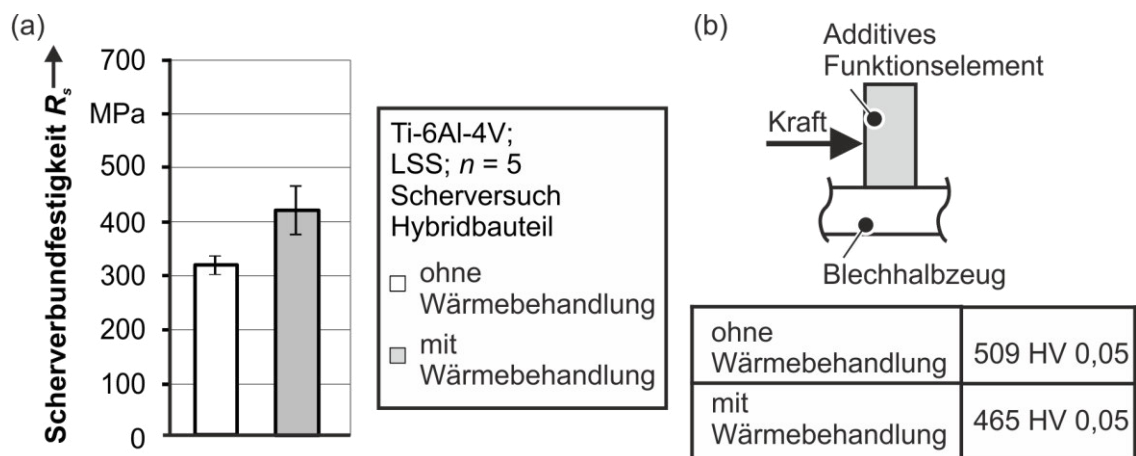


Bild 31: (a) Im Scherversuch ermittelte Scherverbundfestigkeit von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung; (b) Härte eines Hybridbauteils in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung

Während des Laserstrahlprozesses entstehen ausgeprägte Temperaturgradienten durch hohe Aufheiz- und Abkühlraten. Begünstigt werden diese durch eine geringe Wärmeleitfähigkeit von Titan vom  $22 \text{ W/m}\cdot\text{K}$  und signifikante Differenzen der Wärmekapazität zwischen Pulver- und Blechwerkstoff. In Summe führen die Temperaturgradienten zu thermischen und mechanischen Spannungen im Werkstoff. Durch die Wärmebehandlung können die induzierten Spannungen abgebaut und die mechanischen Eigenschaften des Bauteils verbessert werden. Anhand von

Mikrohärtemessungen an Hybridbauteilen konnte dabei nachgewiesen werden, dass die an 400 Messpunkten ermittelte mittlere Vickershärte HV durch die Referenzwärmebehandlung um 7 % von 509 HV<sub>0,05</sub> auf 465 HV<sub>0,05</sub> reduziert wird. Dieser, in Bild 31 (b) dargelegte Sachverhalt, ist ein Indikator für Spannungsrelaxationsvorgänge innerhalb des Bauteils. Für laserstrahlgeschmolzenen Ti-6Al-4V Werkstoff mit vergleichbarer Wärmebehandlung wurden von Vrancken et al. [82] Forschungsergebnisse dargelegt, die in guter Übereinstimmung mit den in diesem Abschnitt dargelegten Ergebnissen stehen. Auf Grundlage der aufgezeigten Analysen konnte in diesem Abschnitt nachgewiesen werden, dass durch die Referenzwärmebehandlung von Hybridbauteilen eine signifikante Erhöhung der mechanischen Festigkeit erzielt werden kann.

### ***Geometrische Auslegung der Übergangszone zwischen Blechwerkstoff und Funktionselement von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper***

Inhalt weiterer Untersuchungen war die Wechselwirkungszone von Hybridbauteilen mit Fokus auf die geometrische Auslegung des Übergangs zwischen Blechhalbzeug und additivem Funktionselement. Als Prüfkörpergeometrie wurden Scherproben entsprechend der Darlegung aus Abschnitt 5.3 herangezogen. Wie in Bild 32 (a) exemplarisch dargestellt, konnte nachgewiesen werden, dass ein senkrechter Übergang von Blechgrundkörper zu additivem Funktionselement bereits ohne mechanische Beanspruchung zu Rissen im Hybridbauteil führt. Diese sind auf thermisch induzierte Spannungen am scharfen Übergang zwischen Blechhalbzeug und additivem Funktionselement zurückzuführen. Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge bewirken dabei mechanische Spannungen, welche an scharfen Querschnittsänderungen bis hin zu Rissbildung führen können. Dieser Zusammenhang ist auch bei konventionellen Fertigungsverfahren wie beispielsweise dem Gießen bekannt. Durch die Additive Fertigung eines Übergangsradius von  $r = 0,5 \text{ mm}$  zwischen dem Funktionselement und dem Blechgrundkörper können thermisch induzierte Spannungen soweit reduziert werden, dass eine Rissinitiierung vermieden wird. Visualisiert ist diese verbesserte Übergangszone des Hybridbauteils mit Überhangsradius anhand eines exemplarischen Schliffbildes in Bild 32 (b).

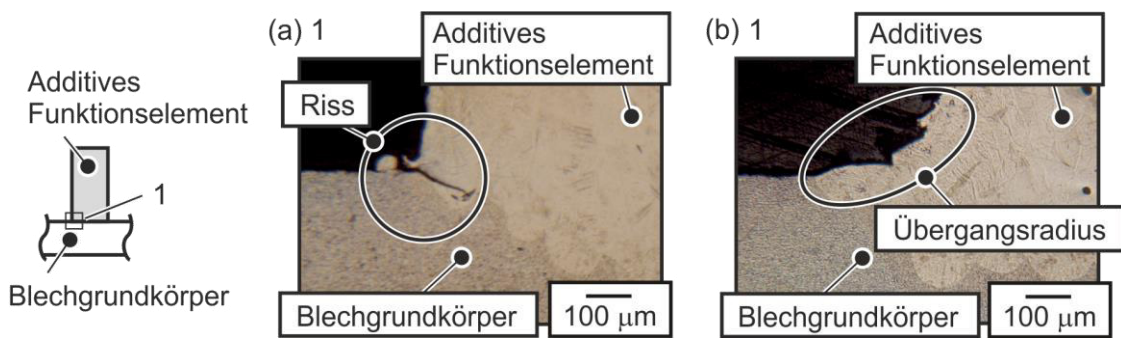


Bild 32: Hybridbauteil mit (a) senkrechtem Übergang von Blechhalbzeug zu additivem Funktionselement und (b) mit einem Übergangsradius  $r = 0,5 \text{ mm}$

Zur Quantifizierung der Eigenschaften des Hybridbauteils wird die mechanische Festigkeit herangezogen. Vergleichend gegenübergestellt ist dazu in Bild 33 der Mittelwert der Scherverbundfestigkeit von Prüfkörpern mit und ohne Übergangsradius.

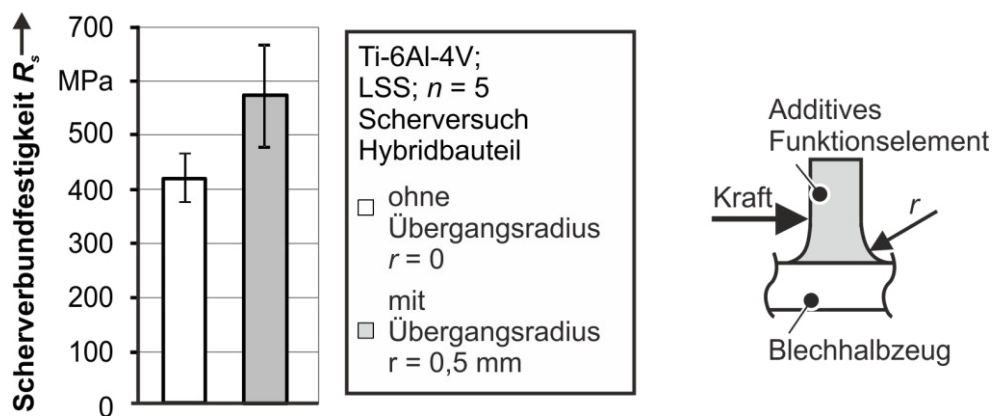


Bild 33: Im Scherversuch ermittelte Scherverbundfestigkeit von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper in Abhängigkeit der geometrischen Auslegung des Übergangsbereichs zwischen Blechgrundkörper und additivem Funktionselement

Durch die geometrische Anpassung des Hybridbauteils mittels Übergangsradius wird im Scherversuch eine Scherverbundfestigkeit von  $568 \text{ MPa} \pm 91 \text{ MPa}$  der Prüfkörper erreicht. Diese übersteigt den Vergleichswert ohne Übergangsradius um 37% und zeugt somit von der Signifikanz der geometrischen Gestaltung des Übergangsbereichs zwischen umgeformtem Blechgrundkörper und Funktionselement. Eine weiterführende Analyse der Ursachen für die Abweichung zwischen den mechanischen Kennwerten der beiden in diesem Abschnitt dargelegten Geometrievarianten erfolgt anhand der Gegenüberstellung dieser mit konventionell hergestellten Prüfkörpern.

### ***Vergleichende Betrachtung der mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen mit ebenem Grundkörper mit konventionell gefertigten Referenzkörpern***

Mit einer Scherverbundfestigkeit von  $447 \text{ MPa} \pm 66 \text{ MPa}$  für elektronen- und  $415 \text{ MPa} \pm 67 \text{ MPa}$  für laserstrahlgeschmolzene Prüfkörper kann beiden in diesem Abschnitt untersuchten Verfahren die Eignung zur Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper attestiert werden. Dabei ist unter Berücksichtigung der Standardabweichung die Wahl der Strahlquelle nicht signifikant für die erzielbare Scherverbundfestigkeit. Zur abschließenden Einordnung und Bewertung der mechanischen Eigenschaften hybrider Bauteile werden diese konventionellen Fertigungsverfahren vergleichend gegenübergestellt. In diesem Zusammenhang wird die zur Ermittlung der Scherverbundfestigkeit mittels additiver Fertigungsverfahren realisierte Probekörpergeometrie auch mittels konventioneller Fertigung hergestellt. Dies erfolgt mittels einer Fräsoperation aus Platten des Werkstoffs Ti-6Al-4V. Dabei beträgt die Ausgangsdicke der Platten  $s_0 = 6,0 \text{ mm}$ . Eine vergleichende Gegenüberstellung der mechanischen Scherverbundfestigkeit der im Rahmen dieses Abschnittes aufgezeigten Prüfkörper erfolgt in Bild 35 (a). Die ermittelte Scherverbundfestigkeit der gefrästen Proben beträgt  $684 \text{ MPa} \pm 12 \text{ MPa}$ . Damit erreicht die Scherverbundfestigkeit der untersuchten Hybridbauteile ohne Übergangsradius etwa 74 % der Scherverbundfestigkeit spanend hergestellter Proben aus Vollmaterial. Zur Analyse der in Abhängigkeit von der geometrischen Auslegung des Übergangsbereiches induzierten Spannung, dient die numerische Berechnung der untersuchten Probekörpergeometrien. Als Simulationsprogramm für die numerische Berechnung dient dabei Ansys Mechanical 17.8 (Firma Ansys Inc., USA). Wird der Fokus zunächst auf spanend hergestellte Prüfkörpergeometrien gerichtet, so zeichnen sich diese fertigungsbedingt durch einen Übergangsradius von etwa  $r = 0,5 \text{ mm}$  zwischen Zylinder- und Blechelement aus. Wie in Bild 34 visualisiert, existieren für die untersuchten Prüfkörpergeometrien signifikante Differenzen zwischen den vorliegenden Maximalspannungen.

Durch einen Übergangsradius von  $r = 0,5 \text{ mm}$  werden die in diesem Abschnitt diskutierten geometrisch induzierten Spannungsspitzen zwischen Blech- und Zylinderelement reduziert und damit die Scherverbundfestigkeit erhöht.

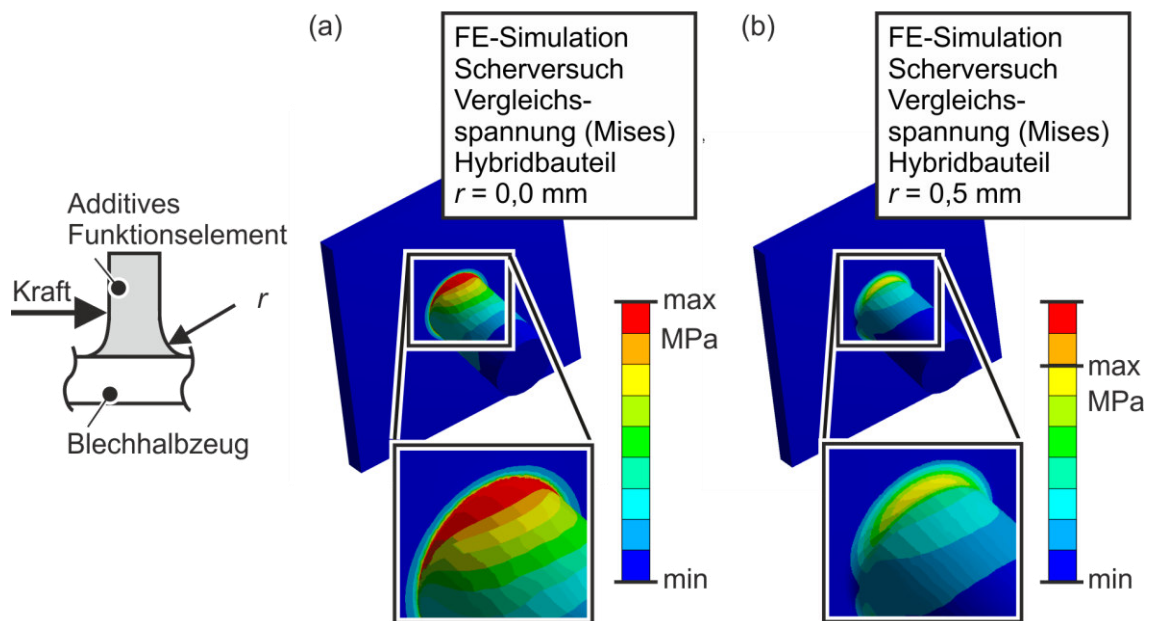


Bild 34: Mittels FE-Simulation qualitativ ermittelte Vergleichsspannung (Mises) eines Hybridbauteils im Scherversuch (a) ohne und (b) mit Übergangsradius

Zur experimentellen Untersuchung dieses Effekts dienen additiv gefertigte Prüfkörper mit  $r = 0,5$  mm Übergangsradius. Die Versuchsergebnisse sind in Bild 35 (a) zusammengefasst und konventionell gefertigten Prüfkörpern gegenübergestellt. Die Scherverbundfestigkeit dieses mittels Laserstrahlschmelzen gefertigten und der Referenzwärmebehandlung unterzogen Prüfkörpers beträgt  $R_s = 568 \text{ MPa} \pm 91 \text{ MPa}$  und erreicht damit 83 % der Scherverbundfestigkeit der gefrästen Referenzprobe. Dieser Zusammenhang wird anhand der Bruchflächen exemplarischer Prüfkörper nach der mechanischen Prüfung in Bild 35 (b) verdeutlicht. Wird der Fokus auf die Ausbildung der Bruchzone gelegt, so weisen die Hybridbauteile und spanend hergestellte Prüfkörper eine unterschiedliche Ausprägung auf. Für Hybridbauteile im Scherversuch beginnt die Rissbildung im Bereich der höchsten Spannungskonzentration im Übergang zwischen Blechwerkstoff und additivem Funktionselement. Der Riss verläuft danach innerhalb des Blechwerkstoffes in einem Winkel von etwa  $45^\circ$  zur Blechoberfläche. Dieser Rissverlauf innerhalb der blechseitigen Wechselwirkungszone belegt die hohe Güte der Anbindung zwischen den additiven Schichten untereinander, aber auch der ersten additiv aufgebauten Schichten zu dem Blechkörper. Demgegenüber versagen spanend hergestellte Prüfkörper parallel zur Bewegungsrichtung des Stempels. Der Bereich liegt auf Höhe des Radiusauslaufes in dem zylindrischen

Bauteilbereich, welcher dem des Funktionselementes von Hybridbauteilen entspricht.

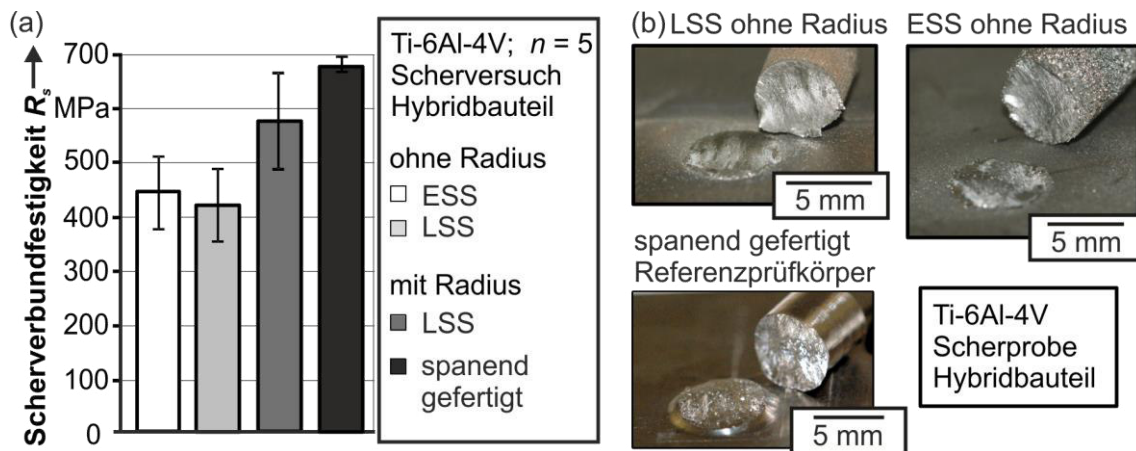


Bild 35: (a) Im Scherversuch ermittelte Scherverbundfestigkeit von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper sowie spanend gefertigter Referenzkörper; (b) Bruchflächen exemplarischer Prüfkörper im Scherversuch

### ***Bewertung der Eignung additiver Verfahren für die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper***

Im Rahmen der Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass die Wechselwirkungszone zwischen dem Blechhalbzeug und dem additiven Funktionselement maßgeblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des finalen Bauteils hat. Speziell wurde der Signifikanz der ersten aufgeschmolzenen Schichten hinsichtlich der Reaktion mit Umgebungsgasen und der geometrischen Auslegung der Übergangszone aufgezeigt. Ferner konnte die Eignung der beiden untersuchten additiven Fertigungsverfahren Laser- und Elektronenstrahlschmelzen zur Fertigung von Funktionselementen auf ebenem Blechhalbzeug dargelegt werden. Zur Quantifizierung wurden die mechanischen Eigenschaften hybrider Bauteile ermittelt und bewertet. Dabei erreichen mittels Laserstrahlschmelzen gefertigte Hybridbauteile, eine mit spanend gefertigten Referenzprüfkörpern hohe, vergleichbare mechanische Festigkeit. Nachdem die Eignung der untersuchten additiven Verfahren zur Fertigung von Funktionselementen auf ebenem Blechhalbzeug dargelegt werden konnte, liegt der Fokus der weiteren Arbeit auf der Fertigung von Hybridbauteilen mit umgeformtem Blechgrundkörper. Fundamental ist in diesem Zusammenhang die Gewinnung von Prozessverständnis für das Umformen von Blechen der Titanlegierung Ti-6Al-4V.

## **7 Charakterisierung und Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens von Ti-6Al-4V für die Blechumformung**

Für die numerische Auslegung von Umformprozessen ist die Bestimmung des Werkstoffverhaltens unter prozessrelevanten Bedingungen von grundlegender Bedeutung. Im Rahmen dieses Abschnittes werden die experimentellen Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung des Werkstoffs Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen aufgezeigt und diskutiert. Auf Basis dieser experimentellen Grundlage wird nachfolgend die Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens der untersuchten Titanlegierung durchgeführt und damit für die numerische Simulation von Umformprozessen aufbereitet.

### **7.1 Ermittlung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen**

Basierend auf den in Abschnitt 2.2.2 aufgezeigten Grundlagen wird im Rahmen dieser Arbeit das Umformen von Titanlegierungen bei erhöhten Temperaturen in drei Hauptgruppen unterteilt. Diese werden, basierend auf metallurgischen Eigenschaften des Werkstoffs, wie zum Beispiel der Verfügbarkeit von Gleitsystemen und den daraus resultierend Umformeingenschaften, gegliedert. Als erste charakteristische Grenze gilt nach dem Stand der Technik die Übergangstemperatur von etwa 227 °C beim Übergang der Versetzungsbewegung von planarem Gleiten auf der Basalebene zu weiteren Gleitebenen [68]. Darüber hinaus wird die Temperatur von 527 °C für den Übergang der Versetzungsbewegung zu dreidimensionalem Gleiten als prägende Grenze erachtet [73]. Basierend auf diesen Grundlagen wurden Vorversuche mit dem im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Versuchswerkstoff durchgeführt. Mittels der Vorversuche wurden exemplarische Temperaturen identifiziert, welche die aufgezeigten, charakteristischen Temperaturbereiche im Rahmen dieser Arbeit abdecken und gliedern. Die erste der drei Hauptgruppen bildet der Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 250° C. Für diesen Abschnitt ist das

Umformvermögen stark limitiert, was auf der Beschränkung der Versetzungsbewegung auf planares Gleiten beruht. Die zweite Gruppe wird ausgehend von einer Umformtemperatur von 250 °C bis 600 °C festgelegt. Das Werkstoffverhalten in diesem Bereich weist ein erhöhtes Umformvermögen bei reduzierter Umformkraft auf, was aus dem Blickfeld der Blechumformung als positiv zu bewerten ist. Eine weitere Erhöhung der Temperatur bis etwa 900 °C führt, unter den Gesichtspunkten Energieeffizienz und Werkzeugbau, zu keiner signifikanten Verbesserung der Umformeigenschaften und wird daher im Rahmen dieser Arbeit nicht näher beleuchtet. Eine signifikante Erweiterung der erzielbaren Formgebungsgrenzen und Prozesskräfte kann unter superplastischen Umformbedingungen erzielt werden. Die dritte Hauptgruppe bildet daher den für superplastische Umformung essenziellen Temperaturbereich, welcher für die untersuchte Titanlegierung bei 925 °C ermittelt wurde. Abweichungen der charakteristischen Übergangstemperaturen von Literaturwerten zu experimentellen Ergebnissen dieser Arbeit werden unter anderem auf Chargenschwankungen und Abweichungen des experimentellen Vorgehens und der Methodik zurückgeführt. Orientiert an den drei aufgezeigten Temperaturbereichen wird im Rahmen dieses Abschnittes das mechanische Fließverhalten der Titanlegierung Ti-6Al-4V ermittelt. Die experimentellen Ergebnisse dienen als Eingangsdaten für die nachfolgende numerische FE-Simulation von Umformprozessen.

### **7.1.1 Fließverhalten im einachsigen Zugversuch**

Bei der Auslegung von Umformprozessen mittels numerischer FE-Simulation ist die Übertragbarkeit der untersuchten Ergebnisse und somit der Grenzen der modellhaften Annahmen von grundlegender Bedeutung. Durch die Bestimmung der Signifikanz prozessrelevanter Einflussgrößen kann das Spektrum der Umformung im Rahmen der Untersuchungen aufgezeigt werden. In einem ersten Schritt wird dazu der Einfluss der Versuchstemperatur auf das Fließverhalten der Titanlegierung Ti-6Al-4V aufgezeigt. Die Kurvenverläufe aus Bild 36 verdeutlichen die signifikante Temperaturabhängigkeit des werkstoffspezifischen Fließverhaltens. Dargestellt ist dazu das Fließverhalten des Werkstoffs mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm bei einer

Referenzdehnrate von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  und exemplarischen Temperaturen von  $250 \text{ }^\circ\text{C}$  bis  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  mit paralleler Orientierung zur Walzrichtung.

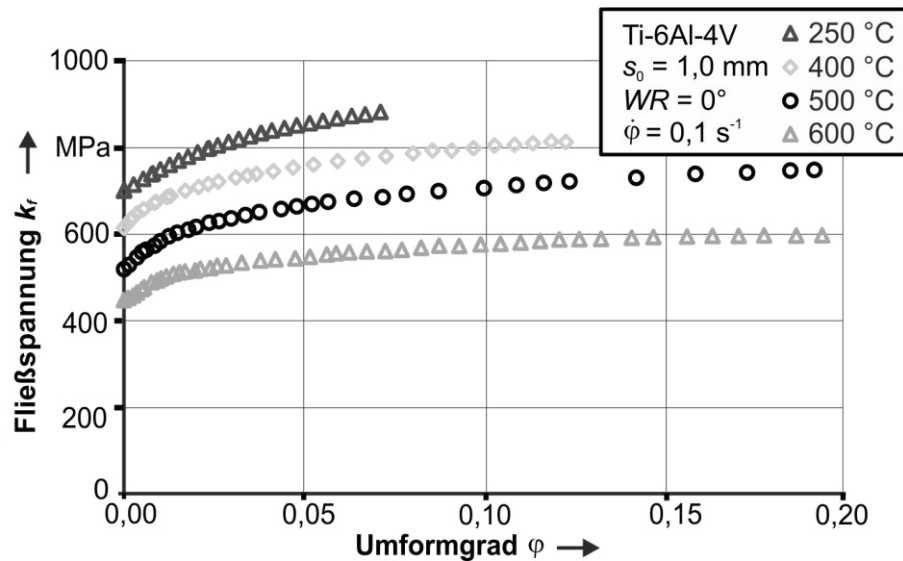


Bild 36: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten der Titanlegierung Ti-6Al-4V im einachsigen Zugversuch

Mit steigender Temperatur ist eine deutliche Abnahme des Fließbeginns, des Fließspannungsniveaus und der Verfestigung zu verzeichnen. Darüber hinaus steigt die beim Fließen erreichbare Dehnung. Dieses für metallische Werkstoffe charakteristische Verhalten kann durch die begünstigte Versetzungsbewegung, welche Träger des plastischen Fließens ist, erklärt werden. Durch thermisch aktivierte Vorgänge sinken die für das Überwinden von Hindernissen benötigten kritischen Energien, wodurch der Fließbeginn und das Fließniveau abnehmen [178]. Auch werden mit zunehmender Temperatur prozessbegleitende, dynamische Erholungseffekte begünstigt. Untersucht wurde das Fließverhalten von Ti-6Al-4V Blechwerkstoff bei Raumtemperatur,  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $560 \text{ }^\circ\text{C}$  im einachsigen Zugversuch von Odenberger [109]. Das von Odenberger erforschte Fließverhalten weist eine hohe qualitative Übereinstimmung mit den im Rahmen dieses Abschnittes dargestellten Ergebnissen auf. Dies gilt ebenfalls für das von Lin et al. [179] für Ti-6Al-4V in einem Temperaturbereich von  $25 \text{ }^\circ\text{C}$  bis  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  ermittelte Fließverhalten.

Von speziellem Interesse für die Titanlegierung Ti-6Al-4V ist dessen hexagonal dichtest gepackte Gitterstruktur, welche signifikant für die resultierende Richtungsabhängigkeit des mechanischen Werkstoffverhaltens ist. Dargestellt ist diese Abhängigkeit von der Orientierung zur Walzrichtung in

Bild 37 anhand des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V im Zugversuch. Die Untersuchungen werden an einem Halbzeug der nominellen Blechdicke von 1,0 mm bei einer Referenzdehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt. Um den Einfluss der Temperatur zu berücksichtigen, erfolgt die Versuchsdurchführung bei exemplarischen Temperaturen von  $250 \text{ °C}$  bis  $600 \text{ °C}$ .

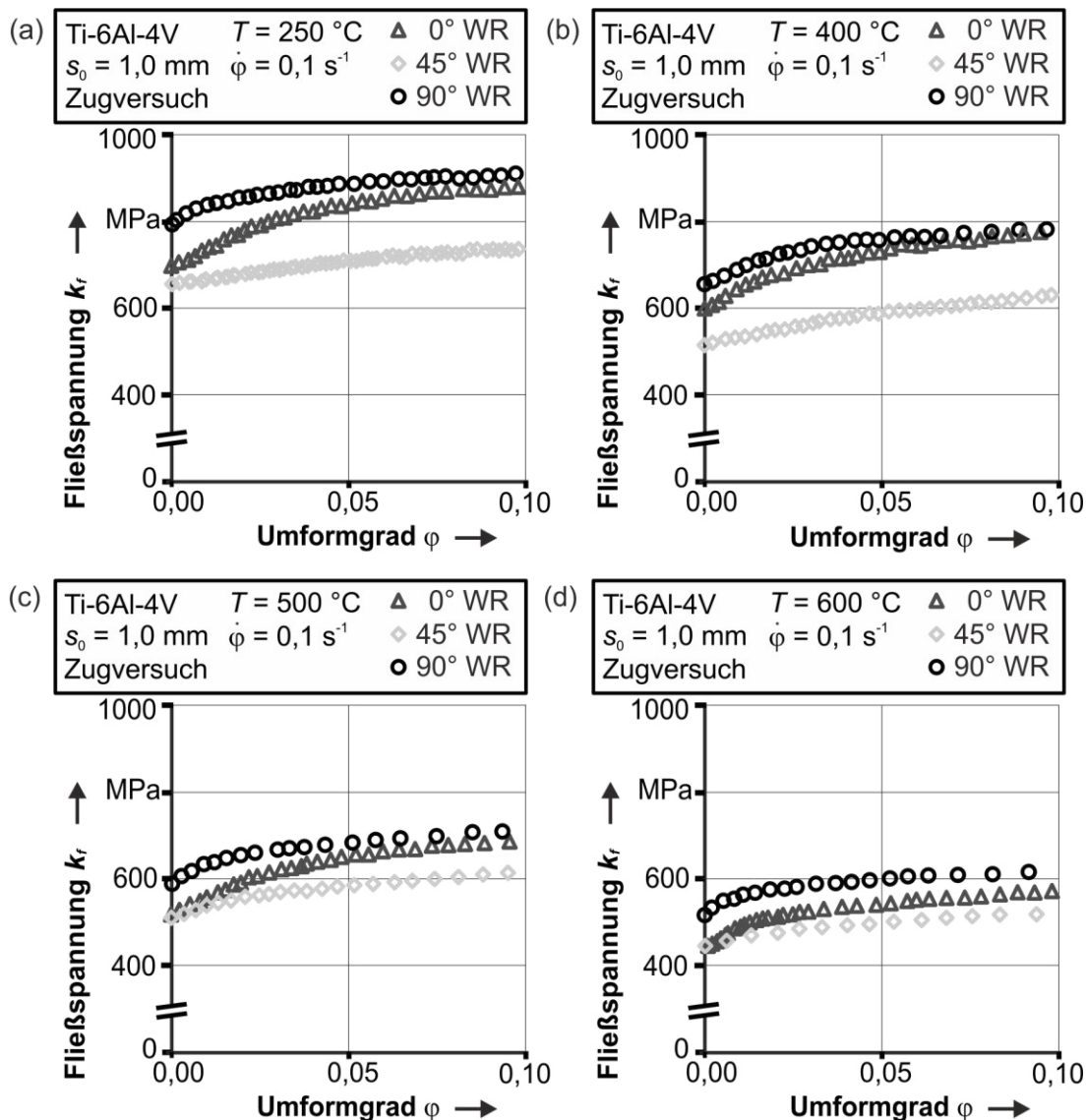


Bild 37: Einfluss der Orientierung zur Walzrichtung auf das Fließverhalten von Ti-6Al-4V im einachsigen Zugversuch für die Temperaturen (a)  $250 \text{ °C}$ , (b)  $400 \text{ °C}$ , (c)  $500 \text{ °C}$  und (d)  $600 \text{ °C}$

Für die in Bild 37 dargestellten Fließkurvenverläufe ist eine ausgeprägte Abhängigkeit des Fließbeginns von der Walzrichtung charakteristisch. Der Beginn des plastischen Fließens liegt für alle untersuchten Temperaturen bei

90°-Orientierung zur Walzrichtung am höchsten. Demgegenüber bildet der Fließbeginn in 45°-Orientierung zur Walzrichtung das Spannungsminimum einer jeden untersuchten Temperatur. Die Differenz des plastischen Fließbeginns in Abhängigkeit von der Orientierung zur Walzrichtung nimmt für 250 °C ein Maximum an und sinkt mit steigender Temperatur. Im Gegensatz zu den dargelegten Ergebnissen für den Fließbeginn stimmen der Verlauf der Fließspannung und die Verfestigung des Werkstoffes für die 45°- und 90°-Orientierungen überein. Ein dazu abweichendes Fließverhalten zeigt der untersuchte Werkstoff bei der mechanischen Charakterisierung parallel zur Walzrichtung. Der Fließbeginn in 0°-Orientierung liegt quantitativ für alle untersuchten Temperaturen zwischen dem Fließbeginn in 90°- und 45°-Orientierung zur Walzrichtung. Im Vergleich zu den diskutierten Fließkurvenverläufen zeichnet sich das plastische Fließen bei einer Prüfung parallel zur Walzrichtung außerdem durch eine größere Steigung der Fließkurve und damit eine erhöhte Verfestigung aus. Die im Rahmen dieses Abschnittes nachgewiesene ausgeprägte Anisotropie von Ti-6Al-4V, welche ein Vielfaches im Vergleich zu konventionell eingesetzten Aluminium- und Stahlliegierungen beträgt, beruht auf der hexagonal dichtest gepackten Gitterstruktur der  $\alpha$ -Titan Phase [8]. Speziell bei niedriger Temperatur findet das Gleiten von Versetzungen in hdp-Gittern vorwiegend auf der Basalebene statt. Dadurch ist das Gleiten an ausgewählten Gleitrichtungen bevorzugt und die Gesamtzahl der verfügbaren Gleitsysteme limitiert. Erst mit steigender Temperatur und der damit verbundenen Aktivierung weiterer Gleitsysteme ist dreidimensionales Gleiten möglich. Dieser Effekt ist verantwortlich für die Annäherung der Fließspannungsniveaus unterschiedlicher Orientierung der Walzrichtung mit steigender Temperatur. Besonders deutlich wird dies bei der vergleichenden Betrachtung der Richtungsabhängigkeit des mechanischen Fließverhaltens zwischen der Temperatur 250 °C und 600 °C. Die maximale Spannungsdifferenz sinkt durch thermische Aktivierung von etwa 130 MPa für eine Temperatur von 250 °C auf 74 MPa bei einer Temperatur von 600 °C. [68]

Einen Abgleich der dargelegten Ergebnisse mit Literaturwerten bietet die Forschungsarbeit von Odenberger et al. [148] an Ti-6Al-4V Blechwerkstoff. Für erhöhte Temperaturen ist eine qualitativ hohe Übereinstimmung zwischen den experimentellen Ergebnissen und den Literaturwerten gegeben. Dies konnte exemplarisch sowohl für den Fließbeginn als auch für das

Verfestigungsverhalten und das Fließspannungsniveau bei erhöhter Temperatur in den untersuchten Orientierungen zur Walzrichtung nachgewiesen werden. [148]

Neben dem Einfluss der Walzrichtung ist die Untersuchung der Signifikanz der Dehnrates zielführend, um den experimentellen Versuchsaufwand zu reduzieren. Hierzu dienen die exemplarischen Temperaturen 250 °C, 400 °C, 500 °C und 600 °C in Kombination mit den Dehnraten  $0,01 \text{ s}^{-1}$ ,  $0,1 \text{ s}^{-1}$  und  $1 \text{ s}^{-1}$ . Als Versuchswerkstoff dient Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm in Prüforientierung parallel zur Walzrichtung. Die beispielhaften Fließkurvenverläufe in Bild 38 verdeutlichen ein differentes Werkstoffverhalten für die untersuchten Temperaturen. Die Dehnrates für den erforschten Temperaturbereich von 400 °C bis 600 °C zeigt keinen signifikanten Einfluss auf das Fließverhalten. Dies gilt insbesondere in Anbetracht der in der Werkstoffcharakterisierung bei erhöhten Temperaturen charakteristischen Standardabweichungen von bis zu  $\pm 44 \text{ MPa}$ .

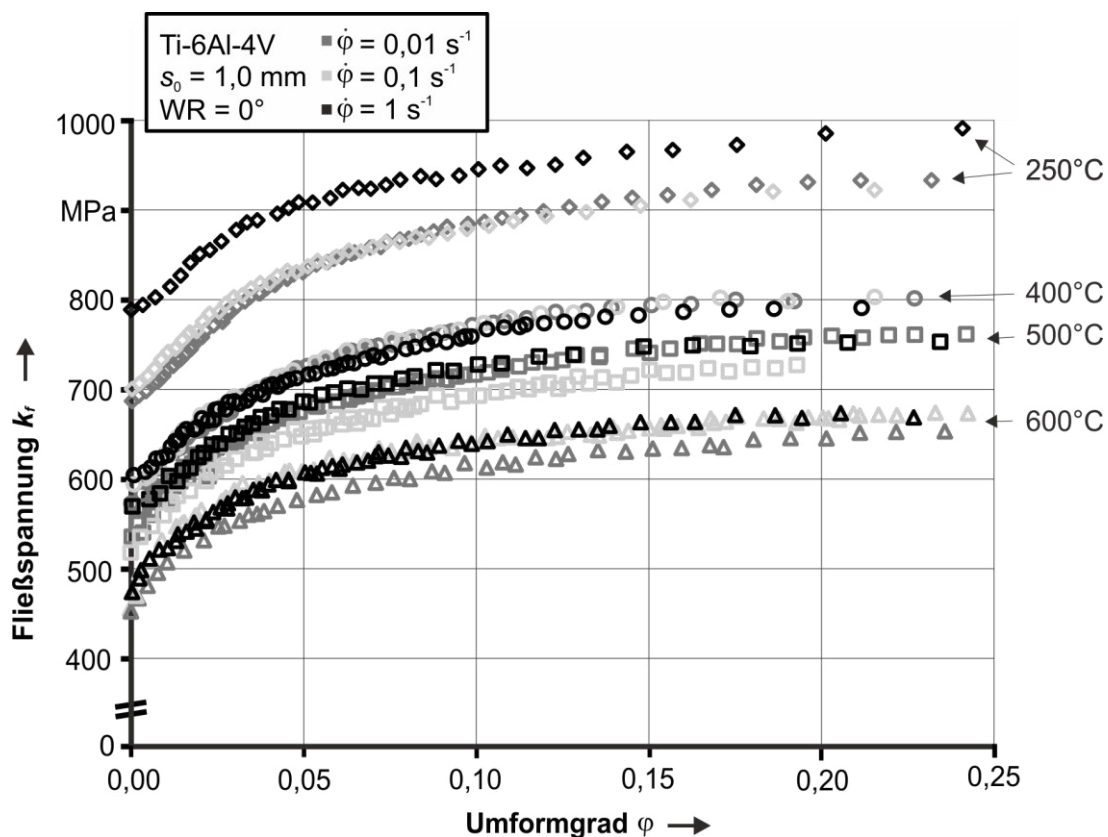


Bild 38: Einfluss der Dehnrates auf das Fließverhalten der Titanlegierung Ti-6Al-4V im einachsigen Zugversuch

Bei einer Analyse der Abhängigkeit des Fließverhaltens von der Dehnrates ist die Unterteilung des untersuchten Temperaturspektrums in zwei Bereiche zielführend. Während sich der Werkstoff bei einer Temperatur von 250 °C durch eine signifikante Abhängigkeit des Fließverhaltens von der Dehnrates auszeichnet, kann dem Werkstoff bei den Temperaturen 400 °C, 500 °C und 600 °C keine Dehnratesensitivität nachgewiesen werden. Diese temperaturabhängige Werkstoffeigenschaft lässt sich auf eine von der Umformtemperatur abhängigen kritischen Umformgeschwindigkeit zurückführen. Maßgeblichen Einfluss haben hierbei dynamische Erholungsvorgänge, welche zeit- und temperaturabhängig das Fließverhalten und im speziellen die zeitliche Änderung des Fließspannungsniveaus beeinflussen [68]. Quantifiziert werden kann dieser Zusammenhang im Rahmen der dargelegten Versuchsergebnisse durch die Differenz der Fließniveaus von etwa 100 MPa für die untersuchten Dehnrates bei der Temperatur von 250 °C. Für Raumtemperatur und 300 °C konnte im Rahmen dieser Arbeit an stichpunktartigen Untersuchungen ein vergleichbares Werkstoffverhalten festgestellt werden.

Ab einer Temperatur von etwa 400 °C verschiebt sich die kritische Umformgeschwindigkeit signifikant. Dynamische Erholungsvorgänge können mit reduziertem Energieaufwand ablaufen und weiteren Gleitebenen werden aktiviert [68]. Durch thermisch induzierte Energie ist ab einer Temperatur von etwa 527 °C die für das Gleiten von Versetzungen benötigte kritische Scherspannung so weit herabgesetzt, dass dreidimensionales Gleiten möglich ist [68]. Versetzungen, welche Träger der plastischen Verformung sind, können durch die Aktivierungsenergie Hindernisse wie zum Beispiel  $Ti_3Al$  Ausscheidungen leichter überwinden, wodurch zusätzlich das Fließniveau sinkt [68]. Dieser Effekt steht in Wechselwirkung mit der Umformgeschwindigkeit. Je höher diese dabei ist, desto weniger Zeit steht dem Werkstoff für diffusionsbedingte Erholungsvorgänge zur Verfügung. Die begrenzte Möglichkeit der Versetzungsannihilation und -umordnung in Kombination mit der geringen Zahl an Gleitsystemen führt somit zu einer starken Abhängigkeit des Fließverhaltens von der Dehnrates. [180]

Zum jetzigen Zeitpunkt ist die Dehnratesabhängigkeit des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen für im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Dehnrates wenig erforscht. Für das in den Arbeiten von Nasser [116] und Nasser et al. [115] analysierte Fließverhalten von Ti-6Al-4V in

Abhängigkeit eines breiten Dehnraten- und Temperaturspektrums konnten vergleichbare Tendenzen zum dargelegten Werkstoffverhalten detektiert werden.

Zur Bewertung der Übertragbarkeit des untersuchten mechanischen Werkstoffverhaltens auf weitere Werkstoffchargen und Blechdicken ist in Bild 39 das Fließverhalten des Werkstoffs mit einer nominellen Blechdicke von  $s_0 = 1,5$  mm zusammengestellt. Besonders deutlich wird die auch für diese Werkstoffcharge signifikante Temperaturabhängigkeit durch den breiten Wertebereich des Fließbeginns von 745 MPa bei 250°C bis zu 519 MPa bei 600°C.

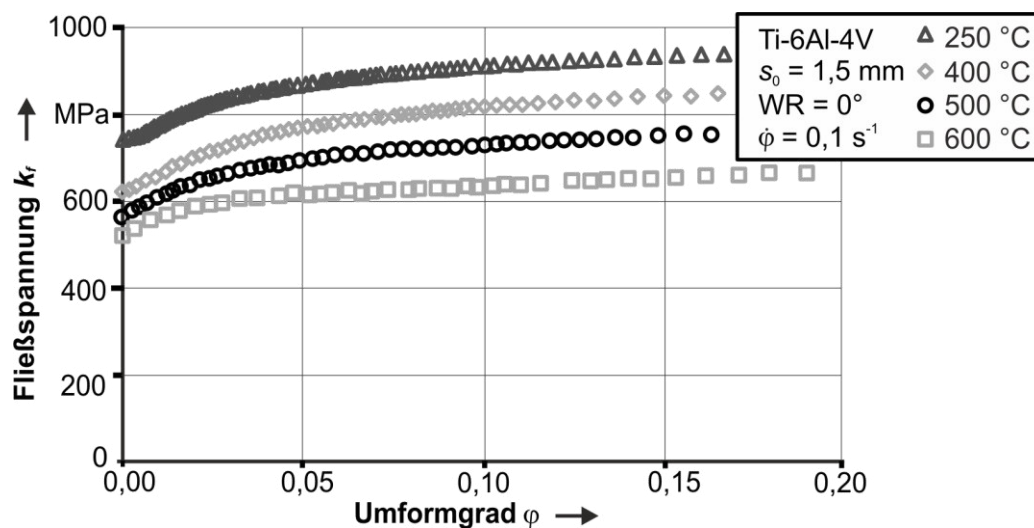


Bild 39: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten von Ti-6Al-4V Blechwerkstoff mit einer nominellen Blechdicke von 1,5 mm im einachsigen Zugversuch

Ein Vergleich der in Bild 39 dargelegten Ergebnisse für den Werkstoff mit 1,5 mm nominelle Blechdicke mit dem in Bild 36 dargestellten Fließverhalten des Werkstoffs mit 1,0 mm nomineller Blechdicke liefert eine hohe Übereinstimmung des temperaturabhängigen Fließverhaltens von Ti-6Al-4V für beide Werkstoffchargen. Dieser Zusammenhang ist in Bild 40 an exemplarischen Fließkurven für die Temperaturen 250°C, 400°C und 500°C visualisiert. Quantitativ sind die beiden Blechdicken durch eine relative Abweichung der Fließkurven kleiner 6 % gekennzeichnet. Um in der weiteren Arbeit Wiederholungen zu vermeiden, wird nachfolgend das für beide Werkstoffe charakteristische Werkstoffverhalten exemplarisch an dem Werkstoff mit der nominellen Blechdicke von 1,0 mm aufgezeigt. Zeichnen

sich die beiden untersuchten Werkstoffe durch signifikante Abweichungen aus, so werden Ergebnisse für beiden Werkstoffchargen dargelegt und diskutiert.

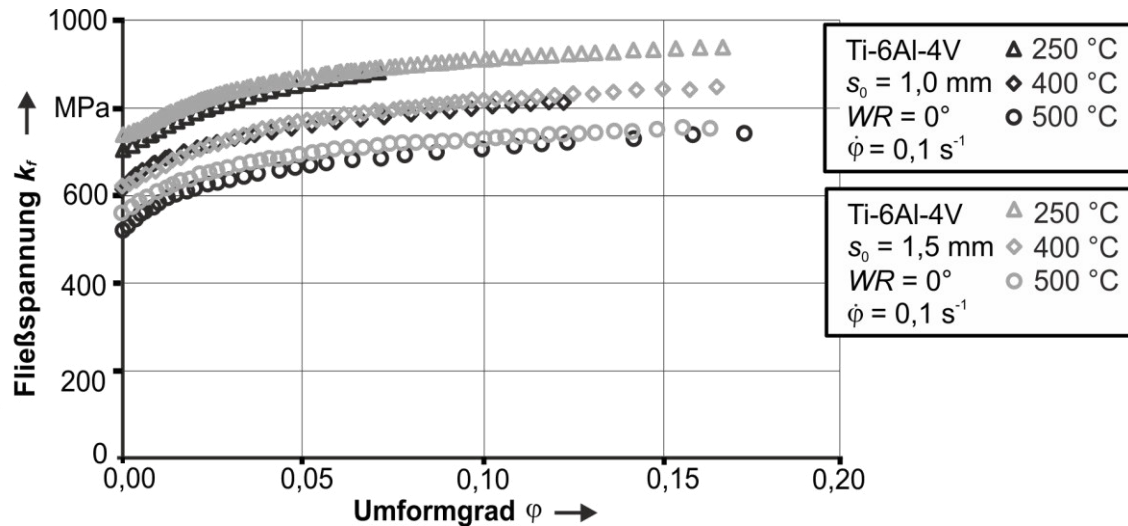


Bild 40: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten von Ti-6Al-4V Blechwerkstoff mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm und 1,5 mm einachsigen Zugversuch

### 7.1.2 Fließverhalten unter einachsiger Druckbelastung

Wie in Abschnitt 2.2.2 dargelegt, zeichnen sich Titanlegierungen durch eine signifikante Zug-Druck-Asymmetrie ihres mechanischen Werkstoffverhaltens aus. Zur Qualifizierung und Quantifizierung dieser Eigenschaft bei erhöhten Temperaturen werden im Rahmen dieser Arbeit neben den bereits untersuchten einachsigen Zugversuchen, einachsige Druckversuche durchgeführt und analysiert. Da heute kaum Anlagen zur Durchführung von Druckversuchen bei erhöhten Temperaturen zur Verfügung stehen, wird für die nachfolgenden Untersuchungen das in Abschnitt 5.1 dargelegte Werkzeug- und Prüfkonzept angewendet. Das im einachsigen Druckversuch bei einer Dehnrate von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  ermittelte Fließverhalten von Ti-6Al-4V Blechwerkstoff mit der nominellen Blechdicke von 1,5 mm ist in Bild 41 dargestellt. Wie bereits für das Fließverhalten von Ti-6Al-4V im einachsigen Zugversuch aufgezeigt, ist auch das mechanische Werkstoffverhalten im einachsigen Druckversuch durch eine signifikante Temperaturabhängigkeit charakterisiert. Mit steigender Temperatur sinkt die Anfangsfließspannung von 591 MPa bei 250 °C auf 356 MPa bei 600 °C. Bei niedrigen Umformgraden verfestigt der Werkstoff stark und geht ab einem Umformgrad von etwa

$\varphi = 0,04$  in einem linearen Verlauf über. Zurückzuführen ist diese Temperaturabhängigkeit des mechanischen Werkstoffverhaltens auf eine durch thermische Energie begünstigte Versetzungsbewegung und die Aktivierung weiterer Gleitebenen.

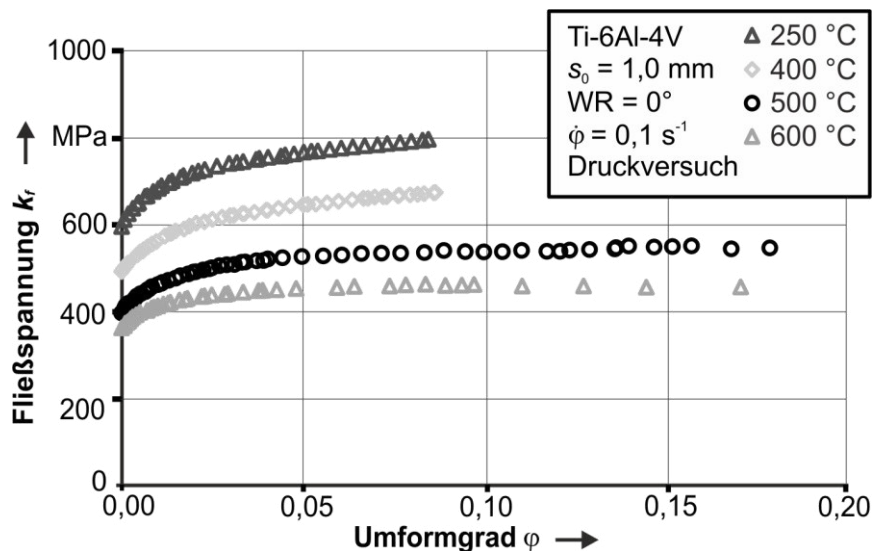


Bild 41: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten der Titanlegierung Ti-6Al-4V im einachsigen Druckversuch

Für anisotrope Werkstoffe wie Ti-6Al-4V wird nach dem Stand der Technik neben dem mechanischen Werkstoffverhalten in Walzrichtung auch das Fließverhalten des Werkstoffes in 45°- und 90°- Orientierung zur Walzrichtung analysiert. Basierend auf den experimentellen Ergebnissen kann nachfolgend mittels komplexer Materialmodelle das richtungsabhängige Werkstoffverhalten abgebildet werden. Wird durch einen geeigneten experimentellen Aufbau die Ermittlung richtungsabhängiger mechanischer Kennwerte im einachsigen Druckversuch ermöglicht, so ist neben der Anisotropie auch die Modellierung der Zug-Druck-Asymmetrie des mechanischen Werkstoffverhaltens möglich. Experimentell wenig erforscht ist die Zug-Druck-Asymmetrie von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen. Untersucht und dargestellt ist daher nachfolgend das mechanische Werkstoffverhalten der Titanlegierung Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen im einachsigen Druckversuch für die dargelegten Ausrichtungen zur Walzrichtung in Bild 42. Wie in Abschnitt 2.2.2 dargelegt ist für die untersuchte Titanlegierung mit der hexagonal dichtest gepackter Gitterstruktur aufgrund der

verfügbaren Gleitsysteme von einer signifikanten Abweichung des Werkstoffverhaltens unter Zug- und Druckbelastung auszugehen.

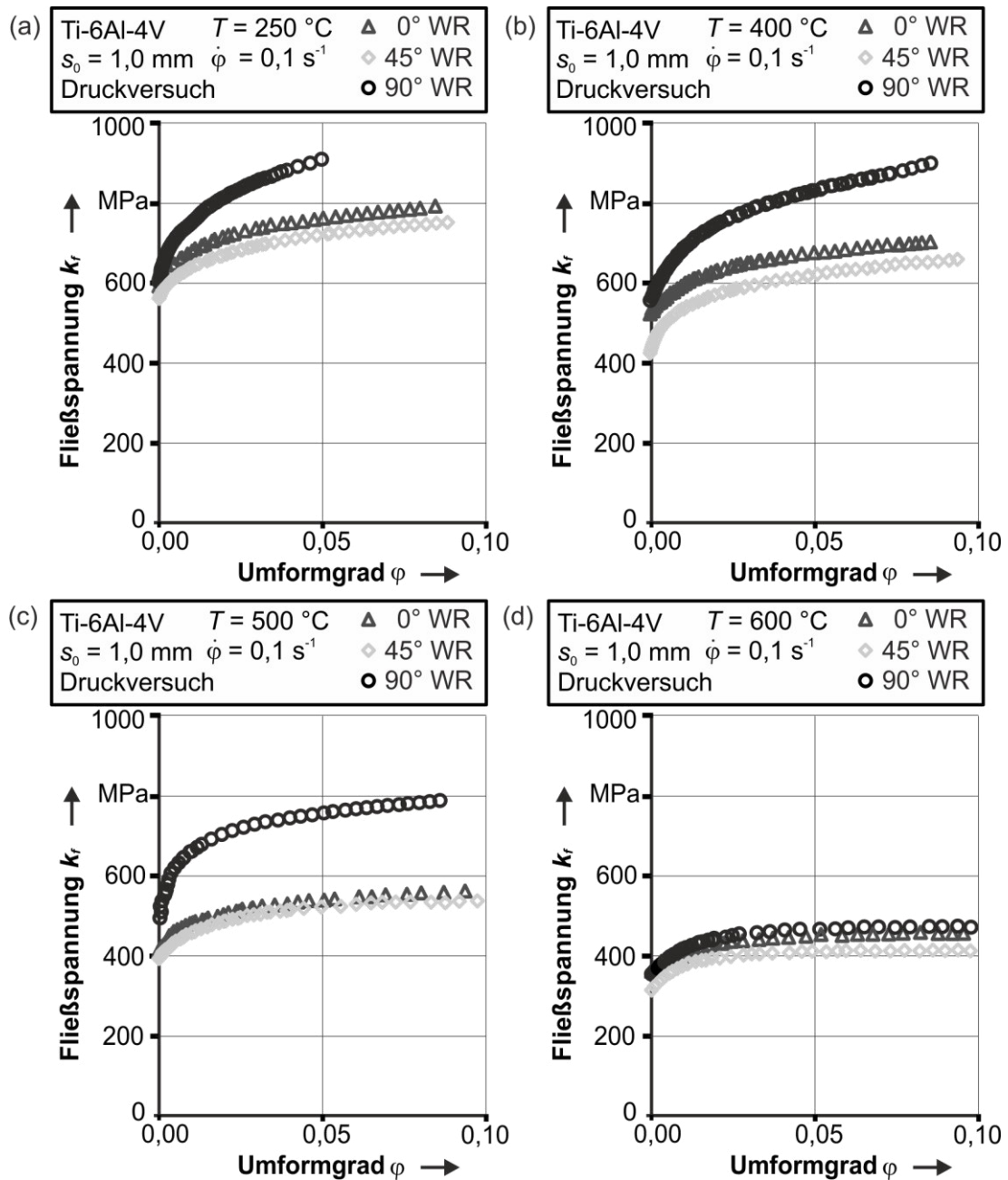


Bild 42: Einfluss der Walzrichtung auf das Fließverhalten der Titanlegierung Ti-6Al-4V im einachsigen Druckversuch bei den Temperaturen (a) 250 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C und (d) 600 °C

Wird der Fokus zunächst auf die Analyse der Anfangsfließspannung gelegt, so zeichnet sich der Werkstoff für alle untersuchten Temperaturen durch ein Maximum der Anfangsfließspannung für die Orientierung senkrecht zur

Walzrichtung und ein Minimum in 45°-Orientierung aus. Dabei ist für die Temperaturen 250 °C und 600 °C die Abhängigkeit der Anfangsfließspannung von der Orientierung zur Walzrichtung gering. Demgegenüber zeichnet sich der Werkstoff für die weiteren untersuchten Temperaturen durch eine signifikante Abhängigkeit des Werkstoffverhaltens von der Winkelorientierung zur Walzrichtung aus.

Eine Analyse des Fließspannungsniveaus bei erhöhten Temperaturen in Abhängigkeit von der Winkelorientierung zur Walzrichtung belegt eine hohe Übereinstimmung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V für die 45°- und 90°-Orientierung. Eine starke Abweichung des Verfestigungsverhaltens zu den untersuchten Winkelorientierungen weist der Werkstoff in 90°-Orientierung zur Walzrichtung auf. Bis zu einem Umformgrad von etwa 0,25 verfestigt der Werkstoff stärker als in 0° und 45°-Orientierung zur Walzrichtung und erreicht dabei eine Differenz des Fließspannungsniveaus von bis zu 260 MPa. Ein im Vergleich zu den bisherigen Darlegungen signifikant reduzierte Abhängigkeit des Fließspannungsniveaus von der Winkelorientierung zur Walzrichtung zeigt das Fließverhalten des Werkstoffs bei einer Temperatur von 600 C. Zurückzuführen ist dies auf die thermisch induzierte Aktivierung von Gleitebenen. Bei der untersuchten Temperatur von 600 °C ist die für das Gleiten benötigte kritische Scherspannung signifikant reduziert und damit das Gleiten auf der Basal-, Prismen- und Pyramidalebene möglich. Dadurch können Hindernisse wie beispielsweise Korngrenzen und Ausscheidungen durch dreidimensionales Gleiten leichter überwunden werden. Demgegenüber ist für die untersuchten Temperaturen bis 500 °C das Gleiten von Versetzungen in der Basalebene energetisch begünstigt. Dreidimensionales Gleiten und das Überwinden von Hindernissen ist somit behindert. Besonders deutlich wird dies für das mechanische Werkstoffverhalten von Ti-6Al-4V senkrecht zur Walzrichtung. Durch eine, im Vergleich zu anderen Orientierungen hohe Zahl an Korngrenzen, ist das mechanische Werkstoffverhalten in 90°-Orientierung zur Walzrichtung durch eine hohe Verfestigung und ein hohes Festigkeitsniveau geprägt.

### **7.1.3 Anisotropie der plastischen Formänderung**

Um die werkstoffabhängige, plastische Anisotropie zu quantifizieren, wird der in Abschnitt 2.5.3 beschriebene  $r$ -Wert herangezogen. Einzug findet

dieser Kennwert in die numerische Auslegung von Umformprozessen über die Fließortkurve. Zur Ermittlung des  $r$ -Wertes werden die in Abschnitt 4.5.1 und 5.1 aufgeführten Versuchsanlagen und Methodik herangezogen. Bei der Berechnung des Kennwertes wird das in Abschnitt 2.5.3 beschriebene Vorgehen angewendet.

### ***Anisotropie der plastischen Formänderung im einachsigen Zugversuch***

Während die Bestimmung der Anisotropie bei Raumtemperatur ein weitreichend genormtes Themenfeld darstellt, gilt dies nicht für erhöhte Temperaturen. Speziell im Bereich der Durchführung von konduktiven Werkstoffcharakterisierungsversuchen ist es daher zielführend, die in DIN EN 10130 [124] und SEP 1240 [125] für Raumtemperatur definierten Vorgaben zu Auswertemethodik und -vorgehen von einachsigen Zugversuchen zu erweitern. Zur lokalen Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte wird eine auf Arbeiten von Hoffmann et al. [142], Novotny et al. [181] und Hecht [143] basierende Versuchsmethodik angewendet. Darüber hinaus wurde in Anlehnung an die Arbeiten von Merklein et al. [182] und Lechler [145] der  $r$ -Wert durch die arithmetische Mittelung des Dehnungsverlaufs des Anisotropiekoeffizienten im Bereich der homogenen, plastischen Formänderung bestimmt. Mittels der angewandten Versuchsmethodik und -durchführung kann das für konduktive Versuche charakteristische Temperaturprofil bei der Bestimmung des  $r$ -Wertes berücksichtigt werden.

In Bild 43 ist die Temperaturabhängigkeit der Anisotropiekennwerte  $r_0$ ,  $r_{45}$  und  $r_{90}$  der Titanlegierung Ti-6Al 4V im einachsigen Zugversuch dargestellt. Die Versuchsdurchführung erfolgte an der servohydraulischen Universalprüfmaschine Gleeble 3500 an Blechwerkstoff der nominellen Blechdicke von 1,0 mm mit einer Dehnrage von  $0,1 \text{ s}^{-1}$ .

Aus den dargestellten Ergebnissen geht hervor, dass die plastische Anisotropie  $r$  der Titanlegierung Ti-6Al-4V eine signifikante Abhängigkeit von der Umformtemperatur aufweist. Mit steigender Temperatur sinken die Anisotropiekennwerte  $r_{45}$  und  $r_{90}$ . Demgegenüber ist der Anisotropiekennwert  $r_0$  für Temperaturen bis  $500 \text{ °C}$  konstant. Die quantitative Analyse der Abhängigkeit des Anisotropiekennwertes  $r$  von der Winkelorientierung zur Walzrichtung liefert einen um mehrere Größenordnungen erhöhten Wert von  $r_{45}$  im Vergleich zu den anderen Orientierungen. In diesem Zusammenhang

erreicht die Differenz zwischen dem Anisotropiekennwert  $r_{45}$  und  $r_0$  ein Maximum von  $\Delta r = 1,93$  bei einer Temperatur von 250 °C.

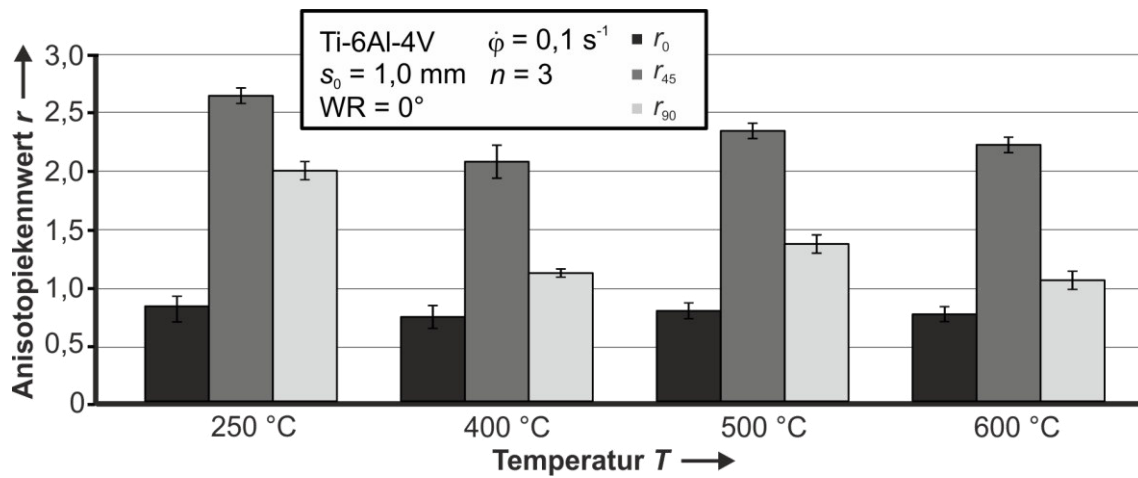


Bild 43: Einfluss der Temperatur auf die Anisotropie  $r$  der Titanlegierung Ti-6Al-4V während der plastischen Formänderung im einachsigen Zugversuch

Auch stehen die Ergebnisse quantitativ in guter Übereinstimmung mit Forschungsergebnissen von Odenberger [117] für den Werkstoff Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen. Zur Bewertung der Temperaturabhängigkeit der Tiefzieheignung und der Zipfelbildung des untersuchten Halbzeugs wurde die im einachsigen Zugversuch ermittelte mittlere senkrechte Anisotropie  $\bar{r}$  und ebene Anisotropie  $\Delta r$  des Werkstoffs Ti-6Al-4V betrachtet. Zusammengefasst sind diese Kennwerte bei erhöhten Temperaturen in Tabelle 17.

Tabelle 17: Im einachsigen Zugversuch ermittelte mittlere senkrechte Anisotropie und ebene Anisotropie des Werkstoffs Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen

	250 °C	400 °C	500 °C	600 °C
mittlere senkrechte Anisotropie $\bar{r}$	1,97 ± 0,13	1,47 ± 0,10	1,66 ± 0,20	1,54 ± 0,27
ebene Anisotropie $\Delta r$	-1,29 ± 0,09	-1,16 ± 0,21	-1,29 ± 0,41	-1,31 ± 0,55

Aus den zusammengestellten Kenngrößen kann keine signifikante Abhängigkeit der mittleren senkrechten Anisotropie  $\bar{r}$  und ebenen Anisotropie  $\Delta r$  des untersuchten Werkstoffs von der Umformtemperatur abgeleitet werden. Die mittlere senkrechte Anisotropie erreicht für alle untersuchten Temperaturen einen Wert deutlich größer  $\bar{r} > 1,25$ , was eine konstante Blechdicke

und hohe übertragbare Kräfte beim Tiefziehen indiziert. Bedingt durch eine hohe ebene Anisotropie, mit deutlich von Null abweichenden Werten, ist von einer signifikanten Zipfelbildung beim Tiefziehen auszugehen. Dabei bilden sich Zipfel in diagonale Winkelorientierung zur Walzrichtung aus. Als nachteilig ist bei der indizierten Zipfelbildung eine mögliche Nacharbeit des Bauteils zur Entfernung dieser anzusehen.

### ***Anisotropie der plastischen Formänderung im einachsigen Druckversuch***

Forschungslücken bestehen bei der Ermittlung der Anisotropie der plastischen Formänderung im einachsigen Druckversuch. Speziell für Werkstoffe mit hdp-Gitter existieren verschiedene experimentelle Ansätze und Bestimmungsmethoden für den  $r$ -Wert. In Arbeiten von Lou et al. [106] und Lee et al. [183] finden diese Ansätze und Methoden für die Magnesiumlegierung AZ31B und die Aluminiumlegierung AA6111 Anwendung. Wissenschaftlich kaum erforscht ist die Ermittlung der Anisotropie der plastischen Formänderung bei erhöhten Temperaturen. Dies begründet sich in erster Linie auf einer geringen Anzahl an verfügbaren experimentellen Prüfaufbauten zur Bestimmung des plastischen Fließverhaltens von Werkstoffen im einachsigen Druckversuch bei erhöhten Temperaturen. Ein neuer Ansatzpunkt wurde diesbezüglich durch die Arbeiten von Pia et al. [153] geschaffen. Mittels des vorgestellten Aufbaus ist eine Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens bis zu einer Temperatur von 300 °C möglich. Im Rahmen dieser Arbeit wird der am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelte und in Abschnitt 5.1 aufgezeigte Prüfaufbau herangezogen. Dieser ermöglicht die Realisierung einachsiger Druckversuche bis zu einer Versuchstemperatur von 600 °C. Die Bestimmung des  $r$ -Wertes im einachsigen Druckversuch erfolgt in Anlehnung an die in diesem Abschnitt erläuterte Methodik für den einachsigen Zugversuch. Eine Abweichung vom Vorgehen beim einachsigen Zugversuch bildet die gewählte Obergrenze des Auswertebereichs für die arithmetische Mittelung, welche im Rahmen dieser Arbeit durch das Ausknicken des Prüfkörpers festgelegt ist. Die Analyse der Temperaturabhängigkeit des Anisotropiekennwertes  $r$  erfolgt anhand der Zusammenstellung aus Bild 44. Grundlage der experimentellen Arbeit bildet der bei einer Referenzdehnrate von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  untersuchte Werkstoff A mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm.

Aus den in Bild 44 zusammengestellten Ergebnissen kann eine signifikante, lineare Temperaturabhängigkeit des Anisotropiekennwertes  $r_{45}$  im einachsigen Durchversuch abgeleitet werden. Der Anisotropiekennwert  $r_{45}$  sinkt mit steigender Temperatur von  $2,34 \pm 0,22$  bei einer Temperatur von  $250\text{ °C}$  auf  $1,73 \pm 0,04$  bei einer Temperatur von  $600\text{ °C}$ . Die Anisotropiekennwerte  $r_{45}$  und  $r_{90}$  sind unter Berücksichtigung der Standardabweichung unabhängig von der untersuchten Umformtemperatur.

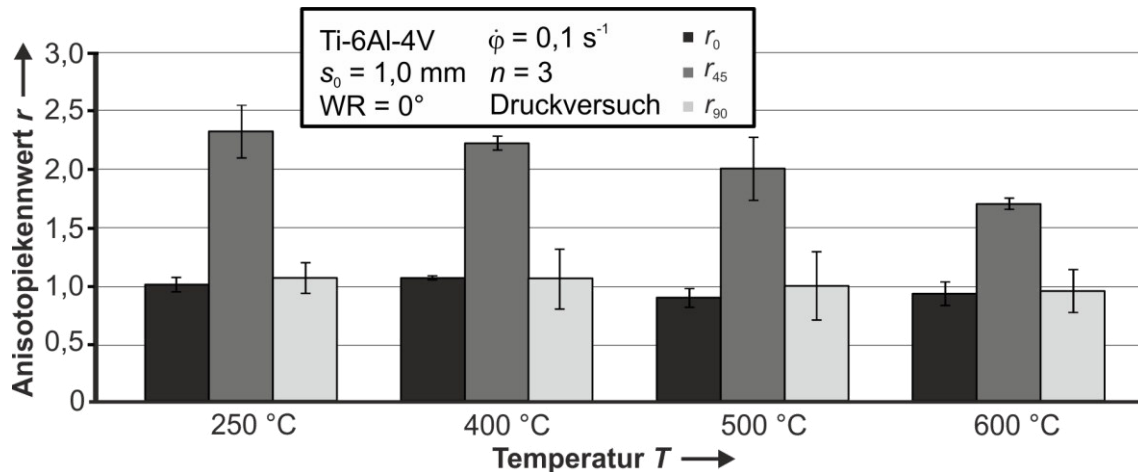


Bild 44: Einfluss der Temperatur auf die Anisotropie der Titanlegierung Ti-6Al-4V während der plastischen Formänderung im einachsigen Druckversuch

#### 7.1.4 Fließverhalten im Scherversuch

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Scherversuche an Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen durchgeführt, um die Temperaturabhängigkeit des mechanischen Werkstoffverhaltens unter Scherbelastung zu untersuchen. Die Versuchsdurchführung erfolgt an einem am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelten und in Abschnitt 5.2 detailliert dargelegten Prüfwerkzeug, Prüfmethodik und -vorgehen orientieren sich an den Ausführungen aus Abschnitt 5.2. Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen für Werkstoff A sind in Bild 45 visualisiert. Anhand der dargestellten Ergebnisse kann eine signifikante Temperaturabhängigkeit des Formänderungsverhaltens von Ti-6Al-4V abgeleitet werden. Mit steigender Temperatur kommt es zu einer deutlichen Reduktion des Fließbeginns und auch des Fließspannungsniveaus.

Eine im Vergleich zu den anderen Temperaturen geringe Differenz von maximal 35 MPa weist dabei das Fließspannungsniveau von 400 °C zu 500 °C auf. Zurückzuführen ist dies auf die Tatsache, dass die bei einem Temperaturanstieg von 400 °C auf 500 °C eingebrachte thermische Energie keine neuen Gleitebenen aktiviert [73]. Das Verfestigungsverhalten ist für die untersuchten Temperaturen von einer starken Zunahme der Verfestigung bis zu einem Umformgrad von etwa 0,02 geprägt. Mit fortschreitender Formänderung folgt ein linearer Anstieg der Verfestigung.

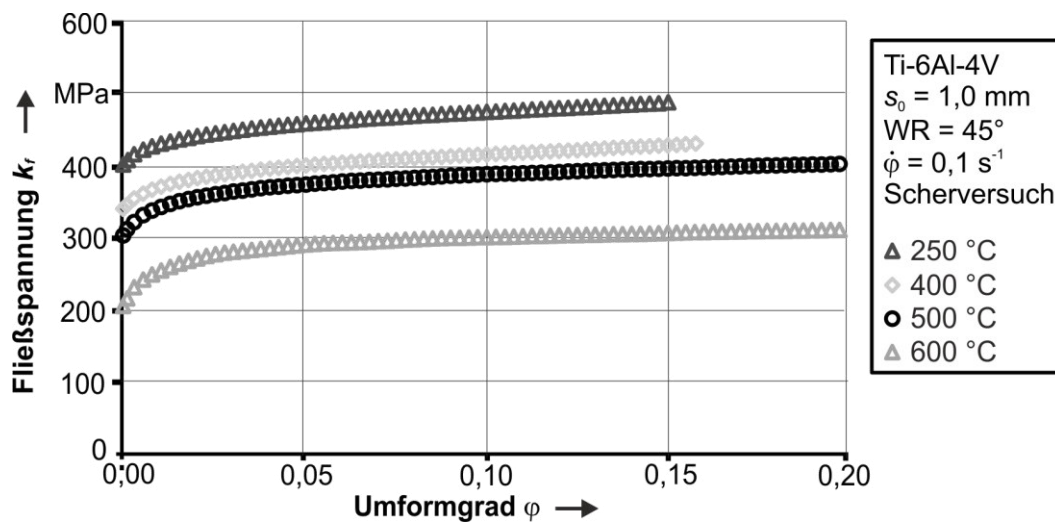


Bild 45: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten von Ti-6Al-4V im Scherversuch

### 7.1.5 Fließverhalten im Schichtstauchversuch

Um die Temperaturabhängigkeit des mechanischen Werkstoffverhaltens von Ti-6Al-4V bei prozessrelevanten Bedingungen zu analysieren, sind in Bild 46 die im Schichtstauchversuch ermittelten Fließkurven ausgewählter Umformtemperaturen gegenübergestellt. Im Rahmen dieser Untersuchungen sind exemplarische Temperaturen zwischen 250 °C und 600 °C gewählt. Die Referenzdehnrate zur mechanischen Charakterisierung von Werkstoff A ist mit  $0,1 \text{ s}^{-1}$  gewählt. Für die experimentelle Versuchsdurchführung findet die Darlegung aus Abschnitt 7.1.5 für Prüfwerkzeuge und Prüfmethodik Anwendung.

Aus den dargestellten Ergebnissen geht hervor, dass das Formänderungsverhalten von Ti-6Al-4V durch eine signifikante Temperaturabhängigkeit gekennzeichnet ist. Eine Erhöhung der Umformtemperatur hat eine Abnahme

der Anfangsfließspannung  $k_{f0}$  zur Folge. In diesem Zusammenhang ist für die untersuchten Temperaturen von 250 °C bis 500 °C die quantitative Abnahme der Anfangsfließspannung  $k_{f0}$  linear. Im Vergleich dazu sind Anfangsfließspannung und Verfestigung für die untersuchte Temperatur von 600 °C deutlich reduziert. Das Verfestigungsverhalten des Werkstoffs stimmt für die Versuchstemperaturen 400 °C und 500 °C qualitativ überein. Quantitativ sinkt das Fließspannungsniveau bei einer Erhöhung der Temperatur von 400 °C auf 500 °C um etwa 80 MPa. Die signifikante Abweichung des Fließverhaltens der Umformtemperatur 400 °C und 500 °C zu erhöhten und reduzierten Temperaturen ist auf die Aktivierung und Deaktivierung von Gleitebenen zurückzuführen. Detailliert dargestellt sind die zugrundeliegenden metallurgischen Ursachen in Abschnitt 2.2.2.

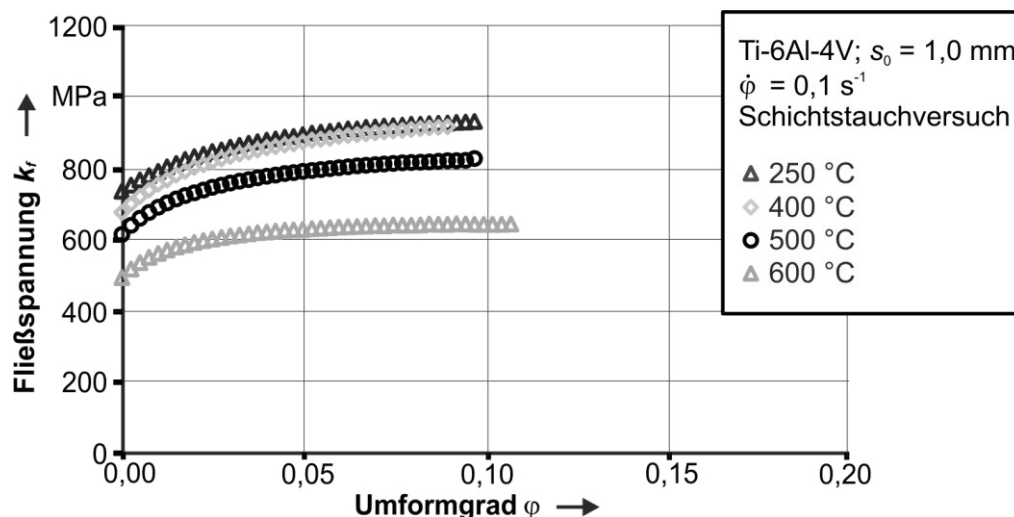


Bild 46: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten von Werkstoff A im Schichtstauchversuch

Zur Erforschung der Übertragbarkeit der Ergebnisse auf weitere Werkstoffchargen und Blechdicken wurden die dargelegten Schichtstauchversuche in weiteren Untersuchungen an dem Werkstoff mit der nominellen Blechdicke von 1,5 mm durchgeführt. Dargestellt ist dazu das Fließverhalten von Ti-6Al-4V Blechwerkstoff mit einer nominellen Blechdicke von 1,5 mm bei erhöhten Temperaturen in Bild 47. Obwohl die untersuchten Werkstoffchargen mit der nominellen Blechdicke von 1,0 mm und 1,5 mm qualitative Differenzen der Anfangsfließspannung und des Fließspannungsniveau aufweisen, zeichnet sich die quantitative Gegenüberstellung durch eine hohe Übereinstimmung dieser Kennwerte aus.

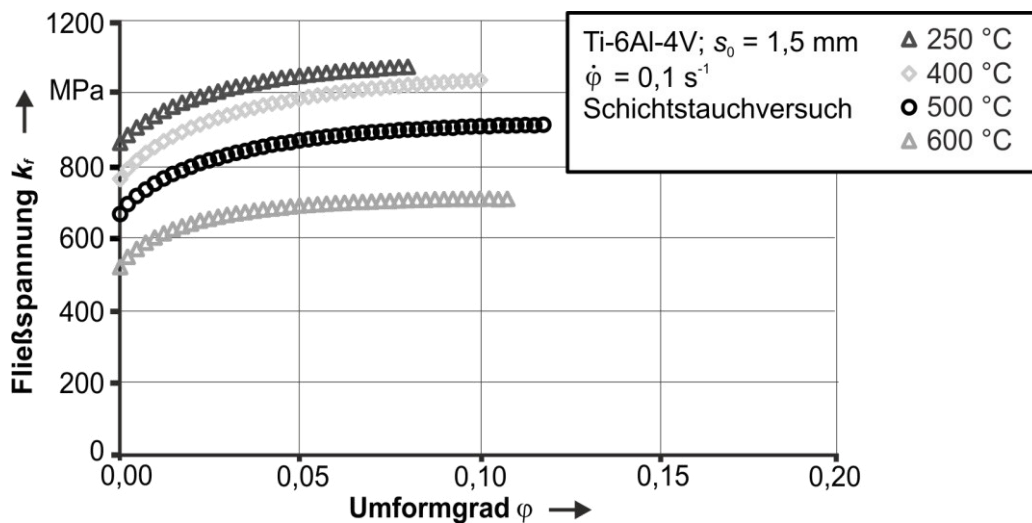


Bild 47: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten von Werkstoff B im Schichtstauchversuch

Das Fließverhalten stimmt für die Umformtemperatur 500 °C und 600 °C mit hoher Genauigkeit überein. Sowohl die bei 250 °C als auch die bei 400 °C ermittelten Fließkurven des Werkstoffs mit der nominellen Blechdicke von 1,0 mm zeichnen sich durch eine im Vergleich zu den Fließkurven des Werkstoffs mit der nominellen Blechdicke von 1,5 mm durch ein reduziertes Fließspannungsniveau aus.

### 7.1.6 Mechanisches Werkstoffverhalten bei superplastischen Umformbedingungen

Wie in Abschnitt 2.5.2 dargelegt, ist die Dehnratesensitivität  $m$  die übergeordnete Kenngröße zur Bewertung des Auftretens von Superplastizität bei metallischen Werkstoffen während der Umformung. Je höher dabei der Kennwert  $m$  ist, desto größere Dehnungen können während der Umformung erzielt werden. Zur Untersuchung der Signifikanz der Dehnratesensitivität wurden für den Werkstoff Ti-6Al-4V ausgewählte Dehnratesensitivitäten in einem Bereich zwischen  $4 \cdot 10^{-5}$  s<sup>-1</sup> und  $2 \cdot 10^{-3}$  s<sup>-1</sup> erforscht. Die Auswahl des Dehnratesensitivitätsbereichs erfolgt ebenso wie die Wahl der Versuchstemperatur von 925 °C auf Basis von Literaturwerten [184]. Die Versuchsdurchführung wird an der servohydraulischen Universalprüfmaschine Gleeble 3500 entsprechend den Darlegungen aus Abschnitt 4.5.1 durchgeführt. Zur Visualisierung der Versuchsergebnisse im einachsigen Zugversuch dient im Rahmen dieser Arbeit das in Bild 48 dargestellte Diagramm. Darin ist die Dehnratesensitivität für

ausgewählte Umformgrade über die Dehnraten aufgetragen. Für die untersuchten Dehnraten kann anhand der zusammengestellten experimentellen Ergebnisse ein Maximum der Dehnratensensitivität bei der Dehnrade von  $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  abgeleitet werden. Als Ergebnis der experimentellen Versuchsdurchführung kann in Rahmen der Untersuchungen die Dehnrade von  $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  als geeignete Dehnrade für die superplastische Umformung identifiziert werden.

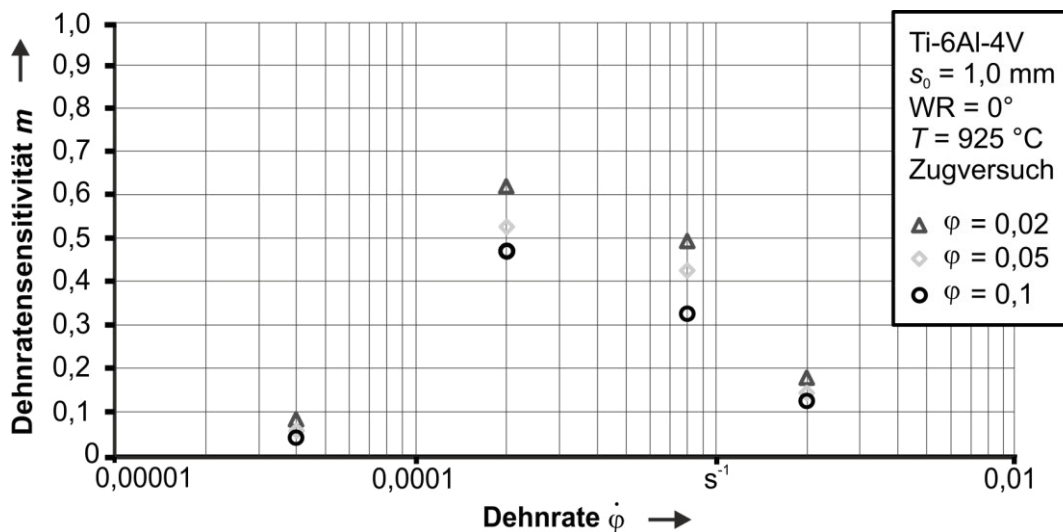


Bild 48: Einfluss der Dehnrade auf die Dehnratensensitivität des Werkstoffs Ti-6Al-4V bei prozessrelevanten superplastischen Umformbedingungen

## 7.2 Modellierung des Warmfließverhaltens von Ti-6Al-4V

Basierend auf den Erkenntnissen über das reale Werkstoffverhalten von Ti-6Al-4V erfolgt in diesem Abschnitt die analytische Beschreibung des Fließverhaltens der untersuchten Titanlegierung unter prozessrelevanten Einflussgrößen. Für die Beschreibung der Fließortkurve und der Fließkurve von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen kommen mathematische Modelle entsprechend Abschnitt 2.5 zur Anwendung.

### 7.2.1 Mathematische Beschreibung der Fließortkurve

Zur Modellierung des Fließverhaltens der untersuchten Titanlegierung bei erhöhten Temperaturen werden im Rahmen dieser Arbeit drei Fließkriterien analysiert. Zunächst wird die Eignung des weit verbreiteten Fließgesetz *Hill 1948* untersucht, welches in der Werkstoffmodellierung besonders aufgrund seiner einfachen mathematischen Formulierung eingesetzt wird.

Darüber hinaus wird das Modell *Barlat 2000* untersucht, welches die Abbildung von anisotropem Werkstoffverhalten ermöglicht. Der Fokus der Untersuchung ist auf das Fließgesetz *CB 2004* gerichtet, das speziell für Werkstoffe mit hexagonal dichtest gepackten Gitterstrukturen entwickelt wurde und dessen Gültigkeit für Magnesium bei Raumtemperatur nachgewiesen ist [107]. Die beiden erstgenannten Modelle werden aufgrund ihrer im Vergleich zum Fließgesetz *CB 2004* einfachen mathematischen Formulierung und der geringeren Zahl an experimentell zu ermittelnden Kennwerte untersucht. Dabei dient die Genauigkeit der Abbildung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen als Bewertungskriterium für die Eignung eines Verfahrens. Die experimentell ermittelten Eingangsgrößen für die Modellierung sind zum einen die in Abhängigkeit von der Orientierung zur Walzrichtung im einachsigen Zug- und Druckversuch bestimmten Anisotropiekennwerte  $r_i$  und der unter quasi äquibiaxialen Zugspannungszustand im Schichtstauchversuch ermittelte Anisotropiekennwert  $r_b$ . Zum anderen ist es der Fließbeginn  $k_{f0}$  unter einachsiger Zug- und Druckbelastung in Abhängigkeit von der Orientierung zur Walzrichtung, unter Scherbelastung und unter quasi äquibiaxialen Spannungszustand. Zur mathematischen Bestimmung des Fließortes wird unter Verwendung experimenteller Eingangsdaten das numerische Fehlerminimierungsverfahren nach Levenberg-Marquardt [152] herangezogen. Die resultierenden Koeffizienten dienen in der nachfolgenden Arbeit für die graphischen Darstellungen und Analyse der Fließortkurven. Zur Ermittlung der in diesem Abschnitt dargestellten Fließortkurven nach *Barlat 2000* wird der Koeffizient  $a$  mit einem Wert von 8 verwendet. Für die Bewertung der Übereinstimmung zwischen realen Werkstoffkennwerten und dem theoretischen Modell wird der experimentell ermittelte Fließbeginn im einachsigen Zug- und Druckversuch, im Schichtstauch- und im Scherversuch herangezogen.

In Bild 49 sind die experimentell ermittelten Fließorte des Werkstoffs Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm bei der exemplarischen Temperatur von 400 °C abgebildet. Darüber hinaus ist in der Darstellung die theoretische Fließortkurve entsprechend den drei Fließkriterien *Hill 1948*, *Barlat 2000* und *CB 2004* visualisiert. Wird der Fokus der Analyse zunächst auf die Fließorte mit Zugbelastung gelegt, so kann ein signifikanter Unterschied zwischen der Abbildungsgenauigkeit des Modells *Hill 1948* und den beiden anderen untersuchten Modellen festgehalten werden. Während

mithilfe der theoretischen Modelle *Barlat 2000* und *CB 2004* eine exakte Abbildung der realen Fließorte im ersten Quadranten des Hauptspannungsraumes möglich ist, gilt dies nicht für das Modell *Hill 1948*. Mit dem Fließortkurvenmodell *Hill 1948* ist nur für den in paralleler Orientierung zur Walzrichtung ermittelten Fließort eine genaue Abbildung des realen Werkstoffverhaltens möglich. Für den in senkrechter Orientierung zur Walzrichtung bestimmten Fließort weichen die realen Werkstoffkennwerte um 6 % von der theoretischen Fließortkurve ab. Noch signifikanter ist diese Differenz mit einem Wert von 13 % für den quasi äquibiaxialen Spannungszustand.

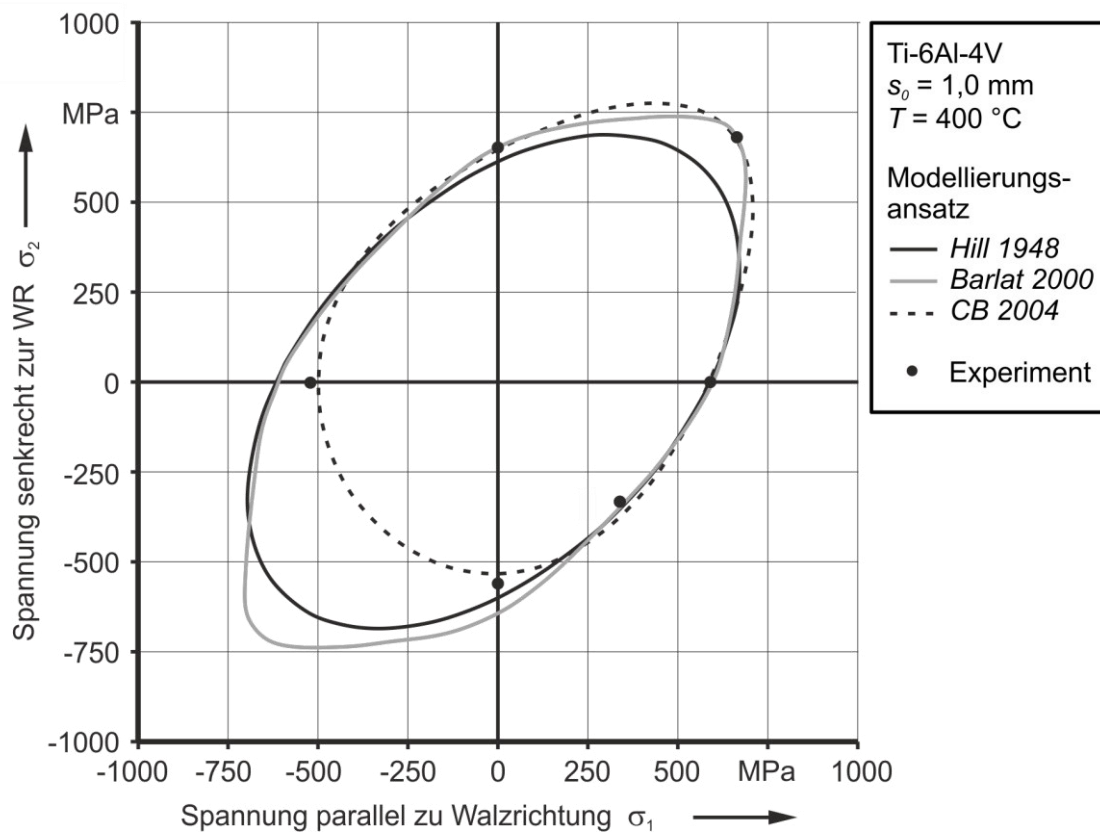


Bild 49: Modellierung der experimentell ermittelten Fließorte für Ti-6Al-4V bei 400 °C mittels der Fließkriterien Hill 1948, Barlat 2000 und CB 2004

Für den Fließort unter Scherbelastung kann ebenfalls eine sehr hohe Abbildungsgenauigkeit der realen Werkstoffkennwerte durch alle drei untersuchten mathematischen Modelle attestiert werden. Signifikante Unterschiede ergeben sich hingegen unter einachsiger Druckbelastung. Bei diesem Spannungszustand ist ausschließlich mit dem Fließkurvenmodell *CB 2004* eine

sehr gute Übereinstimmung zwischen theoretischen und realen Fließsorten gegeben. Dabei beträgt die Differenz zwischen Modell und Realversuch weniger als 5 %. Demgegenüber liegt diese Differenz für die beiden Modelle *Barlat 2000* und *Hill 1948* bei einem Wert von bis zu 17 %. Der in diesem Abschnitt dargelegte Zusammenhang konnte in weiteren Untersuchungen qualitativ auch für weitere Temperaturen und Blechdicken nachgewiesen werden. Neben der in Bild 49 aufgezeigten Temperatur von 400 °C handelt es sich dabei um die exemplarischen Temperaturen 250 °C und 500 °C und die nominelle Blechdicke von 1,5 mm. Auf Basis dieser Erkenntnisse kann somit für die Abbildungsgenauigkeit und damit auch Eignung der untersuchten Modelle für den Werkstoff Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen folgender Sachverhalt abgeleitet werden. Das Fließortkurvenmodell *Hill 1948* ist nicht für die Abbildung des realen Werkstoffverhaltens von Ti-6Al-4V unter Druckbelastung geeignet. Sowohl die Anisotropie als auch die Zug-Druck-Asymmetrie des Werkstoffverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen können nicht abgebildet werden. Auf Basis dieser Erkenntnis wird das Fließkriterium *Hill 1948* in der weiteren Arbeit nicht zur Modellierung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V herangezogen. Im Gegensatz dazu kann mithilfe des Fließkriteriums *Barlat 2000* eine speziell im 1. Quadranten des ebenen Hauptspannungsraumes exakte Abbildung des realen Werkstoffverhaltens erzielt werden. Bedingt durch die Verwendung von acht Werkstoffkennwerten für die Modellierung ist die Abbildung des anisotropen Werkstoffverhaltens der untersuchten Titanlegierung möglich. Die höchste Übereinstimmung zwischen theoretischem Modell und realen Werkstoffkennwerten liefert das Modell *CB 2004*. Mithilfe dieses Fließortkriteriums ist neben der Abbildung der Anisotropie auch die Modellierung der Zug-Druck-Asymmetrie des Werkstoffverhaltens von Ti-6Al-4V möglich. Zurückzuführen ist dieser Sachverhalt auf die Verwendung von elf Werkstoffkennwerten, welche neben realen unter Zugbeanspruchung ermittelten Kennwerten auch jene unter Druckbeanspruchung beinhalten.

Um die temperaturabhängige Abbildungsgenauigkeit des Modells *Barlat 2000* für das Fließverhaltens von Ti-6Al-4V zu untersuchen, sind in Bild 50 die experimentell und analytisch ermittelten Fließortkurven für exemplarische Temperaturen dargestellt. Eine exakte Abbildung der realen Werkstoffkennwerte durch den untersuchten theoretischen Ansatz kann für alle untersuchten Temperaturen für die Fließsorte im 1. Quadranten des ebenen

Hauptspannungsraumes abgeleitet werden. Ebenso kann für alle untersuchten Temperaturen mit der Ausnahme von 250 °C eine sehr gute Übereinstimmung der realen mit den theoretischen Kennwerten unter Scherspannungsbeanspruchung attestiert werden.

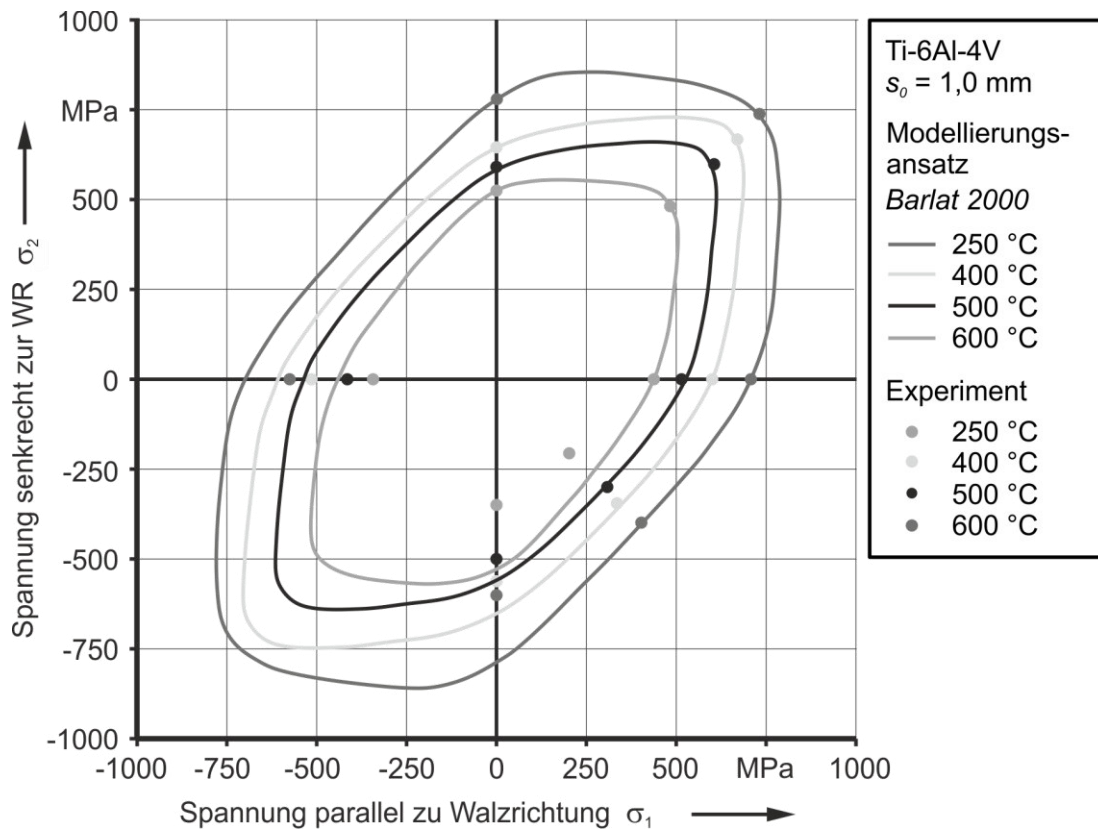


Bild 50: Modellierung der experimentell ermittelten Fließorte für Werkstoff A bei erhöhter Temperatur mittels des Fließkriteriums Barlat 2000

Entgegen dieser hohen Abbildungsgenauigkeit existieren unter einachsiger Druckbeanspruchung signifikante Differenzen zwischen den experimentell und analytisch ermittelten Kennwerten. Die quantitative Ausprägung dieses Unterschiedes ist dabei abhängig von der Orientierung zur Walzrichtung und erreicht einen Maximalwert von 35 %. Auch sind temperaturabhängige Abweichungen der geometrischen Ausprägung der modellierten Fließortkurven signifikant. Diese beruhen primär auf der Aktivierung von Gleitebenen bei dem Übergang der Umformtemperatur von 250 °C zu 400 °C und von 500 °C zu 600 °C. Diese, in Abschnitt 2.2.2 detailliert dargelegten charakteristischen Temperaturen, sind unabhängig von dem zugrunde gelegten Fließortkriterium und werden nachfolgend anhand der nach *CB 2004* modellierten temperaturabhängigen Fließortkurven diskutiert.

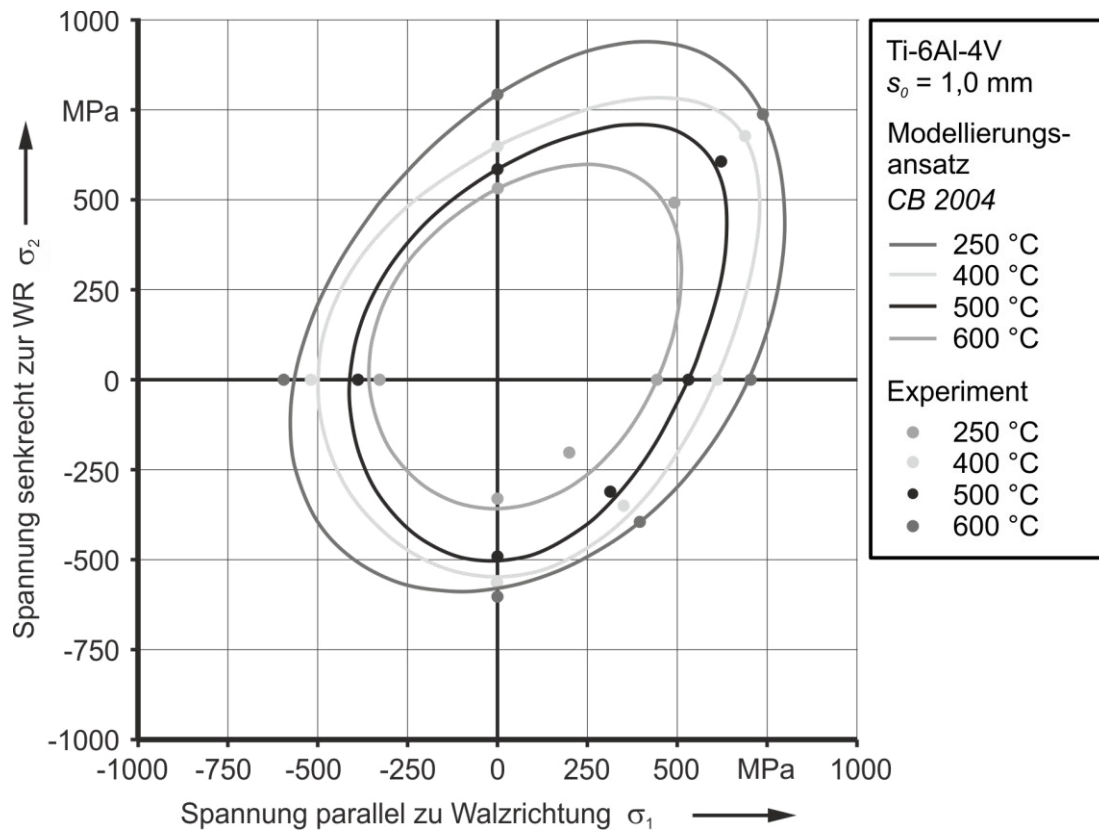


Bild 51: Modellierung der experimentell ermittelten Fließorte für Werkstoff A bei erhöhter Temperatur mittels des Fließkriteriums CB 2004

Visualisiert sind in Bild 51 die nach *CB 2004* modellierten Fließortkurven für das temperaturabhängige Werkstoffverhalten von Werkstoff A bei den exemplarisch Temperaturen von 250 °C, 400 °C, 500 °C und 600 °C. Für die untersuchten Temperaturen 400 °C und 500 °C kann mittels dieses Modells eine hohe Abbildungsgenauigkeit zwischen realen und theoretisch bestimmten Fließorten erreicht werden. Auch wenn dieser Zusammenhang ebenfalls für die Temperatur von 600 °C gültig ist, unterscheidet sich die geometrische Ausprägung der modellierten Fließortkurve bei dieser Temperatur signifikant von den beiden erstgenannten Temperaturen. Zurückzuführen ist dieser Sachverhalt auf die in Abschnitt 2.2.2 detailliert dargelegten werkstoffkundlichen Grundlagen zur Warmumformung von Ti-6Al-4V. Als charakteristische Temperatur ist dabei 527 °C herausgearbeitet, ab welcher ein Gleichgewicht zwischen den kritischen Scherspannungen für alle Gleitebenen vorherrscht. Dieses hat zur Folge, dass dreidimensionales Gleiten in alle drei Raumrichtungen energetisch gleich wahrscheinlich ist, was wiederum zur Veränderung der geometrischen Ausprägung des Fließortes bei der

Erhöhung der Temperatur von 500 °C zu 600 °C führt. Ebenso hat der Temperaturübergang von 250 °C zu 400 °C eine Änderung der Ausprägung des modellierten Fließortes zur Folge. Auch diese Energiezufuhr bewirkt eine Änderung der Zahl der verfügbaren Gleitsysteme, was in diesem Fall auf einen schrittweisen Übergang des Gleitens von der Basal- auf die Primal- und Pyramidalebene zurückzuführen ist. Die Abbildungsgenauigkeit des theoretischen Modelles sinkt für die Temperatur von 250 °C und ist im Vergleich zu den anderen untersuchten Temperaturen signifikant reduziert. Dabei steigt die maximale Differenz zwischen den realen Werkstoffkennwerten und dem analytisch berechneten Modell von unter 5 % für die Temperaturen ab 400 °C auf über 22 % für die Temperatur von 250 °C. Die hohe Abbildungsgenauigkeit des Fließkriteriums *CB 2004* für den untersuchten Werkstoff ab einer Temperatur von 400 °C entspricht Literaturwerten, wie dies unter anderem für eine Magnesiumlegierung bei Raumtemperatur nachgewiesen wurde [107]. Vergleichbare Kennwerte für Titanlegierungen bei erhöhten Temperaturen sind aufgrund eines Mangels an experimentell ermittelten Kennwerten unter einachsiger Druckbelastung nicht existent.

Auf Basis der aufgezeigten Ergebnisse kann festgehalten werden, dass das Fließortkriterium *Hill 1948* nicht für die Modellierung von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen geeignet ist. Dies ist primär darauf zurückzuführen, dass sowohl die für Titanwerkstoffe charakteristische Anisotropie als auch die Zug-Druck-Asymmetrie nicht abgebildet werden können. Das zweite untersuchte Fließortkriterium *Barlat 2000* kann zur exakten Abbildung die Fließortes im 1. Quadranten herangezogen werden, jedoch ermöglicht dieses Modell nicht die Abbildung der Zug-Druck-Asymmetrie des Fließverhaltens der untersuchten Titanlegierung. Die Möglichkeit zur theoretischen Beschreibung dieser charakteristischen Zug-Druck-Asymmetrie bietet das Modell *CB 2004*. Mithilfe dieses Fließortkriteriums ist eine hohe Abbildungsgenauigkeit der experimentellen Fließorte für die untersuchten Temperaturen 400 °C, 500 °C und 600 °C möglich. Verglichen mit den weiteren untersuchten Fließortkriterien gilt dies insbesondere für die unter einachsiger Druck- und Scherbelastung ermittelten Werkstoffkennwerte. Die modellierten Fließorte für die untersuchten Temperaturen von 400 °C und 500 °C zeichnen sich außerdem durch eine hohe Übereinstimmung der geometrischen Ausprägung aus. Dies legt den Schluss nahe, dass eine mathematische Abbildung der Fließortkurven in diesem Temperaturbereich durch eine

lineare Skalierung des Fließkriteriums möglich ist. Um eine weitere Eingrenzung dieses Bereich auf der Temperaturskala vorzunehmen, sind zukünftig Untersuchungen zur Bestimmung der unteren Grenze im Temperaturbereich von 250 °C bis 400 °C und der oberen Grenze im Temperaturbereich von 500 °C bis 600 °C als zielführend anzusehen. Zur Beschreibung des gesamten in dieser Arbeit untersuchten Temperaturbereichs Fließortes wird im Rahmen zukünftiger Untersuchungen die Analyse weitere Fließkriterien für hexagonal dichtest gepackte Werkstoffe als erfolgsversprechend erachtet [97]. Um die Eignung der untersuchten Fließortkriterien *Barlat 2000* und *Cazacu Barlat* für die simulative Auslegung von Umformprozessen zu untersuchen, wird nachfolgend die FE basierte Berechnung eines einachsigen Zug- und Druckversuches durchgeführt und mit experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt.

### ***Nachweis der Eignung ausgewählter Fließortkriterien für die FE basierte Auslegung von Umformprozessen der Titanlegierung Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen***

Maßgeblichen Einfluss auf die Güte einer numerischen Simulation hat neben den in Abschnitt 2.5 dargelegten Stoff-, Prozess und Werkstoffkenngrößen die Wahl geeigneter mathematischer Approximationsmodelle. In diesem Abschnitt werden die beiden Fließortkriterien *Barlat 2000* und *CB 2006* [105] gegenübergestellt. Maßgebliche Vorteile des von Cazacu et al. [105] beschriebenen Fließkriteriums *CB 2006* gegenüber *CB 2004* sind die bestehende Implementierung dieses Modells innerhalb der Simulationssoftware LS-DYNA, die höhere Abbildungsgenauigkeit dieses Kriteriums für Titanwerkstoffe und die Existenz von vergleichbaren Literaturdaten [97]. Wie in Abschnitt 2.5.1 aufgezeigt, unterscheiden sich die beiden Fließkriterien *Barlat 2000* und *CB 2006* maßgeblich in ihrer Komplexität und Abbildungsgenauigkeit. Um den qualitativen als auch quantitativen Einfluss des zugrunde gelegten Fließortkriteriums auf die numerische Simulation von Umformprozessen zu untersuchen, werden nachfolgend einachsige Zug- und Druckversuche bei erhöhten Temperaturen mittels der FEM berechnet und mit Realversuchen vergleichend gegenübergestellt. Anschließend wird die Abbildungsgenauigkeit der untersuchten Fließkriterien für unterschiedliche Spannungszustände bei exemplarischen Temperaturen anhand des plastischen Fließbeginns und -verhaltens validiert.

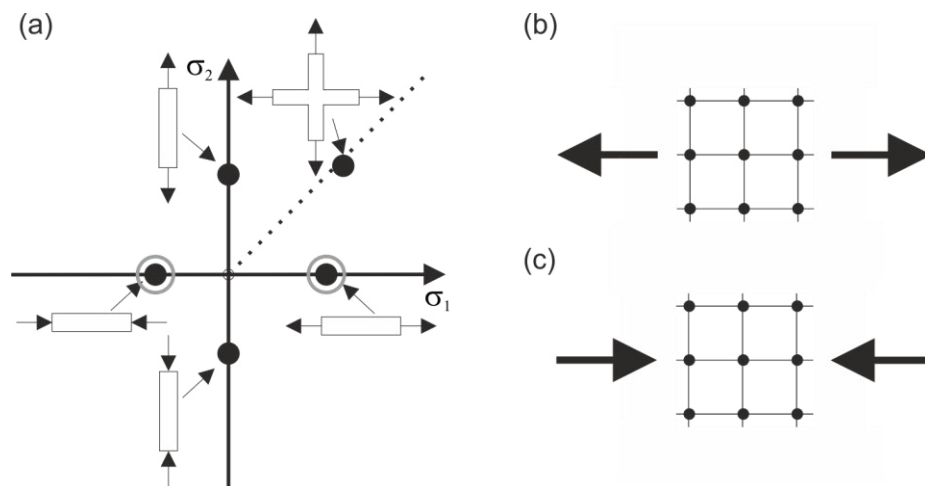


Bild 52: (a) Schematische Zeichnung der experimentell ermittelten Fließorte und (b) der Diskretisierung der Versuchsprobe in Elemente für die numerische Simulation des einachsigen Zug- und Druckversuchs

Für die numerische FE-Simulation des einachsigen Zug- und Druckversuchs bei erhöhten Temperaturen wird die Software LS-DYNA mit implizitem Verfahren eingesetzt. Schalenelemente des Typs Belytschko-Tsay mit einer Elementgröße von 1 mm x 1 mm dienen dabei, wie in Bild 52 schematisch dargestellt, zur Modellierung der Probengeometrie. Um eine Vergleichbarkeit der beiden Fließortkriterien zu gewährleisten, werden im Rahmen der Untersuchungen ausschließlich die Fließortkriterien variiert und alle weiteren Prozessparameter identisch gewählt. Mittels des optischen Dehnungsmesssystems ARAMIS wird eine lokale Auswertung der Dehnungsverteilung im Bereich der Proben mit homogener Temperatur realisiert. Die experimentelle Versuchsdurchführung findet entsprechend den Ausführungen aus Abschnitt 5.1 Anwendung. Als Versuchswerkstoff dient eine von den bisher untersuchten Werkstoffen abweichende Charge des Werkstoffs Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm.

Ein Vergleich der in Tabelle 18 zusammengestellten, approximierten Fließbeginne im Zugversuch mit den experimentell ermittelten Kennwerten verdeutlicht die sehr genaue Abbildung der realen Werkstoffkennwerte durch die untersuchten Modelle. Quantitativ wird dabei mit beiden Fließortkriterien eine für alle untersuchten Temperaturen sehr geringe Abweichung vom Realwert im Bereich  $\pm 1\%$  erreicht.

Tabelle 18: Approximation des Fließbeginns der Titanlegierung Ti-6Al-4V im einachsigen Zugversuch bei erhöhten Temperaturen durch die Fließortkurvenmodelle Barlat 2000 und CB 2006

Temperatur [°C]	Fließbeginn Realversuch [MPa]	Fließbeginn FE-Simulation Barlat 2000 [MPa]	Fließbeginn FE-Simulation CB 2006 [MPa]
250	709 ± 25	714	717
400	589 ± 15	589	589
500	496 ± 28	500	500
600	420 ± 21	416	422

Auf der Basis der Tabelle 19 dargelegten Ergebnisse kann die Abbildungsgenauigkeit des Fließbeginns im einachsigen Druckversuch bei erhöhten Temperaturen analysiert werden. Während der Beginn des plastischen Fließens nach dem Fließortkriterium *Barlat 2000* in einer Größenordnung von 16 % bis 26 % überschätzt wird, zeichnet sich die Approximation nach *CB 2006* durch ein hohe Abbildungsgenauigkeit aus.

Tabelle 19: Approximation des Fließbeginns der Titanlegierung Ti-6Al-4V im einachsigen Druckversuch bei erhöhten Temperaturen durch die Fließkriterien Barlat 2000 und CB 2006

Temperatur [°C]	Fließbeginn Realversuch [MPa]	Fließbeginn FE-Simulation Barlat 2000 [MPa]	Fließbeginn FE-Simulation CB 2006 [MPa]
250	606 ± 8	720	609
400	485 ± 21	588	491
500	370 ± 15	503	376
600	343 ± 32	421	343

Die Differenz zwischen realen und analytisch berechneten Kennwerten für die Approximation mit *CB 2006* beträgt dabei für alle untersuchten Temperaturen weniger als 2 % mit einem Maximalwert der Abweichung von 6 MPa bei einer Umformtemperatur von 400 °C.

Auf Basis der Untersuchungen konnte der quantitative Nachweis erbracht werden, dass ausschließlich die Anwendung des Fließkriteriums *CB 2006* eine exakte Abbildung des Fließbeginns bei der numerischen Berechnung

des einachsigen Druckversuches ermöglicht. Demgegenüber zeichnet sich eine numerische Simulation auf Basis des Fließkriteriums *Barlat 2000* durch eine signifikante Differenz zwischen realen und theoretischen Kennwerten aus. Für die numerische Simulation eines realen Umformprozesses ist neben dem Beginn des plastischen Fließens das Fließverhalten eines Werkstoffs mit zunehmendem Umformgrad von grundlegender Bedeutung. Zur qualitativen Gegenüberstellung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V ist in Bild 53 die Fließspannung über den Umformgrad exemplarisch für die höchste und niedrigste untersuchte Temperatur visualisiert. Die Fließkurvenverläufe unter einachsiger Zugbelastung, welche im Bild 53 (a) dargestellt sind, zeichnen sich durch eine hohe Abbildungsgenauigkeit des realen Fließverhaltens durch die FE-Simulation aus. Dieser Zusammenhang gilt für beide Fließkriterien und alle untersuchten Temperaturen. Ein davon abweichendes Ergebnis kann den in Bild 53 (b) dargestellten Fließkurvenverläufen für den einachsigen Druckversuch entnommen werden.

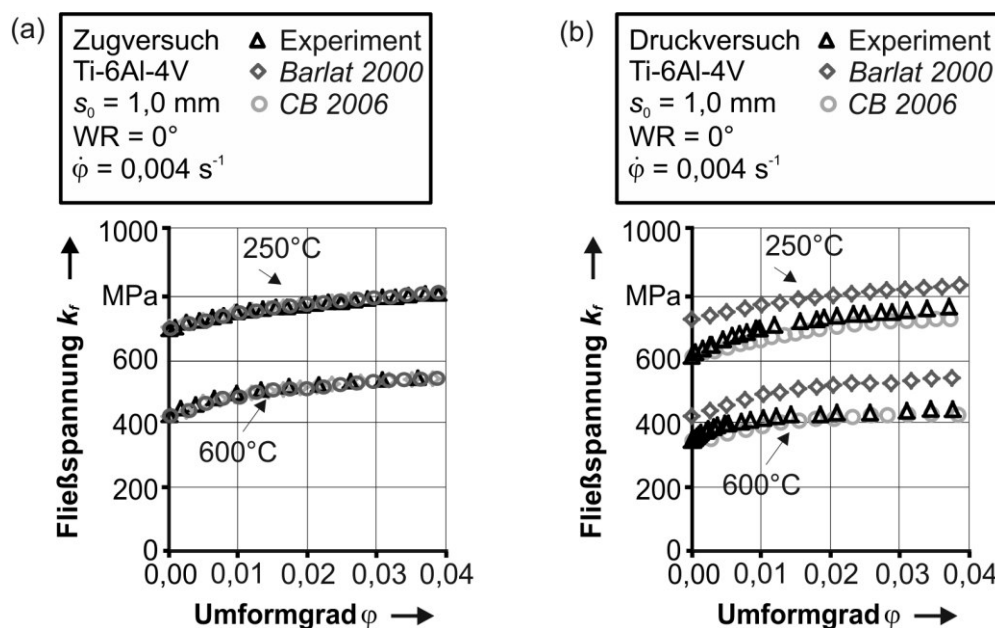


Bild 53: (a) Einfluss der Fließkriterien *Barlat 2000* und *CB 2006* auf die numerische Simulation des Umformverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen im einachsigen Zugversuch und (b) Druckversuch

Neben der Temperatur wirkt sich das der Simulation zugrunde gelegte Fließortkriterium auf das Resultat der numerischen Berechnung aus. Während unter Verwendung des Fließortkurvenmodells *Barlat 2000* Abweichungen bis zu 133 MPa zwischen Simulation und Realversuch auftreten, ist

die simulative Abbildung des realen Werkstoffverhaltens auf Grundlage des Modells *CB 2006* mit hoher Genauigkeit realisierbar. Eine reduzierte Abbildungsgenauigkeit der Simulationsergebnisse beim Vergleich von Zug- und Druckversuchen unter Verwendung von *CB 2006* ist nicht auf das zugrunde liegende Fließortkriterium zurückzuführen, sondern vielmehr auf die herangezogene Fließkurve. Wird hier eine höhere Abbildungsgenauigkeit angestrebt, ist die Verwendung von Modellen zielführend, welche neben der isotropen auch die kinematischen und Distorsionsverfestigung berücksichtigen [185].

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass sich im Rahmen der Untersuchungen die Wahl des Fließortkriteriums bei der numerischen Simulation von Umformprozessen signifikant auf die Qualität der Simulationsergebnisse auswirkt. Dabei ist für die untersuchten Fließortkriterien *Barlat 2000* und *CB 2006* der vorliegende Spannungszustand der maßgebliche Einflussfaktor. Im Speziellen gilt dieser Zusammenhang für Werkstoffe mit hdp-Gitter, welche asymmetrisches Werkstoffverhalten unter Zug- und Druckspannungen aufzeigen. Dargelegt ist dies exemplarisch für den einachsigen Zug- und Druckversuch am Beispiel der Titanlegierung Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen. Durch eine hohe Abbildungsgenauigkeit beider untersuchter Fließortkriterien für den einachsigen Zugversuch konnte die Eignung beider untersuchter Modelle für den Werkstoff Ti-6Al-4V unter einachsiger Zugbeanspruchung nachgewiesen werden. Entgegen diesen Ergebnissen liefert die numerische Simulation des einachsigen Druckversuches ausschließlich unter Verwendung des Fließortkriteriums *CB 2006* eine hohe Güte der Simulationsergebnisse. Begründet durch die hohe Abbildungsgenauigkeit der im Rahmen dieser Arbeit experimentell ermittelten mechanischen Kennwerte durch das Fließkriterium *CB 2006* wird dieses Modell in der weiteren Arbeit zur numerischen Berechnung von Tiefziehprozessen herangezogen.

### 7.2.2 Analytische Beschreibung der Fließkurve

Für die numerische Simulation von Umformprozessen ist es erforderlich, das experimentell ermittelte Fließverhalten von Werkstoffen analytisch zu beschreiben. Dazu wird durch eine Interpolation der Punktwolke von Messpunkten das Fließverhalten des Werkstoffs in eine stetige Funktion

überführt und nachfolgend approximiert. Im Allgemeinen ist das Fließverhalten von Werkstoffen von Einflussfaktoren, wie beispielsweise materialspezifischen Kenngrößen, Dehnrates und Temperatur abhängig. Das im Rahmen dieses Abschnittes untersuchte Temperaturfenster, die Dehnrates und Fließkurvenmodelle basieren auf den Darlegungen aus den Abschnitt 2.2.2 und 7.1. Im Folgenden wird zur Modellierung des Fließverhaltens der Titanlegierung bei erhöhten Temperaturen der Ansatz *Nemat-Nasser* [115] untersucht. Als Versuchswerkstoff dient die Titanlegierung bei einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm und einer Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  in  $0^\circ$ -Orientierung zur Walzrichtung. Die Genauigkeit der Abbildung des Fließverhaltens bei erhöhten Temperaturen durch das analytische Modell ist in Bild 54 dargestellt. Aus dem Diagramm ist ersichtlich, dass für die Temperaturen  $250^\circ \text{C}$ ,  $400^\circ \text{C}$  und  $500^\circ \text{C}$  eine gute Übereinstimmung des Modells mit den experimentell ermittelten Fließkurven vorliegt. Dabei beträgt das Bestimmtheitsmaß mindestens  $R = 0,975$ .

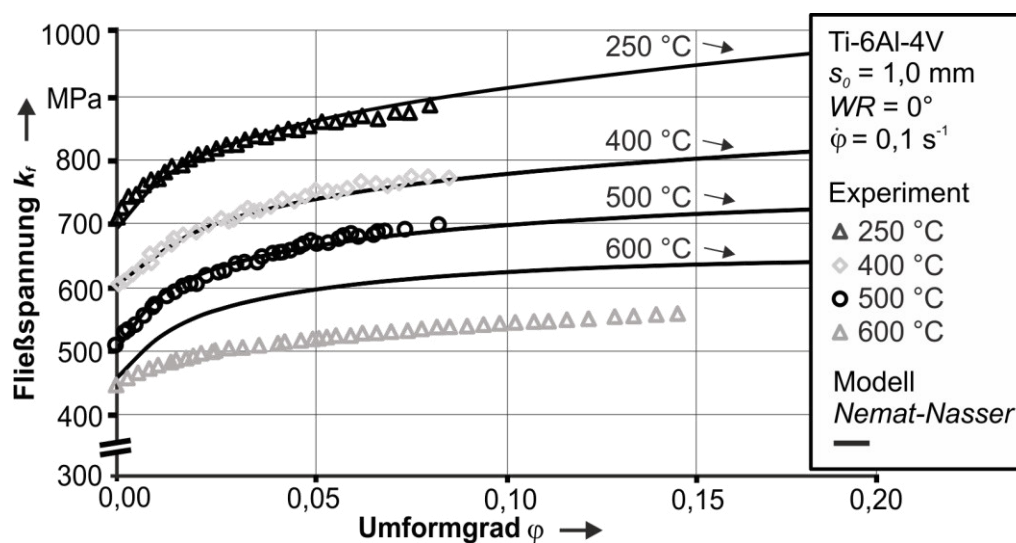


Bild 54: Approximation der Fließkurve von Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm bei erhöhten Temperaturen mittels des Ansatzes *Nemat-Nasser*

In Tabelle 20 sind darüber hinaus die zur Bestimmung des temperaturabhängigen Fließverhaltens der Titanlegierung Ti-6Al-4V ermittelten Koeffizienten nach dem Modellierungsansatz *Nemat-Nasser* aufgeführt.

Tabelle 20: Koeffizienten zur Bestimmung des temperaturabhängigen Fließverhaltens der Titanlegierung Ti-6Al-4V mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm unter Verwendung des Modellierungsansatzes Nemat-Nasser

	$k_{f0,a}$	$k_{f0}$	$n$
<i>Nemat-Nasser</i>	928,839	1111,960	0,068

Basierend auf den dargelegten Ergebnissen ist die Eignung des Modellierungsansatzes *Nemat-Nasser* zur Abbildung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen im Temperaturbereich von 250 °C bis 500 °C nachgewiesen. Bedingt durch die in Abschnitt 2.2.2 dargelegten thermisch aktivierte Vorgänge im Werkstoffgefüge ab einer Temperatur von 527 °C weicht das Werkstoffverhalten bei 600 °C deutlich von den Werten der weiteren untersuchten Temperaturen ab. Daher wird zur Modellierung des Fließverhaltens für Temperaturen ab 600 °C die Bestimmung eines weiteren Satzes an Koeffizienten oder die Modifikation beziehungsweise Entwicklung eines Modellierungsansatzes empfohlen. Bei der Wahl des erstgenannten Ansatzes kann das Fließverhalten von Ti-6Al-4V bei 600 °C wahlweise nach dem Ansatz von *Nemat-Nasser* oder *Swift* [112] unter Verwendung der in Tabelle 21 zusammengestellten Koeffizienten modelliert werden. Ein Bestimmtheitsmaß größer 0,991 zeugt dabei von einer hohen Abbildungsgenauigkeit beider Modellierungsansätze.

Tabelle 21: Koeffizienten zur Bestimmung des Fließverhaltens der Titanlegierung Ti-6Al-4V bei 600 °C unter Verwendung des Modellierungsansatzes Nemat-Nasser und Swift

	$k_{f0,a}$	$k_{f0}$	$n$
<i>Nemat-Nasser</i>	618,814	0	0,063
	$c$	$a$	$n$
<i>Swift</i>	634,919	0,008	0,075

Auf Basis der dargelegten Ergebnisse kann für die mathematische Abbildung des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen folgender Zusammenhang festgehalten werden. Ist die temperaturabhängige Abbildung der Fließkurve essentiell, so ist für den Temperaturbereich von etwa 250 °C bis 500 °C die Verwendung des Modellierungsansatzes nach *Nemat-Nasser* zielführend. Kann von homogenen Temperaturbedingungen ausgegangen werden, ist aufgrund der mathematisch einfachen Formulierung und der

weit verbreiteten Implementierung in kommerziellen FE-Programmen die Anwendung der Fließkurvenmodellierung nach *Swift* erfolgversprechend. Im Rahmen weiterer Untersuchungen konnte die Übertragbarkeit der im Rahmen dieses Abschnittes untersuchten Modellierungsansätze für den Werkstoff B bei erhöhten Temperaturen in ausgewählten Temperaturbereichen nachgewiesen werden. Beispielsweise ist die Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens nach dem Ansatz *Nemat-Nasser* für die Temperaturen 400 °C und 500 °C mit einem Bestimmtheitsmaß von über 0,972 möglich. Dargestellt sind alle zur Modellierung des Fließverhaltens von Werkstoff B bei erhöhten Temperaturen herangezogenen Koeffizienten in Tabelle 22.

Tabelle 22: Koeffizienten zur Bestimmung des temperaturabhängigen Fließverhaltens von Werkstoff B unter Verwendung des Modellierungsansatzes *Nemat-Nasser*

	$k_{f0,a}$	$k_{f0}$	$n$
<i>Nemat-Nasser</i>	1023,474	910,375	0,086

Die Auswahl eines geeigneten Prozessfensters für Umformprozesse basiert auf einem Zusammenspiel aus dem temperaturabhängigen Formgebungsvermögen des Werkstoffs, der technischen Umsetzbarkeit und wirtschaftlichen Aspekten. Dabei ist für Umformprozesse die untere Grenztemperatur so zu definieren, dass ausreichend Umformvermögen des Werkstoffes sichergestellt werden kann. Die obere Temperaturgrenze ist unter Vermeidung einer thermischen Überlastung der Werkzeuge zu wählen. Wie in dieser Arbeit experimentell untersucht wurde, ist bis zu einer Umformtemperatur von etwa 250 °C das Formänderungsvermögen von Ti-6Al-4V aufgrund weniger aktivierter Gleitsysteme limitiert. Ab einer Umformtemperatur von etwa 600 °C ergeben sich aufgrund erhöhter Anforderungen an Werkzeugwerkstoff und -bau erhöhte Kosten und eine signifikante Abnahme der Energieeffizienz. Da diese Nachteile kaum durch verbesserte Prozessbedingungen für den Umformprozess kompensiert werden können, steht der Temperaturbereich von 250 °C bis 500 °C im Fokus der weiteren Arbeit. Für dieses Temperaturfenster wurde die mathematische Formulierung des Fließortes und des Fließverhaltens erarbeitet und analysiert. Basierend auf diesen Ergebnissen wurden das Fließortkriterium *CB 2006* und das Fließkriterium nach *Nemat-Nasser* als geeignete Modelle aufgezeigt, um das Fließverhalten der untersuchten Titanlegierung abzubilden. Diese Modelle dienen in der weiteren Arbeit zur analytischen Abbildung des Fließverhaltens

von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen und damit als Eingangsdaten für die numerische Simulation der Umformprozesse.



## 8 Kombination von Umformen und additiver Fertigung

Heute werden aus Gründen der Kosten-, Rohstoff-, und Zeiteffizienz numerische Simulationen von Umformprozessen durchgeführt. Diese dienen neben der Auslegung von Umformprozessen auch der Gewinnung von tiefgreifendem Prozessverständnis. Auf Basis dieser rechnergestützten Untersuchungen findet eine gezielte Steuerung des Umformprozesses und damit der finalen Bauteileigenschaften statt. Im Rahmen dieser Arbeit soll eine numerische Simulation aufgebaut werden, welche die Auslegung von Grundkörpern durch einen Umformprozess für die Fertigung hybrider Bauteile ermöglicht. Anhand der Kenngrößen Blechdickenverteilung und Geometrie, soll die numerische Simulation im Rahmen dieses Abschnittes validiert werden. Ziel ist es, die Eignung der untersuchten Simulationsmodelle von Umformprozessen nachzuweisen und auf die Fertigungskette zur Herstellung von Hybridbauteilen zu übertragen. Neben der Umformung bei erhöhten Temperaturen wird die Umformung unter superplastischen Prozessbedingungen untersucht. Aufbauend auf den erarbeiteten Ergebnissen für den umgeformten Blechgrundkörper findet die Erforschung der Fertigung von Hybridbauteilen statt. Dabei werden die im Rahmen dieser Arbeit erworbenen Erkenntnisse für Hybridbauteile mit ebenem Blechgrundkörper zugrunde gelegt. Neben dem Machbarkeitsnachweis für die Fertigung von Hybridbauteilen soll die Übertragbarkeit der Erkenntnisse von hybriden Bauteilen mit ebenem Blechgrundkörper auf umgeformte Blechgrundkörper erfolgen. Zur Analyse der Eigenschaften der Hybridbauteile werden diese geometrisch und mechanisch charakterisiert und mit konventionell gefertigten Referenzkörpern gegenübergestellt. Abschließend erfolgt die Bewertung der Nachhaltigkeit und des Potenzials für industrielle Anwendungen der kombinierten Prozesskette zur Fertigung von Hybridbauteilen anhand der Kenngrößen Ressourceneffizienz und Fertigungszeit.

## 8.1 FE basierte Auslegung von Umformprozessen für Ti-6Al-4V

Obwohl heutzutage die FE basierte Berechnung von Tiefziehprozessen zum Stand der Technik zählt, existieren gerade bei der numerischen Simulation von Umformprozessen von Werkstoffen mit hdp-Gitter bei erhöhten Temperaturen fundamentale Lücken. Im Fokus für den Werkstoff Titan steht dabei sowohl die analytische Abbildung des anisotropen Werkstoffverhaltens, als auch der Zug-Druck-Asymmetrie des Werkstoffs welche durch Fließortkurvenmodelle wie beispielsweise *CB 2004* und *CB 2006* ermöglicht wird. Im Vergleich zu weiteren kommerziell verfügbaren Programmen zeichnet sich die FE-Software LS-DYNA durch die Anwendbarkeit des Materialmodells *CB 2006* zur Simulation von Blechumformprozessen aus. Daher wird für die numerische Simulation von Umformprozessen in der weiteren Arbeit die FE-Software LS-DYNA eingesetzt. Für die numerische Berechnung benötigte Werkzeugwirkflächen und Ausgangsgeometrien werden mittels eines kommerziell verfügbaren CAD-Programms erstellt und über die standardisierte Schnittstelle IGES importiert. Die Diskretisierung der Ausgangsgeometrien zu Schalenelementen des Typs Belytschko-Tsay erfolgt mit dem Vernetzungsmodul des Programms LS-PrePost. Zur Reduzierung der Rechenzeit werden Werkzeugelemente als starre Körper modelliert und das doppelt symmetrische Bauteil auf ein Viertel reduziert.

Für die numerische Berechnung des Tiefziehprozesses bei erhöhten Temperaturen wird für das Ausgangshalbzeug das Fließortkriterium *CB 2006* in Kombination mit dem Fließkriterium *Nemat-Nasser* verwendet. Die Reibzahl wird basierend auf Literaturwerten mit  $\mu = 0,2$  gewählt [117]. Im Zuge der FE basierten Simulation des superplastischen Umformprozesses wird die Ausgangsplatte mittels eines dehnratensensitiven, elasto-plastischen Verfestigungsmodells entsprechend der Materialkarte MAT\_064 modelliert. Zur Validierung der im vorangegangenen Abschnitt aufgezeigten FE basierten Simulation des Tiefziehprozesses dient die Gegenüberstellung der berechneten Ergebnisse mit dem realen Bauteil. Der Fokus ist dabei auf die Kenngrößen Blechdicke und Bauteilgeometrie gerichtet. Simulationsaufbau und experimentelle Versuchsdurchführung erfolgen auf Basis der Darstellungen aus Abschnitt 8.1 und 5.4. Dabei finden die im Rahmen dieser Arbeit

experimentell ermittelten und mittels mathematischer Ansätze beschriebenen Kenngrößen Einzug in die numerische Simulation.

### ***Validierung des numerischen Modells für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen mittels der geometrischen Kenngrößen Bauteilgeometrie und Blechdicke***

Die Fertigung der realen Napfgeometrien erfolgt bei den Temperaturen 250 °C, 400 °C und 500 °C mittels des in Abschnitt 5.4 beschriebenen Tiefziehwerkzeuge, der dargelegten Anlagen und experimentellen Vorgehen. Als Prozessparameter für das Tiefziehen dienten eine Niederhalterkraft von 20 kN und eine Stempelgeschwindigkeit von 10 mm/s. An den abgepressten Näpfen wurden die Kenngrößen Blechdicke und Bauteilgeometrie mittels des dreidimensionalen optischen Scanners ATOS bestimmt. Zur quantitativen Darstellung der Blechdickenabweichung zwischen der FE-Simulation und den Realversuchen werden im Rahmen dieser Arbeit die in Bild 55 dargestellten Schnittebenen A-A, B-B und C-C herangezogen. Diese sind parallel zu den beiden Symmetrieachsen des Bauteils, sowie in 45° zur A-A Ebene ausgerichtet. Die Walzrichtung des Blechwerkstoffes ist im Rahmen der Untersuchungen parallel zur x-Achse ausgerichtet.

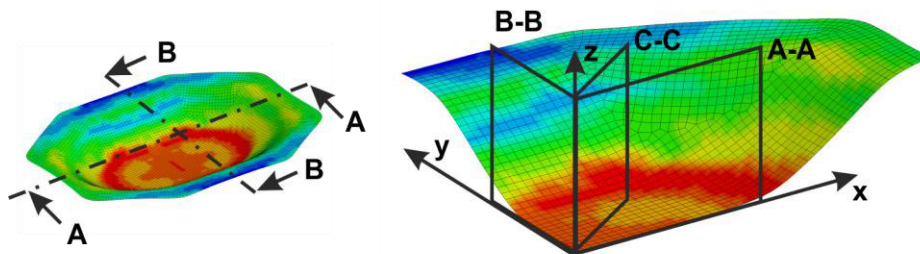


Bild 55: Schematische Darstellung eines umgeformten Rechtecknapfs mit den für die Validierung des Simulationsmodells herangezogenen Schnittebenen A-A, B-B und C-C

Für einen exemplarischen, tiefgezogenen Rechtecknapf ist der über die abgewinkelte Länge aufgetragene Abgleich der Blechdicke zwischen realem Napf und der numerischen Berechnung in Bild 56 visualisiert. Als Werkstoff ist dabei Blechwerkstoff mit einer nominellen Blechdicke von 1,0 mm gewählt und die Umformtemperatur beträgt 400 °C. Zur Gegenüberstellung wird die Blechdicke jeweils aus Simulations- und Messsoftware als Datensatz ausgeleitet und anschließend quantitativ gegeneinander aufgetragen.

Auf Basis des Abgleiches der Blechdicke zwischen Realbauteil und Simulationsergebnis kann der numerischen Berechnung eine qualitativ hohe Abbildungsgenauigkeit attestiert werden. Mit einem arithmetischen Mittelwert des Betrages der Blechdickenabweichung der Schnittlinie von absolut 0,01 mm und relativ 0,51 % zeichnet sich die FE basierte Simulation auch quantitativ durch eine sehr gute Übereinstimmung der untersuchten Kenngrößen aus. Besonders ausgeprägt ist dies in den Bereichen von Blechboden und Zarge des Napfes. Die größten Abweichungen liegen im Bereich des Radius zwischen Blechboden und Zarge mit einem Wert von 0,02 mm, beziehungsweise 1,85 % bezogen auf die nominelle Blechdicke. In Anbetracht der Messunsicherheit von  $\pm 0,01$  mm kann festgehalten werden, dass das numerisch bestimmte Bauteil und das Realbauteil entlang der Längsachse A-A des Bauteils eine vernachlässigbare Abweichung aufweisen.

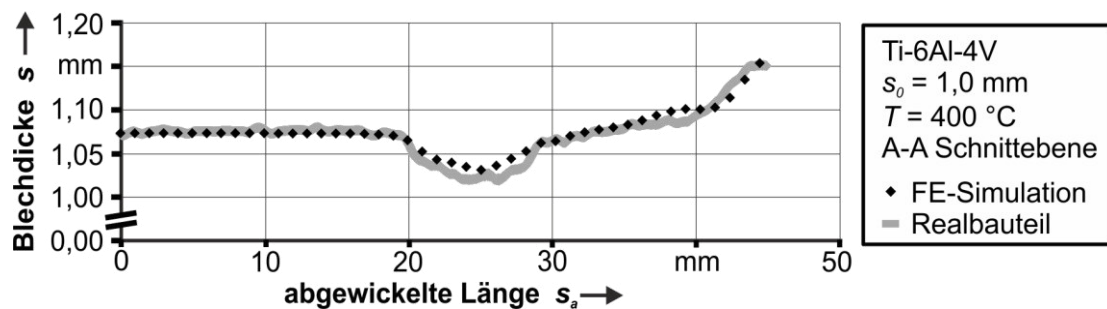


Bild 56: Abgleich der Blechdicke zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf bei einer Prozesstemperatur von 400 °C entlang der Schnittebene A-A

Für anisotrope Werkstoffe, wie beispielsweise Titanlegierungen, stellt die Richtungsabhängigkeit des Werkstoffverhaltens einen wesentlichen Einflussfaktor für den Umformprozess und damit die finalen Bauteileigenschaften dar. Bei der Validierung von Tiefziehoperationen ist somit die Untersuchung der Abbildungsgenauigkeit des numerischen Modells bezüglich dieser Eigenschaft zielführend. Um dieser Anforderung gerecht zu werden, ist die Blechdickenverteilung neben der A-A Achse auch entlang der 45° und 90° dazu liegenden C-C und B-B Ebene untersucht worden. Bild 57 zeigt den exemplarischen Abgleich der Blechdicke entlang der abgewickelten Länge zwischen dem realen und simulierten Napf entlang der B-B Ebene. Mit einem Mittelwert des Betrages der Blechdickenabweichung von 0,01 mm, was bezogen auf die nominelle Blechdicke 0,72 % entspricht, kann die hohe Abbildungsgenauigkeit der Simulation auch für die Schnittebene B-B

nachgewiesen werden. Zwar liegt die relative Abweichung des Betrages der Blechdicke einem Maximalwert 2,22 % höher als in A-A Richtung, jedoch ist diese Differenz in Anbetracht einer großen Zahl von Störgrößen im Real- als auch Messprozess nicht signifikant.

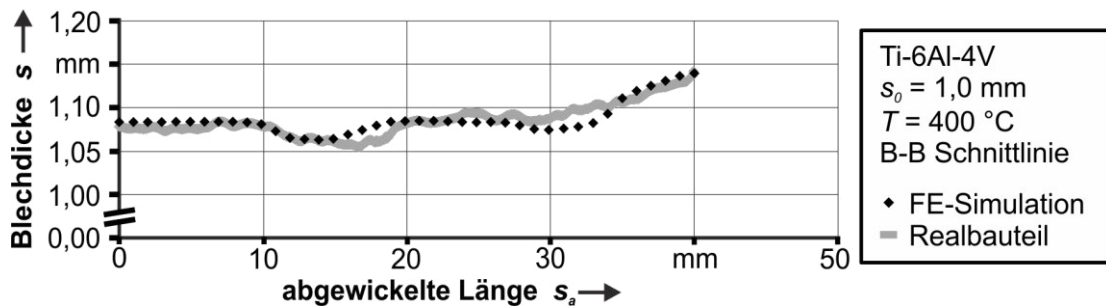


Bild 57: Abgleich der Blechdicke zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf bei einer Prozesstemperatur von 400 °C entlang der Schnittebene B-B

Ein vergleichbares Ergebnis liefert die in Bild 58 visualisierte Blechdickenabweichung zwischen dem realen Napf und der numerischen Simulation entlang der Schnittebene C-C. Bezogen auf die nominelle Blechdicke ist der Betrag der Blechdickenabweichung durch einen Mittelwert von 0,63 % quantifiziert. Die auf die nominelle Blechdicke bezogene maximale Abweichung der beiden Blechdicken beträgt 1,63 % und zeugt somit von einer hohen Abbildungsgenauigkeit der numerischen Berechnung.

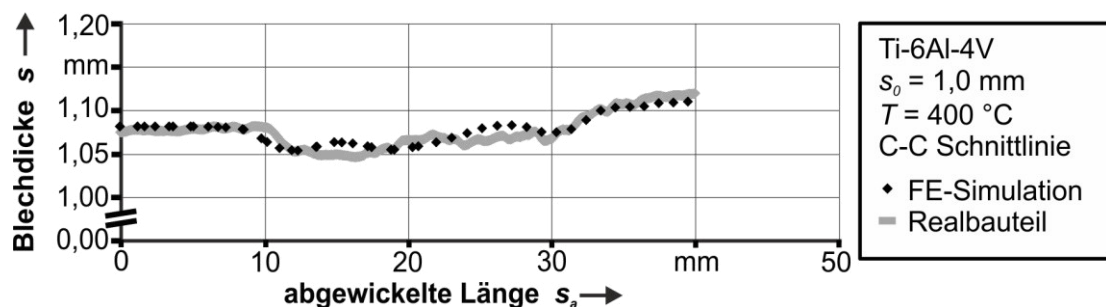


Bild 58: Abgleich der Blechdicke zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf bei einer Prozesstemperatur von 400 °C entlang der Schnittebene C-C

Charakteristisch für die beiden Untersuchungen entlang der B-B und C-C Schnittebene ist ein Maximum der Blechdickenabweichung im Bereich der Radien. In diesem Zusammenhang können am Beispiel der Schnittebene B-B aus Bild 57 die maximalen Abweichungen an den radialen Übergängen zwischen Boden und Zarge als auch zwischen Zarge und Flansch identifiziert werden. Es handelt sich dabei um die beiden Bereiche von etwa 10 mm bis

20 mm abgewinkelte Länge für den erstgenannten und etwa 28 mm bis 33 mm abgewinkelte Länge für den letztgenannten. Maßgeblichen Einfluss auf die im Rahmen dieser Untersuchungen auftretenden Differenzen im Bereich der Radien hat der Ziehspalt. Geringfügige, jedoch unvermeidbare Abweichungen des realen Ziehspaltes entstehen in erster Linie aufgrund von Ungenauigkeiten bei der Positionierung des Werkzeuges. Diese beruhen zum einen auf Symmetrieabweichungen bei der Ausrichtung zwischen Stempel und Matrize im realen Umformprozess und zum anderen weicht das Istmaß der Werkzeugelemente aufgrund von Fertigungstoleranzen von dem Nennmaß ab. Darüber hinaus ist speziell bei Warmumformprozessen, wie sie im Rahmen dieser Untersuchungen durchgeführt werden, eine inhomogene thermische Ausdehnung der Werkzeugelemente eine weitere Störgröße. Die Ausprägung dieser Einflussfaktoren beeinflusst den Realprozess wie auch die resultierenden Bauteileigenschaften und führt zu den dargestellten Abweichungen zwischen den numerisch bestimmten und realen Bauteileigenschaften.

Wie im Rahmen dieser Arbeit aufgezeigt, ist die geometrische Form des Blechgrundkörpers eine signifikante Prozessgröße für die Fertigung von Hybridbauteilen mittels der kombinierten Prozesskette aus Umformen und additiver Fertigung. Zur Analyse der Abbildungsgenauigkeit der geometrischen Gestalt eines Bauteils durch die FE-Simulation sind in Bild 59 die numerisch ermittelte und die reale Bauteilgeometrie entlang der Schnittebene A-A gegenübergestellt. Als Werkstoff wird, wie auch für die Analyse der Blechdickenabweichung, Werkstoff A bei einer exemplarischen Temperatur von 400 °C herangezogen. Auf Basis der in Bild 59 visualisierten Ergebnisse wird die hohe Abbildungsgenauigkeit der geometrischen Form des Bauteils durch die numerische Simulation des Umformprozesses deutlich.

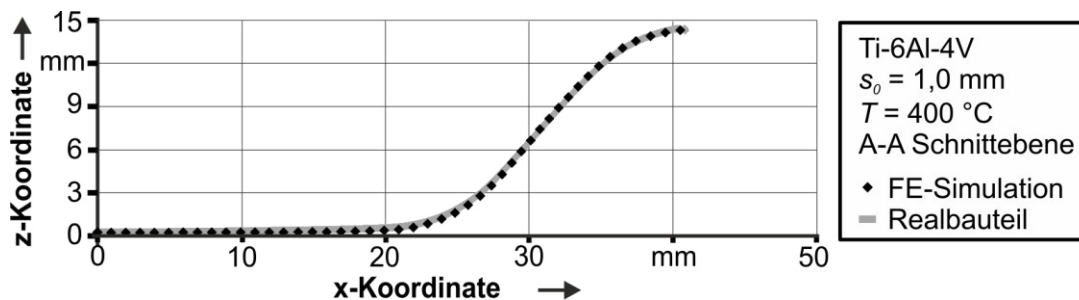


Bild 59: Abgleich der Form zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf bei einer Prozesstemperatur von 400 °C entlang der Schnittebene A-A

In diesem Zusammenhang beträgt der Mittelwert des Betrages der Abweichung zwischen dem numerisch berechneten und dem experimentell hergestellten Rechtecknapf weniger als 1 %. Eine Abgleich der Formabweichung für die Schnittebenen B-B und C-C wurde im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt.

Auf Basis der Ergebnisse kann ein, mit den in Bild 59 dargestellten Ergebnissen vergleichbare hohe Abbildungsgenauigkeit der FE-Simulation abgeleitet werden. Die Ebenheit des Napfbodens kann numerisch unter Berücksichtigung der Standardabweichung nicht reproduzierbar abgebildet werden. Dies ist primär auf eine geringe reale Formabweichung des Blechbodens entlang der z-Koordinate zurückzuführen. Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die exemplarisch für 400 °C aufgezeigte numerische Simulation von Tiefziehprozessen bei der Fertigung von Hybridbauteilen genutzt werden kann, um die Blechdicke und Form von Blechgrundkörpern gezielt einzustellen und zu prognostizieren. Diese Informationen wiederum können als Grundlage für die Wahl von Prozessparametern als auch für die Prozessauslegung zur Fertigung von Funktionselementen genutzt werden. Auch kann das numerische Modell für eine gezielte Auslegung von Werkzeugen oder Umformprozessen herangezogen werden um die Form der Halbzeuge wie beispielsweise radiale Übergänge definiert einzustellen oder eine lokale Mindestblechdicke für Grundkörper zu garantieren. Neben dem Halbzeug mit der nominellen Blechdicke von 1,0 mm wurden für das Tiefziehen von Blechgrundkörpern bei sonst gleichen Randbedingungen Blechwerkstoffe mit der exemplarischen Blechdicke von 1,5 mm untersucht. Die Gegenüberstellung der numerischen Simulationsergebnisse mit realen Tiefziehversuchen ist in den beiden Darstellung Bild 60 und Bild 61 visualisiert.

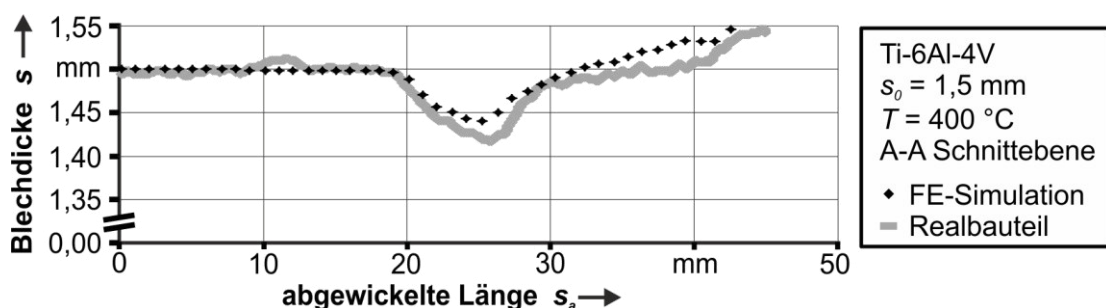


Bild 60: Abgleich der Blechdicke zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf bei einer Prozesstemperatur von 400 °C entlang der Schnittebene A-A

Basierend auf den im ersten Bild dargestellten Ergebnissen kann der numerischen Berechnung eine hohe Abbildungsgenauigkeit attestiert werden. Dabei beträgt der arithmetische Mittelwert des Betrages der Blechdickenabweichung an der untersuchten Schnittlinie 0,03 mm, was einem Relativwert von 3,24 % entspricht.

Ebenso ist für das Halbzeug mit der nominellen Blechdicke von 1,5 mm die Bewertung der FE-Simulation anhand eines Abgleich der Form des Bauteils durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Validierung sind in Bild 61 für die Schnittebene A-A visualisiert.

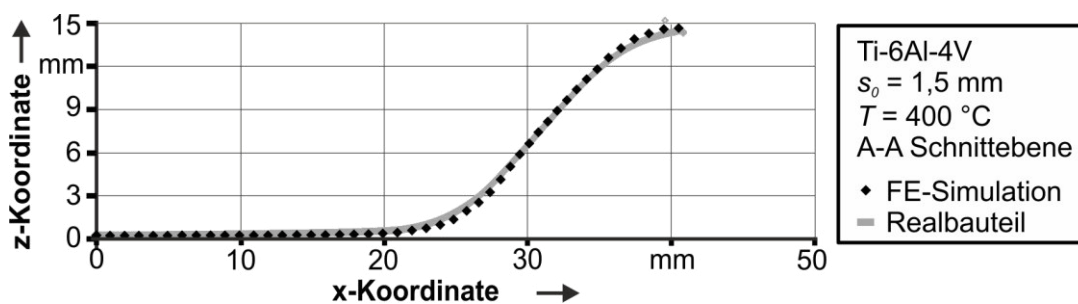


Bild 61: Abgleich der Form zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf bei einer Prozesstemperatur von 400 °C entlang der Schnittebene A-A

Eine maximale z-Abweichung von 0,4 mm zwischen den numerisch berechneten und experimentell ermittelten Kennwerten und eine relative Abweichung der z-Koordinaten von 2 % zeugen von der hohen Abbildungsgenauigkeit des numerischen Modells.

### ***Validierung des numerischen Modells für das Umformen unter superplastischen Prozessbedingungen mittels der geometrischen Kenngrößen Bauteilgeometrie und Blechdicke***

Die Fertigung der realen Napfgeometrie bei superplastischen Prozessbedingungen erfolgt mittels des in Abschnitt 5.5 beschriebenen Umformwerkzeuges und entsprechend der darin beschriebenen Versuchsmethodik. Als Versuchswerkstoff dient Werkstoff A mit einer nominellen Blechdicke von 1,5 mm. Basierend auf den in Abschnitt 7.1.6 dargelegten experimentellen Ergebnissen wird für die numerische Simulation eine Zieldehnrate von  $0,0002 \text{ s}^{-1}$  zur Realisierung der superplastischen Umformung festgelegt. Diese numerisch für die superplastische Umformung des Rechtecknapfes bestimmte Zieldehnrate wurde im Realversuch durch inkrementelle

Anpassung des Innendruckes an den numerisch ermittelten Zeit-Druck-Verlauf angenähert. Prozessbedingt konnte zur Ausformung der Blechrunde bei der Prozesstemperatur von 925 °C ein Innendruck von maximal 5,0 bar erreicht werden. Die numerische Umformsimulation wird entsprechend den zu Beginn dieses Abschnittes aufgezeigten Randbedingungen durchgeführt. Basierend auf Literaturwerten und einer in weiteren Untersuchungen durchgeführten Sensitivitätsanalyse, wird die Reibzahl mit 0,5 festgelegt [186]. Die hohe quantitative Ausprägung dieses Kennwertes liegt darin begründet, dass bei superplastischen Umformprozessen aufgrund niedriger Prozesskräfte eine vernachlässigbare plastische Dehnung des Werkstoffes ab einem Kontakt zwischen Halbzeug und Werkzeug angenommen wird. Zur Validierung der numerischen Umformsimulation unter superplastischen Prozessbedingungen werden die Kenngrößen Blechdicke und Bauteilgeometrie herangezogen. Die Ermittlung dieser Kenngrößen für die reale Napfgeometrie erfolgt mittels des dreidimensionalen optischen Scanners ATOS. Zur Visualisierung herangezogene Schnittebenen sind entsprechend Bild 55 gewählt. Die Gegenüberstellung der Blechdicke für Realbauteil und Simulationsergebnis ist in Bild 62 entlang der Schnittebene A-A dargestellt.

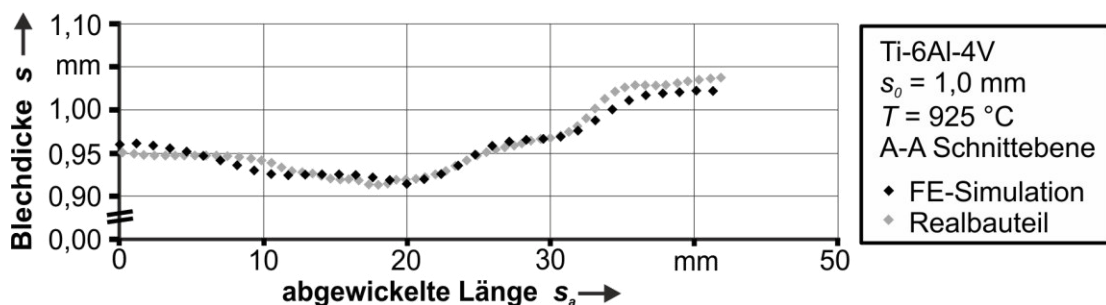


Bild 62: Abgleich der Blechdicke zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf unter superplastischen Prozessbedingungen entlang der Schnittebene A-A

Auf Basis des visualisierten Abgleiches der Blechdickenabweichung zwischen Realbauteil und Simulationsergebnis kann der numerischen Berechnung eine qualitativ hohe Abbildungsgenauigkeit attestiert werden. Geringfügige Abweichungen sind für den Abschnitt bis 12 mm und ab etwa 32 mm der abgewickelten Länge charakteristisch. Im erstgenannten Bereich vorliegende Unterschiede beruhen auf Abweichungen im Zeit-Druck-Verlauf des Umformmediums zwischen Realprozess und numerischer Simulation. Diese entstehen primär durch die manuelle Realisierung der Zeit-Druck-Kurve und

führen besonders im Bereich bis 12 mm, welcher den Napfboden charakterisiert, zu Abweichungen. Dieser Bereich mit dem geometrischen Mittelpunkt des Napfes hat zeitlich gesehen als erster Kontakt mit dem horizontalen Abschnitt der Werkzeugkavität. In Abhängigkeit von dem zeitlichen Druckverlauf vor und nach diesem Kontakt im Realprozess variiert die Blechausdünnung im Bereich des Napfbodens. Ursächlich für die Differenz in dem Bereich ab etwa 32 mm ist primär der im realen Umformprozess verwendete Dichtring, welcher in der numerischen Simulation nicht abgebildet wurde. Da diese Vereinfachung zu keiner signifikanten Beeinflussung der für die Additive Fertigung relevanten Bereiche des Blechrundkörpers führt, wurde die Umformsimulation im Rahmen dieser Arbeit ohne den Dichtring durchgeführt. Mit einem Mittelwert der Blechdickenabweichung von absolut 0,01 mm und relativ 0,88 % zeichnet sich die FE basierte Simulation auch quantitativ durch eine sehr gute Übereinstimmung der untersuchten Kenngrößen aus. Neben dem Abgleich der Blechdicke wurde im Rahmen dieser Arbeit die Formabweichung der Napfgeometrie zwischen der FE-Simulation und dem Realprozess bestimmt und in Bild 63 visualisiert.

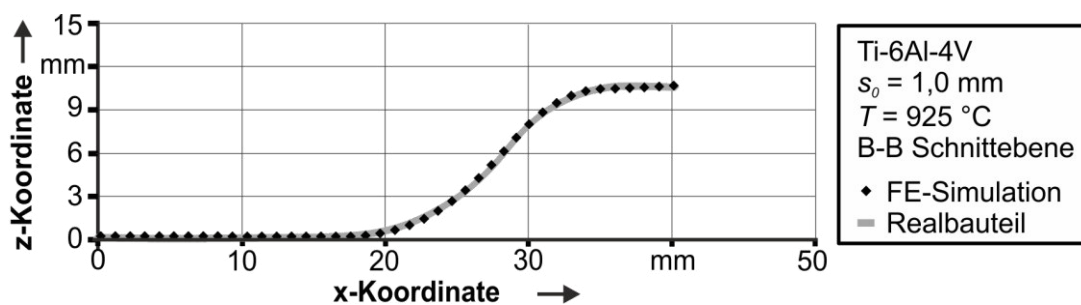


Bild 63: Abgleich der Form zwischen FE-Simulation und Realprozess am Rechtecknapf bei superplastischen Prozessbedingungen entlang der Schnittebene B-B

Die in Bild 63 dargestellten Ergebnisse zeugen von einer hohen Abbildungsgenauigkeit der numerischen Simulation des Umformprozesses bei superplastischen Bedingungen. In diesem Zusammenhang zeichnet sich der Betrag des Mittelwertes der Formabweichung quantitativ durch einen niedrigen Wert von 0,10 mm aus. Mittels Zugversuchen konnte in weiterführenden Untersuchungen nachgewiesen werden, dass der untersuchte Werkstoff unter superplastischen Umformbedingungen isotrope Werkstoffeigenschaften aufweist. Basierend darauf wird in diesem Abschnitt auf die Validierung der numerischen Simulation für weitere Bereiche der Napfgeometrie verzichtet.

### ***Abschließende Einordnung der numerischen Simulation für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Umformprozesse***

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass basierend auf der im Rahmen dieses Abschnittes aufgezeigten exemplarischen Validierungen der numerischen Simulation eine hohe Abbildungsgenauigkeit von Blechdicke und Bauteilgeometrie bescheinigt werden kann. Die in dieser Arbeit dargestellte numerische Simulation bei erhöhten Temperaturen und unter superplastischen Bedingungen ist damit für die untersuchten Randbedingungen zur Auslegung von Umformprozessen geeignet. Diese numerischen Untersuchungen und Modelle bilden damit einen ersten Grundstein zur Realisierung wie auch der wissenschaftlichen Erforschung der kombinierten Prozesskette aus Blechumformung und additiver Fertigung.

## **8.2 Fertigung und Analyse von Hybridbauteilen**

Aufbauend auf den Untersuchungen zur Umformung der Titanlegierung Ti-6Al-4V zu Blechgrundkörpern wird nachfolgend die Integration dieser Halbzeuge innerhalb der kombinierten Prozesskette erforscht. Dazu erfolgt zunächst die numerische Auslegung zweier exemplarischer Umformprozesse, basierend auf den in Abschnitt 8.1 dargelegten Methoden. Es handelt sich dabei zum einen um Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen und zum anderen um Umformen unter superplastischen Umformbedingungen. Auf Grundlage der numerischen Ergebnisse erfolgt die Herstellung der Blechgrundkörper mittels der in Abschnitt 5 beschriebenen Werkzeuge und Vorgehen. Ein bei einer Temperatur von 400 °C umgeformter Rechtecknapf mit einer Ziehtiefe von 12,5 mm und der Abmessung der Ausgangsplatine von 79 mm x 89 mm dient in der weiteren Arbeit als Referenzkörper für ein tiefgezogenes Blechhalbzeug.

Darüber hinaus wird im Rahmen dieser Arbeit ein superplastisch umgeformter Grundkörper zur Erforschung von Hybridbauteilen eingesetzt. Dieser ist geometrisch an den tiefgezogenen Referenzkörper angelehnt und mittels des in Abschnitt 5.5 dargelegten Werkzeuges gefertigt. Neben diesen beiden Referenzkörpern werden mittels Biegen bei erhöhten Temperaturen umgeformte Blechhalbzeuge eingesetzt. Für die experimentelle Durchführung des Biegenversuchs wird der Werkzeugaufbau entsprechend Abschnitt 5.6

herangezogen. Als Biegeradien werden in diesem Zusammenhang 3,0 mm und 7,0 mm gewählt. Schematisch dargestellt sind mittels der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Fertigungsverfahren hergestellte, exemplarische Referenzbauteile in Bild 64.

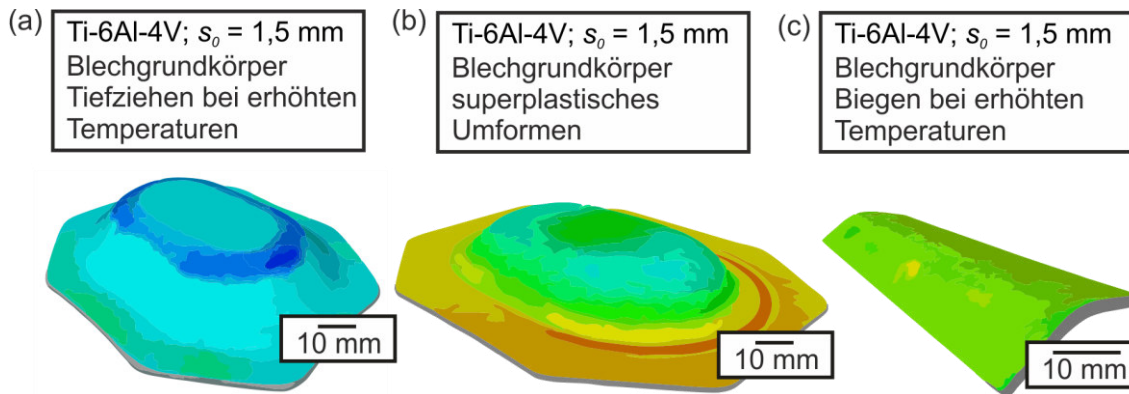


Bild 64: Schematische Darstellung exemplarischer mittels (a) Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen, (b) superplastischem Umformen und (c) Biegen bei erhöhten Temperaturen gefertigter Blechgrundkörper

### ***Randbedingungen für die Fertigung eines Hybridbauteils mittels der Prozesskette aus Umformen und Stahlschmelzen***

Basierend auf den in Abschnitt 6.2 erarbeiteten Grundlagen zu Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper erfolgt die Fertigung hybrider Bauteile bestehend aus einem umgeformtem Blechgrundkörper und additiv gefertigtem Funktionselement. Für den Strahlschmelzprozess bereits identifizierte Einflussgrößen, wie beispielsweise Oxidation, finden bei der Wahl der Versuchsanlagen, der experimentellen Vorgehensweise und Methodik Beachtung. Ebenso werden auf Basis der im Rahmen dieser Arbeit erworbenen Erkenntnisse zur Blechumformung wie zum Beispiel die geometrische Ausprägung und Blechdickenverteilung der Blechgrundkörper berücksichtigt. Für die Additive Fertigung werden die in Abschnitt 4.2 aufgezeigte Laserstrahlschmelzanlage SLM 280 HL und die Elektronenstrahlschmelzanlage Arcam EBM S12 eingesetzt. Da kommerziell verfügbare pulverbettbasierte additive Fertigungsanlagen auf die Erzeugung von dreidimensionalen Bauteilen ausgehend von einer ebenen Startplatte ausgelegt sind, wurden im Rahmen dieser Untersuchungen Modifikationen an den Versuchsanlagen durchgeführt. Dabei handelt es sich primär um die Entwicklung und den Aufbau einer Fixier- und Positioniervorrichtung für umgeformte

Blechgrundkörper. Grundsätzlich können dabei die drei in Bild 65 dargestellten Vorrichtungen unterschieden werden. In Bild 65 (a) und (b) sind die für die Laserstahlschmelzanlage verwendete Vorrichtung für den umgeformten Rechtecknapf und das gebogene Blechhalbzeug visualisiert. Bestehend aus einem Stempel und einer mittels Schrauben befestigten Fixierplatte ermöglichen diese Konstruktionen die formschlüssige Aufnahme des Grundkörpers. Darüber hinaus kann eine Positionierung und Ausrichtung des Blechhalbzeuges auf der Bauplattform realisiert werden. In diesem Zusammenhang konnte in Vorversuchen gezeigt werden, dass speziell die Ausrichtung der Funktionsfläche des Blechhalbzeuges parallel zur Auftragsebene der Pulverschicht von grundlegender Bedeutung für die Fertigung von Hybridbauteilen ist. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bereits geringe Abweichungen der Parallelität der Funktionsfläche des Blechhalbzeuges bezogen auf die Auftragsebene einer Pulverschicht, zu signifikanten Abweichungen der aufgetragenen Pulvermenge und damit auf das Ergebnis des Strahlschmelzprozesses haben. Für das Elektronenstrahlschmelzen von Hybridbauteilen findet eine am Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Technologie der Metalle der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg umgesetzte Fixiervorrichtung Anwendung. Schematisch dargestellt ist dieses Werkzeugkonzept in Bild 65 (c). Im Gegensatz zu den beiden erstgenannten Vorrichtungen wird der Grundkörper bei dieser Konstruktion nicht durch einen Stempel, sondern durch eine variable Spannvorrichtung aufgenommen.

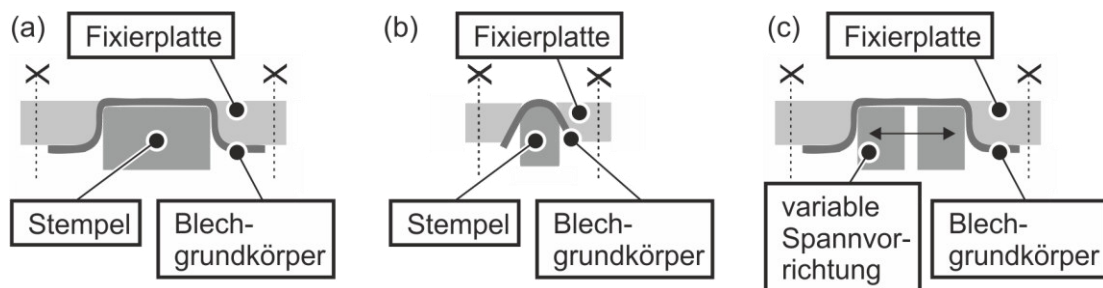


Bild 65: Fixier- und Positioniervorrichtung für die Fertigung von Hybridbauteilen mittels Laserstahlschmelzen auf (a) einem tiefgezogenem und (b) einem gebogenem Grundkörper und (c) mittels Elektronenstrahlschmelzen

Der konstruktive Unterschied zwischen den Werkzeugen für das Laser- und Elektronenstrahlschmelzen ist auf prozessspezifische Abweichungen zwischen diesen beiden strahlbasierten Fertigungsverfahren zurückzuführen. Um einen Elektronenstrahlschmelzprozess umzusetzen, ist elektrische

Leitfähigkeit zwischen Kathode und Anode von grundlegender Bedeutung. Zur Realisierung dieser Voraussetzung muss das Pulver vor dem eigentlichen Fertigungsprozess vorgeschmolzen werden, um Sinterhalse zwischen den Pulverpartikeln zu erzeugen. Dazu wird vor Prozessbeginn durch das Beheizen der Bauplattform und durch elektronenstrahlinduzierten Energieeintrag eine Bauraumtemperatur von 650 °C erzielt. Nach dem Aufbringen einer jeden Pulverschicht wird das Pulver mittels des Elektronenstrahls lokal aufgeschmolzen um eine elektrische Leitfähigkeit zwischen den einzelnen Pulverkörnern und der Bauplattform zu erzielen. Um gerade bei dünnen Blechen mit einer Blechdicke kleiner 1,5 mm die Beschädigung des Blechhalbzeuges durch hohen Energieeintrag zu vermeiden, ist eine große Kontaktfläche zwischen Blechgrundkörper und Fixiervorrichtung erforderlich. Daher muss, um einen hohen Wärmeübertrag zu realisieren, eine Anpassbarkeit dieser Vorrichtung an Formabweichungen der Grundkörper gewährleistet sein. Aufgrund dieser komplexen und kostenintensiven Werkzeugauslegung zur Aufnahme des umgeformten Blechgrundkörpers wird sich in der weiteren Arbeit bei der Fertigung von Hybridbauteilen mittels Elektronenstrahlschmelzen auf einen exemplarischen Machbarkeitsnachweis fokussiert. Alle weiteren Untersuchungen erfolgen im Rahmen dieser Arbeit mit dem heute wissenschaftlich und industriell am weitesten verbreiteten pulverbettbasierten additiven Fertigungsverfahren dem Laserstrahlschmelzen.

### ***Machbarkeitsnachweis für die Fertigung eines Hybridbauteils mittels der Prozesskette aus Umformen und Elektronenstrahlschmelzen***

Basierend auf den in Abschnitt 6.2 dargelegten Grundlagen zur Fertigung von Hybridbauteilen auf ebenem Blechgrundkörper mittels Elektronenstrahlschmelzen wird die Fertigung eines exemplarischen Hybridbauteils mit tiefgezogenem Blechgrundkörper untersucht. Als zielführende Parameter wurden auf Grundlage des in Abschnitt 6.2 dargelegten Prozessfensters eine Strahlleistung von 300 W, eine Scangeschwindigkeit des Elektronenstrahls von 2 m/s eine Schichtdicke von 50 µm und ein Spurabstand von 120 µm gewählt. Diese Prozessparameter ermöglichen die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper mit einer hohen relativen Dichte von über 99,5 % [177]. Unter Verwendung der für das Elektronenstrahlschmelzen von Hybridbauteilen aufgezeigten Methoden, Vorgehen und Werkzeuge wurde der Machbarkeitsnachweis für die kombinierte Prozesskette im

Rahmen des Sonderforschungsbereichs 814 exemplarisch erbracht [187]. Dargestellt ist das resultierende Hybridbauteil in Bild 66 (a). Es besteht aus einem mittels Elektronenstrahlschmelzen gefertigten Funktionselement mit einem Durchmesser von 5,0 mm und einer Höhe von 10,0 mm. Den Blechgrundkörper des Hybridbauteils bildet der tiefgezogene Referenzgrundkörper mit einer nominellen Blechdicke von 1,5 mm. Wichtige Kenngrößen bei additiv gefertigten Bauteilen sind die Oberfläche und Abbildungsgenauigkeit der Geometrie. Für die Analyse dieser Charakteristika sind daher exemplarisch die gemittelte Rautiefe  $R_z$  und der Durchmesser  $d$  des additiv gefertigten Funktionselements in Bild 66 (b). zusammengefasst. Der Durchmesser wurde durch Messungen an drei Prüfkörpern mittels Zweipunktmessung ermittelt. Für die Bestimmung der gemittelten Rautiefe wurde das elektrische Tastschnittgerät des Typs Perthometer (Firma Mahr, Göttingen) eingesetzt. Dabei erfolgte die Messung entlang der Mantellinie des Funktionselements parallel zur Zylinderachse. Quantitativ zeichnet sich das mittels Elektronenstrahlschmelzen gefertigte Funktionselement durch eine gemittelte Rautiefe von  $65,6 \mu\text{m}$  und einen Durchmesser von  $5,27 \text{ mm} \pm 0,09 \text{ mm}$  aus.

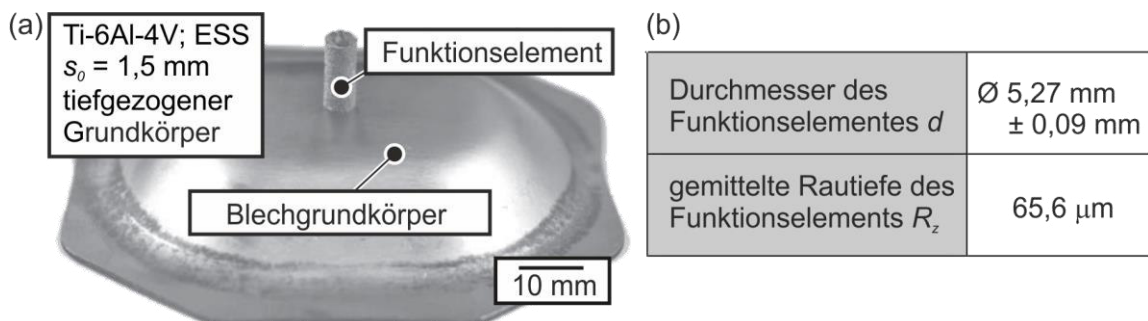


Bild 66: (a) Mittels ESS gefertigtes Hybridbauteil mit zylindrischem Funktionselement auf einem tiefgezogenen Referenzgrundkörper [187] und (b) Auflistung der Kennwerte gemittelte Rautiefe und Durchmesser des Funktionselementes

Aufgrund der aufgezeigten Herausforderungen bei der Fertigung von Hybridbauteilen mittels Elektronenstrahlschmelzen wurde im Rahmen dieser Arbeit nur die Fertigung eines exemplarischen Hybridbauteils realisiert. Bedingt durch die daraus resultierende mangelnde statistische Absicherung können somit keine quantitativ reproduzierbaren Kennwerte zu den mechanischen Eigenschaften des hybriden Bauteils ermittelt werden. Anhand der in Abschnitt 6.3 dargelegten Untersuchungen zu Hybridbauteilen mit

ebenem Blechgrundkörper konnte jedoch eine hohe mechanische Festigkeit von elektronenstrahlgeschmolzenen Prüfkörper nachgewiesen werden. Da die Fertigung von Hybridbauteilen mit umgeformtem Blechgrundkörper auf Grundlage der Erkenntnisse von hybriden Bauteilen mit ebenem Blechgrundkörper erfolgt, kann angenommen werden, dass sich mittels Elektronenstrahlschmelzen gefertigte Hybridbauteile ebenfalls durch eine hohe mechanische Güte auszeichnen. Untersucht wird diese Annahme nachfolgend an laserstrahlgeschmolzenen Hybridbauteilen, basierend auf der Erforschung der Übertragbarkeit der Erkenntnisse von Hybridbauteilen mit ebenem auf solche mit umgeformtem Blechgrundkörper.

### **Grundlegende Untersuchungen signifikanter Prozessparameter bei der Fertigung von Hybridbauteilen mittels der Prozesskette aus Umformen und Laserstrahlschmelzen**

Auf Grundlage des in Abschnitt 6.2 erforschten Prozessfensters für die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper wird für das Laserstrahlschmelzen auf umgeformtem Blechgrundkörper eine Laserleistung von 210 W, eine Scangeschwindigkeit von 643 mm/s, eine Schichtdicke von 50  $\mu\text{m}$  und ein Spurbabstand von 100  $\mu\text{m}$  gewählt. Zur Veranschaulichung ist ein exemplarisches, mittels Laserstrahlschmelzen gefertigtes Hybridbauteil in Bild 67 dargestellt. Um die Vergleichbarkeit mit dargelegten Hybridbauteilen zu gewährleisten, ist das Funktionselement mit einem Durchmesser von 5,0 mm und einer Höhe von 10,0 mm gewählt. Den Blechgrundkörper bildet ein tiefgezogener Referenzgrundkörper mit der nominellen Blechdicke von 1,5 mm.

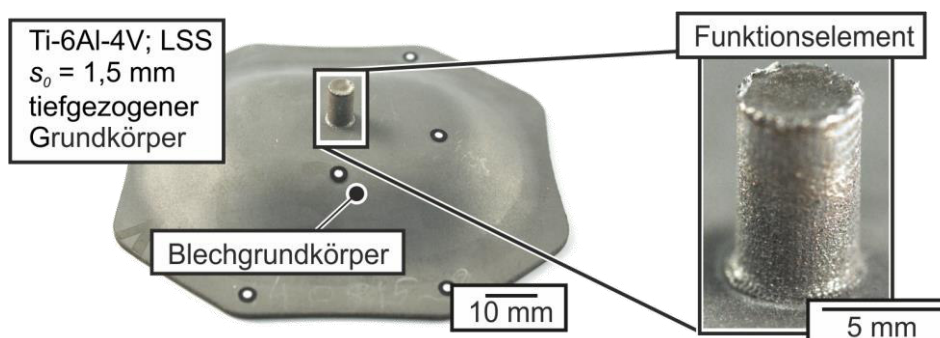


Bild 67: Mittels LSS gefertigtes Hybridbauteil mit zylindrischem Funktionselement auf tiefgezogenem Referenzgrundkörper

Zur Ermittlung der Legierungszusammensetzung des Hybridbauteils wurde die Legierungszusammensetzung von drei exemplarischen, additiv gefertigten Funktionselementen analysiert. Eingesetzt wurde dabei zum einen Heißgasextraktion mittels der Analysators EMGA 620 W/C (Firma Horiba Jobin Yvon) zur Ermittlung des Sauerstoff- und Stickstoffgehalts. Zum anderen wurden der Aluminium-, Vanadium- und Eisengehalt mittels der energie-dispersiver Röntgenanalyse unter Verwendung der Anlage Merlin Gemini II (Firma Carl Zeiss AG, Oberkochen) ermittelt.

Tabelle 23: Legierungszusammensetzung exemplarischer additiv gefertigter Funktionselemente des Werkstoffs Ti-6Al-4V

	Al	V	Fe	O	N
Anteil in Masse-%	5,6	3,7	0,20	0,12	0,02

Mit den in Tabelle 23 zusammengestellten Kennwerten entspricht die chemische Zusammensetzung der exemplarisch untersuchten additiven Funktionselemente den Vorgaben entsprechend DIN 17851 für die Legierungszusammensetzung von Ti-6Al-4V. Im Rahmen der Analyse dieser Hybridbauteile wurde die qualitative Übertragbarkeit der Forschungsergebnisse von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper auf die in diesem Abschnitt dargelegten Hybridbauteile mit tiefgezogenem Blechgrundkörper untersucht. Dazu wurde in einem ersten Schritt die Herstellbarkeit von Hybridbauteilen geringer Porosität mit den gewählten Prozessparametern nachgewiesen. Es konnte aufgezeigt werden, dass mittels der in diesem Abschnitt gewählten Prozessparameter die Fertigung von Hybridbauteilen mit umgeformtem Blechgrundkörper mit einer relativen Dichte von über 99,5 % realisiert werden kann.

In einem zweiten Schritt wurde die Signifikanz der geometrischen Auslegung des Überganges zwischen umgeformtem Blechgrundkörper und additivem Funktionselement erforscht. An exemplarischen Prüfkörpern konnte dabei die Abhängigkeit mechanischer Kennwerte von der geometrischen Gestaltung des untersuchten Übergangsbereichs dargelegt werden. Durch die Verwendung des in Abschnitt 6.3 für Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper untersuchten Übergangsradius konnte eine Scherverbundfestigkeit von  $R_s = 466 \text{ MPa} \pm 68 \text{ MPa}$  erzielt werden. Diese liegt um

30 % über der Scherverbundfestigkeit von Hybridbauteilen ohne Übergangsradius. Visualisiert ist dieser Zusammenhang in Bild 68. Die Ergebnisse sind damit qualitativ in guter Übereinstimmung mit den in Abschnitt 6.3 aufgezeigten Ergebnissen für die Signifikanz des Übergangsradius an Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper. Darüber hinaus wurde die Signifikanz der Wärmebehandlung für Hybridbauteile untersucht. Als quantitativer Kennwert wird dabei die Scherverbundfestigkeit eines Hybridbauteils mit umgeformtem Referenzgrundkörper der nomineller Blechdicke von 1,5 mm herangezogen. Auf Basis der Analyse der Versuchsergebnisse konnte nachgewiesen werden, dass die Verwendung eines Übergangsradius in Kombination mit der Referenzwärmebehandlung eine weitere signifikante Erhöhung der Scherverbundfestigkeit für Hybridbauteile mit umgeformtem Blechgrundkörper zur Folge hat. Quantitativ zeichnen sich diese Hybridbauteile durch die in Bild 68 dargelegte Scherverbundfestigkeit von  $627 \text{ MPa} \pm 34 \text{ MPa}$  aus.

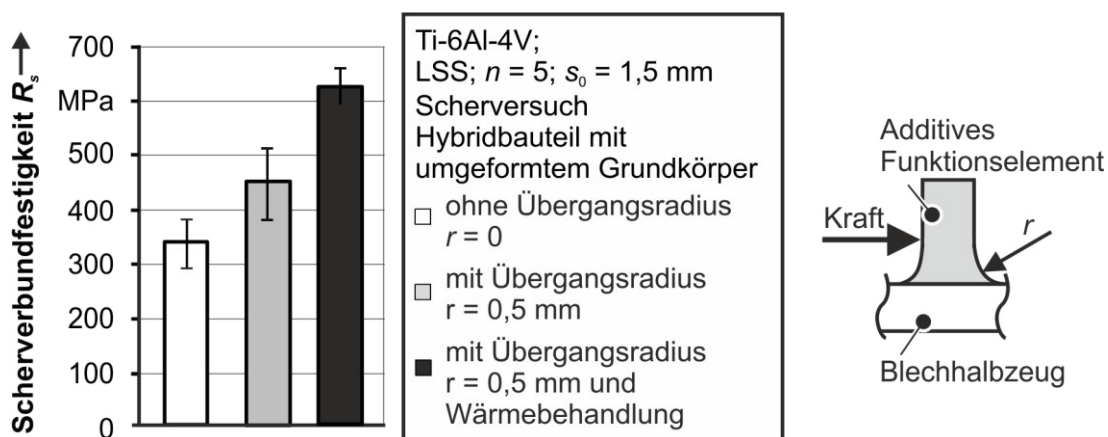


Bild 68: Im Scherversuch an Hybridbauteilen mit umgeformtem Blechgrundkörper ermittelte Scherverbundfestigkeit

### ***Abschließende Bewertung der geometrischen und mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen durch die Gegenüberstellung mit konventionell gefertigten Referenzprüfkörpern***

Zur abschließenden Bewertung der geometrischen und mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen erfolgt die Gegenüberstellung dieser mit konventionell gefertigten Prüfkörpern. In diesem Zusammenhang werden mittels zweier weiterer Fertigungsverfahren hergestellte Referenzprüfkörper untersucht. Zum einen handelt es sich dabei um die spanende Bearbeitung

auf einer Universalfräsmaschine. Zum anderen werden konventionell additiv gefertigte Prüfkörper eingesetzt. In diesem Zusammenhang wird darunter die Fertigung eines Referenzprüfkörpers in geometrischer Anlehnung an ein Hybridbauteil verstanden, bei dem sowohl der Blechbereich als auch das additive Funktionselement durch Laserstrahlschmelzen hergestellt werden. Die Prozessparameter und die Strahlschmelzanlage entsprechen bei der konventionellen additiven Fertigung denen von Hybridbauteilen. Abweichend davon werden bei der konventionellen, additiven Fertigung Stützstrukturen zwischen der Bauplattform und dem Prüfkörper eingesetzt, um das Abtrennen des Referenzprüfkörpers von der Plattform zu ermöglichen. Auch wird, um den Einfluss der Baurichtung auf die mechanischen Kennwerte zu berücksichtigen, die Fertigung von Prüfkörpern in 0 °BR, 45 °BR und 90 °BR durchgeführt. Die mechanischen Eigenschaften werden durch Mittelwertbildung aus mindestens fünf Prüfkörpern je Baurichtung ermittelt.

Für die abschließende Analyse der geometrischen Eigenschaften von laserstrahlgeschmolzenen Hybridbauteilen werden die bereits aufgezeigten Kennwerte Durchmesser  $d$  und gemittelte Rautiefe  $R_z$  herangezogen. Dabei werden Prüfanlagen und -methodiken entsprechend den Darlegungen für elektronenstrahlgeschmolzene Hybridbauteile gewählt. Neben den aufgezeigten Kenngrößen wird der Winkel zwischen der Zylinderachse des Funktionselementes und der Ebene des Blechgrundkörpers analysiert. Als Sollwerte gelten ein Durchmesser von 5,00 mm und ein Winkel zwischen Funktionselement und Blechgrundkörper von 90,00°. Als Fertigungstoleranz ist die Allgmeintoleranz ISO 2768-m festgelegt. Zusammengefasst sind die zur Analyse von Hybridbauteilen herangezogenen Kennwerte in Tabelle 24. Auch beinhaltet diese Tabelle die für spanend bearbeitete Prüfkörper ermittelten Kennwerte.

Mittels der kombinierten Prozesskette gefertigte Hybridbauteile zeichnen sich im Vergleich zu spanend gefertigten Referenzkörpern durch eine erhöhte Abweichung der untersuchten Kenngrößen von den Sollwerten ab. Besonders ausgeprägt ist diese Differenz für die gemittelte Rautiefe, welche für das additiv gefertigte Funktionselement  $R_z = 66,3 \mu\text{m}$  beträgt. Dieser hohe Rauheitskennwert beruht auf Besonderheiten des additiven Fertigungsprozesses. Primär handelt es sich dabei um die Verwendung von

Pulverwerkstoff mit statistisch verteilter Pulverkorngröße. Diese Pulverkörner unterschiedlicher Größe und Form können an der Oberfläche von Bauteilen zu hoher Rauheit und signifikanten Formabweichungen führen.

Tabelle 24: Zusammenstellung charakteristischer Kennwerte von Hybridbauteilen und Referenzkörpern

Fertigungsverfahren	Durchmesser des Funktionselementes [mm]	Winkel zwischen Blech und Funktionselementes [°]	gemittelte Rautiefe des Funktionselementes $R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]
kombinierte Prozesskette	$\varnothing 4,92 \pm 0,08$	$90,17 \pm 0,29$	66,3
spanende Bearbeitung	$\varnothing 5,01 \pm 0,01$	$89,90 \pm 0,12$	1,6
Sollwert	$\varnothing 5,00 \text{ mm}$	$90,00^\circ$	-

Zur Visualisierung ist in Bild 69 die Oberflächentopographie eines laserstrahlgeschmolzenen Funktionselementes dargestellt. Die Aufzeichnung dieser Aufnahme wurde mittels des konfokalen 3D Laserscanning-Mikroskops VK-X 200 (Firma Keyence Deutschland GmbH, Neu-Isenburg) durchgeführt. Herausgearbeitet ist in diesem Bild die Topographie eines additiv gefertigten Bauteils mit Fokus auf einzelne Pulverpartikel auf der Bauteiloberfläche.

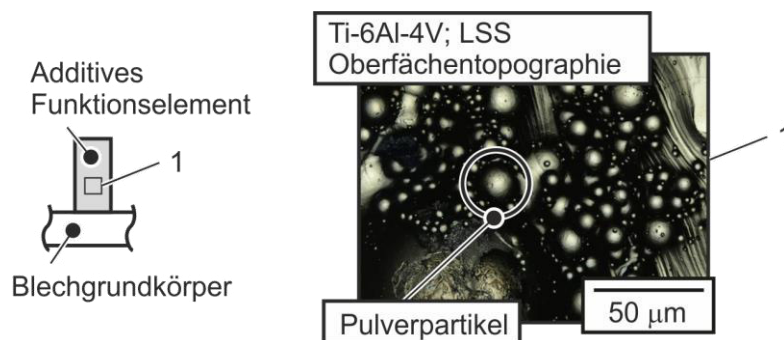


Bild 69: Oberflächentopographie eines mittels LSS gefertigten Funktionselementes

Abhängig von der Ausprägung von Rauheit und Form sowie dem Anwendungsfeld der Bauteile können sich diese Eigenschaften positiv oder negativ auf die reale Anwendung der Bauteile auswirken. Ist beispielsweise aus optischen oder mechanischen Aspekten eine geringe Oberflächenrauheit impliziert, kann dies die Nacharbeit der additiven Funktionselemente zur

Folge haben. Gleichzeitig kann die Nutzung einer gezielt eingestellten, hohen Oberflächenrauheit für medizinische Produkte vorteilhaft sein, um zum Beispiel bei Implantaten das Einwachsen von Knochen zu begünstigen.

Zur Analyse der Festigkeit von Hybridbauteilen erfolgt die Gegenüberstellung ausgewählter, im Rahmen dieser Arbeit untersuchter Hybridbauteile mit konventionell gefertigten Referenzprüfkörpern. In Bild 70 ist dazu die Scherverbundfestigkeit von Hybridbauteilen mit ebenem und umgeformtem Blechgrundkörper sowie von konventionell additiv gefertigten und spanend gefertigten Referenzprüfkörpern visualisiert.

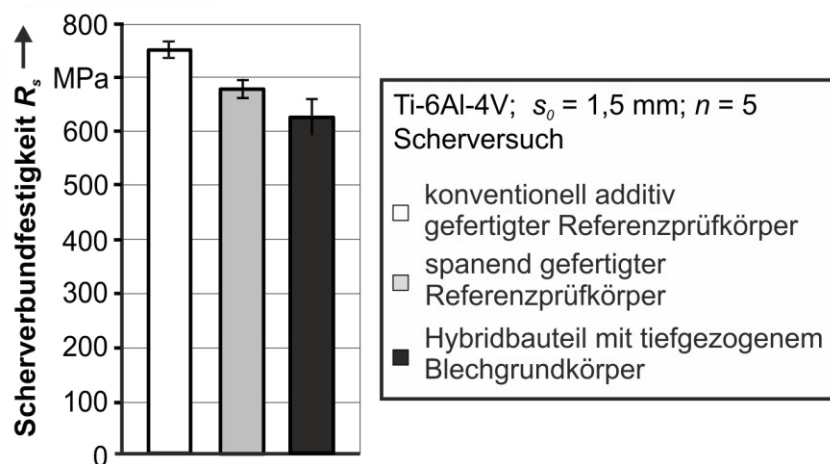


Bild 70: Gegenüberstellung der Scherverbundfestigkeit von Hybridbauteilen und konventionell gefertigten Referenzprüfkörpern

Mit einer Scherverbundfestigkeit von  $754 \text{ MPa} \pm 27 \text{ MPa}$  zeichnen sich konventionell additiv gefertigte Prüfkörper durch die höchste mechanische Festigkeit aus. Dieser Sachverhalt ist in erster Linie auf das für das Laserstrahlschmelzen charakteristische Werkstoffgefüge zurückzuführen. Durch hohe Aufheiz- und Abkühlraten während des Strahlschmelzprozesses entsteht ein feines, nadelförmiges, martensitisches Gefüge, welches sich durch eine hohe Festigkeit und geringe erreichbare plastische Dehnung auszeichnet [82]. Dargestellt ist dieses charakteristische Werkstoffgefüge in Bild 71 (c). Eine im Vergleich dazu reduzierte Scherverbundfestigkeit von  $684 \text{ MPa} \pm 12 \text{ MPa}$  ist für gefräste Bauteile charakteristisch. Das in Bild 71 (b) visualisierte Werkstoffgefüge eines exemplarischen Prüfkörpers ist geprägt von feinglobularem  $\alpha$ - und  $\beta$ -Titan, welches seinen Ursprung beim Walzprozess der Blech- und Plattenherstellung hat. Wie in Bild 71 (b) dargestellt, konnte

keine Beeinflussung des Ausgangsgefüges des Blechwerkstoffs durch die spanende Bearbeitung nachgewiesen werden. Abschließend ist in Bild 71 (a) das geätzte Schliffbild eines mittels der kombinierten Prozesskette gefertigten Hybridbauteils dargestellt.

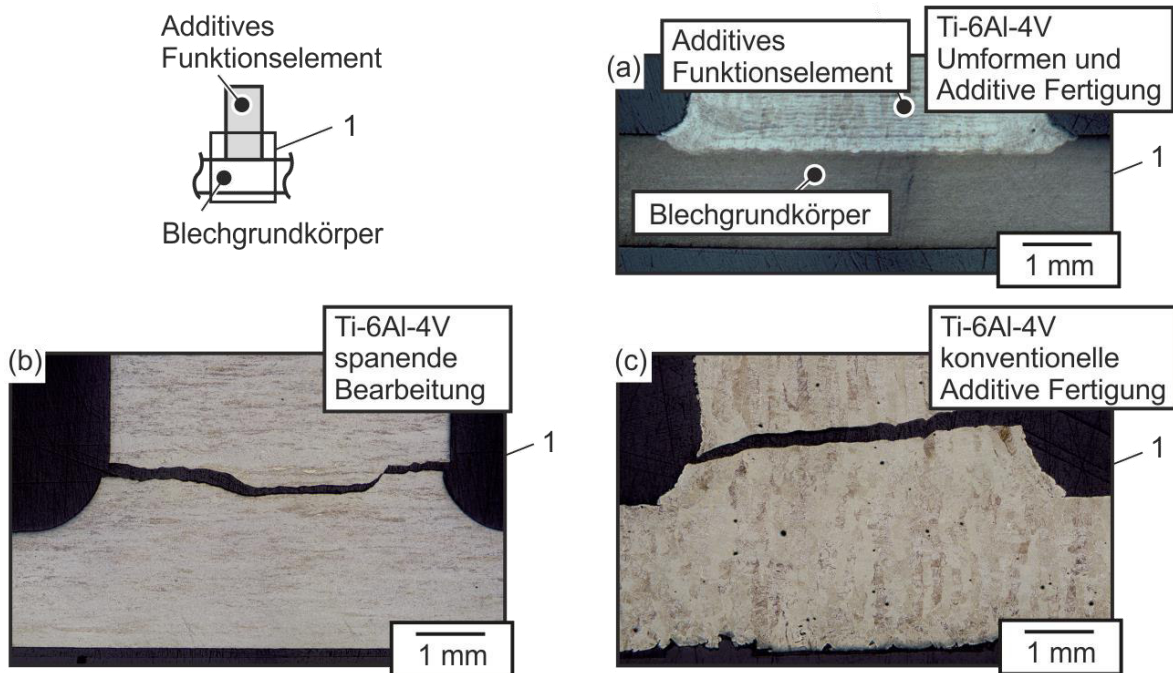


Bild 71: Schliffbild eines (a) mittels der kombinierten Prozesskette aus Umformen und additiver Fertigung hergestellten Hybridbauteils und Schliffbild eines (b) gefrästen und (c) konventionell additiv gefertigten Referenzprüfkörpers

Dieses exemplarische Hybridbauteil zeichnet sich im Gegensatz zu den anderen untersuchten Prüfkörpern durch ein inhomogenes Gefüge aus, welches in die drei bereits diskutierten Bereiche gegliedert werden kann. Dabei entspricht das Werkstoffgefüge des Blechwerkstoffes dem Ausgangszustand. Das Gefüge des additiv gefertigten Funktionselementes hingegen gleicht dem von konventionell additiv gefertigten Strukturen. Im Unterschied dazu zeichnet sich das Werkstoffgefüge der Wechselwirkungszone des Hybridbauteils primär durch Umwandlung des globularen Ausgangsgefüges des Blechwerkstoffes zu Martensit aus. In Zusammenspiel aller Einflussgrößen zeichnet sich das Hybridbauteil durch eine Scherverbundfestigkeit von  $627 \text{ MPa} \pm 34 \text{ MPa}$  aus. Diese beträgt 83 % der Scherverbundfestigkeit von konventionell additiv gefertigten Referenzkörpern sowie 92 % der Scherverbundfestigkeit von spanend gefertigten Referenzkörpern und ist damit durch eine hohe mechanische Festigkeit gekennzeichnet. Die Eignung

der untersuchten Hybridbauteile ist somit für Bauteilanwendungen impliziert.

In den bisherigen Abschnitten konnte die Machbarkeit der aufgezeigten Prozesskette aus Tiefziehen in Kombination mit dem Laser- und Elektronenstrahlschmelzen für die Fertigung von Hybridbauteilen nachgewiesen werden. Auch wurden aufbauend auf den Untersuchungen an Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper signifikante Prozessparameter für die Fertigung von Hybridbauteilen mit tiefgezogenem Blechgrundkörper erarbeitet. Dabei konnte die qualitative Übertragbarkeit signifikanter Einflussgrößen von Hybridbauteilen mit ebenem auf Hybridbauteile mit umgeformtem Blechgrundkörper nachgewiesen werden. Am Beispiel der kombinierten Prozesskette aus Laserstrahlschmelzen und Tiefziehen wurde außerdem eine hohe erzielbare mechanische Güte von Hybridbauteilen nachgewiesen, welche 92 % der Festigkeit von spanend gefertigten Referenzkörpern erreicht.

Über den Nachweis der Einsetzbarkeit mittels unterschiedlicher Umformverfahren hergestellter Blechgrundkörper innerhalb der kombinierten Prozesskette kann das potentielle Einsatzspektrum für eine zukünftige Anwendung von Hybridbauteilen deutlich erweitert werden. Ein Beleg der Umsetzbarkeit dieses Ansatzes ist daher ein weiterer Schwerpunkt der nachfolgend dargelegten Arbeiten. Als zielführende Untersuchungskriterien zukünftiger Arbeiten gelten in diesem Zusammenhang der Temperaturgradient innerhalb des Hybridbauteils während des additiven Fertigungsprozesses, die im Blechgrundkörper vorliegende Eigenspannung, die geometrische Form des Blechhalbzeugs und die Abfolge der einzelnen Prozessschritte der kombinierten Fertigungskette. Die Erforschung dieser Kenngrößen und deren Auswirkung auf die Eigenschaften von Hybridbauteilen sind signifikant für eine zukünftige Realisierung des Verfahrens.

### ***Weiterführende Untersuchungen zur Fertigung von Hybridbauteilen vor dem Hintergrund von Temperaturgradienten während der additiven Fertigung***

Um die Ursachen differenter mechanischer Eigenschaften von Hybridbauteilen zu analysieren, wird der Fokus zunächst auf die vergleichende Analyse der konventionell additiv gefertigten Referenzbauteile und der Hybridbauteile mit umgeformtem Blechgrundkörper gerichtet. Im Rahmen dieser

Arbeit wurde aufgezeigt, dass die Scherverbundfestigkeit von konventionell additiv gefertigten Referenzprüfkörpern die von Hybridbauteilen um etwa 20 % übersteigt. Bei der Analyse der Ursachen für die abweichenden Werkstoffkennwerte wurde zunächst die Temperatur des Hybridbauteils analysiert. Entsprechend dem Stand der Technik ist bekannt, dass für additive Fertigungsprozesse der Temperaturgradient zwischen bereits gefertigtem und dem sich in Fertigung befindlichen Bauteilbereich minimiert werden muss, um Bauteile hoher mechanischer Güte zu erzeugen. Aus diesem Grund ermöglichen kommerziell verfügbare Anlagen das Beheizen der Bauplattform und der Grundplatte. Das über Stützstrukturen mit der Grundplatte in stoffschlüssigem Kontakt stehende Bauteil wird dadurch ebenfalls beheizt und damit der diskutierte Temperaturgradient zwischen dem bereits gefertigten Bauteilbereich und der gerade aufgeschmolzenen Pulverschicht minimiert. In experimentellen Versuchen konnte nachgewiesen werden, dass im Gegensatz dazu für Hybridbauteile ein signifikanter Temperaturgradient zwischen der Bauplattform und dem Blechhalbzeug existiert. Dies liegt in der Tatsache begründet, dass im Gegensatz zum konventionellen Laserstrahlschmelzen bei der Fertigung von Hybridbauteilen Fixierwerkzeuge, wie in Bild 65 dargestellt, zur Aufnahme des Blechgrundkörpers eingesetzt werden. Diese sind zwischen der beheizbaren Bauplattform und dem Hybridbauteil platziert und reduzieren somit die in den Blechgrundkörper eingebrachte Wärmeenergie. Da der Energieübertrag primär über Wärmeleitung erfolgt, reduzieren die Übergänge zwischen den einzelnen Werkzeugelementen die übertragene Wärmeenergie. Darüber hinaus liegt aufgrund von Formabweichungen des Blechgrundkörpers kein flächiger Kontakt zwischen Werkzeug und Hybridbauteil vor, sondern vielmehr ein linienförmiger Kontakt entlang Radien zwischen Napfboden und Flansch des Blechhalbzeuges. Die aufgezählten Ursachen führen zu einer signifikanten Reduzierung der in das Blechhalbzeug und damit in das Hybridbauteil eingebrachten Wärmeenergie. Die dabei für umgeformte Blechhalbzeuge erreichte Temperatur an der Blechoberseite beträgt dabei in exemplarischen Messungen nur die Hälfte der Temperatur von ebenen Blechhalbzeugen. Mittels des optischen Messsystems ATOS wurde die maximale z-Abweichung im Blechboden zwischen dem Mittelpunkt des Blechbodens und dem Radienauslauf mit  $0,15 \text{ mm} \pm 0,4 \text{ mm}$  bestimmt [188]. Die sich damit ergebende Luftkavität zwischen Blechgrundkörper und Werkzeug reduziert die

Wärmeleitung zwischen diesen beiden Elementen maßgeblich. Für exemplarische Blechgrundkörper der nominellen Blechdicke von 1,5 mm, welche für die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper eingesetzt werden, beträgt die Ebenheitsabweichung weniger als 0,03 mm.

Auf Basis der dargelegten Ergebnisse wird seitens des Autors für eine weitere Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen die konzeptionelle Änderung der Fixierwerkzeuge angeregt. Durch die Erzielung eines großflächigen Kontaktes zwischen Werkzeug und Blechhalbzeug würde die Wärmeleitfähigkeit verbessert und der Temperaturgradient verringert werden. Ebenso wird eine Modifikation der anlagenseitigen Bauplattform zur Erzielung höherer Vorheiztemperaturen als zielführend erachtet.

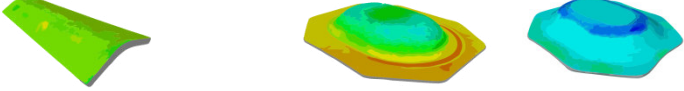
### ***Weiterführende Untersuchungen zur Fertigung von Hybridbauteilen mit Fokus auf die Wechselwirkung der additiven Fertigung mit dem Blechgrundkörper***

Untersuchungsgegenstand der bisherigen Arbeit war ein Referenzbauteil aus tiefgezogenem Rechtecknapf mit zylindrischem Funktionselement. Die exemplarisch untersuchte Prozessreihenfolge wurde mit den Schritten Umformen, Laserstrahlschmelzen und Wärmebehandlung durchgeführt. Für eine weiterführende Analyse der kombinierten Prozesskette ist eine sukzessive Untersuchung der Einzelprozessschritte aber auch der Wechselwirkung dieser zielführend. Ist dabei der Fokus auf das Umformen gerichtet, so zeichnen sich umformtechnisch gefertigte Bauteile durch die Existenz unterschiedlicher Richtungen und Ausprägung von Spannungszuständen im Bauteil aus. Um die Wechselwirkung dieser mit der additiven Fertigung zu erforschen, werden nachfolgend neben dem Tiefziehen, die Blechumformverfahren Biegen und superplastische Umformung herangezogen. Für das Biegen erfolgt die Versuchsdurchführung bei einer Versuchstemperatur von 400 °C mit einer Traversengeschwindigkeit von 5 mm/min. Alle im Rahmen dieses Abschnittes untersuchten Referenzgeometrien sind in Bild 64 exemplarisch dargestellt. Mittels Biegen hergestellte Blechgrundkörper sind durch eine nominelle Blechdicke von 1,5 mm und den exemplarischen Biegeradien  $r = 3,0$  mm und  $r = 7,0$  mm definiert. Die Bauteilgeometrie des superplastisch umgeformten Blechgrundkörpers ist an den mittels Tiefziehen hergestellten Referenzgrundkörper angelehnt. Als Fixierwerkzeuge werden die zu

Beginn dieses Abschnittes dargelegten Aufbauten eingesetzt. Unter Anwendung der aufgezeigten Umformverfahren hergestellte Blechgrundkörper zeichnen sich primär durch Differenzen bezüglich ihrer Form und vorliegenden Eigenspannungen aus.

Zur Visualisierung der mittels des Röntgendiffraktometers (XRD) Seifert Stress Analyser XRD 3003 (Firma General Electric, USA) ermittelten Eigenspannungen der untersuchten Blechgrundkörper sind diese in Tabelle 25 zusammengefasst.

Tabelle 25: Resultierende Eigenspannungen von umgeformten Blechhalbzeugen



	Biegen $r = 3,0 \text{ mm}$	Biegen $r = 7,0 \text{ mm}$	superplastische Umformung	Tiefziehen
Geometrische Position der Messstelle	Biegeradius	Biegeradius	Blechboden	Blechboden
Geometrische Form der Messstelle	Radius	Radius	Ebene	Ebene
Eigenspannung [MPa]	$235 \pm 25$	$120 \pm 21$	$0 \pm 20$	$57 \pm 27$

Für die Biegeproben werden zur Bestimmung der Eigenspannungen nach dem Umformen fünf Messpunkte am Biegeradius herangezogen. Superplastisch umgeformte Bauteile werden ebenso wie die tiefgezogenen Referenznäpfe an fünf Messpunkten am Blechboden untersucht. Neben charakteristischen Eigenspannungen von ausgewählten Blechgrundkörpern ist die geometrische Form dieser dargelegt. Ermittelt ist die Eigenspannung an der Position des nachfolgend additiv gefertigten Funktionselements. Die Prozessparameter für das Laserstrahlschmelzen sind für alle Hybridbauteile entsprechend den Darlegungen aus Abschnitt 8.2 gewählt.

Charakteristisch für den tiefgezogenen Napf ist eine geringe Eigenspannung im Blechboden von etwa 50 MPa. Demgegenüber sind superplastisch

umgeformte Bauteile nahezu eigenspannungsfrei. Mittels Biegen bei erhöhten Temperaturen umgeformte Blechbauteile zeichnen sich im Biegeradius durch die höchsten ermittelten Eigenspannungen aus. Diese sind abhängig von dem gewählten Biegeradius und betragen 120 MPa für  $r = 3,0$  mm und mit 235 MPa etwa den doppelten Wert für  $r = 7,0$  mm. Visualisiert sind exemplarische Hybridbauteile mit tiefgezogenem, superplastisch umgeformtem und gebogenem Blechgrundkörper in Bild 72 (b).

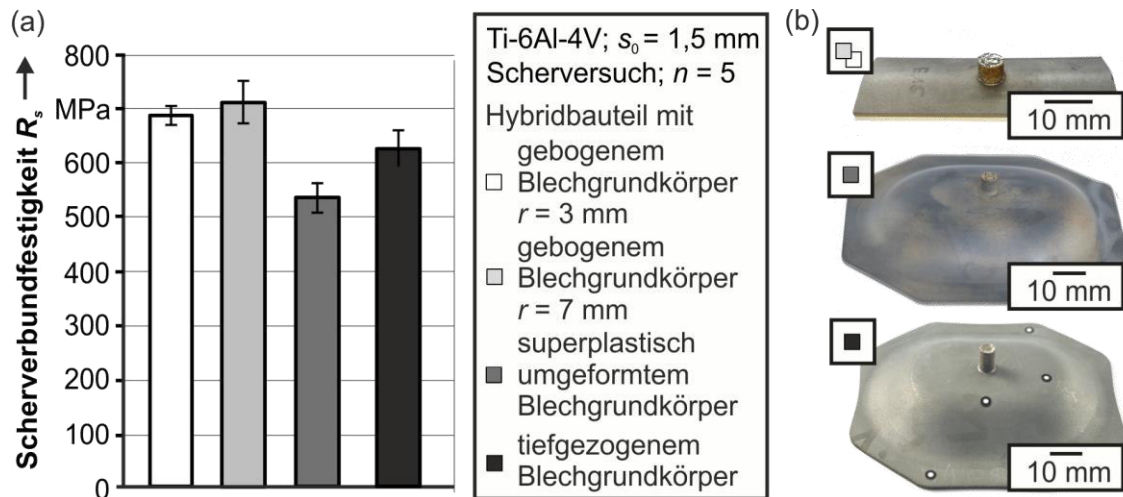


Bild 72: (a) Scherverbundfestigkeit und (b) Visualisierung exemplarischer Hybridbauteile unterschiedlicher Blechgrundkörper

Anhand der in Bild 72 (a) dargelegten mechanischen Kennwerte werden nachfolgend die Eigenschaften der untersuchten Hybridbauteile analysiert. Wird der Fokus zunächst auf die Prozesskette Biegen mit nachfolgender additiver Fertigung gelegt, so kann für die untersuchten Biegeradien keine signifikante Abhängigkeit zwischen den mechanischen Kennwerten und der Eigenspannung sowie der geometrischen Form des Blechgrundkörpers abgeleitet werden. Diese weisen abhängig von dem Biegeradius der Blechgrundkörper einen Wert von  $686 \text{ MPa} \pm 18 \text{ MPa}$  für  $r = 3,0$  mm und  $711 \text{ MPa} \pm 40 \text{ MPa}$  für  $r = 7,0$  mm auf. Demgegenüber zeichnen sich Hybridbauteile bestehend aus superplastisch umgeformtem und tiefgezogenem Grundkörpern durch maßgebliche Differenzen der mechanischen Festigkeit untereinander aber auch zu hybriden Bauteilen mit gebogenem Blechgrundkörper aus. Für Hybridbauteile mit superplastisch umgeformtem Blechgrundkörper beträgt in diesem Zusammenhang die Scherverbundfestigkeit  $535 \text{ MPa} \pm 28 \text{ MPa}$ , während sich hybride Bauteile mit tiefgezogenem

Referenzblechgrundkörper durch eine Scherverbundfestigkeit von  $627 \text{ MPa} \pm 34 \text{ MPa}$  auszeichnen.

Zur Fertigung der in diesem Abschnitt dargelegten Hybridbauteile wurde eine identische Prozesskette und gleiche Prozessparameter bei der additiven Fertigung der Funktionselemente herangezogen. Das Unterscheidungskriterium der Hybridbauteile ist das für die Fertigung der Blechgrundkörper herangezogene Umformverfahren. Unter Berücksichtigung dieses Sachverhalts, kann die Signifikanz des Umformverfahrens auf die mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen nachgewiesen werden. Als Maßgebliche Einflussgrößen auf die Eigenschaften der resultierenden hybriden Bauteile werden in diesem Zusammenhang die geometrische Form und die Eigenspannungen der Blechgrundkörper erachtet. Zum jetzigen Zeitpunkt kann keine wissenschaftlich nachhaltige Bewertung der Ursachen der aufgezeigten Abweichungen der mechanischen Kennwerte für die untersuchten Hybridbauteile aufgezeigt werden. Aktuelle Untersuchungen werden mit Fokus auf den Einfluss der Bauteilgeometrie auf die kombinierte Prozesskette durchgeführt. Als aussichtsreiche Untersuchungskriterien werden in diesem Zusammenhang die Untersuchung der Temperaturgradienten während des additiven Fertigungsprozesses und die durch den Blechgrundkörper definierte Baufläche mit den daraus resultierenden Abweichungen beim Schichtauftrag angesehen. Die Wechselwirkung der Eigenspannungen des Blechhalbzeuges mit der Additiven Fertigung gilt es bezüglich einer thermisch induzierten Überlagerung mit resultierenden mechanischen Spannungen zu überprüfen. Diese Wechselwirkungen sind bisher grundlagenwissenschaftlich nicht ausreichend untersucht und Gegenstand aktueller Forschungsarbeiten.

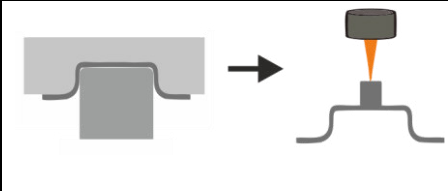
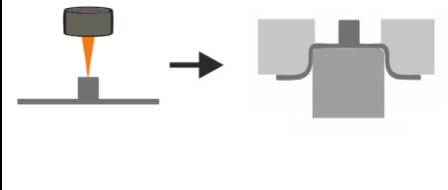
### ***Weiterführende Untersuchungen zur Fertigung von Hybridbauteilen mit Fokus auf die Variation der Abfolge der Einzelprozessschritte innerhalb der Gesamtprozessketten***

Neben den in diesem Abschnitt dargelegten Untersuchungen werden in diesem Abschnitt die Machbarkeit einer Variation der Abfolge der Einzelprozessschritte innerhalb der Gesamtprozessketten und die Signifikanz dieser auf die Eigenschaften von Hybridbauteilen analysiert. Erforscht wird dieser Zusammenhang anhand der Prozesskette aus Tiefziehen mit nachfolgendem

Laserstrahlschmelzen und der Prozesskette Laserstrahlschmelzen mit nachfolgendem Tiefziehen. Die Prozessparameter für das Laserstrahlschmelzen sind für alle Hybridbauteile identisch, entsprechend den Darlegungen aus Abschnitt 8.2 gewählt. Ebenso werden die für das Umformen der Blechgrundkörper mit einer nominellen Blechdicke von 1,5 mm herangezogenen Prozessparameter in Übereinstimmung gewählt. Der wesentliche Unterschied zwischen den untersuchten Prüfkörpern kann somit auf die Abfolge der Einzelprozessschritte innerhalb der Gesamtprozesskette zurückgeführt werden. Die Fertigbarkeit von Hybridbauteilen konnte im Rahmen der Untersuchungen für beide untersuchten Prozessvarianten nachgewiesen werden. Zur Signifikanzanalyse der Abfolge der Einzelprozessschritte innerhalb der Gesamtprozessketten auf die Festigkeit von Hybridbauteilen ist die Scherverbundfestigkeit der untersuchten Prüfkörper in Tabelle 26 zusammengefasst.

Anhand der experimentellen Ergebnisse kann eine ausgeprägte Abhängigkeit der Scherverbundfestigkeit von der Abfolge der Einzelprozesse innerhalb der Gesamtprozesskette abgeleitet werden. Dabei zeichnen sich mittels Prozesskette 1 gefertigte Hybridbauteile durch eine Scherverbundfestigkeit von  $627 \text{ MPa} \pm 34 \text{ MPa}$  aus, während mittels der Prozesskette 2 gefertigte Hybridbauteile eine Scherverbundfestigkeit von  $540 \text{ MPa} \pm 10 \text{ MPa}$  aufweisen.

Tabelle 26: Scherverbundfestigkeit mittels der Prozesskette Tiefziehen mit nachfolgendem LSS und LSS mit nachfolgendem Tiefziehen gefertigter Hybridbauteile

		Scherverbundfestigkeit $R_s$ [MPa]
	Prozesskette 1: Tiefziehen mit nachfolgendem Laserstrahlschmelzen	$627 \pm 34$
	Prozesskette 2: Laserstrahlschmelzen mit nachfolgendem Tiefziehen	$540 \pm 10$

Dieser Unterschied der Festigkeiten ist nicht ausreichend genug untersucht, um eine wissenschaftlich fundierte Bewertung der Ursachen durchführen zu können. Als zielführendes Untersuchungskriterium gelten in diesem Zusammenhang die über das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen eingebrachten Spannungen. Dabei sind die im Umformprozess über den Blechwerkstoff eingeleiteten mechanischen Spannungen ebenso zu berücksichtigen wie thermisch induzierte Spannungen, welche auf die Formgebung bei erhöhten Temperaturen zurückzuführen sind.


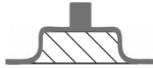

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass im Rahmen dieses Abschnittes die Machbarkeit der Fertigung von Hybridbauteilen, durch die Kombination der Umformung und der additiven Fertigung aufgezeigt wurde. An exemplarischen Bauteilen mit tiefgezogenem Blechgrundkörper wurde dieser Nachweis sowohl für das Elektronen- als auch das Laserstrahlschmelzen erbracht. Darüber hinaus konnte für das Laserstrahlschmelzen die Herstellbarkeit von Hybridbauteilen hoher mechanischer Festigkeit unterschiedlicher Fertigungsverfahren entstammender Blechgrundkörper nachgewiesen werden. Neben dem Tiefziehen, wurde dieser Zusammenhang für das Biegen bei erhöhten Temperaturen und das Umformen bei superplastischen Prozessbedingungen aufgezeigt. Durch die Gegenüberstellung mechanischer Kennwerte mit konventionell gefertigten Referenzprüfkörpern wurde darüber hinaus die Vergleichbarkeit der mechanischen Festigkeit von Hybridbauteilen mit konventionell gefertigten Bauteilen belegt werden. In Summe konnte die breite Anwendbarkeit der kombinierten Prozesskette zur Fertigung von Hybridbauteilen nachgewiesen werden. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen zur Signifikanz von Temperaturgradienten, im Blechgrundkörper vorliegende Eigenspannungen, dessen geometrische Form und die Abfolge der einzelnen Prozessschritte der kombinierten Fertigungskette sind Gegenstand aktueller und zukünftiger Arbeiten im Rahmen des SFB 814. In diesem Zusammenhang dienen die in dieser Arbeit geschaffenen grundlagenwissenschaftlichen Erkenntnisse und umgesetzten Prüfverfahren als Basis weiterer Untersuchungen. Auch wurden Wechselwirkungen der in diesem Abschnitt untersuchten Einflussparameter bisher nicht näher beleuchtet und sollten daher Forschungsgegenstand weiterführender Arbeiten sein.

## 8.3 Bewertung der Merkmale Wirtschaftlichkeit und Nachhaltigkeit für die Fertigung von Hybridbauteilen

In der bisherigen Arbeit wurde die grundlegende Eignung der innovativen Prozesskette aus Umformen und additiver Fertigung für die Herstellung hybrider Bauteile hoher mechanischer Güte am Beispiel des Rechtecknapfes nachgewiesen. Basierend auf diesem Hybridbauteil erfolgt die abschließende Bewertung der Wirtschaftlichkeit und Nachhaltigkeit der hybriden Bauteilfertigung anhand der Kenngrößen Rohstoff- und Zeitbedarf. Schwerpunkt dieser Untersuchungen ist die Gegenüberstellung der Bewertungsgrößen für die hybride Bauteilfertigung mit der Fertigung des Demonstratorbauteils durch spanende Bearbeitung und konventionelle Additive Fertigung. Konventionelle Additive Fertigung bedeutet in diesem Zusammenhang die Herstellung des gesamten Bauteils mittels Laserstrahlschmelzen entsprechend dem Stand der Technik. Die Bestimmung der Bewertungsgrößen erfolgt aufbauend auf experimentellen Versuchsergebnissen. An Fräsoperation mit einer Schnittgeschwindigkeit von 55 m/min und eine Zustellung von maximal 0,5 mm bildet dabei die Grundlage der spanenden Bearbeitung. Für das Laserstrahlschmelzen werden die in dieser Arbeit erforschten charakteristischen Prozessgrößen herangezogen. Im Detail handelt es sich dabei um 900 mm/s Scangeschwindigkeit, 250 W Laserleistung, 50 µm Schichtdicke und 120 µm Spurabstand. Die Ermittlung des Rohstoffbedarfs basiert auf dem Erfahrungswert von der Wiederverwendbarkeit von 90 % des Ausgangspulvers für das Laserstrahlschmelzen. Zur Bewertung der Wirtschaftlichkeit und Nachhaltigkeit der Fertigung hybrider Bauteile für die untersuchten Fertigungsverfahren sind in Tabelle 27 die Merkmale Rohstoffbedarf und Fertigungszeit am Beispiel des Rechtecknapfes mit additivem Funktionselement dargestellt. Ist der Fokus der Analyse der untersuchten Fertigungsverfahren auf den Rohstoffbedarf gerichtet, so zeichnen sich die konventionelle Additive Fertigung und die hybride Bauteilfertigung durch eine im Vergleich zur spanenden Fertigung signifikant erhöhten Materialnutzungsgrad aus. Ist der Rohstoffbedarf für die spanende Fertigung der Demonstratorgeometrie mit 100 % festgelegt, so wird für die Herstellung der gleichen Geometrie durch konventionelles Laserstrahlschmelzen nur 12 %

und mittels der hybriden Bauteilfertigung nur 7 % des Ausgangsmaterials benötigt.

Tabelle 27: Gegenüberstellung der Merkmale Rohstoffbedarf und Fertigungszeit der Verfahren Laserstrahlschmelzen, hybride Bauteilfertigung und spanende Fertigung am Beispiel des Rechtecknapfes mit additivem Funktionselement

			
	spanende Fertigung	konventionelle Additive Fertigung	hybride Bauteilfertigung
Rohstoffbedarf	100 %	12 %	7 %
Fertigungszeit	100 %	56 %	9 %

Visualisiert sind die durch Nacharbeit zu entfernenden Werkstückbereiche in den schematischen Skizzen aus Tabelle 27 mittels schraffierter Bereiche. Noch deutlicher sind die Vorteile der hybriden Fertigung gegenüber der konventionellen additiven Fertigung, bezogen auf die reine Fertigungszeit. Dabei kann die reine Fertigungszeit von 100 % für die spanende Bearbeitung, auf 56 % für die konventionelle und 9 % für die kombinierte Prozesskette reduziert werden. Wird das zu Beginn dieser Arbeit aufgezeigte Ziel einer ressourceneffizienten Fertigung von individualisierten Bauteilen zugrunde gelegt, so konnte im Rahmen dieser Arbeit folgender Sachverhalt nachgewiesen werden. Die aufgezeigte kombinierte Prozesskette aus Umformen und additiver Fertigung ist in besonderem Maße für die Herstellung von individuellen Bauteilen hoher geometrischer Komplexität und mechanischer Güte geeignet. Darüber hinaus zeichnet sich diese Prozesskette durch eine, im Vergleich zu konventionell verfügbaren Fertigungsverfahren, hohe Ressourceneffizienz und kurze Fertigungszeiten aus. Dieser Sachverhalt zeugt von der ausgeprägten Wirtschaftlichkeit und Nachhaltigkeit der kombinierten Prozesskette aus Umformen und additiver Fertigung.

## 9 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde der aktuell hohe Bedarf an individuellen Produkten aufgezeigt. Für die Realisierung solcher Bauteile ist unter Berücksichtigung von Herausforderungen heutiger Generationen eine kosten-, zeit- und ressourceneffiziente Fertigung unverzichtbar. Als möglicher Fertigungsansatz mit hohem Individualisierungspotenzial wurde im Rahmen der Untersuchungen die konventionelle Additive Fertigung herausgearbeitet, welche jedoch durch hohe Fertigungszeiten und limitierte Ressourceneffizienz charakterisiert ist.

Zur Erfüllung aller aufgeführten Ziele wurde eine kombinierte Prozesskette aus Umformen mit nachfolgender additiver Fertigung und abschließender Wärmebehandlung zur Fertigung von Hybridbauteilen postuliert und untersucht. Wissenschaftlicher Anspruch dieser Arbeit war in diesem Zusammenhang der Machbarkeitsnachweis, aber auch die grundlagenwissenschaftliche Erforschung dieser Prozesskette. Herangezogen wurden dabei die additiven Fertigungsverfahren Laser- und Elektronenstrahlschmelzen und die umformenden Fertigungsverfahren Tiefziehen, superplastisches Umformen und Biegen für eine ausgewählte Titanlegierung. Methodisch wurde zunächst die Eignung der Einzelverfahren zur Fertigung von Hybridbauteilen untersucht. Die metallographische und mechanische Charakterisierung der eingesetzten Halbzeuge diente dabei zur grundlegenden Untersuchung der Fertigungsverfahren für die kombinierte Prozesskette. In diesem Zusammenhang konnte mittels der Werkstoffcharakterisierung eine hohe mechanische Güte des Blechhalbzeuges und auch der additiv gefertigten Halbzeuge nachgewiesen werden. Zur mechanischen Charakterisierung der durch LSS und ESS gefertigten Halbzeuge wurde eine Prüfgeometrie für den einachsigen Zugversuch entwickelt, mittels derer Restriktionen der additiven Fertigung aber auch prüftechnische Anforderungen erfüllt werden können. Auch wurde die Signifikanz der mechanischen Nachbearbeitung und Wärmebehandlung für additiv gefertigte Prüfkörper erforscht und dargelegt.

Um grundlegendes Prozessverständnis für die kombinierte Prozesskette zu gewinnen, wurde aufbauend auf diesen Ergebnissen die Fertigung von

Hybridbauteilen auf ebenem Blechgrundkörper untersucht. Basis dieses Forschungsabschnittes war die Erforschung von signifikanten Prozessgrößen für die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper. Dazu wurde aufbauend auf dem Stand der Technik ein Prozessfenster für die untersuchten additiven Fertigungsverfahren ermittelt, in deren Prozessgrenzen die Erzeugung von hybriden Bauteilen mit ebenem Blechwerkstoff realisiert werden kann. Als Bewertungskriterium wurde die Erzielung eines Mindestwertes der relativen Dichte und der mechanischen Festigkeit von Bauteilen herangezogen. Aufbauend auf diesen Untersuchungen wurden signifikante Einflussgrößen für die kombinierte Prozesskette erforscht. In diesem Zusammenhang wurden die Bindung von Umgebungsgasen, die geometrische Auslegung der Wechselwirkungszone zwischen Blechhalbzeug und additivem Funktionselement, sowie die Wärmebehandlung des Bauteils als signifikante Kenngrößen erarbeitet. Zurückzuführen sind diese primär auf prozessspezifische Unterschiede zwischen der kombinierten Prozesskette und der konventionellen additiven Fertigung wie beispielsweise die Inexistenz von Stützstrukturen. Zur quantitativen und qualitativen Bewertung von Prüfkörpern dienten metallographische und mechanische Charakterisierungsversuche in Gegenüberstellung mit konventionell gefertigten Referenzkörpern. Unter Berücksichtigung der erarbeiteten signifikanten Einflussgrößen wurde die Herstellbarkeit von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper nachgewiesen und deren Eigenschaften untersucht.

Basierend auf dem Nachweis der Eignung der kombinierten Prozesskette zur Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper wurde in der weiteren Arbeit die Herstellung von Blechgrundkörpern für Hybridbauteile grundlagenwissenschaftlich untersucht. Dabei lag der Fokus auf der Gewinnung von Prozessverständnis für die Umformverfahren Tiefziehen, superplastisches Umformen und Biegen gerichtet. Aufgrund des limitierten Formgebungsvermögens von Ti-6Al-4V wurden die Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen durchgeführt. Um der ausgeprägten Anisotropie aber auch Zug-Druck-Asymmetrie Rechnung zu tragen, wurden eine Werkstoffcharakterisierung unter ein- und mehrachsigen Spannungszuständen durchgeführt. Einzug fanden dabei am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie entwickelte Prüfaufbauten welche die Möglichkeiten der Werkstoffcharakterisierung nach dem Stand der Technik erweitern und damit eine Identifizierung des Werkstoffverhaltens der Titanlegierung mit erhöhter Genauigkeit

ermöglichen. Basierend auf den experimentellen Untersuchungen wurde das Werkstoffverhalten bei erhöhten Temperaturen unter Berücksichtigung der Anisotropie und Zug-Druck-Asymmetrie modelliert und für die numerische Simulation aufbereitet. Zur analytischen Abbildung des Fließortes und des Fließverhaltens von Ti-6Al-4V bei erhöhten Temperaturen wurden die Modelle *CB 2006* und *Nemat-Nasser* erarbeitet.

Zum Ende der vorliegenden Arbeit wurden die Erkenntnisse für die Fertigung von Hybridbauteilen mit ebenem Blechgrundkörper und der Herstellung von Blechgrundkörpern in der kombinierten Prozesskette aus Blechumformung und additiver Fertigung zusammengeführt. Dazu wurde zunächst eine numerische Simulation für ausgewählte Umformprozesse aufgebaut und anschließend validiert. Basierend auf diesen Ergebnissen wurden nachfolgend Blechumformprozesse für die Fertigung von Blechgrundkörpern mittels der kombinierten Prozesskette ausgelegt und Grundkörper gefertigt. Unter Verwendung dieser Blechgrundkörper wurde die Fertigung von Hybridbauteilen grundlagenwissenschaftlich untersucht. Als Ergebnisse dieser Untersuchungen konnte die qualitative Übertragbarkeit der vorangegangenen Erkenntnisse für Hybridbauteile mit ebenem Blechgrundkörper auf hybride Bauteile mit umgeformtem Blechgrundkörper nachgewiesen werden. Basierend darauf wurden mittels der kombinierten Prozesskette aus Tiefziehen und Additiver Fertigung Demonstratorbauteile, bestehend aus einem umgeformten Blechgrundkörper mit zylindrischem Funktionselement, gefertigt. In weiteren Untersuchungen wurden die geometrischen und mechanischen Eigenschaften von Hybridbauteilen analysiert und mit konventionell gefertigten Referenzprüfkörpern gegenübergestellt. Es konnte dargelegt werden, dass die aufgezeigte Prozesskette zur Fertigung von Hybridbauteilen hoher mechanischer Festigkeit geeignet ist. Dabei erreichen hybride Bauteile 92 % der Festigkeit von spanend hergestellten Referenzkörpern. Darüber hinaus wurde die Nachhaltigkeit und Wirtschaftlichkeit der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Hybridbauteile analysiert und in Gegenüberstellung mit konventionell additiv gefertigten und spanend gefertigten Referenzprüfkörpern bewertet. Unter Berücksichtigung der Bewertungskriterien Fertigungszeit und Ressourceneffizienz konnte abschließend das herausragende Potenzial der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Laserstrahlschmelzen für die Herstellung von individuellen Bauteilen hoher mechanischer Güte dargelegt werden.

Im letzten Abschnitt dieser Arbeit wurde die Herstellbarkeit von Hybridbauteilen durch weitere Verfahrenskombinationen und Abwandlungen der Fertigungskette überprüft. Dabei wurden in experimentellen Untersuchungen neben dem Tiefziehen die Fertigungsverfahren Biegen und Umformen unter superplastischen Prozessbedingungen herangezogen. Mittels dieser Fertigungsverfahren erzeugte Blechgrundkörper zeichnen sich unter anderem durch eine signifikante Differenz in der geometrischen Gestalt aber auch den vorherrschenden Eigenspannungszuständen der umgeformten Halbzeuge aus. Im Rahmen der Untersuchungen konnte die Machbarkeit der Fertigung von Hybridbauteilen durch eine Prozesskettenvariation umgesetzt werden. Diese beinhaltet eine Umkehrung der Prozesskette zu der Prozessschrittabfolge Additive Fertigung, Biegen und Wärmebehandlung. Als Ergebnis konnte an exemplarischen Bauteilen die Umsetzbarkeit der Fertigung von Hybridbauteilen durch alle aufgezeigten Verfahrenskombinationen und -abfolgen aufgezeigt werden.

Bestandteil aktueller und zukünftiger Forschungsarbeiten ist die Untersuchung signifikanter Prozessparameter der Fertigung hybrider Bauteile sowie den Einfluss dieser auf die Wechselwirkungszone und resultierender mechanischer Kennwerte von Hybridbauteilen. Als zielführend wird in diesem Zusammenhang eine grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der Kenngrößen Spannungszustand und Form unterschiedlich gefertigter Blechgrundkörpern erachtet. Als weiteres Ziel sollte eine Analyse der mechanischen Festigkeit von Hybridbauteilen anhand weiterer Belastungszustände und abweichender geometrischer Form der Funktionselemente erforscht werden. Auch ist das dynamische Werkstoffverhalten von Hybridbauteilen maßgeblich für die industrielle Umsetzung dieser, weshalb die Werkstoffcharakterisierung unter dynamischer Belastung als wegweisend anzusehen ist. Das Anwendungspotential von Hybridbauteilen ist außerdem von den erzielbaren Toleranzen wie der Oberfläche, Form und Lage abhängig. Eine wissenschaftlich, systematische Untersuchung dieser war nicht Bestandteil der vorliegenden Arbeit und sollte daher Inhalt weiterführender Untersuchung sein.

## 10 Summary and Outlook

Nowadays, a rising amount of individualized products is requested due to a highly industrialized mankind with growing individual identities. Moreover, our generation faces the challenge of a cost, resource, and time efficient production of goods. One promising manufacturing approach to fulfill these needs is additive manufacturing. Though, additive manufacturing is also subject to some limitations such as a high amount of manufacturing time as well as limited efficiency of the power source. To overcome these disadvantages and to produce individual products a process chain combining conventional manufacturing techniques with conventional manufacturing techniques is presented within this work. The aim is to propound and analyze a process chain which fulfills today's challenges of sustainable production.

Within a determined process chain forming is combined with successive additive manufacturing to produce hybrid metallic parts. As only limited research has been performed on this topic, the scientific goal of this work is the proof of concept and furthermore providing research results for the combined process chain. Therefore, laser and electron beam melting are investigated as well as various forming technologies such as bending, deep drawing and super plastic forming. As basis of this work these manufacturing technologies are analyzed with focus on their applicability and benefits for the combined process chain. In order to achieve this, new testing geometries, set ups and methodologies have been developed based on current standards to characterize additive manufactured material utilized within this work. Next to the investigation of each manufacturing technique and resulting material characteristics the fabrication of hybrid components consisting of additive manufactured functional elements with flat base body were investigated and resulting properties characterized.

Based on these results the manufacturing of hybrid components consisting of flat sheet metal base were investigated in order to solve a profound process understanding of the combined process chain. The development of process parameters for the manufacturing of hybrid components with flat

sheet metal base has been the basis for this research part. Considering the state of the art a process window for hybrid parts has been determined. As decision criteria a minimum value of the relative density and the mechanical strength of components were defined. Further, significant factors of influence for the combined process chain were investigated. These are as follows the chemical composition of environment gas, geometrical interpretation of the interaction zone between semi-finished product and the additive functional element as well as heat treatment of the component. Particularly, they can be attributed to the process specific differences between the combined process chain and the conventional additive manufacturing, as for instance the non-existence of supporting structure. For the qualitative and quantitative evaluation of hybrid components their metallographic and mechanical characteristics were compared to those of conventional manufactured reference components. Considering the presented significant influencing factors the production of hybrid components with flat sheet metal base have been manufactured and its properties investigated.

Based on the proven suitability of the combined process chain for the manufacturing of hybrid components with flat sheet metal base research on hybrid components with formed sheet metal base has been fulfilled. Therefore, forming of Ti-6Al-4V sheet metal has been further investigated scientifically. The main focus has been pointed to the processes of deep drawing, superplastic forming and bending. Due to low plasticity of Ti-6Al-4 forming at elevated temperatures has been a focus of research. With respect to anisotropy as well as tension-compression-asymmetry material characterization has been performed at single and multi-axial stress states. On the basis of experimental testing the material behavior at elevated temperatures, considering anisotropy and tension-compression-asymmetry has been modelled and utilized for numerical simulations. For numerical forming simulation of Ti-6Al-4V at elevated temperatures the models *CB 2006* and *Nemat-Nassar* have been identified as best approaches for the yield locus and the flow curve.

As last step, the gained knowledge on processing of hybrid components with flat metal base body and the production of metal base bodies were merged in a combined process chain of metal forming and additive manufacturing. Therefore, a numerical simulation for selected forming processes was

constructed first and later validated. Based on these results a sheet metal process for the production of sheet metal base plates by a combined process chain has been developed and base plates were produced. Using these sheet base plates the production of hybrid components was analyzed scientifically. Accordingly, the qualitative transfer of results gained with hybrid components with flat sheet base could be verified for hybrid components with formed sheet base supported by the aforementioned results. Due to this verification exemplary components, consisting of a formed sheet base plate with a cylindrical functional element, were manufactured combining the process chain of deep drawing and additive manufacturing. In further investigations the geometrical and mechanical attributes of hybrid components were analyzed and compared to conventionally manufactured test specimen. Moreover, it was proofed that the demonstrated process chain is eligible for the manufacturing of hybrid components of high mechanical strength. Hybrid components thereby reach 92% of the strength of purely machined test specimens. Furthermore, the sustainability and economy of the examined hybrid components were analyzed and evaluated in comparison with conventional additive manufactured and subtractive manufactured test specimens. Considering the evaluation criteria manufacturing time and resource efficiency the outstanding potential of the combined process chain of forming and laser beam melting for the production of individual components could be stated.

In the final part of this work the production of hybrid components through further process combinations and modification of the production chain were examined. Next to deep drawing, bending and forming under superplastic process conditions were researched. Sheet base plates which were produced with the aforementioned manufacturing processes have a significant difference in their geometrical shape as well as in the prevailing residual stresses of the formed semi-finished products. Within these examinations the realization of the production of hybrid components through a process chain variation could be realized. This included the reversal of the process chain into the following order of additive manufacturing, bending and heat treatment. As a result the production of a hybrid component as an exemplary component could be verified for all presented process combinations and sequences.

Current and future research on this topic needs to focus on the examination of significant process parameters of the production of hybrid components as well as the influence of those components on the interactive zone and resulting mechanical characteristics of the hybrid components. In this context it is useful to examine the basic scientific research of the characteristics of the tension state and the shape of differently produced sheet plate base bodies. A further aim should be the analysis of the mechanical strength of hybrid components concerning further stress states and deviating geometrical forms of the functional elements. Above that, the dynamic material behavior of hybrid components is a key factor to the utilization of the aforementioned. Due to this fact, the material characterization under dynamic loads is highly significant for the future. The application potential of hybrid components is in addition to that also dependent on achievable tolerances such as surface, form and location. The scientific and systematic examination of these values has only been evaluated exemplary within this work and should be the topic of further research.

# Literaturverzeichnis

- [1] <http://www.unric.org/en/latest-un-buzz/30020-17-goals-to-transform-our-world> [2016.01.07]
- [2] United Nations, General Assembly, Seventieth session. Transforming Our World: The 2030 Agenda for Sustainable Development (A/RES/70/1) 2015
- [3] Andruleit, H., Bahr, A., Babies, H. G., Hesse, B., Meßner, J., Rebscher, D. et al.: Energiestudie 2014. Reserven, Ressourcen und Verfügbarkeit von Energierohstoffen. (2014), Bundesanstalt für Geowissenschaften und Rohstoffe: Hannover
- [4] Pötzsch, O., Rößger, F.: Bevölkerung Deutschlands bis 2060. 13. koordinierte Bevölkerungsvorausberechnung. (2015), Statistisches Bundesamt: Wiesbaden
- [5] N. N.: Branchenverband der deutsche Luft- und Raumfahrtindustrie 2014. (2015), Bundesverband der Deutschen Luft- und Raumfahrtindustrie e. V.: Berlin.
- [6] N. N.: Gesundheit. Ausgaben. 1995 bis 2013. (2015), Statistisches Bundesamt: Wiesbaden
- [7] Lütjering, G., Williams, J. C.: Titanium. Engineering Materials, Processes. Berlin: Springer, 2007, 2. Aufl.
- [8] Peters, M., Leyens, C.: Titan und Titanlegierungen. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH, 2002, 1. Aufl.
- [9] Zwicker, U.: Titan und Titanlegierungen. Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellungen. Berlin: Springer, 1974
- [10] Wright, S.: A story of failure and success in metal AM: The reality of developing a titanium bike part. in Metal Additive Manufacturing (Autumn 2015), Inovar Communications: Shrewsbury, UK
- [11] Tabellenbuch Metall. In: Gomeringer, R. (Hrsg.): Europa-Fachbuchreihe für Metallberufe. Haan-Gruiten: Europa-Lehrmittel, 2014, 46. Aufl.
- [12] Dubbel, H., Grote, K.-H.: Taschenbuch für den Maschinenbau. Berlin: Springer, 2007, 22. Aufl.
- [13] Köglmeier, M., Faulstich, M., Mocker, M., Leipprand, A.: Perspectives for a resource efficient industrialized society. Perspektiven für eine ressourceneffiziente Industriegesellschaft, 82 (2010) 11, 1881-1891

- [14] Liebl, J.: Energiemanagement im Kraftfahrzeug. In: Lederer, M., Rohde-Brandenburger, K. (Hrsg.): Optimierung von CO<sub>2</sub>-Emissionen und Verbrauch konventioneller und elektrifizierter Automobile. Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2014
- [15] Peters, M., Clemens, H.: Titan, Titanlegierungen und Titanaluminide – Basis für innovative Anwendungen. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 155 (2010) 9, 402-408
- [16] Boyer, R. R.: An overview on the use of titanium in the aerospace industry. Materials Science and Engineering: A, 213 (1996) 1–2, 103-114
- [17] Arnold, B.: Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure. Berlin: Springer, 2013
- [18] Peters, M.: Titan in der Medizintechnik. Metall, 65 (2011) 6, 205-211
- [19] Peters, M., Leyens, C.: Titan im Automobilbau. Metall, 64 (2010) 6, 236-239
- [20] Boyer, R., Welsch, G., Collings, E. W.: Materials properties handbook: titanium alloys. Metals Park, Ohio: ASM International, 1994
- [21] DIN 8580: Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung. Deutsches Institut für Normung e.V. (2003), Beuth: Berlin
- [22] Lange, K.: Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Band 3: Blechbearbeitung. Berlin: Springer, 1990
- [23] Kristof, K., Hennicke, P.: Endbericht des Projekts "Materialeffizienz und Ressourcenschonung" (MaRes). Wuppertal, Germany, 2009
- [24] Zäh, M., Sigl, M., Seefried, M., Hagemann, F., Kahnert, M., Müller, A.: Wirtschaftliche Fertigung mit Rapid-Technologien: Anwender-Leitfaden zur Auswahl geeigneter Verfahren. München: Carl Hanser, 2006
- [25] Uhlmann, I. E.: Wandel der Fabrik durch Produktindividualisierung. Marktchance Individualisierung. Berlin: Springer, 2003
- [26] Witt, G.: Taschenbuch der Fertigungstechnik. Leipzig: Hanser 2006, 1. Aufl.
- [27] Meyer, R.: Werkzeugloses Fertigen als Konstruktionstrick. Industrie-anzeiger, 20 (2007), 22-25
- [28] Wohlers, T.: Wohlers Report 2011: Rapid Prototyping & Tooling State of the Industry (Annual Worldwide Progress Report). Fort Collins: Wohlers Associates, 2011
- [29] Kruth, J. P., Levy, G., Klocke, F., Childs, T. H. C.: Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 56 (2007) 2, 730-759
- [30] Bourell, D. L., Leu, M. C., Rosen, D. W.: Roadmap for Additive Manufacturing: Identifying the Future of Freeform Processing. (2009), University of Texas at Austin: Austin

- [31] Ott, M.: Multimaterialverarbeitung bei der additiven strahl- und pulverbettbasierten Fertigung. München: Herbert Utz, 2012
- [32] Lutzmann, S.: Beitrag zur Prozessbeherrschung des Elektronenstrahlschmelzens. 245. München: Herbert Utz, 2010
- [33] Murr, L. E., Gaytan, S. M., Ramirez, D. A., Martinez, E., Hernandez, J., Amato, K. N. et al.: Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies. *Journal of Materials Science & Technology*, 28 (2012) 1, 1-14
- [34] Kruth, J. P., Mercelis, P., Van Vaerenbergh, J., Froyen, L., Rombouts, M.: Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 11 (2005) 1, 26-36
- [35] Cormier, D., Harrysson, O., West, H.: Characterization of H13 steel produced via electron beam melting. *Rapid Prototyping Journal*, 10 (2004) 1, 35-41
- [36] Saeidi, K., Gao, X., Zhong, Y., Shen, Z. J.: Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 625 (2015), 221-229
- [37] Sachs, M., Hentschel, O., Schmidt, J., Karg, M., Schmidt, M., Wirth, K.-E.: Production of Al/Cu-Particles and their Potential for Processing by Laser Beam Melting (LBM). *Physics Procedia*, 56 (2014), 125-134
- [38] Murr, L. E., Amato, K. N., Li, S. J., Tian, Y. X., Cheng, X. Y., Gaytan, S. M. et al.: Microstructure and mechanical properties of open-cellular biomaterials prototypes for total knee replacement implants fabricated by electron beam melting. *J Mech Behav Biomed Mater*, 4 (2011) 7, 1396-1411
- [39] Deckers, J., Meyers, S., Kruth, J. P., Vleugels, J.: Direct Selective Laser Sintering/Melting of High Density Alumina Powder Layers at Elevated Temperatures. *Physics Procedia*, 56 (2014), 117-124
- [40] Biamino, S., Penna, A., Ackelid, U., Sabbadini, S., Tassa, O., Fino, P. et al.: Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation. *Intermetallics*, 19 (2011) 6, 776-781
- [41] Facchini, L., Magalini, E., Robotti, P., Molinari, A.: Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V produced by electron beam melting of pre-alloyed powders. *Rapid Prototyping Journal*, 15 (2009) 3, 171-178
- [42] Choudhury, A. R., Ezz, T., Li, L.: Synthesis of hard nano-structured metal matrix composite boride coatings using combined laser and sol-gel technology. *Materials Science and Engineering: A*, 445-446 (2007), 193-202

- [43] Maeda, K., Childs, T. H. C.: Laser sintering (SLS) of hard metal powders for abrasion resistant coatings. *Journal of Materials Processing Technology*, 149 (2004) 1-3, 609-615
- [44] Harrysson, O. L. A., Cansizoglu, O., Marcellin-Little, D. J., Cormier, D. R., West, H. A.: Direct metal fabrication of titanium implants with tailored materials and mechanical properties using electron beam melting technology. *Materials Science and Engineering: C*, 28 (2008) 3, 366-373
- [45] Cansizoglu, O., Harrysson, O. L. A., Ii, H. A. W., Cormier, D. R., Mahale, T.: Applications of structural optimization in direct metal fabrication. *Rapid Prototyping Journal*, 14 (2008) 2, 114-122
- [46] Lausmaa, J., Kasemo, B., Mattsson, H.: Surface spectroscopic characterization of titanium implant materials. *Applied Surface Science*, 44 (1990) 2, 133-146
- [47] Karlsson, J., Snis, A., Engqvist, H., Lausmaa, J.: Characterization and comparison of materials produced by Electron Beam Melting (EBM) of two different Ti-6Al-4V powder fractions. *Journal of Materials Processing Technology*, 213 (2013) 12, 2109-2118
- [48] Schaub, A., Ahuja, B., Karg, M., Schmidt, M., Merklein, M.: Fabrication and Characterization of Laser Beam Melted Ti-6Al-4V Geometries on Sheet Metal. In: Demmer, A. (Hrsg.): *Proc. of the Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference - DDMC 2014 Fraunhofer*, 2014, 1-5
- [49] Dushman, S.: *Scientific foundations of vacuum technique*. New York: Wiley, 1966, 2 Aufl.
- [50] N.N.: *Arcam Q10, Technical Data*. Arcam AB, Schweden, 2015
- [51] Das, S.: Physical Aspects of Process Control in Selective Laser Sintering of Metals. *Advanced Engineering Materials*, 5 (2003) 10, 701-711
- [52] Barbakadze, A.: *Untersuchung des Einflusses der Gießparameter auf die Porosität bei Aluminium-Vollformgussteilen*. (2009), Technische Universitaet Bergakademie Freiberg: Freiberg
- [53] *Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion - AluGenerativ : Abschlussbericht ; Projektlaufzeit: Februar 2007 - Januar 2010*. In: Buchbinder, D. (Hrsg.): *Aachen*, 2010
- [54] Gebhardt, A.: *Generative Fertigungsverfahren. Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*. München: Carl Hanser, 2013, 4. Aufl.
- [55] Koike, M., Martinez, K., Guo, L., Chahine, G., Kovacevic, R., Okabe, T.: Evaluation of titanium alloy fabricated using electron beam melting system for dental applications. *Journal of Materials Processing Technology*, 211 (2011) 8, 1400-1408

- [56] Murr, L. E., Quinones, S. A., Gaytan, S. M., Lopez, M. I., Rodela, A., Martinez, E. Y. et al.: Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications. *J Mech Behav Biomed Mater*, 2 (2009) 1, 20-32
- [57] Safdar, A., He, H. Z., Wei, L.-Y., Snis, A., Paz, L. E. C. d.: Effect of process parameters settings and thickness on surface roughness of EBM produced Ti-6Al-4V. *Rapid Prototyping Journal*, 18 (2012) 5, 401-408
- [58] N.N.: SLM 280HL Laserstrahlschmelzanlage, SLM 280 Produktinformation. SLM Solutions GmbH, 2015
- [59] N.N.: SLM 500HL Laserstrahlschmelzanlage, SLM 500 Produktinformation. SLM Solutions GmbH, 2015
- [60] N.N.: Arcam A2X, Setting the standard for Additive Manufacturing. Arcam AB, Schweden, 2015
- [61] Levy, G. N., Schindel, R., Kruth, J. P.: Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 52 (2003) 2, 589-609.
- [62] N.N.: EOS M 400; System zur Additiven Fertigung von großen, hochqualitativen Metallteilen im Produktionsumfeld; Technische Daten EOS M 400. EOS e-Manufacturing Solutions, 2014
- [63] N.N.: Arcam Q20, Technical Data. Arcam AB, Schweden, 2015
- [64] Doege, E., Zenner, H., Palkowski, H., Hatscher, A., Schmidt-Jürgensen, R., Kulp, S. et al.: Einfluss elastischer Kennwerte auf die Eigenschaften von Blechformteilen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 33 (2002) 11, 667-672
- [65] Schmidt-Jürgensen, R.: Untersuchungen zur Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen beim Tiefziehen. Dissertation: Fertigungstechnik - Hannover, Bd. 630, 2002
- [66] Ko, Y. G., Lee, C. S., Shin, D. H., Semiatin, S. L.: Low-temperature superplasticity of ultra-fine-grained Ti-6Al-4V processed by equal-channel angular pressing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37 (2006) 2, 381-391
- [67] Han, W., Zhang, K., Wang, G.: Superplastic forming and diffusion bonding for honeycomb structure of Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 183 (2007) 2-3, 450-454
- [68] Picu, R. C., Majorell, A.: Mechanical behavior of Ti-6Al-4V at high and moderate temperatures—Part II: constitutive modeling. *Materials Science and Engineering: A*, 326 (2002) 2, 306-316
- [69] Lowden, M. A. W., Hutchinson, W. B.: Texture strengthening and strength differential in titanium-6Al-4V. *Metallurgical Transactions A*, 6 (1975) 3, 441-448

- [70] Chichili, D. R., Ramesh, K. T., Hemker, K. J.: The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling. *Acta Materialia*, 46 (1998) 3, 1025-1043
- [71] Breutinger, F.: Verformungsverhalten und Verformungskinetik von Titan technischer Reinheit und der Titanlegierung TiAl6V4 im Bereich niedriger homologer Temperaturen von 0,22 (150 C) bis 0,48 (650 C). Erlangen: Universität Erlangen, 2006
- [72] Gobrecht, J.: Werkstofftechnik - Metalle. Oldenbourg-Lehrbücher für Ingenieure. München: Oldenbourg, 2009
- [73] Majorell, A., Srivatsa, S., Picu, R. C.: Mechanical behavior of Ti-6Al-4V at high and moderate temperatures—Part I: Experimental results. *Materials Science and Engineering: A*, 326 (2002) 2, 297-305
- [74] Kang, G., Dong, Y., Liu, Y., Jiang, H.: Macroscopic and microscopic investigations on uniaxial ratchetting of two-phase Ti-6Al-4V alloy. *Materials Characterization*, 92 (2014) 0, 26-35
- [75] Ilchner, B., Singer, R. F.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik Eigenschaften, Vorgänge, Technologien. Heidelberg: Springer, 2010
- [76] Hussnätter, W.: Grundlegende Untersuchungen zur experimentellen Ermittlung und zur Modellierung von Fließortkurven bei erhöhten Temperaturen. In: Geiger, M., Feldmann, K. (Hrsg.): *Fertigungstechnik - Erlangen*, Bd. 196. Bamberg: Meisenbach, 2008
- [77] Nieh, T.-G., Wadsworth, J., Sherby, O. D.: *Superplasticity in metals and ceramics*. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1997
- [78] Sieniawski, J.: Superplasticity in titanium alloys. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 24 (2007) 1, 123-130
- [79] Odenberger, E.-L., Pederson, R., Oldenburg, M.: Thermo-mechanical material response and hot sheet metal forming of Ti-6242. *Materials Science and Engineering: A*, 489 (2008) 1-2, 158-168
- [80] Zhiqianga, L., Bing, Z., Wei, C.: Superplastic forming and diffusion bonding: Progress and trends. In: Qin, Y., Dean, T. A., Lin, J., Yuan, S. J., Vollertsen, F. (Hrsg.): *4th International Conference on New Forming Technology*, 2015, 1-13
- [81] DIN 65084: Luft- und Raumfahrt; Wärmebehandlung von Titan und Titan-Knetlegierungen. Deutsches Institut für Normung e.V. (1990), Beuth: Berlin
- [82] Vrancken, B., Thijs, L., Kruth, J.-P., Van Humbeeck, J.: Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 541 (2012) 0, 177-185

- [83] Brandl, E.: Microstructural and mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) using wire Evaluation with respect to additive processes using powder and aerospace material specifications. In: Leyens, C. (Hrsg.): Lehrstuhl Metallkunde und Werkstofftechnik. Aachen: Shaker, 2010
- [84] Duden - Das große Fremdwörterbuch - Herkunft und Bedeutung der Fremdwörter. In: Kraif, U. (Hrsg.). Mannheim: Duden, 2007, 4. Aufl.
- [85] Wohlers, T.: Wohlers Report 2014: Rapid Prototyping & Tooling State of the Industry (Annual Worldwide Progress Report). Fort Collins: Wohlers Associates, 2014
- [86] Wohlers, T.: Wohlers Report 2009: Rapid Prototyping & Tooling State of the Industry (Annual Worldwide Progress Report). Fort Collins: Wohlers Associates, 2009
- [87] Chahine, G., Koike, M., Okabe, T., Smith, P., Kovacevic, R.: The design and production of Ti-6Al-4V ELI customized dental implants. JOM, 60 (2008) 11, 50-55
- [88] Draugelates, U., Bouaifi, B., Steinberg, H.: Korrosionsschutz durch Auftragschweißen mit den reaktiven Metallen Titan, Tantal und Zirkonium. Materials and Corrosion, 44 (1993) 6, 269-273
- [89] Cottam, R., Brandt, M.: Laser Cladding of Ti-6Al-4V Powder on Ti-6Al-4V Substrate: Effect of Laser Cladding Parameters on Microstructure. Physics Procedia, 12 (2011), 323-329
- [90] Draugelates, G. U., Bouaifi, G. B., Wesling, G. V.: Korrosionsschutz durch Auftragschweißen mit der Titanlegierung Ti Code 12. Materials and Corrosion, 43 (1992) 4, 166-171
- [91] Nowotny, S., Scharek, S., Schmidt, A.: Advanced laser technology applied to cladding and buildup. Welding Journal New York, 86 (2007) 5, 48
- [92] Nowotny, S.: Beschichten, Reparieren und Generieren durch Präzisions-Auftragschweißen mit Laserstrahlen. Cladding, Repair, and Freeforming by Build-Up Welding using Laser Irradiation. Vakuum in Forschung und Praxis, 14 (2002) 1, 33-37
- [93] Merklein, M.: Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau. Bamberg: Meisenbach, 2006
- [94] Palaniswamy, H., Ngaile, G., Altan, T.: Finite element simulation of magnesium alloy sheet forming at elevated temperatures. Journal of Materials Processing Technology, 146 (2004) 1, 52-60
- [95] Hussaini, S. M., Singh, S. K., Gupta, A. K.: Experimental and numerical investigation of formability for austenitic stainless steel 316 at elevated temperatures. Journal of Materials Research and Technology, 3 (2014) 1, 17-24

- [96] Zyczkowski, M.: Combined loadings in the theory of plasticity. Warschau: PWN - Polish Scientific Publishers, 1981
- [97] Banabic, D.: Sheet Metal Forming Processes: Constitutive Modelling and Numerical Simulation. Berlin: Springer, 2010
- [98] Tresca, H. E.: Memoire sur l'ecoulement des corps solides soumis a de fortes pressions. Comptes Rendus Academie des Sciences, 59 (1864), 754-758
- [99] von Mises, R.: Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen (1913) 1, 582-592
- [100] Hill, R.: A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. Oxford: Clarendon Press, 1948
- [101] Gerlach, J., Keßler, L.: Werkstoffparameter für die FEM-Simulation – Neue Herausforderungen für die Materialprüfung. In: Kennwertermittlung für die Praxis Wiley-VCH 2007, 63-74
- [102] Hill, R.: Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 38 (1990) 3, 405-417
- [103] Barlat, F., Lege, D. J., Brem, J. C.: A six-component yield function for anisotropic materials. International Journal of Plasticity, 7 (1991), 693-712
- [104] Barlat, F., Brem, J. C., Yoon, J. W., Chung, K., Dick, R. E., Lege, D. J. et al.: Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory. International Journal of Plasticity, 19 (2003) 9, 1297-1319
- [105] Cazacu, O., Plunkett, B., Barlat, F.: Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals. International Journal of Plasticity, 22 (2006) 7, 1171-1194
- [106] Lou, X. Y., Li, M., Boger, R. K., Agnew, S. R., Wagoner, R. H.: Hardening evolution of AZ31B Mg sheet. International Journal of Plasticity, 23 (2007) 1, 44-86
- [107] Cazacu, O., Barlat, F.: A criterion for description of anisotropy and yield differential effects in pressure-insensitive metals. International Journal of Plasticity, 20 (2004) 11, 2027-2045
- [108] Drucker: Relation of experiments to mathematical theories of plasticity. Journal of Applied Mechanics, 16 (1949), 349-357
- [109] Odenberger, E. L., Schill, M., Oldenburg, M.: Thermo-mechanical sheet metal forming of aero engine components in Ti-6Al-4V—PART 2: Constitutive modelling and validation. International Journal of Material Forming, 6 (2013) 3, 403-416

- [110] Ludwik, P.: *Elemente der Technologischen Mechanik*. Berlin: Springer, 1909
- [111] Hollomon, J. H.: Tensile Deformation. *Transaction Society of AIME*, 126 (1945), 268-290
- [112] Swift, H. W.: Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1 (1952) 1, 1-18
- [113] Johnson, G., Cook, W.: A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Engineering Fracture Mechanics* (1985)
- [114] Lee, W.-S., Lin, M.-T.: The effects of strain rate and temperature on the compressive deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 71 (1997) 2, 235-246
- [115] Nemat-Nasser, S., Guo, W.-G., Nesterenko, V. F., Indrakanti, S. S., Gu, Y.-B.: Dynamic response of conventional and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloys: experiments and modeling. *Mechanics of Materials*, 33 (2001) 8, 425-439
- [116] Nemat-Nasser, S.: Experimentally-based Micromechanical Modeling of Metal Plasticity with Homogenization from Micro-to Macro-scale Properties. In: Bruhns, O. T., Stein, E. (Hrsg.): *IUTAM Symposium on Micro- and Macrostructural Aspects of Thermoelasticity* Springer Netherlands, 2002, 101-113
- [117] Odenberger, E. L.: *Concepts for Hot Sheet Metal Forming of Titanium Alloys*. Lulea: Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Division of Solid Mechanics, Luleå University of Technology, 2009
- [118] Merklein, M., Hagenah, H., Kaupper, M., Schaub, A.: Mechanical response of Ti-6Al-4V alloy on deformation at moderate temperatures. *Key Eng. Mater.*, 549 (2013), 311-316.
- [119] Backofen, W. A., Turner, I. R., Avery, D. H.: Superplasticity in an Al-Zn alloy. *Transactions of American Society for Metals*, 57 (1964), 980-990
- [120] Lange, K.: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft. Band 4: Sonderverfahren, Prozesssimulation, Werkzeugtechnik, Produktion*. Berlin: Springer, 2002
- [121] Klocke, F., König, W.: *Fertigungsverfahren. Band 4: Umformen*. Berlin: Springer, 2006
- [122] DIN EN ISO 6892-1:2009-12: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Deutsches Institut für Normung e.V. (2009), Beuth: Berlin

- [123] DIN ISO 10113: Metallische Werkstoffe - Blech und Band - Bestimmung der senkrechten Anisotropie. Deutsches Institut für Normung e.V. (2009), Beuth: Berlin
- [124] DIN EN 10130: Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen. Deutsches Institut für Normung e.V. (2007), Beuth: Berlin
- [125] SEP 1240:2006-07: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Feinblech aus Stahl für die CAE-Berechnung. (2006), Stahlinstitut VDEh: Düsseldorf
- [126] Griffin, A.: The Effect of Project and Process Characteristics on Product Development Cycle Time. *Journal of Marketing Research*, 34 (1997) 1, 24-35
- [127] Jahangirian, M., Eldabi, T., Naseer, A., Stergioulas, L. K., Young, T.: Simulation in manufacturing and business: A review. *European Journal of Operational Research*, 203 (2010) 1, 1-13
- [128] Panthi, S. K., Ramakrishnan, N., Pathak, K. K., Chouhan, J. S.: An analysis of springback in sheet metal bending using finite element method (FEM). *Journal of Materials Processing Technology*, 186 (2007) 1-3, 120-124
- [129] Hänsel, M.: Beitrag zur Simulation der Oberflächenermüdung von Umformwerkzeugen. Berlin: Springer, 1993
- [130] Roll, K.: Simulation der Blechumformung - Neue Anforderungen und Tendenzen. Tagungsband 12. Dresdener Werkzeugmaschinen-Fachseminar. Simulation von Umformprozessen unter Einbeziehung der Maschinen und Werkzeugeinflüsse. (2007), DWM: Dresden, 7-21
- [131] Hoff, N. J.: Approximate Analysis of Structures in the Presence of Moderately Large Creep Deformations. *Quart. Appl. Math.* 12 (1954), 49-55
- [132] Lechler, J., Merklein, M., Geiger, M.: Determination of thermal and mechanical material properties of ultra high strength steels for hot stamping. *Journal of Steel Research Int.* (2008), 98-104
- [133] Hongzhi, D., Zhongqin, L.: Investigation of sheet metal forming by numerical simulation and experiment. *Journal of Materials Processing Technology*, 103 (2000) 3, 404-410
- [134] Lingbeek, R. A., Meinders, T.: Towards Efficient Modelling Of Macro And Micro Tool Deformations In Sheet Metal Forming. In: *International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes, NUMIFORM 2007*, 908 Springer, 723-727
- [135] Neugebauer, R.: Hydro-Umformung. Berlin: Springer, 2007

- [136] Hippchen, P., Lipp, A., Grass, H., Craighero, P., Fleischer, M., Merklein, M.: Modelling kinetics of phase transformation for the indirect hot stamping process to focus on car body parts with tailored properties. *Journal of Materials Processing Technology*
- [137] DIN 17851:1990-11: Titanlegierungen; Chemische Zusammensetzung. Deutsches Institut für Normung e.V. (1990), Beuth: Berlin
- [138] DIN EN 10002 -1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Deutsches Institut für Normung e.V. (2001), Beuth: Berlin
- [139] Meiners, W.: Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe. Aachen: Shaker, 1999
- [140] N.N.: SLM 50, Datenblatt SLM 50. ReaLizer GmbH, 2015
- [141] DIN 50125:2009-07: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. Deutsches Institut für Normung e.V. (2009), Beuth: Berlin
- [142] Hoffmann, H., Vogl, C.: Determination of True Stress-Strain-Curves and Normal Anisotropy in Tensile Tests with Optical Strain Measurement. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 52 (2003) 1, 217-220
- [143] Hecht, J.: Werkstoffcharakterisierung und Prozessauslegung für die wirkmedienbasierte Doppelblech-Umformung von Magnesiumblechen. In: Geiger, M., Feldmann, K. (Hrsg.): *Fertigungstechnik - Erlangen*, Bd. 190. Bamberg: Meisenbach, 2007
- [144] DIN EN ISO 6892-2:2011-05: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur Deutsches Institut für Normung e.V. (2011), Beuth: Berlin
- [145] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. In: Geiger, M., Feldmann, K. (Hrsg.): *Fertigungstechnik - Erlangen*, Bd. 200. Bamberg: Meisenbach, 2009
- [146] Stöhr, T.: Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. In: Merklein, M., Franke, J., Schmidt, M. (Hrsg.): *Fertigungstechnik - Erlangen*, Bd. 235. Bamberg: Meisenbach, 2013
- [147] Novotny, S.: Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur. In: Geiger, M., Feldmann, K. (Hrsg.): *Fertigungstechnik - Erlangen*, Bd. 137. Bamberg: Meisenbach, 2002
- [148] Odenberger, E. L., Hertzman, J., Thilderkvist, P., Merklein, M., Kupfert, A., Stöhr, T. et al.: Thermo-mechanical sheet metal forming of aero engine components in Ti-6Al-4V – PART 1: Material characterisation. *International Journal of Material Forming*, 6 (2013) 3, 391-402

- [149] Nazzal, M., Abu-Farha, F., Curtis, R.: Finite Element Simulations for Investigating the Effects of Specimen Geometry in Superplastic Tensile Tests. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20 (2011) 6, 865-876
- [150] DIN 50106: Prüfung metallischer Werkstoffe; Druckversuch. Deutsches Institut für Normung e.V. (1978), Beuth: Berlin
- [151] VDI-Richtlinie: VDI 3405 Blatt 2. Additive Fertigungsverfahren - Strahlschmelzen metallischer Bauteile - Qualifizierung, Qualitätssicherung und Nachbearbeitung Verein Deutscher Ingenieure e.V. (2013): Düsseldorf
- [152] Marquardt, D.: An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters. *Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics*, 11 (1963) 2, 431-441
- [153] Piao, K., Lee, J. K., Kim, J. H., Kim, H. Y., Chung, K., Barlat, F. et al.: A sheet tension/compression test for elevated temperature. *International Journal of Plasticity*, 38 (2012) 0, 27-46
- [154] Schaub, A., Lechner, M., Merklein, M.: Druckversuch bei erhöhten Temperaturen. In: Christ, H. J. (Hrsg.): Tagungsband Werkstoffprüfung DGM, Düsseldorf: Stahleisen, 2013, 85-90
- [155] Staud, D., Merklein, M.: Zug-Druck-Versuche an Miniaturproben zur Erfassung von Parametern für kinematische Verfestigungsmodelle. In: Borsutzki, M., Geiger, G. (Hrsg.): Werkstoffprüfung Fortschritte der Kennwertermittlung in Forschung und Praxis (2009), Düsseldorf, Stahleisen, 211-218
- [156] Bae, D. H., Ghosh, A. K.: A planar simple shear test and flow behavior in a superplastic Al-Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34 (2003) 11, 2465-2471
- [157] Miyauchi, K.: A proposal of a planar simple shear test in sheet metals. *Scientific Papers of the Institute of Physical and Chemical Research (Japan)*, 78 (1984) 3, 27-40
- [158] Marciniak, Z.: Influence of the sign change of the load on the strain hardening curve of a copper test subject to torsion. *Arch. Mech. Stosowanj*, 13 (1961), 743-751
- [159] ASTM B831-14: Standard Test Method for Shear Testing of Thin Aluminum Alloy Products. ASTM International. (2014), Beuth: West Conshohocken
- [160] Merklein, M., Johannes, M., Biasutti, M., Lechner, M.: Numerical optimisation of a shear specimen geometry according to ASTM. *Key Eng. Mater.*, 549 (2013), 317-324

- [161] Merklein, M., Biasutti, M.: Forward and Reverse Simple Shear Test Experiments for Material Modeling in Forming Simulations. In: Hirt, G., Tekkaya, A. E. (Hrsg.): International Conference on Technology of Plasticity, 2011, 702-707
- [162] Suttner, S., Merklein, M.: Charakterisierung des Verfestigungsverhaltens der Magnesiumlegierung AZ<sub>31</sub> im Scherspannungszustand bei erhöhter Temperatur. In: Borsutzki, M., Moninger, G. (Hrsg.): Tagungsband Werkstoffprüfung DGM, Düsseldorf: Stahleisen, 2015, 101-106
- [163] DIN EN ISO 15614-11:2002-10: Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung - Teil 11: Elektronen- und Laserstrahlschweißen. Deutsches Institut für Normung e.V. (2002), Beuth: Berlin
- [164] DIN 13990-1: Zahnheilkunde – Prüfverfahren für die Scherhaftfestigkeit von Adhäsiven für kieferorthopädische Befestigungselemente – Teil 1: Verbund der Grenzflächen Adhäsiv-Befestigungselement und Adhäsiv-Zahnschmelz. Deutsches Institut für Normung e.V. (2009), Beuth: Berlin
- [165] DIN 13990-2: Zahnheilkunde – Prüfverfahren für die Scherhaftfestigkeit von Adhäsiven für kieferorthopädische Befestigungselemente – Teil 2: Gesamtverbund Befestigungselement und Adhäsiv-Zahnschmelz. Deutsches Institut für Normung e.V. (2009), Beuth: Berlin
- [166] Bartolomeu, F., Faria, S., Carvalho, O., Pinto, E., Alves, N., Silva, F. S. et al.: Predictive models for physical and mechanical properties of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering: A*, 663 (2016), 181-192
- [167] Ahuja, B., Schaub, A., Karg, M., Lechner, M., Merklein, M., Schmidt, M.: Developing LBM Process Parameters for Ti-6Al-4V Thin Wall Structures and Determining the Corresponding Mechanical Characteristics. *Physics Procedia*, 56 (2014) 0, 90-98
- [168] Merklein, M., Plettke, R., Junker, D., Schaub, A., Ahuja, B.: Mechanical Testing of Additive Manufactured Parts. *Key Eng. Mater.*, 651-653 (2015), 713-718
- [169] Ahuja, B., Schaub, A., Junker, D., Karg, M., Tenner, F., Plettke, R. et al.: A round robin study for Laser Beam Melting in Metal Powder Bed: Comparing mechanical characteristics with system technology variation. In: 15th Annual Conference of RAPDASA 2014 (2014)
- [170] Edwards, P., Ramulu, M.: Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, 598 (2014), 327-337

- [171] DIN 17865:1990-11: Gußstücke aus Titan und Titanlegierungen; Feinguß, Kompaktguß. Deutsches Institut für Normung e.V. (1990), Beuth: Berlin
- [172] Sehart, J. T.: Möglichkeiten und Grenzen bei der generativen Herstellung metallischer Bauteile durch das Strahlschmelzverfahren. Shaker, 2010
- [173] Scharowsky, T., Juechter, V., Singer, R. F., Koerner, C.: Influence of the Scanning Strategy on the Microstructure and Mechanical Properties in Selective Electron Beam Melting of Ti-6Al-4V. *Advanced Engineering Materials*, 17 (2015) 11, 1-6
- [174] Schaub, A., Juechter, V., Singer, R. F., Merklein, M.: Characterization of hybrid components consisting of SEBM additive structures and sheet metal of alloy Ti-6Al-4V. *Key Eng. Mater.*, 611-612 (2014), 609-614
- [175] Gil Mur, F. X., Rodríguez, D., Planell, J. A.: Influence of tempering temperature and time on the  $\alpha'$ -Ti-6Al-4V martensite. *Journal of Alloys and Compounds*, 234 (1996) 2, 287-289
- [176] Schaub, A., Ahuja, B., Butzhammer, L., Osterziel, J., Schmidt, M., Merklein, M.: Additive manufacturing of functional elements on sheet metal. *Physics Procedia*, 83 (2016) 0, 797-808
- [177] Juechter, V., Schaub, A., Merklein, M., Singer, R. F.: Titanium metal sheet structures of various wall thicknesses with additional functional elements prepared by selective electron beam melting in a powder bed. In: Drstvensek, I. (Hrsg.): *Proc. of 5th International Conference on Additive Technologies - iCAT2014 Interesansa - zavod, 2014*, 119-112
- [178] Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Berlin: Springer, 2007, 3. Aufl.
- [179] Lee, W.-S., Lin, C.-F.: Plastic deformation and fracture behaviour of Ti-6Al-4V alloy loaded with high strain rate under various temperatures. *Materials Science and Engineering: A*, 241 (1998) 1-2, 48-59
- [180] Dahl, W., Kopp, R., Pawelski, O.: *Umformtechnik, Plastomechanik und Werkstoffkunde*. Düsseldorf Stahleisen, 1993
- [181] Novotny, S., Celeghini, M., Geiger, M.: Measurement of material properties of aluminium sheet alloys at elevated temperatures. In: Shirvani, B. e. a. (Hrsg.): *8th International Conference on Sheet Metal (2000)*, University of Central England
- [182] Merklein, M., Lechler, J., Gödel, V., Bruschi, S., Ghiotti, A., Turetta, A.: Mechanical Properties and Plastic Anisotropy of the Quenchenable High Strength Steel 22MnB5 at Elevated Temperatures. *Key Eng. Mater.*, 344 (2007), 79-86

- [183] Lee, M.-G., Kim, D., Kim, C., Wenner, M. L., Wagoner, R. H., Chung, K.: Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions: Part II: characterization of material properties. *International Journal of Plasticity*, 21 (2005) 5, 883-914
- [184] Zaccone, M. A., McDonald, M. M.: Superplastic deformation properties of Ti-6Al-4V, EG and G Rocky Flats, Inc., Golden, CO (USA). Rocky Flats Plant, 1990, 1 -24
- [185] Grewolls, G., Kreißig, R.: Anisotropic hardening – numerical application of a cubic yield theory and consideration of variable r-values for sheet metal. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 20 (2001) 4, 585-599
- [186] Gil, A. J., Curtis, R. V., Bonet, J., Coward, T.: Finite element superplastic forming (FE-SPF) of patient-specific maxillofacial prostheses. *International Journal for Numerical Methods in Biomedical Engineering*, 26 (2010) 1, 139-155
- [187] N.N.: Sonderforschungsbereich 814, Additive Fertigung, Finanzierungsantrag. (2014), Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg: Erlangen, 268-287
- [188] Ahuja, B., Schaub, A., Karg, M., Schmidt, R., Merklein, M., Schmidt, M.: High Power Laser Beam Melting of Ti6Al4V on Formed Sheet Metal to achieve Hybrid structures. In: Helvajian, H., Piqué, A., Wegener, M., Gu, B. (Hrsg.): *Proc. of SPIE*, 2015, 1-10

## Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Butzhammer, L.; Dubjella, P.; Schaub, A.; Aumüller, M.; Baum, A.; Petrunenko, O.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Experimental investigation of a process chain combining sheet metal bending and laser beam melting of Ti-6Al-4V, Proc. of the Lasers in Manufacturing LIM 2017, München Ed. Wissenschaftliche Gesellschaft Lasertechnik e.V., 2017, S. 1-11
- [P2] Ahuja, B.; Schaub, A.; Junker, D.; Karg, M.; Tenner, F.; Plettke, R.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Round robin study for laser beam melting. The South African Journal of Industrial Engineering 27, (2016) S. 30-42
- [P3] Merklein, M.; Dubjella, P.; Schaub, A.; Butzhammer, L.; Schmidt, M.; Interaction of Additive Manufacturing and Forming; . In: Drstvensek, I.; Drummer, D.; Schmidt, M. (Hrsg.): Proc. 6th International Conference on Additive Technologies - iCAT2014, Nürnberg, 2016, S. 309-306
- [P4] Merklein, M.; Junker, D.; Schaub, A.; Neubauer, F.: Hybrid additive manufacturing technologies – An analysis regarding potentials and application. Physics Procedia 83 (2016), S. 549-559
- [P5] Schaub, A.; Ahuja, B.; Butzhammer, L.; Osterziel, J. Merklein, M.; Schmidt, M.: Additive manufacturing of functional elements on sheet metal. Physics Procedia 83 (2016), S. 797-807
- [P6] Schaub, A.; Degner, J.; Ahuja, B.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Numerical Investigation for Superplastic Forming Tool Development Within the Combined Process Chain of Forming and Additive Manufacturing. In: Dimitrov, D; Oosthuizen, T. (Hrsg.): Int. Conf. Competitive Manufacturing, 2016, S. 173-179
- [P7] Hagenah, H.; Merklein, M.; Lechner, M.; Schaub, A.; Lutz, S.: Determination of the mechanical properties of hot stamped parts from numerical simulations. Procedia CIRP 33 (2015), S. 167-172
- [P8] Merklein, M.; Plettke, R.; Junker, D.; Schaub, A.; Ahuja, B.: Mechanical Testing of Additive Manufactured Metal Parts. Key Eng. Mater. 651-653 (2015), S. 713-718
- [P9] Bhargu, A.; Schaub, A.; Karg, M.; Schmidt, R.; Merklein, M.; Schmidt, M.: High Power Laser Beam Melting of Ti6Al4V on Formed Sheet Metal to achieve Hybrid structures. In: Helvajian, H., Piqué, A., Wegener, M.; Gu, B. (Hrsg.): Proc. of SPIE , 2015, S. 1-10
- [P10] Karg, M.; Ahuja, B.; Schaub, A.; Schmidt, J.; Sachs, M.; Mahr, A.; Wiesenmayer, S.; Wigner, L.; Wirth, K.-E.; Peukert, W.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Effect of process conditions on mechanical behavior of aluminium wrought alloy EN AW-2618 additively manufactured by Laser Beam Melting in powder bed. In: WLT e. V. (Hrsg.): Lasers in Manufacturing Conference, 2015

- [P11] Merklein, M.; Junker, D.; Schaub, A.; Kretschmer, A.; Lechner, M.: Development of a New Method for Producing Plane Expanded Metal by Laser Cutting and Forming of Metal Plates under Uniaxial Tension. *Key Engineering Materials* 639 (2015), S. 131-136
- [P12] Plettke, R.; Schaub, A.; Gröschel, C.; Scheitler, C.; Vetter, M.; Hentschel, O.; Ranft, F.; Merklein, M.; Schmidt, M.; Drummer, D.: A new process chain for joining sheet metal to fibre composite sheets. *Key Eng. Mater.* 611-612 (2014), S. 1468-1475
- [P13] Schaub, A.; Ahuja, B.; Karg, M.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Fabrication and Characterization of Laser Beam Melted Ti-6Al-4V Geometries on Sheet Metal. In: Demmer, A.; Fraunhofer IPT (Hrsg.): Proc. Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference - DDMC 2014, Fraunhofer, 2014, S. 1-5
- [P14] Schaub, A.; Juechter, V.; Singer, R. F.; Merklein, M.: Characterization of hybrid components consisting of SEBM additive structures and sheet metal of alloy Ti-6Al-4V. *Key Eng. Mater.* 611-612 (2014), S. 109-116
- [P15] Merklein, M.; Suttner, S.; Schaub, A.: Experimental investigation of Ti-6Al-4V with a biaxial tensile test setup at elevated temperature. *Key Eng. Mater.* 622-623 (2014), S. 273-278
- [P16] Ahuja, B.; Schaub, A.; Karg, M.; Lechner, M.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Developing LBM process parameters for Ti-6Al-4V thin wall structures and determining the corresponding mechanical characteristics. *Physics Procedia* 56 (2014), S. 90-98
- [P17] Juechter, V.; Schaub, A.; Merklein, M.; Singer, R. F.: Titanium metal sheet structures of various wall thicknesses with additional functional elements prepared by selective electron beam melting in a powder bed. In: Drstvensek, I. (Hrsg.): Proc. 5th International Conference on Additive Technologies - iCAT2014, Interesansa - zavod, 2014, S. 119-122
- [P18] Schaub, A.; Merklein, M.; Juechter, V.; Singer, R. F.; Koerner, C.: Funktionsintegration durch die Kombination additiver Fertigungsprozesse mit der Blechumformung. In: Drummer, D. (Hrsg.): 2. Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs 814 - Additive Fertigung, Print Line, 2013, S. 87-101
- [P19] Merklein, M.; Hagenah, H.; Kaupper, M.; Schaub, A.: Mechanical response of Ti-6Al-4V alloy on deformation at moderate temperatures. *Key Eng. Mater.* 549 (2013), S. 311-316
- [P20] Schaub, A.; Lechner, M.; Merklein, M.: Druckversuch bei erhöhten Temperaturen. In: H.J. Christ (Hrsg.): Tagungsband Werkstoffprüfung DGM, Stahleisen, 2013, S. 85-90

### Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten\*

- [S1] Osterziel, J.; Schaub, A. und Ahuja, B.; Schmidt, M. und Merklein, M.: Fertigung und Charakterisierung laserstrahlgeschmolzener Ti-6Al-4V Geometrien auf Metallblechen unterschiedlicher Dicke. Projektarbeit. Erlangen, 2015
- [S2] Lenzen, M.; Schaub, A.; Merklein, M.: Ermittlung und Modellierung von komplexen Fließortkurven. Diplomarbeit. Erlangen, 2015
- [S3] Faber, M.; Schaub, A. und Vierow, V.; Merklein, M.: Numerische Prozessauslegung für die Umformung einer Titanlegierung. Bachelorarbeit. Erlangen, 2015
- [S4] Schmidt, P.; Ahuja, B. und Schaub, A.; Merklein, M. und Schmidt, M.: Fabrication and characterization of Laser Beam Melted Ti6Al4V on deep drawn thin sheet metal. Studienarbeit. Erlangen, 2014
- [S5] Gerter, V.; Schaub, A.; Merklein, M.: Umformung einer hochfesten Titanlegierung. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S6] Degner, J.; Schaub, A.; Merklein, M.: Numerische Simulation des superplastischen Umformverhaltens der Titanlegierung Ti-6Al-4V. Masterarbeit. Erlangen, 2014
- [S7] Zimmermann, H.; Schaub, A. und Ahuja, B.; Schmidt, M. und Merklein, M.: Fertigung und Charakterisierung additiver Bauteile unterschiedlicher Dichte. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S8] Lieb, M.; Schaub, A.; Merklein, M.: Ermittlung und Modellierung von komplexen Fließortkurven für Ti-6Al-4V. Projektarbeit. Erlangen, 2014
- [S9] Boulter, M.; Ahuja, B. und Schaub, A.; Merklein, M. und Schmidt, M.: Round robin test for Laser Beam Melting of stainless steel powder to determine machine and user influence on the process. Masterarbeit. Erlangen, 2013
- [S10] Krause, P.; Schaub, A.; Merklein, M.: Umformung der Titanlegierung Ti-6Al-4V zu einem Rechtecknapf als Halbzeug für einen nachfolgenden additiven Fertigungsschritt. Projektarbeit. Erlangen, 2013
- [S11] Ebert, S.; Schaub, A.; Merklein, M.: Charakterisierung der mechanischen Verbundeigenschaften zwischen Blechgrundkörper und additiv gefertigten Funktionselementen der Titanlegierung Ti-6Al-4V. Projektarbeit. Erlangen, 2013
- [S12] Mott, S.; Schaub, A.; Merklein, M.: Ermittlung und Modellierung von Fließortkurven für Ti-6Al-4V. Masterarbeit. Erlangen, 2013
- [S13] Mott, S.; Schaub, A.; Merklein, M.: Charakterisierung und Modellierung des Fließverhaltens der Titanlegierung Ti-6Al-4V. Projektarbeit. Erlangen, 2012

---

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

## Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2019):

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

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52

Fertigungstechnik – Erlangen

ISSN 1431-6226

Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307

Fertigungstechnik – Erlangen

ISSN 1431-6226

Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308

FAU Studien aus dem Maschinenbau

ISSN 2625-9974

FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

<b>FAPS</b>	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
<b>LFT</b>	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
<b>LPT</b>	Lehrstuhl für Photonische Technologien

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 14: Stephan Biermann  
Untersuchungen zur Anlagen- und  
Prozeßdiagnostik für das Schneiden  
mit CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern  
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.  
1991. ISBN 3-446-16269-0.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 26: Roland Müller  
CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschneiden von  
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen  
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.  
ISBN 3-446-17104-5.

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

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

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

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

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

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

Band 33: Joachim Hutfless  
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik  
in der Strahlführung einer  
CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaseranlage  
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.  
ISBN 3-446-17532-6.

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

Band 35: Bertram 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  
CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaseranlage  
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-083-4.

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

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

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

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

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

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

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

Band 70: Norbert Neubauer  
Adaptive Strahlführungen für  
CO<sub>2</sub>-Laseranlagen  
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-095-8.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 95: Wolfgang Becker  
Oberflächen Ausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken  
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-127-X.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 107: Thomas Stöckel  
Kommunikationstechnische Integration  
der Prozeßebe 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 Untersuchen-  
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 Prechtel  
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik  
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab. 2006.  
ISBN 3-87525-238-1.

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

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

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

Band 175: Peter Wölflick  
Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für 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 Herstellungsver-  
fahren 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  
Laserdurchstrahlschweißen  
transparenter Polymerbauteile  
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-294-1.

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

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

Band 209: Till Laumann  
Qualitative und quantitative Bewertung  
der Crashtaughlichkeit 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  
Schneidlinchverfahrens  
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 Karosseriebau-  
teile für die industrielle Anwendung  
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil  
Versagensprognose bei der Prozesssimu-  
lation von Biegeumform- und Falzverfah-  
ren  
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  
zwischen geschalteten Wärmebehandlung  
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-391-7.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Band 284: Stefan Berger  
Laserstrahlschweißen thermoplastischer  
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit  
spezifischem Zusatzdraht  
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 AZ<sub>31</sub>B für die numerische  
Prozessauslegung  
LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-433-4.

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

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

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

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

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

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

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

Band 314: Felix Tenner

Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche

LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja

Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics

FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab.  
2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung

LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Inhalt der dargelegten Dissertation ist die grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen mit nachfolgender additiver Fertigung und abschließender Wärmebehandlung zur Fertigung von hybriden Bauteilen. Wissenschaftlicher Anspruch dieser Arbeit war in diesem Zusammenhang der Machbarkeitsnachweis, aber auch die grundlagenwissenschaftliche Erforschung dieser Prozesskette. Herangezogen wurden dabei die additiven Fertigungsverfahren Laser- und Elektronenstrahlschmelzen und die umformenden Fertigungsverfahren Tiefziehen, superplastisches Umformen und Biegen für eine ausgewählte Titanlegierung. In diesem Zusammenhang werden die fundamentalen Bewertungskriterien Ressourcen- und Energieeffizienz sowie Individualisierbarkeit der Fertigungsverfahren analysiert und dabei die Machbarkeit einer innovativen, kombinierten Prozesskette zur Fertigung von individuellen Bauteilen aufgezeigt.

