

BEITRÄGE ZUR UMFORMTECHNIK

IFU

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA
Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart

Christoph Seyboldt

91 Prozessentwicklung zur Herstellung
stoffschlüssiger Hybridbauteile auf
Basis der Formgebung im teilflüssigen
Zustand



Universität Stuttgart

Prozessentwicklung zur Herstellung stoff- schlüssiger Hybridbauteile auf Basis der Formgebung im teilflüssigen Zustand

Development of a Joining process of hybrid metallic materials performed
by semi-solid forming

Von der Fakultät Konstruktions-, Produktions- und Fahrzeugtechnik
der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von
Christoph Seyboldt
aus Bad Waldsee

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt; RWTH Aachen
Tag der mündlichen Prüfung: 20.05.2021

Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart

2021

Christoph Seyboldt, M.Sc.
Institut für Umformtechnik
Universität Stuttgart

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA
Institut für Umformtechnik
Universität Stuttgart

D93

ISBN 978-3-946818-16-8

Institut für Umformtechnik

Universität Stuttgart
Holzgartenstraße 17
70174 Stuttgart
www.ifu.uni-stuttgart.de

Printed in Germany

Geleitwort des Herausgebers

Die langjährige Buchreihe „Beiträge zur Umformtechnik“ enthält Forschungsberichte und abgeschlossene Dissertationen, die am Institut für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart aus einer mehrjährigen wissenschaftlichen Arbeit zu einem Forschungsthema aus der Umformtechnik entstanden sind. Auch sind in dieser Buchreihe Abschlussberichte von Forschungsarbeiten zu aktuellen Fragestellungen der Umformtechnik enthalten.

Umformen ist die gezielte Änderung der Form, der Oberfläche und der Eigenschaften eines metallischen Körpers unter Beibehaltung von Masse und Stoffzusammenhalt.

Diese Definition für das Umformen von metallischen Körpern in Anlehnung an DIN 8580 beschreibt nicht nur die gezielte Änderung der Form, sondern auch die der Oberfläche und der Eigenschaften des Produktes durch den Umformvorgang. Die Technik des Umformens befasst sich daher nicht nur mit Arbeiten zur Erlangung eines vertieften Prozessverständnisses und der Auslegung von Betriebsmitteln, sondern auch mit Methoden für eine zuverlässige Vorausbestimmbarkeit der finalen Produkteigenschaften. Dabei kommt der mathematischen Beschreibung des Umformvorganges und der Modellierung grundlegender physikalischer Phänomene wie z.B. der verfahrensspezifischen Tribologie und dem Werkstoffverhalten eine besondere Bedeutung bzgl. der Güte von numerischen Simulationsrechnungen mit der Methode der Finiten Elemente (FEM) zu. Oftmals geht dabei die intuitive, auf aktuellen Grundlagenkenntnissen basierende Forschung in der Umformtechnik mit einer experimentellen bzw. empirisch basierten Herangehensweise an neue Fragestellungen einher. Die dabei erzielten Forschungsergebnisse dienen dem allgemeinen Wissenserwerb und dem Grundlagenverständnis von werkstofflichen und verfahrensspezifischen Phänomenen und Zusammenhängen. Solche Arbeiten sind somit nicht nur für Wissenschaftler, sondern auch für die in der Praxis stehenden Ingenieure von grundsätzlicher Bedeutung.

Kurze Entwicklungszeiten für neue Produkte der Umformtechnik einerseits und veränderte Wertschöpfungsketten, die Dynamik von Märkten, neue Technologien sowie veränderte Randbedingungen andererseits erfordern in den Unternehmen heute eine Intensivierung von spezifischer Forschung. Auch gewinnt das schnelle Lernen im Umfeld von Produktionstechnologien in den sich volatil verändernden, oftmals globalen Wertschöpfungsketten immer mehr an Bedeutung. Moderne Forschungsstellen stehen daher im engen Dialog mit solchen Unternehmen und sind in beide Prozesse eingebunden: zum einen in die Grundlagenforschung mit Blick auf Werkstoffe, Verfahren und Maschinen der Umformtechnik und zum anderen in vorwettbewerbliche bzw. anwendungsorientierte integrierte Lösungen über neue Prozessketten hinweg.

Motivation für die Herausgabe dieser Berichte ist die Publikation solcher grundlagenorientierten und auch praxisorientierten Forschungs- und Entwicklungsarbeiten, die an meinem Institut entstehen. Ein weiteres Ziel der Buchreihe ist das Bereitstellen eines aktuellen Wissens- und Kenntnisstandes für weiterführende wissenschaftliche Arbeiten auf internationalem Niveau.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart.

Dem Direktor des Instituts für Umformtechnik, Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Mathias Liwald MBA, danke ich für die Möglichkeit zur Promotion, die wertvollen fachlichen Diskussionen und vor allem das mir entgegengebrachte Vertrauen sowie die wissenschaftliche Freiheit, welche für die Anfertigung dieser Arbeit signifikante Bedeutung hatte.

Bei Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt, Leiter des Instituts für bildsamen Formgebung der RWTH Aachen, möchte ich mich für sein Interesse an meiner Arbeit und die freundliche Übernahme des Mitberichtes bedanken.

Bedanken möchte ich mich auch bei den Kolleginnen und Kollegen am Institut für Umformtechnik, die durch ihre Unterstützung zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Besonderer Dank gilt hier den ehemaligen Kollegen Jonas Wälder, Sergei Senn, Dr.-Ing. Klaus Drotleff, Dr.-Ing. Markus Singer und Matthias Schneider. Ebenso möchte ich mich bei meinen ehemaligen Abteilungskollegen Dr.-Ing. Kim Riedmüller, Dr.-Ing. Levente Kertesz, Marco Speth, Lukas Marx und Laura Schomer, für das angenehme Arbeitsklima, viele an- und aufregende Diskussionen und die tatkräftige Unterstützung bei zahlreichen Problemstellungen bedanken.

Mein Dank gilt auch allen Bachelor-, Master- und Studienarbeitern sowie den studentischen Hilfskräften, die durch ihre tatkräftige Unterstützung und ihr Engagement einen wichtigen Beitrag zur Fertigstellung dieser Arbeit geleistet haben. Ebenso danke ich dem technischen Personal des Instituts für Umformtechnik für die kollegiale Zusammenarbeit in meiner Zeit als Betriebsleiter sowie für die Hilfe bei der Herstellung des Versuchswerkzeuges und bei der Durchführung der experimentellen Untersuchungen.

Ein besonderer Dank gilt meiner Frau für den nie endenden Zuspruch und die Motivation, die ich im Hinblick auf die Erstellung dieser Arbeit erfahren habe und das Verständnis für die vielen Stunden, welche sie mir zur Erstellung dieser Arbeit eingeräumt hat. Zudem danke ich meiner Tochter für ihre Lebensfreude und ihr ermutigendes Lächeln, welches mir Tag für Tag den Ausgleich gibt. Meinem Bruder danke ich dafür, dass er mir mit Rat und Tat zur Seite stand. Ebenfalls danke ich meiner Schwägerin für die intensive sprachliche Korrektur dieser Arbeit. Nicht zuletzt danke ich meinen Eltern für die uneingeschränkte Unterstützung sowie ihr uneingeschränktes Vertrauen in mich. Durch sie ist diese Arbeit erst möglich geworden. Ihnen ist diese Arbeit gewidmet.

Stuttgart, August 2021

Christoph Seyboldt

Inhaltsverzeichnis

GELEITWORT DES HERAUSGEBERS	I
DANKSAGUNG	II
INHALTSVERZEICHNIS	III
ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS	VII
FORMELZEICHEN	VIII
KURZFASSUNG	XI
ABSTRACT	XIII
1 EINLEITUNG	1
2 STAND DER TECHNIK	4
2.1 Grundlagen der Formgebung im teilflüssigen Zustand	5
2.1.1 Werkstoffe für die Formgebung im teilflüssigen Zustand und deren Herstellung	7
2.1.2 Halbzeugerwärmung	8
2.1.3 Formgebungsprozess.....	9
2.2 Grundlagen der induktiven Erwärmung metallischer Werkstoffe	11
2.2.1 Wirkprinzip während der induktiven Erwärmung.....	12
2.2.2 Skin-Effekt.....	15
2.2.3 Materialspezifische Einflussfaktoren auf die induktive Erwärmung	18
2.2.4 Grundlagen der Modellierung induktiver Erwärmungsprozesse.....	20
2.3 Modellierung von Formgebungsprozessen metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand	22
2.3.1 CFD-Modellierung von Formgebungsprozessen metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand	24
2.3.2 FEM-Modellierung von Formgebungsprozessen metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand	30
2.4 Hybride Bauteile und deren Herstellverfahren	33
2.4.1 Verbindungsarten und Fügemechanismen	33
2.4.2 Bildung und Eigenschaften von Grenzschichten bei Leichtmetallhybriden.....	36
2.4.3 Urformverfahren zur Herstellung hybrider Bauteile	37
2.4.4 Umformverfahren zur Herstellung hybrider Bauteile	39
2.4.5 Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand zur Herstellung hybrider Bauteile	42
2.5 Fazit aus dem Stand der Technik	44
3 MOTIVATION, ZIELSETZUNG UND VORGEHENSWEISE	45
3.1 Motivation der Arbeit	45
3.2 Zielsetzung und Vorgehensweise der Arbeit	46

4	CHARAKTERISIERUNG DER EINGESETZTEN VERSUCHSWERKSTOFFE.....	49
4.1	Chemische und mikroskopische Charakterisierung	49
4.1.1	Aluminiumbasierte Legierungen	49
4.1.2	Chemische Analyse der Versuchswerkstoffe.....	50
4.1.3	Lichtmikroskopische Analyse des Gefüges der untersuchten Aluminiumlegierungen im Anlieferungszustand.....	51
4.2	Physikalische Stoffeigenschaften der eingesetzten Versuchswerkstoffe	53
4.2.1	Viskositätsmessung im teilflüssigen Zustand der Versuchswerkstoffe	53
4.2.2	Ermittlung der Fließspannung im teilflüssigen Zustand für die Versuchswerkstoffe	54
4.2.3	Zugfestigkeit.....	57
4.2.4	Härtemessung unterschiedlicher Halbzeuggbereiche der Versuchswerkstoffe.....	58
4.2.5	Wärmekapazität	59
4.2.6	Wärmeleitfähigkeit	60
4.2.7	Elektrischer Widerstand.....	61
4.2.8	Zusammenfassung der durchgeführten Charakterisierung der Versuchswerkstoffe	62
5	ENTWICKLUNG EINER SIMULATIONSMETHODIK FÜR DAS THIXOSCHMIEDEN MONOLITHISCHER WERKSTOFFE	63
5.1	Entwicklung einer Simulationsmethodik für den induktiven Erwärmungsprozess monolithischer Werkstoffe.....	64
5.1.1	Induktive Erwärmungsanlage am Institut für Umformtechnik	64
5.1.2	Modellierung des induktiven Erwärmungsvorgangs	65
5.1.3	Einflussparameter auf das Simulationsergebnis der induktiven Erwärmung.....	70
5.1.4	Ausgangspunkt für weiterführende Parametrisierung des Simulationsmodells	71
5.1.5	Einfluss der Vernetzung des zu erwärmenden Halbzeugs auf das Simulationsergebnis der Wärmeverteilung im Probenvolumen	72
5.1.6	Einfluss der Vernetzung der Umgebungsluft auf das Simulationsergebnis der Wärmeverteilung im Probenvolumen	74
5.1.7	Einfluss des Aktualisierungsintervalls der elektromagnetischen Berechnung auf das Simulationsergebnis der Wärmeverteilung im Probenvolumen	75
5.1.8	Ergebnisse auf Basis der verbesserten Parametrisierung des Simulationsmodells für die induktive Erwärmung.....	77
5.1.9	Validierung des Simulationsmodells für die induktive Erwärmung anhand realer Erwärmungsversuche	79
5.2	Entwicklung einer Simulationsmethodik zur Modellierung des Formgebungsvorgangs monolithischer Werkstoffe.....	81
5.2.1	Presse für das Thixoschmieden am Institut für Umformtechnik	82

5.2.2	Versuchswerkzeug zur Validierung des Simulationsmodells	83
5.2.3	Simulationsmodell des Formgebungsvorgangs im teilflüssigen Zustand	86
5.2.4	Entwicklung eines analytischen Modells zur Beschreibung des Fließverhaltens metallischer Werkstoffe im teilflüssigen Zustand	89
5.2.5	Ermittlung der wesentlichen Einflussfaktoren auf die Formgebung im teilflüssigen Zustand.....	93
5.2.6	Einfluss der Transferdauer zwischen Erwärmung und Formgebung	93
5.2.7	Einfluss der Kontaktbedingungen zwischen Formgebungswerkzeug und Halbzeug	95
5.2.8	Einfluss des Weg-Geschwindigkeitsprofils des Pressenstößels auf den Formgebungsprozess.....	97
5.2.9	Einfluss der Werkzeugtemperatur auf den Formgebungsprozess	100
5.2.10	Vergleich des Formfüllverhaltens mit und ohne Berücksichtigung der induktiven Erwärmung des Halbzeugs	101
5.2.11	Vergleich der FEM- und CFD-Formgebungssimulationen.....	103
5.2.12	Validierung der Simulationsergebnisse anhand realer Formgebungsversuche	107
5.3	Abschließende Beurteilung des entwickelten Simulationsmodells auf FEM-Basis.....	112
6	NUMERISCHE UND EXPERIMENTELLE PROZESSENTWICKLUNG FÜR DAS THIXOSCHMIEDEN HYBRIDER BAUTEILE	114
6.1	Numerische und experimentelle Prozessentwicklung der induktiven Erwärmung hybrider Halbzeuge	114
6.2	Numerische und experimentelle Prozessentwicklung der Formgebung hybrider Halbzeuge	121
6.3	Beurteilung der experimentellen und numerischen Ergebnisse	124
7	CHARAKTERISIERUNG DER VERBUNDEIGENSCHAFTEN VON MITTELS HYBRID-THIXOSCHMIEDEN GEFERTIGTEN HYBRIDBAUTEILEN	125
7.1	Metallografische Analyse der Hybridbauteile.....	125
7.2	Bestimmung der mechanischen Eigenschaften hybrid gefertigter Bauteile	128
7.2.1	Härteprüfung der Hybridbauteile	128
7.2.2	Zugprüfung der Hybridbauteile.....	128
7.3	Abschließende Bewertung der Verbundeigenschaften der Hybridbauteile	130
8	ÜBERTRAGUNG DER ERGEBNISSE AUF KOMPLEXE GEOMETRIEN UND ANDERE KOMBINATIONEN UNTERSCHIEDLICHER BASISWERKSTOFFE	131
8.1	Herstellung komplexer Hybridbauteile mittels Hybrid-Thixoschmieden	131
8.1.1	Numerische Untersuchung zur Herstellung eines komplexen Bauteils durch Hybrid-Thixoschmieden	132
8.1.2	Herstellung eines komplexen Bauteils durch Hybrid-Thixoschmieden	134
8.2	Herstellung komplexer Hybridbauteile aus unterschiedlichen Basiswerkstoffen.....	135
9	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	139
9.1	Zusammenfassung	140

9.2	Ausblick.....	143
10	ANHANG.....	145
10.1	Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells mit experimentell ermittelten Fließkurven für die Versuchswerkstoffe.....	145
10.2	EDX-Analyse des Übergangsbereichs der erzeugten Hybridbauteile.....	148
11	LITERATURVERZEICHNIS	150
	CURRICULUM VITAE	159

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Beschreibung
C	Kondensator
CAD	Computer-Aided Design
CFD	Computational Fluid Dynamics
CSR	Constant Strain Rate
C _T	Transformationskondensator
CTD	Convection Tempering Device
DIN	Deutsches Institut für Normung
DSC	Differential Scanning Calorimetry
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
E-Modul	Elastizitätsmodul
FEM	Finite-Elemente-Methode
GOM	Gesellschaft für optische Messtechnik, Braunschweig
HV	Härte nach Vickers
ICFG	International Cold Forging Group
IFU	Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart
IPM	Fraunhofer-Institut für Physikalische Messtechnik
LFA	Light-Flash Analyse
L _L	Spule im Schwingkreis
MHD	Magneto-Hydromagnetic-Stirring
PWM	Pulsweitenmodulation
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RT	Raumtemperatur
SAG	Salzburger Aluminium Gruppe
SIMA	Stress-Induced-Melt-Activated
SMR	SAG-Magnet-Rührverfahren
SSMF	Semi-Solid Metal Forming

Formelzeichen

Symbol	Einheit	Beschreibung
Lateinische Symbole		
A	[mm ²]	Fläche
a	[m ² /s]	Temperaturleitfähigkeit
a, b, c, n	-	Anpassungskoeffizienten im Viskositätsmodell nach Carreau
A, B, m, n		Koeffizienten der Viskositätsmodelle nach Quaak bzw. Quaak modifiziert
a, b, n, m	-	Anpassungskoeffizienten des Fließkurvenmodells nach Wang
$a_1 - a_6$	-	Anpassungskoeffizienten des entwickelten Fließkurvenmodells
b, h	-	Anpassungskoeffizient des entwickelten Fließkurvenmodells
B_m	[T/mm ²]	Magnetische Flussdichte
C, m, Q, a	-	Anpassungskoeffizienten des Fließkurvenmodells nach Wahlen
$c_1 - c_4$	-	Anpassungskoeffizienten des entwickelten Fließkurvenmodells
c_p	[J/kgK]	Wärmekapazität
d	[mm]	Durchmesser von Halbzeugen
D	[mm]	Durchmesser von Induktionsspulen
d_1, d_2	-	Anpassungskoeffizienten des entwickelten Fließkurvenmodells
D_{el}	[As/mm ²]	Elektrische Felddichte
E	[V/m]	Elektrisches Feld
$E_{AlMgSi1}$	[GPa]	E-Modul des Werkstoffs AlMgSi1
$E_{AlSi7Mg0,3}$	[GPa]	E-Modul des Werkstoffs AlSi7Mg0,3
e_{ij}	[1/s]	Scherratentensor
f	[Hz]	Frequenz
F	[N]	Kraft
f_L	-	Flüssigphasenanteil
f_{min}	[Hz]	Minimalfrequenz
F_N	[N]	Normalkraft
F_R	[N]	Reibungskraft
f_S	-	Festphasenanteil
H	[A/m]	Magnetische Feldstärke
h	[mm]	Höhe
h_{mess}	[mm]	Messspalt
I	[A]	Stromstärke
\hat{I}	[A]	Maximalstrom beim sinusförmigen Stromverlauf
I_1	[A]	Induktionsstrom der Spule
I_2	[A]	Induktionsstrom im Halbzeug

I_{eff}	[A]	Effektivstrom
I_{max1}	[A]	Erster Maximalstrom beim rechteckigen Stromverlauf
I_{max2}	[A]	Zweiter Maximalstrom beim rechteckigen Stromverlauf
J	[A/mm ²]	Stromdichte
J_0	[A/mm ²]	Maximalwert der Stromdichte
J_{PWM1}	[A/mm ²]	Stromdichte bei der ersten Erwärmungsstufe
J_{PWM2}	[A/mm ²]	Stromdichte bei der zweiten Erwärmungsstufe
k_f	[N/mm ²]	Fließspannung
L	[WΩ/K ²]	Lorenzzahl
l	[mm]	Länge
m	[kg]	Masse
m_1, m_1	-	Anpassungskoeffizienten des Fließkurvenmodells nach Hirt
M_{mess}	[Nm]	Drehmoment
n_{mess}	[1/s]	Drehzahl
P	[J/sm ²]	Leistungsdichte/Quelldichte
q_{konv}	[W/m ²]	Wärmestromdichte bei der Konvektion
q_{leit}	[W/m ²]	Wärmestromdichte bei der Wärmeleitung
q_{rad}	[W/m ²]	Wärmestromdichte bei der Strahlung
Q_w	[W]	Wärmeleistung
R	[Ω]	Elektrischer Widerstand
r	[mm]	Radius
r_{mess}	[mm]	Messplattenradius
t	[s]	Zeit
T	[K]	Prozesstemperatur
T^*	[K]	Bezugstemperatur
T_{Kern}	[K]	Kerntemperatur
T_{Liquid}	[K]	Liquidustemperatur
T_{Rand}	[K]	Randtemperatur
T_{Solid}	[K]	Solidustemperatur
t_{TC}	[mm]	Tiefe der Thermoelementpositionen
T_{wz}	[K]	Werkzeugtemperatur
U	[V]	Spannung
U_{ind}	[V]	Induktionsspannung
v	[m/s]	Geschwindigkeit
W	[N/smm°C]	Wärmeübergangskoeffizient

Griechische Symbole

$\dot{\phi}$	[1/s]	Umformgeschwindigkeit
$\dot{\gamma}$	[1/s]	Scherrate

Δh	[mm]	Höhenänderung
ΔQ	[J]	Wärmemenge
ΔT	[K]	Temperaturänderung
Δv	[m/s]	Geschwindigkeitsänderung
μ	-	Reibungskoeffizient
μ_0	[N/A ²]	Magnetische Feldkonstante
μ_{mag}	[Vs/Am]	Magnetische Permeabilität
μ_r	[Vs/Am]	Relative Permeabilität
ν	[mm ² /s]	Kinematische Viskosität
w	-	Windungsanzahl des Induktors
α	[W/m ² K]	Wärmeübergangskoeffizient
ϵ_{rad}	-	Emmissionsgrad der Strahlung
η	[Pas]	Dynamische Viskosität
η_0	[Pas]	Nullviskosität
η_E	[Pas]	Gleichgewichtviskosität
η_∞	[Pas]	Unendlichkeitsviskosität
η_{th}	-	Theoretischer Wirkungsgrad
ϑ	[°C]	Temperatur
$\vartheta_{AlMgSi1}$	[°C]	Temperatur des Werkstoffs AlMgSi1
$\vartheta_{AlSi7Mg0,3}$	[°C]	Temperatur des Werkstoffs AlSi7Mg0,3
$\vartheta_{CuZn40Al2}$	[°C]	Temperatur des Werkstoffs CuZn40Al2
ϑ_{End}	[°C]	Endtemperatur nach der Erwärmung
ϑ_F	[°C]	Temperatur des Fluids
ϑ_W	[°C]	Temperatur des Halbzeugs
κ	[S/m]	Elektrische Leitfähigkeit
λ	[W/mK]	Thermische Leitfähigkeit
$\lambda_0, \lambda_\infty, \lambda_1, \lambda_2$		Anpassungskoeffizienten im Viskositätsmodell nach Carreau
λ_{WZ}	[W/m ² K]	Wärmeleitfähigkeit des Werkzeugs
ρ	[kg/m ³]	Dichte
$\rho_{el} \rho_{el1}, \rho_{el2}$	[Ωm]	Spezifischer elektrischer Widerstand
σ	[W/m ² K ⁴]	Stefan-Boltzmann-Konstante
τ	[N/mm ²]	Scherspannung
ϕ	[T]	Magnetischer Fluss
δ	[mm]	Stromeindringtiefe
φ	-	Umformgrad
ω	[1/s]	Kreisfrequenz

Kurzfassung

Seit nunmehr zwanzig Jahren werden am Institut für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart Forschungsarbeiten auf dem Gebiet der Formgebung im teilflüssigen Zustand durchgeführt. Bei diesen Formgebungsverfahren liegen die zu verarbeitenden metallischen Werkstoffe in einem Temperaturbereich zwischen Solidus- und Liquidustemperatur der jeweiligen Legierung vor. In diesem Zustand besitzen diese Werkstoffe hervorragende Fließeigenschaften, wodurch komplexe Bauteilkonturen in einem Formgebungsschritt mit near-net-shape Qualität geformt werden können. Erste Forschungsarbeiten in den 2000er-Jahren am IFU befassten sich mit der grundlegenden Verfahrensentwicklung in Bezug auf die induktive Erwärmung der Halbzeuge und der darauffolgenden Formgebung durch experimentelle Untersuchungen [1]–[3]. Anschließend folgten Forschungsarbeiten zur numerischen Abbildung des Formgebungsvorgangs und die Erweiterung des Verfahrens auf die Formgebung hochschmelzender Werkstoffsysteme sowie die Herstellung von Hybrid- bzw. Verbundbauteilen [4]–[6].

Diese vielfältigen Anwendungspotentiale der Formgebung im teilflüssigen Zustand ermöglichen es, den stetig steigenden Anforderungen an die Produktionstechnik zu begegnen. Denn aufgrund steigender Energie- und Rohstoffpreise und immer schärferen Umweltschutzaufgaben in Europa kommt dem Leichtbau im allgemeinen Maschinenbau und insbesondere im Mobilitätssektor eine immer größere Bedeutung zu. Die Anforderung an die metallverarbeitende Industrie lautet heute, Fertigungsverfahren und die herzustellenden Bauteile möglichst energie- und ressourceneffizient auszuliegen. Ein Lösungsansatz besteht darin, Komponenten, welche im Betrieb komplexen Funktions- und Belastungsprofilen mit lokal unterschiedlichen Beanspruchungen in einzelnen Bauteilbereichen ausgesetzt sind, durch eine Kombination unterschiedlicher Werkstoffe, d. h. hybrid, auszuführen. Solche Hybridbauteile können z. B. durch die Kombination von verschleißresistenten Werkstoffen im Randbereich mit zähen Werkstoffen im Kernbereich erzeugt werden. Die so erzeugten Hybridbauteile besitzen das Potential, unterschiedlichste Belastungsanforderungen an das Bauteil erfüllen zu können. Eine besondere Herausforderung ergibt sich für solche Hybridbauteile in der Gestaltung des Übergangsbereichs zwischen den innerhalb des Bauteilvolumens verwendeten Werkstoffen. So ergibt sich für die Erzeugung eines stoffschlüssigen Übergangsbereichs zwischen diesen Teilvolumina die spezifisch höchste Herausforderung an geeignete Fertigungsverfahren. Diese Problemstellungen eines möglichst homogenen stoffschlüssigen Übergangsbereichs zwischen den beiden Verbundpartnern für solche Hybridbauteile konnte mit den bisher bekannten Fertigungsverfahren noch nicht zufriedenstellend gelöst werden.

Ein Ansatz zur Lösung dieser Problemstellung liegt in der Erweiterung der konventionellen Verfahrensgrenzen des Thixoschmiedens hin zum Hybrid-Thixoschmieden. Dabei werden hybride

Halbzeuge gemeinsam induktiv bis in den teilflüssigen Zustand erwärmt und nach der Erwärmung zu einem hybriden Bauteil geformt. Zur Herstellung solcher Metall-Metall-Verbundbauteile mittels Hybrid-Thixoschmieden fehlen zum heutigen Zeitpunkt wesentliche Verfahrensgrundlagen. Diese werden jedoch in Zukunft wichtig, um die Funktionalität solcher Komponenten in Kombination mit Leichtbau und Materialeffizienz im Maschinen- und Anlagenbau oder im Mobilitätssektor merklich zu erhöhen. Vor diesem Hintergrund besteht die wesentliche Zielsetzung der im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten Forschungsaktivitäten in der Prozessentwicklung des Hybrid-Thixoschmiedens zur Herstellung metallischer Hybridbauteile mit einer stoffschlüssigen Übergangszone zwischen beiden Verbundpartnern. Der Schwerpunkt der Arbeit liegt auf der Entwicklung geeigneter Erwärmungskonzepte für solche hybriden Halbzeuge anhand experimentellen Untersuchungen und der Entwicklung geeigneter numerischer Methoden zur Prozesssimulation des Hybrid-Thixoschmiedens.

Zunächst wurden die eingesetzten Versuchswerkstoffe dazu umfassend im Hinblick auf die physikalischen Stoffeigenschaften im teilflüssigen Zustand charakterisiert. Insbesondere die thermischen und elektrischen Kennwerte erfahren eine starke Änderung in diesem Temperaturbereich und beeinflussen somit maßgeblich den Erwärmungs- und den Formgebungsprozess. Diese Materialparameter dienten als Eingangswerte für die neu entwickelte numerische Simulationsmethodik zur Abbildung der Formgebung im teilflüssigen Zustand. Diese Simulationsmethodik, bestehend aus einer zweistufigen Simulation aus induktiver Erwärmung und anschließender Formgebung, wurde zunächst für monolithische Werkstoffe entwickelt. Hier konnte aufgezeigt werden, dass durch diese neuartige Simulationsmethodik mit Berücksichtigung der induktiven Erwärmung eine verbesserte numerische Prozessauslegung mit erhöhter Abbildegenauigkeit im Vergleich zu den bisher eingesetzten numerischen Methoden besitzt. Diese erhöhte Abbildegenauigkeit konnte mittels experimenteller Erwärmungs- und Formgebungsversuche nachgewiesen werden.

Anschließend erfolgte eine Übertragung dieser neu entwickelten Simulationsmethodik auf das Hybrid-Thixoschmieden und somit die Möglichkeit der zuverlässigen Abbildung von induktiver Erwärmung und die anschließender Formgebung von hybriden Halbzeugen. Im Anschluss an die numerische Prozessentwicklung erfolgte die experimentelle Herstellung von Hybridbauteilen mittels Hybrid-Thixoschmieden. Anhand dieser experimentellen Untersuchungen konnten die numerischen Modelle validiert und vollständig ausgeformte Hybridbauteile erzeugt werden. Die anschließende Analyse des Übergangsbereichs dieser Hybridbauteile konnte einen vollständigen stoffschlüssigen Übergangsbereich zwischen den Verbundpartnern nachweisen. Weiterhin wurde das Verfahren auf komplexere Bauteilstrukturen und weitere Werkstoffkombinationen übertragen. Durch diesen Übertrag konnte aufgezeigt werden, dass mit dem Hybrid-Thixoschmieden ein Fertigungsverfahren zur Herstellung stoffschlüssiger Hybridbauteile besteht, um den Anforderungen an energie- und ressourceneffiziente Fertigungsverfahren und Bauteile gerecht zu werden.

Abstract

For twenty years now, research work has been carried out at the Institute for Forming Technology (IFU) of the University of Stuttgart in the field of forming of metallic materials in the semi-solid state. In these forming processes, the materials to be processed are heated up to a temperature range between solidus and liquidus temperature of the metallic alloy. In this state, those materials reveal excellent flow characteristics, which allow complex components to be formed in near-net-shape quality in one forming step. Initial research work dealt with the fundamental process development with regard to the inductive heating procedure of the semi-finished products and the subsequent forming by experimental investigations. Further research work focused on the numerical simulation of the forming process and the extension of the process to forming of high-melting material systems and the generation of hybrid or composite components.

These various application potentials of forming in the semi-solid state make it possible to meet the constantly increasing demands on production technology. Due to rising energy and raw material costs and the more and more stringent environmental regulations in Europe, lightweight design becomes more and more important in general mechanical engineering and especially in the mobility sector. The demand on the metalworking industry today is to make production processes and the components to be manufactured as energy and resource efficient as possible. One approach to solve this challenge consists in using a combination of different materials to design components which are exposed to complex functional and load profiles with locally varying stresses in the individual component areas during operation. Such hybrid components are, for example, created by combining wear-resistant materials in the outer area with ductile materials in the core area. Hybrid components produced in this way meet a wide range of load conditions on the component. A particular challenge for such hybrid components arises in the design of the transition zone between the materials used within the component volume. The greatest challenge for the manufacturing process is to create a material-locking transition zone between the different materials. This issue of creating a material-locking transition zone which is as homogeneous as possible between the two composite partners for such hybrid components could not yet be adequately solved with the production processes known today.

One possible approach to solve this problem is to extend thixoforging to hybrid thixoforging. Thereby hybrid semi-finished products are heated together inductively up to the semi-solid state and after heating they are formed to a hybrid component. For the production of such metal-metal composite components by means of hybrid thixoforging, essential process fundamentals are currently missing. However, such fundamentals are important in the future to significantly increase the functionality of such components to be combined in lightweight design and material efficiency in mechanical and

plant engineering or in the mobility sector. Against this background, the main objective of the research activities presented in this thesis consists of development of a new process for hybrid thixoforging for the production of metallic hybrid components with a material-locking transition zone between both composite partners. The main focus of the work was put on developing suitable heating concepts for such hybrid semi-finished products based on experimental investigations and the development of suitable numerical methods for the process simulation of hybrid thixoforging.

At first, used test materials were characterized comprehensively with special regard to the physical material properties in the semi-solid state. In particular, the thermal and electrical parameters vary significantly in this temperature range and thus have a strong influence on the heating and forming process. These material parameters represented the input values for the developed numerical simulation methodology for the forming in the semi-solid state. This simulation method, consisting of a two-stage simulation of inductive heating and subsequent forming, was developed initially for monolithic materials. It was shown that this new simulation method with consideration of the inductive heating possesses an improved numerical process design with increased accuracy in comparison to the numerical methods used so far. This increased imaging accuracy proved by means of experimental heating and forming tests.

Subsequently, this newly developed simulation methodology was transferred to hybrid thixoforging and thus the possibility of modelling inductive heating and the subsequent forming of hybrid semi-finished products. Following the numerical process development, the experimental production of hybrid components by means of hybrid thixoforging techniques proceeded. Based on these experimental investigations, the numerical models were validated and fully formed hybrid components could be obtained. The subsequent analysis of the transition zone of these hybrid components showed a complete material-locking transition zone between the composite partners. Furthermore, the process being applied to more complex component structures and other material combinations, it was finally demonstrated that the hybrid thixoforging is a manufacturing process for the production of material-locking hybrid components, in order to meet the requirements for energy and resource efficient manufacturing processes and components.

1 Einleitung

Aufgrund steigender Energie- und Rohstoffpreise und immer schärferen Umweltschutzbedingungen in Europa kommt dem Leichtbau im Bereich des allgemeinen Maschinenbaus und insbesondere im Mobilitätssektor eine immer größere Bedeutung zu. Verschärft wird diese Anforderung durch strengere und weitreichende Gesetzgebungen im Hinblick auf den Klimaschutz durch die Politik oder die Verteuerung von Kraftstoffen wie z. B. Benzin- oder Dieselmotorkraftstoffe [7]. Diesen wachsenden Herausforderungen versucht die metallverarbeitende Industrie mit der kontinuierlichen Weiterentwicklung von bestehenden Fertigungsverfahren oder mit der Neuentwicklung solcher begegnen. Die Anforderung lautet heute, Fertigungsverfahren möglichst weitgehend energie- und ressourceneffizient zu gestalten. Ein Ansatz besteht darin, Komponenten, welche im Betrieb komplexen Funktions- und Belastungsprofilen mit lokal unterschiedlichen Beanspruchungen in den einzelnen Bauteilbereichen ausgesetzt sind, durch eine Kombination unterschiedlicher Werkstoffe auszuführen. Bei solchen Hybridbauteilen kann z. B. die Kombination von verschleißresistenten Werkstoffen im Randbereich mit zähen Werkstoffen im Kernbereich erfolgen, um unterschiedliche Belastungsanforderungen in einem Bauteil bewältigen zu können. Belastungsgerecht ausgelegte Hybridbauteile können Gewichtseinsparungen von bis zu 40 % im Vergleich zu monolithisch ausgeführten Bauteilen realisieren [8].

Aufgrund von vielfältigen Einsatzmöglichkeiten solcher Hybridbauteile z. B. in Bremsscheiben, Antriebsflanschen oder Kühlkörpern für Hochleistungs-LED-Leuchten wurden in den letzten Jahren diverse Fertigungsverfahren zur Herstellung von Metall-Metall-Verbundbauteilen entwickelt und hinsichtlich des Einsatzpotentials im Fahrzeugbau untersucht [9]–[13]. Eine der maßgeblichen Problemstellungen bei der Herstellung solcher Metall-Metall-Hybridbauteile ist die Ausbildung eines möglichst homogenen Übergangsbereichs zwischen den beiden Verbundpartnern. Dieser Übergangsbereich kann aus stoff-, form- und kraftschlüssigen Verbindungen bestehen. Insbesondere der stoffschlüssige Übergangsbereich verspricht zahlreiche Vorteile, wie z. B. eine verbesserte Wärmeleitung oder eine verbesserte Lastübertragung innerhalb des Bauteils. Jedoch konnte mit den bisher bekannten Fertigungsverfahren die Erzeugung eines stoffschlüssigen Verbunds, welcher über den gesamten Fügebereich konstant ist, noch nicht hinreichend gelöst werden. Die Ausbildung eines stoffschlüssigen Übergangsbereichs ist dabei maßgeblich von der vorherrschenden Temperatur der Werkstoffe bzw. der Halbzeuge vor und während der Verarbeitung abhängig, wobei hohe Temperaturen die Ausbildung von intermetallischen Phasen begünstigen.

Das Formgebungsverfahren Thixoschmieden ist ein Verfahren, welches mitunter die höchsten Umformtemperaturen auf die noch annähernd formstabilen Halbzeuge anwendet. Das Temperaturniveau ist zwischen den beiden konventionellen Fertigungsverfahren Schmieden und Gießen

einzuordnen. Bei diesem Verfahren werden metallische Halbzeuge induktiv bis in das Zweiphasengebiet zwischen Solidus- und Liquidustemperatur erwärmt und anschließend bei dieser Temperatur zu komplexen Bauteilen in near-net-shape Qualität in einem Formgebungsschritt geformt [1], [14]–[18].

Im Anschluss an die Erwärmung liegt das Halbzeug in einem teigigen, aber dennoch annähernd formstabilen Zustand vor, wodurch im Gegensatz zum Gießen ein laminarer Stofffluss während der Formgebung eingestellt werden kann [19]. Diese Eigenschaft bietet großes Potential für den Einsatz des Thixoschmiedens zur Herstellung von Hybridbauteilen mit stoffschlüssigem Übergangsbereich, da zum einen hohe Temperaturen, welche zur Bildung von intermetallischen Phasen notwendig sind, vorliegen, und zum anderen die Möglichkeit besteht, durch einen geeigneten Materialfluss den Übergangsbereich zwischen den beiden Verbundpartnern geometrisch bestimmt und somit belastungsgerecht auszulegen. Aus diesem Grund wurden bereits diverse Forschungsarbeiten zur Herstellung von Verbundbauteilen durch Thixoschmieden bzw. mittels der Verfahrensvariante Thixojoining durchgeführt [12], [17]. Bei diesen Untersuchungen wurden Inlays mit einer Legierung im teilflüssigen Zustand zu einem Hybridbauteil gefügt. In Abhängigkeit von der gewählten Materialkombination konnte mit diesem Verfahren teilweise ein stoffschlüssiger Übergangsbereich erzeugt werden [12], [20], [21].

Aufbauend auf diesem Verfahren wurde im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Forschungsarbeiten das Hybrid-Thixoschmieden zur Herstellung hybrider Bauteile untersucht. Für diese Verfahrensvariante werden beide Verbundpartner als ein hybrides Halbzeug gemeinsam bis in den jeweiligen teilflüssigen Zustand ihrer jeweiligen Legierungen induktiv erwärmt. Anschließend wird dieses hybride Halbzeug zu einem Hybridbauteil geformt und durch die Formgebung ein vollständiger Stoffschluss zwischen beiden Verbundpartnern erzeugt. Bisher fehlten für die Prozessauslegung des Hybrid-Thixoschmiedens verschiedene Grundlagen, sowohl experimentell als auch numerisch. Ebenso gab es keinerlei Anhaltspunkte für die Auslegung für Bauteile für das Hybrid-Thixoschmieden. Daher wurden zunächst die eingesetzten Versuchswerkstoffe umfassend in Bezug auf ihr thermisches, elektrisches und mechanisches Verhalten im teilflüssigen Zustand charakterisiert (siehe **Kapitel 4**). Diese ermittelten Eigenschaften bildeten anschließend die Eingangsparameter von FEM-Simulationen für das monolithische Thixoschmieden (siehe **Kapitel 5**) als auch das Hybrid-Thixoschmieden (siehe **Kapitel 6**). Die numerischen Untersuchungen wurden hierbei mit einer im Rahmen dieser Arbeit entwickelten neuartigen Simulationsmethodik durchgeführt. Diese Simulationsmethodik basiert auf einer zweistufigen Simulation bestehend aus Erwärmungssimulation und Formgebungssimulation und einer Kopplung dieser beiden Stufen. Mithilfe dieser Kopplung wurde die nach der Erwärmung vorliegende inhomogene Temperaturverteilung

lung im Halbzeugquerschnitt als Eingangsparameter für die anschließende Formgebungssimulation berücksichtigt. Durch die Berücksichtigung dieser inhomogenen Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt nach der induktiven Erwärmung konnte schließlich eine verbesserte numerische Abbildegenauigkeit für Thixoschmiedeprozesse erzielt und mittels experimenteller Versuche validiert werden. Aufgrund der unterschiedlichen im Halbzeugquerschnitt vorliegenden Temperaturen beginnt das Material lokal unterschiedlich zu fließen im Vergleich zu ideal homogen temperierten Halbzeugen. Diese Simulationsmethodik konnte anschließend auf das Hybrid-Thixoschmieden übertragen werden (siehe **Kapitel 6**), da insbesondere im Übergangsbereich zwischen den beiden Verbundpartnern starke Temperaturgradienten vorliegen, welche das Fließverhalten maßgeblich beeinflussen. Mittels experimenteller Untersuchungen konnten gute Korrelationen aber auch Defizite der neuartigen Simulationsmethodik für die Abbildung des Hybrid-Thixoschmiedens nachgewiesen werden. Die durchgeführten experimentellen Untersuchungen für das Hybrid-Thixoschmieden von Aluminium-Aluminium-Hybridbauteilen (siehe **Kapitel 7**) bestätigten die im Rahmen dieser Arbeit angestrebte Ausbildung eines vollständigen stoffschlüssigen Übergangsbereichs zwischen den Verbundpartnern der erzeugten Hybridbauteile. Abschließend wurden die erlangten Erkenntnisse auf komplexe Bauteile und andere Werkstoffkombinationen übertragen (siehe **Kapitel 8**).

Mit Blick auf die aufgeführten Forschungsinhalte besteht die wesentliche Zielsetzung dieser Arbeit in der numerischen und experimentellen Verfahrensentwicklung für das Hybrid-Thixoschmieden zur Herstellung metallischer Hybridbauteile, welche einen vollständigen stoffschlüssigen Übergangsbereich zwischen beiden Verbundpartnern nach der Formgebung aufweisen.

2 Stand der Technik

Die Einteilung von Fertigungsverfahren zur Herstellung geometrisch bestimmter Körper erfolgt nach der DIN 8580 in sechs Hauptgruppen [22]. Diese sechs Hauptgruppen (siehe Bild 1) sind das Urformen, Umformen, Trennen, Fügen, Beschichten und Stoffeigenschaften ändern. Für die Formgebungsverfahren im teilflüssigen Zustand, insbesondere das hier behandelte Thixoschmieden, sind dabei die ersten beiden Hauptgruppen, das Urformen und das Umformen von Bedeutung, da diese Verfahren Charakteristiken aus diesen beiden Hauptgruppen für ihre Prozesse ausnutzen.

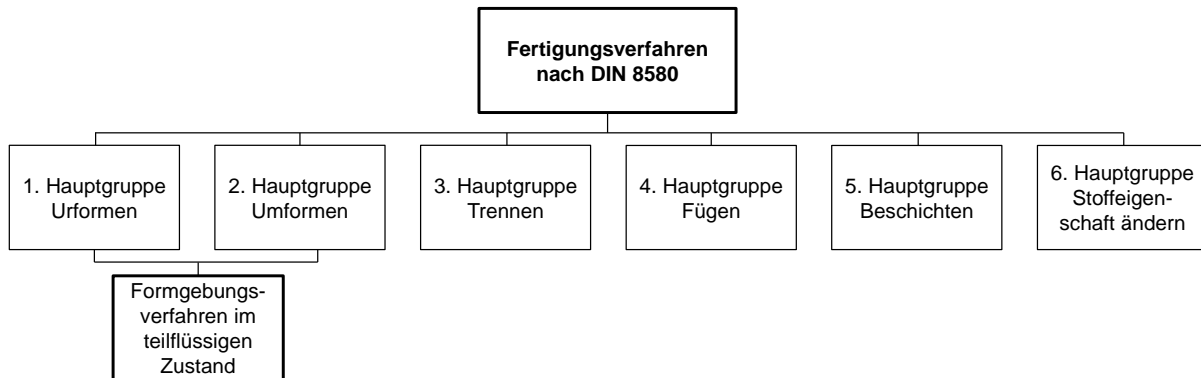


Bild 1: Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 [22] erweitert um die Formgebungsverfahren im teilflüssigen Zustand

In der 1. Hauptgruppe, dem „Urformen“, sind alle Gießverfahren eingegliedert. Beim Gießen wird ein Werkstück aus der Schmelze durch Abkühlen in einer Form erzeugt. Die Urformprozesse finden dabei in einem Temperaturbereich oberhalb des Schmelzpunktes (Liquidustemperatur) der verarbeiteten Metalle bzw. Metalllegierung statt.

In der 2. Hauptgruppe, dem „Umformen“, sind alle Umformprozesse eingegliedert. Unter dem Begriff Umformen wird die gezielte Änderung der Form, der Oberfläche und der Werkstoffeigenschaften eines Körpers unter Beibehaltung des Stoffzusammenhalts verstanden. Die Einteilung der Umformverfahren erfolgt zum einen über die bei der Umformung überwiegend vorherrschende Spannung. Somit gehören die Schmiedeverfahren zu jenen Verfahren, bei denen die Umformung überwiegend durch Druckspannungen erfolgt. Zum anderen erfolgt eine Einteilung in Abhängigkeit der Temperatur des Umformguts vor der Umformung in Kalt- und Warmumformung. Die Temperatur bleibt dabei jedoch stets unterhalb der Solidustemperatur des Metalls bzw. der Metalllegierung.

Die Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand sind aufgrund der im zu verarbeitenden Werkstoff vorherrschenden Temperaturen im Bereich zwischen der Solidus- und der Liquidustemperatur zwischen den beiden Hauptgruppen Urformen und Umformen anzusiedeln. Die Halbzeuge weisen bei der Formgebung im teilflüssigen Zustand in diesem Temperaturbereich einen

teigartigen und trotzdem relativ formstabilen Zustand auf. Derartige Halbzeuge können in diesem Zustand in einer einzigen Umformstufe zu komplexen und endkonturnahen Bauteilen geformt werden [16], [23]. Diese einzigartigen Fließeigenschaften sowie die Möglichkeit, dass sich geteilte Materialströmungen wieder verschweißen können [2], lässt sich gezielt einsetzen, um Fügeprozesse unterschiedlichster Werkstoffkombinationen zu ermöglichen [21], [24], [25]. So erzeugte Hybridbauteile weisen dabei eine formschlüssige und teilweise eine stoffschlüssige Verbindungen auf [12], [20], [26].

In den folgenden Abschnitten werden zunächst die allgemeinen Grundlagen für den Formgebungsprozess Thixoschmieden nach dem aktuellen Stand der Technik erläutert. Ein besonderes Augenmerk wird dabei auf die Werkstoffe für die Formgebung im teilflüssigen Zustand und der daraus resultierenden besonderen Fließeigenschaften gelegt. Anschließend wird der induktive Erwärmungsprozess detailliert beleuchtet. Auf gleiche Weise erfolgt die Beschreibung des späteren Formgebungsschrittes. Vervollständigt werden diese Ausführungen durch die Darstellung bestehender Modellansätze zur Beschreibung des Erwärmungs- und Fließverhaltens teilflüssiger Metalllegierungen. Den Abschluss dieses Kapitels bilden die Beschreibung bisher bekannter Verfahren zur Herstellung hybrider Bauteile sowie die Charakterisierung der Eigenschaften solcher Bauteile, sowohl im Hinblick auf die Festigkeit als auch auf die chemische Bindung zwischen den jeweiligen Verbundpartnern. Dadurch soll die im Rahmen dieser Arbeit betrachtete Prozessroute im Hinblick auf ihr Einsatzpotential im industriellen Umfeld beleuchtet werden.

2.1 Grundlagen der Formgebung im teilflüssigen Zustand

Die Entwicklung der so genannten semi-solid metal forming (SSMF)-Verfahren basiert auf der Entdeckung der thixotropen Eigenschaft metallischer Legierungen im Temperaturbereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie durch Spencer [14] und Flemings [15]. Im Rahmen von rheologischen Untersuchungen an einer Zinn-Blei-Legierung konnten diese Wissenschaftler das scheratenentfestigende Verhalten teilflüssiger beziehungsweise teilerstarrter Metalllegierungen nachweisen. Dies bedeutet, dass solche Werkstoffe unter Scherbelastung eine starke zeitabhängige Viskositätsabnahme sowie deren vollständigen Wiederaufbau nach der Entlastung zeigen. Dieser Effekt ermöglicht hervorragende Fließeigenschaften während der Formgebung in diesem Temperaturbereich [16], [23]. Die während der Formgebung auftretende laminare Formfüllung der Werkzeugkavität bietet dabei einige Vorteile gegenüber konventionellen Gieß- und Schmiedeverfahren [27]. So können die bei Gießverfahren auftretenden Einschlüsse oder Lunker hierbei vermieden werden. Zudem werden bessere mechanische Eigenschaften und hochwertigere Oberflächen der

Werkstücke erzielt. Im Gegensatz zum Schmieden können innerhalb eines einzelnen Formgebungsschrittes deutlich komplexere Bauteilgeometrien ausgeformt und zeitgleich die für die Umformung nötigen Presskräfte minimiert werden [18], [28], [29].

Bisherige Forschungsprojekte im Bereich der semi-solid Formgebungstechnologie bzw. der Verfahrensvariante Thixoschmieden beschäftigten sich vorwiegend mit der Ermittlung und Bewertung von Werkstoffparametern [19], [30]–[32], der Verfahrens- und Werkzeugentwicklung [1], [33], [34], der numerischen Abbildung des Werkstoffverhaltens [35], [36] sowie mit der Automatisierung dieser Prozesstechnologie [1], [37]. Im Rahmen weiterer Arbeiten wurden Verfahrensgrenzen erforscht, die bei der Formgebung komplexer Geometrien mit endabmessungsnaher Qualität im teilflüssigen Temperaturbereich erzielt werden können [17], [38]. Restriktive Vorgaben für semi-solid Formgebungsverfahren bilden dabei u. a. metallphysikalische und thermodynamische Werkstoffeigenschaften, die in anderen Arbeiten in verschiedenen Zusammenhängen untersucht wurden [39], [40].

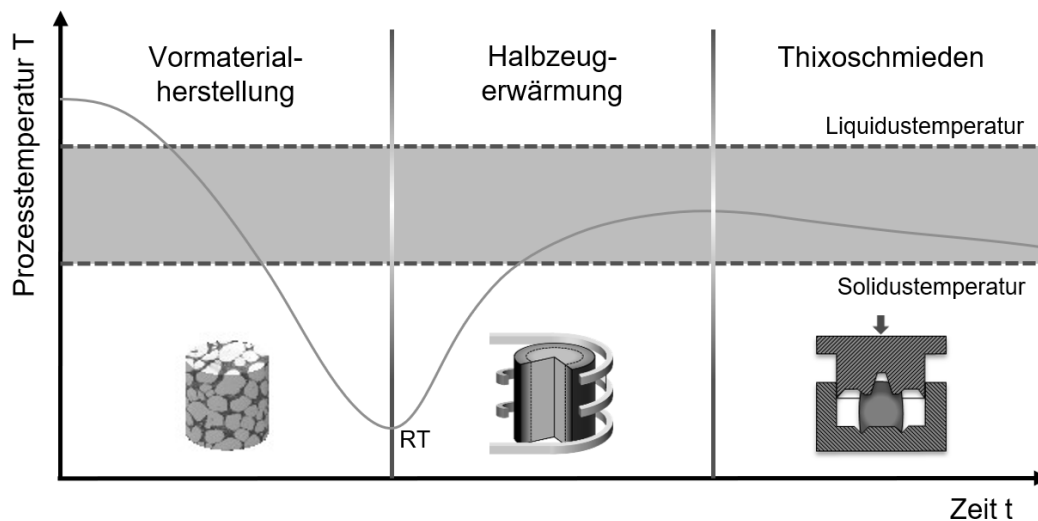


Bild 2: Prinzipielle Verfahrensschritte des Thixoschmiedens unter Berücksichtigung der Prozesstemperatur nach [6], [41]

Prinzipiell lässt sich der Formgebungsprozess bei den SSMF-Verfahren in mehrere Teilschritte unterteilen. Bild 2 veranschaulicht die drei Hauptverfahrensschritte (Vormaterialherstellung, Halbzeugerwärmung und Formgebung bzw. Thixoschmieden) für den Thixoschmiedeprozess. Aufgrund der laminaren Formfüllung und der damit einhergehenden nahezu porenfreien Gefügestruktur lässt sich im Anschluss an die Formgebung eine optionale Wärmebehandlung durchführen. Beispielsweise werden untereutektische Aluminium-Silizium-Legierungen zur Einstellung eines definierten Verhältnisses von Zugfestigkeit zur Bruchdehnung einer T4- oder T6-Wärmebehandlung unterzogen [42]. In den folgenden Kapiteln wird der aktuelle Erkenntnisstand für diese drei Hauptprozessschritte für SSMF-Verfahren dargestellt.

2.1.1 Werkstoffe für die Formgebung im teilflüssigen Zustand und deren Herstellung

Für die Formgebung im teilflüssigen Zustand werden unter- und übereutektische metallische Legierungen und metallische Verbundwerkstoffe eingesetzt. Für diesen Prozess ist es dabei von Vorteil, wenn die Legierung ein ausgeprägtes Schmelzintervall aufweist. Damit lässt sich während der Halbzeugerwärmung (siehe Kapitel 2.1.2) ein definiertes Fest-/Flüssigphasenverhältnis einstellen. Um alle Vorteile der SSMF-Verfahren ausnutzen zu können, bedarf es neben dem breiten Schmelzintervall ebenfalls einer geeigneten Gefügestruktur. Nach [16], [43] beeinflusst die Gefügestruktur des eingesetzten Legierungssystems wesentlich die Fließfähigkeit bzw. das Formfüllvermögen im teilflüssigen Zustand. Die morphologische Ausprägung des Festphasenskeletts sollte im teilerstarrten Zustand eine globulare Struktur aufweisen, welche über halsartige Verbindungen verknüpft ist. In diesem Festphasenskelett ist die Flüssigphase eingeschlossen. Das Aufbringen einer Scherbelastung auf eine solche Gefügestruktur führt zu einem Aufbrechen des Festphasenskeletts und damit zu einer Abnahme der Viskosität. Die Formänderungsmechanismen während der Formgebung basieren überwiegend auf Roll-, Gleit- und Rotationsbewegungen der globularen Festphase innerhalb der flüssigen Matrix [1], [16].

Metallische Legierungen bilden bei ihrer Erstarrung meist keine globulare, sondern eine dendritische Gefügestruktur aus [44]. Eine dendritische Gefügestruktur ist für die Formgebung im teilflüssigen Zustand allerdings nachteilig, da eine solche Gefügestruktur während der Formgebung zu einem Verhaken der Dendritenarme führt und dabei die flüssige Matrix aus der Festphase ausgepresst werden kann. Ein Einsatz solcher dendritischen Werkstoffe für die Formgebung erfordert daher meist die Einstellung eines höheren Flüssigphasenanteils im Vergleich zu globularen Gefügestrukturen bei gleichem Formfüllvermögen [3], [45]. Aus diesem Grund wurde eine Vielzahl an Herstellungsverfahren zur Erzeugung einer globularen Gefügestruktur für unterschiedliche Halbzeuge entwickelt. Die gängigsten Verfahren zur Herstellung von globularen Gefügestrukturen für Vormaterialien am Beispiel von Aluminiumlegierungen sind nachfolgend aufgelistet. Für die detaillierte Prozessbeschreibung wird auf die entsprechende Literatur verwiesen:

- Mechanisches Rühren [43]
- Elektromagnetisches Rühren (MHD-Verfahren) [42]
- Chemische Kornfeinung [46]
- SIMA-Verfahren (Stress-Induced-Melt-Activated process) [47]
- Pulvermetallurgie [48]
- Sprühkompaktieren [45].

Bisher zählen Magnesium- und Aluminiumlegierungen zu jenen Werkstoffen, welche hinsichtlich ihrer Eignung für die Formgebungsverfahren im teilflüssigen Zustand am umfassendsten erforscht

wurden [49], [50]. Die Formgebung höherschmelzender Werkstoffsysteme, wie z.B. Stahl oder Titanlegierungen, wurde in mehreren grundlegenden Studien untersucht und die prinzipielle Machbarkeit nachgewiesen [5], [17], [38], [41], [51]. Aufgrund der geringen Werkzeugstandzeiten, welche aus den extremen thermischen und mechanischen Belastung resultieren [34], [52], [53], gibt es bisher nur wenige industrielle Anwendungen der Formgebung im teilflüssigen Zustand für höherschmelzende Werkstoffe [31], [54].

2.1.2 Halbzeugerwärmung

Ziel der Erwärmung für eine nachfolgende Formgebung im teilflüssigen Zustand ist es, im gesamten Halbzeug ein gleichmäßiges bzw. homogenes Werkstoffgefüge mit feinkörnigem, globularem Festphasenskelett mit einem definierten Anteil an schmelzflüssiger Phase einzustellen. Der Anteil an schmelzflüssiger Phase soll dabei im Bereich zwischen 40 und 60 % liegen [16]. Bei der Erwärmung von Halbzeugen für die semi-solid Formgebung werden dabei hauptsächlich Induktionsanlagen eingesetzt. Diese ermöglichen eine energiesparende Erwärmung des Materials auf Prozesstemperatur in sehr kurzer Zeit, was wichtig ist, um einem unerwünschten Kornwachstum entgegenzuwirken. Die induktive Erwärmung von elektrisch leitfähigen Materialien beruht auf Effekten, die aus der Elektrodynamik bekannt sind. Die physikalischen Zusammenhänge bei der induktiven Erwärmung werden ausführlich in Kapitel 2.2 erläutert.

Aufgrund dieser physikalischen Effekte, insbesondere des Skin-Effektes (siehe Kapitel 2.2.2), kommt es bei der induktiven Erwärmung zur Ausbildung einer inhomogenen Temperaturverteilung und einer damit einhergehenden inhomogenen Gefügestruktur. Um diesen sich einstellenden Temperaturgradient zwischen Außen- und Innenbereich des zylindrischen Halbzeugs bis zum Erreichen der Prozesstemperatur zu minimieren, wurden spezielle Erwärmungsstrategien für die Formgebung im teilflüssigen Zustand entwickelt. Die heute üblicherweise verwendete Methode ist die Unterteilung des Erwärmungsvorgangs in zwei Zeitphasen. Begonnen wird meist mit einer schnellen Anfangserwärmung (Erwärmungsphase) mit relativ hoher Leistung. Mit Überschreiten der Solidustemperatur wird die Leistung soweit reduziert, dass ein gleichmäßiges Aufschmelzen über den gesamten Halbzeugquerschnitt möglich wird. Diese Phase wird als Ausgleichs- oder Homogenisierungsphase bezeichnet. Der schematische Ablauf einer solchen zweistufigen Erwärmung ist in Bild 3 dargestellt. Die hierfür benötigten Anlagenparameter (Leistung und Zeitdauer) muss für beide Phasen bei jeder Halbzeuggeometrie und Legierung empirisch ermittelt werden [55], [56]. Dazu wird während der Erwärmung die Temperatur im Halbzeug an verschiedenen Positionen durch Thermoelemente gemessen und aufgezeichnet. Im Nachgang an jeden Erwärmungsversuch werden dann die aufgezeichneten Erwärmungskurven ausgewertet und die Einstellparameter der Erwärmungsanlage bedarfsweise optimiert.

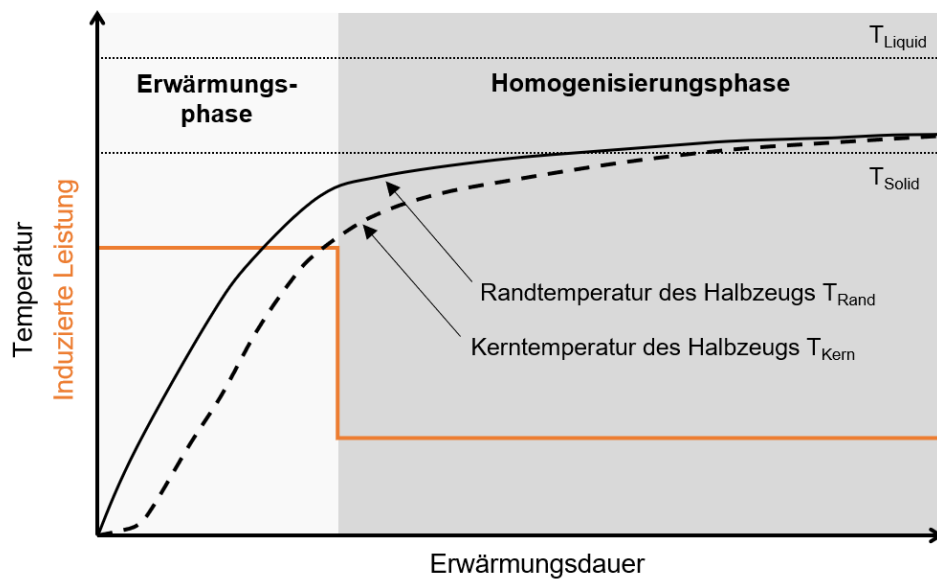


Bild 3: Schematischer Ablauf des induktiven Erwärmungsprozesses metallischer Halbzeuge bis in den teilflüssigen Zustand [6]

Der Einfluss der Halbzeugerwärmungsstrategie und die daraus resultierende Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt auf die späteren Bauteileigenschaften wurden in mehreren Forschungsvorhaben untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass eine inhomogene Erwärmung des Halbzeugs negative Auswirkungen auf die erzielbare Gefügestruktur hat. Eine inhomogene Erwärmung kann weiterhin einen negativen Einfluss auf die erzielbaren mechanischen Eigenschaften eines mittels Formgebung im teilflüssigen Zustand erzeugten Bauteils zeigen. Aus diesem Grund befassten sich verschiedene Forschungsarbeiten mit der Auslegung robuster Erwärmungskonzepte, welche eine möglichst homogene Temperaturverteilung mit einem definierten Fest-/Flüssigphasenverhältnis im Halbzeugquerschnitt bei möglichst geringer Erwärmungsdauer erzielen [41], [57]–[59]. Weitere Forschungsarbeiten befassten sich mit der Modellentwicklung und Regelung des induktiven Erwärmungsprozesses für die Formgebung im teilflüssigen Zustand [60]–[62]. Da die Temperatur aufgrund der Schwankungen in der chemischen Zusammensetzung des Vormaterials nicht den idealen Parameter zur Erfassung des Fest-/Flüssigphasenverhältnisses darstellt, basieren diese Untersuchungen auf den sich ändernden Werkstoffparametern, wie z. B. der elektrische Widerstand des Materials [56], [63], [64]. Diese Methode bietet neben der exakten Bestimmung des Fest-/Flüssigphasenverhältnisses den Vorteil, dass bei höherschmelzenden Werkstoffen, wie z. B. Titanlegierungen, auf Thermoelemente verzichtet werden kann [51].

2.1.3 Formgebungsprozess

Im Anschluss an die Erwärmung werden die noch formstabilen Halbzeuge in das Formgebungswerkzeug eingelegt und anschließend in einem Formgebungsschritt zu einem endkonturnahen

Bauteil geformt. Dieser Formgebungsvorgang wird beim Thixoschmieden in die Verfahrensvarianten Thixoschmieden mit offenem Gesenk und Thixoschmieden mit geschlossenem Gesenk (siehe Bild 4) unterschieden [1], [41].

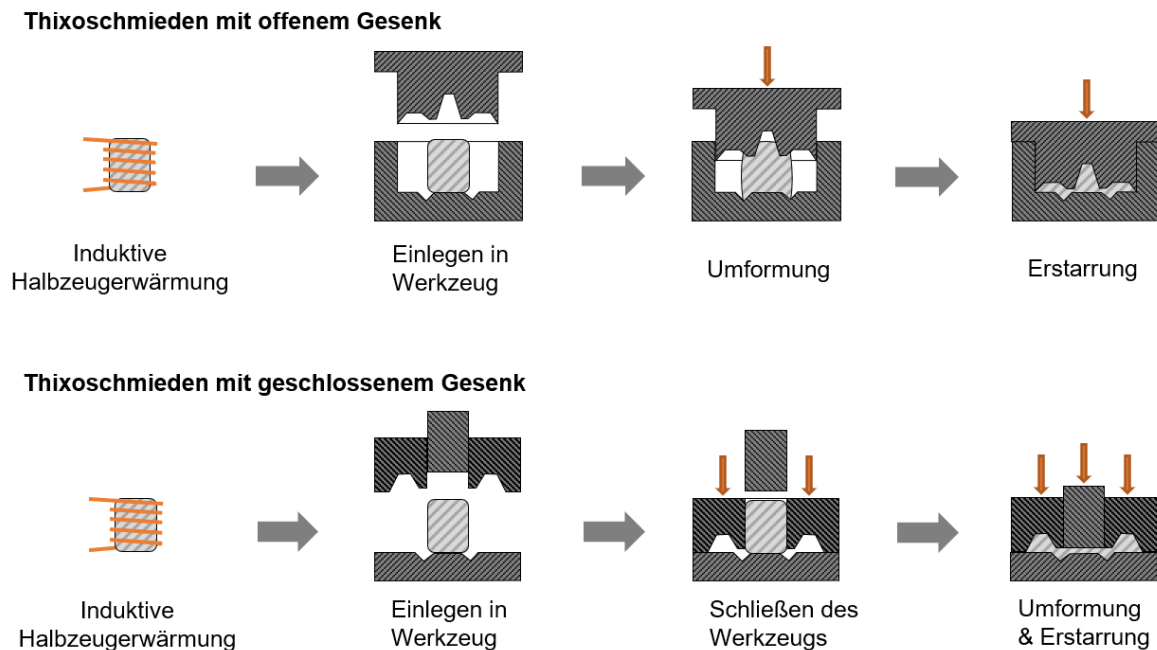


Bild 4: Schematische Darstellung des Thixoschmiedens mit offenem und mit geschlossenem Gesenk nach [1]

Beim Thixoschmieden mit offenem Gesenk ist die Werkzeuggestaltung ähnlich dem etablierten Präzisionsschmieden von Stahl. Zu Beginn des Formgebungsvorgangs wird das erwärmte Halbzeug in die untere Formhälfte (Kavität) eingelegt und anschließend durch die Schließbewegung des Pressenstößels ausgeformt. Vor dem Aufsetzen des Oberwerkzeugs (Stempel) auf dem Halbzeug muss die Kavität soweit geschlossen sein, dass ein Herausspritzen des Werkstoffs aus dem Gesenk verhindert wird, weshalb diese Formgebungswerkzeuge tiefe Gravuren voraussetzen [1], [2], [18].

Beim Thixoschmieden mit geschlossenem Gesenk ist die Werkzeuggestaltung ähnlich dem Querfließpressen. Zu Beginn des Formgebungsvorgangs wird das erwärmte Halbzeug ebenfalls in die geöffnete untere Werkzeughälfte eingelegt. Anschließend wird mithilfe einer Schließvorrichtung der Formkasten geschlossen und darauf folgend das Halbzeug durch die Schließbewegung des Pressenstößels in den Formhohlraum gepresst [1], [41].

Beim Formgebungsvorgang des Thixoschmiedens werden die erwärmten, noch formstabilen Halbzeuge in das vorgeheizte Formgebungswerkzeug eingelegt und anschließend geformt. Dabei ist die Stößelgeschwindigkeit an das herzustellende Bauteil anzupassen. Aus diesem Grund werden beim Thixoschmieden hauptsächlich hydraulische Hochgeschwindigkeitspressen eingesetzt. Diese ermöglichen es, einen definierten Stößelgeschwindigkeitsverlauf über dem Stößelhub zu

realisieren [55]. Eine solche Geschwindigkeitssteuerung ermöglicht kurze Schließzeiten des Werkzeugs, um ein vorzeitiges Erstarren des Halbzeugs zu vermeiden. Dabei werden Schließgeschwindigkeiten von bis zu 800 mm/s eingesetzt [55]. Auf den Schließvorgang folgt das Aufsetzen des Stempels auf dem Halbzeug mit einer reduzierten Geschwindigkeit, um ein Auseinanderspritzen des teilflüssigen Werkstoffs zu vermeiden. Je nach Halbzeuggeometrie beträgt die Aufsetzgeschwindigkeit zwischen 50 und 200 mm/s [55]. Während der anschließenden Formgebung muss die Stößelgeschwindigkeit so eingestellt werden, dass die Fließgeschwindigkeit des Werkstoffs hoch genug ist, um ein vorzeitiges Erstarren des Werkstoffs vor Vollendung des Formgebungsvorgangs zu vermeiden [3]. Weiterhin ist die Fließgeschwindigkeit des Werkstoffs nach oben zu begrenzen, damit ein laminarer und homogener Materialfluss vorherrscht [3]. Nach der Formgebung muss während der Erstarrung des Halbzeugs ein Haltedruck über mindestens 10 Sekunden aufgebracht werden. Dieser unterdrückt die Bildung von Erstarrungslunkern und erzeugt eine hohe Bauteilqualität. Der Werkzeuginnendruck während der Erstarrung sollte für Legierungssysteme mit dem Hauptlegierungselement Aluminium mindestens 1.000 bar betragen und steht in direktem Zusammenhang mit den erzielbaren Bauteileigenschaften [1], [3], [65], [66]. Die erzielbaren Oberflächeneigenschaften sind im Fall von Aluminiumlegierungen von der Beschaffenheit des Formgebungswerkzeugs abhängig, weshalb die Formkontur zumeist poliert ausgeführt wird [1], [6].

Durch die Einhaltung von optimalen Prozessparametern während der Halbzeugerwärmung, der Werkzeugtemperierung, der Stößelgeschwindigkeit und der Aufbauzeit des Werkzeuginnendrucks lassen sich mittels Thixoschmieden qualitativ hochwertige sowie komplexe Bauteile endkonturnah herstellen [17], [29], [45]. Eine unzureichende Einstellung der Prozessparameter kann zu verschiedensten Bauteildefekten, z. B. Erstarrungslunker [1]–[3], Gasporen [29], Verunreinigungen durch Schmierstoffe [2], Scherzonen [3] und Seigerungen [4], [18] führen. Diese beeinflussen die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Bauteile gravierend.

2.2 Grundlagen der induktiven Erwärmung metallischer Werkstoffe

Die induktive Erwärmung stellt ein Erwärmungsverfahren dar, welches in den verschiedensten Bereichen der Ur- und Umformtechnik, wie z. B. der Schmiede- oder Gießereiindustrie, Anwendung findet [67]. Der Einsatz von induktiven Erwärmungsanlagen bietet insbesondere im Vergleich zu konventionellen, mit Brennstoff befeuerten Öfen, enorme Vorteile. Zu diesen Vorteilen zählen der geringere Platzbedarf, der geringere Ausschuss aufgrund von gleichmäßigerer Blocktemperatur und homogenerem Gefüge, die sofortige Betriebsbereitschaft beim Anfahren der Produktion und die verbesserte Ökobilanz wegen der Vermeidung von Abgasen sowie Verbrennungsrückständen [68]. Ein weiterer großer Vorteil der induktiven Erwärmung liegt in der sehr schnellen

Erwärmung, wodurch weitere positive Effekte, wie eine geringere Grobkornbildung, reduzierte Oxidbildung oder geringere Randentkohlung, erzielt werden können [68].

2.2.1 Wirkprinzip während der induktiven Erwärmung

Bei der induktiven Erwärmung handelt es sich um ein berührungsloses Erwärmungsverfahren. Die Wärme wird unmittelbar im Halbzeug erzeugt und muss nicht durch Konvektion, Wärmeleitung oder Strahlung übertragen werden. Neben der induktiven Erwärmung bietet lediglich die direkte Widerstandserwärmung (konduktive Erwärmung) die Möglichkeit zur Wärmeerzeugung innerhalb des Halbzeugs [69]. Der Einsatz der induktiven Erwärmung ist dabei auf elektrisch leitende Werkstoffe begrenzt. Während der Erwärmung wird eine Spule mit einem Wechselstrom beaufschlagt und erzeugt so ein magnetisches Wechselfeld. Befindet sich ein elektrisch leitendes Halbzeug innerhalb des Wirkungsbereichs dieser Spule, so werden in diesem Halbzeug Wechselspannungen mit hoher Frequenz induziert. Diese Wechselspannungen rufen Ströme hervor, welche das Material wie bei einem direkten Stromfluss erwärmen [70]. Typischerweise setzt sich das Gesamtsystem der induktiven Erwärmung aus einem Leistungskreis und einem Arbeitskreis zusammen. Das Prinzip der Induktionserwärmung, bestehend aus Leistungskreis und Arbeitskreis, ist in Bild 5 dargestellt. Im Leistungskreis wird die für die Erwärmung gewünschte Frequenz und Leistung bereitgestellt. Der Arbeitskreis besteht aus dem Induktor sowie dem zu erwärmenden Halbzeug. Verbunden werden diese beiden durch den Hochfrequenztransformator C_T , welcher für eine Herabsetzung der Spannung bei Erhöhung des Stroms sorgt.

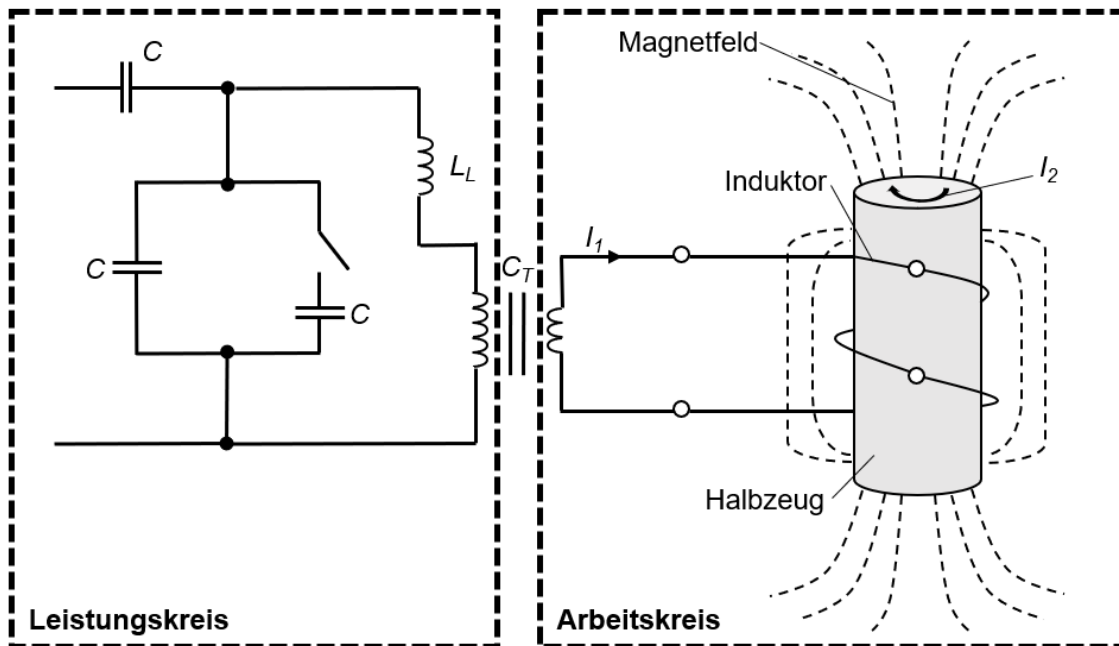


Bild 5: Prinzip der Induktionserwärmung nach [69]

Die grundlegenden Vorgänge bei der induktiven Erwärmung werden in Bild 6 veranschaulicht. Wird eine Leiterschleife in ein magnetisches Feld eingebracht, wird in dieser eine Spannung induziert (siehe Bild 6 a)). Ein vom Wechselstrom durchflossener Leiter (Induktor) baut um sich herum ein elektromagnetisches Wechselfeld auf. Wird in die Nähe dieses Magnetfelds ein zweiter Leiter (Halbzeug) gebracht, wird in diesem eine Spannung U_{ind} induziert. Diese Spannung ruft einen induzierten Wechselstrom I_2 hervor, welcher in entgegengesetzter Richtung des Stroms des Induktors I_1 fließt. Durch das Einbringen einer unabhängigen Leiterschleife in das Magnetfeld, welche als Sekundärwindung fungiert, lässt sich die induzierte Spannung messen. In Bild 6 b) ist dieser Zusammenhang verdeutlicht. [68]

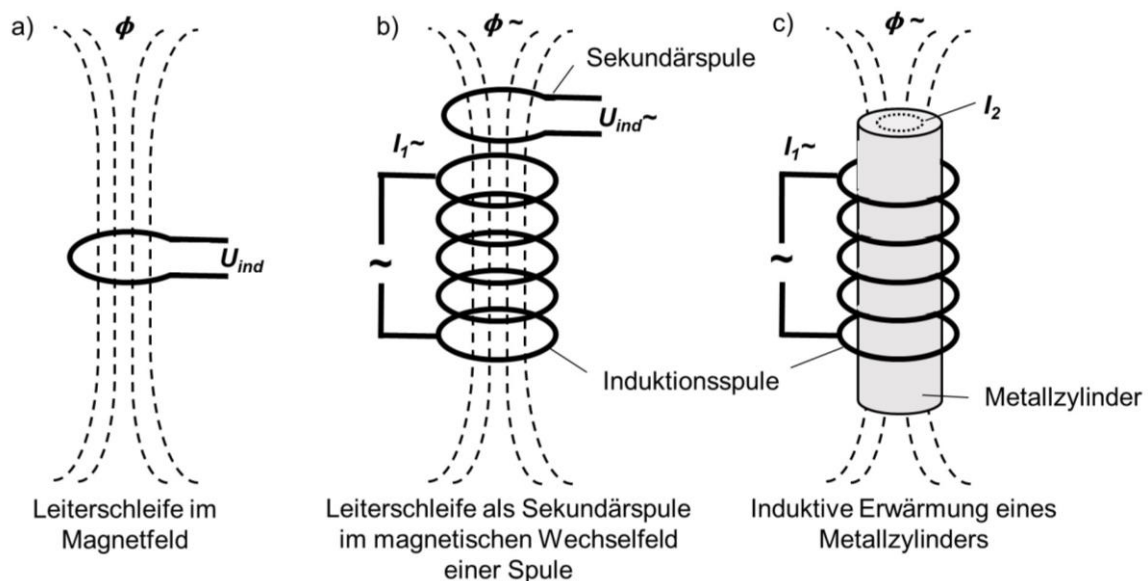


Bild 6: Grundlagen der induktiven Erwärmung [68] a) Leiterschleife in einem Magnetfeld; b) Leiterschleife als Sekundärspule im magnetischen Wechselfeld einer Spule; c) Induktive Erwärmung eines Metallzylinders

Weiterhin ist in Bild 6 c) eine Spule mit einem Metallzylinder dargestellt. Dieser Aufbau entspricht einem Kondensator, wobei der Metallzylinder eine kurzgeschlossene Sekundärspule mit der Windungszahl eins darstellt. Die im Metallzylinder induzierte Spannung hat den Induktionsstrom I_2 zur Folge, welcher sich ringförmig in entgegengesetzter Richtung des Induktionsstroms I_1 ausbildet. Diese Ströme werden Wirbelströme genannt und verlaufen senkrecht zum Magnetfeld. Durch diese Wirbelströme wird aufgrund des spezifischen Widerstands im Metallzylinder Wärme erzeugt und somit der Metallzylinder ausgehend vom Randbereich (Skin-Effekt siehe Kapitel 2.2.2) erhitzt. Bei nichtferromagnetischen Werkstoffen (z. B. Aluminiumlegierungen) kann die entstehende Wärme Q_W durch das Joule'sche Gesetz in Abhängigkeit vom Induktionsstrom I_2 , vom Widerstand R und von der Zeit t berechnet werden (siehe Gl. 1). [69]

$$Q_W = I_2^2 \cdot R \cdot t$$

Gl. 1

Bei der Erwärmung ferromagnetischer Werkstoffe (z. B. Stahl) kommt zusätzlich zur Wirbelstromwärme die Wärme hinzu, welche durch die Ummagnetisierung infolge des stetig wechselnden Feldes entsteht. Dieser Anteil der Wärme wird als Ummagnetisierungs- bzw. Hysteresewärme bezeichnet. [68], [69]

Weiterhin kann der Sekundärstrom durch eine Erhöhung der Windungsanzahl der Induktionsspule im Halbzeug gesteigert werden. Wird anstelle eines einwindigen Induktors eine mehrwändige Induktionsspule eingesetzt, steigt der Sekundärstrom proportional zur Windungsanzahl w an. Somit lässt sich durch die induktive Erwärmung eine spezifisch relativ hohe Erwärmungsleistung erzeugen bzw. übertragen. In Tabelle 1 ist eine Gegenüberstellung der möglichen Erwärmungsleistungen von konventionellen Erwärmungsarten und der induktiven Erwärmung (Widerstandserwärmung) dargestellt. [68], [69]

Tabelle 1: Erwärmungsleistung unterschiedlicher Erwärmungsverfahren nach [69]

Erwärmungsart	Leistungsübertragung [W/cm ²]
Konvektion	0,5
Strahlung	8
Wärmeleitung	20
Flamme	1.000
Induktionserwärmung	30.000

Das physikalische Wirkprinzip der induktiven Erwärmung beruht auf dem Einfluss eines elektromagnetischen Wechselfelds auf einen metallischen Körper [68]. Zur theoretischen Beschreibung der grundlegenden Vorgänge kann das Faraday'sche Induktionsgesetz angewandt werden. Dies besagt, dass zwischen zwei Enden einer Leiterschleife eine induzierte elektrische Spannung entsteht, wenn die Feldlinien bzw. der magnetische Fluss eines magnetischen Felds die Leiterschleife durchdringen [68]. Die von einem magnetischen Feld induzierte Spannung U_{ind} ist dabei proportional zur zeitlichen Ableitung des magnetischen Flusses ϕ (siehe Gl. 2) [69].

$$U_{ind} = -w \cdot \frac{d\phi}{dt} \quad \text{Gl. 2}$$

Der magnetische Fluss ϕ lässt sich aus dem Produkt der magnetischen Flussdichte B_m und der Querschnittsfläche der Sekundärleiterschleife A direkt berechnen (siehe Gl. 3).

$$\phi = B_m \cdot A \quad \text{Gl. 3}$$

Aus dem Produkt der magnetischen Feldkonstante μ_0 und der magnetischen Feldstärke H ergibt sich nach Gl. 4 die magnetische Flussdichte B_m .

$$B_m = \mu_0 \cdot H \quad \text{Gl. 4}$$

Somit ergibt sich ein formaler zeitabhängiger Ausdruck der induzierten Spannung, wobei ersichtlich wird, dass die induzierte Spannung in einer Sekundärschleife ihren Betrag in Abhängigkeit von der Feldstärke ändert (siehe Gl. 5).

$$U_{ind} = -w \cdot \mu_0 \cdot A \cdot \frac{dH}{dt} \quad \text{Gl. 5}$$

2.2.2 Skin-Effekt

Das erzeugte Feld der induzierten Wirbelströme wirkt aufgrund der Lenz'schen Regel dem erregenden Magnetfeld der Primärwicklung (Induktor) entgegen. Daher tritt der induzierte Strom im Randbereich des zu erwärmenden Metallzylinders auf und nimmt zum Inneren des Halbzeugs ab. Somit liegt eine unterschiedliche Stromdichteverteilung J über den Halbzeugquerschnitt vor. Dieser Effekt wird als Skin-Effekt bezeichnet und wird mithilfe der Stromeindringtiefe δ beschrieben. Die Stromeindringtiefe ist abhängig von der Frequenz ω des Induktionsstroms, der elektrischen Leitfähigkeit κ des Halbzeugwerkstoffs sowie der magnetischen Permeabilität μ des Halbzeugwerkstoffs. Die Berechnung erfolgt anhand der Formel in Gl. 6 [68]:

$$\delta = \sqrt{\frac{2 \cdot \rho_{el}}{\mu_{mag} \cdot \omega}} = \sqrt{\frac{2}{\kappa \cdot \mu_{mag} \cdot \omega}} = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu_{mag} \kappa}} \quad \text{Gl. 6}$$

Physikalisch beschreibt die Funktion der Stromdichteverteilung $J(x)$ die Eindringtiefe δ des Induktorstroms über das gesamte Körpervolumen (siehe Gl. 7) [68].

$$J(x) = J_0 \cdot e^{-\frac{x}{\delta}} \quad \text{Gl. 7}$$

In Bild 7 ist die Stromdichteverteilung bei der induktiven Erwärmung in Abhängigkeit des Abstands von der Halbzeugoberfläche nach [68] dargestellt.

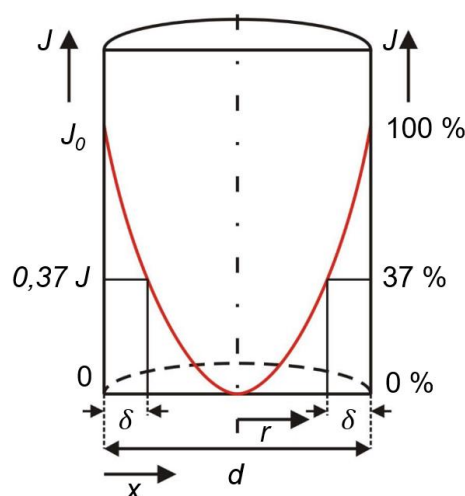


Bild 7: Stromdichteverteilung in einem Metallzylinder während der induktiven Erwärmung nach [68]

Die Stromdichte J nimmt von ihrem Maximalwert J_0 , der an der Halbzeugoberfläche herrscht, zum Inneren stark ab. Bei 37 % des Maximalwerts von J_0 ist das Stromeindringmaß δ nach Gl. 8 definiert [68]:

$$J(\delta) = J_0 * e^{-1} = 0,37 * J_0 \quad \text{Gl. 8}$$

Der Verlauf der Stromdichte in einem Volumenkörper während der induktiven Erwärmung lässt sich somit gemäß der oben angegebenen Exponentialfunktion beschreiben und ist neben den materialspezifischen und geometrischen Eigenschaften ausschließlich von der Frequenz abhängig. Die insgesamt in das Halbzeug eingebrachte Leistung liegt auf Höhe der Stromeindringtiefe bei ungefähr 86 %, die restlichen 14 % werden von tieferen Schichten des Halbzeugs absorbiert [68]. Die Stromeindringtiefe ändert sich über die Dauer der Erwärmung kontinuierlich, da die materialspezifischen Eigenschaften, wie z. B. der spezifische elektrische Widerstand oder die relative Permeabilität, stark temperaturabhängig sind [71]. Zu Beginn der Erwärmung beschreiben diese Werte jedoch unveränderliche Größen, weshalb eine Änderung der Eindringtiefe nur über die Frequenz möglich ist [70]. Aufgrund der Möglichkeit, die Eindringtiefe über die Erwärmungsfrequenz einzustellen, bietet sich der induktiven Erwärmung ein breites Anwendungsspektrum. Der Einsatz einer hohen Frequenz (geringe Eindringtiefe) ermöglicht beispielsweise das Oberflächenhärten metallischer Werkstücke aus geeignetem Stahl [68]. Soll ein Halbzeug sehr homogen erwärmt werden, wird eine niedrige Frequenz gewählt. Der Halbzeugkern wird dabei nicht direkt durch Induktion, sondern durch Wärmeleitung aus der Randzone erwärmt. Für zylindrische Halbzeuge ist für eine homogene Erwärmung ein Verhältnis von $d/\delta = 3,5$ anzustreben [68], [72]. Für das konventionelle Schmieden von Stahl wird daher eine niedrige Frequenz gewählt, um das Halbzeug möglichst homogen und gleichmäßig in seinem Volumen zu erwärmen.

In Bild 8 ist die Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt für den Werkstoff C45 bei der Erwärmung eines zylindrischen Körpers dargestellt. Die Temperaturverläufe sind über den Querschnitt in Niederfrequenz (1 kHz) und Hochfrequenz (10 kHz) unterteilt. Dabei ist ersichtlich, dass bei hohen Frequenzen eine schnellere Temperaturerhöhung auf der Mantelfläche auftritt. Auch bei längeren Haltezeiten bleibt ein deutlicher Temperaturunterschied zwischen Mantelfläche und Kern bestehen. Bei niedrigeren Frequenzen ist dieser Temperaturunterschied insbesondere bei längeren Haltezeiten deutlich geringer [68].

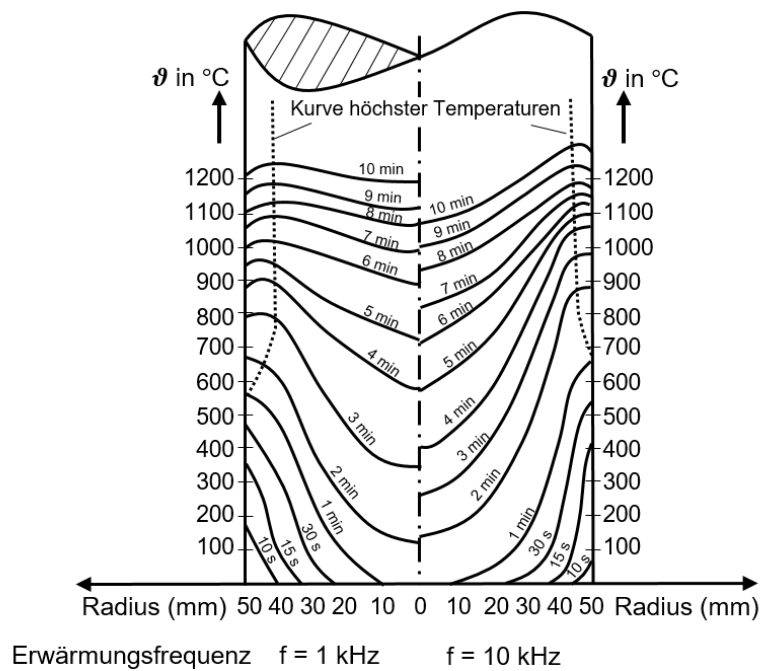


Bild 8: Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt in Abhängigkeit von der Erwärmungsfrequenz nach [68]

Somit besteht für jeden Werkstoff und jede Geometrie eine optimale Erwärmungsfrequenz. Das Einhalten dieser optimalen Frequenz ist zwar wünschenswert, aber nicht unbedingt erforderlich [73]. So senkt eine vierfach erhöhte Frequenz nach Gl. 6 die Eindringtiefe nur um die Hälfte ab. Aufgrund dessen existiert zu jeder Frequenz ein geeigneter Durchmesserbereich, in welchem sich ein bestimmter Werkstoff wirtschaftlich homogen erwärmen lässt (siehe Tabelle 2) [68], [73].

Tabelle 2: Zuordnung der Erwärmungsfrequenz zum wirtschaftlichen Querschnittsbereich beim Erwärmen von Stahl und Aluminium nach [68], [73]

Frequenz f [Hz]	Wirtschaftlicher Halbzeugdurchmesserbereich d [mm]	
	Stahl (bis 1200 °C)	Aluminium (bis 500 °C)
50	150-500	>52
500	60-250	16-820
2.000	30-120	8-410
5.000	20-85	5-260
10.000	15-60	3,5-180
450.000	2,5-8	0,5-26
1.000.000	1,5-6	0,35-18

Weiterhin gilt es bei der Auslegung einer Induktionsanlage, den Wirkungsgrad des Induktors zu beachten. Der Wirkungsgrad der induktiven Erwärmung wird hauptsächlich durch die Geometrie der Induktionsspule und des Halbzeugs beeinflusst. Dies bedeutet, dass für einen möglichst hohen thermischen Wirkungsgrad eine Anpassung des Induktors an die Halbzeuggeometrie erfolgen sollte. Nach [69] kann der thermische Wirkungsgrad eines Rundinduktors in Kombination mit einem Metallzylinder näherungsweise nach Gl. 9 beschrieben werden.

$$\eta_{th} = \frac{1}{1 + \frac{D^2}{d^2} * \left(1 + 6,25 * \frac{\delta^2}{d^2}\right) * \sqrt{\frac{\rho_{el1}}{\mu_{mag}\rho_{el2}}}} \quad \text{Gl. 9}$$

Aus dem Zusammenhang zwischen Halbzeugdiameter und Eindringtiefe kann die minimale Frequenz bestimmt werden, welche für einen guten Wirkungsgrad zwar überschritten, allerdings nicht unterschritten werden darf. Wird der Quotient aus dem Quadrat der Eindringtiefe und dem Quadrat des Halbzeugdiameter mit dem Idealwert von 0,016 in Gl. 6 eingesetzt, ergibt sich die Formel (Gl. 10) für die minimale Frequenz [69]:

$$f_{min} = 16 * 10^6 * \frac{\rho_{el}}{\mu_{mag} * d^2} [Hz] \quad \text{Gl. 10}$$

Für die meisten Erwärmungsanlagen sind die Frequenzbereiche der Generatoren starr vorgegeben, wodurch sich deren Nutzung auf einen vorgegebenen Durchmesserbereich der Halbzeuge beschränkt.

2.2.3 Materialspezifische Einflussfaktoren auf die induktive Erwärmung

Neben der Frequenz ist die Eindringtiefe bei der induktiven Erwärmung von materialspezifischen Eigenschaften des Halbzeugs und des vorliegenden Temperaturniveaus abhängig. Eine Übersicht über den Einfluss unterschiedlicher Materialien auf die Eindringtiefe in einem Frequenzbereich von 10 Hz bis 1 MHz ist in Bild 9 dargestellt.

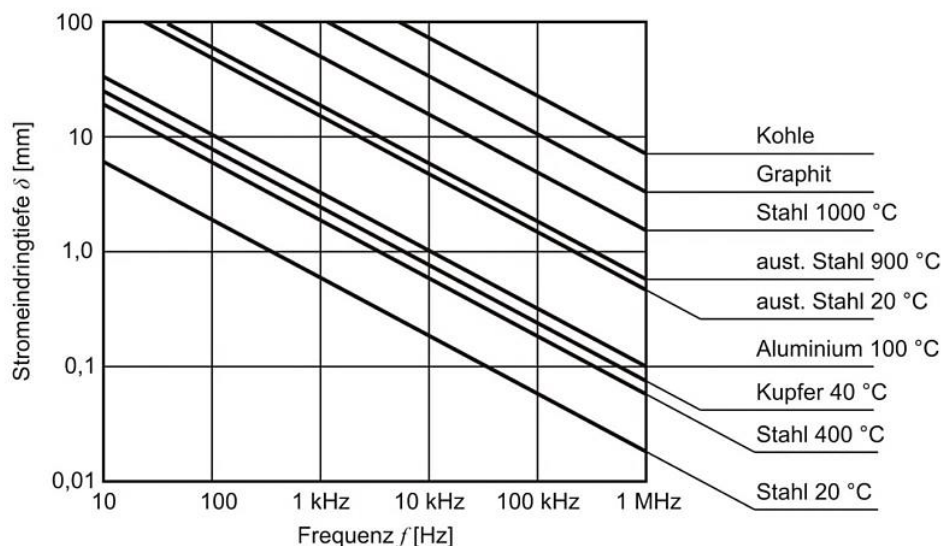


Bild 9: Eindringtiefe des induzierten Stroms in Abhängigkeit von der Frequenz und unterschiedlichen Werkstoffen [69]

In Abhängigkeit des zu erwärmenden Halbzeugwerkstoffs liegen bei gleicher Frequenz unterschiedliche Eindringtiefen vor. Somit zeigt neben der Erwärmungsfrequenz vor allem der elektrische Widerstand des Halbzeugwerkstoffs einen erheblichen Einfluss auf die Stromeindringtiefe.

Weiterhin beeinflussen die Wärmekapazität, die thermische und die elektrische Leitfähigkeit des Vormaterials das Erwärmungsverhalten während der induktiven Erwärmung.

Diese materialspezifischen Kennwerte von metallischen Werkstoffen werden durch Legierungselemente beeinflusst. Diese Legierungselemente rufen nulldimensionale Gitterbaufehler, wie Substitutionsatome und Zwischengitteratome oder eindimensionale Fehler in Form von Versetzungen hervor und verändern somit das Gefüge des Werkstoffs [74]. Dabei ist der elektrische Widerstand und die thermische und elektrische Leitfähigkeit des Halbzeugwerkstoffs von der Gefügestruktur abhängig [74], [75]. Zwischen der thermischen Leitfähigkeit λ und der elektrischen Leitfähigkeit κ kann nach [74] ein Zusammenhang durch das Wiedmann-Franz'sche Gesetz in Abhängigkeit der Lorenz-Zahl L ($L=2,2 - 2,6 \times 10^{-8} \text{ W}\Omega\text{K}^{-2}$) und der Temperatur T als empirische Näherung beschrieben werden (siehe Gl. 11).

$$\frac{\lambda}{\kappa} = L \cdot T \quad \text{Gl. 11}$$

Die elektrische Leitfähigkeit eines Werkstoffs basiert auf der Beweglichkeit von freien Valenzelektronen im elektrischen Feld. Die Beweglichkeit der Elektronen ist von der Kristallstruktur des Werkstoffs abhängig. Gitterfehler innerhalb des Gefüges behindern die Beweglichkeit der Valenzelektronen zusätzlich. Dieser innere Widerstand des Werkstoffs wird als elektrischer Widerstand ρ_{el} bezeichnet und wird aus dem Kehrwert der elektrischen Leitfähigkeit κ berechnet (siehe Gl. 12) [74].

$$\rho_{el} = \frac{1}{\kappa} \quad \text{Gl. 12}$$

Am Beispiel des Werkstoffs Aluminium kann der Einfluss der Legierungselemente auf die elektrische Leitfähigkeit bzw. den elektrischen Widerstand des Werkstoffs verdeutlicht werden. Dieser ist zum einen abhängig von der Menge der zugesetzten Legierungszusätze. Zum anderen beeinflusst die Anlagerung der Legierungsatome in der Gitterstruktur die elektrische Leitfähigkeit [76]. In Bild 10 ist die Auswirkung von unterschiedlichen Legierungszusätzen auf die elektrische Leitfähigkeit von Reinaluminium grafisch veranschaulicht.

Die elektrische Leitfähigkeit von Reinaluminium wird am stärksten durch Legierungselemente herabgesetzt, welche eine feste Lösung bilden. Legierungselemente mit nur geringer Löslichkeit bilden eine eigene Phase aus, wodurch die elektrische Leitfähigkeit proportional zur Menge des Legierungselements beeinflusst wird [76]. Dabei ist ersichtlich, dass die elektrische Leitfähigkeit von Aluminium durch jedes Legierungselement verringert wird. Silber und Kupfer weisen in ihrer reinen Form eine bessere Leitfähigkeit als Aluminium auf. Beide Elemente sind in Aluminium jedoch nur in sehr geringen Mengen löslich.

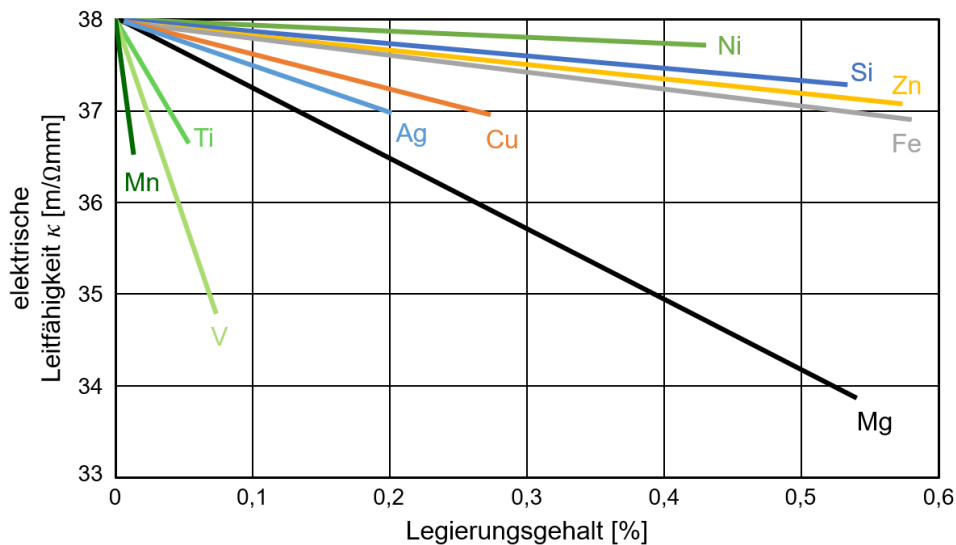


Bild 10: Einfluss von Legierungszusätzen auf die elektrische Leitfähigkeit von Reinaluminium nach [76]

2.2.4 Grundlagen der Modellierung induktiver Erwärmungsprozesse

Bei der induktiven Erwärmung wird, wie bereits in Kapitel 2.2.1 beschrieben, ein Leiter (Induktor) von einem Wechselstrom durchflossen, woraufhin sich ein elektromagnetisches Wechselfeld um den stromdurchflossenen Leiter aufbaut. Dieses magnetische Feld dringt in ein metallisches Halbzeug ein, welches sich innerhalb des stromdurchflossenen Leiters befindet und erzeugt sogenannte Wirbelströme im Halbzeug. Durch diese Wirbelströme wird aufgrund des spezifischen Widerstands im metallischen Werkstoff Wärme erzeugt und somit der Metallzylinder ausgehend vom Randbereich erhitzt. Im folgenden Abschnitt werden zunächst die grundlegenden elektromagnetischen und thermischen Modelle sowie die Kopplung dieser Modelle beschrieben.

Die Maxwell-Gleichungen bilden die mathematischen Grundlagen zur Modellierung elektromagnetischer Feldprobleme und somit auch die Grundlage zur numerischen Beschreibung der induktiven Erwärmung. Dazu gehört das Durchflutungsgesetz (siehe Gl. 13), das einen Zusammenhang zwischen der Stromdichte in einem leitfähigen Gebiet und der Rotation der magnetischen Feldstärke H herstellt:

$$\operatorname{rot} \vec{H} = \underbrace{\frac{\partial \vec{D}_{el}}{\partial t}}_{(a)} + \underbrace{\vec{J}}_{(b)}. \quad \text{Gl. 13}$$

Die Stromdichte setzt sich dabei aus dem Verschiebungsanteil, der zeitlichen Ableitung der elektrischen Flussdichte D_{el} (a) und dem Leitungsanteil J (b) zusammen. Das Induktionsgesetz (siehe Gl. 14) beschreibt den Zusammenhang zwischen der zeitlichen Änderung der magnetischen Flussdichte B und der Rotation des elektrischen Felds E :

$$\operatorname{rot}\vec{E} = -\frac{\partial\vec{B}}{\partial t}. \quad \text{Gl. 14}$$

Auf Basis dieser beiden elektromagnetischen Gesetze können die elektromagnetischen Feldprobleme für die induktive Erwärmung berechnet werden. Eine detaillierte Beschreibung findet sich z. B. in [77].

Neben den elektromagnetischen Feldproblemen erfolgt für die vollständige Modellierung der induktiven Erwärmung auch eine thermische Betrachtung. Dies geschieht über eine Temperaturfeldberechnung. Für die Berechnung der Temperaturverteilung im metallischen Halbzeug während seiner induktiven Erwärmung existieren drei Wärmeübertragungsarten (Wärmeleitung, Konvektion und Wärmestrahlung), welche auf unterschiedlichen physikalischen Mechanismen basieren. Mit ihnen lässt sich die Temperaturänderung durch die vom elektromagnetischen Feld eingebrachte Leistungsdichte (Quelldichte) P berechnen. Zur Beschreibung dieses Vorgangs wird das Fouriersche Erfahrungsgesetz angewandt [77]. Der Wärmestrom verhält sich proportional zum materialspezifischen Wert der Wärmeleitfähigkeit λ und findet nur bei einem vorhandenen Temperaturgradienten zwischen zwei Bereichen statt. Aus dem Fourierschen Gesetz kann die allgemeine Wärmeleitungsgleichung (siehe Gl. 15) abgeleitet werden:

$$c_p \rho_{el} \frac{\partial \vartheta}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda \cdot \operatorname{grad} \vartheta) + P. \quad \text{Gl. 15}$$

Diese Gleichung liefert durch ihre Lösung die Temperaturverteilung in Abhängigkeit von Ort und Zeit. Sie beschreibt für jeden betrachteten Punkt eines Mediums die Energiebilanz [77], [78].

Für die vollständige Berechnung der induktiven Erwärmung, d. h. der hervorgerufenen Temperaturänderung durch das elektromagnetische Feld, bedarf es einer Kopplung der elektromagnetischen Feldbetrachtung mit der thermischen Feldberechnung. Mittels der Wärmequellen kann das elektromagnetische Feld mit dem thermischen Feld über die Wärmeleitungsgleichung (siehe Gl. 15) verknüpft werden [77]:

$$c_p \rho_{el} \frac{\partial \vartheta}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda \cdot \operatorname{grad} \vartheta) + \kappa \omega^2 |\vec{A}|^2. \quad \text{Gl. 16}$$

Auf diese Weise lassen sich die elektromagnetischen Feldgrößen und die Temperaturverteilung als gekoppeltes Problem mittels des Vektorpotentials A lösen. Die materialabhängigen Größen $\kappa(\vartheta)$, $\mu(H, \vartheta)$, $\lambda(\vartheta)$, $c_p(\vartheta)$ und $\rho_{el}(\vartheta)$ sind als Funktionen von der Temperatur bzw. von der Feldstärke und der Temperatur einzusetzen. Dies hat zur Folge, dass die Differentialgleichungen nichtlinear werden und eine analytische Lösung nicht mehr möglich ist [77]. Aus diesem Grund werden zur Lösung dieser Differentialgleichungen numerische Lösungsverfahren angewendet, welche z. B. mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) verfügbar sind.

2.3 Modellierung von Formgebungsprozessen metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand

Die Formgebung im teilflüssigen Zustand basiert auf den hervorragenden Fließeigenschaften metallischer Werkstoffe im teilflüssigen Zustand. Mithilfe dieser Fließeigenschaften können komplex geformte, endkonturnahe Bauteile in einem einzigen Formgebungsschritt erzeugt werden. So erzeugte Bauteile besitzen Festigkeitswerte, welche annähernd mit den Werten konventioneller Schmiedebauteile vergleichbar sind [18], [45], [50]. Zur numerischen Modellierung der Formgebungsprozesse metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand stehen zwei unterschiedliche Methoden zur Verfügung. Die für die Formgebungsprozesse im teilflüssigen Zustand am häufigsten eingesetzte Methode ist die Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metalllegierungen mithilfe von „Computational Fluid Dynamics“ (CFD) -Programmen. Die Modellierung mittels CFD-Simulation basiert auf der Durchführung von Strömungssimulationen unter Abbildung der Viskosität während der Formfüllung. Im nachfolgenden Kapitel 2.3.1 werden die Grundlagen der Modellierung von Formgebungsprozessen im teilflüssigen Zustand mithilfe von CFD-Simulation sowie die rheologische Charakterisierung der Viskosität metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand und die Modellierung des Werkstoffverhaltens erläutert. Neben der Modellierung des Fließverhaltens mithilfe von CFD-Programmen ist die Modellierung des Fließverhaltens metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand durch den Einsatz der „Finite Elemente Methode“ (FEM) möglich. Im Gegensatz zur CFD-Simulation basiert die FEM-Simulation auf einer strukturellen Simulation, d. h. anstelle der Viskosität wird die Fließspannung des Werkstoffs während der Formgebung abgebildet. Die FEM bietet im Vergleich zur CFD zusätzlich die Möglichkeit thermische und elektrische Analysen durchzuführen. Die Vorgehensweise bei der Modellierung von Formgebungsprozessen im teilflüssigen Zustand mittels FEM-Simulation sowie die Charakterisierung der Fließspannung im teilflüssigen Zustand und die Modellbildung des Werkstoffverhaltens wird in Kapitel 2.3.2 behandelt. Ziel von CFD- als auch FEM-Simulationen ist die Berechnung des zu erwartenden Materialflusses innerhalb der Kavität von Formgebungswerkzeugen bereits vor der Werkzeugfertigung. Dadurch sollen nachträgliche Korrekturen des Stoffflusses mit einhergehender Nachbearbeitung bzw. geometrische Modifikationen am Werkzeug vermieden und damit verbundene Kosten und Entwicklungszeiten für Bauteile und Prozesse dieser Art reduziert werden.

Die Simulation von Formgebungsprozessen mit sowohl CFD- als auch FEM-Programmen gliedert sich in der Regel in die Schritte „Preprocessing“, „Solver“ und „Postprocessing“. Bei der Beschreibung dieser Schritte werden im Folgenden die im Softwarepaket Flow-3D bzw. DEFORM verwendeten Begriffe genutzt [79], [80], da diese Programme in der vorliegenden Arbeit verwendet

wurde. Die Ausführungen in diesem Abschnitt gelten aber im Wesentlichen auch für die meisten anderen kommerziell verfügbaren CFD- und FEM-Softwareprogramme.

Das „Preprocessing“ beinhaltet sämtliche Einstellmöglichkeiten vor der Durchführung der eigentlichen Simulationsrechnung. Im Eingabedeck des „Preprocessings“ werden zunächst die Geometrie des Halbzeugs und die Geometrielemente des Werkzeugs definiert. Für die Definition der Werkzeugelemente gibt es die Möglichkeit, diese entweder durch im Programm erzeugbare Basiskörper oder durch Import von CAD-Dateien zu portieren. Anschließend werden die Eigenschaften dieser Komponenten definiert. Bei den zu definierenden Eigenschaften handelt es sich z. B. um Parameter zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens (Elastizität, Viskosität, Plastizität und thermische Kennwerte) oder der Reibung. Weiterhin werden die initialen Temperaturen des Halbzeugs und der Werkzeugelemente sowie der Umgebung und die Kinematik der bewegten Werkzeugelemente eingegeben. Anschließend erfolgt für CFD-Simulationen die Definition eines Lösungsraums, indem dieser durch ein raumfestes orthogonales Rechengitter („Mesh“) erstellt wird. Wohingegen für FEM-Simulationen eine Vernetzung („Mesh“) für das jeweilige sich verformende Halbzeug erstellt wird. Weiterhin wird festgelegt, in welchen Intervallen der „Solver“ den Fortschritt der Simulation berechnet (Zeitschrittweite). Außerdem wird definiert, welche Ergebnisse für das „Postprocessing“ zur Verfügung stehen sollen (z. B. Temperatur des Halbzeugs). Im letzten Schritt erfolgt beim „Preprocessing“ die Auswahl des „Solvers“, welcher die erstellte Berechnungsaufgabe numerisch lösen soll und die Zeitintegration (explizit oder implizit) festlegt.

Auf das „Preprocessing“ folgt die eigentliche Berechnung mithilfe des „Solvers“. Dabei handelt es sich um den zweiten Schritt der Analyse. Während das „Preprocessing“ und das „Postprocessing“ von einer gewissen Interaktion des Nutzers mit der Software geprägt sind, handelt es sich beim „Processing“ um einen stark automatisierten Vorgang der Lösung von partiellen Differentialgleichungen ohne Eingriffe durch den Nutzer. Die Berechnungsdauer ist neben der Komplexität der jeweiligen Simulationsrechnung von den verfügbaren Prozessorressourcen abhängig. In jedem Berechnungsschritt wird ein System von partiellen Differentialgleichungen, für das im Allgemeinen keine geschlossene Lösung berechnet werden kann, eine Näherungslösung numerisch bestimmt. Grundlagen für die jeweils angewendeten Berechnungsmethoden in sowohl CFD- als auch FEM-Programmen finden sich in der Fachliteratur z. B. in [81]–[83]. Bei FEM-Berechnungen von Umform- bzw. Formgebungsprozessen handelt es sich aufgrund oftmals großer Verschiebungen einzelner diskreter Elemente und eines nichtlinearen Materialverhaltens in der Regel um nichtlineare, numerische Probleme, die beispielsweise in [72], [83]–[85] näher betrachtet werden. Im Anschluss an das „Processing“ erfolgt das „Postprocessing“. Dabei handelt es sich um die Betrachtung und die Interpretation der Ergebnisse der durchgeführten Berechnung. Die Ergebnisse können in graphischer oder alphanumerischer Form dargestellt werden. Bei der Simulation von

Formgebungsprozessen sind dies in erster Linie die Geometrie des Werkstücks oder beispielsweise die Temperaturverteilung im Werkstück. In den nachfolgenden Abschnitten wird auf die Charakterisierung des Materialverhaltens metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand für CFD- (siehe Kapitel 2.3.1) und FEM-Simulationen (siehe Kapitel 2.3.2) und bisher bekannte Modelle zur Modellierung von diesem Materialverhalten eingegangen.

2.3.1 CFD-Modellierung von Formgebungsprozessen metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand

Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand nutzen das thixotrope Fließverhalten von teilflüssigen Metalllegierungen aus, welches durch die zeit- und scherratenabhängige Viskositätsabnahme unter mechanischen Belastungen gekennzeichnet ist. Im Rahmen früherer Forschungsarbeiten des Instituts für Umformtechnik in Stuttgart [1], [2], [4]–[6] kamen zur numerischen Modellierung solcher Formgebungsvorgänge überwiegend CFD-Simulationen mit dem Simulationsprogramm Flow-3D zum Einsatz. In den nachfolgenden Abschnitten werden das Viskositätsverhaltens von metallischen Legierungen im teilflüssigen Zustand und rheologische Methoden zur Messung der Viskosität geschildert. Abschließend werden bisher bekannte Modelle zur Abbildung der Viskosität teilflüssiger Metalllegierungen beschrieben.

Die Viskosität eines Fluids bezeichnet die innere Widerstandskraft eines Fluids, welche zwischen benachbarten Schichten unter Einfluss einer Relativbewegung wirkt. Sie ist somit ein Maß für die innere Reibung eines Fluids [86]. Bereits Isaac Newton vermutete, dass der Widerstand von Flüssigkeiten sich proportional zur Geschwindigkeit verhält. Dieser Effekt beruht auf einem Mangel an Gleitfähigkeit innerhalb des Fluids, mit der die Flüssigkeitsteilchen voneinander getrennt werden. Dieser Widerstand wird als dynamische Viskosität η bezeichnet und ist in Bild 11 veranschaulicht.

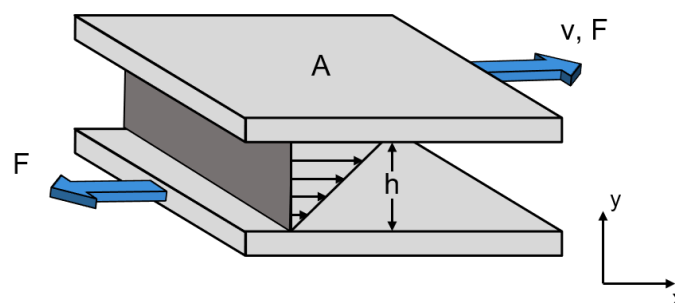


Bild 11: Veranschaulichung der dynamischen Viskosität nach [87]

Für die Charakterisierung der Viskosität nach Newton wird ein Fluid zwischen zwei Platten mit der Fläche A eingebracht. Die obere der beiden Platten wird mit der Kraft F und der Geschwin-

digkeit v horizontal bewegt. Die lokalen Geschwindigkeiten innerhalb des gescherten Fluids verändern sich proportional zur Höhe h zwischen beiden Platten. Die Proportionalitätskonstante wird als dynamische Viskosität η bezeichnet und kann nach Gl. 17 berechnet werden [87].

$$\eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} \quad \text{Gl. 17}$$

Die Scherspannung τ ist definiert als die übertragene Scherkraft F pro Fläche A (siehe Gl. 18) und kann als Tangential- oder Schubspannung bezeichnet werden.

$$\tau = \frac{F}{A} \quad \text{Gl. 18}$$

Die Scherrate $\dot{\gamma}$ beschreibt die räumliche Veränderung der Fließgeschwindigkeit v über die Höhe h und wird aus dem Verhältnis der Geschwindigkeitsdifferenz Δv zweier aneinander vorbeifließender Schichten zu deren Abstand Δh senkrecht zur Strömungsrichtung nach Gl. 19 gebildet.

$$\dot{\gamma} = \frac{\Delta v}{\Delta h} \quad \text{Gl. 19}$$

Wird die dynamische Viskosität η auf die Dichte ρ des Fluids bezogen, ergibt sich die kinematische Viskosität ν (siehe Gl. 20).

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad \text{Gl. 20}$$

Die Viskosität eines Fluids ist stark temperaturabhängig. Bei Flüssigkeiten nimmt sie mit steigender Temperatur ab, bei Gasen zu [88]. Diese Gesetzmäßigkeiten gelten für alle newton'sche Fluide, zu denen Luft, Wasser und weitere Stoffe gehören. Demzufolge besitzen newton'sche Fluide bei einem konstanten Druck und einer konstanten Temperatur eine konstante Viskosität. Wird auf ein solches Fluid eine Scherbelastung ausgeübt, zeigt sich ein linearer Zusammenhang zwischen der Scherspannung τ und der Scherrate $\dot{\gamma}$, unabhängig von der Dauer dieser Belastung. Beispiele für newton'sche Fluide sind Wasser oder Glycerin [87], [89].

Metallische Legierungen im teilflüssigen Zustand zählen nicht zu den newton'schen Fluiden. Sie weisen bei ansteigenden Scherraten eine fallende Viskosität auf. Dieses Verhalten ist zeitunabhängig und nicht linear. Ein solches Verhalten wird als „strukturviskos“ bezeichnet. Der prinzipielle Verlauf der Viskosität über die Scherrate für eine strukturviskoses Fluid ist in Bild 12 dargestellt. Aus diesem Diagramm ist abzulesen, dass in den Bereichen sehr niedriger als auch sehr hoher Scherraten die Viskositätskurve quasi horizontal und somit unabhängig von der Schergeschwindigkeit verläuft, d.h. es handelt sich hierbei um „newton'sche Bereiche“. Die Viskositätswerte, welche sich in diesen Bereichen einstellen, werden als „Null-Viskosität“ bzw. als „Unendlich-

Viskosität“ bezeichnet. Zwischen diesen beiden newton'schen Bereichen liegt das scherverdünnende Fließverhalten strukturviskoser Fluide vor [87].

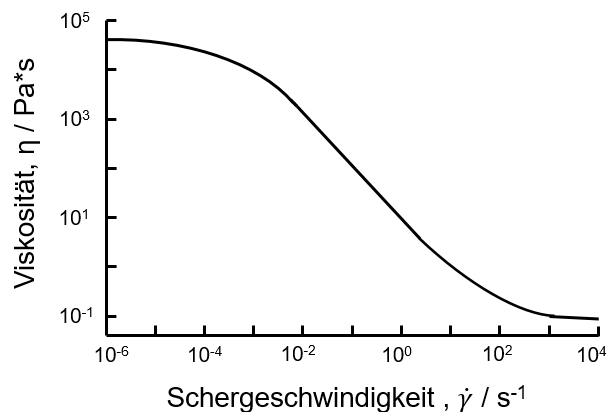


Bild 12: Darstellung des scherratenabhängigen Verhaltens strukturviskoser Fluide anhand des Verlaufs der Viskosität in Abhängigkeit von der Scherrate nach [87]

Besitzen teilflüssige Metalllegierungen eine globulare Gefügestruktur, so können sie neben dem zeitunabhängigen, strukturviskosen Viskositätsverlauf ein zeitabhängiges, thixotropes Werkstoffverhalten aufweisen. Dieses thixotrope Werkstoffverhalten beruht auf den Mechanismen des Aufbrechens von Festphasenskelettstrukturen und den anschließenden Roll-, Gleit- und Rotationsbewegungen der globularen, festen Gefügebestandteile. Der Viskositätsverlauf für eine konstante Temperatur ist dabei von den Parametern „Scherbelastung“ und „Dauer der Scherbelastung“ abhängig. Der sich nach einer bestimmten Scherzeit einstellende konstante Viskositätswert wird als Gleichgewichts- oder Steady-State-Viskosität bezeichnet. Bei der Entlastung des teilflüssigen Werkstoffs kommt es zu einem vollständigen Wiederaufbau der Gefügestruktur. Dies geht mit einem Anstieg der Viskosität bis auf den Ursprungswert einher [16], [18], [35], [50]. Eine schematische Darstellung des thixotropen Werkstoffverhaltens bei konstanter Temperatur ist in Bild 13 dargestellt.

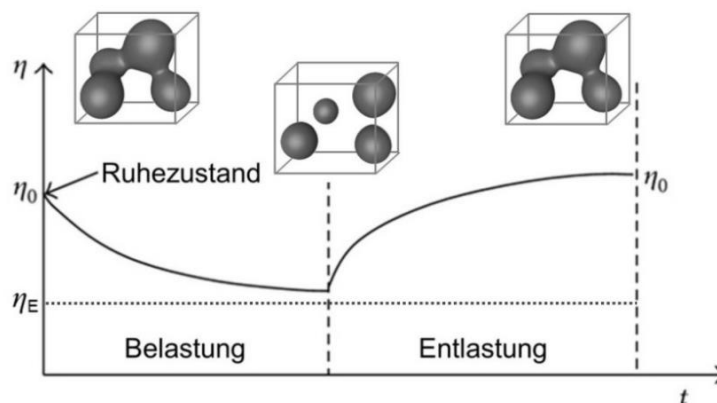


Bild 13: Schematische Darstellung eines thixotropen Werkstoffverhaltens nach [18]

Zur Charakterisierung des Viskositätsverhaltens metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand werden üblicherweise rheologische Untersuchungen auf dem jeweiligen Temperaturniveau bzw. in den relevanten Temperaturbereichen durchgeführt. Die messtechnische Erfassung der Viskositätsverläufe teilflüssiger Metallwerkstoffe erfolgt in den meisten Fällen mittels sogenannter Rotationsrheometer. Diese ermöglichen die Einstellung konstanter Messtemperaturen sowie definierter Aufheiz- und Abkühlraten und die Aufbringung einer definierten mechanischen Scherbelastung. Ein Rotationsrheometer mit modifiziertem „Platte-Platte-System“ ist exemplarisch in Bild 14 dargestellt.

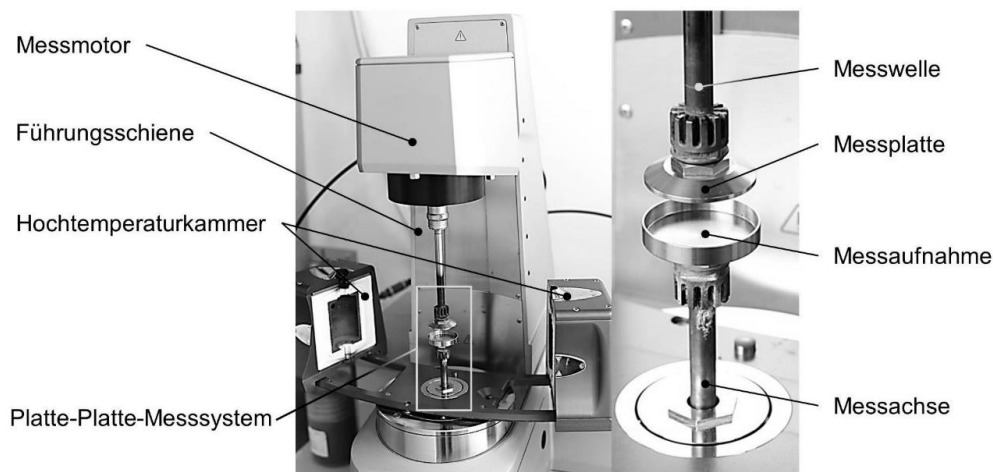
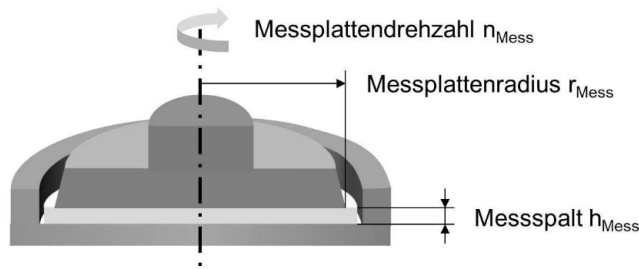


Bild 14: Rotationsrheometer, links: Gesamtaufbau, rechts: modifiziertes Platte-Platte-Messsystem (untere Messplatte wurde durch Aufnahmeteller ersetzt) [6]

Da zur Ermittlung der Viskositätsentwicklung teilflüssiger Metalllegierungen relativ hohe Messtemperaturen erforderlich sind, werden spezielle Heizeinheiten wie Hochtemperaturkammern und Strahlöfen eingesetzt [4], [90], [91]. Zur Aufbringung konstanter oder auch definiert variabler Scherraten werden die zu untersuchenden metallischen Legierungen entweder durch zwei ineinander drehende, koaxiale Zylinder oder durch zwei parallel und koaxial drehende, kreisförmige Platten beansprucht [92], [93]. Die Zylinder- bzw. Plattenachsen werden während der Messungen mit definiert vorgegebenen Drehzahlen oder alternativ durch die Vorgabe von Drehmomenten gedreht und somit die dazwischen befindliche Probe belastet.

Die dynamische Viskosität η und die Scherrate $\dot{\gamma}$ stellen keine direkt messbaren Größen dar. Diese können, z. B. mit Platte-Platte-Systemen, über die detektierbaren Messgrößen Drehmoment M_{Mess} , Drehzahl n_{Mess} , Messspalt h_{Mess} sowie über die geometrischen Größen der Messplatten bestimmt werden (siehe Bild 15). Dabei ergibt sich die Scherrate entsprechend Gl. 21 und die aufbrachte Scher- bzw. Schubspannung τ mithilfe von Gl. 22.



$$\dot{\gamma} = \frac{2 \cdot \pi \cdot r_{Mess} \cdot n_{Mess}}{60 \cdot h_{Mess}} \quad \text{Gl. 21}$$

$$\tau = \frac{2 \cdot M_{Mess}}{\pi \cdot r_{Mess}^3} \quad \text{Gl. 22}$$

Bild 15: Bestimmung rheologischer Kennwerte mittels Rheometer [6]

Rheometer dienen zur Durchführung eines breiten Versuchsspektrums, mit welchem Kenntnisse über Deformationsverhalten bzw. Fließverhalten der zu untersuchenden Fluiden und vor allem über stationäre, thixotrope und isostrukturelle Fließeigenschaften erlangt werden können. Nachfolgend sind einige der am meisten eingesetzten Versuche zur Ermittlung rheologischer Kennwerte mittels Rheometer aufgelistet [4], [89], [90]:

- Scherratensprungversuche
- Schubspannungsrampenversuche
- Hystereseversuche
- Kriech- und Retardationsversuche
- Relaxationsversuche
- Oszillationsversuche

Mit diesen Versuchsvarianten kann eine Vielzahl an rheologischen Materialeigenschaften bestimmt werden. Zur Beschreibung des Fließverhaltens teilflüssiger Metalllegierungen besitzt vor allem die Aufnahme der Viskositätsentwicklung bei konstant sinkenden Temperaturen in Abhängigkeit von unterschiedlichen Scherraten die größte Bedeutung. Um einen solchen Viskositätsverlauf zu bestimmen wird eine Probe der zu untersuchenden Metalllegierung in das Platte-Platte-Messsystem (siehe Bild 14) eingelegt und in diesem bis oberhalb der Liquidustemperatur erwärmt. Während der anschließenden konstanten Abkühlung wird über eine definiert eingestellte Drehzahl der Messachse die gewünschte Scherrate auf die Metalllegierung aufgebracht. Dabei gilt, dass mit fortschreitender Erstarrung des Werkstoffs höhere Drehmomente aufgebracht werden müssen, um die vorgegebene Drehzahl aufrechtzuerhalten. Mit der aus den gemessenen Drehmomenten berechneten Scher- bzw. Schubspannungen und der konstanten Scherrate kann der temperaturabhängige Viskositätsverlauf gemäß Gl. 17 berechnet und in Viskosität-Temperatur-Diagrammen dargestellt werden [4]. Die über der Temperatur aufgetragenen Viskositätskurven können dann mithilfe von analytischen Modellen beschrieben werden und dienen als Eingangsparameter für numerische Untersuchungen mittels CFD-Simulation [2], [4], [6].

In der Literatur finden sich eine Vielzahl empirisch ermittelter Ansätze zur numerischen Beschreibung der nicht-newtonschen Fließeigenschaften teilflüssiger Metalllegierungen [4], [19], [35]. Prinzipiell werden diese in einphasige und mehrphasige Modelle unterteilt. Diese Modelle bilden entweder nur das scherratenabhängiges Verhalten der Legierung ab oder berücksichtigen lediglich eine Temperaturabhängigkeit. Aufwändigere Modelle berücksichtigen teilweise Strukturparameter, wie z. B. den Agglomerationsgrad des Festphasenskeletts. Bei einphasigen Modellen wird die teilflüssige Metalllegierung als ein homogener Werkstoff mit nicht-newtonschen Verhalten betrachtet. Mehrphasige Modelle beschreiben die Flüssigphase und die Festphase in separierter Form [94], [95]. In Tabelle 3 ist eine Übersicht bisher entwickelter einphasiger rheologischer Modelle für Metalllegierungen im teilflüssigen dargestellt. Diese sind zur Beschreibung des Viskositätsverhaltens beim Thixoschmelzen am gebräuchlichsten und berücksichtigen sowohl die Scherraten- als auch die Temperaturabhängigkeit des Fluids. Für weitere rheologische Modelle (z. B. Mehrphasenmodelle) wird auf einschlägige Literaturstellen verwiesen [4], [6], [19], [35], [94].

Tabelle 3: Übersicht einphasiger rheologischer Modelle

Scherraten- und temperaturabhängige Modelle			
Quaak	$\eta(T, \dot{\gamma}) = A \cdot \exp(B \cdot f_s(T)) \cdot \dot{\gamma}^m$	[19]	Gl. 23
Carreau	$\eta(T, e_{ij}) = \eta_\infty + \frac{\eta_0 \cdot \exp\left[a \cdot \left(\frac{T^*}{T-b} - c\right)\right] - \eta_\infty}{\left[\lambda_0 + \left(\lambda_1 \cdot \exp\left[a \cdot \left(\frac{T^*}{T-b} - c\right)\right]\right)^2 \cdot 2 \cdot e_{ij} \cdot e_{ij}\right]^{\frac{1-n}{2}}} + \frac{\lambda_2}{\sqrt{2 \cdot e_{ij} \cdot e_{ij}}}$	[79]	Gl. 24
Riedmüller	$\eta(T, \dot{\gamma}) = A \cdot \exp[(B - \dot{\gamma}^m \cdot f_s(T)) \cdot \dot{\gamma}^n]$	[6]	Gl. 25

Die Abbildegauigkeit dieser drei genannten Viskositätsmodelle unterscheidet sich deutlich. In [6] ist ein Vergleich dieser drei Modelle für die Abbildung der Viskositätsevolution für die Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 beschrieben. Das von Riedmüller entwickelte Modell zeigt dabei die beste Übereinstimmung mit der rheologisch ermittelten Viskositätsevolution für die Legierung AlSi7Mg0,3. Bild 16 stellt den Vergleich zwischen der rheologisch ermittelten und der nach Riedmüller berechneten Viskositätsevolution für die Legierung AlSi7Mg0,3 dar.

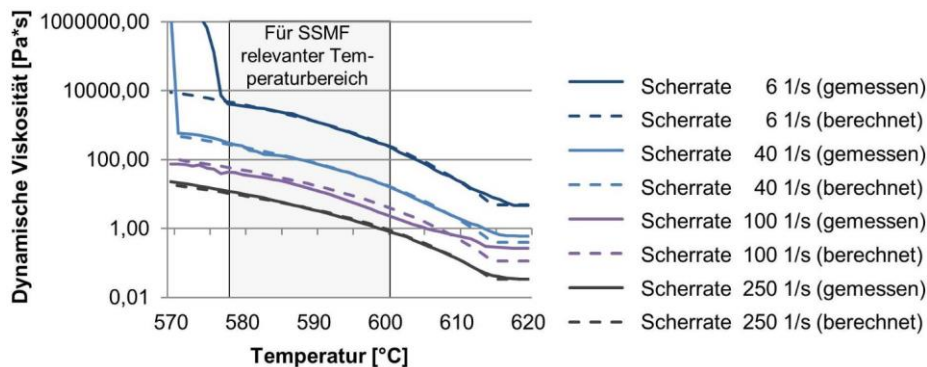


Bild 16: Rheologisch ermittelte sowie mit dem Modell nach Riedmüller berechnete Viskositätsevolution für AlSi7Mg0,3 [6]

Insbesondere für hohe Scherraten und Temperaturen oberhalb von 580 °C besitzt das Modell nach Riedmüller eine gute Übereinstimmung mit der rheologisch ermittelten Viskosität. Für Temperaturen unterhalb von 580 °C treten bei niedrigen Scherraten bereits Erstarrungseffekte auf. Dies resultiert in einem starken Anstieg der Viskosität. Dieser Effekt kann mit den vorhandenen Modellen mittels CFD-Simulation momentan nicht abgebildet werden. Insbesondere bei der Verfahrensvariante Thixoschmieden werden Halbzeuge mit geringen Flüssigphasenanteilen (< 50 %) eingesetzt und es können während des Formgebungsprozesses derartige Effekte auftreten. Um derartige Effekte bei der Prozessauslegung berücksichtigen zu können, werden für Formgebungsverfahren im teilflüssigen Zustand mit niedrigen Flüssigphasenanteilen FEM-Simulationen eingesetzt. Im nachfolgenden Kapitel wird die Vorgehensweise für die Modellierung von Formgebungsprozessen metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand erläutert. Zunächst wird auf das Fließverhalten, insbesondere die Fließspannung von metallischen Legierungen im teilflüssigen Zustand und deren messtechnische Erfassung eingegangen. Abschließend werden bisher bekannte Modelle zur Modellierung der Fließspannung im teilflüssigen Zustand erläutert.

2.3.2 FEM-Modellierung von Formgebungsprozessen metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand

Neben dem Ansatz zur Beschreibung und Modellierung des Fließverhaltens metallischer Legierung mittels CFD-Simulation, kann die Beschreibung und Modellierung des Fließverhaltens metallischer Legierungen mithilfe von FEM-Simulationen erfolgen. Für die numerische Simulation von Formgebungsprozessen mithilfe der Methode der Finiten Elemente ist die Kenntnis über den Zusammenhang zwischen der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$, der Umformtemperatur ϑ und des Umformgrads φ für jedes Element zu jedem Zeitpunkt der Formgebung notwendig. Daraus lassen sich der Stofffluss sowie die resultierenden Kräfte aus der Fließspannung k_f berechnen.

Für die Modellierung von Formgebungsprozessen ist ein geeignetes Werkstoffmodell von größter Bedeutung [96]. Werkstoffmodelle für die Formgebung im teilflüssigen Zustand basieren auf einer Beschreibung der Fließspannung. Mit der Fließspannung wird jene Spannung bezeichnet, welche im einachsigen, homogenen Spannungszustand eine plastische Verformung eines Werkstoffs einleitet bzw. aufrechterhält. Sie kann für einen Werkstoff in Abhängigkeit von dessen Gefügestruktur als eine Funktion aus der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$, der Umformtemperatur ϑ und des Umformgrads φ beschrieben werden [67]. Der prinzipielle Einfluss dieser drei Parameter auf die Fließspannung metallischer Werkstoffe ist in Bild 17 dargestellt.

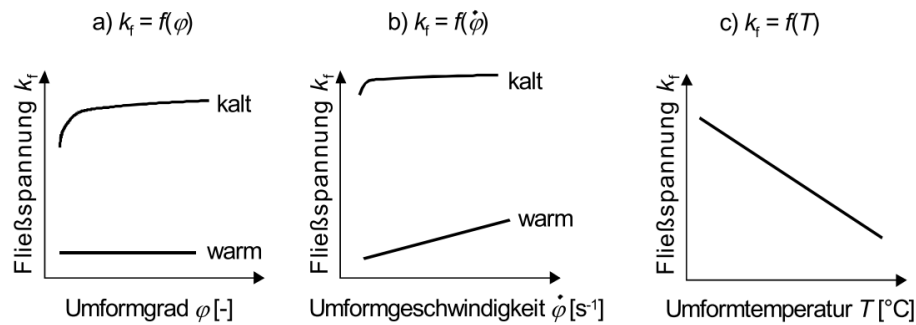


Bild 17: Schematische Darstellung der Fließspannung in Abhängigkeit a) des Umformgrads, b) der Umformgeschwindigkeit und c) der Temperatur [97]

Wird die Fließspannung über dem Umformgrad aufgetragen, ergibt sich daraus eine Fließkurve.

Zur Bestimmung von Fließkurven werden im Allgemeinen drei Grundversuche herangezogen:

- der Zugversuch,
- der Stauchversuch und
- der Torsionsversuch [96], [98], [99].

Der Stauchversuch findet aufgrund seiner einfachen Durchführung und der Möglichkeit, Fließkurven bis zu einem Umformgrad von $\varphi \approx 1$ aufzunehmen, bis heute breite Anwendung bei der Bestimmung von Materialdaten insbesondere im Bereich der Massivumformung. Dieser Versuch kann auch für die Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand angewendet werden, ist jedoch auf einen Bereich mit niedrigem Anteil an Flüssigphase beschränkt [100]–[102].

In Bild 18 a) ist schematisch eine mittels Zylinderstauchversuch ermittelte Fließkurve eines metallischen Werkstoffs für Temperaturen unterhalb der Solidustemperatur dargestellt. Bild 18 b) zeigt im Vergleich dazu eine mittels Zylinderstauchversuch aufgenommene Fließkurve einer metallischen Legierung für eine Temperatur zwischen Solidus- und Liquiduslinie. Die im teilflüssigen Zustand aufgenommene Fließkurve einer metallischen Legierung zeigt einen deutlich anderen Verlauf der Fließspannung. Die Fließspannung steigt bis zu einem bestimmten Umformgrad quasi linear an und erreicht so ein Maximum. Anschließend erfolgt ein Abfall der Fließspannung, bis sie auf einem niedrigeren Niveau verbleibt. Nach [101] kann eine solche Fließkurve in drei Zonen aufgeteilt werden. Zone A beschreibt die Verdichtung des Halbzeugs. Der Anstieg zur Spannungsspitze in Zone B wird als Aufbrechen der Festkörperstruktur charakterisiert. Die Zone C beschreibt das thixotrope Fließverhalten der metallischen Legierung im teilflüssigen Zustand. Ab einem bestimmten Umformgrad erreicht die Fließspannung ein konstantes Plateau auf niedrigerem Niveau. Dieses Plateau wird auch als steady-state Fließspannung bezeichnet. Nach [16] stellt sich in diesem Bereich ein Gleichgewicht zwischen Verfestigungs- und Entfestigungsmechanismen (z. B. dynamische Erholung) ein.

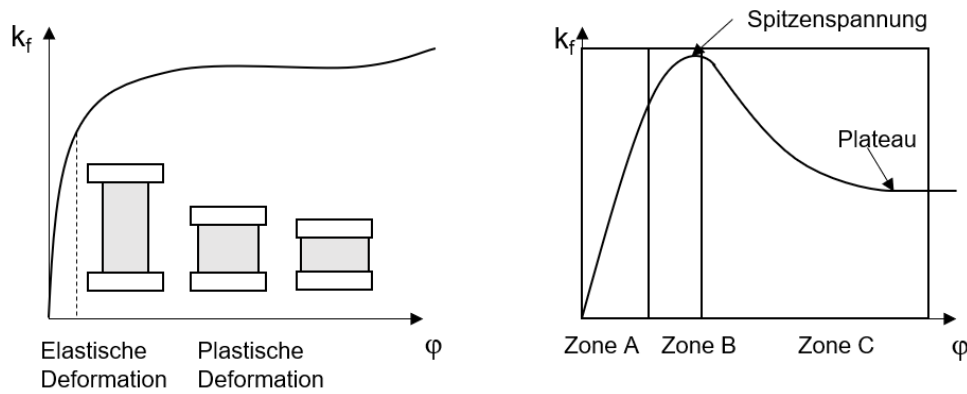


Bild 18: Schematische Darstellung von Spannungs-Dehnungsdiagrammen; a) im festen Zustand nach [97] und b) im teilflüssigen Zustand nach [101]

In der Literatur finden sich zahlreiche Ansätze zur analytischen Beschreibung solcher Fließkurven im teilflüssigen Zustand. Die Fließkurven wurden von den Autoren jeweils mittels eines Zug- oder Stauchversuchs ermittelt [100]–[102]. Diese Ansätze beschreiben die Fließkurve als einphasiges Modell, bei welchem die Fließspannung k_f in Abhängigkeit von der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und der Temperatur T bzw. der Festphase f_s oder Flüssigphase f_L über den Umformgrad φ beschrieben wird. In Tabelle 4 ist eine Übersicht bisher entwickelter einphasiger Fließkurvenmodelle zur Beschreibung der Fließspannung von metallischen Legierungen im teilflüssigen Temperaturbereich dargestellt. Für die Herleitung der hier aufgeführten Modelle zur Bestimmung der Fließspannung in Abhängigkeit von den einzelnen Faktoren sowie der zugrunde gelegten Annahmen wird auf die jeweiligen Autoren verwiesen.

Tabelle 4: Übersicht einphasiger Fließkurvenmodelle für die Modellierung der Fließspannung metallischer Legierungen im teilflüssigen Temperaturbereich

Umformgeschwindigkeits- und temperaturabhängige Modelle			
Wang	$k_f = e^{(a-bT)} * (\varphi + \varphi_0)^n * (\dot{\varphi} + \dot{\varphi}_0)^m * (1 - \beta f_L)$	[102]	Gl. 26
Hirt	1: $k_{f1(\varphi_0-0,18)} = m_1 \dot{\varphi}^{m_2} \varphi^{m_3} e^{(\varphi m_4)}$	[18]	Gl. 27
	2: $k_{f2(\varphi_0,18-0,7)} = m_5 \dot{\varphi}^{m_6} \varphi^{m_7} e^{(\varphi m_8)}$		
Wahlen	$k_f = C[\dot{\varphi} e^{(Q/RT)}]^m (1 - (1,5 * (f_L^*/1 + e^{-a(T-T_c)}))^{2/3})$	[103]	Gl. 28

Die in Tabelle 4 aufgeführten Modelle weisen deutliche Unterschiede in Bezug auf die Abbildgenauigkeit der Fließkurven auf. Das Modell nach [102] beschreibt nicht den vollständigen Verlauf der Fließkurve im teilflüssigen Zustand, wie in Bild 18 b) dargestellt. Dieses Modell beschreibt jedoch nur den Abfall der Fließspannung im Anschluss an die Spitzenspannung und ist lediglich im Bereich der Entfestigung nach dem Aufbrechen des Festkörpergitters anwendbar. Um den Einfluss vor der Spannungsspitze zu berücksichtigen, teilt [18] die Fließkurve in zwei Bereiche auf: den ersten Bereich bis zum Aufbrechen des Festkörpergitters und den zweiten Bereich nach dem Aufbrechen. Dieses Modell ist bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,7$ anwendbar. Das

Modell nach [103] beschreibt lediglich die Fließspannungen für einen bestimmten Umformgrad. Somit ist bisher kein Modell vorhanden, welches den vollständigen Verlauf der Fließkurve unter Berücksichtigung der vorherrschenden Temperatur und der Umformgeschwindigkeit von einem Umformgrad von $\varphi = 0$ bis hin zu hohen Umformgraden von $\varphi > 1$ beschreibt.

2.4 Hybride Bauteile und deren Herstellverfahren

Im folgenden Kapitel wird der aktuelle Stand der Wissenschaft zur Herstellung metallischer Verbund- bzw. Hybridbauteile dargelegt. Zunächst werden unterschiedliche Verbindungsarten erläutert, welche einen Zusammenhalt innerhalb eines hybriden Bauteils erzeugen. Anschließend erfolgt die Vorstellung momentan bekannter Fertigungsverfahren zur Herstellung hybrider Bauteile.

2.4.1 Verbindungsarten und Fügemechanismen

Bei der Herstellung hybrider Bauteile wird ein Zusammenhalt zwischen zwei oder mehr Komponenten bzw. Werkstoffen geschaffen, d. h. es findet ein Fügevorgang statt. Das Fügen ist dabei definiert als „das auf Dauer angelegte Verbinden oder sonstige Zusammenbringen von zwei oder mehr Halbzeugen oder Werkstücken mit geometrisch bestimmter Form oder von ebensolchen Halbzeugen mit formlosem Stoff“. Es wird örtlich ein Zusammenhalt geschaffen und im Ganzen vermehrt [104]. Das Fügen wird in der Norm DIN 8593 [104] in neun Hauptgruppen unterteilt, in welchen die unterschiedlichen Fügeverfahren eingeordnet werden. Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen sind die Fügeverfahren „Fügen durch Umformen“, „Fügen durch An- und Einpressen“ sowie „Fügen durch Schweißen“ zu betrachten, da diese einzeln oder in Kombination auftreten können. Der mithilfe des Fügevorgangs geschaffene Zusammenhalt kann anschließend in Abhängigkeit vom vorliegenden Wirkmechanismus in Form-, Kraft- und Stoffschluss unterteilt werden (siehe Bild 19). Zur Unterscheidung der Wirkmechanismen werden diese im Folgenden kurz beschrieben. Diese Wirkmechanismen müssen nicht zwangsläufig einzeln vorliegen, denn es ist ebenso möglich, eine Kombination dieser zu erzeugen.

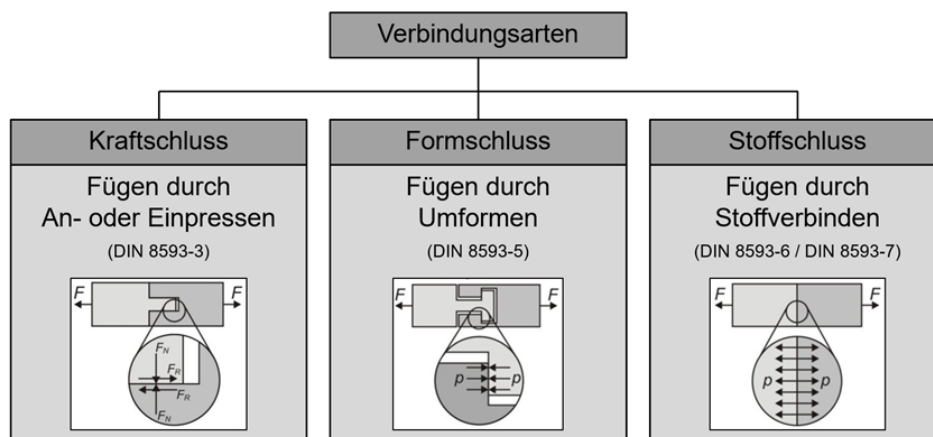


Bild 19: Einteilung der Fügeverbindungen in Abhängigkeit des Wirkmechanismus nach [67], [105]

Kraftschluss

Der Verbindungsmechanismus Kraftschluss wird durch die Haftreibung zwischen den Wirkflächen erzeugt und kann vereinfacht dadurch beschrieben werden, dass die Normalkraft F_N senkrecht auf der Wirkfläche steht und in Abhängigkeit vom Reibungskoeffizienten μ eine Haftreibungskraft F_R hervorruft (siehe Gl. 29) [67].

$$F_R = \mu \cdot F_N \qquad \text{Gl. 29}$$

Kraftschlüssige Verbindungen werden beispielsweise durch Schraub-, Klemm- oder Schrumpfverbindungen erzeugt und sind teilweise wieder lösbar [67], [106].

Formschluss

Bei einer formschlüssigen Verbindung greifen durch konstruktive Formelemente zwei oder mehrere Verbundpartner ineinander. Dazu sind an beiden Verbundpartnern konstruktiv Formkonturen angebracht oder diese werden durch Ur- oder Umformvorgänge erzeugt. Durch das Ineinandergreifen der Bauteile können die einzelnen Verbundteile in zwei oder drei Raumrichtungen fest miteinander verbunden werden. Formschlüssige Verbindungen können als lösbare und nicht lösbare Verbindungen ausgeführt werden. Beispiele für formschlüssige Verbindungen sind Passfeder- und Stiftverbindungen. Weiterhin können formschlüssige Verbindungen durch eine gemeinsame Umformung zweier Halbzeuge erzeugt werden [106].

Stoffschluss

Eine stoffschlüssige Verbindung ist nicht lösbar und basiert auf einer atomaren bzw. molekularen Verbindung zwischen zwei Werkstoffen. Diese entstehen durch Adhäsion (Kleben) oder Diffusion beziehungsweise durch Aufschmelz-, Kristallisations- und Erstarrungsvorgänge während des Fügeprozesses oder einer nachgelagerten Wärmebehandlung. Dabei bildet sich bei metallischen Werkstoffen zwischen den zu verbindenden Komponenten eine intermetallische Verbindung, eine intermetallische Phase, eine feste Lösung oder eine neue Legierung in Abhängigkeit vom eingesetzten Fügeverfahren aufgrund von auftretenden physikalischen und/oder chemischen Prozessen. Die gängigsten Fügeverfahren zur Erzeugung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen metallischen Komponenten bilden das Schweißen oder das Löten [105], [106].

Im Folgenden soll genauer auf die physikalischen Wirkprinzipien bei der Entstehung solcher stoffschlüssigen Verbindungen eingegangen werden, da diese Vorgänge für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Prozessroute von Bedeutung sind. Die Entstehung eines stoffschlüssigen Verbunds zwischen zwei Fügepartnern ist maßgeblich von der Beschaffenheit der Oberfläche des jeweiligen metallischen Verbundpartners abhängig. Eine metallische Oberfläche besteht aus mehreren, in ihren Eigenschaften unterschiedlichen Schichten. Diese Schichten beeinflussen den Ver-

bindungsaufbau mit einem weiteren Werkstoff und werden in eine äußere und eine innere Grenzschicht unterteilt (siehe Bild 20) [107]. Oberhalb des reinen Grundwerkstoffs liegt eine durch mechanische Bearbeitung veränderte und in der Regel verfestigte Schicht, die sogenannte Beilby-Schicht vor. Dieser Schicht ist eine passivierte (Oxid-)Schicht überlagert. Die äußerste Schicht stellt eine Adsorptionsschicht dar, welche z. B. Luftfeuchtigkeit oder Reste von Fetten sowie Ölen aufnimmt und bindet. Sowohl die äußeren als auch die inneren Grenzschichten können durch chemische und physikalische Einflüsse, wie z. B. durch die Temperatur, die umgebende Atmosphäre oder einen (Kühl-)Schmierstoff, beeinflusst werden. Passivierte bzw. Oxidschichten wirken sich aufgrund ihrer schlechten Reaktivität negativ auf die Herstellung stoffschlüssiger Verbunde aus. Es kann daher für den Fügevorgang notwendig sein, diese Schichten zu entfernen, die Schichtbildung zu unterdrücken oder die Werkstückoberfläche während des Fügens signifikant zu vergrößern, um die reaktiven Schichten der jeweiligen Grundwerkstoffe miteinander in Kontakt zu bringen [108].

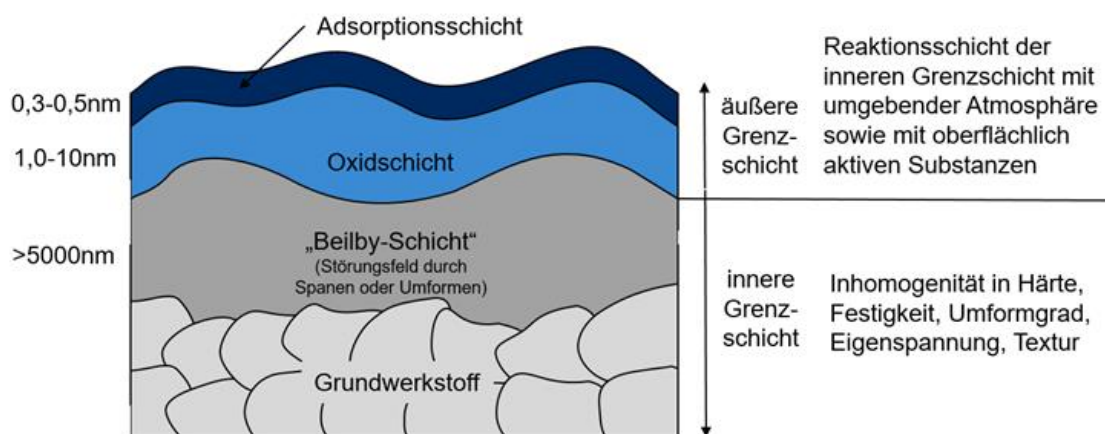


Bild 20: Schematischer Aufbau der Oberfläche eines metallischen Werkstoffs [107] und [108]

Für den Verbindungsaufbau und die anschließend entstandene Haftfestigkeit zwischen den Verbundpartnern gibt es je nach Fügeverfahren unterschiedliche Ansätze zur Beschreibung der stattfindenden Prozesse bzw. Phasen des Verbindungsaufbaus. Für die Herstellung hybrider Bauteile mittels Fügen durch Umformen, Walzplattieren oder Rührreibschweißen ist die im folgenden vorgestellte Beschreibung nach [109] am geläufigsten. In Bild 21 sind die unterschiedlichen Stadien bei der Entstehung einer Verbindung durch das Aufbrechen der unterschiedlichen Schichten während eines Fügevorgangs dargestellt. Zu Beginn des Fügevorgangs wird ein direkter Kontakt der Werkstoffoberflächen durch die geschlossene Adsorptions- und der Oxidgrenzschicht verhindert (Bild 21 links). Während der Umformung reißen die Oxidschichten durch große plastische Deformation und Verzerrungen der Oberfläche auf und es tritt durch die starke Oberflächenzunahme eine lokale Einschnürung der Adsorptionsschichten auf (Bild 21 Mitte). Dieser Effekt kann durch

eine Oberflächenvergrößerung in der Fügezone begünstigt oder durch eine geeignete Probenvorbereitung verstärkt werden. Im weiteren Fügeverlauf kommt es zum Kontakt der beiden Grundwerkstoffe in den neu entstandenen Kontaktzonen. Diese Kontaktbereiche ermöglichen die lokale Bildung eines stoffschlüssigen Verbundes zwischen den beiden Verbundpartnern auf Basis von Adhäsion- und / oder Diffusionsprozessen (Bild 21 rechts) [109]. Die Voraussetzungen zur Bildung solcher stoffschlüssigen Verbindungen werden im nachfolgenden Abschnitt erläutert.

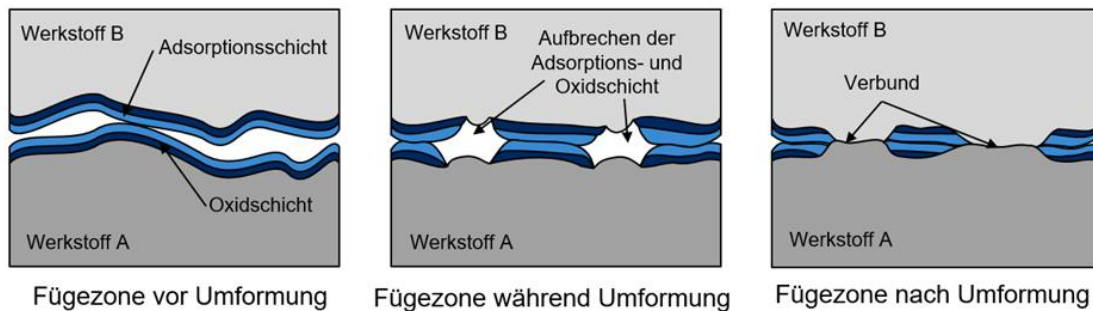


Bild 21: Stadien des Haftungsaufbaus zwischen unterschiedlichen Werkstoffen nach [109]

2.4.2 Bildung und Eigenschaften von Grenzschichten bei Leichtmetallhybriden

Bei stoffschlüssigen Hybridbauteilen beeinflusst die Grenzschicht bzw. die Fügezone zwischen den Verbundpartnern maßgeblich die Gebrauchseigenschaften der erzeugten Komponente. Diese Grenzschicht besteht dabei aus intermetallischen Phasen, welche sich in Abhängigkeit von den in den Verbundpartnern vorhandenen Legierungselementen ausbilden können. Durch eine Betrachtung der Löslichkeit von zwei metallischen Verbundpartnern kann eine Aussage über die Eigenschaft der späteren Grenzschicht getroffen werden. Um eine vollständige Löslichkeit eines Metalls in einem anderen Metall im festen Zustand zu erreichen, sollten die Kristallgitter der verwendeten Elemente, die Atomradien und die chemischen Eigenschaften zumindest ähnlich sein [110]. Bei den chemischen Eigenschaften sind insbesondere die Elektronegativität, die Stellung im Periodensystem und der damit verbundene Betrag der Bindungsenergie von Bedeutung [110]. Besitzen die Verbundpartner diese verwandten Eigenschaften, wird dies als vollkommene Löslichkeit bezeichnet. Weichen diese Eigenschaften stark voneinander ab, handelt es sich um eine vollkommene Unlöslichkeit [110]. Bild 22 zeigt die Atomradien unterschiedlicher Metalle in Relation zu der jeweiligen Elektronegativität. Anhand dieses Schaubilds lässt sich erkennen, dass Elemente wie z.B. Eisen und Kupfer eine vollkommene Löslichkeit im festen Zustand besitzen, wohingegen Eisen und Aluminium im festen Zustand vollkommen unlöslich sind.

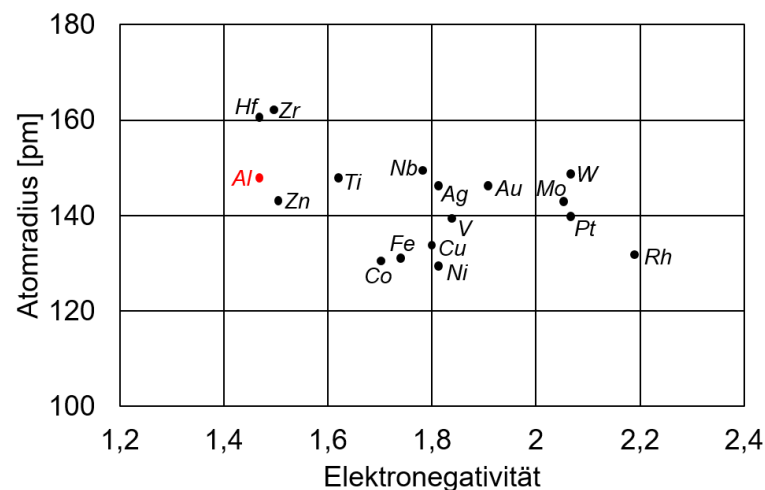


Bild 22: Atomradien und Elektronegativität unterschiedlicher Metalle im Vergleich [110]

Das Fügen zweier Aluminiumlegierungen stellt einen Sonderfall dar. Aufgrund des vorliegenden Hauptlegierungselements Aluminium besitzen die Legierungen eine vollständige Löslichkeit ineinander, jedoch behindert die natürliche sehr starke Oxidschicht der Aluminiumwerkstoffe das Ausbilden einer stoffschlüssigen Verbindung. Der Schmelzpunkt dieser Oxidschicht liegt dabei deutlich über der Prozesstemperatur einer Aluminiumschmelze. Sie ist inert, thermodynamisch stabil und nicht leicht durch metallische Schmelzen benetzbar und verhindert somit die Bildung eines stoffschlüssigen Verbunds [111]. Ein stoffschlüssiger Verbund kann beim Fügen von unterschiedlichen Aluminiumlegierungen entweder durch das Beschichten eines Verbundpartners mit Zink [111] oder durch das Entfernen bzw. Aufbrechen der Oxidschicht während des Fügevorgangs erfolgen [109]. In der Grenzschicht zwischen den Basislegierungen bildet sich im Anschluss eine Grenzschicht bzw. Diffusionszone aus, in welcher die Legierungselemente (z. B. Mg, Cu oder Si) der beiden Legierungen Ausfällungen bilden [112]. Die mechanischen Eigenschaften dieser Diffusionszone liegen dabei zwischen den Eigenschaften der jeweiligen Verbundpartner [111], [112]. In den folgenden Kapiteln werden die unterschiedlichen Prozesse zur Erzeugung von metallischen Hybridbauteilen erläutert und der jeweilige Verfahrensablauf beschrieben. Die Einteilung der Fertigungsverfahren erfolgt nach dem Zustand der Verbundpartner zu Beginn des Prozesses in urformende und umformende Verfahren sowie in Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand.

2.4.3 Urformverfahren zur Herstellung hybrider Bauteile

Urformende Fertigungsverfahren sind nach DIN 8580 [22] so definiert, dass aus einem formlosen Stoff (Schmelze oder Pulver) ein Zusammenhalt geschaffen wird. Somit kann definiert werden, dass bei den urformenden Verfahren zur Herstellung hybrider Bauteile mindestens einer der Verbundpartner in Form einer Schmelze vorliegen muss.

Verbundguss

Ein gängiges und bereits industriell angewendetes Verfahren zur Herstellung von hybriden Komponenten ist der Verbundguss [113], [114]. Beim Verbundguss wird ein metallisches oder nichtmetallisches Inlay im Formhohlraum des Gießwerkzeugs platziert und durch An- oder Umgießen mit einer metallischen Schmelze ein Verbund erzeugt [115]. Bild 23 stellt den schematischen Ablauf des Verbundgussprozesses dar. Das Spektrum der in diesem Verfahren eingesetzten Werkstoffe umfasst als Gußwerkstoff hauptsächlich Leichtmetalle (Aluminium und Magnesium) sowie Buntmetalle (Messinglegierungen und Bronze). Als Inlaywerkstoff kommen meist Stahlwerkstoffe, höherfeste Aluminiumlegierungen oder Bronzen (Lagerwerkstoffe) zum Einsatz. Die so erzeugten Komponenten können in der Vereinigungszone zusätzlich zum Form- und Kraftschluss eine stoffschlüssige Verbindung aufweisen. Die bisherige industrielle Anwendung dieser Technologie für hochbelastete Motorkomponenten, z. B. Kurbelwellengehäusen, wird in aktuellen Forschungsarbeiten auf die Herstellung von Leichtbauteilen für Fahrzeugkarosserien übertragen [116], [117]. Dabei sollen Stahlblechformteile mit einer Leichtmetallverrippung versteift werden [116]. Untersuchungsgegenstand in diesen Arbeiten bilden sowohl die erreichbare Verbindungsqualität (formschlüssig und/oder stoffschlüssig), die erreichbaren Festigkeiten, als auch die Prozessführung, da die Blechformteile aufgrund der hohen thermischen Belastung während des Gussprozesses zum Verzug neigen [13], [116], [118]. Um eine möglichst homogene stoffschlüssige Anbindung zwischen beiden Verbundpartnern zu erreichen, sind für die Auslegung der Verbindungszone die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beiden Verbundpartner zu berücksichtigen. Ansonsten tritt aufgrund von thermischer Schwindung eine Ablösungen zwischen den Verbundpartnern auf [119].

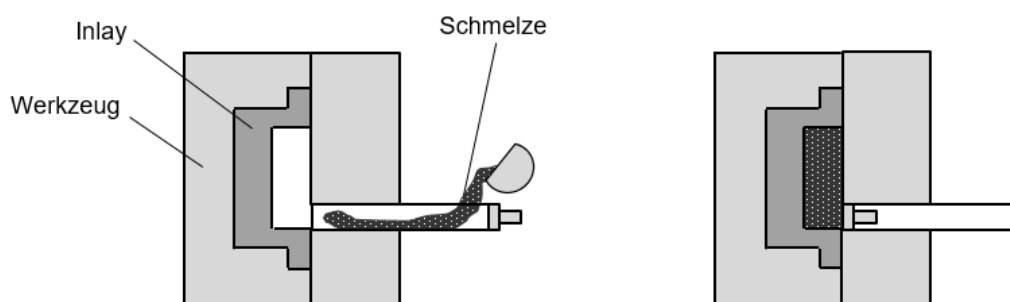


Bild 23: Schematischer Ablauf des Verbundgussprozesses

Verbundgießschmieden

Das Verbundgießschmieden ist ein Prozess, mit dem die Herstellung eines hybriden Bauteils durch die Kombination eines Schmiede- und Gießprozesses möglich wird. Dabei liegt einer der Verbundpartner in flüssiger und der andere in fester Form (Inlay) vor. Bild 24 zeigt das Verfahrensprinzip des Verbundgießschmiedens. Beide Verbundpartner erfahren während des Prozesses eine

Formänderung, wodurch ein stoffschlüssiger Verbund erzielt werden soll. Verunreinigungen in Form von Schmierstoffen, Trennmitteln, Oxidhäuten oder Zunderschichten auf der Oberfläche des eingelegten Elements wirken sich dabei nachteilig auf die Ausbildung einer stoffschlüssigen Verbindung aus. Ein großer Umformgrad bzw. eine große Relativbewegung zwischen der Materialpaarung begünstigt ein Aufreißen der Oxidschicht und unterstützt somit eine Verbundbildung mit der Schmelze. Aufgrund der Abhängigkeit der Diffusionsvorgänge von den Prozesstemperaturen haben diese einen entscheidenden Einfluss auf die Ausbildung der stoffschlüssigen Verbundzone. Eine industrielle Anwendung dieses Verfahrensprinzips ist nicht dokumentiert. Bisher existiert lediglich eine Forschungsstudie, in welcher eine hybride schraubenähnliche Geometrie, bestehend aus zwei Aluminiumlegierungen, mittels Verbundgießschmieden erzeugt wurde. Neben der experimentellen Studie wurde der Prozess mittels FEM-Simulation abgebildet [11].

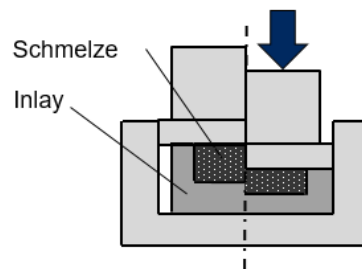


Bild 24: Verfahrensprinzip des Verbundgießschmiedens

2.4.4 Umformverfahren zur Herstellung hybrider Bauteile

Umformverfahren sind nach DIN 8580 [22] so definiert, dass eine gezielte Änderung der Form, der Oberfläche und der Werkstoffeigenschaften eines Körpers unter Beibehaltung des Stoffzusammenhangs stattfindet. Somit kann definiert werden, dass bei diesen Verfahren zur Herstellung hybrider Bauteile beide Verbundpartner im festen Zustand vorliegen und mindestens einer der Verbundpartner die Änderung seiner Form erfährt.

Walzplattieren / Verbundwalzen

Das Walzplattieren bzw. Verbundwalzen ist ein bereits industriell eingesetztes Verfahren zur Herstellung hybrider Blechbauteile und unterscheidet sich kaum von konventionellen Walzprozessen. Das Walzgut wird hierbei durch ein Paket aus mehreren Blechen ersetzt [120]. In Bild 25 ist der schematische Prozessablauf des Walzplattierens für das Verbinden von zwei Blechen dargestellt. Die Verbindung der Verbundpartner erfolgt durch Umformung der beiden Bleche zwischen mechanisch angetriebenen Walzen. Das Walzplattieren ist ein häufig angewendetes und zudem kostengünstiges Verfahren zur Herstellung von Werkstoffverbunden [121]. Das Verfahren wird in Kalt- und Warmwalzplattieren unterteilt. Beim Warmwalzplattieren begünstigt die zugeführte thermische Energie das Auftreten von Diffusionsvorgängen und die Haftfestigkeit des Verbundes [121]. Die Walzen sorgen für den Transport des Walzgutes aus der Umformzone, die Umformung

und das Zusammenpressen der Werkstoffe. Der Verbund der Blechwerkstoffe erfolgt vorwiegend durch eine mechanische Verklammerung der Oberflächen aufgrund der Oberflächenrauheiten sowie durch eine stoffschlüssige Verbindung durch Adhäsion und Diffusion bei höheren Temperaturen [108].

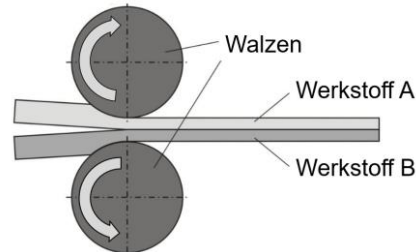


Bild 25: Schematischer Prozessablauf des Walzplattierens

Das Walzplattieren kann sowohl für die Herstellung artgleicher Verbundbleche z. B. Stahl-Stahl-Verbunde [122] als auch für die Herstellung artfremder Verbundbleche z. B. Titan-Aluminium-Verbunde [121], Stahl-Aluminium-Verbunde [123] oder Magnesium-Aluminium-Verbunde [120] eingesetzt werden. Insbesondere beim Verbundwalzen artfremder Verbunde kommt der thermischen Prozessführung eine hohe Bedeutung zu. Sie ist dabei so zu wählen, dass es nicht zum Aufschmelzen eines Verbundpartners kommt [121], [123]. Beim Verbundwalzen von Stahl-Aluminium-Verbunden bedingt dies eine aufwendige Prozessführung und aufgrund des niedrigen Temperaturniveaus konnten bisher keine intermetallischen Verbindungen nachgewiesen werden [121]. Diese können jedoch im Anschluss an den Walzplattiervorgang mittels geeigneter Wärmebehandlungsverfahren erzeugt werden [123].

Verbundstrangpressen

Das Verbundstrangpressen stellt einen Prozess zur Herstellung hybrider Halbzeuge aus mindestens zwei unterschiedlichen Werkstoffen dar. Prinzipiell lässt sich dieses Verfahren in zwei Verfahrensvarianten einteilen. Bei der ersten Variante liegt der Pressblock vor dem Verbundstrangpressen bereits in hybrider Form vor [124], [125]. Bild 26 links stellt den prinzipiellen Verfahrensablauf des Verbundstrangpressens mit hybridem Halbzeug dar. Bei der zweiten Prozessvariante wird das Halbzeug des Verstärkungselements erst während dem Umformvorgang in den Grundwerkstoff eingebracht [124]. Dabei wird der zweite Werkstoff mittels spezieller Kammerwerkzeuge während des Strangpressens dem Prozess zugeführt. Als Basismaterial werden monolithische Blockwerkstoffe eingesetzt. Die Halbzeuge des Verstärkungselements (z. B. Draht) werden während des Pressvorgangs durch das Matrixmaterial vollständig umschlossen. Die Einbringung solcher Verstärkungselemente kann sowohl kontinuierlich [126] als auch diskontinuierlich erfolgen [127]. Bild 26 rechts stellt den prinzipiellen Verfahrensablauf des Verbundstrangpressens mit Verstärkungselementen dar.

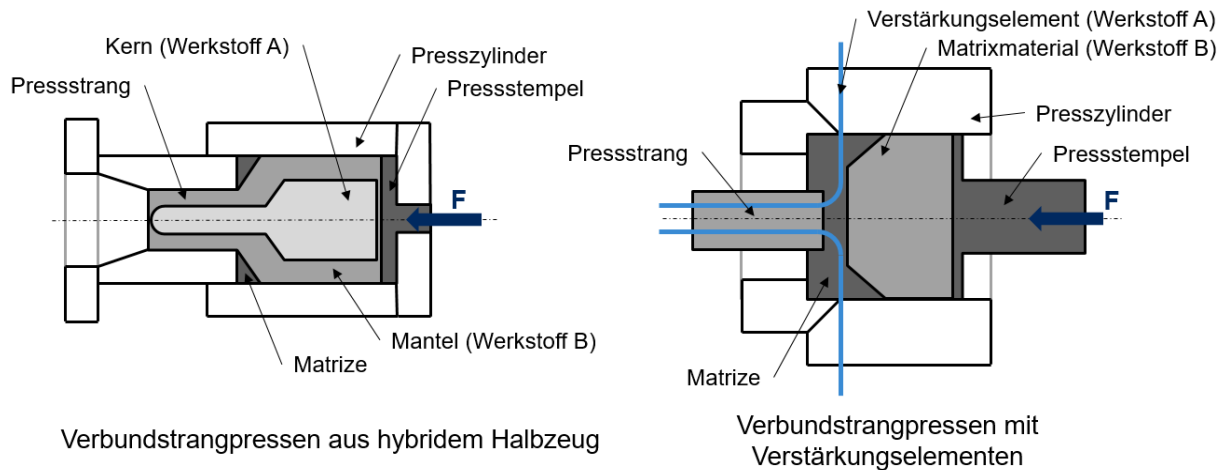


Bild 26: Verfahrensprinzipien des Verbundstrangpressens nach [127]

Ein industrieller Einsatz dieser Verfahren ist bisher nicht bekannt. Weiterführende Untersuchungen haben gezeigt, dass mittels Verbundstrangpressens erzeugte hybride Halbzeuge teilweise eine stoffschlüssige Verbindung zwischen den Verbundpartnern aufweisen und sich sehr gut zur Weiterverarbeitung mittels Hybridschmieden eignen, wodurch dieser Stoffschluss verstärkt werden kann [10].

Verbund- / Hybridschmieden

Das Verbund- oder Hybridschmieden stellt einen Prozess für das form- und/oder stoffschlüssige Fügen von mindestens zwei verschiedenen Halbzeugen bei gleichzeitiger bildsamer Formgebung dar [128]. Bild 27 stellt den prinzipiellen Verbundschmiedeprozess dar. Beim Verbundschmieden wird ein hybrides Halbzeug, welches aus mindestens zwei verschiedenen Werkstoffen besteht, erwärmt und umgeformt. Die Erwärmung des Halbzeugs beim Einsatz von artfremden Werkstoffen mit unterschiedlich hohen Umformtemperaturen stellt bei diesem Schmiedeverfahren eine besondere Herausforderung dar. In Abhängigkeit von den materialspezifischen Wärmeausdehnungskoeffizienten kann zusätzlich zum form- und/oder stoffschlüssigen Verbund eine kraftschlüssige Verbindung erzielt werden [128], [129].

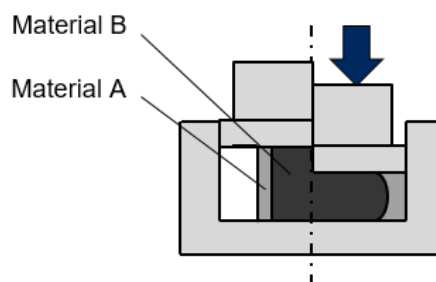


Bild 27: Verfahrensprinzip des Verbundschmiedens

Das Verbundschmieden wird bereits industriell eingesetzt. Der größte Hersteller für verbundgeschmiedete Hybridbauteile ist die Firma Leiber Group GmbH & Co KG [130]. Das Verfahren wird

hier zur Herstellung von Bremsscheiben, Pleueln, Antriebsflanschen und Quer- und Längslenkern eingesetzt [131]. Hauptsächlich werden unterschiedliche Stähle zur Gewichtsreduktion mit Aluminiumlegierungen kombiniert, wodurch eine Gewichtseinsparung von bis zu 50 % realisiert werden kann [130]. Neben der Kombination unterschiedlicher Metalle wird auch die Kombination von unterschiedlichen Aluminiumlegierungen untersucht [130]. Es ist nicht dokumentiert, inwiefern die so erzeugten Hybridbauteile eine stoffschlüssige Verbindung aufweisen [131].

2.4.5 Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand zur Herstellung hybrider Bauteile

Bei den Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand zur Herstellung hybrider Bauteile muss mindestens einer der Verbundpartner im teilflüssigen Materialzustand vorliegen.

Thixofügen / Thixojoining

Thixofügen bezeichnet einen Prozess zur Herstellung hybrider Bauteile aus mindestens zwei unterschiedlichen Werkstoffen, wodurch ein form-, kraft- und/oder stoffschlüssiger Verbund erzeugt werden soll. Der schematische Prozessablauf dieses Fügeverfahrens ist in Bild 28 dargestellt. Dabei wird ein Halbzeug bis in den teilflüssigen Zustand erwärmt und anschließend mit einem oder mehreren im Formgebungswerkzeug platzierten Inlays gefügt.

Eine industrielle Anwendung dieses Prozesses ist bisher nicht bekannt. Allerdings wurden viele Forschungsarbeiten zu diesem Verfahren durchgeführt. Dabei wurde eine breite Werkstoffpalette aus Aluminiumlegierungen, Stählen, reines Kupfer, Messing sowie nichtmetallische Materialien untersucht [12], [20], [21], [25], [26]. Die niedrige Viskosität und die guten Fließeigenschaften des teilflüssigen Halbzeugs ermöglichen eine gute Einbettung der Inlays und Funktionselemente im Matrixmaterial. Eine bemerkenswerte Entdeckung im Zusammenhang mit diesen Arbeiten zeigte, dass mit abnehmendem Flüssigphasenanteil eine stärkere Verbindung zwischen den Inlays und dem Matrixmaterial entsteht [12]. Dies stellt einen großen Vorteil des Thixojoining-Prozesses im Vergleich zum Verbundgießen dar und ist auf die Entstehung von intermetallischen Phasen aufgrund von Diffusionsprozessen im Kontaktbereich der Komponenten zurückzuführen [12]. Eine zusätzliche Vorerwärmung des Inlays begünstigt die Bildung solcher intermetallischer Phasen zusätzlich [26]. Wichtige Parameter bei der Auslegung von Verbindungen durch das Thixojoining sind die Schmelzpunkte der Fügepartner, deren Wärmekapazitäten sowie deren Wärmeausdehnungskoeffizienten. Gerade durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten kann es nach dem Erkalten in dem späteren Bauteil zu inneren Spannungen kommen, welche dessen Verwendbarkeit einschränken [12], [132].

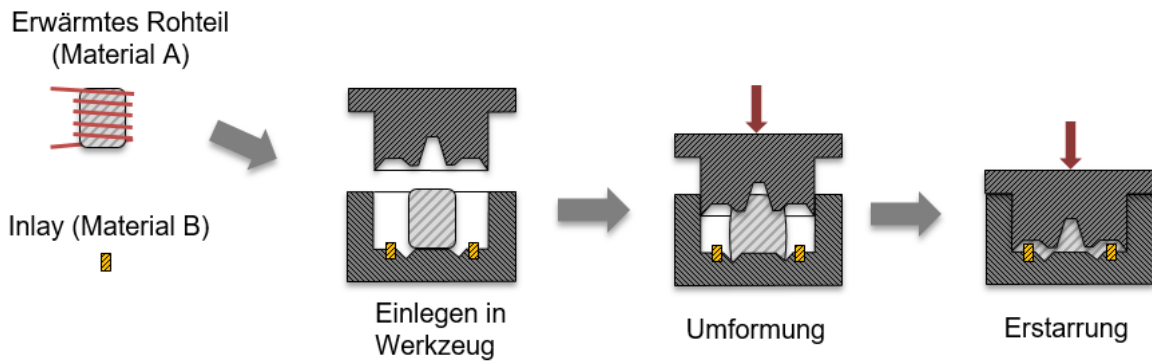


Bild 28: Schematischer Ablauf des Thixofüge-Prozesses

Hybrid- / Verbundthixoschmieden

Das Hybrid- bzw. Verbundthixoschmieden stellt eine Erweiterung des Thixofügens dar. Im Gegensatz zum Thixofügen werden beim Hybrid-Thixoschmieden die beiden Verbundpartner gemeinsam erwärmt und anschließend zu einem hybriden Bauteil geformt. Somit erfahren beide Verbundpartner eine Änderung ihrer Form. Nach der Erwärmung liegt mindestens ein Verbundpartner bzw. im Idealfall beide Verbundpartner im teilflüssigen Zustand vor und werden anschließend durch die Formgebung miteinander gefügt. Durch die hohen Temperaturen und eine möglichst große Formänderung des Halbzeugs, besitzt dieses Verfahren das Potential sowohl form-, kraft- und stoffschlüssige Verbindungen zu erzeugen. Ein schematischer Prozessablauf dieses Schmiedeverfahrens ist in Bild 29 dargestellt. Analog zum Hybridschmieden wird ein hybrides Halbzeug, bestehend aus zwei unterschiedlichen Werkstoffen, erwärmt und anschließend geformt. Die besondere Herausforderung besteht bei diesem Verfahren in der geeigneten Temperaturführung innerhalb des hybriden Halbzeugs für Verbundpartner mit unterschiedlichen Formgebungstemperaturen [133], [134]. Ein Ansatz, welcher dabei verfolgt wird, ist die Anordnung des höherschmelzenden Materials im äußeren Bereich des hybriden Halbzeugs, um den bei der induktiven Erwärmung auftretenden Skin-Effekt gezielt ausnutzen zu können [133].

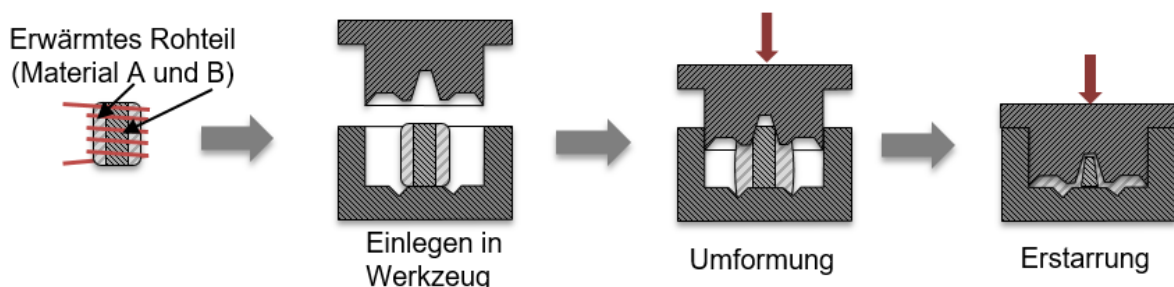


Bild 29: Schematischer Ablauf des Hybrid-Thixoschmiedens

Eine industrielle Anwendung dieses Verfahrens ist bisher nicht bekannt. In der Literatur finden sich lediglich theoretische Überlegungen zur Werkstoffanordnung innerhalb der hybriden Halbzeuge für das Hybrid-Thixoschmieden [135]. In ersten Grundlagenversuchen am Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart konnte die prinzipielle Funk nachgewiesen werden, dass dieser Prozess einen sehr guten form-, kraft- und/oder stoffschlüssigen Verbund zwischen den Verbundpartnern erzeugt [133]–[136]. Allerdings fehlt bisher ein grundlegendes Prozessverständnis für dieses Verfahren, weshalb dies im Rahmen dieser Arbeit genauer untersucht werden soll.

2.5 Fazit aus dem Stand der Technik

Im dargestellten Stand der Technik wurden zunächst die allgemeinen prozesstechnischen Grundlagen des Thixoschmiedens bzw. der Formgebungsverfahren im teilflüssigen Zustand dargestellt. Dabei wurde im Speziellen auf die einzelnen Prozessschritte (Halbzeugerstellung, Erwärmung und Formgebung) mit den jeweiligen Besonderheiten eingegangen. Insbesondere wurden auf die prozesstechnischen Vorteile und die bisherigen Anwendungsfelder eingegangen sowie potentielle neue Anwendungsgebiete aufgezeigt. Für diese neuen Anwendungsgebiete bestehen momentan jedoch Defizite im Hinblick auf die komplexe Prozessführung.

Anschließend wurde detailliert die Halbzeugerwärmung bis in den teilflüssigen Zustand mittels Induktion sowie die physikalischen Grundlagen erläutert, um ein detailliertes Verständnis für die physikalischen Vorgänge während der Halbzeugerwärmung zu schaffen. Weiterhin wurden Modellierungsmethoden mithilfe von CFD- und FEM-Simulation ausgeführt und dabei die grundlegenden Fließeigenschaften von Metallen im teilflüssigen Zustand betrachtet. Dabei wurde insbesondere auf die Möglichkeiten und Grenzen zur Modellierung des Fließverhaltens metallischer Legierungen im teilflüssigen Temperaturbereich eingegangen. So sind die momentan vorhandenen Modelle zur Modellierung der Fließspannung von Legierungen im teilflüssigen Temperaturbereich komplex und beschreiben nicht vollständig den charakteristischen Verlauf der Fließkurven. Im Hinblick auf den Einsatz des Thixoschmiedens zur Herstellung hybrider Bauteile mit stoffschlüssigen Übergangsbereichen wurden zunächst die Mechanismen zur Bildung intermetallischer Grenzschichten und die Eigenschaften von intermetallischen Grenzschichten für Leichtmetallhybridbauteile dargestellt. Anschließend wurden die bisher bekannten Verfahren aus den Bereichen der Ur- und Umformtechnik zur Herstellung hybrider Bauteile beschrieben. Dabei wurden die Defizite einiger dieser bestehenden Verfahren im Hinblick auf die Erzeugung von stoffschlüssigen Übergangsbereichen zwischen den Verbundpartnern aufgezeigt.

Aufbauend auf diesem aktuellen Kenntnisstand werden im nachfolgenden Kapitel 3 die Motivation und Zielsetzung sowie die Vorgehensweise dieser Arbeit hergeleitet.

3 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise

In Zeiten steigender Energiepreise und verschärfter Umweltschutzauflagen in Europa kommt dem Leichtbau im allgemeinen Maschinenbau und insbesondere im Mobilitätssektor eine immer größere Bedeutung zu. Diesen Herausforderungen kann die metallverarbeitende Industrie mit der kontinuierlichen Weiterentwicklung von bestehenden Fertigungsverfahren der Ur- und Umformtechnik oder mit der Neuentwicklung solcher Fertigungsverfahren begegnen. Die Anforderung an die metallverarbeitende Industrie lautet heute, Fertigungsverfahren und die herzustellenden Bauteile möglichst energie-, ressourceneffizient und belastungsgerecht zu gestalten. Insbesondere für die belastungsgerechte Gestaltung von Bauteilen werden heute Anforderungen, welche nicht mehr durch monolithisch gefertigte Bauteile erfüllt werden können, gefordert. Aus diesem Grund liegt ein starker Fokus der verarbeitenden Industrie in der Entwicklung von Verfahren zur Herstellung hybrid ausgeführter Bauteile.

3.1 Motivation der Arbeit

Mit dem im Stand der Technik unter Kapitel 2.4.5 dargestellten Hybrid-Thixoschmiedeverfahren existiert ein potentiell Fertigungsverfahren, mit welchem komplex geformte Hybridbauteile erzeugt werden können. Die Möglichkeit, mit diesem Fertigungsverfahren form-, kraft- und/oder stoffschlüssige Übergangsbereiche zwischen den Verbundpartnern zu erzeugen, konnte in ersten Grundlagenuntersuchungen nachgewiesen werden [133]–[136]. Auf dem Weg hin zum industriellen Einsatz dieses Fertigungsverfahrens gilt es jedoch, ein grundlegendes Prozessverständnis für dieses Fertigungsverfahren zu generieren. So fehlt zum heutigen Zeitpunkt für eine detaillierte Prozessbetrachtung des Hybrid-Thixoschmiedeprozesses, insbesondere im Hinblick auf das Erwärmungs- und Umformverhalten hybrider Halbzeuge, der Nachweis über Anwendungsmöglichkeiten und die Abbildegenauigkeit numerischer Methoden. Ohne ein derartiges grundlegendes Prozessverständnis und die Möglichkeit der numerischen Prozessauslegung wird die Einführung neuer Fertigungsverfahren zusätzlich erschwert.

Ein wesentlicher Grund für die geforderte numerische Prozesssimulation besteht aufgrund der sich ständig verkürzenden Entwicklungszeiten und reduzierten Produktlaufzeiten insbesondere im Bereich der Automobilindustrie. Bisher oft eingesetzte experimentelle Prozessauslegungen ohne numerische Methoden nehmen heute enorme zeitliche und finanzielle Ressourcen in Anspruch. Diese zeitlichen Aufwendungen können durch die immer kürzere Entwicklungsphasen nur mit enormen finanziellen Aufwand realisiert werden, welcher aufgrund der kürzeren Produktlaufzeiten nur schwer refinanziert werden kann. Daher etablieren sich in der verarbeitenden Industrie die numerischen Methoden und Modelle zur durchgängigen Prozesssimulation von Fertigungsverfahren.

Um den Einsatz des Hybrid-Thixoschmiedens zur Herstellung belastungsgerecht ausgelegter form-, kraft- und stoffschlüssiger Hybridbauteile am Beispiel von Aluminium-Aluminium-Verbundbauteilen zu ermöglichen, gilt es also, zunächst eine geeignete Modellierungsmethodik für den Hybrid-Thixoschmiedeprozess zu schaffen. Dazu muss ein detailliertes Verständnis über das Erwärmungs- und Formgebungsverhalten hybrider Halbzeuge erlangt werden, womit den Unternehmen zukünftig nicht nur eine experimentelle, sondern auch eine simulationsbasierte Auslegung des Hybrid-Thixoschmiedeprozesses ermöglicht werden könnte. Nicht zuletzt gilt es, die Potentiale des Hybrid-Thixoschmiedens im Hinblick auf die Erzeugung belastungsgerecht ausgeführter Übergangs- bzw. Vereinigungszonen innerhalb der Hybridbauteile aufzuzeigen. Mithilfe dieser belastungsgerecht ausgeführten Vereinigungszone soll somit die Forderung der verarbeitenden Industrie nach Bauteilen, welche unterschiedlichste Belastungsprofile innerhalb des Bauteils bei gleichzeitiger Leichtbauweise ertragen können, begegnet werden.

3.2 Zielsetzung und Vorgehensweise der Arbeit

Zur Herstellung von Metall-Metall-Verbundbauteilen mittels Hybrid-Thixoschmiedens fehlen zum heutigen Zeitpunkt wesentliche Verfahrensgrundlagen. Diese werden jedoch in Zukunft wichtig, um die Funktionalität solcher Komponenten in Kombination mit Leichtbau und Materialeffizienz im Maschinen- und Anlagenbau und auch im Mobilitätssektor merklich zu erhöhen.

Daher besteht die wesentliche Zielsetzung der im Rahmen dieser Arbeit dargestellten Forschungsaktivitäten in der Prozessentwicklung des Hybrid-Thixoschmiedens zur Herstellung metallischer Hybridbauteile, welche eine stoffschlüssige Übergangszone zwischen beiden Verbundpartnern aufweisen. Weiterhin sollen numerischen Methoden zur Simulation des Hybrid-Thixoschmiedeprozesses geschaffen werden.

Die grundlegende Vorgehensweise zur Erreichung der oben genannten Zielsetzung ist in Bild 30 anhand eines Ablaufdiagramms verbildlicht. Aus dieser Zielsetzung ergibt sich die Forschungsfrage nach einer durchgehenden Prozesssimulation bestehend aus der induktiven Erwärmung und der anschließenden Umformung für das Hybrid-Thixoschmiedens. Durch diese durchgehende Simulation soll letztlich eine realistische Formfüllungsvoraussage ermöglicht werden. Weiterhin soll für die Lage der Übergangs- und Vereinigungszone von mittels Hybrid-Thixoschmiedens relativ genau mithilfe der numerischen Simulation bestimmt werden können.

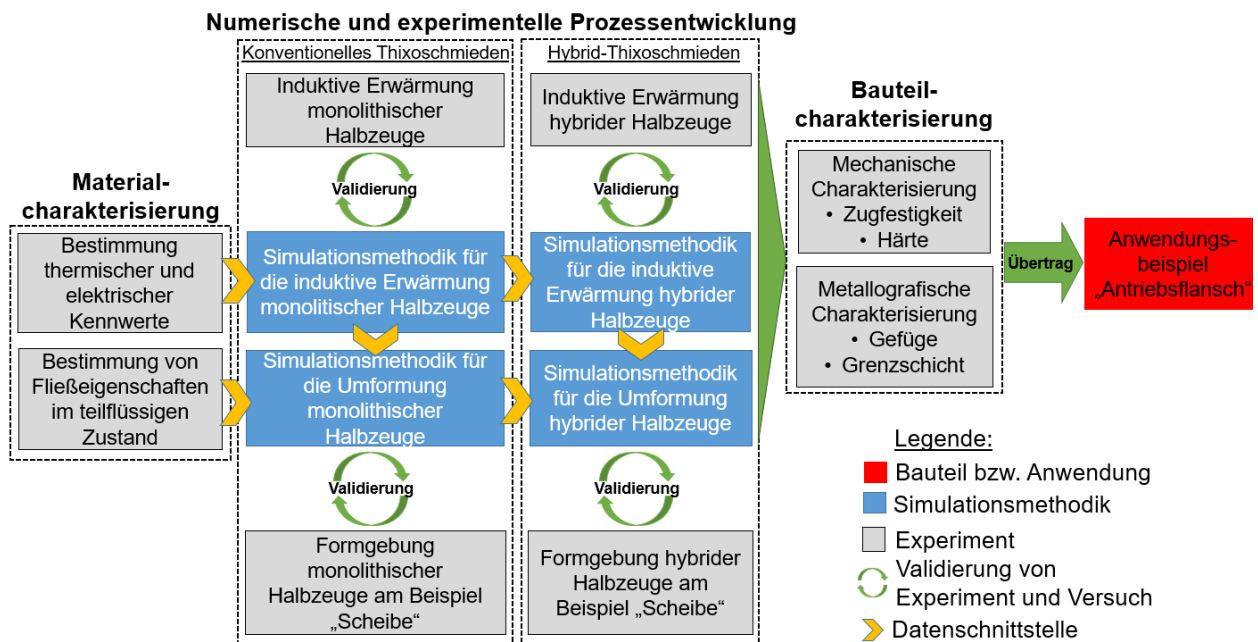


Bild 30: Vorgehensweise der vorliegenden Arbeit

Zunächst bedarf es einer umfassenden Charakterisierung der eingesetzten Versuchswerkstoffe, da insbesondere das Werkstoffverhalten (thermisch, elektrisch und mechanisch) im teilflüssigen Zustand bisher nicht hinreichend bekannt ist (siehe **Kapitel 4**). Somit soll ein detailliertes Verständnis für die unterschiedlichen physikalischen Stoffeigenschaften der eingesetzten Aluminiumlegierungen AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1 geschaffen werden. Weiterhin dienen diese ermittelten Kennwerte anschließend als Eingangsparameter für die durchzuführenden numerischen Untersuchungen mithilfe der FEM-Simulation.

Um numerische Analysen des Hybrid-Thixoschmiedens mittels FEM durchführen zu können, wird zunächst die Entwicklung einer Simulationsmethodik für die Berechnung von konventionellen Thixoschmiedeprozessen (monolithisch) vorgestellt (siehe **Kapitel 5**). Ziel ist es dabei, eine ganzheitliche Prozesssimulation, bestehend aus den Prozessschritten Erwärmung und Formgebung, aufzubauen und hier darzustellen. Grund hierfür ist die direkte Vergleichbarkeit der Berechnungsergebnisse mit dem ähnlichen, jedoch neuartigen Hybrid-Thixoschmiedevorgangs. Diese Methodik basiert auf der Verknüpfung von induktiver Erwärmungssimulation mit der anschließenden Formgebungssimulation, um eine detaillierte Abbildung des gesamten Thixoschmiedeprozesses zu ermöglichen. Für die Berechnung des Fließverhaltens der teilflüssigen Werkstoffe mithilfe der FEM-Methode wird dazu ein neues analytisches Fließkurvenmodell zur Beschreibung der Fließspannung in Abhängigkeit der vorliegenden Parameter (z. B. Temperatur, Umformgeschwindigkeit, Umformgrad, etc.) entwickelt. Für die Bewertung der neu entwickelten Simulationsmethodik werden abschließend reale Versuche durchgeführt.

Anschließend soll diese Simulationsmethodik für die Simulation des Hybrid-Thixoschmiedeprozess eingesetzt werden. Dazu werden ungelöste Fragestellungen wie z. B. der Wärmeübergangskoeffizient zwischen den eingesetzten Versuchswerkstoffen während der Erwärmung beantwortet und so die Simulationsmethodik gezielt für das Hybrid-Thixoschmieden weiterentwickelt (siehe **Kapitel 6**). Mithilfe von realen Formgebungsversuchen werden anschließend hybride Verbundbauteile erzeugt und die Simulationsmethodik validiert. Die mittels Hybrid-Thixoschmiedens erzeugten Hybridbauteile sollen anschließend in **Kapitel 7** detailliert hinsichtlich ihrer mechanischen und chemischen Eigenschaften, insbesondere in der Übergangszone, untersucht werden. Dazu werden in diesen Übergangsbereichen metallografische Schliffe angefertigt, um eine Aussage über die Bildung von intermetallischen Phasen (Phasensaumbreite), der chemischen Zusammensetzung und deren relatives Festigkeitsniveau im Vergleich zu den Basiswerkstoffen treffen zu können. Abschließend sollen diese erlangten Erkenntnisse in **Kapitel 8** hinsichtlich der Simulationsmethodik und des Werkstoffverhaltens auf ein komplexes Anwendungsbeispiel und weitere Materialkombinationen übertragen werden.

Zusammengefasst sollen die in dieser Arbeit durchgeführten Forschungsarbeiten dazu dienen, die o. g. Forschungsfrage nach einer durchgehenden Prozesssimulation des Hybrid-Thixoschmiedens zu lösen. Weiterhin soll die Möglichkeit einer realistischen Vorhersage des Formfüllverhaltens und der relativ präzisen Bestimmung von Vereinigungs- bzw. Übergangsbereichen innerhalb hybrid hergestellter Bauteile geschaffen werden. Ebenso sollen mithilfe der beschriebenen experimentellen Untersuchungen mögliche Anwendungsfelder für solche hybriden Bauteile aufgezeigt werden, welche zukünftig energie- und ressourceneffiziente sowie belastungsgerecht gestaltete Hybridbauteile erforderlich machen.

4 Charakterisierung der eingesetzten Versuchswerkstoffe

Die Charakterisierungen der chemischen und physikalischen Stoffeigenschaften der im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Legierungen dienen zum einen der Bestimmung von Eingangsparametern für die numerischen Untersuchungen mittels CFD- und FEM-Simulationen zur Herstellung hybrider Bauteile. Zum anderen dienen die ermittelten Werte als Referenz- und Vergleichswerte für die spätere Auswertung der Eigenschaften der erzeugten Hybridbauteile. In den folgenden Kapiteln wurden Eigenschaften wie beispielsweise die Wärmeleitfähigkeit, Fließspannung und Viskosität der Aluminiumwerkstoffe ermittelt, welche für die durchgeführten Erwärmungs- und Formgebungssimulationen mithilfe der FEM-Software DEFORM (siehe Kapitel 5) genutzt wurden. Für die spätere Bewertung der Verbundeigenschaften (intermetallische Phasenhärte und Verbundfestigkeit) der hybriden Bauteile (siehe Kapitel 7) erfolgte die Aufnahme der Härte und Zugfestigkeit der Basiswerkstoffe sowohl im Anlieferungszustand als auch nach erfolgtem Thixoschmieden.

4.1 Chemische und mikroskopische Charakterisierung

Die chemische Zusammensetzung und die Mikrostruktur von metallischen Legierungen bestimmen maßgeblich deren physikalische Stoffeigenschaften. Daher wird in den folgenden Abschnitten zunächst der Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente auf Aluminium als Basiswerkstoff beschrieben und anschließend die chemische Zusammensetzung und die Mikrostruktur der eingesetzten Legierungen untersucht.

4.1.1 Aluminiumbasierte Legierungen

Aluminium ist nach Sauerstoff und Silizium mit 8 % das dritthäufigste Element in der Erdkruste. Trotz seines häufigen Vorkommens wurde es als technischer Werkstoff erst in der zweiten Hälfte des 19. Jahrhunderts bekannt. Dies lag insbesondere an den Schwierigkeiten bei der Gewinnung des reinen Aluminiums aus den Oxiden, in welchen Aluminium in der Natur vorkommt [75]. Inzwischen sind aluminiumbasierte Werkstoffe nach den Eisenwerkstoffen die am meisten eingesetzten Gebrauchsmetalle. Aluminiumwerkstoffe weisen sehr gute Verhältnisse in Bezug auf Dichte zu Festigkeit auf, von elektrischer Leitfähigkeit zu Dichte und eine sehr gute Witterungs- und Korrosionsbeständigkeit. Deshalb finden sie eine breite Anwendung in der Luftfahrt, der Fahrzeugtechnik, im Freizeitbedarf, im Energiesektor und im Bauwesen [75].

Unlegiertes Aluminium wird in Abhängigkeit des Reinheitsgrades in Reinaluminium (99,5 at.-% Al) und Reinstaluminium (99,99 at.-% Al) unterschieden [137]. Aluminiumlegierungen werden nach der Art der Herstellung der Halbzeuge in Knet- (EN AW-xxxx) und Gusslegierungen (EN AC-xxxx) unterteilt. Weiterhin erfolgt eine Unterscheidung nach der Legierungsserie entspre-

chend dem Hauptlegierungselement (siehe Tabelle 5). Eine zusätzliche Einteilung erfolgt in Abhängigkeit in nicht aushärtbar bzw. naturhart und aushärtbar. Diese ist davon abhängig, wie die Legierungselemente eine Festigkeitssteigerung hervorrufen [75].

Tabelle 5: Einteilung der Aluminiumlegierungen nach dem Hauptlegierungselement [138]

Legierungsgruppe	Legierungselement	Legierungsgruppe	Legierungselement
1xxx (Serie 1.000)	Al \geq 99,0 %	5xxx (Serie 5.000)	Mg
2xxx (Serie 2.000)	Cu	6xxx (Serie 6.000)	Mg und Si
3xxx (Serie 3.000)	Mn	7xxx (Serie 7.000)	Zn
4xxx (Serie 4.000)	Si	8xxx (Serie 8.000)	Sonstige Elemente

4.1.2 Chemische Analyse der Versuchswerkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden eine 6.000er Aluminiumknetlegierung (EN AW – 6082 bzw. AlMgSi1) und eine 4.000er Gusslegierung (EN AC – 42100 bzw. AlSi7Mg0,3) eingesetzt. Die Legierung AlMgSi1 ist mit ungefähr 80 % Marktanteil die Standardlegierung für Aluminium-Schmiedeteile im Automobilbau. Sie besitzt gute Umformeigenschaften und ein günstiges Korrosionsverhalten. Die Legierung ist sowohl kalt- als auch warmaushärtbar, wobei die Aushärtbarkeit auf der temperaturabhängigen Löslichkeit des α -Mischkristalls sowie der Ausscheidung der Mg₂Si-Phase beruht [76], [139]. Die Eignung dieser Legierung für das Thixoschmieden konnte anhand von mehreren vorangegangenen Forschungsarbeiten nachgewiesen werden [3], [113]. Die Gusslegierung AlSi7Mg0,3 bezeichnet eine untereutektische Legierung, welche häufig für die Herstellung von Gussbauteilen im Automobilbau eingesetzt wird. Die Aushärtbarkeit dieser Legierungen basiert ebenfalls auf der Ausscheidung der Mg₂Si-Phase während der Warmauslagerung [76], [139]. Der Eisengehalt in dieser Legierung sollte möglichst niedrig sein, um die Bildung von Phasen des Typs AlFeSi zu vermeiden. Diese Phasen beeinträchtigen aufgrund ihrer nadeligen bzw. plattenförmigen Struktur die Duktilität negativ [76]. Im Rahmen diverser Forschungsarbeiten kam diese Legierung im Bereich der Formgebung im teilflüssigen Zustand zum Einsatz [1]–[3], [16]. Ebenso erfolgte bereits eine erste Industrialisierung dieser Legierung für das Thixoforming durch die Firma SAG (Salzburger Aluminium Gruppe).

Die in dieser Arbeit eingesetzten Aluminiumwerkstoffe wurden bei der Aluminium Lend GmbH, einem Unternehmen der SAG, hergestellt. Die für das Thixoschmieden geforderten Gefügeeigenschaften wurden von diesem Lieferanten durch einen kontinuierlichen und elektromagnetisch gerührten Horizontalstrangguss nach dem SMR-Verfahren (SAG-Magnet-Rührverfahren) erzeugt [140]. Durch elektromagnetisches Rühren werden die während der Erstarrung entstehenden Dendritenarme abgeschert, die als Keime in der erstarrenden Schmelze wirken. Somit wird in diesem

Fall die Kornfeinung physikalisch durch Eigenkeimbildung herbeigeführt und verstärkt. Die maximale Korngröße wurde von Seiten des Herstellers auf 130 μm beziffert [140].

Die zulässige chemische Zusammensetzung der beiden Legierungen ist in der DIN EN 573 [138] genormt. Zur Überprüfung der chemischen Zusammensetzung des Versuchsmaterials wurde für beide Werkstoffe eine Spektralanalyse durchgeführt. Die ermittelte chemische Zusammensetzung der eingesetzten Versuchswerkstoffe sowie die nach Norm zulässigen Werte für die Legierungsbestandteile sind in Tabelle 6 angegeben. Die Messungen für beide Versuchswerkstoffe liegen somit innerhalb der Normvorgaben.

Tabelle 6: Chemische Zusammensetzungen der eingesetzten Aluminiumlegierungen in at.-%
(Rest Aluminium)

		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
EN AW-6082/ AlMgSi1	min.[138]	0,7	-	-	0,4	0,6	-	-
	max. [138]	1,3	0,50	0,10	1,0	1,2	0,20	0,10
	Messung	0,85	0,242	0,005	0,68	0,85	0,015	<0,005
EN AC-42100/ AlSi7Mg0,3	min. [141]	6,5	-	-	-	0,25	-	0,08
	max. [141]	7,5	0,19	0,05	0,1	0,45	0,07	0,25
	Messung	7,4	0,09	0,007	0,012	0,4	0,022	0,091

4.1.3 Lichtmikroskopische Analyse des Gefüges der untersuchten Aluminiumlegierungen im Anlieferungszustand

Nachfolgend sind die lichtmikroskopischen Gefügaufnahmen der eingesetzten Versuchswerkstoffe im Anlieferungszustand dargestellt. Die Probenentnahme erfolgte jeweils im Kern- und im Randbereich des Stangenquerschnitts.

Im Anlieferungszustand wies die Legierung AlMgSi1 (Bild 31) sowohl im Kern- als auch im Randbereich eine ungleichmäßige Verteilung der α -Mischkristalle (helle Phase) in Bezug auf deren Korngröße und Form auf. Überwiegend lag eine globulare Kornform vor, welche auf das elektromagnetische Rühren während des Stranggießens zurückgeführt werden kann. An den Korngrenzen zeigten sich Ausscheidungen (dunkle Phase). Diese Ausscheidungen sind vom Typ Mg_2Si , ternäre AlFeSi -Phasen oder quaternäre Phasen vom Typ AlMgFeSi . Aufgrund der unterschiedlichen Korngröße und -form ist von einem ungleichmäßigen Aufschmelzverhalten des Werkstoffs bei der Erwärmung bis in den teilflüssigen Temperaturbereich auszugehen. Ein solches ungleichmäßiges Aufschmelzverhalten kann ein inhomogenes Fließverhalten des Werkstoffs bei der anschließenden Formgebung zur Folge haben. Aufgrund der überwiegend globularen Gefügebildung ist jedoch von einer guten Eignung für den Thixoschmiedeprozess auszugehen.

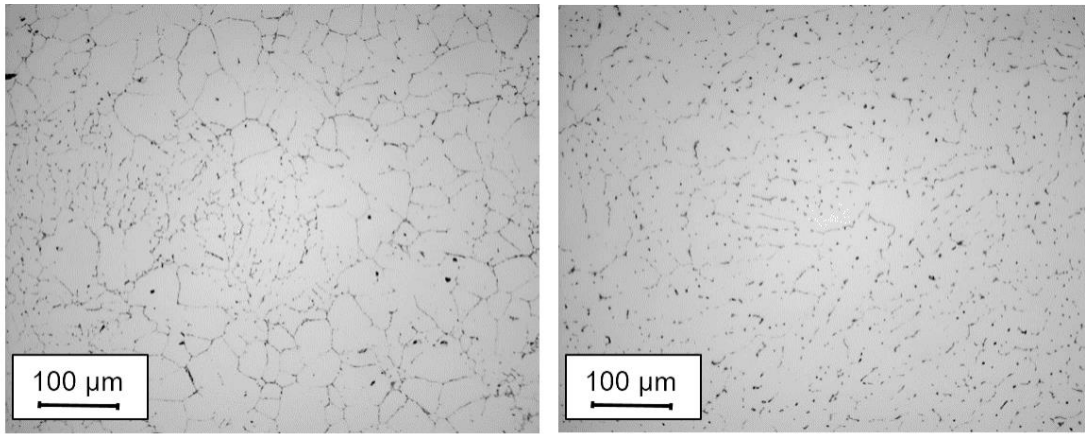


Bild 31: Gefügeaufnahme des Kern- (links) und Randbereichs (rechts) der Legierung AlMgSi1 im Anlieferungszustand

Für die Legierung AlSi7Mg0,3 ließ sich bei der in Bild 32 dargestellten Mikrostruktur eine Abhängigkeit der Gefügeausbildung vom Abstand zur Strangmitte erkennen. Im Randbereich weisen die α -Mischkristalle (helle Phase) deutlich dendritische Strukturen auf. Es handelte sich hierbei um eine rein dendritische Struktur, wobei keine einheitliche Orientierung vorlag und die Dendriten einzelne Fragmente bildeten. Einzelne, kleinere Körner der α -Phase ließen lokal Ansätze einer globularen Form erkennen. Dies ist auf den Einfluss des elektromagnetischen Rührens während der Vormaterialherstellung zurückzuführen. Im Bereich der Strangmitte zeigten sich die Dendritenäste als stark abgeschert und die α -Mischkristalle wiesen überwiegend eine globulare Form auf. Stellenweise waren Ansätze des rosettenförmigen Übergangszustandes zuerkennen. Im Kern- als auch im Randbereich konnten Bereiche mit erhöhtem eutektischem Anteil (dunkle Phase) festgestellt werden. Überwiegend lag das eutektische Gefüge in einer feinverteilten Form zwischen den α -Mischkristallen vor. Aufgrund der überwiegend homogenen globularen Gefügestruktur ist von einer sehr guten Eignung des Materials für die Erwärmung und Formgebung im teilflüssigen Temperaturbereich auszugehen.

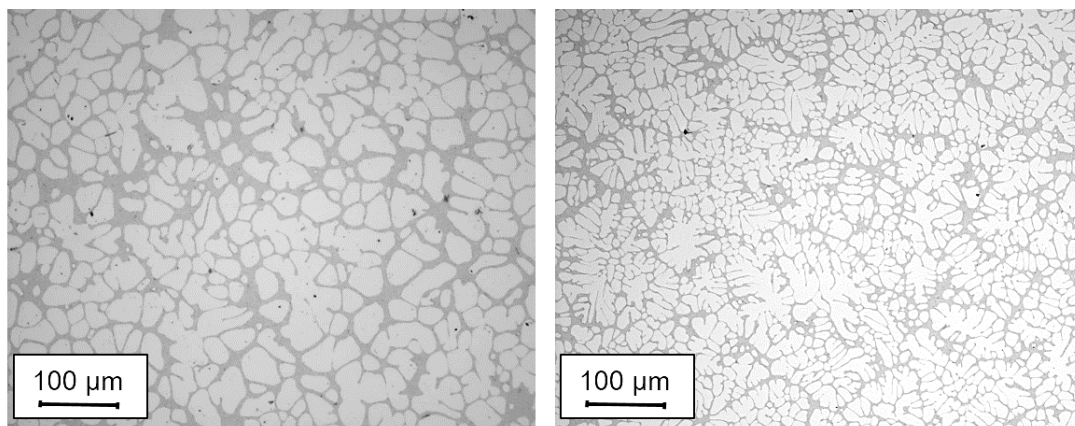


Bild 32: Gefügeausbildung des Kern- (links) und Randbereichs (rechts) der Legierung AlSi7Mg0,3 im Anlieferungszustand

4.2 Physikalische Stoffeigenschaften der eingesetzten Versuchswerkstoffe

In den folgenden Unterkapiteln werden die physikalischen Stoffeigenschaften der für diese Arbeit eingesetzten Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1 beschrieben.

4.2.1 Viskositätsmessung im teilflüssigen Zustand der Versuchswerkstoffe

Zur Ermittlung der Viskosität beider Legierungen im teilflüssigen Zustand wurden rheologische Untersuchungen durchgeführt. Für die rheologischen Untersuchungen wurde ein Rheometer des Typs MCR501 mit CTD (Konvektionstemperiereinheit) für einen Temperaturbereich von -100 °C bis 1.000 °C (Fa. Anton Paar) eingesetzt. Zur Aufnahme der Probengeometrie (Scheibendurchmesser $d = 35\text{mm}$; Höhe $h = 2\text{mm}$) wurde das sogenannte modifizierte Platte-Platte-Messsystem PP35 ausgewählt, bei dem die untere Platte als Pfanne ausgeführt ist, um unkontrollierten Materialverlust während der Messungen zu vermeiden. Im Rahmen der durchgeführten Messungen wurden die Viskositätsentwicklungen der beiden Legierungen AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3 unter Rotation (CSR Modus) ermittelt. Während der Messungen wurden die Proben ausgehend von der jeweiligen Liquidustemperatur kontinuierlich bis zum Erstarren abgekühlt. Während des Versuchs wurden die Drehzahl, das Drehmoment und die Temperatur über der Zeit aufgezeichnet. Die verwendeten Versuchsparameter zur Bestimmung der Viskositätsentwicklung für die Versuchswerkstoffe AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1 sind in Tabelle 7 aufgeführt. Für jeden Versuch wurde eine konstante Scherrate über das Schmelzintervall untersucht, d. h. für jede Scherrate ergibt sich eine Viskositätskurve über das komplette Schmelzintervall der jeweiligen Legierung. Der messtechnisch erfasste Scherratenbereich wurde basierend auf den Erkenntnissen von [4] und [6] anhand der auftretenden Scherraten während der Formgebung im teilflüssigen Zustand festgelegt.

Tabelle 7: Versuchsparameter zur Bestimmung der Viskositätsentwicklung

Material	Temperaturbereich [°C]	$\dot{\phi}$ [1/s]
AlSi7Mg0.3	645-560	1, 2, 6, 40, 100, 250
AlMgSi1	690-625	1, 2, 6, 40, 100, 250

Die gemessenen Viskositätsverläufe der Legierung AlMgSi1 sind in Bild 33 dargestellt. Im Temperaturbereich oberhalb der Liquidustemperatur von 652 °C lag bei allen Scherraten reine Schmelze d. h. ausschließlich Flüssigphase vor. Die Viskosität der Schmelze verhielt sich dabei von der Scherrate abhängig. Innerhalb des Zweiphasengebiets der Legierung zwischen 652 °C und ca. 625 °C zeigte sich bei allen Messungen ein deutlicher Viskositätsanstieg.

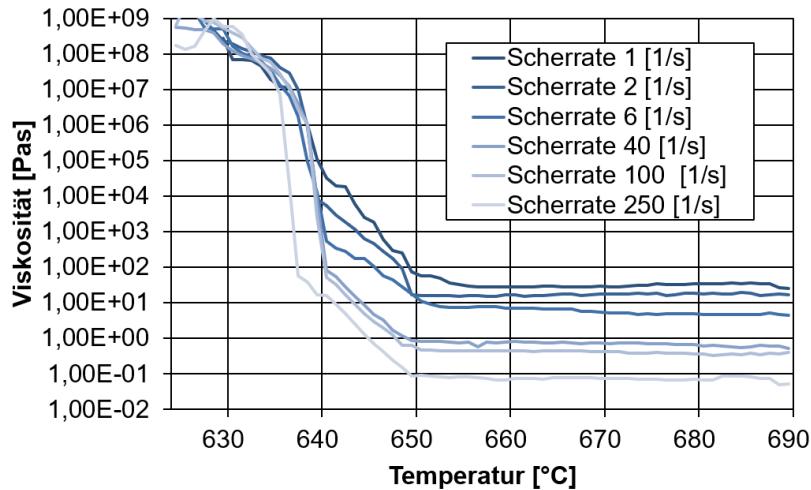


Bild 33: Gemessene Viskositätsevolution für die Legierung AlMgSi1

Die auf die gleiche Weise ermittelten Viskositätsverläufe der Legierung AlSi7Mg0,3 sind in Bild 34 dargestellt. Wie zuvor für AlMgSi1 beschrieben, lag für Temperaturbereiche oberhalb der Liquidustemperatur von 620 °C für alle Scherraten reine Schmelze vor d. h. ausschließlich Flüssigphase, deren Viskosität von der Scherrate abhängig ist. Die Legierung zeigte im Zweiphasengebiet einen stetigen Viskositätsanstieg. Im Gegensatz zu AlMgSi1 zeigte dieser Anstieg jedoch einen degressiven Verlauf und wies zudem ein deutlich größeres Temperaturintervall von 565 °C und 615 °C auf.

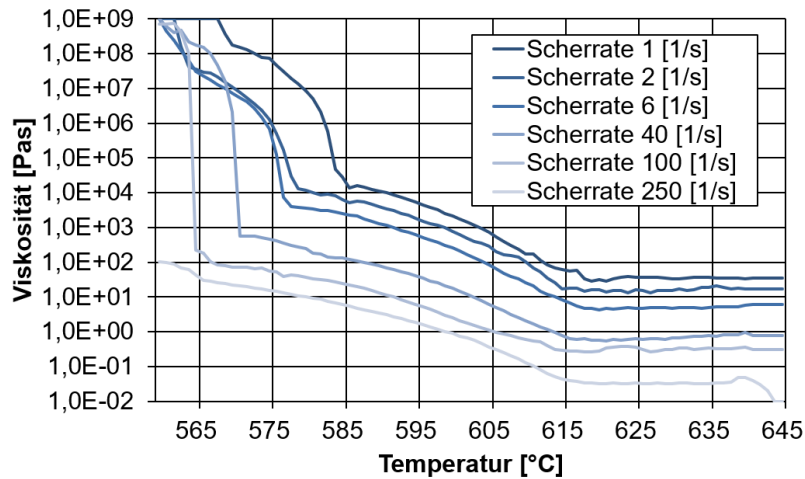


Bild 34: Gemessene Viskositätsevolution für die Legierung AlSi7Mg0,3

4.2.2 Ermittlung der Fließspannung im teilflüssigen Zustand für die Versuchswerkstoffe

Um Fließkurven im teilflüssigen Zustand für die beiden Versuchswerkstoffe zu erhalten, wurden Zylinderstauchversuche mit dem thermo-mechanischen Prüfsystem Gleeble 3800c durchgeführt. Die dafür erforderlichen Proben wurden mit einem einheitlichen Verhältnis von Durchmesser zu Höhe von 1,5, nach ICFG-Richtlinie [142] bei einem Durchmesser von 20 mm und einer Höhe von 30 mm festgelegt. Mithilfe der elektrischen Widerstandserwärmung (konduktive Erwärmung)

des Gleeble-Systems wurde eine schnelle und homogene Erwärmung der Probe realisiert. Die Temperaturkontrolle erfolgte durch ein Thermoelement, welches in der Mitte der Probe eingebracht wurde. Die Erwärmung erfolgte in zwei Stufen mit unterschiedlich hohen Aufheizraten. Die Aufheizrate wurde im ersten Abschnitt auf 10 °C/s eingestellt. Sobald die Temperatur ein bestimmtes Niveau nahe der Solidustemperatur erreicht hatte, wurde die Aufheizrate auf 1 °C/s reduziert, um die geforderte Zieltemperatur möglichst genau zu erreichen und ein Überschwingen der Temperatur vor dem Stauchvorgang zu vermeiden. Mit Erreichen der Zieltemperatur wurde diese für vier Sekunden gehalten, um eine homogene Temperaturverteilung innerhalb der Probe zu gewährleisten. Zur Reduzierung der Reibung zwischen den Stauchbahnen und der Probe während des Stauchvorgangs wurde Graphitfolie verwendet.

Um möglichst alle im Prozess vorliegenden Zustände in Bezug auf Temperatur und Umformgeschwindigkeit abbilden zu können, wurden die in Tabelle 8 dargestellten Parameter untersucht. Dabei wurden die Temperaturen so gewählt, dass sich Flüssigphasenanteile von bis zu 50 % in den Proben einstellen. Für höhere Flüssigphasenanteile müssen in der Regel rheologische Tests zur Charakterisierung des Materialflussverhaltens eingesetzt werden, da kein fester Zusammenhalt der Probe mehr gewährleistet ist. Die Umformgeschwindigkeiten wurden analog zu den während des Thixoschmiedeprozesses auftretenden Umformgeschwindigkeiten gewählt. Weiterhin wurden die Proben bis zu einem relativ hoch gewählten maximalen Umformgrad von 1,0 geformt, um sicherzustellen, dass stationäre Fließspannungen erreicht und gemessen werden. Umformgeschwindigkeiten und Temperaturen wurden während der Untersuchungen nach Tabelle 8 variiert.

Tabelle 8: Versuchsparameter für die Ermittlung von Fließkurven im teilflüssigen Zustand

Material	Temperatur [°C]	$\dot{\phi}$ [1/s]
AlSi7Mg0.3	570, 573, 576, 580	1, 3, 6
AlMgSi1	615, 625, 635	1, 3, 6

Bei den Stauchversuchen im teilflüssigen Zustand kam es während der Versuchsdurchführung zu einem Zerfallen der Probe, wodurch die Bedingung der Volumenkonstanz nicht erreicht werden konnte. Bei höheren Umformgeschwindigkeiten zeigte sich dieser Effekt stärker ausgeprägt, höhere Flüssigphasenanteile reduzierten das Zerfallen der Probe. Beispiele für zerfallene Proben der Legierung AlMgSi1 nach der Versuchsdurchführung bei unterschiedlichen Temperaturen sind in Bild 35 dargestellt. Die aufgenommenen Fließkurven zeigten trotz des Zerfallens der Stauchprobe für beide Aluminiumlegierungen charakteristische Verläufe von Legierungen im teilflüssigen Zustand (vgl. Kapitel 2.3.2).

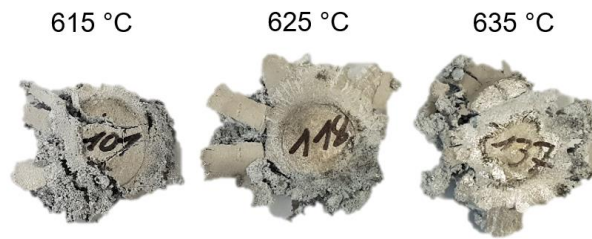


Bild 35: Beispiele für Stauchproben der Legierung AlMgSi1 nach der Versuchsdurchführung für unterschiedliche Temperaturen mit einer Umformgeschwindigkeit von 1/s

Die aufgenommenen Fließkurven für die Legierung AlSi7Mg0,3 sind in Bild 36 dargestellt. Bei niedrigem Flüssigphasenanteil zeigten die Fließkurven sehr ausgeprägt den charakteristischen Verlauf von Fließkurven von Legierungen im teilflüssigen Zustand. Bei höheren Temperaturen nahm die Spitzenspannung durch einen höheren Anteil an flüssiger Phase im Materialvolumen ab.

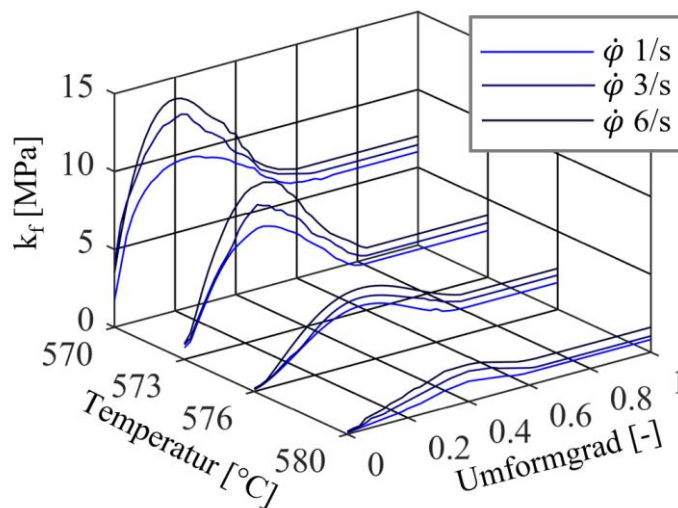


Bild 36: Aufgenommene Fließkurven für den Werkstoff AlSi7Mg0,3

Neben der Temperatur zeigte die Umformgeschwindigkeit einen großen Einfluss auf das Fließverhalten des Werkstoffs AlSi7Mg0,3. Mit höheren Umformgeschwindigkeiten nahm der Spitzenspannungswert zu und es wurden insgesamt höhere Fließspannungen erreicht. Nach Erreichen der Spitzenspannung kam es jeweils zu einem Strukturabbau, welcher in eine stationäre Fließspannung überging. Die Höhe der stationären Fließspannung zeigte sich jeweils abhängig von der vorliegenden Temperatur und der Umformgeschwindigkeit. Weiterhin konnte für die Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 eine Verschiebung des Maximalwerts der Fließspannung in Richtung höherer Umformgrade bei steigenden Temperaturen festgestellt werden. Somit besitzen Fließkurven bei höheren Temperaturen einen wesentlich flacheren Kurvenverlauf im Vergleich zu Fließkurven mit niedrigeren Temperaturen. Es wird angenommen, dass der Festphasenanteil mit zunehmender Temperatur bei dieser Legierung abnahm und dabei das Festphasenskelett eine höhere Verformungskapazität besitzt. Somit kann eine größere Umformung erfolgen, bis das Festphasenskelett

endgültig aufgebrochen wird. Es wird angenommen, dass dieser Effekt mit dem thixotropen Fließverhalten von AlSi7Mg0,3 im teilflüssigen Zustand zusammenhängt, da dieser Effekt bei den nachfolgend aufgenommenen Fließkurven für die Legierung AlMgSi1 nicht auftrat (vgl. Bild 36 mit Bild 37).

Im Gegensatz zur Legierung AlSi7Mg0,3 besitzt die Legierung AlMgSi1 kein thixotropes, sondern ein strukturviskoses Verhalten. Der Maximalwert der Fließspannung der für diese Legierung aufgenommenen Fließkurven zeigte keine Verschiebung hin zu höheren Umformgraden bei steigender Temperatur. Stattdessen wurde die Spitzenspannung bei allen Versuchsparmetern bei einem Umformgrad von ca. 0,1 erreicht. Das stationäre Fließverhalten wurde im Vergleich zu AlSi7Mg0,3 früher erreicht und die Proben von AlMgSi1 zeigten insgesamt ein spröderes Verhalten im teilflüssigen Zustand.

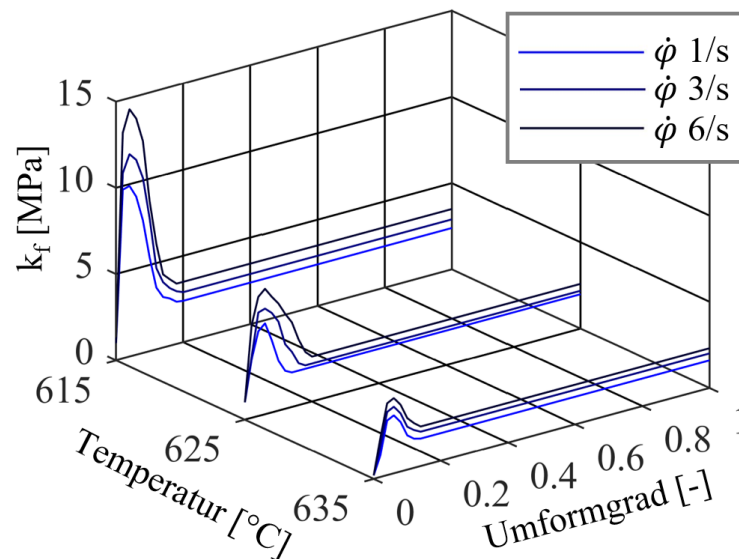


Bild 37: Aufgenommene Fließkurven für den Werkstoff AlMgSi1

Die aufgenommenen Fließkurven konnten als Eingangsparameter für die in dieser Arbeit durchgeführten FEM-Formgebungssimulation in der Software DEFORM hinterlegt werden (siehe Kapitel 5.2), um das Fließverhalten der beiden Werkstoffe mittels FEM abbilden zu können. Weiterhin wurde im Rahmen dieser Arbeit ein universelles analytisches Modell zur Beschreibung der Fließkurven im teilflüssigen Zustand entwickelt (siehe Kapitel 5.2.4), welches den vollständigen Verlauf der Fließkurve im teilflüssigen Zustand in Abhängigkeit des Umformgrads, der Umformgeschwindigkeit und der Temperatur abbildet.

4.2.3 Zugfestigkeit

Um die mechanischen Eigenschaften des im hinteren Teil dieser Arbeit vorgestellten Hybridbauteils in Bezug auf die monolithischen Ausgangswerkstoffe einordnen zu können, wurden von beiden Werkstoffen Zugfestigkeiten ermittelt. Dabei wurden sowohl Proben aus dem angelieferten

Stangenmaterial als auch Proben aus thixogeschmiedeten Bauteilen ohne anschließende Wärmebehandlung entnommen. Für die Durchführung der Zugversuche wurde eine Universalzugprüfmaschine von der Firma Roell& Korthaus (Modell RKM 100/20) mit einer Maximalzugkraft von 100 kN mit hydraulischer Probeneinspannung verwendet.

Die aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-Diagramme beider Versuchswerkstoffe bei Raumtemperatur zeigt Bild 38. Für die Erstellung des Spannungs-Dehnungs-Diagramms wurden jeweils fünf Zugversuche durchgeführt und aus den fünf Zugversuchen pro Legierung jeweils derjenige Verlauf ausgewählt, welcher bzgl. seiner Mittelwerte die größte Übereinstimmung zueinander zeigte und somit das Verhalten des Werkstoffes am besten beschreibt. Dabei ist zu erkennen, dass für beide Versuchswerkstoffe die Bruchdehnung und die Zugfestigkeit durch das Thixoschmieden deutlich reduziert werden. Der statisch mittels Zugversuch bestimmte E-Modul lag für die Legierung AlMgSi1 bei $E_{\text{AlMgSi1}} = 67 \text{ GPa}$ und für die Legierung AlSi7Mg0,3 bei $E_{\text{AlSi7Mg0,3}} = 71 \text{ GPa}$.

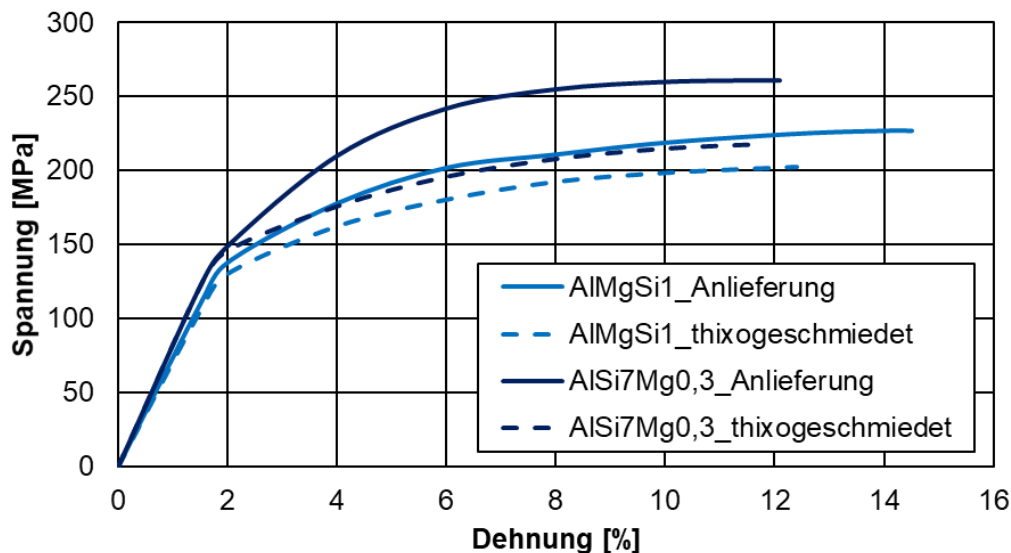


Bild 38: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Versuchswerkstoffe im Anlieferungszustand und nach dem Thixoschmieden

4.2.4 Härtemessung unterschiedlicher Halbzeuggbereiche der Versuchswerkstoffe

Neben den Zugfestigkeiten wurden für beide Werkstoffe geeignete Härtemessungen durchgeführt, um die Härte der Hybridbauteile insbesondere im Bereich der Grenzschicht zwischen den beiden Verbundpartnern bewerten zu können. Für die Härtemessungen wurde das Mikrohärtemessgerät Fischerscope® Picodentor®HM500 verwendet. Die Messungen erfolgten anhand von Proben aus dem Randbereich des eingesetzten Stangenmaterials als auch an Proben aus dem Kernbereich. Die ermittelten Härtewerte sind in Tabelle 9 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass im Randbereich der Stange tendenziell eine höhere Härte vorlag.

Tabelle 9: Ermittelte Härtewerte der eingesetzten Versuchswerkstoffe

Material	Kernbereich	Randbereich
AlSi7Mg0.3	65 HV 0,05	69 HV 0,05
AlMgSi1	75 HV 0,05	81 HV 0,05

4.2.5 Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität c_p beschreibt eine thermodynamische Stoffkonstante und gibt an, wie viel Wärme von einem Körper aufgenommen oder abgegeben werden muss, damit sich die Temperatur von 1 kg des Stoffes um 1 °C ändert. Sie gibt somit an, wieviel Energie einem Stoff zugeführt oder entzogen werden muss, um eine gewünschte Temperaturänderung in diesem hervorgerufen zu werden. Gl. 30 beschreibt den mathematischen Zusammenhang von Wärmekapazität c_p , Temperaturänderung ΔT , Wärmemenge ΔQ und Masse m .

$$c_p = \frac{\Delta Q}{m \cdot \Delta T} \quad \text{Gl. 30}$$

Zur Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität der Versuchswerkstoffe wurden Differential Scanning Calorimetry (DSC)-Analysen durchgeführt. Dazu wird der Versuchswerkstoff gemeinsam mit einer Referenzprobe erwärmt. Der sich zwischen Referenzprobe und Versuchswerkstoff ausbildende Temperaturunterschied wird erfasst, wodurch anschließend die spezifische Wärmekapazität berechnet wird. Für die Bestimmung der spezifischen Wärmekapazitäten der untersuchten Werkstoffe wurde das Gerät Netzsch DSC 204 F1 der Firma Netzsch Gerätebau GmbH eingesetzt. Bild 39 zeigt den Einfluss der Temperatur auf die spezifische Wärmekapazität der eingesetzten Versuchswerkstoffe AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3.

Die spezifische Wärmekapazität stieg für beide Werkstoffe zunächst kontinuierlich über der Temperatur an. Im jeweiligen Schmelzbereich der Legierung war eine starke Erhöhung der Wärmekapazität zu beobachten. Aufgrund des stattfindenden Aufschmelzvorgangs muss der Legierung eine als Schmelzwärme (oder auch als Schmelzenthalpie) bezeichnete Energie zugeführt werden. Diese Schmelzenergie wird benötigt, um eine Stoffprobe von dem festen in den flüssigen Aggregatzustand zu überführen. Dabei werden die Bindungskräfte zwischen Molekülen oder Atomen überwunden, ohne deren kinetische Energie und damit ihre Temperatur zu erhöhen. Dieser Effekt kann ebenfalls bei der induktiven Erwärmung beobachtet werden. Mit Erreichen der Solidustemperatur der Legierung führt diese erhöhte Wärmekapazität zu einem „Erwärmungsstopp“, d. h. es tritt trotz konstant zugeführter Leistung keine weitere Erhöhung der Temperatur im Halbzeug auf. Dieser Effekt begünstigt eine Homogenisierung der Temperatur innerhalb des Halbzeugs während der induktiven Erwärmung.

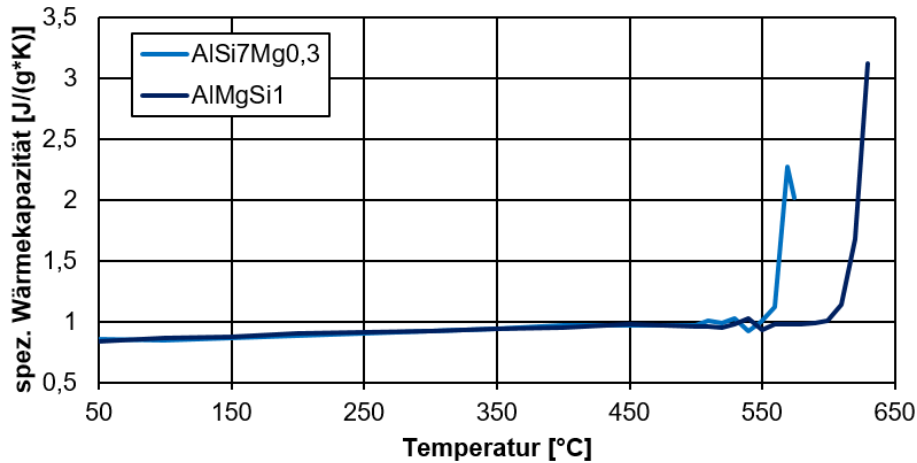


Bild 39: Gemessene spezifische Wärmekapazität der Versuchswerkstoffe

4.2.6 Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit λ beschreibt eine thermodynamische Stoffgröße, welche angibt, wie schnell ein bestimmter Betrag bzw. eine Menge thermischer Energie thermische Energie durch einen Werkstoff transportiert werden kann [74]. Sie ist von der Temperaturleitfähigkeit a , der Wärmekapazität c_P und der Dichte ρ des Werkstoffs abhängig und kann mit Gl. 31 berechnet werden.

$$\lambda = a \cdot c_P \cdot \rho \quad \text{Gl. 31}$$

Für die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit λ wurde die Laser- oder Light-Flash Methode (LFA-Methode) eingesetzt. Dieses Analyseverfahren geht auf Arbeiten von Parker et al. aus dem Jahre 1961 zurück [143]. Während der Messung wurde die Unterseite einer Probe durch einen kurzen definierten Energieimpuls aufgeheizt. Die daraus resultierende Temperaturänderung auf der Probenoberseite wurde von einem Infrarot-Detektor gemessen und bestimmt somit die Temperaturleitfähigkeit a eines metallischen Werkstoffs. Für die Messung wurde das Gerät LFA 457 Micro-Flash der Firma Netzsch Gerätebau GmbH eingesetzt. Für Bestimmung der Dichte ρ wurde das archimedische Prinzip angewandt. Zusammen mit der in Kapitel 4.2.5 bestimmten Wärmekapazität c_P kann nach Gl. 31 die Wärmeleitfähigkeit berechnet werden. Bild 40 zeigt den Verlauf der Wärmeleitfähigkeit bei steigender Proben temperatur für die Versuchswerkstoffe AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3.

Die Wärmeleitfähigkeit stieg für beide Werkstoffe zunächst kontinuierlich über der Temperatur an. Im jeweiligen Schmelzbereich der Legierung erfolgte eine starke Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit. Bei der induktiven Erwärmung führt diese erhöhte Wärmeleitfähigkeit zum einen zu einer größeren Stromeindringtiefe und zum anderen zu einem schnelleren Temperaturengleich innerhalb des Halbzeugs, wodurch eine homogenere Erwärmung begünstigt wird.

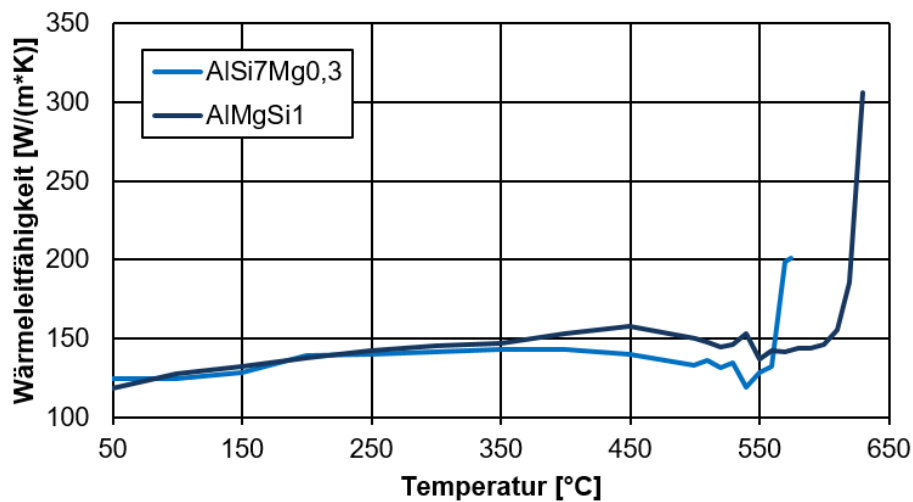


Bild 40: Gemessene Wärmeleitfähigkeit der Versuchswerkstoffe

4.2.7 Elektrischer Widerstand

Der elektrische Widerstand R gibt an, welche elektrische Spannung U erforderlich ist, um eine bestimmte elektrische Stromstärke A durch einen elektrischen Leiter fließen zu lassen. Dieser Zusammenhang kann durch das Ohm'sche Gesetz (siehe Gl. 32) beschrieben werden.

$$R = \frac{U}{I} \quad \text{Gl. 32}$$

Der Ohm'sche Widerstand eines Körpers ist abhängig von den geometrischen Abmessungen und dem spezifischen elektrischen Widerstand ρ des Werkstoffs. Gl. 33 zeigt den Zusammenhang zwischen dem spezifischen elektrischen Widerstand und dem Ohm'schen Widerstand.

$$\rho = R \cdot \frac{A}{l} \quad \text{Gl. 33}$$

Zur Bestimmung des spezifischen elektrischen Widerstands der Versuchswerkstoffe wurde der am IPM Fraunhofer in Freiburg entwickelte Hochtemperatur Hall-Messplatz „IPM HT-Hall“ eingesetzt. Das Messprinzip beruht auf dem von Edwin Herbert Hall im Jahr 1879 entdeckten Hall-Effekt. In Bild 41 ist der Einfluss der Temperatur auf den spezifischen elektrischen Widerstand der beiden Versuchswerkstoffe dargestellt.

Der spezifische elektrische Widerstand lag für beide Werkstoffe in etwa auf demselben Niveau und stieg bei steigender Temperatur kontinuierlich an. Mit Beginn des Schmelzbereichs erfolgte ein starker Anstieg des spezifischen elektrischen Widerstands beider Materialien. Eine Erhöhung des spezifischen elektrischen Widerstands sorgt bei der induktiven Erwärmung zu einer Erhöhung der Eindringtiefe des Magnetfeldes in den Werkstoff, wodurch eine gleichmäßigere, homogenere Erwärmung begünstigt wird.

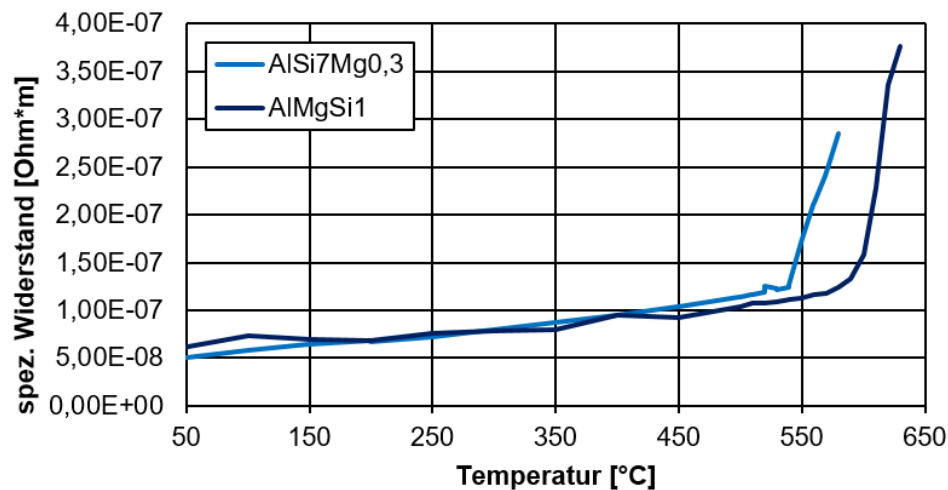


Bild 41: Gemessener spezifischer elektrischer Widerstand der untersuchten Versuchswerkstoffe

4.2.8 Zusammenfassung der durchgeführten Charakterisierung der Versuchswerkstoffe

In den vorherigen Kapiteln erfolgte eine umfassende Charakterisierung der eingesetzten Versuchswerkstoffe. Die untersuchten chemischen und physikalischen Stoffeigenschaften dienen in den nachfolgenden Kapiteln zum einen als Eingangsparameter für die numerischen Untersuchungen mittels CFD- und FEM-Simulationen zur Herstellung hybrider Bauteile. Zum anderen dienen die ermittelten Werte als Referenz- und Vergleichswerte für die Betrachtung der Eigenschaften der erzeugten Hybridbauteile.

Zunächst wurde in den Kapiteln 4.1.2 und 4.1.3 die chemische Zusammensetzung und das Gefüge der Versuchswerkstoffe untersucht, um die Normkonformität zu bestätigen und einen Einfluss auf die Untersuchungsergebnisse der nachfolgenden Kapitel auszuschließen. Die ermittelte chemische Zusammensetzung und das Gefüge lag innerhalb der Normvorgabe. Anschließend wurden die nachfolgend aufgeführten Kennwerte der Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1 bis in den teilflüssigen Temperaturbereich bestimmt. Mithilfe der bis in den teilflüssigen Zustand aufgenommenen Kennwerte für die Wärmekapazität (Kapitel 4.2.5), die Wärmeleitfähigkeit (Kapitel 4.2.6) und den elektrischen Widerstand (Kapitel 4.2.7) konnte in Kapitel 5.1 eine FEM-Modellierung des induktiven Erwärmungsvorgangs für die Versuchswerkstoffe bis in den teilflüssigen Zustand erfolgen. Aus den aufgenommenen Fließkurven im teilflüssigen Zustand (Kapitel 4.2.2) konnte in Kapitel 5.2.4 ein analytisches Fließkurvenmodell abgeleitet werden, welches das Fließverhalten der Versuchswerkstoffe in der FEM-Simulation präzise abbilden konnte. Die in Kapitel 4.2.1 aufgenommenen Viskositäten dienen als Eingangsparameter für die durchgeführten CFD-Simulationen in Kapitel 5.2.11.

5 Entwicklung einer Simulationstechnik für das Thixoschmieden monolithischer Werkstoffe

Das Formgebungsverhalten der Werkstoffe mittels Thixoschmieden wird maßgeblich durch die vorliegende Werkstofftemperatur beeinflusst. Aus dem Stand der Technik ist bisher jedoch keine Simulationstechnik für das Thixoschmieden bekannt, welche den Erwärmungsvorgang des Halbzeugs und die daraus resultierende inhomogene Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugquerschnitts vor der eigentlichen Formgebung in die nachfolgende Formgebungssimulation miteinbezieht. Die meisten Simulationstechniken des Thixoschmiedens basieren auf einer homogenen Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt [1], [2], [6]. Insbesondere im Hinblick auf die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Herstellung von Hybridbauteilen mittels Thixoschmieden führt die Annahme einer homogenen Temperaturverteilung jedoch zu einer ungenügenden Abbildegenauigkeit der Formgebungssimulation. Für eine ganzheitliche Prozesssimulation müssen alle Prozessschritte, welche die Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt beeinflussen, numerisch möglichst präzise modelliert und berücksichtigt werden. Der Thixoschmiedeprozess besteht dabei aus den zwei Hauptschritten der induktiven Erwärmung des Halbzeugs und der nachfolgenden Formgebung. Diese zwei Schritte müssen daher unbedingt für eine vollständige präzise Prozesskettensimulation berücksichtigt werden. Die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzte gekoppelte Simulationstechnik ist in Bild 42 schematisch dargestellt.

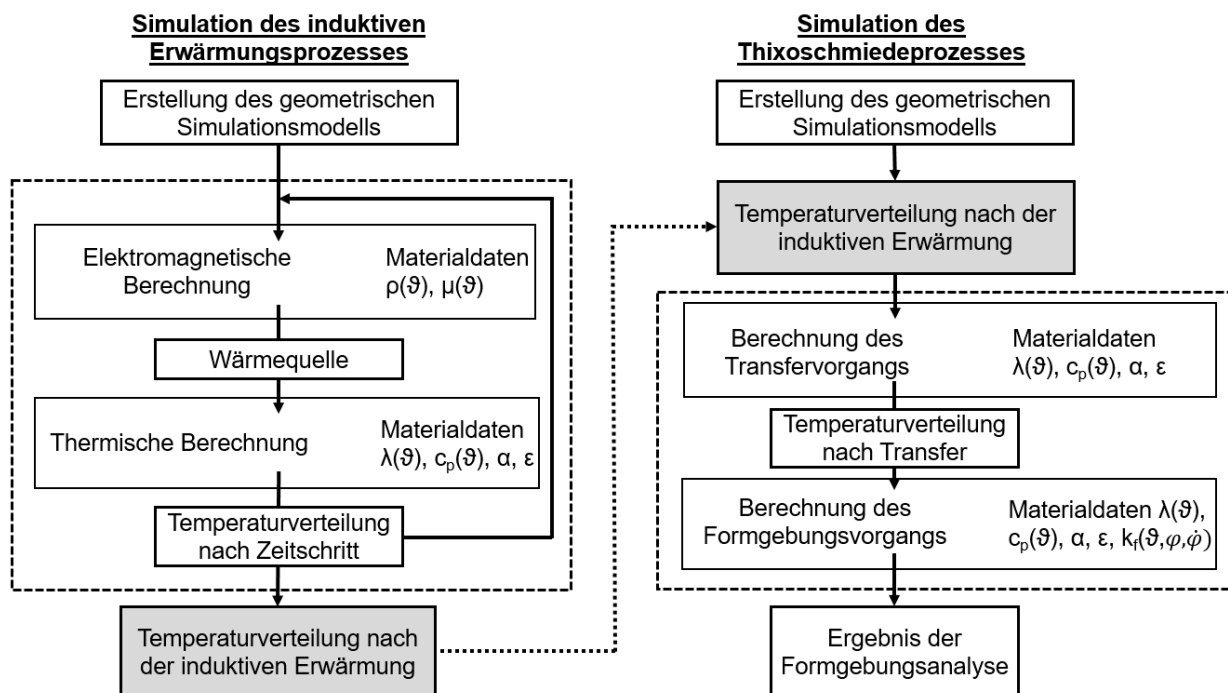


Bild 42: Schematischer Ablauf der neuartigen gekoppelten Simulationstechnik

Diese neuartige Methodik berücksichtigt sowohl den induktiven Erwärmungsprozess der Halbzeuge als auch den Transfervorgang mit ihren Einflüssen auf die Temperatur im Halbzeugquerschnitt, kurz bevor die eigentliche Formgebung berechnet wird. Eine solche neuartige gekoppelte Simulationsmethodik wird durch den Einsatz moderner FE-Umformsimulationsprogramme möglich. Mit diesen Programmen ist es heute möglich, induktive Erwärmungsvorgänge und somit eine Kopplung aus Erwärmung und Formgebung zu modellieren.

In den folgenden Kapiteln wird die Entwicklung und Validierung dieser Simulationsmethodik für die beiden Prozessschritte Induktive Erwärmung (Kapitel 5.1) und Formgebung (Kapitel 5.2) beim Thixoschmieden monolithischer Werkstoffe vorgestellt.

5.1 Entwicklung einer Simulationsmethodik für den induktiven Erwärmungsprozess monolithischer Werkstoffe

In den nachfolgenden Abschnitten ist die Entwicklung, Parametrisierung und Validierung der Simulationsmethodik für den induktiven Erwärmungsprozess metallischer Halbzeuge in zylindrischer Form bis in den teilflüssigen Zustand von monolithischen Werkstoffen dargestellt. Zunächst wird die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzte induktive Erwärmungsanlage vorgestellt. Anschließend wird auf die Modellbildung für eine nachfolgende FE-Berechnung eingegangen. Im Anschluss erfolgt die Beschreibung, Erläuterung und Bewertung der durchgeführten FE-Berechnungen des Erwärmungsvorgangs mittels der Software DEFORM und der ermittelte Einfluss unterschiedlicher Simulationsparameter auf das Simulationsergebnis. Abschließend werden die erzielten Ergebnisse für die Validierung des erarbeiteten Simulationsmodells mittels realer Erwärmungsversuche dargestellt, welche mit der im folgenden Kapitel beschriebenen Induktionsanlage durchgeführt wurden.

5.1.1 Induktive Erwärmungsanlage am Institut für Umformtechnik

Die Durchführung aller experimentellen Untersuchungen der induktiven Erwärmung im Rahmen dieser Arbeit erfolgte auf einer am Institut für Umformtechnik installierten Erwärmungsanlage der Firma KUKA. Hierbei handelt es sich um eine induktive Erwärmungsanlage ohne Schwingkreistechnik, deren prinzipieller Aufbau in Bild 43 dargestellt ist. Im Gegensatz zu den üblicherweise eingesetzten Schwingkreiserwärmungsanlagen wird bei diesem Anlagentyp eine gepulste Gleichspannung an der Induktionsspule angelegt. Weiterhin werden keine Blindkondensatoren und -spulen benötigt, um die Resonanzfrequenz zu erreichen. Der angelegte Strom weist dabei einen fast rechteckförmigen Verlauf auf [55].

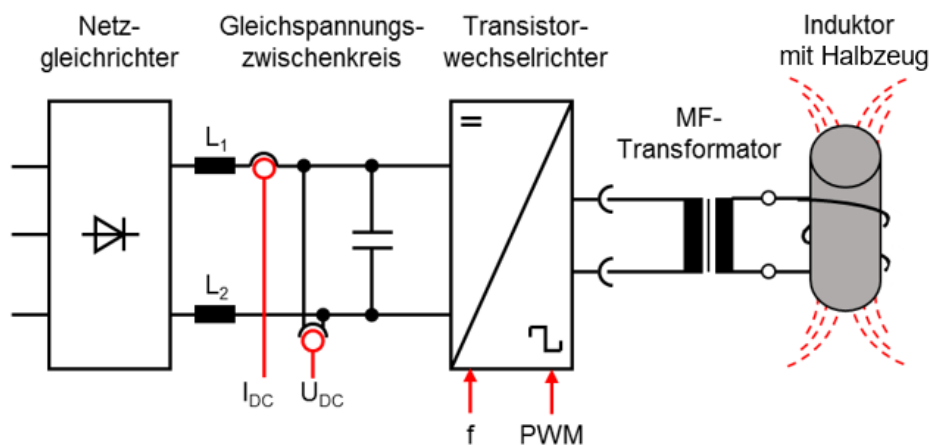


Bild 43: Schaltbild der verwendeten induktiven Erwärmungsanlage nach [55]

Die Anlage verfügt über eine Anschlussleistung von 60 kW. Der Transistorwechselrichter sorgt für eine frei einstellbare Frequenz zwischen 1.000 und 4.000 Hz und lässt eine Leistungsregelung über die Modulation der Pulsweite (PWM) im Bereich zwischen „1 und 254“ zu. Bei diesen PWM-Werten handelt es sich um relative Werte, wobei „1“ die minimale und „254“ die maximale einstellbare Pulsweite darstellt. Bei konstant eingestellter Frequenz wird über die Pulsweite die im Halbzeug induzierte Leistung eingestellt. Dabei liegt bei der maximalen Pulsweite von „254“ die volle Nennspannung über eine halbe Periode der Erwärmungsfrequenz an. Während der weiteren halben Periode liegt keine Spannung an. Durch eine Reduzierung der Pulsweite wird die Erwärmungsperiode verkürzt und jener Zeitanteil, in welchem keine Spannung anliegt, entsprechend verlängert [55].

Mit dieser Erwärmungsanlage können zylindrische Halbzeuge mit den maximalen Abmessungen Durchmesser 76 mm und Höhe 110 mm induktiv erwärmt werden. Die Erwärmung erfolgt stehend, weshalb für das Halbzeug ein maximales Höhen-Durchmesser-Verhältnis von 1,5 gewählt werden sollte [2]. Die Temperaturüberwachung im Halbzeug während des Erwärmungsvorgangs erfolgt mittels in Bohrungen auf der Stirnseite des Halbzeugs eingebrachter Thermoelemente. Weiterhin kann der am Induktor anliegende Spulenstrom mittels einer Rogowski-Spule abgegriffen und so die während der Erwärmung vorliegende Stromstärke ermittelt werden. Die Erfassung und Visualisierung aller Messgrößen erfolgt in diesen Untersuchungen zentral über einen Messverstärker mittels „DasyLab“.

5.1.2 Modellierung des induktiven Erwärmungsvorgangs

Die Modellierung bzw. Berechnung des induktiven Erwärmungsprozesses erfolgte im Rahmen dieser Arbeit als ein gekoppelter Vorgang aus elektromagnetischer und thermischer Analyse. Für

die numerische Modellierung des induktiven Erwärmungsvorgangs wurde das FEM-Umformsimulationsprogramm DEFORM eingesetzt. Die schematische Darstellung des Ablaufs für die eingesetzte Berechnungsmethodik des induktiven Erwärmungsprozesses ist in Bild 44 dargestellt.

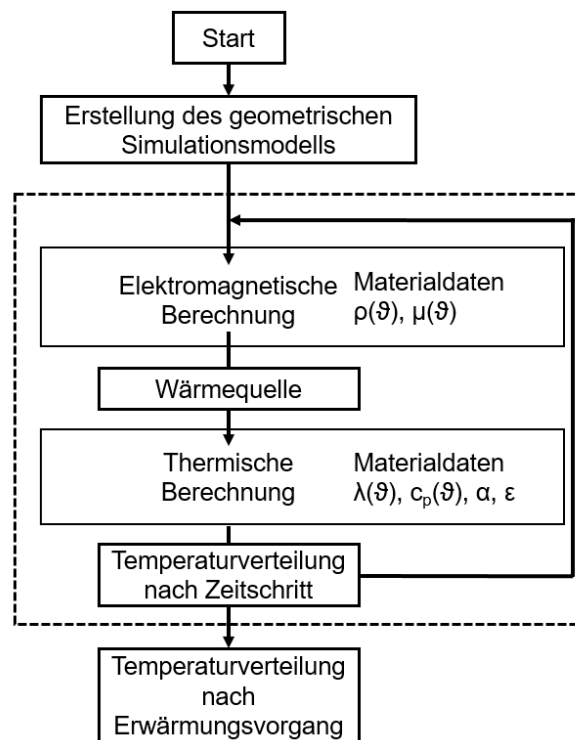


Bild 44: Schematische Darstellung des Ablauf der numerischen Modellierung für den induktiven Erwärmungsprozess

Zunächst erfolgte die Erstellung des geometrischen Simulationsmodells bzw. des Berechnungsgebiets, welches für induktive Erwärmungsprozesse zumeist aus dem Induktor und dem zu erwärmenden Halbzeug besteht. Anschließend wurde für dieses Gebiet ein FE-Netz erstellt. Dieses wurde dabei automatisch über den in der FE-Software implementierten Mesh-Generator erzeugt und manuell durch den Nutzer angepasst. Die Erwärmungsdauer wurde in Zeitschritte, sogenannte Steps, aufgeteilt. Für eine möglichst genaue Modellierung erfolgte bei jedem Zeitschritt sowohl eine elektromagnetische als auch eine thermische Berechnung. Das eingesetzte Berechnungsmodell selbst basiert auf den in Kapitel 2.2.4 vorgestellten Maxwell-Gleichungen und der Kopplung aus elektromagnetischer und thermischer Analyse, welche bereits Softwareumfang des DEFORM-HT-Moduls implementiert sind. Das Ergebnis der thermischen Analyse nach dem ersten Zeitschritt diente anschließend als Eingangsparameter für die elektromagnetische Berechnung des zweiten Zeitschritts. Sowohl für die elektromagnetische als auch die thermische Berechnung wurden verschiedene Materialkennwerte für das Halbzeug hinterlegt. Diese wurden in Kapitel 4 ermittelt.

Für die elektromagnetische Berechnung wurde eine harmonische Analyse eingesetzt. Dies bedeutet, dass ein sinusförmiger Induktionsstrom vorausgesetzt wird. Für das zu erwärmende Halbzeug wurden der spezifische elektrische Widerstand ρ_{el} und die relative magnetische Permeabilität μ_r in

Abhängigkeit von der Temperatur hinterlegt. Ebenso erfolgte die Definition aller elektrischen und thermischen Materialparameter und Randbedingungen sowohl für den Induktor als auch für das zu erwärmende Halbzeug. Die Definition der erregenden Größe für die induktive Erwärmung erfolgte durch den Induktorstrom bzw. die Stromdichte im Leiterquerschnitt.

Das Ergebnis der elektromagnetischen Analyse bildete die Wärmequelle im Halbzeug und diente als Eingangsgröße für die thermische Analyse. Für diese wurden die Wärmeleitfähigkeit λ und die spezifische Wärmekapazität c_p in Abhängigkeit von der vorliegenden Temperatur vorgegeben. Die Dichte ρ des Halbzeugs wurde als konstant definiert. Zur Berücksichtigung von Wärmeverlusten durch Konvektion und Strahlung wurden der Wärmeübergangskoeffizient α und der Emissionsgrad ε als Randbedingungen an der Halbzeugoberfläche im Programm hinterlegt. Die Temperaturverteilung am Ende jedes Zeitschritts wurde verwendet, um die Temperaturabhängigkeit der Materialparameter im nächsten Berechnungsschritt mit einem Startwert beginnen zu können.

Nachfolgend wird der verwendete geometrische Simulationsaufbau beschrieben. Die zylindrische Induktionsspule der im Rahmen dieser Untersuchungen eingesetzten Induktionsanlage bestand aus Kupfer und besaß elf Windungen. Der Spuleninnendurchmesser betrug 90 mm und der Außendurchmesser 120 mm. Im Windungsquerschnitt besaß die Spule eine hohle rechteckige Form mit einer Breite von 15 mm und einer Höhe von 12 mm sowie einer Wanddicke von 2 mm. Die Gesamtpulenhöhe betrug 183 mm. Mithilfe dieser gemessenen Größen konnte ein vollständiges Modell der Induktionsspule mittels CAD erstellt werden. Als Halbzeugwerkstoff wurde die Legierung AlSi7Mg0,3 in Form eines Zylinders mit einem Durchmesser von 65 mm und einer Höhe von 80 mm festgelegt. Das geometrische Simulationsmodell für die induktive Erwärmung ist in Bild 45 dargestellt. Zur Verkürzung der Rechenzeit und der benötigten Anzahl der Elemente wurde das Modell in 2D und symmetrisch zur Mittelachse aufgebaut.

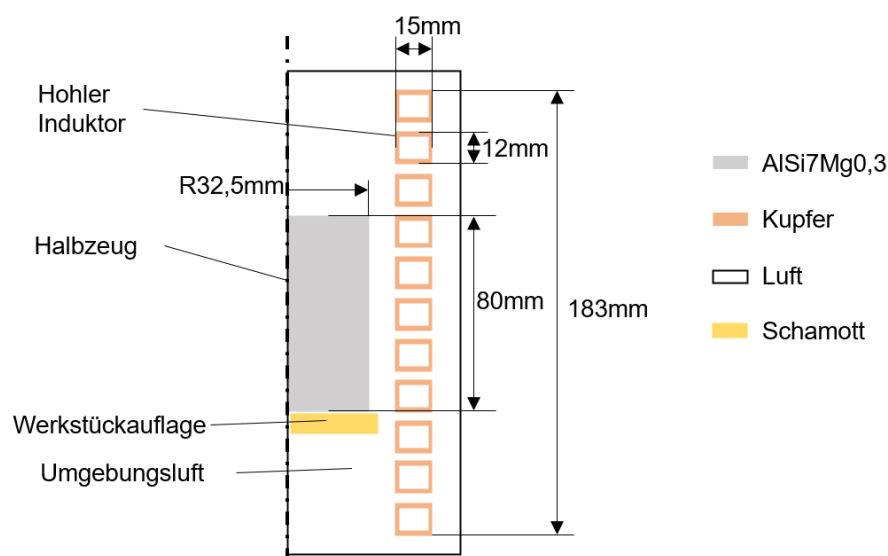


Bild 45: Geometrischer Aufbau des Simulationsmodells für die induktive Erwärmung

Die unterschiedlichen Materialien sind hierbei in Bild 45 farblich unterschieden. Für das zu erwärmende Halbzeug wurden die in Kapitel 4 beschriebenen temperaturabhängigen Materialkennwerte für die Legierung AlSi7Mg0,3 hinterlegt. Die elektromagnetischen Materialkennwerte des Induktors wurden durch die Kennwerte von reinem Kupfer aus der Literatur definiert [144], [145] und sind in Tabelle 10 aufgeführt. Für die Umgebungsluft wurden die in DEFORM hinterlegten Standardwerte verwendet.

Tabelle 10: Materialkennwerte für Reinkupfer bei Raumtemperatur nach [144], [145]

Dichte ρ [kg/m ³]	Spez. Widerstand [Ωm]	spez. Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	Wärmekapazität [J/kgK]
8920	$1,692 \times 10^{-8}$	400	385

Die Materialkennwerte für die aus Kupfer bestehende Induktionsspule konnten als isotherm angesehen werden, da die Spule mittels Wasserkühlung im Inneren auf nahezu konstanter Temperatur gehalten wurde. Die Umgebungsluft wurde mittels isothermen Materialparametern abgebildet, da der Einfluss der Wärmeleitung zwischen Halbzeug und Luft über die Kontaktbedingung verändert wurde. Die Kontaktbedingungen der Umgebungsluft und der Induktionsspule wurden hierbei ohne Wärmeaustausch definiert. Somit war gewährleistet, dass der Induktorkörper aus Kupfer im gesamten Erwärmungsprozess bei 20°C gehalten wurde und auf die Modellierung der Wasserkühlung in der Simulation verzichtet werden konnte. Die Kontaktbedingungen im gesamten Modell wurden durch einen sogenannten „Master“ und dem dazugehörigen „Slave“ erstellt. Da die Umgebungsluft zur Übertragung des elektromagnetischen Felds in der Simulation diente, wurde diese für alle Bauteile als Master vorgegeben. In diesen Kontaktbedingungen können Reibung, Wärmeaustausch und eventuelle Wärmeflüsse bzw. Wärmeverluste definiert werden. Das Halbzeug wurde mittig in der Spule positioniert und bewegte sich während der Erwärmung nicht. Aufgrund des statischen Modells wurden keinerlei Reibungsbedingungen benötigt. Somit wurde lediglich der Wärmeaustausch zwischen Umgebungsluft und Halbzeug definiert. Die Software DEFORM gibt als Empfehlung einen Standardwert von 11 N/(s^{mm}°C) für die Beschreibung des Wärmeaustauschs zwischen Luft und Halbzeug bei induktiven Erwärmungsvorgängen vor [80].

Die weiteren Einstellparameter der Simulation (Erwärmungsfrequenz, Induktionsstrom und Erwärmungsdauer bzw. Zieltemperatur) sind spezifisch von der Erwärmungsanlage abhängig. Zur Kalibrierung der induktiven Erwärmungssimulation wurden daher reale Erwärmungsversuche durchgeführt, um einen Ausgangswert für die Parameter Erwärmungsfrequenz, Induktionsstrom und Erwärmungsdauer zu generieren.

Die Einstellparameter für eine homogene Erwärmung eines Halbzeugs mit den gegebenen Abmessungen sind in Tabelle 11 dargestellt. Die eingestellte konstante Frequenz wurde mit 1.000 Hz

festgelegt. Um eine möglichst homogene Erwärmung zu erreichen, erfolgte die Erwärmung zweistufig. Dies bedeutet, dass zunächst mit einer hohen Leistung erwärmt und anschließend die Leistung reduziert wurde, um die Temperatur über den Halbzeugquerschnitt zu homogenisieren. Die Leistungsanpassung erfolgt dabei über die Vorgabe der Pulsweite. Für die erste Stufe beträgt diese $PWM_1 = 92$ und für die Homogenisierungsstufe $PWM_2 = 36$. Die Umschaltzeit von PWM_1 auf PWM_2 erfolgte nach 91 s für die oben genannten Abmessungen des Halbzeugs aus dem Versuchswerkstoff AlSi7Mg0,3. Die Zieltemperatur von 580 °C wurde mit diesen Einstellungen nach 253 s erreicht.

Tabelle 11: Einstellparameter für die verwendete Induktionsanlage

Frequenz [Hz]	PWM ₁	PWM ₂	Umschaltzeit [s]	Zieltemperatur [°C]
1.000	92	36	91	580

Die eingesetzte Induktionsanlage erzeugte während der Erwärmung einen annähernd rechteckförmigen Stromverlauf. Für die numerische Modellierung mit der Simulationssoftware DEFORM wurde als Eingangsgröße jedoch ein sinusförmiger Stromverlauf benötigt. Aufgrund dessen wurde eine Umrechnung der rechteckförmigen Schwingung zu einer harmonischen Sinusschwingung benötigt. Eine detaillierte Beschreibung dieser Umrechnungsmethode ist in [133] beschrieben. Dabei bestimmt sich der Amplitudenstrom \hat{I} aus dem Mittelwert der beiden Maximalwerte I_{max1} und I_{max2} und einer einfachen Rechnung nach Gl. 34.

$$\hat{I} = \sqrt{2} * \left| \frac{I_{max1} + I_{max2}}{2} \right| \quad \text{Gl. 34}$$

Die Transformation des annähernd rechteckigen Stromverlaufs in eine Sinusform anhand der in [133] beschriebenen Vorgehensweise ist in Bild 46 grafisch verdeutlicht.

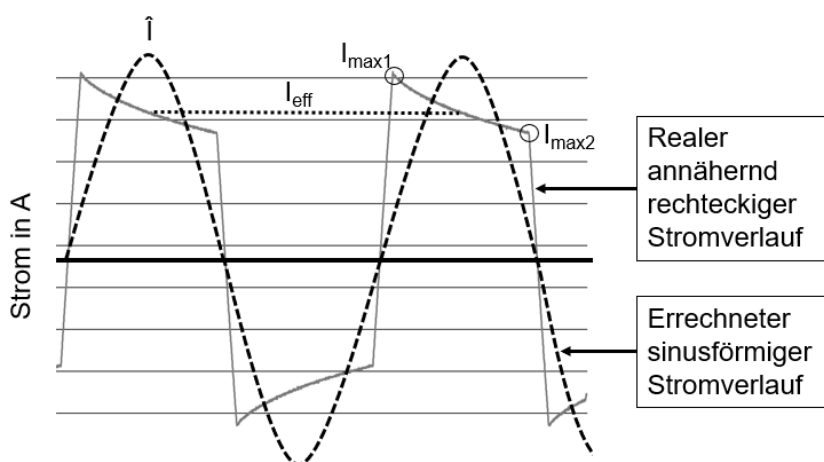


Bild 46: Transformation des annähernd rechteckigen Stromverlaufs im Induktor in eine Sinusschwingung nach [133]

Die benötigte Leistungsangabe in DEFORM erfolgte über die Stromdichte im Induktorquerschnitt. Dazu wurde die Stromstärke im Induktor durch den Leitungsquerschnitt des Induktors geteilt. Die ermittelte Stromdichte für die beiden Erwärmungsstufen betrug für $J_{PWM1} = 30 \text{ A/mm}^2$ und für die $J_{PWM2} = 12,7 \text{ A/mm}^2$. Somit lagen alle Parameter für einen beispielhaften induktiven Erwärmungsvorgang bis in den teilflüssigen Zustand vor.

5.1.3 Einflussparameter auf das Simulationsergebnis der induktiven Erwärmung

Die Genauigkeit des Simulationsergebnisses d. h. der Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugvolumens ist neben den Werkstoffparametern von der Anzahl der finiten Elemente abhängig. Daher sollte ein möglichst feines Netz zur Modellierung des Halbzeugvolumens gewählt werden, um schließlich eine möglichst genaue Lösung für die Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugvolumens zu erhalten. Allerdings nimmt mit einer Erhöhung der Elementanzahl auch immer die Berechnungsdauer bzw. die benötigte Rechenleistung zu. Ebenso wird ab einer bestimmten Elementdichte das Ergebnis nur noch geringfügig verbessert. Daher muss für den jeweiligen Anwendungsfall ein Kompromiss aus Genauigkeit und Berechnungsaufwand gefunden werden.

Für die Berechnung von Problemstellungen mit induktiver Erwärmung wird empfohlen, dass die Größe eines Netzelements im Randbereich des Halbzeugs maximal ein Fünftel der Eindringtiefe aufweisen soll, um den Skin-Effekt während der Aufwärmphase möglichst genau abbilden zu können [146]. Dies bedeutet im Umkehrschluss, dass die Vernetzung des Randbereichs über die Eindringtiefe mit mindestens fünf Elementen erfolgen soll. Für den hier untersuchten Erwärmungsvorgang wurde die Eindringtiefe mithilfe von Gl. 6 berechnet. Unter Berücksichtigung der beschriebenen Einstellparameter der induktiven Erwärmungsanlage ergab sich somit eine Eindringtiefe von $\delta = 2,747 \text{ mm}$ und damit für die Elementgröße im Randbereich des Halbzeugs ein maximaler Wert von $0,55 \text{ mm}$.

Neben der Vernetzung des Halbzeugs besitzt die Vernetzung der Umgebungsluft ebenfalls einen nicht vernachlässigbaren Einfluss auf das Erwärmungsverhalten des Halbzeugs. Zum einen beeinflusst die Vernetzung der Umgebungsluft die Wärmeabfuhr vom Halbzeug, zum anderen dient die Luft in der Modellierung zur Übertragung des Magnetfelds. Daher darf dieser Einfluss der Netzgröße der Luft nicht vernachlässigt werden.

Neben dem Einfluss der Vernetzung der einzelnen geometrischen Bauteile hat das Aktualisierungsintervall der elektromagnetischen Analyse Einfluss auf das Simulationsergebnis. Die Grundeinstellung des Simulationsprogramms DEFORM zur Berechnung des Magnetfelds sieht eine Aktualisierung des Magnetfelds nach 20 Zeitschritten vor. Das bedeutet, es wird eine elektromagnetische Berechnung durchgeführt, aus welcher sich die Erwärmungsleistung ergibt. Anschließend

erfolgt mit der zuvor berechneten Wärmequelle für 20 Zeitschritte eine thermisch transiente Berechnung, bevor ein neues Magnetfeld mit veränderter Erwärmungsleistung berechnet wird.

5.1.4 Ausgangspunkt für weiterführende Parametrisierung des Simulationsmodells

Die erste Erwärmungssimulation wurde mittels der in Kapitel 5.1.3 genannten Parameter aufgebaut. Die Anzahl der Elemente für das Halbzeug wurde mit 5.000 Elementen definiert, um eine maximale Elementgröße von 0,55 mm im Randbereich zu erhalten. Die Umgebungsluft wurde mit 1.000 Elementen vernetzt. Die Induktionsspule wurde mit 100 Elementen pro Windung vernetzt. Die Erwärmungsdauer wurde analog zu dem vorab durchgeführten Erwärmungsversuch mit 253 Sekunden festgelegt. Dabei wurde für die ersten 91 Sekunden eine hohe Leistung (PWM_1) vorgegeben und anschließend innerhalb von einer Sekunde auf die niedrigere Leistung (PWM_2) umgestellt. Diese wurde schließlich bis zum Ende der Erwärmung nach 253 Sekunden konstant gehalten. In Bild 47 ist die berechnete Temperaturverteilung über den Halbzeugquerschnitt nach 91 s und nach 253 s dargestellt.

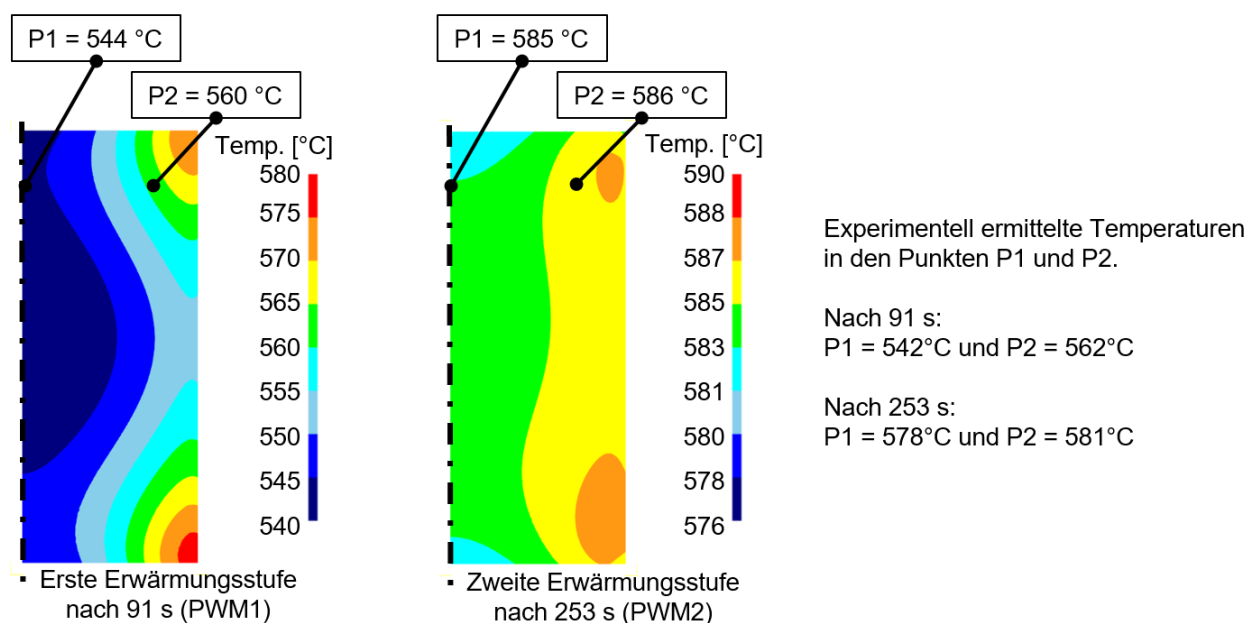


Bild 47: Berechnete Temperaturverteilung nach den Erwärmungsstufen 1 und 2 in den Punkten P1 und P2

Zur Beurteilung des Simulationsergebnisses wurde sowohl die makroskopische Temperaturverteilung im Querschnitt des Halbzeugs als auch die berechnete Temperatur in den Punkten P1 und P2 betrachtet, welche den Messpositionen der Thermoelemente im Versuch entsprachen. Bei Betrachtung der berechneten Temperaturverteilung zeigte sich deutlich der auftretende Skin-Effekt während der Erwärmung, insbesondere nach der ersten Leistungsstufe nach 91 s. Der Temperaturgradient zwischen dem Kern und dem Randbereich betrug nach dieser ersten Erwärmungsphase ca. $\Delta\vartheta = 25\text{ °C}$. Im Anschluss an die zweite Erwärmungsstufe nach 253 s zeigte sich eine deutlich homogenere Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugs. Im Vergleich zu den durchgeführten

realen Versuchen konnte in den Punkten P1 und P2 eine leicht erhöhte Temperatur in der Simulation festgestellt werden. Die Zieltemperatur für das Halbzeug nach der Erwärmung lag bei einer Endtemperatur von $\vartheta_{End} = 580 \text{ °C}$ mit einer Abweichung von max. $\pm 4 \text{ °C}$, welche im realen Erwärmungsversuch erreicht wurde. Diese Abweichung des numerisch berechneten Ergebnisses zu dem realen Erwärmungsversuch wurde weitergehend untersucht und ist in den folgenden Kapiteln beschrieben. Anhand dieser Untersuchungen wurden die Parameter des Simulationsmodells optimiert und somit an die realen Bedingungen angepasst.

5.1.5 Einfluss der Vernetzung des zu erwärmenden Halbzeugs auf das Simulationsergebnis der Wärmeverteilung im Probenvolumen

Aufgrund der im vorherigen Abschnitt beschriebenen Temperaturabweichung zwischen dem initialen Simulationsmodell für die induktive Erwärmung und des durchgeführten Erwärmungsversuchs wurde eine schrittweise Verbesserung des Simulationsmodells vorgenommen. Die erste Möglichkeit, das Modell in Bezug auf dessen Abbildegenuauigkeit zu verbessern, stellt eine Verfeinerung der Vernetzung im Halbzeug dar. Die Verfeinerung des Netzes im Randbereich bzw. im gesamten Halbzeug sollte für eine genauere Abbildung der elektromagnetischen Berechnung vor allem in Bezug auf den Skin-Effekt zum Ziel haben. Für die Verfeinerung der Vernetzungsqualität stehen in DEFORM zwei Optionen zur Verfügung. Zum einen kann die Elementanzahl als Ganzes erhöht werden und zum anderen bietet DEFORM die Möglichkeit, den Randbereich eines Bauteils sehr fein zu vernetzen. Diese sogenannte „Coating“-Funktion wird hauptsächlich für numerische Untersuchungen an beschichteten Halbzeugen eingesetzt, um deren grundlegend anderes Oberflächenverhalten, wie z. B. eine höhere Härte, besser abbilden zu können. Im Rahmen der hier vorgestellten Untersuchungen wurde die Eignung dieser Funktion zur Erhöhung der Abbildegenuauigkeit des Skin-Effekts untersucht. Die Elementzahl des Halbzeugs in der ersten Simulation betrug 5.000 Elemente. Um den Einfluss der Elementanzahl auf die Simulationsgenuauigkeit zu überprüfen, wurde eine Verdopplung der Elemente vorgenommen. Die zweite Möglichkeit, das sogenannte „Coating“, wurde zur Netzverfeinerung im Randbereich verwendet. Die Dicke der „Coating“-Schicht kann spezifisch bis zu einem maximalen Wert von 0,5 mm festgelegt werden, sodass DEFORM ein feines Netz in diesem definierten Bereich erstellt. Um eine verbesserte Abbildung des im Randbereich auftretenden Skin-Effekts zu erzielen, wurde die „Coating“-Schicht mit dem von DEFORM maximal möglichen Wert von 0,5 mm erzeugt. Die drei Netze zur Modellierung der induktiven Erwärmung sind in Bild 48 dargestellt.

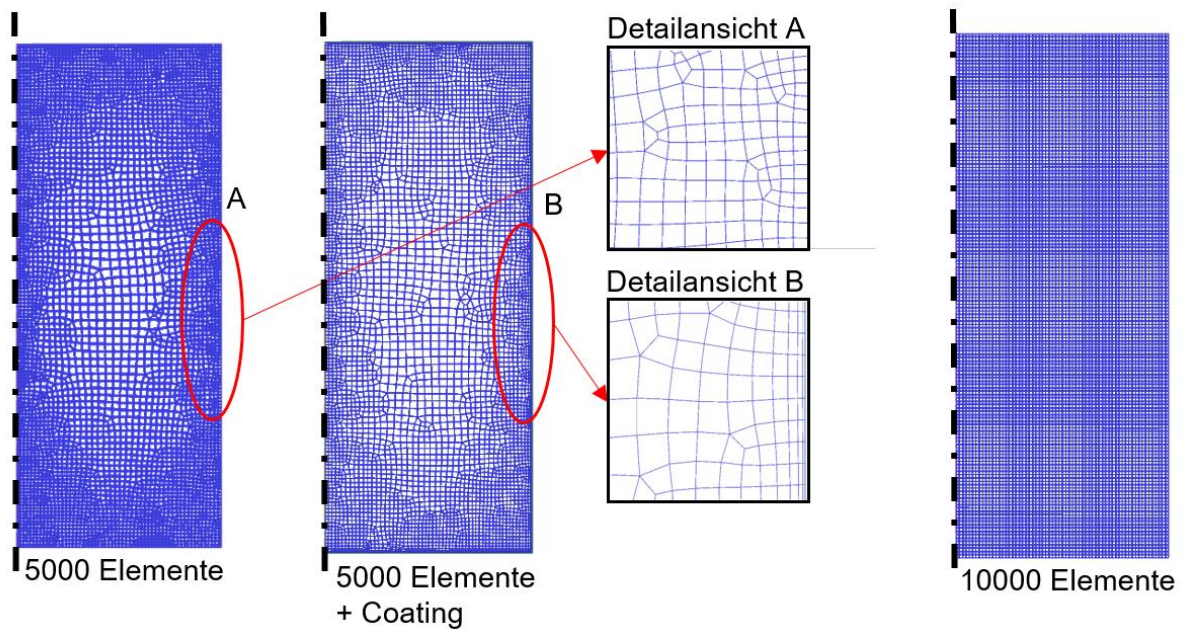
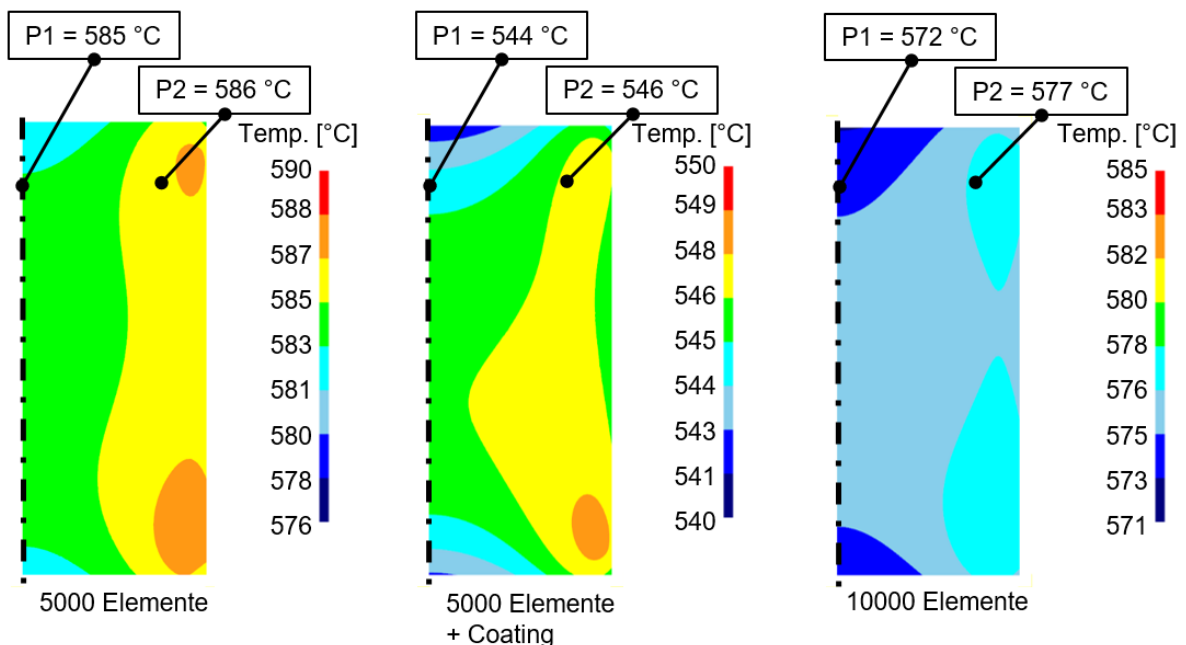


Bild 48: Darstellung unterschiedlicher Vernetzungsstrategien des Halbzeugs im Simulationsprogramm DEFORM

Die Verfeinerung des Netzes im Randbereich bzw. im gesamten Halbzeug sollte eine genauere Abbildung der elektromagnetischen Berechnung vor allem in Bezug auf den Skin-Effekt ermöglichen. Die Endergebnisse aller drei Simulationen nach 253 Sekunden wurden anhand der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt und den in den Punkten P1 und P2 berechneten Temperaturen verglichen (siehe Bild 49).



Experimentell ermittelte Temperaturen in den Punkten P1 und P2.
P1 = 578°C und P2 = 581°C

Bild 49: Einfluss der Temperaturverteilung im Halbzeug in Abhängigkeit von der Vernetzung

Die Temperatur des mittels „Coating“ vernetzten Halbzeugs lag in den Punkten P1 = 544 °C und P2 = 546 °C deutlich unter der Zieltemperatur von 580 °C. Dies lässt auf eine unrealistische Abbildung des im Randbereich stattfindenden Erwärmungsvorgangs schließen. Bei einer genauen Betrachtung der Netzstruktur in Bild 48 (Detailansicht B) wird deutlich, dass der Randbereich zwar feiner vernetzt, jedoch die restlichen Netzelemente vergrößert wurden. Das Problem der „Coating“-Funktion lag in der unzureichenden Schichtdicke. Diese konnte mit einem Maximalwert von 0,5 mm nicht bis auf gesamte Eindringtiefe von ca. 2,5 mm erhöht werden. Die Eindringtiefe konnte somit nicht mit einer ausreichenden Anzahl von Elementen abgebildet und somit der Skin-Effekt nicht hinreichend abgebildet werden.

Das Ergebnis aus der Simulation mit 10.000 Netzelementen zeigte eine deutliche Verbesserung der Abbildegenauigkeit des Skin-Effekts im Vergleich zur Simulation mit nur 5.000 Elementen. Die Temperaturverteilung über den Halbzeugquerschnitt zeigte einen deutlich größeren Temperaturgradienten vom Randbereich hin zum Kern des Halbzeugs im Vergleich zur Berechnung mit 5.000 Elementen. Die Temperatur lag mit 577 °C in P1 und 572 °C in P2 etwas unterhalb der angestrebten Temperatur von 580 °C für beide Messpunkte. Diese Abweichung konnte jedoch im weiteren Verlauf der Untersuchungen durch das Aktualisierungsintervall der elektromagnetischen Berechnung ausgeglichen werden (siehe Kapitel 5.1.7).

5.1.6 Einfluss der Vernetzung der Umgebungsluft auf das Simulationsergebnis der Wärmeverteilung im Probenvolumen

Neben der Vernetzung des Halbzeugs wird dessen berechnetes Erwärmungsverhalten auch durch die Vernetzung der Umgebungsluft beeinflusst. Die Luft überträgt im Simulationsmodell zum einen das elektromagnetische Feld. Zum anderen wird die Wärmeabfuhr durch Konvektion und die Wärmestrahlung aus dem Halbzeug über die Umgebungsluft definiert. Die Elementgröße kann dabei im Randbereich der Umgebungsluft grob gewählt werden, sollte aber im Bereich zwischen Spule und Halbzeug ein feineres Netz aufweisen, um Unstetigkeiten in der Berechnung zu minimieren. Die Elementanzahl wurde bei der ersten Simulation zunächst mit 1.000 Elementen definiert.

Zur Untersuchung des Einflusses der Vernetzung der Umgebungsluft auf die berechnete Temperaturverteilung im Halbzeug wurde zum einen die Elementanzahl auf 5.000 erhöht und zum anderen auf 100 verringert. Dieser Einfluss der Vernetzung der Umgebungsluft wurde in der Simulation anhand der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt und in den Punkten P1 und P2 verglichen. Bild 50 zeigt diesbezüglich den Vergleich der Temperaturverteilung nach der ersten Erwärmungsstufe nach 91 Sekunden.

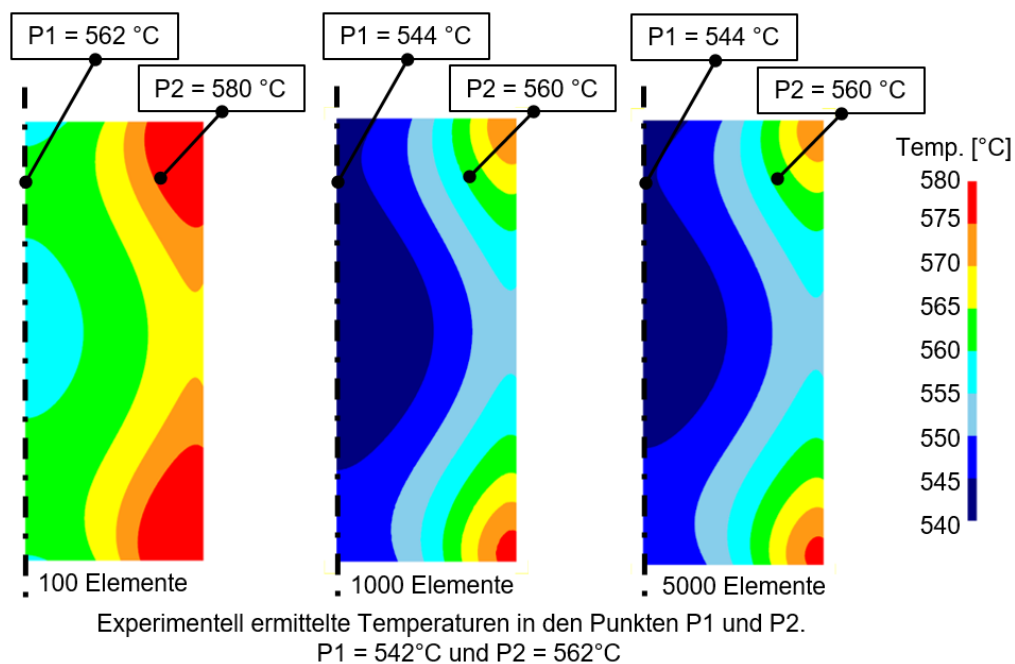


Bild 50: Einfluss der Vernetzung der Umgebungsluft auf die Berechnung der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt

Im Vergleich zur Ausgangssimulation mit einer Vernetzung von 1.000 Elementen ergaben sich für die erhöhte Vernetzung von 5.000 Elementen trotz der verfünffachten Elementzahl objektiv nur geringe Unterschiede in der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt. Insbesondere in den Punkten P1 und P2 lagen identische Temperaturen vor. Der Einfluss des Wärmeübergangs zwischen Luft und Halbzeug scheint somit bereits mit 1.000 Elementen exakt genug abgebildet zu werden.

Eine Vergrößerung des Netzes mit lediglich 100 Elementen führte zu einem deutlich stärker erwärmten Halbzeug. Die Unterschiede in der Elementgröße zwischen Halbzeug und Luft führten zu einer zu geringen Wärmeabgabe vom Halbzeug an die Umgebungsluft. Eine Verfeinerung der Vernetzung der Umgebungsluft führte somit zu keiner signifikanten Verbesserung der Abbildegenauigkeit des Simulationsmodells zur Berechnung der induktiven Erwärmungskinetik bzw. instationären Wärmeverteilung im Probenvolumen. Die initial gewählte Anzahl von 1.000 Elementen wurde somit beibehalten, um eine möglichst geringe Rechenzeit zu erzielen.

5.1.7 Einfluss des Aktualisierungsintervalls der elektromagnetischen Berechnung auf das Simulationsergebnis der Wärmeverteilung im Probenvolumen

Neben der Vernetzung des geometrischen Simulationsmodells kann auch der Solver in Bezug auf die Abblidgenauigkeit der Erwärmungsleistung optimiert werden. Den Haupteinfluss auf die Erwärmungsleistung zeigt dabei die elektromagnetische Feldberechnung. Bei konventionellen Berechnungen der induktiven Erwärmung für z. B. Schmiedeanwendungen wird meist eine elektromagnetische Berechnung durchgeführt und anschließend die errechnete Erwärmungsleistung für

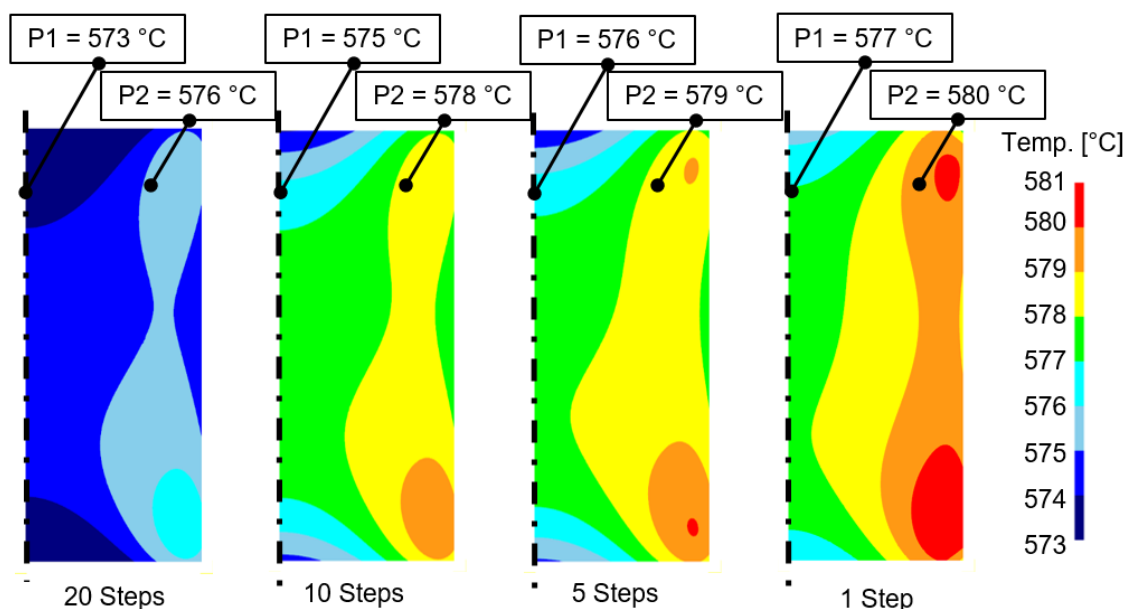
mehrere thermische Berechnungsschritte (Steps) als konstant angenommen. Im verwendeten Simulationsprogramm DEFORM ist eine Aktualisierung der elektromagnetischen Berechnung beispielsweise nach 20 Steps voreingestellt, um die Berechnungsdauer der impliziten Formulierung zu minimieren. Dies bedeutet, dass der Solver das elektromagnetische Feld nach jeweils 20 Zeitschritten der implizit formulierten thermischen Analyse jeweils neu berechnet. Bei dem hier betrachteten Anwendungsfall des Thixoschmiedens kann dies dazu führen, dass die Einflüsse aus den temperaturabhängigen Materialkennwerten teilweise nicht oder zu spät berücksichtigt werden. Insbesondere beim Aufschmelzen ändern sich die Materialkennwerte, z. B. der spezifische elektrische Widerstand, drastisch während des Temperaturanstiegs innerhalb des Halbzeugs (siehe Kapitel 4.2.7). Um die Auswirkungen dieses Aktualisierungsintervalls auf das Simulationsergebnis zu untersuchen, wurden ausgehend von der Grundeinstellung mehrere reduzierte Aktualisierungsintervalle (siehe Tabelle 12) untersucht.

Tabelle 12: Variation des Aktualisierungsintervalls der elektromagnetischen Berechnung

Aktualisierungsintervall der elektromagnetischen Berechnung			
nach 20 Steps	nach 10 Steps	nach 5 Steps	nach 1 Step

Dieser Vergleich der Auswirkung des Aktualisierungsintervalls erfolgte im Anschluss an die zweite Erwärmungsstufe nach 253 Sekunden Erwärmungsdauer, aufgrund des erst während der zweiten Erwärmungsstufe stattfindenden Aufschmelzvorgangs. In dieser zweiten Erwärmungsstufe verändern sich die spezifischen Materialkennwerte drastisch und nehmen großen Einfluss auf die Erwärmung. Die berechneten Temperaturverteilungen, die mit den untersuchten Aktualisierungsintervallen erhalten wurden, sind in Bild 51 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass das Aktualisierungsintervall der elektromagnetischen Berechnung einen erheblichen Einfluss auf die berechnete Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt besitzt. Bereits zwischen den Aktualisierungsintervallen von 20 und 10 wurde dieser Effekt deutlich sichtbar. Absolut betrachtet, betrug die Temperaturdifferenz zwischen dem Aktualisierungsintervall von 20 und 1 nur ca. 4 °C. Ebenso war die Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugquerschnitts bei einem höheren Aktualisierungsintervall deutlich feiner verteilt. Am deutlichsten wurde dieser Unterschied bei einem Vergleich des Aktualisierungsintervalls von 20 Steps mit einer kontinuierlichen Aktualisierung der elektromagnetischen Berechnung (1 Step). Die Temperaturdifferenz in den Punkten P1 und P2 betrug jeweils 3 °C, wobei bei einer kontinuierlichen Aktualisierung ein höheres Temperaturniveau erzielt wurde. Durch die kontinuierliche Aktualisierung der elektromagnetischen Berechnung konnte die im Versuch gemessene Zieltemperatur im Halbzeugquerschnitt auch in der Simulation

nachvollzogen werden. Die Ergebnisse zeigen, dass die Aktualisierungsrate vor allem im Temperaturbereich des teilflüssigen Materialzustands von großer Bedeutung ist. Die Erwärmung kann nur dann ausreichend genau abgebildet werden, wenn die diesbezüglichen temperaturabhängigen Veränderungen der Materialkennwerte berücksichtigt werden. Die ständige Aktualisierung des Magnetfelds führt aufgrund des zunehmenden spezifischen elektrischen Widerstands des Materials zu einer höheren Erwärmungsleistung im Randbereich, wodurch mehr Energie ins Halbzeug eingebracht wird. Die erhöhte Wärmeleitfähigkeit des Materials kompensiert diesen Effekt nur teilweise, weshalb der Temperaturgradient im Halbzeug bei größerem Aktualisierungsintervall ansteigt. Dieser Effekt ist aus Temperaturmessungen in realen Erwärmungsversuchen bekannt. Um die möglichst geringste Abweichung zwischen Simulation und Versuch zu erreichen, wurde das Aktualisierungsintervall demnach in den Simulationen für jeden Zeitschritt vorgegeben.



Experimentell ermittelte Temperaturen in den Punkten P1 und P2.
P1 = 578°C und P2 = 581°C

Bild 51: Einfluss des Aktualisierungsintervalls der elektromagnetischen Berechnung auf die Berechnung der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt

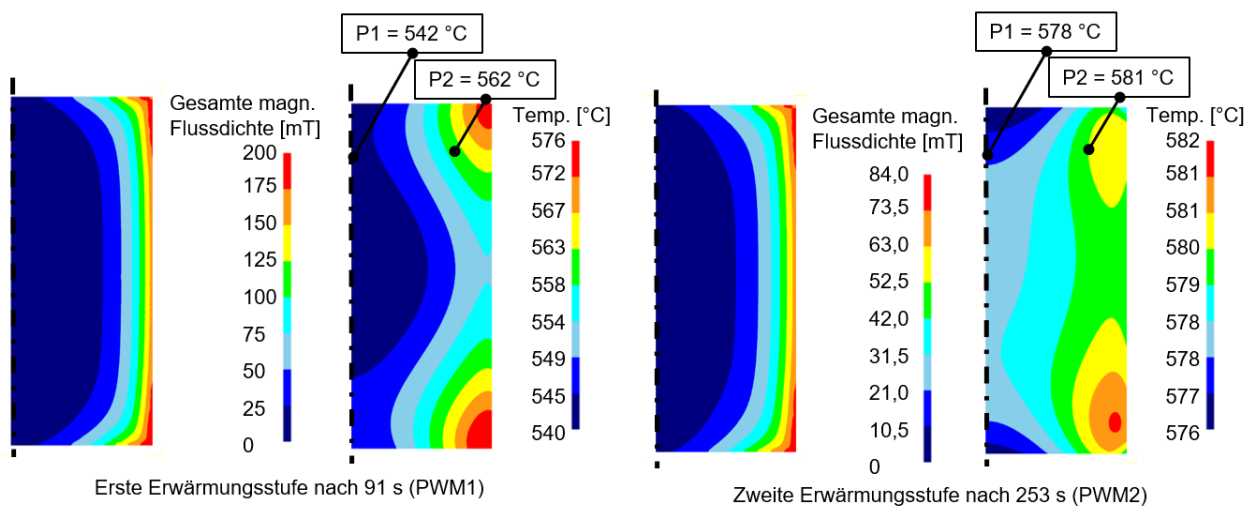
5.1.8 Ergebnisse auf Basis der verbesserten Parametrisierung des Simulationsmodells für die induktive Erwärmung

Die in den vorherigen Abschnitten ermittelten Parameter wurden anschließend für neue Simulationenläufe in einem verbesserten Pre-Processing eingegeben. In Tabelle 13 sind alle wichtigen Parameter des optimierten Simulationsmodells aufgeführt. Diese am Simulationsmodell vorgenommenen Einstellungen im Pre-Processing verbesserten die Genauigkeit des induktiven Erwärmungsvorgangs bis in den teilflüssigen Materialzustand im Hinblick auf die berechnete Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt und in den Punkten P1 und P2 deutlich.

Tabelle 13: Parameter des vollständig parametrisierten Simulationsmodells für die induktive Erwärmung

Solverspezifische Simulationsparameter	
Vernetzung Halbzeug	10.000 Elemente
Vernetzung Umgebungsluft	1.000 Elemente
Aktualisierungsintervall elektromagnetische Berechnung	Nach 1 Step
Spezifische Simulationsparameter des Erwärmungsprozesses	
Erwärmungsfrequenz	1.000 Hz
Erwärmungsdauer PWM1	91 s
Erwärmungsdauer PWM2	162 s
Stromdichte J_{PWM1}	30 A/mm ²
Stromdichte J_{PWM2}	12,7 A/mm ²

Die Temperaturverteilungen nach Erwärmungsstufe 1 und Erwärmungsstufe 2 sind in Bild 52 dargestellt. Hierbei ist der große Temperaturgradient nach der ersten Erwärmungsstufe deutlich ersichtlich. Aufgrund des Skin-Effekts erwärmt die eingebrachte Leistung die Zylinderkanten des Halbzeugs sehr stark, wohingegen der Kern des Halbzeugs lediglich durch Wärmeleitung aus dem Randbereich erwärmt wird.

**Bild 52:** Magnetische Flussdichte und Temperaturverteilung des vollständig parametrisierten Simulationsmodells

Die zweite Erwärmungsstufe zeigt das nahezu vollständig homogen erwärmte Halbzeug. Die Diskrepanz zwischen eingebrachter Leistung und abgeführter Wärme verringert sich aufgrund der reduzierten Leistung der Spule. Die Temperaturunterschiede im Halbzeugquerschnitt liegen nach der zweiten Erwärmungsstufe absolut bei ca. 5 °C. Zwischen den Messpunkten P1 und P2 besteht ein Temperaturunterschied von 3 °C vor, wie in den realen Versuchen beobachtet. Des Weiteren

sind die magnetischen Feldstärken der beiden Erwärmungsstufen in Bild 52 abgebildet. Die magnetischen Flussdichten in Erwärmungsstufe 1 sowie in Erwärmungsstufe 2 zeigen deutlich den auftretenden Skin-Effekt während der induktiven Erwärmung. Die Erwärmungsleistung wird dabei in der Randschicht des Halbzeugs durch das elektromagnetische Feld induziert. Bei höherer Leistung während der Erwärmungsstufe 1 (bis Sekunde 91) liegt das Maximum der magnetischen Flussdichte bei ungefähr 200 mT. Die Erwärmungsstufe 2, welche zur Homogenisierung der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt eingesetzt wird, erzeugt aufgrund der reduzierten Stromstärke eine maximale magnetische Flussdichte von 84 mT. Der Einfluss der temperaturabhängigen Materialkennwerte kann ebenfalls anhand der elektromagnetischen Berechnung festgestellt werden, da sich die Eindringtiefe des Magnetfelds aufgrund des höheren Temperaturniveaus während der zweiten Erwärmungsstufe im Vergleich zur ersten Erwärmungsstufe erhöht.

Im nachfolgenden Kapitel werden die Ergebnisse der Validierung des entwickelten und parametrisierten Simulationsmodells anhand realer induktiver Erwärmungsversuche vorgestellt.

5.1.9 Validierung des Simulationsmodells für die induktive Erwärmung anhand realer Erwärmungsversuche

In den vorherigen Kapiteln wurde die Weiterentwicklung und Kalibrierung des Simulationsmodells zur Berechnung induktiver Erwärmungsvorgänge bis in den teilflüssigen Zustand mit einer eingehenden Verbesserung von Stoff- und Prozessparametern vorgestellt. Im Folgenden soll das entwickelte Modell anhand realer Erwärmungsversuche verifiziert werden. Zur möglichst vollständigen Erfassung der vorliegenden Prozessparameter und der Temperaturentwicklung im Halbzeug wurde während der Erwärmungsversuche umfangreiches Messequipment eingesetzt. Die aufgenommenen Messwerte wurden mithilfe eines Messrechners unter Verwendung der Software „DasyLab“ visualisiert. In Bild 53 ist der schematische Messaufbau für die induktiven Erwärmungsversuche dargestellt.

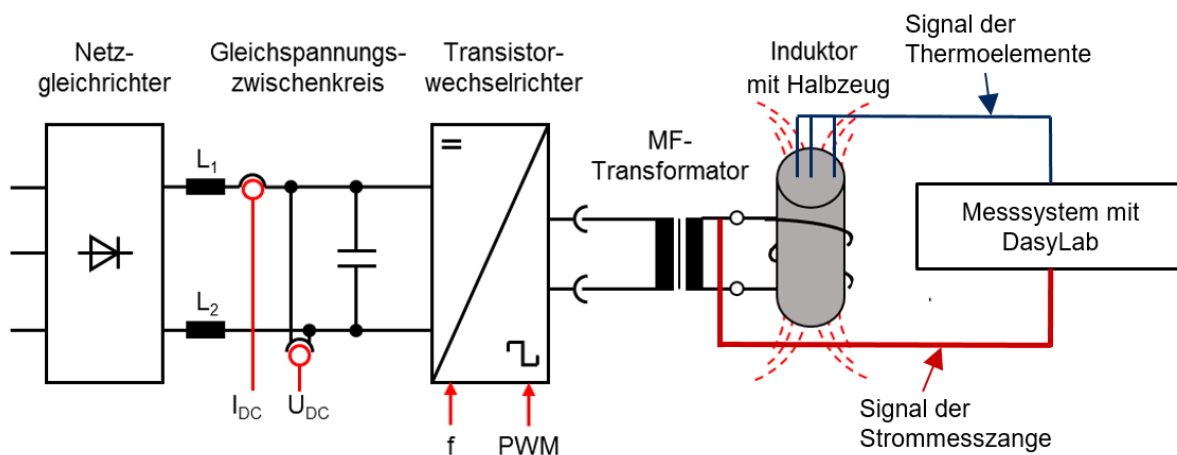


Bild 53: Schematischer Versuchsaufbau zur Validierung der Simulationsergebnisse

Die Messung der Temperatur im Inneren des Halbzeugs während der Erwärmung konnte nur punktuell mithilfe von Thermoelementen erfolgen. Um dennoch zu Aussagen über die Temperaturverteilung im gesamten Halbzeugvolumen zu gelangen, wurde die Temperatur im Halbzeug an zwei Punkten über die Erwärmungsdauer aufgezeichnet. Ein Thermoelement wurde im Abstand von 10 mm zum Rand des Halbzeugs und eines in der Mitte des Halbzeugs in jeweils 10 mm tiefe Bohrungen eingebracht. Weiterhin wurde der während der Erwärmung anliegende Strom am Induktor mittels einer Rogowski-Spule (Strommesszange) gemessen. Diese wurde unmittelbar an der Zuleitung zur Spule angebracht, um den real am Induktor anliegenden Strom aufzuzeichnen und Maschineneinflüsse wie z. B. Transformatorverluste auszuschließen. Um Messfehler und einmalige Effekte wie z. B. eine außermittige Platzierung des Halbzeugs in der Induktionsspule während der Versuche ausschließen zu können, wurden jeweils 5 Messungen durchgeführt und aus den aufgenommenen Messwerten Mittelwerte gebildet. Dieser gebildete Mittelwert wurde anschließend mit den Ergebnissen der Simulation des induktiven Erwärmungsvorgangs verglichen. Eine Gegenüberstellung der Temperaturentwicklung über die Erwärmungsdauer für die beiden untersuchten Messpunkte ist in Bild 54 dargestellt.

Im Diagramm ist insgesamt eine sehr gute Übereinstimmung der experimentell und numerisch ermittelten Temperaturverläufe festzustellen. Tendenziell liegt die berechnete Temperatur während der ersten Erwärmungsstufe ca. 4 °C oberhalb der gemessenen Temperatur. Bei Verringerung der Leistung in der zweiten Erwärmungsstufe ist in der Simulation ein leichtes Abfallen der Temperatur zu beobachten. Im realen Versuch verharrt die Temperatur während des Umschaltzeitpunkts kurzzeitig auf konstantem Temperaturniveau, fällt aber im Gegensatz zur Simulation nicht ab. Das Abfallen der Temperatur in der Simulation ist jedoch für die spätere Formgebung irrelevant und wurde daher nicht weiter untersucht. Die Endtemperatur nach der gesamten Erwärmungsdauer wird mit einer Temperaturabweichung zwischen Simulation und realem Erwärmungsversuch von ± 4 °C bei einer Zieltemperatur von 580 °C hinreichend genau abgebildet. Versuch und Simulation zeigen einen Temperaturunterschied zwischen der Randtemperatur (P2) und der Kerntemperatur (P1) von ca. 3 bis 4 °C, sodass sowohl in der Simulation als auch in den realen Versuchen eine hinreichend homogene Erwärmung erzielt werden konnte. Dieser Temperaturunterschied wird während des Transfers des Halbzeugs von der Induktionsspule zum Formgebungswerkzeug ausgeglichen. Dieser Vorgang wurde in der in den folgenden Kapiteln beschriebenen Formgebungssimulation berücksichtigt.

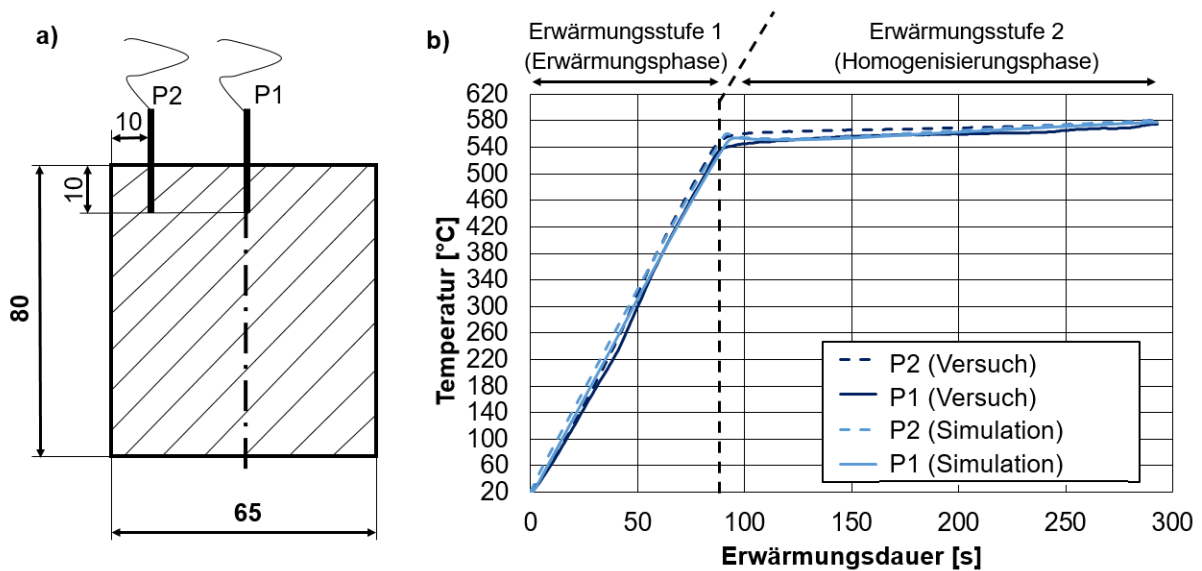


Bild 54: a) Positionierung der Thermoelemente im Halbzeug für die Erwärmungsversuche;

b) Vergleich des Erwärmungsverlaufs des realen Erwärmungsversuchs mit dem mittels Simulation berechneten

Die in diesem Kapitel vorgestellten experimentellen und numerischen Ergebnisse für die induktive Erwärmung monolithischer Halbzeuge bis in den teilflüssigen Materialzustand bildeten die Grundlage für die in Kapitel 6.1 dargestellten Untersuchungen zum Erwärmungsverhalten hybrider Halbzeuge. Anhand der durchgeführten gekoppelten Simulation aus elektromagnetischer und thermischer Berechnung konnte aufgezeigt werden, dass die exakte Modellierung des induktiven Erwärmungsverhaltens der betrachteten Metalllegierung bis in den teilflüssigen Materialzustand möglich ist. Aufbauend auf diesen hier vorgestellten Ergebnissen zur induktiven Erwärmung werden in Kapitel 5.2 die Ergebnisse einer verbesserten realitätsnahen simulativen Darstellung des Thixoschmiedeprozesses beschrieben.

5.2 Entwicklung einer Simulationstechnik zur Modellierung des Formgebungsvorgangs monolithischer Werkstoffe

Das Fließverhalten von Metallen im teilflüssigen Zustand ist stark von der vorherrschenden Temperatur im Halbzeug und der aufgetragenen Scherbelastung abhängig. In den nachfolgenden Abschnitten wird die Entwicklung einer Simulationstechnik zur Abbildung der Formgebung unter Berücksichtigung dieser Einflussparameter mittels FEM erläutert. Zunächst werden jedoch die Versuchsanlage und das Versuchswerkzeug beschrieben, mit welchen die entsprechenden realen Formgebungsversuche durchgeführt wurden. Anschließend wird der Aufbau des Simulationsmodells und dessen Einflussparameter erläutert. Nach eingehender Betrachtung aller Parameter erfolgt die Simulation unter Berücksichtigung der zuvor berechneten Temperaturverteilung im Halb-

zeug nach der induktiven Erwärmung. Diese Simulation wird anschließend mit der bisher üblicherweise eingesetzten CFD-Simulationsmethode verglichen und anhand realer Formgebungsversuche validiert.

5.2.1 Presse für das Thixoschmieden am Institut für Umformtechnik

Die Formgebung der induktiv erwärmten Halbzeuge erfolgte im Rahmen dieser Arbeit mithilfe einer am IFU vorhandenen hydraulischen Hochgeschwindigkeitspresse, welche eine maximale Presskraft von 5.000 kN besitzt. Diese wurde speziell für das Thixoschmieden modifiziert und verfügt über einen Stickstoffkolbenspeicherantrieb mit nachgeschalteter Speicherbatterie, wodurch es möglich ist, über einen Stößelweg von 300 mm eine Stößelgeschwindigkeit von maximal 800 mm/s zu erreichen. In Bild 55 ist die Presse und ihr schematischer Aufbau dargestellt. Mittels des servomechanischen Drosselventils zwischen Kolbenstange und Kolbenspeicher erfolgt die Geschwindigkeitssteuerung während der Formgebung.

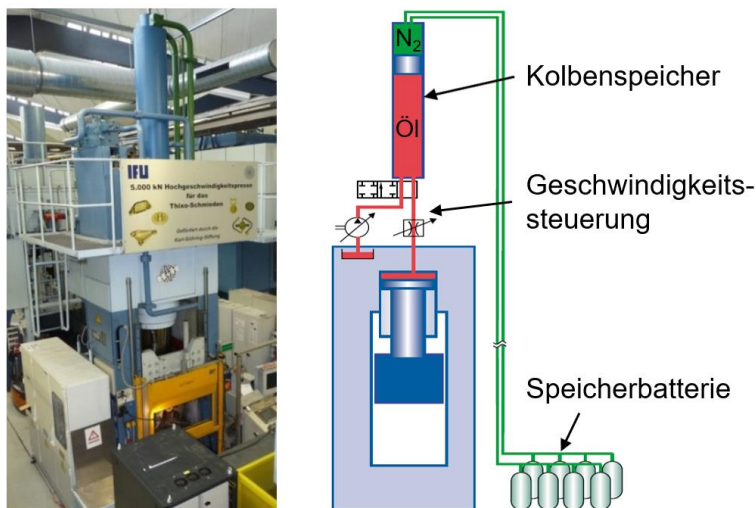


Bild 55: Hochgeschwindigkeitspresse Becker van Hüllen am IFU nach [55]

Über den Stößelweg lässt sich die Stößelgeschwindigkeit durch das eingebaute Drosselventil stufenlos regeln, wodurch die für das Thixoschmieden benötigte Geschwindigkeitscharakteristik erreicht werden kann. Die Stößelgeschwindigkeit wird dabei an das herzustellende Bauteil angepasst. Hohe Pressenstößelgeschwindigkeiten ermöglichen kurze Schließzeiten des Werkzeugs, um ein vorzeitiges Erstarren des Halbzeugs vor Beginn der Formgebung zu vermeiden. Auf den Schließvorgang folgt das Aufsetzen des Stempels auf dem Halbzeug mit einer reduzierten Geschwindigkeit, um ein Auseinanderspritzen des teilflüssigen Werkstoffs zu Beginn der Formgebung zu vermeiden. Während der anschließenden Formgebung wird die Stößelgeschwindigkeit derart eingestellt, dass die Fließgeschwindigkeit des Werkstoffs hoch genug ist, um ein vorzeitiges Erstarren des Werkstoffs vor Vollendung des Formgebungsvorgangs zu vermeiden. Weiterhin darf

die Fließgeschwindigkeit des Werkstoffs nicht zu hoch gewählt werden, wodurch turbulente Strömungsverhältnisse unterdrückt und ein laminarer und homogener Materialfluss eingestellt werden soll. Nach der Formgebung wird während der Erstarrung des Halbzeugs ein Haltedruck auf das Werkstück aufgebracht, um die Bildung von Erstarrungslunkern zu minimieren und eine hohe Bauteilqualität zu erzeugen.

5.2.2 Versuchswerkzeug zur Validierung des Simulationsmodells

Für die experimentelle Validierung der Simulationsergebnisse und zur späteren Herstellung von monolithischen und hybriden Bauteilen wurde ein modulares Formgebungswerkzeug entwickelt. Dabei wurde ein konstruktiver Aufbau mit Werkzeugnormalien nach DIN 16670-1 [147] unter Berücksichtigung der in [1] beschriebenen Konstruktionsrichtlinien verwendet. Für die grundlegenden Entwicklungen und Untersuchungen dieser Arbeit wurden einfache Formeinsätze mit einer Scheibengeometrie eingesetzt. Solche Einsätze erlauben die Untersuchung von grundlegenden Mechanismen der Formgebung von monolithischen und hybriden Halbzeugen und eignen sich weiterhin hervorragend zur Erstellung von Prüfkörpern. Mithilfe dieser Prüfkörper konnte die in Kapitel 7 beschriebene Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der erzeugten Hybridbauteile insbesondere im Hinblick auf die erzeugte stoffschlüssige Grenzschicht erfolgen.

In Bild 56 ist das verwendete Scheibenwerkzeug als CAD-Schnittdarstellung (links) und das reale Werkzeug im eingebauten Zustand (rechts) dargestellt. Die für die folgenden Untersuchungen gewählte Scheibengeometrie besitzt einen Durchmesser von 150 mm und eine Höhe von 15 mm. Zudem wurde der Außendurchmesser mit einer Aushubschräge von 10° versehen, um ein Verklemmen des Bauteils beim Entformen aus dem Werkzeug zu vermeiden.

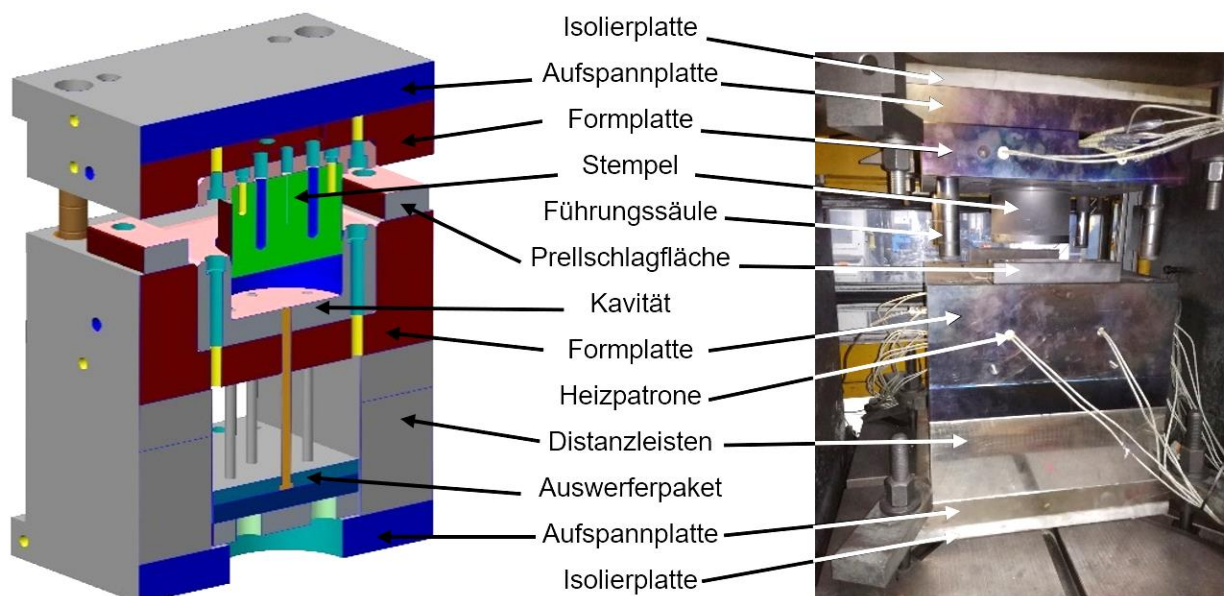


Bild 56: Verwendetes modulares Formgebungswerkzeug

Um ein vorzeitiges Erstarren des erwärmten Halbzeugs im Werkzeug zu verhindern und somit die Formfüllung zu verbessern, werden Formgebungswerkzeuge für das Thixoschmieden üblicherweise vorgeheizt. Für den entwickelten Werkzeugaufbau wurde darauf geachtet, dass die Aktivelemente möglichst homogen temperiert wurden. Zum Einsatz kamen hierfür elektrische Heizpatronen, da sich diese relativ konturnah im Formgebungswerkzeug mittels Bohrungen einbringen lassen. Die Temperatur ist durch die Verwendung von elektrischen Heizpatronen in einem Bereich von Umgebungstemperatur bis 450 °C einstellbar. Die Auswahl der für die Werkzeugtemperierung benötigten Heizelemente sowie deren Positionierung im Formgebungswerkzeug erfolgten mithilfe einer thermodynamischen Auslegung, welche bereits während des Konstruktionsprozesses durchgeführt wurde. Hierzu wurden mehrere thermisch-transiente Simulationen mithilfe der FEM-Software Ansys Workbench durchgeführt. Diese Software ermöglicht eine numerische Berechnung sowie Visualisierung der Temperaturverteilung und der auftretenden Wärmeströme im Werkzeug. Durch die geeignete Definition von Randbedingungen wurden sowohl die Werkstoffparameter als auch sämtliche auftretende Umgebungsparameter wie z. B. das Emissionsverhalten der Wärmestrahlung des Werkzeugkörpers oder die Umgebungstemperatur vorgegeben. In Tabelle 14 sind die Randbedingungen der durchgeführten thermisch-transienten Simulationen zusammengefasst.

Tabelle 14: Randbedingungen der thermisch-transienten Simulationen für die thermodynamische Auslegung des entwickelten Formgebungswerkzeugs

Solverspezifische Simulationsparameter	
Lösungsansatz	Instationäre Lösung
Knotenanzahl des Rechnernetzes	28.592 Elemente
Elementanzahl des Rechnernetzes	17.514 Elemente
Erwärmungsspezifische Simulationsparameter	
Wärmeübergang an die Umgebung	Konvektion und Strahlung
Wärmeleitung in den Pressenstößel/-tisch	Perfekte Isolierung (keine Wärmeleitung)
Wärmestrom im Werkzeug	Vorgabe der Heizleistung
Wärmeleitung im Werkzeug	Vorgabe der temperatur- und werkstoffabhängigen Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität

Für eine realitätsnahe Simulation der zeitabhängigen Temperaturverteilung im Formgebungswerkzeug erfolgte eine Berücksichtigung des Wärmeübergangs an die Umgebung mithilfe der auftretenden Konvektion und Strahlung. Aufgrund der komplexen Ermittlung sowie numerischen Mo-

dellierung dieser Wärmeübergänge wurden die analytischen Berechnungen im Rahmen der thermisch-transienten Simulationen mit entsprechenden Vereinfachungen der Konvektion und Strahlung nach [5] durchgeführt. Die anschließende Berechnung der Temperaturverteilung im Formgebungswerkzeug erfolgte instationär, somit konnte das zeitabhängige Aufheizen des kalten Werkzeugs bis zu einer Betriebstemperatur von 400 °C numerisch abgebildet werden. Zur Minimierung der thermischen Belastung von Pressenstößel und Pressentisch wird bei Formgebungswerkzeugen sowohl auf der oberen als auch der unteren Aufspannplatte je eine Isolierplatte vorgesehen. Diese Isolierplatten sorgen für eine thermische Entkopplung des Formgebungswerkzeugs von der Presse und unterdrücken die Wärmeleitung fast vollständig. In den thermisch-transienten Simulationen wurde diese thermische Entkopplung der Kontaktflächen der Aufspannplatten durch die Vorgabe einer perfekten Isolierung, d. h. keine Wärmeleitung, als Randbedingung angenommen. Die Isolierplatten wurden daher nicht in der Simulation dargestellt.

Mithilfe dieser beschriebenen und in Tabelle 14 aufgeführten Simulationsparameter und Randbedingungen wurde das Formgebungswerkzeug thermodynamisch berechnet. Ziel dieser Berechnung war es, eine möglichst kurze Erwärmungsdauer sowie eine möglichst homogene Temperaturverteilung von 400 °C in allen Aktivelementen zu erzeugen. Um diese Ziele zu erreichen, wurden mehrere Simulationen unter Variation der Heizleistung und der Position der Heizpatronen durchgeführt und somit eine ideale Werkzeugtemperierung bestimmt. Das Ergebnis dieser simulativen Auslegung ist in Bild 57 dargestellt.

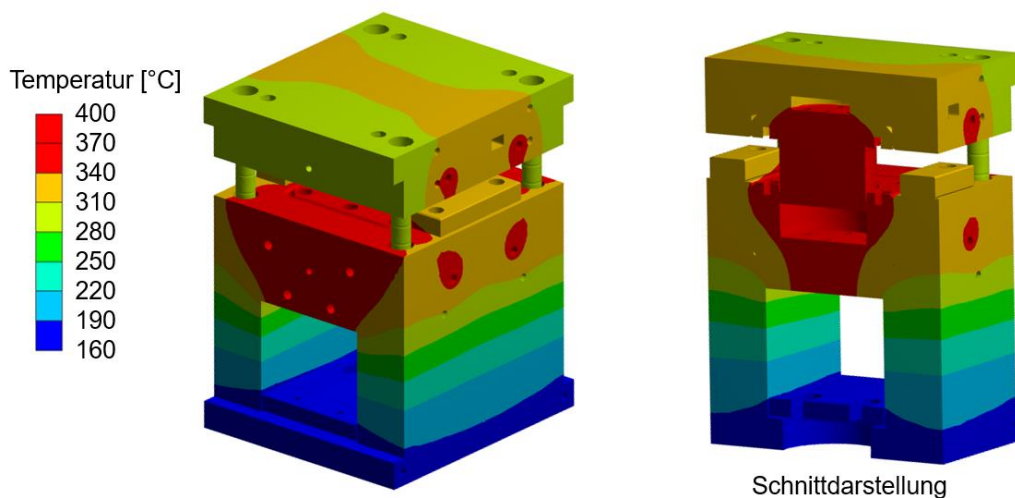


Bild 57: Simulationsergebnis der Temperaturverteilung im Formgebungswerkzeug nach einer Stunde Aufheizdauer (links: vollständiges Werkzeug; rechts: Darstellung als Schnitt durch die Aktiveile)

Die Ergebnisse der durchgeführten Simulationen zeigten, dass für eine optimale Temperierung des entwickelten Formgebungswerkzeugs eine Gesamtheizleistung von 16.000 Watt erforderlich war. Davon wurden 9.600 Watt im Unterteil des Formgebungswerkzeugs und 5.800 Watt im Oberteil

des Werkzeugs installiert. Im Unterteil des Formgebungswerkzeugs wurden somit 12 Heizpatronen mit einer Heizleistung von je 800 Watt mithilfe von horizontalen Bohrungen in die Formplatte eingebracht. Im Oberteil wurden 6 Heizpatronen mit einer Leistung von je 400 Watt mithilfe von vertikalen Bohrungen direkt in den Stempel installiert. Weiterhin wurden 4 Heizpatronen mit einer Heizleistung von je 800 Watt horizontal in die obere Formplatte eingebracht. Diese Konfiguration ermöglichte eine homogene Temperaturverteilung des Formgebungswerkzeugs innerhalb von einer Stunde auf die Prozesstemperatur von 400 °C. Für die Regelung der eingesetzten elektrischen Heizpatronen wurden im Formgebungswerkzeug Thermoelemente eingebracht. Diese Thermoelemente wurden über ein Regelgerät (Fa. WEMA, Typ WTK/M6) mit den Heizpatronen verbunden, wodurch die Heizpatronen mit Strom versorgt wurden, bis die gemessene Ist-Temperatur die vorgegebene Soll-Temperatur erreichte. Mithilfe dieses Reglers war es möglich, im Rahmen der Formgebungsversuche unterschiedliche Temperaturniveaus im Formgebungswerkzeug einzustellen und die vorgegebene Werkzeugtemperatur dauerhaft auch während der Thixo-Schmiedevorgänge auf einem gleichbleibenden Niveau zu halten.

5.2.3 Simulationsmodell des Formgebungsvorgangs im teilflüssigen Zustand

Die Modellierung des Formgebungsvorgangs im Anschluss an die Modellierung des induktiven Erwärmungsvorgangs (siehe Kapitel 5.1.2) unterteilte sich in zwei Stufen. In der ersten Stufe wurde mittels einer thermisch-transienten Analyse die Auswirkung des Transfervorgangs von der Induktionsspule in den Arbeitsraum der Presse auf die Temperaturverteilung im Halbzeug berechnet. Dieser Transfervorgang findet stets im Anschluss an den induktiven Erwärmungsvorgang statt und erfolgte im Rahmen der hier vorgestellten experimentellen Untersuchungen manuell mit einer Zange von der Spule in den Arbeitsraum der Presse. Dieser Transfervorgang dauert etwa 3 bis 5 Sekunden. Im Anschluss an die Modellierung des Transfervorgangs erfolgte die Modellierung des Formgebungsvorgangs. In Bild 58 ist der prinzipielle Ablauf der Modellierung des Formgebungsvorgangs bestehend aus Transfer- und Formgebungsvorgang dargestellt. Zu Beginn der Modellierung wurde das geometrische Simulationsmodell (Berechnungsgebiet) erstellt. Dieses bestand aus den Aktivteilen (Stempel und Kavität) des Formgebungswerkzeugs und dem Halbzeug. Die formgebenden Strukturen (Aktivteile des Formgebungswerkzeugs) wurden als starr und somit lediglich geometrisch ohne FE-Netz modelliert. Anschließend wurde das Ergebnis, d. h. die Temperaturverteilung im Halbzeug nach der induktiven Erwärmung, aus der vorangegangenen induktiven Erwärmungssimulation (siehe Kapitel 5.1.2) für das Halbzeug inklusive des verwendeten FE-Netzes in das Simulationsmodell des Formgebungsvorgangs importiert. Ebenso erfolgten die Definition der thermischen und mechanischen Materialparameter (siehe Kapitel 4) sowie die Vorgabe der Formgebungsparameter, wie z. B. Werkzeugtemperatur und Umformgeschwindigkeit, auf welche in den nachfolgenden Abschnitten genauer eingegangen wird.

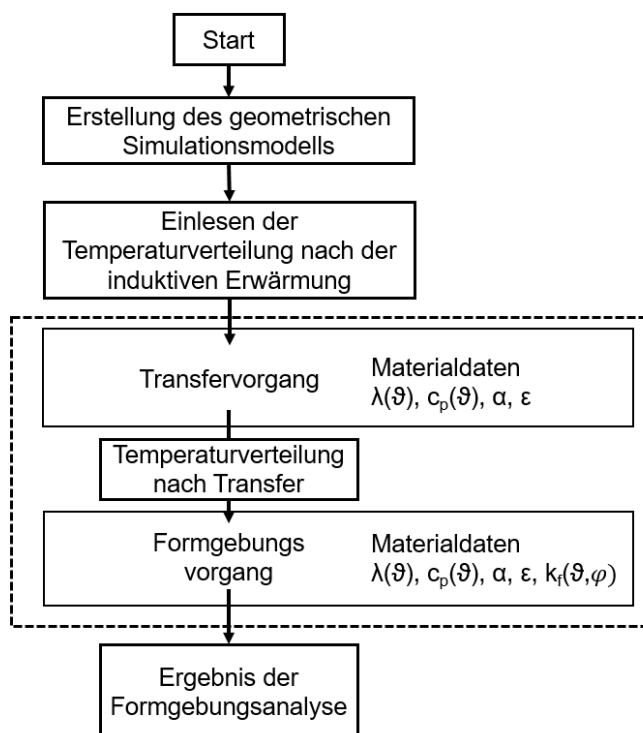


Bild 58: Ablauf der numerischen Berechnungsmethode für den Formgebungsvorgang

Für die numerische Modellierung des Formgebungsvorgangs wurde wie bei der Modellierung des induktiven Erwärmungsvorgangs auch das FEM-Umformsimulationsprogramm DEFORM eingesetzt. Um die Berechnung des Umformvorgangs in DEFORM zu ermöglichen, musste zunächst ein Simulationsmodell mit den entsprechenden geometrischen Abmessungen aufgebaut werden. Weiterhin wurden zusätzlich zu den für die induktive Erwärmung benötigten Materialkennwerten weitere Materialkennwerte und Prozessparameter benötigt.

Die bekannten Parameter des Formgebungsvorgangs stellen dar:

- die Geometrie des Formgebungswerkzeugs,
- die Geometrie des Werkstücks,
- der Werkstoff des Halbzeugs,
- der Werkstoff des Formgebungswerkzeugs,
- sowie die Formgebungsgeschwindigkeit.

Der geometrische Aufbau des Simulationsmodells, bestehend aus Formgebungswerkzeug und Halbzeug, ist in Bild 59 dargestellt. Aufgrund der Symmetrie kann, wie bei der Modellierung der induktiven Erwärmung, auch ein 2D Modell verwendet und berechnet werden. Das Formgebungswerkzeug, bestehend aus Stempel und Kavität, wurde als Starrkörper definiert und benötigte daher keine Vernetzung oder Materialdefinition. Das Halbzeug wurde während der Formgebung zu einer Scheibe mit der Höhe von 15 mm und dem Durchmesser von 150 mm geformt (siehe auch Geometrie der Werkzeugkavität in Kapitel 5.2.2).

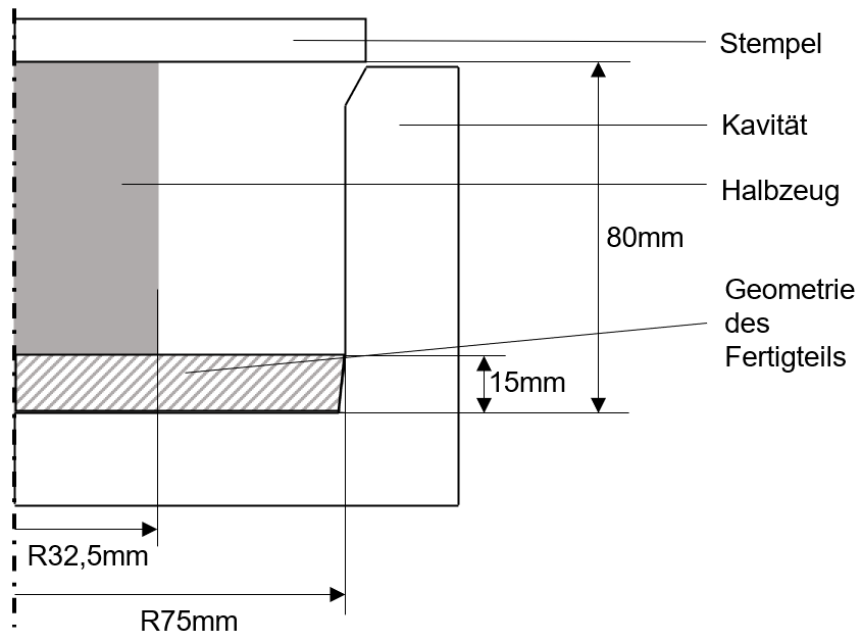


Bild 59: Geometrischer Aufbau des Simulationsmodells für die Formgebungssimulation

Für das Halbzeug wurden die in Kapitel 4 beschriebenen temperaturabhängigen Materialkennwerte hinterlegt. Für die eigentliche Formgebung waren dabei die in Kapitel 4.2.2 aufgenommenen Fließkurven im teilflüssigen Bereich von größter Bedeutung, da diese das Fließverhalten der metallischen Legierung im teilflüssigen Zustand beschreiben. DEFORM ermöglicht zwei Optionen, um solche Fließeigenschaften zu hinterlegen. Es können entweder die ermittelten Fließkurven direkt in DEFORM hinterlegt oder ein analytisches Modell mithilfe einer User-Routine implementiert werden. Werden Fließkurven als Wertepaare direkt in DEFORM hinterlegt, erfolgt für Formgebungszustände ohne experimentelle Daten eine Berechnung mittels Interpolation. Dabei kann zwischen einer linearen oder logarithmischen Interpolationsmethode gewählt werden. Dies setzt voraus, dass das Fließverhalten der Legierung umfassend charakterisiert wurde, um Fehler aufgrund der Interpolation zu minimieren. Durch den Einsatz eines analytischen Modells kann zum einen der Aufwand für die Materialcharakterisierung verringert und zum anderen der Fehler aufgrund der Interpolation klein zu halten. In Kapitel 2.3.2 sind die bisher bekannten Modelle zur Berechnung von Fließkurven im teilflüssigen Zustand beschrieben. Diese Modelle weisen noch Schwächen auf, da eine vollständige Abbildung der Fließkurve noch nicht gegeben ist. Daher wurde für die hier vorgestellten Untersuchungen ein neues analytisches Materialmodell für die Fließspannung von Metallen im teilflüssigen Zustand entwickelt. Dieses Materialmodell wird im nachfolgenden Abschnitt beschrieben. Für die Kalibrierung des neuartigen Fließkurvenmodells wurden die in Kapitel 4.2.2 ermittelten Fließkurven im teilflüssigen Zustand verwendet. Das entwickelte Modell ermöglicht im Anschluss an die Kalibrierung die zuverlässige Berechnung von Fließkurven bis zu einem Flüssigphasenanteil im für das Thixoschmieden relevanten Bereich von Beginn des Aufschmelzens bis ca. 50 % Flüssigphase.

5.2.4 Entwicklung eines analytischen Modells zur Beschreibung des Fließverhaltens metallischer Werkstoffe im teilflüssigen Zustand

Das Fließverhalten metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand unterscheidet sich signifikant vom Fließverhalten fester Werkstoffe. Dieser Sachverhalt wurde bereits in Kapitel 2.3.2 ausgeführt. Ebenso wurden in diesem Kapitel bisher bekannte analytische Ansätze zur Beschreibung solcher Fließkurven vorgestellt. Jedoch existiert bisher kein Modell, welches ganzheitlich die Charakteristik einer Fließkurve im teilflüssigen Zustand unter Berücksichtigung der Abhängigkeit von Umformgrad φ , Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und Temperatur ϑ bzw. Flüssigphasenanteil f_L beschreibt. Im Folgenden wird die Vorgehensweise zur Entwicklung des neuartigen analytischen Modells zur Beschreibung von Fließkurven metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand beschrieben. Auszüge hieraus wurden bereits veröffentlicht [148].

Zunächst erfolgte eine theoretische Betrachtung einer charakteristischen Fließkurve einer Metalllegierung im teilflüssigen Zustand und der im Gefüge stattfindenden Vorgänge. In Bild 60 ist auf der linken Seite eine exemplarische Fließkurve dargestellt. Diese Fließkurve kann in die Bereiche A, B und C eingeteilt werden. Die hier vorgestellte Einteilung steht im Widerspruch zu der Einteilung nach [101], welche in Kapitel 2.3.2 beschrieben wurde.

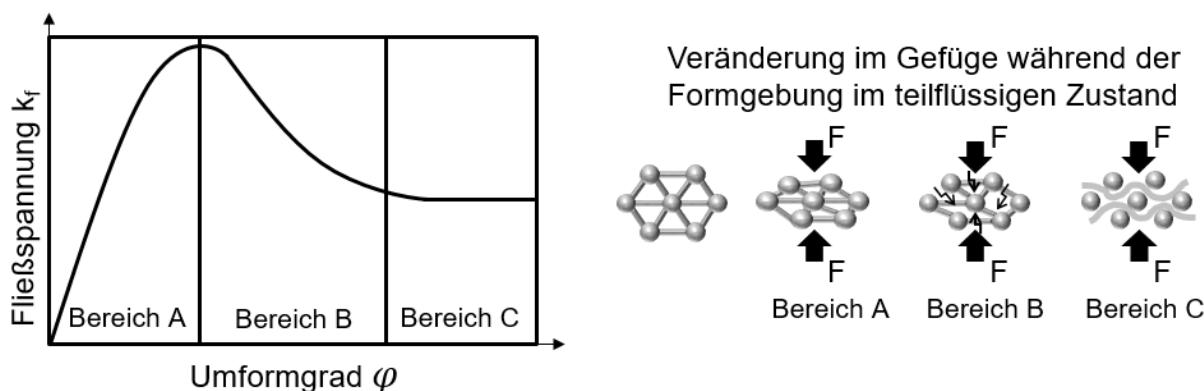


Bild 60: Einteilung einer Fließkurve von Metalllegierungen im teilflüssigen Zustand und Modelldarstellung des Gefüges für diese unterschiedlichen Bereiche

Bei der hier vorgenommenen Einteilung ist der Bereich A durch einen starken, quasi linearen Anstieg der Fließspannung gekennzeichnet und wird im Folgenden als „Kompressionsbereich“ benannt. In diesem Bereich wird das Gefüge (siehe Bild 60 rechts), bestehend aus einem Festphasenskelett und darin eingeschlossener Flüssigphase, verformt, ohne dass es zu einem Aufbrechen des Festphasenskeletts kommt. Im Bereich B beginnt die Fließspannung logarithmisch abzufallen. Dieser Vorgang lässt sich mit dem Aufbrechen des Festphasenskeletts erklären, wodurch der Gefügezusammenhalt immer weiter zerstört wird und die festen Körner beginnen, in der flüssigen Matrix abzugleiten. Dieser Bereich wird im Folgenden als „Entfestigungsbereich“ bezeichnet. Der Bereich C ist durch eine quasi konstante Fließspannung gekennzeichnet. In diesem Bereich ist das

Festphasenskelett vollständig aufgebrochen und die festen Körner gleiten und rotieren bei niedriger Viskosität relativ frei in der flüssigen Matrix. Dieser Bereich wird als „Steady-State-Bereich“ bezeichnet.

Ausgehend von dieser Einteilung lassen sich die einzelnen Bereiche der Fließkurve mathematisch in Abhängigkeit des Umformgrads φ , der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und der Temperatur ϑ beschreiben. Der Kompressionsbereich A kann durch eine lineare Gleichung (siehe Gl. 35) beschrieben werden. Die Konstante a ist eine von der Temperatur und der Umformgeschwindigkeit abhängige Konstante.

$$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, \vartheta) = a(\dot{\varphi}, \vartheta) \cdot \varphi \tag{Gl. 35}$$

Der Entfestigungsbereich B kann mathematisch mithilfe von Gl. 36 beschrieben werden. Durch die Konstanten b und h wird die Charakteristik der Entfestigung des Materials beschrieben. Die Konstante φ_0 ist von der Temperatur abhängig und beschreibt den Umformgrad der Maximalspannung.

$$k_f(\varphi, \vartheta) = b \cdot e^{-h \cdot (\varphi + \varphi_0(\vartheta))^2} \tag{Gl. 36}$$

Der Steady-State Bereich C kann durch eine Konstante in Abhängigkeit der Temperatur und der Umformgeschwindigkeit (siehe Gl. 37) beschrieben werden.

$$k_f(\dot{\varphi}, \vartheta) = c(\vartheta, \dot{\varphi}) \tag{Gl. 37}$$

Die einzelnen Bereiche sind in Bild 61 schematisch dargestellt.

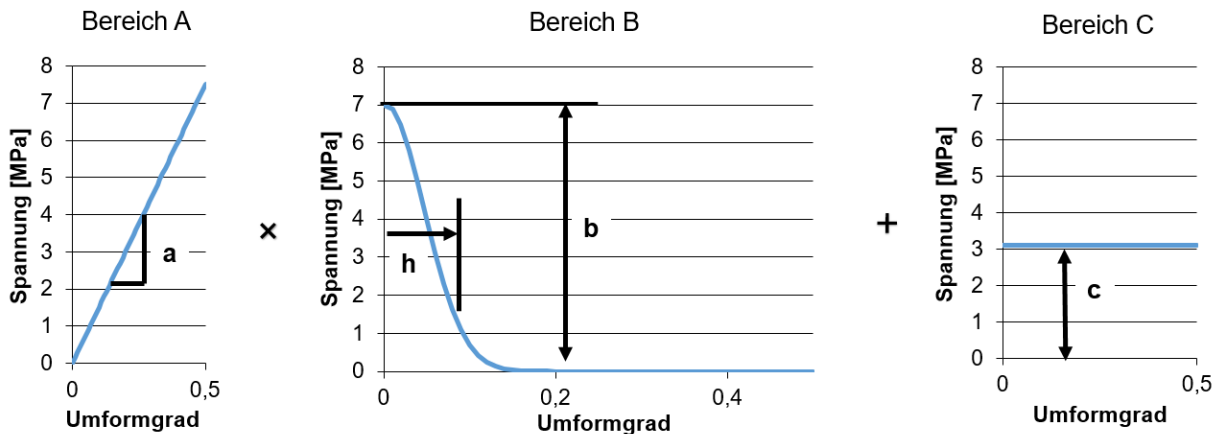


Bild 61: Schematische Darstellung der mathematischen Beschreibung der einzelnen Fließkurvenbereiche

Durch Multiplikation der mathematischen Beschreibung von Bereich A und Bereich B sowie durch Addition von Bereich C kann eine Fließkurve für metallische Legierungen im teilflüssigen Zustand mathematisch vollständig beschrieben werden (siehe Gl. 38):

$$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, \vartheta) = a(\dot{\varphi}, \vartheta) \cdot \varphi \cdot b \cdot e^{-h \cdot (\varphi + \varphi_0(\vartheta))^2} + c(\vartheta, \dot{\varphi}) \tag{Gl. 38}$$

Dabei ist der Parameter a , welcher die initiale Steigung im Bereich A beschreibt, von der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und der Temperatur ϑ abhängig und kann durch folgende Gleichung beschrieben werden (Gl. 39):

$$a(\dot{\varphi}, \vartheta) = (a_1 * \vartheta^2 + a_2 * \vartheta + a_3) * \dot{\varphi} + a_4 * \vartheta^2 + a_5 * \vartheta + a_6 \quad \text{Gl. 39}$$

Weiterhin kann der Parameter φ_0 bei einigen Werkstoffen von der Temperatur ϑ abhängig sein. Der Parameter beschreibt dabei eine Verschiebung der maximalen Fließspannung in Abhängigkeit von der Temperatur. Bei den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffen liegt eine solche Abhängigkeit für die Legierung AlSi7Mg0,3 vor (siehe Kapitel 4.2.2) und kann durch die nachfolgende Gleichung Gl. 40 beschrieben werden:

$$\varphi_0(\vartheta) = d_1 * \vartheta + d_2 \quad \text{Gl. 40}$$

Die Konstante c , welche den Bereich C beschreibt, ist maßgeblich von der Temperatur ϑ und der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ abhängig und lässt sich ausformuliert durch folgenden Term beschreiben:

$$c(\dot{\varphi}, \vartheta) = c_1 * \vartheta^2 + c_2 * \vartheta + c_3 + \frac{\dot{\varphi}}{c_4} \quad \text{Gl. 41}$$

Mit den in Kapitel 4.2.2 aufgenommenen Messwerten aus den Stauchversuchen im teilflüssigen Zustand konnte dieses Modell kalibriert werden. Für die einzelnen Konstanten ergaben sich für die Legierung AlSi7Mg0,3 die in Tabelle 15 dargestellten Werte.

Tabelle 15: Modellparameter für die Fließspannung von AlSi7Mg0,3

Koeffizienten	Parameterwert
$a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6$	0,03; -34,17; 9888; 0,03; -36,46; 10798
b	2
c_1, c_2, c_3, c_4	0,056; -64,5; 18698; 10
d_1, d_2	0,03; -17,03
h	18

Werden diese Konstanten in das Modell (Gl. 38) eingesetzt, lassen sich Fließkurven für verschiedene Temperaturen und Scherraten dieser Legierung ausgeben. Zu beachten ist hierbei, dass dieses Modell für Temperaturen zwischen Beginn des Aufschmelzens und Erreichen von ca. 50 % Flüssigphase der Legierung geeignet ist. Bei Flüssigphasen mit einem Anteil höher als 50 % werden die Fließspannungen teilweise negativ aufgrund der mathematischen Formulierung. Für Flüssig-

phasenanteile größer als 50 % sollte im Allgemeinen eine Modellierung mittels Viskositätsmodellen erfolgen, da sich die Legierung mit einem Flüssigphasenanteil von mehr als 50 % wie eine Flüssigkeit anstelle eines Festkörpers verhält.

Die mittels des Modells berechneten Fließkurven für die Legierung AlSi7Mg0,3 und die aufgenommenen Messwerte am Beispiel der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi} = 1$ sind in Bild 62 gegenübergestellt. Dabei zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung der berechneten Fließkurven mit den aufgenommenen Messwerten. Die größte Abweichung zwischen Modell und Messwert sind für kleine Umformgrade unter einem Wert von 0,1 zu erkennen. Für diesen Bereich liegen die aufgenommenen Messwerte unterhalb der im Modell berechneten Fließspannung. Diese Abweichung zwischen Modell und Messung führte bei den in den nachfolgend durchgeführten Berechnungen zu keinen größeren Abweichungen, weshalb diese Abweichung als vernachlässigbar eingestuft wurde. Die im Modellansatz vorliegende höhere Fließspannung zu Beginn der Formgebung lässt sich ebenso mit Erklärung nach [149] stützen. In dieser Arbeit wird beschrieben, dass metallische Legierungen im teilflüssigen Zustand einen geringen elastischen Anteil besitzen, welcher abhängig von der vorliegenden Temperatur und der aufgetragenen Schergeschwindigkeit ist. Eine vollständige Gegenüberstellung zwischen aufgenommener Fließkurven und berechneter Fließkurven für die weiteren betrachteten Temperaturen und Scherraten der Legierung AlSi7Mg0,3 ist im Anhang in Kapitel 10.1 dargestellt.

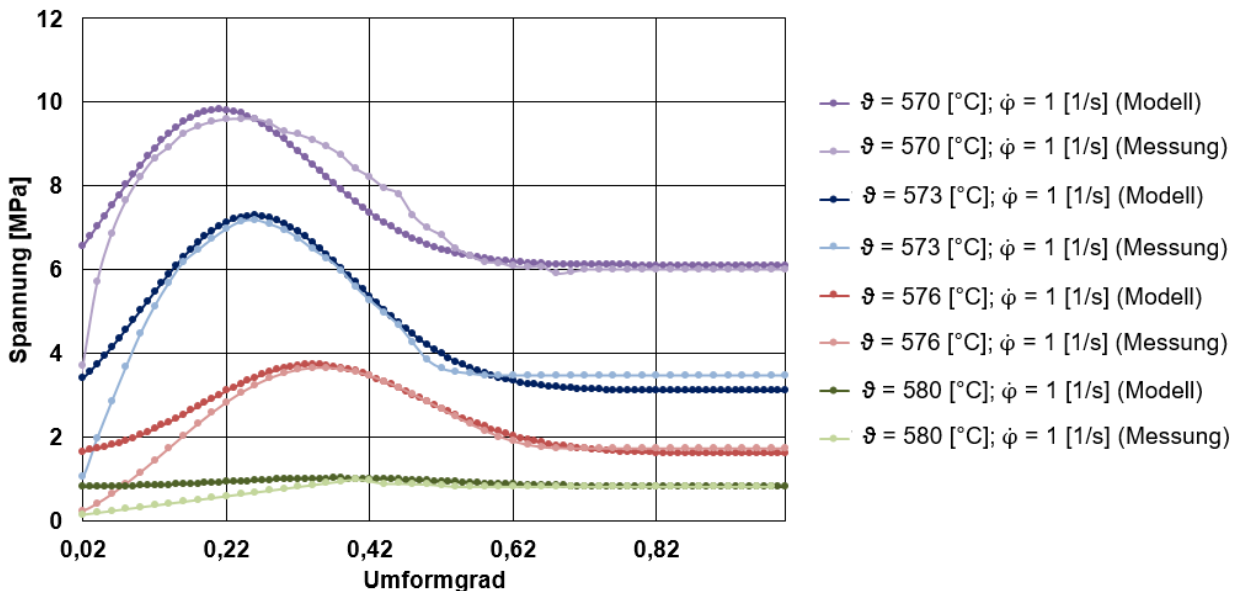


Bild 62: Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells für den Temperaturbereich zwischen 570 und 580 °C mit den gemessenen Fließkurven für die Legierung AlSi7Mg0,3 am Beispiel der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi} = 1$ [1/s]

Ebenso wurde das entwickelte Modell für die Legierung AlMgSi1 kalibriert. Auch hier konnte eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Modell und den Messungen mittels Zylinderstauchversuch erreicht werden. Die entsprechenden Ergebnisse sind im Anhang in Kapitel 10.1 dargestellt.

5.2.5 Ermittlung der wesentlichen Einflussfaktoren auf die Formgebung im teilflüssigen Zustand

Nach Ermittlung aller für den Formgebungsvorgang relevanten Materialkennwerte wurde der Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter auf die Formgebung im teilflüssigen Zustand numerisch untersucht. Um dabei eine möglichst exakte Abbildung des Formgebungsvorgangs zu ermöglichen, wurde im Rahmen dieser Arbeit der vorangegangene induktive Erwärmungsvorgang bei der Modellierung des gesamten Verfahrensablaufes mitberücksichtigt. Dazu diente das Ergebnis der induktiven Erwärmungssimulation aus Kapitel 5.1 als Eingangsgröße. Die zusätzlich zu untersuchenden Einflussfaktoren auf das Simulationsergebnis des Formgebungsvorgangs ergeben sich nach [1], [6], [18] aus:

- der Transferdauer zwischen Induktionsspule und Formgebungswerkzeug,
- den Kontaktbedingungen (Reibung und Wärmeübergangskoeffizient) zwischen Formgebungswerkzeug und Halbzeug,
- der Stößelgeschwindigkeit/ Umformgeschwindigkeit,
- und der Werkzeugtemperatur.

Die Ergebnisse dieser Analysen sind in den nachfolgenden Abschnitten für ein monolithisches Halbzeug aus der Legierung AlSi7Mg0,3 dargestellt.

5.2.6 Einfluss der Transferdauer zwischen Erwärmung und Formgebung

Die Transferdauer zwischen Induktionsspule und Formgebungswerkzeug führt zu einem Abkühlen des Halbzeugs im Anschluss an den Erwärmungsvorgang. Dauert dieser Vorgang zu lange oder wurde die Zieltemperatur der Erwärmung falsch gewählt, kann es zu einer frühzeitigen Erstarrung des Materials und damit einhergehenden schlechteren Formgebungseigenschaften im Randbereich des Halbzeugs kommen. Die Transferdauer wird bei den meisten Anwendungen genutzt, um eine Homogenisierung der Temperaturverteilung über den Halbzeugquerschnitt zu erreichen und somit den Einfluss des Skin-Effekts zu kompensieren. Der manuelle Transfer zwischen Induktionsspule und Formgebungswerkzeug erfolgte im Rahmen der hier vorgestellten experimentellen Untersuchungen mithilfe einer Zange. Die Transferdauer betrug ca. 3 bis 4 Sekunden. In Bild 63 ist der numerisch berechnete Unterschied der Temperaturverteilung über den Halbzeugquerschnitt direkt nach der induktiven Erwärmung und nach einer Transferdauer von vier Sekunden beispielhaft abgebildet. Aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit innerhalb des Halbzeugs wird eine deutliche Homogenisierung der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt erreicht. Weiterhin verschiebt sich das Temperaturmaximum vom Randbereich des Halbzeugs weiter in Richtung des Halbzeugkerns. Die Randbereiche (Stirn- und Mantelfläche) des Halbzeugs kühlen

an der kälteren Umgebungsluft (20°C) aus. Dieser Temperaturverlust im Randbereich beträgt ca. 2-3 °C im Vergleich zur Temperatur direkt am Anschluss an die induktive Erwärmung.

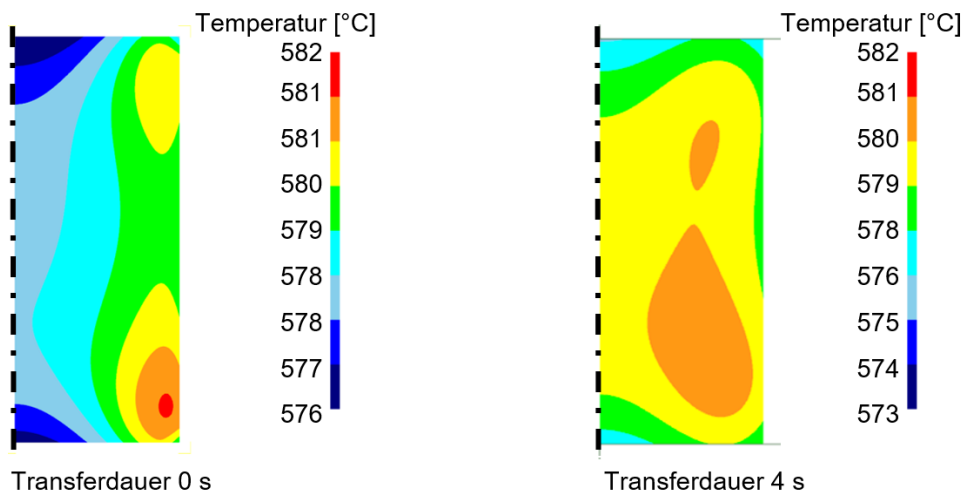


Bild 63: Vergleich der Temperaturverteilung bei einer Transferdauer von 0 s und 4 s

Für die numerische Untersuchung des Einflusses der Transferdauer im Anschluss an die induktive Erwärmung wurden Simulationsrechnungen mit unterschiedlichen Transferdauern (von 0 bis 4 Sekunden) und anschließender Formgebung durchgeführt. Eine Transferdauer von null Sekunden ist bei bisherigen Formgebungssimulationen üblich, da diese Simulationen weder den Einfluss der vorangegangenen Erwärmung des Halbzeugs noch den Halbzeugtransfer berücksichtigen. In diesen Fällen wird daher stets von einem homogen erwärmten Halbzeug ausgegangen. Wird die induktive Erwärmung des Halbzeugs in die numerische Berechnung des Umformvorgangs miteinbezogen, muss auch zwingend die Transferdauer berücksichtigt werden, da sich dabei die Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt deutlich ändert.

Der Einfluss der Transferdauer auf das Formgebungsverhalten und die Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt des Halbzeugs ist in Bild 64 dargestellt. Hierbei sind deutliche Unterschiede in der Temperaturverteilung zu erkennen, die maximale Temperatur nimmt mit höherer Transferdauer ab. Zudem verschiebt sich der Bereich der maximalen Temperatur mit steigender Transferdauer in das Halbzeuginnere. Ebenso zeigt sich ein signifikanter Unterschied der Ausformung an der Mantelfläche des Halbzeugs in Abhängigkeit von der Transferdauer, welche auf ein verändertes Fließverhalten während der Formgebung zurückzuführen ist. Das Aufbauchen der Mantelfläche erfolgt bei einer Transferdauer von null und einer Sekunde noch mittig, analog zu einem konventionellen Stauchversuch. Auch weisen die Kontaktflächen zum Werkzeug eine geringere Abkühlung auf. Im Gegensatz dazu besitzen die geformten Halbzeuge bei Transferzeiten von drei und vier Sekunden eine sichtbar abgekühlte Stirn- und Mantelfläche. Diese Randschicht besitzt eine höhere Festigkeit und das Fließvermögen des Werkstoffs wird verschlechtert. Somit beginnt das Material aufgrund des niedrigeren Fließwiderstands aus den wärmeren Bereichen zu

fließen, welche sich im unteren Bereich des Halbzeugs befinden. Dies hat zur Folge, dass das Halbzeug nicht mehr mittig ausbaucht, sich dieser Bereich nach unten verschiebt und somit die Formfüllung der Werkzeugkavität maßgeblich beeinflusst wird. Diese Untersuchungsergebnisse zeigen deutlich, dass die Transferdauer bei der Formgebungssimulation berücksichtigt werden muss. Für die nachfolgenden Simulationen wurde daher eine Transferdauer von vier Sekunden angenommen, da diese den gemessenen Werten der realen Formgebungsversuche entsprach.

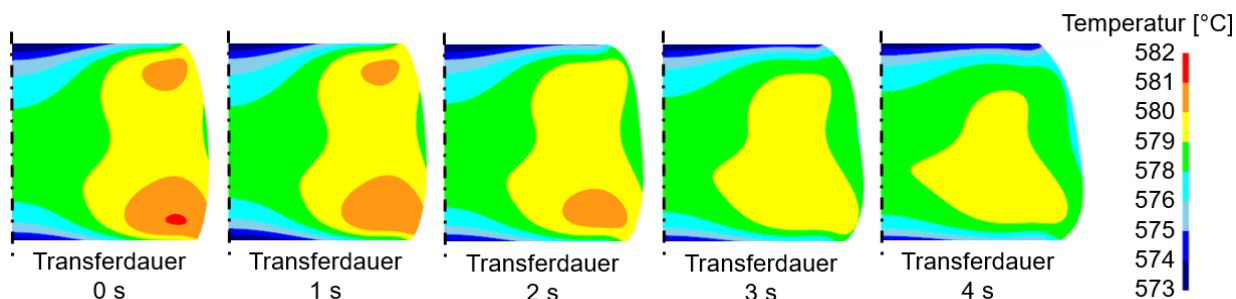


Bild 64: Einfluss unterschiedlicher Transferdauern auf das Formgebungsverhalten des Halbzeugs aus AlSi7Mg0,3

5.2.7 Einfluss der Kontaktbedingungen zwischen Formgebungswerkzeug und Halbzeug

Im folgenden Abschnitt werden die durchgeführten numerischen Untersuchungen zum Einfluss der gewählten Kontaktbedingungen zwischen Formgebungswerkzeug und Halbzeug auf die Formgebung vorgestellt. Die beiden untersuchten Einflussfaktoren bildeten der Reibungs- und auch der Wärmeübergangskoeffizient zwischen dem Formgebungswerkzeug und dem Halbzeug. Die Kontaktbedingungen wurden wie bei der induktiven Erwärmung auch über „Master“- und „Slave“-Bedingungen vorgegeben. Die Werkzeugaktivteile (Stempel und Kavität) wurden als „Master“- und das Halbzeug als „Slave“ definiert.

Zunächst werden die Ergebnisse der numerischen Untersuchungen bezüglich des Einflusses des verwendeten Reibwerts vorgestellt. Die Reibung wurde in DEFORM nach dem Reibgesetz von „Coulomb“ modelliert. Die Variation der Reibwerte und der Einfluss auf die Formgebung wurden im Folgenden aus Erfahrungswerten und den Richtwerten der DEFORM Software abgeleitet. Die System Documentation in DEFORM [80] gibt als Reibwert für Warmumformungsprozesse ohne spezielle Schmierung einen Wert von 0,14 (Coulomb) vor, für geschmierte Warmumformungsprozesse wird ein Reibwert von 0,1 (Coulomb) genannt. Bisherige numerische Berechnungen von Formgebungsprozessen im teilflüssigen Zustand wurden oftmals mit einem Reibwert von 0,07 (Coulomb) durchgeführt. Daher wurde der Einfluss dieser drei Werte auf das Fließverhalten bei der Formgebung im teilflüssigen Zustand numerisch untersucht.

Die Ergebnisse der durchgeführten numerischen Berechnungen für die drei unterschiedlichen Reibwerte sind in Bild 65 dargestellt. Die Mantelfläche des Halbzeugs verformte sich für alle der

drei untersuchten Reibwerte nahezu identisch. Ein nennenswerter Einfluss des Reibwerts auf das Formfüllverhalten im teilflüssigen Zustand im Bereich von 0,07 bis 0,14 konnte daher nicht nachgewiesen werden. Es wird angenommen, dass aufgrund der sehr niedrigen Formgebungskräfte der Einfluss der Reibung auf das Formgebungsverhalten vernachlässigt werden kann.

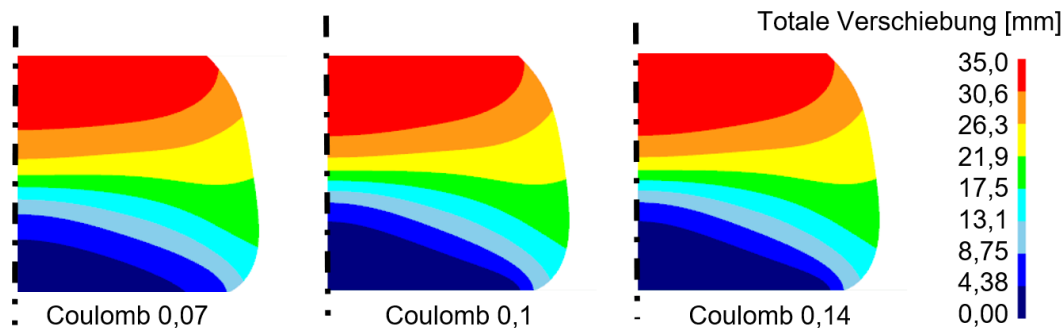


Bild 65: Einfluss unterschiedlicher Reibwerte auf Fließverhalten des Halbzeugs aus AlSi7Mg0,3 während der Formgebung im teilflüssigen Zustand

Die realen Formgebungsuntersuchungen werden in der Praxis häufig mit dem Schmiermittel Molykote (MoS₂) durchgeführt. Dieses Schmiermittel besitzt neben der schmierenden vor allem eine trennende Wirkung, sodass es hauptsächlich eingesetzt wird, um das Bauteil im Anschluss an die Formgebung prozesssicher aus dem Formgebungswerkzeug entnehmen zu können und ein Aufschweißen auf die Kavität zu verhindern. Die weiteren numerischen Untersuchungen wurden mit einem Reibwert von 0,1 (Coulomb) durchgeführt. Sollte es zu einer vorzeitigen Erstarrung des Materials während der Formgebung im teilflüssigen Zustand kommen, bildet dieser Reibwert die auftretende Reibung aufgrund der Kombination von Schmiermittel und Temperatur am besten ab. Nach der Untersuchung des Einflusses der Reibung erfolgte die genauere numerische Analyse des Einflusses des Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Formgebungswerkzeug und Halbzeug auf den Formgebungsprozess. Hierzu wird in der Literatur in Abhängigkeit des vorliegenden Umformprozesses unterschiedliche Richtwerte für Wärmeübergangskoeffizienten in einem Bereich zwischen 1 und 11 W/mm²K empfohlen [80]. Für Warmumformprozesse wird z. B. ein Wärmeübergangskoeffizient von 5 W/mm²K und für den Kontakt ohne Belastung ein Wert von 1 W/mm²K angegeben. Um den Einfluss des gewählten Wärmeübergangskoeffizienten auf den Formgebungsprozess zu untersuchen, wurden daher Simulationen für die drei Werte 1, 5 und 11 W/mm²K durchgeführt. Diese drei Werte wurden als Wärmeübergangskoeffizient definiert und deren Einfluss auf ein homogen erwärmtes Halbzeug in Kontakt mit dem Formgebungswerkzeug, welches eine Temperatur von 20 °C aufwies, untersucht. Die Temperaturverteilung im Halbzeug aus AlSi7Mg0,3 für einen Umformweg von 10 mm sind in Bild 66 dargestellt. Die unterschiedlichen Wärmeübergangskoeffizienten zeigten einen deutlichen Einfluss auf die Formgebung. Je größer

der Wärmeübergangskoeffizient, desto stärker kühlt die Stirnfläche des Halbzeugs ab und aufgrund der deutlich niedrigeren Temperatur wird das Material am Fließen gehemmt. Der Wärmeübergangskoeffizient von $11 \text{ W/mm}^2\text{K}$ kühlt die Stirnfläche des Halbzeugs derart schnell ab, dass es zu einem Auspressen des warmen Materials aus der Mitte des Halbzeugs kommt, während die Stirnfläche nahezu keine Umformung erfährt. Der Wärmeübergangskoeffizient von $1 \text{ W/mm}^2\text{K}$ zeigte nur eine sehr geringe Abkühlung der Stirnfläche des Halbzeugs und kann bei einer Werkzeugtemperatur von $20 \text{ }^\circ\text{C}$ nicht der Realität entsprechen. Ein Wärmeübergangskoeffizient von $5 \text{ W/mm}^2\text{K}$ zeigte eine geringere Abkühlung der Stirnfläche im Vergleich zur Berechnung mit $11 \text{ W/mm}^2\text{K}$, welche sich auch mit den Beobachtungen bei realen Versuchen deckt. Daher wurde für die nachfolgenden numerischen Berechnungen ein Wärmeübergangskoeffizient von $5 \text{ W/mm}^2\text{K}$ zwischen dem erwärmten Halbzeug und den Werkzeugwirkflächen des Formgebungswerkzeugs verwendet.

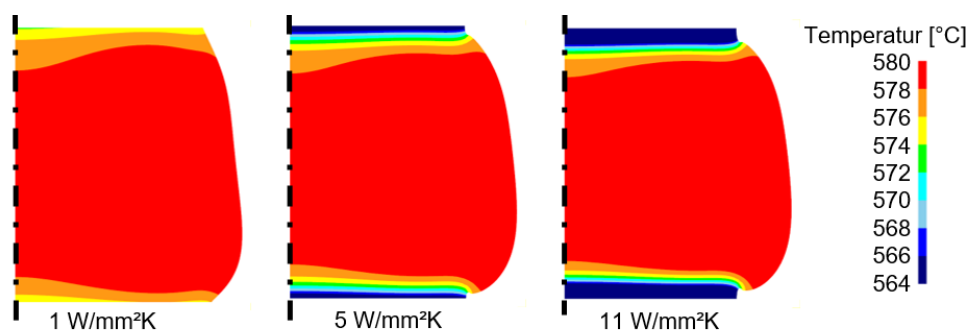


Bild 66: Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten zu den Werkzeugwirkfläche auf die Formgebung des Halbzeugs aus AlSi7Mg0,3

5.2.8 Einfluss des Weg-Geschwindigkeitsprofils des Pressenstößels auf den Formgebungsprozess

Das Weg-Geschwindigkeitsprofil des Pressenstößels ist einer der Prozessparameter des Thixoschmiedens mit dem größten Einfluss auf den Formgebungsprozess. Die Stößel- bzw. Umformgeschwindigkeit muss derart eingestellt werden, dass zum einen eine schnelle Umformung erfolgt, um eine frühzeitige Erstarrung des Werkstoffs während der Formgebung zu unterdrücken. Zum anderen darf die Geschwindigkeit nicht zu hoch gewählt werden, da es ansonsten zum Auspressen/-spritzen der Flüssigphase und zu turbulentem Fließverhalten des teilflüssigen Materials in der Werkzeugkavität kommen kann. Um ideale Bauteileigenschaften zu erreichen, sollte bei der Formgebung im teilflüssigen Zustand ein möglichst laminarer Werkstofffluss eingestellt werden [35], [149]. Das in Versuchen ermittelte Weg-Geschwindigkeitsprofil des Pressenstößels für das in dieser Arbeit verwendete Versuchswerkzeug „Scheibe“ ist in Bild 67 a) abgebildet. Der Stempel setzt bei einem Stößelweg von ca. 65 mm vor UT auf dem Halbzeug auf und formt dieses anschließend mit dem eingestellten Geschwindigkeitsprofil um. Die Aufsetzgeschwindigkeit beträgt ca.

120 mm/s. Anschließend wird die Umformgeschwindigkeit zunächst auf 50 mm/s reduziert, um ein Auspressen der Flüssigphase zu Beginn der Formgebung zu verhindern. Ab einem Stößelweg von 50 mm vor UT wird die Stößelgeschwindigkeit wieder auf 100 mm/s erhöht, um ein frühzeitiges Erstarren des Werkstoffs während der Formgebung zu unterdrücken. Schließlich wird die Geschwindigkeit sukzessive bis auf 0,1 mm/s verringert, um einen laminaren Stofffluss über den noch verbleibenden Umformweg beizubehalten. Die hohen Stößelgeschwindigkeiten vor der Umformung werden benötigt, um die Transferdauer zwischen Erwärmung und Formgebungsbeginn möglichst niedrig zu halten.

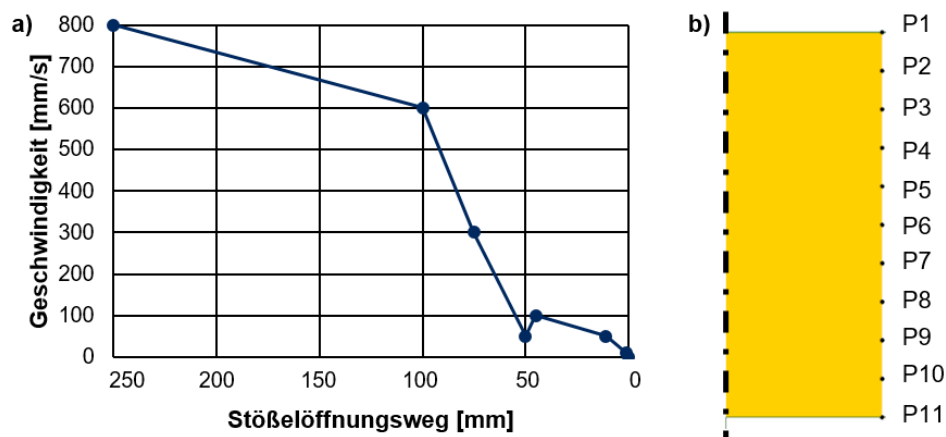


Bild 67: a) Weg-Geschwindigkeitsprofil des Pressenstößels für das Bauteil „Scheibe“ und b) Referenzpunkte P1 bis P11 auf der Mantelfläche des Halbzeugs für die Untersuchung des Einflusses der Stößelgeschwindigkeit auf die Formgebung

Für die nachfolgend beschriebenen numerischen Untersuchungen des Einflusses des Weg-Geschwindigkeitsprofils des Pressenstößels auf die Formgebung wurden Berechnungen mit dem in realen Versuchen ermittelten Weg-Geschwindigkeitsprofil durchgeführt. Diese Berechnung wurde anschließend mit Simulationen der Formgebung für konstante Stößelgeschwindigkeiten von 100 mm/s und 50 mm/s verglichen. Um den Einfluss der Stößelgeschwindigkeit auf die Formgebung detailliert auswerten zu können, wurden im Simulationsmodell entlang der Mantelfläche des Halbzeugs Referenzpunkte (P1 bis P11) definiert. Die Position der Referenzpunkte auf der Mantelfläche des Halbzeugs zu Beginn der Formgebung ist in Bild 67 b) dargestellt. Diese Referenzpunkte auf der Mantelfläche wurden im Abstand von 8 mm in konstanten Höhenschnitten des Halbzeugs definiert. Anhand dieser Referenzpunkte konnte anschließend das Fließverhalten des Halbzeugs in Abhängigkeit der drei numerisch untersuchten Stößelgeschwindigkeiten in den einzelnen Zeit- und Lastschritten nachverfolgt werden. Die Verformung der Mantelfläche zeigte eine deutliche Abhängigkeit von der gewählten Geschwindigkeit des Stößels. Dabei bilden vor allem die Umformdauer bis zu einem bestimmten Zeitpunkt und somit die Temperatur des Halbzeugs den größten Einfluss auf das Ergebnis der Formgebung. Gleichzeitig rufen unterschiedlich hohe Umformgeschwindigkeiten eine unterschiedlich hohe Entfestigung des Werkstoffs hervor. Das

Diagramm aus Bild 68 stellt die radiale Position (x-Position) der Referenzpunkte auf der Mantelfläche für die drei untersuchten Stößelgeschwindigkeiten bei gleicher Stauchhöhe dar. Zusätzlich ist die Temperaturverteilung über dem Halbzeugquerschnitt bei dieser Stauchhöhe für die unterschiedlichen Stößelgeschwindigkeiten dargestellt. Bei der konstanten Geschwindigkeit von 100 mm/s zeigt sich eine deutlich höhere Kerntemperatur im Vergleich zur Stößelgeschwindigkeit von 50 mm/s. Die Kontur der Mantelfläche und insbesondere die Position der Referenzpunkte werden deutlich durch die Stößelgeschwindigkeit beeinflusst. Es lässt sich die Tendenz erkennen, dass die Punkte P1 und P11 bei geringerer Umformgeschwindigkeit eine geringere Verschiebung in radialer Richtung nach außen erfahren.

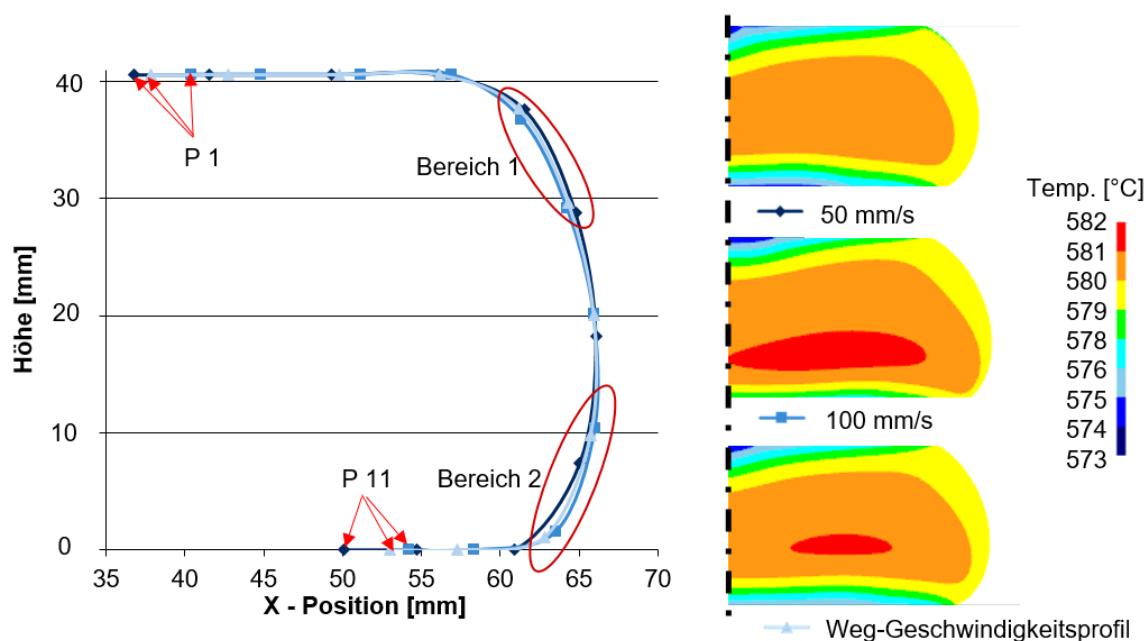


Bild 68: Einfluss der Stößelgeschwindigkeit auf das Formgebungsverhalten des Halbzeugs aus AlSi7Mg0,3

Nach dem jeweiligen Werkzeugkontakt verbessert sich somit das Fließvermögen des Werkstoffs mit höheren Stößelgeschwindigkeiten. Eine höhere Umformgeschwindigkeit resultiert in einer größeren Entfestigung und dadurch einem geringeren Fließwiderstand des Werkstoffs. Die Konturen der Mantelfläche im freien Stauchbereich zeigen ebenfalls Unterschiede. Die Bereiche 1 und 2 markieren diese Unterschiede im Diagramm von Bild 68. Die Kontur der Mantelfläche des modellierten Bauteils mit einer Stößelgeschwindigkeit von 50 mm/s zeigt im Bereich 1 die größte Verschiebung der Referenzpunkte in radialer Richtung. Im Bereich 2 hingegen zeigt die Berechnung mit einer Stößelgeschwindigkeit von 100 mm/s die größte Verschiebung der Referenzpunkte in radialer Richtung nach außen. Die Kontur der Mantelfläche der beiden Bereiche 1 und 2 für die Berechnung mit dem Weg-Geschwindigkeitsprofil aus Bild 67 zeigt jeweils eine Verschiebung der Referenzpunkte in radialer Richtung zwischen den beiden konstanten Stößelgeschwindigkeiten von 50 und 100 mm/s.

In den meisten Fällen findet eine Prozessauslegung mithilfe der Simulation vor der eigentlichen Werkzeugfertigung statt, d. h. zu diesem Zeitpunkt existieren keine experimentellen Daten für ein zu wählendes Weg-Geschwindigkeitsprofil des Pressenstößels. Die Auslegung sollte daher mit einer konstanten Stößelgeschwindigkeit erfolgen, z. B. können die hier betrachteten konstanten Geschwindigkeiten von 50 oder 100 mm/s verwendet werden. Somit ergibt sich bei der späteren Prozesseinstellung für den Formgebungsprozess die Möglichkeit durch die Änderung der Stößelgeschwindigkeit den Formgebungsprozess positiv zu beeinflussen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die nachfolgenden Simulationen mit dem in Bild 67 dargestellten Weg-Geschwindigkeitsprofil durchgeführt, um den Abgleich der Simulationsergebnisse mit den Validierungsversuchen detailgetreu durchführen zu können.

5.2.9 Einfluss der Werkzeugtemperatur auf den Formgebungsprozess

Der Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Formgebung und das Formgebungsvermögen des Werkstoffs wurde als weiterer Einflussfaktor untersucht. Die Werkzeugtemperatur beeinflusst nach [1], [4], [18] das Fließvermögen des Werkstoffs, das Erstarrungsverhalten des Werkstoffs und somit indirekt die Bauteilqualität aufgrund von möglichen Bauteilfehlern wie z. B. Erstarrungslunkern. Im Folgenden wurde untersucht, wie die Werkzeugtemperatur das Fließverhalten des Werkstoffs beeinflusst. Es ist anzunehmen, dass die Temperatur des Formgebungswerkzeugs möglichst hoch zu wählen ist und zwar idealerweise möglichst nahe an der Formgebungstemperatur des umzuformenden Werkstoffs. Dies würde in einem verbesserten Fließvermögen des Werkstoffs resultieren. Allerdings erhöht sich dadurch die benötigte Druckhaltezeit, um den Werkstoff vollständig unter Druck zu erstarren, was zu einer erhöhten thermischen Belastung des Formgebungswerkzeugs führen würde. Untersuchungen von [1], [2], [4] haben jedoch gezeigt, dass Werkzeugtemperaturen zwischen 300 °C und 400 °C für das Thixoschmieden von Aluminiumlegierungen zielführend sind. Aufgrund dessen wurden der Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Formgebung mithilfe der drei Temperaturen 300 °C, 350 °C und 400 °C numerisch untersucht. Die Beurteilung der so bestimmten Simulationsergebnisse erfolgte analog zur Auswertung der Simulationsergebnisse für die Stößelgeschwindigkeit mithilfe von zuvor definierten Referenzpunkten auf der Mantelfläche des Halbzeugs (siehe dazu Kapitel 5.2.8; Bild 67). Die Auswertung ist im Diagramm in Bild 69 abgebildet. Ergänzend ist die Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt für eine Stauchhöhe von 35 mm für die unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen dargestellt. Es ist zu erkennen, dass mit niedrigerer Werkzeugtemperatur die Abkühlung der Stirnfläche des Halbzeugs zunimmt. Die Kontur der Mantelfläche an den Stirnflächen des Halbzeugs und insbesondere die Position der Referenzpunkte P1 und P11 wird in ihrer Verschiebung sichtbar durch die Werkzeugtemperatur beeinflusst. Es lässt sich die Tendenz erkennen, dass der Punkt

P11 bei geringerer Werkzeugtemperatur eine geringere Verschiebung in x-Richtung als Punkt P1 erfährt.

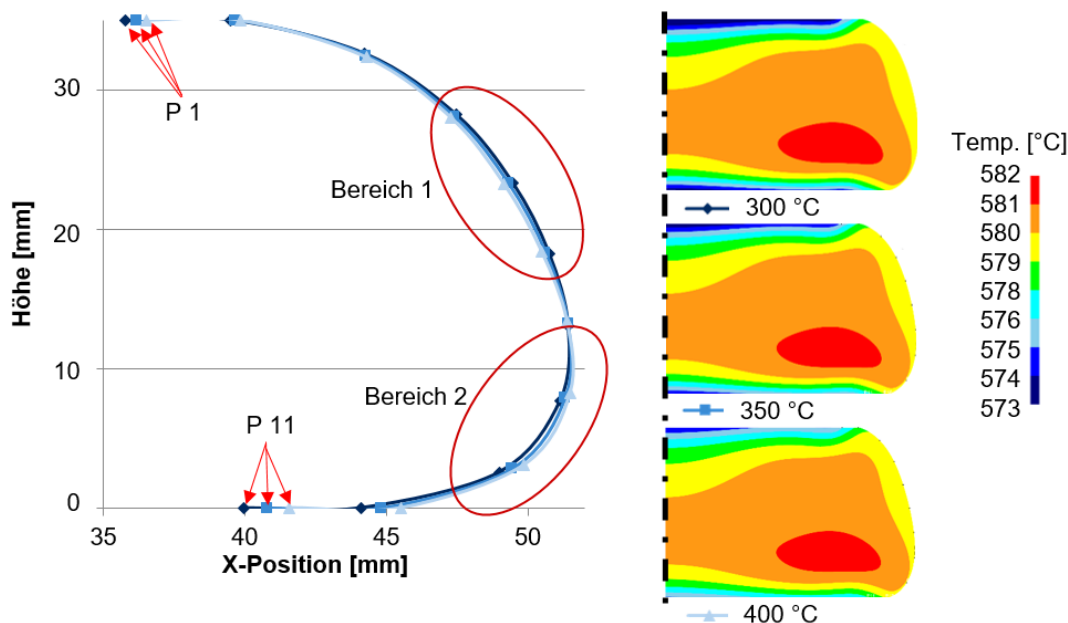


Bild 69: Einfluss der Werkzeugtemperatur auf das Formgebungsverhalten des Halbzeugs aus AlSi7Mg0,3

Weiterhin wurden analog zur Betrachtung des Einflusses der Werkzeuggeschwindigkeit auch für die Werkzeugtemperatur erneut zwei Bereiche der freien Mantelfläche miteinander verglichen (siehe Bereiche 1 und 2 in Bild 69). Während der Bereich 1 kaum eine Beeinflussung durch die unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen erkennen lässt, zeigt Bereich 2 erkennbare Unterschiede in Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur. Eine niedrigere Werkzeugtemperatur resultiert demnach in diesem Bereich in eine schnellere Abkühlung des Halbzeugs und somit ein schlechteres Fließvermögen des Werkstoffs. Eine niedrigere Werkzeugtemperatur hat somit ein reduziertes Formgebungsvermögen des Werkstoffs in der Randschicht des Halbzeugs zur Folge. Zur Reduzierung der thermischen Belastung auf das Formgebungswerkzeug wird meist eine Temperatur von 300 °C angestrebt und die finale Werkzeugtemperatur anschließend während der ersten realen Formgebungsversuche feinjustiert. Daher wurde in den folgenden Simulationen und Versuchen eine Oberflächentemperatur der Werkzeugkavität von 300 °C verwendet.

5.2.10 Vergleich des Formfüllverhaltens mit und ohne Berücksichtigung der induktiven Erwärmung des Halbzeugs

Die wesentlichen prozessbedingten Einflussgrößen auf die Modellierung des Formgebungsvorgangs beim Thixoschmiedeprozess sind mit den Ausführungen und Analysen aus den vorherigen Kapiteln 5.2.5 bis 5.2.9 nunmehr bekannt. In Tabelle 16 sind diese Parameter nochmals mit den jeweils für die folgenden numerischen Untersuchungen bestimmten bzw. gewählten Werten zusammengefasst.

Tabelle 16: Simulationsparameter für die Modellierung des Formgebungsvorgangs

Transferdauer	Reibfaktor	Wärmeübergangskoeffizient	Stößelgeschwindigkeit	Werkzeugtemperatur
4 s	0,1 (Coulomb)	5 W/mm ² K	Weg-Geschwindigkeitsprofil siehe Bild 67	300 °C

Mit diesen Parametern wurde die im Folgenden beschriebene numerische Untersuchung des Einflusses der inhomogenen Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt aufgrund des vorhergehenden induktiven Erwärmungsprozesses (siehe Kapitel 5.1.8) auf das Formfüllverhalten durchgeführt. Dazu wurden zwei Formgebungssimulationen aufgebaut. Bei der einen Simulation wurde die berechnete Temperaturverteilung nach der induktiven Erwärmung als Ausgangswert im Halbzeug eingesetzt, für die andere Simulation wurde eine homogen verteilte Halbzeugtemperatur von 580 °C im gesamten Halbzeugvolumen vorgegeben. Die Ergebnisse dieser beiden Simulationen wurden anhand sechs unterschiedlicher Formgebungsschritte während der Formgebung am Versuchsbauteil „Scheibe“ verglichen, wie in Bild 70 dargestellt.

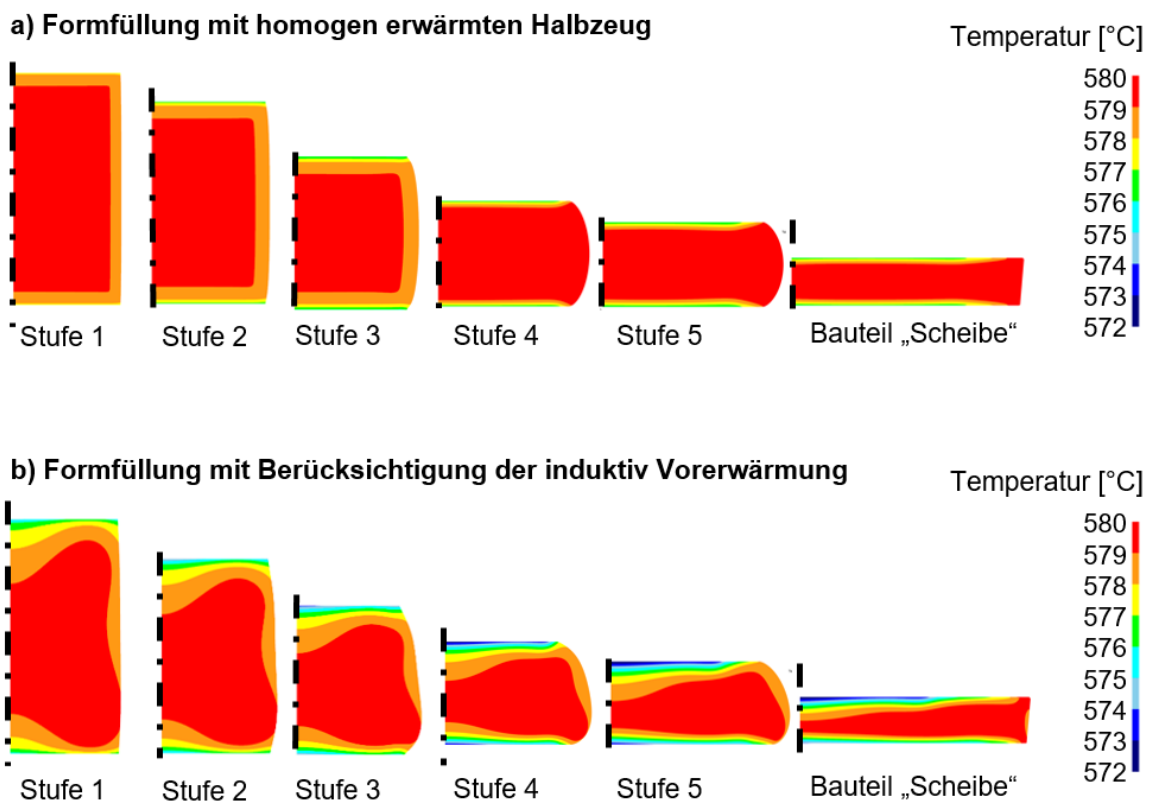


Bild 70: Vergleich der Formfüllung des Versuchsbauteils „Scheibe“ in 5 gleichen Stauchstufen anhand der Temperatur zwischen homogen erwärmtem Halbzeug (a) und induktiv erwärmtem Halbzeug (b) für den Werkstoff AlSi7Mg0,3

Im dargestellten Vergleich ist zu sehen, dass während des Formgebungsvorgangs für das Bauteil „Scheibe“ zunächst ein freies Stauchen erfolgt. Es zeigt sich, dass für das homogen temperierte Halbzeug das Material symmetrisch aus der Mitte des Halbzeugs zu fließen beginnt und somit die

Ausbauchung am stärksten in der Mitte des Halbzeugs ausgeprägt ist. Die Ergebnisse der Formgebungssimulation mit der Temperaturverteilung aus der induktiven Erwärmung zeigen eine stärkere Ausbauchung im unteren Bereich des Halbzeugs. Dies lässt sich auf die Temperaturverteilung im Halbzeug zurückführen. Die höchste Temperatur ist hierbei im unteren Teil des Halbzeugs zu erkennen, was einen relativ geringen Fließwiderstand zur Folge hat. Unter Aufbringung der Scherbelastung beginnt dieser Bereich daher zuerst zu fließen. Ebenfalls ist festzustellen, dass die Stirnflächen des Halbzeugs bei dem homogen erwärmten Halbzeug im Vergleich zum induktiv erwärmten Halbzeug sichtbar weniger stark auskühlen. Dies kann trotz gleich gewählter Simulationsparameter (siehe Tabelle 16) mit der geringeren Energiemenge im induktiv erwärmten Halbzeug begründet werden.

Dieser Vergleich der beiden Simulationen mit und ohne Berücksichtigung des induktiven Erwärmungsvorgangs im Halbzeug legt dar, dass es von großer Bedeutung ist, die Temperaturverteilung nach der Erwärmung im Halbzeug in der Formgebungssimulation zu berücksichtigen. Das Formfüllverhalten des Versuchsbauteils „Scheibe“ ist für beide Varianten unterschiedlich, da der Fließbeginn innerhalb des Halbzeugs je nach vorherrschender Temperatur unterschiedlich ist. Dieser Vergleich zeigt die Vorteile der neuartigen Simulationsmethodik (siehe Kapitel 5), welche im Rahmen dieser Arbeit entwickelt wurde. Durch die Kombination der Modellierung des induktiven Erwärmungsvorgangs und der anschließenden Formgebung im teilflüssigen Zustand konnte eine detaillierte numerische Simulation des Thixoschmiedens erreicht werden. In den nachfolgenden Kapiteln werden die Ergebnisse aus der FEM-Modellierung des Thixoschmiedens im Vergleich zur bisher angewandten CFD-Modellierung und der anschließend Validierung mittels realer Formgebungsversuche vorgestellt.

5.2.11 Vergleich der FEM- und CFD-Formgebungssimulationen

Nachfolgend wird zunächst der Simulationsaufbau für die CFD-Simulation und die Simulationsparameter beschrieben, bevor ein Vergleich zwischen den Ergebnissen der FEM-Simulation mit der CFD-Simulation vorgestellt wird.

Die Modellierung des Thixoschmiedens mittels CFD-Simulation basiert auf der Modellierung des Viskositätsverhaltens der teilflüssigen Metalllegierungen (siehe Kapitel 2.3.1). Die Charakterisierung der Viskositätsevolution für die beiden eingesetzten Versuchswerkstoffe $AlSi7Mg0,3$ und $AlMgSi1$ ist in Kapitel 4.2.1 beschrieben. Für die CFD-Simulation wurde das Simulationsprogramm Flow-3D verwendet. Bild 71 zeigt den geometrischen Simulationsaufbau (a) sowie den definierten Lösungsraum für die Formgebungssimulation für das Versuchsbauteil „Scheibe“.

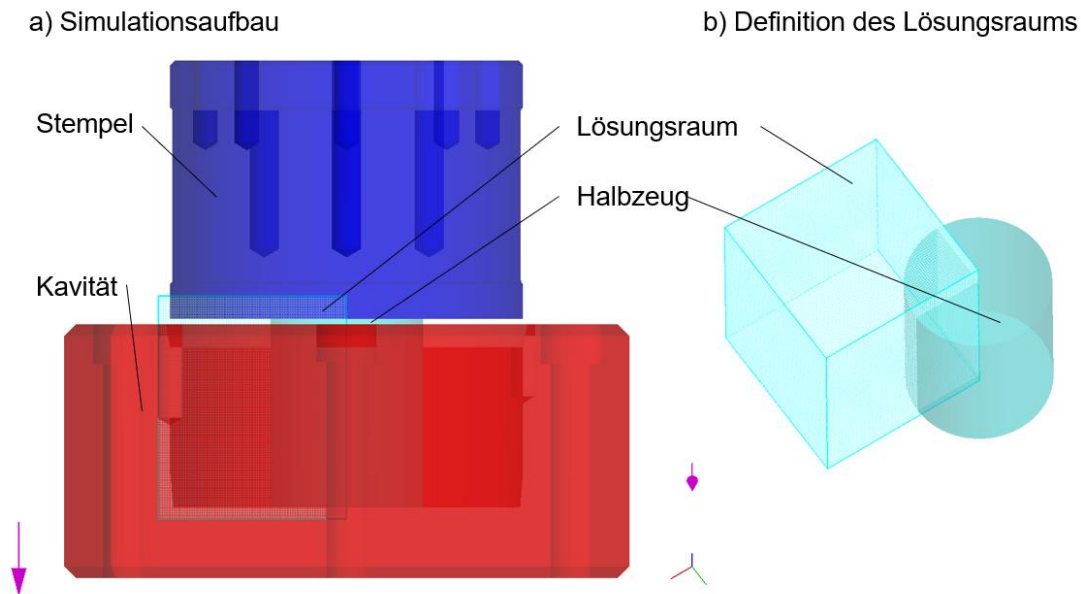


Bild 71: a) Geometrisches Simulationsmodell für das Versuchsbauteil „Scheibe“ in Flow-3D und
b) Definition des Lösungsraums

Die Modellierung der Viskosität erfolgte mithilfe des in Flow-3D implementierten Viskositätsmodells nach Carreau (siehe Gl. 24). Für die beiden Versuchswerkstoffe $AlSi7Mg0,3$ und $AlMgSi1$ wurden die in Tabelle 17 aufgeführten Eingabewerte verwendet. Für die CFD-Simulation konnte eine Berücksichtigung der inhomogenen Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugvolumens nach der induktiven Erwärmung (siehe Kapitel 5.1.8) analog zur FEM-Simulation nicht durchgeführt werden. Momentan besitzt das verwendete Programm Flow-3D kein Modul zur Berechnung der induktiven Erwärmung, ebenso existiert momentan keine Schnittstelle zwischen den Programmen DEFORM und Flow-3D.

Für die Werkzeugkomponenten (Aktivteile) wurden physikalische Stoffeigenschaften basierend auf den Untersuchungen von [6] festgelegt. Diese sind in Tabelle 18 aufgeführt. Das Weg-Geschwindigkeitsprofil des Pressenstößels wurde analog zur FEM-Simulation gewählt (siehe Bild 67).

Der Vergleich zwischen CFD- und FEM-Simulation erfolgte anhand der Formfüllung des Versuchswerkzeugs „Scheibe“. Dazu wurden 6 Stauchhöhen definiert, für welche jeweils der Vergleich zwischen FEM- und CFD-Code erfolgte. Verglichen wurden die Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt, die auftretende Scherrate im Halbzeugquerschnitt und der Verlauf der Formfüllung. Bild 72 zeigt diesbezüglich den Vergleich der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt während der Formfüllung.

Tabelle 17: Eingabewerte für die Viskositätsmodellierung der Versuchswerkstoffe

Formelzeichen	Größe	Werte		Einheit
		AlSi7Mg0,3	AlMgSi1	
η_0	Nullviskosität	11	13	kg/(m·s)
η_∞	Gleichgewichtviskosität	0	0	kg/(m·s)
λ_0	Carreaukonstante	0	0	-
λ_∞	Carreaukonstante	0	0	-
λ_1	Carreaukonstante	1	1	1/s
λ_2	Carreaukonstante	0	0	-
n	Temperaturkonstante	-0,3	-0,33	-
a	Temperaturkonstante	-33,3	-28,5	-
b	Temperaturkonstante	659	672	
c	Temperaturkonstante	-1	-1	-
T^*	Bezugstemperatur	44	44	K

Tabelle 18: Eingabewerte für die physikalischen Stoffeigenschaften des Formgebungswerkzeugs

Formelzeichen	Größe	Werte	Einheit
$c_{p,vol}$	Volumenspez. Wärmekapazität	$3,689 \cdot 10^6$	kg/(ms ² K)
α	Wärmeübergangskoeffizient	5000	W/(m ² K)
λ_{Wz}	Wärmeleitfähigkeit	32	W/(mK)
T_{Wz}	Werkzeugtemperatur	300	°C

Sowohl für die CFD- als auch die FEM-Simulation wurde eine vollständige Formfüllung des Bauteils „Scheibe“ in der Simulation erreicht. Der berechnete Verlauf der Formfüllung unterscheidet sich anhand der dargestellten Stufen in Bild 72 sichtbar. Die mit der CFD-Simulation berechnete Formfüllung zeigt ein Aufbauchen des Halbzeugs im oberen Bereich des Halbzeugs. Im Gegensatz dazu baucht das Halbzeug mittels FEM-Berechnung nahezu in der Mitte des Halbzeugs aus.

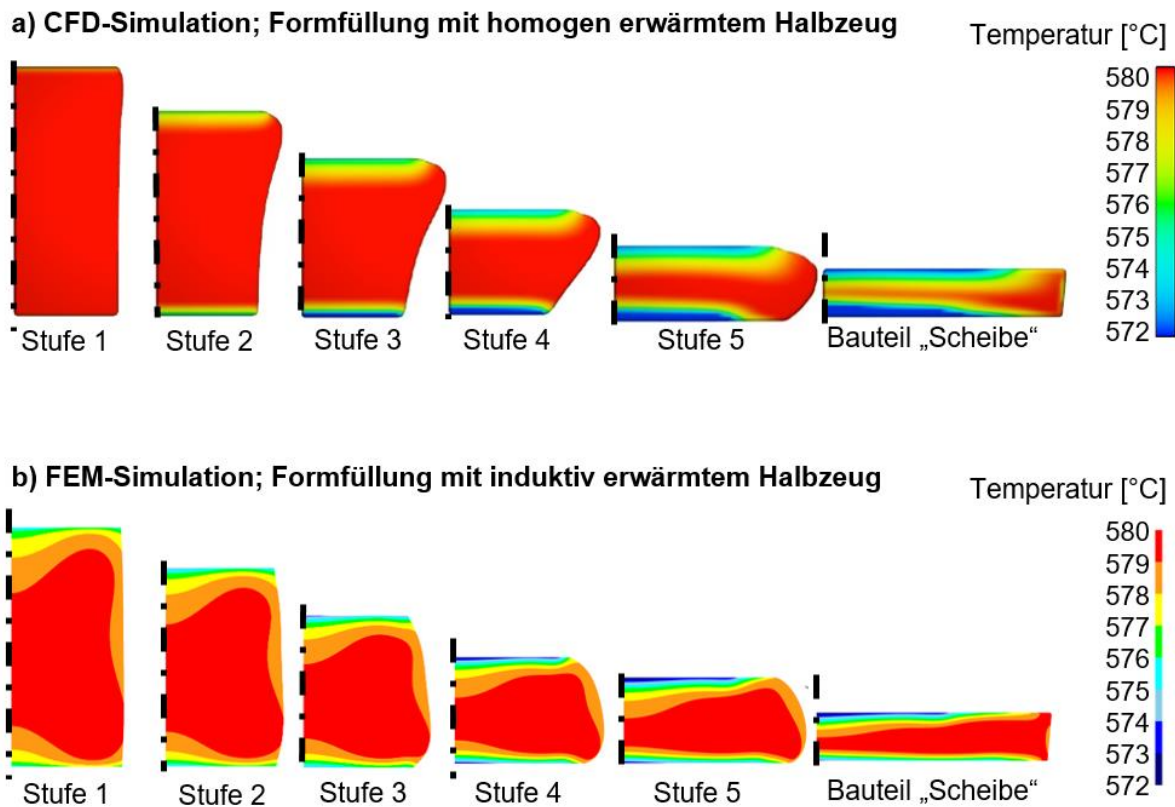


Bild 72: Vergleich der Formfüllung des Versuchsbauteils „Scheibe“ anhand der Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt für 5 gleiche Stauchstufen zwischen CFD-Simulation (a) und FEM-Simulation (b) für den Werkstoff AlSi7Mg0,3

Zur Analyse dieses unterschiedlichen Formfüllungsverlaufs zwischen FEM- und CFD-Simulation wurden die auftretenden Scherraten innerhalb des Halbzeugvolumens für beide Berechnungsmethoden betrachtet (siehe Bild 73). So tritt innerhalb der CFD-Simulation die Scherung im Bereich der Krafteinleitung (Stempel) auf, während für die FEM-Simulation ein leicht nach unten versetztes sogenanntes Stauchkreuz ausgebildet wird. Jeweils im Bereich der größten auftretenden Scherrate beginnt das Material zu fließen. Daher erfolgt die Formfüllung in der CFD-Simulation ausgehend von der Krafteinleitung durch den Stempel, während mit der FEM-Simulation die Formfüllung von der Mitte aus erfolgt.

Dieser Unterschied zwischen FEM- und CFD-Simulation basiert auf der unterschiedlichen Modellierung des Werkstoffverhaltens. In der CFD-Simulation erfolgt die Modellierung mithilfe des Viskositätsmodells nach Carreau, wodurch der im teilflüssigen Zustand befindliche Werkstoff als scherratenentfestigende und der Werkstoff in der FEM-Simulation als viskoelastischer Feststoff modelliert wird. Aus früheren experimentellen Untersuchungen ist bekannt, dass die untersuchte Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 bei einem Temperaturniveau von ca. 580 °C während der Formgebung tendenziell aus der Mitte heraus ausbaucht und sich nicht wie in den hier vorgestellten Ergebnissen der CFD-Simulation verhält. Um beurteilen zu können, ob die neue Simulationstechnik auf FEM-Basis das Materialverhalten beim Thixoschmieden monolithischer Werkstoffe

präziser im Vergleich zur CFD-Simulation abbildet, wurde die FEM-Simulation mit realen Formgebungsversuchen verglichen und somit das Simulationsmodell validiert.

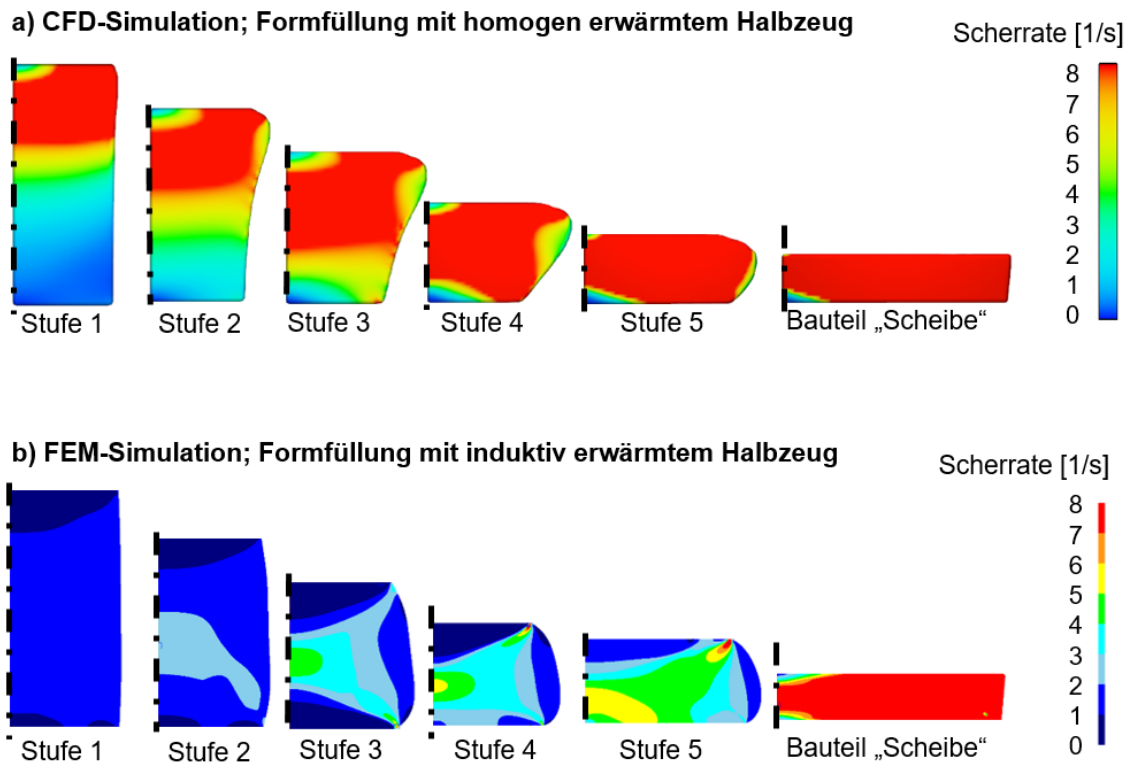


Bild 73: Vergleich der Formfüllung anhand der auftretenden Scherrate im Halbzeug für 5 gleiche Stauchstufen zwischen CFD-Simulation (a) und FEM-Simulation (b)

5.2.12 Validierung der Simulationsergebnisse anhand realer Formgebungsversuche

Um weiteren Aufschluss über die Abbildegenauigkeit des entwickelten FEM-Modells zu erlangen, wurde das FEM-Modell mit realen Formgebungsversuchen verglichen. Dazu wurden sogenannte Step-Shot-Versuche durchgeführt. Bei Step-Shot-Versuchen wird der Formgebungsvorgang bzw. Stauchvorgang zu einem bestimmten Zeitpunkt unterbrochen, sodass keine vollständige Formfüllung vorliegt und die bis zu diesem Zeitpunkt teilweise Formfüllung analysiert werden kann. Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurde der Formgebungsvorgang in vier Schritten untersucht. Dazu wurden die am Werkzeug vorhandenen Prellschlagflächen jeweils viermal um 12 mm erhöht, um vier Zeitpunkte der Formgebung untersuchen zu können (siehe Bild 74). Die so erzeugten Bauteile wurden anschließend mithilfe des Digitalisierungssystem GOM ATOS geometrisch gescannt. Die so digitalisierten Bauteile der Step-Shot-Versuche wurden anschließend mit den Simulationsergebnissen der FEM-Simulation mittels GOM Inspect verglichen.

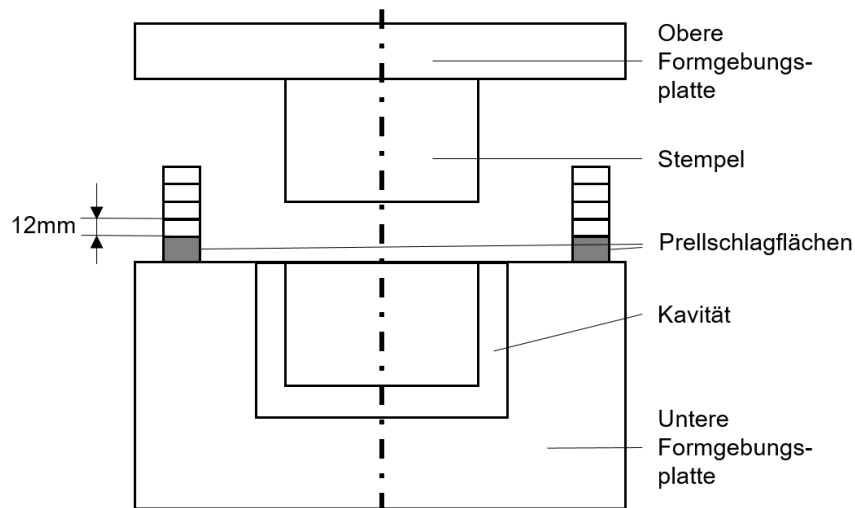


Bild 74: Prinzipskizze des Werkzeugaufbaus für die Step-Shot-Versuche

Die Werkzeugtemperatur betrug in allen Versuchen $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Die induktive Erwärmung wurde analog zu den in Kapitel 5.1 beschriebenen Parametern mit einer Frequenz von 1.000 Hz und einer Leistung von $\text{PWM}_1 = 92$ für eine Zeit von 91 s und $\text{PWM}_2 = 36$ durchgeführt. Die Zieltemperatur des Halbzeugs von $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ wurde mit diesen Einstellungen nach 253 s erreicht. Der Transfer erfolgte manuell mittels einer Zange und wurde jeweils mit ca. 4 Sekunden gestoppt.

Die Bezeichnung der Stufen wird im Folgenden ausgehend vom Halbzeug nummeriert. Die in den einzelnen Step-Shot-Stufen erzeugten Bauteile aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3 sind in Bild 75 dargestellt. Bei Betrachtung der erzeugten Bauteile wird ersichtlich, dass das Halbzeug während der Formgebung an mehreren Stellen der Mantelfläche aufbricht. Dieses Verhalten wurde bereits während der in Kapitel 4.2.2 durchgeführten Stauchversuche beobachtet und ist auf das spröde Aufbrechen der oxidischen Randschicht des Aluminiums zurückzuführen. Solche undefinierten Aufbrüche können bisher weder mit der CFD- noch mit der FEM-Simulation abgebildet werden.



Bild 75: Darstellung aller vier Stufen der Step-Shot-Versuche sowie der Endgeometrie „Scheibe“ für den Werkstoff AlSi7Mg0,3

Die mit den Step-Shot-Versuchen erzeugten Bauteile wurden anschließend mit dem System GOM ATOS durch Photogrammetrie digitalisiert. Das Funktionsprinzip bzw. der Aufbau des Messsystems ist in Bild 76 verdeutlicht.

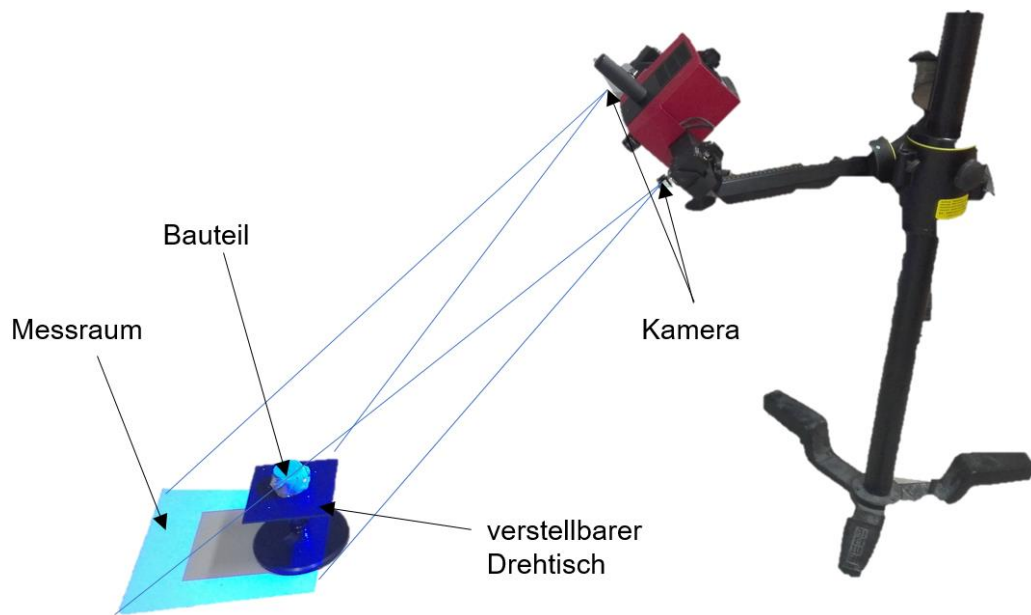


Bild 76: Funktionsprinzip/-aufbau des Messsystem GOM ATOS zur Bauteilvermessung

Der Vergleich zwischen FEM-Simulation und Versuchsteil der ersten Stufe ist in Bild 77 dargestellt. Das Ergebnis der FEM-Simulation wurde als sogenannte 0-Linie definiert zu welcher die Abweichungen des realen Versuchsteils gemessen wurden. Bei dieser ersten Stufe ist die Mantelfläche des Bauteils mit Ausnahme der Einwirkungen durch den Transport mit der Zange noch intakt ohne Risse. Die Druckstellen der Zange sind in Bild 77 hervorgehoben. Der Vergleich der Außenkante zwischen Simulation und Bauteil zeigt eine maximale Abweichung von 0,90 mm. Deutlich zu erkennen ist, dass das Bauteil im unteren Bereich beginnt auszubauchen, wie es durch die Simulation mittels FEM berechnet wurde. Insgesamt zeigt diese erste Stufe eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Realität.

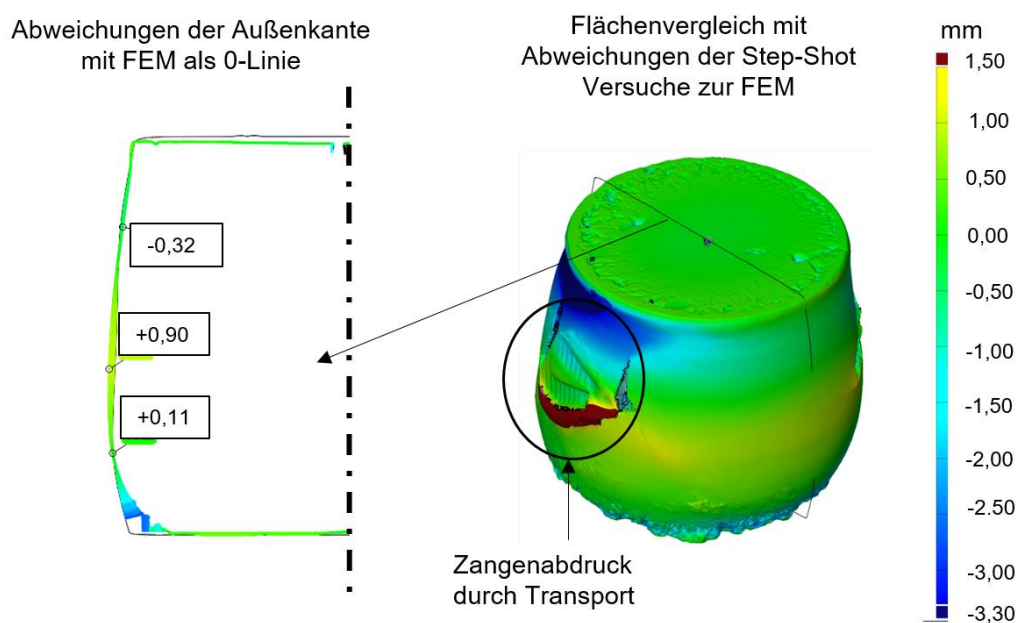


Bild 77: Vergleich zwischen Step-Shot-Versuch und FEM-Simulation für Stufe 1

Der Vergleich der zweiten Stufe ist in Bild 78 dargestellt. Zu erkennen ist, dass diese zweite Stufe bereits mehrere aufgebrochene Stellen in der Mantelfläche des Bauteils aufweist. Diese aufgebrochenen Stellen zeigen beim Flächenvergleich die größten Abweichungen im Vergleich zum nicht aufgebrochenen FEM-Modell (siehe Bild 78). Die Aufbrüche breiten sich ausgehend von dem beim Transport mit der Zange geschädigten Bereich aus. Diese Aufbrüche könnten ggfs. durch einen Transport ohne Beschädigung vermieden werden. Der Vergleich der Außenkanten im unbeschädigten Bereich zeigt eine gute Übereinstimmung der Simulation mit dem Realbauteil. Die maximale Abweichung liegt hier bei -1,39 mm, sodass das prinzipielle Fließverhalten des Werkstoffs durch die Simulation gut nachgebildet wird.

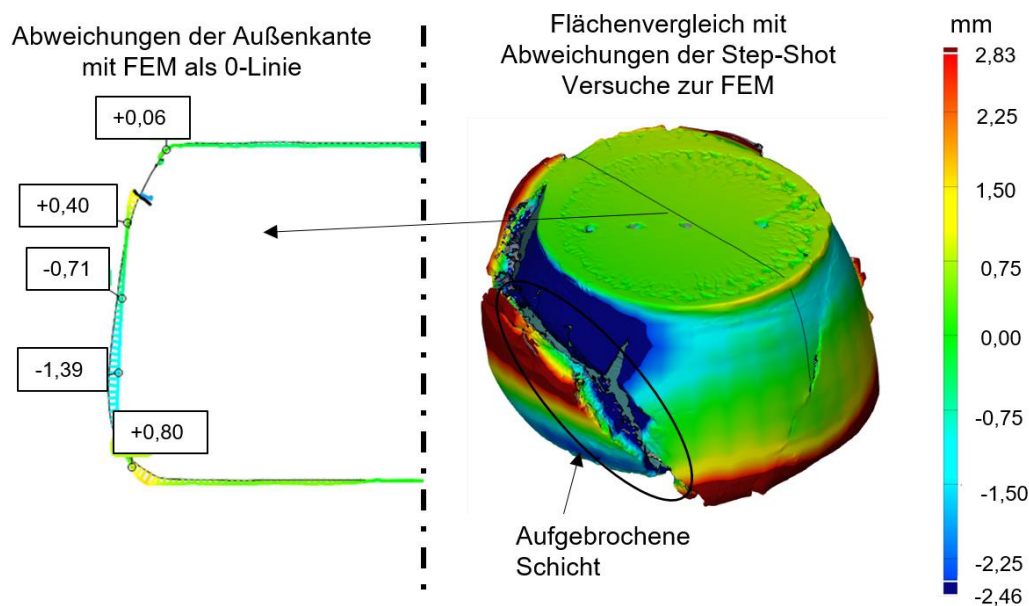


Bild 78: Vergleich zwischen Step-Shot-Versuch und FEM-Simulation für Stufe 2

Der Vergleich der dritten Stufe ist in Bild 79 dargestellt. Für diese dritte Stufe breiten sich die in der zweiten Stufe auftretenden Risse im Bauteil weiter aus und es kommt zu deutlichen Abweichungen zwischen Simulation und Realbauteil beim Flächenvergleich (siehe Bild 79 rechts). Für den Vergleich der Außenkante ist wieder eine relativ unbeschädigte Kante dargestellt. Bei dieser Vergleichskante zeigt sich im Gegensatz zu den starken Abweichungen beim Flächenvergleich wieder eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Realbauteil. Die maximale Abweichung beträgt -1,34 mm. Die Abweichungen zwischen Simulation und Realbauteil liegen auf einem ähnlichen Niveau wie bei der vorangegangenen zweiten Stufe. Insgesamt muss festgehalten werden, dass zwar eine Kante ohne Schädigung relativ gut abgebildet werden kann, aber sich die Abbildung der gesamten Formgebung aufgrund der starken Ausbrüche aufgrund der oxidischen Reaktionen in der Randschicht am Bauteil mit Abweichungen bis über 6 mm sehr ungenau darstellt.

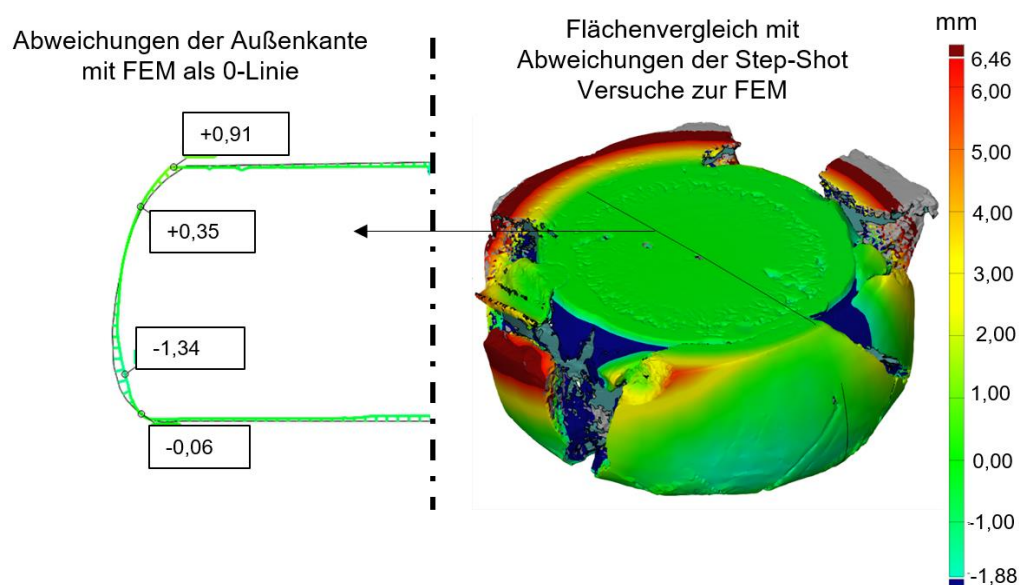


Bild 79: Vergleich zwischen Step-Shot-Versuch und FEM-Simulation für Stufe 3

Der Vergleich der vierten Stufe ist in Bild 80 dargestellt. Diese dargestellte vierte Stufe weist aufgrund der auftretenden Risse und Ausbrüche keine klare Außenkante mehr auf. Die Oberfläche des Realbauteils ist fast vollständig aufgebrochen (siehe Bild 80 rechts). Für den Vergleich der Außenkante ist keine Kante mehr ohne Schädigung zu finden. In Bild 80 links ist die Kante mit der geringsten Schädigung dargestellt. Der Vergleich dieser Außenkante zeigt vor allem in der Mitte des Bauteils eine große Änderung von einer negativen Abweichung hin zu einer positiven Abweichung. Diese ist auf die gebrochene Außenkante zurückzuführen. Ohne die Möglichkeit, eine solche Rissbildung in der Simulation abzubilden, kann diese vierte Stufe somit nur näherungsweise abgebildet werden. Bisher sind jedoch keine Ansätze und Modelle zur Simulation eines solchen Schädigungsverhaltens für das Thixoschmieden bekannt.

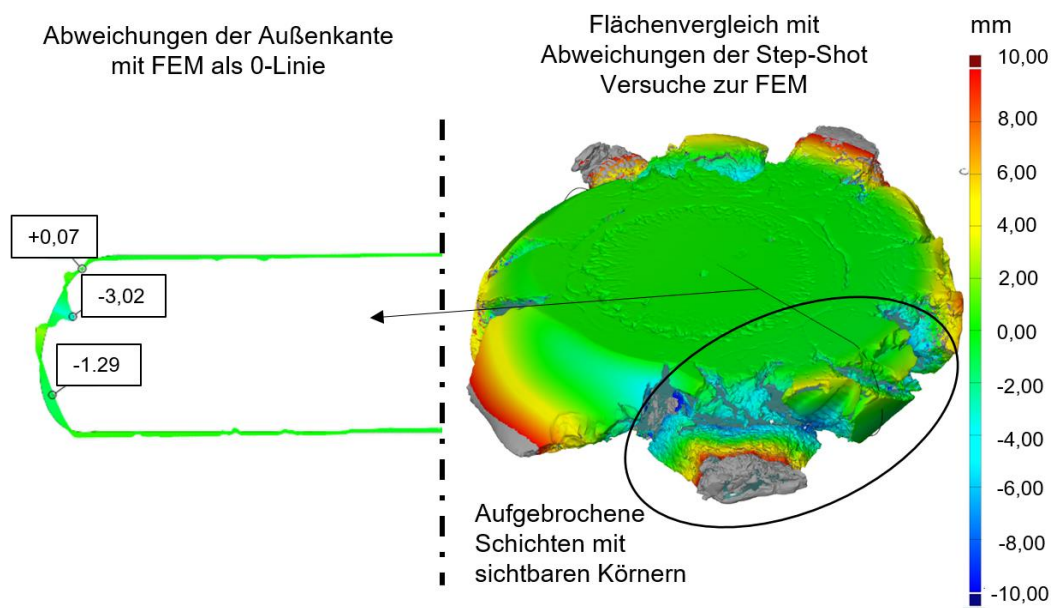


Bild 80: Vergleich zwischen Step-Shot-Versuch und FEM-Simulation für Stufe 4

Der vorgestellte Vergleich zwischen den mittels Step-Shot-Versuchen hergestellten Bauteilen aus AlSi7Mg0,3 und den mittels FEM-Simulation erzeugten Ergebnissen zeigten eine relativ gute Übereinstimmung des Formfüllverhaltens, wodurch sich eine verbesserte Abbildegenuauigkeit für den Thixoschmiedeprozess im Vergleich zur bisher angewendeten CFD-Simulation ergibt. Versuche mit dem zweiten Versuchswerkstoff AlMgSi1 zeigten ähnlich gute Übereinstimmungen zwischen Step-Shot-Versuch und FEM-Simulation auf. Die größte Abweichung der FEM-Simulation zur den realen Versuchen liegt in der unzureichenden Abbildung von oxidischen Ausbrüchen während der Formgebung. So gibt es momentan keine Schädigungskriterien mithilfe derer solche Ausbrüche abgebildet werden können.

5.3 Abschließende Beurteilung des entwickelten Simulationsmodells auf FEM-Basis

Zusammenfassend wurden in den vorherigen Kapiteln die Ergebnisse hinsichtlich der numerischen Betrachtung des induktiven Erwärmungsprozess (siehe Kapitel 5.1) vorgestellt. So konnte ein geeignetes Simulationsmodell zur Simulation des induktiven Erwärmungsvorgangs bis in den teilflüssigen Zustand entwickelt, parametrisiert und mittels experimenteller Versuche validiert werden. Dabei konnte eine sehr gute Übereinstimmung zwischen berechneter Temperaturverteilung im Halbzeugquerschnitt und bei realen Versuchen gemessenen Temperaturen erzielt werden. Wodurch nun eine Möglichkeit zur Abbildung des Erwärmungsvorgangs bis in den teilflüssigen Zustand besteht und somit einer der Bausteine für eine vollständige Prozesssimulation des Thixoschmiedens.

Anschließend wurde ein FEM-Modell für die Formgebungssimulation (siehe Kapitel 5.2) entwickelt, parametrisiert und kalibriert. Durch die durchgeführten Rechnungen wurde ersichtlich, wie groß der Einfluss der zuvor in Kapitel 5.1 berechneten inhomogenen Temperaturverteilung im Halbzeug auf die Fließeigenschaften des Materials und somit die Formfüllung des Werkzeugs ist. Im Vergleich zwischen der bisher angewandten CFD-Simulation und dem entwickelten FEM-Modell konnte eine verbesserte Abbildegenuauigkeit des FEM-Modells gegenüber der CFD-Simulation nachgewiesen werden. Im Vergleich zwischen FEM-Modell und Realbauteil konnte die relativ hohe Abbildegenuauigkeit bestätigt werden (siehe Kapitel 5.2.12). Allerdings kommt es in der Realität zu oxidischen Ausbrüchen während der Formgebung, welche weder mittels FEM-Simulation noch mithilfe von CFD-Simulation abgebildet werden können.

Insgesamt kann das entwickelte Simulationsmodell bestehend aus der Simulation der induktiven Erwärmung und der Simulation des Umformvorgangs im Sinne der Forschungsfrage nach einer vollständigen Prozesssimulation für das Thixoschmieden einen wichtigen Beitrag leisten. In den folgenden Kapiteln wird die Übertragung und Erweiterung dieses neu entwickelten Modells auf

den Einsatz für den Hybrid-Thixoschmiedeprozess vorgestellt, um eine Möglichkeit zur Simulation der gleichzeitigen Formgebung mehrerer Werkstoffe im teilflüssigen Zustand zu schaffen.

6 Numerische und experimentelle Prozessentwicklung für das Thixoschmieden hybrider Bauteile

Mit den in den vorangegangenen Kapiteln 4 und 5 beschriebenen Untersuchungen wurde durch die umfassende Werkstoffcharakterisierung der beiden Aluminiumlegierungen (AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1), die Entwicklung eines Simulationsmodells für die induktive Erwärmung und die anschließende Formgebung auf Basis der Finiten Elemente Methode neue Grundlagen geschaffen, um den Hybrid-Thixoschmiedeprozess (siehe Kapitel 2.4.5) numerisch und experimentell untersuchen zu können. In den nachfolgenden Abschnitten werden die numerischen und experimentellen Untersuchungen des Hybrid-Thixoschmiedeprozesses exemplarisch für ein hybrides Halbzeug bestehend aus den beiden oben genannten Legierungen beschrieben. Dazu wurden die im vorherigen Kapitel 5 vorgestellten Simulationsmodelle derart erweitert, dass die numerische Abbildung für die beiden Prozessschritte (Induktive Erwärmung und Formgebung) von hybriden Halbzeugen zu Hybridbauteilen ermöglicht wurde. Somit konnte für das Hybrid-Thixoschmieden eine vollständige Prozesssimulation entwickelt werden. In den nachfolgenden Unterkapiteln werden die durchgeführten Entwicklungsarbeiten für die Simulation des Hybrid-Thixoschmiedeprozesses und die anschließende Validierung des Simulationsmodells vorgestellt.

6.1 Numerische und experimentelle Prozessentwicklung der induktiven Erwärmung hybrider Halbzeuge

Ausgehend von dem in Kapitel 5.1 entwickelten FEM-Modell zur Simulation des induktiven Erwärmungsverhaltens monolithischer Werkstoffe bis in den teilflüssigen Materialzustand wird in diesem Kapitel ein FEM-Modell zur Simulation des induktiven Erwärmungsverhaltens hybrider Halbzeuge bis in den teilflüssigen Zustand entwickelt. Dazu wurde zunächst das monolithische Halbzeug durch ein hybrides Halbzeug ersetzt. Das geometrische Simulationsmodell ist in Bild 81 dargestellt.

Bei dem in Kapitel 5.1 entwickelten Simulationsmodell bildete der simulative Nachweis einer möglichst homogenen Temperaturverteilung über dem Halbzeugquerschnitt das Ziel, da das Halbzeug aus einem Werkstoff bestand. Im Gegensatz dazu besteht bei dem Hybrid-Thixoschmiedeprozess das Halbzeug aus zwei Werkstoffen, welche zu einem Halbzeug zusammengefügt wurden und gemeinsam erwärmt werden sollen. Da die Fließeigenschaften der Aluminiumlegierungen AlSi7Mg0,3 und AlSiMg1 stark temperaturabhängig sind und Aluminiumwerkstoffe zudem eine hohe thermische Leitfähigkeit besitzen, stellt die zeitgleiche induktive Erwärmung der hybriden Halbzeuge in einem Spulensystem eine besondere technologische Herausforderung dar. Ein durch die thermische Leitfähigkeit bedingter Temperatenausgleich innerhalb der hybriden Halbzeuge

würde zu einem stark unterschiedlichen Flüssigphasenanteil und somit zu stark unterschiedlichen Fließeigenschaften führen. Ein homogen erwärmtes Halbzeug würde somit im Kernbereich gute thixotrope Materialeigenschaften besitzen, jedoch gleichzeitig einen festen Randbereich aufweisen.

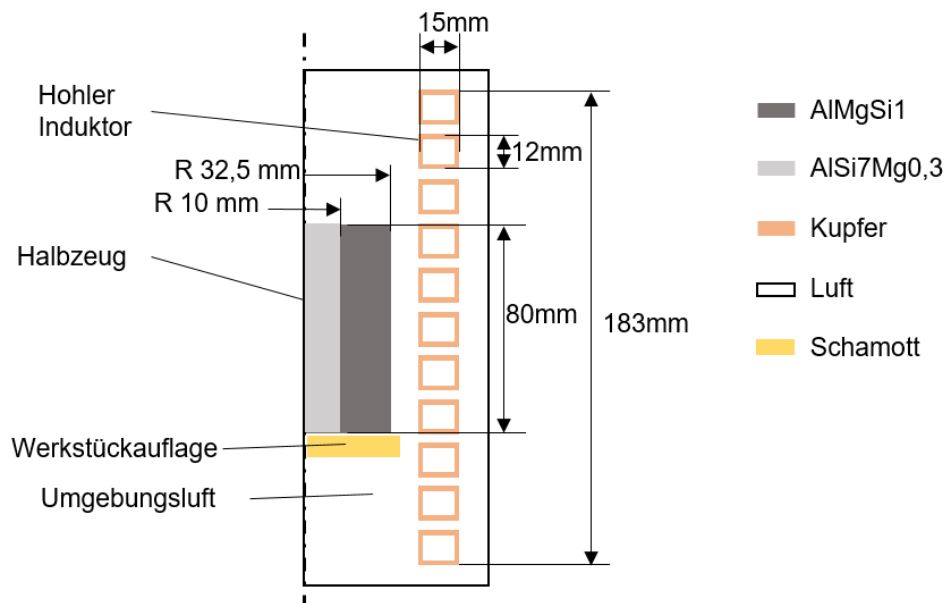


Bild 81: Geometrischer Aufbau des Simulationsmodells für die hybride Erwärmungssimulation

Somit ergibt sich, dass die beiden Aluminiumwerkstoffe AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1 unterschiedliche Zieltemperaturen für die Formgebung im teilflüssigen Zustand aufweisen sollten. Dies bedingt, dass das Ziel der induktiven Erwärmung für den Hybrid-Thixoschmiedeprozess eine inhomogene Erwärmung über den Halbzeugquerschnitt bilden muss. Um dieses Ziel der inhomogenen Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugquerschnitts zu erreichen, kann die physikalische Besonderheit des während induktiven Erwärmung auftretenden Skin-Effekts (siehe Kapitel 2.2.2) genutzt werden. Dieser erlaubt es, durch die Anordnung des Werkstoffs mit der höheren Zieltemperatur im Außenbereich des Halbzeugs und des niedrigschmelzenderen Werkstoffs im Kernbereich des Halbzeugs eine solche inhomogene Wärmeverteilung zu erzielen. Werden andere Anordnungen der Werkstoffe benötigt, muss ggfs. auf ein anderes Erwärmungsverfahren wie z. B. die konduktive Erwärmung zurückgegriffen werden. Am Beispiel der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe wurde die Legierung AlMgSi1 mit der Zieltemperatur von ca. 630 °C im Außenbereich des Halbzeugs angeordnet und die Legierung AlSi7Mg0,3 mit einer Zieltemperatur von ca. 580 °C im Kernbereich des Halbzeugs positioniert. Mit dem Ziel, dass im Anschluss an den Transfervorgang ins Formgebungswerkzeug ein Temperaturunterschied zwischen den beiden Verbundpartnern von ca. 50 °C vorliegen soll.

Um einen solchen Temperaturgradienten über den hybriden Halbzeugquerschnitt einzustellen, bietet es sich an, mit einer einstufigen Erwärmung zu arbeiten, d. h. es erfolgt im Gegensatz zum

konventionellen Thixoschmieden keine Reduzierung der Erwärmungsleistung nach einer definierten Erwärmungsdauer. Die meisten Simulationsparameter, wie z. B. Vernetzung von Halbzeug und Luft sowie Wärmeübergangskoeffizient zwischen Luft und Spule, sind aus Kapitel 5.1 bekannt. Lediglich drei Parameter sind unbekannt, um diesen Erwärmungsvorgang numerisch abzubilden. Diese drei Parameter sind:

- die Erwärmungsdauer,
- die eingebrachte Erwärmungsleistung
- und der Wärmeübergangskoeffizient zwischen den beiden Verbundpartnern.

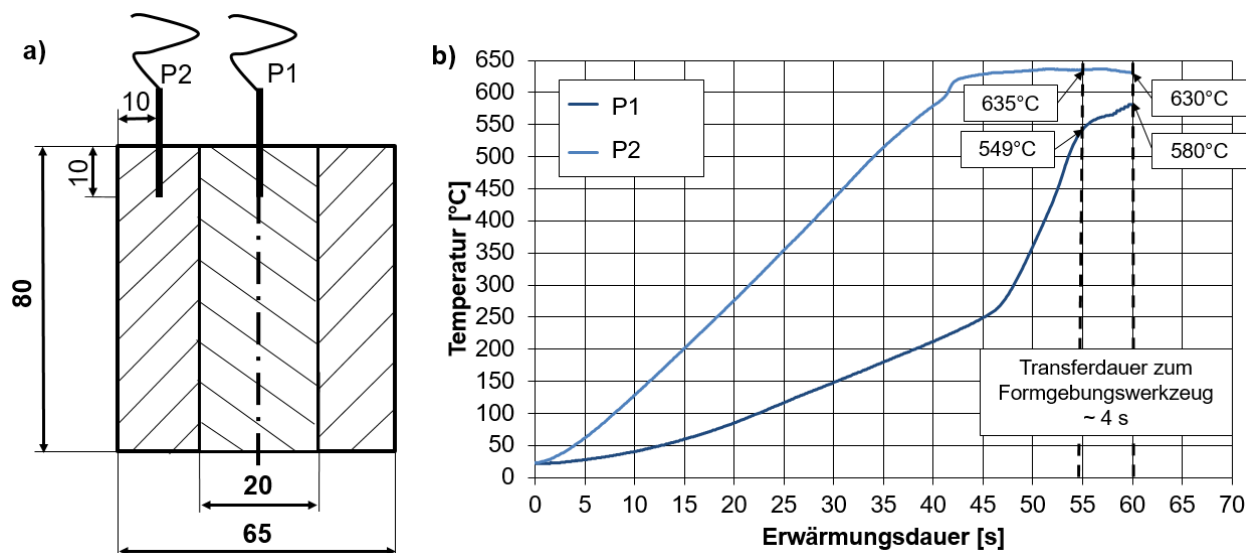
Die Parameter Erwärmungsdauer und Erwärmungsleistung sind dabei voneinander abhängig. Eine hohe Erwärmungsleistung bewirkt eine kurze Erwärmungsdauer, kann aber dazu führen, dass der Temperaturunterschied von Material A zu Material B zu groß wird. Dies kann zur Folge haben, dass bei Erreichen der Formgebungstemperatur des höherschmelzenden Materials das niedrigschmelzendere Material noch im festen Zustand vorliegt. Eine niedrigere Erwärmungsleistung bewirkt dagegen eine längere Erwärmungsdauer mit einhergehender homogenerer Wärmeverteilung, was zu Folge haben kann, dass der niedrigschmelzendere Werkstoff überhitzt und somit flüssig wird. Wie schnell die Temperatur des äußeren Materials mittels Wärmeleitung in das innere Material übergeht wird maßgeblich durch den vorliegenden Wärmeübergangskoeffizient bestimmt. Der Wärmeübergangskoeffizienten für das hybride Halbzeug bestehend aus den Werkstoffen AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1 ist bisher nicht bekannt, auch finden sich keine Anhaltswerte in der Literatur.

Um diese Parameter für das Simulationsmodell zu ermitteln, wurden zunächst Erwärmungsversuche an hybriden Halbzeugen durchgeführt. Dazu wurden hybride Halbzeuge bestehend aus den beiden Aluminiumlegierungen angefertigt und mit der in Kapitel 5.1.1 beschriebenen Induktionsanlage erwärmt. Während der Erwärmung wurde die Temperatur im Probenkörper mithilfe von Thermoelementen erfasst und aufgezeichnet. Diese Erwärmungsversuche haben gezeigt, dass eine Erwärmungsfrequenz von 1.000 Hz für die gewünschte Temperaturverteilung innerhalb des in Bild 81 abgebildeten hybriden Halbzeugs (Höhe 80 mm, D_a 65 mm und D_i 20 mm) zielführend ist. Weiterhin konnte festgestellt werden, dass für das gewünschte inhomogene Temperaturprofil innerhalb der hybriden Halbzeuge die Erwärmung mithilfe einer einstufigen Erwärmung bei konstanter Leistungseinbringung erzeugt werden kann. Die im Rahmen der experimentellen Erwärmungsuntersuchungen empirisch ermittelten Anlagenparameter für die induktive Erwärmung sind in Tabelle 19 dargestellt.

Tabelle 19: Empirisch ermittelte Erwärmungsparameter für ein hybrides Halbzeug

Erwärmungsfrequenz	Pulsweite	Erwärmungsdauer
1.000 Hz	137	54 s

Die Ergebnisse aus den realen Erwärmungsversuchen haben darüber hinaus gezeigt, dass mit zunehmendem Anteil an höherschmelzendem Werkstoff die Erwärmungsleistung in den Halbzeugen reduziert werden muss, um diesen höherschmelzenden Anteil homogener zu erwärmen. Wie zu erwarten, ging mit dieser Leistungsreduktion auch eine größere Erwärmungsdauer einher. Zur Berücksichtigung des Transfers des Halbzeugs von der Erwärmungsanlage in die Umformpresse wurde die Auswirkung einer Transferzeit von 4 Sekunden (analog zu Kapitel 5.2.6) auf Verteilung der Halbzeugtemperatur untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass bei ideal eingestellter Temperaturverteilung nach der Erwärmung ($\vartheta_{\text{außen}} = 630 \text{ °C}$ und $\vartheta_{\text{innen}} = 580 \text{ °C}$) diese Transferzeit von 4 Sekunden ausreicht, um den niedrigschmelzenderen Werkstoff soweit aufzuschmelzen, dass dieser aus dem Verbundpartner herausrutscht und somit kein Formgebungsvorgang mehr möglich ist. Aus diesem Grund muss das Temperaturprofil bei der Erwärmung derart eingestellt werden, dass sich innerhalb der Transferzeit die ideale Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugs ausbildet. Dies wurde erreicht, indem der höherschmelzende Werkstoff minimal „überhitzt“ wurde (635 °C anstelle von 630 °C), während der niedrigschmelzende Werkstoff seine noch nicht Zieltemperatur erreichte. Ein entsprechender Erwärmungsverlauf ist in Bild 82 für ein hybrides Halbzeug dargestellt.

**Bild 82:** a) Abmessungen des hybriden Halbzeugs und Position der Thermoelemente;

b) Erwärmungsverlauf eines hybriden Halbzeugs bis in den teilflüssigen Zustand

Ausgehend von diesen experimentell ermittelten Erwärmungsparametern (siehe Tabelle 19) wurde das numerische Simulationsmodell für die induktive Erwärmung hybrider Halbzeuge vervollständigt.

dig. Zunächst wurde die Erwärmungsleistung bestimmt. Während den Erwärmungsversuchen erfolgte analog zu Kapitel 5.1.2 eine Messung der Stromstärke mittels Rogowski-Spule (Strommesszange). Aus dieser konnte die Erwärmungsleistung mit einer Stromdichte von $J = 41 \text{ A/mm}^2$ abgeleitet werden. Ebenso war die mittlere Erwärmungsdauer von 54 s bekannt. Lediglich der Wärmeübergangskoeffizient zwischen beiden Verbundpartnern war noch unbekannt. Zur Ermittlung dieses Parameters wurden iterativ Simulationen durchgeführt und dabei der Wärmeübergangskoeffizient variiert. Zunächst wurden für den Wärmeübergangskoeffizient die Werte 1, 2 und 3 $\text{N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ numerisch untersucht. Bei diesen Simulationen wurde nicht nur die gesamte Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugs betrachtet, sondern insbesondere die jeweils in den Punkten P1 und P2 vorliegende Temperatur, welche dem Punkt der Thermoelemente bei den Erwärmungsversuchen entspricht. Für die realen Versuche wurden nach einer Erwärmungsdauer von 54 s von $P1 = 549 \text{ }^\circ\text{C}$ und $P2 = 635 \text{ }^\circ\text{C}$ ermittelt. Die Temperaturverteilung über den Halbzeugquerschnitt und die jeweils in P1 und P2 vorliegende Temperatur in Abhängigkeit vom Wärmeübergangskoeffizienten zwischen den beiden Verbundpartnern ist in Bild 83 dargestellt.

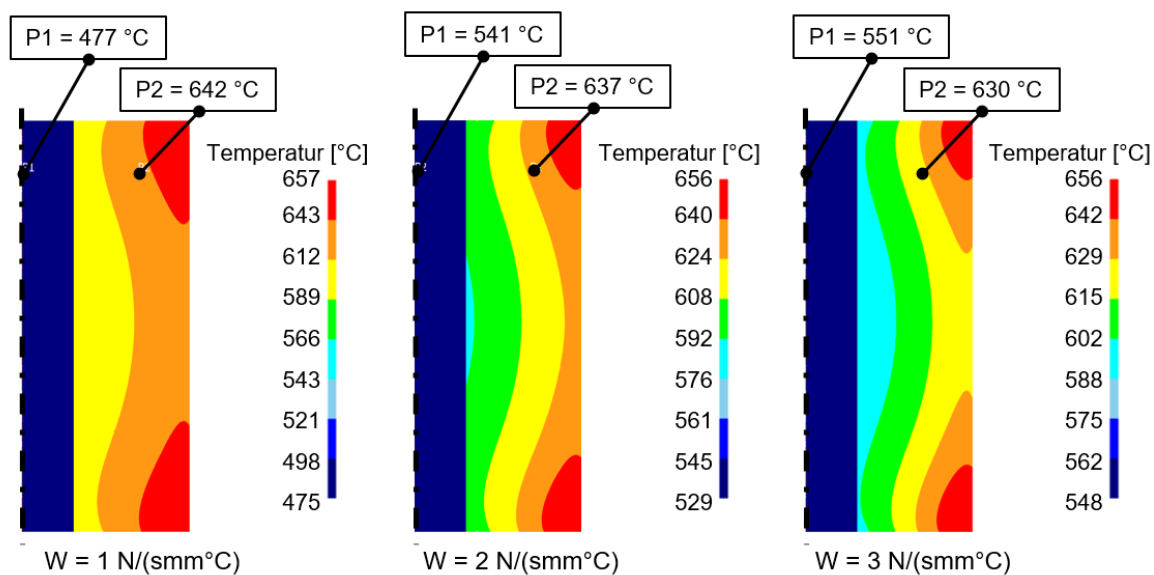


Bild 83: Berechnete Temperaturverteilung im hybriden Halbzeug in Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten; vgl. Realversuche $P1 = 549 \text{ }^\circ\text{C}$ und $P2 = 635 \text{ }^\circ\text{C}$

Anhand dieser Ergebnisse wurde der Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten zwischen den beiden Verbundpartnern ersichtlich. Je geringer der Wärmeübergangskoeffizient, desto homogener und stärker wurde der äußere Verbundpartner erwärmt und desto größer der Temperaturunterschied zwischen P1 und P2. So lag für einen Wärmeübergangskoeffizienten von $1 \text{ N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ die Temperatur nach einer Erwärmungsdauer von 54 s bei $P1 = 477 \text{ }^\circ\text{C}$ und $P2 = 642 \text{ }^\circ\text{C}$. Somit lag P1 unter der in den Erwärmungsversuchen experimentell ermittelten Temperatur von $549 \text{ }^\circ\text{C}$ und P2 oberhalb von der experimentell ermittelten Temperatur von $635 \text{ }^\circ\text{C}$. Eine Erhöhung des Wär-

meübergangskoeffizienten auf $2 \text{ N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ reduzierte die Abweichung zu den experimentell ermittelten Temperaturen. Dennoch lagen die berechneten Temperaturen mit $P1 = 541 \text{ }^\circ\text{C}$ weiterhin sichtbar unterhalb und $P2 = 637 \text{ }^\circ\text{C}$ weiterhin sichtbar oberhalb der gemessenen Werte. Eine weitere Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten auf $3 \text{ N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ kehrte die Abweichung um und $P1$ lag mit einer Temperatur von $551 \text{ }^\circ\text{C}$ über und $P2$ mit einer Temperatur von $630 \text{ }^\circ\text{C}$ unter der experimentell gemessenen Temperatur. Somit konnte festgestellt werden, dass der Wärmeübergangskoeffizient zwischen den Verbundpartnern im Bereich zwischen $2 \text{ N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ und $3 \text{ N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ lag.

In weiteren Iterationsschritten konnten die in den Experimenten ermittelten Temperaturen für $P1$ und $P2$ mit einem Wärmeübergangskoeffizienten von $2,3 \text{ N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ erreicht werden. Die berechnete Temperaturverteilung über den Halbzeugquerschnitt und die Temperaturen an $P1$ und $P2$ nach einer Erwärmungsdauer von 54 s sind in Bild 84 links dargestellt.

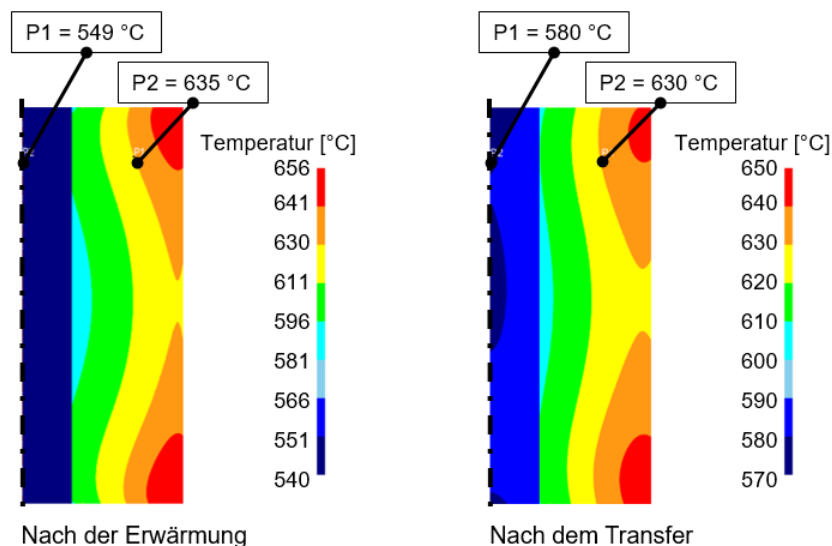


Bild 84: Berechnete Temperaturverteilung im hybriden Halbzeug bei einem Wärmeübergangskoeffizienten von $2,3 \text{ N}/(\text{smm}^\circ\text{C})$ nach der Erwärmung und nach dem Transfer

Im Anschluss an die Erwärmung wurde die Auswirkung des Transfers von der Induktionsspule ins Formgebungswerkzeug auf die Temperaturverteilung untersucht. In Bild 84 rechts ist die Temperaturverteilung nach einer Transferdauer von vier Sekunden dargestellt. Die Punkte $P1$ und $P2$ entsprechen mit Temperaturen von $P1 = 580 \text{ }^\circ\text{C}$ und $P2 = 630 \text{ }^\circ\text{C}$ den in den Experimenten ermittelten.

Somit waren alle Parameter für die Simulation der induktiven Erwärmung hybrider Halbzeuge bekannt. Abschließend erfolgte ein Vergleich zwischen Simulation und Experiment, indem die Temperaturverläufe für die Punkte $P1$ und $P2$ über die Erwärmungsdauer verglichen wurden. Dieser Vergleich ist in Bild 85 dargestellt.

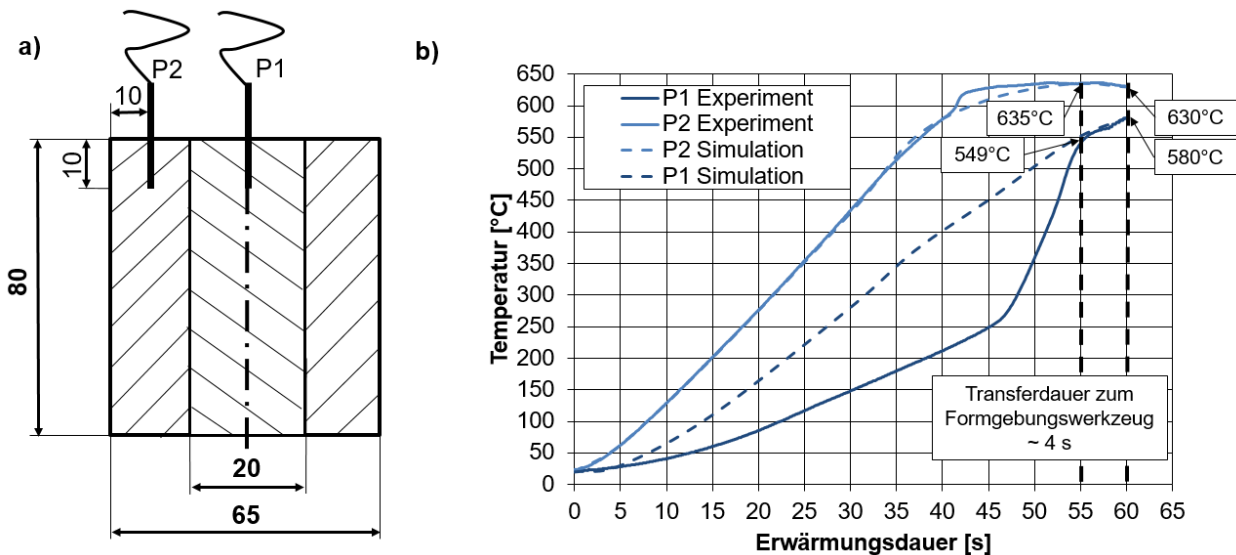


Bild 85: a) Abmessungen des hybriden Halbzeugs und Position der Thermoelemente;
b) Vergleich des Erwärmungsverlaufs eines hybriden Halbzeugs zwischen Simulation und Experiment

Es wurde festgestellt, dass beim Vergleich des Erwärmungsverlaufs zwischen Simulation und Experiment für den Punkt P2 eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment vorliegt. Der Vergleich des Erwärmungsverlaufs für Punkt P1 zeigt jedoch eine große Abweichung. Der Erwärmungsverlauf der Simulation steigt ab Sekunde 5 deutlich stärker an im Vergleich zum Experiment. Die im Experiment gemessene Temperatur beginnt erst ab Sekunde 47 sehr stark anzusteigen und gleicht innerhalb von ca. 7 Sekunden den Temperaturunterschied zwischen Simulation und Experiment wieder aus.

Es wird angenommen, dass diese Abweichung auftritt, da bei der Simulation keine Wärmedehnung aufgrund der starr modellierten Umgebungsluft berücksichtigt wird. Eine Modellierung der induktiven Erwärmung mittels FEM ist jedoch ohne die Umgebungsluft, welche als Überträger des Magnetfelds in der Simulation dient, nicht möglich. Hier müsste ggfs. auf die sogenannte Boundary-Elemente-Methode (BEM) gewechselt werden, um auch den effekt der Wärmeausdehnung berücksichtigen zu können. In Realität kommt es jedoch zu einer Wärmedehnung der Halbzeuge. So kann zwischen den beiden Verbundpartnern ein Luftspalt entstehen, wodurch die Wärmeübertragung zwischen den Verbundpartnern verändert wird. Da jedoch zum Ende der Erwärmung und nach dem Transfervorgang die Temperaturen zwischen Simulation und experimentellem Versuch übereinstimmten, wurde diese Abweichung für die folgenden Untersuchungen vernachlässigt. Ausgehend von den Ergebnissen der induktiven Erwärmung hybrider Halbzeuge bis in den teilflüssigen Zustand wird im nächsten Abschnitt die Formgebung dieser Halbzeuge sowohl numerisch als auch experimentell untersucht.

6.2 Numerische und experimentelle Prozessentwicklung der Formgebung hybrider Halbzeuge

Aufbauend auf den Erkenntnissen aus Kapitel 6.1 wurde anschließend das in Kapitel 5.2 vorgestellte FEM-Simulationsmodell zur Abbildung der Formgebung im teilflüssigen Zustand auf die Formgebung hybrider Halbzeuge erweitert. Der geometrische Aufbau des verwendeten Simulationsmodells ist in Bild 86 dargestellt.

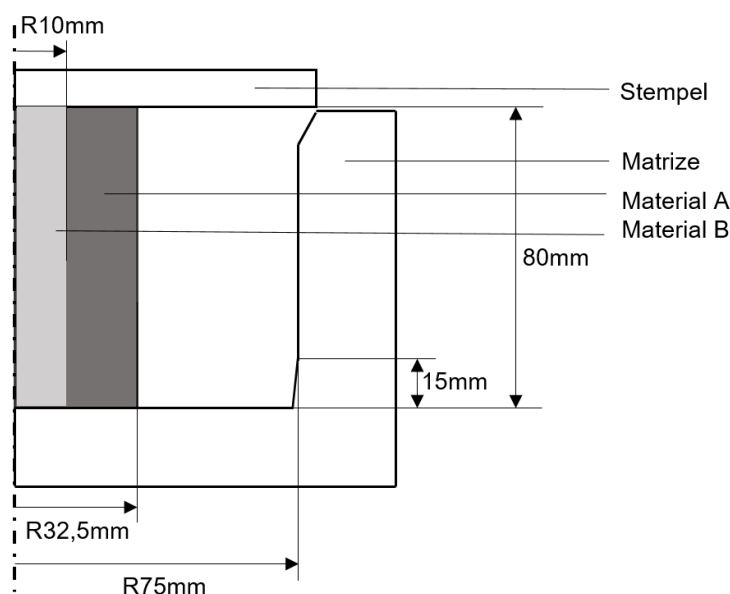


Bild 86: Geometrischer Aufbau des Simulationsmodells für die hybride Formgebungssimulation

Die Simulationsparameter wie z. B. der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Halbzeug und Formgebungswerkzeug und die Temperatur des Formgebungswerkzeugs waren bereits aus Kapitel 5.2 bekannt. Der Reibwert zwischen den beiden Verbundpartnern war bisher unbekannt. Da bei der Formgebung beide Verbundpartner im teilflüssigen Zustand vorliegen, kann nach [149] zwischen den beiden Verbundpartnern Haftreibung angenommen werden. Die Formgebungssimulation hybrider Halbzeuge wurde analog zu Kapitel 5.2 am Beispielbauteil „Scheibe“ durchgeführt. Die Simulationen erfolgten zum einen unter der Annahme eines ideal homogen erwärmten hybriden Halbzeugs (Kernbereich 580 °C; Randbereich 630 °C) und zum anderen mit der in Kapitel 6.1 berechneten inhomogenen Temperaturverteilung unter Berücksichtigung des Einflusses der induktiven Erwärmung. Die Ergebnisse der Formfüllung anhand von sechs unterschiedlichen Formgebungsschritten für das Versuchsbauteil „Scheibe“ sind in Bild 87 dargestellt. Anhand dieser Simulationsergebnisse wird der Einfluss der induktiven Erwärmung auf den Formgebungsvorgang verdeutlicht.

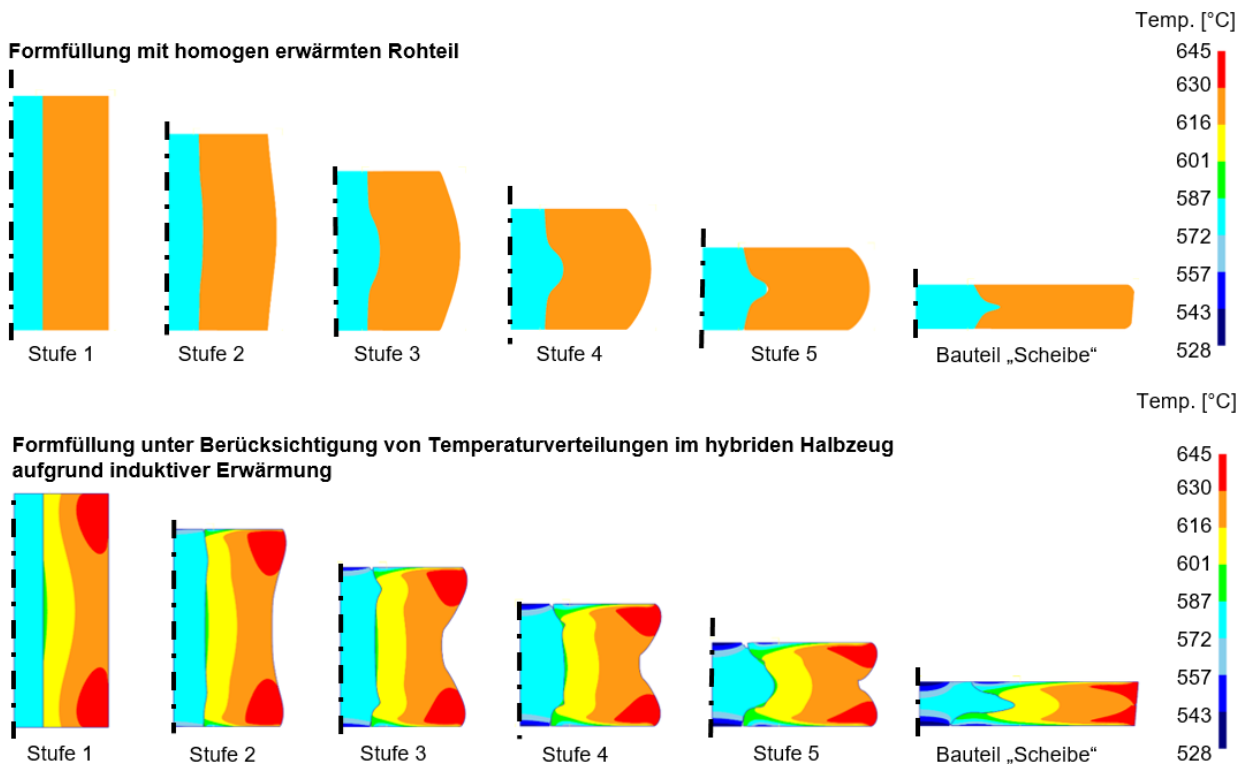


Bild 87: Formfüllung für das Versuchsbauteil „Scheibe“ eines Formgebungsprozesses mit hybriden Halbzeugen mit und ohne Berücksichtigung der Temperaturverteilung im Halbzeug eines vorangegangenen induktiven Erwärmungsvorgangs

Bei einem ideal erwärmten Halbzeug baucht das Halbzeug an der äußeren Mantelfläche mittig aus. Ebenso baucht das Material im Kern mittig aus und es bildet sich ein Übergangsbereich, bei welchem das äußere Material das innere Material umklammert. Dagegen zeigte die Formfüllsimulation unter Berücksichtigung des vorangegangenen induktiven Erwärmungsvorgangs ein deutlich anderes Formfüllverhalten. Da im Anschluss an die induktive Erwärmung und den Transfervorgang die wärmsten Bereiche des Halbzeugs an den beiden Zylinderkanten des äußeren Materials vorlagen, begannen diese Bereiche aufgrund der niedrigen Fließspannung zuerst zu fließen. Dies bedeutete, dass sich ausgehend von der oberen und unteren Zylinderkante des Halbzeugs jeweils eine Fließfront ausbildete. Mit fortschreitender Formfüllung näherten sich diese beiden Fließfronten an und vereinigten sich wieder bei vollständiger Formfüllung. Das Material im Kern begann ebenfalls zunächst im oberen und unteren Bereich zu fließen. Ab Stufe 5 begann das Material mittig auszubauchen. Es bildete sich ebenfalls ein Übergangsbereich aus, bei welchem das äußere Material das innere Material umklammert. Allerdings besitzt dieser Übergangsbereich eine deutlich andere Form im Vergleich zum Übergangsbereich der Simulation ohne Einfluss der inhomogenen Temperaturverteilung.

Eine Validierung der Formgebungssimulation mithilfe von Step-Shot-Versuchen analog zu Kapitel 5.2.12 war für die Formgebung hybrider Halbzeuge nicht möglich, da bei einer Unterbrechung des Formgebungsvorgangs ohne vollständige Formfüllung der Energieinhalt des Halbzeugs so

hoch war, dass der niedrigschmelzendere Verbundpartner vollständig aufgeschmolzen wurde und sich somit die Geometrie derart veränderte, dass ein Abgleich mit der Simulation nicht möglich war.

Aus diesem Grund wurden Formgebungsversuche mit hybriden Halbzeugen durchgeführt und vollständig ausgeformte Bauteile erzeugt. Für die Formgebungsversuche wurden die Halbzeuge zunächst mittels der im Rahmen der Erwärmungsversuche ermittelten Anlagenparameter erwärmt (siehe Kapitel 6.1). Anschließend wurden die hybriden Halbzeuge mit dem Weg-Geschwindigkeitsprofil (siehe Bild 67) des Pressenstößels sowie einer Werkzeugtemperierung von 300 °C umgeformt.

Diese so erzeugten Hybridbauteile wurden im Anschluss mittig zerteilt, die Trennfläche geschliffen und mit Natronlauge angeätzt, um den Übergangsbereich zwischen den Verbundpartnern sichtbar zu machen. Anschließend erfolgte ein Vergleich zwischen Simulation und Formgebungsversuch. Dabei wurde die Position bzw. die Lage des Übergangsbereichs im Querschnitt zwischen den beiden Verbundpartnern verglichen. In Bild 88 ist beispielhaft ein erzeugtes Hybridbauteil der Geometrie „Scheibe“ dargestellt. Weiterhin sind die Grenzschichten der beiden Simulationen der Grenzschicht am Realbauteil gegenübergestellt.

Beim Vergleich des Grenzflächenverlaufs zwischen der Simulation mit einem homogen erwärmten hybriden Halbzeug und dem Realbauteil fällt auf, dass diese sich nur im oberen Bereich ähneln. In beiden Fällen umklammert das äußere Material das Innere. Bei der Simulation ist der Verlauf der Grenzfläche über die Bauteilhöhe symmetrisch. Am Realbauteil ist dieser Verlauf unsymmetrisch. So ist das innere Material beim Realbauteil an der Oberseite des Bauteils deutlich weiter geflossen im Vergleich zum unteren Bereich des Bauteils.

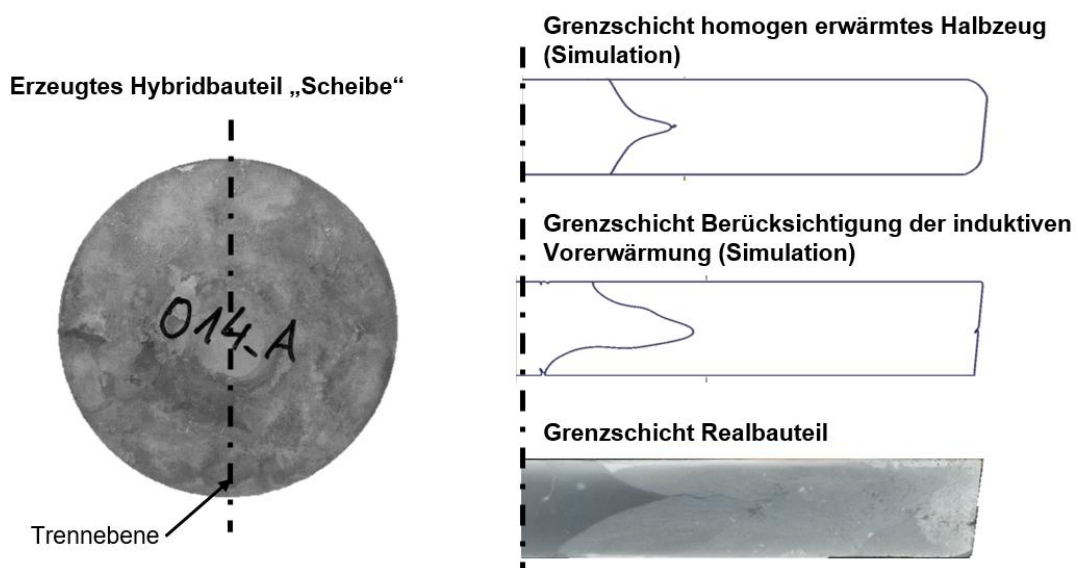


Bild 88: Erzeugtes Hybridbauteil „Scheibe“ und Gegenüberstellung der Grenzschichten aus Simulation und der Experiment

Der Vergleich des Grenzflächenverlaufs zwischen der Simulation unter Berücksichtigung der induktiven Erwärmung und dem Realbauteil zeigt auf, dass dieses zuvor beschriebene unsymmetrische Fließverhalten des inneren Materials annähernd genau abgebildet wurde und somit relativ gut mit den experimentellen Versuchen übereinstimmt. Dennoch stimmt auch bei diesem Vergleich der Grenzflächenverlauf nicht exakt überein. So ist der mittlere Bereich des inneren Materials im Falle der Simulation deutlich dicker und weniger spitz im Vergleich zum Realbauteil ausgebildet. Diese Abweichungen können auf Aufschmelzeffekte des niedrigschmelzenderen Materials oder auch eine nicht exakt mittige Positionierung des Halbzeugs im Formgebungswerkzeug nach der Erwärmung zurückgeführt werden. Die Simulation bildet unter Berücksichtigung der induktiven Erwärmung des Halbzeugs eine gute Näherung der Geometrie der Grenzfläche im Probenquerschnitt ab.

6.3 Beurteilung der experimentellen und numerischen Ergebnisse

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass durch den Einsatz des Hybrid-Thixoschmiedens vollständig ausgeformte Aluminium-Aluminium-Hybridbauteile erzeugt werden können, solange die Halbzeuge derart angeordnet werden können, dass das höherschmelzende Material im Außenbereich des Halbzeugs angeordnet werden kann. Die dazu benötigten Prozessparameter wurden im Rahmen von experimentellen Versuchen für die induktive Erwärmung (siehe Kapitel 6.1) und für reale Formgebungsprozesse (siehe Kapitel 6.2) ermittelt. Diese Hybridbauteile bildeten eine Grenzfläche zwischen den beiden Verbundpartnern aus. Diese Grenzfläche wird im nachfolgenden Kapitel 7 hinsichtlich ihrer Eigenschaften genauer untersucht.

Das im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Simulationsmodell zur Abbildung des induktiven Erwärmungsverhaltens und der Formgebung im teilflüssigen Zustand konnte auf den Hybrid-Thixoschmiedeprozess übertragen werden und bildet sowohl die induktive Erwärmung als auch die Formgebung näherungsweise ab. Somit konnte im Sinne der Forschungsfrage nach einer durchgehenden Prozesssimulation für Thixoschmiedeprozesse ein Beitrag zu einer verbesserten simulativen Prozessauslegung geleistet werden. Das Modell weist jedoch noch Schwächen auf, da z. B. der Einfluss der Wärmeausdehnung der hybriden Halbzeuge während der induktiven Erwärmung und der daraus resultierende Einfluss auf das Erwärmungsverhalten oder auch evtl. auftretende Aufschmelzeffekte während der Formgebung bisher nicht berücksichtigt werden können.

7 Charakterisierung der Verbundeigenschaften von mittels Hybrid-Thixoschmieden gefertigten Hybridbauteilen

Die in Kapitel 6 vorgestellten Hybridbauteile wurden anschließend hinsichtlich ihrer Verbundeigenschaften analysiert. Dabei lag das Hauptaugenmerk auf dem sich bildenden Übergangsbereich zwischen den beiden Verbundpartnern. Dazu wurden zum einen metallografische Analysen durchgeführt, um beurteilen zu können, ob der Übergangsbereich eine stoffschlüssige Verbindung durch intermetallische Phasen zwischen den beiden Verbundpartnern aufwies. Zum anderen wurden die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Hybridbauteile mithilfe von Zug- und Härteprüfung analysiert, um eine Aussage über die Qualität der erzeugten Hybridbauteile treffen zu können.

7.1 Metallografische Analyse der Hybridbauteile

Die aus hybriden Halbzeugen erzeugten Hybridbauteile der Form „Scheibe“ wiesen makroskopisch betrachtet eine gute und vollständige Formfüllung auf. Ebenso war in der Vereinigungszone ein vollständiger Verbund ohne Risse zu erkennen. Die mikroskopisch analysierten Schlibfbilder zeigten darüber hinaus für beide Verbundpartner zweiphasige Materialgefüge, aus dem gefolgert werden kann, dass beide Verbundpartner im teilflüssigen Zustand geformt wurden. Diese zweiphasigen Materialgefüge zeigten kaum nennenswerte Phasentrennungen über dem Bauteilquerschnitt. Einzelne Entmischungen sind im Bereich der Vereinigungszone der beiden Verbundpartner zu erkennen. Dies deutet darauf hin, dass der niedrigschmelzende Werkstoff in diesem Bereich vollständig aufgeschmolzen wurde. In Bild 89 sind mikroskopische Aufnahmen der Grenzschicht zwischen beiden Verbundpartnern in unterschiedlichen Bauteilbereichen dargestellt.

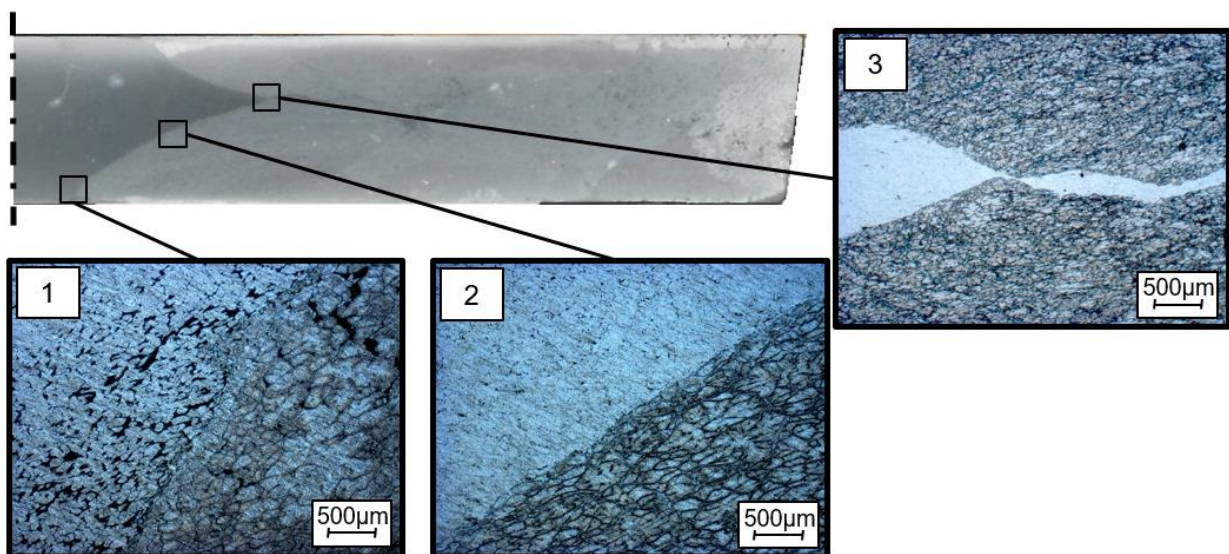


Bild 89: Metallografische Schlibfe in verschiedenen Bereichen der Grenzschicht zwischen den beiden Verbundpartnern

Im unteren Bereich der Vereinigungszone (Schliffbild 1 in Bild 89) zeigten die α -Mischkristalle der höherschmelzenden Legierung eine plastische Verformung mit nur geringen Einschlüssen an eutektischer Phase. Dagegen zeigten die α -Mischkristalle des niedrigschmelzenderen Werkstoffs eine überwiegend globulare Ausprägung mit größeren Einschlüssen an eutektischer Phase. Das lässt darauf schließen, dass diese Gefügeausbildung auf die inhomogene Temperaturverteilung über den Halbzeugquerschnitt nach der induktiven Erwärmung und die Abkühlung nach dem Werkzeugkontakt zurückzuführen war. So lag beim höherschmelzenden Werkstoff nur ein geringer Anteil an flüssiger Phase vor, welcher beim Werkzeugkontakt direkt wieder erstarrte. Daher verformten sich die α -Mischkristalle während der Formgebung. Der niedrigschmelzendere Werkstoff lag mit einem erhöhten Flüssigphasenanteil vor, weshalb dieser während der Formgebung nicht vollständig erstarrte.

In Schliffbild 2 (Bild 89) ist die Vereinigungszone in der unteren Bauteilhälfte dargestellt. Die Struktur des höherschmelzenden Verbundpartners zeigte dieselbe Gefügeausbildung im Vergleich wie in Schliffbild 1. Allerdings wiesen die α -Mischkristalle eine geringere Korngröße auf, was auf ein niedrigeres Temperaturniveau nach der Erwärmung schließen ließ. Die Mikrostruktur des niedrigschmelzenderen Materials zeigte neben globularen α -Mischkristallen eine neugebildete dendritische Phase. Die lässt den Schluss zu, dass der Werkstoff während der Formgebung bis zu einem sehr hohen Flüssigphasenanteil aufgeschmolzen wurde und nach der Formgebung wieder erstarrte.

Schliffbild 3 (Bild 89) zeigt die Vereinigungszone in der Bauteilmitte. Die Struktur des höherschmelzenden Verbundpartners zeigte dieselbe Gefügeausbildung wie Schliffbilder 1 und 2, wobei die α -Mischkristalle im Vergleich zu Schliffbild 2 nochmals eine geringere Korngröße aufwiesen, was auf ein noch niedrigeres Temperaturniveau nach der Erwärmung schließen ließ. Die Mikrostruktur des niedrigschmelzenderen Materials zeigte ausschließlich die neugebildete dendritische Phase mit einem geringen Anteil an eutektischer Phase. Daher wird vermutet, dass in dieser Zone der Werkstoff während der Formgebung vollständig aufgeschmolzen wurde und nach der Formgebung wieder erstarrte, wobei die Erstarrung mit einer geringeren Abkühlgeschwindigkeit im Vergleich zu Schliffbild 2 erfolgte.

Die metallografische Analyse zeigte somit, dass ein vollständiger intermetallischer Verbund zwischen den beiden Werkstoffen erzeugt wurde. Dieser basierte auf Aufschmelzeffekten während der Erwärmung und der Formgebung der hybriden Halbzeuge. Die Vereinigungszone weist Unterschiede hinsichtlich Gefügestruktur (Form und Größe der α -Mischkristalle und Anteil eutektischer Phase) auf, weshalb sicher gefolgert wurde, dass eine vollständige, stoffschlüssige Verbindung mit über den Bauteilquerschnitt unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften erzeugt wurde. Dies wurde auf die benötigte inhomogene induktive Erwärmung zurückgeführt.

Im Anschluss an die mikroskopische Analyse der Vereinigungszone wurde die Vereinigungszone mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) und Energiedispersiver Röntenspektroskopie (EDX) untersucht. Beispielhaft ist die REM-Analyse und die EDX-Analyse in Bild 90 für einen Bereich in der unteren Bauteilhälfte (Schliffbild 2 in Bild 89) dargestellt.

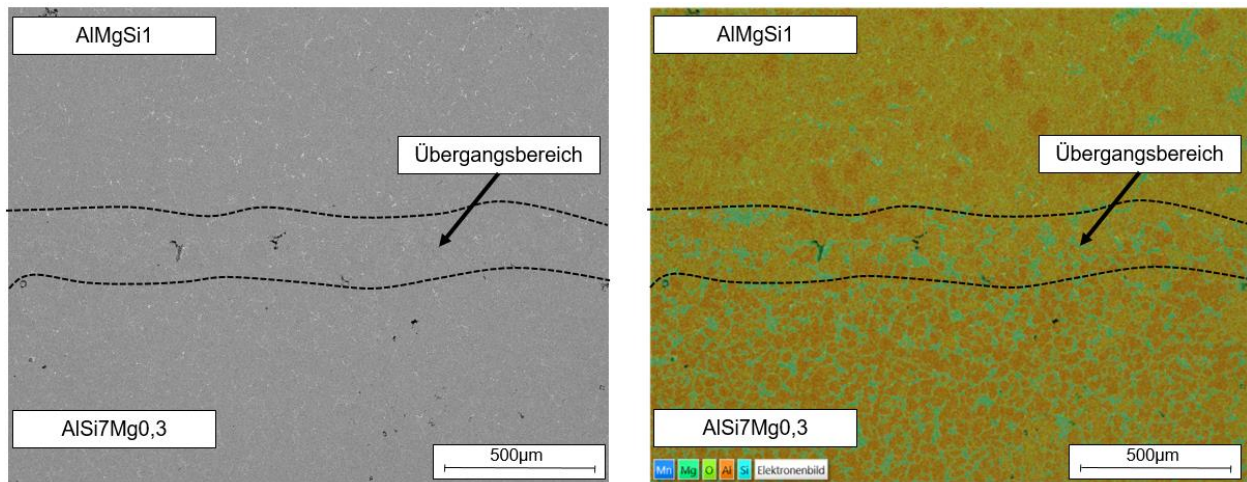


Bild 90: REM-Aufnahme des Übergangsbereichs (links) und EDX-Überlagerungsaufnahme des Übergangsbereichs (rechts)

Mittels dieser Analyse konnte der makroskopische und mikroskopische Eindruck eines vollständigen stoffschlüssigen Verbunds zwischen beiden Verbundpartnern bestätigt werden. Die Vereinigungszone wies eine Breite von ca. 200 µm auf. Bei der REM-Analyse konnte keine deutliche Trennung zwischen beiden Verbundpartnern beobachtet werden. Es zeigte sich ein homogener Übergang zwischen den beiden Verbundpartnern (siehe Bild 90 links).

Anschließend wurde eine EDX-Analyse desselben Bereichs durchgeführt und auf die Elemente Aluminium (Orange), Silizium (Hellblau), Magnesium (Türkis), Mangan (Blau) und Sauerstoff (Grün) untersucht. Die so erzeugte farbliche Überlagerungsaufnahme ist in Bild 90 rechts dargestellt. Die Analysen nach den jeweiligen Elementen sind im Anhang unter Kapitel 10.2 dargestellt. Diese Analyse zeigte ebenfalls die homogene Vereinigung der beiden Verbundpartner auf. Im unteren Bereich der Abbildung lag der Werkstoff AlSi7Mg0,3 vor, erkennbar an dem größeren Anteil Silizium. Das Silizium lag dabei fein verteilt an den globularen und dendritischen Korngrenzen vor. Im oberen Bereich der Abbildung lag die Legierung AlMgSi1 vor, was an dem deutlich geringeren Anteil an Silizium erkennbar wurde. Im Übergangsbereich zwischen den beiden Verbundpartnern lag Silizium grob verteilt zwischen größeren α -Mischkristallen vor. Es wird angenommen, dass die eutektische Phase der Legierung AlSi7Mg0,3 während des Formgebungsvorgangs in die Legierung AlMgSi1 diffundiert ist und so eine intermetallische Phase geschaffen hat, welche einen Siliziumgehalt zwischen dem der Verbundpartner aufweist.

7.2 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften hybrid gefertigter Bauteile

Im Anschluss an die metallografische Analyse der erzeugten Versuchsbauteile wurden deren mechanischen Eigenschaften bestimmt. Dazu wurden zum einen Mikrohärtmessungen an den Versuchsbauteilen durchgeführt und zum anderen Zugproben aus den Bauteilen erzeugt und geprüft. Die auf diese Weise ermittelten Festigkeitseigenschaften wurden anschließend mit den korrespondierenden mechanischen Eigenschaften der monolithischen Werkstoffe verglichen.

7.2.1 Härteprüfung der Hybridbauteile

Im Anschluss an diese metallografischen Untersuchungen wurde der Übergangsbereich hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften untersucht. Dazu wurden Mikrohärtmessungen durchgeführt, damit insbesondere der Übergangsbereich zwischen den beiden Verbundpartnern untersucht werden konnte. Bei diesen Mikrohärtmessungen wurde festgestellt, dass der Übergangsbereich eine Härte von ca. 71 HV 0,05 besitzt (siehe Bild 91; Messpunkt 2). Diese Härte liegt zwischen den gemessenen Härtewerten der beiden monolithischen Verbundpartner von ca. 77 HV 0,05 für AlMgSi1 und ca. 65 HV 0,05 für AlSi7Mg0,3. Der Übergangsbereich deutete somit auf einen homogenen Übergang zwischen den beiden Verbundpartnern hin.

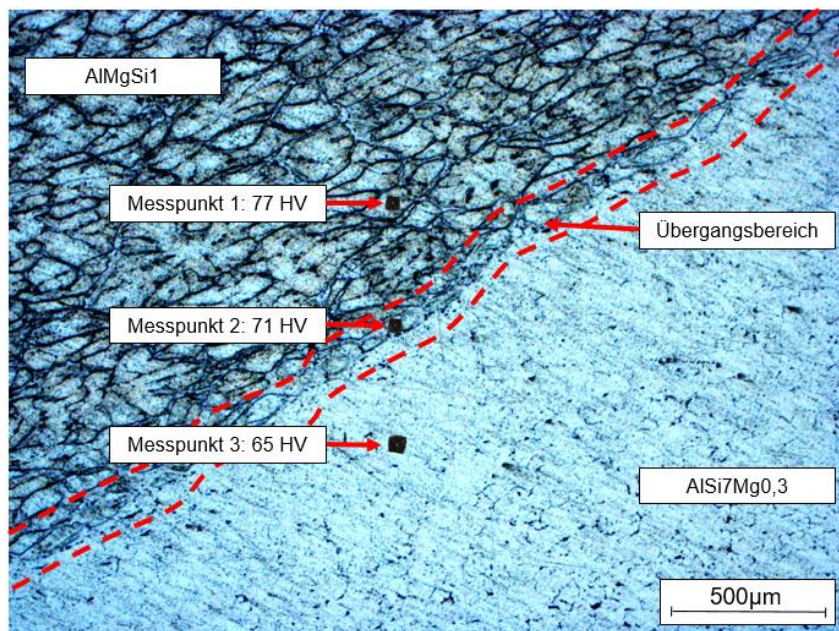


Bild 91: Mikrohärtmessung im Übergangsbereich der erzeugten Aluminium-Aluminium-Verbundbauteile

7.2.2 Zugprüfung der Hybridbauteile

Für die Ermittlung der Zugfestigkeiten der erzeugten Aluminium-Aluminium-Hybridbauteile wurden aus der Geometrie „Scheibe“ Flachzugproben entnommen. Das Diagramm in Bild 92 zeigt fünf Spannungs-Dehnungs-Kurven entsprechender Zugversuche. Weiterhin sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die monolithischen Verbundpartner AlSi7Mg0,3 und AlMgSi1 nach dem

Thixoschmieden dargestellt. Streckgrenze und Zugfestigkeit der erzeugten Hybridbauteile lagen in etwa auf dem Niveau des Werkstoffs AlMgSi1 nach dem Thixoschmieden. Die Bruchdehnung wurde mit 6,5 bis 10,5 % etwas geringer im Vergleich zu den monolithischen Werkstoffen erfasst. Der E-Modul lag mit ca. 78 GPa etwas oberhalb der ermittelten Werte für die monolithischen Zugproben. Die Erhöhung des E-Moduls und die reduzierte Bruchdehnung im Vergleich zu den monolithischen Proben, lassen auf oxidische Reaktionen und nichtmetallische Einschlüsse (z. B. Schmierstoffe) in der Vereinigungszone der Hybridbauteile schließen.

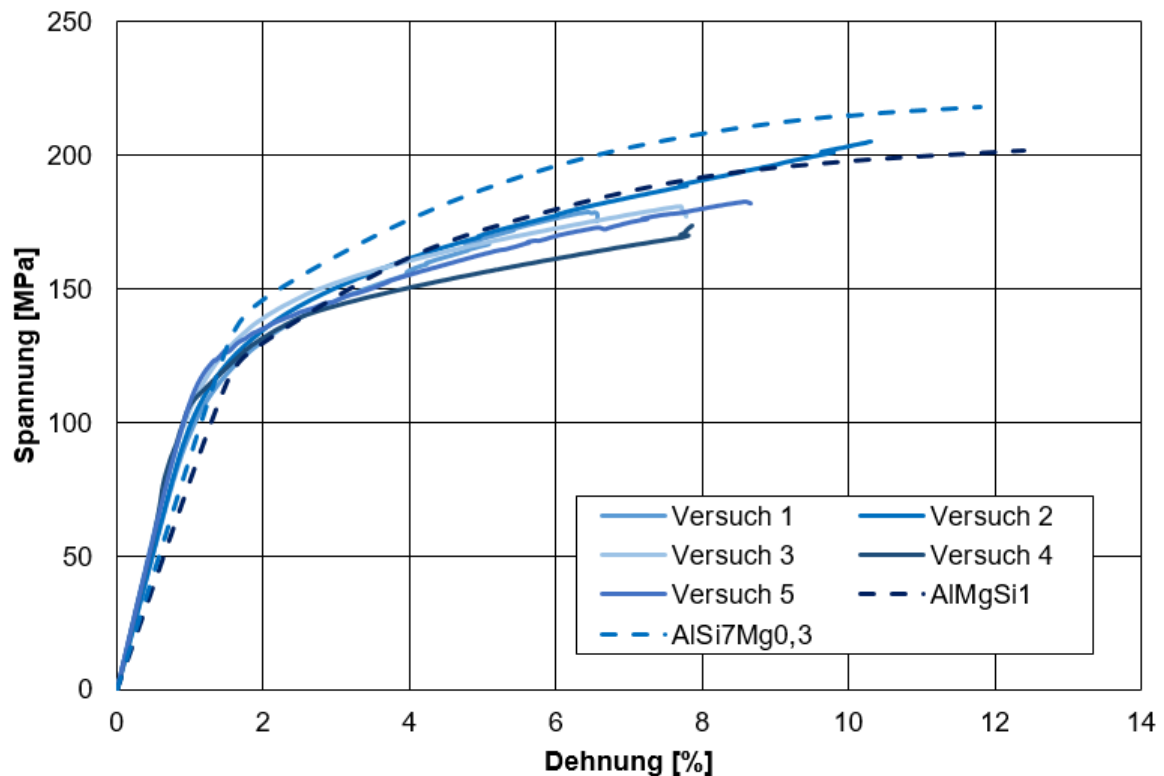


Bild 92: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der erzeugten Hybridbauteile im Vergleich zu monolithisch thixogeschmiedeten Bauteilen

Bei der Analyse des Versagens der Zugproben konnte festgestellt werden, dass die Zugproben im Bereich der Vereinigungszone versagten (siehe Bild 93). Weiterhin ist eine deutliche Einschnürung der Proben im Bereich des außen liegenden, höherschmelzenden Werkstoffs (AlMgSi1) zu erkennen. Dies deutet darauf hin, dass der Werkstoff AlMgSi1 während des Zugversuchs eine plastische Dehnung erfährt, bevor es zu einem schlagartigen Versagen innerhalb der Vereinigungszone zwischen dem Werkstoff AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3 kommt. Dennoch kann festgehalten werden, dass mithilfe des Hybrid-Thixoschmiedens ein relativ guter stoffschlüssiger Verbund mit Festigkeitseigenschaften auf dem Niveau der Ausgangslegierungen erzeugt werden konnte und somit z. B. die unterschiedlichen thermischen und elektrischen Eigenschaften der beiden Aluminiumlegierungen AlSiMg1 und AlSi7Mg0,3 in einem Hybridbauteil zusammengefügt werden konnten.

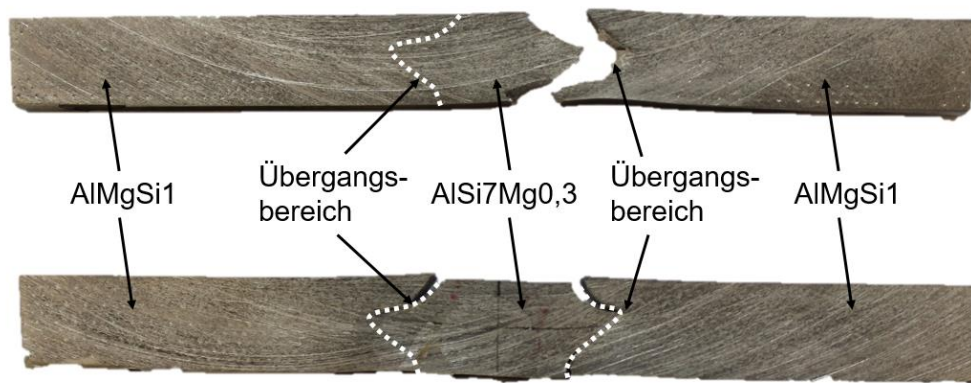


Bild 93: Hybride Zugproben nach dem Zugversuch

7.3 Abschließende Bewertung der Verbundeigenschaften der Hybridbauteile

Die in den vorherigen Abschnitten vorgestellten metallografischen und mechanischen Charakterisierungen der erzeugten Aluminium-Aluminium-Hybridbauteile zeigten das Potential des Hybrid-Thixoschmiedens für Aluminium-Aluminium-Verbundbauteile auf. Durch das Hybrid-Thixoschmieden entstand ein vollständiger stoffschlüssiger Übergangsbereich zwischen den beiden Verbundpartnern. In diesem Übergangsbereich bildeten sich Elementverbindungen aus, welche durch die Reaktionen der unterschiedlichen Legierungselemente der beiden Verbundpartner entstanden sind und am Beispiel der eingesetzten Legierungen AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3 hauptsächlich auf Diffusionsvorgänge des Legierungselements Silizium zurückzuführen sind. Der erzeugte stoffschlüssige Übergangsbereich besitzt eine Breite von ca. 200 µm und bildet sich aufgrund der großen Oberflächenveränderung des hybriden Halbzeugs und der vorherrschenden hohen Umformtemperaturen mit daraus resultierenden Aufschmelz- und Erstarrungsvorgängen aus. Dies konnte anhand der metallografischen Analyse und der dort vorliegenden teilweisen dendritischen Gefügestruktur bestätigt werden. Wodurch diese Ergebnisse einen Beitrag zur Beantwortung der Zielsetzung einer Verfahrensentwicklung zur Herstellung stoffschlüssiger Hybridbauteile leistet.

Die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch lagen auf dem Niveau der ermittelten mechanischen Eigenschaften der monolithischen Werkstoffe nach dem Thixoschmieden. Zusätzlich konnte nachgewiesen werden, dass der Übergangsbereich für diese Aluminium-Aluminium-Verbundbauteile unmerklich versprödet. So lag die Härte im Übergangsbereich zwischen der Härte der beiden Verbundpartner und der Zugversuch lieferte Dehnungen oberhalb von 6 % und somit z. B. die unterschiedlichen thermischen und elektrischen Eigenschaften der beiden Verbundpartner in einem Hybridbauteil vereint werden konnten. In weiterführenden Untersuchungen kann auf diesen Ergebnissen aufgebaut werden und durch Änderungen in der Prozessführung oder der Verbundpartnerauswahl die Eigenschaften des Übergangsbereichs optimiert werden.

8 Übertragung der Ergebnisse auf komplexe Geometrien und andere Kombinationen unterschiedlicher Basiswerkstoffe

Der in den vorherigen Kapiteln beschriebene Hybrid-Thixoschmiedeprozess für die Kombination unterschiedlicher Aluminiumlegierungen bietet aufgrund seiner Verbundeigenschaften mittels des vollständigen intermetallischen Stoffschlusses ein breites Anwendungsspektrum in der Automobil-, Luftfahrt- oder Maschinenbauindustrie. In den folgenden Abschnitten sollen sowohl die entwickelten numerischen Methoden als auch der reale Formgebungsprozess auf komplexere Bauteilstrukturen übertragen werden. Weiterhin soll der Prozess auf Anwendungen auf Werkstoffkombinationen mit unterschiedlichen Basiswerkstoffen ausgeweitet werden.

8.1 Herstellung komplexer Hybridbauteile mittels Hybrid-Thixoschmieden

Die in den Kapiteln 6 und 7 vorgestellten Untersuchungen auf Basis der Scheibengeometrie und die Analyse des Übergangsbereichs weist auf weitere Potentiale des Hybrid-Thixoschmiedeprozesses aufzeigt. Die gewonnenen Erkenntnisse wurden auf ein nicht rotationssymmetrisches Realbauteil mit komplexer Geometrie übertragen. Dazu wurde die Geometrie „Antriebsflansch“, welche in Bild 94 dargestellt ist, auf Laborniveau untersucht. Aufgrund der einfachen Integration dieser Geometrie in das für die bisherigen Untersuchungen verwendete Scheibenwerkzeug wurde ein entsprechender Formeinsatz zur Herstellung dieses hybriden Antriebsflanschs angefertigt.

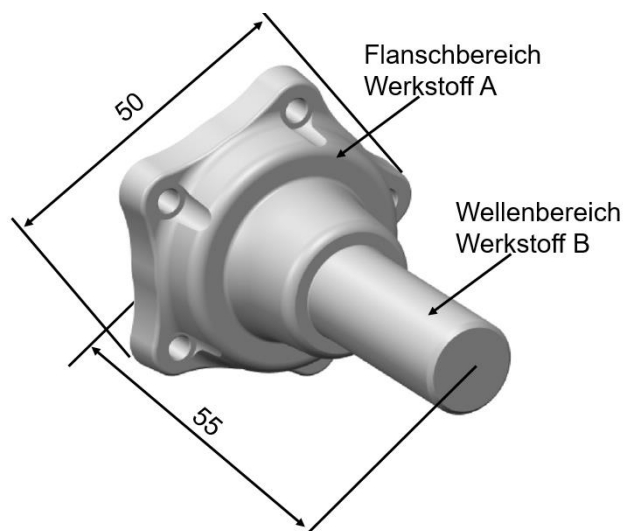


Bild 94: Reales Hybridbauteil „Antriebsflansch“

In den folgenden Abschnitten wird zunächst die Anwendung der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten numerischen Methoden vorgestellt, mithilfe derer eine Prozessauslegung zur Herstellung eines hybriden Antriebsflanschs durchgeführt wurde. Anschließend wurden mithilfe von Experi-

menten hybride Bauteile der Geometrie „Antriebsflansch“ erzeugt und damit sowohl die numerischen Modelle aus Kapitel 6 validiert als auch der Hybrid-Thixoschmiedeprozess (siehe Kapitel 2.4.5) auf ein komplexes Bauteil übertragen.

8.1.1 Numerische Untersuchung zur Herstellung eines komplexen Bauteils durch Hybrid-Thixoschmieden

Für die numerischen Untersuchungen zur Herstellung eines hybriden Antriebsflanschs durch Hybrid-Thixoschmieden wurden zunächst die Abmessungen des hybriden Halbzeugs festgelegt und in das geometrische Modell zur Berechnung der induktiven Erwärmung implementiert. Die festgelegten Abmessungen der hybriden Halbzeuge sind in Tabelle 20 beschrieben. Wie bei den bisherigen Untersuchungen wurde eine Kombination der Werkstoffe AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3 verwendet.

Tabelle 20: Abmessungen des Halbzeugs zur Herstellung eines hybriden Antriebsflanschs

Außendurchmesser	Innendurchmesser	Höhe
38 mm	15 mm	45 mm

Ausgehend von den in Kapitel 5.1 und Kapitel 6.1 ermittelten Simulationsparametern wurde der induktive Erwärmungsvorgang modelliert. Ziel bildete dabei, dass nach dem Transfer des Halbzeugs von der Induktionsspule in das Formgebungswerkzeug an den Punkten P1 und P2 die Temperaturen von 580 °C bzw. 630 °C vorlagen. Dazu konnten die Parameter Erwärmungsdauer, Stromdichte und Erwärmungsfrequenz variiert werden. Die idealen Erwärmungsparameter wurden iterativ ermittelt und sind in Tabelle 21 dargestellt.

Tabelle 21: Ermittelte Erwärmungsparameter für das hybride Halbzeug

Erwärmungsfrequenz	Stromdichte	Erwärmungsdauer
1.000 Hz	39 A/mm ²	37 s

Die berechnete Temperaturverteilung über dem Halbzeugquerschnitt nach der induktiven Erwärmung sowie nach dem Transfer ist in Bild 95 dargestellt. Dabei zeigte sich, dass durch die geringere Halbzeughöhe im Vergleich zum Halbzeug zur Herstellung der Scheibengeometrie eine deutlich homogenere Temperaturverteilung in Höhenrichtung des Halbzeugs erreicht werden konnte. Dennoch lagen die höchsten Temperaturen an den Zylinderkanten des hybriden Halbzeugs vor und sind auf den auftretenden Skin-Effekt zurückzuführen. Weiterhin wurde festgestellt, dass die Temperatur an P1 mit 519 °C nach der Erwärmung 30 °C niedriger im Vergleich zum Halbzeug für die Scheibengeometrie vorlag. Dennoch konnte an P1 im Anschluss an den Transfervorgang eine Temperatur von 580 °C erreicht werden, da das zu erwärmende Volumen des inneren Materials deutlich kleiner im Vergleich zum Halbzeug der Scheibengeometrie war.

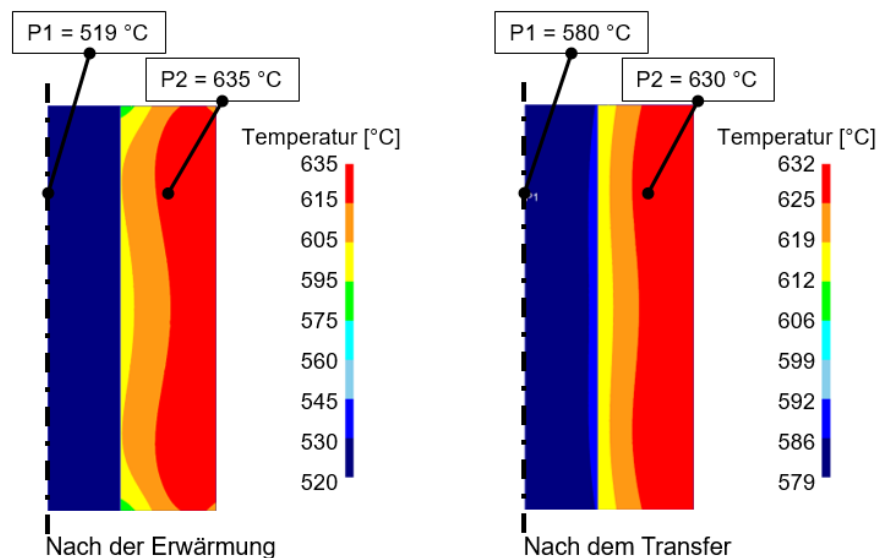


Bild 95: Berechnete Temperaturverteilung im Halbzeug nach der induktiven Erwärmung und nach dem Transfer zum Formgebungswerkzeug (Werkstoff AlMgSi1 außen und AlSi7Mg0,3 innen)

Diese berechnete Temperaturverteilung wurde anschließend in die Formgebungssimulation zur Herstellung eines hybriden Antriebsflanschs überführt und die Formfüllung mithilfe des in Kapitel 5.2 und Kapitel 6.2 entwickelten FEM-Simulationsmodell berechnet. Es wurde lediglich die Formkontur des Bauteils „Scheibe“ durch die Formkontur des Bauteils „Antriebsflansch“ ersetzt. In Bild 96 ist die berechnete Formfüllung für das Bauteil „Antriebsflansch“ für mehrere Zeitschritte in der Simulation dargestellt. Die Simulation zeigte, dass mithilfe des Hybrid-Thixoschmiedens prinzipiell vollständig ausgeformte Bauteile erzeugt werden können. Die Halbzeuggeometrie wurde dazu so gewählt, dass das außen liegende Werkstoff AlMgSi1 den Flanschbereich bildet und der innen liegende Werkstoff AlSi7Mg0,3 den Wellenbereich. Dies bedeutet, dass der Durchmesser des innenliegenden Werkstoff AlSi7Mg0,3 mit 15 mm exakt so groß wie der Durchmesser der Welle des Antriebsflansch gewählt wurde. Es ist somit möglich, eine stoffschlüssige Welle-Nabe-Verbindung mithilfe des Hybrid-Thixoschmiedens herzustellen.

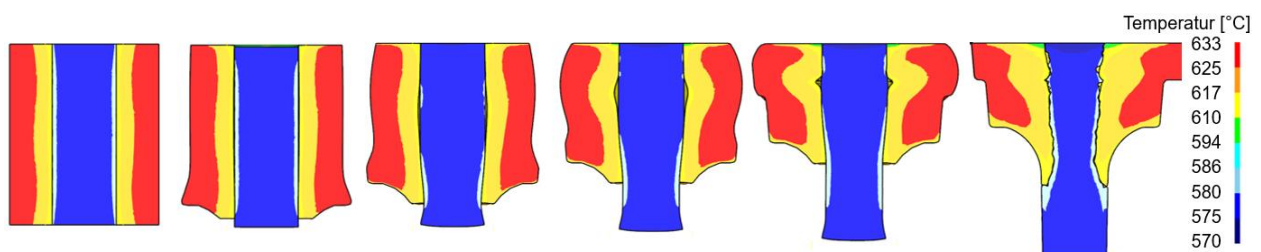


Bild 96: Berechnete Formfüllung für das Bauteil „Antriebsflansch“

8.1.2 Herstellung eines komplexen Bauteils durch Hybrid-Thixoschmieden

Der in Kapitel 8.1.1 numerisch ausgelegte Prozess zur Herstellung eines hybriden Antriebsflansches durch Hybrid-Thixoschmieden wurde in diesem Kapitel durch experimentelle Versuche validiert. Dazu wurde ein Formeinsatz mit der Kontur des Antriebsflanschs angefertigt, welcher in das bisher verwendete Versuchswerkzeug integriert werden konnte. Ebenso wurden hybride Halbzeuge mit den ermittelten geometrischen Abmessungen aus den Versuchswerkstoffen AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3 erzeugt (siehe Bild 97 a)).

Zunächst wurden Erwärmungsversuche mit diesen hybriden Halbzeugen mithilfe der vorhandenen Induktionsanlage (siehe Kapitel 5.1.1) durchgeführt. Mit den in Tabelle 22 dargestellten Erwärmungsparametern konnten die hybriden Halbzeuge auf das in der Simulation ermittelte Temperaturniveau erwärmt werden.

Tabelle 22: Experimentell ermittelte Erwärmungsparameter des hybriden Halbzeug

Erwärmungsfrequenz	Pulsweite	Erwärmungsdauer
1.000 Hz	230	35 s

Anschließend wurden die so erwärmten hybriden Halbzeuge im Versuchswerkzeug umgeformt. Das Werkzeug wurde dabei auf eine Temperatur von 300 °C vorgewärmt. Die Formgebung erfolgte mit demselben Weg-Geschwindigkeitsprofil des Pressenstößels wie für das Bauteil „Scheibe“. In Bild 97 b) ist beispielhaft ein erzeugter hybrider Antriebsflansch dargestellt. Die Bauteile konnten mit den ermittelten Parametern für die induktive Erwärmung und die Formgebung vollständig ausgeformt werden.

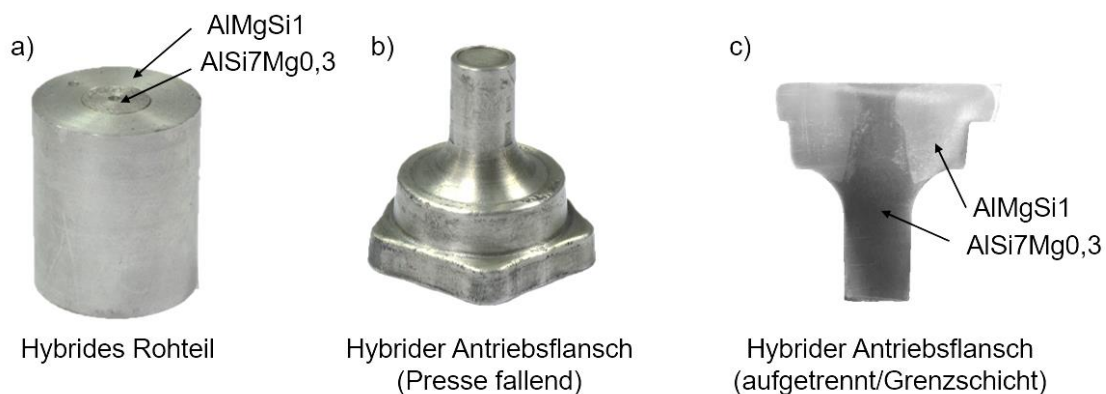


Bild 97: Aluminium-Aluminium-Verbundbauteil; a) Hybrides Halbzeug; b) Hybrider Antriebsflansch (Presse fallend); c) Hybrider Antriebsflansch (aufgetrennt/Grenzschicht)

Weiterhin zeigte sich nach der Analyse des Übergangsbereichs ein vollständig stoffschlüssiger Verbund zwischen den beiden Bauteilen (Bild 97 c)) und bestätigte somit die Ergebnisse aus den grundlegenden Untersuchungen am Bauteil „Scheibe“.

8.2 Herstellung komplexer Hybridbauteile aus unterschiedlichen Basiswerkstoffen

Im vorherigen Kapitel wurde die Übertragung der im Rahmen dieser Arbeit erlangten Erkenntnisse zur Herstellung von gleichartigen Aluminium-Aluminium-Verbundbauteilen von einer einfachen Scheibengeometrie hin zu einer komplexen Bauteilgeometrie vorgestellt. In weiteren Untersuchungen wurde versucht, diese Ergebnisse auf Prozessführungen für Hybridbauteile mit unterschiedlichen Basiswerkstoffen zu übertragen. Dies erfolgte im Rahmen dieser Arbeit in der Herstellung eines Messing-Aluminium-Verbundbauteils am Beispiel der Geometrie „Antriebsflansch“.

Dazu wurden hybride Halbzeuge analog zu den Aluminium-Aluminium-Halbzeugen mit den in Tabelle 20 beschriebenen Abmessungen aus dem Messingwerkstoff CuZn40Al2 und der Aluminiumlegierung AlMgSi1 erzeugt (siehe Bild 98 a)). Die Zieltemperatur für das Thixoschmieden des Werkstoffs CuZn40Al2 lag bei $\vartheta_{\text{CuZn40Al2}} = 875 \text{ °C}$, die Zieltemperatur für den Werkstoff AlMgSi1 bei $\vartheta_{\text{AlMgSi1}} = 635 \text{ °C}$. Daraus ergab sich die Anforderung nach der technologischen Realisierung eines deutlich größeren Temperaturgradienten von ca. 140 °C im Vergleich zu ca. 50 °C für die hybriden Aluminium-Aluminium-Halbzeuge mittels induktiver Erwärmungstechnik.

Dieser angestrebte Temperaturgradient innerhalb der gewählten Probengeometrie konnte experimentell mit der vorhandenen Anlagentechnik nicht erreicht werden. Die induktive Erwärmungsanlage verfügte nicht über eine ausreichend hohe Erwärmungsleistung zur Realisierung eines derartig großen Temperaturgradienten. Für einer Frequenz von 1.000 Hz und einer mit 254 maximal gewählten Pulsweite konnte lediglich ein Temperaturgradient von ca. 73 °C ($\vartheta_{\text{CuZn40Al2}} = 707 \text{ °C}$; $\vartheta_{\text{AlMgSi1}} = 635 \text{ °C}$) bei der vorliegenden Werkstoffpaarung erzielt werden. Eine Erhöhung der Frequenz auf maximal 4.000 Hz führte ebenfalls nicht zu einer Erhöhung des Temperaturgradienten. Dennoch wurden mit den so erwärmten Halbzeugen Umformversuche durchgeführt und die erzeugten Bauteile untersucht.

Bei diesen Formgebungsversuchen konnten vollständig ausgeformte Messing-Aluminium-Verbundbauteile erzeugt werden (siehe Bild 98 b)). Makroskopisch zeigte sich bei der Analyse des Übergangsbereichs ein vollständiger Verbund zwischen beiden Werkstoffen (siehe Bild 98 c)), welcher im Nachgang mithilfe von REM- und EDX-Analysen im Hinblick auf einen stoffschlüssigen Übergangsbereich untersucht wurde.

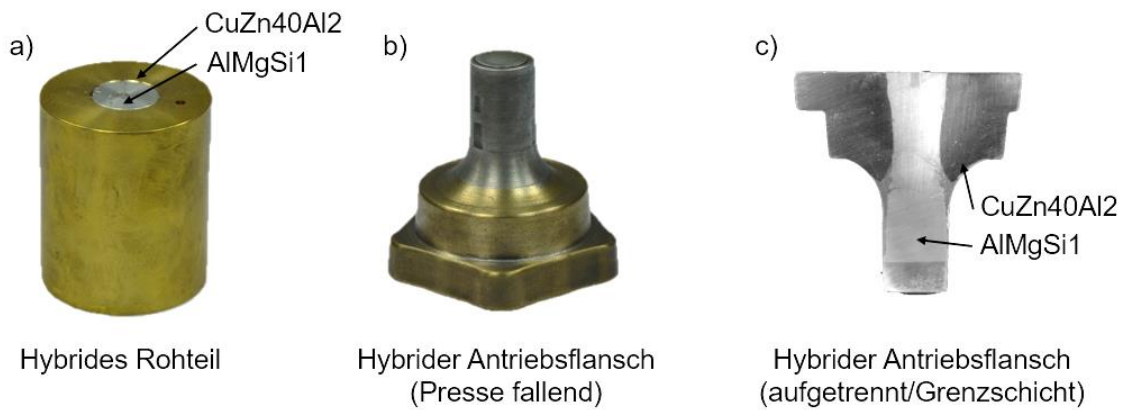


Bild 98: Messing-Aluminium-Verbundbauteil; a) Hybrid raw part; b) Hybrid drive flange (hot pressed); c) Hybrid drive flange (sectioned/interfacial layer)

Dabei konnte mittels der REM-Untersuchung festgestellt werden, dass sich zwischen beiden Verbundpartnern eine ca. 100 µm breite intermetallische Grenzschicht ausgebildet hat (siehe Bild 99 links). Anschließend wurde eine EDX-Analyse desselben Bereichs durchgeführt und auf die Elemente Aluminium (Orange), Silizium (Hellblau), Kupfer (Gelb), Zink (Grün) und Sauerstoff (Türkis) untersucht. Die so erzeugte farbliche Überlagerungsaufnahme ist in Bild 99 rechts dargestellt. Die Analysen nach den jeweiligen Elementen sind im Anhang unter Kapitel 10.2 aufgeführt. Diese intermetallische Phase bestand aus plattenförmigen Aluminium-Kupfer-Verbindungen, welche in einer Zinkmatrix eingebettet waren.

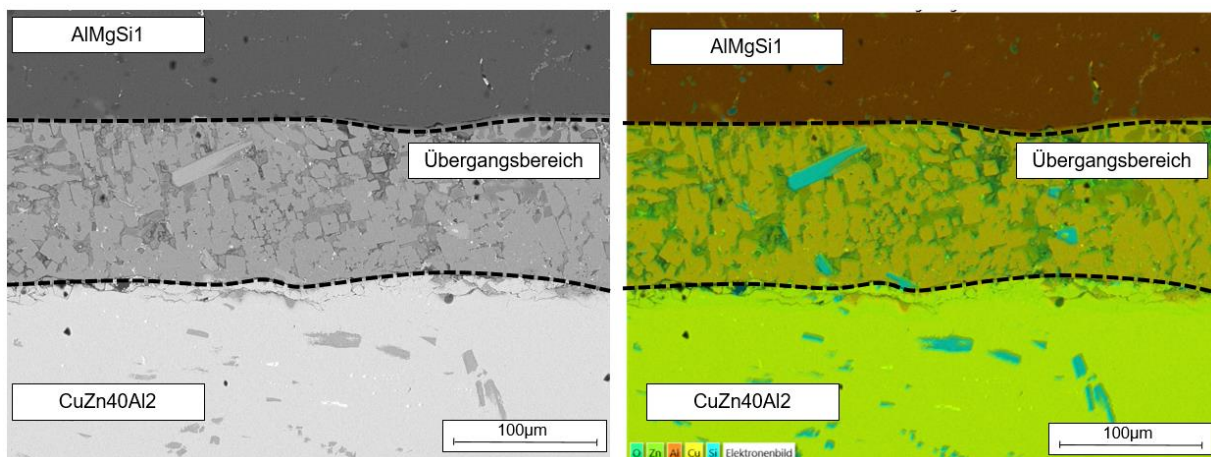


Bild 99: REM-Aufnahme des Übergangsbereichs (links) und EDX-Überlagerungsaufnahme des Übergangsbereichs (rechts)

Im Anschluss an diese metallografischen Untersuchungen wurde der Übergangsbereich hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften untersucht. Aufgrund der Bauteilgröße standen entsprechende Möglichkeiten für Mikrozugversuche nicht zur Verfügung, deshalb wurden Mikrohärtemessungen durchgeführt. Bei diesen Mikrohärtemessungen wurde festgestellt, dass der Übergangsbereich eine sehr hohe Härte von ca. 477 HV 0,05 aufwies (siehe Bild 100; Messpunkt 2).

Dies führt zur berechtigten Annahme, dass der Übergangsbereich ein relativ sprödes Werkstoffverhalten aufweist. Darauf deutet ebenfalls die EDX-Analyse hin, da in der Grenzschicht Oxide vorliegen (siehe Bild 107 im Anhang unter Kapitel 10.2). Somit konnte nachgewiesen werden, dass mithilfe des Hybrid-Thixoschmiedens auch unterschiedliche Basiswerkstoffe stoffschlüssig miteinander kombiniert werden. Die so erzeugten Bauteile sind ggfs. in ihren mechanischen Eigenschaften eingeschränkt anwendbar, jedoch ermöglichen diese Hybridbauteile im Hinblick auf die Kombination von z. B. unterschiedlich hohen thermischen oder elektrischen Leitfähigkeiten vielfältige Anwendungsbereiche in z. B. elektrotechnischen Anwendungen.

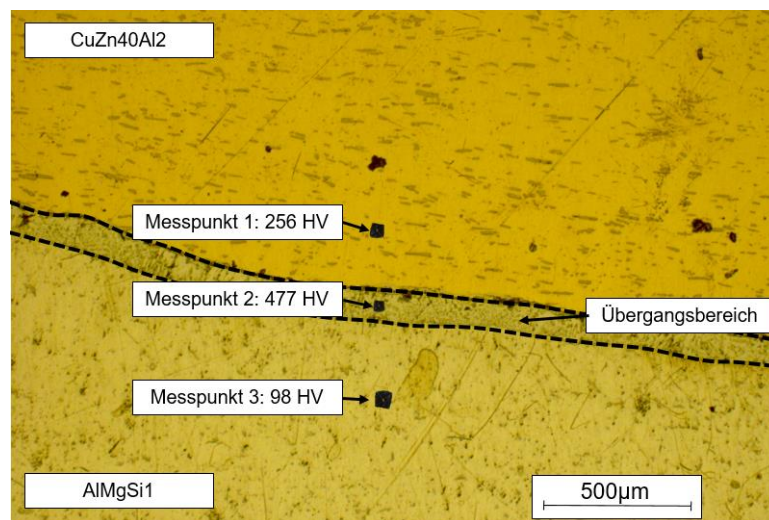


Bild 100: Mikrohärtemessung an den erzeugten Messing-Aluminium-Verbundbauteilen

Eine Übertragung der Erkenntnisse aus der Herstellung von Aluminium-Aluminium-Verbundbauteilen hin zu Werkstoffkombinationen mit unterschiedlichen Basiswerkstoffen konnte nur eingeschränkt nachgewiesen werden. Bei dem Versuch zur Herstellung von Messing-Aluminium-Verbundbauteilen konnten die erforderlichen Temperaturgradienten im hybriden Halbzeug nicht erreicht werden, sodass der höherschmelzende Werkstoff bei der Formgebung im erwärmten, jedoch nicht im teilflüssigen Zustand vorlag. Hier könnte ggfs. eine Erwärmungseinheit mit größerer Erwärmungsleistung zu einem verbesserten Ergebnis führen. Eine solche Anlage stand für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit nicht zur Verfügung.

Dennoch konnte nachgewiesen werden, dass es möglich ist, vollständig ausgeformte komplexe Hybridbauteile mittels Hybrid-Thixoschmiedens herzustellen, auch wenn nur einer der beiden Verbundpartner im teilflüssigen Zustand vorlag. Diese Hybridbauteile besaßen, wie die erzeugten Aluminium-Aluminium-Verbundbauteile, einen vollständigen stoffschlüssigen Übergangsbereich zwischen den Verbundpartnern. Jedoch wies dieser aufgrund von oxidischen Einschlüssen eine sehr hohe Härte auf. Daraus wurde gefolgert, dass dieser erzeugte stoffschlüssige Übergangsbereich ein relativ sprödes mechanisches Werkstoffverhalten aufweist. Im Rahmen von weiterfüh-

renden Untersuchungen sollte versucht werden, eine Oxidation des Übergangsbereiches zu minimieren. Hierbei könnte der Einsatz von Schutzgas während der induktiven Erwärmung oder geeignete Oberflächenbehandlungen der Halbzeuge zielführend sein.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Die wesentliche Zielsetzung der in der vorliegenden Arbeit dargestellten Forschungsaktivitäten bestand in der Prozessentwicklung des Hybrid-Thixoschmiedens für die Herstellung metallischer Hybridbauteile, welche einen stoffschlüssigen Übergangsbereich zwischen beiden Verbundpartnern besitzen. Die vorgestellten Forschungsarbeiten bezogen sich auf die Werkstoffe AlSi7Mg0,3 , AlMgSi1 und CuZn40Al2 . Diese neuartige Fertigungsalternative für hybride Leichtbaukomponenten soll die heutigen Anforderungen nach energie- und ressourceneffizienten Fertigungsverfahren erfüllen. Weiterhin sollen so hergestellte Komponenten durch eine Kombination unterschiedlicher Werkstoffe im Betrieb komplexe Funktions- und Belastungsprofile mit lokal unterschiedlichen Beanspruchungen ermöglichen. Zur Erreichung dieser oben genannten Zielsetzung musste zunächst die Forschungsfrage nach einer durchgehenden Prozesssimulation für Thixoschmiedeprozesse, bestehend aus der induktiven Erwärmung des Halbzeugs und der anschließenden Umformung mittels Thixoschmiedens, hinreichend gelöst werden. Mithilfe dieser durchgehenden Prozesssimulation sollten realistische Formfüllungsvoraussagen mittels FEM-Simulation im Vergleich zu bisher angewandten Simulationsmethoden auf CFD-Simulationsbasis erreicht werden. Ebenso soll diese durchgehende Prozesssimulation eine relativ genaue Bestimmung der Position von Vereinigungs- und Übergangsbereichen innerhalb des Hybridbauteils für das Hybrid-Thixoschmieden ermöglichen.

In diesem Zusammenhang wurde in der vorliegenden Arbeit zunächst eine neuartige Simulationstechnik auf FEM-Basis für die Simulation des Thixoschmiedens monolithischer Werkstoffe entwickelt und anhand experimenteller Versuche validiert. Dieses Modell, bestehend aus einer zweistufigen Simulation mit induktiver Erwärmung und anschließender Formgebung, ermöglichte es, den Einfluss der induktiven Erwärmung auf den Formgebungsprozess zu berechnen und somit die Abbildegenauigkeit der Formgebungssimulation zu erhöhen. Durch Erweiterung dieses Simulationsmodells für die Formgebung hybrider Aluminium-Aluminium-Halbzeuge wurde anschließend eine Möglichkeit geschaffen, ebenso die induktive Erwärmung und die Formgebung hybrider Halbzeuge im teilflüssigen Zustand numerisch abzubilden und somit relativ genau die Position von Übergangs- und Vereinigungszonen in Hybridbauteilen zu berechnen.

Für die Validierung der entwickelten Simulationsmodelle wurden experimentelle Versuche an einem akademischen Bauteil der Geometrie „Scheibe“ durchgeführt. Mithilfe dieser Versuche konnte ein vollständiger stoffschlüssiger Verbund zwischen den Verbundpartnern innerhalb der erzeugten Hybridbauteile nachgewiesen werden. Die chemische und mechanische Analyse der erzeugten Grenzschicht zeigte ein mittels Diffusionsvorgängen entstandene Grenzschicht mit relativ guten mechanischen Eigenschaften auf. Weiterhin konnten mit dem entwickelten Hybrid-

Thixoschmiedeprozess komplexere Bauteilstrukturen sowie Hybridbauteile mit unterschiedlichen Basiswerkstoffen erzeugt werden.

In den nachfolgenden Abschnitten werden die im Rahmen der vorliegenden Arbeit erlangten Erkenntnisse zusammengefasst. Des Weiteren wird ausgehend von den behandelten Forschungsinhalten ein Ausblick auf mögliche weiterführende Forschungsinhalte gegeben.

9.1 Zusammenfassung

In **Kapitel 2**, dem Stand der Technik, wurden zunächst allgemeine prozesstechnische Grundlagen zur Formgebung im teilflüssigen Materialzustand und insbesondere die Verfahrensvariante Thixoschmieden erläutert. Im Detail wurden Grundlagen der induktiven Erwärmung metallischer Werkstoffe aufgeführt und dabei die Wirkprinzipien der induktiven Erwärmung, der Skin-Effekt und materialspezifische Einflussfaktoren wie z. B. der elektrische Widerstand auf die induktive Erwärmung erläutert. Weiterhin wurden die grundlegenden Fließeigenschaften metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand beschrieben. Hier erfolgte eine Unterscheidung zwischen der Viskosität einer Legierung im teilflüssigen Zustand, welche als Basis für CFD-Simulationen dient und der Fließspannung einer Legierung im teilflüssigen Zustand, welche die Grundlage für FEM-Simulationen bildet. Auf Basis dieser grundlegenden Fließeigenschaften metallischer Aluminiumlegierungen im teilflüssigen Zustand wurde anschließend die numerische Modellierung des Fließverhaltens metallischer Legierungen im teilflüssigen Zustand sowohl für die Modellierung der Viskosität als auch für die Modellierung der Fließspannung vorgestellt. Im Hinblick auf die Eigenschaften hybrider Bauteile wurden die drei Verbindungsarten Kraft-, Form- und Stoffschluss vorgestellt. Im Detail wurde auf die Mechanismen zur Bildung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen unterschiedlichen Aluminiumlegierungen eingegangen, um ein verbessertes Verständnis für die Anforderung an den untersuchten Hybrid-Thixoschmiedeprozess zu schaffen. Abschließend wurden bisher bekannte ur- und umformende Fertigungsverfahren, welche zur Herstellung hybrider Bauteile eingesetzt werden, vorgestellt und im Hinblick auf die Erzeugung eines stoffschlüssigen Übergangsbereichs zwischen den Verbundpartnern analysiert.

Zunächst erfolgte eine umfassende experimentellen Charakterisierung der eingesetzten Versuchswerkstoffe AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3, welche in **Kapitel 4** vorgestellt wurde. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden zum einen die Materialgefüge metallografisch untersucht und auch die chemische Zusammensetzung mittels Spektralanalyse bestimmt. Diese Werte dienten in den nachfolgenden Kapiteln als Vergleichswerte zur Beurteilung der Eigenschaften der hergestellten hybriden Bauteile. Zum anderen wurden die physikalischen Stoffeigenschaften der beiden Werkstoffe AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3 ermittelt. Diese physikalischen Stoffeigenschaften bildeten die wesent-

lichen Eingangsparameter der numerischen Simulation mit dem Forschungsziel einer durchgängigen Prozesssimulation des Thixoschmiedens. Die Viskositätsparameter der beiden Legierungen im teilflüssigen Materialzustand wurden mithilfe von rheologischen Messungen bestimmt. Die Aufnahme der Fließspannungen im teilflüssigen Zustand erfolgte mittels Zylinderstauchversuche. Zusätzlich wurden die mechanischen Eigenschaften (Härte und Zugfestigkeit) vor und nach dem Thixoschmieden ermittelt, wodurch ein Vergleich der Eigenschaften mit den später erzeugten Hybridbauteilen ermöglicht wurde. Die thermischen (Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität) und elektrischen Eigenschaften (elektrischer Widerstand) von der Raumtemperatur bis in den teilflüssigen Materialzustand wurden abschließend bestimmt. Dabei konnte festgestellt werden, dass diese Eigenschaften sich insbesondere im teilflüssigen Temperaturbereich der verwendeten Aluminiumlegierungen im teilflüssigen Zustand signifikant ändern, wodurch das Erwärmungsverhalten während der induktiven Erwärmung maßgeblich beeinflusst wurde. Diese ermittelten Werkstoffkennwerte der beiden Legierungen weisen eine hohe Bedeutung im Sinne der Forschungsfrage nach einer durchgehenden Prozesssimulation des Thixoschmiedens auf.

Die in **Kapitel 5** beschriebenen Forschungsarbeiten befassten sich mit der Entwicklung einer durchgehenden Simulationsmethodik für den Thixoschmiedeprozess monolithischer Werkstoffe auf Basis der Finiten Elemente Methode. Die entwickelte Simulationsmethodik bestand dabei aus den beiden Teilschritten der induktiven Erwärmung und der anschließenden Formgebung. Das angewendete Simulationsmodell zur induktiven Erwärmung ermöglichte es, das induktive Erwärmungsverhalten von Aluminiumlegierungen bis in den teilflüssigen Zustand numerisch genau abzubilden. Somit konnte die Formgebungssimulation mit der im Halbzeug inhomogen vorliegenden Temperaturverteilung berechnet werden und der Einfluss dieser inhomogen vorliegenden Temperaturverteilung auf das Formfüllverhalten analysiert werden. Das entwickelte Simulationsmodell zur Abbildung des Formgebungsvorgangs mittels FEM basierte auf einem im Rahmen dieser Arbeit neuentwickelten analytischen Fließkurvenmodell zur Beschreibung der Fließspannung von Aluminiumlegierungen im teilflüssigen Zustand. Dieses Fließkurvenmodell ermöglichte die Bestimmung auftretender Fließspannungen in Abhängigkeit vom Umformgrad, von der Umformgeschwindigkeit und der Temperatur bis zu Flüssigphasenanteilen von ca. 50 %. Vergleichende Untersuchungen der mittels dieser Simulationsmethodik berechneten Simulationsergebnisse mit denen aus der bisher verwendeten CFD-Simulation, jedoch ohne Berücksichtigung einer induktiven Erwärmung des Halbzeugs, zeigten eine signifikante Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit des Formfüllverhaltens von Thixoschmiedeprozessen. Der durchgeführte Abgleich zwischen realen Formgebungsversuchen (Step-Shot-Versuchen) und der FEM-Rechnung bestätigten diese verbes-

serte Abbildegenauigkeit des Formfüllverhaltens von Thixoschmiedeprozessen mithilfe der durchgehenden Prozesssimulation dieser Arbeit. Somit konnte eine geeignete Lösung der oben genannten Forschungsfrage nach einer durchgängigen Prozesssimulation gefunden werden.

Weiterführend wurde diese entwickelte Simulationsmethodik in **Kapitel 6** für das Hybrid-Thixoschmieden erweitert, um eine relativ genaue Bestimmung von Vereinigungs- und Übergangsbereichen für das Hybrid-Thixoschmieden zu ermöglichen. So wurde das Erwärmungsverhalten von hybriden Halbzeugen, bestehend aus den beiden Aluminiumlegierungen AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3, sowohl numerisch als auch experimentell untersucht. Dabei wurde deutlich, dass der Übergang zwischen den beiden Verbundpartnern aufgrund von thermischen Dehnungen im Halbzeug nur näherungsweise abgebildet werden konnte. Ebenso erfolgten numerische und experimentelle Untersuchungen zur Formgebung solcher hybriden Halbzeuge. Dabei konnten vollständig ausgeformte Hybridbauteile mit einem vollständigen stoffschlüssigen Übergang zwischen den beiden Verbundpartnern erzeugt und die Lage der Grenzschicht mithilfe des Simulationsmodells relativ genau abgebildet werden.

In **Kapitel 7** wurden die Ergebnisse der Charakterisierung der Verbundeigenschaften der erzeugten Hybridbauteile vorgestellt. Im Rahmen der experimentellen Versuche konnte ein vollständiger stoffschlüssiger Übergangsbereich zwischen den beiden Aluminiumlegierungen AlMgSi1 und AlSi7Mg0,3 mittels Hybrid-Thixoschmieden erzeugt werden. Dieser so erzeugte stoffschlüssige Übergangsbereich wurde anschließend vor dem Hintergrund der Identifikation von Diffusionsvorgängen zwischen den beiden Legierungen mithilfe von metallografischen Schliffrufen, REM- und EDX-Analysen analysiert. Die Analyse des Übergangsbereichs zeigte auf, dass dieser eine Breite von ca. 200 μm besitzt und aufgrund von Aufschmelzeffekten während der Formgebung (dendritische Strukturen innerhalb der Grenzschicht) und Diffusionsvorgängen des Legierungselements Silizium erzeugt wurde.

Anschließend erfolgte in **Kapitel 8** eine Übertragung der Ergebnisse aus den vorherigen Kapiteln auf mögliche Anwendungsgebiete für solche Hybridbauteile. Zunächst wurden die grundlegenden Erkenntnisse auf ein komplexes Bauteil mit der Geometrie eines „Antriebsflansches“ übertragen. Dabei konnte aufgezeigt werden, dass eine numerische Prozessauslegung für ein komplexes Bauteil mittels Hybrid-Thixoschmieden möglich ist. Ebenso konnte diese komplexe Geometrie durch experimentelle Versuche erzeugt und somit die numerischen Methoden validiert werden, d. h. die entwickelte Simulationsmethodik auf FEM-Basis ermöglicht ebenso eine realistische Voraussage der Formfüllung und eine relativ genau Bestimmung der Lage der Vereinigungszone auch für komplexe Bauteilgeometrien. Weiterhin erfolgte eine experimentelle Übertragung des Hybrid-Thixoschmiedeprozesses von Aluminium-Aluminium-Verbundbauteilen hin zu Werkstoffkombi-

nationen mit unterschiedlichen Basiswerkstoffen. Dazu erfolgte die Kombination des Messingwerkstoffs CuZn40Al2 mit der Aluminiumlegierung AlMgSi1. In den durchgeführten experimentellen Versuchen war es nicht möglich, beide Werkstoffe bis in den teilflüssigen Zustand zu erwärmen. Dennoch konnten vollständig ausgeformte Versuchsbauteile erzeugt werden, bei deren Formgebung nur die Aluminiumlegierung im teilflüssigen Zustand vorlag. Analysen des Übergangsbereichs der erzeugten Hybridbauteile zeigten ebenfalls einen vollständigen Stoffschluss. Dieser besitzt jedoch aufgrund von oxidischen Einschlüssen eine hohe Härte, weshalb auf ein relativ sprödes Materialverhalten geschlossen werden konnte. In diesem Bereich könnten in Zukunft durch Modifikationen im Prozess, z. B. bzgl. der Erwärmung, Verbesserungen erreicht werden.

Zusammenfassend konnte im Rahmen der Arbeit die wesentliche Zielsetzung nach der Verfahrensentwicklung zum Hybrid-Thixoschmieden zur Herstellung metallischer Hybridbauteile, welche eine stoffschlüssige Übergangszone zwischen beiden Verbundpartnern besitzen, erfüllt werden. Dabei konnte insbesondere die Forschungsfrage nach einer durchgängigen Prozesssimulation für Thixoschmiedeprozesse, bestehend aus einer Simulation des induktiven Erwärmungsvorgangs unter Berücksichtigung der dabei auftretenden inhomogenen Temperaturverteilung innerhalb des Halbzeugvolumens für die anschließende Formgebung beantwortet werden. Mithilfe dieser ganzheitlichen Prozesssimulation wurde sowohl für monolithische Thixoschmiedeprozesse eine Methode zur genauen Modellierung des Formfüllverhaltens, als auch die Möglichkeit zur relativ präzisen Vorhersage der Position von Übergangsbereichen von mittels Hybrid-Thixoschmieden erzeugten Hybridbauteilen geschaffen. Diese Ergebnisse können als Grundlage für weitere Forschungsaktivitäten dienen. Im nachfolgenden Abschnitt wird ein kurzer Ausblick auf mögliche weitere Untersuchungen vorgestellt.

9.2 Ausblick

Durch den im Rahmen dieser Arbeit grundlegend untersuchten Hybrid-Thixoschmiedeprozess konnte aufgezeigt werden, dass mit diesem Verfahren eine potentielle Fertigungsalternative zur Herstellung stoffschlüssiger Hybridbauteile besteht. Dabei wurden Simulationsmethodiken zur numerischen Abbildung des Thixoschmiedens entwickelt und mithilfe realer Experimente validiert. So konnte mithilfe der entwickelten Simulationsmethodik die Abbildegenauigkeit sowohl für die induktive Erwärmung als auch die Formgebung von monolithischen Werkstoffen verbessert und nachgewiesen werden, so dass die Berücksichtigung der induktiven Erwärmung signifikante Vorteile für die Modellierung des Thixoschmiedevorgangs im Umformwerkzeug besitzt. Die Übertragung dieser Simulationsmethodik auf die Erwärmung und Formgebung hybrider Halbzeuge zeigte dennoch deutliche Abweichungen zwischen der numerischen Modellierung und den

experimentellen Versuchen auf. So wird bei der Modellierung der induktiven Erwärmung die thermische Ausdehnung der Werkstoffe nicht berücksichtigt. Durch den Einsatz anderer Simulationsmethoden, wie z. B. der Boundary-Elemente-Methode (BEM), könnte in künftigen Untersuchungen dieser Einfluss berücksichtigt und somit eine gesteigerte Abbildegenauigkeit ermöglicht werden.

Ebenso haben die vorgestellten experimentellen Versuche gezeigt, dass nur Werkstoffkombinationen mit einem relativ geringen Temperaturgradienten für die Prozessroute des Hybrid-Thixoschmelzens geeignet sind. Hier müssen in weiterführenden Untersuchungen neue Erwärmungsstrategien entwickelt oder verbesserte Erwärmungsanlagen mit z. B. höherer Erwärmungsleistung eingesetzt werden, um auch eine Kombination von Metallegierungen mit größeren Schmelztemperaturunterschieden gemeinsam bis in den teilflüssigen Zustand zu erwärmen. Dabei muss untersucht werden, welche Reaktionen in der Grenzschicht zwischen den beiden Verbundpartnern stattfinden. Ziel sollte es sein, eine Versprödung durch Oxidbildung zu unterdrücken und somit einen möglichst homogenen Übergangsbereich zwischen den Verbundpartnern zu schaffen.

10 Anhang

10.1 Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells mit experimentell ermittelten Fließkurven für die Versuchswerkstoffe

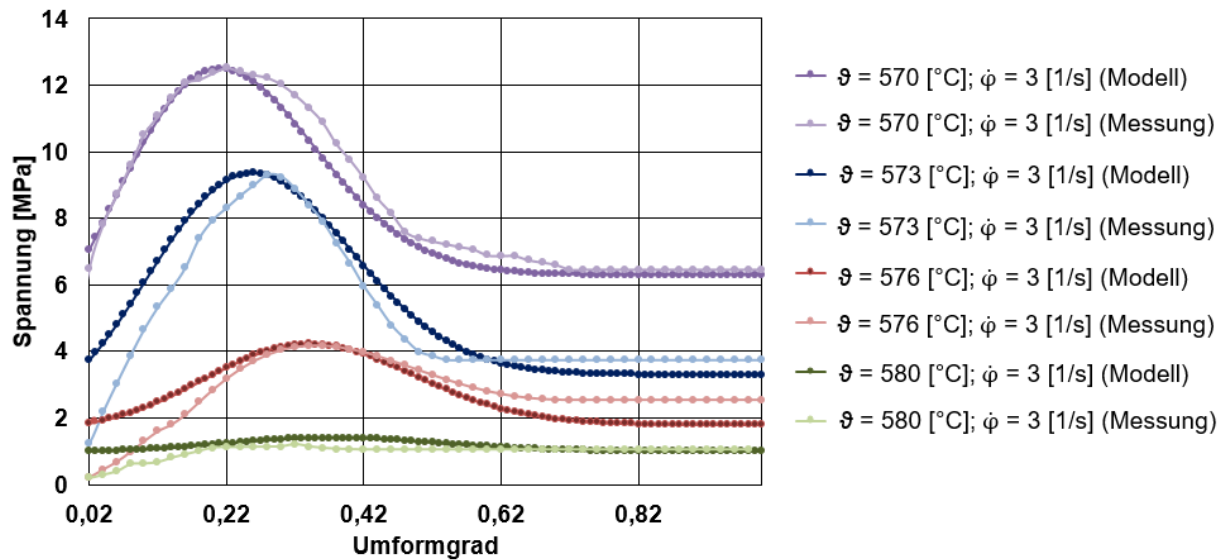


Bild 101: Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells zu den gemessenen Fließkurven für die Legierung AlSi7Mg0,3 für unterschiedliche Temperaturen für eine Scherrate von $\dot{\varphi} = 3$ [1/s]

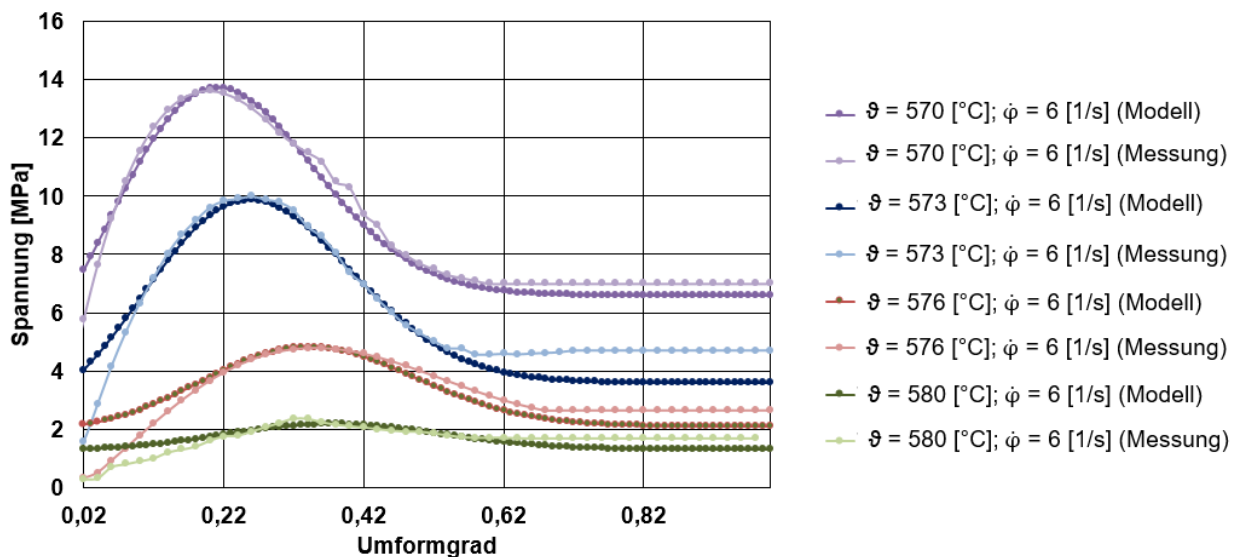


Bild 102: Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells zu den gemessenen Fließkurven für die Legierung AlSi7Mg0,3 für unterschiedliche Temperaturen für eine Scherrate von $\dot{\varphi} = 6$ [1/s]

Analog zu der in Kapitel 5.2.4 beschriebenen Kalibrierung des entwickelten analytischen Modells zur Beschreibung der Fließspannung im teilflüssigen Zustand für die Legierung AlSi7Mg0,3 erfolgte eine Kalibrierung des Modells für die Legierung AlMgSi1. Die ermittelten Parameterwerte sind in Tabelle 23 dargestellt. In den Bildern 104, 104 und 105 ist eine Gegenüberstellung von gemessenen Fließkurven und mithilfe des neu entwickelten analytischen Modells berechnete Fließkurven für die Legierung AlMgSi1 für unterschiedliche Scherraten dargestellt.

Tabelle 23: Modellparameter für die Fließspannung von AlMgSi1

Koeffizienten	Parameterwert
$a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6$	0,0038; -4,92; 1584,86; 0,074; -93,45; 29537
b	7
c_1, c_2, c_3, c_4	0; -0,1; 64,5; 10
d_1, d_2	0; 0,02
h	240

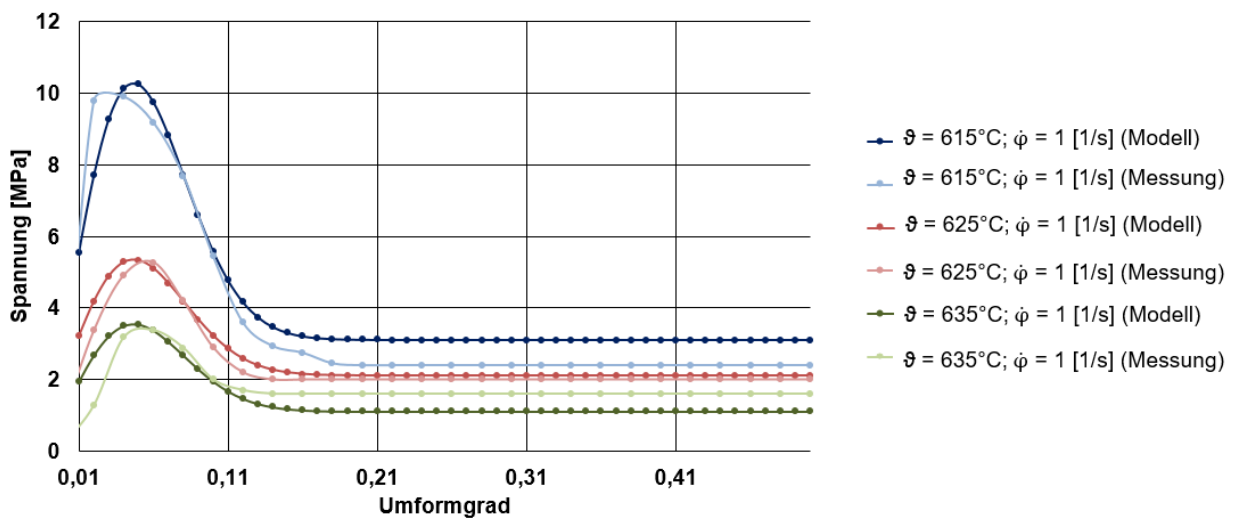


Bild 103: Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells zu den gemessenen Fließkurven für die Legierung AlMgSi1 für unterschiedliche Temperaturen für eine Scherrate von $\dot{\varphi} = 1$ [1/s]

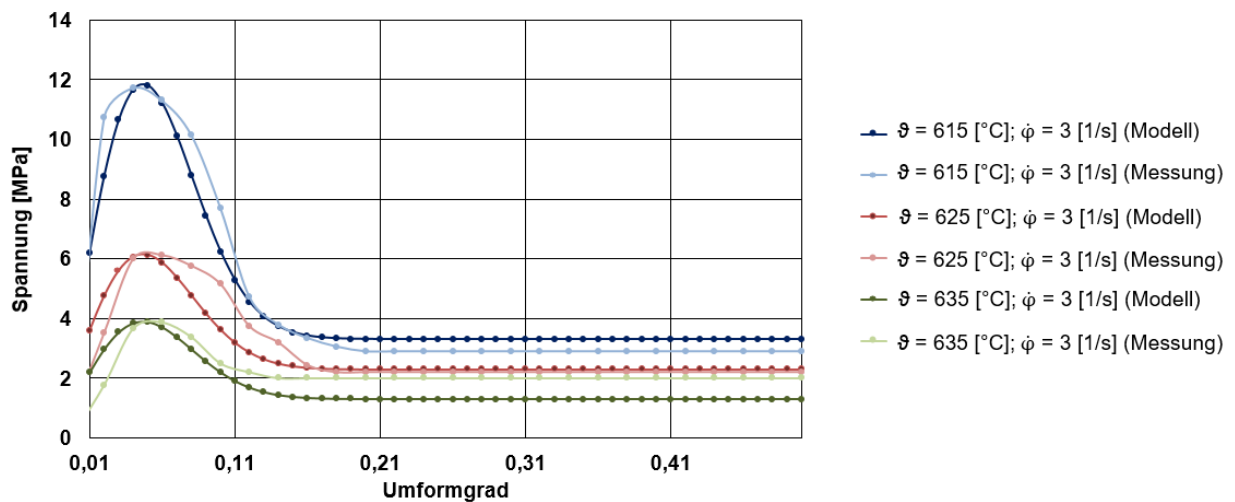


Bild 104: Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells zu den gemessenen Fließkurven für die Legierung AlMgSi1 für unterschiedliche Temperaturen für eine Scherrate von $\dot{\varphi} = 3$ [1/s]

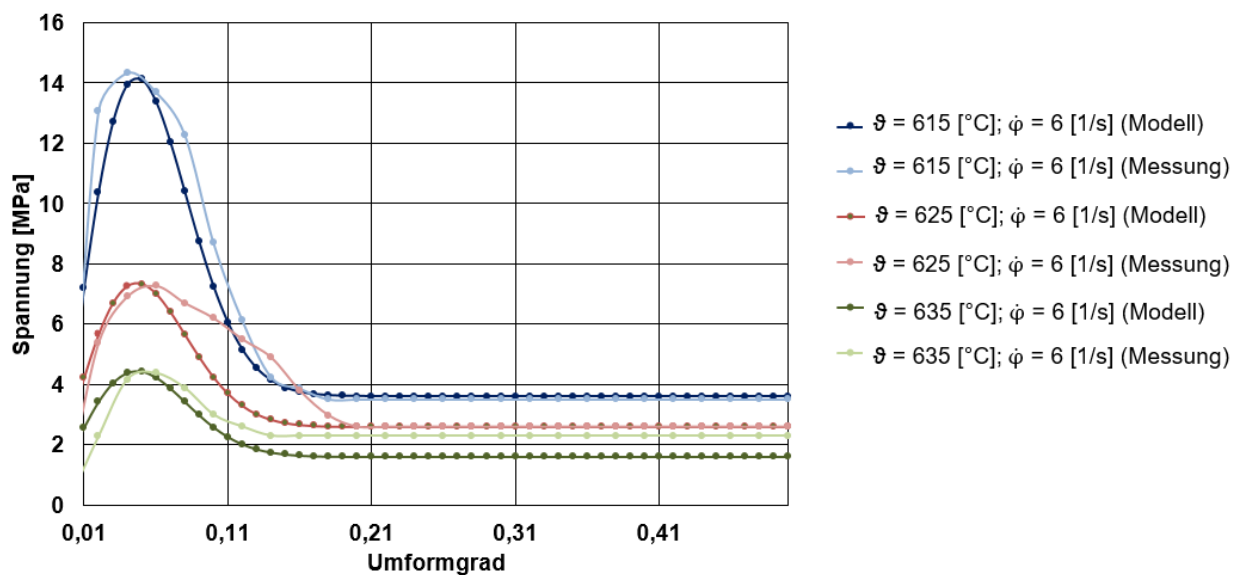


Bild 105: Gegenüberstellung des analytischen Fließkurvenmodells zu den gemessenen Fließkurven für die Legierung AlMgSi1 für unterschiedliche Temperaturen für eine Scherrate von $\dot{\varphi} = 6$ [1/s]

10.2 EDX-Analyse des Übergangsbereichs der erzeugten Hybridbauteile

In Bild 106 sind die mittels EDX aufgenommenen Elementanalysen am Beispiel eines erzeugten Aluminium-Aluminium-Verbundbauteils als Überlagerungsbild und Einzelelementanalyse dargestellt. Die Interpretation der Analyse ist in Kapitel 7.1 beschrieben.

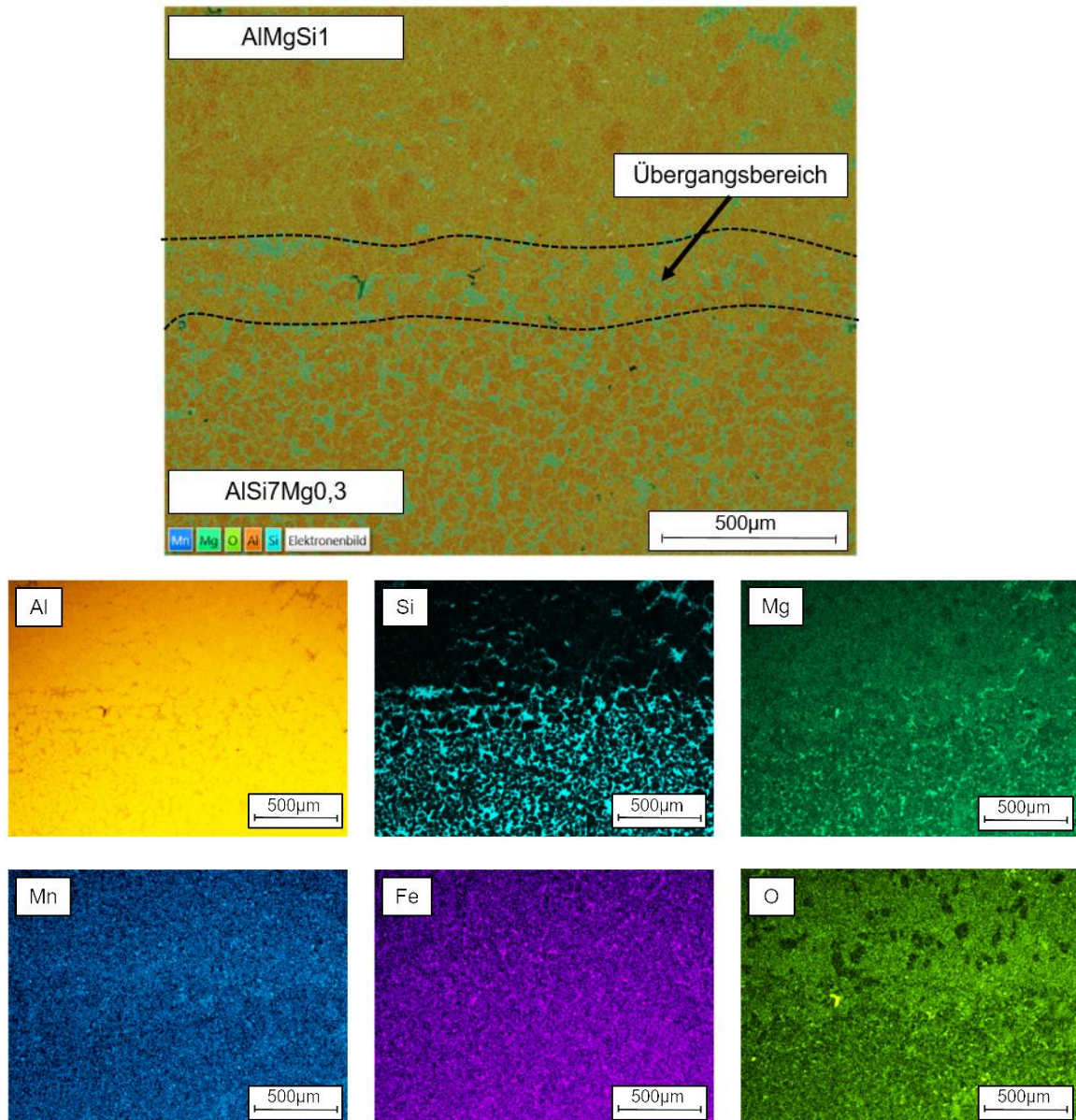


Bild 106: EDX-Analyse des Übergangsbereichs Aluminium-Aluminium-Verbundbauteil; Überlagerungsbild und Einzelelementverteilung

In Bild 107 sind die mittels EDX aufgenommenen Elementanalysen am Beispiel eines erzeugten Messing-Aluminium-Verbundbauteils als Überlagerungsbild und Einzelelementanalyse dargestellt. Die Interpretation der Analyse ist in Kapitel 8.2 beschrieben.

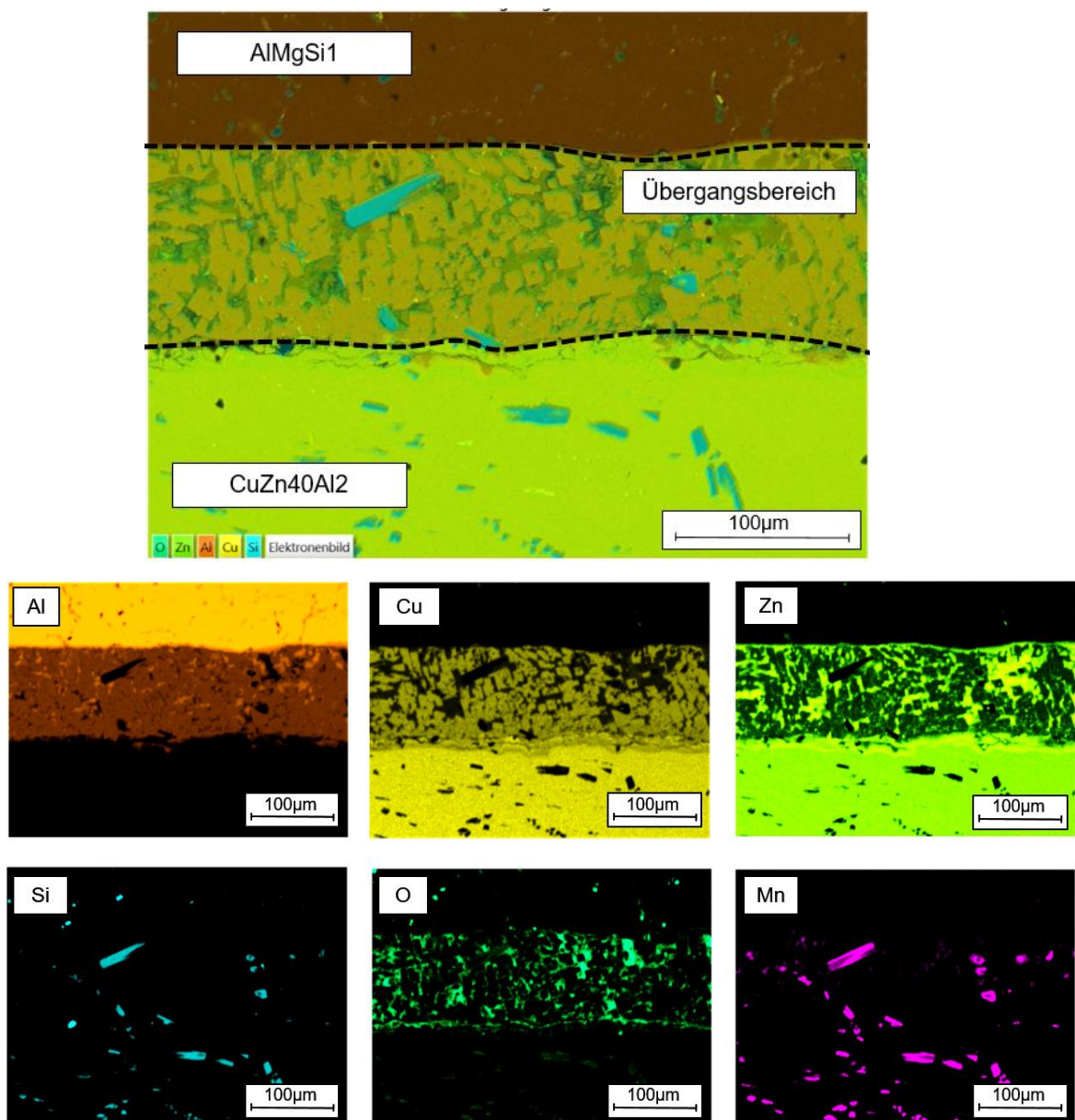


Bild 107: EDX-Analyse des Übergangsbereichs Messing-Aluminium-Verbundbauteil; Überlagerungsbild und Einzelelementverteilung

11 Literaturverzeichnis

- [1] G. Meßmer, "Gestaltung von Werkzeugen für das Thixo-Schmieden von Aluminium und Messinglegierungen in automatisierten Schmiedezellen", Dissertation, Universität Stuttgart, 2006.
- [2] A. Wolf, "Thixo-Schmieden von Al-Mg-Si Legierungen", Dissertation, Universität Stuttgart, 2004.
- [3] R. Leiber, "Thixoschmieden von Aluminiumlegierungen", Dissertation, Universität Stuttgart, 2003.
- [4] P. Unseld, "Ein Beitrag zur Herstellung metallischer Verbundwerkstoffe durch teilflüssige / thixotrope Formgebung", Dissertation, Universität Stuttgart, 2009.
- [5] L. Kertesz, "Untersuchungen zur Einstellung des Formgebungsprozesses einer α - β -Titanlegierung im teilflüssigen Zustand", Dissertation, Universität Stuttgart, 2013.
- [6] K. R. Riedmüller, "Auslegung einer Prozessroute für das Thixo-Schmieden metallischer Rohrhälfte unter Berücksichtigung der auftretenden Materialströmung", Dissertation, Universität Stuttgart, 2019.
- [7] "Große Koalition einigt sich auf Klimaschutzpaket", *Spiegel Online*, Sep. 2019.
- [8] "Automobilbau setzt die Trends beim Einsatz von Hybridteilen", Verfügbar unter: <https://www.innovations-report.de/html/berichte/messenachrichten/automobilbau-setzt-die-trends-beim-einsatz-von-hybridteilen.html>, 2015, [Zugegriffen: 05. Okt. 2019].
- [9] K.-G. Kosch *u. a.*, "Effizienter Leichtbau durch belastungsangepasste und anwendungsoptimierte Multimaterial-Schmiedebauteile", *UTF-Science*, Bd. 1, S. 1–17, 2012.
- [10] K.-G. Kosch, I. Pfeiffer, A. Foydl, B.-A. Behrens und E. Tekkaya, "Schmieden von partiell stahlverstärkten Aluminiumhalbzeugen", *UTF-Science*, Bd. 3, S. 1–9, 2012.
- [11] K.-G. Kosch, P. Freytag, T. Matthias, K. Kerber und A. Bouguecha, "Verbund-Gießschmieden hybrider Aluminiumbauteile", *Materwiss. Werksttech.*, Bd. 44, Nr. 10, S. 819–824, 2013.
- [12] R. Baadjou, "Grundlagenuntersuchung zur Herstellung thixogeformter Stahlverbundbauteile", Dissertation, RWTH Aachen, 2013.
- [13] K. Kerber, "Verfahren zum Verbundguss der Leichtmetalle Aluminium und Magnesium durch den Druckguss", Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2011.
- [14] D. B. Spencer, R. Mehrabian und M. C. Flemings, "Rheological Behavior of Sn-15 Pct Pb in the Crystallization Range", *Metall. Trans.*, Bd. 3, Nr. 7, S. 1925–1932, 1972.
- [15] M. C. Flemings, "Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State", *Metall. Trans. B*, Bd. 22, Nr. 3, S. 269–293, 1991.
- [16] P. J. Uggowitzer, G. Gullo und A. Wahlen, "Metallkundliche Aspekte bei der semi-solid Formgebung von Leichtmetallen", *LKR Verlag*, S. 95–107, 2000.
- [17] G. Hirt und R. Kopp, "Eine Einführung in die Technologie und den Sonderforschungsbereich SFB 289", 2007.

- [18] G. Hirt und R. Kopp, *Thixoforming: Semi-Solid Metal Processing*, Wiley-VCH, Weinheim, 2009.
- [19] C. J. Quaak, "Rheology of partially solidified aluminium alloys and composites", Dissertation, Technische Universität Delft, 1996.
- [20] R. Baadjou, F. Knauf und G. Hirt, "Investigations on Thermal Influences for Thixoforging and Thixojoining of Steel Components", *Solid State Phenom.*, Bd. 141–143, S. 37–42, 2008.
- [21] R. Baadjou, H. Shimahara und G. Hirt, "Automated semi-solid forging of steel components by means of thixojoining", *Solid State Phenom.*, Bd. 116–117, S. 383–386, 2006.
- [22] Deutsche Norm, "Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung; DIN 8580:2003-09". 2003.
- [23] A. L. Tietmann, "Gießschmieden und Thixoschmieden von Aluminiumknetlegierungen", Dissertation, RWTH Aachen, 1993.
- [24] M. N. Mohammed, M. Z. Omar, J. Syarif, Z. Sajuri, M. S. Salleh und K. S. Alhawari, "Investigations on Thixojoining Process of Steel Components", *J. Mech. Eng. Sci.*, Bd. 5, S. 639–645, 2013.
- [25] M. N. Mohammed, M. Z. Omar, Z. Sajuri, M. S. Salleh und K. S. Alhawari, "Trend and Development of Semisolid Metal Joining Processing", *Adv. Mater. Sci. Eng.*, Bd. 2015, S. 1–13, 2015.
- [26] C. Seyboldt und M. Liewald, "Investigation on thixojoining to produce hybrid components with intermetallic phase", *AIP Conf. Proc.*, 2018.
- [27] D. H. Kirkwood, "Semisolid metal processing", *Int. Mater. Rev.*, Bd. 39, Nr. 5, S. 173–189, Jan. 1994.
- [28] R. Kopp und G. Hirt, "Sonderforschungsbereich 289 - Formgebung metallischer Werkstoffe im teilerstarrten Zustand und deren Eigenschaften", RWTH Aachen, 2004.
- [29] CCT, "Endbericht für das Ministerium für Wissenschaft, Forschung und Kunst des Landes Baden-Württemberg über die Förderung des Center of Competence for Casting and Thixoforging (CCT-„Novus“)", 2009.
- [30] H. Meuser, "Ermittlung und Bewertung von Werkstoffparametern für das Thixoforming von Aluminium- und Stahllegierungen", Dissertation, RWTH Aachen, 2003.
- [31] W. Püttgen, W. Bleck, B. Hallstedt und P. J. Uggowitzer, "Microstructure Control and Structure Analysis in the Semi-solid State of different Feedstock Materials for the Bearing Steel 100Cr6", in *9th Int. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Busan, Korea*, 2006.
- [32] H. Shimahara, "Material-und Prozessparameter für das Thixoschmieden von Stahl", Dissertation, RWTH Aachen, 2011.
- [33] D. Hartmann, U. Morjan und B. Nohn, "Erprobung metallischer Werkzeugkonzepte für das Thixoforming von Stahl", Abschlussbericht zum Forschungsprojekt P483, EFU Gesellschaft für Ur- und Umformtechnik mbH, 2002.
- [34] C. Beyer und K.-H. Füller, "Werkzeugtechnologien für das Thixo-Schmieden von Stahl", in *Tagungsunterlagen Semi-Solid Technology Seminar*, 2004.

- [35] H. V. Atkinson, "Modelling the semisolid processing of metallic alloys", *Prog. Mater. Sci.*, Bd. 50, Nr. 3, S. 341–412, 2005.
- [36] M. Modigell und J. Koke, "Rheological modelling on semi-solid metal alloys and simulation of thixocasting processes", *J. Mater. Process. Technol.*, Bd. 111, Nr. 1–3, S. 53–58, 2001.
- [37] D. Fischer, "Werkzeug- und Prozesstechnik für das Thixoschmieden von Stahl – Aufbau eines vollautomatisierten Prozesses für das Thixoschmieden von Stahlbauteilen". Workshop Stand der Forschung zum Thixoforming, Industrieverband Massivumformung e.V., Hagen, 2005.
- [38] B. Haller, "Einfluss der Prozessparameter beim Thixo-Schmieden des Stahls C60", Dissertation, Universität Hannover, 2006.
- [39] S. Meyer, "Untersuchungsmethodik zur Gefügecharakterisierung für das Thixoforming von Aluminium und Stahl", Dissertation, RWTH Aachen, 2000.
- [40] H. Kaufmann, W. Fragner, U. Galovsky und P. J. Uggowitzer, "Einfluss der Schwankungen der Zusammensetzung der Legierung AlSi7Mg auf das Fließvermögen im flüssigen und Semi-solid Zustand", *Druckguss-Praxis*, Bd. 5, S. 173ff., 2005.
- [41] S. Abdelfattah, "Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk zur Herstellung komplexer Stahlbauteile", Dissertation, Universität Hannover, 2002.
- [42] B. G. Bieri, "Thixoforming von Aluminium-Silizium-Magnesium-Legierungen", Dissertation, ETH Zürich, 2000.
- [43] D. Neudenberger, "Rheologische Untersuchungen und Einflüsse auf das Prozessfenster zum Thixoschmieden und Thixoquerfließpressen", Dissertation, RWTH Aachen, 2001.
- [44] E. Macherauch und H. W. Zoch, *Praktikum in Werkstoffkunde: 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*, Vieweg+Teubner Verlag, 2011.
- [45] D. H. Kirkwood, "Semisolid Metal Processing", *Int. Mater. Rev.*, Bd. 5, S. 172–189, 1994.
- [46] G. Wan, T. Witulski und G. Hirt, "Thixoforming of Al alloys using modified chemical grain refinement for billet production", *Metall. Ital.*, Bd. 86, S. 29–36, 1994.
- [47] M. P. Kenney *u. a.*, "Semisolid metal casting and forging", *Met. Handb.*, Bd. 15, S. 327–338, 1988.
- [48] P. Lindskog, "Powder-Metallurgy in europe 1992". Institute of Materials, London, 1992.
- [49] D. Zhang, H. Dong und H. V. Atkinson, "What is the Process Window for Semi-solid Processing?", *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2015.
- [50] H. V. Atkinson, "Semisolid processing of metallic materials", *Mater. Sci. Technol.*, Bd. 26, Nr. 12, S. 1401–1413, 2010.
- [51] C. Seyboldt, M. Liewald und K. R. Riedmüller, "Studies on Ti6Al4V Components Produced by Semi-solid Forming Technology", in *Materials Today: Proceedings*, 2015, Bd. 2, S. S85–S91.

- [52] G. Hirt, W. Bleck, A. Bührig-Polaczek, H. Shimahara, W. Püttgen und C. Afrath, "Semi solid casting and forging of steel", *Solid State Phenom.*, Bd. 116–117, S. 34–43, 2006.
- [53] A. Rassili und J. Lecomte-Beckers, "Tooling Materials and Solutions for Thixoforming Steel: A Key to the Process Industrialization", *Solid State Phenom.*, Bd. 217–218, S. 374–380, 2014.
- [54] T. Balan, E. Becker, L. Langlois und R. Bigot, "A new route for semi-solid steel forging", *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, Bd. 66, S. 297–300, 2017.
- [55] J. Baur, "Anlagen für das Thixo-Schmieden", *wt-online*, Bd. 10, S. 441–445, 2000.
- [56] D. Borrelli, A. Brenner und G. Pritschow, "Erhöhung der Prozesssicherheit beim Thixoforming", Konferenzbeitrag Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, 2005.
- [57] K. Siegert, A. Wolf und J. Baur, "Thixoforging of aluminium and brass", *Prod. Eng. Ann. Ger. Acad. Soc. Prod. Eng.*, Bd. 2, S. 1, 2000.
- [58] S. Chayong, H. V. Atkinson und P. Kapranos, "Multistep induction heating regimes for thixoforming 7075 aluminium alloy", *Mater. Sci. Technol.*, Bd. 20, Nr. 4, S. 490–496, 2004.
- [59] F. Küthe, "Prozessoptimiertes Druckgießen von Stählen im teilflüssigen Zustand", Dissertation, RWTH Aachen, 2008.
- [60] H.-M. Ritt, "Regelung der induktiven Erwärmung von Metallen in den teilflussigen Zustand", Dissertation, RWTH Aachen, 2000.
- [61] R. Sebus, "Entwicklung eines Verfahrens zur induktiven Erwärmung von Aluminiumlegierungen in den thixotropen Zustand", Dissertation, RWTH Aachen, 2001.
- [62] A. Schönbohm, "Flachheitsbasierte Ansätze für die induktive Erwärmung von metallischen Legierungen zum Thixoforming", Dissertation, RWTH Aachen, 2008.
- [63] C. Seyboldt, T. Schubert, O. Gerlach, M. Liewald, T. Weißgärber und A. Lechler, "Semi-solid forming of AMC materials - Potential of a new process flow for high performance components", *WT Werkstattstech.*, Bd. 105, Nr. 10, 2015.
- [64] O. Gerlach, A. Lechler und A. Verl, "Measurement of the controlled variable during heating of Ti6Al4V for thixoforging", *Mater. Res. Express*, Bd. 5, Nr. 2, S. 26508, 2018.
- [65] A. Storz, T. Schubert, T. Weissgärber, C. Seyboldt und K. R. Riedmüller, "Efficient processing of Metal-Matrix-Composites by combining direct pressure sintering and subsequent thixoforging", *Mater. Sci. Forum*, Bd. 825–826, S. 167–175, 2015.
- [66] M. Liewald und K. R. Riedmüller, "Material- und ressourceneffiziente Herstellung komplexer (Hybrid-)Bauteile mittels Thixo-Schmieden", *Druckguss-Praxis*, Bd. 12, 2015.
- [67] E. Doege und B.-A. Behrens, *Handbuch der Umformtechnik - Grundlagen, Technologien, Maschinen*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2010.
- [68] J. Fasholz, *Induktive Erwärmung - Physikalische Grundlagen und technische Anwendungen*, RWE-Energie AG, 1984.
- [69] G. Benkowsky, *Induktionserwärmung: Härten. Glühen. Schmelzen. Löten. Schweißen. Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenz-erwärmung*, Verlag Technik, 1973.

- [70] M. Palic, *Elektrische Wärme- und Heiztechnik - Eine Einführung mit praktischen Berechnungsbeispielen*, Expert Verlag, 1992.
- [71] J. Davies und P. Simpson, *Induction heating handbook*, 1979.
- [72] K. Lange, *Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Band 2: Massivumformung*, Springer Berlin Heidelberg, 1988.
- [73] A. Mühlbauer und E. Baake, *Industrielle Elektrowärmetechnik*, Vulkan-Verlag, 1992.
- [74] E. Roos und K. Maile, *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, Springer Berlin Heidelberg, 2011.
- [75] H.-J. Bargel, H. Hilbrans, K.-H. Hübner, O. Krüger und G. Schulze, *Werkstoffkunde*, 9. Auflage., Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.
- [76] H. Göner und S. Marx, *Aluminium-Handbuch*, VEB Verlag Technik Berlin, Berlin, 1971.
- [77] B. Nacke und E. Baake, *Induktives Erwärmen: Wärmen, Härten, Glühen, Löten, Schweißen.*, Vulkan, 2013.
- [78] VDI-Gesellschaft, *VDI-Wärmeatlas*, 11. Auflag., Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2013.
- [79] F. S. Inc., *FLOW-3D User's Manual. Version 11.1*, Flow Science Inc., 2015.
- [80] DEFORM, "Systems Documentation DEFORM V11.1". 2018.
- [81] R. Schwarze, "CFD-Modellierung: Grundlagen und Anwendungen bei Strömungsprozessen". Springer, Berlin, Heidelberg, 2013.
- [82] B. Klein, *FEM: Grundlagen und Anwendungen der Finite-Elemente-Methode*, Vieweg, Braunschweig; Wiesbaden, 2013.
- [83] P. Steinke, *Finite-Elemente-Methode: Rechnergestützte Einführung*, Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, 2015.
- [84] S. Kobayashi, *Metal forming and the finite-element method*, Bd. 8, Nr. 1, Oxford University Press, 1990.
- [85] W. Rust, *Nichtlineare Finite-Elemente-Berechnungen: Kontakt, Kinematik, Material*, 3., überar., Springer Vieweg, Wiesbaden, 2016.
- [86] J. Zierp und K. Bühler, *Grundzüge der Strömungslehre: Grundlagen, Statik und Dynamik der Fluide*, Teubner, 2008.
- [87] H. A. Barnes, J. F. Hutton und K. Walters, *An Introduction to Rheology*, Elsevier Science, 1989.
- [88] L. Böswirth und S. Bschorer, *Technische Strömungslehre*, Vieweg+Teubner Verlag, 2012.
- [89] T. G. Mezger, *The Rheology Handbook: For Users of Rotational and Oscillatory Rheometers*, Vincentz Network, 2011.
- [90] M. Modigell, L. Pape und H. R. Maier, "Rheology of semi-solid steel alloys at temperatures up to 1500 °C", *Semi- Solid Process. Alloy. Compos.*, Bd. 116–117, S. 606–609, 2006.
- [91] M. Modigell, T. Volkmann und C. Zang, "A high-precision rotational rheometer for temperatures up to 1700°C", in *Solid State Phenomena*, 2013, Bd. 192–193, S. 359–364.

- [92] Deutsche Norm, "Viskosimetrie - Messung von Viskositäten und Fließkurven mit Rotationsviskosimetern - Teil 1: Grundlagen und Messgeometrie; DIN 53019-1:2009". 2009.
- [93] R. Jenning, "Rheologisches Verhalten teilerstarrender Metalllegierungen", Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 2009.
- [94] J. Koke, M. Modigell und J. Petera, "Rheological investigations and two-phase modeling on semi-solid metal suspensions", *Appl. Mech. Eng.*, Bd. Vol. 4, no, S. 345–350, 1999.
- [95] M. Hufschmidt, M. Modigell und J. Petera, "Modelling and simulation of forming processes of metallic suspensions under non-isothermal conditions", *J. Nonnewton. Fluid Mech.*, Bd. 134, Nr. 1, S. 16–26, 2006.
- [96] K. Lange, *Umformtechnik: Grundlagen*, Springer Berlin Heidelberg, 2002.
- [97] E. Doege, H. Meyer-Nolkemper und I. Saeed, *Fliesskurvenatlas metallischer Werkstoffe: mit Fliesskurven für 73 Werkstoffe und einer grundlegenden Einführung*, Hanser, 1986.
- [98] K. Pöhlandt, *Vergleichende Betrachtung der Verfahren zur Prüfung der plastischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe*, Springer Berlin Heidelberg, 1984.
- [99] K. Pöhlandt, *Werkstoffprüfung für die Umformtechnik: Grundlagen, Prüfmethoden, Anwendungen*, Springer Berlin Heidelberg, 1986.
- [100] D. G. Eskin, A. Suyitno und L. Katgerman, "Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys", *Prog. Mater. Sci.*, Bd. 49, Nr. 5, S. 629–711, 2004.
- [101] F. H. Yekta und S. A. S. Vanini, "Flow behaviour and rheological properties of M2 high-speed steel in semi-solid state", *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, Bd. 228, Nr. 12, S. 1611–1620, 2014.
- [102] J. Wang, A. B. Phillion und G. Lu, "Development of a visco-plastic constitutive modeling for thixoforming of AA6061 in semi-solid state", *J. Alloys Compd.*, Bd. 609, S. 290–295, 2014.
- [103] A. Wahlen, L. Bäurle und G. Gullo, "Constitutive Modeling of the Flow Behavior of Semi-Solid Aluminum Alloys", in *Microstructures, Mechanical Properties and Processes – Computer Simulation and Modelling*, John Wiley & Sons, Ltd, 2005, S. 172–177.
- [104] Deutsche Norm, "Fertigungsverfahren Fügen - Teil 0: Allgemeines; Einordnung, Unterteilung, Begriffe; DIN 8593-0:2003-09". 2003.
- [105] B. Awiszus, J. Bast, H. Dürr und P. Mayr, *Grundlagen der Fertigungstechnik*, 6. aktuali., Carl Hanser Verlag, 2016.
- [106] A. Kalweit, C. Paul, S. Peters und R. Wallbaum, *Handbuch für Technisches Produktdesign*, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2012.
- [107] G. Schmaltz, *Technische Oberflächenkunde - Feingestalt und Eigenschaften von Grenzflächen Technischer Körper insbesondere der Maschinenteile*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1936.

- [108] K. Lange, *Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Band 4: Sonderverfahren, Prozeßsimulation, Werkzeugtechnik, Produktion*, Springer Verlag Heidelberg, 1993.
- [109] N. Bay, "Friction and Adhesion in Metal Forming and Cold Welding", Dissertation, Technical University of Denmark, Institute of Manufacturing Engineering, Laboratory of Mechanical Processing of Materials, 1985.
- [110] L. S. Darken und R. W. Gurry, *Physical chemistry of metals*, McGraw-Hill, 1953.
- [111] K. J. M. Papis, B. Hallstedt, J. F. Löffler und P. J. Uggowitzer, "Interface formation in aluminium-aluminium compound casting", *Acta Mater.*, Bd. 56, Nr. 13, S. 3036–3043, 2008.
- [112] K. J. M. Papis, J. F. Loeffler und P. J. Uggowitzer, "Light metal compound casting", *Sci. China Ser. E Technol. Sci.*, Bd. 52, Nr. 1, S. 46–51, Jan. 2009.
- [113] J. Wolf, "Erstes Magnesium-Aluminium-Verbundkurbelgehäuse", *Gießerei*, Bd. 90, Nr. 12, S. 94–96, 2003.
- [114] D. Schulz, "Verbundguss - weniger Gewicht bei mehr Wirtschaftlichkeit", *Gießerei*, Bd. 94, Nr. 5, S. 76ff., 2007.
- [115] G. Spur, W. Michaeli und A. Bührig-Polaczek, *Handbuch Urformen*, Carl Hanser Verlag GmbH & Company KG, 2013.
- [116] A. Bührig-Polaczek, T. Röth, E. Baumeister, N. Nowack und T. Süßmann, "Hybride Leichtbaustrukturen in Stahlblech-Leichtmetall Verbundguss", 2006.
- [117] C. Oberschelp, "Hybride Leichtbaustrukturen für den Karosseriebau – gusswerkstofforientierte Anwendungsuntersuchungen für das Druckgießen", Dissertation, RWTH Aachen, 2012.
- [118] P. Fickel, "Hohl- und Verbundguss von Druckgussbauteilen – Numerische Auslegungsmethoden und experimentelle Verifikation", Dissertation, Universität Stuttgart, 2017.
- [119] B. Lao, "Druckgegossene Metallhybridstrukturen für den Leichtbau - Prozess, Werkstoffe und Gefüge der Metallhybriden", Dissertation, RWTH Aachen, 2013.
- [120] C. M. Schlögl, C. Planitzer, O. Harrer und B. Buchmayr, "Herstellung und Umformbarkeit walzplattierter Magnesium(AZ31)-Aluminium(1050)-Verbunde", *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Bd. 156, Nr. 7, S. 249–254, Juli 2011.
- [121] F.-W. Bach, D. Bormann, M. Rodman und H. Haverkamp, "Walzplattierte Leichtmetallverbunde", *Werkstoffe*, Bd. 4, S. 33–35, 2008.
- [122] R. Pleschko, R. Schimböck, E. M. Horn, P. Mattern, M. Renner und W. Heimann, "Walzplattierungen mit dem hochkorrosionsbeständigen nichtrostenden austenitischen Stahl X1NiCrMoCuN 25 20 6, W.-Nr. 1.4529", *Mater. Corros.*, Bd. 41, Nr. 10, S. 563–570, 1990.
- [123] H. Haverkamp, *Analyse von Reibung, Temperaturentwicklung und Bindungsmechanismen beim Walzplattieren von Stahl und Leichtmetallen*, PZH, Produktionstechn. Zentrum, 2011.

- [124] M. Kleiner, M. Schomäcker, M. Schikorra und A. Klaus, "Herstellung verbundverstärkter Aluminiumprofile für ultraleichte Tragwerke durch Strangpressen", *Materwiss. Werksttech.*, Bd. 35, Nr. 7, S. 431–439, 2004.
- [125] A. Klaus, M. Schomäcker und M. Kleiner, "First advances in the manufacture of composite extrusions for lightweight constructions", *Light Met. Age*, Bd. 62, S. 12–21, 2004.
- [126] K. A. Weidenmann, *Verbundstrangpressen mit modifizierten Kammerwerkzeugen: Werkstofftechnik, Fertigungstechnik, Simulation*, KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, 2012.
- [127] A. Foydl, "Strangpressen partiell verstärkter Aluminiumprofile", Dissertation, Technische Universität Dortmund, 2014.
- [128] K.-G. Kosch, "Grundlagenuntersuchungen zum Verbundschmieden hybrider Bauteile aus Stahl und Aluminium", Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2016.
- [129] K.-G. Kosch und B.-A. Behrens, "Herstellung lokal anforderungs - optimierter Hybridbauteile durch Verbundschmieden", *SchmiedeJOURNAL*, S. 60–63, März. 2013.
- [130] R. Leiber, "Höher, schneller und weiter durch Hybridschmieden", *Industrieanzeiger*, S. 23–25, 25. Juli. 2011.
- [131] A. Kroner, "Hybridschmieden schlägt Verbindungstechnik". Hannover Messe, 2012.
- [132] K. Wang, R. Kopp und G. Hirt, "Thixo-Forging and Thixo-Joining of an Integrated Product", *steel Res. Int.*, Bd. 77, Nr. 5, S. 349–354, Mai 2006.
- [133] C. Seyboldt und M. Liewald, "Numerical simulation of the induction heating of hybrid semi-finished materials into the semi-solid state", *AIP Conf. Proc.*, Bd. 1896, S. 130001, 2017.
- [134] C. Seyboldt und M. Liewald, "Hybrid thixoforming – A new process to produce hybrid components", *Procedia Manuf.*, Bd. 15, S. 436–442, 2018.
- [135] H. Müller-Späth, "Legierungsentwicklung unter Einsatz des SSP-Verfahrens und Umsetzung intelligenter Materialkonzepte beim Thixogießen", Dissertation, RWTH Aachen, 2000.
- [136] L. Schomer, C. Seyboldt und M. Liewald, "Semi-Solid Metal Forming - A Process for Manufacturing Composite and Hybrid Materials", *Defect Diffus. Forum*, Bd. 381, S. 47–51, Nov. 2017.
- [137] C. Kammer, *Aluminium Taschenbuch - Band 1: Grundlagen und Werkstoffkunde*, 16. Auflag., Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2009.
- [138] Deutsche Norm, "Aluminium und Aluminiumlegierungen DIN EN 573:2009". 2009.
- [139] D. Altenpohl, *Aluminium von innen betrachtet: eine Einführung in die Metallkunde der Aluminiumverarbeitung*, Aluminium-Verlag, 1970.
- [140] H. Lüchinger, A. Wendinger, A. Kraly, R. Bologna und M. Fuchs, "Thixoforming - Ein wirtschaftlicher Serienprozess", *Gießerei-Rundschau*, Bd. 56, Nr. 5/6, S. 102–106, 2003.
- [141] Deutsche Norm, "Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften DIN EN 1706:2013". 2013.

- [142] Y. Yoshida und A. Ghiotti, "Process Simulation in Cold Forging: Material Testing and Modelling", in *ICFG Doc. No. 24/14*, Meisenbach Verlag Bamberg, 2014.
- [143] W. J. Parker, R. J. Jenkins, C. P. Butler und G. L. Abbott, "Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity", *J. Appl. Phys.*, Bd. 32, Nr. 9, S. 1679–1684, 1961.
- [144] B. Arnold, *Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure*, Springer Berlin Heidelberg, 2017.
- [145] P. Kurzweil, B. Frenzel und F. Gebhard, *Physik Formelsammlung: Für Ingenieure und Naturwissenschaftler*, Vieweg+Teubner Verlag, 2008.
- [146] W. Schätzing und G. Müller, *FEM für Praktiker: Elektrotechnik: Basiswissen und Arbeitsbeispiele zu FEM-Anwendungen in der Elektrotechnik; Lösungen mit dem Programm ANSYS Rev. 12 ; mit zahlr. Beispielen auf CD-ROM / Wolfgang Schätzing unter Mitarb. von Thomas Schliesch und Matthias*, expert-Verlag, 2009.
- [147] Deutsche Norm, "DIN 16670-1; Press-, Spritz- und Druckgießwerkzeuge - Teil 1: Bearbeitete ungebohrte Platten". 2008.
- [148] M. Speth, M. Liewald, C. Seyboldt und K. R. Riedmueller, "Development of a flow curve based material model of aluminium alloys in the semi-solid state", in *Proc. AIP Conference*, 2019, Nr. Vol. 2113.
- [149] H. V. Atkinson, *Modelling of Semi-Solid Processing*, Shaker Verlag Aachen, 2008.

Curriculum Vitae

PERSÖNLICHE DATEN

Name	Christoph Seyboldt
Geburtsdatum	03.01.1989
Geburtsort	Bad Waldsee
Familienstand	Verheiratet, 1 Kind

SCHULISCHE AUSBILDUNG

1999 - 2008	Gymnasium Ebingen Abschluss: Allgemeine Hochschulreife
-------------	---

UNIVERSITÄRE AUSBILDUNG

10/2008 - 03/2011	Studium Fahrzeug- und Motorentechnik, Universität Stuttgart Abschluss: Bachelor of Science
04/2011 - 01/2014	Studium Fahrzeug- und Motorentechnik, Universität Stuttgart Abschluss: Master of Science

PRAKTISCHE TÄTIGKEIT

07/2008 - 09/2008	Groz-Beckert KG, Albstadt-Ebingen; Praktikant
02/2013 - 07/2013	Seissenschmidt AG, Plettenberg / Gyöngyös (Ungarn); Praktikant
02/2011 - 01/2014	Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart; Wissenschaftliche Hilfskraft

BERUFLICHER UND WISSENSCHAFTLICHER WERDEGANG

02/2014 - 02/2019	Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart; Wissenschaftlicher Mitarbeiter
11/2015 - 12/2017	Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart; Betriebsleiter – Zerspanung und Mechanik
03/2019 - 08/2020	Schnorr GmbH, Sindelfingen; Teamleiter – Entwicklung, Versuch und Musterbau
Seit 09/2020	Schnorr GmbH, Sindelfingen; Leiter – Entwicklung und Konstruktion