

22

**Maschinenbau**  
Lehrstuhl für  
Umformtechnik  
und Gießereiwesen

Florian Martin Hofbauer

# Großserientaugliche Umsetzung von dünnwandigem Stahlguss für den Automobilbau

*Schriftenreihe Umformtechnik  
und Gießereiwesen*





# Großserientaugliche Umsetzung von dünnwandigem Stahlguss für den Automobilbau

*Florian Martin Hofbauer*

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen  
der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen  
Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigten Dissertation.

Vorsitzender:

Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler

Prüfer der Dissertation:

1. Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk
2. Assoc. Prof. Niels Skat Tiedje, Ph.D.

Die Dissertation wurde am 09.09.2019 bei der Technischen  
Universität München eingereicht und durch die Fakultät für  
Maschinenwesen am 03.02.2020 angenommen.

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation  
in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische  
Daten sind im Internet über <https://portal.dnb.de> abrufbar.

## Impressum

1. Auflage

Copyright © 2020 TUM.University Press  
Copyright © 2020 Florian Martin Hofbauer  
Alle Rechte vorbehalten

Reihe: Schriftenreihe Umformtechnik und Gießereiwesen  
Herausgeber: Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen (utg),  
Technische Universität München

Layout und Gestaltung: Florian Martin Hofbauer  
Layoutrichtlinien der Umschlaggestaltung: Designbuero Josef Grillmeier, Munich  
Umschlaggestaltung: Caroline Ennemoser  
Umschlagabbildung: Florian Martin Hofbauer  
Druck und Einband: CPI books GmbH, Leck

TUM.University Press  
Technical University of Munich  
Arcisstrasse 21  
80333 Munich

ISSN: 2364-6942  
ISBN: 978-3-95884-050-8  
ISSN digitale Ausgabe: 2569-4928  
DOI digitale Ausgabe: 10.14459/2020md1518094

[www.tum.de](http://www.tum.de)

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Doktorandenzeit in der Technologieentwicklung der BMW Group Gießerei am Standort Landshut unter Betreuung des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen (UTG) der Technischen Universität München.

Mein Dank gilt zuerst meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk, der die Arbeit in allen Phasen unterstützte und durch konstruktive Anregungen und Diskussionen bereicherte. Des Weiteren bedanke ich mich bei Herrn Assoc. Prof. Niels Skat Tiedje, Ph.D. für die Übernahme des Zweitkorrektors und Herrn Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission.

Seitens der BMW Group danke ich besonders Herrn Dipl.-Ing. Jörg Zimmermann, der die Arbeit industrieseitig betreute und ebenso in vielen anregenden Diskussionen zum Gelingen beitrug. Gleichmaßen gilt mein Dank meinem Abteilungsleiter Herrn Jean-Marc Ségaud für die uneingeschränkte Unterstützung der Arbeit im Feld der Vorentwicklung, die Freiheiten in der Ausgestaltung und die konstruktiven Anregungen.

Ebenso möchte ich mich bei Frau Christine Krusche bedanken, für ihre unentwegte Unterstützung und Hilfsbereitschaft uns Doktoranden gegenüber.

Den Verantwortlichen des UTG und der BMW Group danke ich besonders für die unkomplizierte Zusammenarbeit im gesamten Verlauf meiner Doktorandenzeit.

Nicht zuletzt danke ich ganz besonders meiner Familie, ohne deren Rückhalt mir dieser Bildungsweg sicherlich verwehrt geblieben wäre. Insbesondere meinen Eltern danke ich von Herzen dafür, dass sie mir diesen Werdegang ermöglicht und mich in allen seinen Phasen unterstützt haben. Gleichmaßen von Herzen danke ich meiner Frau und unseren wundervollen Kindern für die unermüdliche Unterstützung und alle Momente der Ablenkung während meines Studiums und meiner Zeit als Doktorand.

*Florian Martin Hofbauer*

Landshut, im September 2019



## Kurzbeschreibung

Die vorliegende Arbeit bedient den bestehenden Forschungsbedarf in der Entwicklung einer Prozesskette für dünnwandigen Stahlguss zur Herstellung von Bauteilen für das Fahrzeugumfeld. Als wesentliche Anforderungen wurden hierfür die Maßhaltigkeit, die mechanischen Eigenschaften, die Korrosionsbeständigkeit sowie die Punktschweißbarkeit identifiziert. Die Untersuchungen beschränkten sich dabei auf das vertikale kastenlose Formverfahren, weil dieses bezüglich der realisierbaren Stückzahlen besonders für die Großserienproduktion geeignet ist. In den Versuchen wurde belegt, dass Geometrien von 2 mm Wandstärke bei einer Wandstärkentoleranz von  $\pm 0,2$  mm erreicht werden können. Herausfordernd ist dabei die Sicherstellung einer ausreichenden und über die einzelnen Gießvorgänge konstanten Gießtemperatur, um zuverlässig eine vollständige Formfüllung zu erreichen.

Da die Blechschalenbauweise – weil im Karosseriebau am weitesten verbreitet – als Referenz betrachtet wurde, wurden weiterführende Konzepte zur nachträglichen umformtechnischen Reduzierung der Oberflächenrauheit untersucht. Mit der Realisierung eines ausreichenden und über die Bauteiloberfläche gleichmäßigen Effektes bei wirtschaftlichem Kraftaufwand bleibt auch hier eine Herausforderung bestehen.

Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften wurde gezeigt, dass diese über eine Wärmebehandlung gezielt beeinflusst werden können. Im Vergleich mit Blechwerkstoffen wird mit der verwendeten Legierung die Festigkeitsklasse der hochfesten Stähle erreicht.

Der Anforderung der Korrosionsbeständigkeit wird mit einer Feuerverzinkung Rechnung getragen. Wie die Ergebnisse belegen, ist nach Durchlaufen des Korrosionswechseltests keinerlei Grundwerkstoffkorrosion nachzuweisen.

Der Zielkonflikt der durch die Verzinkung in den betrachteten Schichtstärken nicht mehr gegebenen Punktschweißbarkeit wurde durch den Ansatz gelöst, dass die Korrosionsbeständigkeit bezogen auf die gesamte Bauteiloberfläche ein globales Kriterium darstellt, wohingegen die Punktschweißbarkeit nur lokal an den Fügstellen zu gewährleisten ist. Daher wurde ein zusätzlicher Prozessschritt eingeführt, der mittels Energieeintrag durch einen Pulslaser die Fügstellen auf dem Grundmaterial freilegt. Die Ursache-Wirkungs-Zusammenhänge dieses Konzeptes wurden in einer Parameterstudie ergründet und die Funktionalität eines daraus abgeleiteten Serienparametersatzes wurde nachgewiesen. Wie sich zeigte, müssen die Fügpunkte nach dem Schweißen zum Schutz vor Korrosion z. B. mit PVC abgedeckt werden.

In der abschließenden Bewertung wurde die Großserientauglichkeit der Gesamtprozesskette belegt, unter der Voraussetzung, dass ausgewiesene Potenziale hinsichtlich der Taktzeit der beschriebenen Laserbehandlung genutzt werden.





## **Executive Summary**

The present work addresses the research needed for the development of a process chain producing thin walled steel castings for automotive applications. Dimensional accuracy, mechanical properties, corrosion resistance and spot weldability were herein identified as the basic requirements. The investigations were limited to vertical molding machines, as they are – concerning the number of units – especially qualified for serial production.

The trials showed, that geometries of 2 mm wall thickness and  $\pm 0.2$  mm tolerance in wall thickness can be realized. Assuring an adequate and constant casting temperature over every single cast is challenging, to reliably reach a complete filling of the mold.

As sheet-metal forming – for it is widely spread in the body shop – was regarded as a reference, further concepts for reducing surface roughness by additional forging processes were investigated. But there is still research to be done concerning the realization of an adequate and over the whole part surface homogeneous effect using economic magnitudes of forging forces.

Regarding the mechanical properties, it has been shown that they can be specifically influenced by heat treatment. Compared to sheet materials, the used alloy reaches the metallurgical class of high strength steel.

The requirement of corrosion resistance is met by an applied hot-dip galvanizing process. As proven by the results, no corrosion of the cast material takes place in cyclic corrosion testing.

The conflict of objectives – the loss of spot weldability when applying zinc coating with the regarded coating thickness – was solved by stating that corrosion resistance in reference to the part surface is a global criterion, whereas spot weldability only has to be assured locally in the areas of the welding spots. Therefore an additional process step was implemented, in which the areas of welding spots are uncoated by the impact of pulsed laser energy. Relationships of causes and effects were analyzed and the functionality of the derived set of parameters for serial production was proven. It became apparent that the welded spots have to be coated, e. g. with PVC, after welding for protection against corrosion.

Within the concluding evaluation, the ability of the connected process chain to serve high-volume serial production is stated, on condition that shown potentials are used to reduce the cycle time of the described laser application.



# Inhaltsverzeichnis

<b>Verzeichnis der Kurzzeichen.....</b>	<b>XV</b>
<b>Verzeichnis der Abkürzungen.....</b>	<b>XVII</b>
<b>1 Einleitung.....</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Technik .....</b>	<b>5</b>
2.1 Anforderungen im Fahrzeugbau .....	5
2.1.1 Maßhaltigkeit .....	5
2.1.2 Mechanische Eigenschaften .....	10
2.1.3 Korrosionsbeständigkeit .....	12
2.1.4 Schweißbarkeit.....	16
2.2 Dünnwandiger Stahlguss .....	18
2.2.1 Verfahren .....	19
2.2.2 Erweiterung der Verfahrensgrenzen.....	25
2.2.3 Bekannte Verfahren .....	28
2.3 Ableitung des Forschungsbedarfs .....	33
<b>3 Aufgabenstellung und Struktur der Arbeit.....</b>	<b>35</b>
3.1 Prozessbeschreibung .....	35
3.2 Schwerpunkte der Forschungsarbeit.....	36
3.3 Struktur der Arbeit .....	36
<b>4 Effizienter dünnwandiger Stahlguss .....</b>	<b>39</b>
4.1 Versuchsaufbau .....	39
4.1.1 Werkstoff und Versuchsgeometrien .....	39
4.1.2 Gießverfahren und Randbedingungen .....	41
4.2 Ergebnisse .....	43
4.2.1 Legierungsanalyse.....	44
4.2.2 Qualitätsbeurteilung .....	44
4.3 Diskussion .....	47
4.3.1 Legierung.....	47
4.3.2 Erzielte Gussqualität.....	47
<b>5 Steigern der Oberflächenqualität durch Umformen.....</b>	<b>49</b>
5.1 Randbedingungen und Versuchsplan .....	49
5.2 Ergebnisse .....	50
5.2.1 Kalibrieren .....	50
5.2.2 Taumelpressen.....	57
5.2.3 Ultraschallüberlagertes Umformen.....	59

5.3	Diskussion .....	59
5.3.1	Effekt des Kalibrierens .....	60
5.3.2	Potenzial von Taumelpressen .....	61
5.3.3	Potenzial überlagerter Ultraschallschwingungen .....	62
5.3.4	Fazit zur umformtechnischen Nachbearbeitung.....	62
<b>6</b>	<b>Gezielte Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch Wärmebehandlung .....</b>	<b>63</b>
6.1	Versuchsplan .....	63
6.2	Ergebnisse .....	63
6.2.1	Gefüge .....	63
6.2.2	Härte.....	65
6.2.3	Zugversuch.....	66
6.3	Diskussion .....	68
6.3.1	Entwicklung des Gefüges .....	68
6.3.2	Entwicklung der Kernhärte.....	69
6.3.3	Zugversuche .....	69
<b>7</b>	<b>Sicherstellung hinreichender Korrosionsbeständigkeit durch Feuerverzinkung ...</b>	<b>73</b>
7.1	Vorgehen .....	73
7.2	Ergebnisse .....	73
7.2.1	Zinkschichtstärke .....	73
7.2.2	Korrosionswechseltest.....	74
7.3	Diskussion .....	76
7.3.1	Entwicklung der Schichtstärke .....	76
7.3.2	Korrosionsbeständigkeit .....	77
<b>8</b>	<b>Sicherstellung der Punktschweißbarkeit .....</b>	<b>79</b>
8.1	Vorgehen .....	79
8.2	Ergebnisse .....	80
8.2.1	Punktqualität beim Schweißen verzinkter Proben .....	80
8.2.2	Parameterstudie zum thermischen Entzinken .....	81
8.2.3	Festlegen von Serienparametern .....	86
8.2.4	Qualitätsanalyse der Fügeverbindung .....	88
8.2.5	Korrosionsbeständigkeit nach dem Punktschweißen.....	92
8.3	Diskussion .....	93
8.3.1	Schweißen ohne Entzinkung.....	93
8.3.2	Auswertung der Parameterstudie und Festlegung der Serienparameter	93
8.3.3	Qualität der Fügeverbindung .....	95
8.3.4	Beurteilung der Korrosionsbeständigkeit nach dem Fügen.....	96

---

<b>9</b>	<b>Empfehlungen zur industriellen Umsetzung .....</b>	<b>99</b>
9.1	Prozessstrecke.....	99
9.1.1	Aufbau .....	99
9.1.2	Taktzeitbetrachtung .....	101
9.1.3	Betrachtungen zur Arbeitsplatzbelastung.....	106
9.2	Potenzialfeld und Einordnung der Prozesskosten .....	107
<b>10</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>111</b>
<b>A</b>	<b>Abbildungsverzeichnis .....</b>	<b>115</b>
<b>B</b>	<b>Tabellenverzeichnis.....</b>	<b>121</b>
<b>C</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>123</b>
<b>D</b>	<b>Normenverzeichnis .....</b>	<b>131</b>



## Verzeichnis der Kurzzeichen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
$A$	$\mu m$	Schwingungsamplitude
$A_b$	%	Bruchdehnung
$A_g$	%	Gleichmaßdehnung
$a$	$\frac{mm}{rad}$	Proportionalitätsfaktor für die Beschreibung einer Spirale
$d$	$mm$	Größter Schweißlinsendurchmesser
$d_L$	$mm$	Schweißlinsendurchmesser in der Fügeebene
$d_{Lmin}$	$mm$	Minstdurchmesser der Schweißlinse in der Fügeebene
$d_p$	$mm$	Durchmesser eines ausgeknöpften Fügepunktes
$d_{pmin}$	$mm$	Minstdurchmesser eines ausgeknöpften Fügepunktes
$d_{Spot}$	$mm$	Fokusbereich des Lasers
$E$	$GPa$	Elastizitätsmodul eines Materials
$E_{Alu}$	$GPa$	Elastizitätsmodul von Aluminium
$E_{Stahl}$	$GPa$	Elastizitätsmodul von Stahl
$F$	$N$	Kraft
$f_{Laser}$	$kHz$	Frequenz eines Pulslasers
$f_{US}$	$kHz$	Frequenz einer Ultraschallschwingung
$H$	$mm$	Außenabmessung eines Vierkantrohres
$I$	$mm^4$	Flächenträgheitsmoment
$I(t)$	$A$	Zeitabhängige Stromstärke
$L$	$mm$	Bahnlänge einer Spirale
$m_{Alu}$	$kg$	Masse eines Aluminiumrohres
$m_{Stahl}$	$kg$	Masse eines Stahlrohres
$n$	–	Blattanzahl bei Anwendung der Mehrblattkinematik beim Taumelpressen
$Q$	$J$	Wärmeenergie
$R_1 \dots R_7$	$\Omega$	Elektrische Teilwiderstände
$R_{ges}(t)$	$\Omega$	Zeitabhängiger elektrischer Gesamtwiderstand
$R_m$	$MPa$	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	$MPa$	0,2 %-Dehngrenze
$Ra$	$\mu m$	Arithmetischer Mittenrauwert
$Rz$	$\mu m$	Gemittelte Rautiefe
$r$	$mm$	Radius
$S$	–	Schweißfaktor
$s$	$mm$	Blechdicke
$s_{Alu}$	$mm$	Wandstärke eines Aluminiumrohres
$s_{Stahl}$	$mm$	Wandstärke eines Stahlrohres



$T_1$	$^{\circ}\text{C}$	Starttemperatur zu Beginn des Abschreckens
$T_2$	$^{\circ}\text{C}$	Endtemperatur am Ende des Abschreckens
$T_{\text{Bauteil}}$	$s$	Gesamtbearbeitungszeit für ein Bauteil
$T_{\text{Kreis}}$	$s$	Bearbeitungszeit für eine definierte Kreisfläche
$T_{\text{Punkt}}$	$s$	Bearbeitungszeit für einen Fügepunkt
$T_R$	$^{\circ}\text{C}$	Rekristallisationstemperatur
$T_S$	$^{\circ}\text{C}$	Schmelztemperatur
$T_{\text{Spir}}$	$s$	Taktzeit für das Abfahren einer Spiralbahn
$t_0, t_1$	$s$	Exemplarische Zeitpunkte
$U_L$	—	Linienüberlappung der Laserbahn
$U_P$	—	Pulsüberlappung der Laserbahn
$v$	$\frac{\text{mm}}{s}$	Bahngeschwindigkeit des Lasers
$\alpha$	$\text{rad}$	Drehwinkel für die Beschreibung einer Spirale
$\gamma$	$\frac{\text{S}\cdot\text{m}}{\text{mm}^2}$	Elektrische Leitfähigkeit
$\lambda$	$\frac{\text{W}}{\text{m}\cdot\text{K}}$	Wärmeleitfähigkeit
$\rho_{\text{Alu}}$	$\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$	Dichte von Aluminium
$\rho_{\text{Stahl}}$	$\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$	Dichte von Stahl
$\rho_{\text{Zink}}$	$\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$	Dichte von Zink
$\phi$	$^{\circ}$	Taumelwinkel

## **Verzeichnis der Abkürzungen**

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
KV	Kerbschlagbiegeversuch
KWT	Korrosionswechselltest
LT	Low Temperature (Bezeichnet die Prüftemperatur von -40 °C beim Kerbschlagbiegeversuch)
MAK	Maximale Arbeitsplatzkonzentration
RT	Raumtemperatur
SFB	Sonderforschungsbereich
STABW	Standardabweichung
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
US	Ultraschallschwingung
UTG	Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen
VCI	Volatile Corrosion Inhibitor
WBH	Wärmebehandlung
XPS	X-ray Photoelectron Spectroscopy



# 1 Einleitung

Die Entwicklung der Automobilbranche von den Verbrennungsmotoren hin zur Elektromobilität wirft hinsichtlich der Zukunft vieler Herstellungsverfahren Fragen nach dem künftigen Produktportfolio auf. Auch die Gießereibranche sieht sich dieser Herausforderung gegenübergestellt, denn über die Hälfte des z. B. in Deutschland vergossenen Eisenmetalls dient der Herstellung von Produkten für das Fahrzeugumfeld (s. Abbildung 1.1). Wenn langfristig die Gusskomponenten für Verbrennungsmotoren entfallen, müssen alternative und möglichst zukunftsichere Einsatzbereiche für innovative Gusslösungen erschlossen werden.

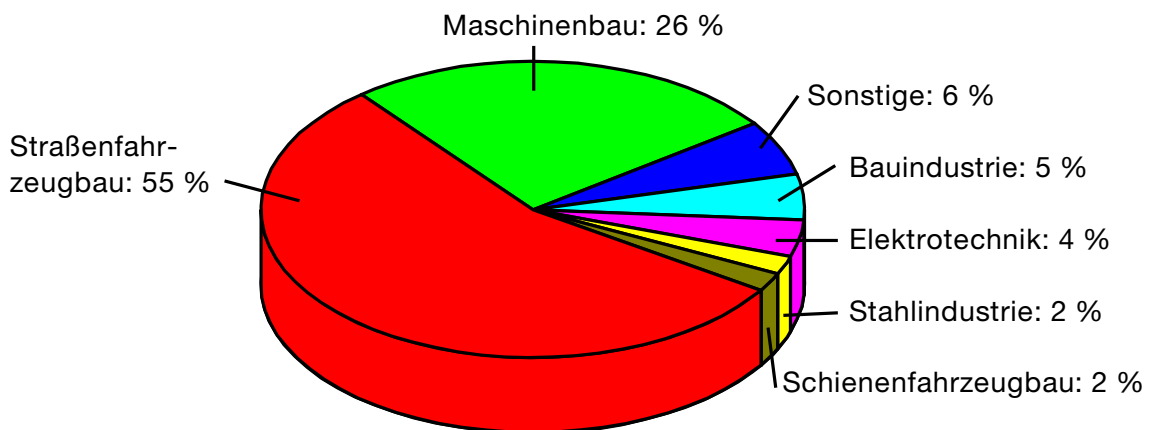


Abbildung 1.1: Abnehmerstruktur für Eisenmetallguss deutscher Gießereien in 2018 nach (BDGuss, 2019)

Tatsächlich hat diese Entwicklung – getrieben von Hybridisierung und Downsizing – bereits längst begonnen (Rau, 2017). In Elektrofahrzeugen gibt es neue Bedarfe und Anforderungen, aus denen sich neuartige Bauteilportfolios ableiten lassen (Kallien, Görgün und Wilhelm, 2018), (Kniewallner, Džinić und Papadimitriou, 2010). Entscheidend ist und bleibt dabei die konsequente Umsetzung von Leichtbau, um den zunehmenden Gewichtseintrag durch Komponenten der Elektrifizierung und auch der Vernetzung zumindest teilweise auszugleichen. Unvollständig wäre aber, den Fokus ausschließlich auf Leichtmetalle zu legen, denn in den volumenstarken Fahrzeugsegmenten ist z. B. in der Karosserie nach wie vor Stahl der bestimmende Werkstoff (Ellenrieder, Friedrich und Kienzle, 2017). Dies hat zum einen Gründe der Wirtschaftlichkeit, zum anderen aber auch Gründe der Funktionalität, wie in Anlehnung an (Ellenrieder, Gänssicke et al., 2017) anhand eines simplen Beispiels nachvollzogen werden kann:

In Abbildung 1.2 ist ein einfaches Vierkantrrohr gegeben, welches an einem Ende fest eingespannt ist und am anderen Ende durch eine seitliche Kraft  $F$  belastet wird. Es sollen nun die Ausführungsvarianten in Stahl und Aluminium unter der Voraussetzung verglichen werden, dass die Durchbiegung im Lastfall (und damit auch die Biegesteifigkeit) die gleiche ist. Die Außenabmessung  $H$  ist in beiden Fällen als gegeben zu betrachten. Wenn für das Stahlrohr eine

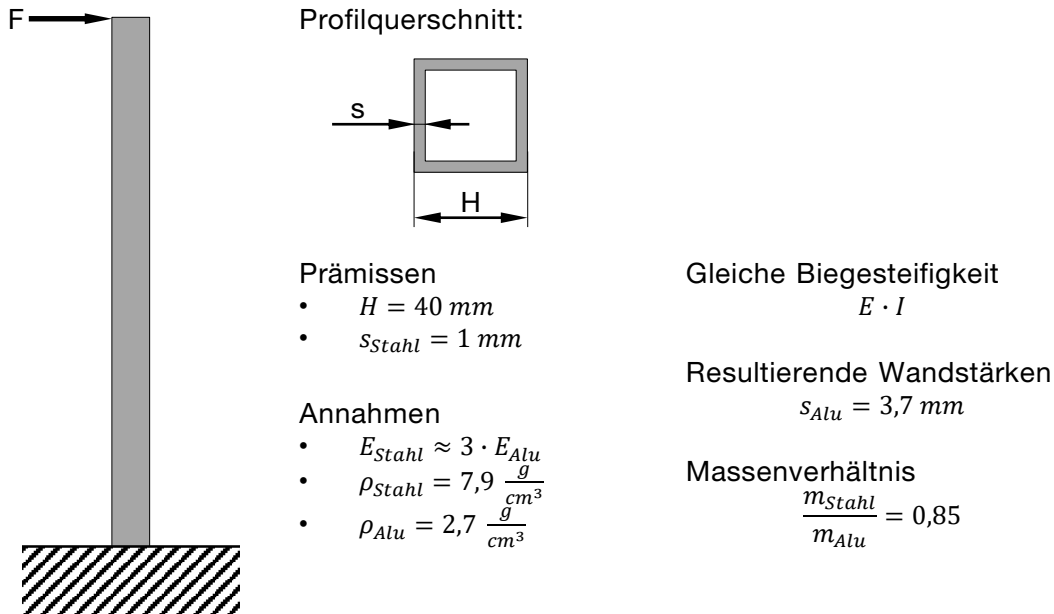


Abbildung 1.2: Beispiel zur Veranschaulichung des Leichtbaus mit Stahl anhand des Massenverhältnisses eines einfachen Vierkantröhres aus Stahl bzw. Aluminium bei gleicher Biegesteifigkeit in Anlehnung an (Ellenrieder, Gänsicke et al., 2017)

Wandstärke von  $s_{\text{Stahl}} = 1 \text{ mm}$  angenommen wird, so ist in der Aluminiumausführung eine Wandstärke von  $s_{\text{Alu}} = 3,7 \text{ mm}$  erforderlich, um die Biegesteifigkeit (die sich als Produkt des E-Moduls  $E$  mit dem Flächenträgheitsmoment  $I$  berechnet) aufrecht zu erhalten. Unter dieser Voraussetzung ist die Aluminiumlösung mit einer Massenzunahme von 15 % verbunden.

Für die Güte einer Leichtbaulösung ist also weniger die Dichte des verwendeten Werkstoffs, als vielmehr die Funktionalität des Bauteils gemessen am benötigten Bauraum entscheidend. Urformende Fertigungsverfahren weisen hier einen Vorteil auf, weil die Gestaltungsfreiheit nahezu uneingeschränkt gegeben ist und damit große Freiheitsgrade für integrale und bauraumorientierte Bauteilgestaltung bestehen. Im Zusammenspiel mit dem gezeigten Beispiel und die aktuellen Entwicklungen berücksichtigend ergibt sich so ein zukünftiges Potenzial für Bauteile aus Eisengusslegierungen. Insbesondere sind hier – wiederum motiviert durch mögliche Bauraumrestriktionen – der dünnwandige Grau- und Stahlguss hervorzuheben, wobei nur Letzterer in der vorliegenden Arbeit betrachtet wird. Im Sinne des Dargestellten bieten diese die Möglichkeit, höchste Steifigkeit in geringem Bauraum bei angemessenem Bauteilgewicht und hohen konstruktiven Freiheitsgraden zu realisieren.

Die zunächst recht allgemein gefasste Begrifflichkeit des „dünnwandigen Stahlgusses“ hat in ihrer Definition im Laufe der Jahre einen Wandel hin zu immer ambitionierteren Anforderungen durchlaufen. So findet sich in der Literatur beispielsweise ein Nachweis, der 100 Jahre zurückliegt und bereits die Vorzüge von dünnwandigem Stahlguss behandelt. Hierin sieht Werner (1919) große Potenziale für den Schiffs- und Maschinenbau, vor allem aber auch für den militärischen Bereich. Letzterer war zu dieser Zeit auch wesentlicher Antrieb für einen Aufschwung des Stahlgusses, wie Werner weiter ausführt. Als „dünnwandig“ werden in diesem

Zusammenhang noch Wandstärken von 5 mm bis 10 mm betrachtet. Um die Jahrtausendwende finden sich vermehrt Nachweise, die in dieser Hinsicht deutlich ambitioniertere Ziele verfolgen und von diesem Bereich mehr oder weniger stark nach unten abweichen (Chandley et al., 1996), (Sasaki und Tordoff, 2001). Dabei wurden Wandstärken in der Größenordnung von bis zu 2 mm untersucht. Die Arbeiten konzentrierten sich, wenn auch nicht ausschließlich, auf den Nachweis der Machbarkeit und adressierten bereits mögliche Anwendungen im Automobilbereich. Vermehrt geschah dies am Beispiel von Abgaskrümmern.

Aus heutiger Sicht ergeben sich zunehmend mehr potenzielle Einsatzbereiche, die allerdings immer mit einem individuellen Anforderungsportfolio verbunden sind. So kommen auch Strukturbauteile, z. B. in der Karosserie, in Betracht. Integral konzipiert erscheinen sie vorteilhaft im Sinne einer lastfallgesteuerten Bauteilentwicklung. Als wesentliche Anforderungsfelder lassen sich vier Bereiche festlegen, die mit Ausnahme der Schweißbarkeit z. B. auch von Schreckenberger et al. (2010) für die Entwicklung eines Karosseriebauteils berücksichtigt wurden:

- Maßhaltigkeit
- Mechanische Eigenschaften
- Korrosionsbeständigkeit
- Schweißbarkeit

Motivation der vorliegenden Arbeit ist es, die Erfüllbarkeit dieser Anforderungen durch dünnwandigen Stahlguss gesamtheitlich nachzuweisen.





## 2 Stand der Technik

Wie nun einleitend definiert, sind an den dünnwandigen Stahlguss im Fahrzeugumfeld im Grunde vier Kernanforderungen zu stellen. Diese werden im Folgenden näher erläutert, bevor auf die zur Verfügung stehenden Verfahren für die Herstellung von dünnwandigem Stahlguss eingegangen wird und insbesondere deren Verfahrensgrenzen aufgezeigt werden. Bisherige Ansätze und Potenziale zur Erweiterung dieser Grenzen sowie die Ableitung des Forschungsbedarfs aus dem Dargelegten beschließen den Stand der Technik.

### 2.1 Anforderungen im Fahrzeugbau

Die vier Kernanforderungen Maßhaltigkeit, mechanische Eigenschaften, Korrosionsbeständigkeit und Punktschweißbarkeit – die im Übrigen unabhängig vom Herstellungsverfahren für Bauteile im Automobilumfeld formuliert werden können – werden nun näher beleuchtet. Dabei werden notwendige technische Grundlagen erläutert und (wo möglich) die Spannweiten aktueller Anforderungsprofile aufgezeigt.

#### 2.1.1 Maßhaltigkeit

Die Maßhaltigkeitsanforderungen an die Bauteile im Fahrzeugbau leiten sich in erster Linie aus den individuell angewandten Fügeverfahren ab. Das bestimmende Fügeverfahren im Karosseriebau wiederum ist das Punktschweißen. Über 5700 Fügepunkte finden sich z. B. in der Karosserie der sechsten Generation des BMW 7er Modells (Ahlers und Sammer, 2015). Gleichzeitig sind die Anforderungen hinsichtlich der Maßhaltigkeit der Bauteile beim Punktschweißen nach Bohn und Hetsch (2013) weniger hoch, weil eventuelle Fügespalte durch die Kontaktkraft der Schweißzange ausgeglichen werden können.

Dennoch spielt die Maßhaltigkeit eine zentrale Rolle in der Ausrichtung der Bauteile zueinander, wie Bohn und Hetsch (2013) anhand des einfachen Beispiels in Abbildung 2.1 erläutern. Bauteil B wird hierbei von Bauteil A umschlossen. Unter Berücksichtigung der maßlichen Toleranzen muss festgelegt werden, wie die Ausrichtung der Bauteile zueinander zu vollziehen ist. Liegt der Fokus auf lediglich einer der vier Fugen, so kann nach dem Prinzip der festen Ausrichtung verfahren werden. Die Gestalt der übrigen Fugen ergibt sich daraus und wird insbesondere nicht aktiv beeinflusst. Sollen hingegen alle Fugen berücksichtigt werden, wird die Entscheidung auf das Prinzip der Vermittlung – in der industriellen Praxis oft umgesetzt als *Best Fit*-Ausrichtung – fallen.

Die Feststellung der Maßhaltigkeit wird so zur Voraussetzung für die Qualität der Verbindung beim Fügen eines Bauteilverbundes. Weiterhin erscheint es vorteilhaft festzustellen, ob eine Maßabweichung einer erkennbaren Regelmäßigkeit unterliegt und durch einen Eingriff in die vorgelagerten Prozessparameter soweit ausgeglichen werden kann, dass negative Auswirkungen auf Folgeprozesse verhindert werden. Ist dies nicht der Fall, wenn also unregelmäßige Maßabweichungen vorliegen, so können diese auch individuell bestimmt und z. B. in der Positionie-

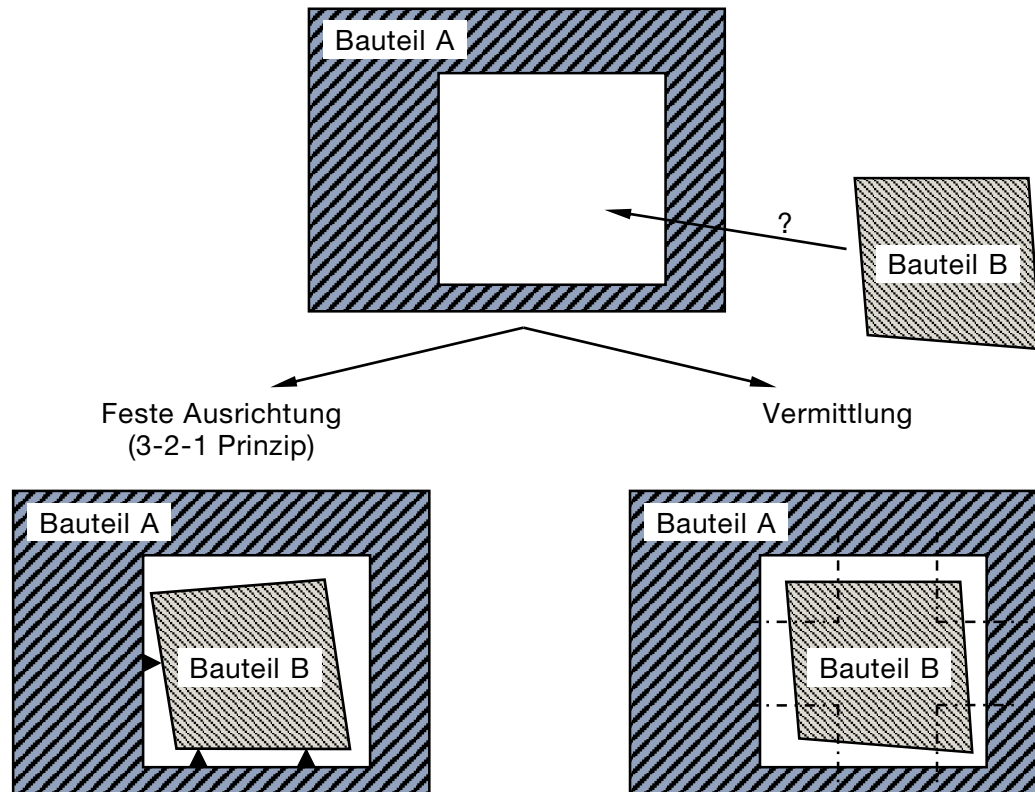


Abbildung 2.1: Veranschaulichung der beiden grundlegenden Möglichkeiten zur Ausrichtung zweier Bauteile zueinander nach (Bohn und Hetsch, 2013)

zung beim Fügen berücksichtigt oder durch einen Richtprozess korrigiert werden. Die Ursachen für Maßabweichungen können dabei sehr vielfältig sein. Oftmals ist aber ein Zusammenhang mit der thermischen Historie im Entstehungsprozess eines Bauteils festzustellen.

### Verzug und Wärmebehandlung

Bauteile aus Stahlguss werden üblicherweise einer Wärmebehandlung (WBH) unterzogen. Je nachdem welche Behandlung gewählt wird, können unterschiedliche Ziele avisiert werden (Weißbach, Dahms und Jaroschek, 2015), (Läpple, 2010):

- **Beeinflussung des Gefüges** durch Kornfeinung, Vermindern von Seigerungen oder auch die Umwandlung des Widmannstätten'schen Gussgefüges
- **Beeinflussung der Eigenschaften** wie Festigkeit und Zähigkeit
- **Erleichtern einer Weiterbearbeitung**, die beispielsweise spanend erfolgen soll

In Abbildung 2.2 finden sich die gängigsten WBH-Verfahren nach Temperaturbereichen im Eisenkohlenstoffdiagramm eingeordnet. Von den dargestellten Verfahren soll im Folgenden nur das Normalisieren näher beleuchtet werden, da dieses Verfahren auch im Rahmen der vorliegenden Arbeit Einsatz gefunden hat. Ziel des Normalisierens ist die Ausbildung einer einheitlichen Gefügestruktur mit feiner Korngröße (DIN EN ISO 4885, 2018-07). Im Zuge der Behandlung

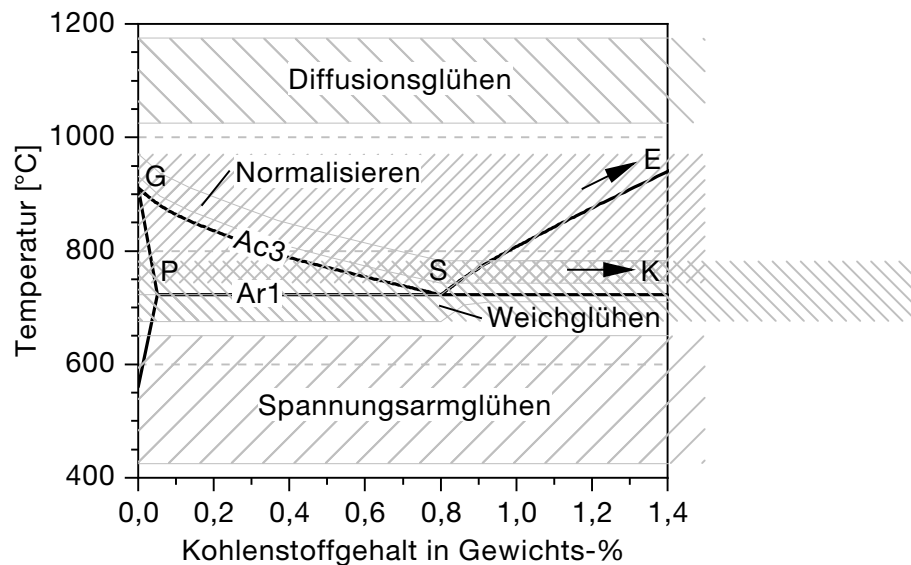


Abbildung 2.2: Einordnung wesentlicher WBH-Verfahren in die Temperaturbereiche des Eisenkohlenstoffdiagramms nach (Arnold et al., 2015)

wird das Gussstück auf eine Temperatur zwischen 30 °C und 50 °C oberhalb der Linie Ac3 des Eisenkohlenstoffdiagramms erwärmt (Weißbach, Dahms und Jaroschek, 2015), (Läpple, 2010). Nach kurzem Halten – die Haltezeit ist dabei so zu wählen, dass die Umwandlung des Gefüges bis in den Kern des Gussstücks sichergestellt ist – erfolgt das Abkühlen an Luft.

Durch diese Temperaturführung wird das Gefüge zunächst vollständig austenitisiert. Der dann feinkörnige Zustand unterliegt dem Kornwachstum, weswegen die Haltezeit nicht zu lange gewählt werden sollte. Beim Abkühlen zerfallen die Austenitkörner bei Erreichen der Ar1-Linie in Perlit, sodass am Ende des Normalglühens ein feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge vorliegt. Unabhängig von Folgebehandlungen und Bearbeitungsschritten kann dieser Gefügestand durch Normalglühen immer wiederhergestellt werden. (Läpple, 2010)

Abhängig von der Legierung kann beim Normalisieren eine Randentkohlung auftreten, die durch eine Behandlung unter Schutzgas unterbunden werden kann (Arnold et al., 2015).

Des Weiteren sind in Abhängigkeit der Wandstärke der Bauteile auch Auswirkungen auf die Festigkeit zu erwarten, wenngleich das primäre Ziel die Homogenisierung des Gefüges bleibt. Unterhalb einer kritischen Wandstärke verläuft die Abkühlung im Zuge der WBH langsamer als nach dem Gießen, sodass hier die Festigkeit reduziert wird. Oberhalb der kritischen Wandstärke kehrt sich dieser Effekt um und es ist eine Festigkeitssteigerung zu beobachten. (Rapatz, 1962)

Die Entwicklung der Festigkeit im Verlauf der WBH steht wiederum in engem Zusammenhang mit der Entstehung von Verzug. Denn die bei hohen Temperaturen temporär reduzierte Festigkeit kann dazu führen, dass Eigenspannungen, welche aus den Abkühlbedingungen des Gießprozesses resultieren, abgebaut werden. Das wird möglich, wenn bei Temperaturerhöhung die Warmfließgrenze betragsmäßig unter die Größe der Eigenspannungen fällt. Der Abbau dieser Spannungen äußert sich dann in einer geometrischen Formänderung – dem Verzug. Dieser ist unter Berücksichtigung vielfältiger Ursachen nach Norm definiert als „jede Änderung der Form

oder der ursprünglichen Maße (...), die während einer Wärmebehandlung (...) auftritt“ (DIN EN ISO 4885, 2018-07). Die Gefahr hierfür steigt bei ungleichmäßigen Temperaturgradienten, durch Unterschiede im Werkstoff oder je weniger Symmetrieebenen die Bauteilgeometrie aufweist (Berns, 1977).

Das Abkühlen im Zuge der WBH wird damit zu einer verzugskritischen Phase. Bedingt durch thermische Dehnung können sich hier Eigenspannungen ausbilden, was mit einem einfachen Beispiel durch Ilschner und Singer (2010) veranschaulicht wird:

Der Zylinder in Abbildung 2.3 wird von einer homogenen Temperatur  $T_1$  auf eine niedrigere Temperatur  $T_2$  abgeschreckt. Die Randbereiche kühlen zu Beginn deutlich schneller ab, sodass diese kontrahieren. Dadurch werden innerhalb der Randbereiche Zug- und im Kern Druckspannungen erzeugt. Sofern die Beträge der Spannungen nicht die Streckgrenze übersteigen, erfährt der Kern ebenso eine Abkühlung bis auf die Temperatur  $T_2$ , einhergehend mit einer analogen geometrischen Änderung, sodass am Ende wieder ein spannungsfreier Zustand und eine gegenüber dem Ausgangszustand skalierte Geometrie vorliegen. Wenn aber die Spannungen die Streckgrenze übersteigen, kommt es zur plastischen Deformation. Die thermische Maßänderung für den zeitlich zuletzt abgekühlten Kernbereich des Zylinders fällt dann größer aus als für den Randbereich, wodurch nun Zug- im Kern und Druckspannungen im Randbereich entstehen und als Eigenspannungen im Bauteil verbleiben.

Dieses einfache Beispiel ist jedoch nicht von allgemeiner Gültigkeit. Denn der beschriebene Vorgang der Maßänderung aufgrund thermischer Dehnung ist abmessungsabhängig. Daneben treten auch abmessungsunabhängige Maßänderungen infolge der Gefügeänderung auf. Im Zusammenspiel dieser beiden Anteile führt dies dazu, dass die Abmessungsabhängigkeit der deh-

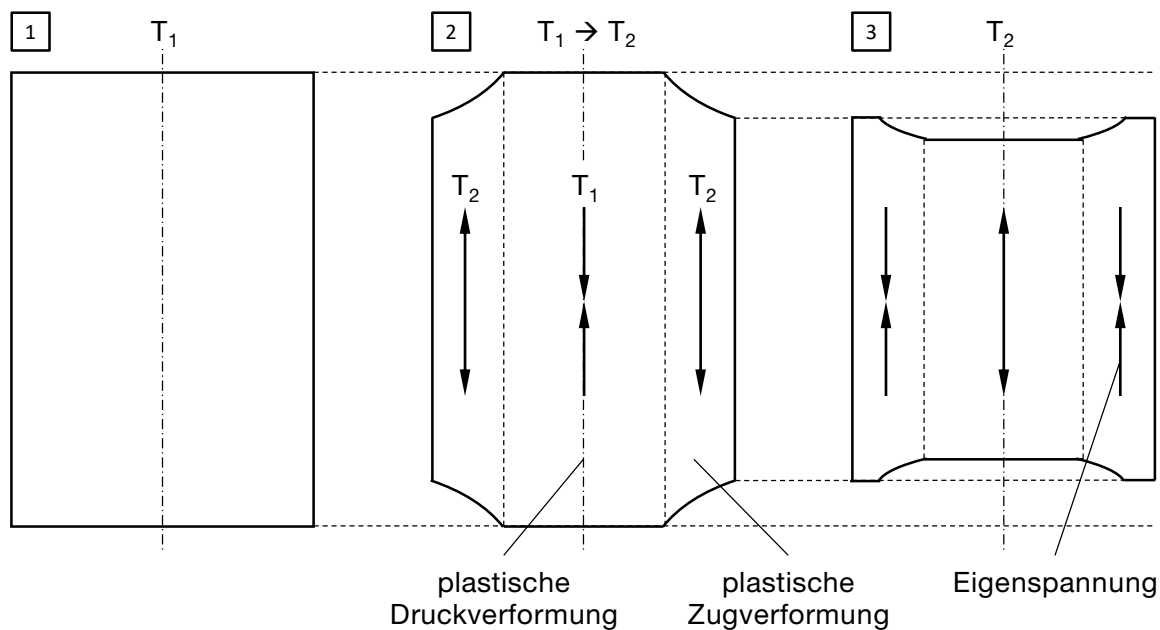


Abbildung 2.3: Entstehung von Eigenspannungen beim Abschrecken eines Zylinders von einer Temperatur  $T_1$  auf eine niedrigere Temperatur  $T_2$  nach (Ilschner und Singer, 2010)

nungsinitierten Maßänderung durch den Einfluss der abmessungsunabhängigen Gefügeänderungen intensiviert, egalisiert oder auch ins Gegenteil verkehrt werden kann. Die tatsächliche Beziehung ist damit individuell und untersteht den weiteren Einflüssen von Geometrie, Material und Prozessparameter. (Berns, 1977)

Analoge Erkenntnisse wurden bereits von Ameen (1940) gewonnen. Dieser postulierte, dass die Verformung aufgrund reiner Wärmespannung derart wirkt, dass sich die betroffene Geometrie einer Kugelgestalt annähert. Umwandlungsspannungen wirkten hinsichtlich der Verformung genau gegenteilig. Die tatsächlich auftretende Maß- und Formänderung ergibt sich aus einer im Vorfeld schwer bestimmbareren Überlagerung dieser Effekte.

Für die Abschätzung des Verzugsverhaltens ist also eine Vielzahl von Einflüssen zu berücksichtigen. Lübben und Zoch (2012) unterscheiden hier zwischen am Bauteil sichtbaren und unsichtbaren Inhomogenitäten und Asymmetrien. Weiterhin können nach Lübben und Zoch (2012) die nicht sichtbaren Asymmetrien mit dem Begriff *Verzugspotenzial* beschrieben werden, da sie nicht direkt gemessen werden können. Behelfsweise können aber die Träger dieses Versuchspotenzials bestimmt werden, wie z. B. die lokalen Verteilungen der Masse, Legierungselemente, des Gefüges inklusive der Korngrößen, der (Eigen-)Spannungen und der Temperatur.

### **Minimierung von Verzug**

Aus dem Gezeigten kann gefolgert werden, dass eine strenge Reproduzierbarkeit von Verzug nicht gegeben ist (Ilchner und Singer, 2010). Ebenso kann Verzug zu unterschiedlichen Zeitpunkten im Prozess entstehen. Die Minimierung und der Versuch der Beherrschung des Verzugs sollten deshalb, wie Lübben und Zoch (2012) weiter folgern, unter gesamtheitlicher Betrachtung der Prozesskette erfolgen.

Dieser Ansatz wurde im von 2001 bis 2011 von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Sonderforschungsbereich *SFB 570: Distortion Engineering – Verzugsbeherrschung in der Fertigung* verfolgt. Die Methode des *Distortion Engineering* wird durch Abbildung 2.4 verdeutlicht. Ausgangspunkt ist demnach die genaue Analyse relevanter Teilprozesse und Einflussgrößen. Darauf basierend werden Verzugspotenziale und Träger derselben mittels der Methoden der Simulation identifiziert. Im letzten Schritt werden weitere Verbesserungen durchgeführt, deren Zielsetzung die Minimierung der in Summe zu erwartenden Verzugsausprägung ist. Ein konkretes Beispiel für die Verzugsminimierung gibt Thoma in seinen Arbeiten. Dieser untersuchte zwei Möglichkeiten anhand von Aluminiumdruckgussbauteilen (Thoma et al., 2013), (Thoma, 2015).

Für Bauteile, die keine WBH durchlaufen, kann demzufolge der Verzug nach dem Gießen simulativ vorhergesagt werden. Auf dieser Basis wird die Formabweichung lokal und flächenmäßig bereits in der Gießform vorgehalten. Eine der Herausforderungen dabei ist, dennoch die Entformbarkeit der abgewandelten Geometrie aufrecht zu erhalten.

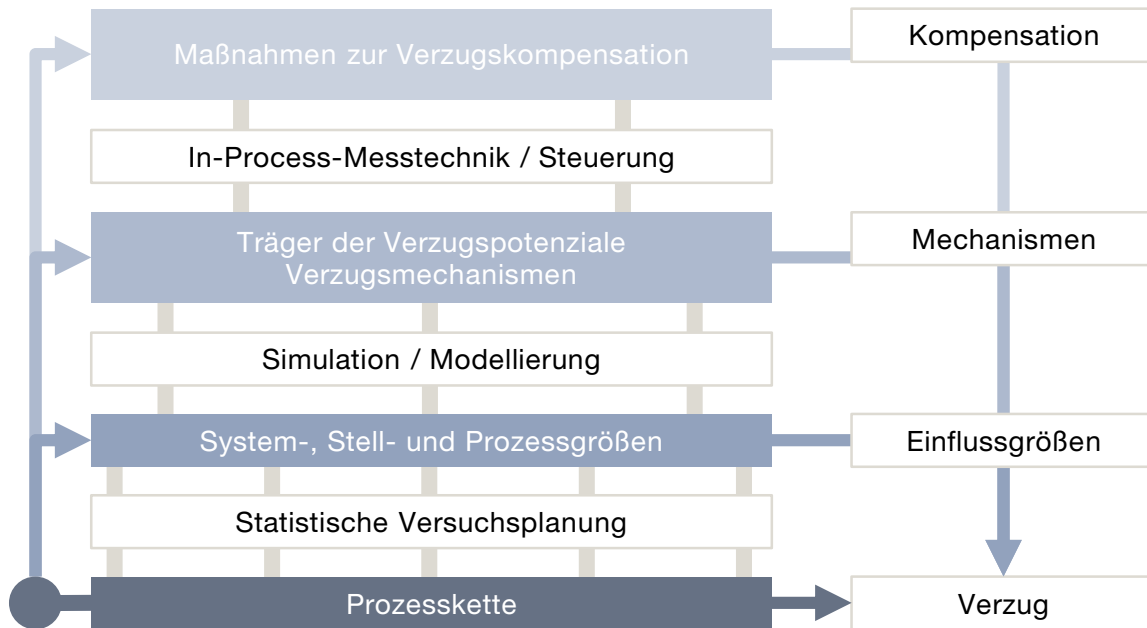


Abbildung 2.4: Schematische Vorgehensweise beim Distortion Engineering nach (Lübben und Zoch, 2012)

Bauteile, die nach dem Gießen wärmebehandelt werden, können Verzug z. B. beim Lösungsglühen ausbilden, der hier insbesondere auf das Kriechen des Materials unter Eigengewicht zurückzuführen ist. In diesem Fall wurde die Lagerung während der WBH dahingehend verbessert, dass zunächst die auftretenden Spannungen bei Raumtemperatur (RT), dann während des Glühens minimal zu erwarten sind. Dieser Ansatz wird auch im Patent (DE 10 2009 040 322 B4, 2011) beschrieben.

Die obigen Ausführungen legen den weitreichenden und noch wenig vorhersagbaren Zusammenhang zwischen der WBH und der Maßhaltigkeit von Bauteilen dar. Auch wenn die Maßhaltigkeitsanforderungen zur Gewährleistung der Fügbarkeit vergleichsweise gering sein können, sollte dies im Kontext der gesamten Prozesskette berücksichtigt werden. Darüber hinaus ist durch die WBH auch eine Änderung der mechanischen Eigenschaften zu erwarten, die jedoch auch gezielt zum Erreichen definierter Anforderungen genutzt werden kann.

### 2.1.2 Mechanische Eigenschaften

Die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen im Fahrzeug nehmen prinzipiell deutlich zu. Stahl ist dabei nach wie vor das bestimmende Material in der Karosserie eines Fahrzeugs. Bestimmt durch externe Einflüsse steigen z. B. die Festigkeitsanforderungen seit Beginn der 2000er Jahre kontinuierlich an (s. Abbildung 2.5). Die stetige Verbesserung der Eigenschaften trägt dazu bei, den Gewichtseintrag im Fahrzeug durch Komponenten des Komforts, der Sicherheit und der Ausstattung auszugleichen, weil dieselbe Festigkeit mit geringerem Materialeinsatz erreicht werden kann. (Bubb et al., 2016)

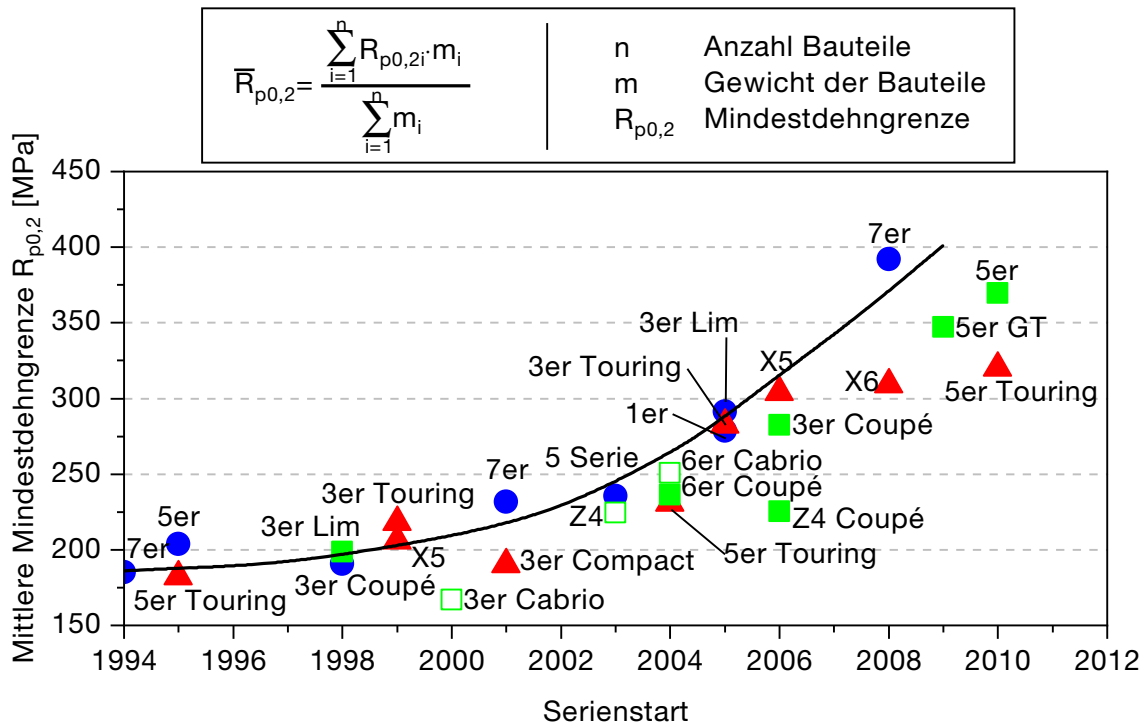


Abbildung 2.5: Entwicklung der mittleren Mindestdehngrenze von Karosseriestählen nach (Bubb et al., 2016)

In der Interpretation von Abbildung 2.5 ist aber zu bedenken, dass vielfach die Festigkeit im Anforderungsportfolio von Strukturbauteilen der Steifigkeit untergeordnet wird. Diese ist wesentlich entscheidender hinsichtlich dynamischer Lastfälle wie dem Crash. Dennoch kann aus dem Gezeigten die Erforderlichkeit einer steten Weiterentwicklung der Stähle und Stahlsorten gefolgert werden. Abbildung 2.6 zeigt das Portfolio der verwendeten Stähle in der Karosserie am Beispiel der sechsten Generation der BMW 7er Reihe, bei der etwa zwei Drittel der verwendeten Werkstoffe Stahlwerkstoffe sind (Ahlers und Sammer, 2015). Das breite Feld an Eigenschaften, welches bedient werden kann zeigt, dass je nach individueller Bauteilanforderung und Bauraumsituation eine entsprechend angepasste Lösung zu finden ist.

Wie ebenso aus Abbildung 2.6 hervorgeht, ist beinahe die Hälfte der verwendeten Stahlsorten den hochfesten Varianten zuzurechnen. Bei höchsten Festigkeitsanforderungen wird vermehrt auf Presshärtestähle zurückgegriffen. Hier besteht jedoch mit der Gefahr der Wasserstoffverprödung (beispielsweise untersucht durch Kuhlmann et al. (2015)) noch eine technologische Herausforderung, die einen breiteren Einsatz erschwert. Die ultrahochfesten Stahlsorten, deren Festigkeitswerte zwischen den hochfesten und den Presshärtestählen liegen, kommen nur selten zum Einsatz.

Letztendlich wird im Einzelfall zu entscheiden sein, welche Anforderungen an ein Bauteil gestellt werden. Maßgebend sind die anzunehmenden Lastfälle und nicht zuletzt auch das Verhalten im Crash-Fall.



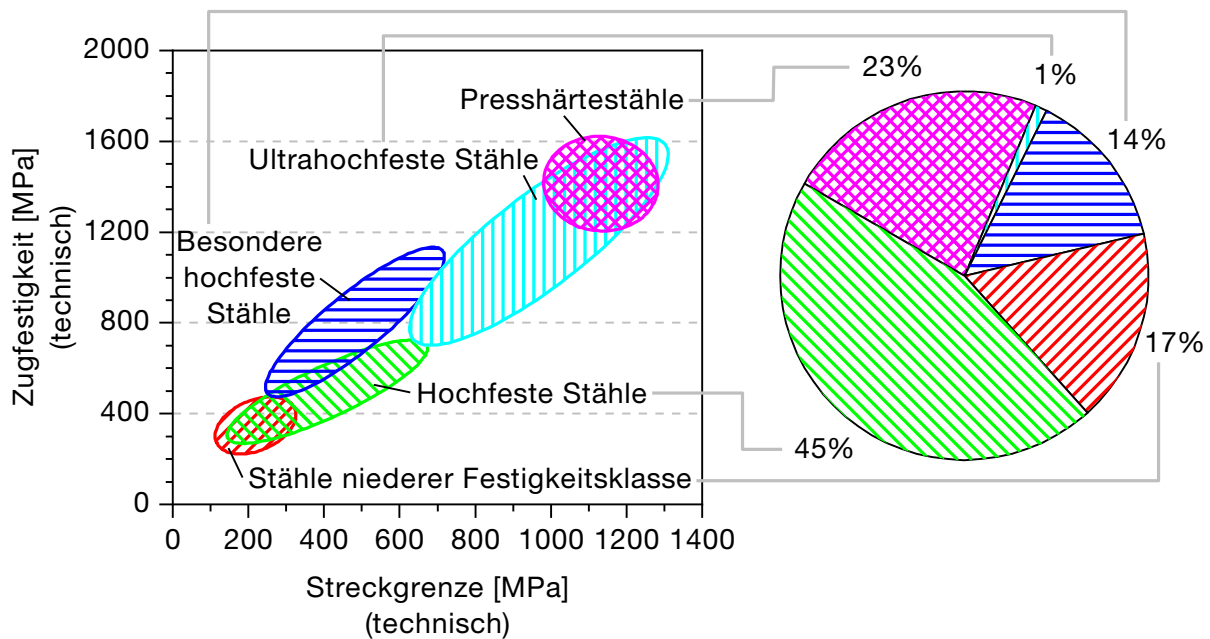


Abbildung 2.6: Einordnung der verwendeten Stahlsorten in der Karosserie (inkl. Türen und Verschlüsse) der sechsten Generation der BMW 7er Reihe nach Festigkeitsklassen und anteiliger Verwendung nach (Ahlers und Sammer, 2015)

### 2.1.3 Korrosionsbeständigkeit

Weniger breit gestreut als die mechanischen Anforderungen fallen die Anforderungen hinsichtlich des Korrosionsschutzes aus, da diese unabhängig vom erforderlichen Materialverhalten bauteilübergreifend bestehen. Es sollen nun zunächst die chemischen Grundlagen der Korrosion erläutert werden, bevor auf den Korrosionsschutz gesondert eingegangen wird. Zusätzlich wird das Prüfverfahren vorgestellt, mit dessen Hilfe im Rahmen dieser Arbeit die Funktionalität des applizierten Korrosionsschutzes überprüft wird.

### Grundlagen der Korrosion

Der Begriff der Korrosion ist in DIN EN ISO 8044 definiert als „Wechselwirkung zwischen einem Metall und seiner Umgebung, die zu einer Veränderung der Eigenschaften des Metalls führt und die zu erheblichen Beeinträchtigungen der Funktion des Metalles, der Umgebung oder des technischen Systems, von dem diese einen Teil bilden, führen kann“ (DIN EN ISO 8044, 2015-12). Darüber hinaus werden 56 verschiedene Korrosionsarten definiert. Vereinfachend lassen sich diese auch laut Weißbach, Dahms und Jaroschek (2015) entsprechend des ablaufenden Reaktionstypus in drei Hauptgruppen unterteilen:

- **Chemische Reaktion**  
z. B. Verzunderung von Stahl
- **Metallphysikalische Reaktion**  
z. B. Verringerung der Standzeit von Druckgießformen aufgrund des wiederkehrenden

Schmelzkontaktes

- **Elektrochemische Reaktion**

z. B. Rosten von Eisen

Die letztgenannte elektrochemische Reaktion stellt dabei die bedeutendste – und für die vorliegende Arbeit einzig relevante – Art dar, weswegen diese im Folgenden näher ergründet wird. Metalle lassen sich in der galvanischen Spannungsreihe nach deren Lösungsdruck auflisten (s. Tabelle 2.1). Damit wird der Drang quantifiziert, durch Abgabe von Elektronen zu ionisieren, in Lösung zu gehen und so einen energetisch günstigeren Zustand einzunehmen. Angegeben wird eine Potentialdifferenz in Volt. Metalle mit negativem Potential werden als *unedel*, solche mit positivem Potential als *edel* bezeichnet. Tritt nun Wasser (welches Ionen enthält) in Kontakt mit einem unedlen Metall, so agiert es als Elektrolyt und ermöglicht einen Stromfluss. Das unedle Metall oxidiert, d.h. die beteiligten Metallatome geben Elektronen ab und werden dadurch zu positiv geladenen Ionen. Diese wiederum schlagen sich als Korrosionsprodukt (z. B. Rost) nieder. (Weißbach, Dahms und Jaroschek, 2015)

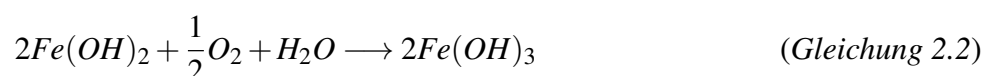
Tabelle 2.1: Galvanische Spannungsreihe (Weißbach, Dahms und Jaroschek, 2015)

Metall	Normalpotential [V]	Charakter
Gold, Au	1,42	
Silber, Ag	0,80	edel
Kupfer, Cu	0,34	↑
Wasserstoff, H	0	
Blei, Pb	-0,13	
Zinn, Sn	-0,14	
Eisen, Fe (2 <sup>+</sup> )	-0,44	
Chrom, Cr (3 <sup>+</sup> )	-0,74	
Zink, Zn	-0,76	↓
Aluminium, Al	-1,66	unedel
Magnesium, Mg	-2,38	

Die zugrunde liegenden chemischen Reaktionen werden z. B. von Ilschner und Singer (2010) beschrieben. Zunächst bildet sich Eisen-II-Hydroxid nach *Gleichung 2.1*.



Zusätzlicher im Wasser gelöster Sauerstoff führt zu einer Aufoxidation dessen zu Eisen-III-Hydroxid nach *Gleichung 2.2*.



In Folge der geringen Löslichkeit in Wasser schlägt sich das Eisen-III-Hydroxid auf der Metalloberfläche nieder, was gemeinhin als *Rosten* bezeichnet wird. Um diese Reaktionen anzustoßen,

reicht auch bereits die Feuchtigkeit der Luft aus, wenngleich direkter Wasserkontakt, insbesondere das Vorhandensein einer gemeinsamen Grenze der drei Phasen Luft, Wasser und Eisen, die Bildung und Ausbreitung von Rost in besonderem Maße begünstigt (Ilchner und Singer, 2010).

### Arten des Korrosionsschutzes

Das durch Korrosion angegriffene Material verliert durch die gezeigte Oxidation den metallischen Charakter und erleidet eine direkte Schädigung. In bestimmten Fällen bildet sich der Niederschlag aber als dichte und gut haftende Deckschicht aus, die eine weitere Korrosion verhindert. (Kaesche, 2011)

Ähnliches gilt für die Ausbildung von Passivschichten. „Dies sind sehr dünne (ca. 10 nm) vom Werkstoff und Korrosionsmedium gebildete Schichten. Sie haben eine geringe Ionenleitfähigkeit und geben dem Werkstoff ein edleres Potential“ (Weißbach, Dahms und Jaroschek, 2015). Auch dies unterbindet ein Fortschreiten der Korrosion, kann aber nicht bei allen Metallen beobachtet werden. Hinzu kommt, dass Verletzungen der Passivschicht nicht selbst geheilt werden können und zu Lochfraßkorrosion führen (Ilchner und Singer, 2010). Jedoch kann der passivierende Charakter von Elementen wie Cr, Si oder Al durch Legieren auf Stahl übertragen werden, wodurch rostfreie Stahlsorten entstehen. Für Cr ist dazu beispielsweise ein Mindestlegierungsanteil von 12 % erforderlich (Ilchner und Singer, 2010).

Unabhängig von den Legierungsbestandteilen können durch externen Eingriff zusätzlich aktive und passive Korrosionsschutzmaßnahmen ergriffen werden (Weißbach, Dahms und Jaroschek, 2015):

- **Aktiver Korrosionsschutz** beeinflusst die ablaufenden elektrochemischen Reaktionen durch Änderung der Reaktionspartner und/oder –bedingungen
- **Passiver Korrosionsschutz** wird demgegenüber (analog der bereits beschriebenen Passivierung) als Trennung des Grundwerkstoffs vom Korrosionsmedium verstanden.

Für die vorliegende Arbeit ist nur der passive Korrosionsschutz von Bedeutung. Die Trennung von Grundwerkstoff und Korrosionsmedium wird dabei über gezieltes Aufbringen von Schutzschichten bewerkstelligt. Die Qualität (insbesondere die Reinheit) der Oberfläche und damit verbunden eine angemessene Oberflächenvorbehandlung sind dabei von größter Wichtigkeit für die Funktionalität dieser Schutzschicht (van Oeteren, 1983), (Wranglén, 1985). Darüber hinaus konstatierte bereits van Oeteren (1976; 1983), dass die Schutzwirkung mit der Schichtstärke grundsätzlich zunimmt. Die für Stahl wichtigste praktische Anwendung im passiven Korrosionsschutz ist das Verzinken (Wranglén, 1985).

### Feuerverzinken

Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens wird als Korrosionsschutz eine Zinkschicht mittels Feuerverzinken aufgebracht. Das Feuerverzinken ist den Tauchbeschichtungsverfahren zuzu-

rechnen, bei denen der Schichtauftrag durch Eintauchen des Werkstücks in ein Bad des flüssigen Beschichtungsmaterials erfolgt. Es werden dabei zwei Verfahrensvarianten unterschieden (K.-P. Müller, 2003), (Schulz und Thiele, 2008):

- Beim **Trockenverzinken** werden die Bauteile nach Durchlaufen eines Flussmittelbades in einem Ofen getrocknet, bevor sie in das Zinkbad getaucht werden.
- Beim **Nassverzinken** ist das Zinkbad in zwei Bereiche unterteilt. Der Eintauchbereich ist mit einer Flussmittelschicht bedeckt, sodass der Flussmittelauftrag erst unmittelbar vor dem Eintauchen in das flüssige Zink erfolgt. Das Ausfahren aus dem Zinkbad erfolgt außerhalb dieses Bereichs.

Als Oberflächenvorbehandlung wird üblicherweise ein Entfettungs- gefolgt von einem Beizbad angewandt. Nach jeder Reinigungsstufe erfolgt zudem ein Spülen, um Verschleppungen zwischen den Bädern zu verhindern. Der Flussmittelauftrag vor der Verzinkung ist erforderlich, um die Oberfläche für eine effiziente und homogene Beschichtung zu aktivieren. (Peißker, 2008)

Weitere Festsetzungen für die Stückverzinkung von Stahl durch Feuerverzinken sind in DIN EN ISO 1461 (2009-10) hinterlegt. Die durchschnittlichen Mindestschichtstärken werden hierin in Abhängigkeit von der Stärke des Grundmaterials zwischen 45 µm und 85 µm angegeben.

Für die Verzinkung von Gussbauteilen sollte besonderes Augenmerk auf die Oberflächenqualität und die Oberflächenvorbereitung gelegt werden. Offene Porosität und Lunker können Reinigungsmittel aufnehmen und im Tauchbad Ausgasungen hervorrufen, die zu Fehlbeschichtungen führen. Der vorbereitende Reinigungsprozess ist daher für Gussteile von besonderer Wichtigkeit. (Peißker, 2008)

### **Korrosionswechseltest als Prüfverfahren**

Um die Funktionalität der Korrosionsschutzschicht zu untersuchen, wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit der Korrosionswechseltest (KWT) angewandt. Dieser Test ist das Ergebnis jüngster Bestrebungen den maßgebenden Korrosionstest für die Automobilindustrie so zu gestalten, dass er dem realen Korrosionsverhalten möglichst gut entspricht. In die Entwicklung wurden relevante Industriezweige sowie das Stahlinstitut *Verein Deutscher Eisenhüttenleute* (VDEh) mit einbezogen. (Stellnberger, 2018)

Der KWT stellt ein zeitraffendes Testverfahren dar, welches an real auftretende Klimabedingungen durch die Variation von Temperatur und Luftfeuchtigkeit anlehnt und detailliert in der VDA-Empfehlung 233-102 Verband der Automobilindustrie e.V. (2013) beschrieben ist. Ziel ist es, Korrosionserscheinungen, wie sie auch im realen Fahrzeugbetrieb auftreten würden, in wesentlich kürzerer Zeit darzustellen. Durch die Erzeugung einer Folge von unterschiedlichen klimatischen Extrembedingungen werden sowohl der Fahrbetrieb, als auch die Freibewitterung simuliert. Insgesamt werden drei unterschiedliche Klimate eingesetzt, die in ihrer Ausprägung und Abfolge in Abbildung 2.7 beschrieben sind. Für jedes Klima liegen einzuhaltende zeitliche Verläufe für Temperatur und Luftfeuchtigkeit vor. Der Wechsel von einem Klimazustand zum

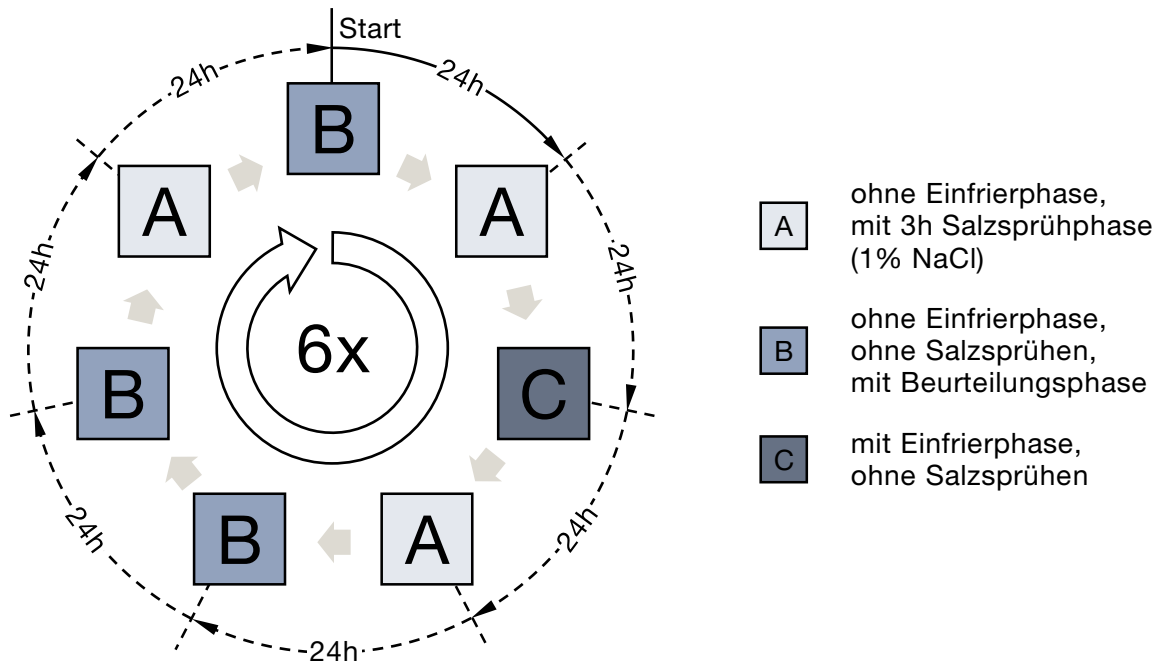


Abbildung 2.7: Ablauf des KWT mit Beschreibung der einzelnen Klimate nach (Verband der Automobilindustrie e.V., 2013)

Nächsten erfolgt jeweils nach 24 Stunden. Ein Zyklus dauert damit eine Woche. Dieser Zyklus wird sechsmal in Folge durchlaufen, sodass sich für den KWT eine Gesamtprüfzeit von 6 Wochen ergibt.

Eine Zwischenbegutachtung der Proben kann erfolgen, jedoch nur innerhalb des Klimas B. Die Bewertung der Zwischen- und Endergebnisse erfolgt anhand der Quantität der verursachten Rotrostausbildung. Das beste erzielbare Ergebnis für eine Verzinkung ist demnach erreicht, wenn nach der vollen Testzeit keine Grundwerkstoffkorrosion nachzuweisen ist.

Die Korrosionsbeständigkeit kann dabei – wie bereits van Oeteren (1976; 1983) referenziert wurde – durch Erhöhen der Stärke der Beschichtung gesteigert werden. Jedoch ist zu erwarten, dass sich die Erhöhung der Schichtstärke zunehmend negativ auf die Schweißbarkeit auswirkt.

#### 2.1.4 Schweißbarkeit

Vom möglichen Einfluss der Beschichtung auf die Punktschweißbarkeit abgesehen, leitet sich die Eignung zum Fügen mittels Punktschweißen in erster Linie aus der Beschaffenheit des Materials und der Fügepaarung ab. Fahrwaldt, Schuler und Twrdek (2014) führen für die Schweiß-eignung eines Materials folgende drei Parameter an:

- Physikalische Eigenschaften
- Oberflächenbeschaffenheit
- Metallurgische und chemische Eigenschaften

Weiterführend berechnen Fahrenwaldt, Schuler und Twrdek (2014) einen dimensionslosen Schweißfaktor  $S$  nach Gleichung 2.3.

$$S = \frac{4,2 \cdot 10^6}{\gamma \cdot \lambda \cdot T_S} \quad (\text{Gleichung 2.3})$$

Hierin bezeichnet  $\gamma$  die elektrische Leitfähigkeit in  $\frac{S \cdot m}{mm^2}$ ,  $\lambda$  die Wärmeleitfähigkeit in  $\frac{W}{m \cdot K}$  und  $T_S$  die Schmelztemperatur des Materials in  $^{\circ}C$ . Eine Schweißung liegt dabei für Werte von  $S \geq 0,75$  vor. An die Maßhaltigkeit sind, wie bereits erwähnt wurde, hinsichtlich der Punktschweißbarkeit nur geringe Anforderungen zu stellen.

### Grundlagen des Punktschweißens

Das Prinzip des Punktschweißens beruht auf der Wärmeentwicklung an einem elektrischen Widerstand bei Fließen eines Stroms. Die Grundlagen dieses Verfahrens werden hinreichend in (Dilthey, 2006) und (Fahrenwaldt, Schuler und Twrdek, 2014) erläutert.

Die an einem stromdurchflossenen Widerstand abfallende Wärmeenergie  $Q$  kann nach Gleichung 2.4 berechnet werden:

$$Q = \int_{t_0}^{t_1} I^2(t) \cdot R_{ges}(t) dt \quad (\text{Gleichung 2.4})$$

Hierin bezeichnet  $I(t)$  den Verlauf der Stromstärke über der Zeit, beschränkt durch die Zeitpunkte  $t_0$  und  $t_1$ .  $R_{ges}(t)$  beschreibt den Gesamtwiderstand des betrachteten Systems, ebenfalls in Abhängigkeit von der Zeit. Beim Punktschweißen liegt nun das in Abbildung 2.8 gezeigte System vor. Die Fügepartner werden durch die Elektroden zusammengepresst, bevor Strom angelegt wird. Es entstehen dadurch die Kontaktwiderstände  $R_3$ ,  $R_4$  und  $R_5$ , die sich zusammen mit den Stoffwiderständen  $R_1$ ,  $R_2$ ,  $R_6$  und  $R_7$  zu einem Gesamtwiderstand  $R_{ges}$  ergeben. Die in Gleichung 2.4 angeführte Zeitabhängigkeit von  $R_{ges}$  ist ebenfalls in Abbildung 2.8 dargestellt. Während der Kontaktwiderstand schnell abfällt, nimmt der Stoffwiderstand mit fortschreitender

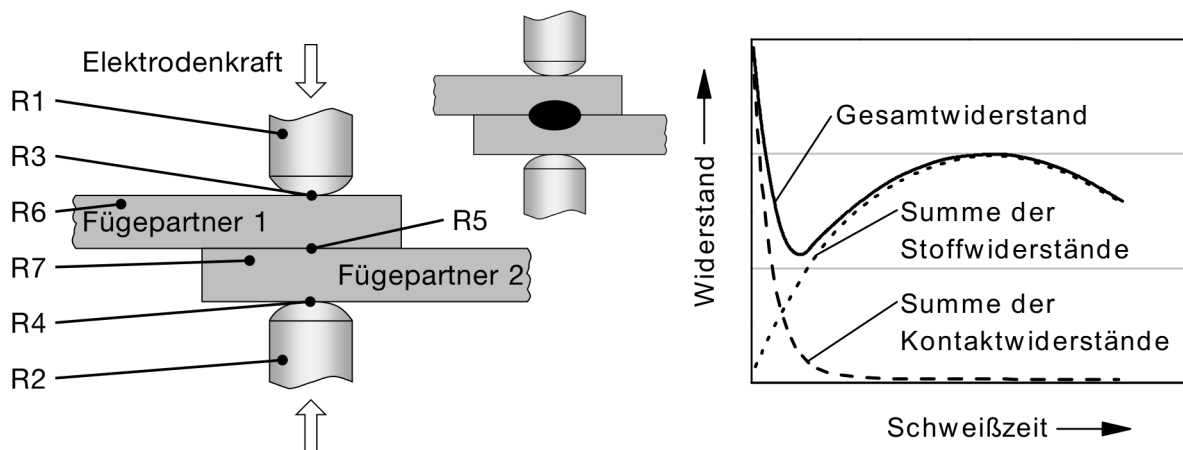


Abbildung 2.8: Übersicht der Kontakt- und Stoffwiderstände beim Punktschweißen (links) mit schematischem zeitlichen Verlauf (rechts) und Darstellung der ausgebildeten Schweißlinse (klein) nach (Dilthey, 2006)

Prozesszeit auch wegen zunehmender Temperaturentwicklung zunächst zu. Die wassergekühlten Elektroden führen einen Teil der Verlustwärme ab, sodass die höchste Temperatur in der Fügeebene zwischen den Fügepartnern erreicht wird. Dies führt letztendlich zum lokalen Aufschmelzen des Materials und der Ausbildung einer Schweißlinse (vgl. Abbildung 2.8 klein). Die Schweißlinse stellt die stoffschlüssige Verbindung der Fügepartner dar. Dimension und Lage bestimmen daher maßgeblich die Qualität der Verbindung. Anzustreben ist eine Position der Schweißlinse derart, dass der größte Durchmesser in der Fügeebene liegt, die Linse sich also gleichermaßen in den Werkstoff beider Fügepartner erstreckt. Beim Fügen verschiedener Legierungen und Blechstärken ist hierauf besonderes Augenmerk zu richten. Auch die Dimensionen der Kontaktelektroden nehmen Einfluss auf die Gestalt der Schweißlinse. Mangels der Verfügbarkeit zerstörungsfreier Prüfmethode können Abmessung und Lage jedoch nur auf metallografischem Weg (z. B. über Schliffbilder) zuverlässig ermittelt werden. Ein empirischer Ansatz zur Abschätzung des größten Schweißlinsendurchmessers  $d$  in Abhängigkeit der Blechdicke  $s$  wird von Dilthey (2006) mit *Gleichung 2.5* angegeben.

$$d = 5 \cdot s \quad (\text{Gleichung 2.5})$$

Beim Punktschweißen werden Stromstärken von bis zu 60 kA und Spannungen bis 15 V angelegt (Dilthey, 2006). Diese im Vergleich zu den Schmelzschweißverfahren hohen Werte sind erforderlich, damit in einem wirtschaftlichen Zeitintervall ausreichend Wärmeenergie in den Fügebereich transportiert werden kann, um ein adäquates Ergebnis zu erreichen. Nach oben hin ist die Stromstärke allerdings begrenzt. Ein zu hoher Energieeintrag führt zum Materialauswurf aus der Fügezone, den Schweißspritzern.

### **Einfluss einer metallischen Beschichtung auf die Punktschweißbarkeit**

In den Ausführungen von Fahrenwaldt, Schuler und Twrdek (2014) wird das Punktschweißen von Werkstoffen mit metallischen Überzügen bezogen auf die reine Durchführbarkeit als unkritisch bewertet, wenngleich ein höherer Energiebedarf zu erwarten ist. Entscheidend sind die Gleichmäßigkeit der Beschichtung und eine geringe Schichtstärke. Da der Korrosionsschutz von Bauteilen in der Karosserie über (zum Teil metallische) Beschichtungen erfolgt, wird dies in der vorliegenden Arbeit ebenfalls berücksichtigt. Gleichwohl ist der Nachweis der Fügbarkeit ob der moderaten Anforderungen beim Punktschweißen für den unbeschichteten dünnwandigen Stahlguss nicht als kritisch zu erwarten.

## **2.2 Dünnwandiger Stahlguss**

Soweit wurden die Anforderungen definiert, die an Bauteile im Karosserieumfeld gestellt werden. Folglich dienen diese auch als Maßstab für die Entwicklung des dünnwandigen Stahlgusses, deren Ausgangspunkt respektive Stand der Technik im folgenden Abschnitt dargestellt

wird. Dazu werden zunächst die verfügbaren Herstellungsverfahren kurz vorgestellt und hinsichtlich ihrer derzeitigen Verfahrensgrenzen eingeordnet. Dem schließt sich die Darstellung von bereits verfügbaren Möglichkeiten an, mit deren Hilfe diese Verfahrensgrenzen potenziell erweitert werden können. Wenige davon wurden bereits mit Gießverfahren kombiniert, worauf separat eingegangen wird.

### 2.2.1 Verfahren

Unter Betrachtung des automotiven Einsatzbereichs lassen sich für den Prozess zur Herstellung dünnwandiger Stahlgussbauteile drei wesentliche Kriterien formulieren (Hofbauer, 2018):

- **Leichtbau:** Der Bauraumbedarf von Komponenten der Digitalisierung, Vernetzung und Elektrifizierung muss durch kompakte, höchstintegrale und funktionale Evolution von z. B. Strukturkomponenten kompensiert werden.
- **Kosten:** Im Hinblick auf eine Großserienproduktion müssen Investitions- und Produktionskosten einen wirtschaftlichen Gesamtprozess ergeben.
- **Verfügbarkeit:** Nicht unwesentlich ist die Betrachtung der mittelfristigen Verfügbarkeit und Fähigkeit der Gießverfahren bei potenziellen Lieferanten weltweit.

Den Kosten ist dabei besondere Bedeutung zuzuweisen. Sofern neu entwickelte Verfahren zwar feststellbare, aber nicht signifikante Vorteile in den beiden anderen Punkten – Leichtbau und Verfügbarkeit – aufweisen, ist die Erreichung eines merklichen Kostenvorteils unverzichtbar. Andernfalls wird das Potenzial innovativer Entwicklungen langfristig gefährdet, weil die Gewichtung der Wirtschaftlichkeit im direkten Vergleich mit etablierten Prozessen nicht zu unterschätzen ist.

Basierend auf den dargestellten Kriterien sowie unter Einbeziehung der Ergebnisse eines Experten-Workshops wurden die verfügbaren Gießverfahren für Stahlguss gegenüberstellend bewertet. Das Ergebnis dessen zeigt Abbildung 2.9 in Form eines Blasendiagramms. Das gesamte Diagramm versteht sich dabei als rein qualitative Einordnung. Die auf der x-Achse aufgetragenen Bauteilanforderungen umfassen dabei Merkmale wie die darstellbare Bauteilkomplexität, die Oberflächenqualität, die Maßhaltigkeit und den Nachbearbeitungsaufwand (korrelierend zum oben definierten Kriterium *Leichtbau*). Demgegenüber fassen die auf der y-Achse aufgetragenen Kosten sowohl Investitions-, als auch Produktionskosten bezogen auf die Umsetzung in Großserie zusammen. Der Durchmesser der Blasen spiegelt die weltweite Verfügbarkeit des jeweiligen Verfahrens in besonderer Hinsicht wider:

Die Wettbewerbssituation zwischen etablierten Verfahren und potenzialreichen, innovativen Entwicklungen wurde weiter oben bereits angedeutet. Wenn Anwendungsfelder für Stahlguss in der Fahrzeugkarosserie gesucht werden, ist grundsätzlich der Vergleich mit einer Blechschalenkonstruktion zu erwarten. Vereinfachend wird daher für diese Bewertung die Vorgabe angenommen, Bauteile hinsichtlich Oberflächenbeschaffenheit und Wandstärkentangoleranz in Blechqualität zu gießen. Die globale Verfügbarkeit wird aus diesem Grund kombiniert mit der Fähigkeit



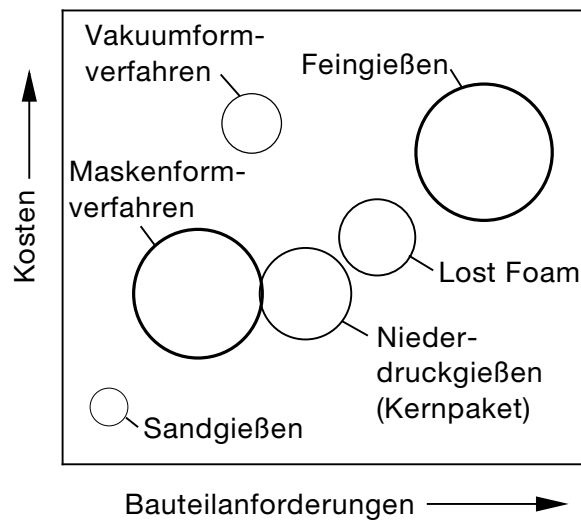


Abbildung 2.9: Einordnung der Gießverfahren nach Bauteilanforderungen und Kosten sowie Verfügbarkeit im Hinblick auf dünnwandigen Stahlguss nach den angegebenen Eigenschaften nach (Hasse et al., 2016) und (Hofbauer, 2018)

der Gießverfahren, diese ambitionierte Anforderung – zum aktuellen Stand – zu erfüllen. Zusammen stellt dies das Maß für den Durchmesser der Blase dar.

Die Gegenüberstellung der Verfahren und nachfolgende weitere Ausführungen dieses Abschnitts entsprechen den Darstellungen von Hasse et al. (2016) und Hofbauer (2018).

## Feingießen

Die qualitativ hochwertigsten Bauteile können derzeit durch Feingießen hergestellt werden (vgl. Abbildung 2.9). Hierfür sind im Wesentlichen zwei Gründe anzuführen:

Die beim Feingießen darstellbare Bauteilkomplexität wird von anderen Gießverfahren derzeit nicht erreicht. Einerseits finden sich mittlerweile neben Wachs- vermehrt Anwendungen mit Kunststoffmodellen, welche generativ hergestellt werden und dadurch die geometrische Freiheit in der Modellgestaltung zusätzlich erhöhen (siehe z. B. (Riker, 2015)). Andererseits wird die Form vor dem Abgießen auf eine Temperatur im Bereich von 1000 °C erhitzt (Bähr, 2011). Dadurch wird der Temperaturverlust in der Schmelze verlangsamt und das Formfüllungsvermögen verbessert (Raza, Svenningsson und Irwin, 2015). Dies erleichtert wiederum die Füllung von dünnwandigen und komplexen Strukturen. Die Einteiligkeit der Form führt darüber hinaus in Verbindung mit einer hohen Maßgenauigkeit der erzeugten Bauteile zu vermindertem Nachbearbeitungsaufwand (Prasad, 2012).

Der zweite große Vorteil des Feingießens ist die hohe erreichbare Oberflächenqualität (Arnold et al., 2015), (Billhofer und Waitz, 2016). Diese resultiert aus der Verwendung der keramischen Form (Fritz, Schmütz und Wieneke-Toutaoui, 2015), wobei über die Schichtdicke der Keramik

zusätzlich Einfluss auf die Gussfehlerwahrscheinlichkeit genommen werden kann (Raza, Svenningsson und Irwin, 2015).

Die Verfügbarkeit für Feinguss in blechähnlicher Qualität zum derzeitigen Stand ist folgerichtig mit am höchsten, was durch den Blasendurchmesser in Abbildung 2.9 angezeigt wird. Allerdings wird diese Qualität mit hohen Kosten erkaufte. Neben dem Anlageninvest entstehen durch den aufwändigen Herstellungsprozess der keramischen Form hohe Produktionskosten (Klocke, 2015), (Westkämper et al., 2010). Zudem kann auf eine WBH nach dem Gießen nicht verzichtet werden, da die mechanischen Eigenschaften im Gusszustand aufgrund der langsamen Abkühlung in der heißen Formschale oftmals nicht die gestellten Anforderungen erfüllen. Als Formstoff für die Formschale wird des Weiteren häufig Zirkon verwendet, welches in geringem Maß radioaktive Elemente enthält und damit nicht nur Gesundheitsrisiken birgt, sondern auch einen erhöhten Entsorgungsaufwand mit sich bringen kann (Krumrei, Lind und Wolff, 2015). Die in der Produktion anfallenden Kosten können zwar durch die Bildung von Gusstrauben gesenkt werden, jedoch bedeutet dies wiederum eine Einschränkung hinsichtlich der Bauteilgröße und erfordert ein hohes Maß an Sensibilität im Umgang und Handling mit den komplexen (ggf. auch dünnwandigen und filigranen) Wachsmodellen.

Der Vorteil des Verfahrens ist deshalb umso größer, je komplexer die Bauteilgestalt ist. Denn dann wird sich die Herstellung über alternative Verfahren zunehmend unwirtschaftlich gestalten, während das Feingießen im Vergleich an Wirtschaftlichkeit gewinnt.

### **Lost Foam**

Mit dem Lost Foam Verfahren können Bauteile erzeugt werden, die hinsichtlich der Anforderungen den Feingussteilen nur wenig nachstehen. Zudem zeigt sich der Prozess weniger aufwändig und daher auch günstiger. Eine einteilige Form ermöglicht auch hier den Wegfall von Gussgrat und damit einhergehend die Verringerung des Nachbearbeitungsaufwandes (Fritz, Schmütz und Wieneke-Toutaoui, 2015), (Klocke, 2015). Die geschäumten Modelle sind jedoch in der darstellbaren Filigranität eingeschränkt und deren Oberflächenstruktur bildet sich auf den Bauteilen ab. Letzteres sollte insbesondere in den Oberflächenanforderungen berücksichtigt werden.

Wie aus Abbildung 2.9 hervorgeht, ist die Verfügbarkeit des Lost Foam Verfahrens deutlich schlechter zu bewerten als im Vergleich die des Feingießens. Denn wenngleich Lost Foam z. B. für Aluminium dem Stand der Technik entspricht, so wird es für Stahlguss noch nicht in breitem industriellem Umfang eingesetzt (Arnold et al., 2015), (Debruin und Jordan, 2016). Einer der Gründe dafür liegt in den kohlenstoffhaltigen Zersetzungsprodukten, die bei der Verdampfung des Modells durch den Kontakt mit der Schmelze entstehen. Dabei kann es zur Kohlenstoffanreicherung im noch flüssigen Metall kommen (Bähr, 2011), (Debruin und Jordan, 2016), was insbesondere bei der Herstellung von Stahlguss kritisch zu bewerten ist.

## **Kernpaket**

Das niederdruckbefüllte Kernpaketverfahren erlaubt durch das Ineinandersetzen mehrerer Kerne die Abbildung einer mittleren Bauteilkomplexität. Durch den Einsatz von Spezialsanden kann die Oberflächenqualität des Kerns und damit auch des späteren Bauteils deutlich gesteigert werden (Dahlmann, 2016). Die mehrteilige Form bedingt allerdings Abstriche in Bezug auf die formulierten Bauteilanforderungen.

Die beherrschten Prozesse zur Kernherstellung münden in moderaten Prozesskosten, wobei auch hier die aktuelle Verfügbarkeit für Stahlguss als weniger gegeben zu bewerten ist.

## **Maskenformverfahren**

Das Maskenformverfahren weist hinter dem Feingießen die zweithöchste Verfügbarkeit für Stahlguss hoher Qualität auf. Durch das Abgießen in trockene, gehärtete Formstoffschalen können auch dünne Wandstärken bei mit Niederdruckgießen vergleichbaren Kosten realisiert werden.

Der für dieses Verfahren nachteiligste Aspekt – die schlechte Umweltverträglichkeit – kommt in Abbildung 2.9 allerdings nicht zum Tragen. Denn der Formstoff wird mit einem Kunstharz gebunden, welches im Zuge der temperaturgetriebenen Aushärtung mitunter gesundheitsschädliche Stoffe freisetzt, die über Absauganlagen abgeführt werden müssen. Davon abgesehen sind die zerstörten Maskenformen auch mit erhöhtem Entsorgungs- oder Regenerationsaufwand verbunden. (Fritz, Schmütz und Wieneke-Toutaoui, 2015)

## **Vakuumformverfahren**

Das Vakuumformverfahren ist besonders in der Anwendung für Stahlguss auch ob der damit verbundenen Kosten als Nischenanwendung zu bewerten. Zwar sind wegen der Kunststoffolie, die eine Trennschicht zum hinterfüllenden Formsand bildet, hohe Oberflächengüten zu erreichen (Bischofs und Schütt, 2005), jedoch ist die Komplexität der darstellbaren Strukturen durch die Anpassungsfähigkeit der erwärmten Folie auf der Modellplatte eingeschränkt (Werning und Weber, 1986).

## **Sandgießen**

In der urformtechnischen Verarbeitung von Stahl ist Sandgießen als eines der grundlegendsten Verfahren zu sehen. Dass die Verfügbarkeit dennoch in Abbildung 2.9 am schlechtesten bewertet wurde, liegt an den ambitionierten Anforderungen, an denen dies zu bemessen war. Im direkten Vergleich mit den anderen Gießverfahren ist durch Sandgießen nur eine geringe Bauteilqualität zu erreichen. Die Natur des Sandes entscheidet maßgeblich die erreichbare Güte

der Gussoberfläche und –rauheit (Fritz, Schmütz und Wieneke-Toutaoui, 2015). Zudem wird die Maßhaltigkeit durch die mehrteilige Form, respektive den Formversatz, beeinflusst. Gleichwohl zeichnet sich das Sandgießen durch das Potenzial zur wirtschaftlichsten aller Prozessketten aus. Am deutlichsten wird dies im Einsatz von kastenlosen Formanlagen. Neueste Generationen realisieren hier einen Durchsatz von über  $500 \frac{\text{Formen}}{h}$  (DISA Industries A/S, 2015). Der grundlegende Ablauf wird z. B. von Bähr (2011) und Polzin (2014) beschrieben und durch Abbildung 2.10 verdeutlicht.

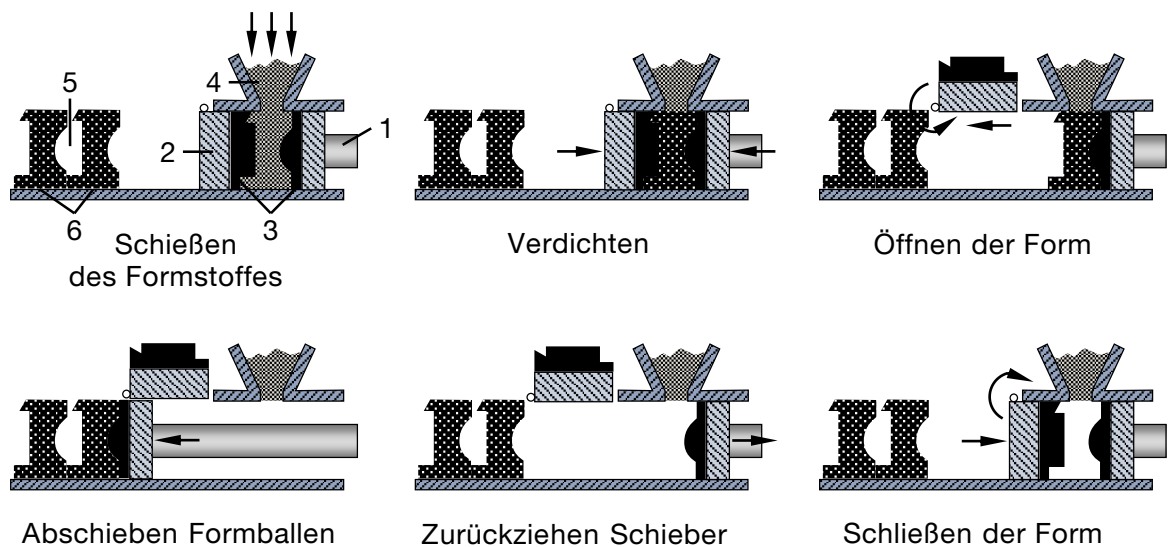


Abbildung 2.10: Prozessablauf bei kastenlosen Formanlagen nach (Bähr, 2011) und (Polzin, 2014)

Eine verschiebbare (1) sowie eine schwenk- und verschiebbare Trägerplatte (2) mit jeweils aufgespannten Formplatten (3) bilden die Dauerform für die Formherstellung. Im ersten Schritt wird der Formsand (4) in den Formhohlraum dosiert und vorverdichtet. Danach erfolgt ein zusätzliches Verpressen durch Zusammendrücken der beiden Trägerplatten. Dadurch wird der entstandene Formballen auch ohne Einspannung formstabil. Die Form wird nun einseitig durch Verfahren und Schwenken einer Trägerplatte geöffnet, bevor durch den Vorschub der anderen Trägerplatte der verdichtete Formballen abgeschoben wird und so, mit bereits vorhandenen Formballen (5) einen Formstrang bildet. Zwischen zwei Formballen entsteht so jeweils eine Kavität (6), die im Anlagentakt abgegossen wird. Nach dem Zurückziehen und –schwenken der Trägerplatten ist der Ausgangszustand wieder erreicht.

Im Gegensatz zum Graugießen entspricht das Stahlgießen auf automatisierten, kastenlosen Formanlagen noch nicht dem Stand der Technik im Sinne eines weit verbreiteten, industriellen Einsatzes. Dies trägt ebenfalls zur in Abbildung 2.9 gering eingestuften Verfügbarkeit bei. Gleichwohl werden dieser Umstand und die damit verbundene notwendige Entwicklungsarbeit vom wirtschaftlichen Potenzial dieser Anlagen aufgewogen.

## Zwischenfazit Gießverfahren

Es lässt sich soweit zusammenfassen, dass die Gießverfahren in Bezug auf die definierten Kriterien in einem weiten Bereich zwischen zwei Verfahren eingeordnet werden können: dem Feingießen und dem Sandgießen.

Die jeweils drei bedeutsamsten Vor- und Nachteile dieser beiden Verfahren sind in Abbildung 2.11 einander gegenübergestellt. Die Einordnung des Sandgießens wurde dabei auf das kastenlose Formverfahren konkretisiert. Dabei wird deutlich, dass die Vorteile des einen in etwa den Nachteilen des anderen Verfahrens entsprechen. Durch Feingießen kann, aufgrund der

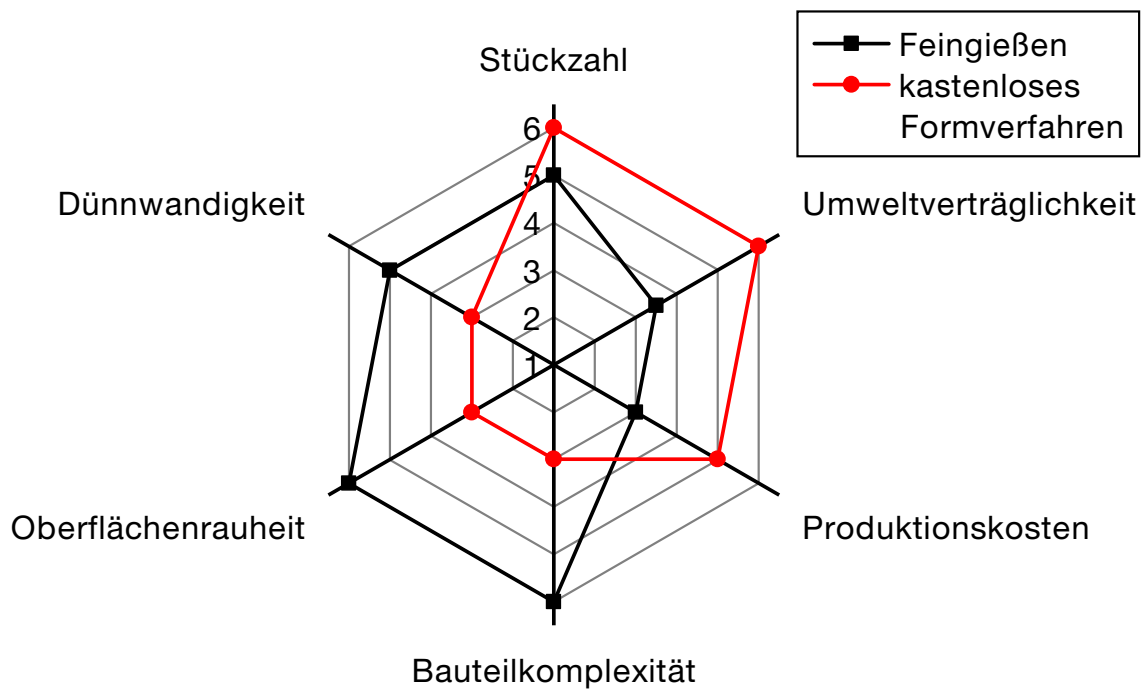


Abbildung 2.11: Gegenüberstellung der drei entscheidenden Vor- und Nachteile des Feingießens und kastenlosen Formverfahrens nach (Hasse et al., 2016)

einteiligen, heißen, keramischen Form sowie der vielfältigen Möglichkeiten der Wachsmodellherzeugung, die höchste Gussteilqualität und –komplexität dargestellt werden. Nachteilig dabei ist der aufwändige Prozessablauf, der sich auf die Produktionskosten merklich niederschlägt und das Feingießen zum kostenintensivsten aller betrachteten Verfahren aufsteigen lässt. Die von Hasse et al. (2016) festgestellte und auch in Abbildung 2.11 dargestellte positive Bewertung der erreichbaren Stückzahlen ist mit Vorbehalt zu beurteilen. Denn hierbei wurde die Möglichkeit der Gusstraubenbildung berücksichtigt, was aber wiederum die darstellbare Bauteilgröße deutlich einschränken würde. Der Vorteil des kastenlosen Formverfahrens gegenüber dem Feingießen hinsichtlich der realisierbaren Stückzahlen wird daher nur scheinbar geschmälert.

Durch die hohen erreichbaren Stückzahlen stellt das kastenlose Formverfahren den wirtschaftlichsten Weg der Bauteilherstellung dar. Insbesondere sinken mit steigender Stückzahl die Produktionskosten und darüber hinaus handelt es sich um ein ausgesprochen umweltverträgliches Verfahren. Da es aber ein sandbasiertes Gießverfahren ist, sind die Nachteile einer hohen mini-

malen Wandstärke und Oberflächenrauheit sowie einer geringen realisierbaren Bauteilkomplexität ebenso nicht zu vernachlässigen.

### 2.2.2 Erweiterung der Verfahrensgrenzen

Wird angenommen, dass die erreichbare Gussqualität auf kastenlosen Formanlagen nur mit unverhältnismäßig hohem Aufwand weiter gesteigert werden kann, stellt sich die Frage, inwiefern Folgeprozesse nach dem Gießen geeignet sind, um die Qualitätsdiskrepanz zu Feigussteilen teilweise zu egalisieren.

Die Bauteilkomplexität lässt sich nach dem Gießen ebenso wie die Wandstärke kaum verändern. Um den Unterschied zum Feinguss auszugleichen, bleibt als Potenzial die Oberflächenrauheit (vgl. Abbildung 2.11). Um diese zu verringern, können umformtechnische Folgemaßnahmen in Betracht gezogen werden. Bevor aber hierzu ausgewählte mögliche Verfahren der Kaltumformung vorgestellt werden, zunächst die wesentlichen Grundlagen:

Die Kaltumformung definiert sich als Umformung in einem Temperaturbereich, innerhalb dem es nicht zu einer Rekristallisation des Werkstoffs kommen kann (Hirschvogel et al., 2003). Die begrenzende Rekristallisationstemperatur  $T_R$  ist in reinen Metallen der Schmelztemperatur  $T_S$  proportional, wobei näherungsweise  $T_R = 0,4 \cdot T_S$  angenommen werden kann (Gottstein, 2007). Eine Kaltumformung erfordert hohe Kräfte und wird durch die geringere Umformbarkeit von kaltem Stahl in der Gestaltungsfreiheit eingeschränkt (Hirschvogel et al., 2003). Eine geeignete Werkstoffauswahl ist dadurch Grundvoraussetzung für eine erfolgreiche Prozessführung. Generell gelten nur Stahlsorten mit einem Kohlenstoffgehalt  $\leq 0,5\%$  und Legierungsanteilen  $\leq 5\%$  als kalt umformbar (Dahme et al., 2011), (Herbertz, Hermanns und Labs, 2013). Hauptvorteile einer Kalt- gegenüber einer Warmumformung sind eine bessere Genauigkeit hinsichtlich Form- und Maßhaltigkeit (Dahme et al., 2011), (Stahl-Informations-Zentrum, o.D.) sowie der Entfall von Schwindung und Verzug (Hirschvogel et al., 2003). Durch eine genauere Fertigung können zusätzliche Nachbearbeitungsschritte entfallen, was weitere Vorteile in der Prozessgestaltung mit sich bringt.

### Verfahren für geringste Toleranzen

Die niedrigsten Toleranzen hinsichtlich der Maßhaltigkeit können nur mit Sonderverfahren erreicht werden (Doege und Behrens, 2010). Dazu zählen das Prägen und das Kalibrieren, welche auch als Sonderformen des Genauschmiedens betrachtet werden können, wobei deren Abgrenzung untereinander in der Literatur nicht immer eindeutig ist:

Die Bezeichnung *Prägen* wird vor allem in der Normung verwendet. Beispielsweise ist das *Vollprägen* in der Norm als „Formpressen ohne Grat mit kleinen Höhen- bzw. Dickenabnahmen zwischen Formwerkzeugen, die das ganze Werkstück oder den zu prägenden Bereich umschließen“ (DIN 8583-4, 2003-09) definiert. Darüber hinaus sind in (DIN 8583-3, 2003-09) weitere Prägeverfahren festgelegt, die zum Freiformen zählen. So wird das *Flachprägen* als „Stauchen

mit kleinen Höhen- bzw. Dickenabnahmen“ (DIN 8583-3, 2003-09) verstanden, welches auch zum Zweck des Richtens angewendet werden kann. Soll dabei insbesondere die Maßhaltigkeit verbessert werden, so entspricht dies dem *Maßprägen*. Wenn der Hauptzweck eine Reduzierung der Oberflächenrauheit ist, so wird dafür der Begriff des *Glattprägens* verwendet. Für die Effektivität des Prägens gilt generell, dass sich schmale Flächenbereiche wie Ringe besser prägen lassen als großflächige Bereiche, was auf die elastische Werkzeugverformung infolge der ungleichmäßigen Spannungsverteilung zurückzuführen ist (Behrens, 2012).

Das *Kalibrieren* wird „angewandt, wenn man einem bereits vorgeformten Rohling eine höhere Maßgenauigkeit geben will“ (Tschätsch, 2005). Definitionsgemäß ist daher eine starke Ähnlichkeit zum bereits genannten Maßprägen festzustellen. Auch in (Schuler GmbH, 1996) wird das Kalibrieren als Mittel zur Realisierung enger Maß-, Form- und Lagetoleranzen und damit einhergehend der Vermeidung mechanischer Nacharbeit beschrieben. Häufig wird der Begriff des Kalibrierens auch in der Prozesskette Sintern verwendet (Greven et al., 1983), (Westkämper et al., 2010). Auch hier dient es der Erhöhung der Maßgenauigkeit und damit der Verbesserung der Toleranzklasse.

### **Verfahren für reduzierte Umformkräfte**

Es wurde bereits erwähnt, dass die Kalt- gegenüber der Warmumformung eine bessere Genauigkeit sowie Kostenvorteile aufweist. Die Warmumformung demgegenüber erfordert eine deutlich geringere Umformkraft, weil sie üblicherweise bei Temperaturen um 1250 °C stattfindet, wodurch das Umformvermögen des Werkstoffs erhöht wird (Doege und Behrens, 2010), (Stahl-Informations-Zentrum, o.D.). Aber auch für die Kaltumformung sind Verfahrensvarianten verfügbar, die die hohen Umformkräfte deutlich reduzieren können.

Das Konzept der Taumelpresse führt beispielsweise durch eine kontinuierliche Änderung der Krafrichtung zu einem insgesamt geringeren Kraftaufwand.

Die Wirkrichtung einer herkömmlichen Umformpresse beschränkt sich auf die Richtung des Pressenhubes. Eine diskontinuierliche Änderung der Wirkrichtung kann durch den Einsatz multidirektionaler Werkzeuge erreicht werden. Eine kontinuierliche Änderung der Einwirkrichtung ist nur auf einer Taumelpresse möglich. Diese Arbeitsweise wird durch Abbildung 2.12 verdeutlicht. Im Untergesenk (1) befindet sich das Werkstück (2), das nach der Bearbeitung über die Auswerfer (3) ausgestoßen werden kann. Das Obergesenk (4) ist starr mit dem Stößel (5) verbunden, der im Pressenrahmen (6) derart gelagert ist (7), dass zwischen Stößel- und Werkstückachse ein Taumelwinkel ( $\phi$ ) eingestellt werden kann, mit dem der Stößel um die Werkstückachse taumelt. Es wird dadurch auf der Oberfläche des Werkstücks eine kombinierte Abwälz- und Gleitbewegung erzeugt, die gegenüber einer unidirektionalen Belastung den Vorteil aufweist, dass das Obergesenk mit dem Werkstück stets nur lokal im Eingriff steht. Der lokal belastete Flächenbereich wandert dabei entsprechend der Taumelbewegung über die Oberfläche des

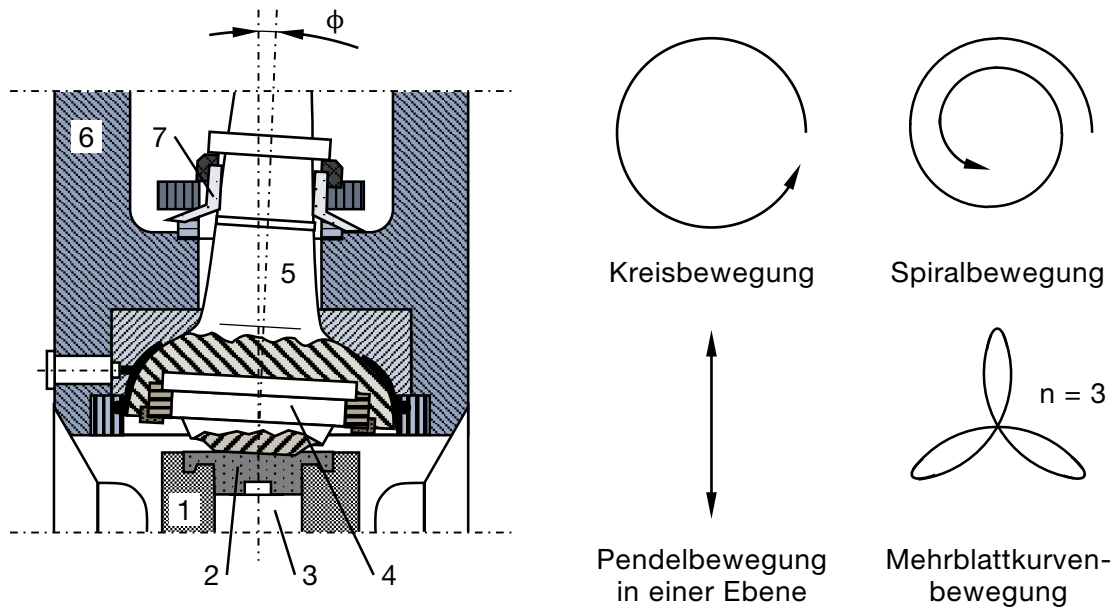


Abbildung 2.12: Funktionsweise einer Taumelpresse und mögliche Varianten der Bahnführung nach (Herrmann, 1988) mit 1-Untergesenk, 2-Werkstück, 3-Auswerfer, 4-Obergesenk, 5-Stößel, 6-Pressenrahmen, 7-Lagerung des Stößels,  $\phi$ -Taumelwinkel

Werkstücks. Die Bahnführung ist variabel einstellbar, wie in Abbildung 2.12 rechts verdeutlicht wird. (Herrmann, 1988)

Durch die Taumelbewegung ist eine Reduzierung der Umformkraft um bis zu Faktor 10 im Vergleich zu konventionellen Pressen möglich. Das Maximum des Taumelwinkels  $\phi$  liegt dabei bei etwa  $2^\circ$ . (Kolbe, 2012)

Durch den effektiveren und reduzierten Krafteinsatz sind weiterhin geringere Pressengrößen erforderlich. Im umgekehrten Fall können mit gleichem Kraftaufwand auf einer Taumelpresse höhere Umformgrade erreicht werden. Nachteilig ist, dass prinzipbedingt keine beliebigen Geometrien bearbeitet werden können. Insbesondere geeignet sind flache, scheibenförmige und rotationssymmetrische Bauteile. Die Wirtschaftlichkeit muss ebenfalls im Einzelfall bewertet werden, da die Taktzeit durch das Ausführen der Taumelbewegung merklich verlängert wird. (Herrmann, 1988)

Einen vergleichsweise neuen Ansatz zur Reduzierung der Umformkraft ohne Änderung der Wirkrichtung stellt die Überlagerung des Umformvorgangs mit einer mechanischen Ultraschall-schwingung (US) in Wirkrichtung dar. Untersuchungen belegen für den Stauchversuch mit überlagerter US eine herabgesetzte Fließspannung des Probenmaterials (H. Zhou, Cui und Qin, 2018), (Xie et al., 2017) bzw. einen reduzierten notwendigen Kraftaufwand (Leicht, Michalski und Merklein, 2017), (Michalski, Piott und Merklein, 2017). Die genauen Ursachen dieses Effektes konnten noch nicht ergründet werden, wengleich ein Zusammenspiel aus Einflüssen auf das Reibungsverhalten der Kontaktflächen sowie das plastische Verhalten des geprüften Werkstoffs als plausibel betrachtet wird (Weise und P. Müller, 2012).



Für Aluminium konnte die Zunahme des Effektes mit der Amplitude und abnehmender Frequenz gezeigt werden (H. Zhou, Cui und Qin, 2018). Ebenso wurde im ultraschallüberlagerten Stauchversuch eine Verringerung der mittleren Korngröße um einen Faktor 3 sowie damit einhergehend eine Härtesteigerung des Gefüges um 12 % beobachtet (Xie et al., 2017).

Leicht, Michalski und Merklein (2017) zeigten, dass auch für Stahlanwendungen der mittlere Kraftaufwand über 75 % reduziert werden kann. Hierbei wurde eine Schwingung mit einer Frequenz von 15 kHz und einer Amplitude von 20 µm dem Stauchvorgang überlagert. Dabei war auch eine deutliche Erwärmung der Probe auf eine Temperatur von bis zu 430 °C festzustellen. Dass diese Erwärmung aber nicht maßgeblichen Einfluss auf die Reduzierung der Umformkraft nimmt, wiesen Michalski, Piott und Merklein (2017) in Nachfolgeuntersuchungen über temperierte Referenzversuche nach.

Wie bereits Kaiser, Lange und Panknin (1993) feststellten, ergeben sich aus diesem Effekt ein verringerter Kraft- und Arbeitsbedarf, engere Maßtoleranzen, bessere Oberflächenqualitäten und eine erhöhte Werkzeugstandzeit. Dem stehen allerdings hohe Investitionskosten für die Schallaggregate gegenüber.

### **2.2.3 Bekannte Verfahren**

Die vorgestellten Verfahren stellen Möglichkeiten und Potenziale dar, die gewinnbringend die Prozesskette Gießen auf kastenlosen Formanlagen ergänzen könnten. Teilweise sind bereits Kombinationen dessen mit anderen Gießverfahren verfügbar, auf die im Folgenden näher eingegangen wird.

## **Leichtmetalle**

Für die kombinierte Anwendung von Gießen und Umformen bei Leichtmetallen ist grundsätzlich zwischen zwei Verfahrensvarianten zu unterscheiden: Der Durchführung beider Prozessschritte auf ein und derselben Anlage sowie der sequenziellen Ausführung auf getrennten Maschinen.

Die Kombination auf einer Anlage geschieht auf modifizierten Druckgießanlagen. Über Pressbolzen und Schieberelemente wird bereits während der Erstarrung zusätzlicher Druck aufgebracht, was die Ausbildung eines dichten und feinkörnigen Gefüges begünstigt. Bei fortgeschrittener Erstarrung erfolgt zusätzlich eine Warmumformung. (DE 10 2006 036 369 B4, 2009) Positive Auswirkungen dieser Variante auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften wurden in mehreren Studien an exemplarischen Bauteilen nachgewiesen. Jiang, Wang, Li, Qu et al. (2012) wählten dafür, ebenso wie Zhang et al. (2014), eine Felge. In (Jiang, Wang, Li, Shan et al., 2012) wird ein Motorteil verwendet und H. T. Zhou et al. (2015) untersuchten die Herstellbarkeit eines Bremssattels.

Bei der sequenziellen Durchführung von Gießen und Umformen auf getrennten Anlagen wird zunächst ein Formrohling gegossen, der die finale Gestalt erst durch einen anschließenden

Schmiedevorgang erhält. In der Arbeit von Kim, Seo und Bae (2002) wurde auf diese Weise ein Spurstangenkopf aus einer Aluminiumlegierung hergestellt. Kerninhalt dieser Untersuchungen war der Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften und das Gefüge des Gussrohlings. Dabei wurde, analog bereits vorgestellter Arbeiten, eine Kornfeinung aufgrund des Umformschrittes festgestellt. Ebenso wie in (Dedov, 2013). Hier wurde durch die Verwendung eines endkonturnahen Gussrohlings und die Durchführung von Gießen und Umformen in einer Hitze ein energieeffizienter Prozess entwickelt und für verschiedene Siliziumgehalte einer AlSiMgCu<sub>0,5</sub>-Legierung im Labormaßstab erprobt. Im Rahmen des gleichen Projektes wurde dieser verbesserte Prozess bei der *Bharat Forge Aluminiumtechnik GmbH*, welche auch einen Patentanspruch auf diesen speziellen Prozessablauf angemeldet hat (WO 2009/006939 A1, 2009), auf einen Querlenker aus AlSiMgCu<sub>0,5</sub> übertragen. Das Gießen erfolgte dabei durch Niederdruck-Kokillengießen und das Umformen geschah in drei Stufen. Abbildung 2.13 zeigt die wesentlichen Stadien des Querlenkers im Prozessverlauf.



Gusszustand → nach dritter Umformstufe → Fertigteil

Abbildung 2.13: Bilder der *Bharat Forge Aluminiumtechnik GmbH* aus der Arbeit von Dedov (2013), die die wesentlichen Stadien im kombinierten Prozess aus Gießen und Umformen am Beispiel eines Querlenkers zeigen

Weniger massive Umformung geschieht beim patentierten *Cobapress*-Verfahren der *Saint Jean Industries*. Dieses Verfahren geht auf die Patentschrift (EP 0 119 365 B1, 1987) zurück. Mit der Erweiterung der Temperaturhomogenisierung aus dem Patent (FR 2 778 125 B1, 1999) lässt sich der Gesamtprozess in fünf Teilprozessschritten aufteilen, die in (N. N., 1998) und (Bouvier und Gendre, 2007) beschrieben sind (vgl. Abbildung 2.14):

Zunächst wird ein Bauteil aus Aluminium, einer Aluminiumlegierung oder auch Titan (EP 2 891 532 A1, 2015) mittels Gießen hergestellt (1). Im Speziellen wird dabei das Kippkokillengießen angewandt, weil damit eine laminare Formfüllung gefördert wird. Anschließend wird die Temperatur des Bauteils in einem Ofen homogenisiert (2) und die finale Gestalt im warmen Zustand geschmiedet (3). Nach dem Entgraten (4) schließt eine WBH aus Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern den Prozess ab (5). Durch das Schmieden werden die Maßgenauigkeit und Oberflächenqualität deutlich gesteigert und innere Gussfehler wie Erstarrungsporositäten werden eliminiert. Letzteres wird in (Bouvier und Gendre, 2007) auf die Umformung bei hohen Temperaturen zurückgeführt. Um die mechanischen Eigenschaften zu verbessern, kann aber auch ein Kaltumformen angewandt werden (FR 2 614 814 A3, 1988), (EP 1 213 367 B1,

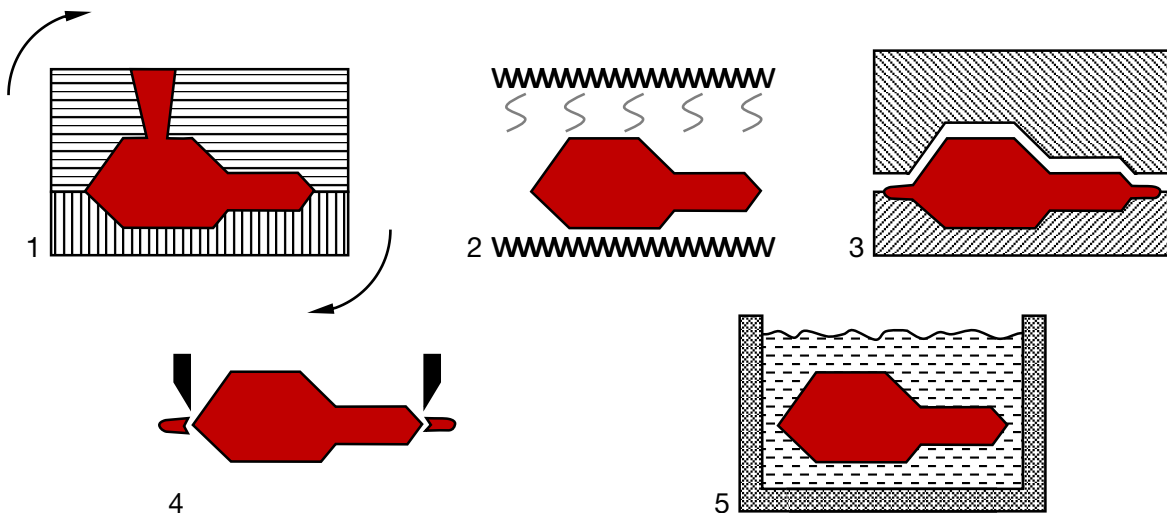


Abbildung 2.14: Prozessschritte des Cobapress-Verfahrens nach (Bouvier und Gendre, 2007) 1-Kippkokillengießen, 2-Temperaturhomogenisierung, 3-Schmieden, 4-Entgraten, 5-WBH

2002). Eine Weiterentwicklung des Verfahrens wurde in (EP 1 250 204 B1, 2002) beschrieben. Hier wird das gegossene Rohteil vor dem Einlegen in das Schmiedewerkzeug in ein Graphitbad getaucht. Durch die Restwärme aus dem Gießprozess verdampfen die Wasseranteile und eine Graphitschicht bildet sich. Dies verbessert die Gleiteigenschaften der Oberfläche und wirkt sich dadurch positiv auf den Schmiedevorgang aus.

Neuere Patente und Patentanmeldungen zum Cobapress-Verfahren beziehen sich auf die Verwendung von Kernen zur Darstellung von Hinterschneidungen und Hohlräumen (US 8,701,741 B2, 2014). Dabei wird der verwendete Kern – welcher beispielsweise ein mineralischer Kern (EP 2 286 941 A1, 2011) bzw. Salzkern (US 9,149,866 B2, 2015) ist – umgossen und verbleibt während des Schmiedevorgangs im Bauteil. Der Kern erfährt dadurch eine Verformung, welche aber im Vorfeld berechnet werden kann. Ausgehend von der Zielgeometrie kann diese Verformung gestalterisch vorgehalten und so die Ausgangsgeometrie des Kerns bestimmt werden.

## Eisen- und Stahlguss

Neben den aufgezeigten Verfahren zur umformenden Nachbearbeitung von urformtechnisch hergestellten Leichtmetallerzeugnissen finden sich in der Literatur nur wenige ähnliche Verfahren für die Anwendung auf Stahlguss. Die Kombination von Gießen und Umformen in einer Anlage – wie für Leichtmetalle in dem bereits referenzierten Patent (DE 10 2006 036 369 B4, 2009) dargestellt wurde – lässt sich für Stahlguss werkstoffbedingt nicht ohne Weiteres umsetzen, weil die Verarbeitung einer Stahlschmelze in einer werkstoffgleichen Kokille eine nicht unbedeutende Herausforderung darstellt. Alleine auch die thermische Belastung eines möglichen Werkzeugs hat die Etablierung eines wirtschaftlichen Dauerformverfahrens für Stähle bisher wesentlich erschwert (Hirt und Baadjou, 2008). Um diese Herausforderungen zu überwinden, wurden bereits Untersuchungen zur Verarbeitung von Stahl im teilflüssigen Zustand durchge-

führt. Mitunter geschah dies im Rahmen des von 1996 bis 2007 von der DFG geförderten *SFB 289: Formgebung metallischer Werkstoffe im teilerstarrten Zustand und deren Eigenschaften*.

Das sogenannte *Thixoforming* bietet gegenüber dem Gießen den Vorteil, dass eine lamina-re Formfüllung bei geringer Erstarrungsporosität erreicht werden kann und gegenüber dem Schmieden deutlich niedrigere Prozesskräfte erforderlich sind (Hirt und Baadjou, 2008). Zunächst sind zwei Untersuchungen zu nennen, die analog einem bereits vorgestellten Konzept für die Verarbeitung von Leichtmetallen auf modifizierten Druckgießanlagen aufsetzen:

In (Bramann et al., 2005) wurde aufgrund der thermisch bedingten Verschleißanforderungen in Zusammenarbeit mit der *Ortmann Druckgießtechnik GmbH* ein angepasstes Gießkammerkonzept entwickelt, welches das Vergießen von teilflüssigem Stahl auf einer entsprechend angepassten Kaltkammerdruckgießanlage ermöglichte. Verarbeitet wurde der Kaltarbeitsstahl 1.2436, der sich aufgrund eines breiten Erstarrungsintervalls für die Verarbeitung im teilflüssigen Zustand besonders eignet. Die Verarbeitungstemperatur lag dabei im Bereich von 1300 °C. Anhand eines Stufenkeils sowie einer Mäanderform konnten eine außerordentlich hochqualitative Formfüllung sowie sehr gute Fließigenschaften nachgewiesen werden. Die minimal erreichte Wandstärke lag dabei bei 0,5 mm. Auch wurde eine sehr hohe Oberflächenqualität erreicht, welche allerdings auch auf die verwendete keramische Schlichte zurückgeführt wurde. Die Ergebnisse konnten für die Darstellung eines Realbauteils – eine Messergeometrie mit einer minimalen Wandstärke von 3 mm – reproduziert werden.

Ein ähnliches Konzept verfolgte Küthe (2012). Auch hier wurde ein Kartuschenkonzept zur teilflüssigen Verarbeitung von Stählen auf einer angepassten Druckgießanlage umgesetzt. Allerdings war in diesem Fall die Kartusche aus  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ -Fasermaterial als feuerfeste Einwegvariante ausgeführt. Betrachtet wurden die Legierungen X201CrW12, 100Cr6 und 42CrMo4. Analog zu (Siegert et al., 2001) wurde festgestellt, dass die Formgebungsgeschwindigkeit durch die fortschreitende Erstarrung nach unten und durch negative Auswirkungen auf die Bauteilqualität nach oben hin beschränkt wird. Ebenfalls wurde die Wahl eines passenden Werkzeugmaterials als problematisch hinsichtlich der Verschleißanforderungen bekundet. Aus diesen Gründen wurde die Entwicklung eines vollkeramischen Werkzeugs aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  angestrebt, welches bei etwa 1000 °C betrieben werden sollte. Wenngleich damit ein Realbauteil hoher Qualität hinsichtlich Gefüge und Oberfläche realisiert werden konnte, erwies sich dieses Werkzeug dennoch als noch nicht ausgereift, da es im Rahmen der Versuche irreparable Beschädigungen erlitt.

Nicht auf einer modifizierten Druckgießanlage, sondern auf einer Gesenkschmiedepresse untersuchten Siegert et al. (2001) das *Thixo-Schmieden* von Stahl zwischen Liquidus- und Solidustemperatur. Es wurden dabei der Schnellarbeitsstahl 1.3343 und der Chromstahl 1.2363 betrachtet. Es zeigte sich auch hier eine deutliche Abhängigkeit des Ergebnisses von der Umformgeschwindigkeit. Einerseits wird diese nach unten durch die fortschreitende Abkühlung des Materials limitiert. Der Schmiedevorgang muss vor vollständiger Abkühlung abgeschlossen sein. Andererseits zeigte sich, dass eine zu hohe Umformgeschwindigkeit dazu führte, dass das

teilflüssige Material in den Gratspalt gedrückt wurde und so die Aufrechterhaltung eines ausreichenden Erstarrungsdruckes verhinderte. Darüber hinaus wurde ein hoher abrasiver Werkzeugverschleiß festgestellt, der sich aus der thermischen und mechanischen Belastung ergibt. Dies wurde auch als wesentliche Herausforderung für die wirtschaftliche Umsetzung des *Thixo-Schmiedens* von höherschmelzenden Stählen identifiziert.

Für die vom Gießen getrennte, umformende Bearbeitung von Eisen bzw. Stahl (also nach vollständiger Erstarrung) finden sich nur wenige Nachweise in der Literatur. Die Mehrzahl der Dokumente ist dabei von patentrechtlicher Art.

Werke, Gotte und Sibeck (2014) beschäftigten sich mit der Umformung von Gussrohlingen aus EN-GJS-500-7. Dabei wurden gegossenes Rundstangenmaterial sowie Flacherzeugnisse bei hoher Temperatur in einer Exzenterpresse gestaucht. Das Umformvermögen der Rundstangen bei 1100 °C wie auch der Flacherzeugnisse bei 700 °C und 1100 °C wurde dabei als gut bewertet. Die Zugfestigkeit der Rundstangen änderte sich durch die umformende Bearbeitung nicht wesentlich, wobei eine geringere Streuung der Ergebnisse festgestellt wurde. Die Dauerfestigkeit der Flacherzeugnisse konnte gegenüber dem Gusszustand um 50 % gesteigert werden. Daraus wurden mitunter folgende Potenziale abgeleitet:

- Geringerer Materialbedarf durch gesteigerte Belastbarkeit
- Größere Gestaltungsfreiheit im Vergleich zum reinen Schmieden
- Reduzierung der Nacharbeit durch enge Toleranzen nach dem Schmieden
- Integralbauweise möglich

Ein konkretes Anwendungsbeispiel wurde in der Medizintechnik bereits durch (US 4,775,426, 1988) geschützt. Hier wurde ein künstliches Hüftgelenk aus austenitischem Stahlguss zunächst endkonturnah, jedoch bis zu 30 % größer skaliert, mittels Feingießen abgebildet. Diese Vorform wurde im geschlossenen Gesenk fertiggeformt. Die Komprimierung wirkt sich – wie bereits in mehreren anderen referenzierten Arbeiten – in einer verringerten Porosität bei verbesserten mechanischen Eigenschaften aus. In (WO 98/42460 A2, 1998) wird Ähnliches beschrieben, wobei diese Patentanmeldung sich insbesondere auf die Verarbeitung von Verbundwerkstoffen mit Keramikpartikeln in einer metallischen Matrix aus rostfreiem Stahl bezieht.

Abschließend bleibt der Verweis auf die gewinnbringende Anwendungsmöglichkeit der Umformung auf besondere Stahlsorten, die einen Plastizitätseffekt aufweisen. Dieser Effekt verbessert ebenfalls die mechanischen Eigenschaften der geeigneten Materialien und kann durch eine Kaltumformung angestoßen werden.

Beispielsweise werden hierfür in (DE 10 2009 013 631 B3, 2010) hochlegierte Stahlsorten adressiert und in (DE 10 2012 003 791 B3, 2013) allgemein hochmanganhaltige austenitische oder austenitisch-martensitische Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,25 % bis 0,70 %. Je nachdem, ob die Verfestigung durch Martensitumwandlung in Folge der Umformung oder durch Zwillingsbildung ausgelöst wird, werden die Stahlsorten als TRIP-, oder TWIP-Stähle (engl. *Transformation Induced* bzw. *Twinning Induced Plasticity*) bezeichnet (Weißbach, Dahms und

Jaroschek, 2015). In (DE 10 2015 210 313 A1, 2016) wird dies aufgegriffen und explizit auf dünnwandigen Stahlguss angewendet. Dünnwandig wird in diesem Zusammenhang allerdings als  $\leq 6$  mm Wandstärke definiert.

Auf Basis des Gezeigten kann zusammenfassend festgestellt werden, dass die Kombination von Gießen und Umformen durchaus eine aussichtsreiche Prozessentwicklung im Sinne einer lastfallorientierten Werkstoffgestaltung darstellt. Jedoch können kaum Nachweise für die praktische Umsetzung an Stahlguss gefunden werden.

### **2.3 Ableitung des Forschungsbedarfs**

Zu Beginn des Standes der Technik wurden allgemeine Anforderungen an Bauteile im Karosserieumfeld definiert. Es wurde dargestellt, dass die erforderliche Maßgenauigkeit zunächst von der späteren Fügetechnik abhängt. Das Punktschweißen stellt in dieser Hinsicht nur moderate Anforderungen. Während die mechanischen Eigenschaften sich über ein breites Feld erstrecken können und je nach Bauteilfunktion höher oder weniger hoch anzusetzen sind, muss der Schutz vor Korrosion bauteil- und funktionsübergreifend sichergestellt werden. In den weiteren Ausführungen wurden die derzeit verfügbaren Verfahren für die Herstellung von Stahlguss einander gegenübergestellt und bewertet. Als Bewertungsmaßstab wurde neben den Prozesskosten und der Verfügbarkeit eine blechähnliche Qualität angesetzt, da im Karosseriebau die Blechumformung immer noch mit das gängigste Herstellungsverfahren ist. Aus der Einordnung folgte, dass sich die Bauteilqualität von Stahlguss zwischen Sand- und Feingießen bewegt, während die Wirtschaftlichkeit sich eben gegenteilig verhält. Zur Verbesserung der Bauteilqualität von Sandguss wurden anschließend die Potenziale umformtechnischer Folgeprozesse aufgezeigt und bereits bekannte Verfahrenskombinationen aus Gießen und Umformen vorgestellt. Dabei wurde aufgezeigt, dass vor allem Ansätze für die Verarbeitung von Aluminium bestehen. Im Bereich der umformtechnischen Nachbearbeitung von Stahlguss finden sich nur wenige Nachweise, die zudem mehrheitlich die Verbesserung mechanischer Eigenschaften fokussieren.

Insbesondere findet sich kein Nachweis einer Prozessentwicklung mit der Zielsetzung, dünnwandige Stahlgussteile auf möglichst wirtschaftlichem Weg herzustellen und über die Anwendung geeigneter Verfahren die bekannten Karosseriebauanforderungen ganzheitlich abzusichern. Hierin besteht der derzeitige Forschungsbedarf, der mit dem aufgezeigten Potenzial zu unterstreichen ist.



### 3 Aufgabenstellung und Struktur der Arbeit

Aufgabe der vorliegenden Arbeit ist es, eine Prozesskette samt relevanter Ausführungsvarianten zu entwickeln, mit der Bauteile aus dünnwandigem Stahlguss für den Fahrzeugbau hergestellt werden können. Dabei sind die einzelnen Varianten einander vergleichend gegenüberzustellen und hinsichtlich der definierten Kriterien

- Maßhaltigkeit
- mechanische Eigenschaften
- Korrosionsschutz
- Punktschweißbarkeit

gegeneinander abzugrenzen. Anhand dessen ist aufzuzeigen, wo die Leistungsgrenzen der untersuchten Ausführungsvarianten zu verorten sind und welche Anforderungsprofile im Fahrzeugumfeld damit bedient werden können. Zusätzlich ist der Fokus auf die Wirtschaftlichkeit der Prozesskette im Hinblick auf eine industrielle Produktion in Großserie zu legen.

#### 3.1 Prozessbeschreibung

In abstrahierter Form stellt sich die zu untersuchende Prozesskette wie in Abbildung 3.1 dar.

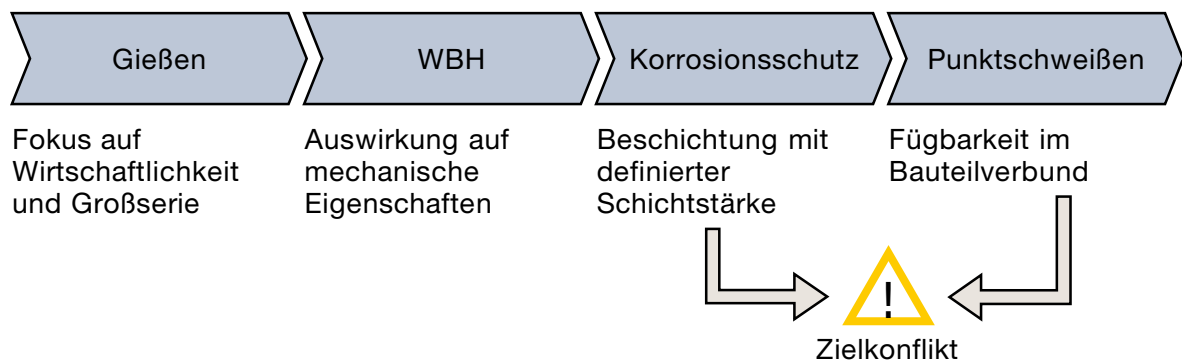


Abbildung 3.1: Abstrahierte Gesamtprozesskette

In einem auszuwählenden Gießverfahren werden dünnwandige Bauteile hergestellt. Die Dünnwandigkeit wird dabei nach folgenden Kriterien definiert:

- **Wandstärke**  $\leq 2$  mm
- **Wandstärkeltoleranz**  $\pm 0,2$  mm

Als Ausgangspunkt ist nur ein Gießverfahren zu betrachten. Entwicklungen für alternative Gießverfahren sind nicht Gegenstand der vorliegenden Forschungsarbeit. Der Gusszustand wird in den Dimensionen Qualität und Eigenschaften charakterisiert. Für den direkten Folgeprozess ist eine geeignete WBH auszuwählen und deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften sind darzustellen. Der Korrosionsschutz wird über eine Verzinkung sichergestellt.



Auch hier ist ein möglichst wirtschaftliches Verfahren auszuwählen, welches für die Umsetzung in Großserie geeignet ist. Insbesondere muss der Korrosionsschutz mit der Oberflächenrauheit aus dem Gießprozess kompatibel sein und Grundwerkstoffkorrosion gegebenenfalls durch eine angepasste Schichtstärke effektiv und dauerhaft verhindern. Die Fügbarkeit im Bauteilverbund ist auch nach dem Verzinken zu gewährleisten. Wie belegt werden wird, ist Punktschweißen bei vorhandener Verzinkung in der betrachteten Schichtstärke nicht in der geforderten Qualität möglich. Hier ist ein geeignetes Konzept zu entwickeln und zu erproben, um diesen Zielkonflikt zu lösen.

### **3.2 Schwerpunkte der Forschungsarbeit**

Durch Umsetzung der vorstehend dargestellten Prozesskette wird der unter Abschnitt 2.3 formulierte Forschungsbedarf bedient. Dabei sind zwei herauszustellende Forschungsschwerpunkte zu untersuchen:

Da im Vergleich der Herstellungsverfahren im Stand der Technik (Abschnitt 2.2.1) die Qualität der Gussteile aus den dort dargestellten Gründen an Blechen gemessen wird, ist zum einen zu untersuchen, inwiefern umformtechnische Folgeprozesse geeignet sind, im Anschluss an den Gießprozess (oder ggf. eine WBH) die Oberflächenqualität zu verbessern. Dafür in Frage kommende Prozesse wurden im Stand der Technik vorgestellt.

Zum anderen ist zu untersuchen, in welchem Umfang die definierten Anforderungen auch ohne umformtechnische Weiterbearbeitung erfüllt werden können. Der erwartete Zielkonflikt der Punktschweißbarkeit bei der aufgetragenen Zinkschichtstärke ist über ein geeignetes Konzept unter der Prämisse zu lösen, möglichst wenige zusätzliche Prozessschritte zu generieren.

### **3.3 Struktur der Arbeit**

Unter Berücksichtigung der getroffenen Festlegungen ergibt sich der in Abbildung 3.2 gezeigte Aufbau der Forschungsarbeit.



Abbildung 3.2: Aufbau der Forschungsarbeit



## 4 Effizienter dünnwandiger Stahlguss

Es wurde nun dargelegt, welcher Forschungsbedarf nach dem derzeitigen Stand der Technik besteht und wie sich darauf basierend die Aufgabenstellung gestaltet. In diesem Kapitel wird zunächst der Gießprozess betrachtet, auf den die vorliegende Arbeit aufbaut. Anhand von Versuchsabgüssen zweier unterschiedlicher Geometrien werden die Herausforderungen für einen Serienprozess identifiziert.

### 4.1 Versuchsaufbau

Zu Beginn werden der verwendete Werkstoff eingeordnet und die produzierten Versuchsgeometrien vorgestellt. Vor dem Hintergrund der in der Aufgabenstellung formulierten Anforderung, dass im Zuge der Entwicklung besonderes Augenmerk auf möglichst niedrige Gesamtprozesskosten zu legen ist, wird anschließend der betrachtete Gießprozess festgelegt und die Randbedingungen der Gießkampagnen werden zusammengefasst.

#### 4.1.1 Werkstoff und Versuchsgeometrien

Beim verwendeten Werkstoff handelt es sich um den niedriglegierten Gussstahl G20Mn5 mit der Werkstoffnummer 1.6220. Tabelle 4.1 zeigt die chemische Zusammensetzung der Legierung sowie die mechanischen Eigenschaften in normalisiertem Zustand nach DIN EN 10293 (2015-04).

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung von G20Mn5 und mechanische Eigenschaften in normalisiertem Zustand nach (DIN EN 10293, 2015-04)

chemische Zusammensetzung						
Element	C	Si	Mn	P	S	Ni
Gehalt	0,17 % – 0,23 %	≤ 0,60 %	1,00 % – 1,60 %	≤ 0,02 %	≤ 0,02 %	≤ 0,80 %
mechanische Eigenschaften						
	<b>R<sub>p0,2</sub></b> [MPa]	<b>R<sub>m</sub></b> [MPa]	<b>A<sub>b</sub></b> [%]	<b>KV</b> [J]		
	min. 300	480 bis 620	min. 20	min. 27 (-30 °C) min. 50 (RT)		
<i>R<sub>p0,2</sub></i> – 0,2 %-Dehnung; <i>R<sub>m</sub></i> – Zugfestigkeit; <i>A<sub>b</sub></i> – Bruchdehnung; <i>KV</i> – Kerbschlagbiegeversuch						

Hauptlegierungselement ist Mangan bei einer Konzentration von 1,00 % bis 1,60 %. Daneben stellen lediglich Nickel und Silizium mit Einschränkungen auf maximal 0,80 % bzw. 0,60 % nennenswerte Bestandteile dar. Der Kohlenstoffgehalt im Bereich von 0,17 % bis 0,23 % lässt die Einordnung des Werkstoffs an den linken Rand des Eisenkohlenstoffdiagramms zu. Wie Abbildung 4.1 zu entnehmen ist, liegt der Schmelzpunkt der Legierung damit etwa bei 1525 °C. Als optionale WBH zur Einstellung der mechanischen Eigenschaften wird im Rahmen dieser Arbeit Normalisierungsglügen angewandt (vgl. Kapitel 6). Dieses Verfahren wird auch durch die Norm nahegelegt (siehe mechanische Kennwerte in Tabelle 4.1. Gemäß den Ausführungen

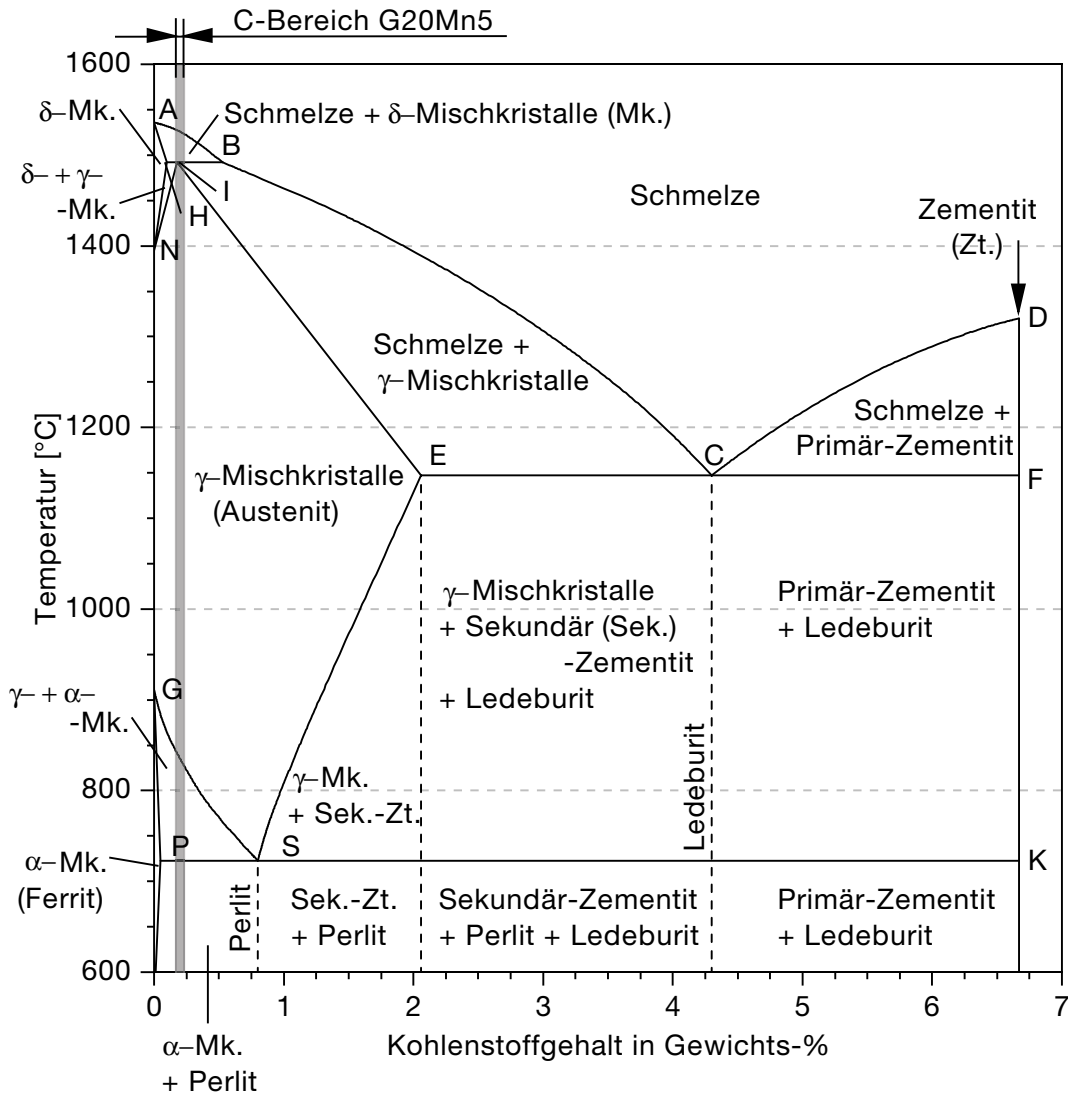


Abbildung 4.1: Eisenkohlenstoffdiagramm nach (Berger und Kloos, 2011) mit eingezeichnetem C-Toleranzbereich nach (DIN EN 10293, 2015-04) für die Legierung G20Mn5

im Stand der Technik kann für den vorliegenden Werkstoff aus Abbildung 4.1 die zugehörige WBH-Temperatur abgeleitet werden. Diese liegt 30 °C bis 50 °C oberhalb der Linie GS und damit bei etwa 900 °C.

Betreffend der Punktschweißbarkeit kann vorab der Schweißfaktor nach Gleichung 2.3 (s. Abschnitt 2.1.4) bestimmt werden. Unter der Annahme einer elektrischen Leitfähigkeit von  $\gamma = 9,3 \frac{S \cdot m}{mm^2}$ , einer Wärmeleitfähigkeit von  $\lambda = 50,2 \frac{W}{m \cdot K}$  (beide Werte abgeleitet aus (HUG Technik und Sicherheit GmbH, o.D.) von Werten für Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,15 %) und der bereits bestimmten Schmelztemperatur von  $T_S = 1525 \text{ °C}$ , ergibt sich der dimensionslose Schweißfaktor nach Formel 4.1 zu  $S = 5,9$  und liegt damit – weil  $S \geq 0,75$  – im für die Punktschweißbarkeit unkritischen Bereich.

$$S = \frac{4,2 \cdot 10^6}{9,3 \cdot 50,2 \cdot 1525} = 5,9 \quad (\text{Formel 4.1})$$

Wie bereits erwähnt, wurden im Zuge der Entwicklung zwei Geometrien betrachtet. Für Grundlagenversuche und Machbarkeitsstudien wurden einfache rechteckige Platten mit den Abmessungen 100 mm x 200 mm bei einer Plattenstärke von 3 mm verwendet. Für die Studie in Kapitel 5 wurden eigene Platten gleicher Abmessung, jedoch mit unterschiedlichen Wandstärken verwendet. Hierauf wird an entsprechender Stelle gesondert eingegangen.

Für den Übertrag der Technologie wurde – bei positiver Machbarkeitsstudie an den Platten – das in Abbildung 4.2 gezeigte Strukturbauteil verwendet, welches flächig eine Wandstärke von etwa 2 mm (lokal auch weniger) aufweist und erstmalig durch Bergmann und Wäcken (2019) vorgestellt wurde. Dieses Strukturbauteil ist ein Konzeptbauteil aus dem Automobilsektor und repräsentiert damit den avisierten Einsatzbereich.

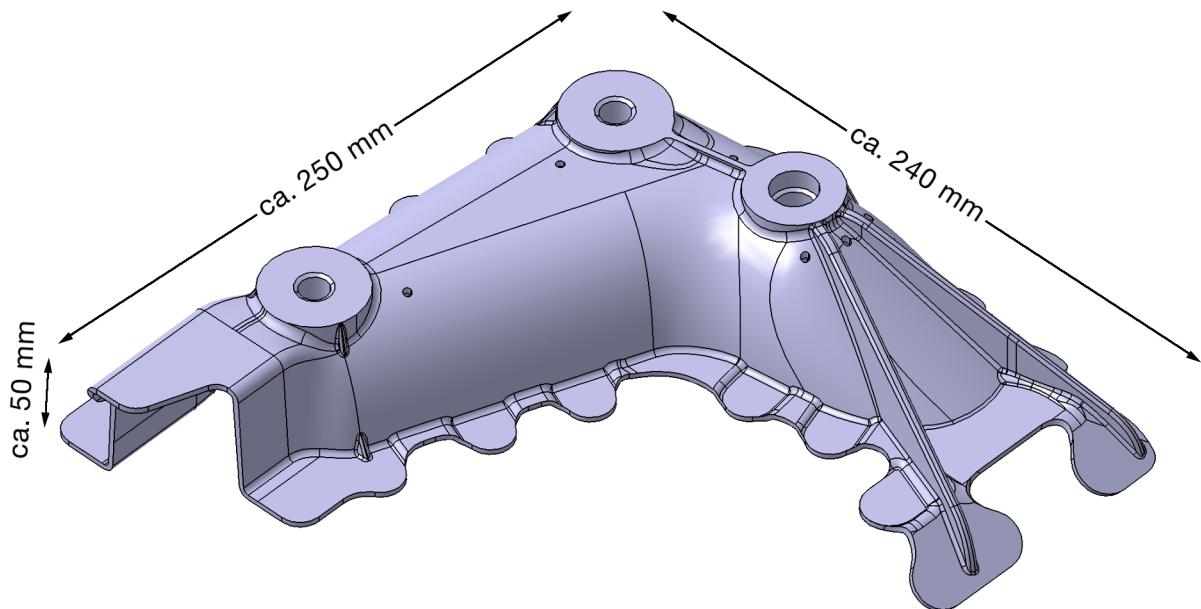


Abbildung 4.2: CAD-Modell des Strukturbauteils, erstmalig vorgestellt durch Bergmann und Wäcken (2019)

#### 4.1.2 Gießverfahren und Randbedingungen

Aus der Gegenüberstellung der Gießverfahren unter Abschnitt 2.2.1 ging hervor, dass die Bauteilqualität ausgehend von Sandguss über verschiedene alternative Verfahren bis hin zu Feinguss zunimmt. Gleiches gilt jedoch auch für die Prozesskosten. Da die Forderung definiert wurde, eine möglichst günstige Prozesskette zu entwickeln, wird für diese Arbeit das Sandgießen als Ausgangsverfahren festgelegt. Im Speziellen ist dabei das Sandgießen auf vertikalen, kastenlosen Formanlagen zu betrachten, da damit höchste Stückzahlen äußerst wirtschaftlich realisiert werden können.

Im Zuge eines Vorversuchs wurden zunächst Platten mit konventionellem, kastengebundenem Formverfahren hergestellt. Diese werden im weiteren Verlauf der Arbeit bezeichnet mit *Platten Typ B*. Der Hauptversuch wurde in Zusammenarbeit mit der *Federal-Mogul Burscheid GmbH* durchgeführt. Dafür stand eine kastenlose Formanlage des Typs *DISAmatic 2110* zur Verfügung. Die Platten dieser Gießkampagne werden mit *Platten Typ A* bezeichnet. Basierend auf den Erkenntnissen des Vorversuchs wurde zusätzlich ein feinerer Formsand verwendet, wodurch die messbare Oberflächenrauheit auf den Platten um einen Faktor zwei reduziert wurde (vgl. Tabelle 4.2).

Tabelle 4.2: Vergleich der Oberflächenrauheit der beiden verwendeten Plattenarten über die Auswertung von je drei Einzelmessungen

Plattenart	Gießverfahren	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]
Typ A	kastenloses Formverfahren	$15,2 \pm 2,19$	$111,8 \pm 5,35$
Typ B	kastengebundenes Formverfahren	$33,3 \pm 1,49$	$230,2 \pm 12,83$

Um eine bestmögliche Formfüllung zu erreichen, wurde für die beiden untersuchten Geometrien von der *Federal-Mogul Burscheid GmbH* ein Anschnittsystem ausgelegt und simulativ entwickelt. Die finale Gestaltung ist in Abbildung 4.3 ersichtlich. Für die Platte ergab sich eine fallende Formfüllung mit zwei Kavitäten, für das Strukturbauteil eine steigende mit einer Kavität. Die Anschnittoptionen wurden auch durch die erforderliche vertikale Einformung beschränkt. Gestützt auf die Ergebnisse der Simulation wurde eine Gießtemperatur von  $1730\text{ }^\circ\text{C}$  angesetzt. Zusätzlich wurde die Legierung G20Mn5 modifiziert, um durch die Zugabe von Silizium die Formfüllung zu unterstützen. Dieser Umstand wird auch in Abschnitt 4.2.1 nochmals aufgegriffen.

Für den Versuch stand keine voll automatisierte Prozessstrecke zur Verfügung, sodass sich der in Abbildung 4.4 schematisch gezeigte Aufbau ergab. Im Ofen wurde die Schmelze auf knapp

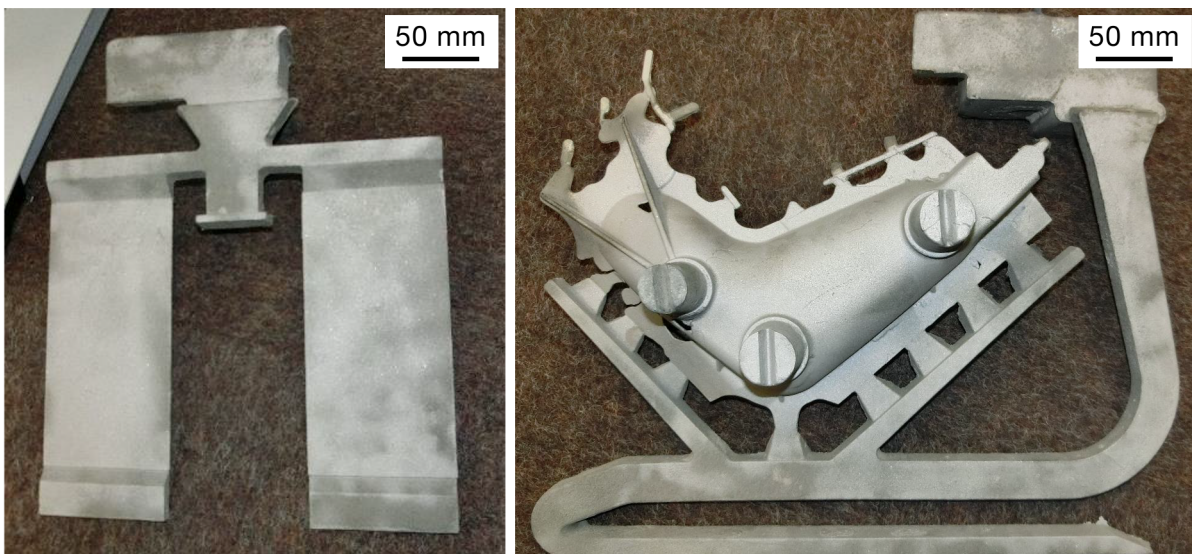


Abbildung 4.3: Gegossene Platten (links) und gegossenes Strukturbauteil (rechts) samt Gießsystem (Quelle: Federal-Mogul Burscheid GmbH)

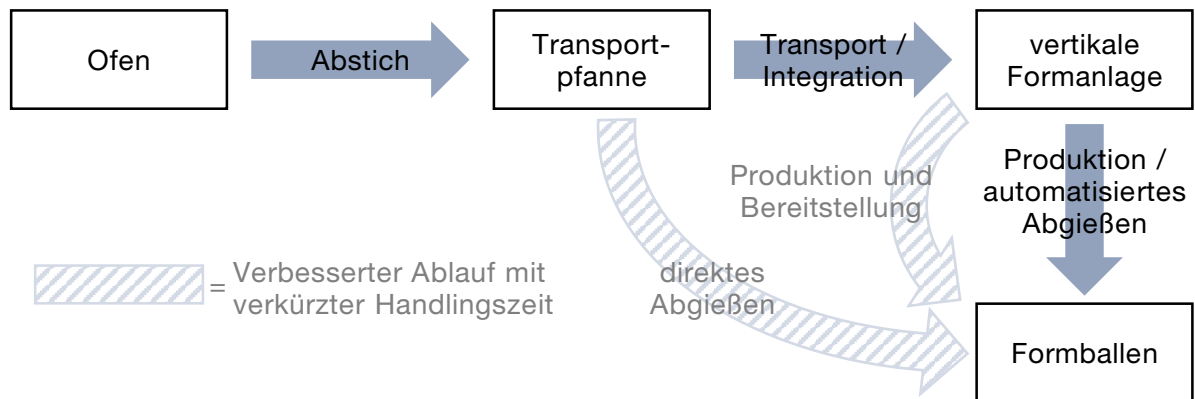


Abbildung 4.4: Schematischer Aufbau und Prozessablauf des Gießversuchs

über 1790 °C (maximal erreichbare Temperatur an der Leistungsgrenze des Ofens) erhitzt. Nach dem Abstich wurde die Schmelze in einer Transportpfanne zur kastenlosen Formanlage transportiert. Dort wurde die Pfanne in die Gießanlage eingesetzt, wo das Abgießen automatisiert erfolgte. Aufgrund der Handlingszeiten war der in Tabelle 4.3 dokumentierte Rückgang der Schmelzetemperatur zu verzeichnen. Die angegebenen Werte sind gemittelt aus den Messwerten von zehn abgegossenen Pfannen. Es wird deutlich, dass die avisierte Gießtemperatur von 1730 °C in diesem Aufbau kaum zu erreichen ist. Die tatsächliche Gießtemperatur konnte nicht gemessen werden. Anhand der Messungen vorher und nachher wird die Gießtemperatur auf etwa 1650 °C abgeschätzt. Aufgrund von Problemen mit der Formfüllung wurde der Aufbau daher auf die in Abbildung 4.4 gezeigte Weise modifiziert. Dabei wurde direkt aus der Pfanne in vorproduzierte und bereitgestellte Formballen abgegossen. Durch den Verzicht auf das automatisierte Abgießen auf der Formanlage und der damit einhergehenden Verkürzung der Handlingszeit wird eine Erhöhung der tatsächlichen Gießtemperatur um ca. 100 °C erreicht. Die Auswirkungen dessen auf die Gussteilqualität werden in Abschnitt 4.2.2 beschrieben. Die Randbedingungen und Eingangsparameter sind zusammenfassend in Tabelle 4.3 dargestellt.

Tabelle 4.3: Ausstattung im Versuchsaufbau sowie minimale und maximale gemessene Temperaturen zu unterschiedlichen Prozesszeitpunkten

Ausstattung		Temperaturen in °C	
Ofenart	Elektroschmelzofen	Abstich	1733-1795
Formstoff	Grünsand (mittlere Korngröße 0,13 mm)	vor Einsetzen in Formanlage	1690-1756
		nach Entnahme von Formanlage	1558-1617
Legierung	G20Mn5+Si	angenommene Liquidustemperatur	1493

## 4.2 Ergebnisse

In einer Gießkampagne wurden 65 Strukturbauteile sowie 150 Platten auf der bezeichneten kastenlosen Formanlage abgegossen. Ziel der Studie war die reproduzierbare Darstellung von



Wandstärken im Bereich von 2,0 mm bei einer Wandstärkentoleranz von  $\pm 0,2$  mm. Die qualitative Beurteilung fokussiert sich daher auf Kenngrößen der Geometrie und der Gussqualität.

#### 4.2.1 Legierungsanalyse

In DIN EN 10293 (2015-04) ist die Zusammensetzung für die Ziellegierung G20Mn5 definiert. Die tatsächliche Zusammensetzung der im Versuch vergossenen Schmelze wurde mittels Funkenspektralanalyse auf Konformität zu den Vorgaben der Norm untersucht. Für den Siliziumgehalt wurde davon abweichend ein höherer Zielbereich von 1,3-1,6 % festgelegt, um das Formfüllungsvermögen der Schmelze im Hinblick auf die dünnen Wandstärken zu verbessern. Von der Geometrie der Platte und des Strukturbauteils wurden jeweils sechs Proben geprüft, wobei von diesen sechs jeweils die Hälfte im Guss- und wärmebehandelten Zustand vorlagen. Die Ergebnisse können Tabelle 4.4 entnommen werden.

*Tabelle 4.4: Ergebnisse der Funkenspektralanalyse (minimale und maximale Messwerte) im Vergleich mit der Zusammensetzung nach (DIN EN 10293, 2015-04) unter Berücksichtigung eines erhöhten angestrebten Siliziumgehaltes (alle Werte in Prozent)*

Element	Norm	Platten	Bauteile
C	0,17 – 0,23	0,18 – 0,23	0,18 – 0,19
Si	(1,30 – 1,60)	1,27 – 1,37	1,20 – 1,22
Mn	1,00 – 1,60	1,00 – 1,08	0,99 – 1,00
P	$\leq 0,020$	0,013 – 0,014	0,012 – 0,012
S	$\leq 0,020$	0,009 – 0,012	0,008 – 0,009
Ni	$\leq 0,80$	0,56 – 0,57	0,55 – 0,56

Die Analyse belegt, dass die Zusammensetzung der Legierung entsprechend der Norm getroffen wurde. Lediglich der Siliziumgehalt liegt im unteren angestrebten Grenzbereich bzw. für die Strukturbauteile ca. 0,1 % unter der Minimalvorgabe.

#### 4.2.2 Qualitätsbeurteilung

Die weitere Beurteilung der Bauteilqualität erfolgte zunächst anhand offensichtlicher, mit bloßem Auge erkennbarer Gussfehler. Dabei wird auch die Abbildbarkeit der dünnwandigen Bereiche betrachtet. Nicht sichtbare, volumetrische Gussfehler werden separat behandelt.

#### Formfüllung und Oberflächenfehler

Während die Platten noch ein vergleichsweise gutes Auslaufverhalten aufwiesen, konnte für die Strukturbauteile im gesamten Gießversuch kein kaltlauffreies Teil erzeugt werden. Auch mit verkürzten Handlingszeiten im Versuchsaufbau (beschrieben unter Abschnitt 4.1.2) verbleiben ungefüllte Bereiche in der Struktur (s. Abbildung 4.5).

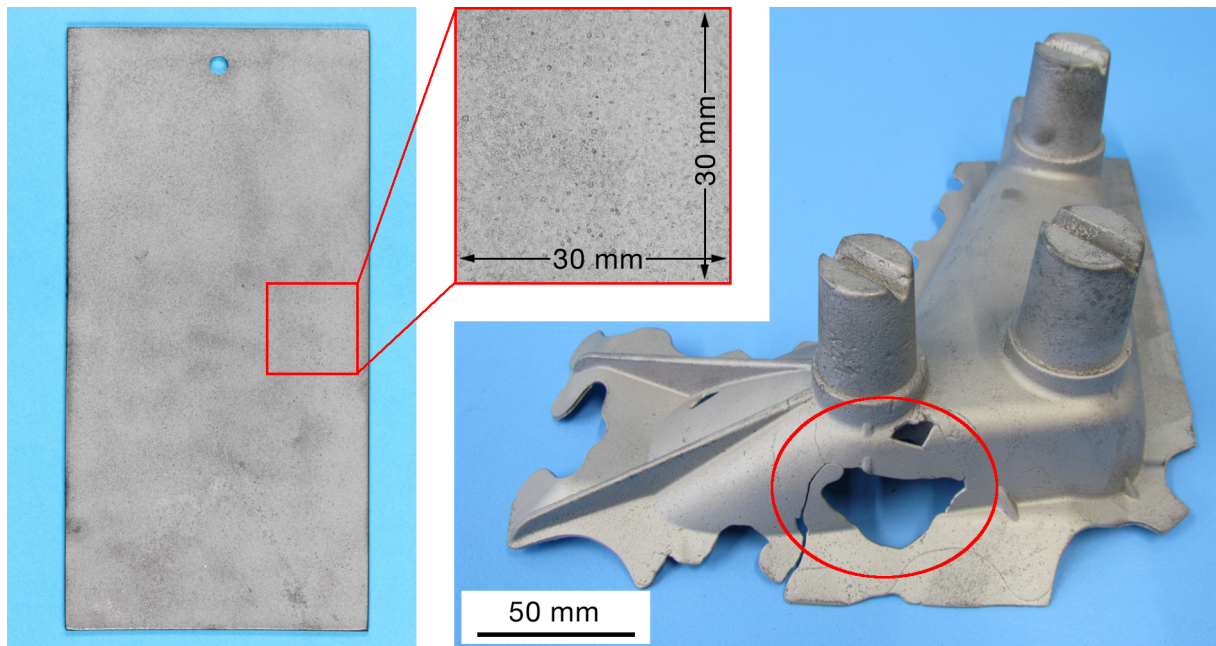


Abbildung 4.5: Probeplatte (links) mit vergrößertem Detail und Bauteil (rechts) mit deutlichem Kaltlauf

Über die beschriebenen Kaltlaufprobleme hinaus lassen sich oberflächlich offene Porositäten feststellen (vgl. Detail in Abbildung 4.5). In Ausmaß und Deutlichkeit fallen diese jedoch gegenüber den aufgetretenen Kaltläufen gering aus.

Unabhängig davon sollen aber die Abbildung der Wandstärke und die Einhaltung der Wandstärkentoleranz exemplarisch an dem Strukturbauteil mit dem geringsten Fehlerbild untersucht werden. Hierzu wurde dieses mit der Streifenlichtprojektionsmethode vermessen und mit einem CAD-Modell verglichen. Das Ergebnis dessen ist in Abbildung 4.6 dargestellt. Die Ausrichtung

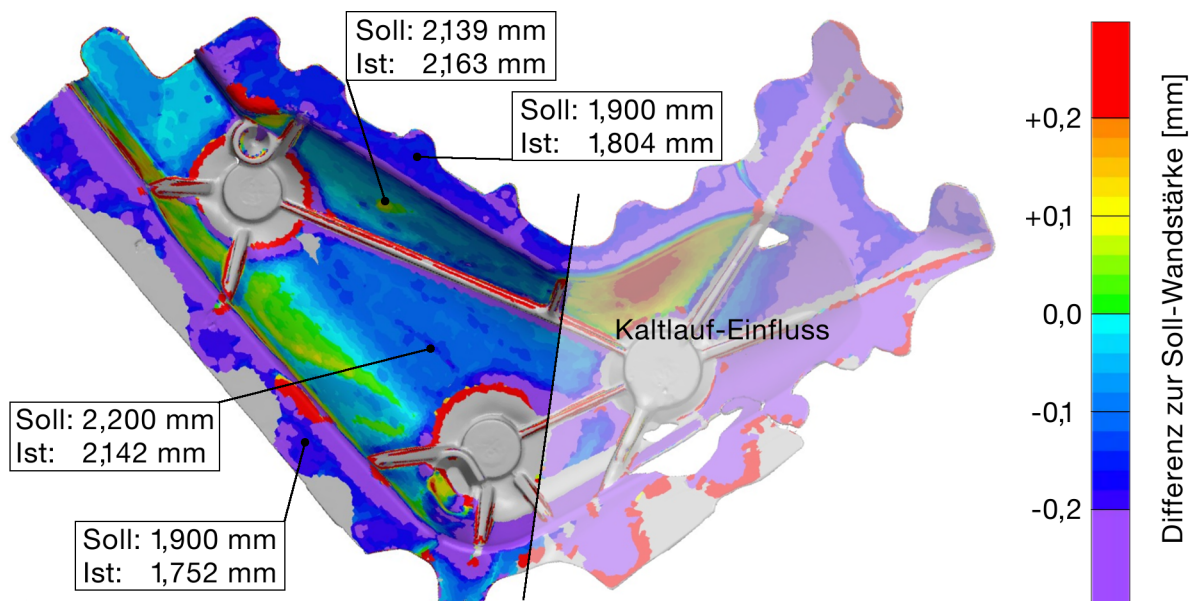


Abbildung 4.6: Soll-Ist-Vergleich des gegossenen Bauteils mit dem CAD-Modell nach Best-Fit-Ausrichtung und Vermessung mittels Streifenlichtprojektionsmethode

zueinander erfolgte über die *Best-Fit*-Methode. Positive Werte sind dabei als eine höhere Ist-Wandstärke zu verstehen, negative Werte als eine niedrigere. Für die Auswertung wird der von Kaltlauf am stärksten betroffene Bereich nicht betrachtet, da sich der beginnende Kaltlaufeinfluss verfälschend auf die Darstellung der Wandstärke und Wandstärkenabweichung auswirkt. Die relevanten Bereiche des Strukturteils zeigen eine gute Abbildegenauigkeit der dünnwandigen Bereiche. Die exemplarisch herausgegriffenen Messwerte zeigen, dass auch Wandstärken unterhalb von 2,0 mm mit der geforderten Toleranz von  $\pm 0,2$  mm realisiert werden können. Flächendeckend ist eine Tendenz zur Unterschreitung der Soll-Wandstärke zu erkennen.

### Volumenfehler

Zur Bewertung der Volumenfehler wurden Röntgenbilder ausgewählter Platten und Bauteile betrachtet. Aufgrund von anlagentechnischen Gegebenheiten wurden die betrachteten Platten in zwei, die Bauteile in drei Aufnahmen aufgeteilt. Auf die Bewertung offensichtlich fehlerhafter Gussteile wird an dieser Stelle verzichtet und nur die besten Resultate werden weiter betrachtet. Abbildung 4.7 links zeigt das Röntgenbild einer gegossenen Platte, das Strukturteil ist in Abbildung 4.7 rechts zu sehen. Die Röntgenaufnahmen weisen keine wesentlichen inneren Fehlstellen aus. Einzelne makroskopische Poren sind in der Platte zu erkennen, im Strukturteil sind die ungefüllten Bauteilbereiche am auffälligsten.

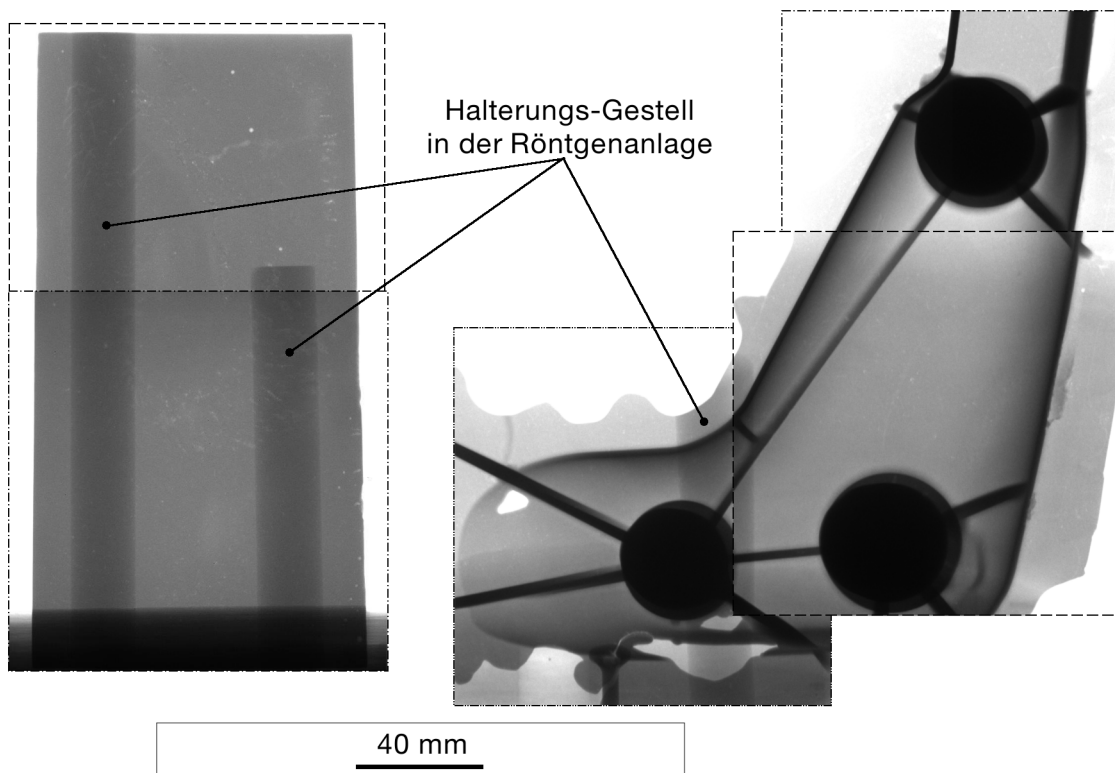


Abbildung 4.7: Röntgenaufnahme einer Platte (links) zusammengesetzt aus zwei Einzelbildern und Röntgenaufnahme des Bauteils (rechts) zusammengesetzt aus drei Einzelbildern

### 4.3 Diskussion

Die Ergebnisse weisen deutliche Probleme hinsichtlich der Formfüllung aus, die dem Versuchsaufbau und dem tiegelweisen Vergießen auf der Versuchsanlage geschuldet sind. Dennoch sind positive Feststellungen hinsichtlich der Wandstärken und Wandstärkentoleranzen zu treffen.

#### 4.3.1 Legierung

Zuerst ist jedoch festzuhalten, dass in der durchgeführten Gießkampagne die Normvorgabe für die Legierungszusammensetzung des gewählten Werkstoffs eingehalten wurde. Der Siliziumanteil wurde bewusst deutlich höher als in der Norm vorgesehen angesetzt. Ziel dessen ist (wie beschrieben) die Verbesserung der Gießbarkeit der Schmelze. Die Vorgabe von 1,30 % bis 1,60 % wird damit zu einer „weichen“ Anforderung, sodass die beobachtete Unterschreitung um bis zu 0,1 % vernachlässigt werden kann.

#### 4.3.2 Erzielte Gussqualität

Die Vermeidung von Kaltlauf erweist sich als die größte Herausforderung im vorliegenden Versuchsaufbau. Zu lange Handlingszeiten resultieren in einem zu hohen Temperaturverlust in der Schmelze vor dem Abgießen. Dass auch nach verbesserter Handlingsstrecke Kaltläufe erzeugt wurden, deutet darauf hin, dass die Gießtemperatur deutlich höher als die angestrebten 1730 °C zu wählen ist (mit etwa 1800 °C ist zu rechnen). In Bezug auf das gewählte Gießen auf einer Formanlage ergibt sich weiterhin die Herausforderung, die Schmelzetemperatur über alle Gießvorgänge aus einem Tiegel weitestgehend konstant zu halten.

Die beschriebenen Oberflächenfehler sind der Fehlerart der *Pinholes* zuzuordnen bzw. können auch von einzelnen gröberen Sandkörnern herrühren. Gegenüber den aufgetretenen Kaltläufen spielen diese hier aber eine untergeordnete Rolle. Im Hinblick auf Volumenfehler kann – speziell auch das Strukturbauteil betreffend – eine sehr gute Qualität festgestellt werden.

Da kein vollständig ausgelaufenes Strukturbauteil aus dem Gießversuch hervorging, kann auch keine zuverlässige Bestimmung der geometrischen Maßhaltigkeit vorgenommen werden. Auch eine Verzugsbewertung – insbesondere im Zusammenhang mit einer WBH – ist hinfällig, da kein reproduzierbares Strukturverhalten vorausgesetzt werden kann. Beide Betrachtungen entfallen daher aus dem Anspruch der vorliegenden Arbeit.

Nichtsdestoweniger belegen die Auswertungen, dass Wandstärken von 2,0 mm und weniger bei Wandstärkentoleranzen von  $\pm 0,2$  mm gemäß der Aufgabenstellung erreicht werden können.



## 5 Steigern der Oberflächenqualität durch Umformen

In der Qualitätsbeurteilung der Gussteile im vorigen Kapitel wurde die Oberflächenrauheit noch nicht betrachtet. Wie im Forschungsbedarf unter Abschnitt 2.3 begründet und in der Aufgabenstellung unter Abschnitt 3.2 gefordert wurde, wird untersucht, inwiefern basierend auf dem günstigsten Gießprozess (dem Sandgießen) die Oberflächenqualität respektive –rauheit durch einen umformtechnischen Folgeprozess verbessert werden kann, um qualitativ zu höherwertigen Gieß- und alternativen Fertigungsverfahren aufzuschließen. Zu diesem Zweck wurde eine Versuchsreihe durchgeführt, mit dem Ziel, das Potenzial eines kombinierten Prozesses aus Gießen und Umformen für dünnwandige Stahlgussstücke zu ergründen.

Die unter Abschnitt 5.2.1 gezeigten Ergebnisse (zuzüglich Versuchsbeschreibung und Diskussion) wurden bereits an anderer Stelle veröffentlicht (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018).

### 5.1 Randbedingungen und Versuchsplan

Ziel der Untersuchung ist der Nachweis, dass durch Einwirken einer Umformkraft auf die Oberfläche eines im Sandformverfahren abgegossenen Stahlgusses die Oberflächenqualität deutlich gesteigert werden kann. Hierzu werden gegossene Platten auf einer hydraulischen Presse (Hersteller: *Schuler*) bei RT in einem ebenen Werkzeug gepresst. Dieser Vorgang wird im Folgenden als *Kalibrieren* bezeichnet. Die Platten entsprechen dem in Abschnitt 4.1.1 definierten Typ A und wurden in einer separaten Gießkampagne in den Wandstärke 2 mm, 3 mm und 4 mm in der Legierung G20Mn5 nach DIN EN 10293 (2015-04) hergestellt. Ein Teil davon wurde vor dem Kalibrieren zusätzlich einer WBH (Normalisieren, 3 h bei 900 °C) unterzogen. Durch die Verwendung eines ebenen Werkzeugs wird die Umformkraft initial gleichmäßig auf der Plattenoberfläche aufgebracht. Es wurde unter maximaler Pressenkraft von 20000 kN kalibriert. Im Fall der 2 mm Platten wurden jedoch aus technischen Gründen nur 19700 kN erreicht.

Zur weiteren Verbesserung des Ergebnisses wurde zudem das Potenzial von Taumelpressen, welche im Stand der Technik unter Abschnitt 2.2.2 vorgestellt wurden, untersucht. In dieser Studie wurden Ronden mit einem Durchmesser von 100 mm, die aus wärmebehandelten Probeplatten des Typ B (s. Abschnitt 4.1.1) entnommen wurden, bearbeitet. Die Ronden wurden in ein Werkzeug eingelegt und gegen einen kegelförmigen Stempel getaumelt. Die Versuche wurden unter der maximalen Stößelkraft der Taumelpresse (Typ *Lasco TZP 400/3*) von 4000 kN durchgeführt. Es wurden insgesamt folgende Parameter nicht vollfaktoriell variiert:

- Taumelwinkel: 0,5°, 1°
- Taumelkinematik: Kreis, Mehrblattkinematik mit  $n = 6$
- Taumelrunden: min. 2 + 2 + 2 bis max. 30 + 30 + 5
- zwei verschiedene Schmierstoffe

Die dreiteilige Angabe der Taumelrunden ergibt sich aus dem Ablauf des Taumelns: nach Prozessbeginn wird der Taumelwinkel ausgehend von  $\phi = 0^\circ$  erst sukzessive gesteigert (Anfahr-

phase), dann auf dem Sollwert gehalten (Konstanthaltephase) und schließlich wieder bis  $\phi = 0^\circ$  reduziert (Rücknahmephase).

Schließlich wird weiteres Potenzial zur Senkung der Umformkraft durch die Einleitung von US in den Stempel betrachtet. Auch dieses Prinzip ist aus dem Stand der Technik bekannt und wird auf die Anwendbarkeit für dünnwandigen Stahlguss geprüft. Die Untersuchung erfolgt anhand eines Stauchversuchs. Die verwendeten zylindrischen Proben mit einem Durchmesser und einer Höhe von je 3,8 mm wurden gegossenen Platten vom Typ B entnommen. Es wurden wärmebehandelte und nicht wärmebehandelte Proben verwendet. Die theoretische maximale Umformkraft der Prüfanlage lag bei 50 kN, wobei die Stempelgeschwindigkeit konstant auf  $100 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$  geregelt wurde. Der Effekt der US mit einer Frequenz von  $f_{US} = 20 \text{ kHz}$  wurde für die beiden Amplituden  $A = 10 \mu\text{m}$  und  $A = 20 \mu\text{m}$  untersucht.

## 5.2 Ergebnisse

Wie im Folgenden gezeigt wird, sind für jede Technologie (Kalibrieren, Taumeln und ultraschallüberlagertes Stauchen) Auswirkungen auf die messbaren Prozessgrößen bzw. Resultate zu belegen.

### 5.2.1 Kalibrieren

Das Kalibrierergebnis wurde entsprechend der Zielsetzung hinsichtlich verschiedener Kriterien analysiert. Beginnend wird als offensichtlichster Effekt die Verbesserung der Ebenheit der Platten bewertet. In zunehmender Analysetiefe wurden weiterführend die Oberflächenrauheit, die Änderung äußerer Maße sowie Auswirkungen auf Gefüge und mechanische Eigenschaften untersucht.

#### Ebenheit

Es ist bekannt, dass der Verzug von Gussbauteilen durch einen Richtvorgang ausgeglichen werden kann. Aufgrund der Ähnlichkeit des Prozesses ist ein analoger Effekt, also die Verbesserung der Ebenheit, auch in diesem Fall zu erwarten. Dies wurde durch taktile Vermessung überprüft. Für jede Plattenstärke wurden fünf Platten ausgewertet. Bei 3 mm Plattenstärke zusätzlich der wärmebehandelte Zustand. Auf jeder Platte wurden sechs Pfade in Längsrichtung der Platte erfasst (vgl. hierzu Abbildung 5.1). Die Pfade lagen auf der Rückseite der Platte, um das Messergebnis nicht durch die eingeformte Beschriftung zu verfälschen. Auf jedem Einzelpfad wurde das Punktepaar mit der größten vertikalen Abweichung ermittelt. Diese größte Abweichung wird im Nachfolgenden als *Wölbung* bezeichnet.

In Abbildung 5.2 sind die Werte der Ebenheitsanalyse zusammengefasst. Es sind die Mittelwerte und Standardabweichungen (STABW) der gemessenen Wölbungen enthalten. Daraus geht hervor, dass die 2 mm Platten mit einer Wölbung von 2,66 mm ursprünglich am stärksten von Verzug betroffen waren. Durch das Kalibrieren wurde dieser Wert auf unter 1 mm gesenkt,

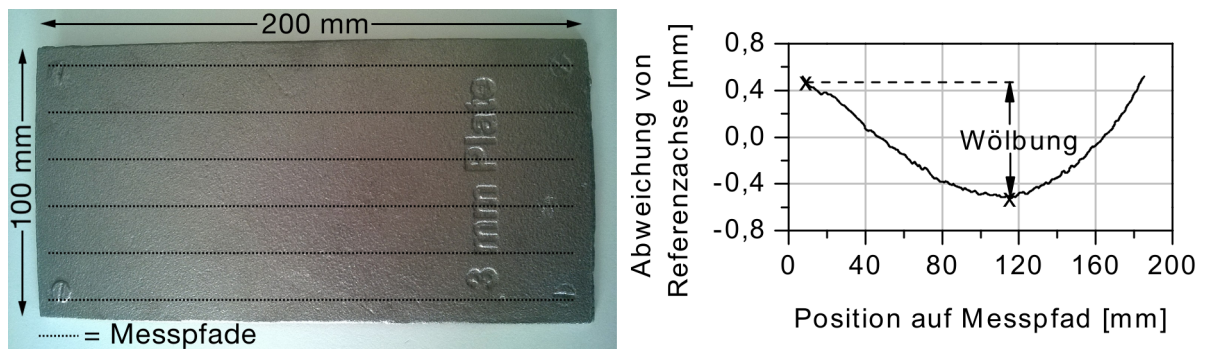


Abbildung 5.1: Probeplatte mit angedeuteten Messpfaden und beispielhafte Wölbungskurve aus der taktilen Messung nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)

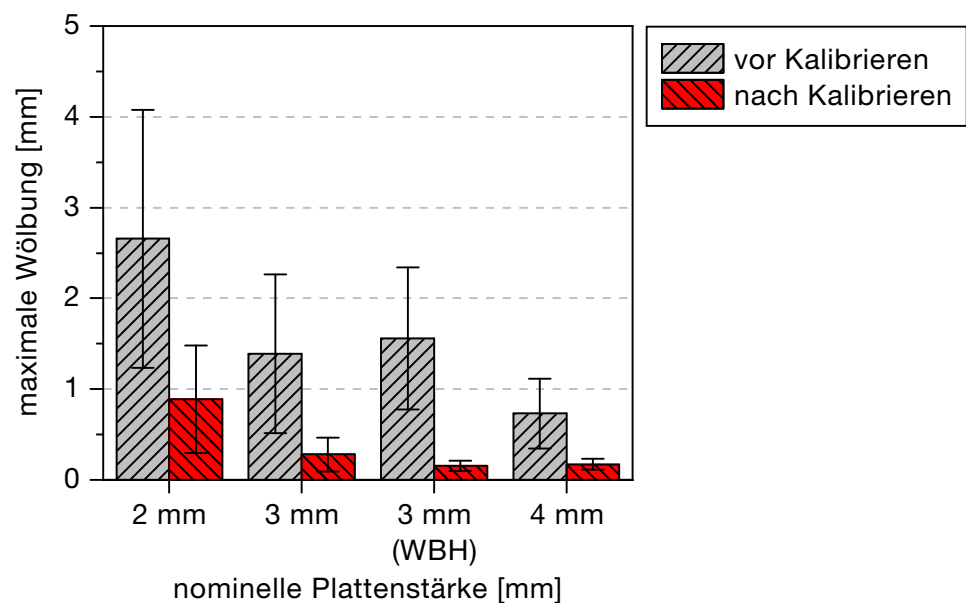


Abbildung 5.2: Ebenheit der Probeplatten vor und nach dem Kalibrieren nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)

was die deutlichste Reduzierung der Absolutwerte bedeutet. Der größte relative Effekt wurde bei den wärmebehandelten 3 mm Platten mit einer Reduzierung der Wölbung um 90 % erzielt. Hier ist auch die geringste STABW der gemessenen Werte nach dem Kalibrieren zu beobachten. Der kleinste Absoluteffekt mit einer Verbesserung um etwa 0,6 mm ist bei den 4 mm Platten zu verzeichnen. Allerdings wiesen diese Platten im Vorfeld auch den geringsten Verzug auf.

### Oberflächeneffekt und Rauheit

Nach der Analyse der Ebenheitsveränderung als offensichtlichstes Ergebnis des Kalibrierens, wird nun die Auswirkung auf das eigentlich avisierte Charakteristikum – die Oberflächenrauheit – in den Fokus gestellt.

Hierzu kann optisch bereits ein grundlegender Effekt festgestellt werden, der durch Abbildung 5.3 veranschaulicht wird: Die Änderung der Oberflächenrauheit beim Kalibrieren gestal-



tet sich sehr inhomogen. Innerhalb eines etwa 1 cm breiten Randbereichs der Platte konnte die Oberflächenrauheit deutlich und auch sichtbar reduziert werden. Der Mittenbereich der Platte wurde im Gegensatz dazu kaum sichtbar beeinträchtigt. Die Aufnahmen aus dem Lasermikroskop in Abbildung 5.3 unterstreichen diesen Eindruck. Auch hier zeigt sich eine deutliche Änderung der Topologie im kalibrierten Zustand im Randbereich, während die Aufnahme des Mittenbereichs dem nicht kalibrierten Zustand noch sehr ähnlich ist.

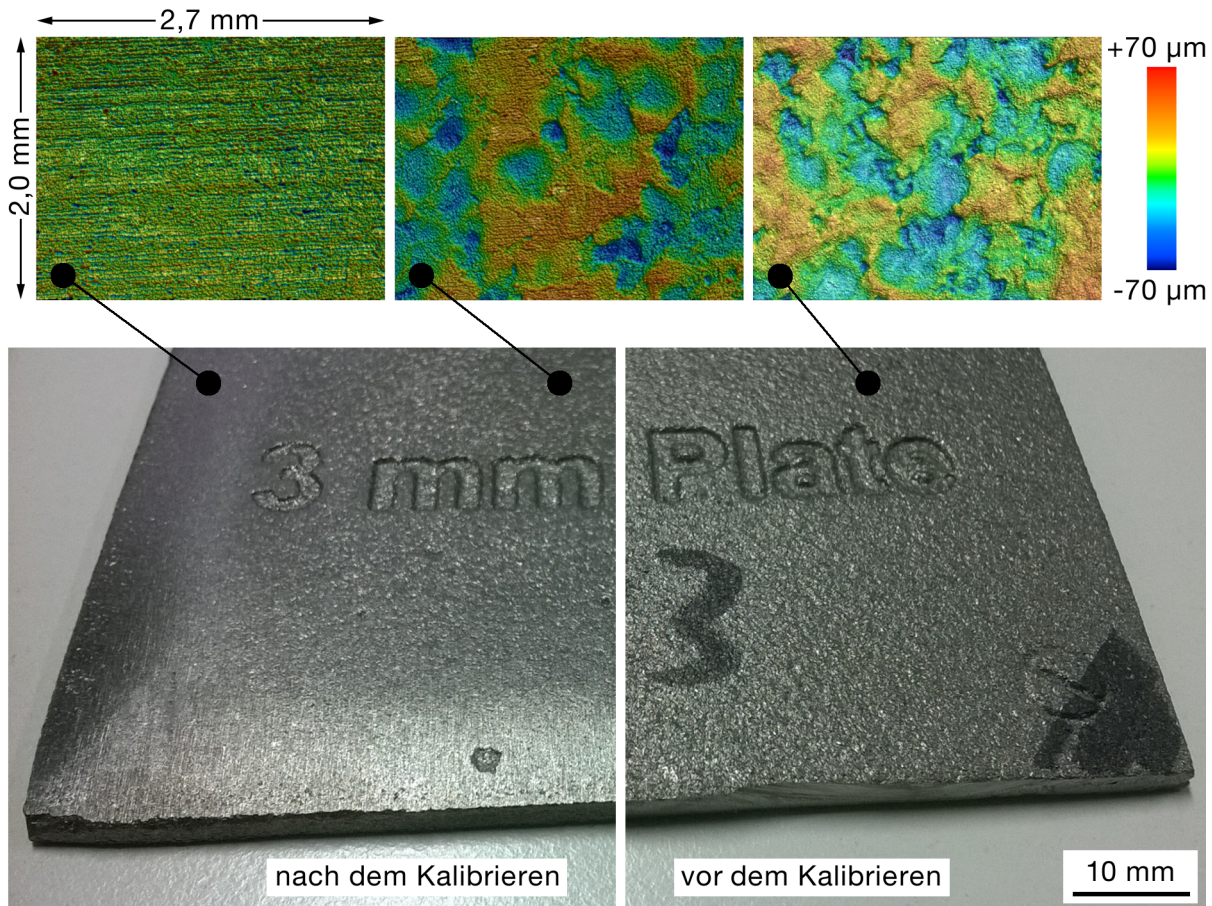


Abbildung 5.3: *Inhomogener Oberflächeneffekt durch Kalibrieren und Veranschaulichung dessen durch Aufnahmen aus einem Keyence-Lasermikroskop nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)*

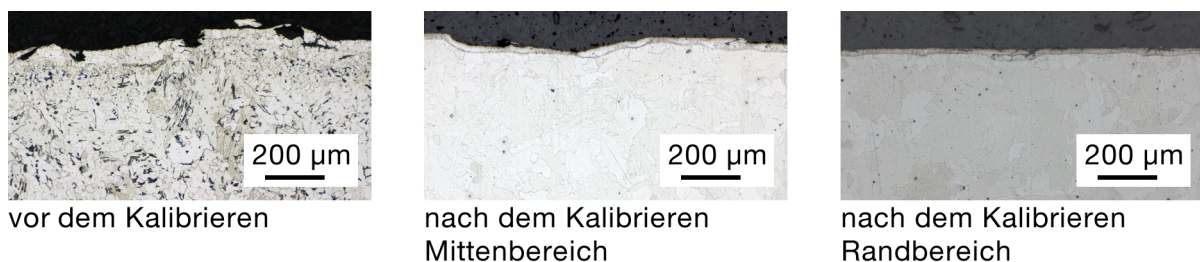
Deutlicher wird diese Beobachtung durch die Auswertung der Rauheitswerte hervorgehoben. In Tabelle 5.1 sind die Werte der gemittelten Rautiefe  $R_z$  aufgelistet, die ebenfalls durch optische Auswertung am Lasermikroskop bestimmt wurden. Es wurden für jeden Zustand drei Platten gemessen. Die Tabelle zeigt die mittleren  $R_z$ -Werte samt jeweiliger STABW. Für den Mittenbereich der Probplatten ist eine Reduzierung des  $R_z$ -Wertes in allen Probenarten in der Größenordnung von 20 µm zu verzeichnen. Einzige Ausnahme bilden die 4 mm Platten, deren Wert lediglich um etwa 10 µm reduziert werden konnte. Die STABW der Rauheitswerte nimmt bei den 2 mm Platten um lediglich 4 µm ab. Bei den 3 mm Platten um etwa 10–15 µm und bei den 4 mm Platten um 60 µm.

*Tabelle 5.1: Auswirkung des Kalibrierens auf die gemittelte Rautiefe  $R_z$  im Mitten- und Randbereich der Probepplatten als Mittelwert mit STABW aus je 21 Messwerten nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)*

Zustand	2 mm		3 mm		3 mm heat treated		4 mm	
	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	STABW [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	STABW [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	STABW [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	STABW [ $\mu\text{m}$ ]
vor Kalibrieren	113,96	14,80	112,51	22,50	119,16	14,32	106,44	72,95
nach Kalibrieren (Mitte)	90,39	10,79	94,96	6,50	93,35	4,95	97,39	12,21
nach Kalibrieren (Rand)	53,12	12,82	44,81	8,52	35,10	6,88	51,60	4,37
relative Verbesserung Randbereich	-53 %	-13 %	-60 %	-62 %	-71 %	-52 %	-52 %	-94 %

Im Randbereich ist der Effekt deutlich größer. Wie weiterführend Tabelle 5.1 zu entnehmen ist, konnte der mittlere  $R_z$ -Wert der 2 mm und 4 mm Platten um über 50 % reduziert werden. Bei den 3 mm Platten konnte ein noch besseres Ergebnis mit -60 % bzw. -71 % im wärmebehandelten Fall erreicht werden. Ebenso wurde erneut die STABW um mindestens 13 % (2 mm Plattenstärke) bis maximal 94 % (4 mm Plattenstärke) herabgesetzt.

Durch Abbildung 5.4 wird der Unterschied des Effektes auf Mitten- und Randbereich nochmals verdeutlicht. Im nicht kalibrierten Zustand sind deutliche Oberflächenfehler zu erkennen. Nach dem Kalibrieren sind im Mittenbereich offene und oberflächennahe Porositäten zwar weitestgehend beseitigt, jedoch liegt nach wie vor ein vergleichbares Rauheitsprofil vor. Der Randbereich hingegen weist eine deutliche Einebnung dieses Profils auf.



*Abbildung 5.4: Schliffbilder zur Verdeutlichung der lokal unterschiedlichen Auswirkungen des Kalibrierens auf das Rauheitsprofil der Probenoberfläche nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)*

### **Stauchung und Fließen des Materials**

Die Nivellierung der Rauheitsspitzen indiziert eine messbare Änderung der Plattenstärke. Es wurde daher die Stärke an einer ausgewählten Plattenecke vor und nach dem Kalibrieren gemessen. Zusätzlich wurde die Änderung der Breite an der oberen Kante der Platte untersucht. Die Messungen wurden dabei manuell getätigt. Abbildung 5.5 fasst die Ergebnisse dessen zusammen und veranschaulicht zusätzlich die Lage der Messstrecken in einer Skizze. Dargestellt

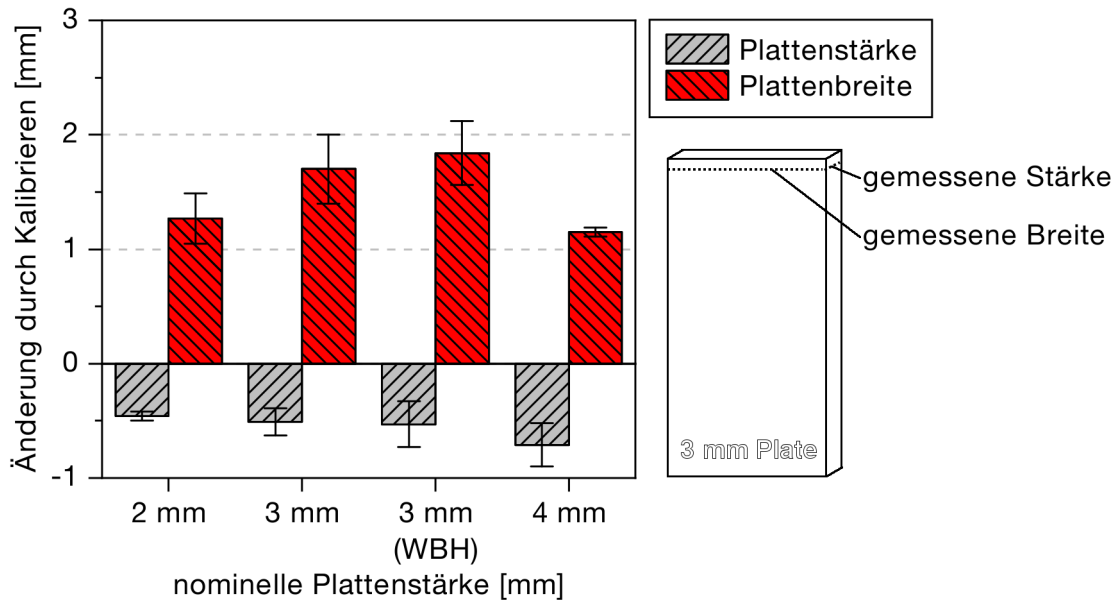


Abbildung 5.5: Änderungen der geometrischen Abmessungen der Probplatten durch das Kalibrieren mit Skizze der gemessenen Größen nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)

wird die Differenz des jeweiligen Messwertes vor und nach dem Kalibrieren als Mittelwert mit STABW gemessen an je fünf Platten.

Während die 2 mm Platten um ca. 0,5 mm gestaucht wurden, steigert sich dieser Wert bis zu den 4 mm Platten auf etwa 0,7 mm. Die WBH hat hier keinen nennenswerten Einfluss. In der Änderung der Breite ist eine Zunahme von etwa 1,2 mm bei den 2 mm Platten bis ca. 1,8 mm bei den wärmebehandelten 3 mm Platten zu verzeichnen. 4 mm Platten fließen in die Breite ähnlich wie die untersuchten 2 mm Platten. Zu den dargestellten STABW ist ergänzend festzuhalten, dass diese sich ausschließlich auf die Schwankung der Werte nach dem Kalibrieren beziehen. Die Differenz der STABW vor und nach dem Kalibrieren wird hier nicht berücksichtigt, weil sich gezeigt hat, dass hier keine nennenswerte Änderung auftrat.

### Gefüge und mechanische Eigenschaften

Auch hinsichtlich des Gefüges konnte kein wesentlicher Unterschied festgestellt werden, insbesondere auch nicht im kalibrierten Randbereich der Platten. Vor wie nach dem Kalibrieren lag ein Ferrit/Perlit-Gefüge vor, mit optisch abgeschätzten Anteilen von 75 % bzw. 25 %.

Die unveränderte Gefügestruktur spiegelt sich auch in den Härtewerten wider. Dabei wurde vor und nach dem Kalibrieren je eine charakteristische Querschnittsprobe einer 3 mm Platte geprüft. Auf jeder Probe wurden zehn Messpunkte verteilt. Tabelle 5.2 enthält die entsprechenden Mittelwerte und STABW. Wie zu erkennen ist, weisen die nicht wärmebehandelten Platten über den Kalibriervorgang keine nennenswerte Änderung in den Härtewerten auf. Im wärmebehandelten Fall ging die Härte des Mittenbereichs nach dem Kalibrieren im Mittel leicht zurück.

*Tabelle 5.2: Mittlere Härtewerte und STABW für kalibrierten und nicht kalibrierten sowie wärmebehandelten und nicht wärmebehandelten Zustand gemessen an je zehn Messpunkten nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)*

Härte [HV10]	keine WBH	WBH
vor Kalibrieren	133 ± 9,9	120 ± 5,8
nach Kalibrieren (Mitte)	134 ± 18,6	100 ± 11,1
nach Kalibrieren (Rand)	135 ± 15,0	120 ± 27,7

Auffallend ist eine Zunahme der STABW innerhalb der Messwerte nach dem Kalibrieren. Das Härteergebnis streut stärker, während die Mittelwerte aber in guter Näherung gleich bleiben.

An Proben aus nicht kalibrierten und kalibrierten Platten von 3 mm Stärke wurden des Weiteren Zugversuche durchgeführt. Bei den kalibrierten Platten wurde dabei nur der Randbereich der Probplatten berücksichtigt, weil im Mittenbereich aufgrund der bereits gewonnenen Erkenntnisse kein Effekt zu erwarten war. Die Zugproben entsprachen der Form E 2x6x20 der DIN 50125 (2016-12).

Tabelle 5.3 enthält gemessene Werte für die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , die Zugfestigkeit  $R_m$  sowie die Gleichmaßdehnung  $A_g$ . Wie bereits erwähnt, sind die Werte der kalibrierten Proben dem geometrischen Randbereich derselben zuzuordnen. Die Verläufe der Zugkurven variierten zu stark, als dass an dieser Stelle eine charakteristische Kurve je Zustand festgestellt werden kann. Deshalb werden in Tabelle 5.3 die gemessenen Werte von acht ausgewählten Zugversuchen angegeben (A-H), die gleichermaßen Maxima und Minima aller gültigen Versuche darstellen.

*Tabelle 5.3: Dehngrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung für kalibrierten und nicht kalibrierten sowie wärmebehandelten und nicht wärmebehandelten Zustand nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)*

$R_{p0,2}$ [MPa]	vor Kalibrieren	nach Kalibrieren
keine WBH	A: 297	E: 399
	B: 304	F: 359
WBH	C: 261	G: 352
	D: 276	H: 249
$R_m$ [MPa]	vor Kalibrieren	nach Kalibrieren
keine WBH	A: 449	E: 571
	B: 550	F: 567
WBH	C: 449	G: 435
	D: 448	H: 390
$A_g$ [%]	vor Kalibrieren	nach Kalibrieren
keine WBH	A: 12	E: 11
	B: 17	F: 10
WBH	C: 18	G: 7
	D: 19	H: 14

Für  $R_{p0,2}$  ist durch das Kalibrieren überwiegend ein Zuwachs von bis zu 100 MPa zu verzeichnen. Keine klare Tendenz ist hingegen in der Zugfestigkeit zu sehen. Hier neigen nicht wärmebehandelte Proben zu höheren Werten nach dem Kalibrieren, wärmebehandelte Proben zu niedrigeren. Die Gleichmaßdehnung nimmt in allen Fällen durch das Kalibrieren um bis zu 10 % ab. Die WBH isoliert betrachtet führt tendenziell zu einer Reduzierung von  $R_{p0,2}$  und  $R_m$  sowie zu einer Erhöhung von  $A_g$ .

Abschließend wurde anhand eines Kerbschlagbiegeversuchs die Fähigkeit des Werkstoffs in kalibriertem und nicht kalibriertem Zustand untersucht, Verformungsenergie aufzunehmen. Erneut wurde nur der Randbereich der kalibrierten Platten berücksichtigt. Die Proben entsprachen untermaßigen V-Kerb-Proben nach DIN EN ISO 148-1 (2017-05) mit einer Höhe von 2,5 mm und wurden dementsprechend aus 3 mm Platten entnommen. Der Kerbschlagbiegeversuch wurde bei RT und -40 °C (LT = engl. *low temperature*) durchgeführt.

Abbildung 5.6 zeigt die Ergebnisse anhand expliziter Werte für die Kerbschlagbiegearbeit. Es ist hierbei eine deutliche Tendenz zu geringeren Werten (im Mittel etwa -6 J) nach dem Kalibrieren zu sehen. Eine WBH führt zu einer Zunahme der Kerbschlagbiegearbeit um ca. 4 J, wenngleich dieser Unterschied durch das Kalibrieren teilweise bis gänzlich egalisiert wird. Der Wert der bei RT geprüften wärmebehandelten Probe bildet hier eine Ausnahme und zeigt keine nennenswerte Veränderung nach dem Kalibrieren.

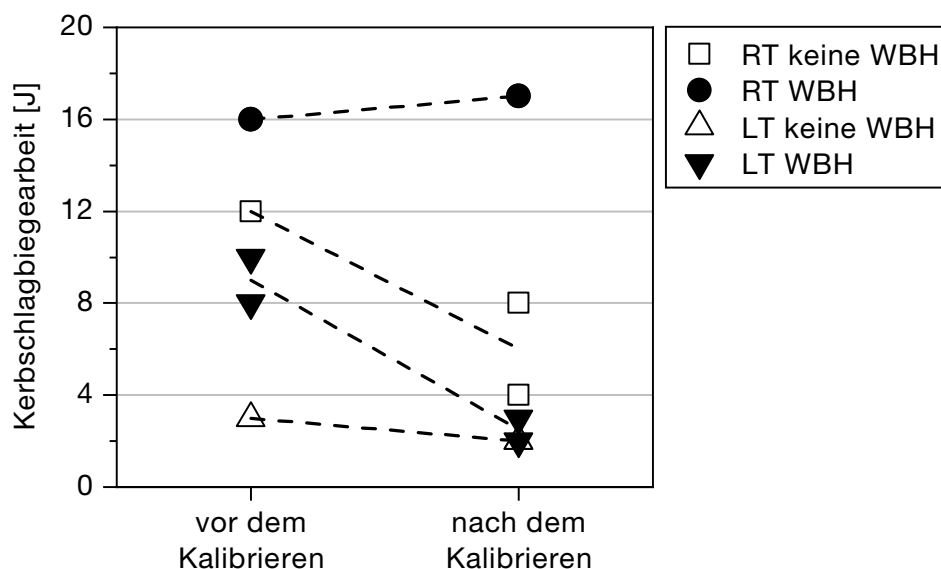


Abbildung 5.6: Kerbschlagbiegeversuch an Proben aus kalibrierten und nicht kalibrierten Probeplatten wärmebehandelt und nicht wärmebehandelt bei RT und LT nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)



### 5.2.2 Taumelpressen

Für die Ergebnisdarstellung wird zunächst die Variation der Taumelrundenanzahl herausgegriffen. Tabelle 5.4 gibt einen Überblick über die getätigten Einstellungen.

Tabelle 5.4: Übersicht der untersuchten Taumelrundenzusammensetzungen in der Anfahr-, Konstanthalte- und Rücknahmephase

Gesamtanzahl Taumelrunden	Variation Anfahrphase	Variation Konstanthaltephase	Variation Anfahr- und Konstanthaltephase
15	5+5+5	5+5+5	5+5+5
25	15+5+5	5+15+5	–
30	20+5+5	5+20+5	–
35	–	–	15+15+5
40	30+5+5	5+30+5	–
45	–	–	20+20+5
65	–	–	30+30+5

Neben der Referenzprobe, die nicht getaumelt wurde, ist der Ausgangspunkt ein Taumelvorgang aus je fünf Runden Anfahren, Konstanthalten und Zurücknehmen. Davon ausgehend wurde schrittweise die Rundenanzahl der Anfahr- und Konstanthaltephase separat sowie in einer weiteren Studie gleichzeitig erhöht.

Auf den getaumelten Proben wurden optisch mittels Lasermikroskop der  $R_z$ - und  $R_a$ -Wert (arithmetischer Mittenrauwert) ermittelt, wobei hier pro Zustand nur je eine Probe zur Verfügung stand. Die gemessenen Werte sind in Abbildung 5.7 über der Gesamtanzahl der Taumelrunden aufgetragen. Es ist deutlich zu erkennen, dass vor allem  $R_z$  bereits nach wenigen Runden deutlich um etwa 40 % reduziert wird. Jedoch klingt dieser Anfangseffekt schnell ab und es ist mit keiner der untersuchten Steigerungen der Rundenanzahl eine weitere Verbesserung zu erreichen.  $R_a$  verhält sich analog bei entsprechend geringeren Absolutwerten und einer Verbesserung um etwa  $\frac{1}{3}$ . Die ebenfalls in Abbildung 5.7 enthaltenen Aufnahmen des Lasermikroskops im nicht getaumelten und getaumelten Zustand unterstreichen den erklärten Verlauf der Rauheitswerte. Wie zu sehen ist, werden durch das Taumeln Rauheitsspitzen abgeflacht, während Täler davon unberührt bleiben. Davon abgesehen ist die Ausprägung des Effektes auf die Topographie über die Probenoberflächen homogen.

Ein eindeutiger Einfluss von Schmierstoff und Kinematik auf das Rauheitsergebnis war nicht festzustellen, weswegen auf die explizite Darstellung dieser Ergebnisse verzichtet wird. Für den Einfluss des Taumelwinkels ist Abbildung 5.8 zu betrachten. Diese zeigt  $R_z$  und  $R_a$  aller Einzelversuche. Ohne nach weiteren Einstellungen zu unterscheiden ist zu sehen, dass die Rauheitswerte unter  $1^\circ$  Taumelwinkel zu merklich geringeren Werten tendieren. Die vier höchsten  $R_a$  sowie drei der vier höchsten  $R_z$ -Werte wurden unter einem Taumelwinkel von  $0,5^\circ$  erzielt, obwohl dreimal häufiger mit einem Winkel von  $1^\circ$  getaumelt wurde.

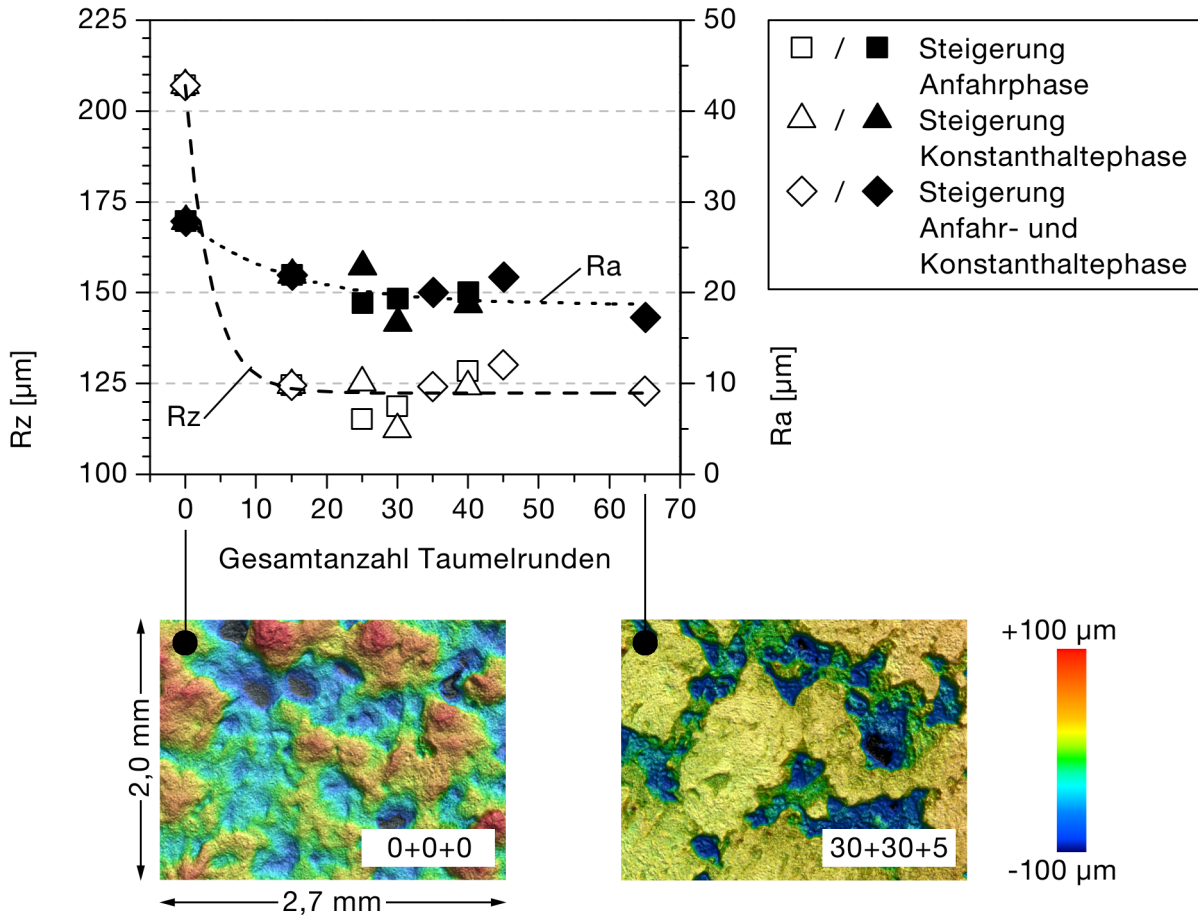


Abbildung 5.7: Rauheitswerte Rz und Ra in Abhängigkeit der Gesamtanzahl an Taumelrunden mit Trendlinien und Lasermikroskopaufnahmen (Taumelwinkel =  $1^\circ$ )

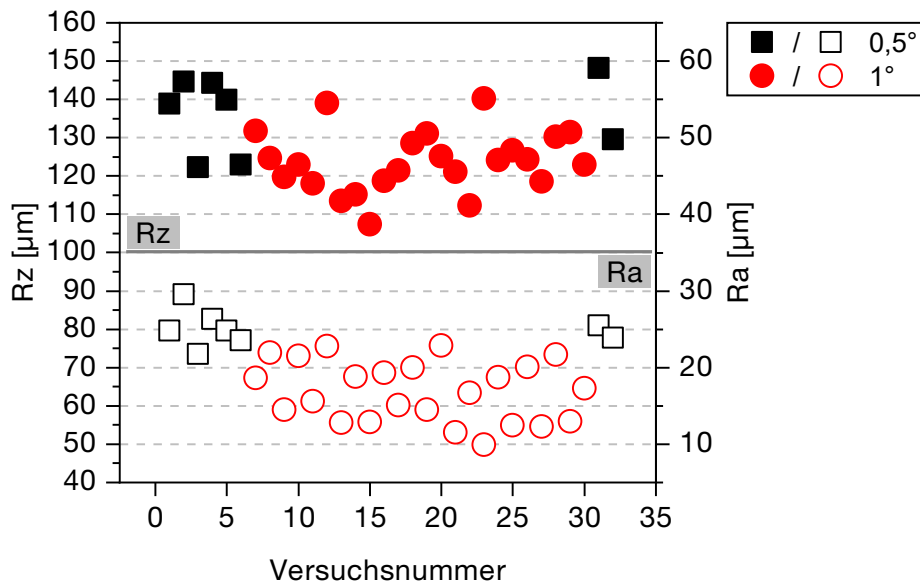


Abbildung 5.8: Zusammenhang der Rauheitswerte Rz und Ra aller Einzelversuche mit dem Taumelwinkel

### 5.2.3 Ultraschallüberlagertes Umformen

Die durchgeführten Stauchversuche wurden dreimal wiederholt. Die Wiederholversuche wiesen eine gute Reproduzierbarkeit auf, mit nur unerheblichen Abweichungen der Kraft-Weg-Kurven untereinander. Abbildung 5.9 zeigt ausgewählte Verläufe für eine wärmebehandelte und nicht wärmebehandelte Probe, jeweils im Referenzfall ohne US und unter Einleitung einer US mit einer Amplitude von  $A = 20 \mu\text{m}$ . Am Beispiel eines Stauchwegs von 0,6 mm werden die erforderlichen Kräfte verglichen. Für den US-beaufschlagten Fall wurde hierzu eine mittlere wirkende Kraft ermittelt, weil die momentane Kraft durch die Schwingung zeitabhängig ist.

Es zeigt sich, dass bei nicht wärmebehandelten Proben für die gleiche Verformung mit US ein 59 % reduzierter Kraftaufwand erforderlich ist. Bei wärmebehandelten Proben reduziert sich der Wert noch stärker um insgesamt 65 %. Auch mit einer Amplitude von  $A = 10 \mu\text{m}$  konnte eine Kraftreduktion erreicht werden, die aber mit 30 % (keine WBH) bzw. 40 % (WBH) deutlich geringer ausfiel.

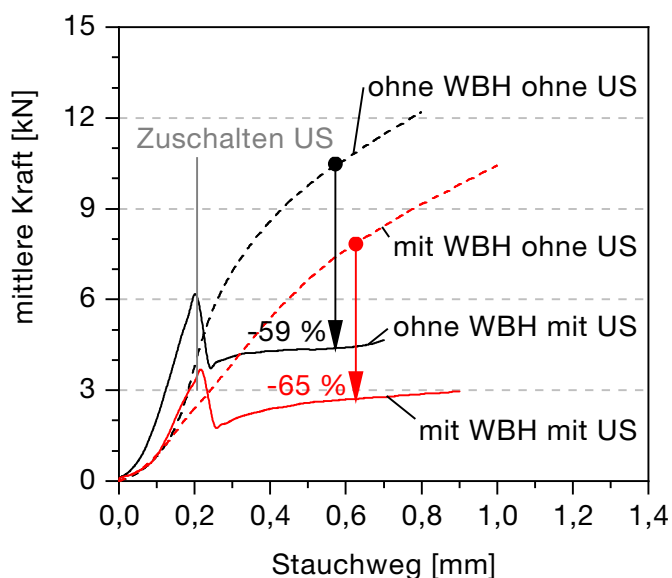


Abbildung 5.9: Auswirkung einer US-Überlagerung mit einer Amplitude von  $A = 20 \mu\text{m}$  auf den Verlauf der Kraft-Weg-Kurve im Stauchversuch

### 5.3 Diskussion

Übergreifend wurde gezeigt, dass mit jedem der geprüften Konzepte ein Effekt auf die Oberfläche von dünnwandigem Stahlguss bzw. die Umformkraft erreicht werden kann. Da die wesentliche Eingangsgröße die Oberflächenrauheit ist, ist der Weg der Erzeugung derselben zweitrangig. Insofern kann die Unabhängigkeit des erzielbaren Effektes vom ursprünglichen Gießverfahren gefolgert werden. Nichtsdestotrotz ergeben sich für jedes Konzept nicht zu vernachlässigende Einschränkungen.



### 5.3.1 Effekt des Kalibrierens

Die Ergebnisse weisen einige positive Effekte auf die Qualität und Reproduzierbarkeit der Oberfläche auf. So ist dem Kalibrieren zunächst ein deutlicher Richteffekt nachzuweisen. Die Reduzierung der Wölbung um bis zu 90 % sowie die deutliche Reduktion der STABW in allen Plattenvarianten bedeuten ein geometrisch robusteres Ergebnis im Sinne einer verbesserten Maßhaltigkeit. Ein direkter Zusammenhang dieses Richteffektes mit der Plattenstärke kann jedoch nicht abgeleitet werden.

Weiterhin wurde  $R_z$  bis zu 71 % reduziert, was ebenso eine deutliche Verbesserung hinsichtlich der Oberflächenqualität bedeutet. Die STABW nimmt dabei mit zunehmender Plattenstärke ab, sodass ebenso die Robustheit gesteigert wird. Jedoch ist betreffend dem Oberflächeneffekt eine ausgesprochene Inhomogenität festzustellen. Die deutliche Reduzierung der Rauheit beschränkt sich auf einen schmalen Randbereich der Probe. Dies ist, wie z. B. auch durch Behrens (2012) für das Prägen festgestellt wurde, auf eine ungleichmäßige Spannungsverteilung zurückzuführen. Durch die flächig aufgebrachte Kraft nehmen die Druckspannungen im Material zur Probenmitte hin zu. Die Reibungssituation und das Fließen des Materials spielen dabei auch eine wesentliche Rolle. Unter der hohen Last findet eine elastische Werkzeugverformung statt, sodass sich die ursprünglich ebene Fläche des Werkzeugs über die kalibrierte Platte biegt. Dadurch wird der Mittenbereich der Platte zusätzlich ent- und der Randbereich belastet. Zusätzlich kann das Material nur am Rand fließen. In Summe führt dies zum beobachteten lokal veränderlichen Oberflächeneffekt.

Grundsätzlich konnte aber gezeigt werden, dass die Rauheitsspitzen durch das Kalibrieren eingeebnet werden können. Daraus folgt unmittelbar, dass auch eine messbare Stauchung der Plattenstärke zu erwarten ist. Unter der Annahme, dass keine Materialverdichtung erfolgen kann, muss dann ein Fließen des Materials (in diesem Fall) senkrecht zur wirkenden Umformkraft auftreten. Beides wird durch die Ergebnisse belegt. Die Verläufe in Abhängigkeit der Plattenstärke zeigen weiterhin einen übergreifenden Zusammenhang mit der Reduzierung der Rauheit und der Wölbung auf: Je stärker das Material in der angewandten Zwangslage zum Fließen gebracht wird, desto größer ist der Richteffekt und desto stärker lässt sich die Oberflächenrauheit reduzieren. Ein Einfluss der Reibung zwischen Platten- und Werkzeugoberfläche ist sehr wahrscheinlich, wurde aber im Rahmen der Versuche nicht näher analysiert. Weiterhin zeigt sich, dass die Intensität des Effektes nicht linear mit dem vorhandenen Materialvolumen (in diesem Fall der Plattenstärke) zunimmt, sondern vielmehr für einen bestimmten Wert – hier 3 mm Plattenstärke und Anwendung einer WBH – ein Maximum aufweist.

Zusätzlich ergibt sich eine weitere Parallele im Verlauf der Reduzierung der STABW bei den gemessenen Rauheitswerten und der Stauchung des Materials: Je stärker die plastische Deformation in Wirkrichtung der aufgebrachten Kraft ausfällt (und diese nimmt mit der Plattenstärke zu), desto gleichmäßiger wird sich das Ergebnis hinsichtlich der Rauheitswerte gestalten.

Die plastischen Anteile an der Materialdeformation durch Kalibrieren wirken sich also nachvollziehbar auf die geometrischen Kenngrößen der Platte aus. Die Auswirkung auf die mechani-

schen Kenngrößen ist weniger eindeutig zuordenbar. Dennoch lassen sich wesentliche Tendenzen ableiten. Gefüge und auch Kernhärte ändern sich durch den Kalibriervorgang nicht wesentlich. Die Unterschiede in den Härtewerten können angesichts der Größenordnung der STABW vernachlässigt werden. Die Kennwerte des Zugversuchs weisen ebenfalls eine auffällige Streubreite auf, was zusammen betrachtet eine schwankende Gussqualität als ursächlich erscheinen lässt. Dennoch ist eine Tendenz der kalibrierten Proben zu etwa 100 MPa höheren Streckgrenzen und bis zu 10 % geringerer Bruchdehnung auszumachen. Da auch die Kerbschlagarbeit nach dem Kalibrieren abnimmt (also weniger Energieaufnahme bis zum Materialversagen erfolgt), lässt sich daraus ein spröderes Materialverhalten nach dem Kalibrieren ableiten. Weil aber, wie gezeigt, keine Änderung der Kernhärte oder des Gefüges festzustellen ist, deutet dies weiterführend darauf hin, dass der Einfluss des Kalibrierens auf die mechanischen Kennwerte rein auf die Einwirkung auf Randbereiche der in Kraftwirkungsrichtung liegenden Materialquerschnitte zurückzuführen ist und sich insbesondere nicht bis in den Kern des Materials erstreckt.

Im Hinblick auf das Ziel der Studie ist es als belegt zu betrachten, dass durch Wirken einer reinen Umformkraft die Rauheitsspitzen in der betrachteten Größe eingeebnet werden können und so die Oberflächenqualität von dünnwandigem Stahlguss gesteigert werden kann. Jedoch bildet sich dieser Effekt unter den gegebenen Randbedingungen nicht homogen auf der Fläche der Platten aus. Da zudem mit der verwendeten Presse keine höheren Umformkräfte realisiert werden können, ist nicht zu erwarten, dass das Ziel einer über die Bauteiloberfläche gleichmäßigen Reduzierung der Oberflächenrauheit mit dem gewählten Versuchsaufbau zu erreichen ist.

### 5.3.2 Potenzial von Taumelpressen

Um die Homogenität des Ergebnisses zu verbessern, können Taumelpressen verwendet werden. Der zugehörige Versuch wurde nur mit wärmebehandelten Proben durchgeführt, da die Kalibrierergebnisse zeigten, dass diese bei 3 mm Stärke im Vergleich zu den anderen Proben am stärksten zum Fließen gebracht werden können, was gleichzeitig den stärksten Effekt auf die Oberflächenrauheit bedeutet.

Die Resultate belegen, dass sowohl  $R_z$  als auch  $R_a$  deutlich um etwa 40 % bzw.  $\frac{1}{3}$  reduziert werden können. Jedoch wird dieser Wert bereits nach etwa 25 Taumelrunden erreicht und kann bei weiterer Zunahme der Rundenzahl nicht mehr wesentlich gesteigert werden. Eine Erhöhung des Taumelwinkels ist offensichtlich einer Reduzierung der Oberflächenrauheit zuträglich. Dies ist mit der Vorstellung konform, dass mit einem größeren Taumelwinkel, respektive einem spitzeren Stempel, ein zunehmend idealisierter Linienkontakt auf der Probe erreicht und der lokale Anpressdruck entsprechend gesteigert wird. Bei kleineren Winkeln ähnelt die Situation zunehmend einem ebenen Werkzeug und damit dem Versuchsaufbau des Kalibrierversuchs.

Einerseits kann damit zusammenfassend festgehalten werden, dass die Homogenität des Effektes des Taumelpressens auf die Oberflächenrauheit gegeben ist. Andererseits wurde mit der aufgewendeten Kraft von 4000 kN die technologische Grenze der Presse erreicht. Den Umstand berücksichtigend, dass die damit erreichte Glättung der topologischen Rauheitsspitzen weit un-

ter dem Niveau der Kalibrierergebnisse lag (etwa 40 % zu max. 71 %), muss abschließend aber konstatiert werden, dass die Möglichkeit zur hinreichenden Verbesserung der Oberflächenqualität durch Taumeln äußerst eingeschränkt ist.

### **5.3.3 Potenzial überlagerter Ultraschallschwingungen**

Die Ergebnisse der Kalibrierversuche wurden unter einem hohen Kraftaufwand von 20000 kN erreicht. Wie anhand des Stauchversuchs gezeigt werden konnte, kann die erforderliche Umformkraft durch Überlagerung des Stempels mit einer US auch für dünnwandigen Stahlguss deutlich reduziert werden. Im Stand der Technik wurde bereits gezeigt, dass die Ursache dieses Effektes bisher noch nicht eindeutig geklärt werden konnte (Weise und P. Müller, 2012).

Es ist aber im durchgeführten Versuch ein direkter Zusammenhang zwischen Amplitude und Reduktion der mittleren Kraft zu erkennen, wenngleich auf Basis der beiden Stützpunkte bei 10  $\mu\text{m}$  und 20  $\mu\text{m}$  keine genauere mathematische Gesetzmäßigkeit gefolgert werden kann.

Ein Nachweis für die Praktikabilität dieser Anwendung für strukturelle Gussbauteile ist dies zudem auch nicht, da ausgehend von Stauchproben mit wenigen Millimetern Durchmesser noch Forschungsbedarf hinsichtlich der Skalierbarkeit des Versuchsaufbaus besteht.

### **5.3.4 Fazit zur umformtechnischen Nachbearbeitung**

Die gezeigten Ergebnisse belegen, dass die Untersuchung weiterer Verfahren erforderlich ist, um auf einem Stahlgussbauteil durch Umformung einen über die gesamte Oberfläche gleichmäßigen und deutlichen Effekt auf die Oberflächenrauheit zu erzielen. Der beim Taumelpressen verfolgte Ansatz, die Eingriffsfläche zu reduzieren, um den lokalen Anpressdruck zu steigern, könnte in diesem Sinne zu den inkrementellen Umformverfahren weitergeführt werden. Daraus würden sich (zulasten der Taktzeit) zusätzliche Freiheitsgrade in der bearbeitbaren geometrischen Form ergeben. Kombinationsmöglichkeiten mit dem untersuchten ultraschallüberlagerten Umformen können darauf aufbauend weiteres Potenzial bergen.

## 6 Gezielte Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch Wärmebehandlung

Wie im Stand der Technik unter Abschnitt 2.1.2 dargestellt wurde, können die erforderlichen Eigenschaften im Karosserieumfeld über einen weiten Bereich variieren. Je nach individueller Bauteil- oder Baugruppenanforderung sind definierte Charakteristika für das mechanische Bauteilverhalten nachzuweisen. Durch eine WBH werden diese Eigenschaften gezielt beeinflusst.

### 6.1 Versuchsplan

Es werden Platten vom Typ A und Strukturbauteile analysiert. Als WBH wurde ein Normalisierungsglühen durchgeführt, welches bereits im Stand der Technik unter Abschnitt 2.1.1 vorgestellt wurde. Um Verzunderung zu vermeiden, wurde der WBH-Ofen im Betrieb kontinuierlich mit *Formiergas 90/10* (90 % Stickstoff, 10 % Wasserstoff) gespült. Die Haltezeit bei der Glüh Temperatur von 900 °C wurde von 0,5 h auf 1 h und schließlich 3 h erhöht. Tabelle 6.1 fasst die Daten zum Versuchsaufbau zusammen. Jede Variante wurde mit mindestens vier Proben abgedeckt.

Tabelle 6.1: Daten zur betrachteten WBH

Bauteile	WBH	Glüh Temperatur	betrachtete Haltezeiten
Platten Typ A	Normalisierungsglühen	900 °C	0,5 h
Platten Typ A	Normalisierungsglühen	900 °C	1 h
Platten Typ A	Normalisierungsglühen	900 °C	3 h
Strukturbauteile	Normalisierungsglühen	900 °C	3 h

### 6.2 Ergebnisse

Um die Auswirkungen der WBH zu untersuchen wurden die Gefügestruktur, die Kernhärte und der Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve betrachtet.

#### 6.2.1 Gefüge

Zur Beurteilung der Gefügeentwicklung wurden Schliffbilder erstellt. Abbildung 6.1 zeigt eine Auswahl für die verwendeten Geometrien im Gusszustand und nach der WBH. Im Gusszustand ist deutlich ein nadelförmiges sogenanntes *Widmannstättensches Gussgefüge* zu erkennen. Durch das Normalisieren wird dieses beseitigt und in ein ferritisch-perlitisches Gefüge umgewandelt. Die Schliche der Platten zeigen, dass diese Umwandlung bereits nach 30 min vollzogen ist. Bei weiterem Steigern der Haltezeit tritt keine sichtbare Gefügeveränderung mehr ein. Dies bestätigt auch eine Auswertung der Gefügebestandteile. Dazu wurde grafisch eine Schwellwertunterscheidung mit der Software *GIMP* durchgeführt. Die Prüfmittelfähigkeit dieser Auswerte-

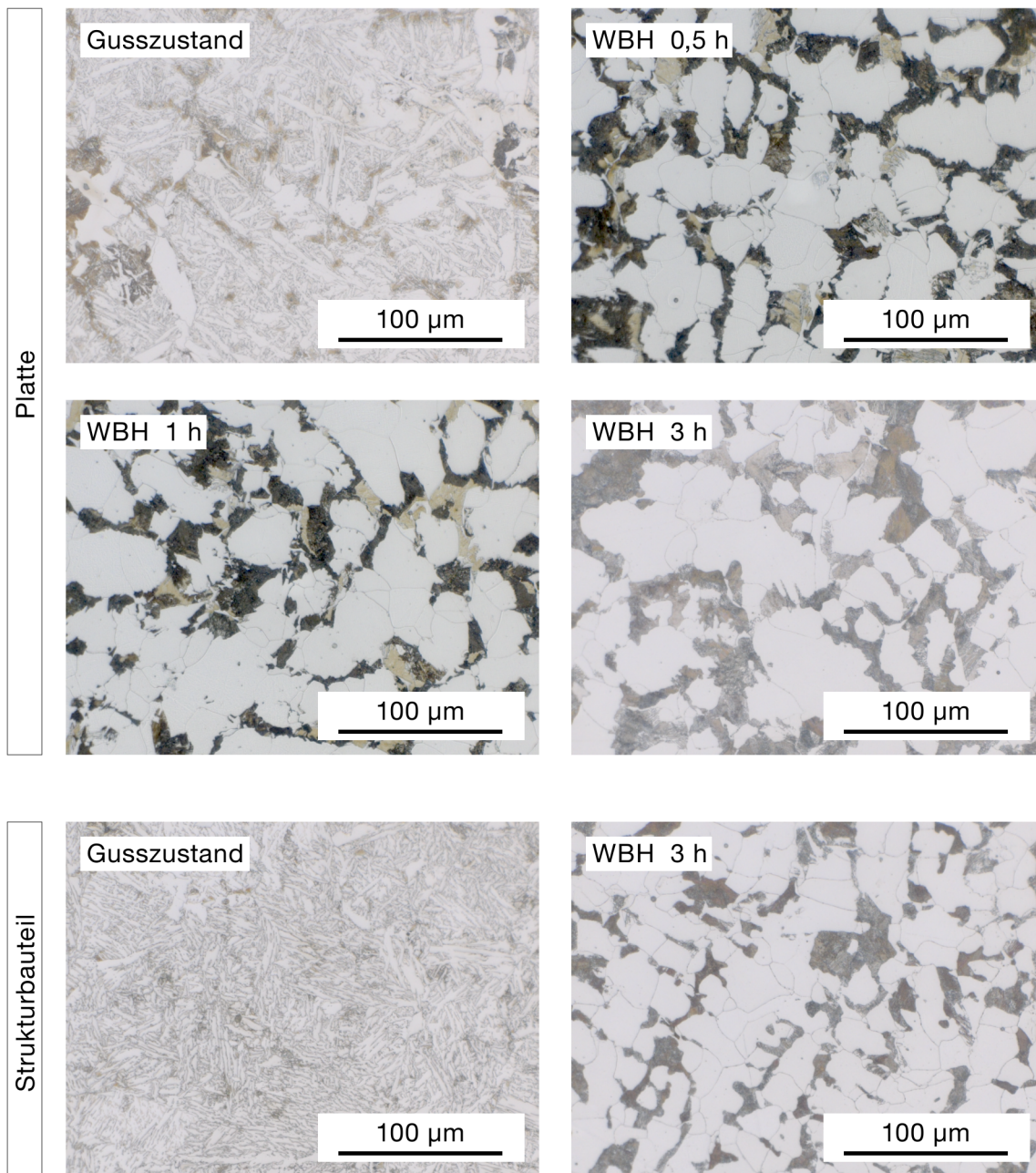


Abbildung 6.1: Gefügebilder im Gusszustand und nach dem Normalisieren von Platte und Strukturbauteil

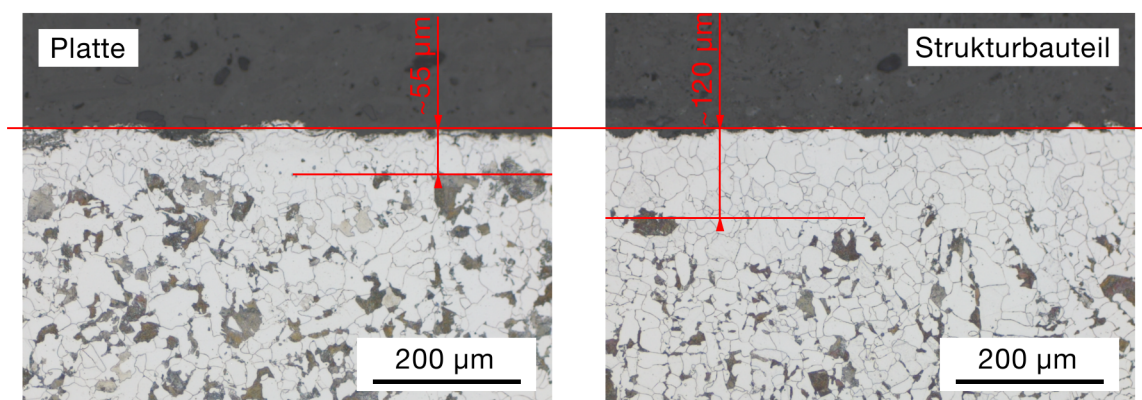
methode wird an dieser Stelle nicht nachgewiesen, da die Bestimmung der Gefügeanteile mit hoher und valider Genauigkeit die grundlegenden Ergebnisse dieser Arbeit nicht beeinflusst. Im Sinne einer vollständigen Analyse wird die Zusammensetzung dennoch betrachtet, mit der Einschränkung, dass die gewählte Methode lediglich Indikatorwerte liefert. Für jede Haltezeit wurden drei Schliffbilder ausgewertet. Aufgrund der erläuterten potenziellen Unschärfe der Messmethode sind die daraus gebildeten Mittelwerte als maßgebende Indikatoren zu betrachten. Unabhängig von der Haltezeit ergibt sich so für die Platten ein mittlerer Ferrit-Anteil von rund 60 % (s. Tabelle 6.2).

*Tabelle 6.2: Ferrit-Anteil in Prozent an je 3 ausgewerteten Proben nach der WBH (Indikatorwerte aus Schwellwertunterscheidung mittels Software Gimp)*

Haltezeit	Platten			Strukturbauteil
	0,5 h	1 h	3 h	3 h
	58	51	64	73
Ferrit-Anteil	60	63	63	69
	58	64	57	68
Mittelwert	59	59	61	70

Hinsichtlich der Gefügeentwicklung ist zwischen der Plattengeometrie und dem Strukturbauteil kein Unterschied erkennbar. Qualitativ ist jedoch optisch eine Tendenz zu kleineren Körnern im Bauteil auszumachen. Insbesondere nach der WBH wird dies deutlich. Auch in den Gefügeanteilen kann ein geringer Geometrieinfluss festgestellt werden. Auch hier wurden drei Schliffbilder bewertet und hier ergibt sich im Vergleich zu den Platten ein etwa 10 % höherer Ferrit-Anteil von rund 70 % (s. Tabelle 6.2).

Weiterhin konnte nach der WBH eine Entkohlung im Randbereich der Proben festgestellt werden. Abbildung 6.2 zeigt eine herausgegriffene Eindringtiefe für die Platten und das Bauteil nach 3 h Normalisieren. In diesem Fall ist die Entkohlungstiefe im Bauteil mehr als um den Faktor zwei größer als in der Platte. Bei der Haltezeit von 3 h waren diese Werte über die ausgewerteten Proben auch reproduzierbar. Unter den variierten Haltezeiten von 0,5 h und 1 h war an der Platte bei höheren Absolutwerten keine Reproduzierbarkeit gegeben, wie Tabelle 6.3 entnommen werden kann.



*Abbildung 6.2: Randentkohlung von Platte und Strukturbauteil nach dreistündiger WBH*

### 6.2.2 Härte

Die Messung der Kernhärte wurde entsprechend der DIN EN ISO 6507-1 (2018-07) durchgeführt. Für jede Haltezeit wurden drei Einzelproben untersucht und an jeder Einzelprobe wurden drei Messungen vollzogen. Pro Haltezeit und Geometrie ergeben sich so neun Messwerte. Ab-



Tabelle 6.3: *Spannbreite der Randentkohlungstiefen über je 3 ausgewertete Proben nach der WBH*

Bauteile	Haltezeit	Entkohlungstiefe [min. – max.]
Platten Typ A	0,5 h	84 $\mu\text{m}$ - 155 $\mu\text{m}$
Platten Typ A	1 h	83 $\mu\text{m}$ - 175 $\mu\text{m}$
Platten Typ A	3 h	50 $\mu\text{m}$ - 59 $\mu\text{m}$
Strukturbauteile	3 h	116 $\mu\text{m}$ - 121 $\mu\text{m}$

Abbildung 6.3 zeigt den Verlauf dieser Werte, aufgetragen über der Normalisierungszeit. Es ist ein deutlicher Einfluss der Haltezeit während der WBH auf die Entwicklung der Kernhärte offensichtlich. Mit zunehmender Haltezeit wird die Härte herabgesetzt. Innerhalb der ersten Stunde um ca. 40-60 HV10 auf dann 200-210 HV10. Im weiteren Verlauf erfolgt der Härteverlust zunehmend langsam auf Werte um 180 HV10 bei einer Haltezeit von 3 h. Die Kernhärte in den Proben des Strukturbauteils verhält sich qualitativ gleich, weist jedoch eine Tendenz zu geringeren Werten auf.

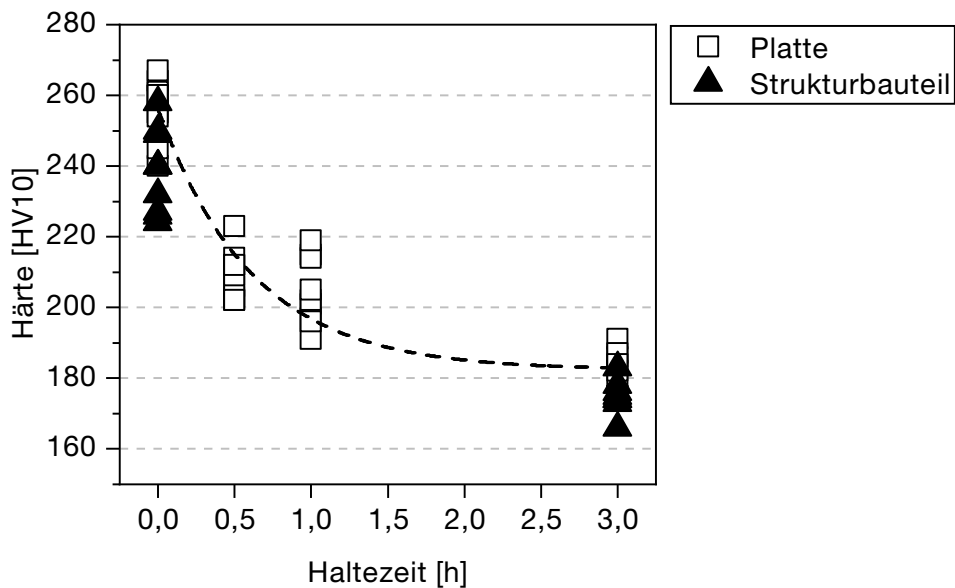


Abbildung 6.3: *Verlauf der Gefügekernhärte über der Haltezeit für Platte und Strukturbauteil mit Trendlinie*

### 6.2.3 Zugversuch

Zur Bestimmung der Festigkeitskennzahlen wurde ein einachsiger Zugversuch durchgeführt. Als Probengeometrie wurde für die Platten und Strukturbauteile die Flachzugprobe der Form E2x6x20 entsprechend der DIN 50125 (2016-12) gewählt. Die Zugproben wurden in den Plattenmitten bzw. an der in Abbildung 6.4 gekennzeichneten Stelle der Strukturbauteile entnommen. Nach Abzug ungültiger Versuche wurden für beide Geometrien pro Zustand drei Kurven ausgewertet. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurde die jeweils charakteristische davon für

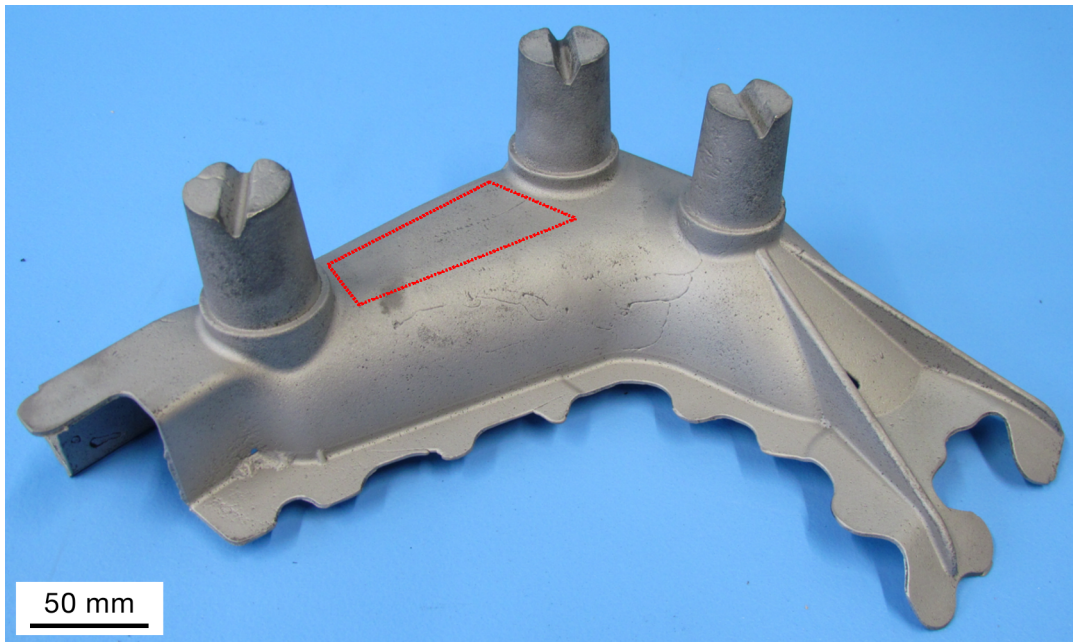


Abbildung 6.4: Entnahmestelle für Flachzugproben des Typs DIN 50125 – E2x6x20 beim Strukturbauteil

die Darstellung in Abbildung 6.5 herausgegriffen. Es zeigt sich, dass durch die WBH die Bruchdehnung sowohl im Fall der Platten, als auch für die Strukturbauteile um etwa  $\frac{1}{3}$  auf über 20 % respektive knapp 15 % gesteigert werden kann. Im Gegensatz zum Gusszustand tritt das Materialversagen nach der WBH erst nach kurzem Verweilen auf einem unter zunehmender technischer Dehnung näherungsweise konstanten technischen Spannungsniveau auf. Weiterhin geht mit der WBH eine Reduzierung der Streckgrenze und Zugfestigkeit einher.  $R_{p0,2}$  kann aufgrund des kontinuierlichen Übergangs im Gusszustand nur auf 550 MPa (Platte) bzw. 425 MPa

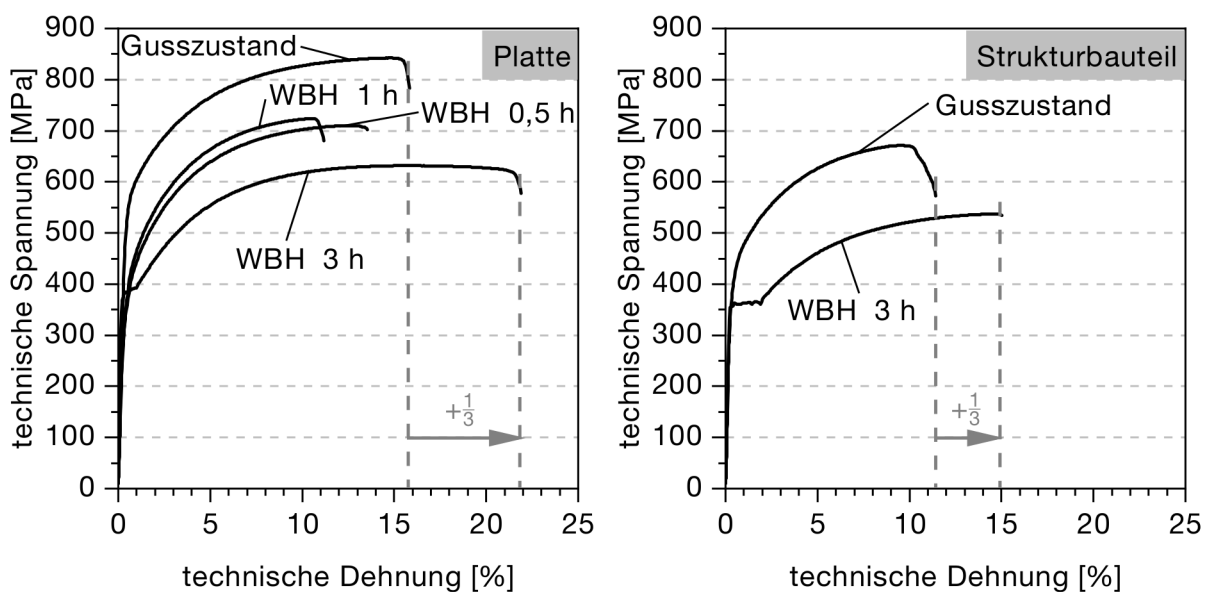


Abbildung 6.5: Charakteristische Spannung-Dehnungs-Kurven von Flachzugproben aus den Platten und Strukturbauteilen



(Strukturbauteil) geschätzt werden und sinkt nach 3 h Normalisieren auf 390 MPa (Platte) bzw. 350 MPa (Strukturbauteil). Auffällig ist die Ausbildung einer ausgeprägten Streckgrenze, die sich nach 3 h WBH sowohl für die Platten, als auch für die Strukturbauteile beobachten lässt. Die Spannung stagniert dabei über eine Dehnungszunahme von 1 % bis 2 %, bevor die weitere Verfestigung einsetzt und sich der charakteristische Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve im plastischen Bereich fortsetzt. Die Entwicklung der Zugfestigkeit über der WBH-Dauer ist in Abbildung 6.6 gesondert dargestellt. Zunächst nimmt  $R_m$  mit längerer Haltezeit rapide ab. Nach 1 h ist bei den Platten eine Reduktion um 100-200 MPa auf etwa 700 MPa festzustellen. Mit weiterer Erhöhung der Haltezeit ist dann nur noch eine geringere Reduktion der Zugfestigkeit zu verzeichnen und es stellt sich ein Endniveau von knapp über 600 MPa ein. Analog zu den Beobachtungen für  $R_{p0,2}$ , liegen die Werte der Strukturbauteile mit ca. 675 MPa im Gusszustand und etwa 525 MPa nach der WBH etwas unter den Werten der Platten.

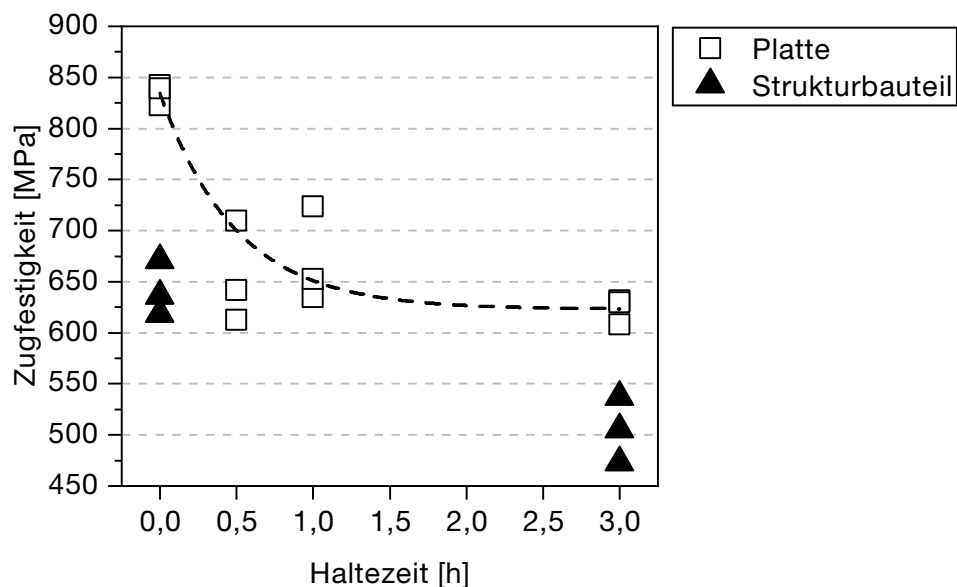


Abbildung 6.6: Verlauf der Zugfestigkeit über der Haltezeit für Platte und Strukturbauteil mit Trendlinie

## 6.3 Diskussion

Die Beeinflussungsmöglichkeit mechanischer Eigenschaften durch das Normalisierungsglühn wurde mit den gezeigten Ergebnissen belegt. Wie im vorangegangenen Kapitel ist auch hier die Unabhängigkeit vom Gießverfahren offensichtlich.

### 6.3.1 Entwicklung des Gefüges

Im Gusszustand wurde ein *Widmannstättensches Gussgefüge* festgestellt. Dieses entsteht, wenn sich bei einer untereutektoiden Zusammensetzung im Zuge der Abkühlung aus dem Austenitbereich aus den gebildeten Austenitkörnern zunächst Ferrit ausscheidet und der restliche Austenit unterhalb der eutektoiden Temperatur zu Perlit zerfällt (Deike, 2014). Die nachfolgende Analy-

se der Gefügebestandteile (ca. 60 % Ferrit bei den Platten, ca. 70 % bei den Strukturbauteilen) kann nur als Schätzung gelten, da die grafische Auswertung einer nicht zu vernachlässigenden Unschärfe unterworfen ist. Ein grundsätzlicher Unterschied in Form eines erhöhten Ferritanteils in den Strukturbauteilen kann aber dennoch konstatiert werden. Unter der Annahme einer unveränderlichen Legierungszusammensetzung bleiben als Ursache für die unterschiedlichen Gefügeanteile nach der WBH lediglich die Abkühlbedingungen der Geometrien. Zwar weist das Strukturbauteil flächig eine ca. 1 mm geringere Wandstärke auf als die Platten, welche konstant bei 3,0 mm Soll-Wandstärke liegen, jedoch ist der Effekt dessen auf die Verkürzung der Abkühlzeit aufgrund des nur geringen Unterschieds als vernachlässigbar zu erachten. Wahrscheinlicher ist in dieser Hinsicht ein Einfluss der Lagerung während der WBH. Die Platten wurden geometriebedingt näher aneinander gelagert als die Bauteile. Die Wärmestrahlung der benachbarten Platten kann dann die Abkühlung leicht verzögert haben. Dadurch lässt sich die beobachtete Tendenz zu größerem Korn und infolge dessen auch zu unterschiedlichen Ergebnissen in der Auswertung der Gefügebestandteile erklären.

Für die beobachtete Randentkohlung sind die atmosphärischen Bedingungen während der WBH und des Abkühlens als ursächlich zu erachten. Gelingt es beispielsweise nicht, den Ofen vollständig mit Schutzgas zu spülen, sodass Reste der Umgebungsluft im Ofen verbleiben, kann es zur beobachteten Entkohlung im Randbereich kommen. Die genaue Quantifizierung der Eindringtiefe kann jedoch aufgrund des Rauheitsprofils der Oberfläche und der optisch abzuschätzenden Entkohlungsgrenze nur sehr ungenau erfolgen. Dies ist ein Grund dafür, dass kein Zusammenhang der Entkohlungstiefe mit der Haltezeit während der WBH hergestellt werden kann. Ein weiterer (deutlicherer) Einfluss ist die Chargierung. Für 3 h Haltezeit wurden Platten und Strukturbauteile in einer Ofencharge behandelt. Der Unterschied der Entkohlungstiefen ist daher reproduzierbar. Die variierten Haltezeiten wurden in separaten Ofenchargen behandelt, wodurch sich geringe Unterschiede in den Abkühlbedingungen und der Schutzgassituation ergeben können, die wiederum zur beobachteten starken Streuung der Werte führen.

### 6.3.2 Entwicklung der Kernhärte

Der Rückgang der Härte mit zunehmender Glühdauer deutet auf ein Kornwachstum hin, wenngleich dieses in der Beurteilung des Gefüges unter Abschnitt 6.2.1 nicht eindeutig nachgewiesen werden konnte. Der Unterschied zwischen Platte und Strukturbauteil ist angesichts der Verteilung der Messwerte, die sich in einem weiten Bereich überschneiden, und der nur schwachen Tendenz nahezu vernachlässigbar.

### 6.3.3 Zugversuche

Der Rückgang von  $R_{p0,2}$  bzw.  $R_m$  mit zunehmender WBH-Dauer kann mit der Dünnwandigkeit der Teile und einer Feststellung von Rapatz (1962) erklärt werden. Demzufolge verläuft die Abkühlung im Zuge der WBH unterhalb einer kritischen Bauteilwandstärke langsamer als nach

dem Gießen, sodass hier die Festigkeit reduziert wird. Oberhalb der kritischen Wandstärke kehrt sich dieser Effekt um und es ist eine Festigkeitssteigerung zu beobachten.

Der Verlauf von  $R_m$  korreliert qualitativ eng mit dem gezeigten Werkstoffverhalten in der Auswertung der Kernhärte. Denn auch die Zugfestigkeit wird mit zunehmender Glühdauer reduziert. Und eine weitere Beobachtung aus der Auswertung der Kernhärte findet sich hier wieder: die geringeren Absolutwerte der Strukturbauteile im Vergleich zu den Platten. Der Grund für den Unterschied – der im Übrigen ebenfalls bei  $R_{p0,2}$  zu beobachten ist – sollte nicht zuletzt in den Zugproben selbst gesucht werden. Insbesondere im Fall des Strukturbauteils ist die Probenentnahme nicht trivial. Die Dünnwandigkeit der Geometrie stellt hier eine Herausforderung dar. Die Vorgabe für die Stärke der Flachzugprobe liegt nach DIN 50125 (2016-12) bei 2,0 mm. Im Fall der Platten ist dies bei einer Platten-Soll-Wandstärke von 3,0 mm leichter realisierbar, als im Fall der Strukturbauteile. Hier liegt im Entnahmebereich die Soll-Wandstärke lediglich bei 2,2 mm. Die Analyse unter Abschnitt 4.2.2 wies im Bereich der Zugproben sogar geringere Ist-Werte aus. Es ist dann – sofern überhaupt 2,0 mm erreicht werden – mit einem Einfluss der Gusshaut zu rechnen und es kann insbesondere nicht davon ausgegangen werden, dass rein das Verhalten des Kernmaterials geprüft wird. Bei den Plattenproben wird der Einfluss der Gusshaut deutlich geringer ausfallen, da diese zum größten Teil im Zuge der mechanischen Bearbeitung entfernt wird. Damit ist per se kein identisches Materialverhalten zu erwarten. Bei Betrachtung der Spannungs-Dehnungsverläufe für das Strukturbauteil werden diese Theorien zusätzlich unterstützt, da der Kurvenverlauf ein frühzeitiges Materialversagen nahelegt. Die Versagenszeitpunkte weisen jedoch auch auf einen Übergang vom spröden zum duktilen Materialverhalten nach der WBH hin. Denn dann erfolgte vor dem Probenbruch unter zunehmender Dehnung ein längeres Verharren auf einem Spannungsniveau. Da technische Größen aufgezeichnet wurden, kann daraus das Einschnüren der Probe vor dem Versagen gefolgert werden, was im Gusszustand im Umkehrschluss nicht aufgetreten ist.

Das Erscheinungsbild der ausgeprägten Streckgrenze steht mit der Bewegung von Versetzungen in Zusammenhang. Fremdatome auf Zwischengitterplätzen können sich in Eisen und Stahl im Bereich um Versetzungen ansammeln, weil die Positionierung dort eine geringere elastische Dehnung des Gitters und damit den günstigeren Energiezustand bedeutet. Diese Ansammlungen von Fremdatomen (z. B. Kohlenstoff) werden *Cottrell-Wolken* genannt und blockieren die weitere Bewegung der Versetzungen. Die Anzahl gleitfähiger Versetzungen wird dadurch drastisch reduziert. Erst bei einem entsprechend hohen Spannungsniveau können die Versetzungen von den *Cottrell-Wolken* losgerissen werden, was zunächst in einem plötzlichen Spannungsabfall resultieren kann. (Cottrell, 1995), (Bargel, 2018)

Der anschließende Bereich gleichbleibender Spannung bei zunehmender Dehnung wird als *Lüders-Dehnung* bezeichnet. Dabei bilden sich nach und nach schmale verformte Bereiche – die *Lüders-Bänder* – über die gesamte Probenbreite aus. Wenn die *Lüders-Bänder* die gesamte Probenbreite abdecken, tritt die über den Spannungsanstieg sichtbare Verfestigung wieder ein

und mündet im charakteristischen Kurvenverlauf im Bereich der plastischen Verformung. (Cottrell, 1995)

Auf den vorliegenden Fall übertragen ist anzunehmen, dass im Zuge der WBH bei der langen Haltezeit von 3 h die Diffusion von Kohlenstoffatomen hin zu Versetzungen in der Gitterstruktur ermöglicht wird. Die so entstehenden *Cottrell-Wolken* führen in der beschriebenen Art und Weise zur Bildung der ausgeprägten Streckgrenze und der beobachteten *Lüders-Dehnung* von ca. 1 % (Platte) bzw. 2 % (Bauteil).

Insgesamt wurden, Guss- und wärmebehandelten Zustand zusammengefasst, für die Zugfestigkeit Werte im Bereich von etwa 525 MPa bis 825 MPa und für die Streckgrenze im Bereich von 350 MPa bis 550 MPa erreicht. Damit lässt sich die Festigkeitsklasse des betrachteten Materials im Vergleich zu Blechwerkstoffen in die Kategorie der hochfesten und besonders hochfesten Stähle einordnen (vgl. Abbildung 2.6 auf Seite 12).



## **7 Sicherstellung hinreichender Korrosionsbeständigkeit durch Feuerverzinkung**

Zur Gewährleistung einer hinreichenden Korrosionsbeständigkeit findet eine Verzinkung der dünnwandigen Stahlgussteile statt.

### **7.1 Vorgehen**

In der Entscheidung für das Auftragsverfahren der Zinkschicht wurden neben dem Feuerverzinken weitere Varianten abgewogen: Bei einem galvanischen Prozess ist mit deutlich höheren Kosten zu rechnen. Bei alternativen Auftragsverfahren wie dem Spritzverzinken ergeben sich weitere Herausforderungen wie die Zugänglichkeit für den Spritzkopf oder die Gleichmäßigkeit der Schichtstärke. Im Hinblick auf die Entwicklung eines großserientauglichen, wirtschaftlichen Prozesses mit geringen Teilprozesskosten fiel die Entscheidung daher auf einen Zinkauftrag durch Feuerverzinken.

Für die Versuche zur Korrosionsbeständigkeit werden ausschließlich Platten betrachtet. Der Nachweis am Strukturbauteil wird zunächst zurückgestellt und mit dem Nachweis der Punktschweißbarkeit in Kapitel 8 zusammengefasst.

### **7.2 Ergebnisse**

In einem Vorversuch wird zunächst der Zusammenhang zwischen der Haltezeit im Zinkbad und der Stärke der aufgetragenen Zinkschicht untersucht. Anschließend daran wird die Korrosionsbeständigkeit der Schicht im KWT überprüft.

#### **7.2.1 Zinkschichtstärke**

Für die Schichtstärkenuntersuchung wurde die Haltezeit von Platten des Typs B im Zinkbad in 3 min-Schritten von 4 min bis 16 min gesteigert. Die Schichtstärke wurde optisch an fünf Positionen eines Schliffs bestimmt. Wie Abbildung 7.1 zu entnehmen ist, korreliert die Schichtstärke maßgeblich mit der Haltezeit. Während bei einer Steigerung von 4 min auf 7 min Haltezeit die Stärke von etwa 200  $\mu\text{m}$  auf etwa 400  $\mu\text{m}$  verdoppelt wurde, verlangsamt der Schichtzuwachs in der Folge merklich. Für einen vergleichbaren absoluten Schichtzuwachs ist dann dreimal mehr Haltezeiterhöhung erforderlich. Bei 16 min werden etwa 600  $\mu\text{m}$  aufgebracht, wobei auch die Trendlinie in Abbildung 7.1 einen abnehmenden Zuwachs erkennen lässt. Die Einzelwerte streuen dabei sehr stark und unterscheiden sich teilweise bei derselben Haltezeit um 200  $\mu\text{m}$ . Darüber hinaus sind in den Schliffbildern deutliche Einschlüsse und Fehlstellen innerhalb der Zinkschicht zu erkennen.

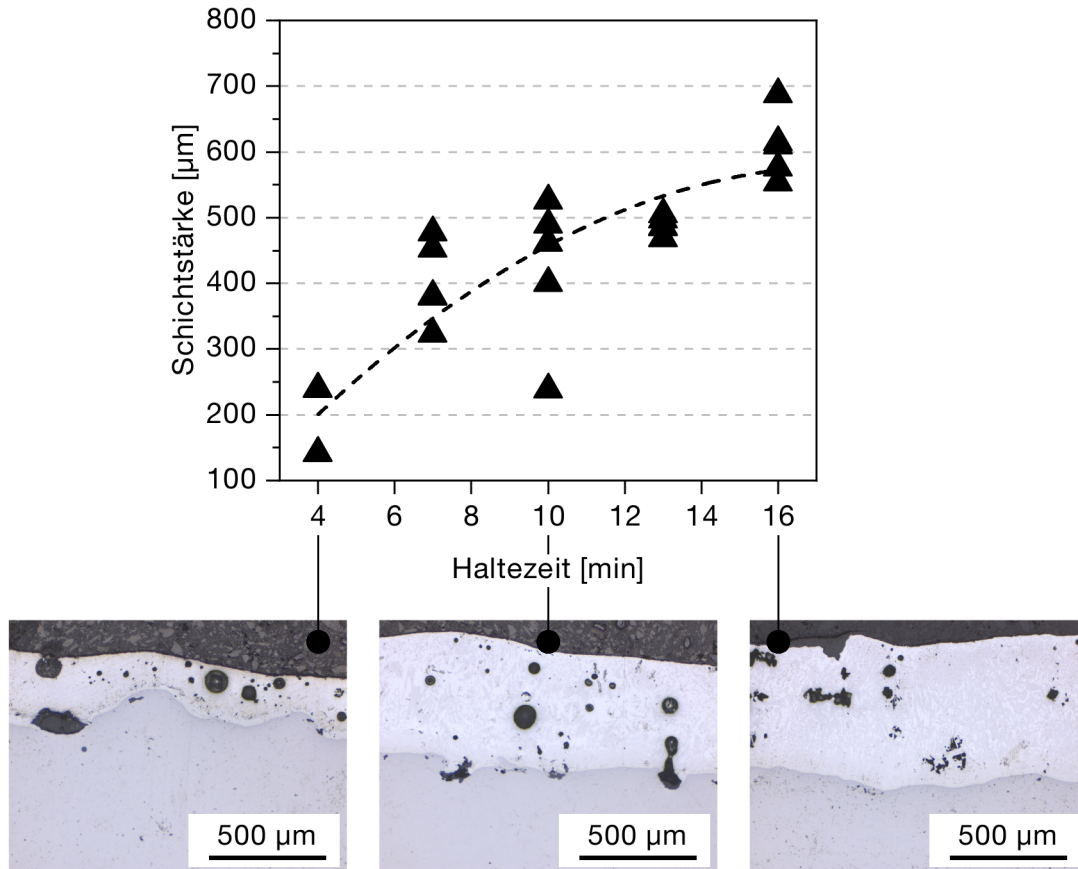


Abbildung 7.1: Zinkschichtstärke mit Trendlinie in Abhängigkeit der Haltezeit im Zinkbad gemessen auf Platten des Typs B

### 7.2.2 Korrosionswechseltest

Zur Prüfung der Korrosionsbeständigkeit wurden verzinkte Proben des Typs A und B mittels KWT getestet. Der Ablauf dieses Tests wurde im Stand der Technik unter 2.1.3 beschrieben. Abbildung 7.2 zeigt zunächst die blanke Zinkoberfläche auf einer Platte des Typs A nach 16 min Tauchzeit im Verzinkungsprozess. Des Weiteren ist das Erscheinungsbild der Oberfläche nach der vollen Testzeit von 6 Wochen KWT sowie jeweils nach halber und voller Testzeit einer Probe mit geringerer Zinkschichtstärke der Plattentypen A und B abgebildet. Alle dargestellten Bereiche befinden sich mittig auf den Platten.

Zunächst ist unabhängig von Probenart und Schichtstärke ein einheitliches Korrosionsverhalten zu erkennen. Nach der halben Testzeit von 3 Wochen findet sich nahezu flächendeckend ein weißes Prozessprodukt, das nur vereinzelt deutlich auf das darunterliegende Zink durchblicken lässt. Dazwischen finden sich gelbliche Bereiche von wenigen Millimetern Ausmaß. Nach 6 Wochen Testzeit hat sich das beschriebene Bild kaum verändert. Einzig die gelblichen Bereiche treten deutlicher hervor und erscheinen etwas größer.



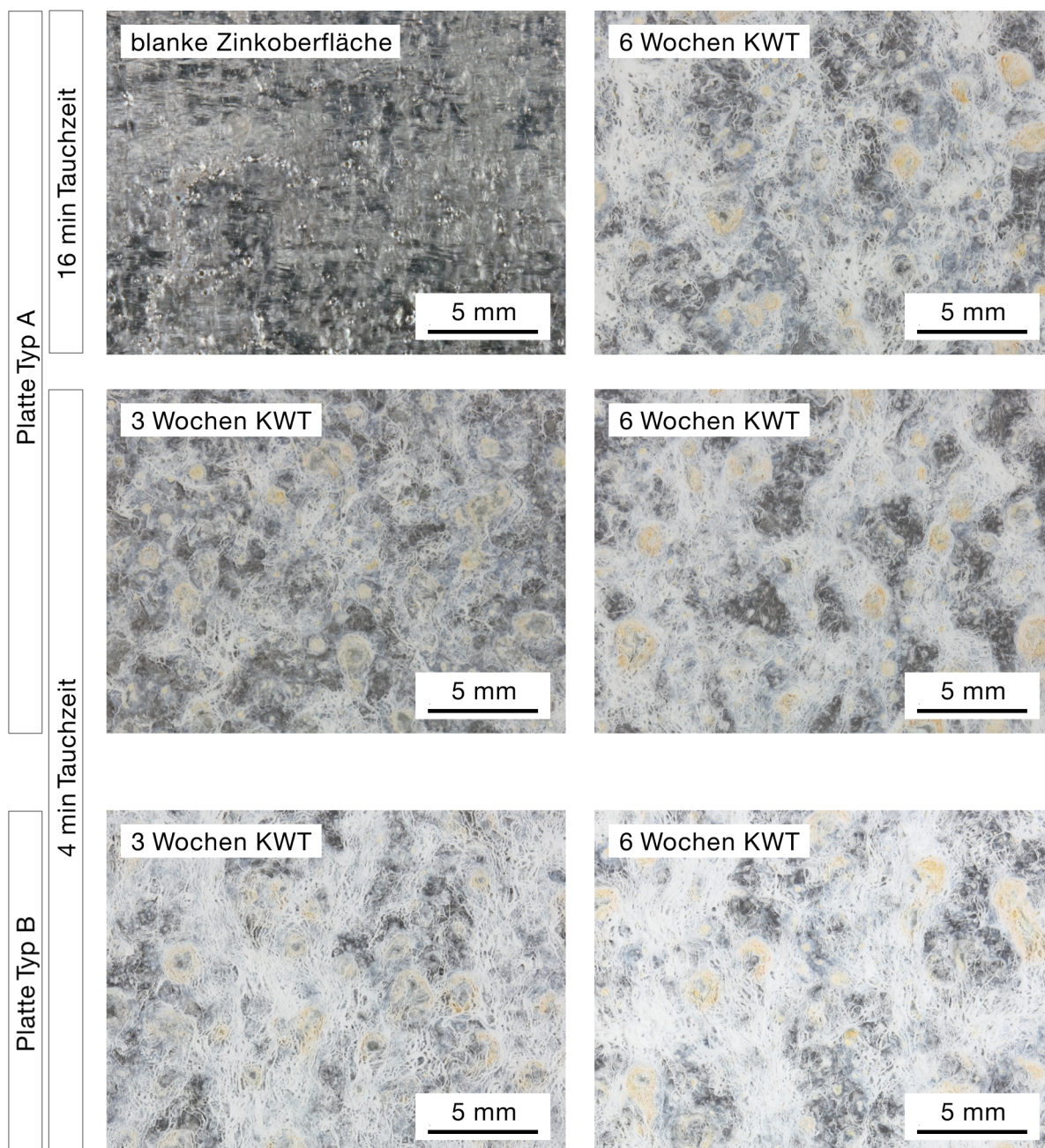


Abbildung 7.2: Zinkoberfläche auf Platte Typ A nach 16 min Tauchzeit und nach 6 Wochen KWT sowie nach 3 und 6 Wochen KWT bei 4 min Tauchzeit für Platten Typ A und B

Um die Beschaffenheit der aufgetretenen weißen und gelblichen Stoffe genauer zu untersuchen und insbesondere um zu beurteilen, ob eine Grundwerkstoffkorrosion vorliegt, wurde eine Röntgenphotoelektronenspektroskopie (englisch: *X-ray Photoelectron Spectroscopy*, XPS) durchgeführt. Abbildung 7.3 zeigt die beiden Spektren. Die Peaks wurden dabei nur den zugehörigen Elementen zugeordnet. Auf die Unterscheidung der Peaks innerhalb eines Elementes nach zugehörigen Atomorbitalen wird an dieser Stelle verzichtet, weil dies hier als nicht relevant erachtet wird.



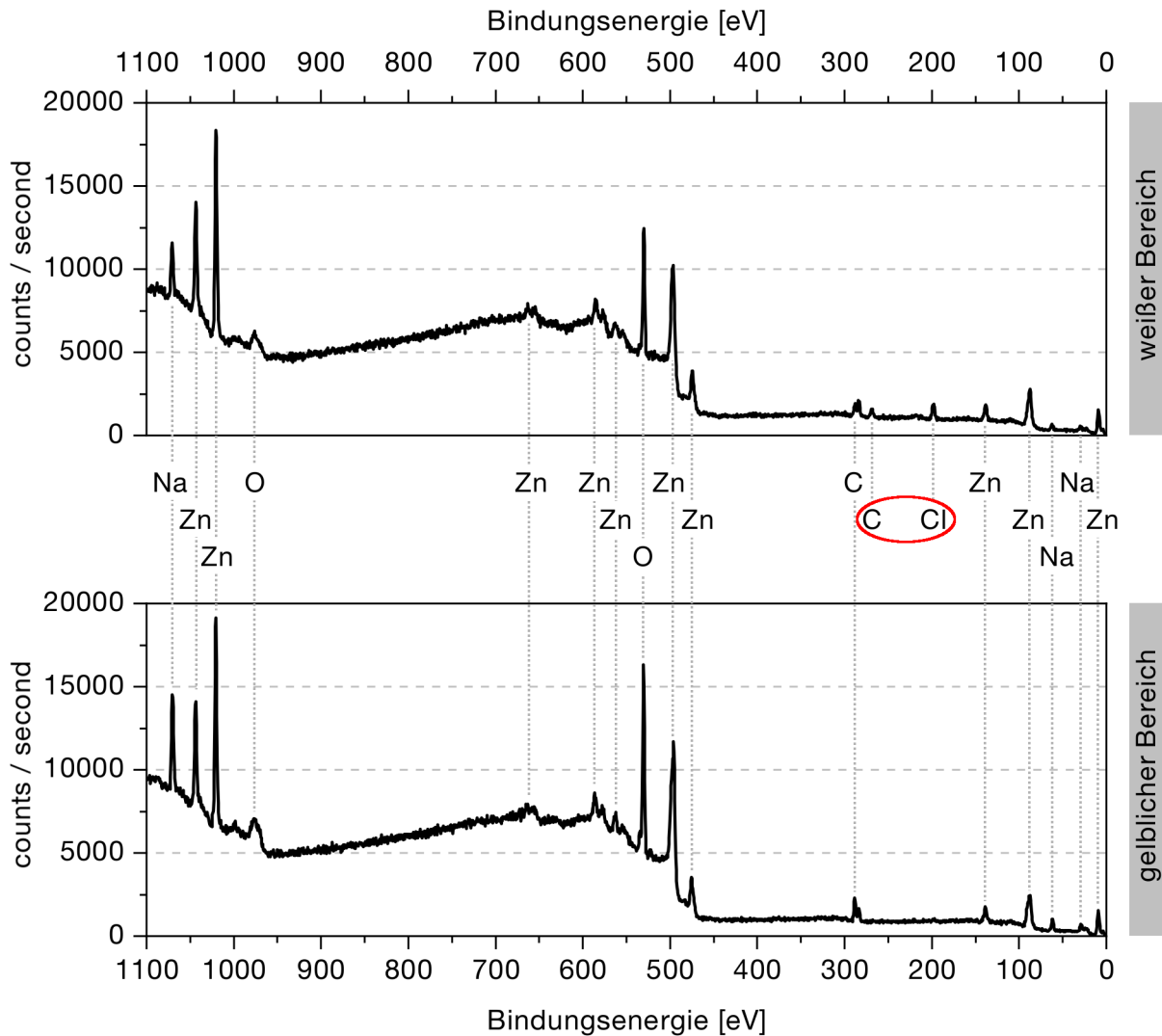


Abbildung 7.3: XPS-Messung auf weißem und gelblichem Bereich nach KWT an Platten Typ A

Mit zwei Ausnahmen sind die detektierten Peaks auf weißem und gelbem Bereich deckungsgleich. Zunächst finden sich vermehrt Nachweise von Zink aus der Beschichtung. Daneben können aber auch Natrium, Sauerstoff, Kohlenstoff und Chlor detektiert werden. Die genannten Ausnahmen bilden einer von zwei Kohlenstoff-Peaks und Chlor, welche nur auf dem weißen Bereich nachgewiesen werden konnten.

### 7.3 Diskussion

Mit den dargestellten Ergebnissen kann die hinreichende Beständigkeit gegenüber Korrosion belegt werden. Einflüsse des Gießverfahrens sind auszuschließen.

#### 7.3.1 Entwicklung der Schichtstärke

Durch Variation der Haltezeit im Zinkbad können unterschiedliche Schichtstärken erreicht werden. Dabei wurde deutlich, dass auf einer Probe die Messwerte der Schichtstärke einer starken

Streuung unterliegen. Dies ist auf die erhöhte Oberflächenrauheit des Gusses zurückzuführen, woraus eine starke lokale Varianz der Schichtstärke resultiert. Die Rauheitsspitzen und Rauheitstäler werden im Zinktauchbad umschlossen bzw. gefüllt. Dementsprechend variiert die messbare Schichtstärke je nachdem, ob im Bereich einer Rauheitsspitze oder eines Rauheitstales gemessen wird.

### **7.3.2 Korrosionsbeständigkeit**

Auf die Beständigkeit gegen Korrosion haben weder Oberflächenrauheit, noch die Schichtstärke in den jeweils betrachteten Bereichen eine Auswirkung. Das Korrosionsbild gestaltet sich einheitlich, wobei hinsichtlich der beobachteten weißen und gelben Prozessprodukte die XPS-Messung von höchster Relevanz ist.

Abgesehen vom detektierten Zink aus der Beschichtung wurde in beiden Bereichen (weiß und gelb) Sauerstoff und Kohlenstoff nachgewiesen. Diese sind mit hoher Wahrscheinlichkeit auf Reaktionen mit der Umgebungsluft zurückzuführen. Natrium und Chlor sind Relikte der Salzsprühphase aus dem KWT. Die Ergebnisse deuten daher auf die Präsenz von Natriumchlorid und Natriumcarbonat hin. Die wesentlichste Erkenntnis aber ist, dass auf beiden Bereichen kein Eisen nachgewiesen werden konnte. Damit ist auszuschließen, dass es während des Tests zur Korrosion des Grundwerkstoffs gekommen ist.

Aufgrund des einheitlichen und positiven KWT-Resultats wird daher – sofern nicht explizit anders angegeben – im weiteren Verlauf der Arbeit immer die kleinste der geprüften Schichtstärken (ca. 200  $\mu\text{m}$  nach 4 min Haltezeit im Zinkbad) appliziert.



## 8 Sicherstellung der Punktschweißbarkeit

Zunächst wird gezeigt, dass die Punktschweißbarkeit der Stahlgussbauteile nach dem Verzinken analog dem in Kapitel 7 beschriebenen Verfahren nicht mehr gegeben ist. Während es sich bei der Korrosionsbeständigkeit aber um eine (gemessen an der Bauteiloberfläche) globale Anforderung handelt, stellt die fahrzeugbaumotivierte Schweißbarkeit mittels Punktschweißen nur ein lokales Kriterium dar. Um dieses auch weiterhin zu erfüllen, können die Fügstellen wieder entzinkt werden. Hierzu ist es erstrebenswert, dies in nur einem Prozessschritt zu bewerkstelligen. Vor diesem Hintergrund kann ein mechanischer oder thermischer Zinkabtrag in Betracht gezogen werden. Beim mechanischen Abtrag (z. B. mittels Fräsen) besteht aber die Gefahr, dass aufgrund der gegebenen Oberflächenrauheit nicht nur Zink, sondern auch Grundmaterial zerspant wird. Insbesondere können so in den Übergangsbereichen scharfe Kanten und ungünstige Kerbwirkungen entstehen. Deshalb wird in dieser Arbeit ausschließlich die Möglichkeit des thermischen Zinkabtrags untersucht, welche mittels einer Puls laserbehandlung realisiert wurde. Dieses Verfahren wurde bereits in (Hofbauer, 2018) vorgestellt.

### 8.1 Vorgehen

Der Nachweis der Punktschweißbarkeit erfolgt über die zerstörende Prüfung der erzeugten Schweißpunkte. Dabei werden zwei Kriterien herangezogen. Zum einen wird die Verbindung wieder ausgeknöpft und der Durchmesser des Schweißpunktes  $d_p$  gemessen. Dabei muss ein Versagen der Fügepartner erreicht werden, ohne dass die Schweißverbindung selbst Schaden nimmt. Zum anderen wird die beim Punktschweißen entstehende Schweißlinse im Schliff vermessen. Der maßgebende Linsendurchmesser  $d_L$  stellt jedoch nicht den größten Durchmesser der Schweißlinse dar, sondern die räumliche Erstreckung in der Fügeebene zwischen den beiden Fügepartnern. Für Punkt- und Linsendurchmesser sind allgemein in Abhängigkeit der Stärke des dünneren Fügepartners Grenzwerte vorgegeben, die mindestens zu erreichen sind. Da die Einbindbarkeit in ein Karosserieumfeld zu bewerten ist, war dieser dünnere Fügepartner ein übliches Stahlblech aus dem Karosseriebau (CR380LA nach (Verband der Automobilindustrie e.V., 2016)) in 1,5 mm Stärke.

Für die Entzinkung der Fügstellen mittels Laser wird zunächst festgelegt, dass zur Erreichung bestmöglicher Voraussetzungen für das Punktschweißen je Fügepunkt der Stahlguss auf einer Kreisfläche von 20 mm Durchmesser von Zink freizulegen ist. Für den Laser wurde eine Spiralbahn definiert, welche aus der Mitte beginnend sukzessive diese bezeichnete Kreisfläche abfährt. Um erste Erkenntnisse zu Ursache-Wirkungs-Zusammenhängen zu erhalten und generell die Machbarkeit der lokalen Zinkzersetzung mittels Puls laser nachzuweisen, wurde zunächst eine Parameterstudie an Platten durchgeführt. Darauf basierend wurde die geeignetste Parameterkombination festgelegt, mit dem Ziel einer zuverlässigen und vollständigen Entfernung des

Zinks. Daten zur verwendeten Laserzelle finden sich in Tabelle 8.1. Die Pulslaserversuche wurden bei der *TRUMPF Laser- und Systemtechnik GmbH* durchgeführt.

Nach Anwendung der verbesserten Parameterkombination wurden Schweißversuche durchgeführt. Auf Basis des bestimmten Schweißbereichs ließ sich auch für das Punktschweißen eine anzuwendende Serieneinstellung ableiten. Darüber hinaus wurde auch die Punktqualität wie oben beschrieben untersucht. Abschließend wurde die Korrosionsbeständigkeit nach dem Punktschweißen bewertet.

*Tabelle 8.1: Randparameter der Laserzelle für die lokale Entzinkung mittels Pulslaser*

Parameter	Spezifikation
Wellenlänge	1030 nm
mittlere Leistung	2000 W
Frequenz	5 kHz - 250 kHz
Pulsenergie	max. 100 mJ
Pulsdauer	30 ns
Faserdurchmesser	0,4 mm
Brennweite	160 mm
Fokusbild	427 $\mu\text{m}$

## 8.2 Ergebnisse

Die Darstellung der Ergebnisse folgt der Chronologie des im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Vorgehens.

### 8.2.1 Punktqualität beim Schweißen verzinkter Proben

Die Schweißversuche mit verzinkten Proben (Typ A) wurden unter einer Schweißstromstärke von 8,2 kA durchgeführt. Wie in Abschnitt 8.2.4 hergeleitet wird, entspricht dies der Standardeinstellung für entzinkte Fügepunkte im untersuchten Parameterbereich. Abbildung 8.1 zeigt Vergrößerungen und ein Schliffbild zur Auswertung der Schweißpunktqualität. Es ist bereits im optischen Erscheinungsbild des Fügepunktes ein Mangel festzustellen. Es wird einseitig angeschmolzenes Zink aufgeworfen und bleibt nach der Erstarrung als Wulst am Rand des Fügepunktes zurück (Abbildung 8.1 oben links). Die Fügepunkte versagen teilweise beim Ausknöpfen. Der zu erreichende Mindestpunktdurchmesser  $d_{Pmin}$  beträgt 4,9 mm, der Mindestlinsendurchmesser in der Fügeebene  $d_{Lmin}$  liegt bei 4,3 mm. Beide werden nicht erreicht, wie die in Abbildung 8.1 gegebenen Messwerte (Mittelwert und STABW basierend auf der manuellen Vermessung von je fünf Schweißpunkten) belegen. Der Punktdurchmesser liegt mehr als 1 mm und der Linsendurchmesser mehr als 0,5 mm unter der Mindestanforderung. Dabei fällt der Punktdurchmesser im Vergleich zum Linsendurchmesser tendenziell geringer aus.

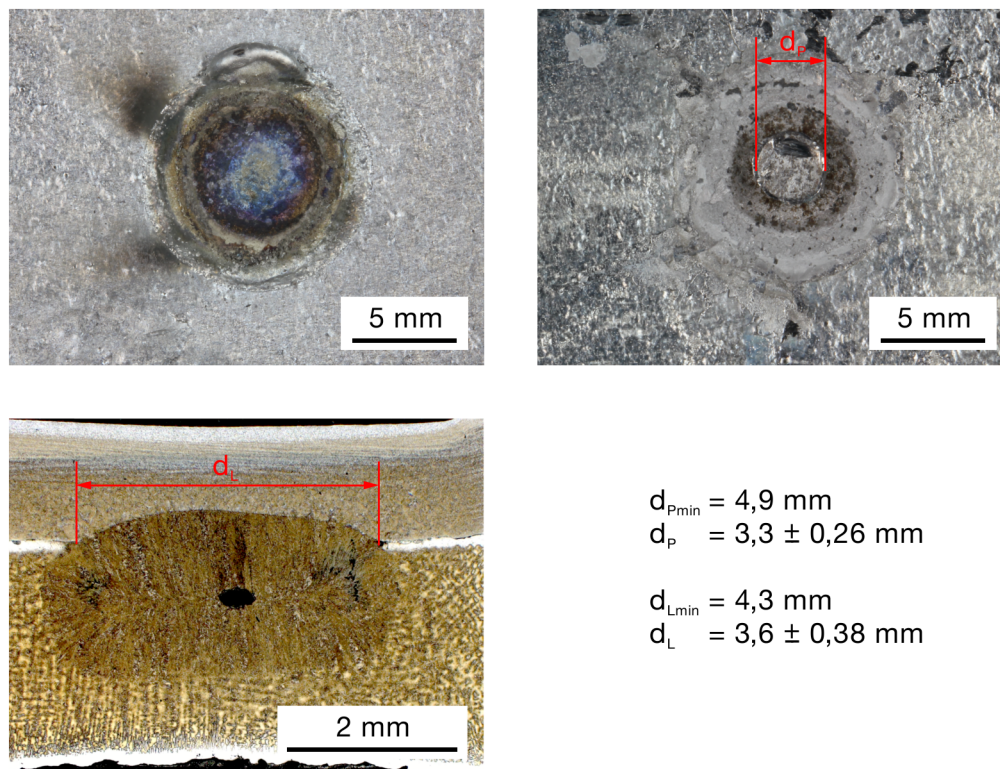


Abbildung 8.1: Schweißpunkt auf einer feuerverzinkten Stahlgussprobe (oben links) nach dem Ausknöpfen (oben rechts) und Schliffbild einer Schweißlinse (unten links)

### 8.2.2 Parameterstudie zum thermischen Entzinken

Die Ergebnisse des vorangegangenen Abschnitts unterstreichen die Notwendigkeit einer Zinkentfernung an den Fugestellen vor dem Punktschweißen. Die Parameterstudie zum Entzinken mittels Pulslaserbehandlung wurde an Platten des Typs B durchgeführt, um auch für höhere Rauheitswerte die Einstellungen für einen zuverlässigen Zinkabtrag zu finden. Basierend auf verschiedenen Vorversuchsreihen wurde eine Grundeinstellung festgelegt. Ausgehend davon wurden verschiedene Parameter nach der Zusammenstellung in Tabelle 8.2 variiert. Dieses Vorgehen reduzierte die abzutestenden Varianten durch die Vermeidung eines vollfaktoriellen Versuchsplans mit sechs Variablen und bis zu sieben Einstellungen je Variable. Für jede einzelne Einstellungsvariante wurden vier Kreisflächen entzinkt. Durch Variation der Proben und Nutzung von Vorder- und Rückseiten wurde sichergestellt, dass sich jeder Kreis einer Einstellung auf einer anderen Probenoberfläche befand. Für die Auswertung des absoluten Schichtabtrags wurden drei der angefertigten Kreise betrachtet und an je zwei gegenüberliegenden Stellen im Schliffbild vermessen. Dadurch wurden für jede Einstellung sechs Absolutwerte für den Zinkabtrag gewonnen. Zusätzlich wurde für jeden Zusammenhang anhand der ermittelten Abtragswerte der Korrelationskoeffizient berechnet. Dieser spiegelt die Linearität eines Zusammenhangs wider (Arens et al., 2018). Der Korrelationskoeffizient kann Werte zwischen -1 und +1 annehmen, wobei +1 bedeutet, dass in dem bewerteten Ursache-Wirkungs-Zusammenhang ein steigender X-Wert gleichermaßen steigende Y-Werte bedingt. Gleichermäßen fallende Y-Werte

Tabelle 8.2: Im Rahmen der Parameterstudie variierte Einstellungen, wobei der separat gerahmte Bereich den Grundeinstellungen entspricht

Laserleistung [W]	Frequenz [kHz]	Puls- überlappung [%]	Linien- überlappung [%]	z-Abstand [mm]	Wiederholungen [-]
1000					
1200	50				
1400	100			157	
1600	150	93	0	158	
1800	200	95	25	159	1
<b>2000</b>	<b>250</b>	<b>96</b>	<b>50</b>	<b>160</b>	<b>3</b>
		97	75	161	6
		99	90	162	9
				163	

würden sich in einem Koeffizienten gleich -1 ausdrücken. Andere, nichtlineare mathematische Zusammenhänge können durch den Korrelationskoeffizienten nicht festgestellt werden. Lediglich je näher der Betrag des Korrelationskoeffizienten an Null liegt, desto unähnlicher ist die Verteilung der Messwerte einem linearen Zusammenhang. Wenngleich so nur die Linearität bewertet werden kann, ist dies dennoch in erster Näherung ein guter Indikator für die Beeinflussbarkeit des Prozessergebnisses.

### Frequenz

Abbildung 8.2 oben zeigt einen deutlichen Zusammenhang zwischen der Frequenz und dem Zinkabtrag. Im betrachteten Bereich zwischen 50 kHz und 250 kHz nimmt der Abtrag näherungsweise linear von etwa 25  $\mu\text{m}$  auf 200  $\mu\text{m}$  zu. Die Streuung der Werte liegt bei etwa 50-100  $\mu\text{m}$ .

Die Linearität des Zusammenhangs im betrachteten Bereich wird durch die Trendlinie und den Korrelationskoeffizienten von +0,92 belegt, wobei der gekennzeichnete Ausreißer bei 250 kHz von der Berechnung ausgeschlossen wurde. Wie auch das zugehörige Schlibfbild zeigt, wird die Zinkschicht bei 250 kHz nahezu vollständig abgetragen.

### Laserleistung

In Abbildung 8.2 unten ist der erzielte Zinkabtrag in Abhängigkeit der Laserleistung zu sehen. Bei 1000 W konnte ein vergleichsweise konstanter Abtrag von 100-125  $\mu\text{m}$  erreicht werden. Mit zunehmender Laserleistung steigt der Abtrag zunächst an, bevor ab 1600 W keine deutliche Steigerung mehr erfolgt, sondern die Abtragswerte in etwa stagnieren. Anzumerken ist die deutliche Zunahme der Streuung der Ergebnisse mit zunehmender Laserleistung. Bei 2000 W unterscheiden sich die erreichten Abtragswerte um  $>150 \mu\text{m}$ .

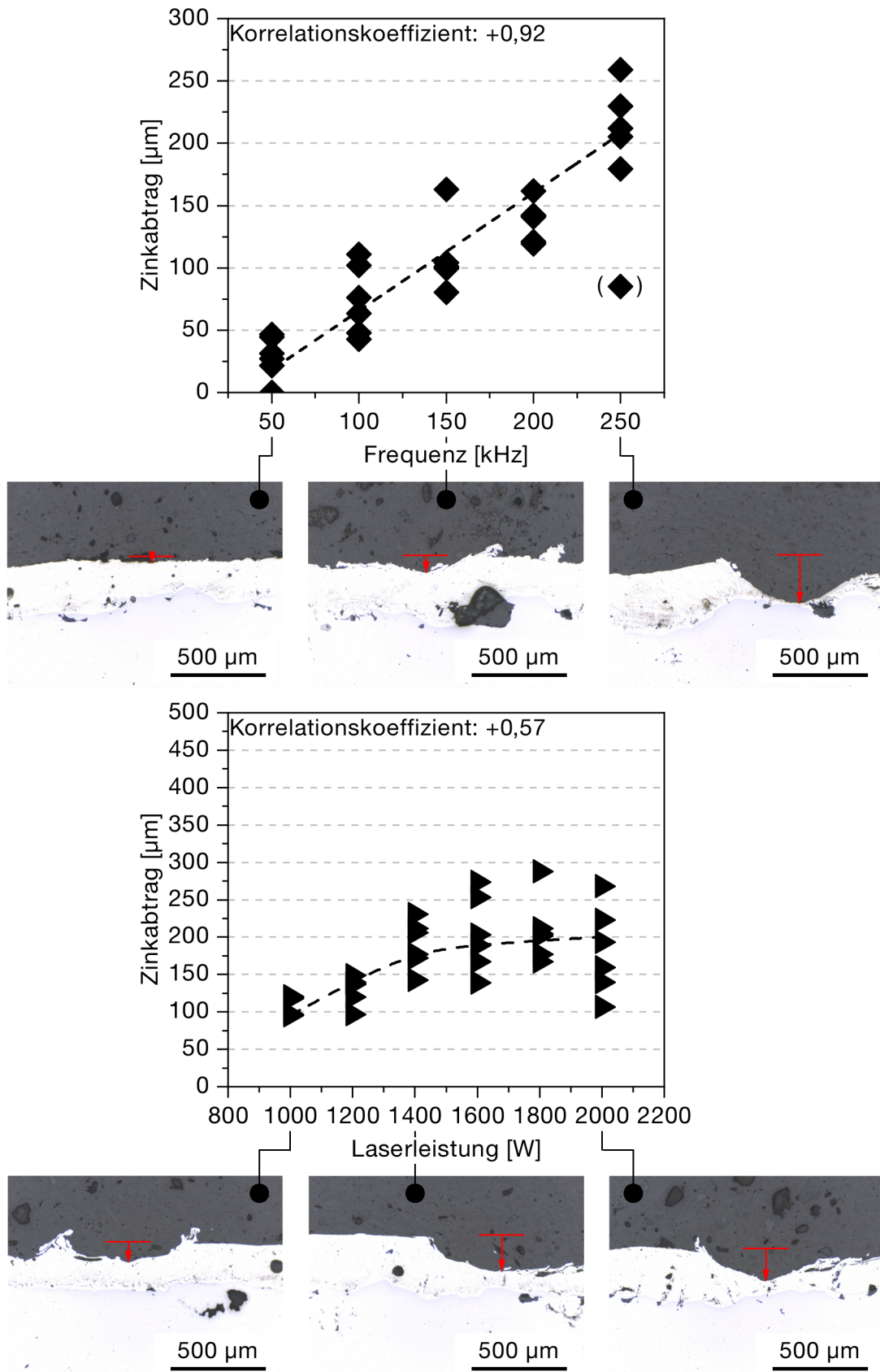


Abbildung 8.2: Zinkabtrag in Abhängigkeit der Frequenz (oben) und der Laserleistung (unten) mit Trendlinien und exemplarischen Schliffbildern mit eingezeichneten Abtragstiefen



Die Trendlinie deutet ein asymptotisches Verhalten an. Dementsprechend moderat gestaltet sich der Korrelationskoeffizient mit einem Wert von +0,57.

### **Wiederholungen**

Die Variation der Wiederholungen wurde mit betrachtet, um mit einem Parametersatz, der nur zu einem geringen Schichtabtrag führt, dennoch durch mehrere Überfahrten die Zinkschicht vollständig entfernen zu können. Die Abhängigkeit des Zinkabtrags von diesen Wiederholungen zeigt Abbildung 8.3 oben. Hier ist, wie bereits für die Laserleistung, die Andeutung eines Grenzwerts festzustellen. Die Abtragstiefe steigt beginnend mit der ersten Überfahrt bis zur sechsten Wiederholung von im Mittel 100  $\mu\text{m}$  auf 250  $\mu\text{m}$  und scheint dann bei weiteren Überfahrten in guter Näherung konstant zu bleiben. Die Streuung der Messwerte fällt im Vergleich zu den anderen Auswertungen groß aus und liegt bei 150  $\mu\text{m}$  bis 200  $\mu\text{m}$ .

Der Korrelationskoeffizient, für dessen Berechnung der markierte Ausreißer bei der ersten Überfahrt nicht berücksichtigt wurde, liegt bei +0,56. Dies bestätigt die qualitative Ähnlichkeit des Verlaufs mit der bereits gezeigten Abhängigkeit des Abtrags von der Laserleistung.

### **Pulsüberlappung**

In Abhängigkeit von der Pulsüberlappung ist für den Zinkabtrag ein in guter Näherung exponentieller Anstieg festzustellen (s. Abbildung 8.3 unten). Beginnend bei Werten um 100  $\mu\text{m}$  bei 93 % kann der Abtrag auf nahe 700  $\mu\text{m}$  bei 99 % Pulsüberlappung gesteigert werden. Die Streubreite der Abtragswerte liegt ähnlich wie in den bereits behandelten Zusammenhängen bei etwa 100  $\mu\text{m}$ .

Der von der Trendlinie angedeutete exponentielle Zusammenhang wird durch den Korrelationskoeffizient von +0,89 unterstützt. Wie durch das Schliffbild bei 99 % Überlappung belegt wird, wird jedoch (anders als bei den soweit betrachteten Parametern) bei entsprechenden Wirkungstiefen auch das Grundmaterial abgetragen.

### **Linienüberlappung**

Ein der Pulsüberlappung ähnliches Bild zeigt die Auswertung der Linienüberlappung in Abbildung 8.4 oben. Auch hier deutet sich ein exponentieller Zusammenhang an, bei etwa gleichen Abtragsstärken von etwa 100  $\mu\text{m}$  bei 0 % und 500  $\mu\text{m}$  und mehr bei 90 % Linienüberlappung. Die Streubreite der Werte liegt anfangs erneut bei etwa 100  $\mu\text{m}$ , nimmt ab 75 % Überlappung aber noch deutlich zu.

Die Ähnlichkeit zum qualitativen Verlauf des Zusammenhangs mit der Pulsüberlappung spiegelt sich auch im Korrelationskoeffizienten von +0,83 wider. Ebenso ist, bei Abtragstiefen die

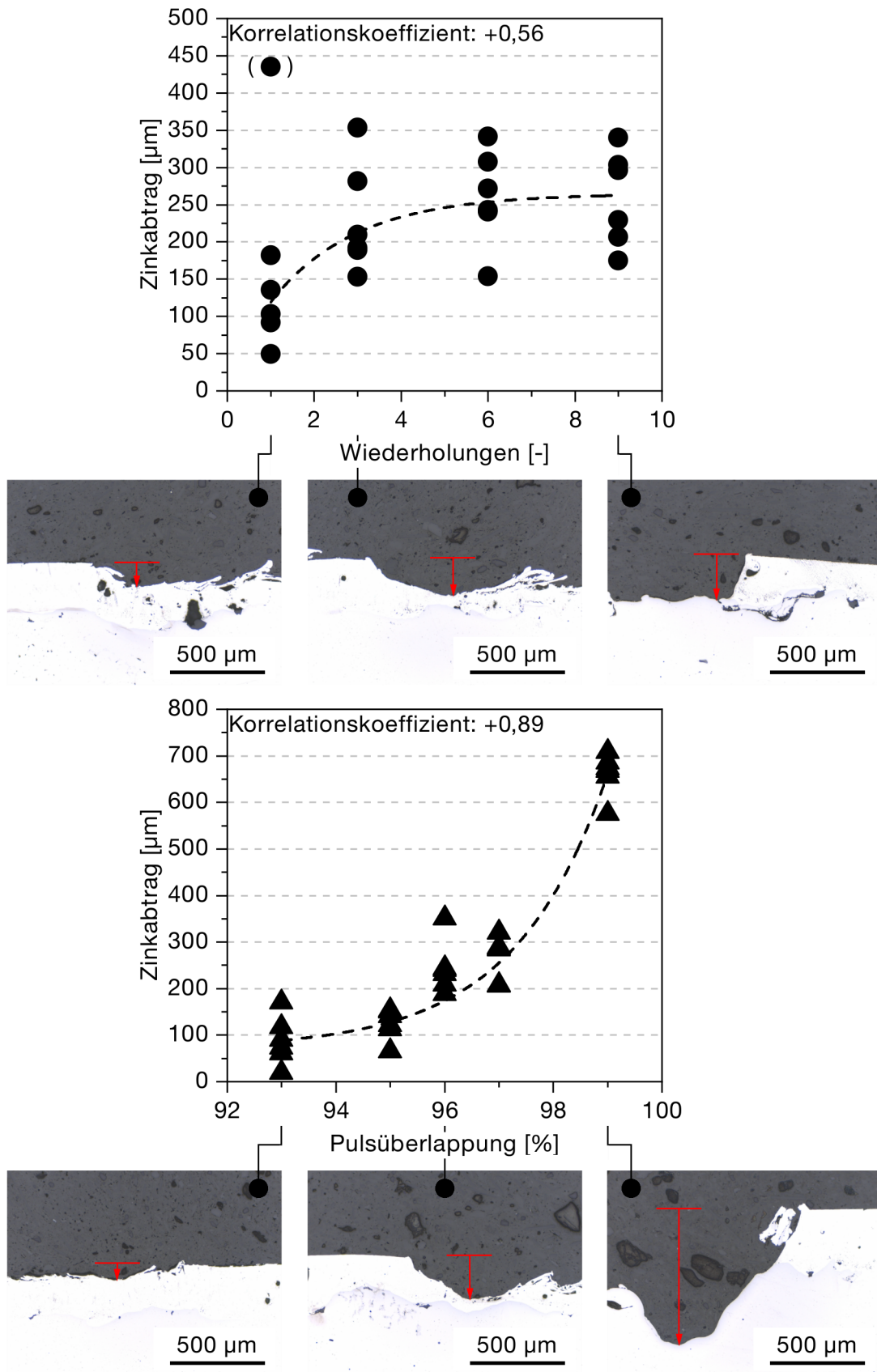


Abbildung 8.3: Zinkabtrag in Abhängigkeit der Wiederholungen (oben) und der Pulsüberlappung (unten) mit Trendlinien und exemplarischen Schlißbildern mit eingezeichneten Abtragstiefen

die Zinkschichtstärke übersteigen, ein deutlicher Abtrag des Grundmaterials zu erkennen (s. Schliffbild bei 90 % Linienüberlappung in Abbildung 8.4 oben).

### **z-Abstand**

Der Abstand der Laseroptik zur Probe im Versuchsaufbau betrug in der Grundeinstellung 160 mm, was genau der Brennweite entspricht. Abbildung 8.4 unten zeigt, dass der Zinkabtrag bei zunehmendem Abstand nahezu unverändert bei im Mittel etwa 200  $\mu\text{m}$  bleibt. Wird hingegen der Abstand reduziert, ist eine weitere Steigerung des Abtrags um ca. 70  $\mu\text{m}$  zu erreichen. Die Werte streuen dabei um 100  $\mu\text{m}$  bis 150  $\mu\text{m}$ .

Der Abstand bietet daher nur bedingte Einflussmöglichkeiten auf den Zinkabtrag, was auch durch den Korrelationskoeffizienten von -0,40 verdeutlicht wird.

### **8.2.3 Festlegen von Serienparametern**

Als Basis für die Parameterstudie wurde eine Grundeinstellung festgelegt, anhand der die einzelnen Parameter variiert wurden. Basierend auf den Ergebnissen wurde der in Tabelle 8.3 zusammengestellte Parametersatz für die Serienanwendung abgeleitet. Die detaillierte Begründung und Entscheidungsfindung für diese Serienparameter geht aus der Diskussion der Ergebnisse in Abschnitt 8.3.2 hervor.

Die Funktionalität der gewählten Parameter belegt Abbildung 8.5. Diese zeigt exemplarisch einen freigelegten Punkt auf einer Probepatte des Typs A sowie Schliffbilder des freigelegten Bereichs und des Übergangsbereichs. Es ist eindeutig die vollständige Entfernung der Zinkschicht zu erkennen. Weiterhin wird eine scharfe Grenze des entzinkten Bereichs zum unberührten Bereich ohne erkennbare Übergangzone realisiert. Das voll im freigelegten Bereich liegende Schliffbild zeigt aber auch, dass die Gussoberfläche durch die Lasereinwirkung eine Umstrukturierung erfahren hat. Dennoch ist der Abtrag des Grundmaterials nur gering, was anhand der nahezu unveränderten Tiefe der WBH-bedingten Randschichtentkohlung belegt werden kann. Hätte ein merklicher Grundmaterialabtrag stattgefunden, so würde dadurch auch die Tiefe der entkohlten Randschicht reduziert. Dies ist aber in den Schliffbildern im Vergleich zu

*Tabelle 8.3: Grundeinstellung der Parameterstudie und Serienparameter der Laserentzinkung*

<b>Parameter</b>	<b>Einheit</b>	<b>Grundeinstellung</b>	<b>Serieneinstellung</b>
Laserleistung	[W]	2000	2000
Frequenz	[kHz]	250	250
Pulsüberlappung	[%]	96	97
Linienüberlappung	[%]	50	50
z-Abstand	[mm]	160	160
Wiederholungen	[-]	3	9

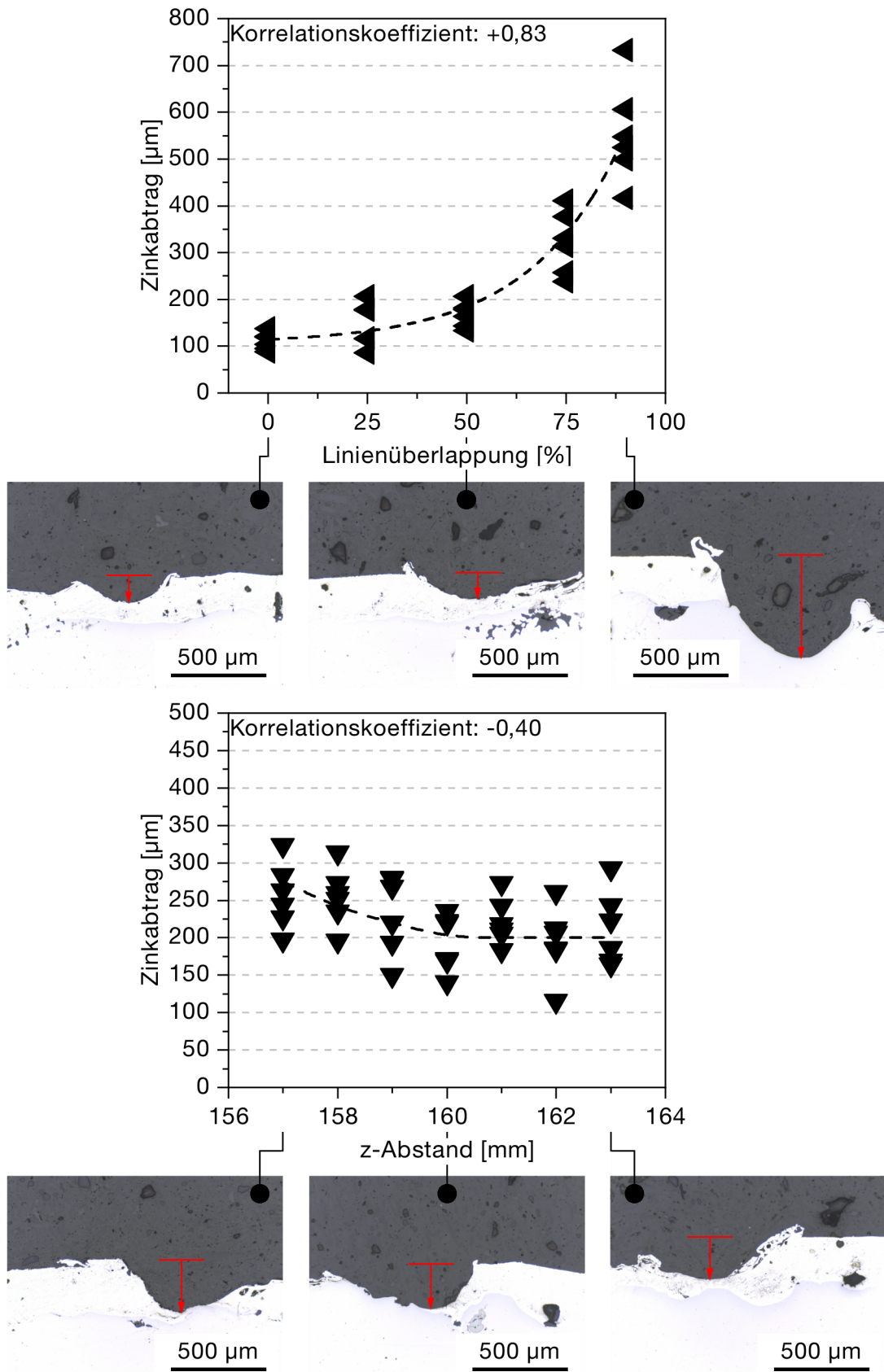


Abbildung 8.4: Zinkabtrag in Abhängigkeit der Linienüberlappung (oben) und des z-Abstands (unten) mit Trendlinien und exemplarischen Schlißbildern mit eingezeichneten Abtragstiefen

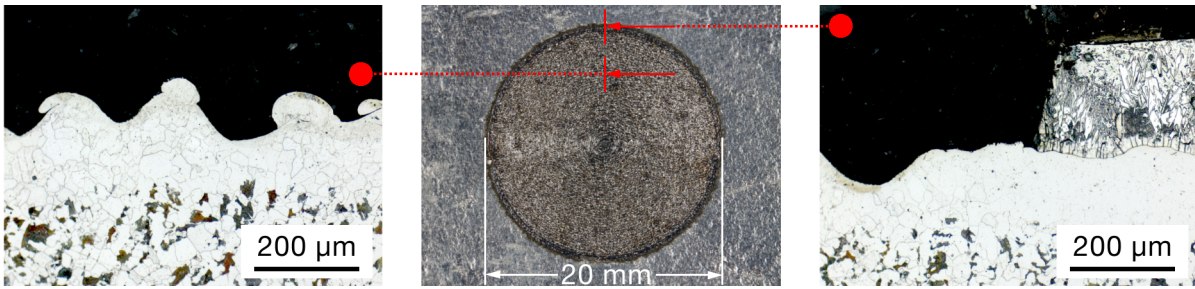


Abbildung 8.5: Freigelegte Fugestelle auf einer Platte Typ A mit Schlibfbildern des freigelegten Bereichs (links) und des Übergangsbereichs (rechts), wobei durch die Pfeile die Blickrichtung angegeben wird

dem Bereich des Grundmaterials, welches nach wie vor von Zink bedeckt ist, also nicht vom Laser bearbeitet wurde, nicht erkennbar.

#### 8.2.4 Qualitätsanalyse der Fügeverbindung

Vorgreifend auf die Schweißversuche (die allesamt an Proben des Typs A durchgeführt wurden) wurde die Oberflächenrauheit der untersuchten Zustände gemessen, um die topologischen Gegebenheiten an den Fugestellen zu erfassen. Wie Abbildung 8.6 zeigt, unterscheiden sich die untersuchten Zustände dabei ganz wesentlich. Grundlage für die Darstellung sind Messungen auf drei Proben je Zustand. Die Oberflächenrauheit wird durch die Tauchverzinkung deutlich verringert. Der  $R_z$ -Wert wird im Mittel um ca. 30 % auf unter 80 µm gesenkt. Ähnlich verhält es sich mit dem  $R_a$ -Wert, der prozentual etwa um den gleichen Faktor auf 40 µm fällt. Nach der Puls laserbehandlung übertreffen die Rauheitswerte auch die ursprünglichen Werte der Gussoberfläche und liegen dann bei 170 µm ( $R_z$ ) bzw. 32 µm ( $R_a$ ).

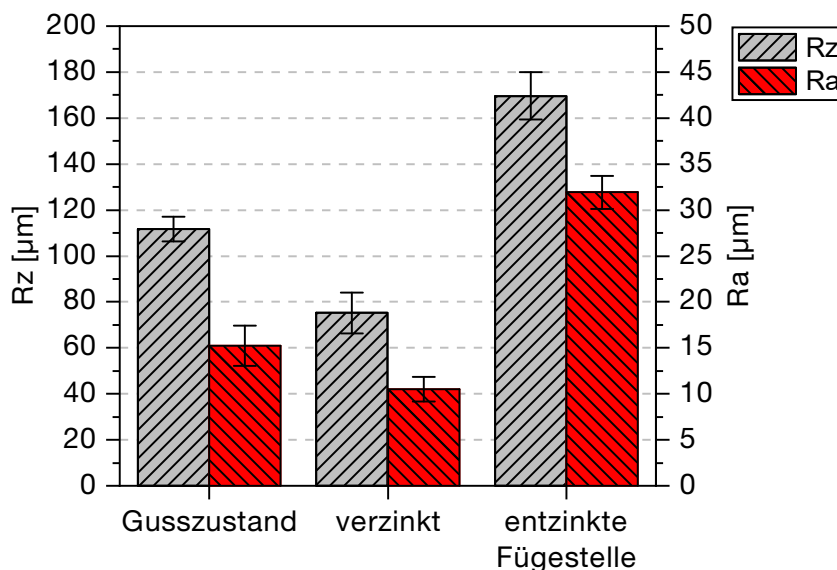


Abbildung 8.6: Entwicklung der Oberflächenrauheitswerte  $R_z$  und  $R_a$  im Prozessverlauf zu den jeweiligen Zuständen

## Bestimmung des Schweißbereichs

Zu Beginn der Schweißversuche wird der Schweißbereich untersucht. Dieser definiert sich über die Stromstärke beim Punktschweißen. Die Stromstärke, unter der die erzeugten Schweißpunkte und –linsen die Mindestanforderungen an Punkt- und Linsendurchmesser gerade erfüllen, wird als untere Grenze verstanden. Die obere Grenze entspricht der Maximaleinstellung, für die bei Überschreitung vermehrt Schweißspritzer auftreten. Es wird gefordert, dass sich der Schweißbereich mindestens über 1,5 kA erstreckt. Wie aus Abbildung 8.7 hervorgeht, ist dies sowohl für den unverzinkten Guss, als auch für die freigelegte Fügestelle einer feuerverzinkten Probe erfüllt.

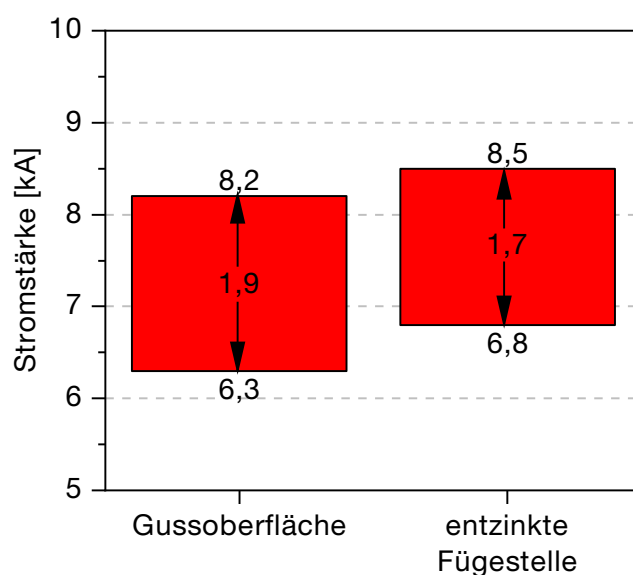


Abbildung 8.7: Entwicklung des Schweißbereichs für Gussoberfläche und durch Puls laser freigelegte Fügestelle

In beiden Fällen beträgt der Schweißbereich mehr als die geforderten 1,5 kA. Mit 1,7 kA ist der Schweißbereich der entzinkten Fügepunkte geringfügig kleiner als der der unbeschichteten Gussoberfläche mit 1,9 kA. Auch ist eine Verschiebung der Grenzen hin zu größeren Werten festzustellen. Die Untergrenze wird um 0,5 kA erhöht, die Obergrenze um 0,3 kA im Vergleich zum unbeschichteten Guss.

## Serieneinstellung für das Punktschweißen und Bestimmung der Punktqualität

Analog zu Abschnitt 8.2.3 für die Laserentzinkung, wird nun auch ein Serienparameter für das Punktschweißen festgelegt. Basierend auf Erfahrungswerten wird der für eine potenzielle Serienanwendung einzustellende Schweißstrom 0,3 kA unterhalb der Obergrenze definiert. Für unbeschichteten Guss entspricht dies 7,9 kA und für die durch Laser freigelegten Fügstellen



auf feuerverzinktem Guss 8,2 kA. Der Nachweis der Funktionalität des Parameters wird im Zuge der Analyse der Fügunkte in den nachfolgenden Abschnitten erbracht.

### *Punktdurchmesser*

Ein exemplarisches Bild eines ausgeknöpften Punktes je einer unbeschichteten und laserentzinkten Probe zeigt Abbildung 8.8. Wie zu erkennen ist, liegt in beiden Fällen ein Versagen des dünneren Fügepartners (des Blechs) vor. Der Schweißpunkt selbst hat keine offensichtliche Beschädigung erlitten, was auch an allen anderen geprüften Fügstellen festzustellen war. Zur quantifizierten Bewertung wurden manuell die Durchmesser der ausgeknöpften Punkte ermittelt. Die Ergebnisse dessen sind in Tabelle 8.4 zusammengefasst. Für den Serienparameter (unbeschichteter Guss: 7,9 kA, entzinkte Fügstelle: 8,2 kA) wurden dazu 30 Punkte berücksichtigt, die in unmittelbarer Folge und spritzerfrei ausgeführt wurden. Für Ober- und Untergrenze wurden ergänzend vier Punkte vermessen. Die Mindestanforderung  $d_{Pmin}$  für den Punktdurchmesser nach Ausknöpfen liegt analog zu Abschnitt 8.2.1 bei 4,9 mm. Wie den Zahlenwerten zu entnehmen ist, wird diese Grenze bei Anwendung des Serienparameters übertroffen. Die entzinkten Proben weisen dabei im Mittel 0,8 mm größere Punktdurchmesser auf als die auf unbeschichtetem Guss. Diese Differenz ist auch an der Untergrenze zu beobachten, wenngleich sie dort mit 0,3 mm geringer ausfällt. Die Werte liegen dabei mit 5,2 mm bzw. 5,5 mm definitionsgemäß knapp über der Qualitätsgrenze von 4,9 mm. Im Punktdurchmesser an der Obergrenze ist kein wesentlicher Unterschied zwischen unbeschichtetem und entzinktem Guss festzustellen.

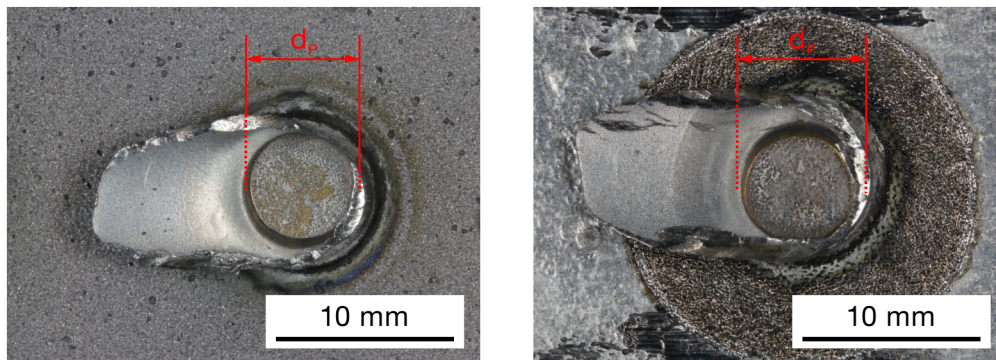


Abbildung 8.8: Ausgeknöpfter Schweißpunkt auf einer unbeschichteten Stahlgussprobe (links) und einer feuerverzinkten Probe mit durch Pulslaser freigelegter Fügstelle (rechts)

Tabelle 8.4: Mittelwert und STABW der Punktdurchmesser auf unbeschichtetem Guss und Proben mit nach Feuerverzinken freigelegten Fügstellen

$d_{Pmin} \geq 4,9 \text{ mm}$	unbeschichtet	freigelegte Fügstellen
<b>Obergrenze</b>	$8,9 \pm 0,08 \text{ mm}$	$8,8 \pm 0,25 \text{ mm}$
<b>Serienparameter</b>	$7,4 \pm 0,25 \text{ mm}$	$8,2 \pm 0,37 \text{ mm}$
<b>Untergrenze</b>	$5,2 \pm 0,11 \text{ mm}$	$5,5 \pm 0,19 \text{ mm}$

### Linsendurchmesser

Für die Bewertung der Schweißlinsen zeigt Abbildung 8.9 ausgewählte Schliffbilder einer unbeschichtet und einer nach Freilegen der Fügestelle geschweißten Probe. Die Auswertung der Linsendurchmesser in der Fügeebene von je drei Fügepunkten findet sich in Tabelle 8.5. Der Minstdurchmesser liegt (erneut analog zu Abschnitt 8.2.1) bei 4,3 mm. Die Werte zeigen, dass die Mindestanforderung bei Anwendung des Serienparameters um mehr als 2 mm übertroffen wird. Die Durchmesser an der Untergrenze liegen erneut definitionsgemäß knapp über der Qualitätsgrenze. Im Gegensatz zu den Werten von unbeschichtetem Guss steigen die Werte bei entzinkten Fügestellen nicht mit der angewandten Stromstärke an, sondern von Serienparameter zu Obergrenze ist ein Rückgang von im Mittel 0,8 mm zu verzeichnen.

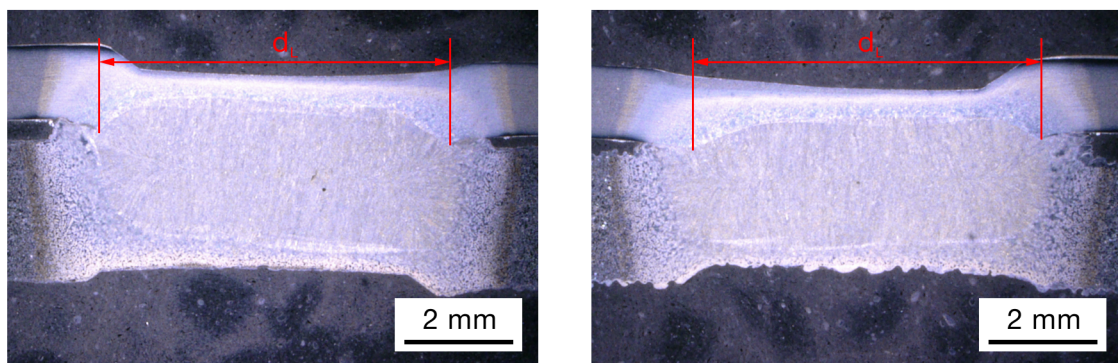


Abbildung 8.9: Punktschweißlinsen einer unbeschichteten Stahlgussprobe (links) und einer feuerverzinkten Probe mit durch Puls laser freigelegter Fügestelle (rechts)

Tabelle 8.5: Mittelwert und STABW des Durchmessers der Schweißlinsen in der Fügeebene bei unbeschichtetem Guss und nach Feuerverzinken freigelegten Fügestellen

$d_{Lmin} \geq 4,3 \text{ mm}$	unbeschichtet	freigelegte Fügestellen
<b>Obergrenze</b>	$6,5 \pm 0,41 \text{ mm}$	$5,9 \pm 0,71 \text{ mm}$
<b>Serienparameter</b>	$6,4 \pm 0,09 \text{ mm}$	$6,7 \pm 0,21 \text{ mm}$
<b>Untergrenze</b>	$4,9 \pm 0,06 \text{ mm}$	$4,8 \pm 0,07 \text{ mm}$

Im Übrigen kann zur Abschätzung des größten Schweißlinsendurchmessers auch die im Stand der Technik gegebene Faustformel nach Dilthey (2006) angewandt werden, woraus sich nach Formel 8.1 7,5 mm ergeben.

$$d = 5 \cdot s = 5 \cdot 1,5 \text{ mm} = 7,5 \text{ mm} \quad (\text{Formel 8.1})$$

Aus den gegebenen Messwerten in Tabelle 8.5 und Abbildung 8.9 kann gefolgert werden, dass diese Abschätzung für den betrachteten Prozess in erster Näherung zutreffend ist.



### 8.2.5 Korrosionsbeständigkeit nach dem Punktschweißen

Abschließend ist nachzuweisen, dass auch bei Bauteilen, deren Fügstellen zum Zweck des Punktschweißens entzinkt wurden, ein adäquater Korrosionsschutz besteht bzw. realisiert werden kann. Hierzu wurden Fügstellen auf Platten des Typs A sowie auf einem Strukturbauteil freigelegt und mittels Punktschweißen mit Karosseriebaublechen (analog den Schweißversuchen in Abschnitt 8.2.4) gefügt. Der Verbund wurde dann in zwei Ausführungsvarianten dem KWT unterzogen:

- ohne weitere Bearbeitung
- mit PVC-Abdeckung des freigelegten Bereiches

Abbildung 8.10 zeigt die Resultate des KWT nach der vollständigen Testzeit von 6 Wochen. Es ist eine deutliche Rotrostbildung im entzinkten Bereich der Fügestelle zu erkennen. Bereiche, die nach wie vor von Zink bedeckt sind, weisen keine Auffälligkeiten auf (analog KWT-Ergebnisse unter Abschnitt 7.2.2). Dies gilt für die Platten wie für das Strukturbauteil gleichermaßen. Eine Abdeckung des entzinkten Bereichs mit PVC unterbindet in beiden Fällen die Korrosion des freiliegenden Grundwerkstoffs. Wie in Abbildung 8.10 ebenfalls deutlich wird, ist am standardmäßig verzinkten Karosseriebaublech (dem Fügepartner) nach 6 Wochen KWT

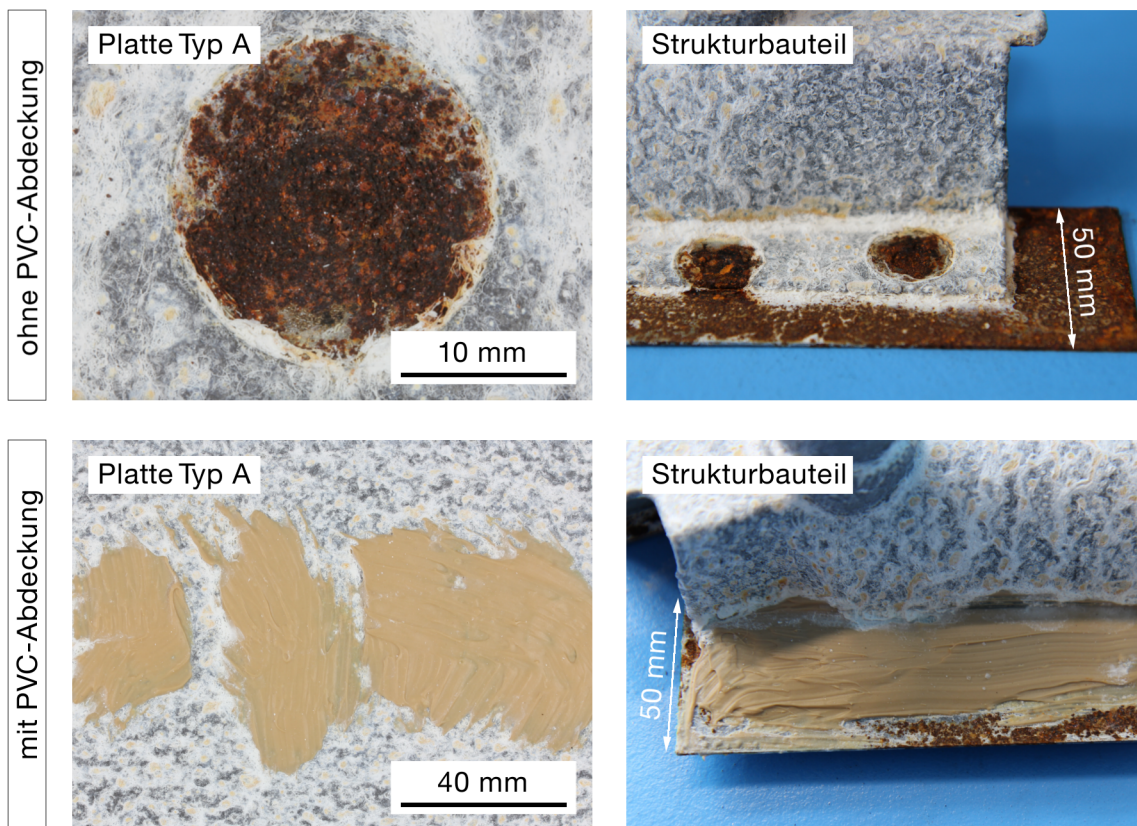


Abbildung 8.10: KWT-Resultat von entzinkten und punktgeschweißten Fügstellen auf einer Platte und einem Strukturbauteil mit und ohne PVC-Abdeckung

flächendeckend Grundwerkstoffkorrosion festzustellen, während die Zinkschicht auf den Gussteilen den korrosionsfördernden Testbedingungen standhält.

### 8.3 Diskussion

Die Punktschweißbarkeit ist unter der aufgetragenen Verzinkung auf dünnwandigem Stahlguss nicht gegeben. Durch lokales Entzinken der Fügstellen mittels Pulslaser kann diese aber wiederhergestellt werden. Der Nachweis der hinreichenden Qualität der Schweißpunkte wurde erbracht. Wenn auch für die gefügten Punkte Korrosionsbeständigkeit sichergestellt werden muss, ist eine zusätzliche Abdeckung nach dem Fügen unerlässlich.

Die Ergebnisse lassen nicht darauf schließen, dass die Funktionalität dieses Prinzips (Wiederherstellung der Punktschweißbarkeit durch Entzinkung mittels Pulslaser) auf anderen Oberflächen (insbesondere anderen Gussoberflächen) mit gleichartiger Verzinkung nicht mehr gegeben ist.

#### 8.3.1 Schweißen ohne Entzinkung

Die Unerlässlichkeit der Freilegung der Fügstellen wird durch die Schweißversuche auf verzinktem Stahlguss belegt. Das Aufwerfen von angeschmolzenem Zink kann zu Problemen in einer möglichen Lackierung führen. Weder der Punktdurchmesser nach Ausknöpfen, noch der Linsendurchmesser erreichen die Mindestanforderung. Dabei fällt der Punktdurchmesser im Vergleich zur Schweißlinse geringer aus, was zusätzlich auf eine unzureichende Qualität hindeutet. In einer zu akzeptierenden Verbindung würde aus dem dünneren Fügepartner zusätzliches Material aus dem Übergangsbereich zum Schweißpunkt ausgerissen, was den messbaren Punktdurchmesser erhöhen würde.

#### 8.3.2 Auswertung der Parameterstudie und Festlegung der Serienparameter

Die Parameterstudie zum thermischen Entzinken trägt zum Verständnis der Ursache-Wirkungs-Zusammenhänge beim lokalen Entfernen der Zinkschicht mittels Pulslaser bei. Es können grundlegende Erkenntnisse aus den Verläufen abgeleitet werden, wenngleich die Streuung der Werte parameterübergreifend im Bereich von etwa 100-200  $\mu\text{m}$  lag. Diese Abweichung liegt in der Größenordnung der Rauheitstiefe  $R_z$  der verwendeten Proben ( $R_{z,PlatteTypB} = 230 \pm 13 \mu\text{m}$ ), was die Ursächlichkeit dessen nahelegt. Weiterhin ist die Quantifizierung der Abtragtiefe im Schliff nicht trivial, da der genaue Oberflächenverlauf der Zinkschicht vor Auftreffen des Lasers nur im Nachgang abgeschätzt werden kann, bzw. die benachbarten, nicht vom Laser bearbeiteten Bereiche hierfür lediglich eine Orientierung bieten.

Qualitativ kann zwischen drei verschiedenen Zusammenhängen differenziert werden:

- **Linearer Zusammenhang:** Frequenz
- **Exponentieller Zusammenhang:** Pulsüberlappung, Linienüberlappung
- **Annäherung an einen Grenzwert:** Laserleistung, Wiederholungen, z-Abstand

Diese Unterteilung kann auch anhand des Korrelationskoeffizienten nachvollzogen werden. Als weiteres Kriterium bietet sich die Differenz zwischen maximalem und minimalem Zinkabtrag über alle Messwerte einer Parametervariation an. Beide Merkmale sind in Abbildung 8.11 für die betrachteten Parameter dargestellt. Die Frequenz weist den höchsten Korrelationskoeffizienten auf. Daraus ist zu folgern, dass sich der Zinkabtrag mit diesem Parameter am direktesten beeinflussen lässt. Da bei 250 kHz aber die technische Grenze des verwendeten Lasers erreicht ist, kann nicht abgeschätzt werden, ob sich die Linearität des Zusammenhangs bei höheren Frequenzen fortsetzt und zum Abtrag des Grundmaterials führt, oder gegen einen Grenzwert strebt ohne dies zu erwirken.

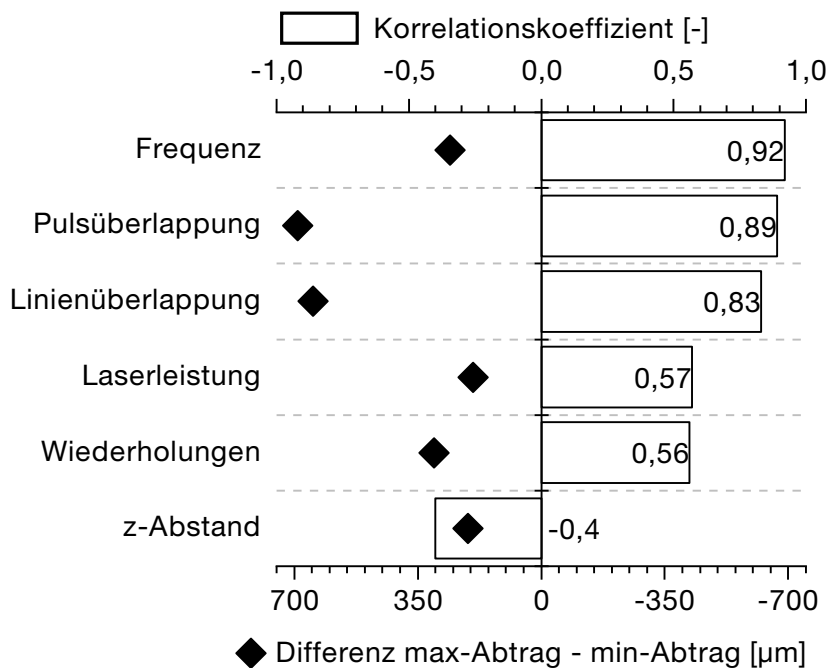


Abbildung 8.11: Korrelationskoeffizienten der betrachteten Parameter sowie Abtragsspanne als Differenz von maximalem und minimalem Zinkabtrag

Ähnlich geeignet zur Beeinflussung des Zinkabtrags erscheinen angesichts des Korrelationskoeffizienten Puls- und Linienüberlappung. Hier wurden höchste Abtragswerte in der Größenordnung der dreifachen Zinkschichtstärke erreicht, woraus direkt folgt, dass bei entsprechender Einstellung auch Grundmaterial abgetragen wird.

Laserleistung, Wiederholungen und z-Abstand eignen sich mit einem Korrelationskoeffizienten um 0,5 nur bedingt zur direkten Einstellung der Abtragstiefe. Diese drei Parameter weisen ein asymptotisches Verhalten auf und nähern sich im Zinkabtrag einem Grenzwert in der Größe der Zinkschichtstärke an. Daraus lässt sich folgern, dass mit gesteigerter Wirkintensität (der Abtrag nimmt zunächst mit der Leistung, der Anzahl an Wiederholungen und geringerem z-Abstand zu) nach vollständiger Entfernung des Zinks kein Eingriff in das Grundmaterial erfolgt. Diese Schwelle wird dabei in den einzelnen Parametern bei etwa 1600-1800 W, 6 Wiederholungen bzw. der Brennweite von 160 mm erreicht.

Aus dem Dargelegten folgt, dass basierend auf der gewählten Grundeinstellung für jeden Parameter eine Konstellation gefunden werden kann, mit der ein vollständiger Zinkschichtabtrag zu erwarten ist (vgl. Differenz max-Abtrag – min-Abtrag in Abbildung 8.11). Abtragsspannen, die über die Zinkschichtstärke hinausgehen, also auch Grundmaterial abtragen, konnten nur für Puls- und Linienüberlappung erreicht werden.

Wenn also mit der Variation nur eines Parameters der Zinkabtrag möglichst direkt und in einem möglichst breiten Spektrum beeinflusst werden soll, so sind dafür zunächst die Parameter Puls- und Linienüberlappung am geeignetsten. Da zudem ein Abtrag des Grundmaterials nach Möglichkeit zu vermeiden ist, stellt die Frequenz den übergreifend zuverlässigsten Parameter dar. Laserleistung, Wiederholungen und z-Abstand eignen sich mehr als letzter Reinigungsschritt, da im betrachteten Wertebereich Zink, aber nach vollständiger Entfernung dessen kein Stahl abgetragen wurde.

Die Wahl der Serienparameter lässt sich entsprechend dem Dargelegten wie folgt begründen: Zunächst wäre ein linearer Zusammenhang für den gezielten Zinkschichtabtrag am dienlichsten. Die Einstellbarkeit der Frequenz ist allerdings nach oben bei 250 kHz begrenzt. Bei unveränderten Grundparametern liegt der zu erwartende Abtrag bei dieser maximalen Frequenz in der Größenordnung der Zinkschichtstärke von 200  $\mu\text{m}$ . Je nach Grundrauheit der Gussoberfläche kann die lokale Zinkschicht über einem Rauheitstal aber deutlich stärker sein. Um sicherzustellen, dass kein Restzink auf der freigelegten Oberfläche verbleibt, wurde in erster Konsequenz die Pulsüberlappung gegenüber den Grundeinstellungen um 1 % auf dann 97 % erhöht. Die Steigerung wurde nicht zu hoch angesetzt, um einen Abtrag des Grundmaterials zu vermeiden. Als letzten Reinigungsschritt wurden neun statt drei Wiederholungen angesetzt, auch weil die Laserleistung gegenüber der Grundeinstellung nicht mehr weiter gesteigert werden kann.

Entsprechend der gezeigten Ergebnisse erweist sich der gewählte Parametersatz als geeignet, um lokal Fügestellen freizulegen, insbesondere die Verzinkung der vorliegenden Stärke rückstandsfrei zu entfernen, und gleichzeitig die freigelegte Oberfläche nur gering zu verändern.

### 8.3.3 Qualität der Fügeverbindung

Der prozessbedingte Eingriff in die Topologie der Oberfläche wurde vor den Ergebnissen der Schweißversuche dargestellt. Die zunächst festzustellende Verringerung der Oberflächenrauheit durch Verzinkung ist aufgrund des Tauchverfahrens erwartungskonform. Beim Tauchen werden Rauheitstäler aufgefüllt und Rauheitsspitzen umschlossen. Durch den Pulslaser wird nicht nur die Zinkschicht entfernt und das Grundmaterial wieder freigelegt, sondern die Oberfläche wird auch strukturiert. Wie aber unter Abschnitt 8.2.3 dargestellt wurde, lässt sich aus der nahezu unveränderten Randentkohlungstiefe ableiten, dass der tatsächliche Abtrag an Grundmaterial gering ist.

Die beobachtete Verschiebung des Schweißbereichs nach dem Entzinken hin zu höheren Stromstärken kann auf die beschriebene Änderung der Oberflächenrauheit zurückzuführen sein, da alle weiteren Randbedingungen im Schweißversuch identisch waren. Dennoch kann dies nicht

mit letzter Sicherheit belegt werden, da die Unterschiede von maximal 0,5 kA quantitativ (basierend auf Erfahrungswerten) als gering zu bewerten sind.

Die Qualität der Schweißpunkte kann angesichts der Ergebnisse als hinreichend betrachtet werden. Wie auch im unbeschichteten Zustand versagt bei einer zerstörenden Prüfung eines Schweißpunktes auf einer entzinkten Fläche der dünnere der beiden Fügepartner (das Blech). Der Schweißpunkt selbst erleidet dabei anforderungskonform keine Beschädigung. Der Mindestpunktdurchmesser wird bei Anwendung des Serienparameters sicher übertroffen. Selbst unter Berücksichtigung einer Unschärfe in der manuellen Messwertaufnahme, die durch die Blechfahnen verstärkt wird, ist dieses Kriterium als erfüllt anzusehen. Der größere Durchmesser von Punkten auf entzinkten Proben ist auf die höhere Stromstärke zurückzuführen (verschobener Schweißbereich). Dass dies an der Obergrenze nicht festzustellen war, kann mit weiteren Einflüssen wie der bereits genannten Unschärfe der manuellen Messwertaufnahme begründet werden.

Die Vermessung der Schweißlinse ist aufgrund der Bestimmung im Schliffbild einer ähnlichen Unschärfe unterworfen. Denn im Zuge der Schliffpräparation ist es auf herkömmlichem Wege kaum möglich, genau den größten Durchmesser der Linse zu schneiden. Die aufgenommenen Werte weichen daher von den tatsächlich vorliegenden um eine nicht näher bestimmbare Differenz nach unten ab. Dennoch übertreffen die gemessenen Werte den Mindestlinsendurchmesser bei Anwendung des Serienparameters sicher. Die kleineren Durchmesser der Schweißlinsen an der Obergrenze auf den entzinkten Proben sind wegen der eigentlich höheren Stromstärke auf die angesprochene Messunsicherheit bedingt durch die Schliffpositionierung zurückzuführen.

#### **8.3.4 Beurteilung der Korrosionsbeständigkeit nach dem Fügen**

Nach KWT gleicht das Erscheinungsbild der verzinkten Bereiche dem bereits in Kapitel 7 vorgestellten und diskutierten Ergebnis. Dort wurde auch bereits die Unbedenklichkeit der gelben und weißen Prozessprodukte festgestellt. Die gegenüber dem Karosseriebaublech deutlich erhöhte Korrosionsbeständigkeit ergibt sich aus der Stärke der aufgetragenen Zinkschicht. Diese beträgt auf den verwendeten Blechen standardmäßig 7  $\mu\text{m}$  bis 10  $\mu\text{m}$ , während die Schichtstärke für den im Rahmen dieser Arbeit behandelten Prozess zur Verzinkung der deutlich raueren Gussbauteile bei etwa 200  $\mu\text{m}$  liegt. Durch das KWT-Ergebnis wird die Erfüllung der Anforderung der Korrosionsbeständigkeit nochmals unterstrichen.

Von Zink freigelegte Bereiche müssen jedoch – sofern an den Fügepunkten gleichermaßen Korrosionsbeständigkeit nachzuweisen ist – nach dem Schweißen mit einer zusätzlichen Beschichtung wie PVC versehen werden. In dieser Hinsicht wäre ein definierter Teilabtrag der Zinkschicht erstrebenswert, über den die Schicht nur auf eine punktschweißbare Stärke reduziert wird. In diesem Fall würde die Konstellation der Fügepartner genau dem Punktschweißen von verzinkten Karosseriebaublechen entsprechen. Jedoch ist zu erwarten, dass es aufgrund der

Oberflächenrauheit des Gussbauteils kaum zu realisieren ist, lokal die Zinkschicht über jeder Rauheitsspitze und in jedem Rauheitstal hinreichend gleichmäßig zu bearbeiten.



## **9 Empfehlungen zur industriellen Umsetzung**

Unter Berücksichtigung aller gewonnenen Erkenntnisse werden in diesem Kapitel Empfehlungen an die Hand gegeben, die bei einer industriellen Umsetzung der entwickelten Prozesskette zu berücksichtigen sind. Zusätzlich werden die Reichweiten der untersuchten Teilprozesse hinsichtlich möglicher Bauteilanforderungen zusammengestellt. In diesem Zuge werden auch die resultierenden Bauteilkosten betrachtet und eingeordnet.

### **9.1 Prozessstrecke**

Im Hauptteil der Arbeit wurden die Einzelprozesse gesondert betrachtet und die Versuche räumlich und teilweise zeitlich getrennt auf Versuchsanlagen durchgeführt. Im Folgenden wird ein Ausblick auf die Zusammenführung zu einer zusammenhängenden Prozesskette im Sinne einer industriellen Großserienproduktion gegeben. Dabei wird auf die zu erwartenden Taktzeiten bzw. realisierbaren Stückzahlen separat eingegangen. Ergänzend werden Betrachtungen zur Arbeitsplatzbelastung aufgeführt, da dies hinsichtlich des zersetzten Zinks ebenfalls nicht außer Acht zu lassen ist.

#### **9.1.1 Aufbau**

Abbildung 9.1 zeigt die gesamtheitliche Prozesskette unter Beschränkung auf die grundlegenden Vorgänge und benötigten Anlagen. Logistikprozesse sowie die Versorgung mit Rohstoffen und Energie werden in dieser Darstellung aus Gründen der Übersichtlichkeit nicht abgebildet. Insgesamt ergeben sich für die Umsetzung des Herstellungsprozesses drei wesentliche Standorte.

Der erste Standort ist die Gießerei. Gemäß den Ausführungen der vorliegenden Arbeit ist im Sinne der effizienten, wirtschaftlichen Produktion großer Stückzahlen eine kastenlose Formanlage vorteilhaft. In den Diskussionen der Ergebnisse in den Kapiteln 5 bis 8 wurde jedoch statuiert, dass die untersuchten Folgeprozesse übertragbar und damit unabhängig vom Gießverfahren sind. Die Darstellbarkeit dünnwandiger Strukturen von 2 mm wurde im Rahmen dieser Arbeit aber nur für das kastenlose Formverfahren untersucht. Entscheidend für eine vollständige Formfüllung ist hier eine geeignete Vergießeinrichtung. Um die Gießtemperatur der Schmelze auf dem erforderlichen hohen Niveau (für die hier verwendete Legierung werden ca. 1800 °C angenommen) zu halten, ist die Verwendung einer beheizten Gießpfanne zu empfehlen. Damit wird zudem sichergestellt, dass für jeden Gießvorgang einer Charge bzw. einer Gießpfanne eine konstante Gießtemperatur vorliegt. Nach der Erstarrung und dem Auspacken werden die Bauteile gestrahlt. Dies ist primär als Reinigungsstrahlen zum Entfernen der Formstoffreste zu sehen und weniger als Vorbereitung der Oberfläche auf Folgeprozesse. Nach dem Entfernen des Kreislaufmaterials in einem Bearbeitungszentrum werden die Gussstücke je nach Anforderung abschließend einer WBH (z. B. einem Normalisieren) unterzogen, was gegebenenfalls auch an einem separaten Standort erfolgen kann. Wichtig ist in diesem Zusammenhang die Durchfüh-



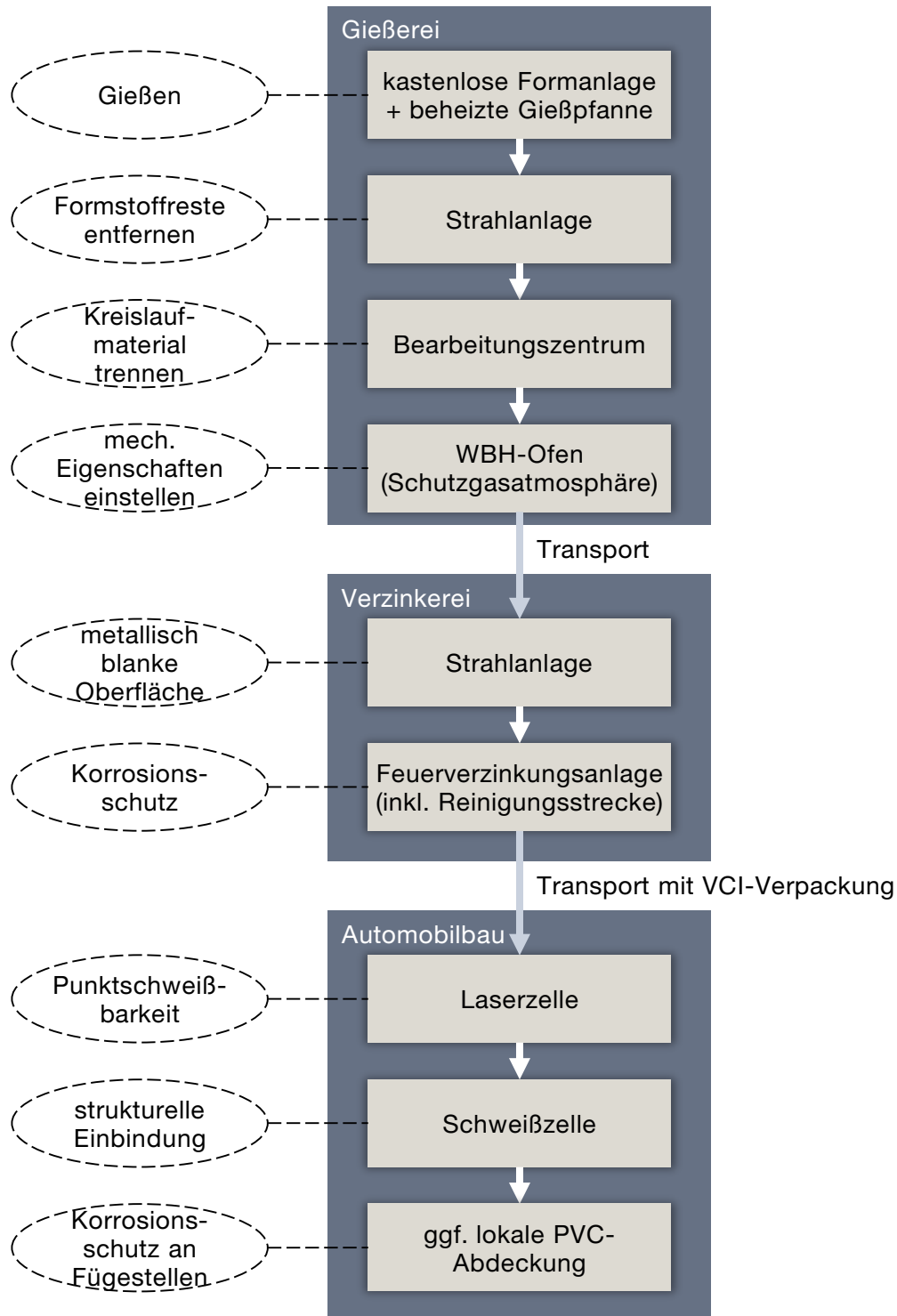


Abbildung 9.1: Aufteilung der Gesamtprozesskette auf drei Standorte mit wesentlichen Anlagenressourcen und Fertigungsschritten

rung der WBH in Schutzgasatmosphäre, um Verzunderung an der Oberfläche zu vermeiden. Anschließend werden die Gussstücke zur Verzinkerei transportiert.

Diese wird der zweite Standort sein. Vorbereitend auf die Verzinkung sollte nochmals ein Reinigungsstrahlen erfolgen, um eventuelle Verunreinigungen oder Rückstände aus der WBH von der Oberfläche zu entfernen. So kann mit einer metallisch blanken Guss Oberfläche in die Reini-

gungsstrecke aus den beim Feuerverzinken üblichen Tauchbädern gefahren werden. Nach dem Feuerverzinken muss die Oberfläche für den Weitertransport konserviert werden, bevor sich eine Zinkpatina ausbildet. Geeignet dafür sind Verpackungen aus VCI-Material (engl. *Volatile Corrosion Inhibitor*).

Nach diesem geschützten Transport zum Montageort liegen die Bauteile verzinkt, und ohne dass die Oberfläche chemisch zu reagieren begonnen hat, vor. In einer Laserzelle werden die Fügestellen vorbereitend auf das Punktschweißen freigelegt. Die Bauteile sollten dann unmittelbar nach der Laserbehandlung gefügt werden, um die Zeit gering zu halten, in der die Stahloberfläche ungeschützt offenliegt und damit Angriffsfläche für Korrosion bietet. Aus dem gleichen Grund können nach dem Fügen – sofern entsprechende Anforderungen seitens der Korrosionsbeständigkeit bestehen – die Fügepunkte zeitnah z. B. mit PVC abgedeckt werden.

### 9.1.2 Taktzeitbetrachtung

Da der Anspruch der untersuchten Prozesskette die Herstellung von Bauteilen in Großserie ist, stellt die realisierbare Taktzeit eine wichtige Kenngröße dar. Zu deren Abschätzung wird zunächst angenommen, dass keine Engpässe in der Ressourcen- oder Energieversorgung sowie der Logistik auftreten. Außerdem werden Kapazitäten von Strahlanlagen, Bearbeitungszentren und Schweißzellen als unkritisch bewertet. Damit verbleibt, in Anlehnung an Abbildung 9.1, die Bewertung des Gießprozesses, der WBH, der Verzinkung und der lokalen Laserentzinkung. Für die in Kapitel 4 beschriebene Gießkampagne wurde eine kastenlose Formanlage vom Typ *DISAmatic 2110* verwendet. Diese Anlage wird vom Hersteller mit einem maximalen Durchsatz von etwa  $300 \frac{\text{Formen}}{\text{h}}$  angegeben (DISA Industries A/S, 2010). Dieser Wert wird für die weiteren Prozessschritte als Referenz verwendet.

Die leistbare Stückzahl der WBH ist abhängig von der Ofenkapazität. Da die Abmessungen potenzieller dünnwandiger Strukturbauteile im Vergleich zum Ofenvolumen klein zu erwarten sind, kann davon ausgegangen werden, dass die Taktzeit der Gießanlage aufrechterhalten werden kann. Sollten dennoch Engpässe auftreten, bietet sich die Nutzung mehrerer Ofenkapazitäten an.

Ähnlich verhält es sich mit dem Verzinken. Wenn die in den Untersuchungen mehrheitlich betrachtete Tauchzeit im Zinkbad von 4 min zugrunde gelegt wird, folgt daraus, dass in einem Tauchvorgang geeignete Gestelle mit einer Aufnahme von mindestens 20 Bauteilen verwendet werden müssen. Angesichts der zu erwartenden Bauteilgröße wird auch dies nicht zu Engpässen in der Taktzeit führen.

Für den verbleibenden Schritt des lokalen Entzinkens mittels Pulslaser kann die Taktzeit anhand der Prozessparameter rechnerisch genauer abgeschätzt werden. Es wurde beschrieben, dass an den Fügestellen Kreisflächen mit einem Durchmesser von 20 mm freigelegt werden. Der Laser beschreibt dabei eine Spiralbahn ausgehend vom Kreismittelpunkt. Für die benötigte Zeit ist dann Puls- und Linienüberlappung entscheidend, wie im Folgenden hergeleitet wird.

Zunächst ist festzustellen, dass die Spirale, die der Laser beschreibt, in diesem Fall der einfachen Form einer *Archimedischen Spirale* entspricht, da der Radius  $r$  proportional zum Drehwinkel  $\alpha$  zunimmt. Dieser Zusammenhang wird durch den Proportionalitätsfaktor  $a$  nach *Gleichung 9.1* beschrieben.

$$a = \frac{r}{\alpha} \quad (\text{Gleichung 9.1})$$

In Abhängigkeit dieses Faktors  $a$  und des Winkels  $\alpha$  kann die Bahnlänge  $L$  einer *Archimedischen Spirale* nach Arens et al. (2018) mit *Gleichung 9.2* berechnet werden.

$$L = \frac{a}{2} \cdot \left[ \operatorname{arsinh} \alpha + \alpha \cdot \sqrt{1 + \alpha^2} \right] \quad (\text{Gleichung 9.2})$$

Im vorliegenden Fall wird der initiale Radius der Spiralbahn gleich Null gesetzt. Bei einer Linienüberlappung  $U_L$  von ebenfalls Null wird angenommen, dass der Radius kontinuierlich mit jedem vollen Umlauf um den Betrag des Fokusbereichs des Lasers  $d_{Spot}$  zunimmt. Wenn  $U_L > 0$  ist, verringert sich diese Zunahme, sodass sich für den Proportionalitätsfaktor *Gleichung 9.3* ergibt.

$$a = \frac{(1 - U_L) \cdot d_{Spot}}{2 \cdot \pi} \quad (\text{Gleichung 9.3})$$

Um mit Hilfe von *Gleichung 9.2* die Bahnlänge berechnen zu können, muss noch der Winkel  $\alpha$  in Abhängigkeit des Radius bestimmt werden, welchen die Spiralbahn am Ende aufweist (also der Radius des freizulegenden Kreises). Dies ergibt sich durch Umstellen von *Gleichung 9.1* und Einsetzen des für  $a$  in *Gleichung 9.3* definierten Zusammenhangs zu *Gleichung 9.4*.

$$\alpha = \frac{r}{a} = \frac{r \cdot 2 \cdot \pi}{(1 - U_L) \cdot d_{Spot}} \quad (\text{Gleichung 9.4})$$

Nun können *Gleichung 9.4* und *Gleichung 9.3* in *Gleichung 9.2* eingesetzt werden, sodass die Bahnlänge direkt in Abhängigkeit gegebener Parameter, insbesondere der Linienüberlappung  $U_L$ , berechnet werden kann. *Abbildung 9.2* links zeigt diesen Zusammenhang grafisch. Für die Berechnung wurden die Frequenz  $f_{Laser} = 250 \text{ kHz}$  und der Fokusbereich  $d_{Spot} = 0,427 \text{ mm}$  verwendet. Der Kurvenverlauf ist mit der Vorstellung konform, dass bei geringen Überlappungen zunächst ein in guter Näherung linearer Zusammenhang besteht. Die Bahnlänge bis zum Erreichen eines vorgegebenen Radius steigt jedoch umso steiler an, je näher die Überlappung an 100 % liegt. Bei einer theoretischen Überlappung von genau 100 % würde ein vorgegebener Radius (solange die Vorgabe größer Null ist) niemals erreicht, weil der Radius dann faktisch unveränderlich ist. Die theoretische Bahnlänge wird infolgedessen unendlich lang.

Zur Bestimmung der Taktzeit muss nun noch die Bahngeschwindigkeit berechnet werden. Dazu ist die Kenntnis der Frequenz  $f_{Laser}$  und der Pulsüberlappung  $U_P$  erforderlich. Es wird angenommen, dass ohne Pulsüberlappung mit jedem Puls die Strecke des Fokusbereichs  $d_{Spot}$  zurückgelegt wird. Bei  $U_P > 0$  verringert sich die Strecke entsprechend, sodass sich für die

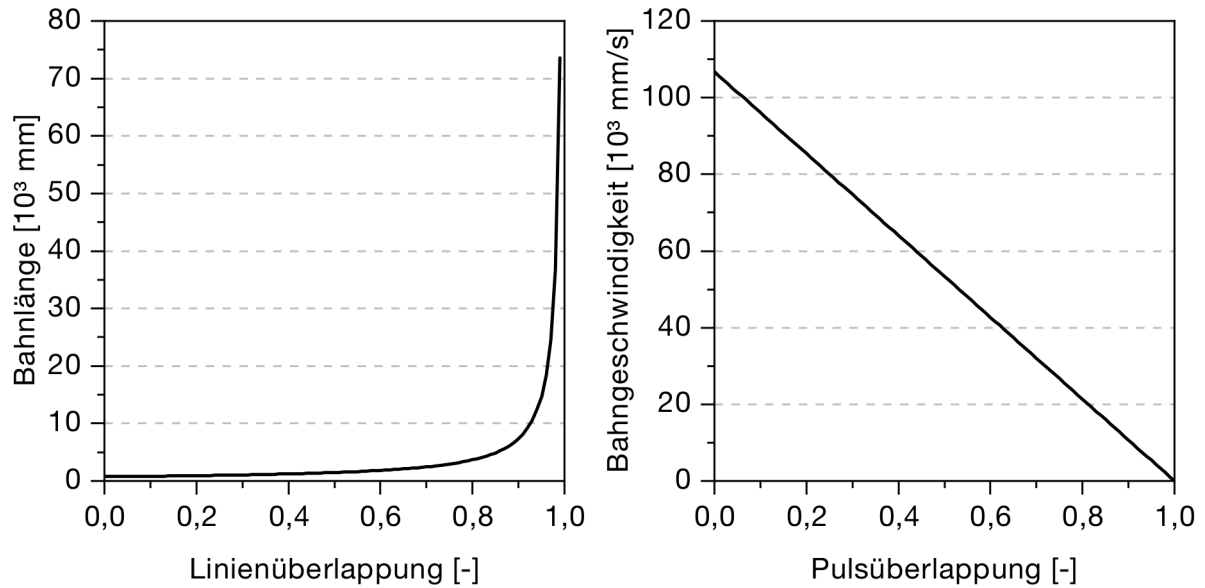


Abbildung 9.2: Verlauf der Bahnlänge in Abhängigkeit der Linienüberlappung (links) und der Bahngeschwindigkeit in Abhängigkeit der Pulsüberlappung (rechts)

Bahngeschwindigkeit des Lasers  $v$  direkt Gleichung 9.5 ergibt. Dieser lineare Zusammenhang ist ergänzend in Abbildung 9.2 rechts dargestellt, wobei erneut  $f_{\text{Laser}} = 250 \text{ kHz}$  und  $d_{\text{Spot}} = 0,427 \text{ mm}$  verwendet wurde.

$$v = f_{\text{Laser}} \cdot (1 - U_P) \cdot d_{\text{Spot}} \quad (\text{Gleichung 9.5})$$

Die Taktzeit für das Abfahren einer Spiralbahn  $T_{\text{Spir}}$  ergibt sich dann nach Gleichung 9.6.

$$T_{\text{Spir}} = \frac{L}{v} \quad (\text{Gleichung 9.6})$$

Werden die dargelegten Formeln auf die festgelegten Serienparameter angewendet, so folgt zunächst für einen angestrebten Kreisdurchmesser von  $2 \cdot r = 20 \text{ mm}$  und einer Linienüberlappung von  $U_L = 0,5$  bei dem gegebenen Fokussdurchmesser von  $d_{\text{Spot}} = 0,427 \text{ mm}$  eine Bahnlänge von  $L = 1472 \text{ mm}$ . Bei einer Frequenz von  $f_{\text{Laser}} = 250 \text{ kHz}$  und einer Pulsüberlappung von  $U_P = 0,97$  ergibt sich die Bahngeschwindigkeit zu  $v = 3203 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$ . Die Taktzeit für das Abfahren einer Spiralbahn folgt dann zu  $T_{\text{Spir}} = 0,46 \text{ s}$ . Werden die neun Überfahrten auf ein und demselben Kreis berücksichtigt, beträgt die theoretische Bearbeitungszeit eines Kreises  $T_{\text{Kreis}} = 4,14 \text{ s}$ . Dieser Wert stimmt mit Beobachtungen während der Versuchsdurchführung überein und wird daher als valide betrachtet. Unter Berücksichtigung einer beidseitigen Bearbeitung beträgt die benötigte Zeit für einen Fügepunkt  $T_{\text{Punkt}} = 8,28 \text{ s}$ . Auf dem in dieser Arbeit behandelten Strukturbauteil finden sich 25 Fügepunkte. Es ergibt sich damit eine theoretische Gesamtbearbeitungszeit von  $T_{\text{Bauteil}} = 207 \text{ s}$ . Tabelle 9.1 fasst die Zahlen zur Taktzeitbetrachtung nochmals zusammen.

Noch keine Berücksichtigung fanden Wegzeiten zwischen den Bearbeitungen der einzelnen Punkte und Rückstellzeiten der Optik von End- auf Anfangsposition der Spirale während der

Tabelle 9.1: Zahlenwerte zur Taktzeitberechnung anhand der definierten Serienparameter

Parameter	Kurzzeichen	Wert	Parameter	Kurzzeichen	Wert
Kreisradius	$r$	10 mm	Frequenz	$f_{\text{Laser}}$	250 kHz
Fokusbereich	$d_{\text{Spot}}$	0,427 mm	Pulsüberlappung	$U_P$	0,97
Linienüberlappung	$U_L$	0,5			
Bahnlänge	$L$	1472 mm	Bahngeschwindigkeit	$v$	3203 $\frac{\text{mm}}{\text{s}}$

Rechnerische Bearbeitungszeiten		
Zeit	Kurzzeichen	Wert
Zeit pro Spiralbahn	$T_{\text{Spir}}$	0,46 s
Zeit bei 9 Überfahrten	$T_{\text{Kreis}}$	4,14 s
Zeit pro Fügepunkt	$T_{\text{Punkt}}$	8,28 s
Zeit bei 25 Fügepunkten	$T_{\text{Bauteil}}$	207 s

Bearbeitung. Letztere können jedoch vernachlässigt werden. Die Wegezeiten für nahe aneinander gelegene Fügepunkte werden ebenfalls klein im Vergleich zur Bearbeitungszeit ausfallen.

Es kann aber hinsichtlich der Taktzeit noch erhebliches Verbesserungspotenzial ausgewiesen werden. Denn die durchgeführte Taktzeitbetrachtung berücksichtigt z. B. nur die Bearbeitung durch *eine* Laseroptik. Abgesehen von der Einsparung von Wegzeiten kann die Gesamtbearbeitungszeit eines Bauteils ganz wesentlich reduziert werden, wenn mehrere Optiken parallel an einem Bauteil arbeiten. Hier muss jedoch die Vereinbarkeit der Führungen der Laseroptiken innerhalb derselben Laserzelle gegeben sein. Alternativ wäre denkbar, mehrere Laserzellen mit jeweils einer Optik zu verwenden. In beiden Fällen würde die effektive Taktzeit pro Bauteil gleichermaßen reduziert und betrüge z. B. bei zwei Optiken in einer Laserzelle respektive zwei Zellen mit je einer Optik noch 50 % vom Ausgangswert.

Weiteres Potenzial ist in den Randbedingungen zu verorten. Die Frequenz kann ausgehend von den Serienparametern aufgrund der technischen Einschränkungen nur verringert werden, was sich negativ auf die Bahngeschwindigkeit und ebenfalls auf den Zinkabtrag auswirken würde. Über Puls- und Linienüberlappung kann die Taktzeit zwar wesentlich beeinflusst werden, jedoch ist bei diesen Parametern das Ziel des Zinkabtrags zu priorisieren, da diese sich dafür zusammen mit der Frequenz am besten eignen (vgl. Abschnitt 8.2.2).

Es bleiben zwei Randbedingungen, die direkten Einfluss auf die Taktzeit ausüben und zur Reduzierung derselben herangezogen werden können:

- die Anzahl der Wiederholungen
- und der Radius des freizulegenden Kreises

Die Wiederholungen und die Taktzeit stehen in einem linearen Zusammenhang. Bei den gewählten neun Überfahrten ist eine Sicherheit berücksichtigt, um einen vollständigen Zinkabtrag zu erreichen. Unter Abschnitt 8.2.2 wurde gezeigt, dass sechs Überfahrten ausreichend sein können, um eine Zinkschicht in der geforderten Stärke zu entfernen. Damit ergibt sich für die Taktzeit ein direktes Einsparungspotenzial von 33 %.

Der Zusammenhang zwischen dem Kreisradius, der erreicht werden soll, und der Taktzeit ist nicht direkt ersichtlich und wird daher durch Abbildung 9.3 veranschaulicht.

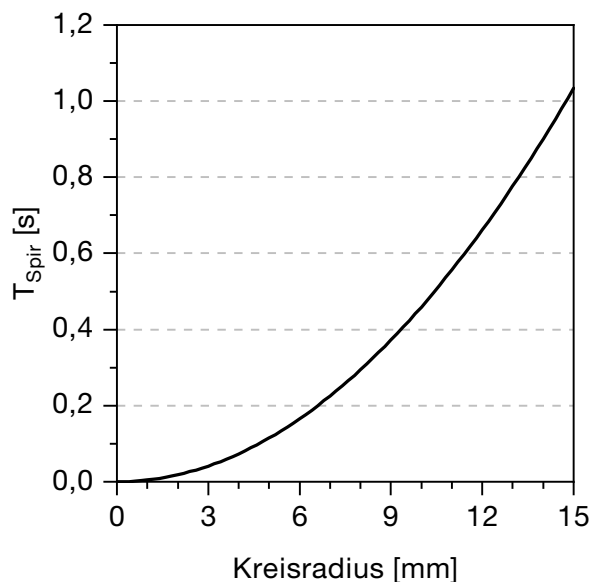


Abbildung 9.3: Benötigte Zeit für das Abfahren der Spiralbahn  $T_{\text{Spir}}$  in Abhängigkeit vom Radius des freizulegenden Kreises

Für die Serienparameter wurde ein Radius von  $r = 10 \text{ mm}$  gewählt. Erforderlich ist aber nur mindestens der Durchmesser des späteren Fügepunktes. Für die Ertüchtigung des Verfahrens wurde der Kreisdurchmesser bewusst größer gewählt, um mehr Toleranz bei der Positionierung der Schweißpunkte zu generieren. Der Durchmesser eines Fügepunktes beim Punktschweißen inklusive der sichtbaren Wärmeeinflusszone betrug in den durchgeführten Schweißversuchen etwa 12 mm. Bei ausreichender Positioniergenauigkeit der Schweißzangen kann daher der freizulegende Kreisdurchmesser auf diesen Wert reduziert werden. Nachvollziehbar an Abbildung 9.3 ergibt sich so ein weiteres direktes Einsparpotenzial von 64 % der Taktzeit.

Vorbehaltlich der Umsetzbarkeit, die individuell und je nach Anwendungsfall zu prüfen ist, und unter der Annahme, dass die gezeigten Potenziale voll ausgeschöpft werden können, ergibt sich bei einem Einsatz von zwei Laseroptiken und der Reduzierung der Wiederholungen und des Radius in Summe ein Einsparpotenzial der effektiven Taktzeit von 89 %. Demzufolge würde die effektive Bauteiltaktzeit von 207 s auf 23 s reduziert werden. Zu berücksichtigen sind dann noch Umlagerungs- und Wegezeiten. Im hochautomatisierten Betrieb entspricht dies dennoch Ausbringungsraten in der Größenordnung von  $150 \frac{\text{Bauteile}}{\text{Stunde}}$ . Der Faktor zwei, der unter den getroffenen Annahmen noch zwischen diesem Wert und der Ausbringung der Formanlage liegt, kann z. B. über die Verdopplung der Laseroptiken oder -zellen ausgeglichen werden.

Zusammenfassend ist damit belegt, dass die einzelnen Teilprozesse über eine ausreichende Anzahl an Freiheitsgraden verfügen, um die Taktzeiten aufeinander abzustimmen und die Produktion in Großserie zu ermöglichen.

### 9.1.3 Betrachtungen zur Arbeitsplatzbelastung

Ein Aspekt, der im Kontext der Produktion in großen Stückzahlen in den bisherigen Betrachtungen noch unberücksichtigt blieb, ist die Arbeitsplatzbelastung. Würde der Zinkabtrag mechanisch erfolgen, wie in Kapitel 8 zu Anfang erwähnt, wäre dies als unkritisch einzustufen. Beim thermischen Freilegen der Fügestellen durch den Puls laser aber, wird eine geringe Menge Zink zersetzt, die in Dampfphase in die Umgebungsluft übergeht. Zusätzlich tritt beim Punktschweißen Schweißrauch auf. Dessen Schadstoffbestandteile überschreiten aber unter Produktionsbedingungen die Werte für die maximale Arbeitsplatzkonzentration (MAK) nicht (Berufsgenossenschaft Holz und Metall, 2012).

Generell können für den Schweißrauch nach der Technischen Anleitung zur Reinhaltung der Luft allgemeingültige Grenzwerte für staubförmige Emissionen von  $20 \frac{mg}{m^3}$  oder  $0,2 \frac{kg}{h}$  und gleichzeitig  $0,15 \frac{g}{m^3}$  angesetzt werden. Dabei ist weiterhin der Anteil organischer Stoffe auf  $0,5 \frac{kg}{h}$  oder  $50 \frac{mg}{m^3}$  zu beschränken. (Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit, 2002)

Die Einordnung der Zinkprodukte (insbesondere des zersetzten Zinks) kann nicht eindeutig vorgenommen werden, wengleich einige relevante Beschränkungen und auch Untersuchungen an dieser Stelle zu nennen sind.

So besteht ein gesundheitliches Risiko in der Auslösung des sogenannten Metallrauchfiebers durch Inhalation von Zinkrauch, wengleich dieses allen bisherigen Erfahrungen zufolge keine langfristigen Folgeerscheinungen zu verursachen scheint (Deutsche Forschungsgemeinschaft, 2014). Dennoch gelten auch deshalb für Zink die MAK-Werte von  $0,1 \frac{mg}{m^3}$  für die alveolengängige und  $2 \frac{mg}{m^3}$  für die einatembare Fraktion (Deutsche Forschungsgemeinschaft, 2018). Nach Reisgen et al. (2012) liegt der erstgenannte jedoch im industriellen Umfeld bereits im Bereich einer üblichen Hallengrundbelastung. Tatsächlich lässt sich über Messwerte belegen, dass es im Bereich des Fahrzeugbaus, insbesondere bei Schweißarbeiten wie dem Punktschweißen, zu Überschreitungen des Grenzwertes für die alveolengängige Fraktion kommen kann (Bagschik et al., 2013). Des Weiteren charakterisierten Reisgen et al. (2012) die beim Widerstandspunktschweißen von verzinkten Tiefzieblechen entstehenden Partikel. Die Zinkschichtdicke wurde dabei von  $2,5 \mu m$  galvanisch aufgetragen bis zu  $275 \frac{g}{m^2}$  feuerverzinkt variiert. Bei einer angenommenen Dichte des Zinks von  $\rho_{Zink} = 7,1 \frac{g}{cm^3}$  entspricht letzteres einer Stärke von etwa  $40 \mu m$ . In den Versuchen nahm die Emissionsrate mit der Schichtdicke zu und erreichte einen Maximalwert von  $83,7 \frac{\mu g}{Schweißpunkt}$ . Umgerechnet auf die Schweißstromzeit entspricht dies einem Wert von  $0,18 \frac{mg}{s}$  und liegt dabei deutlich unter den Werten anderer Schweißverfahren, die im Rahmen der Untersuchung betrachtet wurden ( $CO_2$ -Laserstrahlschweißen: max.  $4,97 \frac{mg}{s}$ ; Metallinertgaslötten: max.  $9,1 \frac{mg}{s}$ ). Als auffälligstes Ergebnis wurde die Größenverteilung der Partikel herausgestellt. Beim Widerstandspunktschweißen verzinkter Bleche liegen demnach bis zu 99 % der entstehenden Partikel im ultrafeinen Bereich (Mobilitätsdurchmesser  $< 100 nm$ ). Dies wird auch mit der geringen Partikelanzahlkonzentration erklärt, wodurch die Agglomeration zu größeren Partikeln wesentlich langsamer abläuft als bei vergleichbaren Verfahren, die

höhere Konzentrationen erzeugen (z. Bsp. Metallinertgaslötten: max. 55 % ultrafeine Partikel). Die grundlegende Bewertung der Toxizität ultrafeiner Partikel ist in der Literatur jedoch nicht übereinstimmend geklärt. Es liegt aber nahe, dass die Gesamtoberfläche hierfür entscheidender ist als etwa die Partikelmasse. (Berufsgenossenschaft Holz und Metall, 2011)

Wenngleich keine eindeutige Einordnung hinsichtlich des zersetzten Zinks erfolgen kann, so sind dennoch eine möglichst geringe Arbeitsplatzbelastung und der Ausschluss der Gefährdung von Mitarbeitern sicherzustellen. Im industriellen Betrieb der Prozessstrecke wird daher eine hinreichende Raumlüftung und gezielte Absaugung am Entstehungsbereich (wie z. B. in den Technischen Regeln für Gefahrstoffe bei Schweißtechnischen Arbeiten aufgeführt (Ausschuss für Gefahrstoffe, 2009)) unerlässlich sein.

## 9.2 Potenzialfeld und Einordnung der Prozesskosten

Abschließend werden die Reichweiten der Teilprozesse eingeordnet. Abbildung 9.4 kann in diesem Sinne auch als Entscheidungshilfe bei der Auswahl des Herstellungsverfahrens dienen. Zunächst sind Stückzahl und Komplexität eines potenziellen Bauteils gegeneinander abzuwägen. Bei einer geringen Komplexität und einer hohen geforderten Stückzahl ist das wirtschaftlichste Herstellungsverfahren das Sandgießen. Mit steigender Komplexität ist zunehmend auch das Feingießen in Betracht zu ziehen, wenngleich die realisierbaren Stückzahlen dann zurückgehen. Aufgrund des Formstoffs ist die Oberflächenqualität beim Sandguss grundsätzlich geringer als beim Feinguss. Im Rahmen der Arbeit konnte gezeigt werden, dass die nachträgliche umformtechnische Reduzierung der Oberflächenrauheit zwar möglich ist, jedoch hinsichtlich des Kraftaufwands und der Gleichmäßigkeit noch Forschungsbedarf besteht. Wenn eine blechähnliche Oberflächenqualität gefordert wird, können auch beim Feinguss Zusatzmaßnahmen erforderlich werden, um diese zu erreichen. Eine WBH kann prozessunabhängig notwendig sein. Im untersuchten Fall wurde durch Normalisieren die Bruchdehnung erhöht, während Zugfestigkeit und Streckgrenze leicht reduziert wurden. Aus der Motivation heraus, möglichst günstige Teilprozesse zu verwenden, wurde die Korrosionsbeständigkeit der Sandgussbauteile durch eine Feuerverzinkung gewährleistet. Im Fall des Feingusses mit gesteigerter Oberflächenqualität entspricht der angestrebte Zustand einem verzinkten Karosseriebaublech. Die Verzinkung selbst kann damit analog dem Prozess für Bleche erfolgen. Weil die Zinkschicht auf den Sandgussteilen durch Feuerverzinken deutlich stärker ausfällt, müssen die Fügestellen vor dem Punktschweißen beispielsweise durch die betrachtete Laserbehandlung freigelegt werden.

Die in Abbildung 9.4 einander gegenübergestellten Prozessvarianten sind als Extrema in den Qualitätsmerkmalen der produzierten Bauteile zu sehen. Ihnen gemein ist lediglich der Einsatzbereich im Automobilbau. Auf beiden Wegen können Bauteile hergestellt werden, die sich für einen Einsatz im Fahrzeugumfeld eignen. Je nach individuellem Anforderungsprofil ist die angemessenere Variante auszuwählen. Für eine Einordnung der Bauteilkosten wurden die beiden Verfahren intern für drei Stückzahlenszenarien bewertet. In jedem Szenario wird die in Abbildung 9.4 gezeigte Feingussvariante für höchste Oberflächenanforderungen als Bezugspunkt



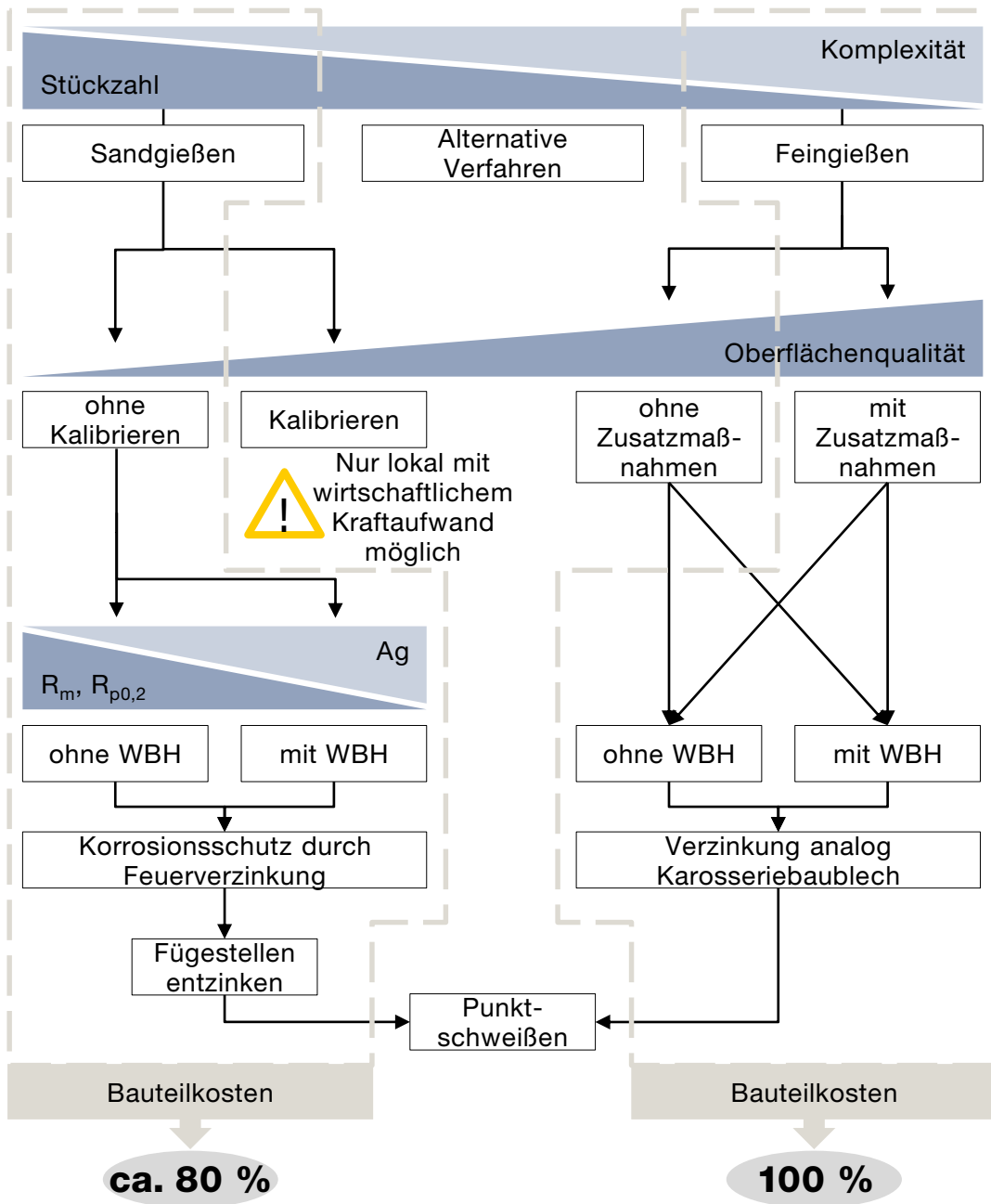


Abbildung 9.4: Potenzialfeld der untersuchten Prozesskette im Vergleich mit Feingießen mit Zusatzmaßnahmen für höchste Oberflächenqualität (zur Einordnung der Bauteilkosten siehe auch Abbildung 9.5)

(100 %) gesetzt. Für den gegenübergestellten Sandguss – hergestellt auf einer vertikalen, kastenlosen Formanlage – wurde die Einförmigkeit von zwei Kavitäten je Formballen angenommen und für die Puls laserbehandlung wurde zunächst eine Laserzelle berücksichtigt. Abbildung 9.5 zeigt die relative Verteilung der Teilprozesskosten für die beschriebenen Prozessvarianten. Wie daraus hervorgeht, ist in der Rohteilherstellung das Sandgießen auf vertikalen Formanlagen etwa  $\frac{1}{3}$  günstiger als das Feingießen. Zusätzlich verursacht das gewählte Beschichtungsverfahren nur ca.  $\frac{1}{4}$  der Kosten im Vergleich zum für den Feinguss angenommenen Prozess. Der Aufwand für die mechanische Bearbeitung ist in etwa gleich. Auffallend ist, dass die soweit genannten

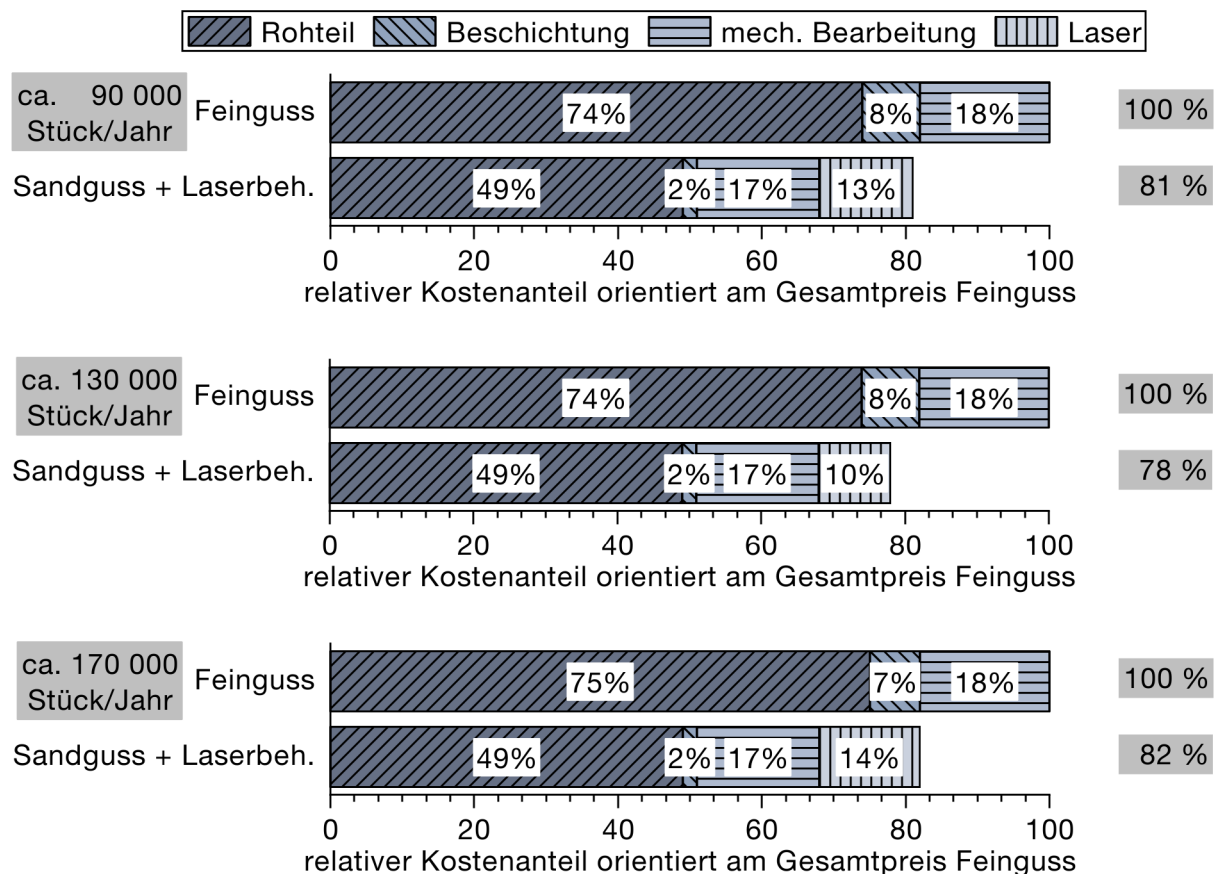


Abbildung 9.5: Einordnung der resultierenden Prozesskosten und Anteile der Teilprozesse für drei Stückzahlenszenarien

Teilprozesskosten in ihren relativen Anteilen nahezu unabhängig von den betrachteten Stückzahlen sind. Einzig die Kosten für die Laserbehandlung fallen für die mittlere der betrachteten Stückzahlen merklich geringer aus, als für niedrigere und höhere. Dies lässt sich mit der Auslastung der Anlage erklären. Bei einer Reduzierung der Stückzahl ist die Anlage deutlich weniger ausgelastet, wodurch die Kosten, die durch Nichtbelegung entstehen, steigen. Ähnlich verhält es sich bei einer deutlichen Stückzahlsteigerung, weil dann (im Szenario Abbildung 9.5 unten) eine zweite Laseranlage benötigt wird, die so aber ebenfalls nur gering ausgelastet ist. Es bestehen demnach weitere Einsparpotenziale durch alternative betriebliche Nutzung zur Steigerung der Auslastung(en). Zudem ist zu berücksichtigen, dass die tatsächlichen Kosten ganz wesentlich über die genannten Annahmen hinaus durch weitere Faktoren wie die Taktzeit, aber auch Produktionsstandorte etc. beeinflusst werden.

Dennoch kann zusammengefasst werden, dass über die im Zuge dieser Arbeit untersuchte und entwickelte Prozesskette unter geeigneten Rahmenbedingungen eine Einsparung an Bauteilkosten von rund 20 % erreicht werden kann.



## 10 Zusammenfassung und Ausblick

Zu Beginn dieser Arbeit wurden die Anforderungen Maßhaltigkeit, mechanische Eigenschaften, Korrosionsschutz und Punktschweißbarkeit für allgemeine Bauteile im Fahrzeugumfeld definiert. Aus dem Vergleich der Verfahren für dünnwandigen Stahlguss ging hervor, dass sich die darstellbare Bauteilkomplexität und Oberflächenqualität ausgehend von Sandgießen über verschiedene weitere Gießverfahren bis hin zum Feingießen steigern lassen. Allerdings bedingt diese Steigerung auch kleinere realisierbare Stückzahlen und zunehmende Prozesskosten.

Entsprechend des abgeleiteten Forschungsbedarfs ergab sich die Aufgabenstellung, basierend auf dem Sandgießen als günstigstes Verfahren die Erreichbarkeit der Bauteilanforderungen im Fahrzeugumfeld nachzuweisen. Insbesondere wurde dabei der Fokus auf vertikale, kastenlose Formanlagen gelegt, da diese durch den kontinuierlichen Formballenstrang eine ausgesprochene Eignung für die industrielle Produktion in Großserie aufweisen. Zusätzlich waren Verfahren zur nachträglichen umformenden Verbesserung der Oberflächenqualität der Sandgussteile zu untersuchen. Dies ist durch die Vergleichbarkeit mit einer konventionellen Blechschalenbauweise motiviert, welche z. B. im Karosseriebau das mit am weitesten verbreitete Herstellungsverfahren darstellt.

In einer Gießkampagne wurden auf einer vertikalen, kastenlosen Formanlage Platten mit einer Wandstärke von 3 mm und Strukturbauteile mit einer lokalen Wandstärke etwa 2 mm abgegossen. Es zeigte sich dabei, dass unter dem gewählten Versuchsaufbau die avisierte Gießtemperatur von 1730 °C nicht zu erreichen war und infolge dessen vor allem an den Strukturbauteilen massive Kaltläufe auftraten. Die Handlingszeit zwischen Abstich aus dem Ofen und Gießen in die Formballen verursachte einen zu starken Temperaturabfall in der Schmelze auf geschätzt 1650 °C. Durch eine Verkürzung der Handlingsstrecke konnte die Gießtemperatur zwar ca. 100 °C gesteigert werden, jedoch war auch damit keine vollständige Formfüllung der Strukturbauteile zu erreichen. Die ausgelaufenen Bauteilbereiche wiesen aber keine gravierenden Volumenfehler auf. Zudem gelang trotz der Kaltlaufproblematik der Nachweis, dass eine Wandstärke von 2 mm (lokal auch etwas weniger) bei einer Wandstärkeltoleranz von  $\pm 0,2$  mm für Stahlguss auf einer kastenlosen Formanlage erreicht werden kann.

Die Oberflächenrauheit, die auf dem Sandguss primär durch die Körnung des verwendeten Formsandes ausgeprägt wird, kann durch einen umformenden Folgeprozess lokal deutlich reduziert werden. So wurde im Kalibrierversuch auf Platten eine Reduzierung von  $R_z$  um bis zu 71 % auf etwa 35  $\mu\text{m}$  erreicht. Aufgrund der Spannungssituation im Material unter der Einwirkung eines ebenen Umformwerkzeugs beschränkt sich der Effekt im Wesentlichen auf einen schmalen Randbereich der kalibrierten Probe. Vor dem Hintergrund, dass für die genannte Reduzierung von  $R_z$  eine Umformkraft von 20000 kN aufgewendet wurde, muss gefolgert werden, dass mit dem betrachteten Versuchsaufbau eine flächig homogene Einebnung der Rauheitsspitzen bei dünnwandigem Stahlguss nicht zu erreichen ist. Die Homogenität kann durch Taumeln des Stempels hergestellt werden, wobei hier nach wenigen (ca. 25) Taumelrunden keine weitere Reduzierung von  $R_z$  bzw.  $R_a$  zu erreichen ist. Die maximal erreichte Reduzierung lag unter der

höchsten verfügbaren Stößelkraft von 4000 kN bei 40 % ( $R_z$ ). Der für die Umformung erforderliche Kraftaufwand wiederum kann – wie grundlegend durch einen Stauchversuch belegt wurde – durch Überlagerung einer US je nach Gegebenheit bis zu 65 % reduziert werden.

In der Analyse der gegossenen Teile war im Gusszustand ein *Widmannstättensches Gussgefüge* festzustellen. Durch Normalisieren wurde dieses in ferritisch-perlitisches Gefüge mit einem Ferrit-Anteil von 60 % bis 70 % umgewandelt. Die Kernhärte nahm dabei mit zunehmender Glühdauer ausgehend von Werten im Bereich von 240 HV10 auf Werte im Bereich von 180 HV10 ab und zeigte einen asymptotischen Verlauf. Analoges gilt für die Entwicklung der Zugfestigkeit, die von nahe 850 MPa auf knapp über 600 MPa sank, wobei die Strukturbauteile im Vergleich jeweils deutlich geringere Werte aufwiesen. Die Bruchdehnung erhöhte sich durch die WBH um etwa  $\frac{1}{3}$ . Die erzielbaren mechanischen Kennwerte lassen sich damit im Vergleich mit Blechwerkstoffen in die Festigkeitsklasse der hochfesten Stähle bzw. besonders hochfesten Stähle wie z. B. Dualphasenstähle einordnen.

Hinsichtlich der Korrosionsbeständigkeit kann zusammengefasst werden, dass durch Feuerverzinken ein hinreichender Korrosionsschutz gewährleistet wurde. Wenngleich innerhalb der Zinkschicht Fehlstellen festzustellen waren, führte dies im KWT über die volle Testzeit von 6 Wochen zu keiner Auffälligkeit. Die beobachteten weißen und gelben Niederschläge konnten mittels XPS-Analyse auf Reaktionen mit der Umgebungsluft bzw. Relikte der Salzsprühphase zurückgeführt werden. Wichtigste Erkenntnis ist, dass über die Testzeit beim feuerverzinkten dünnwandigen Stahlguss keine Grundwerkstoffkorrosion auftrat, während ein verzinktes Karosseriebaublech im gleichen Zeitraum flächendeckenden Rotrost ausbildete.

Weiterhin wurde gezeigt, dass die Bauteile mit der gewählten Verzinkung nicht mehr punktschweißbar sind. In der zerstörenden Prüfung wiesen die Schweißpunkte ein unzureichendes Versagensverhalten auf und weder der ausgeknöpfte Schweißpunkt, noch die Schweißlinse in der Fügeebene erreichen die festgelegten Mindestdurchmesser. Aus der Feststellung, dass es sich bei der Korrosionsbeständigkeit um eine (bezogen auf das Bauteil) globale und bei der Punktschweißbarkeit um eine lokale Anforderung handelt, wurden die Fugestellen mit nur einem zusätzlichen Prozessschritt durch Energieeintrag mittels Pulslaser wieder entzinkt. Eine vorab durchgeführte Parameterstudie zeigte, dass dabei zwischen Schichtabtrag und Frequenz des Lasers im betrachteten Bereich bis 250 kHz ein näherungsweise linearer Zusammenhang besteht. Laserleistung, die Anzahl an Überfahrten sowie der z-Abstand weisen ein asymptotisches Verhalten auf und streben bei schrittweiser Erhöhung ab etwa 1600-1800 W, 6 Wiederholungen bzw. 160 mm Abstand einen Grenzwert in der Größenordnung von 200  $\mu\text{m}$  Schichtabtrag an. Durch Variation dieser Parameter wird die Intensität demnach nicht derart gesteigert, dass nach vollständiger Zinkentfernung auch das Grundmaterial abgetragen wird. Eben dies ist für die Erhöhung der Puls- und Linienüberlappung zu beobachten, welche damit die deutlichste Wirkung auf die Intensität ausüben. Basierend auf den Erkenntnissen der Parameterstudie wurde ein Satz an Serienparametern für die Entzinkung der Fugestellen vor den Schweißversuchen festgelegt.

In diesen zeigte sich in der Folge, dass die entzinkten Fügstellen gegenüber dem unbeschichteten Grundmaterial einen zu etwas höheren Stromstärken hin verschobenen Schweißbereich aufweisen. Für den abgeleiteten Schweißparameter wurde die hinreichende Qualität der Fügepunkte anhand der Punktdurchmesser nach Ausknöpfen und der Durchmesser der Schweißlinsen in der Fügeebene nachgewiesen. Im KWT zeigte sich, dass die Fügstellen nach dem Punktschweißen zusätzlich abgedeckt werden müssen, um auch dort den Korrosionsschutz aufrecht zu erhalten.

Abschließend wurde gezeigt, dass für eine Industrielle Umsetzung der entwickelten Prozesskette Stückzahlen von etwa  $150 \frac{\text{Bauteile}}{\text{Stunde}}$  oder mehr realisiert werden können. Kritischer Faktor ist dabei die Taktzeit beim Entzinken, welche aber durch den Einsatz mehrere Optiken oder Laserzellen sowie die verbesserte Gestaltung der freizulegenden Fläche und der Anzahl an Überfahrten ganz wesentlich beeinflusst werden kann. Im Vergleich zu einem Feingießprozess, der Erweiterungen zur Herstellung höchster Oberflächenqualitäten für den Vergleich mit Karosserieblech enthält, ist mit der vorgestellten Prozesskette für das beispielhaft gewählte Strukturbauteil eine Kosteneinsparung von etwa 20 % zu erzielen, wobei mit den so produzierten Bauteilen dennoch die wesentlichen Anforderungen des Fahrzeugbaus bedient werden können.

Zukünftige Entwicklungen sind allem voran an die Gießtechnik zu richten. Um die Maßhaltigkeit und auch möglichen Verzug durch die WBH zuverlässig bewerten zu können, müssen erst Bauteile in hinreichender reproduzierbarer Qualität gegossen werden. Voraussetzung dafür ist die Sicherstellung einer gleichbleibenden Gießtemperatur im Bereich von 1800 °C, sofern nicht der Einsatz einer alternativen Legierung mit niedrigerem Schmelzpunkt geprüft wird. Die Verwendung einer beheizten Gießpfanne ist vor diesem Hintergrund zu empfehlen.

In der Entwicklung der umformtechnischen Nachbearbeitung bei RT müssen erst geeignete Werkzeugkonzepte gefunden werden, die bei wirtschaftlichem Kraftaufwand einen ausreichenden und über der Bauteiloberfläche homogenen Effekt auf die Oberflächenrauheit ausüben. Eine Kombination aus den betrachteten Konzepten erscheint zielführend, wird sich aber nicht trivial umsetzen lassen.



## A Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1:	Abnehmerstruktur für Eisenmetallguss deutscher Gießereien in 2018 nach (BDGuss, 2019).....	1
Abbildung 1.2:	Beispiel zur Veranschaulichung des Leichtbaus mit Stahl anhand des Massenverhältnisses eines einfachen Vierkantrohres aus Stahl bzw. Aluminium bei gleicher Biegesteifigkeit in Anlehnung an (Ellenrieder, Gänssicke et al., 2017) .....	2
Abbildung 2.1:	Veranschaulichung der beiden grundlegenden Möglichkeiten zur Ausrichtung zweier Bauteile zueinander nach (Bohn und Hetsch, 2013) .....	6
Abbildung 2.2:	Einordnung wesentlicher WBH-Verfahren in die Temperaturbereiche des Eisenkohlenstoffdiagramms nach (Arnold et al., 2015) .....	7
Abbildung 2.3:	Entstehung von Eigenspannungen beim Abschrecken eines Zylinders von einer Temperatur $T_1$ auf eine niedrigere Temperatur $T_2$ nach (Ilschner und Singer, 2010).....	8
Abbildung 2.4:	Schematische Vorgehensweise beim <i>Distortion Engineering</i> nach (Lübben und Zoch, 2012) .....	10
Abbildung 2.5:	Entwicklung der mittleren Mindestdehngrenze von Karosseriestählen nach (Bubb et al., 2016).....	11
Abbildung 2.6:	Einordnung der verwendeten Stahlsorten in der Karosserie (inkl. Türen und Verschlüsse) der sechsten Generation der BMW 7er Reihe nach Festigkeitsklassen und anteiliger Verwendung nach (Ahlers und Sammer, 2015) .....	12
Abbildung 2.7:	Ablauf des KWT mit Beschreibung der einzelnen Klimate nach (Verband der Automobilindustrie e.V., 2013) .....	16
Abbildung 2.8:	Übersicht der Kontakt- und Stoffwiderstände beim Punktschweißen (links) mit schematischem zeitlichen Verlauf (rechts) und Darstellung der ausgebildeten Schweißlinse (klein) nach (Dilthey, 2006) .....	17
Abbildung 2.9:	Einordnung der Gießverfahren nach Bauteilanforderungen und Kosten sowie Verfügbarkeit im Hinblick auf dünnwandigen Stahlguss nach den angegebenen Eigenschaften nach (Hasse et al., 2016) und (Hofbauer, 2018).....	20
Abbildung 2.10:	Prozessablauf bei kastenlosen Formanlagen nach (Bähr, 2011) und (Polzin, 2014) .....	23
Abbildung 2.11:	Gegenüberstellung der drei entscheidenden Vor- und Nachteile des Feingießens und kastenlosen Formverfahrens nach (Hasse et al., 2016) .....	24



Abbildung 2.12: Funktionsweise einer Taumelpresse und mögliche Varianten der Bahnführung nach (Herrmann, 1988) mit 1-Untergesenk, 2-Werkstück, 3-Auswerfer, 4-Obergesenk, 5-Stößel, 6-Pressenrahmen, 7-Lagerung des Stößels, $\phi$ -Taumelwinkel .....	27
Abbildung 2.13: Bilder der <i>Bharat Forge Aluminiumtechnik GmbH</i> aus der Arbeit von Dedov (2013), die die wesentlichen Stadien im kombinierten Prozess aus Gießen und Umformen am Beispiel eines Querlenkers zeigen.....	29
Abbildung 2.14: Prozessschritte des <i>Cobapress</i> -Verfahrens nach (Bouvier und Gendre, 2007) 1-Kippkokillengießen, 2-Temperaturhomogenisierung, 3-Schmieden, 4-Entgraten, 5-WBH .....	30
Abbildung 3.1: Abstrahierte Gesamtprozesskette .....	35
Abbildung 3.2: Aufbau der Forschungsarbeit .....	37
Abbildung 4.1: Eisenkohlenstoffdiagramm nach (Berger und Kloos, 2011) mit eingezeichnetem C-Toleranzbereich nach (DIN EN 10293, 2015-04) für die Legierung G20Mn5 .....	40
Abbildung 4.2: CAD-Modell des Strukturbauteils, erstmalig vorgestellt durch Bergmann und Wäcken (2019) .....	41
Abbildung 4.3: Gegossene Platten (links) und gegossenes Strukturbauteil (rechts) samt Gießsystem (Quelle: Federal-Mogul Burscheid GmbH).....	42
Abbildung 4.4: Schematischer Aufbau und Prozessablauf des Gießversuchs .....	43
Abbildung 4.5: Probeplatte (links) mit vergrößertem Detail und Bauteil (rechts) mit deutlichem Kaltlauf .....	45
Abbildung 4.6: Soll-Ist-Vergleich des gegossenen Bauteils mit dem CAD-Modell nach <i>Best-Fit</i> -Ausrichtung und Vermessung mittels Streifenlichtprojektionsmethode .....	45
Abbildung 4.7: Röntgenaufnahme einer Platte (links) zusammengesetzt aus zwei Einzelbildern und Röntgenaufnahme des Bauteils (rechts) zusammengesetzt aus drei Einzelbildern.....	46
Abbildung 5.1: Probeplatte mit angedeuteten Messpfaden und beispielhafte Wölbungskurve aus der taktilen Messung nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018).....	51
Abbildung 5.2: Ebenheit der Probeplatten vor und nach dem Kalibrieren nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018) .....	51

Abbildung 5.3:	Inhomogener Oberflächeneffekt durch Kalibrieren und Veranschaulichung dessen durch Aufnahmen aus einem Keyence-Lasermikroskop nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018) .....	52
Abbildung 5.4:	Schliffbilder zur Verdeutlichung der lokal unterschiedlichen Auswirkungen des Kalibrierens auf das Rauheitsprofil der Probenoberfläche nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018) .....	53
Abbildung 5.5:	Änderungen der geometrischen Abmessungen der Probeplatten durch das Kalibrieren mit Skizze der gemessenen Größen nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018) .....	54
Abbildung 5.6:	Kerbschlagbiegeversuch an Proben aus kalibrierten und nicht kalibrierten Probeplatten wärmebehandelt und nicht wärmebehandelt bei RT und LT nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018) .....	56
Abbildung 5.7:	Rauheitswerte $R_z$ und $R_a$ in Abhängigkeit der Gesamtanzahl an Taumelrunden mit Trendlinien und Lasermikroskopaufnahmen (Taumelwinkel = $1^\circ$ ) .....	58
Abbildung 5.8:	Zusammenhang der Rauheitswerte $R_z$ und $R_a$ aller Einzelversuche mit dem Taumelwinkel .....	58
Abbildung 5.9:	Auswirkung einer US-Überlagerung mit einer Amplitude von $A = 20 \mu\text{m}$ auf den Verlauf der Kraft-Weg-Kurve im Stauchversuch .....	59
Abbildung 6.1:	Gefügebilder im Gusszustand und nach dem Normalisieren von Platte und Strukturbauteil .....	64
Abbildung 6.2:	Randentkohlung von Platte und Strukturbauteil nach dreistündiger WBH	65
Abbildung 6.3:	Verlauf der Gefügekernhärte über der Haltezeit für Platte und Strukturbauteil mit Trendlinie .....	66
Abbildung 6.4:	Entnahmestelle für Flachzugproben des Typs DIN 50125 – E2x6x20 beim Strukturbauteil .....	67
Abbildung 6.5:	Charakteristische Spannung-Dehnungs-Kurven von Flachzugproben aus den Platten und Strukturbauteilen .....	67
Abbildung 6.6:	Verlauf der Zugfestigkeit über der Haltezeit für Platte und Strukturbauteil mit Trendlinie .....	68
Abbildung 7.1:	Zinkschichtstärke mit Trendlinie in Abhängigkeit der Haltezeit im Zinkbad gemessen auf Platten des Typs B .....	74
Abbildung 7.2:	Zinkoberfläche auf Platte Typ A nach 16 min Tauchzeit und nach 6 Wochen KWT sowie nach 3 und 6 Wochen KWT bei 4 min Tauchzeit für Platten Typ A und B .....	75

Abbildung 7.3: XPS-Messung auf weißem und gelblichem Bereich nach KWT an Platten Typ A .....	76
Abbildung 8.1: Schweißpunkt auf einer feuerverzinkten Stahlgussprobe (oben links) nach dem Ausknöpfen (oben rechts) und Schliffbild einer Schweißlinse (unten links).....	81
Abbildung 8.2: Zinkabtrag in Abhängigkeit der Frequenz (oben) und der Laserleistung (unten) mit Trendlinien und exemplarischen Schliffbildern mit eingezeichneten Abtragstiefen.....	83
Abbildung 8.3: Zinkabtrag in Abhängigkeit der Wiederholungen (oben) und der Pulsüberlappung (unten) mit Trendlinien und exemplarischen Schliffbildern mit eingezeichneten Abtragstiefen .....	85
Abbildung 8.4: Zinkabtrag in Abhängigkeit der Linienüberlappung (oben) und des z-Abstands (unten) mit Trendlinien und exemplarischen Schliffbildern mit eingezeichneten Abtragstiefen .....	87
Abbildung 8.5: Freigelegte Fügestelle auf einer Platte Typ A mit Schliffbildern des freigelegten Bereichs (links) und des Übergangsbereichs (rechts), wobei durch die Pfeile die Blickrichtung angegeben wird .....	88
Abbildung 8.6: Entwicklung der Oberflächenrauheitswerte $R_z$ und $R_a$ im Prozessverlauf zu den jeweiligen Zuständen .....	88
Abbildung 8.7: Entwicklung des Schweißbereichs für Gussoberfläche und durch Puls laser freigelegte Fügestelle.....	89
Abbildung 8.8: Ausgeknöpfter Schweißpunkt auf einer unbeschichteten Stahlgussprobe (links) und einer feuerverzinkten Probe mit durch Puls laser freigelegter Fügestelle (rechts).....	90
Abbildung 8.9: Punktschweißlin sen einer unbeschichteten Stahlgussprobe (links) und einer feuerverzinkten Probe mit durch Puls laser freigelegter Fügestelle (rechts) .....	91
Abbildung 8.10: KWT-Resultat von entzinkten und punktgeschweißten Fügstellen auf einer Platte und einem Strukturbauteil mit und ohne PVC-Abdeckung ...	92
Abbildung 8.11: Korrelationskoeffizienten der betrachteten Parameter sowie Abtrags spanne als Differenz von maximalem und minimalem Zinkabtrag.....	94
Abbildung 9.1: Aufteilung der Gesamtprozesskette auf drei Standorte mit wesentlichen Anlagenressourcen und Fertigungsschritten .....	100

---

Abbildung 9.2:	Verlauf der Bahnlänge in Abhängigkeit der Linienüberlappung (links) und der Bahngeschwindigkeit in Abhängigkeit der Pulsüberlappung (rechts) .....	103
Abbildung 9.3:	Benötigte Zeit für das Abfahren der Spiralbahn $T_{spir}$ in Abhängigkeit vom Radius des freizulegenden Kreises.....	105
Abbildung 9.4:	Potenzialfeld der untersuchten Prozesskette im Vergleich mit Feingießen mit Zusatzmaßnahmen für höchste Oberflächenqualität (zur Einordnung der Bauteilkosten siehe auch Abbildung 9.5) .....	108
Abbildung 9.5:	Einordnung der resultierenden Prozesskosten und Anteile der Teilprozesse für drei Stückzahlenszenarien.....	109



## B Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1:	Galvanische Spannungsreihe (Weißbach, Dahms und Jaroschek, 2015) ..	13
Tabelle 4.1:	Chemische Zusammensetzung von G20Mn5 und mechanische Eigenschaften in normalisiertem Zustand nach (DIN EN 10293, 2015-04) .....	39
Tabelle 4.2:	Vergleich der Oberflächenrauheit der beiden verwendeten Plattenarten über die Auswertung von je drei Einzelmessungen .....	42
Tabelle 4.3:	Ausstattung im Versuchsaufbau sowie minimale und maximale gemessene Temperaturen zu unterschiedlichen Prozesszeitpunkten.....	43
Tabelle 4.4:	Ergebnisse der Funkenspektralanalyse (minimale und maximale Messwerte) im Vergleich mit der Zusammensetzung nach (DIN EN 10293, 2015-04) unter Berücksichtigung eines erhöhten angestrebten Siliziumgehaltes (alle Werte in Prozent) .....	44
Tabelle 5.1:	Auswirkung des Kalibrierens auf die gemittelte Rautiefe $R_z$ im Mitten- und Randbereich der Probeplatten als Mittelwert mit STABW aus je 21 Messwerten nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018).....	53
Tabelle 5.2:	Mittlere Härtewerte und STABW für kalibrierten und nicht kalibrierten sowie wärmebehandelten und nicht wärmebehandelten Zustand gemessen an je zehn Messpunkten nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018)	55
Tabelle 5.3:	Dehngrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung für kalibrierten und nicht kalibrierten sowie wärmebehandelten und nicht wärmebehandelten Zustand nach (Hofbauer, Schirmeyer und Volk, 2018) .....	55
Tabelle 5.4:	Übersicht der untersuchten Taumelrundenzusammensetzungen in der Anfahr-, Konstanthalte- und Rücknahmephase.....	57
Tabelle 6.1:	Daten zur betrachteten WBH .....	63
Tabelle 6.2:	Ferrit-Anteil in Prozent an je 3 ausgewerteten Proben nach der WBH (Indikatorwerte aus Schwellwertunterscheidung mittels Software <i>Gimp</i> )	65
Tabelle 6.3:	Spannbreite der Randentkohlungstiefen über je 3 ausgewertete Proben nach der WBH.....	66
Tabelle 8.1:	Randparameter der Laserzelle für die lokale Entzinkung mittels Pulslaser	80
Tabelle 8.2:	Im Rahmen der Parameterstudie variierte Einstellungen, wobei der separat gerahmte Bereich den Grundeinstellungen entspricht.....	82
Tabelle 8.3:	Grundeinstellung der Parameterstudie und Serienparameter der Laserentzinkung.....	86

Tabelle 8.4:	Mittelwert und STABW der Punktdurchmesser auf unbeschichtetem Guss und Proben mit nach Feuerverzinken freigelegten Fügstellen .....	90
Tabelle 8.5:	Mittelwert und STABW des Durchmessers der Schweißlinsen in der Fügeebene bei unbeschichtetem Guss und nach Feuerverzinken freigelegten Fügstellen .....	91
Tabelle 9.1:	Zahlenwerte zur Taktzeitberechnung anhand der definierten Serienparameter .....	104

## C Literaturverzeichnis

- AHLERS, M., K. SAMMER (2015). *New BMW 7 Series. Carbon Core*. Bad Nauheim: 17th Global Car Body Benchmarking Conference.
- AMEEN, E. (1940). *Dimension Changes of Tool Steels during Quenching and Tempering*. Transactions of the American Society for Metals ASM 28/1940 472-512.
- ARENS, T., F. HETTLICH, C. KARPFFINGER, U. KOCKELKORN, K. LICHTENEGGER, H. STACHEL (2018). *Mathematik*. 4. Auflage. Berlin: Springer Spektrum.
- ARNOLD, M.-O., C. ESCHER, H. HAMMELRATH, R. HANUS, U. KNOBLOCH, K. KOHLGRÜBER, H. LÖBLICH, A. OLDEWURTEL, G.-W. OVERBECK, J. SCHÄDLICH-STUBENRAUCH, C. SCHMEES, K.-H. SCHÜTT, I. STELLER, H.-J. WIELAND, J. WIESENMÜLLER, R. WIESENMÜLLER (2015). *Stahlguss: Herstellung - Eigenschaften - Anwendung*. Düsseldorf: Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie.
- AUSSCHUSS FÜR GEFAHRSTOFFE (2009). *Technische Regeln für Gefahrstoffe: Schweißtechnische Arbeiten: TRGS 528*. Dortmund: Bundesanstalt für Arbeitsschutz und Arbeitsmedizin (BAuA).
- BAGSCHIK, U., M. BÖCKLER, S. GABRIEL, J.-U. HAHN, D. KOPPISCH, W. PFLAUMBAUM, T. SMOLA, A. VOSSBERG (2013). *Zinkexpositionen in der Metallbranche*. IFA-Report. Berlin: Institut für Arbeitsschutz der Deutschen Gesetzlichen Unfallversicherung.
- BÄHR, R. (2011). Urformen. In: *Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau*. Hrsg. von K.-H. GROTE, J. FELDHUSEN. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, S2–S26.
- BARGEL, H.-J. (2018). Werkstoffprüfung. In: *Werkstoffkunde*. Hrsg. von H.-J. BARGEL, G. SCHULZE. Berlin: Springer-Verlag GmbH Deutschland, 117–173.
- BDGUSS (2019). *Branchenkennzahlen 2018: Deutsche Gießerei-Industrie*. online abrufbar unter [https://www.bdguss.de/fileadmin/content\\_bdguss/Branche/Die\\_Branche\\_in\\_Zahlen/Branche\\_in\\_Zahlen\\_kompl..pdf](https://www.bdguss.de/fileadmin/content_bdguss/Branche/Die_Branche_in_Zahlen/Branche_in_Zahlen_kompl..pdf), letzter Zugriff am 29.05.2019. Düsseldorf: Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie.
- BEHRENS, B.-A. (2012). Gesenkschmieden. In: *Handbuch Umformen*. Hrsg. von H. HOFFMANN, R. NEUGEBAUER, G. SPUR. München: Carl Hanser Verlag, 244–309.
- BERGER, C., K. H. KLOOS (2011). Eigenschaften und Verwendung der Werkstoffe. In: *Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau*. Hrsg. von K.-H. GROTE, J. FELDHUSEN. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, E32–E70.
- BERGMANN, C., H. WÄCKEN (2019). *Thin walled steel casting for load intersection points of the body in white*. Vortrag. Fachtagung „Materials in Car Body Engineering“ von 14.-15.05.2019 in Bad Nauheim.
- BERNS, H. (1977). *Verzug von Stählen infolge Wärmebehandlung*. Zeitschrift Werkstofftechnik 8 (1977) 149-157. Weinheim: Verlag Chemie.
- BERUFGENOSSENSCHAFT HOLZ UND METALL (2011). *Schadstoffe beim Schweißen und bei verwandten Verfahren*. Tagungsband des Symposiums des Fachausschusses Metall und Oberflächenbehandlung der Deutschen Gesetzlichen Unfallversicherung vom 24.-25. Mai 2011 in Hannover.
- BERUFGENOSSENSCHAFT HOLZ UND METALL (2012). *Schadstoffe beim Schweißen und bei verwandten Verfahren*. BG-Information. Mainz: Berufsgenossenschaft Holz und Metall.



- BILLHOFER, H., R. WAITZ (2016). *Präzisionsfeingießanlagen*. Giesserei-Erfahrungsaustausch 09+10/2016 (60). Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH.
- BISCHOFFS, B., K.-H. SCHÜTT (2005). *Das Vakuumformverfahren - Potenziale und Anwendungsmöglichkeiten heute*. konstruieren + giessen 03/2005 (30). Düsseldorf: Zentrale für Gussverwendung.
- BOHN, M., K. HETSCH (2013). *Toleranzmanagement im Automobilbau*. München: Carl Hanser Verlag.
- BOUVIER, V., B. GENDRE (2007). *The COBAPRESS(TM) process: a process rich of a twenty five years experience, with a bright future*. Hommes & Fonderie 10/2007 10-16. Paris: PYC Edition.
- BRAMANN, H., C. AFRATH, M. FEHLBIER, A. BÜHRIG-POLACZEK (2005). *Neue Wege für den Stahlguss - Thixogießen*. Giesserei Rundschau 01&02/2005 (52). Wien: Strohmayer KG.
- BUBB, H., H. GOSSMANN, R. KONORSA, W. PECHO, A. PLATH, J. REICHHOLD, R. STAUBER, L. TESKE, K. W. THOMER, H. TIMM, H.-J. VÖGEL, M. WAWZYNIAK (2016). Aufbau. In: *Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik*. Hrsg. von S. PISCHINGER, U. SEIFERT. ATZ/MTZ-Fachbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg, 575–734.
- BUNDESMINISTERIUM FÜR UMWELT, NATURSCHUTZ UND REAKTORSICHERHEIT (2002). *Erste Allgemeine Verwaltungsvorschrift zum Bundes-Immissionsschutzgesetz (Technische Anleitung zur Reinhaltung der Luft - TA Luft)*. Berlin: Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit.
- CHANDLEY, D., J. REDEMSKE, P. MIKKOLA, R. C. SHAH (1996). *Development of Thin-Wall Stainless Steel Castings Using Countergravity Process for Automobile Application*. Transactions of the American Foundrymen's Society and the proceedings of the one hundredth annual meeting. Des Plaines: American Foundrymen's Society.
- COTTRELL, A. (1995). *An Introduction to Metallurgy*. second edition. London: The Institute of Materials.
- DAHLMANN, M. (2016). *Für filigranen und fehlerfreien Guss*. Giesserei-Erfahrungsaustausch 05+06/2016 (60). Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH.
- DAHME, M., M. HIRSCHVOGEL, P. KETTNER, D. LANDGREBE, W. PISCHEL, H.-W. RAEDT, C. RUILE, M. SCHLEICH, J. WONDRAK (2011). *Massivumgeformte Komponenten*. Denklingen: Hirschvogel Holding GmbH.
- DE 10 2006 036 369 B4 (2009). *Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung von Bauteilen durch integriertes Schmelzen, Gießen und Umformen: Kahn, F.* Patentschrift. München: Deutsches Patent- und Markenamt.
- DE 10 2009 013 631 B3 (2010). *Verfahren zur prozessstufenarmen Herstellung hochfester, hochwertiger Formteile aus hochlegierten Stählen mit Plastizitätseffekt und deren Verwendung: Weiß, B., W. Lehnert*. Patentschrift. München: Deutsches Patent- und Markenamt.
- DE 10 2009 040 322 B4 (2011). *Verfahren und Vorrichtung zum Lagern eines gegossenen Kraftfahrzeugbauteils während einer Wärmebehandlung: Tran, N. B., J. Gaugler*. Patentschrift. München: Deutsches Patent- und Markenamt.

- DE 10 2012 003 791 B3 (2013). *Verfahren zur Herstellung hochfester Formteile aus Stahlguss mit TRIP-Effekt und mit austenitisch-martensitischem Gefüge*: Weiß, A., M. Wendler. Patentschrift. München: Deutsches Patent- und Markenamt.
- DE 10 2015 210 313 A1 (2016). *Verfahren zur Herstellung dünnwandiger Stahlgussteile aus hoch legierten Stählen mit TRIP/TWIP-Eigenschaften*: Weiß, A. Offenlegungsschrift. München: Deutsches Patent- und Markenamt.
- DEBRUIN, M., S. JORDAN (2016). *The Case for Steel Lost Foam Casting*. Modern Casting 10/2016. Schaumburg: American Foundry Society.
- DEDOV, S. (2013). *Untersuchungen zur Entwicklung einer kombinierten Gieß-Umformtechnologie zur Herstellung hochwertiger Aluminium-Bauteile*. Dissertation. Technische Universität Bergakademie Freiberg.
- DEIKE, R. (2014). Eisenbasis-Gusswerkstoffe. In: *Handbuch Urformen*. Hrsg. von A. BÜHRIG-POLACZEK, W. MICHAELI, G. SPUR. München: Carl Hanser Verlag, 43–60.
- DEUTSCHE FORSCHUNGSGEMEINSCHAFT (2014). *Zinc and its inorganic compounds*. The MAK-Collection Part I, MAK Value Documentations. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- DEUTSCHE FORSCHUNGSGEMEINSCHAFT (2018). *MAK- und BAT-Werte-Liste 2018: Maximale Arbeitsplatzkonzentrationen und Biologische Arbeitsstofftoleranzwerte*. Weinheim: Wiley-VCH.
- DILTHEY, U. (2006). *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien*. 3., bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.
- DISA INDUSTRIES A/S (2010). *DISAmatic 2110: Produktbroschüre*. Herlev.
- DISA INDUSTRIES A/S (2015). *DISA 240, 250, 270 & 280: Produktbroschüre*. Taastrup.
- DOEGE, E., B.-A. BEHRENS (2010). *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen*. 2., bearbeitete Auflage. Heidelberg, Dordrecht, London, New York: Springer.
- ELLENRIEDER, G., H. E. FRIEDRICH, S. KIENZLE (2017). Leichtbaukonzepte für heute und morgen. In: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Hrsg. von H. E. FRIEDRICH. ATZ/MTZ-Fachbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg, 773–826.
- ELLENRIEDER, G., T. GÄNSICKE, J. SANDIANO, M. GOEDE, H. G. HERRMANN (2017). Die Leichtbaustrategien. In: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Hrsg. von H. E. FRIEDRICH. ATZ/MTZ-Fachbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg, 45–123.
- EP 0 119 365 B1 (1987). *Procédé pour fabriquer des pièces en aluminium ou en alliage d'aluminium*: Di Serio, T. Patentschrift. München: Europäisches Patentamt.
- EP 1 213 367 B1 (2002). *Procédé de fabrication de pièces en alliages légers, avec un refroidissement avant pressage*: Marchal, A., D. Rezel. Patentschrift. München: Europäisches Patentamt.
- EP 1 250 204 B1 (2002). *Procédé pour fabriquer des pièces en alliage léger*: Di Serio, E. Patentschrift. München: Europäisches Patentamt.
- EP 2 286 941 A1 (2011). *Fahrwerksbauteil für ein Kraftfahrzeug und Verfahren zur Herstellung*: Neumann, H.-J., H. Laukötter, W. Linnig. Patentanmeldung. München: Europäisches Patentamt.

- EP 2 891 532 A1 (2015). *Procédé de fabrication de pièces en titane issues d'une opération de fonderie suivie d'une opération de forge desdites pièces: Di Serio, E. T.* Patentanmeldung. München: Europäisches Patentamt.
- FAHRENWALDT, H. J., V. SCHULER, J. TWRDEK (2014). Prozesse des Pressschweißens. In: *Praxiswissen Schweißtechnik*. Hrsg. von H. J. FAHRENWALDT, V. SCHULER, J. TWRDEK. Wiesbaden: Springer Vieweg, 99–136.
- FR 2 614 814 A3 (1988). *Procédé pour fabriquer des pièces en aluminium, alliages divers et tous alliages en général: Di Serio, T.* Offenlegungsschrift. Paris: Institut National de la Propriété Industrielle.
- FR 2 778 125 B1 (1999). *Procédé pour fabriquer des pièces en alliages coulés, et notamment en aluminium: Di Serio, E.* Patentschrift. Paris: Institut National de la Propriété Industrielle.
- FRITZ, A. H., J. SCHMÜTZ, B. WIENEKE-TOUTAOU (2015). Urformen. In: *Fertigungstechnik*. Hrsg. von A. H. FRITZ, G. SCHULZE. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 7–123.
- GOTTSTEIN, G. (2007). *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 3. Auflage. Berlin, Heidelberg, New York: Springer.
- GREVEN, E., B. STUMPP, R. TRILLER, F. VOGELMANN, H. WALTER, R. WENTZ (1983). *Technologie: Lehr- und Arbeitsbuch für den Fachkundeunterricht in metallverarbeitenden Betrieben*. Braunschweig, Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn.
- HASSE, S., C. BERGMANN, R. FALTERMEIER, D. HÖLTER, B. REINSTETTEL, J.-M. SÉGAUD, F. WIMMER, J. ZIMMERMANN (2016). *Dünnwandiger Stahlguss*. Experten-Workshop vom 23.-25.08.2016. Landshut: BMW Group und Foundry Technologies & Engineering GmbH.
- HERBERTZ, R., H. HERMANN, R. LABS (2013). *Massivumformung kurz und bündig*. Hagen: Industrieverband Massivumformung e. V.
- HERRMANN, M. (1988). Stauchen. In: *Umformtechnik: Handbuch für Industrie und Wissenschaft*. Hrsg. von K. LANGE. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 5–35.
- HIRSCHVOGEL, M., P. KETTNER, G. LINDER, M. DAHME, D. LANDGREBE, H.-W. RAEDT (2003). *Kaltmassivumformung: Präzision in großen Serien*. Info-Reihe Massivumformung Extraausgabe. Hagen: Infostelle Industrieverband Massivumformung e. V.
- HIRT, G., R. BAADJOU (2008). *Thixoforming von Stahl und Aluminium*. Schmiede-Journal 03/2008. Hagen: Industrieverband Massivumformung e. V.
- HOFBAUER, F. (2018). *Leichtbau mit Stahlguss*. Vortrag. Fachtagung „Leichtbau in Guss“ von 06.-07.11.2018 in Bad Gögging. München: Carl Hanser Verlag.
- HOFBAUER, F., A. SCHIRMEYER, W. VOLK (2018). *Improvement of surface quality of 1.6220 cast steel by calibrating process and effects on material behavior*. Production Engineering 12 (2018) 797-806. Springer.
- HUG TECHNIK UND SICHERHEIT GMBH (o.D.). *Metallische Werkstoffe: Physikalische Eigenschaften*. abrufbar unter: <https://www.hug-technik.com/inhalt/ta/metall.htm>. zuletzt abgerufen am 16.05.2018.
- ILSCHNER, B., R. F. SINGER (2010). *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik: Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*. 5., neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.

- JIANG, J., Y. WANG, Y. LI, J. QU, W. SHAN, S. LUO (2012). *A double control forming technology combining die casting and forging for the production of Mg alloy components with enhanced properties*. Journal of Materials Processing Technology 212 (2012) 1191-1199. Elsevier.
- JIANG, J., Y. WANG, Y. LI, W. SHAN, S. LUO (2012). *Microstructure and mechanical properties of the motorcycle cylinder body of AM60B magnesium alloy formed by combining die casting and forging*. Materials and Design 37 (2012) 202-210. Elsevier.
- KAESCHE, H. (2011). *Die Korrosion der Metalle: Physikalisch-chemische Prinzipien und aktuelle Probleme*. 3., neubearbeitete und erweiterte Auflage 1990, Nachdruck 2011 in veränderter Ausstattung. Berlin, Heidelberg: Springer.
- KAISER, H., K. LANGE, W. PANKNIN (1993). Umformen unter Anwendung überlagerter mechanischer Schwingungen. In: *Umformtechnik: Handbuch für Industrie und Wissenschaft*. Hrsg. von K. LANGE. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 100–112.
- KALLIEN, L. H., V. GÖRGÜN, C. WILHELM (2018). *Einfluss der Elektromobilität auf die Gussproduktion in der deutschen Gießerei-Industrie*. Giesserei 04/2018 (105) 84-94. Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH.
- KIM, H. R., M. G. SEO, W. B. BAE (2002). *A study of the manufacturing of tie-rod ends with casting/forging process*. Journal of Materials Processing Technology 125-126 (2002) 471-476. Elsevier.
- KLOCKE, F. (2015). *Fertigungsverfahren 5: Gießen, Pulvermetallurgie, Additive Manufacturing*. 4. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.
- KNIEWALLNER, L., M. DŽINIĆ, I. PAPADIMITRIOU (2010). *Hybrid- und Elektromobilität: Chancen und Herausforderungen für die Giessereiindustrie*. Giesserei Rundschau 09&10/2010 (57). Wien: Strohmayer KG.
- KOLBE, M. (2012). Taumelpressen, Axialgesenkwalzen. In: *Handbuch Umformen*. Hrsg. von H. HOFFMANN, R. NEUGEBAUER, G. SPUR. München: Carl Hanser Verlag, 659–662.
- KRUMREI, T., C. LIND, J. WOLFF (2015). *Alternative synthetische Minerale für Feingusskeramik*. Giesserei-Erfahrungsaustausch 05+06/2015 (59). Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH.
- KUHLMANN, M., O. SCHWEDLER, N. HOLTSCHKE, S. JÜTTNER (2015). *Consideration of hydrogen transport in press-hardened 22MnB5*. Materials Testing 11-12/2015 (57). München: Carl Hanser Verlag.
- KÜTHE, F. (2012). *Prozessoptimiertes Druckgießen von Stählen im teilflüssigen Zustand*. Dissertation. Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule RWTH Aachen.
- LÄPPLE, V. (2010). *Wärmebehandlung des Stahls: Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe*. 10., aktualisierte und erweiterte Auflage. Haan-Gruiten: Verlag Europa-Lehrmittel Nourney Vollmer GmbH & Co. KG.
- LEICHT, U., M. MICHALSKI, M. MERKLEIN (2017). *Ultraschallunterstütztes Umformen und Verstemmen: Aktuelle Ergebnisse aus dem Verbundprojekt "UltraCaulk"*. WT Werkstattstechnik online 1&2/2017 (107). Düsseldorf: Springer-VDI-Verlag GmbH & Co. KG.
- LÜBBEN, T., H.-W. ZOCH (2012). *Einführung in die Grundlagen des Distortion Engineering*. HTM Journal of Heat Treatment and Materials 05/2012 (67) 275-290. München: Carl Hanser Verlag.

- MICHALSKI, M., F. PIOTT, M. MERKLEIN (2017). *Compression testing of martensitic stainless steel with superimposed ultrasonic vibration*. *Procedia Engineering* 207 (2017) 1970-1975. Elsevier.
- MÜLLER, K.-P. (2003). *Praktische Oberflächentechnik: Vorbehandeln - Beschichten - Beschichtungsfehler - Umweltschutz*. 4., überarbeitete Auflage. Braunschweig, Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn.
- N. N. (1998). *Anwendung des Cobapress-Verfahrens zum Herstellen von hochwertigen Fahrzeugteilen aus Aluminium*. *Giesserei-Praxis* 02/1998 82-84. Berlin: Schiele und Schön GmbH.
- PEISSKER, P. (2008). Technologie der Oberflächenvorbereitung. In: *Handbuch Feuerverzinken*. Hrsg. von P. MAASS, P. PEISSKER. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 33-99.
- POLZIN, H. (2014). Herstellung verloreener Formen und Kerne unter Verwendung von Dauermodellen. In: *Handbuch Urformen*. Hrsg. von A. BÜHRIG-POLACZEK, W. MICHAELI, G. SPUR. München: Carl Hanser Verlag, 197-223.
- PRASAD, R. (2012). Progress in Investment Castings. In: *Science and Technology of Casting Processes*. Hrsg. von M. SRINIVASAN. Rijeka: In Tech, 25-72.
- RAPATZ, F. (1962). *Die Edelmehle*. 5. verbesserte und erweiterte Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.
- RAU, G. (2017). *Leichtbaupotenzial von Guss für die Elektromobilität*. *Giesserei* 05/2017, online abrufbar unter <https://www.giesserei.eu/magazin/fachartikel/2017/leichtbaupotenzial-von-guss-fuer-die-elektromobilitaet/>, letzter Zugriff am 29.05.2019. Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH.
- RAZA, M., R. SVENNINGSSON, M. IRWIN (2015). *Experimental study of the filling of thin-walled investment castings in 17-4PH stainless steel*. *Metallurgy and Foundry Engineering* 02/2015 (41). Krakau: AGH University of Science and Technology.
- REISGEN, U., S. OLSCHOK, K. LENZ, V. E. SPIEGEL-CIOBANU (2012). *Ermittlung von Schweißbrauchdaten und Partikelkenngrößen bei verzinkten Werkstoffen*. *Schweißen und Schneiden* 12/2012 (64) 788-796. Düsseldorf: DVS Media GmbH.
- RIKER, S. (2015). *Efficient casting with 3-D printing and simulation driven design*. *Casting Plant & Technology* 03/2015. Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH.
- SASAKI, N., W. L. TORDOFF (2001). *Mass-Production Process for Thin-Walled Cast Stainless Steel Exhaust Manifolds*. *Automotive and Transportation Technology Congress and Exhibition ATTCE 2001 Proceedings Volume 4: Manufacturing*. Warrendale: Society of Automotive Engineers SAE Inc.
- SCHRECKENBERGER, H., P. IZQUIERDO, S. G. KLOSE, C. BLAWERT, V. HEITMANN, D. HÖCHE, K. U. KAINER (2010). *Vermeidung von Bimetallkorrosion - Systematische Entwicklung eines Magnesium Karosseriebauteils*. *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik* 10/2010 (41). Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- SCHULER GMBH (1996). *Handbuch der Umformtechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.
- SCHULZ, W.-D., M. THIELE (2008). Technologie der Feuerverzinkung und Schichtbildung. In: *Handbuch Feuerverzinken*. Hrsg. von P. MAASS, P. PEISSKER. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 101-138.

- SIEGERT, K., J. BAUR, G. MESSMER, A. WOLF (2001). *Herstellung komplexer Bauteile hoher Festigkeit durch Thixo-Schmieden*. Umformtechnik 02/2001. Bamberg: Meisenbach GmbH.
- STAHL-INFORMATIONEN-ZENTRUM, Hrsg. (o.D.). *Geschmiedeter Stahl: Immer in Form*. abrufbar unter: [http://www.stahl-online.de/wp-content/uploads/2013/10/D599\\_Geschmiedeter\\_Stahl\\_Immer\\_in\\_Form.pdf](http://www.stahl-online.de/wp-content/uploads/2013/10/D599_Geschmiedeter_Stahl_Immer_in_Form.pdf). zuletzt abgerufen am 29.11.2016.
- STELLNBERGER, K.-H. (2018). *Korrosionsprüfung am Automobil. Neue Trends in der Branche*. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte BHM 07/2018 (163) 246-252. Wien: Springer-Verlag GmbH Austria.
- THOMA, C. (2015). *Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit in der Prozesskette Druckguss*. Dissertation. Technische Universität München.
- THOMA, C., W. VOLK, G. BRANNER, H. EIBISCH (2013). *Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit von dünnwandigen Strukturbauteilen in der Prozesskette Aluminium-Druckguss*. Giesserei Praxis 7+8/2013 (64) 332-335. Berlin: Schiele und Schön GmbH.
- TSCHÄTSCH, H. (2005). *Praxis der Umformtechnik: Arbeitsverfahren, Maschinen, Werkzeuge*. 8., aktualisierte und erweiterte Auflage. Wiesbaden: Springer Fachmedien.
- US 4,775,426 (1988). *Method of manufacturing surgical implants from cast stainless steel and product: Murley, J., B. Wigginton, I. Baswell*. Patentschrift. Alexandria: United States Patent and Trademark Office.
- US 8,701,741 B2 (2014). *Process for manufacturing forgings made of light alloy incorporating solid or thinned-down sections: Di Serio, E. T., V. Bouvier, R. Epale*. Patentschrift. Alexandria: United States Patent and Trademark Office.
- US 9,149,866 B2 (2015). *Process for manufacturing a salt core by isostatic compaction for parts implementing successive foundry and forging operations: Epale, R.* Patentschrift. Alexandria: United States Patent and Trademark Office.
- VAN OETEREN, K. A. (1976). *Schichtdicke von Korrosionsschutzbeschichtungen I*. Fette, Seifen, Anstrichmittel 10/1976 (78) 407-412.
- VAN OETEREN, K. A. (1983). *Oberflächenschutz von Stahl durch Beschichtungen*. Fette, Seifen, Anstrichmittel 06/1983 (85) 242-247.
- VERBAND DER AUTOMOBILINDUSTRIE E.V. (2013). *Zyklische Korrosionsprüfung von Werkstoffen und Bauteilen im Automobilbau: VDA 233-102*. VDA-Empfehlung. Berlin: Verband der Automobilindustrie e.V.
- VERBAND DER AUTOMOBILINDUSTRIE E.V. (2016). *Flacherzeugnisse aus Stahl zur Kaltumformung: VDA 239-100*. VDA-Werkstoffblatt. Berlin: Verband der Automobilindustrie e.V.
- WEISE, D., P. MÜLLER (2012). Umformen mit Schwingungsüberlagerung. In: *Handbuch Umformen*. Hrsg. von H. HOFFMANN, R. NEUGEBAUER, G. SPUR. München: Carl Hanser Verlag, 649–651.
- WEISSBACH, W., M. DAHMS, C. JAROSCHEK (2015). *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. 19., vollst. überarb. und erw. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg. ISBN: 978-3-658-03918-9.
- WERKE, M., A. GOTTE, L. SIBECK (2014). *CastForging for production of components with tailored geometry and strength*. Stockholm: Fordonsstrategisk Forskning och Innovation FFI.

WERNER, S. (1919). Dünnwandiger Stahlguss. In: *Jahrbuch der Schiffbautechnischen Gesellschaft*. Berlin: Springer, 803–827.

WERNING, H., F. WEBER (1986). *Vakuum-Formverfahren - für hochwertigen Guß*. konstruieren + gießen 04/1986 (11). Düsseldorf: Zentrale für Gussverwendung.

WESTKÄMPER, E., H.-J. WARNECKE, M. DINKELMANN, H. HAAG (2010). *Einführung in die Fertigungstechnik*. 8., aktualisierte und erweiterte Auflage. Wiesbaden: Vieweg + Teubner.

WO 2009/006939 A1 (2009). *Casting-Forging of Wrought Alloys: Kalyani, B. N.* Patentanmeldung. Genf: Weltorganisation für geistiges Eigentum.

WO 98/42460 A2 (1998). *Metal shaping system: Keisling, P.* Patentanmeldung. Genf: Weltorganisation für geistiges Eigentum.

WRANGLÉN, G. (1985). *Korrosion und Korrosionsschutz: Grundlagen, Vorgänge, Schutzmaßnahmen, Prüfung*. aktualisierte und für den deutschen Sprachraum bearbeitete Übersetzung des englischsprachigen Originalwerks. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.

XIE, Z., Y. GUAN, J. ZHAI, L. ZHU, C. ZHONG (2017). *Study on ultrasonic vibration assisted upsetting of 6063 aluminum alloy*. Procedia Engineering 207 (2017) 490-495. Elsevier.

ZHANG, Q., M. CAO, D. ZHANG, S. ZHANG, J. SUN (2014). *Research on Integrated Casting and Forging Process of Aluminum Automobile Wheel*. Advances in Mechanical Engineering. London, Kairo: Hindawi Publishing Corporation.

ZHOU, H. T., S. X. XU, W. D. LI, S. C. WANG, Y. PENG (2015). *A study of automobile brake bracket formed by casting-forging integrated forming technology*. Materials and Design 67 (2015) 285-292. Elsevier.

ZHOU, H., H. CUI, Q. H. QIN (2018). *Influence of ultrasonic vibration on the plasticity of metals during compression process*. Journal of Materials Processing Technology 251 (2018) 146-159. Elsevier.

## **Betreute Abschlussarbeiten**

SCHIRMAYER, A. (2018). *Vergleichende Charakterisierung der Oberfläche und Eigenschaften von kalibriertem dünnwandigem Stahlguss*. Bachelorarbeit. Fakultät Maschinenbau der Hochschule für angewandte Wissenschaften Landshut.

## **D Normenverzeichnis**

DIN 50125 (2016-12). *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN 8583-3 (2003-09). *Fertigungsverfahren Druckumformen: Teil 3: Freiformen: Einordnung, Unterteilung, Begriffe*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN 8583-4 (2003-09). *Fertigungsverfahren Druckumformen: Teil 4: Gesenkformen: Einordnung, Unterteilung, Begriffe*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN EN 10293 (2015-04). *Stahlguss - Stahlguss für allgemeine Anwendungen: Deutsche Fassung EN 10293:2015*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN EN ISO 1461 (2009-10). *Durch Feuerverzinken auf Stahl aufgebrachte Zinküberzüge (Stückverzinken) - Anforderungen und Prüfungen (ISO 1461:2009): Deutsche Fassung EN ISO 1461:2009*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN EN ISO 148-1 (2017-05). *Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy: Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2016): Deutsche Fassung EN ISO 148-1:2016*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN EN ISO 4885 (2018-07). *Eisenwerkstoffe - Wärmebehandlung - Begriffe (ISO 4885:2018): Deutsche Fassung EN ISO 4885:2018*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN EN ISO 6507-1 (2018-07). *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers: Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2018): Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2018*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.

DIN EN ISO 8044 (2015-12). *Korrosion von Metallen und Legierungen - Grundbegriffe (ISO 8044:2015): Dreisprachige Fassung EN ISO 8044:2015*. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH.



# Dissertationen des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen, Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

- 01 *Felix Zimmermann*  
Generierung von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften in  
PHS-Bauteilen durch Anlassen mittels Flamme; 2014;  
ISBN: 978-3-95884-007-2
- 02 *Christopher Joseph Thoma*  
Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit in der  
Prozesskette Druckguss; 2015; ISBN: 978-3-73699-009-8
- 03 *Joung Sik Suh*  
Verbesserung der Kaltumformbarkeit von AZ31 Mg-Blech  
durch Equal Channel Angular Pressing (ECAP); 2015;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20151215-1271570-1-8>
- 04 *Robert Ramakrishnan*  
3-D-Drucken mit einem anorganischen Formstoffsystem; 2016;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20160129-1276474-1-5>
- 05 *Patrick Saal*  
Quantitative Phasenanalyse von ausferritischem Gusseisen  
mithilfe der Neutronendiffraktometrie; 2017;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20170125-1304161-1-8>
- 06 *Peter Sachnik*  
Methodik für gratfreie Schnittflächen beim Scherschneiden; 2017;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20160406-1304184-1-8>
- 07 *Thomas Martin Kopp*  
Einfluss der Werkzeugsteifigkeit auf Scherschneidprozess  
und Werkzeugverschleiß beim offenen Schnitt; 2017;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20170426-1327352-1-7>
- 08 *Simon Josef Maier*  
Inline-Qualitätsprüfung im Presswerk durch intelligente  
Nachfolgewerkzeuge; 2018; ISBN: 978-3-95884-004-1
- 09 *David Jocham*  
Bestimmung der lokalen Einschnürung nach linearer und  
nichtlinearer Umformhistorie sowie Ermittlung dehnungs-  
und geschwindigkeitsabhängiger Materialkennwerte; 2018;  
ISBN: 978-3-95884-012-6

- 10 *Christoph Kaiser*  
Effiziente Produkt- und Prozessabsicherung für  
gefaltete Karosseriebauteile durch ein metamodellbasiertes  
Assistenzsystem; 2018; ISBN: 978-3-95884-018-8
- 11 *Daniel Marian Opriteșcu*  
Risikominimale Überbrückung von Kapazitätsengpässen  
im Presswerksverbund der Automobilindustrie; 2018;  
ISBN: 978-3-95884-020-1
- 12 *Maria Anna Hiller*  
Fügen durch Clinchen mit rotierender Werkzeugbewegung;  
2019; ISBN: 978-3-95884-024-9
- 13 *Hannes Alois Weiss*  
Fertigung effizienter Elektromotoren; 2019;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20190516-1463362-1-3>
- 14 *Wan-Gi Cha*  
Formability Consideration in Bead Optimization to stiffen Deep  
Drawn Parts; 2019;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20190717-1469833-1-2>
- 15 *Sven Peter Jansen*  
Methodik zur Auslegung konturnaher Temperiersysteme  
in Druckgusswerkzeugen; 2019; ISBN: 978-3-95884-035-5
- 16 *Georg Baumgartner*  
Das mikromechanische Verhalten von binären  
Aluminium-Silizium-Legierungen unter Last;  
2019; ISBN: 978-3-95884-032-4
- 17 *Simon Vogt*  
Entwicklung eines Verfahrens zur Herstellung von  
verpressten Spulen für effizientere E-Traktionsantriebe; 2019;  
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20191001-1483133-1-0>
- 18 *Patrick Thomas Helmut Woisetschläger*  
Beitrag zur Optimierung der Schichtenanbindung bei  
thermisch gespritzten Zylinderlaufflächen im Verbrennungsmotor;  
2020; ISBN: 978-3-95884-042-3
- 19 *Michael Walter Krinninger*  
Ansätze zur Reduzierung der prozessbedingten Flitterbildung  
beim Scherschneiden von Aluminiumblechen im offenen Schnitt;  
2020; ISBN: 978-3-95884-045-4
- 20 *Tim Benkert*  
Blechraddkörper für Leichtbauzahnäder – Eine Machbarkeitsstudie zur  
Herstellung von tiefgezogenen und feingeschnittenen Innenteilen  
meherteiliger Zahnäder; 2020; ISBN: 978-3-95884-046-1

- 21 *Benjamin Himmel*  
Material Jetting of Aluminium – Analysis of a Novel Additive  
Manufacturing Process; 2020; ISBN: 978-3-95884-049-2
- 22 *Florian Martin Hofbauer*  
Großserientaugliche Umsetzung von dünnwandigem Stahlguss  
für den Automobilbau; 2020; ISBN: 978-3-95884-050-8