

# BEITRÄGE ZUR UMFORMTECHNIK

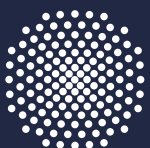


Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA  
Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart

Kim Riedmüller

## 83

Auslegung einer Prozessroute für das Thixo-Schmieden metallischer Rohrhalbzeuge unter Berücksichtigung der auftretenden Materialströmungen



Universität Stuttgart



# **Auslegung einer Prozessroute für das Thixo-Schmieden metallischer Rohrhalbzeuge unter Berücksichtigung der auftretenden Materialströmungen**

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

von  
Kim Rouven Riedmüller  
aus Mühlacker

Hauptberichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Mathias Liewald MBA  
Mitberichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek  
Tag der mündlichen Prüfung: 11.12.2018

Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart  
2018

Dipl.-Ing. Kim Rouven Riedmüller  
Institut für Umformtechnik  
Universität Stuttgart

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

**D93**  
**ISBN 978-3-946818-08-3**

**Institut für Umformtechnik**  
Universität Stuttgart  
Holzgartenstraße 17  
70174 Stuttgart  
[www.ifu.uni-stuttgart.de](http://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 Endlichen 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.

*Mathias Liewald*

## **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 Liewald MBA, danke ich für die Möglichkeit zur Promotion, die hierfür erforderliche Geduld und vor allem das mir entgegengebrachte Vertrauen sowie die wissenschaftliche Freiheit.

Bei Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek, Leiter des Gießerei-Instituts 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. Insbesondere Herrn Christoph Seyboldt, M.Sc., Herrn Lukas Marx, M.Sc. und Frau Laura Schomer, M. Eng. gilt mein Dank für das angenehme Arbeitsklima, viele an- und aufregende Diskussionen und die tatkräftige Unterstützung bei zahlreichen Problemstellungen. Ebenso danke ich in diesem Zusammenhang meinen ehemaligen Kollegen Herrn Dr.-Ing. Levente Kertesz, Herrn Dr.-Ing. Apostolos Papaioanu und Herrn Dr.-Ing. Severin Hönle.

Mein Dank gilt auch allen Bachelor-, Master-, Studien- und Diplomarbeitern 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 Hilfe bei der Herstellung des Versuchswerkzeuges und bei der Durchführung der experimentellen Untersuchungen.

Meiner Familie und meinen Freunden danke ich für den nie endenden Zuspruch und die Motivation, die ich im Hinblick auf die Erstellung dieser Arbeit erfahren habe. Diesbezüglich gilt der größte Dank meinen Eltern. Sie haben mir nicht nur das Studium ermöglicht, sondern vor allem mit ihrer uneingeschränkten Unterstützung sowie ihrem unerschütterlichen Vertrauen in mich die wesentliche Grundlage für die vorliegende Arbeit gebildet.

Vaihingen/Enz, Dezember 2018

*Kim Rouven Riedmüller*

## Inhaltsverzeichnis

<b>GELEITWORT DES HERAUSGEBERS .....</b>	<b>I</b>
<b>DANKSAGUNG .....</b>	<b>II</b>
<b>INHALTSVERZEICHNIS .....</b>	<b>III</b>
<b>ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS .....</b>	<b>VI</b>
<b>FORMELZEICHEN .....</b>	<b>VII</b>
<b>KURZFASSUNG .....</b>	<b>XI</b>
<b>ABSTRACT .....</b>	<b>XIII</b>
<b>1 EINLEITUNG .....</b>	<b>1</b>
<b>2 STAND DER KENNTNISSE .....</b>	<b>3</b>
2.1 ALLGEMEINE GRUNDLAGEN DER FORMGEBUNG IM TEILFLÜSSIGEN ZUSTAND .....	4
2.1.1 VORMATERIALHERSTELLUNG .....	5
2.1.2 ROHTEILERWÄRMUNG .....	7
2.1.3 FORMGEBUNGSPROZESS .....	10
2.2 RHEOLOGIE UND MODELLIERUNG DES FLIEßVERHALTENS TEILFLÜSSIGER METALLWERKSTOFFE .....	14
2.2.1 RHEOLOGISCHE GRUNDLAGEN ZUM FLIEßVERHALTEN TEILFLÜSSIGER METALLWERKSTOFFE .....	15
2.2.2 ERMITTLUNG DER TEMPERATUR- UND SCHERRATENABHÄNGIGEN VISKOSITÄTS- EVOLUTION TEILFLÜSSIGER METALLWERKSTOFFE MIT ROTATIONSRHEOMETERN ...	20
2.2.3 BESTEHENDE VISKOSITÄTSMODELLE FÜR DIE NUMERISCHE MODELLIERUNG DES FLIEßVERHALTENS TEILFLÜSSIGER METALLWERKSTOFFE .....	22
2.2.4 LÖSUNGSANSÄTZE ZUR SIMULATIVEN DARSTELLUNG KRITISCHER STRÖMUNGS- VERHÄLTNISSE BEI DER FORMGEBUNG IM TEILFLÜSSIGEN ZUSTAND .....	28
2.3 PROZESSROUTEN FÜR DAS RECYCLING VON METALLSPÄNEN .....	34
2.3.1 KONVENTIONELLE RECYCLINGPROZESSE FÜR METALLSPÄNE .....	35
2.3.2 RECYCLING MITTELS DIREKTER WEITERVERARBEITUNG VON METALLSPÄNEN .....	37
2.4 VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG ROTATIONSSYMMETRISCHER, HOHLER METALLBAUTEILE .....	43
2.5 FAZIT AUS DEM STAND DER KENNTNISSE .....	47

---

<b>3</b>	<b>MOTIVATION UND ZIELSETZUNG .....</b>	<b>48</b>
3.1	MOTIVATION DER ARBEIT .....	48
3.2	ZIELSETZUNG DER ARBEIT.....	49
<b>4</b>	<b>INDUKTIVE ERWÄRMUNG VON ROHRHALBZEUGEN IN DEN TEILFLÜSSIGEN MATERIALZUSTAND .....</b>	<b>51</b>
4.1	INDUKTIVE ERWÄRMUNGSANLAGE DES IFU.....	53
4.2	VERSUCHSDURCHFÜHRUNG ZUR EXPERIMENTELLEN UNTERSUCHUNG DER INDUKTIVEN ERWÄRMUNG VON ROHRHALBZEUGEN .....	54
4.3	ANALYSE DER VERSUCHE ZUR INDUKTIVEN ERWÄRMUNG VON ROHRHALBZEUGEN.....	57
<b>5</b>	<b>NUMERISCHE MODELLIERUNG DES FLIEßVERHALTENS TEILFLÜS- SIGER ROHRHALBZEUGE WÄHREND DES THIXO-SCHMIEDENS .....</b>	<b>61</b>
5.1	ALLGEMEINE HINWEISE ZUR DURCHFÜHRUNG VON FORMFÜLLSIMULATIONEN MITTELS DER CFD-SOFTWARE FLOW-3D .....	62
5.1.1	ERHALTUNGSGLEICHUNGEN IN FLOW-3D .....	63
5.1.2	DISKRETISIERUNG DER ERHALTUNGSGLEICHUNGEN IN FLOW-3D .....	65
5.2	HERLEITUNG EINES VISKOSITÄTSMODELLS ZUR VERBESSERUNG DER NUMERISCHEN MODELLIERUNG DES FLIEßVERHALTENS TEILFLÜSSIGER METALLLEGIERUNGEN .....	67
5.3	AUFBAU UND DURCHFÜHRUNG VON FORMFÜLLSIMULATIONEN ZUR BEWERTUNG DES HERGELEITETEN VISKOSITÄTSMODELLS .....	73
5.4	DISKUSSION DER BERECHNETEN SIMULATIONSERGEBNISSE .....	78
<b>6</b>	<b>ENTWICKLUNG EINES MODULAREN FORMGEBUNGSWERKZEUGS FÜR DAS THIXO-SCHMIEDEN VON ROHRHALBZEUGEN .....</b>	<b>87</b>
6.1	KONSTRUKTIVER AUFBAU EINES MODULAREN FORMGEBUNGSWERKZEUGS ZUR ERZEUGUNG ROTATIONSSYMMETRISCHER HOHLBAUTEILE .....	89
6.2	KINEMATIK DES MODULAREN FORMGEBUNGSWERKZEUGS .....	92
6.3	THERMODYNAMISCHE AUSLEGUNG DES MODULAREN FORMGEBUNGSWERKZEUGS .....	93
<b>7</b>	<b>EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN ZUM THIXO-SCHMIEDEN VON ROHRHALBZEUGEN.....</b>	<b>97</b>
7.1	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN ZUR VALIDIERUNG DER DURCHGEFÜHRTEN STRÖMUNGSSIMULATIONEN .....	98



---

7.1.1	DURCHFÜHRUNG DER FORMGEBUNGSVERSUCHE ZUR VALIDIERUNG DER DURCHGEFÜHRTEN STRÖMUNGSSIMULATIONEN .....	99
7.1.2	VERGLEICH DER SIMULATIVEN UND EXPERIMENTELLEN VERSUCHSERGEBNISSE ZUR BEWERTUNG DER DURCHGEFÜHRTEN STRÖMUNGSSIMULATIONEN.....	101
7.2	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN ZUM THIXO-SCHMIEDEN SCHWER ZU BEARBEITENDER METALLLEGIERUNGEN.....	106
7.2.1	DURCHFÜHRUNG DER FORMGEBUNGSVERSUCHE ZUM THIXO-SCHMIEDEN SCHWER ZU BEARBEITENDER METALLLEGIERUNGEN .....	107
7.2.2	BAUTEILANALYSE UND BEWERTUNG DER FORMGEBUNGSVERSUCHE ZUM THIXO-SCHMIEDEN SCHWER ZU BEARBEITENDER METALLLEGIERUNGEN.....	109
7.3	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN ZUM THIXO-SCHMIEDEN KOMPAKTIERTER METALL-SPÄNEN .....	114
7.3.1	DURCHFÜHRUNG DER FORMGEBUNGSVERSUCHE ZUM THIXO-SCHMIEDEN KOMPAKTIERTER METALLSPÄNE.....	115
7.3.2	BAUTEILANALYSE UND BEWERTUNG DER FORMGEBUNGSVERSUCHE ZUM THIXO-SCHMIEDEN VON KOMPAKTIERTEN METALLSPÄNEN .....	119
<b>8</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....</b>	<b>125</b>
8.1	ZUSAMMENFASSUNG .....	126
8.2	AUSBLICK.....	128
<b>9</b>	<b>ANHANG.....</b>	<b>130</b>
9.1	UNVERÄNDERLICHE EINGABEWERTE FÜR DIE CFD-SIMULATIONEN MIT FLOW-3D .....	130
9.2	DARSTELLUNG VON ERGEBNISSEN AUS DEN DURCHGEFÜHRTEN STRÖMUNGSSIMULATIONEN .....	131
9.3	SCHLIFFBILDER VON IM RAHMEN DER FORMGEBUNGSVERSUCHE HERGESTELLTEN BAUTEILEN .....	136
9.4	ZUGVERSUCHSERGEBNISSE VON PROBEN AUS THIXO-GESCHMIEDETEN MUSTERBAUTEILEN AUS DEM WERKSTOFF HS 6-5-2 (1.3343).....	138
<b>10</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS.....</b>	<b>139</b>
<b>11</b>	<b>CURRICULUM VITAE.....</b>	<b>154</b>

**Abkürzungsverzeichnis**

CFD	Computational Fluid Dynamics
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
DIN	Deutsches Institut für Normung e.V.
DNS	Direkte Numerische Simulation
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
FAVOR	Fractional Area / Volume Obstacle Representation
FDM	Finite-Differenzen-Methode
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVM	Finite-Volumen-Methode
HRC	Rockwellhärte
HV	Vickershärte
IGES	Initial Graphics Exchange Specification (Dateiformat)
IFU	Institut für Umformtechnik
ISO	International Organization of Standardization
MHC	Molybdän-Hafnium-Karbon
PWM	Pulsweitenmodulation
RT	Raumtemperatur
SIMA	Strain Induced Melt Activated
SSMF	Semi-Solid Metal Forming
STL	STereoLithography (Dateiformat)
TZM	Titan-Zirkon-Molybdän
VOF	Volume of Fluid

## Formelzeichen

### Lateinische Symbole

A	$[mm^2]$	Fläche
A, B, C		Anpassungskoeffizienten in Viskositätsmodellen
$A_x, A_y, A_z$		Verhältnis von durchströmbarer Fläche zu Gesamtfläche der Gitterzelle in Koordinatenrichtung (CFD-Simulation)
$A(\lambda)$		hydrodynamischer Koeffizient (Kumar-Modell)
a, b, c		Anpassungskoeffizienten in Viskositätsmodellen
$a_{ca}, b_{ca}, c_{ca}$		Experimentelle Parameter (Carreau-Modell)
Bi		Bingham-Zahl
c	$[\%]$	Effektiver Volumenanteil der Festphase (Kumar-Modell)
$c_{max}$	$[\%]$	Maximaler effektiver Festphasenanteil (Kumar-Modell)
$c_0$	$[Gew\%]$	Anfangskonzentration eines binären Legierungssystems
$c_l$	$[Gew\%]$	Liquiduskonzentration
$C_0$		Temperaturkoeffizient für Legierungszusammensetzung im festen Zustand (Kumar-Modell)
$C(T)$		Temperaturkoeffizient für momentane Legierungszusammensetzung (Kumar-Modell)
CLHT		Temperaturkoeffizient der latenten Wärme
CV		Spezifische Wärmekapazität bei konstantem Volumen
E	$[N/mm^2]$	Elastizitätsmodul
$e_{ij}$	$[1/s]$	Scherratentensor
F	$[N]$	Kraft
f	$[1/s]$	Frequenz
$f_l$	$[\%]$	Flüssigphasenanteil
$f_s$	$[\%]$	Festphasenanteil

---

$f_x, f_y, f_z$	$[1/s^2]$	Viskose Beschleunigung
$G_x, G_y, G_z$	$[1/s^2]$	Körperbeschleunigungen in Koordinatenrichtung
$h_{\text{Mess}}$	$[m]$	Messspalt im Platte-Platte-Messsystem (Rheometer)
$H(T, f_s)$		Evolution der Agglomeration (Kumar-Modell)
$I$	$Nm$	Innere Energie des Strömungsmediums
$k$		Verteilungskoeffizient
$k^*$	$[Pa s^m]$	Konsistenzfaktor
$k_p$	$[mm^2]$	Permeabilität
$l$	$[mm]$	Charakteristische Länge (für Reynolds- und Bingham-Zahl)
$\dot{m}$	$[kg/s]$	Massenstrom
$m$		Anpassungskoeffizient/Fließexponent in Viskositätsmodell
$M_{\text{Mess}}$	$Nm$	Drehmoment der Messplatte im Platte-Platte-Messsystem
$n$		Anpassungskoeffizient/Fließexponent in Viskositätsmodellen
$n_{ca}$		Carreau-Fließexponent
$n_{\text{Mess}}$	$[1/s]$	Drehzahl der Messachse im Platte-Platte-Messsystem
$p$	$[N/mm^2]$	Druck
$Q$	$[J/mol]$	Aktivierungsenergie zur plastischen Verformung der Festphasenanteile (Kumar-Modell)
$r_{\text{Mess}}$	$[mm]$	Radius der Messplatte im Platte-Platte-Messsystem
$R$	$[J/(molK)]$	Universelle Gaskonstante
$R(T, f_s)$		Evolution der Deagglomeration (Kumar-Modell)
$R_{\text{DIF}}$		Term zur Beschreibung der turbulenten Diffusion im Strömungsfeld
$R_{\text{SOR}}$		Term zur Modellierung von Massenquellen
$R_{\text{IDIF}}$		Turbulente Diffusion der Energie
$R_{\text{ISOR}}$		Term zur Modellierung von Energiequellen

Re		Reynolds-Zahl
t	[s]	Zeit
T	[°C]	Temperatur des Fluids bzw. des Metalls
T*	[°C]	Temperaturkonstante in Viskositätsmodell
T <sub>DIF</sub>		Term zur Beschreibung der Wärmeleitung innerhalb des Fluids
T <sub>F</sub>	[°C]	Schmelztemperatur des reinen Metalls
T <sub>L</sub>	[°C]	Liquidustemperatur der Metalllegierung
u, v, w	[mm/s]	Strömungsgeschwindigkeiten in Koordinatenrichtung
V <sub>F</sub>		Volumenanteil einer Gitterzelle (CFD-Simulation)
v, $\vec{v}$	[mm/s]	Fließgeschwindigkeit
$\vec{v}_s$	[mm/s]	Fließgeschwindigkeit der Festphase
$\vec{v}_l$	[mm/s]	Fließgeschwindigkeit der Flüssigphase
W <sub>b</sub>	[mm <sup>3</sup> ]	Widerstandsmoment gegen Biegebeanspruchung
WS <sub>x</sub> , WS <sub>y</sub> , WS <sub>z</sub>	[N/mm <sup>2</sup> ]	Wandschubspannungen

### Griechische Symbole:

$\alpha_{thin}$	[1/s]	Verdünnungsrate
$\beta_{thick}$	[1/s]	Verdickungsrate
$\dot{\gamma}$	[1/s]	Schergeschwindigkeit
$\delta$	[mm]	Eindringtiefe der induktiven Erwärmung
$\Delta h$	[mm]	Abstand zweier aneinander vorbei fließender Schichten senkrecht zur Strömungsrichtung
$\Delta v$	[mm/s]	Geschwindigkeitsdifferenz zweier aneinander vorbeifließender Schichten
$\varepsilon$	[%]	Dehnung
$\varepsilon_{eq}$	[%]	Vergleichsdehnung

---

$\eta$	$[Pa\ s]$	Dynamische Viskosität
$\eta_{app}$	$[Pa\ s]$	Scheinbare Viskosität
$\eta_E$	$[Pa\ s]$	Gleichgewichts- / Steady-State-Viskosität
$\eta_l$	$[Pa\ s]$	Viskosität der Flüssigphase
$\eta_s$	$[Pa\ s]$	Viskosität der Festphase
$\eta_0$	$[Pa\ s]$	Null-Viskosität / Isostructure-Viskosität
$\eta_\infty$	$[Pa\ s]$	Unendlich-Viskosität
$\lambda$		Strukturparameter „Agglomerations-/Deagglomerationsgrad“
$\lambda_{relax}$	$[s]$	Relaxationszeit
$\lambda_0, \lambda_1, \lambda_2$		Anpassungskoeffizienten in Viskositätsmodell
$\mu$		Permeabilitätskonstante
$\mu_r$	$[V\ s/A\ mm]$	relative Permeabilität
$\mu_0, \mu_1$		Konstanten zur Berechnung der Verdünnungsrate
$\nu$	$[mm^2/s]$	Kinematische Viskosität
$\rho$	$[kg/mm^3]$	Dichte
$\sigma_e$	$[A/V\ mm]$	elektrische Leitfähigkeit
$\sigma$	$[N/mm^2]$	Spannung
$\tau$	$[N/mm^2]$	Schubspannung
$\tau_0$	$[N/mm^2]$	Schubfließgrenze
$\tau_{ij}$		Schubspannungstensor
$\varphi_{ECAP}$	$[^\circ]$	Winkel zwischen Ein- und Auslaufkanal (ECAP)

## **Kurzfassung**

Am Institut für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart werden seit mehr als zwanzig Jahren Forschungsarbeiten auf dem Gebiet der Formgebung im teilflüssigen Materialzustand durchgeführt. Bei den hierbei untersuchten Formgebungsverfahren, insbesondere der Verfahrensvariante Thixo-Schmieden, werden metallische Rohteile zunächst induktiv in den Temperaturbereich zwischen der Solidus- und der Liquiduslinie erwärmt und anschließend mithilfe einer hydraulischen Hochgeschwindigkeitspresse geformt. Nach der Erwärmung weisen die teigigen, aber dennoch formstabilen Metallhalbzeuge Flüssigphasenanteile zwischen 30 % und 50 % auf und besitzen hervorragende Fließeigenschaften. Diese Fließeigenschaften erlauben die Herstellung komplexer, endkonturnaher Bauteile mit mechanischen Eigenschaften, die annähernd mit denen von Schmiedeteilen vergleichbar sind, mittels eines einzigen Formgebungsschritts. Darüber hinaus ist es aufgrund der für das Thixo-Schmieden charakteristischen Fließeigenschaften teilflüssiger Metallwerkstoffe möglich, sowohl neuartige Metalllegierungen mit immer höheren Festigkeiten und/oder Härtegraden zu verarbeiten, als auch Hybrid- und Verbundbauteile herzustellen.

Diese prozesstechnischen Vorteile qualifizieren das Thixo-Schmieden in besonderem Maße dafür, die stetig zunehmenden Produktionsanforderungen, die unter anderem durch die Energie- und Rohstoffverknappung, die fortschreitenden Produktindividualisierung sowie den ansteigenden Leichtbautrend bedingt sind, zu erfüllen. Trotzdem besteht bei den produzierenden Unternehmen der metallverarbeitenden Industrie bis heute nur eine geringe Akzeptanz gegenüber diesem Formgebungsverfahren. Ein wesentlicher Grund für diese geringe Akzeptanz liegt in der relativ komplexen Prozessführung sowohl bei der Rohteilerwärmung als auch bei der anschließenden Formgebung der teilflüssigen Metallwerkstoffe, sodass meist ein umfangreiches Expertenwissen zur Einstellung der idealen Anlagenparameter erforderlich ist. Ein weiterer Grund besteht in der hohen Sensibilität des Thixo-Schmiedens gegenüber prozesstechnischen Randbedingungen wie Rohteil- und Werkzeugtemperaturen sowie Stößel- bzw. Fließgeschwindigkeiten. Diese müssen relativ genau bestimmt und eingehalten werden, um eine möglichst hohe Prozesssicherheit zu gewährleisten.

Vor diesem Hintergrund bestand die wesentliche Zielsetzung der in dieser Arbeit dargestellten Forschungsaktivitäten darin, die Konkurrenzfähigkeit des Thixo-Schmiedens gegenüber konventionellen Schmiede- und Gießverfahren zu steigern und somit einen Beitrag zu leisten, das Verfahren als Fertigungsalternative für produzierende Unternehmen der Metallindustrie attraktiver zu machen. Hierfür wurden im Rahmen der Auslegung einer Prozessroute für das Thixo-

Schmieden metallischer Rohrhälfte Maßnahmen zur Erhöhung der Prozessrobustheit sowie zur Vereinfachung der Prozessführung umgesetzt. Zudem wurden potentielle Anwendungsmöglichkeiten des Verfahrens dargestellt, mit denen den beschriebenen Produktionsanforderungen zukünftig noch besser begegnet werden kann. Im Einzelnen wurden dabei die nachfolgend zusammengefassten Forschungsinhalte bearbeitet.

Zunächst wurde im Rahmen experimenteller Untersuchungen zur induktiven Erwärmung metallischer Rohrhälfte in den teilflüssigen Materialzustand gezeigt, dass der Einfluss des bei der induktiven Erwärmung auftretenden Skin-Effekts durch den Einsatz von rohrförmigen anstelle von zylindrischen Rohteilen vernachlässigbar gering wird. Daraus resultierend konnte die Rohteilerwärmung für rohrförmige Hälfte im Vergleich zu Vollkörpern robuster gestaltet und die Ermittlung der hierfür erforderlichen Anlagenparameter vereinfacht werden.

Ein weiterer Beitrag zur Erhöhung der Prozesssicherheit konnte mit dieser Arbeit durch die Optimierung der simulativen Prozessauslegung im Hinblick auf die Vorhersage kritischer Materialströmungen geleistet werden. Diese Optimierung wurde im Wesentlichen durch die Entwicklung eines neuen Viskositätsmodells erreicht. Mit diesem Modell wurden einphasige Formfüllsimulationen aufgebaut, mit deren Hilfe prozessbedingt auftretende, kritische Materialströmungen beim Thixo-Schmieden und dadurch zu erwartende Bauteilfehler prognostiziert werden konnten. Zudem konnten anhand dieser Simulationen Aussagen darüber getroffen werden, ob diese kritischen Materialströmungen durch eine frühzeitige Erstarrung oder durch einen inhomogenen, instabilen Materialfluss des teilflüssigen Metallwerkstoffes bedingt sein würden. Die Simulationsergebnisse wurden mithilfe von realen Formgebungsversuchen validiert und somit die Eignung des neu entwickelten Viskositätsmodells im Hinblick auf eine verbesserte simulative Auslegung des betrachteten Thixo-Schmiedeprozesses nachgewiesen. Für die Versuche wurde ein modulares Formgebungswerkzeug konstruiert und angefertigt, welches die kostengünstige Herstellung verschiedener rotationssymmetrischer, hohler Bauteilformen mit im Wesentlichen fertigen Funktionsflächen ermöglichte.

Mit diesem Werkzeug wurden des Weiteren Formgebungsversuche durchgeführt, mit welchen die Potentiale des Thixo-Schmiedens hinsichtlich der Herstellung von hohlen Leichtbauteilen aus Werkstoffen mit erhöhten Festigkeits- bzw. Härtewerten sowie der ressourceneffizienten Wiederverwertung von Metallspänen aufgezeigt werden konnte. Mit diesen abschließenden Formgebungsversuchen wurde schlussendlich nachgewiesen, dass mit dem betrachteten Thixo-Schmiedeprozess insbesondere für Nischenanwendungen eine material- und ressourceneffiziente Fertigungsalternative zu den etablierten Schmiede- und Gießverfahren besteht.



## Abstract

The Institute for Metal Forming Technology (IFU), University of Stuttgart is carrying out research activities in the field of semi solid forming technologies for more than twenty years. During the thixoforging process investigated here, metallic raw parts are inductively heated up into the semi solid state between 30 % and 50 % liquid content and subsequently formed by a hydraulic high-speed press. After the heating process, the paste-like but still dimensionally stable metallic material reveal excellent flow properties. These flow properties allow one-step forming processes of complex and near-net shape components having mechanical properties almost comparable to conventional forging parts. Furthermore, due to the characteristic material flow, thixoforging is even suitable for processing new metal alloys with enhanced properties and for producing hybrid and composite components.

These technological advantages particularly enable the thixoforging process to meet the increasing production requirements of today caused for example by the scarcity of energy and resources, the growing individualization of production and the current lightweight construction trends. Nevertheless, this forming technology is still poorly accepted by companies of metal processing industry. One reason of this level of low acceptance is due to the relatively complex process control concerning both the heating and the forming of the semi solid raw materials that requires comprehensive expert knowledge. Another reason for poor market penetration of the thixoforging process is its sensitivity to process-related parameters like the raw materials' and the tools' temperatures and the velocity of ram or rather of the material flow within die cavity. For ensuring maximum process reliability, these parameters need to be determined relatively precisely.

In this context, the main objective of research work presented in this thesis was to improve the competitiveness of the thixoforging process compared with conventional forging and casting processes and, therefore, to increase its acceptance among the metal processing companies. The basis for this was the development of a process route for thixoforging metallic semi-finished tube products. Within the framework of this development, steps were taken for improving process reliability as well as for simplifying process control, on the one hand. On the other hand, potential applications of the process route were indicated in order to meet current and future production requirements. In the following, the research findings produced in the framework of this thesis are briefly summarized.

Initially, experimental investigations on the inductive heating of metallic semi-finished tube products into the semi solid state were conducted. These investigations showed that, in contrast

to the conventional use of cylindrical raw parts, the application of semi-finished tube products leads to a minimization of the skin effect during inductive material heating. As result, a homogeneous material microstructure is achieved within the raw parts' volumes, heating durations are significantly reduced and process control can be simplified.

A further contribution to improving reliability of thixoforging processes was made by optimizing one-phase CFD-simulations of thixoforging processes with regard to the prediction of occurring material flows. Thereby, a newly developed viscosity model provided the main basis for this optimization. By using this model, simulations were conducted, which allowed the prediction of critical material flow behavior and associated component defects. In addition, these defects could be attributed either to a premature solidification of the semi solid metal or to an inhomogeneous, unstable material flow. The generated simulation results were validated by means of real forming tests and thus the suitability of the developed viscosity model for improving simulative design of thixoforging processes was demonstrated. For forming tests, a modularly designed forming tool was manufactured, which allowed the cost-effective production of various rotationally symmetric hollow components with substantially finished functional surfaces.

Furthermore, this modularly designed tool was used to conduct forming experiments showing the potential of the thixoforging process with regard to the production of hollow lightweight components from metal alloys with enhanced strength and hardness values and to the resource-efficient recycling of metal chips. In the end, these final forming experiments demonstrated that the thixo forging process considered provides a material and resource efficient production alternative to established forging and casting processes, especially for niche applications.

## 1 Einleitung

Seit jeher stellt die wirtschaftliche Herstellung von Produkten mit möglichst hoher und reproduzierbarer Qualität die grundlegende Zielsetzung der industriellen Güterproduktion dar und gilt damit auch als wesentlicher Antreiber für die Entwicklung und Optimierung der hierfür benötigten Fertigungstechnologien [Kön13]. Darüber hinaus muss, insbesondere im Bereich der Metallverarbeitung, fortwährend neu entstehenden wirtschaftlichen und technologischen Herausforderungen begegnet werden, welche die Prozess- und Verfahrensentwicklung ebenfalls massiv mitbestimmen. Zu diesen Herausforderungen zählen etwa die Preissteigerungen für Energie und Rohstoffe aufgrund der fortschreitenden Energie- und Ressourcenverknappung sowie die steigende Produktvielfalt bei unterschiedlichsten Stückzahlvorgaben, die durch den Trend zur individualisierten Fertigung (engl. Mass Customization) bedingt sind [Kön13, Bau15, Her17]. Außerdem führen vor allem im metallverarbeitenden Sektor strenger werdende Umweltschutzbestimmungen vermehrt zur Umsetzung konstruktiver und/oder stofflicher Leichtbaulösungen. Hierfür sind wiederum Fertigungsverfahren erforderlich, mit denen komplexe Bauteile aus neuartigen Werkstoffsystemen mit anwendungsspezifischen Materialeigenschaften hergestellt werden können [Kop96, Sch12, Bau15, Kai16]. Um diesen zunehmenden Herausforderungen entsprechen zu können, müssen entweder neue Fertigungstechnologien entwickelt oder aber Fertigungsalternativen gefunden werden, welche die heutigen bzw. zukünftigen Prozessanforderungen besser erfüllen.

Im Hinblick auf die Verarbeitung metallischer Werkstoffe stellt das Thixo-Schmieden eine solche Fertigungsalternative zu den etablierten Verfahren Schmieden und Gießen dar. Bei dieser Variante der sogenannten Formgebungsverfahren im teilflüssigen Materialzustand werden die metallischen Rohteile zunächst induktiv in das Zweiphasengebiet zwischen Solidus- und der Liquidustemperatur erwärmt und anschließend in diesem Temperaturbereich geformt [Spe72, Fle91, Tie93]. Nach der Erwärmung weisen die Rohteile einen teigigen, aber dennoch formstabilen Materialzustand auf und besitzen hervorragende Fließeigenschaften [Ugg00, Wah01, Kiu02], welche die endkonturnahe Herstellung komplex geformter Bauteile mit guten mechanischen Eigenschaften in einem einzigen Formgebungsschritt erlauben [Kap00, Kir94, Fle00, Meß06, Hir09]. Darüber hinaus ist das Thixo-Schmieden in besonderem Maße sowohl zur Verarbeitung neuartiger Werkstoffe mit immer höheren Festigkeiten und/oder Härten (z. B. pulvermetallurgisch hergestellte Legierungen) [Qua96, CCT09, Sey15b, Sto15a] als auch zur Herstellung von Hybrid- und Verbundbauteilen [SFB289, Uns09, Lie14a, Rie16a] geeigneten.

Aufgrund der relativ komplexen Prozessführung sowie der hohen Sensibilität der Formgebungsverfahren im teilflüssigen Materialzustand gegenüber prozesstechnischen Randbedingungen (z. B. Prozesstemperaturen, Prozessgeschwindigkeiten, etc.) ist ein Transfer dieser Technologie von Forschungslaboren in industrielle Fertigungsabläufe bislang jedoch nur für vereinzelte Anwendungsfälle bekannt [Kap08, Jor15, Rog17]. Hierzu zählt beispielsweise das weit verbreitete Thixo-Gießen von Magnesiumlegierungen [Agu04, Sch06, Dec16]. Um auch andere Verfahrensvarianten wie das Thixo-Schmieden für industriell fertigende Unternehmen attraktiv zu machen, muss also einerseits die Prozessführung vereinfacht und andererseits die Prozessrobustheit gesteigert werden. Weiterhin gilt es, die Produkteigenschaften besser zu verstehen und gezielt neue Produkte zu erschließen, welche nicht bzw. nur sehr unwirtschaftlich durch etablierte Fertigungsverfahren hergestellt werden können und für die somit alternative, bislang unbeachtete Prozessrouten in Betracht kommen.

Genau diese Aufgabenstellungen wurden mit der Auslegung einer Prozessroute für das Thixo-Schmieden metallischer Rohrhälfte im Rahmen der vorliegenden Arbeit adressiert. So konnte durch die Verwendung rohrförmiger anstatt zylindrischer Halbzüge die Rohteilerwärmung robuster umgesetzt und gleichzeitig die hierfür erforderliche Prozessführung vereinfacht werden (siehe **Kapitel 4**). Ein weiterer Beitrag zur Erhöhung der Prozesssicherheit konnte durch die Optimierung der simulativen Prozessauslegung im Hinblick auf die Vorhersage kritischer Materialströmungen geleistet werden, welche auf der Erarbeitung eines neuen Viskositätsmodells beruhte (siehe **Kapitel 5**). Zur Validierung der Simulationsergebnisse wurde ein modulares Formgebungswerkzeug zur flexiblen Herstellung rotationssymmetrischer Hohlbauteile mit variierenden Geometrien und im Wesentlichen fertigen Funktionsflächen entworfen (siehe **Kapitel 6**). Abschließend zeigten weitere Formgebungsversuche, die mit diesem modularen Werkzeug durchgeführt werden konnten, dass sich der betrachtete Thixo-Schmiedeprozess auch zur Verarbeitung schwer zu verarbeitender Metallwerkstoffe mit erhöhten Festigkeiten bzw. Härten sowie zur direkten Weiterverarbeitung von recycelten Metallspänen eignet (siehe **Kapitel 7**).

Mit Blick auf diese aufgeführten Forschungsinhalte bestehen die wesentlichen Zielsetzungen der vorliegenden Arbeit einerseits in der Entwicklung und Umsetzung von Lösungsansätzen, mit welchen die Robustheit des betrachteten Thixo-Schmiedeprozesses erhöht und dessen Prozessführung vereinfacht werden können. Andererseits sollen vor dem Hintergrund der zunehmenden Produktionsanforderungen, die an industriell fertigende Unternehmen gestellt werden, potentielle neue Anwendungsfelder für das Thixo-Schmieden erschlossen werden.

## 2 Stand der Kenntnisse

Die Verfahrensvarianten der Formgebung im teilflüssigen Zustand werden aus technologischer Sicht zwischen den ur- und den umformenden Fertigungsverfahren eingeordnet. Dies liegt darin begründet, dass die eingesetzten metallischen Rohteile in das Zweiphasengebiet zwischen Solidus- und Liquidustemperatur erwärmt und anschließend in diesem Temperaturbereich verarbeitet werden. Die Rohteile weisen dadurch einen teigigen, aber dennoch relativ formstabilen Zustand auf (siehe Abbildung 1) und können in einem einzigen Formgebungsschritt zu komplexen, endkonturnahen Bauteilen geformt werden [Tie93, Ugg00, Kiu02].



**Abbildung 1:** Schneidversuch an einem in den Temperaturbereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie erwärmten zylindrischen Rohteil aus AlSi7Mg0,3 (Flüssigphase ca. 50 %) [IFU10]

Die derartig hergestellten Bauteile besitzen hervorragende Oberflächenqualitäten, nahezu fehlerfreie Materialgefüge und Festigkeitswerte, die annähernd mit denen konventioneller Schmiedeteile vergleichbar sind [Kap00, Kir94, Meß06]. Voraussetzung hierfür ist jedoch die Einstellung einer laminaren, homogenen Materialströmung während des gesamten Formgebungsvorganges bis zur Erstarrung [Fle00, Wol03, Hir09]. Aus diesem Grund werden heute zur Auslegung solcher Formgebungsvorgänge Strömungssimulationen eingesetzt, mit denen das Fließverhalten des teilflüssigen Metallwerkstoffs bereits in der konstruktiven Entwicklungsphase modelliert und vorhergesagt werden kann [Qua96, Atk05, Uns09].

Im Folgenden werden allgemeine prozesstechnische Grundlagen zur Formgebung im teilflüssigen Materialzustand und insbesondere der Verfahrensvariante Thixo-Schmieden gemäß dem aktuellen Stand der Kenntnisse aufgeführt. Anschließend werden einige physikalische Grundlagen wie das rheologische Fließverhalten teilflüssiger Metallegierungen und dessen messtechnische Erfassung erläutert. Hierdurch soll ein besseres Verständnis hinsichtlich der numerischen Modellierung dieses Fließverhaltens und damit einhergehend der Simulation des Formgebungsvorganges erlangt werden. Vervollständigt werden diese Ausführungen durch die Darstellung bestehender Modellierungsansätze zur Beschreibung der temperatur-, scherraten- und zeitabhängigen Viskositätsentwicklung teilflüssiger Metallegierungen und durch eine prinzipielle Charakterisierung der bei der Formgebung auftretenden Materialströme.

Den Abschluss dieses Kapitels bildet der aktuelle Stand der Kenntnisse bezüglich bestehender Recyclingprozesse zur Verarbeitung von Metallspänen sowie konventioneller Fertigungsverfahren zur Herstellung rotationssymmetrischer Hohlbauteile, um die im Rahmen dieser Arbeit betrachteten neuartigen Anwendungsgebiete für das Thixo-Schmieden zu beleuchten.

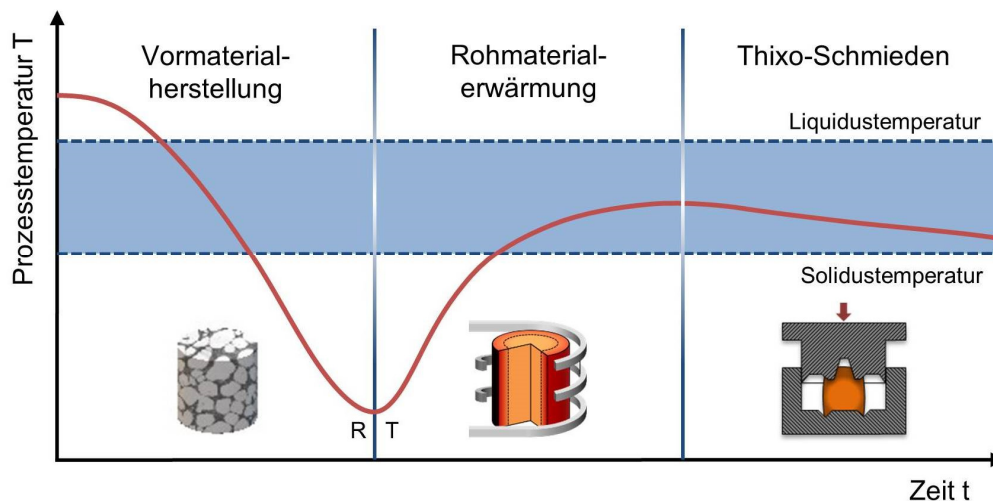
## **2.1 Allgemeine Grundlagen der Formgebung im teilflüssigen Zustand**

Die Entdeckung der thixotropen Eigenschaft metallischer Suspensionen im Temperaturbereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie basiert auf Untersuchungen von Spencer und Flemings an Sn-Pb-Legierungssystemen [Spe72, Fle91] und führte zur Entwicklung der sogenannten Semi-Solid Metal Forming (SSMF) Verfahren. Es handelt sich hierbei um Formgebungsverfahren, bei denen das nicht-newton'sche Verhalten teilflüssiger bzw. teilerstarrender Metalllegierungen gezielt zur Formgebung eingesetzt wird [Tie93]. Genauer gesagt, können derartige Werkstoffe im teilflüssigen Zustand einen temperatur-, scherraten- und auch zeitabhängigen Viskositätsverlauf aufweisen und besitzen dadurch innerhalb definierter Temperaturintervalle hervorragende Fließeigenschaften [Ugg00, Wah01]. Im Gegensatz zum konventionellen Schmiedeprozess können somit in einem einzigen Formgebungsschritt deutlich komplexere Bauteilgeometrien endkonturnah hergestellt und zudem die für die Umformung benötigten Presskräfte minimiert werden. Im Vergleich zu konventionellen Gießverfahren ist es mittels der SSMF-Verfahren aufgrund der geringeren Prozesstemperaturen und der damit einhergehenden höheren Viskosität der teilflüssigen Metallwerkstoffe generell möglich, eine laminare Formfüllung der Werkzeugkavität sicherzustellen [Fle00, CCT09]. Dadurch können zum einen Erstarrungsschrumpfungen reduziert und zum anderen beim Gießen auftretende Bauteilfehler wie Seigerungen, Lufteinschlüsse und Lunker, die aufgrund turbulenter Formfüllungen entstehen können, weitgehend vermieden werden. Somit lassen sich homogenere Materialgefüge einstellen, damit einhergehend höhere Festigkeitswerte erreichen und gleichzeitig qualitativ hochwertigere Bauteiloberflächen erzeugen [Kir94, Hir09, SFB289].

Bisherige anwendungstechnische Forschungsprojekte im Bereich der Formgebung im teilflüssigen Zustand fokussierten in der Vergangenheit unter anderem nachfolgende Themenfelder: Ermittlung und Bewertung von Prozess- und Werkstoffparametern [Cho00, Meu03, Püt06, Jen09], die Werkzeugentwicklung [Har02, Bey06, Ras13] sowie die Prozessautomatisierung [Küt04, Fis05, Meß06]. Darüber hinaus bildeten die Formgebung unterschiedlicher Metalllegierungen im teilflüssigen Zustand zu komplexen Geometrien in endabmessungsnaher Qualität [Kap00, Hal06, Bec10, Ker13] sowie die Herstellung von Hybrid- und Verbundbauteilen [SFB289, Hir09, Uns09, Beh14a, Lie14a, Rie16a] Schwerpunkte weiterer Forschungsaktivitäten.

ten. Nicht zuletzt befasste sich ein Forschungsfeld auch mit der Modellierung rheologischer Fließeigenschaften teilflüssiger Legierungssysteme und der simulativen Darstellung des Formgebungsprozesses [Qua96, Wah01, Kok03, Atk08].

Die SSMF-Verfahren und insbesondere die Verfahrensvariante Thixo-Schmieden, welche im Rahmen der in dieser Arbeit vorgestellten Forschungsarbeiten eingesetzt wurde, lassen sich prinzipiell in die Verfahrensschritte Vormaterialherstellung, Rohmaterialerwärmung und Formgebung bzw. Thixo-Schmieden einteilen (siehe Abbildung 2).



**Abbildung 2:** Prinzipielle Verfahrensschritte des Thixo-Schmiedens unter Berücksichtigung der Prozesstemperaturen nach [Abd02]

Aufgrund der nahezu fehlerfreien Gefügestruktur der hergestellten Bauteile kann zudem eine abschließende Wärmebehandlung erfolgen [Ogr02, Hir09, Ker13]. In den nachfolgenden Unterkapiteln wird der aktuelle Erkenntnisstand in Bezug auf die wesentlichen drei Verfahrensschritte des Thixo-Schmiedeprozesses dargestellt.

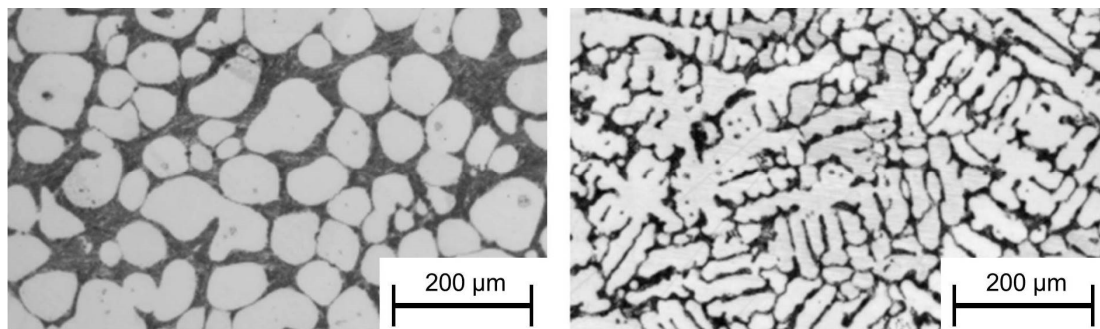
### 2.1.1 Vormaterialherstellung

Für das Thixo-Schmieden werden überwiegend Metalle mit unter- und übereutektischen Legierungszusammensetzungen sowie einem ausgeprägten Schmelzintervall verwendet. Je größer dieser Temperaturbereich ausgeprägt ist, desto genauer lässt sich ein definiertes Fest-/Flüssigphasenverhältnis während der Rohmaterialerwärmung (siehe Kapitel 2.1.2) einstellen. Da reine Metalle und eutektische Legierungen kein solches Schmelzintervall aufweisen, sondern einen definierten Schmelzpunkt besitzen, können derartige Werkstoffe nur äußerst begrenzt für die Formgebung im teilflüssigen Zustand verwendet werden [Cur11, Duy16].

Bei der Erwärmung einer unter- oder übereutektischen Legierung in den teilflüssigen Materialzustand bildet die noch feste Phase ein poröses Skelett, in dessen Zwischenräumen sich der bereits aufgeschmolzene Flüssigphasenanteil einlagert. Die Aufbringung einer Scherbeanspru-

chung auf eine solche teilflüssige Materialstruktur führt zum Aufbrechen des Festphasenskeletts und damit zu einer unmittelbaren Abnahme der Viskosität des Werkstoffes. Aus diesem Grund basieren die Formänderungsmechanismen beim darauffolgenden Formgebungsvorgang überwiegend auf Roll- und Gleitbewegungen der noch festen Gefügebestandteile [Ugg00, Meß06]. Um diese Bewegungsmechanismen auszunutzen und dadurch ein gutes Fließverhalten zu erzielen, wird bei der Vormaterialherstellung die Einstellung eines globularen Materialgefüges angestrebt (siehe Abbildung 3, links) [Hir06, Atk07]. Diesbezüglich wurde in den vergangenen Jahren eine Vielzahl geeigneter Herstellungsverfahren entwickelt, von denen die vier bekanntesten bzw. meist eingesetzten nachfolgend aufgelistet sind [Pan04, Moh13]:

- Elektromagnetisches Rühren [Fle91],
- SIMA-Verfahren (Stress-Induced and Melt-Activated process) [You82],
- Chemische Kornfeinung [Wan94] und
- Sprühkompaktieren [Kir94]



**Abbildung 3:** Globulare Gefügestruktur (links) und dendritische Gefügestruktur (rechts) nach [Hir06] Grundsätzlich ist auch die Formgebung von Metallwerkstoffen mit dendritischen Gefügen (siehe Abbildung 3, rechts) im teilflüssigen Zustand möglich. Bei derartigen Werkstoffen können jedoch die Dendritenarme während des Formgebungsprozesses verhaken und somit die Flüssigphase einschließen. Dadurch weisen Metalle mit dendritischen Gefügestrukturen zwar eine temperatur- und scherratenabhängige Viskositätsabhängigkeit auf, besitzen jedoch in den meisten Fällen keine thixotropen Fließeigenschaften. Vielmehr erfahren solche Metalle häufig einen Viskositätsanstieg während der Formgebung, wodurch eine vollständige Ausfüllung der Werkzeugkavität erschwert wird. Bei der Erwärmung von Metallen mit dendritischen Gefügen in den teilflüssigen Zustand müssen daher meist höhere Flüssigphasenanteile eingestellt werden, als es bei solchen mit globularen Materialstrukturen nötig ist [Kir94, Lei02].

Auch wenn vor allem im Automobilbau und in der Elektroindustrie vermehrt das Thixo-Gießen von Magnesiumlegierungen Anwendung findet, so werden doch überwiegend thixotrope Aluminiumgusslegierungen wie A356 (AlSi7Mg0,3) und A357 (AlSi7Mg0,6) für die Verfahrens-

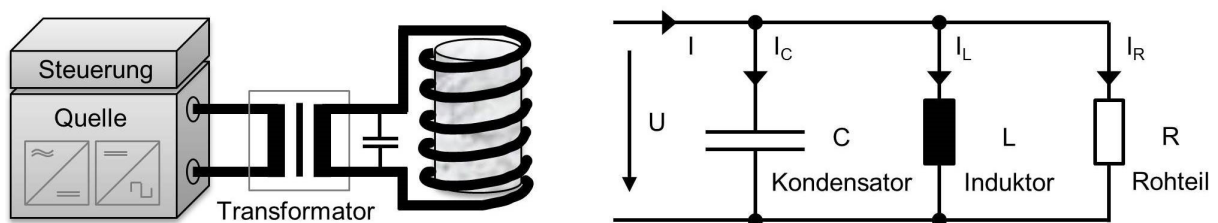


varianten der Formgebung im teilflüssigen Materialzustand eingesetzt [Atk10, Dec16]. Im europäischen Raum zählen die SAG Aluminium Lend GmbH und die Aluminium Rheinfelden GmbH zu den bedeutendsten Herstellern von Halbzeugen aus solchen thixotropen Aluminiumlegierungen [Wöh12, Alu15]. Die Formgebung hochschmelzender Metallwerkstoffe wie Stahl- oder auch Titanlegierungen im teilflüssigen Zustand wurde bereits im Rahmen früherer Forschungsarbeiten behandelt und die prinzipielle Machbarkeit nachgewiesen [Abd02, SFB289, Hal06, Küt12, Ker13, Sey15a]. Aufgrund der sehr geringen Werkzeugstandzeiten, die durch die hohen thermischen und mechanischen Belastungen bedingt sind [Bey06, Hir06, Ras13], ist eine Überführung dieser erlangten Erkenntnisse in industrielle Fertigungsabläufe jedoch bis heute nur für einzelne Nischenprodukte bekannt [Püt07, Bal17].

### 2.1.2 Rohteilerwärmung

Für die Erwärmung von Rohteilen für die Formgebung im teilflüssigen Zustand werden bevorzugt Induktionsanlagen eingesetzt. Diese ermöglichen eine energiesparende und weitgehend homogene Erwärmung des Rohteils auf die erforderlichen Prozesstemperaturen in sehr kurzer Zeit und wirken damit einem unerwünschten Kornwachstum sowie einer übermäßigen Randentkohlung bzw. Oxidation der Werkstückoberfläche entgegen.

In den meisten Fällen kommen sogenannte Schwingkreisanlagen zum Einsatz, in welchen parallel zur Induktionsspule (Induktor) und dem sich darin befindenden Rohteil ein Kondensator geschaltet wird. In Abbildung 4 ist der schematische Aufbau einer solchen Erwärmungsanlage mit Schwingkreistechnik sowie das Prinzipschaubild eines Parallelschwingkreises dargestellt.

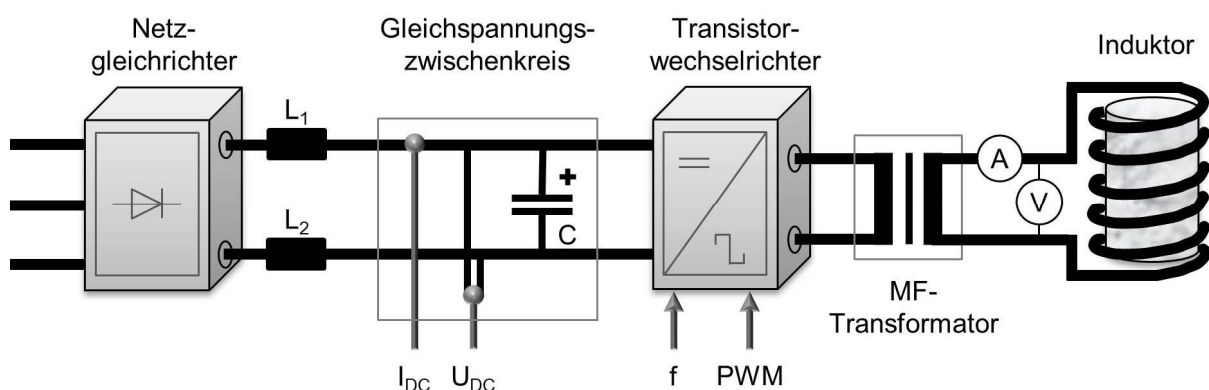


**Abbildung 4:** links: Schematischer Aufbau einer induktiven Erwärmungsanlage mit Schwingkreistechnik nach [CCT05]; rechts: Darstellung eines Parallelschwingkreises nach [Zok12]

Die Erwärmung des Rohteils erfolgt nur über den Wirkstrom  $I_R$ . Der Induktorblindstrom  $I_L$  ist für den Aufbau des dabei erforderlichen magnetischen Wechselfeldes nötig, führt jedoch nicht direkt zur Wärmeeinbringung in das Rohteil. Dieser Induktorblindstrom  $I_L$  ist um ein Vielfaches größer als der Wirkstrom  $I_R$  und würde ohne den parallel geschalteten Kondensatorstrom  $I_C$  zu einer mehrfachen Überdimensionierung der speisenden Energiequelle führen. Durch den zugeschalteten Kondensator entsteht der sogenannte Schwingkreis mit dem Induk-

tor, sodass dessen Blindleistung nicht mehr zwingend über diese speisende Energiequelle erzeugt werden muss. Die beiden Blindströme  $I_C$  und  $I_L$  sind in ihrer Phase um  $180^\circ$  zueinander verschoben und können sich bei einer bestimmten Frequenz kompensieren. Dabei ist zu beachten, dass sich der Kondensatorblindstrom  $I_C$  bei steigender Frequenz erhöht, während sich der Induktorblindstrom  $I_L$  verringert. Damit die Energiequelle nur noch den Wirkstrom  $I = I_R$  liefern muss, ist es also nötig, die Frequenz derart einzustellen, dass die Beträge beider Blindströme gleich groß sind. Jene Frequenz, bei der dies der Fall ist, wird als Resonanzfrequenz bezeichnet. Da sich diese Resonanzfrequenz jedoch mit jeder neuen Rohteil- und Spulenabmessung sowie in Abhängigkeit von der Rohteiltemperatur ändert, muss diese Änderung detektiert und dementsprechend eine Anpassung erfolgen. Diese Anpassung ist nur durch Auswechseln bzw. Umschalten von Kondensatoren möglich und erfordert darüber hinaus eine aufwändige Steuerung von Strom- und Spannungsgrößen [Zok12].

Der Betrieb der Induktorspulen ist in induktiven Erwärmungsanlagen technisch auch mittels einer eingepprägten Frequenz und somit ohne Schwingkreislaufbau möglich. Hierfür sind leistungsstarke Halbleiterbauelemente erforderlich, die ein präzises elektrotechnisches Schalten großer Ströme ermöglichen. Solche Halbleiterbauelemente zählen heute zum Stand der Technik. Die Blindleistungskompensation, die auch bei derartigen Anlagen nötig ist, wird in einem Zwischenkreis ausgeführt. Dabei muss immer noch die Kapazität des Kondensators dieses Zwischenkreises an die Blindleistung angepasst werden, eine Anpassung an eine bestimmte Resonanzfrequenz ist aber nicht mehr erforderlich. Solche Anlagentypen können daher in einem großen Frequenzbereich zwangsbetrieben werden und weisen somit eine deutlich höhere Flexibilität als die in der Industrie weit verbreiteten Schwingkreisanlagen auf. Die Signalform der anregenden Wechselspannung weist bei Anlagen ohne Schwingkreistechnik im einfachsten Fall einen in Frequenz- und Pulsweitenverhältnis parametrierbaren Rechteckverlauf auf. Abbildung 5 zeigt den schematischen Aufbau dieser Anlagentypen [CCT05, Bor05].

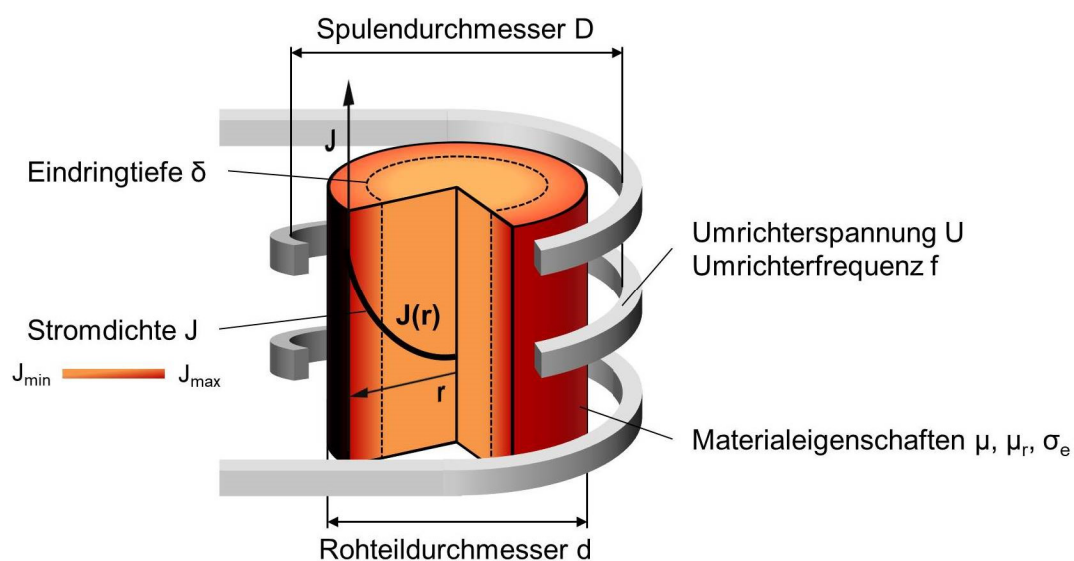


**Abbildung 5:** Schematischer Aufbau einer induktiven Erwärmungsanlage ohne Schwingkreistechnik nach [Bau00, Bor05, Meß06]

Die induktive Erwärmung von elektrisch leitfähigen Materialien beruht auf Effekten, die aus der Elektrodynamik bekannt sind. An eine Induktorspule wird eine Wechselspannung angelegt, die in ihr einen Wechselstrom und damit ein elektromagnetisches Wechselfeld hervorruft. Durch das Einbringen des zu erwärmenden Rohteils bzw. Halbzeugs in die Induktionsspule tritt eine Deformation dieses sich im Spulenninneren und –äußeren einstellenden elektromagnetischen Wechselfeldes auf, welche von der Werkstückform und seinen Materialeigenschaften abhängig ist. Durch das elektromagnetische Wechselfeld finden Ladungsverschiebungen statt, die vom Inneren des Rohteils zu dessen Oberfläche verlaufen. Dadurch bilden sich inhomogene Wirbelströme im Rohteil aus, welche das Werkstückvolumen in dessen Randbereich erwärmen [Bau00, Doe10]. Dieses Phänomen ist als Skin-Effekt bekannt und wird mittels Gleichung (1) beschrieben:

$$\delta(T) = \sqrt{\frac{1}{\pi \cdot f \cdot \mu \cdot \mu_r(T) \cdot \sigma_e(T)}} \quad (1)$$

Durch den Skin-Effekt ist die Eindringtiefe der Wirbelströme und damit die Eindringtiefe  $\delta$  der aktiven Erwärmung in den Randbereich des Rohteils sowohl von den Materialeigenschaften Permeabilität  $\mu$ ,  $\mu_r$  und elektrische Leitfähigkeit  $\sigma_e$  als auch von der Frequenz  $f$  des erregenden elektromagnetischen Wechselfeldes abhängig. Je höher die Frequenz des Feldes, desto geringer ist die Eindringtiefe des stromdurchsetzten Rohteilbereichs. Die Erwärmung des Rohteilkerns muss daher durch Wärmediffusion erfolgen, die wiederum von der Wärmeleitfähigkeit des Materials abhängig ist [Cre97]. In Abbildung 6 ist die Stromeindringtiefe  $\delta$  bzw. die Stromdichteverteilung  $J(r)$  in einem induktiv erwärmten Rohteil grafisch dargestellt.



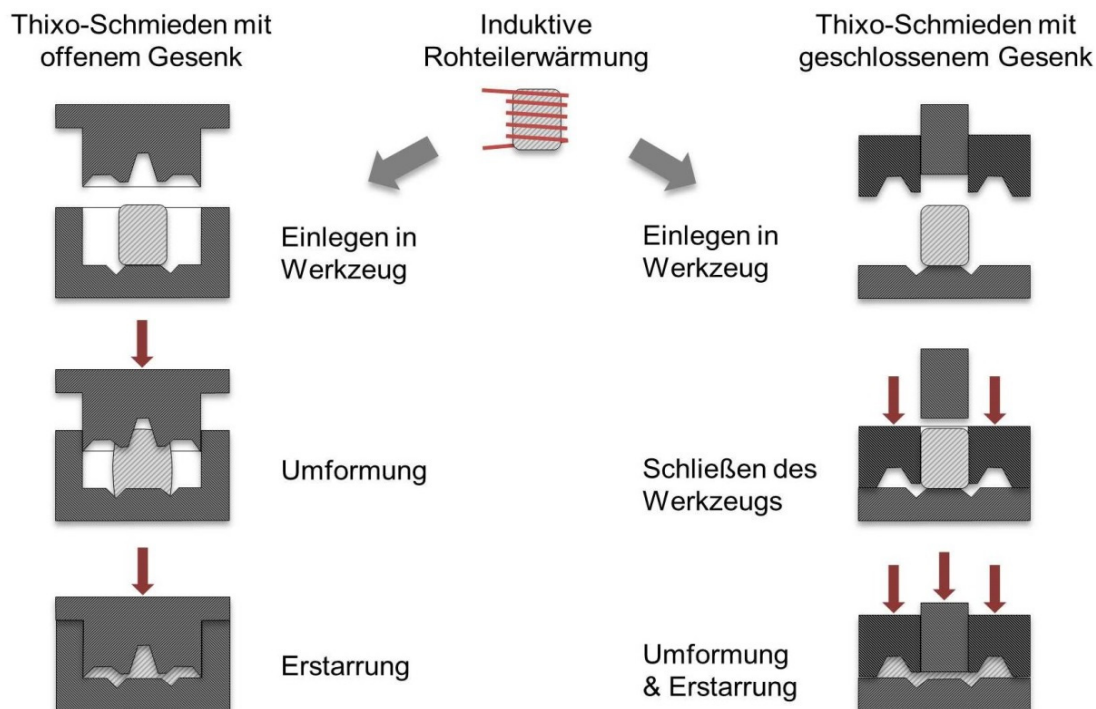
**Abbildung 6:** Darstellung der physikalischen Einflussgrößen auf die Stromeindringtiefe bzw. die Stromdichteverteilung bei der induktiven Erwärmung nach [Ben90]

Der sich einstellende radiale Temperaturgradient zwischen Außen- und Innenbereich des zylinderförmigen Rohteils muss spätestens bei Erreichen der Prozesstemperatur innerhalb vorgegebener Toleranzgrenzen liegen und darf ein definiertes Temperaturfenster nicht über- bzw. unterschreiten. Der Erwärmungsvorgang wird daher üblicherweise mit einer schnellen Anfangserwärmung (Erwärmungsphase) mit hoher Leistung begonnen. Nach dem Überschreiten der Soliduslinie folgt eine Ausgleichsphase (Homogenisierungsphase) mit reduzierter Leistung, um ein gleichmäßiges Aufschmelzen der Legierung bis in den erwünschten Zielzustand zu erreichen. Die dabei benötigten Anlagenparameter und Zeitdauern für die einzelnen Phasen müssen für unterschiedliche Legierungen und Rohteilgeometrien empirisch ermittelt werden [Bau00, Bor05].

In diesem Zusammenhang haben zurückliegende Forschungsarbeiten gezeigt, dass die innerhalb der bolzenförmigen, metallischen Rohmaterialien eingestellte Temperaturverteilung die Bauteilqualitäten, welche durch SSMF-Verfahren und insbesondere durch Thixo-Schmieden erzielt werden können, unmittelbar beeinflussen. Dies bezieht sich nicht nur auf die Erzeugung einer homogenen, möglichst feinkörnigen Gefügestruktur ohne Fehlstellen, sondern auch auf die erzielbaren mechanischen Eigenschaften und Oberflächenqualitäten der geschmiedeten Bauteile. Aus diesem Grund befassten sich die Forschungsaktivitäten auf diesem Gebiet mit der Entwicklung robuster Erwärmungskonzepte, die sowohl zur Einstellung einer homogenen Temperaturverteilung und eines definierten Fest-/Flüssigphasenverhältnisses innerhalb der Rohteile als auch zu einer möglichst kurzen Erwärmungsdauer führen sollten [Sie00, Abd02, Cha04, Küt12]. Die hierbei entwickelten und untersuchten Konzepte konnten allerdings häufig keine ausreichende Prozesssicherheit gewährleisten, da das einzustellende Fest-/Flüssigphasenverhältnis nicht nur von den Erwärmungsparametern selbst, sondern unter anderem auch von den Streuungen der chemischen Zusammensetzung der Vormaterialchargen abhängig ist.

### **2.1.3 Formgebungsprozess**

Beim Thixo-Schmieden werden metallische Rohteile auf eine definierte Temperatur im Bereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie erwärmt und anschließend umgeformt. In Abhängigkeit von der Komplexität des herzustellenden Bauteils beträgt der dabei eingestellte Flüssigphasenanteil innerhalb des erwärmten Werkstücks zwischen 30 % und 50 % [Atk10]. Wie in der nachfolgenden Abbildung 7 dargestellt, kann der Thixo-Schmiedeprozess ähnlich dem gratlosen Schmieden im offenen Gesenk oder wie beim Querfließpressen im geschlossenen Gesenk erfolgen [Meß06].

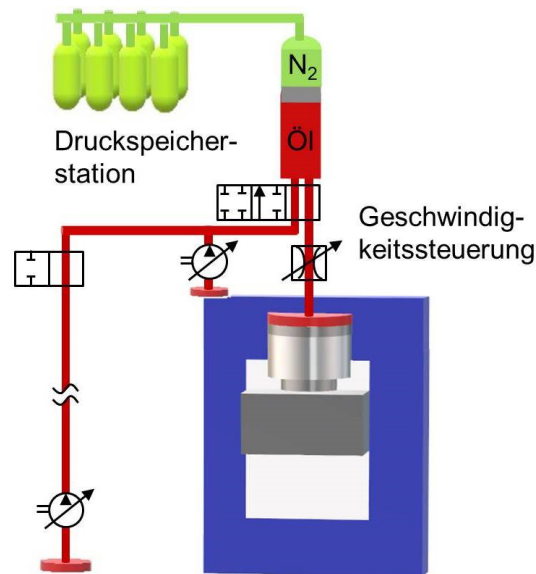


**Abbildung 7:** Schematische Darstellung des Thixo-Schmiedens mit offenem und mit geschlossenem Gesenk nach [Meß06]

Beim Thixo-Schmieden im offenen Gesenk wird das erwärmte Rohteil in die untere Formhälfte eingelegt und durch das Schließen des Werkzeugs umgeformt. Vor dem Auftreffen des Obergesenks auf das Rohteil muss die Kavität so weit geschlossen sein, dass ein mögliches Herausspritzen des Werkstoffes aus dem Gesenk verhindert wird. Nach dem vollständigen Ausfüllen der Kavität muss während der Erstarrung des Werkstoffes ein Haltedruck aufgebracht werden, um die Bildung von Lunkern zu vermeiden und somit eine gute Bauteilqualität zu gewährleisten [Meß06, Hir09].

Beim Thixo-Schmieden im geschlossenen Gesenk wird das erwärmte Rohteil ebenfalls in die geöffnete untere Werkzeughälfte eingelegt. Vor Beginn des Formgebungsprozesses wird jedoch die auszufüllende Kavität mithilfe einer Schließvorrichtung erzeugt und das Rohteil anschließend mittels eines Stempels in den entstandenen Formhohlraum eingepresst. Abschließend wird auch bei dieser Verfahrensvariante der Erstarrungsdruck aufgebracht [Meß06].

Bei beiden Thixo-Schmiedevarianten werden die noch formstabilen, in den teilflüssigen Materialzustand erwärmten Rohteile zunächst in das vorgeheizte, geöffnete Formgebungswerkzeug eingelegt und anschließend mit einer auf das herzustellende Bauteil angepassten Stößelgeschwindigkeit geformt. Aus diesem Grund werden für das Thixo-Schmieden üblicherweise hydraulische Hochgeschwindigkeitspressen eingesetzt, welche die Einstellung eines definierten Stößelgeschwindigkeitsverlaufs über dem gesamten Stößelhub erlauben. In Abbildung 8 ist das Hydraulikschema einer solchen Presse grafisch dargestellt [Fri97, Meß06].



**Abbildung 8:** Hydraulikschema einer Hochgeschwindigkeitspresse für das Thixo-Schmieden nach [Fri97, Meß06]

Durch die Geschwindigkeitssteuerung ist es möglich, die Werkzeughälften während des Schließvorganges möglichst schnell abzusenken, um eine zu rasche Abkühlung des Rohteiles unter die notwendige Prozesstemperatur zu vermeiden. Hierfür werden Schließgeschwindigkeiten des Werkzeugs von bis zu 800 mm/s verwendet. Am Ende dieses Schließvorganges erfolgt ein langsames Aufsetzen des Werkzeugoberteils auf das Rohteil, um ein Auseinanderspritzen des teilflüssigen Metallwerkstoffs zu vermeiden. Während der darauffolgenden Formgebung des Rohteils muss das Geschwindigkeitsprofil des Stößels derart eingestellt werden, dass die Fließgeschwindigkeit des Werkstoffs hoch genug ist, um ein frühzeitiges Erstarren vor Vollendung des Formgebungsvorganges zu vermeiden. Des Weiteren muss die Stößelgeschwindigkeit niedrig genug sein, um einen laminaren und homogenen Materialfluss zu gewährleisten und somit Lufteinschlüsse während der Formfüllung weitestgehend zu verhindern. Diesbezüglich gilt es zu beachten, dass starke Querschnittsänderungen in der Bauteilgeometrie eine Veränderung der Fließgeschwindigkeit bedingen und die Stößelgeschwindigkeit entsprechend angepasst werden muss. Nach dem Füllvorgang muss das Werkstück unter Druck vollständig erstarren, um Hohlräume, die sich unter Umständen während der Formgebung oder aufgrund der Erstarrungsschrumpfung bilden können, mit Restschmelze aufzufüllen und somit Bauteilfehler wie Lunker oder Poren im Schmiedeteil zu vermeiden. Der aufgebrauchte Werkzeuginnendruck sollte mindestens 1.000 bar betragen und steht in direktem Zusammenhang mit der erzielbaren Bauteilqualität [Bau00, Cho00, Lei02, SFB289, Lie15].

Durch die Einhaltung der optimalen Prozessparameter wie Rohteil- und Werkzeugtemperatur sowie Stößelgeschwindigkeit und Werkzeuginnendruck ist es mittels des Thixo-Schmiedens

nachweislich möglich, qualitativ hochwertige, komplex geformte Bauteile endkonturnah herzustellen [Kir94, CCT09, SFB289]. Bei einer unzureichenden Einstellung dieser Prozessparameter können jedoch unterschiedliche Bauteildefekte auftreten [Neu01, Has03, Atk05, Hir09, Tew15]. Im Folgenden werden solche Bauteildefekte sowie die entsprechenden prozesstechnischen Ursachen, soweit heute im Stand der Technik bekannt, beschrieben.

Die Dichte von Aluminiumlegierungen ist im festen Zustand höher als im flüssigen, sodass das Volumen der flüssigen Phasenanteile während des Erstarrungsprozesses abnimmt. Diese Erstarrungskontraktion kann zu Lunkerbildungen auf Mikro- und Makroebene in thixo-geschmiedeten Bauteilen führen. Durch das Aufbringen des Haltedrucks nach dem Formgebungsvorgang wird versucht, solche Fehlstellen durch noch flüssige Gefügeanteile auszufüllen und somit die Porosität des Bauteils zu reduzieren [Lei02, Wol03, Meß06, Tew15].

Des Weiteren können sich Luft einschließen auch in Form von Gasporen durch das Auftreten einer turbulenten bzw. instabilen Materialströmung während der Formfüllung bilden. Solche Strömungen treten häufig bei hohen Flüssigphasenanteilen in Verbindung mit hohen Fließgeschwindigkeiten auf, wie es z. B. beim Thixo-Gießen der Fall sein kann [CCT09]. Hierbei wird zwischen innerer und äußerer Turbulenz unterschieden. Innere Turbulenzen beschreiben Strömungen, die nicht im direkten Kontakt mit Luft stehen und somit keine Einschlüsse verursachen. Äußere Turbulenzen treten an der Oberfläche des teilflüssigen Metallwerkstoffes auf und bewirken ein Aufreißen der Fließfront. Eine solche instabile Fließfront führt dann zu Luft einschließen im erstarrten Werkstück [Tew15]. Die durch die entstehende Porosität bedingte Schwächung des Bauteils ist jedoch nur untergeordnet der entstehenden Querschnittsverringering zuzuschreiben. Einen größeren Einfluss weisen die in den porösen Bereichen auftretenden mehrachsigen Spannungszustände auf, da diese zu einer frühzeitigen Erschöpfung des Formänderungsvermögens führen [Has03].

Durch instabiles Fließverhalten können darüber hinaus Trennmittel und Verunreinigungen aus der Werkzeugkavität oder Oxidschichten, die während der Aufheizphase an freien Rohteiloberflächen entstehen, in das Bauteilvolumen gelangen. Derartige Einschlüsse haben ebenfalls Qualitätseinbußen zur Folge, da diese keine Bindung zum umliegenden Metallwerkstoff eingehen und zu inhomogenen Materialgefügen führen [Has03, Wol03].

Des Weiteren kann eine zu rasche Abkühlung des Werkstoffs zu einer unvollständigen Formfüllung oder zu Phasentrennungen innerhalb des Bauteilvolumens führen. Werden frühzeitig erstarrte Bauteilbereiche während des Formgebungsvorgangs von flüssiger Phase umflossen, entsteht ein sogenannter „Kaltlauf“. Dieser kann eine Trennstelle bzw. -ebene, ähnlich einer

Falte, innerhalb des Werkstücks darstellen und dementsprechend zu einer verringerten Bauteilfestigkeit führen [Shi11]. Auf der Außenseite des Werkstücks sichtbare Fließlinien sind ebenfalls durch eine frühzeitige Erstarrung bedingt, weisen aber nur eine geringe Eindringtiefe auf und wirken sich daher zwar auf die Oberflächenqualität, aber nur gering auf die mechanischen Bauteileigenschaften aus [Tew15].

Weiterhin führen zu niedrige Prozesstemperaturen zu einer stärkeren Ausprägung des Festphasenskeletts innerhalb des teilflüssigen Werkstoffs, sodass dieses durch die bei der Formgebung einwirkende Belastung nicht aufgebrochen werden kann. Das Material ist dadurch nicht hinreichend fließfähig und weist kein strukturviskoses bzw. thixotropes Verhalten auf. Vielmehr erfolgt eine elasto-plastische Verformung, bei der der Abstand zwischen den noch festen Körnern verringert und somit die flüssige Phase ausgepresst wird [Hir09]. Diese Phasentrennung wird auch als „Schwammefekt“ bezeichnet und bewirkt eine Verschlechterung der Werkstoffeigenschaften. Verstärkt wird dieser Schwammefekt durch inhomogene Temperaturverteilungen im erwärmten Rohteil und durch zu niedrige Prozessgeschwindigkeiten [Neu01, Uns09].

## **2.2 Rheologie und Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe**

SSMF-Verfahren nutzen, wie bereits in Kapitel 2.1 beschrieben, die hervorragenden Fließeigenschaften teilflüssiger Metalllegierungen zur Herstellung komplex geformter, endkonturnaher Bauteile mit Festigkeitswerten, die annähernd mit denen konventioneller Schmiedeteile vergleichbar sind [Kir94, Hir09, Atk10]. Zur numerischen Modellierung der bei diesen Verfahren auftretenden Formfüllungen müssen die Fließeigenschaften mittels rheologischer Untersuchungen erfasst und anschließend mithilfe mathematischer Viskositätsmodelle möglichst präzise beschrieben werden. Anschließend werden diese Modelle in Computational Fluid Dynamics (CFD)-Softwareprogramme, welche üblicherweise zur Durchführung von Strömungssimulationen eingesetzt werden, implementiert. Mithilfe von CFD-Simulationen können der Materialfluss bzw. Volumenströme und Fließfronten, die sich in der Kavität von Formgebungswerkzeugen ausbilden, bereits vor der Werkzeugfertigung betrachtet und diese gegebenenfalls frühzeitig optimiert werden. Dadurch werden nachträgliche Korrekturen des Stoffflusses und damit verbundene Nachbearbeitungen am Werkzeug vermieden und damit einhergehend Kosten und Entwicklungszeiten für Bauteile und Prozesse dieser Art reduziert.

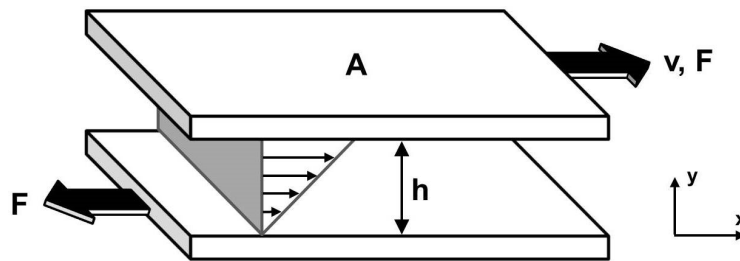
Im Folgenden wird das rheologische Verhalten teilflüssiger Metalllegierungen sowie dessen messtechnische Erfassung mittels Rheometern erläutert. Anschließend werden einige bestehende Ansätze zur numerischen Modellierung dieses Fließverhaltens, das vor allem durch die temperatur- und scherratenabhängige Viskositätsentwicklung im Temperaturbereich zwischen



Solidus- und Liquiduslinie des betrachteten Werkstoffes bestimmt wird, dargestellt. Abschließend werden die Strömungsarten, die während der Formgebung teilflüssiger Metallwerkstoffe auftreten können, und bestehende Lösungsansätze zu deren simulativen Darstellung behandelt.

### 2.2.1 Rheologische Grundlagen zum Fließverhalten teilflüssiger Metallwerkstoffe

Rheologie ist die Lehre bzw. die Wissenschaft, die sich mit dem Verformungs- und dem Fließverhalten von Substanzen befasst. Sie umfasst sowohl das Deformationsverhalten von Festkörpern als auch das Fließverhalten flüssiger Materialien [Mez12]. In diesem Zusammenhang vermutete bereits Isaac Newton in seiner *Philosophiae Naturalis Principia Mathematica* (1687), dass der Widerstand von Flüssigkeiten, der auf einem Mangel an Gleitfähigkeit innerhalb derselben beruht, proportional zu jener Geschwindigkeit ist, mit der die Flüssigkeitsteilchen voneinander getrennt werden. Dieser Widerstand in Flüssigkeiten wird als dynamische Viskosität  $\eta$  bezeichnet und kann mittels Abbildung 9 dargestellt werden [Bar89].



**Abbildung 9:** Modellvorstellung der dynamischen Viskosität nach Isaac Newton nach [Bar89]

In der Charakterisierung der Viskosität nach der Hypothese von Newton wird die obere zweier Platten, die beide die Fläche  $A$  besitzen, mit der Kraft  $F$  und der Geschwindigkeit  $v$  bewegt. Die lokalen Geschwindigkeiten innerhalb der zwischenliegenden, gescherten Flüssigkeit steigen dabei proportional zum Abstand zu der unteren Platte. Die Proportionalitätskonstante wird als dynamische Viskosität  $\eta$  bezeichnet und gemäß Gleichung (2) berechnet [Jen09].

$$\eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} \quad (2)$$

Die Scherspannung  $\tau$ , die auch als Tangentialspannung oder Schubspannung bezeichnet wird, ist dabei als übertragene Scherkraft  $F$  pro Fläche  $A$  definiert.

$$\tau = \frac{F}{A} \quad (3)$$

Die Scherrate  $\dot{\gamma}$  beschreibt die räumliche Veränderung der Fließgeschwindigkeit  $v$ . Sie wird als das Verhältnis der Geschwindigkeitsdifferenz  $\Delta v$  zweier aneinander vorbeifließender Schichten zu deren Abstand  $\Delta h$  senkrecht zur Strömungsrichtung definiert [Geh98].

$$\dot{\gamma} = \frac{\Delta v}{\Delta h} \quad (4)$$

Wird die dynamische Viskosität  $\eta$  auf die Dichte  $\rho$  des betrachteten Fluids bezogen, ergibt sich daraus die kinematische Viskosität  $\nu$ :

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad (5)$$

Diese kinematische Viskosität  $\nu$  wird insbesondere zur Beschreibung des Strömungsverhaltens gasförmiger Stoffe eingesetzt, ist aber auch bei der Beschreibung des Fließverhaltens von Flüssigkeiten unter hohen, variierenden Drücken ein wichtiger Kennwert. Hierbei sollte jedoch beachtet werden, dass die kinematische Viskosität von Gasen aufgrund deren sehr viel geringeren Dichte wesentlich größer ist als die von viskoserer Flüssigkeiten [Sig14].

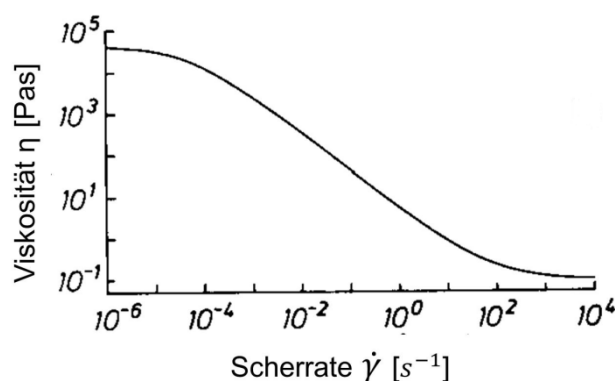
Für ein besseres Verständnis hinsichtlich der dynamischen Viskosität bzw. der Fließeigenschaften teilflüssiger Metalle werden in Tabelle 1 die bei SSMF-Verfahren auftretenden Viskositätswerte mit denen bekannter Flüssigkeiten verglichen. Dieser Vergleich zeigt den weiten Viskositätsbereich, in dem sich teilflüssige Metalle aufgrund deren Temperatur-, Zeit- und Scherratenabhängigkeit bewegen. Zur Einordnung der Scherbelastungen, die dabei auf die teilflüssigen Metallwerkstoffe wirken, sind zudem die während SSMF-Verfahren auftretenden Scherraten gemeinsam mit denen bekannter Prozesse aufgelistet [Fle91, Meß06].

**Tabelle 1:** links: Liste typischer Viskositätswerte bekannter Fluide und der von teilflüssigen Metallen; rechts: Liste bekannter Prozesse hinsichtlich der auftretenden Scherraten und Einordnung der SSMF-Verfahren nach [Fle91]

Dynamische Viskosität [Pas]	$10^6$	Arbeitsbereich der Glasbearbeitung	teilflüssige Metalle, Festphasenanteil $f_s = 0,4$	0,001 s <sup>-1</sup> ↑  ↓ 200 s <sup>-1</sup>	Scherrate [s <sup>-1</sup> ]	$10^6$	Motorschmierung	SSMF-Verfahren
	$10^5$					$10^5$		
	$10^4$					$10^4$	Druckguss	
	$10^3$	Sirup				$10^3$		
	$10^2$	Zahncreme, bei $\dot{\gamma} = 5 \text{ s}^{-1}$				$10^2$	Fließpressen, Schwerkraftguss	
	$10^1$	Honig				$10^1$	Mechanisches Rühren	
	$10^0$	Glycerin				$10^0$		
	$10^{-1}$	Olivenöl				$10^{-1}$	Isothermes Umformen	
	$10^{-2}$	Fahrradöl				$10^{-2}$		
	$10^{-3}$	Wasser, flüssiges Metall				$10^{-3}$	Superplastisches Umformen	

Entsprechend der zuvor beschriebenen Hypothese weisen sogenannte newton'sche Fluide bei konstanter Temperatur und konstantem Druck auch eine konstante Viskosität auf. Wird auf derartige Flüssigkeiten eine Scherbelastung aufgebracht, zeigt sich demnach ein linearer Zusammenhang zwischen der Scherspannung  $\tau$  und der Scherrate  $\dot{\gamma}$ , unabhängig von der Dauer der Belastung. Zu den bekanntesten newton'schen Fluiden zählen Wasser mit einer konstanten dynamischen Viskosität  $\eta$  von 0,001 Pas und Glycerin mit  $\eta = 1$  Pas [Bar89, Mez12].

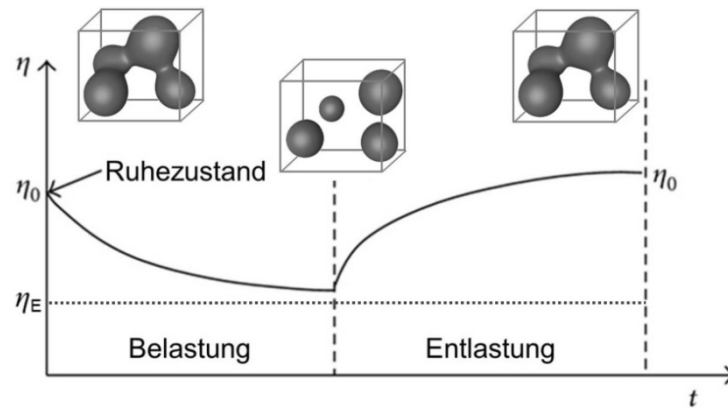
Im Gegensatz dazu zählen teilflüssige Metalllegierungen zu den nicht-newton'schen Substanzen, da sie bei ansteigenden Scherraten kleiner werdende Viskositätswerte aufweisen. Hierbei handelt es sich um ein zeitunabhängiges, nicht-lineares Fließverhalten, welches als „strukturviskos“ bezeichnet wird. Der scherratenabhängige Viskositätsverlauf solcher strukturviskosen Substanzen ist in Abbildung 10 zu sehen. Das dargestellte Diagramm zeigt, dass die Viskositätskurve sowohl bei sehr geringen als auch bei sehr hohen Scherraten nahezu horizontal verläuft, weshalb hierbei auch von den „newton'schen Bereichen“ gesprochen wird. Die Werte, die sich in diesen Bereichen einstellen, werden als „Null-Viskosität“ bzw. als „Unendlich-Viskosität“ bezeichnet. Zwischen den beiden newton'schen Bereichen ist das scherverdünnende Fließverhalten strukturviskoser Substanzen zu erkennen [Bar89, Jen09].



**Abbildung 10:** Darstellung des scherratenabhängigen Verhaltens strukturviskoser Substanzen anhand des Verlaufs der Viskosität in Abhängigkeit von der Scherrate nach [Bar89]

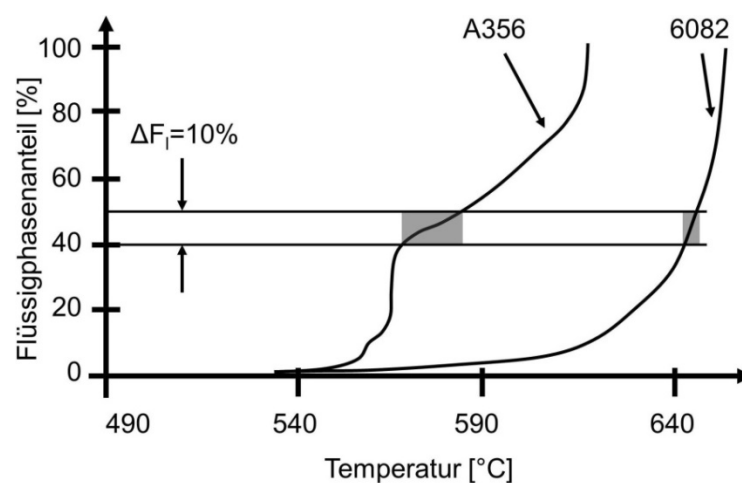
Teilflüssige Metalllegierungen mit globularen Gefügestrukturen können zusätzlich zum zeitunabhängigen strukturviskosen Viskositätsverlauf ein zeitabhängiges thixotropes Werkstoffverhalten aufweisen. Dieses thixotrope Verhalten beruht auf dem Aufbrechen der Materialstruktur sowie den Roll- bzw. Gleitbewegungen der globularen, noch festen Gefügebestandteile, welche durch eine konstante Scherung hervorgerufen wird und zu einer Abnahme des Fließwiderstandes bzw. der Viskosität führt. Der Viskositätsverlauf ist dabei sowohl von der Höhe als auch von der Dauer der konstanten Scherbelastung abhängig. Der sich nach hinreichend langer Zeit unter einer konstanten Scherbelastung einstellende Viskositätswert wird als Gleichgewichts- oder Steady-State-Viskosität  $\eta_E$  bezeichnet. Bei der Entlastung des Werkstoffes erfolgt der voll-

ständige Wiederaufbau der Gefügestruktur, wodurch auch die Viskosität wieder auf den ursprünglichen Wert ansteigt [Atk05, Kiu02, Hir09]. Das beschriebene thixotrope Werkstoffverhalten ist schematisch in Abbildung 11 dargestellt.



**Abbildung 11:** Schematische Darstellung des thixotropen Werkstoffverhaltens nach [Hir09]

Da metallische Werkstoffe die beschriebenen strukturviskosen und teilweise thixotropen Fließigenschaften nur in ihrem teilflüssigen Materialzustand aufweisen, ist deren Viskosität in besonderem Maße von der Temperatur abhängig. Dabei liegt es nahe, dass sich vor allem solche Metallwerkstoffe für das hier betrachtete Formgebungsverfahren eignen, die ein möglichst großes Temperaturintervall zwischen Solidus- und Liquiduslinie und damit ein ausgeprägtes Zweiphasengebiet aufweisen. Neben einem solchen ausgeprägten Zweiphasengebiet ist zudem die Sensitivität des Fest-/Flüssigphasenverhältnisses in Abhängigkeit von der Temperatur von entscheidender Bedeutung für das Fließverhalten der zu formenden Werkstoffe. In diesem Zusammenhang sind in Abbildung 12 exemplarisch die Flüssigphasenverläufe der Aluminiumlegierungen AlSi7Mg0,3 (A356) und AlMgSi1 (EN AW 6082) über der Werkstofftemperatur dargestellt [Cre96].



**Abbildung 12:** Flüssigphasenverläufe der Legierungen AlSi7Mg0,3 (A356) und AlMgSi1 (EN AW 6082) über der Temperatur nach [Cre96]

Für die Formgebung der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) im teilflüssigen Zustand werden bei der Rohteilerwärmung üblicherweise Flüssigphasenanteile von 40 % bis 50% im Rohteil eingestellt. In diesem Temperaturbereich weist die betrachtete Legierung einen flachen Anstieg des Flüssigphasenanteils auf, wodurch eine geringe Temperaturänderung innerhalb dieses Bereiches nur eine relativ kleine Änderung des Flüssigphasenanteils bedingt. Im Gegensatz dazu zeigt die Aluminiumknetlegierung AlMgSi1 (EN AW 6082) zwischen Flüssigphasenanteilen von 40 % bis 50 % einen wesentlich steileren Verlauf über der Temperatur und damit ein deutlich kleineres Prozessfenster. Somit kann bereits eine geringe Abweichung von der prozessspezifischen Rohteiltemperatur zu einer signifikanten Änderung des Fest-/Flüssigphasenverhältnisses und in Abhängigkeit davon zu einem veränderten Fließ- bzw. Erstarrungsverhalten des Werkstoffes führen [Wit99, Uns09].

Der Verlauf des Flüssig- bzw. Festphasenanteils während der Erstarrung eines solchen binären Legierungssystems kann unter anderem mittels der sogenannten Scheil-Gleichung (6) berechnet werden [Sch42, Sah13]. Genauer gesagt, ist es mithilfe dieser Gleichung möglich, den Festphasenanteil  $f_s$  einer definierten Werkstoffzusammensetzung für Temperaturen zwischen der Solidus- und der Liquiduslinie zu bestimmen. Voraussetzung hierfür ist die Annahme einer unendlich schnell ablaufenden Diffusion im Flüssigen und somit einer ideal durchmischten Schmelze. Weiterhin wird davon ausgegangen, dass Diffusionsvorgänge im Festen vernachlässigbar gering sind, sodass ein thermodynamisches Gleichgewicht an den Grenzen zwischen Fest- und Flüssigphasenanteilen vorliegt [Qua96, Neu01, Bal04].

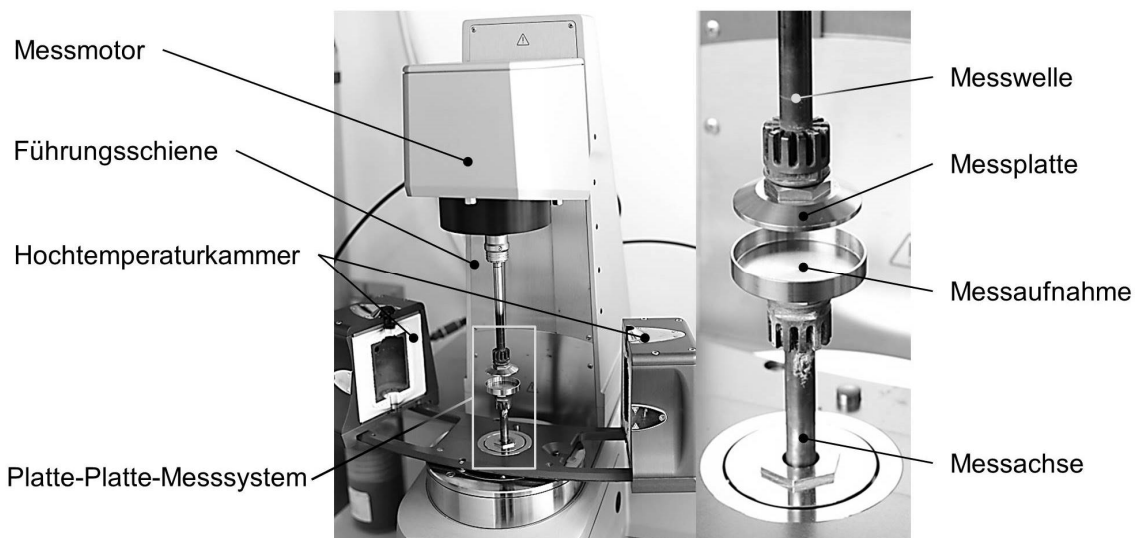
$$f_s(T) = 1 - \left(\frac{c_l}{c_0}\right)^{\frac{1}{k-1}} = 1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_L}\right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (6)$$

Setzt man die beschriebenen Annahmen voraus, kann mit der Scheil-Gleichung (6) der Festphasenanteil  $f_s$  in einer teilflüssigen, binären Metalllegierung zu einer bestimmten Temperatur  $T$  berechnet werden. Dies kann, wie in Gleichung (6) dargestellt, über die Konzentration der Flüssigphase  $c_l$  bei dieser Temperatur  $T$  und die Anfangskonzentration  $c_0$  des betrachteten Legierungssystems erfolgen. Der Verteilungskoeffizient  $k$  gibt dabei das Verhältnis der Liquiduskonzentration zu der Legierungskonzentration im vollständig erstarrten Zustand wieder. Eine weitere Berechnungsmöglichkeit, die aus Gleichung (6) hervorgeht, ergibt sich durch das Einsetzen der detektierten Schmelztemperaturen des reinen Metallwerkstoffes bzw. des Hauptlegierungselementes  $T_F$  sowie des gesamten Legierungssystems  $T_L$  [Qua96, Fle91, Neu01, Jen09].

## 2.2.2 Ermittlung der temperatur- und scherratenabhängigen Viskositätsevolution teilflüssiger Metallwerkstoffe mit Rotationsrheometern

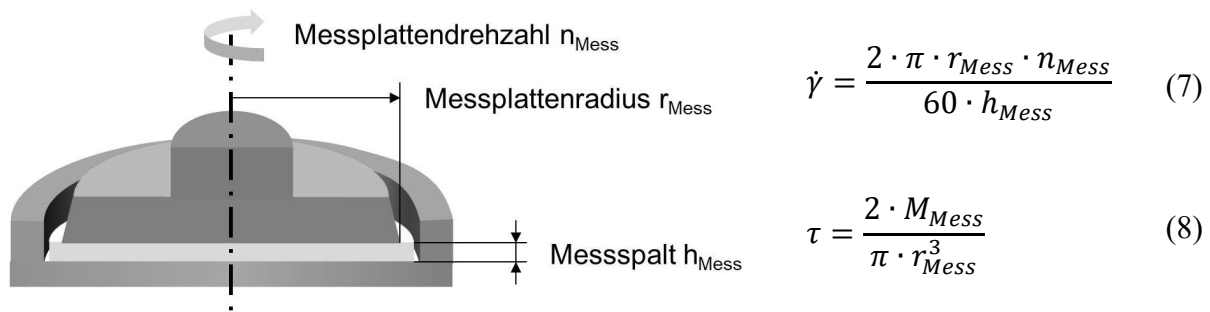
Die messtechnische Erfassung der Viskositätsverläufe teilflüssiger Metallwerkstoffe erfolgt in den häufigsten Fällen mit sogenannten Rotationsrheometern. Diese ermöglichen einerseits die Einstellung konstanter Messtemperaturen sowie definierter Aufheiz- und Abkühlraten und andererseits die Aufbringung definierter mechanischer Scherbelastungen.

Da zur Ermittlung der Viskositätsentwicklung teilflüssiger Metalle relativ hohe Messtemperaturen erforderlich sind, kommen spezielle Heizeinheiten wie Hochtemperaturkammern und Strahlöfen zum Einsatz, die an die eingesetzten Messapparaturen angepasst sind [Uns09, Pap12, Mod12]. Zur Aufbringung konstanter oder auch definiert variabler Scherraten werden die zu untersuchenden Substanzen entweder durch zwei ineinander drehende, koaxiale Zylinder oder durch zwei parallel und koaxial drehende, kreisförmige Platten beansprucht [DIN09b, Jen09]. Die Zylinder- bzw. Plattenachsen werden während der Messungen mit definiert vorgegebenen Drehzahlen oder alternativ durch die Vorgabe von Drehmomenten gedreht. Ein Rotationsrheometer mit „Platte-Platte-System“ ist exemplarisch in Abbildung 13 dargestellt.



**Abbildung 13:** Rotationsrheometer am IFU, links: Gesamtaufbau, rechts: modifiziertes Platte-Platte-Messsystem (untere Messplatte wurde durch Aufnahmeteller ersetzt)

Auch wenn die dynamische Viskosität  $\eta$  und die Scherrate  $\dot{\gamma}$  keine direkt messbaren Größen darstellen, können diese, z. B. mit Platte-Platte-Systemen, über die detektierbaren Messgrößen Drehmoment  $M_{\text{Mess}}$ , Drehzahl  $n_{\text{Mess}}$ , Messspalt  $h_{\text{Mess}}$  sowie über die geometrischen Größen der Messplatten bestimmt werden (siehe Abbildung 14). Dabei ergibt sich die Scherrate entsprechend Gleichung (7) und die aufbrachte Scher- bzw. Schubspannung  $\tau$  mithilfe von Gleichung (8).



**Abbildung 14:** Bestimmung rheologischer Kennwerte mittels Rheometer

Rheometer dienen zur Durchführung eines breiten Versuchsspektrums, mit welchem Kenntnisse über Deformationsverhalten und Fließgrenze der untersuchten Substanzen und vor allem über stationäre, thixotrope und isostrukturelle Fließigenschaften erlangt werden können. Einige der am meisten eingesetzten Versuche zur Ermittlung rheologischer Kennwerte mittels Rheometer sind im Folgenden aufgelistet [Uns09, Mez12, Pap12]:

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

Mit diesen Versuchsvarianten kann eine Vielzahl an rheologischen Materialeigenschaften ermittelt werden. Für die Beschreibung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe ist aber vor allem die Aufnahme der Viskositätsentwicklung bei konstant sinkenden Temperaturen in Abhängigkeit von unterschiedlichen Scherraten von größter Bedeutung. Zur Bestimmung des Viskositätsverlaufs wird eine Probe des zu untersuchenden Metallwerkstoffs in das Platte-Platte-Messsystem (siehe Abbildung 13) eingelegt und in diesem bis oberhalb der Liquiduslinie erwärmt. Während der anschließenden konstanten Abkühlung wird über eine definierte Drehzahl der Messachse die gewünschte Scherrate 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 Gleichung (2) berechnet und in Viskosität-Temperatur-Diagrammen dargestellt werden [Uns09]. Die über der Temperatur aufgetragenen Viskositätskurven können dann mithilfe mathematischer Funktionsgleichungen numerisch modelliert werden

[Qua96, Wol03]. Im nachfolgenden Kapitel werden derartige Funktionsgleichungen bzw. bestehende Viskositätsmodelle zur Beschreibung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe aufgeführt und erläutert.

### 2.2.3 Bestehende Viskositätsmodelle für die numerische Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe

Zur numerischen Modellierung der nicht-newtonschen Fließeigenschaften teilflüssiger Metallwerkstoffe ist in der Literatur eine Vielzahl empirisch ermittelter Ansätze zu finden [Qua96, Atk05, Uns09]. Diese bilden entweder nur strukturviskoses Fließverhalten ab, berücksichtigen zudem eine Zeitabhängigkeit oder beziehen sogenannte Strukturparameter ein. Durch solche Modelle kann der beschriebene strukturelle Auf- bzw. Abbau des Materialgefüges teilflüssiger Metalllegierungen in den für die SSMF-Verfahren relevanten Temperaturbereichen abgebildet werden [Neu01]. Hierbei handelt es sich überwiegend um einphasige Modelle, zunehmend findet aber auch die Modellierung durch Mehrphasenmodelle Anwendung, bei der die Flüssigphase getrennt von der Festphase modelliert wird [Kok99, Huf06].

Im Folgenden werden zunächst einige einphasige Modelle näher beschrieben, die zur mathematischen Approximation experimentell ermittelter Viskositätsdaten eingesetzt werden, ohne dabei strukturelle Materialeigenschaften wie beispielsweise den Agglomerationsgrad des Festphasenanteils zu betrachten [Uns09]. Diese Modelle haben sich nicht nur über einen langen Zeitraum in der Wissenschaft etabliert, sondern dienten auch als Basis für das im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelte Viskositätsmodell. Ergänzend hierzu wird ein Beispiel für ein strukturkinematisches Viskositätsmodell sowie für ein Mehrphasenmodell gegeben.

Eines der ersten und bis heute weit verbreitetsten Modelle zur Beschreibung des rheologischen Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe wurde 1976 von Joly und Mehrabian veröffentlicht [Jol76]:

$$\eta(T) = A \cdot \exp(B \cdot f_s(T)) \quad (9)$$

Diese Gleichung stellt die Viskosität  $\eta$  in Abhängigkeit des Festphasenanteils  $f_s$  dar. Die Koeffizienten  $A$  und  $B$  dienen der Anpassung an experimentell ermittelte, werkstoffspezifische Viskositätsverläufe. Die Bestimmung solcher Anpassungskoeffizienten erfolgt werkstoffspezifisch über die möglichst genaue Anpassung der berechneten an die gemessenen Viskositätskurven (engl.: curve fitting). Das bedeutet, dass die Variablen des verwendeten Viskositätsmodells derart variiert werden, dass die mit diesem Modell berechneten Werte eine möglichst genaue Übereinstimmung mit denen aufweisen, die mittels Rheometer erfasst werden (siehe auch Kapitel 5.2).



Da durch die Gleichung (9) lediglich die Temperaturabhängigkeit der scheinbaren Viskosität berücksichtigt wird, wurde Gleichung (10) zur vollständigeren Beschreibung ergänzt:

$$\eta(\dot{\gamma}) = C \cdot \dot{\gamma}^m \quad (10)$$

Diese Gleichung wurde in Anlehnung an das Potenzgesetz von Ostwald de Waele aufgestellt und dient der mathematischen Darstellung des strukturviskosen Verhaltens der teilflüssigen Metallwerkstoffe. Die Beschreibung der Strukturviskosität erfolgt dabei über die Koeffizienten  $C$  und  $m$ . Diese müssen an die Viskositätskurven des zu betrachtenden Werkstoffes angepasst werden, die für unterschiedliche Scherraten experimentell zu ermitteln sind [Jol76, Qua96]. Durch die Kombination von Gleichung (9) und Gleichung (10) erhält man ein mathematisches Modell, mit dem sowohl die Temperatur- als auch die Scherratenabhängigkeit teilflüssiger Metallwerkstoffe numerisch abgebildet werden können [Qua96, Mes02]:

$$\eta(T, \dot{\gamma}) = A \cdot \exp(B \cdot f_s(T)) \cdot \dot{\gamma}^m \quad (11)$$

Die Strukturviskosität ist zudem durch die „Null-Viskosität“ und die „Unendlich-Viskosität“ charakterisiert (siehe Kapitel 2.2.1). Die numerische Darstellung dieser Viskositätswerte ist mit den Gleichungen (9) - (11) jedoch nicht möglich. Hierfür bietet beispielsweise die Carreau-Gleichung (12) einen Lösungsansatz [Car72, Men04]:

$$\eta(\dot{\gamma}) = \eta_\infty + \frac{\eta_0 - \eta_\infty}{[1 + (\lambda_{\text{relax}} \cdot \dot{\gamma})^2]^{\frac{1-n}{2}}} \quad (12)$$

In dieser Gleichung ist  $\eta_\infty$  die „Unendlich-Viskosität“, die bei unendlicher bzw. sehr hoher Scherrate erreicht wird und  $\eta_0$  die „Null-Viskosität“, die sich für keine bzw. geringe Scherraten einstellt. Bei  $\lambda_{\text{relax}}$  handelt es sich um die Relaxationszeit, welche eine werkstoffspezifische Zeitkonstante darstellt. Dabei gilt, dass  $1/\lambda_{\text{relax}}$  der Wert derjenigen Scherrate ist, bei welcher die Viskositätsabnahme beginnt. Durch den Exponenten  $(1-n)/2$  ist die Ausprägung des Scherratenintervalls zwischen  $\eta_0$  und  $\eta_\infty$  bestimmt [Zam95]. In der CFD-Software Flow-3D des Herstellers Flow Science, welche für die Simulationsaufgaben im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten verwendet wurde, ist das Carreau-Modell in modifizierter Form (13) zur numerischen Modellierung nicht-newtonscher Fließverhalten implementiert [Wol03, Uns09, Flo16]:

$$\eta(T, e_{ij}) = \eta_\infty + \frac{\eta_0 \cdot \exp \left[ a \cdot \left( \frac{T^*}{T-b} - c \right) \right] - \eta_\infty}{\left[ \lambda_0 + \left( \lambda_1 \cdot \exp \left[ a \cdot \left( \frac{T^*}{T-b} - c \right) \right] \right)^2 \cdot 2 \cdot e_{ij} \cdot e_{ij} \right]^{\frac{1-n}{2}}} + \frac{\lambda_2}{\sqrt{2 \cdot e_{ij} \cdot e_{ij}}} \quad (13)$$

Wie zuvor beschrieben, sind hierbei  $\eta_0$  die Viskosität für sehr geringe und  $\eta_\infty$  die Viskosität für sehr hohe Scherraten. Die Kenngrößen  $\lambda_0, \lambda_1, \lambda_2$  und  $n$  sind konstante werkstoffspezifische Anpassungskoeffizienten und dienen der Beschreibung der Scherratenabhängigkeit des betrachteten Werkstoffsystems. Die Temperaturabhängigkeit des zu modellierenden Werkstoffes wird mittels der Konstanten  $a, b, c$  und  $T^*$  dargestellt. Die Variable  $e_{ij}$  bildet die wirkende Scherrate in kartesischer Tensordarstellung (14) ab:

$$e_{ij} = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (14)$$

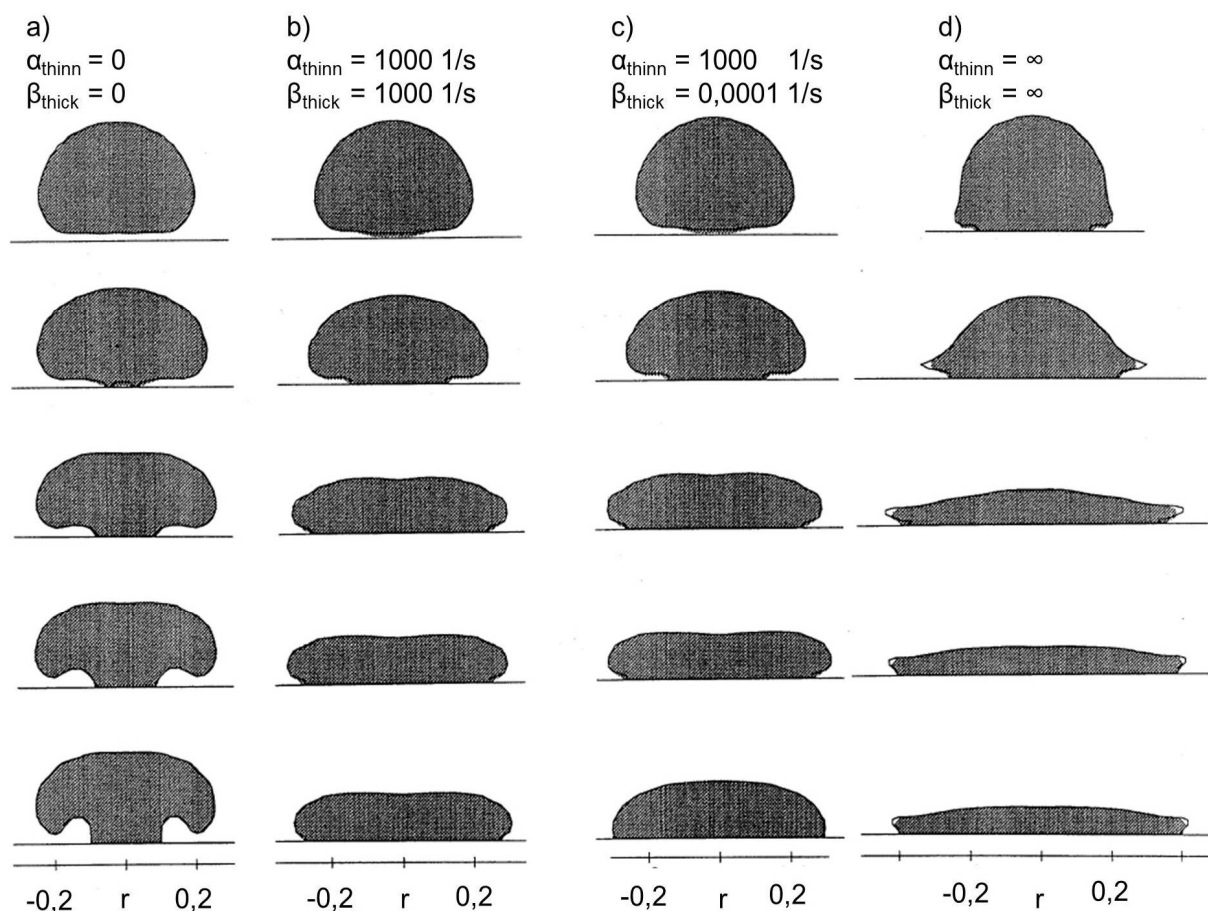
Das zeitabhängige Fließverhalten thixotroper Werkstoffe wird in Flow3-D mit einer Transportgleichung (15) modelliert, in welcher Verdünnungs- und Verdickungsraten hinterlegt werden. Die Verdünnungsrate  $\alpha_{thinn}$  kann dabei entweder konstant eingestellt oder scherratenabhängig nach Gleichung (16) berechnet werden. Die Verdickungsrate  $\beta_{thick}$  ist dabei konstant [Bar96, Flo16]:

$$\frac{\partial \eta}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \eta = \alpha_{thinn} \cdot \text{Min}(\eta_E - \eta, 0) + \beta_{thick} \cdot \text{Max}(\eta_E - \eta, 0) \quad (15)$$

$$\alpha_{thinn} = \mu_0 + \mu_1 \cdot \sqrt{e_{ij} \cdot e_j} \quad (16)$$

Die temperatur- und scherratenabhängige Gleichgewichtsviskosität  $\eta_E$  (siehe auch Kapitel 2.2.1) in Gleichung (15) wird mithilfe viskoplastischer Modelle berechnet. Derartige Modelle wurden bereits zu Beginn dieses Kapitels beschrieben. Bei  $\eta$  handelt es sich um die momentan lokale Viskosität. Eine Materialverdünnung erfolgt, wenn die Gleichgewichtsviskosität kleiner als die momentan lokale Viskosität ist. Wenn die Gleichgewichtsviskosität größer ist, kommt es hingegen zu einer Verdickung. Der Vektor  $\vec{v}$  stellt die Fließgeschwindigkeit des Fluids dar und die Konstanten  $\mu_0$  und  $\mu_1$  dienen zur Berechnung der Verdünnungsrate  $\alpha_{thinn}$ . Bereits 1996 simulierten Barkhudarov und Hirt [Bar96] mit dieser Transportgleichung (15) den Aufprall eines flüssigen Metalltropfens auf eine starre Platte unter Verwendung unterschiedlicher, konstanter Verdünnungs- und Verdickungsraten. Dabei konnten sie darstellen, dass die Form der Tropfen beim Aufschlag und damit das simulierte Fließverhalten wesentlich durch die verwendeten Verdickungs- und Verdünnungsraten bzw. durch die modellierten thixotropen Eigenschaften des Werkstoffes beeinflusst wird. Einige der im Rahmen dieser simulativen Untersuchungen gefundenen Ergebnisse sind in Abbildung 15 dargestellt. In dieser Abbildung zeigen die Bildfolgen a) und d) die Simulationen zweier Grenzfälle. In der ersten Spalte verbleibt die Viskosität während des gesamten Prozesses auf dem Wert der Anfangsviskosität ohne

eine Verdickung oder Verdünnung zu erfahren. Somit sind sowohl die Verdünnungs- als auch die Verdickungsrate in diesem Fall gleich null. Im zweiten Grenzfall, der in der vierten Spalte d) zu sehen ist, werden  $\alpha_{\text{thinn}}$  und  $\beta_{\text{thick}}$  als unendlich groß angenommen, wodurch die Viskosität sofort den Wert der scherratenabhängigen Gleichgewichtsviskosität annimmt und bereits zu Beginn der Simulation eine vollständige Verdünnung des Metallwerkstoffes eintritt. Spalte b) zeigt das Simulationsergebnis für eine Verdünnungs- und eine Verdickungsrate von 1.000 1/s. In Spalte c) ist das Ergebnis für eine Verdünnungsrate von 1.000 1/s und eine Verdickungsrate von 0,0001 1/s abgebildet. Aufgrund der gleichen Verdünnungsrate sind die oberen vier Simulationsbilder in den Spalten b) und c) identisch. Die unteren beiden Bilder dieser Spalten unterscheiden sie sich jedoch aufgrund der unterschiedlichen Verdickungsraten. Es ist ersichtlich, dass die Verdickung im letzten Bild der Spalte b) nahezu abgeschlossen ist, in Spalte c) hingegen aufgrund des niedrigen  $\beta_{\text{thick}}$ -Wertes noch keine Verdickung eingetreten ist [Bar96].



**Abbildung 15:** Simulativer Vergleich des Einflusses unterschiedlicher Verdünnungs- und Verdickungsraten nach [Bar96]; a) bei konstanter Viskosität, d. h. ohne Verdünnungs- bzw. Verdickungsrate, b) mit Verdünnungs- und Verdickungsrate von 1.000/s, c) mit Verdünnungsrate von 1.000/s und Verdickungsrate von 0,0001/s, d) bei unendlich hohen Raten

Bei den Koeffizienten der bisher beschriebenen einphasigen Viskositätsmodelle handelt es sich entweder um werkstoffspezifische Kennwerte oder um Konstanten, die zur Anpassung des entsprechenden Modells an rheometrisch erfasste Viskositätsverläufe dienen. Die Erfassung dieser Viskositätsverläufe mittels Rotationsrheometer wurde bereits in Kapitel 2.2.2 erläutert. Im Gegensatz dazu nutzen strukturkinematische Viskositätsmodelle sogenannte Strukturparameter, welche die Modellierung physikalischer Effekte wie die temperaturabhängige Veränderung des Festphasenanteils, der Flüssigphasenviskosität oder der Partikelgröße innerhalb des Materialgefüges ermöglichen.

Einer der häufigsten physikalischen Effekte der mittels Strukturparameter modelliert wird, ist der sich in der festen Phase einstellende Agglomerationsgrad. Dieser Parameter wird typischerweise als  $\lambda$  bezeichnet und nimmt Werte zwischen 0 und 1 an. Durch  $\lambda = 1$  wird dabei eine vollständig aufgebaute Mikrostruktur definiert, wohingegen durch  $\lambda = 0$  eine vollständige Deagglomeration beschrieben wird [Atk05]. Ein exemplarisches rheologisches Modell, in welchem dieser Strukturparameter eingesetzt wird, wurde 1994 von Kumar veröffentlicht. Die Fließigenschaften teilflüssiger Metallwerkstoffe werden in diesem Modell durch Gleichung (17) ausgedrückt.  $A(\lambda)$  stellt dabei einen hydrodynamischen Koeffizienten dar, der sich abhängig von der Größe, der Form und der Verteilung der Agglomerate einstellt und mithilfe der experimentell ermittelten Konstanten  $a$  und  $b$  berechnet wird. Mit  $\eta_l$  wird die Viskosität der Flüssigphase bezeichnet und  $c$  ist der effektive Volumenanteil der Festphase. Der Temperaturkoeffizient  $C(T)$  ist durch die Temperatur  $T$ , den Deformationskoeffizienten  $n$  sowie durch die für die plastische Verformung der festen Anteile aufgebrauchte Aktivierungsenergie  $Q$  definiert [Kum94, Ile95].

$$\tau(\lambda, \dot{\gamma}, T) = A(\lambda) \frac{\left(\frac{c(\lambda)}{c_{max}}\right)^{\frac{1}{3}}}{1 - \left(\frac{c(\lambda)}{c_{max}}\right)^{\frac{1}{3}}} \cdot \eta_l \cdot \dot{\gamma} + (n + 1) \cdot C(T) \cdot \lambda \cdot f_s \cdot \eta_l^{n+1} \cdot \dot{\gamma}^n \quad (17)$$

$$A(\lambda) = a \cdot \lambda + b \quad (18)$$

$$c(\lambda) = f_s \cdot (1 + 0,1 \cdot \lambda) \quad (19)$$

$$C(T) = C_0 \cdot e^{\frac{n \cdot Q}{R \cdot T}} \quad (20)$$

Das Einsetzen von Gleichung (2) in Gleichung (17) ergibt den folgenden Ausdruck zur Berechnung der dynamischen Viskosität:

$$\eta(\lambda, \dot{\gamma}, T) = A(\lambda) \frac{\left(\frac{c(\lambda)}{c_{max}}\right)^{\frac{1}{3}}}{1 - \left(\frac{c(\lambda)}{c_{max}}\right)^{\frac{1}{3}}} \cdot \eta_l + (n + 1) \cdot C(T) \cdot \lambda \cdot f_s \cdot \eta_l^{n+1} \cdot \dot{\gamma}^{n-1} \quad (21)$$

Der erste Term dieser Gleichung dient zur Modellierung der hydrodynamischen Interaktion zwischen den festen Partikeln. Der zweite Term beschreibt den Deformationswiderstand bei der plastischen Verformung der Festphasenmatrix. Die Evolution von  $\lambda$  wird durch Gleichung (22) ausgedrückt, wobei mit  $H(T, f_s)$  die Agglomeration und mit  $R(T, f_s)$  die Deagglomeration beschrieben wird:

$$\frac{d\lambda}{dt} = H(T, f_s) \cdot (1 - \lambda) - R(T, f_s) \cdot \lambda \cdot \dot{\gamma}^n \quad (22)$$

Die Werte für  $H(T, f_s)$  und  $R(T, f_s)$  können entweder durch weitere in [Kum94] beschriebene Modelle berechnet oder an experimentell ermittelte Daten angepasst werden. Anhand experimenteller Untersuchungen im Rahmen der Arbeiten von Kumar wurde nachgewiesen, dass die Fließeigenschaften teilflüssiger Metalllegierungen bis zu Festphasenanteilen von 0,6 mit diesem strukturkinematischen Lösungsansatz hinreichend genau modelliert werden können. Aufgrund des drastischen Anstieges der Viskosität ist oberhalb dieses Festphasenanteils in den meisten Fällen nur eine recht ungenaue simulative Prognose des Materialflusses in SSMF-Prozessen möglich [Kum94].

Bei Mehrphasenmodellen werden die Flüssig- und die Festphasenanteile getrennt voneinander modelliert und diesen unterschiedliche Fließeigenschaften zugeordnet. Dadurch ist es möglich, auch phasentrennende Effekte während der Formfüllung zu simulieren, jedoch geht damit ebenso eine Erhöhung des Rechenaufwands einher. Im Folgenden wird ein Beispiel für eine zweiphasige Modellierung der Fließeigenschaften teilflüssiger Metalle in reduzierter Form dargestellt. Hierbei wird die flüssige Matrix als ein kontinuierliches, inkompressibles newton'sches Fluid mit konstanter Viskosität  $\eta_l$  angenommen. Die Festphase wird hingegen als ein aus Partikeln bestehendes, kompressibles Pseudofluid modelliert, dem die nicht-newtonschen Eigenschaften der betrachteten teilflüssigen Metalllegierung zugewiesen wird [Kok99, Mod02a, Kiu02]. Die Viskosität dieses Pseudofluids kann mittels Gleichung (23) beschrieben werden, die auf dem sogenannten Herschel-Bulkley-Ansatz basiert [Kok01]:

$$\eta_s(T, \dot{\gamma}) = \left[ \frac{\tau_0(f_s)}{\dot{\gamma}} + k^*(f_s) \cdot \dot{\gamma}^{m(f_s)-1} \right] \cdot \kappa + \eta_l \quad (23)$$

Hierbei sind die Fließgrenze  $\tau_0$ , der Konsistenzfaktor  $k^*$  und der Fließexponent  $m$  vom aktuellen Festphasenanteil  $f_s$  abhängig und steigen exponentiell mit diesem an [Mod01]. Weiterhin wird die aktuelle Scherrate mit  $\dot{\gamma}$  bezeichnet. Der Strukturparameter  $\kappa$  beschreibt die zeitabhängige Strukturänderung, d. h. die Agglomeration bzw. Deagglomeration der Partikel bei konstanter Scherung. Die Wechselwirkung zwischen Fest- und Flüssigphase wird in diesem mehrphasigen Lösungsansatz durch Gleichung (24) beschrieben. Diese ergibt sich unter Annahme eines hohen Feststoffanteils, wie er etwa bei Thixo-Schmiedeprozessen üblich ist, durch das Einsetzen der numerischen Formulierung für den Impulsaustausch in die Impulserhaltungsgleichung der flüssigen Materialphase [SFB289, Kiu02, Mod02a]:

$$f_l \cdot (\vec{v}_l - \vec{v}_s) = -\frac{k_p}{\eta_l} \cdot \nabla p \quad (24)$$

Hierbei ist  $f_l$  der Anteil der Flüssigphase, die Differenz  $(\vec{v}_l - \vec{v}_s)$  beschreibt den Geschwindigkeitsunterschied zwischen der flüssigen und der festen Materialphase und mit  $k_p$  wird die Permeabilität der Festphase bezeichnet, in die unter anderem der Durchmesser und der Formfaktor der Festphasenpartikel einfließen. Die Größe  $p$  beschreibt den isotropen Druck [Kiu02, Mod02a].

Die in diesem Kapitel beschriebenen Modellvarianten wurden in unterschiedlichsten Forschungsarbeiten zur numerischen Modellierung des Strömungsverhaltens teilflüssiger Metalllegierungen verwendet und dabei kontinuierlich weiterentwickelt bzw. modifiziert [Qua96, Atk05, Mod2b, Wan06, Uns09, Pel10, Jor14]. Einige dieser Forschungsarbeiten und die darin beschriebenen Simulationsergebnisse werden in der zweiten Hälfte des nachfolgenden Kapitels 2.2.4 genauer erläutert.

#### 2.2.4 Lösungsansätze zur simulativen Darstellung kritischer Strömungsverhältnisse bei der Formgebung im teilflüssigen Zustand

Die simulative Charakterisierung der während der Formgebung teilflüssiger Metallwerkstoffe auftretenden Materialströme findet vor allem bei der Herstellung sehr komplexer Bauteilformen mit aufwendigen Fließwegen vermehrt Beachtung. Ziel ist es dabei, kritische Strömungsverhältnisse vorherzusagen bzw. kritische Prozessparameter zu bestimmen, sodass strömungsbedingte Bauteilfehler frühzeitig erkannt bzw. vermieden werden können.

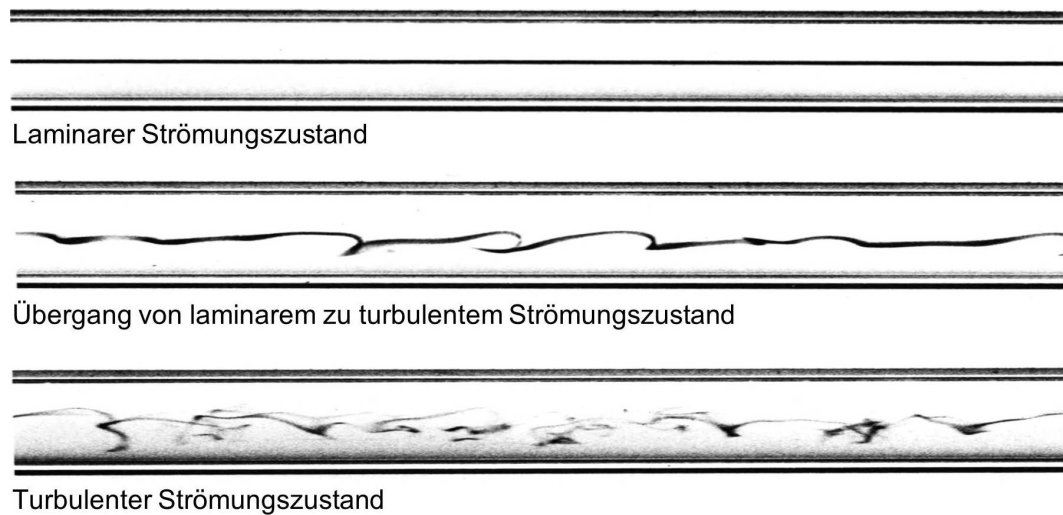
Wie aus den Grundlagen der Strömungslehre bekannt ist, können Strömungsvorgänge in laminar und turbulent unterteilt werden. Dies gilt im Grunde auch für Materialströmungen, die bei der Formgebung von teilflüssigen Metallwerkstoffen, also bei SSMF-Verfahren, auftreten.

Bei einem laminaren Strömungsvorgang, der als charakteristisch für diese Verfahren gilt (siehe Kapitel 2.1.1), wird davon ausgegangen, dass die verschiedenen Strömungsschichten geordnet nebeneinander fließen und somit eine homogene Formfüllung ohne Lunkerbildungen bzw. Luftteinschlüsse erfolgt [Spu10]. Bei turbulenten Strömungen werden hingegen Impulse quer zur Fließrichtung erzeugt, welche ein transient instationäres, dreidimensionales und rotationsbehaftetes Fließverhalten bedingen. Bei der Formgebung im teilflüssigen Zustand kann eine solche turbulente Materialströmung, ähnlich wie beim Gießen, zu einem ungleichmäßigen Materialfluss oder zu Strömungsablösungen führen und somit Luft-, Trennmittel- und/oder Oxideinschlüsse verursachen. Weiterhin besteht das Risiko einer hydrodynamischen Entmischung von Flüssig- und Festphase, wie sie auch in ähnlicher Weise bei der Verarbeitung von herkömmlichen Suspensionen beobachtet werden kann. Diese durch turbulente Materialströmungen bedingten Phänomene wirken sich unmittelbar auf die Qualität und insbesondere auf die mechanischen Eigenschaften der hergestellten Bauteile aus [Mod02a, Uns09].

Bereits 1883 untersuchte Osborne Reynolds anhand seines Farbfadenversuchs, unter welchen Randbedingungen ein Übergang von laminaren zu turbulenten Strömungen zu erwarten ist [Rey83]. Diese Untersuchungen haben gezeigt, dass der Strömungszustand von der Fließgeschwindigkeit  $v$ , einer charakteristischen Länge  $l$  (z. B. Rohrdurchmesser beim Farbfadenversuch), der Dichte des Mediums  $\rho$  und dessen dynamischer Viskosität  $\eta$  abhängig ist. Die daraus resultierende Reynolds-Zahl, die nach Gleichung (25) berechnet wird, ist bis heute eine der wichtigsten Kenngrößen zur Charakterisierung von Fluidströmungen [Lao15]:

$$Re = \frac{\rho \cdot v \cdot l}{\eta} \quad (25)$$

Nach der Definition dieser Kenngröße ist eine Strömung turbulent, wenn eine kritische Reynolds-Zahl  $Re_{\text{krit}}$  überschritten wird. Es gibt jedoch keine allgemeingültige kritische Reynolds-Zahl, da diese sowohl von den geometrischen Randbedingungen als auch von der Variation der Fließgeschwindigkeit abhängig ist [Jen09]. Beginnt man etwa beim klassischen Farbfadenversuch nach Reynolds (siehe Abbildung 16) mit einer geringen Fließgeschwindigkeit  $v$ , die nur sehr langsam erhöht wird, werden wesentlich höhere kritische Reynolds-Zahlen erreicht, als wenn der Versuch beginnend mit hohen Fließgeschwindigkeiten umgekehrt gefahren wird. In der Literatur sind daher eine „obere kritische Reynolds-Zahl“ mit einem Wert von 40.000 und eine „untere kritische Reynolds-Zahl“ mit einem Wert von 2.000 angegeben [Rey83, Ekm10, Han66, Tri92, Cam03, Jir07]. Die kritische Reynolds-Zahl wird also für jedes Strömungsproblem neu bestimmt.



**Abbildung 16:** Farbfadenversuche nach Reynolds mit unterschiedlichen Strömungszuständen (bearbeitete Bilder aus [Dyk82])

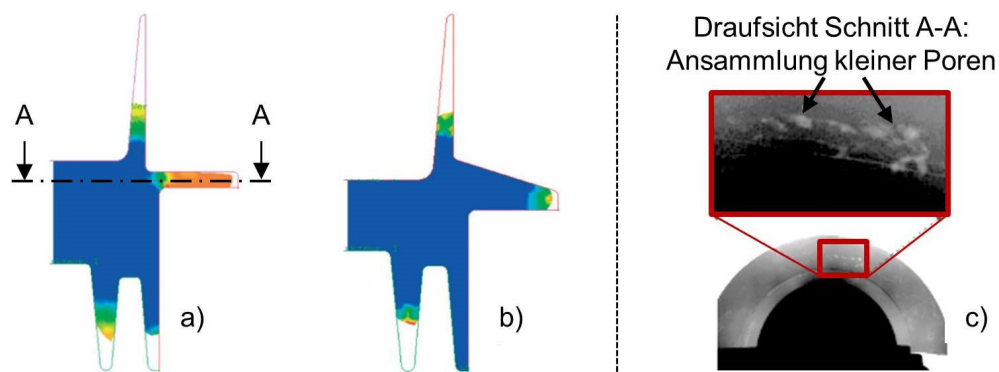
Die Vorhersage strömungsbedingter Werkstoffdefekte ist ein wesentliches Ziel konventioneller Gießsimulationen, bei denen zwischen indiskreter und diskreter Modellierung unterschieden wird. Mithilfe der indiskreten Modellierung ist eine quantitative Aussage über zu erwartende Werkstofffehler möglich, ohne dabei jedoch konkrete Fehlerorte zu lokalisieren. Solche Vorhersagen können unter anderem mittels der Zustandsbewertung freier Oberflächen oder mithilfe dimensionsloser Kennzahlen wie der Reynolds-Zahl getroffen werden. Diskrete Modellierungen von Defekten umfassen hingegen Entstehung, Transport und Zielort der erwarteten Werkstückfehler. Solche diskreten Modelle können aber aufgrund ihrer Komplexität zu ungenauen Rechenergebnissen und zu einem großen Rechenaufwand führen [Rei13, Tew15].

Für die numerische Modellierung von SSMF-Verfahren sind diese Ansätze zur Bestimmung des Übergangs von laminaren zu turbulenten Strömungsverhältnissen grundsätzlich übertragbar, jedoch wegen der deutlich höheren Viskosität und dadurch abweichenden Defektmechanismen (siehe Kapitel 2.1.3) nur im Einzelfall zielführend. Aus diesem Grund wurde im Rahmen früherer Forschungsarbeiten versucht, die Möglichkeiten zur simulativen Bewertung kritischer Materialströme während der Formgebung teilflüssiger Metallwerkstoffe anzupassen und anhand realer Formgebungsversuche zu validieren [Mod01, Mod02a, Mod02b, Wan06, Pin10, Jor14]. Folgend werden repräsentativ die Arbeiten von *Wang et al.*, *Modigell et al.* und *Jorstad et al.* erläutert.

Basierend auf Untersuchungsergebnissen zum Thixo-Schmieden zweier hohler, rotationsförmiger Flanschgeometrien aus AlSi7Mg0,3 (A356) wurde in [Wan06] ein Ansatz zur Detektierung kritischer Materialströmungen veröffentlicht. Da im Rahmen dieser Untersuchungen nur an einer der beiden Bauteilformen eine erhöhte Porosität sowie Phasentrennungen festgestellt



wurden, vermuteten die Wissenschaftler einen direkten Zusammenhang dieser Bauteilfehler mit dem Auftreten kritischer Materialströmungen. In daraufhin durchgeführten Simulationen mit einem viskoplastischen Modell zeigten die kritischen Bauteilbereiche erhebliche Unterschiede in der hydrostatischen Spannung. Simulationen, in denen die hydrostatische Spannung während der Formgebung fast ausschließlich negative Werte annahm, deuteten auf eine unter Druck stehende, geschlossene Fließfront und damit auf fehlerfreie Bauteile hin. Traten in den Simulationen Zugspannungen, d. h. positive Werte, an den freien Oberflächen auf, war dies ein Indiz für instabile Fließfronten und damit für eine unzureichende Formfüllung. Dies konnte, wie in Abbildung 17 dargestellt, durch reale Experimente belegt werden [Wan06].



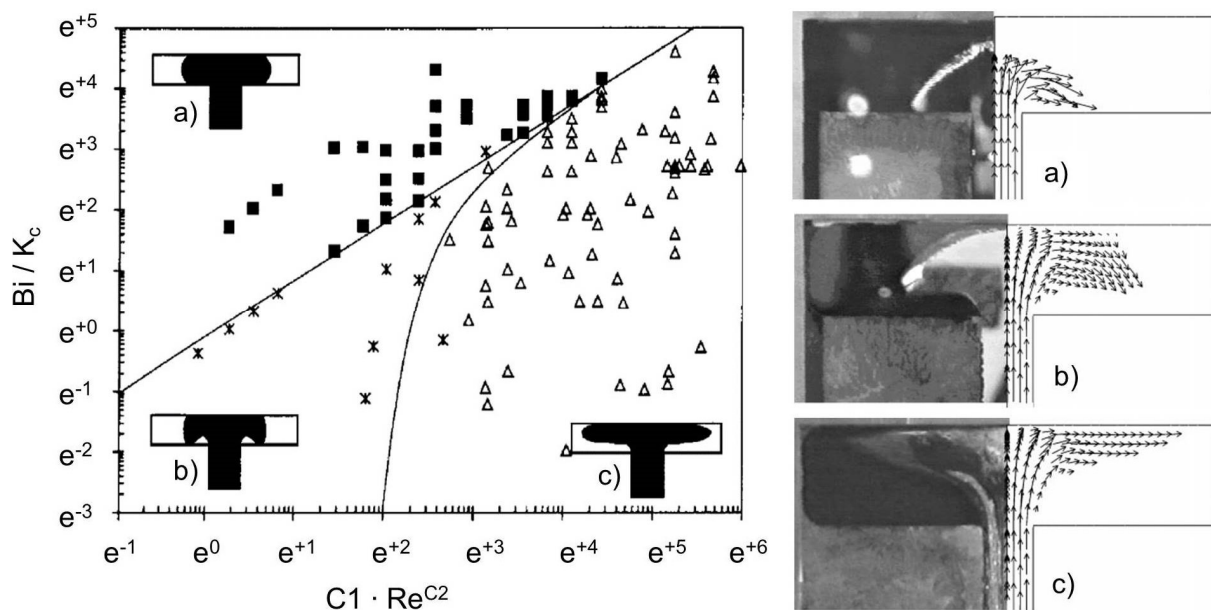
**Abbildung 17:** links: Simulierte Verteilung der hydrostatischen Spannung in den Bauteilen mit flachem Flansch (a) und schrägem Flansch (b). Rote Bereiche weisen positive (Zug), blaue Bereiche negative Spannungswerte (Druck) auf. rechts: Röntgenbild mit Ansammlung kleiner Poren im Bauteil mit flachem Flansch (c) nach [Wan06].

Eine weitere Möglichkeit zur Charakterisierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe besteht in der simulativen Ermittlung der dimensionslosen Kennzahlen nach Reynolds und Bingham, wie 2002 von *Modigell et al.* veröffentlicht [Mod02b]. Die Bingham-Zahl (siehe Gleichung (26)) ist proportional zum Verhältnis von Fließspannung zu viskoser Spannung. Die Fließspannung stellt dabei das Produkt aus der Fließgrenze  $\tau_0$  und der charakteristischen Länge  $L$  dar. Die viskose Spannung berechnet sich aus dem Produkt der dynamischen Viskosität  $\eta$  und der Fließgeschwindigkeit  $v$ :

$$Bi = \frac{\tau_0 \cdot l}{\eta \cdot v} \quad (26)$$

Die numerische Modellierung der Fluideigenschaften erfolgte in dieser Forschungsarbeit über den zweiphasigen Lösungsansatz (24), der in reduzierter Form bereits in Kapitel 2.2.3 erläutert wurde. Sowohl die Simulationen als auch die praktischen Formgebungsversuche wurden mit einer T-förmigen Kavität unter Variation der Prozessbedingungen durchgeführt. Als Versuchswerkstoff wurde die niedrigschmelzende Modelllegierung Sn-15% Pb mit Anfangsfest-

stoffanteilen von 55 % - 60 % verwendet. Indem das Versuchswerkzeug einseitig mit einer Glasfront ausgestattet wurde, war es möglich, den realen Materialfluss während des Füllvorgangs zu bewerten, dabei mehrere Füllmuster zu identifizieren und mit den Simulationsergebnissen zu vergleichen. In Abbildung 18 sind die durch Simulationen bestimmten Kennzahlen im linken Diagramm aufgetragen und rechts die entsprechenden praktischen Versuche dargestellt. Es ist ersichtlich, dass durch die Variation der Prozessparameter unterschiedliche Strömungsarten eingestellt und diese im Diagramm mithilfe der dimensionslosen Kennzahlen nach Reynolds und Bingham zum größten Teil voneinander abgegrenzt werden konnten [Mod02a, Mod02b].

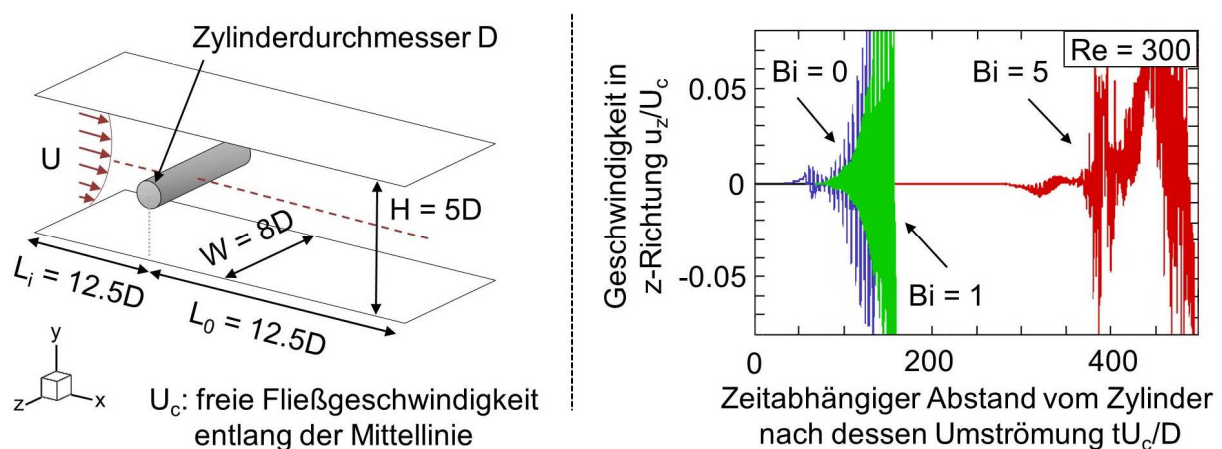


**Abbildung 18:** links: Einteilung unterschiedlicher simulativ ermittelter Fließeigenschaften, a) laminar, b) Übergang laminar/turbulent, c) turbulent nach [Mod02b]; rechts: Vergleich unterschiedlicher Fließeigenschaften aus Simulation und Versuch nach [Mod02a]

Mithilfe der zuvor dargestellten Strömungsmodellierungen ist es grundsätzlich möglich, den Übergang von einem laminaren zu einem turbulenten Fließverhalten bzw. ein Aufbrechen der Fließfront während der Formgebung teilflüssiger Metallwerkstoffe zu prognostizieren. Die Simulation der darauffolgenden Turbulenzen ist hingegen nicht möglich. Während für laminare Strömungen üblicherweise einfache analytische Lösungen existieren, werden turbulente Strömungen über nichtlineare Gleichungen berechnet und weisen somit ein Schließungsproblem auf. Dieses Schließungsproblem kann nur mithilfe der sogenannten Direkten Numerischen Simulation (DNS) umgangen werden, mit der jedoch extrem hohe Rechenzeiten einhergehen. Die DNS ist derzeit die detaillierteste und aufwändigste Lösungsmethode für numerische Strömungssimulationen, bei der die Erhaltungsgleichungen nicht über Turbulenzmodelle oder eine vorgegebene laminare Strömung gelöst, sondern auch kleinste turbulente Schwankungen ein-

zeln berechnet werden. Die verwendeten Gitter sind so fein, dass Wirbel bzw. Turbulenzen aufgelöst und nicht separat modelliert werden. Dadurch benötigen einzelne DNS Berechnungen auf leistungsfähigen Computern oftmals mehrere Monate [Frö06, Pel10].

Solche DNS wurden von *Jorstadt et al.* mit einem viskoplastischen Bingham-Modell durchgeführt und damit die „Kanalströmung“ entlang eines Hindernisses modelliert. Hierdurch wurde der Einfluss der Strukturfestigkeit teilflüssiger Metalle auf deren Strömungsverhalten simulativ untersucht [Jor14]. Der betrachtete Fließkanal mit rechteckigem Querschnitt beinhaltete einen runden Zylinder, der von dem teilflüssigen Metall umflossen wurde und somit als Auslöser von Turbulenzen diente (siehe Abbildung 19: (links)) [Kan11].



**Abbildung 19:** links: Schematische Darstellung des Simulationsaufbaus zur Untersuchung von Kanalströmungen um einen Zylinder herum nach [Kan11]; rechts: Zeitabhängiger Verlauf der normierten Geschwindigkeit (in  $z$ -Richtung) nach der Umströmung des Zylinders bei konstanter Reynolds-Zahl ( $Re=300$ ) und variierender Bingham-Zahl nach [Jor14]

Die Simulationen wurden bei gleichbleibender Reynolds-Zahl für unterschiedliche Bingham-Zahlen durchgeführt. Die Simulationsergebnisse wurden hinsichtlich der normierten Geschwindigkeit in  $z$ -Richtung über der Fließdauer betrachtet und somit das auftretende Fließverhalten nach dem Umströmen des Zylinders charakterisiert. Während zweidimensionale Geschwindigkeitsverläufe (in  $x$ - und  $y$ -Richtung) laminare Strömungsverhältnisse bedeuteten, wiesen zusätzliche Geschwindigkeitsschwankungen in  $z$ -Richtung, wie in Abbildung 19: (rechts) dargestellt, auf ein dreidimensionales, turbulentes Fließverhalten hin. Im dargestellten Diagramm ist zu erkennen, dass dieses dreidimensionale, turbulente Fließverhalten mit ansteigender Bingham-Zahl und damit mit ansteigender Strukturfestigkeit bzw. Viskosität des betrachteten Fluids später eintrat. Bingham-Zahlen größer als 5 wurden nicht im Diagramm dargestellt, da diese keine Geschwindigkeitsschwankungen in  $z$ -Richtung und damit auch keine Hinweise auf turbulente Materialströmungen mehr zeigten. Mithilfe der durchgeführten Fließsimulationen war es somit möglich, kritische Reynolds-Zahlen in Abhängigkeit von der Bingham-Zahl bzw. von

der strukturellen Festigkeit des betrachteten Fluids zu definieren und dabei auftretende kritische Materialströmungen lokal zu bestimmen [Kan11, Jor14].

Zusammenfassend wurde in diesem Kapitel 2.2 aufgezeigt, dass es mit bestehenden Methoden der Viskositäts- bzw. Strömungsmodellierung möglich ist, sowohl den Übergang von laminaren zu turbulenten Strömungen zu prognostizieren als auch instationäre Strömungen zu simulieren. Hierfür werden jedoch sehr komplexe numerische Modelle benötigt, die ein umfangreiches numerisches Verständnis des Benutzers sowie hohe Rechenzeiten erfordern. Aus diesem Grund sind derartige Simulationen kaum in kommerziellen Anwendungen zu finden. Es besteht daher ein Bedarf an möglichst einfachen Modellen, die dennoch eine möglichst genaue Vorhersage kritischer Strömungsverhältnisse in Abhängigkeit von den eingestellten Prozessparametern ermöglichen.

### **2.3 Prozessrouten für das Recycling von Metallspänen**

Aufgrund des stetig ansteigenden Rohstoffbedarfs einerseits und der Rohstoffverknappung andererseits besteht ein dringender Handlungsbedarf hinsichtlich der Weiterentwicklung von Produktionsprozessen zur Verarbeitung von Sekundärrohstoffen. Die wesentliche Aufgabenstellung besteht dabei in der Rückführung und Wiedergewinnung von Wertstoffen in den Wirtschaftszyklus. Solche Rückführungs- und Wiedergewinnungsprozesse werden unter dem Überbegriff „Recycling“ zusammengefasst. Hierbei zählt vor allem die Wiedergewinnung von Metallschrotten zu den wichtigsten Recyclingprozessen, von denen im Folgenden insbesondere diejenigen zur Wiederverwertung von Metallspänen betrachtet werden [Spo90, Gro99, Kro00, Gra11, Mar16]. Im weiteren Verlauf der Arbeit werden dann basierend auf diesem Stand der Kenntnisse die Potentiale des Thixo-Schmiedens im Hinblick auf das Recycling von Metallspänen aufgezeigt.

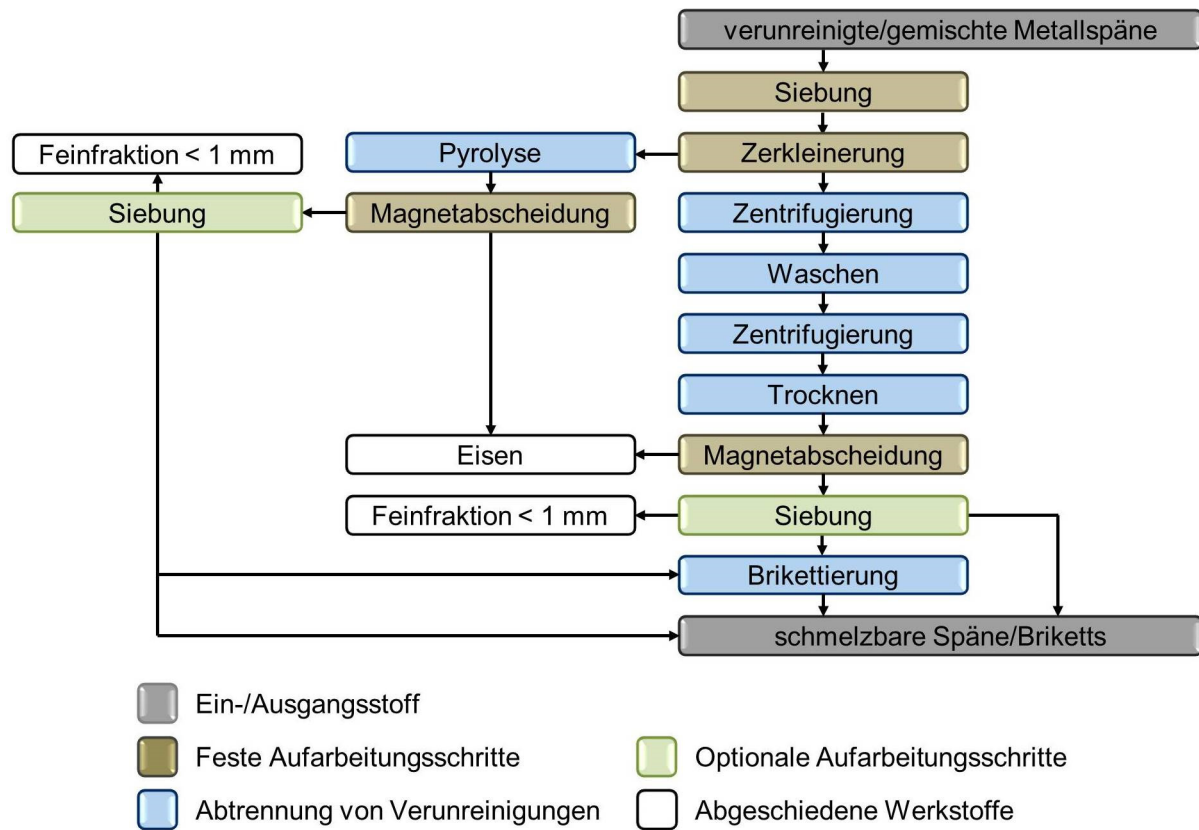
Für die rohstoffliche Wiederverwertung von Metallspänen bestehen neben konventionellen Recyclingprozessen, die von der Vorbehandlung der Metallschrotte bis hin zu deren erneuten schmelzmetallurgischen Verarbeitung zu Halbzeugen eine Vielzahl an Prozessschritten umfassen, auch neuartige Verfahren zur direkten Wiederverwertung. Während bei den konventionellen Varianten neben einigen Vorbehandlungsstufen (z. B. Siebung, Zerkleinerung, Reinigung, etc.) vor allem urformende Schmelzverfahren zum Einsatz kommen [Neu99, Kro00, Ste05, Mou16], werden die Späne bei der direkten Weiterverarbeitung mittels umformender Fertigungsverfahren zu Halbzeugen oder, in seltenen Fällen, zu fertigen Bauteilkomponenten geformt. Da hierbei der Einschmelzprozess entfällt, wird für die direkten Recyclingmethoden auch der Begriff „Solid State Recycling“ verwendet [Gro00, Tek09, Gül11, Beh16, Sha16].

Eine wesentliche Herausforderung, die sich beim Recycling von Metallspänen ergibt, besteht in der Verunreinigung durch z. B. deren Oxidschichten bzw. Reaktionsprodukte oder flüssige Medien. Besonders auf Oberflächen von sehr sauerstoffaffinen Metallen wie Aluminium und Magnesium bilden sich in Verbindung mit Sauerstoff dichte Metalloxidschichten. Diese schützen Metalle zwar vor weiteren Oxidationsvorgängen und führen zu einer guten Korrosionsbeständigkeit, jedoch führen sie bei Einschmelzprozessen zu unvermeidbaren Reaktionen mit der umgebenden Gasatmosphäre. Die dabei entstehenden Metalloxide bilden die sogenannte Krätze, die auch als Schlacke bezeichnet wird, und gehen damit dem Schmelzprozess als Reinformetall verloren. Dieser Metallverlust wird beim Metallrecycling auch als Abbrandverlust bezeichnet [Alf86, Das06, Ant13]. Vor allem beim Einschmelzen von Metallspänen, welche aufgrund ihrer geringen Masse oftmals ungehindert auf der Badoberfläche schwimmen und anschließend oxidieren, kommt es zu erhöhten Abbrandverlusten [Lin86, Gro99, Mar16].

Auch bei direkten Recyclingverfahren stellen die sich auf sauerstoffaffinen Metallspänen bildenden Oxidschichten eine Herausforderung dar. Wie bereits erläutert, kommen zur direkten Wiederverwertung überwiegend umformtechnische Verfahren zum Einsatz, die zu einer hohen plastischen Verformung der Späne und dadurch zu einer Verschweißung derselben führen. Die Qualität der Verschweißung und damit auch die erzielbaren mechanischen Eigenschaften der hergestellten Halbzeuge sind im Wesentlichen von den auftretenden Spannungs- und Dehnungsraten, dem Prozessdruck sowie der während der Umformung auftretenden Temperatur abhängig [Gro99, Tek09, Haa15]. Oxidbeläge können die Halbzeug- bzw. Bauteilqualität bei diesen Verfahren ebenfalls beeinflussen, da diese die Verschweißung der Metallspäne verhindern [Chm06, Co014]. Aus diesem Grund werden im Rahmen aktueller Forschungsarbeiten Lösungsansätze entwickelt, mit denen dieser Problematik entgegengewirkt werden soll [Chi04, Gül11, Mah11, Haa13, Lie15, Kar16, Fer17].

### **2.3.1 Konventionelle Recyclingprozesse für Metallspäne**

Das konventionelle Recycling von Metallspänen wird im Allgemeinen in die Prozessschritte „Vorbehandlung“ und „Aufarbeitung“ eingeteilt. In der Vorbehandlung gilt es zunächst, definierte Vorgaben hinsichtlich Sortenreinheit, Öl- und Fettfreiheit, Feuchtigkeit und Feinheit der Späne einzuhalten, um dann in diversen Aufarbeitungsschritten eine hohe und reproduzierbare Qualität zu gewährleisten [Mar16]. Abbildung 20 zeigt in diesem Zusammenhang beispielhaft einen schematischen Aufarbeitungsvorgang für verunreinigte und gemischte Metallspäne, die üblicherweise durch spanbildende mechanische Bearbeitungsverfahren erzeugt werden [Kro00].



**Abbildung 20:** Schematischer Aufarbeitungsvorgang von Metallspänen nach [Kro00]

Zu Beginn des Aufarbeitungsprozesses erfolgt eine Siebung der Späne. Dadurch werden sehr feine Kleinteile, die während des Einschmelzvorgangs vollständig oxidieren würden, entfernt und somit spätere Abbrandverluste verringert. Anschließend werden sehr lange Späne und Spänknäuel mit großen Volumina zerkleinert, um eine bessere Materialförderung zwischen den einzelnen Stationen des Recyclingprozesses zu gewährleisten [Fla12]. In den darauffolgenden Aufarbeitungsschritten werden die Metallspäne mittels unterschiedlicher Reinigungsverfahren von den Rückständen der spanbildenden Bearbeitungsverfahren (z. B. Kühlschmierstoffe oder Schneidöle) gereinigt. In Abbildung 20 sind diese Trennverfahren hellblau dargestellt. Im Anschluss an den Reinigungsprozess werden die Späne durch Magnetabscheidung und gegebenenfalls eine weitere Siebung nach der Werkstoffart und der Spänegröße sortiert. Die auf diese Weise gereinigten und sortierten Späne können dann in loser oder auch kompakterer Form dem Schmelzprozess zugeführt werden [Kro00, Mar16].

Die schmelzmetallurgische Gewinnung hochwertiger Sekundärrohstoffe bei einer hohen Schmelzausbeute, minimalen Emissionen und möglichst geringem Energieverbrauch ist vorrangig vom eingesetzten Schmelzverfahren abhängig. Für die Auswahl eines geeigneten Schmelzverfahrens müssen neben den werkstoffspezifischen Eigenschaften der Metalle auch Verunreinigungs- und Oxidanteil, sowie das Oberflächen-Masse-Verhältnis berücksichtigt werden. So kommen für das Einschmelzen sauberer und sortenreiner Eisen- und Aluminium-

Späne überwiegend Induktions- oder Kupolofentechnologien zum Einsatz. Bei diesen Einschmelztechniken bilden sich nur geringe Mengen an ungeschmolzener Krätze oder Schlacke, was zur Ausbildung sehr homogener Flüssigmetallphasenanteile führt [Wil98, Neu99, Pau10]. Späne aus NE-Metallen und Legierungen auf Basis von Aluminium werden aufgrund deren Oxidationsanfälligkeit üblicherweise in sogenannten Umschmelzwerken (Remelter) oder Schmelzhütten (Refiner) eingeschmolzen. Das Einschmelzen verunreinigter und nicht sortenreiner Späne wird ebenfalls in solchen Werken durchgeführt. Die Betriebsweisen der Öfen sind dabei so ausgelegt, dass durch eine kontrollierte Gasatmosphäre und/oder mithilfe spezieller Tauchverfahren die oxidationsbedingten Metallverluste gering gehalten werden. Da jedoch die Bildung von Schlackeschichten auch bei optimalen Bedingungen nicht völlig unterbunden werden kann, diese aber einen hohen gebundenen Metallanteil besitzen, muss im Anschluss an den Einschmelzvorgang ein zusätzlicher Recyclingschritt zur Aufbereitung der entstehenden Salzschlacke erfolgen [Ste05, Pau10, Mar16].

### **2.3.2 Recycling mittels direkter Weiterverarbeitung von Metallspänen**

Die größten Potentiale zu einer effizienten Nutzung von Rohstoffen und damit einhergehend zu Energieeinsparungen in der Produktion sind bei der Herstellung von Rohmaterialien wie Aluminium oder Stahl und bei den anschließenden zerspanenden Fertigungsschritten zur Herstellung von Halbzeugen zu finden. In diesem Zusammenhang wurde in unterschiedlichen Forschungsarbeiten versucht, Halbzeuge aus recycelten Metallspänen herzustellen und damit einen Beitrag zur Entwicklung ressourcen- und energieeffizienter Produktionsrouten zu leisten. Ein Schwerpunkt lag dabei auf der direkten Weiterverarbeitung von Metallspänen, sodass aufwendige zwischenliegende Bearbeitungsschritte konventioneller Recyclingprozesse wie z. B. Schrottzuführung oder Einschmelzvorgänge entfallen können [Gro99, Haa13].

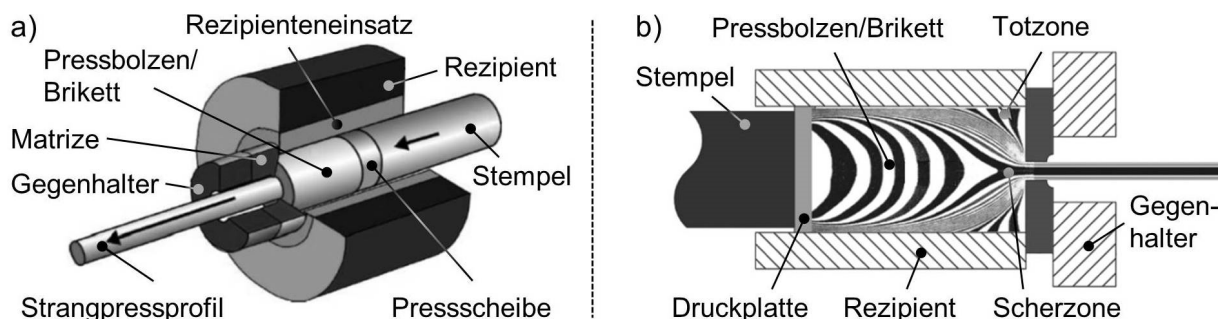
Im Wesentlichen befassten sich die Forschungsarbeiten auf diesem Gebiet mit der umformtechnischen Weiterverarbeitung von Leichtmetallspänen aus Aluminium- [Gro00, Fog03, Tek09, Gül10, Beh16, Lel16], Magnesium- [Mab95] und Titanlegierungen [Luo10] sowie von Spänen aus Stahlwerkstoffen [Chi02, Chi04, Kar16]. Neben dem Kaltstrangpressen mit anschließendem Kaltwalzprozess [Chi11], dem Warm Schmieden [Yus13] und dem Sintern [Gro00, Mah15] wurden in diesen Arbeiten überwiegend Warmstrangpressverfahren für die direkte Weiterverarbeitung der Metallspäne eingesetzt [Sha16]. Drei repräsentative Verfahrensbeispiele, die im Rahmen dieser Forschungsarbeiten entwickelt bzw. untersucht wurden, werden in diesem Kapitel noch detaillierter beschrieben. Dabei werden insbesondere die notwendigen Verfahrensschritte und die erzielbaren Bauteil- bzw. Halbzeugqualitäten betrachtet.

Bei der direkten Weiterverarbeitung von Metallspänen mittels des konventionellen Warmstrangpressens mit Flachmatrize werden brikettierte Späne zu Halbzeugen stranggepresst und anschließend spanend oder umformend weiterverarbeitet. Die Herstellung derart recycelter Strangpressprofile lässt sich entsprechend Abbildung 21 in fünf Arbeitsschritte einteilen.



**Abbildung 21:** Prozesskette zur Herstellung von Strangpressprofilen aus recycelten Metallspänen mittels Warmstrangpressen

Die durchzuführenden Vorbehandlungsmaßnahmen variieren in Abhängigkeit von dem Ausgangszustand der zu recycelnden Metallspäne und werden in die optionalen Bearbeitungsschritte Zerkleinerung, Reinigung, Trocknung und Vermischung der Späne unterteilt. Nach der Verdichtung der vorbehandelten Späne [Gro98, Fog03, Tek09] werden die erzeugten Presslinge mithilfe von Induktionsöfen auf die für das Warmstrangpressen erforderliche Prozesstemperatur (etwa 450°C bis 550°C) erwärmt. Dann werden diese erwärmten Rohteile in Reihe in den sogenannten Rezipienten eingeschoben und mittels eines hydraulisch angetriebenen Pressstempels durch die formgebende Matrizenöffnung des Werkzeugs gepresst (Werkzeugtemperatur ca. 450 °C). Eine Verfahrensskizze des sogenannten direkten Strangpressens, bei dem der Materialfluss des austretenden Profils mit der Bewegungsrichtung des Stempels übereinstimmt, ist in Abbildung 22 a) dargestellt [Ost14]. Abbildung 22 b) zeigt darüber hinaus den charakteristischen Materialfluss im Rezipienten und im Presskanal der Matrize, welcher die Ausbildung der Gefügestruktur im Pressprofil maßgeblich beeinflusst.



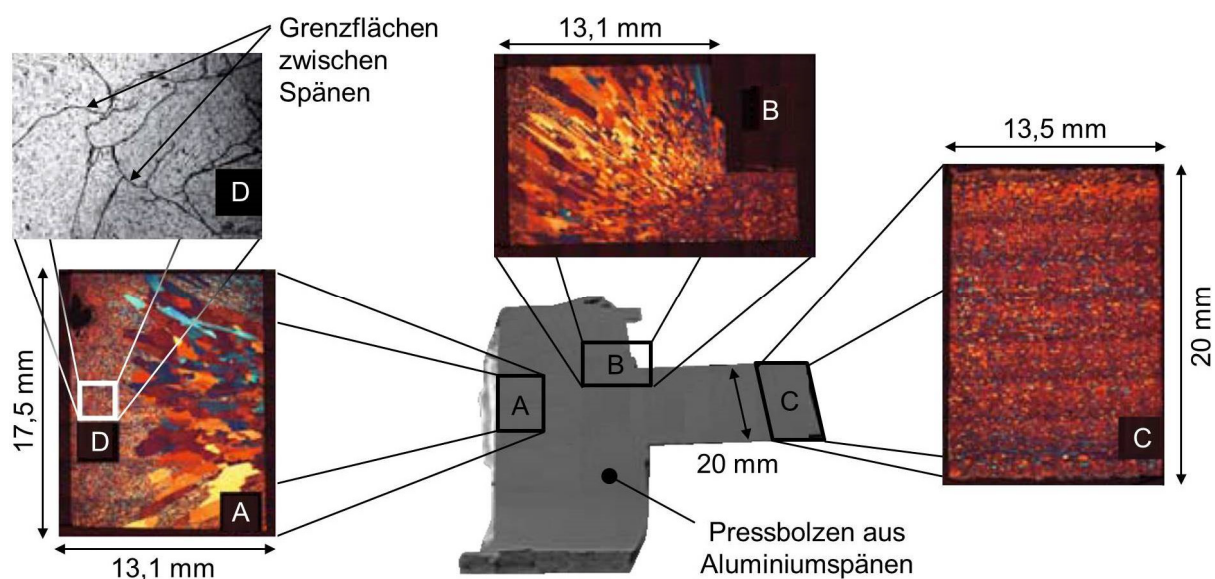
**Abbildung 22:** (a) Prozessskizze des direkten Strangpressverfahrens nach [Rah15] und (b) charakteristischer Materialfluss beim direkten Strangpressverfahren nach [Ost14]

Es ist zu erkennen, dass sich aufgrund des Fließverhältnisses des Materials, welches aus der Reibung an Rezipientenwand und Matrize resultiert, zum einen Zonen mit hohen Scherbelas-



tungen und zum anderen sogenannte „Totzonen“ ergeben. Die maximalen Scherraten bzw. Umformgrade treten am Matrizeneinlauf auf und sind maßgeblich vom Pressverhältnis, welches sich aus dem Verhältnis des Profilquerschnitts zum Brikettendurchmesser ergibt, abhängig.

Die Qualität der Aluminiumprofile, die auf diese Weise aus kompaktierten Metallspänen stranggepresst werden, ist maßgeblich von der Verschweißung der Spanoberflächen abhängig. Voraussetzung für die Verschweißung ist das Aufbrechen der Oxidschichten und eine homogene Dispersion dieser aufgebrochenen Oxide im Materialgefüge. Eine Beurteilung der erzielbaren Profilqualität kann durch metallographische Untersuchungen erfolgen, wie anhand des Strangpressens mit konventioneller Flachmatrize in Abbildung 23 dargestellt [Gül11].

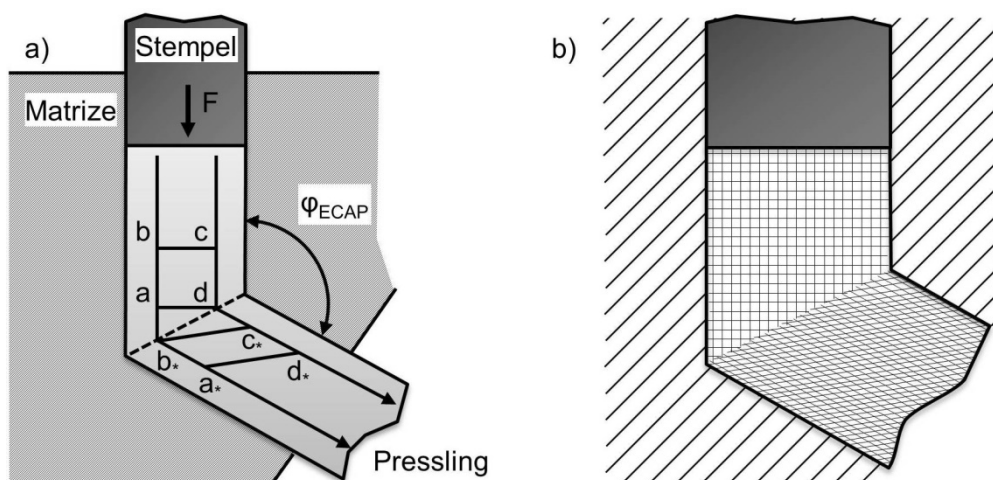


**Abbildung 23:** Gefügeentwicklung während des direkten Strangpressens nach [Gül11]; A & D: Gefügestruktur ohne Verschweißungen zwischen den Aluminiumspänen im Bereich des Rezipienten; B: Gefügestruktur mit Verschweißungen im Bereich der Scherzone; C: Strangpressprofil mit feinkörniger Gefügestruktur

Mithilfe der abgebildeten Schliffbilder kann die Entwicklung des Materialgefüges während des Strangpressens aufgezeigt werden. Schliff A zeigt, dass zwischen den verdichteten und plastisch verformten Spänen im Rezipienten noch keine Verschweißungen stattgefunden haben. Dies ist auch im vergrößerten Bereich D anhand der Grenzflächen zwischen den Metalloberflächen deutlich zu erkennen. Erst in der Scherzone, welche im Schliff B dargestellt ist, werden die Oxidschichten aufgrund des hohen Pressdrucks und der hohen Temperatur aufgebrochen, sodass Kontakt zwischen den Metallgrenzflächen entsteht und diese miteinander verschweißen bzw. Diffusionsvorgänge initiiert werden. Nach dem Matrizeneinlauf werden Spannungen innerhalb des Materialgefüges durch Umordnung von Gitterbaufehlern abgebaut. Anschließend erfolgt die Neubildung des Gefüges durch Keimbildung und Kornwachstum (dynamische Rekristallisation). Wie in Schliff C zu sehen, führen diese beiden Mechanismen zu einer

feinkörnigen Mikrostruktur, die idealerweise keine Grenzflächen zwischen den Spanverschweißungen aufweist [Gül11, Haa13]. Die Untersuchungen haben weiterhin gezeigt, dass neben der Pressgeschwindigkeit vor allem das bereits beschriebene Pressverhältnis und die Werkstück- bzw. Prozesstemperatur die erzielbare Qualität der gepressten Profile wesentlich beeinflussen. So weisen Profile mit einem Pressverhältnis von 68:1 eine deutlich höhere Festigkeit und Duktilität auf als solche mit einem Pressverhältnis von 34:1 [Gül11]. Ein höheres Pressverhältnis bedingt die Erhöhung des Pressdruckes im Rezipienten und damit einhergehend der Temperatur an den Einlaufkanten der Matrize. Dies führt zur Bildung qualitativ hochwertigerer Gefügestrukturen, da das Aufbrechen der Oxidschichten und damit die Verschweißung der einzelnen Späne untereinander begünstigt wird [Gül11, Haa13, Lei16]. Andere Prozesseinflüsse wie etwa die Späneerzeugung, die Spänegeometrie sowie das Vorkompaktieren der Späne sind im Verhältnis zu dem Pressverhältnis, der Prozesstemperatur und den damit einhergehenden Spannungsniveaus in der Matrize vernachlässigbar [Tek09].

Weiterführende Forschungsarbeiten haben gezeigt, dass durch einen komplexeren Materialfluss während des Strangpressens die Verschweißung der Späne auch bei geringeren Pressverhältnissen ermöglicht wird und gleichzeitig größere Strangquerschnitte hergestellt werden können. Ein solcher komplexerer Materialfluss kann beispielsweise auch mithilfe des iECAP-Verfahrens erzielt werden. Hierbei handelt es sich um eine Kombination des Warmstrangpressens mit dem ECAP-Verfahren (equal channel angular pressing), dessen Verfahrensprinzip in Abbildung 24 dargestellt ist [Seg95, Iwa96].

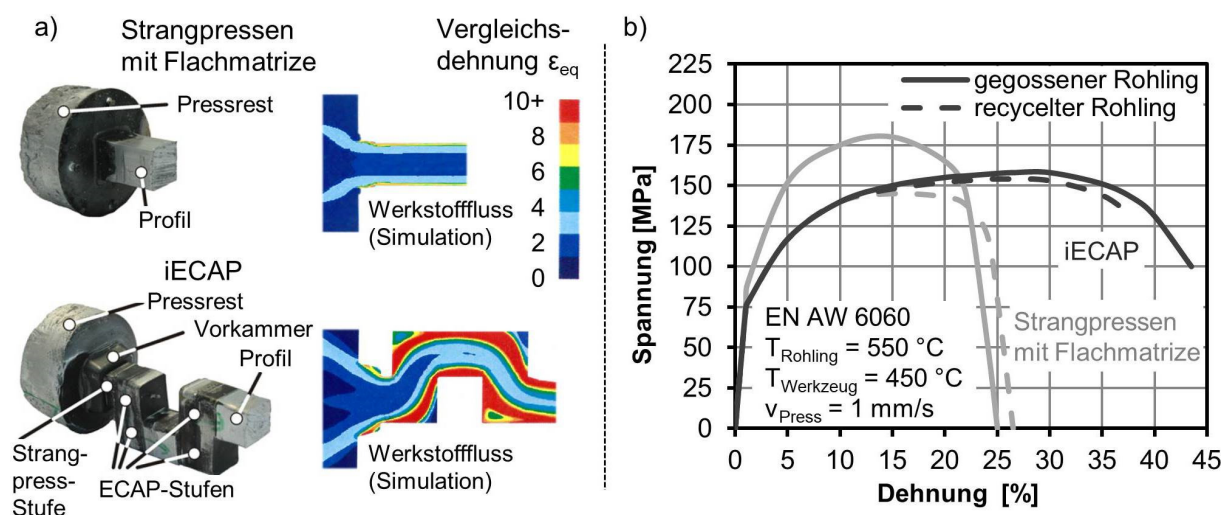


**Abbildung 24:** (a) Prinzipdarstellung des ECAP-Verfahrens nach [Iwa96] und [Seg95], in der  $\varphi_{\text{ECAP}}$  den Winkel zwischen Eingangs- und Ausgangskanal darstellt, und (b) schematische Darstellung der Gitterverschiebung aufgrund des ECAP-Verfahrens nach [Seg95]

Der zu verarbeitende Werkstoff wird mittels eines Stempels durch eine Pressmatrize mit gewinkeltem Kanal gepresst, wobei Eingangs- und Ausgangskanal meist den gleichen Querschnitt

aufweisen. Dieser Pressvorgang wird mehrmals mit demselben Werkstück wiederholt, wobei dieses jeweils anders orientiert wird. Der Werkstoff wird dadurch mehrfach geschert und die auftretenden Formänderungen akkumulieren sich. Daraus resultiert eine hochgradig plastische Verformung, die zunächst zu einer Kornteilung und anschließend zur Bildung einer für das Verfahren charakteristischen feinkörnigen Mikrostruktur führt [Val00, Hel08].

Forschungsarbeiten zur direkten Weiterverarbeitung von Metallspänen mittels des iECAP-Verfahrens haben gezeigt, dass durch diese Verfahrenskombination das Aufbrechen der Oxidschichten und damit die Verschweißung der einzelnen Späne untereinander stark begünstigt werden. Weiterhin werden Rekristallisationsprozesse ausgelöst, die zur Ausbildung einer feinkörnigen Mikrostruktur beitragen [Has12]. Entsprechende Untersuchungen wurden mit Spänen aus der Aluminiumlegierung AlMgSi0,5 (EN AW 6060) durchgeführt. Diese wurden zunächst mittels Kaltpressens zu zylinderförmigen Briketts verdichtet, anschließend in einem Elektrofen bei einer Temperatur von 550°C für 6 Stunden homogenisiert und im letzten Arbeitsschritt mittels der iECAP-Technologie zu Strangpressprofilen verarbeitet. Um das Potenzial dieser Technologie vergleichen und einordnen zu können, wurden in weiteren Strangpressversuchen zusätzlich eine Flachmatrize verwendet sowie Referenzstränge aus Gussmaterial erzeugt. Dabei wurde eine quadratische Querschnittsform (20 mm x 20 mm) für die erzeugten Profile gewählt und während der Strangpressprozesse die Pressgeschwindigkeit (1 mm/s) sowie die Werkzeug- (450°C) und Werkstücktemperatur (550°C) konstant gehalten.



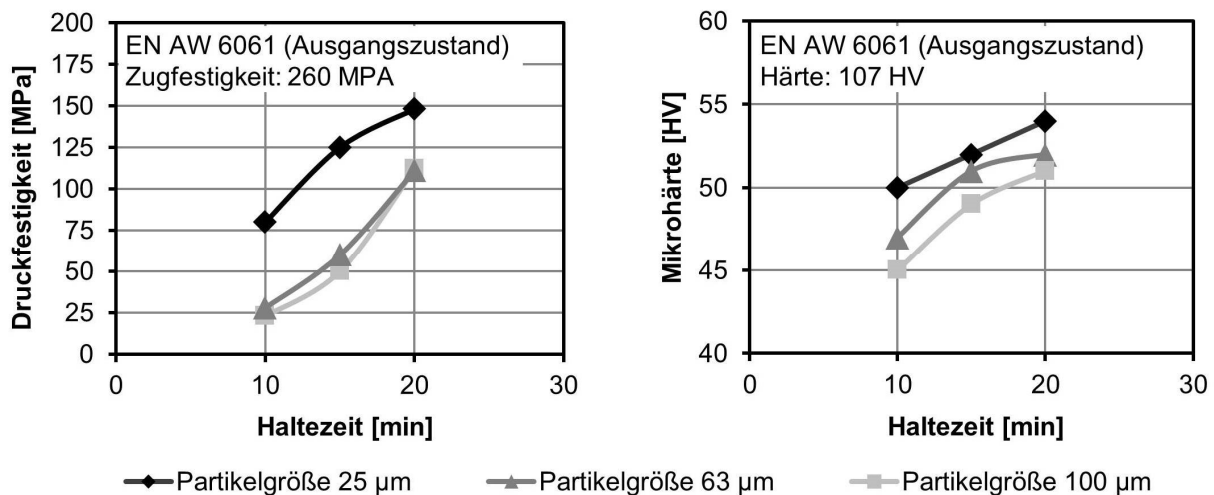
**Abbildung 25:** (a) Darstellung des Materialflusses beim Strangpressen mit Flachmatrize und beim iECAP-Prozess (Versuch und Simulation); (b) Spannungs-Dehnungs-Kurven von Zugproben aus unterschiedlich hergestellten Strangpressprofilen nach [Haa12, Haa13]

Die Materialbeanspruchungen, die während des konventionellen Strangpressens mit Flachmatrize und während des iECAP-Prozesses auftraten, sind in Abbildung 25 a) veranschaulicht. Die deutlich höheren Dehnungswerte, die für den iECAP-Prozess bestimmt wurden, ließen auf eine

höhere Materialbeanspruchung schließen, welche wiederum die erzielbaren Eigenschaften der stranggepressten Profile positiv beeinflusste. Dies wird auch durch das Diagramm in Abbildung 25 b) belegt, in welchem die Spannungs-Dehnungs-Kurven von Zugproben aus unterschiedlich erzeugten Strangpressprofilen zu sehen sind. Wie die Ergebnisse zeigen, konnte über die Komplexität des Werkstoffflusses die Zugfestigkeit der Profile zwar nicht wesentlich beeinflusst werden, das Formänderungsvermögen ließ sich jedoch mithilfe des iECAP-Verfahrens um 71 % gegenüber der Flachmatrize steigern. Darüber hinaus wiesen die Stränge, die mittels des iECAP-Prozesses aus wiederverwerteten Spänen hergestellt wurden, ein vergleichbares Festigkeits- und Duktilitätsverhalten wie diejenigen auf, die aus herkömmlichen, schmelzmetallurgisch hergestellten Gussrohlingen gepresst wurden [Haa13].

Ein weiteres Verfahren, das zur direkten Weiterverarbeitung von Metallspänen eingesetzt wird, ist das Sintern. Die mittels Drehen oder Fräsen erzeugten Späne müssen jedoch vor dem eigentlichen Sinterprozess zeitaufwendig vorbehandelt bzw. gereinigt und anschließend kompaktiert werden. Dabei beinhaltet die Vorbehandlung meist einen Reinigungs- und Trockenprozess sowie in den meisten Fällen einen Mahlprozess, bei dem die Späne zu einem feinkörnigen Pulver verarbeitet werden. Die Reinigung erfolgt z. B. mithilfe eines Ultraschallbads und einer anschließenden Behandlung mit Aceton. Die derart gereinigten Späne werden dann anschließend in einem Ofen getrocknet. Reinigungs- und Trockenprozess können dabei mehrere Stunden dauern. Für die nachfolgende Pulverisierung der getrockneten Späne kommen z. B. mechanische Rührwerke oder auch Planetenkugelmöhlen zum Einsatz. Auch dieser Mahlprozess kann mehrere Stunden beanspruchen. Das „Spänepulver“ wird anschließend bei Raumtemperatur mittels einer hydraulischen Presse, die den Pressdruck über mehrere Minuten aufrechterhalten kann, zu einem Grünling kompaktiert [Mah15, Kad16, Sha16]. Die Haltedauer hat dabei einen signifikanten Einfluss auf die Ausprägung der Verschweißungen, die während des Kompaktierens zwischen einzelnen Spänepartikeln entstehen, und damit ebenso auf die Werkstückqualität, die nach dem Sintern erzielt werden kann. Durch den eigentlichen Sinterprozess, der bei Temperaturen knapp unterhalb der Schmelztemperatur durchgeführt wird, werden anschließend Diffusionsvorgänge an den Grenzflächen bzw. an den Verschweißungen der Spänepartikel angeregt und dadurch die Werkstückfestigkeit erhöht. Abbildung 26 zeigt den Zusammenhang zwischen der Kompaktierdauer bzw. der Haltezeit (10, 15 und 20 Minuten) und der erreichbaren Druckfestigkeit bzw. Mikrohärtigkeit des gesinterten Werkstücks. Die entsprechenden Untersuchungen wurden mit Spänen aus der Legierung AlMg1SiCu (EN AW 6061) durchgeführt [Mah15]. Weiterhin ist aus den dargestellten Diagrammen ersichtlich, dass die mechanischen Werkstückeigenschaften ebenso durch die Verwendung geringerer Partikelgrößen erhöht

werden können. Dies liegt darin begründet, dass Grünlinge aus kleineren Partikeln eine geringere Porosität und damit einhergehend eine bessere Ausprägung der Verschweißungen aufweisen.



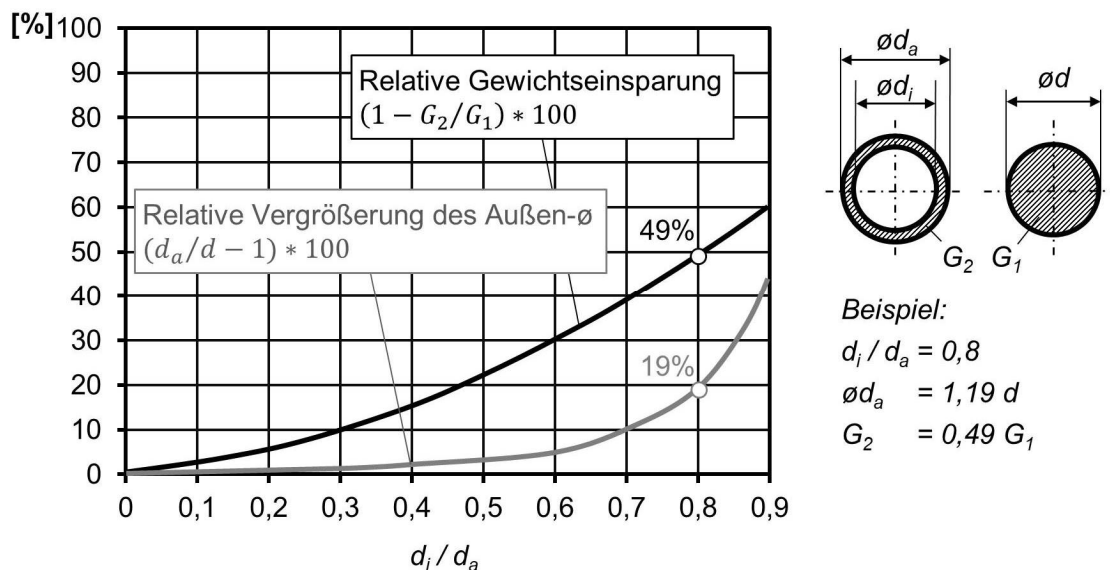
**Abbildung 26:** Druckfestigkeit und Mikrohärtigkeit gesinterter Metallspäne (EN AW6061) in Abhängigkeit von der gemahlene Partikelgröße und der Kompaktierdauer nach [Mah15]

Auch wenn das Sintern von Metallspänen im Rahmen früherer Forschungsarbeiten prinzipiell umgesetzt wurde, weisen derartig erzeugte Werkstücke im Vergleich zu Werkstücken, die mithilfe des Warmstrangpressens von Metallspänen hergestellt werden, geringere Festigkeitseigenschaften auf. Grund hierfür sind die Oxidschichten an den Spänepartikeln, die trotz des Kompaktierprozesses vorhanden sind und die beim Sintervorgang den Platzwechsel der Teilchen und damit einhergehend eine großflächige Verschweißung der Späne unterdrücken [Gro99, Gro00]. Das Sintern von Metallspänen konnte sich daher nicht als eigenständiges Recyclingverfahren durchsetzen und findet üblicherweise nur als zusätzlicher Bearbeitungsschritt vor dem Strangpressprozess Anwendung.

## 2.4 Verfahren zur Herstellung rotationssymmetrischer, hohler Metallbauteile

Durch konstruktiven Leichtbau wird heute versucht, das Gewicht von Einzelkomponenten und deren Baugruppen zu reduzieren ohne dadurch die Funktionalitäten, Sicherheiten und Materialeigenschaften wesentlich zu reduzieren. Der konstruktive Leichtbau findet heute vor allem bei der Auslegung metallischer Bauteile Anwendung, indem bereits während der Konstruktionsphase Materialeinsparungen an Bauteilbereichen mit keinen oder geringen Betriebsbelastungen vorgesehen werden [Müc08, Kuc10, Hen11]. Einer der einfachsten Lösungsansätze besteht hierbei in der hohlen Ausführung rotationssymmetrischer Bauteile, wie es z. B. bei Hohlwellen der Fall ist. So können Hohlwellen im Vergleich zu Vollwellen bei gleichen Betriebsbelastungen deutlich leichter gestaltet werden, da die auftretenden Torsions- und Biegespan-

nungen vom äußeren Umfang zum Mittelpunkt der Welle hin abnehmen [Wei13, Dec14]. In diesem Zusammenhang zeigt Abbildung 27 den Vergleich der Abmessungen und Gewichte von Hohl- und Vollwellen, die das gleiche Widerstandsmoment gegen Biegung  $W_b$  aufweisen. Das in der Abbildung dargestellte Anwendungsbeispiel verdeutlicht, dass eine Hohlwelle mit einem Verhältnis von Innen- zu Außendurchmesser von 0,8 zu 49 % leichter ausgeführt werden kann als eine Vollwelle mit vergleichbarem Widerstandsmoment. Hierfür muss der Außendurchmesser der Hohlwelle im Vergleich zum Durchmesser der entsprechenden Vollwelle um lediglich 19 % vergrößert werden [Kün08].

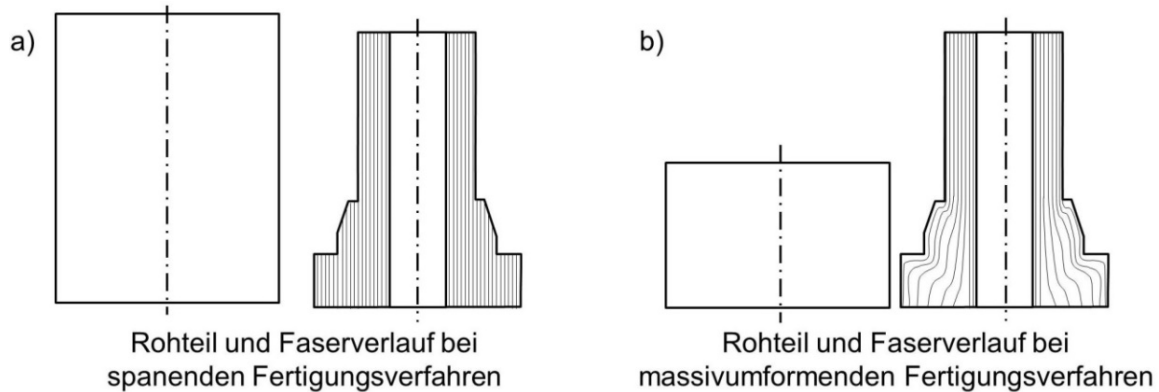


**Abbildung 27:** Vergleich der Abmessungen und Gewichte von Hohl- und Vollwellen mit gleichem Widerstandsmoment gegen Biegung  $W_b$  nach [Kün08]

Bei kleineren Stückzahlen und kleinen Abmessungen sowie bei Bauteilen mit Absätzen und Hinterschnitten erfolgt die Herstellung rotationssymmetrischer Hohlbauteile häufig zerspanend aus dem Vollen. Dabei wird stangenförmiges Halbzeug auf CNC-gesteuerten Dreh- bzw. Fräsmaschinen bearbeitet und nach dem Vergüten geschliffen oder poliert. Anschließend werden die Bauteile vor- bzw. gebohrt oder innen ausgedreht. Verzahnungen und Mitnehmer lassen sich durch Wälzfräsen herstellen. Das Räumen wird üblicherweise für die Innenbearbeitung und dabei insbesondere für die Herstellung von Nuten oder Polygonprofilen eingesetzt. Neben dem relativ hohen Materialverlust gilt es zu beachten, dass der Faserverlauf durch spanende Fertigungsverfahren, wie in Abbildung 28 dargestellt, unterbrochen und dadurch die Festigkeit der erzeugten Bauteile erkennbar verringert wird [Lan08, Doe10, Vol13, Dec14, Sko14].

Bei größeren Abmessungen und Stückzahlen sowie bei höheren Festigkeitsanforderungen erfolgt die Herstellung von Hohlbauteile üblicherweise mittels massivumformender Fertigungsverfahren. Bei diesen Verfahren werden die Rohteile plastisch verformt, wodurch der

Faserverlauf im hergestellten Werkstück in Fließrichtung des Werkstoffs orientiert ist. Dadurch weisen solche umgeformten Bauteile im Vergleich zu spanend hergestellten eine erhöhte Festigkeit, Zähigkeit und Bruchdehnung auf [Kün08]. So können beispielsweise umgeformte Kegelräder im Gegensatz zu spanend hergestellten eine um 30 % erhöhte Bruchfestigkeit und eine um 40 % erhöhte Biegegewichselfestigkeit aufweisen [Hei06].

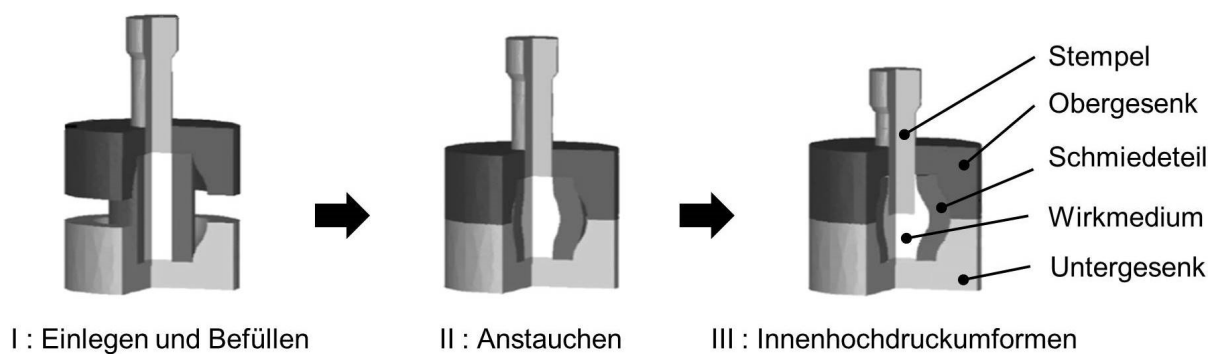


**Abbildung 28:** Vergleich a) spanender und b) massivumformender Fertigungsverfahren hinsichtlich Rohteilvolumen und Faserverlauf im fertigen Werkstück nach [Sko14]

Eine Möglichkeit, Hohlbauteile massivumformend herzustellen, besteht darin, Grundkörper durch Querkeilwalzen [Joh07] oder durch das konventionelle Gesenk- bzw. Freiformschmieden zu fertigen und anschließend die hohle Bauteilform mittels Tieflochbohren zu realisieren. Beim Querwalzen wird das Werkstück ohne Vorschubbewegung zwischen umlaufenden Walzen rotiert, wodurch abgestufte Wellen hergestellt werden können. Hierfür werden überwiegend Vollmaterialien als Rohteil eingesetzt, manche Anwendungen erlauben aber auch den Einsatz hohler Rohteile und somit die Einsparung einer zerspanenden Nachbearbeitung [Sch96]. Weitere Fertigungsalternativen bilden das Innenhochdruckumformen [Sch96], das Rundkneten mit innenliegendem Dorn [Mül05], das Bohrungsdrücken [SFB283] sowie das Fließpressen. Hierbei ist allerdings zu beachten, dass beim Fließpressen größerer Querschnittsänderungen mehrere Arbeitsschritte bzw. Umformstufen erforderlich sind [Sch96].

Die Mehrzahl der massivumgeformten Bauteile muss zumindest teilweise mechanisch nachbearbeitet werden, da Hinterschnitte und/oder Bohrungen nur schwer bzw. mit großem Aufwand herstellbar sind [Lei02]. Aus diesem Grund wurden im Rahmen verschiedener Forschungsvorhaben Kombinationen von (massiv-)umformenden Fertigungsverfahren erforscht, um zum einen Bearbeitungsschritte einzusparen und zum anderen komplexere Bauteilgeometrien sowie bessere Bauteileigenschaften erzeugen zu können. Als Anwendungsbeispiele hierfür sind zum einen Kombinationen aus unterschiedlichen Fließpressverfahren wie dem Napf-Rückwärts-, dem Voll-Vorwärts- sowie dem Querfließpressen [Lie10] und zum anderen das kombinierte

Schmieden und Innenhochdruckumformen zu nennen [Fai06]. Ziel des kombinierten Schmiedens und Innenhochdruckumformens ist die Herstellung dickwandiger Hohlbauteile aus Aluminium mit Hinterschnitten. Hierfür wird zunächst ein dickwandiger Rohrabchnitt in das Umformwerkzeug eingelegt und anschließend mit einem Wirkmedium gefüllt. Im nächsten Schritt wird das Werkzeug, bestehend aus einem Ober- und einem Untergesenk, geschlossen und dadurch das Rohteil gestaucht. Zur Herstellung des Hinterschnitts wird abschließend ein Umformstempel in das Wirkmedium gedrückt, wodurch der Innendruck stark erhöht wird. Die grundsätzliche Machbarkeit dieses Verfahrens wurde bereits nachgewiesen, für eine industrielle Anwendung muss jedoch noch ein Konzept zur zuverlässigen Abdichtung des Wirkmediums gefunden werden. Das Verfahrensprinzip dieses kombinierten Umformprozesses ist schematisch in Abbildung 29 dargestellt [Fai06, Lan13].



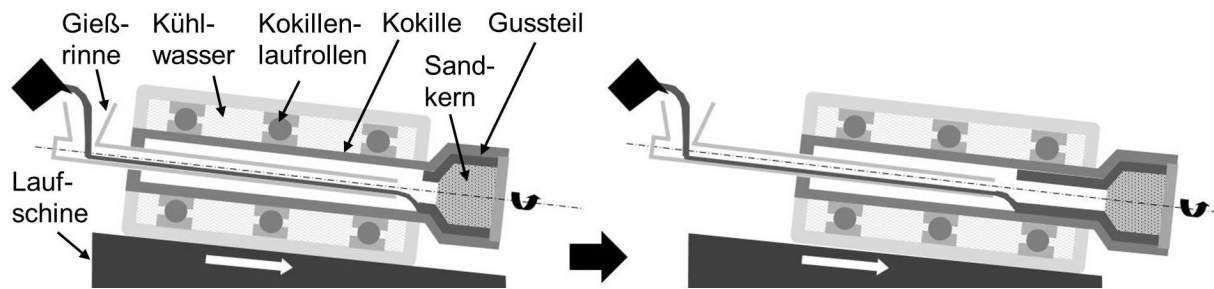
**Abbildung 29:** Schematische Prozessdarstellung des kombinierten Schmiedens und Innenhochdruckumformens nach [Fai06]

Für die Herstellung großvolumiger Hohlbauteile mit komplexen und endkonturnahen Geometrien kommen überwiegend urformende Verfahren zum Einsatz. Dabei wird der erwärmte flüssige Ausgangswerkstoff in eine gestaltgebende Metall- oder Sandform gefüllt, in der er anschließend erstarrt. Es wird zwischen Gießverfahren mit Dauerformen (z. B. Druckgießen) und mit verlorenen Formen (z. B. Sandgießen) unterschieden. Eine weitere Unterteilung kann zwischen Schwerkraftgießen und Gießen unter Druckanwendung erfolgen [Rol13]. Für das Gießen hohler Werkstücke ist generell ein Kern notwendig, der in der Werkzeugkavität fixiert werden muss. Um Hinterschnidungen an der Innenseite realisieren zu können, muss ein verlorener Sandkern eingesetzt werden. Sogenannte Dauerkerne werden meist als Schieber bezeichnet und werden überwiegend aus Werkzeugstählen hergestellt [Mül13].

Ein urformendes Verfahren, das zur Herstellung rotationssymmetrischer Hohlbauteile eingesetzt wird, ist das Schleudergießen, dessen Verfahrensprinzip in Abbildung 30 dargestellt ist. Dabei wird die Schmelze in eine rotierende Gießform eingefüllt, wobei das Bauteil durch die Wirkung der Zentrifugalkraft ausgeformt wird und anschließend erstarrt. An der Außenseite



des Gussteils können durch entsprechende Formen variable Profile erzeugt werden. Die Innenseite weist verfahrensbedingt jedoch eine glatte und ebene Oberfläche auf [Sko14, Klo15].



**Abbildung 30:** Schematische Prozessdarstellung des Schleudergießens nach [VDG05]

## 2.5 Fazit aus dem Stand der Kenntnisse

Im dargestellten „Stand der Kenntnisse“ wurden zunächst allgemeine prozesstechnische Grundlagen zur Formgebung im teilflüssigen Materialzustand und insbesondere der Verfahrensvariante Thixo-Schmieden aufgeführt. Dabei wurden sowohl die prozesstechnischen Vorteile des Verfahrens als auch die bestehenden Defizite hinsichtlich der relativ komplexen Prozessführung sowie der vergleichsweise geringen Prozessrobustheit dargestellt.

Weiterhin wurden die grundlegenden rheologischen Eigenschaften teilflüssiger Metalle sowie deren messtechnische Erfassung mittels Rheometern erläutert. Auf Basis dieser rheologischen Grundlagen wurden anschließend die numerische Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe behandelt und in diesem Zusammenhang bestehende Lösungsansätze zur simulativen Darstellung der während der Formgebung auftretenden Materialströmungen aufgezeigt. Dabei wurde verdeutlicht, dass es mit bestehenden Methoden der Viskositäts- bzw. Strömungsmodellierung zwar möglich ist, kritische bzw. instationäre Strömungen zu simulieren, hierfür jedoch pragmatisch handhabbare numerische Modelle, ein umfangreiches numerisches Verständnis des Benutzers sowie hohe Rechenzeiten erforderlich sind.

Im Hinblick auf die Erschließung neuer Anwendungsmöglichkeiten für das Thixo-Schmieden wurden abschließend konventionelle Recyclingverfahren und Fertigungsprozesse zur direkten Wiederverwertung von Metallspänen sowie bestehende Fertigungsmethoden zur Herstellung rotationssymmetrischer Hohlbauteile beschrieben. Dabei wurden die Defizite einiger bestehender Verfahren wie beispielsweise die erzielbare Bauteilqualität und -komplexität sowie die hohe Anzahl an Prozessschritten dargestellt.

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

### 3 Motivation und Zielsetzung

Der erhöhte Kostendruck aufgrund der weltweiten Energie- und Rohstoffverknappung, die fortschreitende Produktindividualisierung, die weltweit politisch adressierten Leichtbaubemühungen für mobile Strukturen und die zunehmenden Umweltschutzbestimmungen stellen heute wesentliche Herausforderungen für die metallverarbeitende Industrie dar. Um diesen Herausforderungen begegnen zu können, gilt es, einerseits die Entwicklung neuer Fertigungstechnologien voranzutreiben oder aber andererseits den Einsatz bestehender, bislang unbeachteter Fertigungsalternativen in Betracht ziehen. Gefordert sind hierbei flexible sowie energie- und ressourceneffiziente Fertigungsprozesse, mit denen zudem unterschiedlichste konstruktive und stoffliche Leichtbaukonzepte umgesetzt werden können.

#### 3.1 Motivation der Arbeit

Mit dem im Stand der Kenntnisse dargestellten Thixo-Schmiedeprozess besteht eine Fertigungsalternative zu konventionellen Schmiede- und Gießverfahren, mit welcher komplex geformte Metallbauteile mit guten mechanischen Eigenschaften endkonturnah in einem einzigen Formgebungsschritt hergestellt werden können. Darüber hinaus ist es mittels dieses Formgebungsverfahrens möglich, sowohl neuartige Werkstoffe mit immer höheren Festigkeiten und/oder Härten zu verarbeiten als auch Hybrid- und Verbundbauteile herzustellen. Obwohl das Thixo-Schmieden aufgrund dieser prozesstechnischen Vorteile in besonderem Maße zur Erfüllung der dargestellten Produktionsanforderungen geeignet scheint, besteht bei den produzierenden Unternehmen der metallverarbeitenden Industrie bis heute nur eine geringe Akzeptanz gegenüber diesem Formgebungsverfahren.

Ein wesentlicher Grund für diese geringe Akzeptanz liegt in der relativ komplexen Prozessführung sowohl bei der Rohteilerwärmung als auch bei der anschließenden Formgebung der teilflüssigen Metallwerkstoffe, sodass meist ein umfangreiches Expertenwissen zur Einstellung der idealen Anlagenparameter erforderlich ist. Genauer gesagt, erfordert die hohe Sensibilität des Thixo-Schmiedens gegenüber prozesstechnischen Randbedingungen wie Rohteil- und Werkzeugtemperaturen sowie Stößel- bzw. Fließgeschwindigkeiten eine relativ genaue Bestimmung und Einhaltung dieser Prozessparameter, um eine möglichst hohe Prozesssicherheit zu gewährleisten. Vor allem beim Thixo-Schmieden komplexer Bauteilformen, wofür vergleichsweise hohe Stößelgeschwindigkeiten sowie erhöhte Rohteil- und Werkzeugtemperaturen erforderlich sind, kann eine unzureichende Prozessauslegung sehr schnell zu fehlerhaften Bauteilen führen. In den meisten Fällen sind diese Bauteilfehler dann entweder auf eine frühzeitige Erstarrung des teilflüssigen Metallwerkstoffes oder aber auf einen instabilen,

kritischen Materialfluss und damit verbundene Luft- oder Fremdstoffeinschlüsse zurückzuführen.

Um die Konkurrenzfähigkeit des Thixo-Schmiedens gegenüber den etablierten Schmiede- und Gießverfahren zu steigern und dadurch dessen Akzeptanz bei industriell fertigen Unternehmen zu erhöhen, gilt es also, einerseits die Prozessführung zu vereinfachen und andererseits die Prozesssicherheit zu steigern. Hierfür muss ein detailliertes Verständnis hinsichtlich der Fließeigenschaften teilflüssiger Metallwerkstoffe sowie der beim Thixo-Schmieden auftretenden Materialströmungen erlangt werden, womit den Unternehmen zukünftig nicht nur eine experimentelle, sondern auch eine verbesserte simulationsbasierte Auslegung des Thixo-Schmiedeprozesses ermöglicht werden könnte. Nicht zuletzt gilt es, die produktionstechnischen Potentiale des Thixo-Schmiedens im Hinblick auf eine ressourceneffiziente Wiederverwertung von Sekundärwerkstoffen sowie die Umsetzung konstruktiver und stofflicher Leichtbauweisen aufzuzeigen, um somit der Forderung der produzierenden Unternehmen nach energie- und ressourceneffizienten Fertigungsprozessen für Leichtbauteile zu begegnen.

### **3.2 Zielsetzung der Arbeit**

Die wesentliche Zielsetzung der in dieser Arbeit dargestellten Forschungsaktivitäten besteht darin, die Konkurrenzfähigkeit des Thixo-Schmiedens gegenüber konventionellen Schmiede- und Gießverfahren zu steigern und somit einen Beitrag zu leisten, das Verfahren als Fertigungsalternative für produzierende Unternehmen der Metallindustrie attraktiver zu machen.

Im Rahmen der Auslegung einer Prozessroute für das Thixo-Schmieden von Rohrhalfzeugen wird daher zunächst versucht, die Prozessführung bei der Rohteilerwärmung zu vereinfachen sowie die Einstellung einer homogenen Rohteiltemperatur robuster zu gestalten. Hierfür stellt die Verwendung rohrförmiger anstatt zylindrischer Halbzeuge einen vielversprechenden Lösungsansatz dar, den Einfluss des im Stand der Kenntnisse dargestellten Skin-Effektes zu minimieren und damit die Ermittlung von Erwärmungsparametern zu vereinfachen, die Robustheit des Erwärmungsprozesses zu erhöhen sowie die Erwärmungsdauer zu reduzieren.

Um den Formgebungsprozess bzw. dessen Auslegung robuster zu gestalten, befassen sich die dargestellten Forschungsarbeiten des Weiteren mit der möglichst exakten Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe und damit einhergehend der Optimierung der simulativen Prozessauslegung. Ziel ist es dabei, mithilfe von relativ einfach aufgebauten, einphasigen CFD-Simulationen Vorhersagen bezüglich real auftretender, kritischer Materialströmungen und der dadurch zu erwartenden Bauteildefekte treffen zu können. Da solche Vorhersagen aufgrund relativ unpräziser, einphasigen Viskositätsmodelle bislang nur begrenzt möglich

waren, wird zunächst ein neues Modell zur exakteren numerischen Darstellung des scherrate-  
nentfestigenden Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe entwickelt. Anschließend wer-  
den mit diesem Viskositätsmodell Formfüllsimulationen durchgeführt und die erhaltenen Er-  
gebnisse mit denen konventionell aufgebauter Simulationen verglichen, um somit den unmit-  
telbaren Zusammenhang der Simulationsergebnisse und der Viskositätsmodellierung darzustel-  
len. Zur abschließenden Bewertung der Simulationsergebnisse werden diese anhand realer  
Formgebungsversuche validiert.

Für die Durchführung dieser Formgebungsversuche wird ein modulares Formgebungswerk-  
zeug für das Thixo-Schmieden rotationssymmetrischer Hohlbauteile entwickelt. Durch das ein-  
fache und schnelle Austauschen einzelner oder aller Werkzeugeinsätze soll hierbei die kosten-  
günstige Herstellung verschiedener hohler Bauteilformen mit im Wesentlichen fertigen Funk-  
tionsflächen mit einem möglichst geringen zeitlichen Rüstaufwand ermöglicht werden. Hier-  
durch soll zudem demonstriert werden, dass durch die Kombination des Thixo-Schmiedens mit  
einem derartigen modularen Werkzeugkonzept äußerst flexible, materialeffiziente Prozessrou-  
ten umgesetzt werden können, welche sich durch viele Variationsmöglichkeiten hinsichtlich  
der realisierbaren Bauteilkomplexitäten auszeichnen.

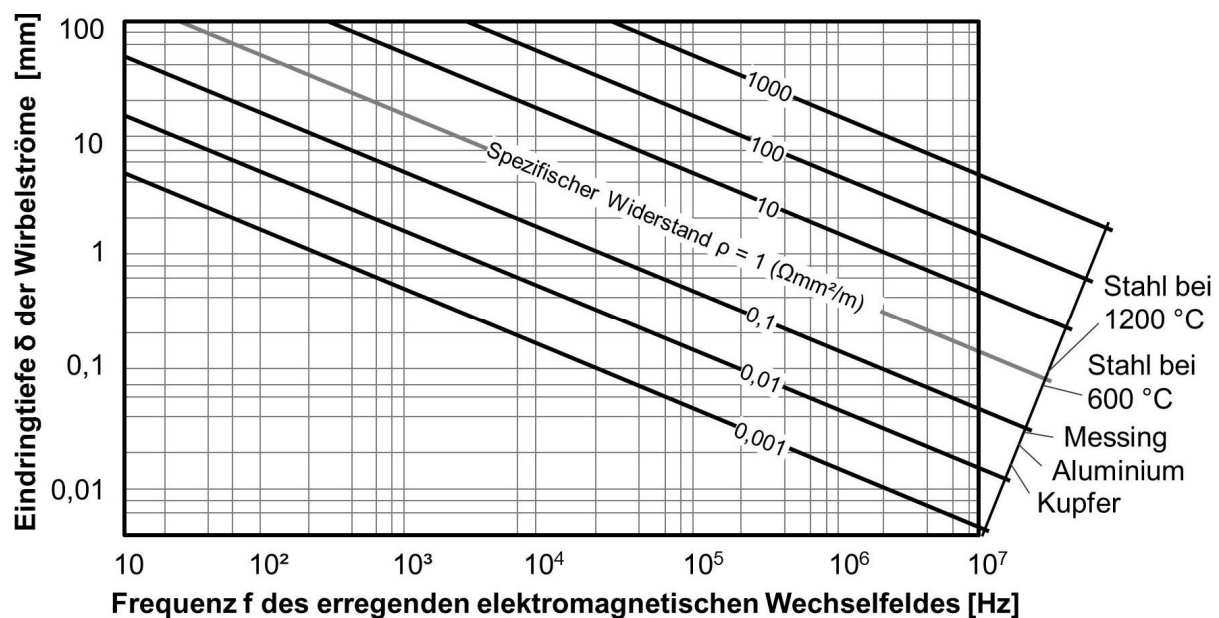
Die mit diesem modularen Werkzeugzeug durchgeführten Formgebungsversuche sollen nicht  
nur zur Validierung der unterschiedlichen Strömungssimulationen, sondern auch zur Bewer-  
tung des Thixo-Schmiedens schwer zu bearbeitender Metallwerkstoffe sowie von recycelten  
Metallspänen dienen. Ziel ist es dabei, das Potential der entwickelten Prozessroute hinsichtlich  
der Herstellung von hohlen Leichtbauteilen aus Werkstoffen mit erhöhten Festigkeits- bzw.  
Härtewerten sowie die Möglichkeiten zur ressourceneffizienten Verarbeitung von Sekundär-  
werkstoffen aufzuzeigen. Die entsprechenden Formgebungsversuche werden mit einer pulver-  
metallurgisch hergestellten, partikelverstärkten Aluminiumlegierung, einem Schnellarbeits-  
stahl sowie mit kompaktierten Metallspänen aus einer Aluminium- und einer Stahllegierung  
durchgeführt.

Zusammengefasst sollen die in dieser Arbeit durchgeführten Forschungsarbeiten dazu dienen,  
sowohl mittels numerischer als auch mittels experimenteller Lösungsansätze die Robustheit des  
untersuchten Thixo-Schmiedeprozesses zu erhöhen und die Prozessführung zu vereinfachen.  
Weiterhin sollen mithilfe der beschriebenen experimentellen Untersuchungen potentielle neue  
Anwendungsmöglichkeiten des Verfahrens aufgezeigt werden, mit welchen zukünftig flexible  
sowie energie- und ressourceneffiziente Fertigungsprozesse für Leichtbaukomponenten umge-  
setzt werden können.

## 4 Induktive Erwärmung von Rohrhälbzeugen in den teilflüssigen Materialzustand

Zur Erwärmung der Rohteile für das Thixo-Schmieden werden bevorzugt Induktionsanlagen eingesetzt, da diese eine energiesparende und rasche Erwärmung auf die erforderlichen Prozesstemperaturen ermöglichen. Ziel der Rohteilerwärmung ist die Einstellung einer homogenen Temperaturverteilung und damit einhergehend eines definierten Fest-/Flüssigphasen-verhältnisses innerhalb des Rohteilvolumens. Dabei wird eine möglichst kurze Erwärmungsdauer angestrebt, um einem zu starken Kornwachstum einerseits sowie einer übermäßigen Randentkohlung bzw. Oxidation andererseits entgegenzuwirken. Dieser Zielsetzung steht jedoch der bei der induktiven Rohteilerwärmung auftretende Skin-Effekt gegenüber.

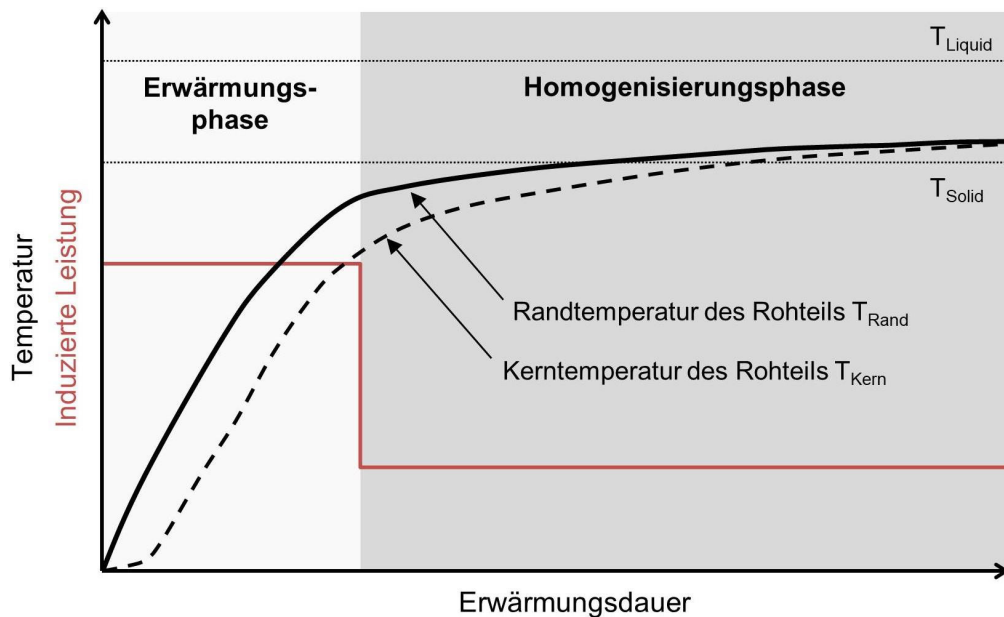
Der Skin-Effekt führt dazu, dass das induktiv zu erwärmende Werkstückvolumen aufgrund der geringen Eindringtiefe der erzeugten Wirbelströme nur in dessen Randbereich aufgeheizt wird. Die Eindringtiefe ist dabei vor allem von den Materialeigenschaften Permeabilität und dem spezifischen Widerstand des zu erwärmenden Rohteils sowie von der Frequenz des erregenden elektromagnetischen Wechselfeldes abhängig (siehe Kapitel 2.1.2). Diesbezüglich ist in Abbildung 31 die Stromeindringtiefe in Abhängigkeit von der Frequenz des erregenden Wechselfeldes für unterschiedliche metallische Leiter dargestellt [Ben93, Cre97, Bor05].



**Abbildung 31:** Eindringtiefe induktiv erzeugter Wirbelströme in unterschiedliche metallische Leiter in Abhängigkeit von der Frequenz des erregenden Wechselfeldes nach [Ben93]

Da die Erwärmung des Rohteilkerne aufgrund dieses physikalischen Effektes durch Wärmediffusion erfolgen muss, wird die induktive Erwärmung zylindrischer Rohteile in den teilflüssigen Zustand üblicherweise mit veränderlichen bzw. anpassbaren Anlagenleistungen durchgeführt.

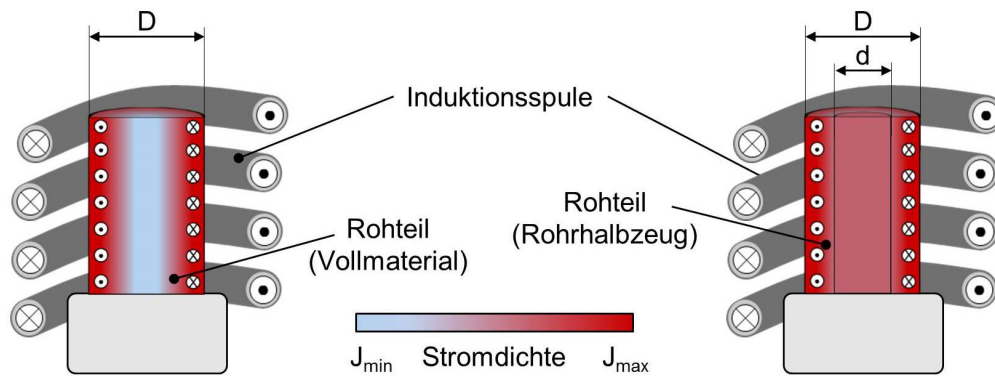
Dabei wird der Randbereich des Rohteils zu Beginn mit einer hohen Leistung bis nahe an die Solidusgrenze aufgeheizt (Erwärmungsphase) und anschließend bei moderater Leistung um nur noch wenige Kelvin weitererwärmt (Homogenisierungsphase). Während dieser Homogenisierungsphase wird die induzierte Wärme bis in den Rohteilkern geleitet, sodass ein gleichmäßiges Aufschmelzen der Legierung bis in den erwünschten Zielzustand erreicht und ein definierter Fest-/Flüssigphasenanteil eingestellt werden kann. Der schematische Ablauf eines solchen Erwärmungsprozesses mit veränderlicher Anlagenleistung ist in Abbildung 32 dargestellt.



**Abbildung 32:** Schematischer Ablauf des induktiven Erwärmungsprozesses metallischer Rohteile bis in den teilflüssigen Materialzustand

Die Ermittlung der erforderlichen Anlagenparameter, mit denen nicht nur eine homogene Phasenverteilung im gesamten Rohteilvolumen, sondern auch eine möglichst kurze Erwärmungsdauer erreicht werden soll, muss meist durch aufwendige empirische Untersuchungen erfolgen. Zudem muss diese Parameterermittlung für jede einzelne zu erwärmende Metallegierung und Bolzengeometrie spezifisch durchgeführt werden.

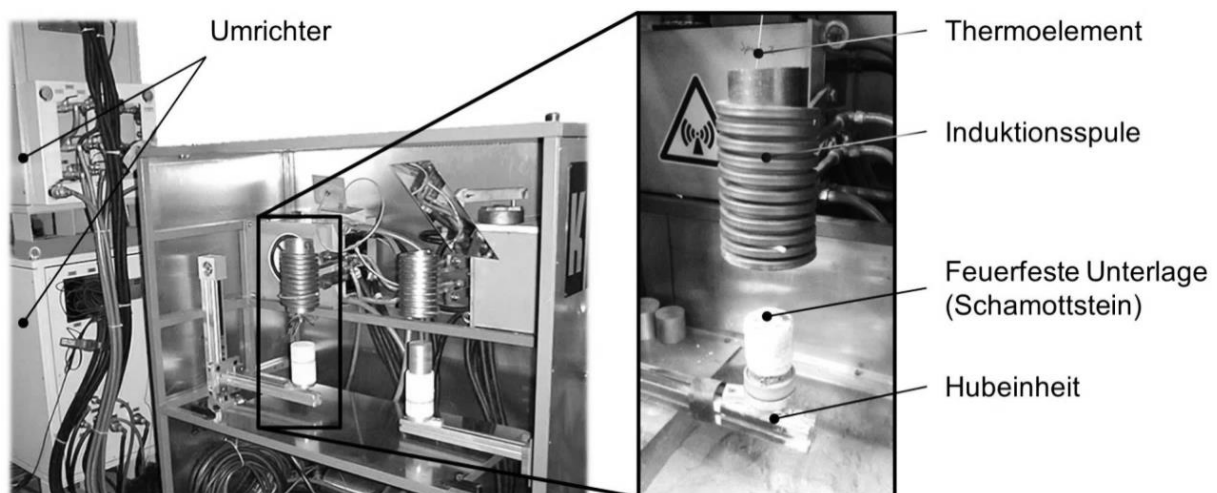
Um die Ermittlung der Erwärmungsparameter zu vereinfachen und gleichzeitig die Einstellung einer homogenen Rohteiltemperatur bzw. einer homogenen Fest-/Flüssigphasenverteilung während des induktiven Erwärmungsprozesses robuster zu gestalten, wurde in den nachfolgend beschriebenen Forschungsarbeiten der Einsatz rohrförmiger Halbzeuge untersucht [Lie14b]. Dabei wurde angenommen, dass - sofern die Wanddicke des Rohrhälbzeugs die Eindringtiefe der induzierten Wirbelströme nicht wesentlich übersteigt [Sim60] - durch diesen Lösungsansatz der Einfluss des Skin-Effektes umgangen werden kann und somit keine aufwendige Erwärmung des Rohteilkerns erfolgen muss (siehe Abbildung 33).



**Abbildung 33:** Schematische Darstellung der Stromdichteverteilung während der induktiven Erwärmung von Vollmaterialien und von Rohrhälftezeugen

#### 4.1 Induktive Erwärmungsanlage des IFU

Für die Durchführung der in den folgenden Kapiteln 4.2 und 4.3 beschriebenen Untersuchungen zur Erwärmung von Rohrhälftezeugen wurde eine am Institut für Umformtechnik installierte induktive Erwärmungsanlage der Firma KUKA verwendet (siehe Abbildung 34).



**Abbildung 34:** Verwendete induktive Erwärmungsanlage des IFU

Hierbei handelt es sich um eine induktive Erwärmungsanlage ohne Schwingkreistechnik, deren Wirkprinzip und prinzipieller Aufbau bereits anhand Abbildung 5 des Kapitels 2.1.2 erläutert wurde. Sie verfügt über eine Anschlussleistung von 60 kW und erlaubt die freie Einstellung der Wechselfrequenz im Bereich von 1.000 Hz bis 4.000 Hz sowie der Pulsweite (PWM) im Bereich von 1 bis 254. Bei diesen PWM-Werten handelt es sich um relative Angaben, wobei „1“ die minimal einstellbare und „254“ die maximal einstellbare Pulsweite darstellt. Bei konstant eingestellter Frequenz kann mittels Pulsweitenmodulation die im Rohteil induzierte Leistung variiert werden. Dabei liegt bei maximal eingestellter Pulsweite (PWM 254) die volle Nennspannung über eine halbe Periode der Erwärmungsfrequenz an. Während der übrigen Halbperiode beträgt die Spannung "Null". Durch die Reduzierung der Pulsweite wird die

Erwärmungsperiode verkürzt und jener Anteil, in dem keine Spannung anliegt, entsprechend verlängert [Bau00, Wol01].

Mit dieser Anlage können zylindrische metallische Rohteile bis zu einem Durchmesser von etwa 73 mm und einer Höhe von 110 mm induktiv erwärmt werden. Das Rohteil wird mittels einer Hubeinheit in die Induktionsspule hineingefahren und nach Erreichen der Zieltemperatur wieder abgesenkt. Zur Temperaturüberwachung werden Bohrungen in das zu erwärmende Rohteil eingebracht, in die vor dem Erwärmungsprozess Thermoelemente eingesteckt werden. Diese Thermoelemente können dann an einen Signalverstärker angeschlossen und die erfassten Rohteiltemperaturen mittels der Datenaufnahmesoftware „DASYLab“ visualisiert werden.

#### **4.2 Versuchsdurchführung zur experimentellen Untersuchung der induktiven Erwärmung von Rohrhalfzeugen**

Die folgend beschriebenen Versuche sollten zeigen, dass es durch Verwendung von Rohrhalfzeugen anstelle von Vollmaterialien möglich ist, den Skin-Effekt während der induktiven Erwärmung zu umgehen. Ziel dieses Lösungsansatzes war es, einerseits die Ermittlung der benötigten Anlagenparameter für eine homogene Rohteilerwärmung bis in den teilflüssigen Materialzustand zu vereinfachen und andererseits die Erwärmungsdauer zu verkürzen.

Für die in diesem Zusammenhang durchgeführten experimentellen Untersuchungen wurden die partikelverstärkte Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) sowie der Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) verwendet. Die pulvermetallurgisch hergestellte, hochwarmfeste Aluminiumlegierung S250 (AlSi20Fe5Ni2) ist dispersionsverfestigt und kann dauerhaft bei Temperaturen von bis zu 350 °C eingesetzt werden. Da sie im Vergleich zu konventionellen Aluminiumlegierungen eine reduzierte Wärmeleitfähigkeit aufweist (122,7 W/(m·K) bei RT und 108,4 W/(m·K) bei 400 °C), die durch den zusätzlichen SiC-Partikelanteil noch weiter reduziert wird, muss bei der induktiven Erwärmung entsprechender Vollmaterialien eine vergleichsweise lange Homogenisierungsphase erfolgen, um den Rohteilkern zu erwärmen (siehe Kapitel 2.1.2). Damit einhergehend gestaltet sich die empirische Ermittlung der benötigten Anlagenparameter entsprechend schwieriger.

Der Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) zeichnet sich unter anderem durch ein großes Erstarrungsintervall von etwa 210 K aus und weist damit gute Voraussetzung für die Erwärmung in den teilflüssigen Materialzustand auf. Da hierfür jedoch Temperaturen von über 1300 °C erreicht werden müssen, treten dabei enorme Strahlungsverluste auf, die zu Erwärmungsdauern von 5 bis zu 10 Minuten und damit zu einem unerwünschten Kornwachstum führen. Aufgrund dieser hohen Erwärmungsdauer wird das Rohteil jedoch sehr homogen aufgeheizt, sodass bei



diesem Werkstoff auch mit konstanten Anlageneinstellungen homogene Temperaturverteilungen erzielt werden können.

Die Temperaturmessung erfolgte während der Erwärmungsversuche mithilfe von Thermoelementen, die in Bohrungen in den Rohteilen mit einer Tiefe von 10 mm und einem Abstand von 5 mm zur Mantelfläche eingesteckt wurden. Für die Rohteile aus der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) wurden hierbei Thermoelemente des Typs K und bei der Erwärmung des Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) Thermoelemente des Typs B eingesetzt. Nach Erreichen der Zieltemperaturen wurden die induktiv erwärmten Rohteile entnommen und mithilfe von Schneidversuchen analysiert. Bei solchen Schneidversuchen werden die Rohteile im Anschluss an den Erwärmungsprozess im teilflüssigen Zustand mit einer Messerklinge zerteilt und die entstandenen Schnittflächen auf deren Gefügehomoogenität hin untersucht (siehe Kapitel 4.3). Um den Nachweis zu erbringen, dass es durch Verwendung von Rohrhälbzeugen anstelle von Vollmaterialien möglich ist, den Skin-Effekt zu umgehen und somit eine robustere Rohtelerwärmung zu realisieren, wurden im Rahmen experimenteller Untersuchungen drei Versuchsreihen durchgeführt.

Ziel der ersten Versuchsreihe war es, mithilfe von mehreren Erwärmungsversuchen diejenigen Anlagenparameter zu ermitteln, die zur schnellstmöglichen homogenen Erwärmung von zylindrischen Vollmaterialien mit einem Außendurchmesser von 44 mm und einem Gesamtvolumen von etwa 60.000 mm<sup>3</sup> führen. Dabei sollte ein für das Thixo-Schmieden häufig verwendeter Flüssigphasenanteil von ca. 40 % in den Rohteilvolumen eingestellt werden. Die hierbei empirisch ermittelten idealen Erwärmungsparameter sind in Tabelle 2 aufgeführt.

**Tabelle 2:** Empirisch ermittelte Erwärmungsparameter aus der ersten Versuchsreihe

Werkstoff	Rohteilgeometrie	Zieltemperatur	Leistung	Erwärmungsdauer
S250+15%SiC	zylindrisch Außen- $\varnothing$ : 44 mm Höhe: 40 mm	581 °C	veränderlich PWM1: 88 PWM2: 45	220 s
HS 6-5-2	zylindrisch Außen- $\varnothing$ : 44 mm Höhe: 40 mm	1.350 °C	konstant PWM: 160	317 s

Die ideale Erwärmung der zylindrischen Rohteile aus der Legierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) auf die Zieltemperatur von 581 °C (Flüssigphasenanteil ca. 40 %) konnte mittels adaptiver Erwärmungsleistung erreicht werden. Hierfür wurde eine konstante Frequenz von 1.000 Hz, eine Leistungseinbringung von PWM 88 während einer Aufheizphase von 80 Sekunden und eine Leistungseinbringung von PWM 45 für die anschließende

Homogenisierung eingestellt. Die Gesamterwärmungsdauer der Rohteile aus Tabelle 2 betrug ca. 220 Sekunden.

Die schnellstmögliche homogene Erwärmung der Rohteile aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) auf eine Zieltemperatur von 1.350 °C (Flüssigphasenanteil ca. 40 %) konnte mit einer konstanten Pulsweite von PWM 160 innerhalb von ca. 317 Sekunden erreicht werden. Höhere Pulsweiten bedingten eine zu rasche Aufschmelzung des Randbereichs und damit einhergehend eine zu geringe Aufschmelzung des Kernbereichs. Geringere Pulsweiten führten zu längeren Erwärmungsdauern bzw. zu einer nicht ausreichenden Aufheizung des Rohteils. Die Erregerfrequenz betrug hierbei ebenfalls 1.000 Hz.

Durch die Verwendung von Rohrhälftezeugen sollte mittels der zweiten Versuchsreihe gezeigt werden, dass hierdurch die Ermittlung der Erwärmungsparameter vereinfacht und gleichzeitig die Einstellung einer homogenen Rohteiltemperatur bzw. einer homogenen Fest-/Flüssigphasenverteilung robuster gestaltet werden kann. Die Rohrhälftezeuge wiesen wie die Vollmaterialien einen Außendurchmesser von 44 mm und zudem einen Innendurchmesser von 24 mm auf. Um die Versuche vergleichbar zu machen, wurde nicht nur der gleiche Außendurchmesser verwendet, sondern auch die Höhe der Rohrhälftezeuge derart angepasst, dass deren Gesamtvolumen ebenfalls etwa 60.000 mm<sup>3</sup> betragen. Eine Übersicht über die in der zweiten Versuchsreihe ermittelten Erwärmungsparameter wird in der nachfolgend dargestellten Tabelle 3 gegeben.

**Tabelle 3:** Empirisch ermittelte Erwärmungsparameter aus der zweiten Versuchsreihe

Werkstoff	Rohteilgeometrie	Zieltemperatur	Leistung	Erwärmungsdauer
S250+15%SiC	rohrförmig Außen-ø: 44 mm Innen-ø: 24 mm Höhe: 56 mm	581 °C	konstant PWM: 88	90 s
HS 6-5-2	rohrförmig Außen-ø: 44 mm Innen-ø: 24 mm Höhe: 56 mm	1.350 °C	konstant PWM: 254	98 s

Die Rohrhälftezeuge aus der Legierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) konnten mit einer konstanten Leistung von PWM 88 in ca. 90 Sekunden erwärmt werden. Durch eine weitere Erhöhung der Leistungseinbringung konnten zwar noch kürzere Aufheizzeiten erzielt werden. Aufgrund der sehr raschen Aufheizung war es dann jedoch nicht mehr möglich, den Erwärmungsprozess genau beim Erreichen der definierten Zieltemperatur reproduzierbar zu beenden.

Die Erwärmung der Rohrhälftezeuge aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) konnte mit der maximalen Anlagenleistung von PWM 254 innerhalb von 98 Sekunden erfolgen. Durch die Verwendung der Rohrhälftezeuge wurde also gezeigt, dass einerseits die Erwärmung der Aluminiumlegierung mit konstanter Pulsweite und andererseits die Erwärmung der Stahllegierung mit maximaler Leistungseinbringung erfolgen können. Zudem konnte hierdurch die Versuchszahl zur Ermittlung der Erwärmungsparameter deutlich verringert werden.

Um zu zeigen, dass die in den ersten beiden Versuchsreihen erzielten Ergebnisse tatsächlich auf der Verwendung rohrförmiger Hälftezeuge beruhten, wurden in der dritten Versuchsreihe die Anlagenparameter, die für die Rohrhälftezeuge ermittelt wurden, auch für die Erwärmung zylindrischer Rohteile verwendet. Hierdurch sollte dargestellt werden, dass mit diesen Parametern bei der induktiven Erwärmung von Rohrhälftezeugen zwar homogene Materialgefüge eingestellt werden können, jedoch bei Vollmaterialien eine deutliche Inhomogenität innerhalb des Rohteilquerschnittes auftritt. Die Versuche wurden beendet, sobald an den Temperaturmessstellen die jeweiligen Zieltemperaturen detektiert wurden. Bei den Rohteilen aus der Legierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) wurde die Zieltemperatur nach ca. 110 Sekunden und bei den Rohteilen aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) nach ca. 151 Sekunden erreicht. Die Parameter der dritten Versuchsreihe sind in Tabelle 4 dargestellt.

**Tabelle 4:** Erwärmungsparameter der dritten Versuchsreihe

Werkstoff	Rohteilgeometrie	Zieltemperatur	Leistung	Erwärmungsdauer
S250+15%SiC	zylindrisch Außen- $\varnothing$ : 44 mm Höhe: 40 mm	581 °C	konstant PWM: 88	110 s
HS 6-5-2	zylindrisch Außen- $\varnothing$ : 44 mm Höhe: 40 mm	1.350 °C	konstant PWM: 254	151 s


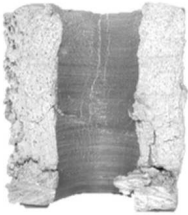
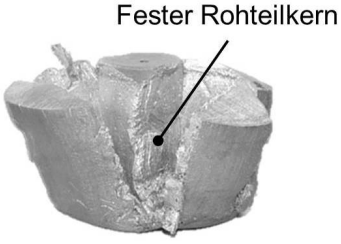
Die Analyse bzw. Auswertung der durchgeführten Erwärmungsversuche erfolgte anhand der Schneidversuche, die direkt im Anschluss an die Erwärmung der Rohteile durchgeführt wurden. Da die Rohteile der dritten Versuchsreihe jedoch sehr feste Kerne aufwiesen, waren hier vor allem bei der Stahllegierung häufig keine Schneidversuche möglich. Die Analyse der Stahlrohnteile erfolgte daher zusätzlich anhand metallographischer Schliffe. Die Auswertung der Ergebnisse aus dieser Rohteilcharakterisierung wird im folgenden Kapitel 4.3 erläutert.

### 4.3 Analyse der Versuche zur induktiven Erwärmung von Rohrhälftezeugen

Wie bereits beschrieben, wurden in der ersten Versuchsreihe zylindrische Vollmaterialien aus der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) mittels einstellbarer




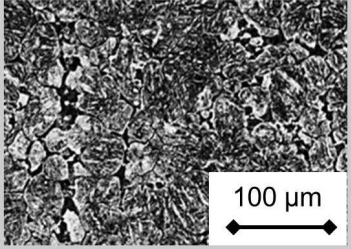
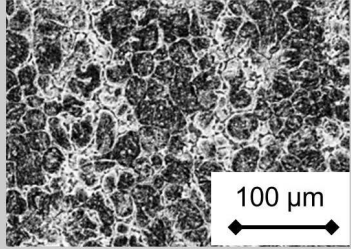
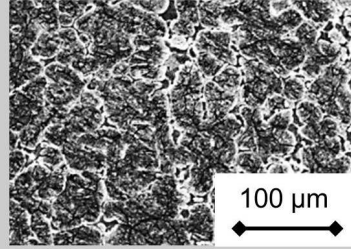
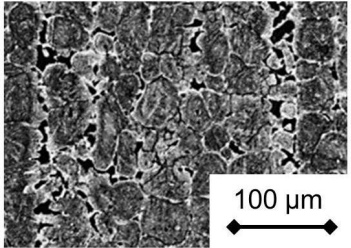
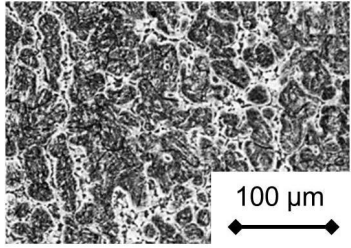
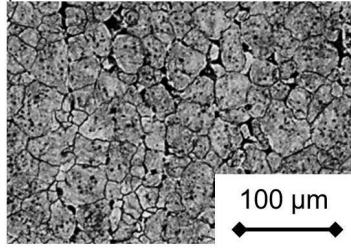
Leistung in den teilflüssigen Materialzustand bzw. bis zu einem Flüssigphasenanteil von 40 % erwärmt. Die anschließende Erwärmung der Rohrhalfbeuge erfolgte im Rahmen der zweiten Versuchsreihe mit konstanter Leistungseinbringung, wobei die Erwärmungsdauer um mehr als die Hälfte verkürzt werden konnte. Anhand der Schneidversuche, die an den erwärmten Rohnteilen durchgeführt wurden, konnten bei beiden Versuchsreihen homogene, teilflüssige Materialgefüge über die gesamten Rohteilquerschnitte nachgewiesen werden. Bei den Rohteilen der dritten Versuchsreihe, die wie die Rohrhalfbeuge mit konstanter Leistung aufgeheizt wurden, konnten die Rohteilkerne hingegen nicht in den teilflüssigen Zustand erwärmt bzw. keine homogenen Materialgefüge eingestellt werden. Die festen Rohteilkerne wiesen dabei einen Durchmesser von ca. 20 mm auf. Die Ergebnisse der Schneidversuche an den Rohteilen aus der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) sind in Tabelle 5 anhand repräsentativer Proben dargestellt.

**Tabelle 5:** Ergebnisse aus den Untersuchungen zur induktiven Erwärmung von Rohrhalfbeugen aus der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC)

					
I : Homogen erwärmtes Vollmaterial (S250)		II : Homogen erwärmtes Rohrhalfzeug (S250)		III : Inhomogen erwärmtes Vollmaterial (S250)	
Zieltemperatur:	581 °C	Zieltemperatur	581 °C	Zieltemperatur:	581 °C
Frequenz:	1000 Hz	Frequenz:	1000 Hz	Frequenz:	1000 Hz
PWM1:	88	PWM1:	88	PWM1:	88
PWM2:	45	PWM2:	X	PWM2:	X
Erwärmungsdauer (gesamt):	220 s	Erwärmungsdauer (gesamt):	90 s	Erwärmungsdauer (gesamt):	110 s

Da die im Rahmen der dritten Versuchsreihe erwärmten Rohteile aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) sehr feste Kerne und nur am äußersten Randbereich einen teigigen Zustand aufwiesen, waren hier keine Schneidversuche möglich. Die Analyse der unterschiedlich erwärmten Stahlteile erfolgte daher anhand metallographischer Schliffe. Sowohl die zylindrischen als auch die rohrförmigen Rohteile wurden hierfür direkt nach der Erwärmung, d.h. nach Erreichen der Zieltemperatur an der Messstelle, abgeschreckt, um somit das zu untersuchende Materialgefüge „einzufrieren“. Das Ergebnis dieser metallographischen Untersuchungen ist in Tabelle 6 anhand repräsentativer Schliffbilder dargestellt.

**Tabelle 6:** Ergebnisse aus den Untersuchungen zur induktiven Erwärmung von Rohrhälftezeugen aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343)

		
I : Homogen erwärmtes Vollmaterial (HS 6-5-2)	II : Homogen erwärmtes Rohrhälftezeug (HS 6-5-2)	III : Inhomogen erwärmtes Vollmaterial (HS 6-5-2)
Zieltemperatur: 1350 °C	Zieltemperatur 1350 °C	Zieltemperatur: 1350 °C
Frequenz: 1000 Hz	Frequenz: 1000 Hz	Frequenz: 1000 Hz
PWM: 160	PWM: 254	PWM: 254
Erwärmungsdauer (gesamt): 317 s	Erwärmungsdauer 98 s (gesamt):	Erwärmungsdauer 151 s (gesamt):
Gefüge im Randbereich: Flüssigphase ca. 32% Korngröße 6-7 (ASTM)	Gefüge im Randbereich: Flüssigphase ca. 40% Korngröße 7-8 (ASTM)	Gefüge im Randbereich: Flüssigphase ca. 25% Korngröße 7 (ASTM)
		
Gefüge im Kernbereich: Flüssigphase ca. 28% Korngröße 6-7 (ASTM)	Gefüge im Kernbereich: Flüssigphase ca. 38% Korngröße 7-8 (ASTM)	Gefüge im Kernbereich: Flüssigphase ca. 12% Korngröße 7-8 (ASTM)
		

Wie in Kapitel 4.2 beschrieben, erfolgte die Erwärmung der Vollmaterialien aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 mit einer Frequenz von 1.000 Hz und einer konstanten Leistungseinbringung von PWM 160. Die Erwärmung der Rohrhälftezeuge wurde mit der maximal möglichen Leistungseinbringung der Induktionsanlage von PWM 254 durchgeführt. Hierdurch konnte die Gesamterwärmungsdauer um 70 % reduziert und dennoch ein homogenes Materialgefüge mit einem Flüssigphasenanteil von ca. 40 % über den gesamten Rohteilquerschnitt eingestellt werden. Weiterhin konnte bei der metallographischen Bestimmung der Korngrößen mittels der nach ASTM genormten Gefügerichtreihe nachgewiesen werden, dass mit dieser verkürzten

Erwärmungsdauer ein geringeres Kornwachstum einherging. Die Körner der erwärmten Rohrhalfzeuge konnten dabei den ASTM-Klassen 7 und 8 (entspricht Korndurchmessern von 22  $\mu\text{m}$  bis 31  $\mu\text{m}$ ) und die Körner der länger erwärmten Vollmaterialien den Klassen 6 und 7 (entspricht Korndurchmessern von 31  $\mu\text{m}$  bis 44  $\mu\text{m}$ ) zugeordnet werden [DIN13]. In der dritten Versuchsreihe führte die Erwärmung der Vollmaterialien mit maximaler Leistungseinbringung dazu, dass lediglich der Randbereich auf die Zieltemperatur von 1.350 °C erwärmt wurde. Die Temperatur des Rohteilkerns stellte sich zu diesem Zeitpunkt deutlich niedriger ein, sodass dieser nur einen sehr geringen Festphasenanteil von etwa 12 % aufwies. Derart erwärmte Bolzen wären für das Thixo-Schmieden ungeeignet.

Mithilfe der hier beschriebenen experimentellen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass der Einfluss des Skin-Effekts, welcher während des induktiven Erwärmungsprozesses auftritt, durch den Einsatz von rohrförmigen Rohteilen anstelle von zylindrischen Rohteilen vernachlässigbar gering wird. Dies führt dazu, dass sich die Ermittlung der Erwärmungsparameter für die Rohrhalfzeuge deutlich einfacher gestaltet und darüber hinaus die Erwärmungsdauern signifikant verkürzt werden kann. Zudem können sehr homogene Temperaturverteilungen ohne nennenswerte Gradienten in den Rohteilen eingestellt werden. Durch die Verwendung von Rohrhalfzeugen ist es damit auf der einen Seite gelungen, die Auslegung des induktiven Erwärmungsprozesses bzw. den Prozess selbst robuster zu gestalten und auf der anderen Seite die Gefügequalität der Rohteile im Hinblick auf die Homogenität und die Grobkornausbildung zu steigern.

Die drei beschriebenen Versuchsreihen wurden zudem mit Rohteilen aus der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) durchgeführt, da diese zur Validierung der im nachfolgenden Kapitel 5 beschriebenen numerischen Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Rohrhalfzeuge verwendet wurde. Die hierbei ermittelten Ergebnisse sind mit denen der zuvor beschriebenen Versuche vergleichbar. Da in den aufgebauten Strömungssimulationen eine homogene Ausgangstemperatur für die Rohteile angenommen wird, konnte durch die verbesserte Temperaturverteilung in den erwärmten Rohrhalfzeugen eine präzisere Modellierung des Thixo-Schmiedeprozesses erreicht werden, wie nun im folgenden Kapitel erläutert wird.

## 5 Numerische Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Rohrhälfte während des Thixo-Schmiedens

Bei den Verfahren der Formgebung im teilflüssigen Zustand wird das thixotrope Fließverhalten von teilflüssigen Metalllegierungen ausgenutzt, welches durch die zeit- und scherratenabhängige Viskositätsabnahme unter mechanischen Belastungen gekennzeichnet ist (siehe Kapitel 2.2.1). Dadurch können insbesondere bei der Verfahrensvariante Thixo-Schmieden als Festkörper manipulierbare Rohteile mit sehr geringen Flüssigphasenanteilen eingesetzt und somit meist laminare Materialströmungen während der Formgebung eingestellt werden (siehe Kapitel 2.1.3). Im Rahmen früherer Forschungsarbeiten des Instituts für Umformtechnik in Stuttgart [Wol03, Meß06, Uns09, Ker13] kamen zur numerischen Modellierung solcher Formgebungsvorgänge überwiegend CFD-Simulationen (Flow-3D) zum Einsatz, in denen das modifizierte Carreau-Modell des Softwareherstellers Flow Science zur Modellierung des temperatur- und scherratenabhängigen Viskositätsverlaufs verwendet wurde. Mithilfe dieses Viskositätsmodells kann eine laminare Formfüllung während der Formgebung simuliert werden. Die Darstellung erstarrungs- oder strömungsbedingter Bauteilfehler, die durch zu geringe bzw. zu hohe Prozesstemperaturen und/oder Fließgeschwindigkeiten auftreten können, ist mit diesem Modell jedoch kaum möglich [Rie16b].

Vor allem bei komplexen Bauteilformen, zu deren Herstellung im realen Formgebungsprozess häufig eine Erhöhung der Stößelgeschwindigkeit sowie eine erhöhte Werkzeug- oder Rohteiltemperatur erforderlich sind, können Bauteilfehler festgestellt werden, die denen konventioneller Gießprozesse ähneln. Solche gießbedingten Fehler werden meist durch instabile Materialströmungen verursacht, die während des Eingießens bzw. Einpressens des flüssigen Werkstoffes auftreten können [Tew15].

In den hier beschriebenen Forschungsarbeiten wurden diesbezüglich einphasige Formfüllsimulationen mit einem neu erarbeiteten Viskositätsmodell aufgebaut, mit deren Hilfe ein Prozessfenster (Temperaturen, Stößelgeschwindigkeiten) für den betrachteten Thixo-Schmiedeprozess definiert werden konnte. Außerhalb dieses Prozessfensters lieferten die Simulationen Indizien für das Auftreten kritischer Materialströmungen während des Formgebungsvorgangs bzw. für damit verbundene Bauteilfehler. Ziel dieser Simulationen war es dabei nicht, turbulente bzw. wirbelbildende Strömungen darzustellen, sondern vielmehr das Risiko für deren Auftreten möglichst genau zu prognostizieren. Aufgrund dieser Zielsetzung war es möglich, die Formfüllsimulationen mit laminaren Strömungsbedingungen durchzuführen, somit den Rechenaufwand gering zu halten und dennoch prozessbedingt auftretende kritische Material-

strömungen vorherzusagen. Zudem konnten Aussagen darüber getroffen werden, ob diese prognostizierten kritischen Materialströmungen durch eine frühzeitige Erstarrung des teilflüssigen Werkstoffes oder durch eine inhomogene Verteilung der Fließgeschwindigkeiten und damit einem Aufbrechen der Fließfront bedingt sein würden (siehe Kapitel 7.1).

### **5.1 Allgemeine Hinweise zur Durchführung von Formfüllsimulationen mittels der CFD-Software Flow-3D**

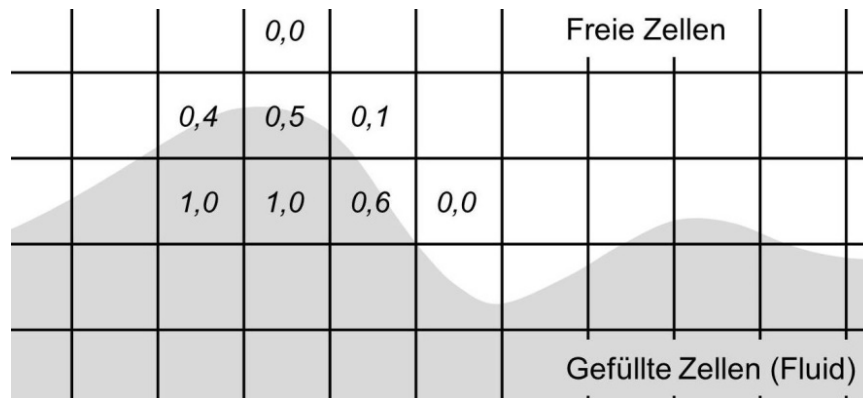
Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten einphasigen Formfüllsimulationen wurden mit dem kommerziellen CFD-Programm Flow-3D des Softwareherstellers Flow Science Inc. durchgeführt [Flo16]. Dieses Simulationsprogramm eignet sich für die numerische Strömungsberechnung der Formgebung im teilflüssigen Materialzustand, da einerseits bereits temperatur- und scherratenabhängige Viskositätsmodelle (siehe Kapitel 2.2.3) hinterlegt sind und andererseits neue Modelle zur Beschreibung der Viskositätsentwicklung eines betrachteten Fluids implementiert werden können.

Als Rechengitter („Mesh“) werden in Flow-3D orthogonale, raumfeste Gitter verwendet. Mithilfe des Volumenanteils  $V_F$  wird für jede einzelne Gitterzelle definiert, ob bzw. zu welchem Teil diese für das strömende Fluid durchlässig sein soll. Weiterhin werden jeder Gitterzelle Flächenanteile  $A_x$ ,  $A_y$  und  $A_z$  zugewiesen, die normal zu den Koordinatenachsen ausgerichtet sind und durch die Fluide zu definierten Anteilen hindurchfließen können. Genauer ist  $A_x$  das Verhältnis der offenen, durchströmbaren Fläche zur Gesamtfläche der Gitterzelle in  $x$ -Richtung, also senkrecht zur  $yz$ -Ebene. Analog dazu sind auch die Flächenanteile  $A_y$  und  $A_z$  definiert. Damit lassen sich durch vollständiges oder partielles Sperren von Gitterzellen feste Körper wie etwa Formgebungselemente (z. B. Werkzeugkavitäten, Stempel, etc.) modellieren, welche nicht durchströmt werden können. Diese Art der Gittergenerierung wird auch als FAVOR (Fractional Area/Volume Obstacle Representation)-Methode bezeichnet. Da die Rechenetze durch diese relativ einfache Generierung nicht wie bei anderen Methoden auf der Oberfläche der festen Körper erzeugt werden, können etwa Geometrieänderungen vorgenommen werden, ohne das Rechengitter neu generieren zu müssen [Hir85, Flo16]. Hierbei muss jedoch ein Kompromiss zwischen der Genauigkeit des Rechengitters und der davon direkt abhängigen Rechendauer gefunden werden. Zu grobe Gitter können zu einer unzureichenden Auflösung der betrachteten Problemstellung führen, zu feine hingegen verursachen unnötig lange Berechnungszeiten.

Die Modellierung freier Strömungs-/Fluidoberflächen erfolgt in der Software Flow-3D durch die sogenannte VOF (Volume of Fluid)-Methode. Dabei wird jeder Gitterzelle ein Wert  $F$



zugewiesen, der das Verhältnis des Fluidvolumens, das sich momentan in der Gitterzelle befindet, zum Gesamtvolumen der Zelle angibt und damit den Füllstand der jeweiligen Zelle definiert. F-Werte können zwischen 0 und 1 variieren, wobei  $F=1$  eine vollständig gefüllte und  $F=0$  eine leere Gitterzelle beschreibt. Freie Strömungsoberflächen werden durch partiell gefüllte Gitterzellen ( $0 < F < 1$ ) dargestellt [Hir81, Flo16]. In Abbildung 35 ist die Bestimmung des F-Wertes durch die VOF-Methode grafisch veranschaulicht [Rei07].



**Abbildung 35:** Grafische Darstellung der Berechnung von F-Werten durch die VOF-Methode in ausgewählten Zellen nach [Rei07]

Im nachfolgenden Kapitel 5.1.1 werden nun die in Flow-3D verwendeten Grundgleichungen der numerischen Strömungsberechnung, d. h. diejenigen der Massenerhaltung, der Impulserhaltung und der Energieerhaltung, aufgeführt. Zudem werden einige Randbedingungen erläutert, welche für die in dieser Arbeit durchgeführten Strömungssimulationen getroffen wurden.

### 5.1.1 Erhaltungsgleichungen in Flow-3D

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Strömungssimulationen wurden ausschließlich mit raumfesten kartesischen Koordinatensystemen aufgebaut. Dementsprechend werden die folgenden Gleichungen nur für solche Systeme beschrieben.

Klassisch wird die Massenerhaltungsgleichung für einen Stromfaden durch die folgende Gleichung (27) beschrieben:

$$\dot{m}_1 = \dot{m}_2 = \rho_1 v_1 A_1 = \rho_2 v_2 A_2 = \text{const.} \quad (27)$$

In Flow-3D wird die in Gleichung (28) dargestellte Differentialform verwendet, welche den im vorherigen Kapitel beschriebenen offenen Volumenanteil  $V_F$  sowie die offenen Flächenanteile  $A_x$ ,  $A_y$  und  $A_z$  berücksichtigt:

$$V_F \frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x} (\rho u A_x) + \frac{\partial}{\partial y} (\rho v A_y) + \frac{\partial}{\partial z} (\rho w A_z) = R_{DIF} + R_{SOR} \quad (28)$$

Bei  $u$ ,  $v$  und  $w$  handelt es sich um die Strömungsgeschwindigkeiten in  $x$ -,  $y$ - und  $z$ -Richtung.  $R_{SOR}$  dient der Modellierung von Massenquellen und  $R_{DIF}$  der Beschreibung der turbulenten Diffusion im Strömungsfeld. Da für die numerische Modellierung des Thixo-Schmiede-prozesses die laminare Strömung eines inkompressiblen Fluids mit konstanter Dichte  $\rho$  vorausgesetzt wurde, ist in diesem Fall  $R_{DIF}$  vernachlässigbar. Darüber hinaus liegen in den Simulationen keine Massenquellen vor, sodass auch  $R_{SOR}$  vernachlässigt werden kann. Mit diesen Randbedingungen lässt sich für Flow-3D implementierte Massenerhaltungsgleichung (28) zu der folgenden Form vereinfachen:

$$\frac{\partial}{\partial x}(uA_x) + \frac{\partial}{\partial y}(vA_y) + \frac{\partial}{\partial z}(wA_z) = 0 \quad (29)$$

Die Gleichungen des in Flow-3D verwendeten Impulserhaltungssatzes basieren auf dem Navier-Stokes-Ansatz und sind nachfolgend aufgeführt. Die Terme für die Massenquelle sowie für die Durchströmung poröser Glieder wurden hierbei vernachlässigt, da diese für den in der vorliegenden Arbeit betrachteten Thixo-Schmiedeprozess nicht relevant sind [Flo16].

$$\begin{aligned} \frac{\partial u}{\partial t} + \frac{1}{V_F} \left( uA_x \frac{\partial u}{\partial x} + vA_y \frac{\partial u}{\partial y} + wA_z \frac{\partial u}{\partial z} \right) &= -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial x} + G_x + f_x \\ \frac{\partial v}{\partial t} + \frac{1}{V_F} \left( uA_x \frac{\partial v}{\partial x} + vA_y \frac{\partial v}{\partial y} + wA_z \frac{\partial v}{\partial z} \right) &= -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial y} + G_y + f_y \\ \frac{\partial w}{\partial t} + \frac{1}{V_F} \left( uA_x \frac{\partial w}{\partial x} + vA_y \frac{\partial w}{\partial y} + wA_z \frac{\partial w}{\partial z} \right) &= -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial z} + G_z + f_z \end{aligned} \quad (30)$$

In diesen Gleichungen stellen  $G_x$ ,  $G_y$  und  $G_z$  die Körperbeschleunigungen (z. B. Erdbeschleunigung) dar. Die Terme  $f_x$ ,  $f_y$  und  $f_z$  (31) beschreiben die viskose Beschleunigung, welche von der Reibung innerhalb des strömenden Mediums und damit direkt von dessen momentanen Viskosität abhängt:

$$\begin{aligned} f_x &= \frac{1}{\rho V_F} \left\{ ws_x - \left[ \frac{\partial}{\partial x}(A_x \tau_{xx}) + \frac{\partial}{\partial y}(A_y \tau_{xy}) + \frac{\partial}{\partial z}(A_z \tau_{xz}) \right] \right\} \\ f_y &= \frac{1}{\rho V_F} \left\{ ws_y - \left[ \frac{\partial}{\partial x}(A_x \tau_{xy}) + \frac{\partial}{\partial y}(A_y \tau_{yy}) + \frac{\partial}{\partial z}(A_z \tau_{yz}) \right] \right\} \\ f_z &= \frac{1}{\rho V_F} \left\{ ws_z - \left[ \frac{\partial}{\partial x}(A_x \tau_{xz}) + \frac{\partial}{\partial y}(A_y \tau_{yz}) + \frac{\partial}{\partial z}(A_z \tau_{zz}) \right] \right\} \end{aligned} \quad (31)$$

Mit  $ws_x$ ,  $ws_y$  und  $ws_z$  werden in diesen Gleichungen die Wandschubspannungen, welche aufgrund der Reibung zwischen den Werkzeugoberflächen und dem Fluid entstehen, gesondert

betrachtet. Beim Aufbau der Strömungssimulationen kann gewählt werden, ob diese mit oder ohne Wandreibung durchgeführt werden sollen. Im Schubspannungstensor  $\tau$  werden die dynamische Viskosität  $\eta$  sowie die auftretenden Scherraten berücksichtigt. Dieser Tensor wird mittels der folgenden Gleichungen bestimmt.

$$\left. \begin{aligned} \tau_{xx} &= -2\eta \left[ \frac{\partial u}{\partial x} - \frac{1}{3} \left( \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} \right) \right] \\ \tau_{yy} &= -2\eta \left[ \frac{\partial v}{\partial y} - \frac{1}{3} \left( \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} \right) \right] \\ \tau_{zz} &= -2\eta \left[ \frac{\partial w}{\partial z} - \frac{1}{3} \left( \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} \right) \right] \end{aligned} \right| \begin{aligned} \tau_{xy} &= -\eta \left( \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} \right) \\ \tau_{xz} &= -\eta \left( \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} \right) \\ \tau_{yz} &= -\eta \left( \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \right) \end{aligned} \quad (32)$$

Neben der Massen- und Impulserhaltung muss in der Strömungsmechanik zudem die Energieerhaltung berücksichtigt werden, durch welche die Energien in einem definierten Kontrollvolumen bilanziert werden. Die in Flow-3D verwendete Energieerhaltungsgleichung lautet:

$$\begin{aligned} V_F \frac{\partial}{\partial t} (\rho I) + \frac{\partial}{\partial x} (\rho I u A_x) + \frac{\partial}{\partial y} (\rho I u A_y) + \frac{\partial}{\partial z} (\rho I u A_z) \\ = -p \left( \frac{\partial u A_x}{\partial x} + \frac{\partial v A_y}{\partial y} + \frac{\partial w A_z}{\partial z} \right) + R I_{DIF} + T_{DIF} + R I_{SOR} \end{aligned} \quad (33)$$

$$I = CV \cdot T + (1 - f_s) \cdot CLHT \quad (34)$$

In Gleichung (33) stellt  $I$  die innere Energie dar und weist einen linearen Zusammenhang mit der Fluidtemperatur  $T$  auf. Dieser Zusammenhang kann durch Gleichung (34) beschrieben werden, wobei  $CV$  die spezifische Wärmekapazität bei konstantem Fluidvolumen,  $f_s$  den Festphasenanteil des Fluids und  $CLHT$  die latente Wärme, d.h. die bei einem Phasenwechsel des Fluids benötigte bzw. abgegebene Wärmeenergie, darstellen. Unter Annahme laminarer Strömungsverhältnisse kann auch in Gleichung (33) die turbulente Energie  $R I_{DIF}$  vernachlässigt werden. Des Weiteren beschreibt  $T_{DIF}$  den konduktiven Wärmetransport bzw. die innere Wärmeleitung innerhalb des Fluids.  $R I_{SOR}$  dient der Modellierung von Energiequellen, die durch den Wärmeübergang von festen Wänden auf das Fluid, die Wärmeentwicklung aufgrund viskoser Reibung im Fluid und/oder durch Massenquellen entstehen [Flo16].

### 5.1.2 Diskretisierung der Erhaltungsgleichungen in Flow-3D

In CFD-Programmen werden kontinuierliche Zustandsgrößen im Fluid an diskreten Orten und Zeitpunkten berechnet. Zur numerischen Beschreibung dieser kontinuierlichen Zustandsgrößen werden unter anderem die hier beschriebenen Differentialgleichungen verwendet, deren

Berechnung durch die Überführung derselben in Differenzengleichungen erfolgt. Für diese sogenannte Diskretisierung bestehen unterschiedliche Methoden, von denen die Finite-Elemente-Methode (FEM), die Finite-Volumen-Methode (FVM) und die Finite-Differenzen-Methode (FDM) als die drei bekanntesten gelten [Rav10, Flo16].

Das in den hier beschriebenen Forschungsarbeiten eingesetzte CFD-Programm Flow-3D verwendet die Finite-Differenzen-Methode (FDM) für die Diskretisierung. Dabei werden die beschriebenen Erhaltungs- bzw. Differentialgleichungen durch Differenzenquotienten ersetzt, die mittels einer Taylorentwicklung hergeleitet werden. Diese Taylorreihenentwicklung wird für einen Funktionswert  $F$  an der Stelle  $(x+\Delta x)$  durch die folgende Gleichung (35) dargestellt:

$$F(x + \Delta x) = F(x) + \Delta x \frac{\partial F(x)}{\partial x} + \frac{1}{2} \Delta x^2 \frac{\partial^2 F(x)}{\partial x^2} + \frac{1}{3} \Delta x^3 \frac{\partial^3 F(x)}{\partial x^3} + \dots \quad (35)$$

Die Glieder der Reihe werden aufgrund der wachsenden Potenzen kleiner und können in Abhängigkeit von der gewünschten Genauigkeit ab einem vorbestimmten Glied der Reihe vernachlässigt werden. Werden etwa bei einer solchen Approximation alle Terme zweiter und höherer Ordnung vernachlässigt, ergibt sich somit durch Umstellen von Gleichung (35) der Differenzialquotient erster Ordnung:

$$\frac{\partial F(x)}{\partial x} = \frac{F(x + \Delta x) - F(x)}{\Delta x} \quad (36)$$

Die mittels Gleichung (36) dargestellte Diskretisierung erster Ordnung gestaltet sich relativ einfach und ist mit nur geringem Rechenaufwand verbunden. Bei der Durchführung von Strömungssimulationen können hierdurch jedoch im Falle nicht ausreichend feiner Vernetzung und bei örtlich großen Strömungsgradienten Berechnungsfehler auftreten. In diesem Fall muss die Berechnungsgenauigkeit durch eine Diskretisierung höherer Ordnung angepasst werden, womit der höhere Rechenaufwand wiederum mit einer längeren Berechnungsdauer einhergeht. Mit dem CFD-Programm Flow-3D ist die örtliche Diskretisierung der Erhaltungsgleichungen mit erster, zweiter und dritter Ordnung möglich [Flo16, Ker13].

Bei der zeitlichen Diskretisierung werden Zeitstufen festgelegt, für die die strömungstechnisch relevanten Zustandsgrößen berechnet werden. Diese Berechnung kann über explizite oder implizite Differenzenformulierung erfolgen. Die explizite Berechnung berücksichtigt ausschließlich die Werte der vorhergehenden Zeitstufen und benötigt daher einen relativ geringen Rechenaufwand. Da dadurch jedoch kein funktionaler Zusammenhang zwischen den Funktionswerten einer Zeitebene besteht, sind explizite Differenzenformulierungen häufig instabil. Bei der impliziten Differenzenformulierung basiert die Zeitdiskretisierung auch auf den Werten der

vorherigen Zeitstufe, die Ortsdiskretisierung wird jedoch mit den Differenzenquotienten der aktuellen Zeitstufe durchgeführt. Dies führt zwar zu einer Erhöhung des Rechenaufwandes, das Berechnungsverfahren ist somit aber nahezu unbegrenzt stabil [Frö06].

In den vorherigen beiden Kapiteln 5.1.1 und 5.1.2 wurden die in der CFD-Software Flow-3D verwendeten physikalischen Grundgleichungen sowie Diskretisierungsverfahren erläutert. Zudem wurden Randbedingungen im Hinblick auf die numerische Modellierung von Thixo-Schmiedeprozessen wie z. B. die Annahme laminarer Strömungsverhältnisse sowie eines inkompressiblen Fluids vorgegeben. Wie im folgenden Kapitel erläutert wird, besteht die wesentliche Herausforderung bei der Simulation von Thixo-Schmiedeprozessen jedoch nicht in der Vorgabe dieser eher gängigen Randbedingungen, sondern in der Modellierung der Fließeigenschaften bzw. der Berechnung der dynamischen Viskosität der teilflüssigen Fluide. In Flow-3D erfolgt die Berechnung der dynamischen Viskosität üblicherweise mittels in der Software hinterlegten Viskositätsmodellen [Flo16]. Zur simulativen Darstellung konventioneller Gießprozesse, für die Flow-3D überwiegend eingesetzt wird, sind diese hinterlegten Viskositätsmodelle hinreichend genau. Hinsichtlich der Modellierung der charakteristischen temperatur- und scherratenabhängigen Fließeigenschaften teilflüssiger Metalllegierungen weisen diese Modelle jedoch deutliche Schwächen auf. So ist vor allem die Darstellung des sehr großen scherratenabhängigen Viskositätsbereiches, welcher Werte von 1 Pas bis zu 15.000 Pas und auch mehr aufweisen kann, mit diesen Modellen nur relativ ungenau möglich. Zur Optimierung der simulativen Auslegung von Thixo-Schmiedeprozessen wurde daher im Rahmen der beschriebenen Forschungsarbeiten ein einphasiges Viskositätsmodell erarbeitet, welches eine exaktere Modellierung dieser charakteristischen Viskositätsentwicklung im teilflüssigen Materialzustand ermöglicht. Ziel war es hierbei, auch mittels verhältnismäßig einfacher einphasiger Strömungssimulationen den Thixo-Schmiedeprozess möglichst realitätsnah zu berechnen und dadurch die Entstehung möglicher erstarrungs- oder strömungsbedingter Bauteildefekte frühzeitig vorhersagen zu können. Die Herleitung des hierfür verwendeten Modells wird im folgenden Kapitel erläutert sowie dessen Abbildegenauigkeit im Hinblick auf die temperatur- und scherratenabhängige Viskositätsentwicklung der teilflüssigen Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) im Vergleich zu bestehenden Modellen dargestellt.

## **5.2 Herleitung eines Viskositätsmodells zur Verbesserung der numerischen Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metalllegierungen**

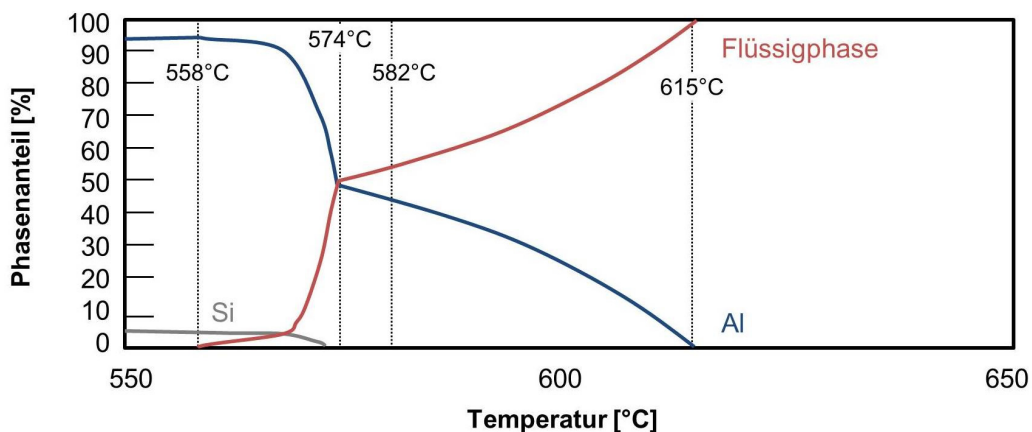
Zur Modellierung der Viskositätseigenschaften von Fluiden ist im CFD-Programm Flow-3D das sogenannte modifizierte Carreau-Modell hinterlegt, welches sowohl den Einfluss der Temperatur als auch der Scherrate auf die dynamische Viskosität berücksichtigt. Simulations-

ergebnisse früherer Forschungsarbeiten auf dem Gebiet der Formgebung im teilflüssigen Zustand, die unter Verwendung dieser Modellierung erzielt wurden, zeigen jedoch, dass vor allem die scherratenbedingte Viskositätsabnahme bzw. -zunahme von teilflüssigen Metalllegierungen mit dem modifizierten Carreau-Modell nicht ausreichend genau berechnet werden kann [Meß01, Wol03, Uns09, Ker13]. So haben die dabei durchgeführten Untersuchungen auf der einen Seite zwar gezeigt, dass mittels des modifizierten Carreau-Modells eine relativ genaue simulative Darstellung des realen Formfüllverhaltens während der Formgebung möglich ist. Auf der anderen Seite ist bei der Betrachtung der Simulationsergebnisse aber auch zu erkennen, dass unterschiedliche Fließgeschwindigkeiten und somit unterschiedliche Scherbelastungen keinen bzw. nur einen sehr geringen Einfluss auf das berechnete Fließverhalten haben. Dasselbe Erkenntnis konnte auch mittels der simulativen Untersuchungen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten erlangt werden, in denen ebenfalls Strömungssimulationen mit dem modifizierten Carreau-Modell durchgeführt wurden (siehe Kapitel 5.4, Abbildung 43).

Während SSMF-Prozessen treten innerhalb weniger Sekunden bzw. Millisekunden enorme Scherratensprünge auf, bei denen Scherraten von 100 1/s und durchaus höher erreicht werden. Diese Scherratensprünge werden im Wesentlichen durch geometrisch bedingte Strömungsgradienten, die variierende Strukturfestigkeit des zu verarbeitenden Werkstoffes und das Geschwindigkeitsprofil des Formstempels verursacht [Atk05, Uns09]. Aufgrund der hohen variierenden Scherbelastungen, welche die dynamische Viskosität des zu verarbeitenden teilflüssigen Werkstoffes unmittelbar beeinflussen (siehe Kapitel 2.2.1), ist die möglichst exakte Modellierung des scherratenabhängigen Fließverhaltens in Form eines entsprechenden Viskositätsmodells für die Umsetzung realitätsnaher Strömungssimulationen unabdingbar. Da eine solche exakte Modellierung durch das im CFD-Programm Flow-3D hinterlegte modifizierte Carreau-Modell nicht gegeben ist, wurde im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten ein neues Viskositätsmodell aufgestellt und geprüft. Ziel war es hierbei, zukünftig Vorhersagen hinsichtlich prozessbedingt auftretender Bauteilfehler aufgrund von instabilen Strömungsverhältnissen treffen zu können und somit die simulative Prozessauslegung von Thixo-Schmiedeprozessen zu optimieren.

Für die Erstellung des neuen Viskositätsmodells wurde die temperatur- und scherratenabhängige Viskositätsentwicklung der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) zugrunde gelegt. Diese Legierung zählt zu den am häufigsten für die Formgebung im teilflüssigen Zustand eingesetzten Werkstoffen, sodass bereits umfangreiche Kenntnisse bezüglich deren Werkstoffeigenschaften und Fließverhalten vorhanden waren. Darüber hinaus wurde im Rahmen früherer Forschungsaktivitäten des IFU bereits eine Vielzahl an Strömungssimulationen für diesen

Werkstoff durchgeführt, die als Grundlage für die hier beschriebenen simulativen Untersuchungen dienen konnten [Wol03, Meß06, Uns09, Ker13]. Die Legierung AlSi7Mg0,3 (A356) ist aufgrund ihres breiten Erstarrungsintervalls in besonderem Maße für das hier betrachtete Fertigungsverfahren geeignet und weist auch nach dem Formgebungsprozess gute mechanische Eigenschaften, eine geringe Porosität sowie ein feinkörniges, homogenes Gefüge auf [Hir09]. Nach Unterschreiten der Liquidustemperatur von ca. 615°C bilden sich zunächst feste Aluminium-Mischkristalle, welche von einer flüssigen Matrix umschlossen werden. Bei weiterer Abkühlung setzt ab 574°C die eutektische Reaktion ein, bei der die verbliebenen, siliziumreichen Flüssigphasenanteile ein feines und homogenes Gefüge aus lamellaren Kristallen bilden. Unterhalb der Solidustemperatur von 558°C ist diese eutektische Reaktion abgeschlossen und die Legierung vollständig erstarrt [Bie70, Wol03]. In Abbildung 36 ist der Verlauf des Flüssigphasenanteils für AlSi7Mg0,3 (A356) im Temperaturbereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie dargestellt. Dabei ist ersichtlich, dass Temperaturänderungen zwischen 574 °C, d.h. nach abgeschlossener eutektischer Reaktion, und der Liquidustemperatur von 615 °C nur einen relativ geringen Einfluss auf den Flüssig- bzw. Festphasenanteil zeigen.



**Abbildung 36:** Abhängigkeit des Flüssigphasenanteils von der Temperatur für AlSi7Mg0,3

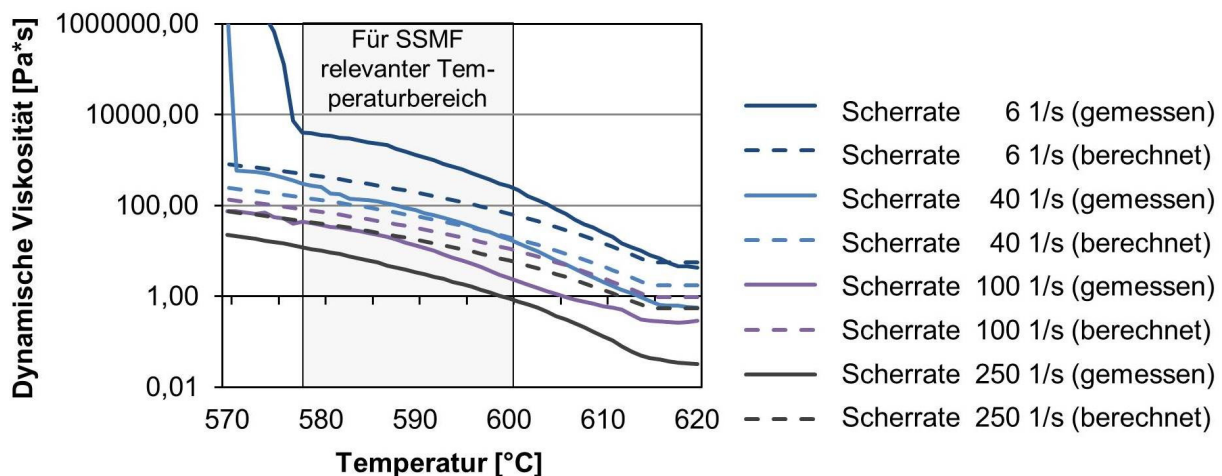
Die temperatur- und scherratenabhängige Viskositätsentwicklung der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) wurde mithilfe eines Rheometers des Typs MCR501 (Fa. Anton Paar) gemessen. Genauer gesagt, wurden Viskositätskurven für unterschiedliche Scherraten im Bereich von 6 1/s bis 250 1/s bei einer Abkühlrate von 10 K/min ermittelt. Besonderes Augenmerk wurde hierbei auf den Temperaturbereich von 578 °C bis 600°C gelegt, da dieser für die Formgebung der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) im teilflüssigen Zustand relevant ist. Anschließend wurde anhand dieser Messkurven die Abbildegenauigkeit des in Flow-3D verwendeten modifizierten Carreau-Modells überprüft, um einerseits die Notwendigkeit der Entwicklung eines leistungsfähigeren Viskositätsmodells aufzuzeigen und andererseits einen qualitativen Vergleich zwischen den betrachteten Modellen anstellen zu können.

In Abbildung 37 sind die mithilfe des Rheometers ermittelten Viskositätsverläufe der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) für Scherraten  $\dot{\gamma}$  von 6 1/s, 40 1/s, 100 1/s und 250 1/s durch die durchgezogenen Messkurven dargestellt. Die gestrichelten Kurven zeigen die zugehörigen mittels der in Flow-3D üblicherweise verwendeten modifizierten Carreau-Gleichung berechneten Viskositätsverläufe. Um diese berechneten Viskositätsverläufe im Diagramm darstellen zu können, wurde die Tensordarstellung der wirkenden Scherrate  $e_{ij} \cdot e_{ij}$  aus Gleichung (13) durch die Variable  $\dot{\gamma}$  bzw. die in den rheologischen Messungen vorgegebenen Scherraten ersetzt. Die angegebenen Gleichungskoeffizienten wurden durch Kurvenanpassung (engl.: curve fitting), d. h. durch Variation der Koeffizienten bis zur bestmöglichen Übereinstimmung der berechneten mit den gemessenen Viskositätskurven, ermittelt. Vergleichbare Koeffizientenwerte wurden auch in früheren wissenschaftlichen Arbeiten des IFU verwendet bzw. bestimmt [Wol03, Meß06, Uns09].

$$\eta_{app, Ca.(Fl3D)} = \eta_{\infty} + \frac{\eta_0 \cdot \exp \left[ a \cdot \left( \frac{T^*}{T-b} - c \right) \right] - \eta_{\infty}}{\left[ \lambda_0 + \frac{1}{2} \cdot \left( \lambda_1 \cdot \exp \left[ a \cdot \left( \frac{T^*}{T-b} - c \right) \right] \right)^2 \cdot \dot{\gamma} \right]^{\frac{1-n}{2}}} + \frac{\lambda_2}{\sqrt{\frac{1}{2} \cdot \dot{\gamma}}} \quad (37)$$

mit

$$\begin{array}{lllll} \eta_0 = 11 & \lambda_0 = 0 & \lambda_2 = 0 & b = 659 & n = -0,3 \\ \eta_{\infty} = 0 & \lambda_1 = 1 & a = -33,3 & c = -1 & T^* = 44 \end{array}$$



**Abbildung 37:** Rheologisch ermittelte sowie mit dem modifizierten Carreau-Modell (Flow-3D) berechnete Viskositätsentwicklung für AlSi7Mg0,3

Anhand der beiden hellblauen Kurven des Diagramms in Abbildung 37 ist zu erkennen, dass es mit dem modifizierten Carreau-Modell (Flow-3D) prinzipiell möglich ist, den Viskositätsverlauf im betrachteten Temperaturbereich von 578 °C und 600 °C für eine einzelne Scherrate (hier: 40 1/s) relativ genau darzustellen. Bei einer gesamtheitlichen Betrachtung der gemessenen und berechneten Kurvenscharen wird jedoch ersichtlich, dass der Einfluss unterschiedlicher



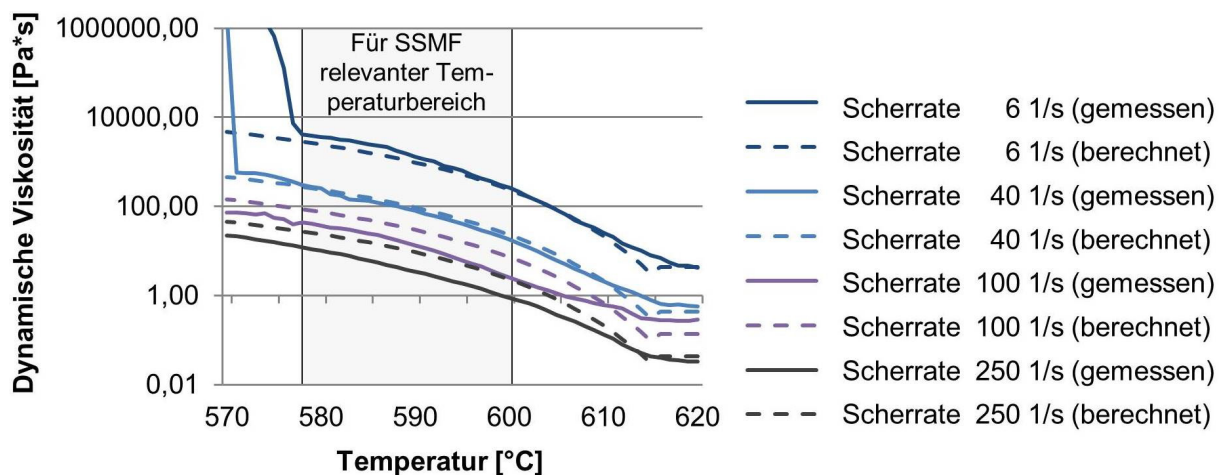
Scherraten auf die Viskosität mittels des modifizierten Carreau-Modells nicht ausreichend genau abgebildet werden kann, da die einzelnen Kurven zu geringe Abstand zueinander und somit zu große Abweichungen zu den Messwerten aufweisen. Dabei sind die Abstände zwischen den berechneten Kurven selbst durch eine Variation der Gleichungskoeffizienten nicht veränderbar. Die Modellierung der Viskositätsentwicklung der betrachteten teilflüssigen Aluminiumlegierung, die wesentlich von den zuvor beschriebenen, prozessbedingten Scherraten sprüngen beeinflusst wird, ist mit dem in Flow-3D hinterlegten modifizierten Carreau-Modell also nur sehr eingeschränkt möglich.

Als Alternative zum modifizierten Carreau-Modell wurde auch die Abbildegenauigkeit des in der Forschungsarbeit von *Quaak* [Qua96] detailliert untersuchten Power-Law (bzw. Ostwald/de Waele-) Modells (11) anhand der ermittelten Viskositätsmesskurven überprüft. Solche Power-Law Modelle zählen zu den bekanntesten und weit verbreitetsten Viskositätsmodellen zur Beschreibung des temperatur- und scherratenabhängigen Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe [Jol76, Qua96]. In der für die Überprüfung verwendeten Gleichung (38), welche im Folgenden als „Quaak-Modell“ bezeichnet wird, wurde der ursprünglich von *Quaak* verwendete Festphasenanteil  $f_s$  (siehe Gleichung (11)) durch den temperaturabhängigen Term nach Scheil entsprechend Gleichung (6) ersetzt. Die verwendeten Variablen wurden, wie zuvor für das modifizierte Carreau-Modell beschrieben, mittels Kurvenanpassung für die durch die rheologischen Messungen vorgegebenen Scherraten bestimmt.

$$\eta_{app, Quaak} = A \cdot \exp\left[B \cdot \left(1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_L}\right)^{\frac{1}{k-1}}\right)\right] \cdot \dot{\gamma}^m \quad (38)$$

mit

$$A = 53,8 \quad B = 11,8 \quad T_F = 659 \quad T_L = 615 \quad k = 0,23 \quad m = -1,33$$



**Abbildung 38:** Rheologisch ermittelte sowie mit dem Quaak-Modell berechnete Viskositätsevolution für AlSi7Mg0,3

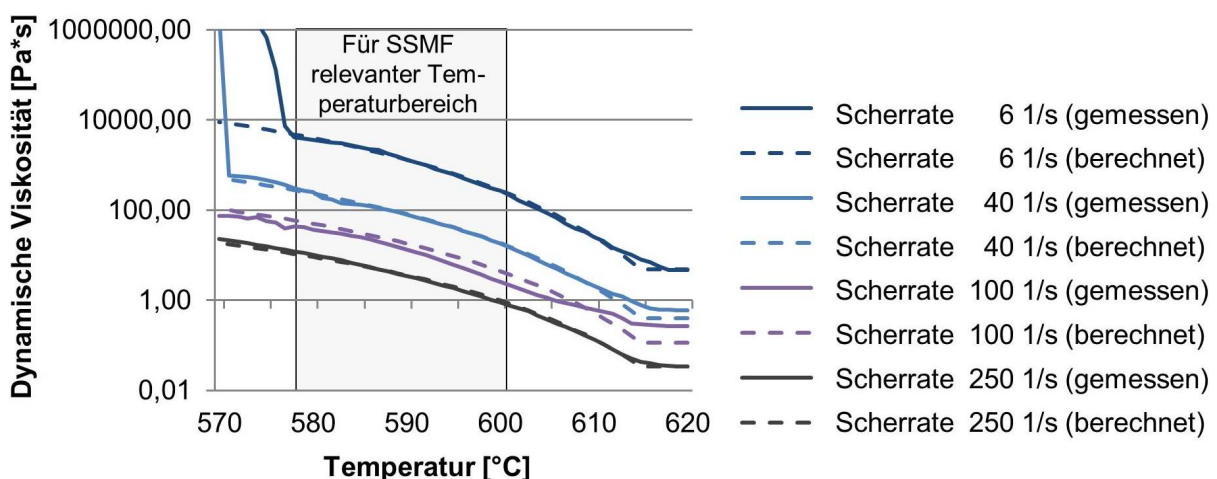
Aus Abbildung 38 wird ersichtlich, dass das Quaak-Modell trotz dessen deutlich einfacheren Aufbaus besser geeignet ist, den Einfluss der Scherrate  $\dot{\gamma}$  auf die Viskositätsentwicklung der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) abzubilden als das zuvor betrachtete modifizierte Carreau-Modell. Die bessere Abbildegenauigkeit beruht im Wesentlichen auf dem numerischen Einfluss des Exponenten  $m$ , durch dessen Variation der Abstand zwischen den einzelnen berechneten Viskositätskurven verändert werden kann. Das Diagramm zeigt jedoch noch keine zufriedenstellende Übereinstimmung zwischen der berechneten und der gemessenen Kurvenschar, da das Abflachen der gemessenen Viskositätsverläufe, welches mit steigender Scherrate eintritt, auch mit diesem Modell nicht dargestellt werden kann.

Durch die Modifikation des „Quaak-Modells“, welche im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten durch die Erweiterung des im Exponentialterm enthaltenen Koeffizienten B zu  $(B - \dot{\gamma}^m)$  vorgenommen wurde, war es möglich, auch dieses scherratenbedingte Abflachen der Viskositätskurven darzustellen. Gleichung (39) zeigt das modifizierte Quaak-Modell und die Koeffizienten für die betrachtete Aluminiumlegierung, welche mittels Kurvenanpassung für die messtechnisch vorgegebenen Scherraten bestimmt wurden:

$$\eta_{app, \text{Quaak (mod.)}} = A \cdot \exp[(B - \dot{\gamma}^m) \cdot \left(1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_L}\right)^{\frac{1}{k-1}}\right)] \cdot \dot{\gamma}^n \quad (39)$$

mit

$$\begin{array}{llll} A = 47,2 & T_F = 659 & k = 0,23 & n = -1,33 \\ B = 14,5 & T_L = 615 & m = 0,26 & \end{array}$$



**Abbildung 39:** Rheologisch ermittelte sowie mit dem modifizierten Quaak-Modell berechnete Viskositätsevolution für AlSi7Mg0,3

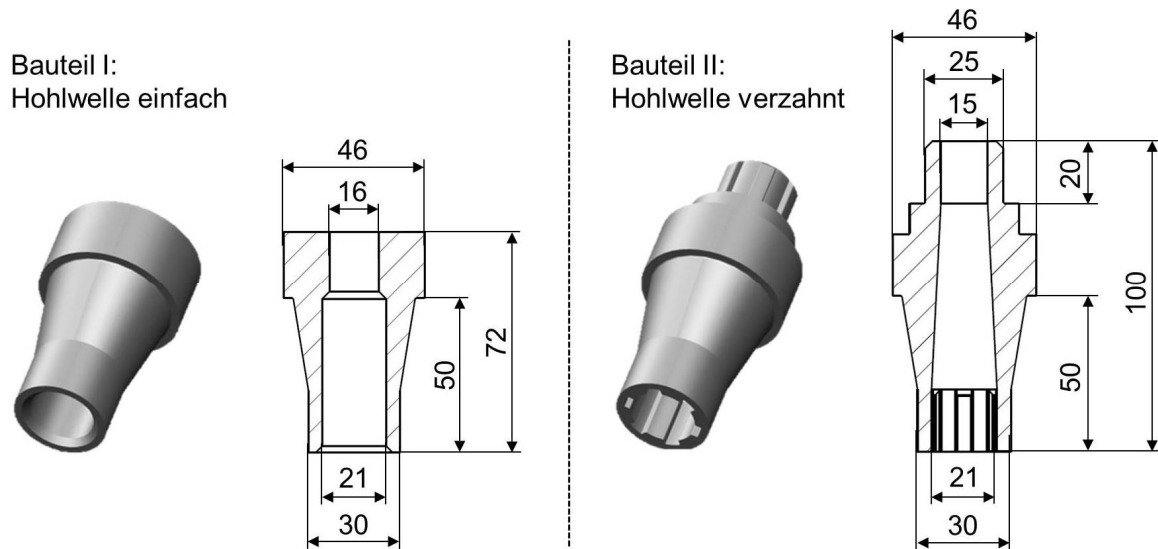
Abbildung 39 zeigt, dass es mithilfe des modifizierten Quaak-Modells möglich ist, die erläuterten, scherratenabhängigen Einflüsse auf das Fließverhalten der betrachteten Metalllegierung

darzustellen und die Viskositätsverläufe sowohl für niedrige als auch gleichzeitig für Scherraten bis zu 100 1/s und höher sehr genau abzubilden. Im Gegensatz zum üblicherweise in Flow-3D implementierten modifizierten Carreau-Modell kann somit auch der Einfluss der enormen Scherratensprünge, die bei SSMF-Verfahren auftreten [Atk05], bei der Viskositätsmodellierung berücksichtigt werden.

Mithilfe der nachfolgend beschriebenen simulativen Untersuchungen sollte nun demonstriert werden, dass die möglichst exakte Modellierung des scherratenabhängigen Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe eine wesentliche Voraussetzung für die realitätsnahe Simulation des betrachteten Thixo-Schmiedeprozesses darstellt. Anhand der berechneten Simulationsergebnisse sollte daher nachgewiesen werden, dass durch die Verwendung des neu aufgestellten modifizierten Quaak-Modells nicht nur die Formfüllung simuliert, sondern auch die auftretenden Materialströmungen und damit einhergehend mögliche erstarrungs- und strömungsbedingte Bauteilfehler prognostiziert werden können. Vor diesem Hintergrund wurde der Softwarehersteller Flow Science mit der Implementierung des modifizierten Quaak-Modells beauftragt und in Kooperation mit diesem ein entsprechendes Stoffgesetz für die Programmroutine von Flow-3D erarbeitet. Dadurch war es anschließend möglich, Strömungssimulationen sowohl mit dem ursprünglich hinterlegten modifizierten Carreau-Modell als auch mit dem neu implementierten modifizierten Quaak-Modell durchzuführen und diese miteinander zu vergleichen. Der grundlegende Aufbau und die Durchführung dieser Simulationen sowie die berechneten Simulationsergebnisse werden im Folgenden dargestellt und erläutert.

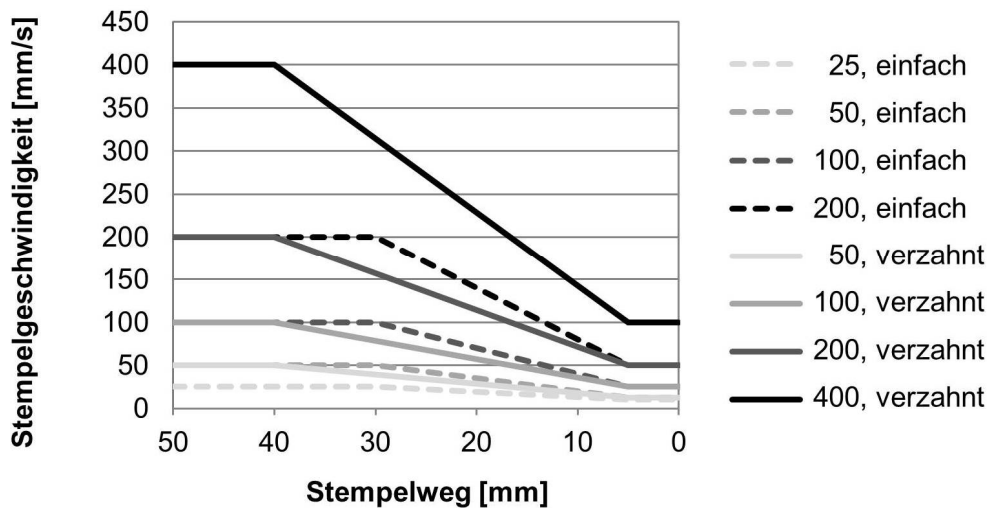
### **5.3 Aufbau und Durchführung von Formfüllsimulationen zur Bewertung des hergeleiteten Viskositätsmodells**

Die Formfüllsimulationen wurden für zwei unterschiedliche Bauteilgeometrien aufgebaut. Hierbei handelte es sich um zwei kurze Hohlwellen mit variierenden Innen- und Außendurchmessern. Der maximale Außendurchmesser der beiden Bauteile betrug 46 mm. Das Bauteil „Hohlwelle einfach“ wies eine Länge von 72 mm sowie einen Bund an der oberen Stirnfläche auf. Das Bauteil „Hohlwelle verzahnt“ wurde mit einer Länge von 100 mm, mit mehreren Absätzen sowie an den Enden mit innen- bzw. außenliegenden Keilwellenprofilen ausgeführt. Durch die unterschiedlichen geometrischen Komplexitäten der Bauteile war es möglich, den Einfluss unterschiedlicher Wanddicken bzw. Bauteilquerschnitte und der damit einhergehenden Fließgeschwindigkeitsänderungen auf das Simulationsergebnis zu untersuchen. Zudem konnte das Erstarrungsverhalten des betrachteten Werkstoffes für diese beiden Bauteilformen simuliert und analysiert werden. Die konstruierten Bauteile sind mitsamt ihren Längsschnitten und einigen charakteristischen Bauteilmaßen in Abbildung 40 dargestellt.



**Abbildung 40:** Für die Strömungssimulationen festgelegte Hohlwellengeometrien mit charakteristischen Bauteilmaßen; Bauteil I: Hohlwelle einfach, Bauteil II: Hohlwelle verzahnt

Da das Erstarrungsverhalten sowohl von der Abkühlung des teilflüssigen Werkstoffes durch seinen Kontakt mit den Werkzeugaktivteilen als auch von der Dauer des Formgebungsvorganges abhängig ist, wurden in den durchgeführten Strömungssimulationen neben den Bauteilgeometrien zusätzlich auch die Stempelgeschwindigkeiten variiert. Die Stempelgeschwindigkeitsprofile, die verwendet bzw. vorgegeben wurden, sind in Abbildung 41 dargestellt. Für die Simulationen mit der Bauteilgeometrie „Hohlwelle einfach“ wurden die gestrichelt dargestellten Geschwindigkeitsprofile und für die Simulationen mit der Geometrie „Hohlwelle verzahnt“ die durchgezogenen Geschwindigkeitsprofile vorgegeben.

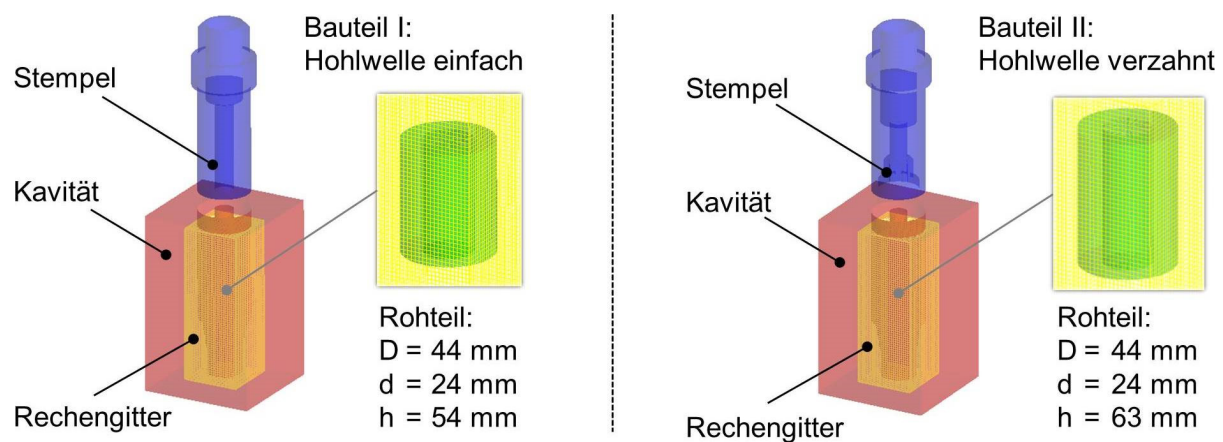


**Abbildung 41:** Darstellung der in den durchgeführten Strömungssimulationen verwendeten Stempelgeschwindigkeitsprofile

Die Bezeichnungen der Geschwindigkeitsprofile leiteten sich von der jeweiligen Anfangsgeschwindigkeit des Stempels sowie der verwendeten Bauteilform ab. Die Profile wurden derart auf die entsprechenden Bauteilgeometrien angepasst, dass bei einer gleichmäßigen, symmetri-

schen Formfüllung eine möglichst konstante Fließgeschwindigkeit in Höhe der Anfangsgeschwindigkeit des Stempels sichergestellt werden konnte. Da der Werkstofffluss bei der Bauteilgeometrie „Hohlwelle verzahnt“, nicht wie bei der „Hohlwelle einfach“ nur entgegen der z-Achse, sondern zusätzlich auch in z-Achsenrichtung verlief, wurden die in den Stempelprofilen definierten Geschwindigkeiten bei diesem Bauteil verdoppelt. Somit konnten vergleichbare Fließgeschwindigkeiten für beide Bauteilgeometrien erzielt werden.

Zur numerischen Berechnung der Formfüllung von Werkzeugkavitäten ist es in Flow-3D ausreichend, diejenigen Werkzeugkomponenten in der Simulationsumgebung zu modellieren, deren Wirkflächen direkten Kontakt zum Strömungsmedium haben. In Abbildung 42 sind die im Rahmen dieser Arbeit modellierten Werkzeugkomponenten für beide beschriebenen Bauteilformen dargestellt. Diese wurden zunächst mittels des CAD-Programms Creo Parametric 2.0 konstruiert und anschließend im STL-Format als Flächenmodell importiert. Der Stempel wurde als bewegtes Objekt deklariert und konnte somit mit den zuvor beschriebenen unterschiedlichen Geschwindigkeitsprofilen (siehe Abbildung 41) in die Kavität eingefahren werden. Für den Stempel und die Kavität wurden die Werkstoffkennwerte eines Standardwerkzeugstahls in der Simulation hinterlegt (siehe Anhang, Tabelle 14).



**Abbildung 42:** Für Bauteil I (links) und Bauteil II (rechts) in Flow-3D importierte Werkzeugmodelle und Rohteile

Das verwendete Rechengitter, welches das zu berechnende Volumen im Rahmen der Strömungssimulation eingrenzte, ist in Abbildung 42 durch die gelb gekennzeichneten Flächen dargestellt. Hierbei handelte es sich um ein raumfestes kartesisches Gitter, dessen quadratische Zellen eine Kantenlänge von 0,6 mm aufwiesen. Das aufgespannte Gitter umfasste ein Volumen von ca.  $50 \times 50 \times 150 \text{ mm}^3$  und besaß somit etwa 1.700.000 Zellen. Diese Zellenanzahl wurde anhand mehrerer durchgeführter Simulationen mit unterschiedlichen Gitterauflösungen festgelegt und stellte einen Kompromiss zwischen der Genauigkeit des berechneten Materialflusses und der Rechenzeit dar.

Als Rohteil wurde ein Rohr mit einem Außendurchmesser von 44 mm und einem Innendurchmesser von 24 mm, d.h. einer Wanddicke von 10 mm, festgelegt. Für das Bauteil „Hohlwelle einfach“ besaß dieses Rohteil eine Höhe von 54 mm und für das Bauteil „Hohlwelle verzahnt“ eine Höhe von 63 mm. Da aufgrund der rotationssymmetrischen Bauteilformen bei zentraler Positionierung der Rohteile nur symmetrische Fließverläufe simuliert werden können, im realen Formgebungsprozess ein derartiger ideal symmetrischer Materialfluss jedoch nicht eintritt, wurden alle Simulationen zudem mit einem 1 mm-Versatz in x-Richtung durchgeführt. D. h. die Position des Rohteils wurde um 1 mm in x-Richtung verschoben, um somit realitätsgetreuere ungleichmäßige Materialflüsse zu simulieren.

Als Fluidwerkstoff wurde die Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) verwendet (siehe Kapitel 5.2). Dabei wurde für die Strömungssimulationen eine Anfangstemperatur von 581°C definiert, was einem Flüssigphasenanteil von etwa 50 % entspricht. Diese Temperatur wurde auch in den realen Formgebungsversuchen, welche in den hier beschriebenen Forschungsarbeiten durchgeführt wurden, mittels induktiver Erwärmung in den Rohrrhalbzeugen eingestellt (siehe Kapitel 7.1). Für den Wärmeübergangskoeffizienten zwischen dem teilflüssigen Aluminiumwerkstoff und dem Werkzeugstahl wurde der Wert 5.000 W/m<sup>2</sup>K aus der Literatur übernommen [Hel05, Dar 07, Bal13]. Weitere für die Strömungssimulationen relevante physikalische Materialeigenschaften des Fluids sind im Anhang dieser Arbeit in Tabelle 14 aufgeführt.

Die Fließeigenschaften des betrachteten teilflüssigen Metallwerkstoffes werden im Wesentlichen durch das in der Strömungssimulation verwendete Viskositätsmodell und die zugehörigen Gleichungskoeffizienten beschrieben. Die in dieser Arbeit verwendeten Viskositätsmodelle, d. h. das ursprünglich in Flow-3D hinterlegte modifizierte Carreau-Modell und das im Rahmen dieser Arbeit aufgestellte modifizierte Quaak-Modell, sowie die hierfür festgelegten Gleichungskoeffizienten wurden bereits in Kapitel 5.2 aufgeführt. Mit diesen Modellen konnte das temperatur- und scherratenabhängige Fließverhalten des betrachteten Werkstoffs modelliert werden. Da das zeitabhängige, thixotrope Fließverhalten in diesen Gleichungen nicht berücksichtigt wird, dieses jedoch charakteristisch für die betrachtete teilflüssige Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 ist, wurde zusätzlich die in Flow-3D implementierte „thixotropic viscous“-Option für die Strömungssimulationen verwendet. Durch Aktivierung dieser Option wurden die in Kapitel 2.2.3 beschriebenen Gleichungen (15) und (16) und damit die Verdünnungsrate  $\alpha_{\text{thinn}}$  sowie die Verdickungsrate  $\beta_{\text{thick}}$  in die Berechnung der scheinbaren Viskosität  $\eta$  mit einbezogen. Diesbezüglich sind in der Literatur verschiedene Forschungsarbeiten zu finden, in denen Simulationen mit unterschiedlichen Werten für die Verdünnungs- und Verdickungsrate durchgeführt und die entsprechenden Simulationsergebnisse anhand realer Formgebungsversuche bewertet

wurden [Qua96, Kap98, Meß02, Atk05]. Für die numerische Modellierung der Formgebung teilflüssiger Metallwerkstoffe werden in diesen Arbeiten für die Verdünnungsrate Werte von 1 1/s bis 100 1/s und für die Verdickungsrate Werte von 0,01 1/s und 0,1 1/s empfohlen. In diesem Zusammenhang wurden im Vorfeld dieser Arbeit Simulationen durchgeführt, in denen die Verdickungs- und Verdünnungsraten in diesen empfohlenen Bereichen variiert wurden, und mit realen Formgebungsversuchen verglichen. Dabei lieferte die Vorgabe einer Verdünnungsrate von 40 1/s und eine Verdickungsrate von 0,1 1/s die beste Übereinstimmung zwischen den simulativen und den experimentellen Versuchsergebnissen, sodass diese Werte für die hier beschriebenen Strömungssimulationen verwendet wurden.

Die beschriebenen Strömungssimulationen wurden sowohl mit dem ursprünglich in Flow-3D hinterlegten modifizierten Carreau-Modell als auch mit dem im Rahmen dieser Arbeit aufgestellten modifizierten Quaak-Modell durchgeführt. Durch den Vergleich dieser Strömungssimulationen sollte dargestellt werden, dass mit einer exakteren Modellierung des scherratenabhängigen Fließverhaltens des teilflüssigen Metallwerkstoffes eine realitätsnähere Simulation des Thixo-Schmiedeprozesses einhergeht. Anhand der Simulationsergebnisse sollte daher belegt werden, dass mit dem aufgestellten modifizierten Quaak-Modell nicht nur die Formfüllung simuliert, sondern auch die auftretenden Materialströmungen und damit einhergehend mögliche erstarrungs- und strömungsbedingte Bauteilfehler prognostiziert werden können.

Die Bewertung der Simulationsergebnisse erfolgte anhand der berechneten Ergebnisdaten der dynamischen Viskosität, der auftretenden Scherraten, der Werkstofftemperaturen und der Fließgeschwindigkeiten des Werkstoffes in z-Richtung sowie anhand den in den einzelnen Gitterzellen berechneten Reynolds-Zahlen. In Tabelle 7 sind diese Bewertungskriterien und die in den durchgeführten Strömungssimulationen variierten Parameter zusammengefasst. Die auf diese Weise gefundenen Simulationsergebnisse werden im folgenden Kapitel 5.4 erläutert.

**Tabelle 7:** Untersuchte Simulationsparameter und betrachtete Output-Daten

<b>Bauteil- geometrie</b>	<b>Viskositäts- modell</b>	<b>Stempelgeschwin- dig- keitsprofil</b>	<b>Versatz</b>	<b>Output</b>
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Hohlwelle einfach,</li> <li>• Hohlwelle verzahnt</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• modifiziertes Carreau-Modell (Flow-3D),</li> <li>• modifiziertes Quaak-Modell</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Profil: 25, einfach</li> <li>• Profil: 50, einfach</li> <li>• Profil: 100, einfach</li> <li>• Profil: 200, einfach</li> <li>• Profil: 50, verzahnt</li> <li>• Profil: 100, verzahnt</li> <li>• Profil: 200, verzahnt</li> <li>• Profil: 400, verzahnt</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 0 mm,</li> <li>• 1 mm</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• dynamische Viskosität,</li> <li>• Scherrate,</li> <li>• Temperatur,</li> <li>• Geschwindigkeit (in z-Richtung),</li> <li>• Reynolds-Zahl</li> </ul>

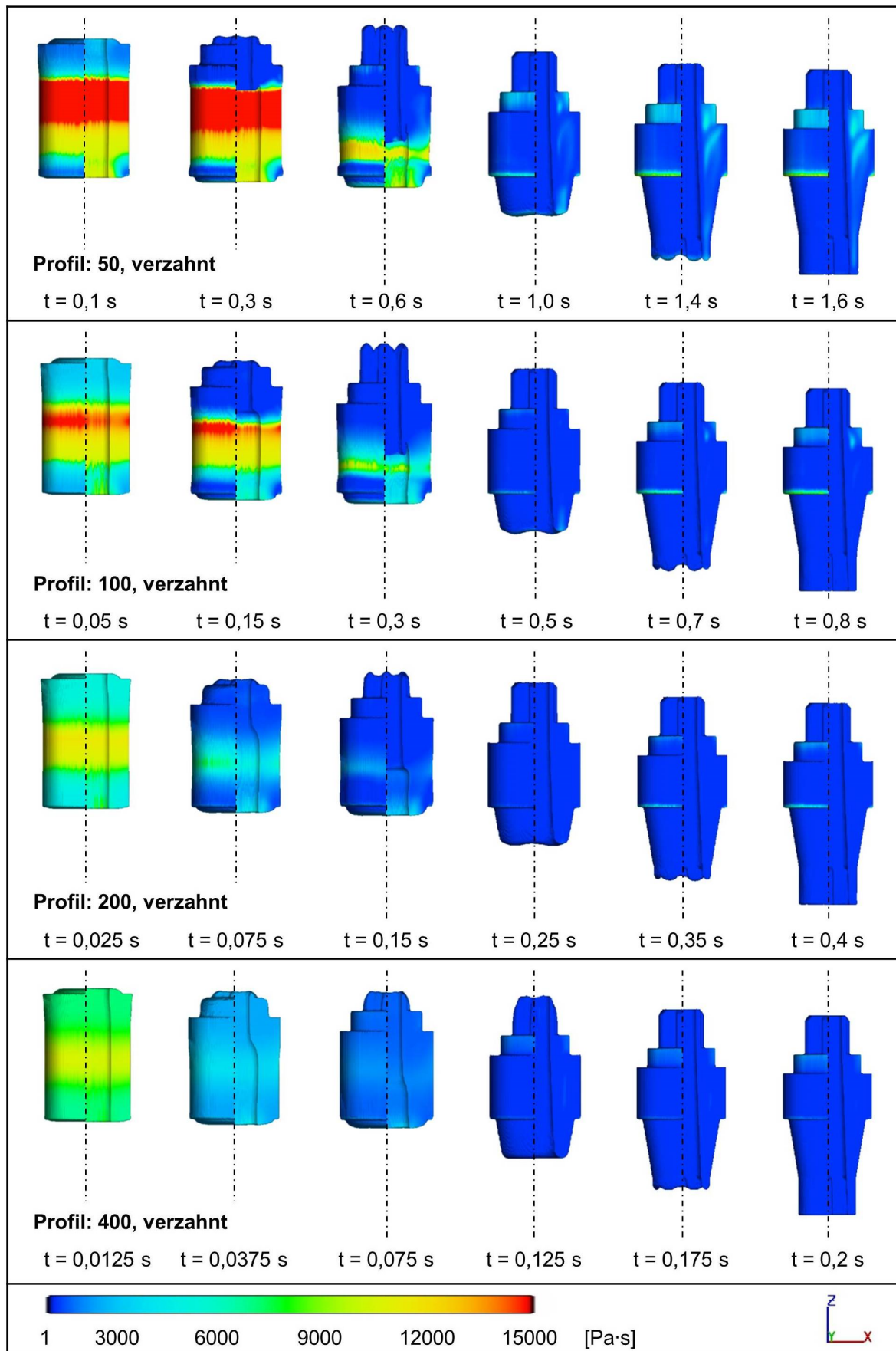
#### 5.4 Diskussion der berechneten Simulationsergebnisse

Wie im vorherigen Kapitel beschrieben, wurden im Rahmen der simulativen Untersuchungen Strömungssimulationen mit dem ursprünglich in Flow-3D hinterlegten modifizierten Carreau-Modell und dem in dieser Arbeit aufgestellten modifizierten Quaak-Modell durchgeführt. Der wesentliche Unterschied zwischen diesen beiden Modellen besteht in der numerischen Abbildegenauigkeit des scherratenabhängigen Fließverhaltens der betrachteten teilflüssigen Aluminiumlegierung unter den realen Prozessbedingungen im Formgebungswerkzeug (siehe Kapitel 5.2). Dies sollte durch die Vorgabe der in Abbildung 41 aufgeführten Stempelgeschwindigkeitsprofile herausgestellt werden. Im Folgenden wird in diesem Zusammenhang anhand der erhaltenen Simulationsergebnisse dargestellt, dass durch die exaktere Modellierung der Scherratenabhängigkeit realitätsgetreuere Viskositätswerte berechnet werden konnten und somit das Fließverhalten des teilflüssigen Werkstoffes praxisnaher abgebildet wurde.

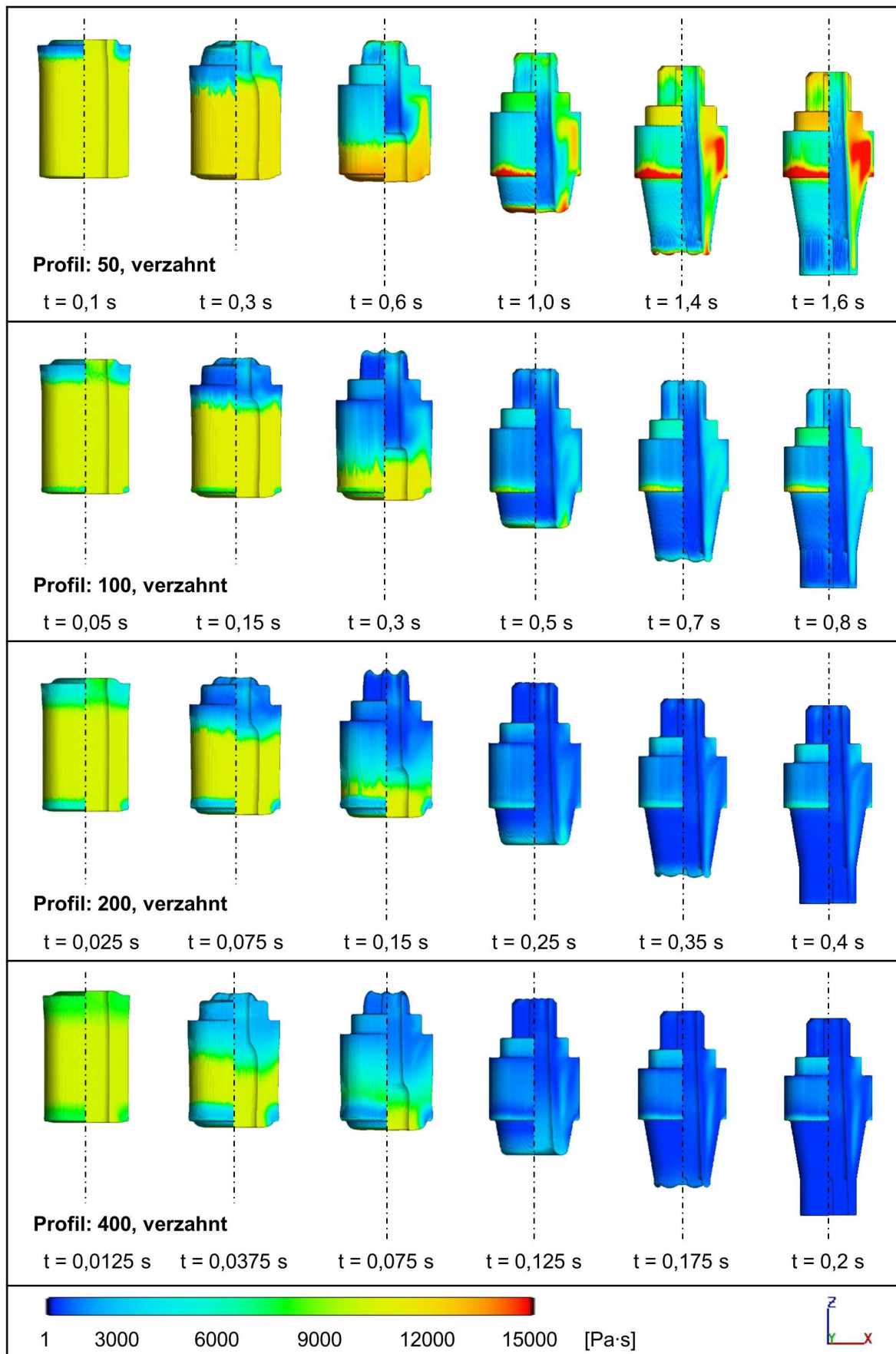
Abbildung 43 und Abbildung 44 zeigen die Simulationsergebnisse, die mit dem modifizierten Carreau-Modell bzw. mit dem modifizierten Modell nach Quaak für die vorgegebenen Geschwindigkeitsprofile berechnet wurden. In den Abbildungen sind für jedes Geschwindigkeitsprofil die berechneten dynamischen Viskositäten bei miteinander vergleichbaren Formfüllungen des Bauteils „Hohlwelle verzahnt“ zu sehen. Die dargestellten Zeitschritte variieren in Abhängigkeit von den vorgegebenen Stempelgeschwindigkeitsprofilen. Beim Aufbau dieser Simulationen wurden die Rohteile zunächst exakt zentriert in der Kavität positioniert, sodass eine symmetrische Formfüllung berechnet wurde. In den abgebildeten Formfüllstadien sind links der Symmetrielinie die Vollansicht und rechts die in der xz-Ebene geteilte Ansicht des Bauteils dargestellt. Ergänzend sind im Anhang dieser Arbeit die entsprechenden Simulationsergebnisse für die „Hohlwelle einfach“ in Abbildung 72 und Abbildung 73 zu finden.

Unter Verwendung des in Flow-3D implementierten modifizierten Carreau-Modells zeigte die betrachtete Legierung zwar für alle vorgegebenen Geschwindigkeitsprofile ein stabiles Strömungsverhalten, jedoch trat bereits kurz nach dem Aufsetzen des Stempels auf das Rohteil eine deutliche Verringerung der Viskosität ein (siehe Abbildung 43). Über die gesamten Bauteillängsschnitte wurden dabei vor allem in den letzten Formfüllstadien nahezu homogene Viskositätswerte von weniger als 100 Pa·s berechnet, ohne dass scherratenbedingte Unterschiede im Formfüllverhalten bzw. Hinweise auf kritische Materialströmungen festzustellen waren. Mittels dieser Strömungssimulationen war es somit nicht möglich, das Formfüll- bzw. Fließverhalten des betrachteten Werkstoffes in Abhängigkeit von den wesentlichen Prozessparametern wie Temperatur und Scherbelastung darzustellen und damit einhergehend mögliche auftretende Bauteilfehler wie Lunker, Poren oder Phasentrennungen vorherzusagen.





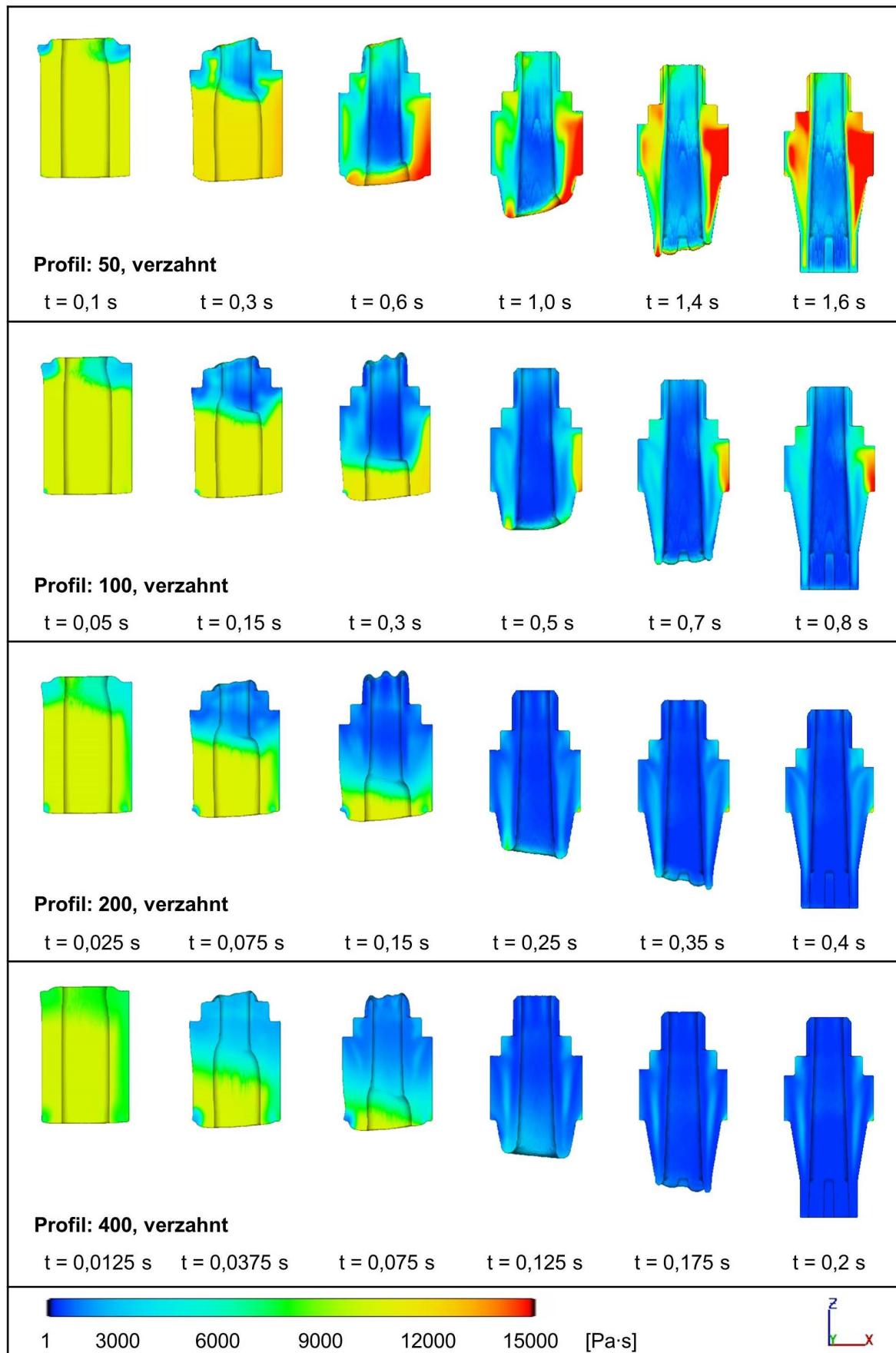
**Abbildung 43:** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem modifizierten Carreau-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle verzahnt“)



**Abbildung 44:** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem modifizierten Quak-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle verzahnt“)

Die Simulationsergebnisse, die mit dem modifizierten Quak-Modell bestimmt wurden (siehe Abbildung 44), zeigten für die verwendeten Geschwindigkeitsprofile sowie Randbedingungen und damit für vergleichbare Scherbelastungen deutlich inhomogenere Viskositätsverteilungen entlang der Bauteillängsschnitte. Die Ergebnisse wurden somit eindeutig durch die exaktere Modellierung des scherratenabhängigen Fließverhaltens beeinflusst. Vor allem für die Geschwindigkeitsprofile „50, verzahnt“ und „100, verzahnt“ wurden relativ hohe Viskositätswerte am Ende des Formgebungsvorganges berechnet, die gut mit dem im vorherigen Kapitel 5.3 beschriebenen, realen Erstarrungsverhalten bei geringen Fließgeschwindigkeiten korrelierten. Dabei wurde angenommen, dass bei Viskositätswerten von über 10.000 Pa·s der Materialfluss im realen Thixo-Schmiedeprozess bereits beeinträchtigt ist und somit erstarrungsbedingte Bauteilfehler wie z. B. Phasentrennungen auftreten können. Für die Geschwindigkeitsprofile „200, verzahnt“ und „400, verzahnt“ wurden hingegen deutlich geringere Viskositätswerte berechnet, jedoch konnten trotzdem keine Hinweise auf kritische, inhomogene Materialströmungen und damit verbundene strömungsbedingte Bauteilfehler festgestellt werden.

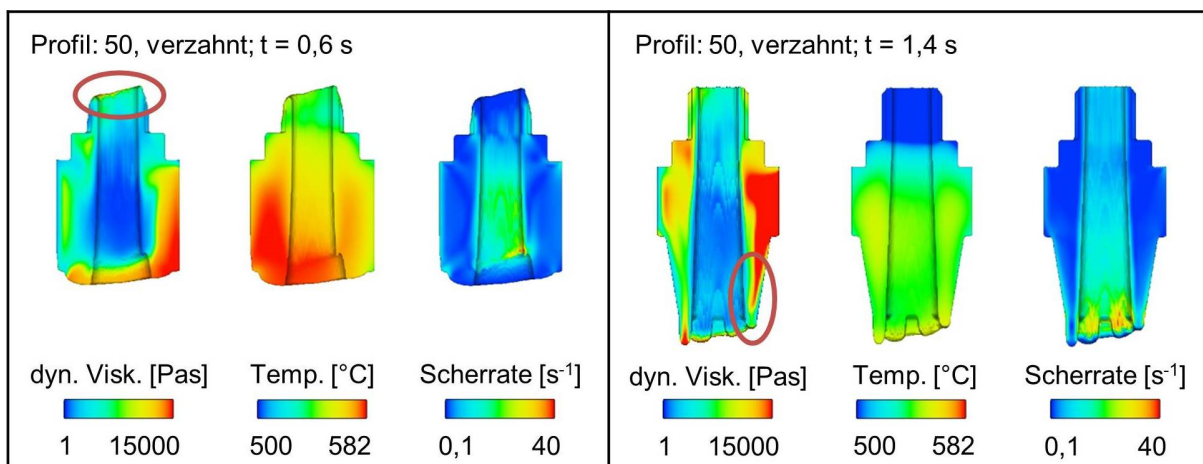
Aus diesem Grund wurden weitere Simulationen unter Verwendung des modifizierten Quak-Modells durchgeführt, in denen das Rohteil mit einem außermittigen Versatz von 1 mm in x-Richtung in der Werkzeugkavität positioniert wurde. Während durch die exakt zentrierte Positionierung des Rohteils nur symmetrische, gleichmäßige Formfüllungen simuliert wurden, konnten durch diesen Versatz auch ungleichmäßige Formfüllungen und somit realitätsgetreuere Simulationen des betrachteten Thixo-Schmiedeprozesses numerisch nachvollzogen werden. Die zugehörigen Simulationsergebnisse sind in Abbildung 45 dargestellt. Wie auch bei der symmetrischen Formfüllung wurden bei diesen Simulationen hohe Viskositätswerte bei geringen Stempelgeschwindigkeiten („50, verzahnt“ und „100, verzahnt“) berechnet, wodurch relativ zuverlässige Vorhersagen bezüglich erstarrungsbedingter Bauteilfehler für die realen Formgebungsprozesse getroffen werden konnten. Zudem wurden nun auch für höhere Stempelgeschwindigkeiten („200, verzahnt“ und „400, verzahnt“) inhomogene, kritische Materialströmungen und damit verbundene strömungsbedingte Bauteilfehler prognostiziert. Diese Vorhersagen wurden vor allem durch die Analyse der Output-Daten „Geschwindigkeit in z-Richtung“ sowie „Reynolds-Zahl“ möglich, wie im Folgenden noch erläutert wird. In Abbildung 74 des Anhangs der Arbeit sind jene Ergebnisse aus Simulationen zu finden, die als Vergleich mit dem modifizierten Carreau-Modell durchgeführt wurden. Trotz des beschriebenen Rohteilversatzes wurden auch hier nur unrealistische Ergebnisse berechnet, die wie zuvor durch die zu geringen Viskositätswerte bedingt waren. Die Ergebnisse für die „Hohlwelle einfach“ sind in Abbildung 75 und Abbildung 76 des Anhangs zu finden.



**Abbildung 45:** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem modifizierten Quak-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile und Rohteilversatz von 1 mm (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle verzahnt“)

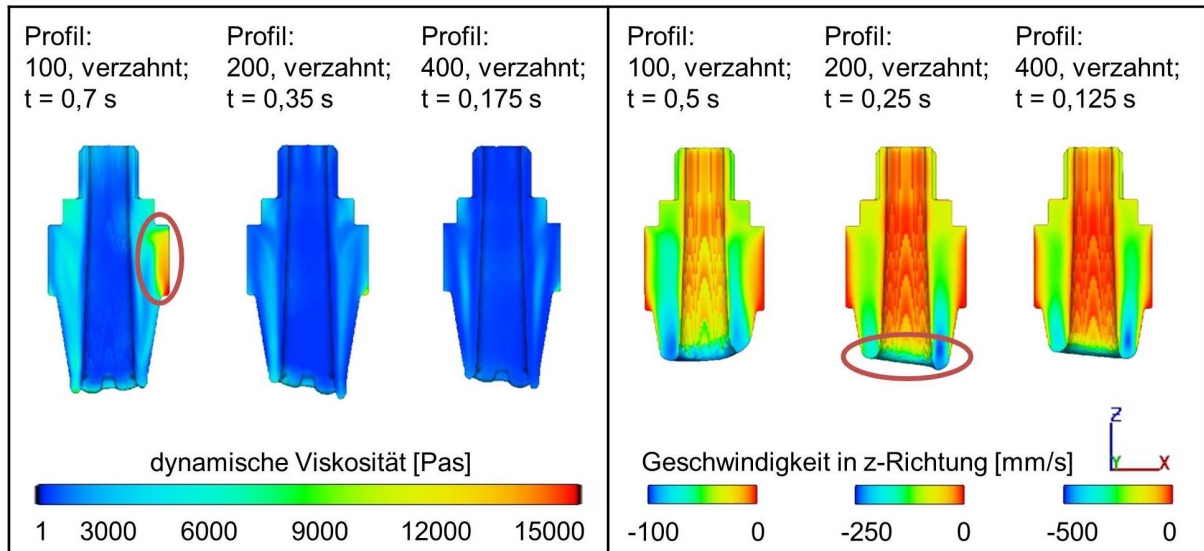
Nachfolgend werden nun einzelne Simulationsergebnisse erläutert, die mit dem modifizierten Modell nach Quak bestimmt wurden und relativ zuverlässige Rückschlüsse auf kritische Materialströmungen bzw. damit möglicherweise verbundene Bauteilfehler erlaubten. Die zur Validierung dieser Ergebnisse durchgeführten Versuche werden in Kapitel 7.1 beschrieben.

Abbildung 46 zeigt zwei der simulierten Formfüllstadien für das Geschwindigkeitsprofil „50, verzahnt“ im Vergleich. Dargestellt sind jeweils die berechnete dynamische Viskosität, die Temperatur des Werkstoffes sowie die auftretenden Scherraten über dem Längsschnitt des Bauteils „Hohlwelle verzahnt“. Das Formfüllstadium zum Zeitpunkt  $t = 0,6$  s zeigt eine relativ hohe dynamische Viskosität von ca. 10 000 Pa·s an der Spitze des oberen Zahnbereichs. Weiterhin ist der Werkstoff dort bereits auf eine Temperatur von ca. 540 °C abgekühlt und die Scherbelastung wirkt überwiegend nur auf den darunterliegenden Zahnbereich. Aufgrund dieser Prozessbedingungen konnte davon ausgegangen werden, dass die teilflüssige Aluminiumlegierung an dem betrachteten Bauteilbereich bzw. zu diesem Formfüllstadium frühzeitig erstarren würde. Eine solche frühzeitige Erstarrung führt üblicherweise zum „Schwammefekt“, d. h. die noch flüssige Werkstoffphase wird aus dem sich aufgrund der Abkühlung gebildeten und während der Formgebung elasto-plastisch verformten Festphasenskelett ausgepresst, und damit zu einer Phasentrennung in diesem Bereich. Dieselbe Vorhersage konnte anhand der Simulationsergebnisse zum Zeitpunkt  $t = 1,4$  s für den unteren Zahnbereich getroffen werden. Da hier zum Zeitpunkt der Erstarrung noch ein größerer Hohlraum ausgefüllt werden muss als im oberen Zahnbereich, wurde angenommen, dass der ausgepresste Flüssigphasenanteil in diesem unteren Bereich entsprechend größer ausfallen würde. Solche Phasentrennungen führen üblicherweise zu einer deutlichen Reduzierung der mechanischen Bauteileigenschaften (siehe Kapitel 2.1.3).



**Abbildung 46:** links: mit modifiziertem Quak-Modell simulierte kritische Erstarrung im oberen Zahnbereich der „Hohlwelle verzahnt“, Geschwindigkeitsprofil „50, verzahnt“; rechts: mit modifiziertem Quak-Modell simulierte kritische Erstarrung im unteren Zahnbereich der „Hohlwelle verzahnt“, Geschwindigkeitsprofil „50, verzahnt“

Abbildung 47 zeigt je zwei simulierte Formfüllstadien für die Geschwindigkeitsprofile „100, verzahnt“, „200, verzahnt“ und „400, verzahnt“. Für diese drei Profile sind auf der linken Bildseite die berechneten Werte der dynamischen Viskosität gegen Ende des jeweiligen Formgebungsvorganges und auf der rechten Seite die Fließgeschwindigkeiten des Werkstoffes in z-Richtung zu Beginn der Formfüllung des unteren Bauteilbereiches dargestellt.

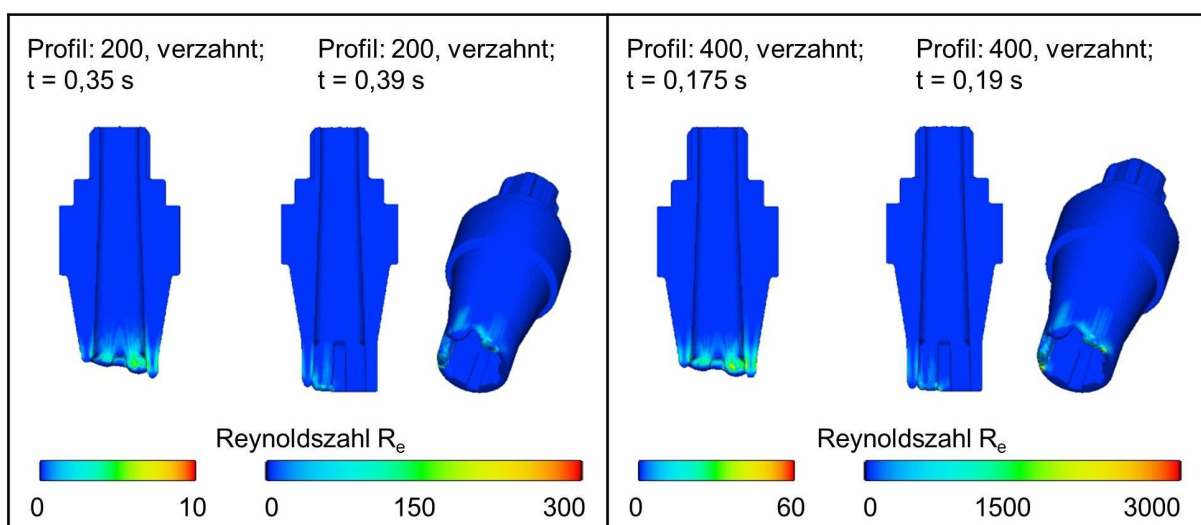


**Abbildung 47:** links: mit modifiziertem Quaaq-Modell simulierte kritische Erstarrung im Bundbereich der „Hohlwelle verzahnt“, Geschwindigkeitsprofil „100, verzahnt“; rechts: mit modifiziertem Quaaq-Modell simulierte kritische Fließgeschwindigkeit an der Fließfront unter Verwendung des Geschwindigkeitsprofils „200, verzahnt“

Es ist zu sehen, dass am Ende des Formgebungsvorganges für das Geschwindigkeitsprofil „100, verzahnt“ deutlich erhöhte Werte für die dynamische Viskosität am rechten Bundbereich des Bauteils ermittelt wurden. In diesem Bereich wurde daher von einer frühzeitigen Erstarrung des teilflüssigen Werkstoffes im realen Thixo-Schmiedeprozess ausgegangen. Da hinter dem Erstarrungsbereich kein Hohlraum auszufüllen ist wie es bei den zuvor beschriebenen Simulationsergebnissen für das Geschwindigkeitsprofil „50, verzahnt“ der Fall war (siehe Abbildung 46), wurde hier jedoch nicht mit dem Auspressen einer flüssigen Werkstoffphase gerechnet. Vielmehr wurde vermutet, dass sich eine Trennebene infolge des Vorbeifließens des noch teilflüssigen Werkstoffanteils an dem bereits erstarrten, festen Anteil ausbilden würde. An den realen Bauteilen konnten solche Bereiche durch metallographische Schlitze identifiziert werden, in denen neben der für das Thixo-Schmieden charakteristischen globularen und unverformten Gefügestruktur ebenfalls plastisch verformte Gefügebereiche, die durch die Umformung des erstarrten Werkstoffanteils entstanden, zu erkennen waren. Dabei bildete sich zwischen diesen unterschiedlichen Gefügestrukturen Trennebenen aus, welche zur lokalen Schwächung der hergestellten Bauteile führte (siehe Kapitel 7.1, Abbildung 59).

Anhand der simulierten Fließgeschwindigkeiten in z-Richtung, die in der rechten Bildseite der Abbildung 47 dargestellt sind, kann die Gleichmäßigkeit der Fließfront bei unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten bewertet und somit ein mögliches Aufbrechen derselben vorhergesagt werden. Ein solches Aufbrechen der Fließfront führt häufig zu Luft- und/oder Trennmittelschlüssen und kann somit als kritisches Fließverhalten angesehen werden (siehe Kapitel 2.1.3). Die dargestellten Simulationsergebnisse zeigen, dass beim Geschwindigkeitsprofil „200, verzahnt“ im betrachteten Formfüllstadium Geschwindigkeitsunterschiede von fast 100 mm/s an der Fließfront auftreten. Für die Geschwindigkeitsprofile „100, verzahnt“ und „400, verzahnt“ beträgt diese Differenz weniger als 50 mm/s. Hohe Geschwindigkeitsunterschiede führen zu einer inhomogenen Formfüllung der Werkzeugkavität, die, wie in Abbildung 45 zu sehen, durch die Simulation relativ zuverlässig abgebildet werden kann. Im realen Formgebungsprozess können solche inhomogenen Materialflüsse zum bereits beschriebenen Aufbrechen der Fließfront führen, welches jedoch nicht durch die hier beschriebenen Simulationen dargestellt wird. Aus diesem Grund musste anhand der realen Formgebungsversuche untersucht werden, ob durch die berechneten Geschwindigkeitsunterschiede kritische Fließbedingungen und damit einhergehend Bauteilfehler in Form von Einschlüssen im Bauteil vorhergesagt und ob hierfür kritische Werte in der Simulation definiert werden können.

Abbildung 48 zeigt zwei simulierte Formfüllstadien für das Geschwindigkeitsprofil „200, verzahnt“ in der linken Bildhälfte und zwei vergleichbare Formfüllstadien, die für das Geschwindigkeitsprofil „400, verzahnt“ simuliert wurden, in der rechten Bildhälfte. Dargestellt sind die Reynolds-Zahlen, die in jeder Zelle des jeweiligen Rechengitters berechnet wurden.



**Abbildung 48:** links: mit modifiziertem Quaak-Modell berechnete unkritische Reynolds-Zahl an der Fließfront unter Verwendung des Geschwindigkeitsprofils „200, verzahnt“; rechts: mit modifiziertem Quaak-Modell berechnete kritische Reynolds-Zahl an der Fließfront unter Verwendung des Geschwindigkeitsprofils „400, verzahnt“

Auch wenn sich die Formfüllstadien beider Geschwindigkeitsprofile vom Verlauf des Materialflusses her kaum unterscheiden, weichen die berechneten Reynolds-Zahlen doch wesentliche voneinander ab. Während für das Geschwindigkeitsprofil „200, verzahnt“ ebenso wie für langsamere Geschwindigkeitsprofile der Zahlenwert 300 nicht überschritten wird, treten beim Geschwindigkeitsprofil „400, verzahnt“ am Ende der Formfüllung Reynolds-Zahlen von bis zu 3.000 auf. Wie bereits in Kapitel 2.2.4 beschrieben, gelten bei manchen Strömungsproblemen bereits Reynolds-Zahlen ab 2.000 als Indiz für das Auftreten turbulenter Strömungen [Cam03, Ekm10, Tri92]. Somit liegt die Vermutung nahe, dass sowohl für das Geschwindigkeitsprofil „400, verzahnt“ als auch für höhere Stempelgeschwindigkeiten turbulente Materialströmungen beim Erreichen des betrachteten Formfüllstadiums zu erwarten sind. Da die kritische Reynolds-Zahl jedoch für jedes Strömungsproblem neu definiert werden muss, kann diese Vermutung nur durch reale Formgebungsversuche belegt werden.

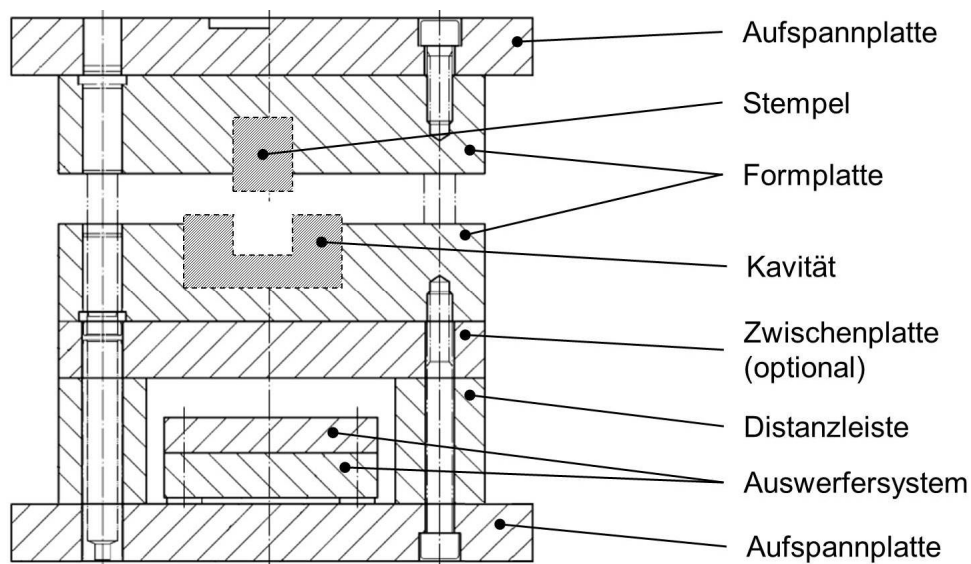
Die hier diskutierten Simulationsergebnisse konnten weitestgehend mittels experimenteller Formgebungsversuche, welche in Kapitel 7.1 dieser Arbeit dargestellt sind, validiert werden. Anhand der durchgeführten Strömungssimulationen konnte somit gezeigt werden, dass die möglichst exakte Modellierung des scherratenabhängigen Fließverhaltens der betrachteten teilflüssigen Metalllegierung die wesentliche Basis für eine realitätsnahe simulative Darstellung des Thixo-Schmiedeprozesses bildet. Weiterhin wurde dargestellt, dass dieses Fließverhalten auch mithilfe eines verhältnismäßig einfachen Viskositätsmodells (hier: modifiziertes Quaak-Modell) relativ genau numerisch abgebildet werden kann und dadurch auch mittels einphasiger Strömungssimulationen realistische Simulationsergebnisse berechnet werden können. Im Gegensatz zu den Strömungssimulationen, denen eine ungenauere Viskositätsmodellierung durch das modifizierte Carreau-Modell zugrunde lag, konnten mit den Simulationen, die mit dem modifizierten Quaak-Modell durchgeführt wurden, mögliche Bauteildefekte prognostiziert und diese darüber hinaus auf eine frühzeitige Erstarrung oder einen inhomogenen Materialfluss zurückgeführt werden. Durch die verbesserte Viskositätsmodellierung konnte somit im Sinne der Zielsetzung dieser Arbeit ein wichtiger Beitrag für eine verbesserte simulative Auslegung des Thixo-Schmiedeprozesses und damit zur Erhöhung von dessen Prozesssicherheit geleistet werden.



## 6 Entwicklung eines modularen Formgebungswerkzeugs für das Thixo-Schmieden von Rohrhalfzeugen

Für die Durchführung der im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten geplanten experimentellen Untersuchungen für das Thixo-Schmieden rohrförmiger Halbzeuge wurde ein modulares Formgebungswerkzeug entwickelt. Dabei wurde die Modularität dieses Werkzeugs durch die Verwendung einer mehrteiligen Werkzeugkavität sowie durch einfach austauschbare Form- und Auswerferstempel gewährleistet. Mit einem derartigen Werkzeugkonzept ist es möglich, kostengünstig unterschiedliche Bauteilformen herzustellen und zudem durch das einfache, schnelle Austauschen einzelner oder mehrerer Werkzeugkomponenten minimale Rüstzeiten zu realisieren.

Der Entwicklungs- und Konstruktionsprozess von Werkzeugen für das Thixo-Schmieden erfolgt prinzipiell nach den vier Hauptphasen Planen/Klären, Konzipieren, Entwerfen und Ausarbeiten, die in den VDI-Richtlinien 2221 und 2222 beschrieben sind [VDI93, VDI97]. Weiterhin weisen diese Formgebungswerkzeuge in aller Regel einen zweiteiligen, vertikalen Aufbau auf, der sich an den Richtlinien für Spritz- und Druckgießwerkzeuge aus DIN 16760-1 orientiert (siehe Abbildung 49). Aus diesem Grund kann bei der Konstruktion der Werkzeuge für das Thixo-Schmieden zumindest teilweise auf genormte Konstruktionselemente zurückgegriffen und somit ein modularer Werkzeugaufbau erarbeitet werden [Meß06].

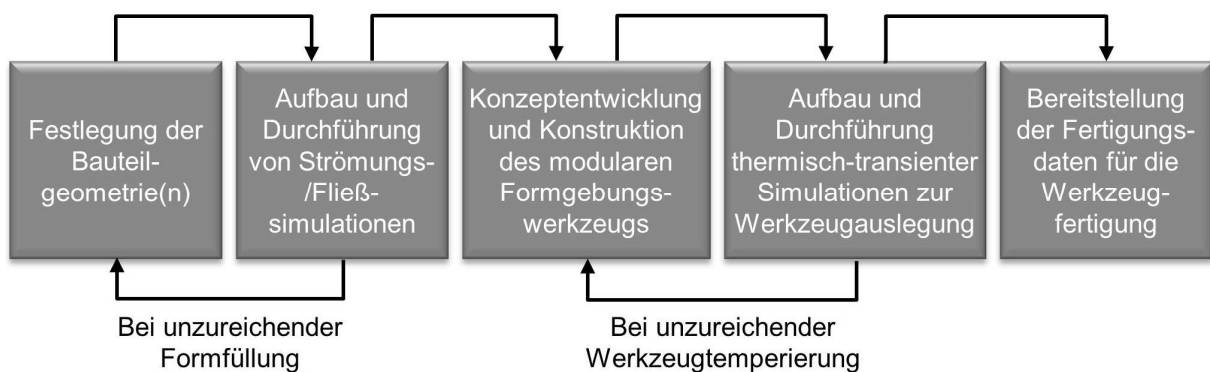


**Abbildung 49:** Prinzipieller Aufbau eines Werkzeugs für das Thixo-Schmieden nach [DIN08]

Wie in Abbildung 49 dargestellt, bestehen Werkzeuge für das Thixo-Schmieden aus einem Unterwerkzeug und einem Oberwerkzeug, welche am Pressentisch bzw. dem Pressenstößel befestigt werden. Im unteren Teil sind neben den formgebenden Werkzeugelementen das

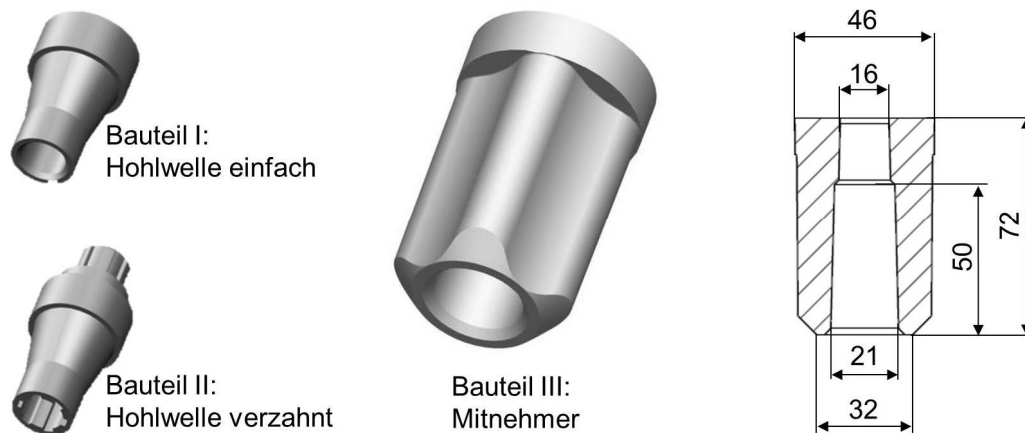
Auswerfersystem sowie gegebenenfalls Schieberlösungen integriert. Über Einsätze, die separat in die Formplatte eingebracht werden, wird die Bauteilgeometrie ausgebildet. Dadurch ist es möglich, bei einem auftretenden Verschleißfall der Kavität ein schnelles Umrüsten durch das Austauschen derselben zu gewährleisten. Das Auswerfersystem wird über den Auswerferstößel der Presse bewegt. Im Oberwerkzeug sind ein austauschbarer Stempel sowie gegebenenfalls Dämpfungselemente integriert. Da die Formgebungswerkzeuge beheizt werden müssen, um ein zu schnelles Abkühlen des zu formenden teilflüssigen Werkstoffes zu verhindern, werden üblicherweise Isolierplatten zwischen dem Werkzeug und den Kontaktflächen mit dem Pressentisch und dem Stößel eingebaut, um die Wärmeleitung in dieselben zu verhindern [Meß06].

Auf Basis dieser Gestaltungsrichtlinien wurde auch das im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten verwendete modulare Formgebungswerkzeug entwickelt bzw. konstruiert. Eine klare Trennung der vier in den VDI-Richtlinien dargestellten Hauptphasen war dabei jedoch nicht immer möglich, da durch den modularen Aufbau bereits bei der Konzeption konkrete Festlegungen hinsichtlich der bauteilformabhängigen Werkzeugaktivteile, der Werkzeugkinematik und der Werkzeugtemperierung getroffen werden mussten. Weiterhin wurden bereits während der Entwurfsphase fertigungstechnische Aspekte sowie die Verwendung standardisierter Werkzeugnormen, deren Wirkprinzipien weitestgehend festgelegt waren, einbezogen. Die wesentlichen Entwicklungsschritte, die bis zur abschließenden Fertigung des modularen Formgebungswerkzeuges durchgeführt wurden, sind in Abbildung 50 dargestellt.



**Abbildung 50:** Entwicklungsprozess für das modulare Formgebungswerkzeug

Ergänzend zu den in Kapitel 5.3 beschriebenen Bauteilgeometrien „Hohlwelle einfach“ und „Hohlwelle verzahnt“ wurde bei der Konstruktion des Formgebungswerkzeuges zudem die Herstellung einer dritten Bauteilform berücksichtigt. Diese wurde als „Mitnehmer“ bezeichnet und sollte vor allem zur Herstellung von Probekörpern in Form von Zugproben zur Beurteilung der realen Formgebungsversuche dienen. Das Bauteil „Mitnehmer“ ist mitsamt einem Längsschnitt sowie einigen charakteristischen Bauteilmaßen in Abbildung 51 dargestellt.



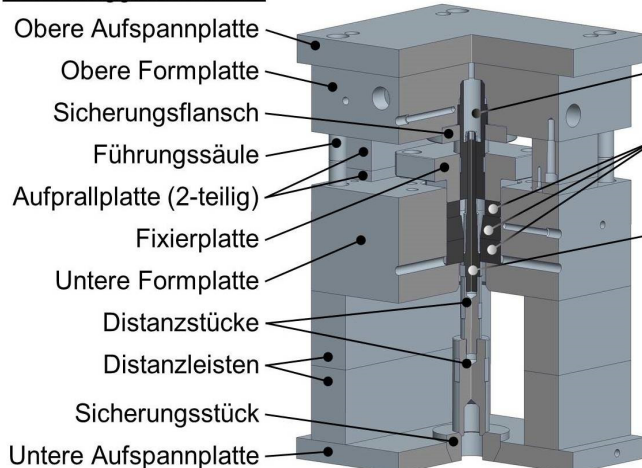
**Abbildung 51:** Festgelegte Bauteilegeometrie III „Mitnehmer“ mit Längsschnitt und charakteristischen Bauteilmaßen

Der Aufbau sowie die Durchführung der konstruktionsbegleitenden Strömungs- bzw. Fließsimulationen wurden bereits ausführlich im vorherigen Kapitel 5 erläutert. Der konstruktive Aufbau, die Kinematik sowie die thermodynamische Auslegung des entwickelten modularen Formgebungswerkzeugs werden in den folgenden Abschnitten beschrieben.

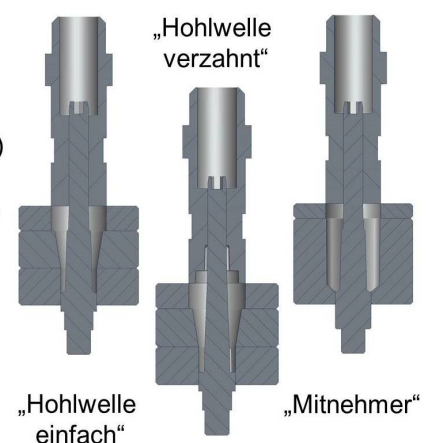
## 6.1 Konstruktiver Aufbau eines modularen Formgebungswerkzeugs zur Erzeugung rotationssymmetrischer Hohlbauteile

Der Grundaufbau des in den hier beschriebenen Forschungsarbeiten entwickelten modularen Formgebungswerkzeugs orientiert sich an der zuvor erläuterten DIN 16760-1 und ist in Abbildung 52 zu sehen. Weiterhin sind die austauschbaren modularen Werkzeulemente für die drei festgelegten Bauteilgeometrien (siehe Abbildung 40 und Abbildung 51) abgebildet.

### Werkzeuggrundaufbau:



### Austauschbare modulare Werkzeulemente:



**Abbildung 52:** Grundaufbau des entwickelten modularen Formgebungswerkzeugs (links) und austauschbare modulare Werkzeulementen (rechts)

Das Oberwerkzeug besteht aus der oberen Aufspannplatte, der oberen Formplatte, dem Stempel, den Aufprallplatten sowie den Führungssäulen. Die obere Aufspannplatte dient der

Befestigung des Oberwerkzeugs am Pressenstößel und die obere Formplatte als Aufnahme für die unterschiedlichen Formstempel. Hierzu ist in die Formplatte ein Gewinde eingebracht, sodass ein schneller Stempelwechsel durch Aus- bzw. Eindrehen desselben erfolgen kann. Nach dem Eindrehen wird zusätzlich der Sicherungsflansch angeschraubt, um ein unerwünschtes Herausdrehen des Formstempels zu vermeiden. Die Stempel selbst sind hohl ausgeführt, um das Einfahren und Führen des Auswerferstempels zu ermöglichen. Die Stempel für die Bauteilformen „Hohlwelle einfach“ und „Mitnehmer“ sind identisch und bilden lediglich die flache Stirnfläche der Bauteile ab. Der Stempel für die „Hohlwelle verzahnt“ dient hingegen zur Ausformung des oberen Wellenbundes sowie der Außenverzahnung des Bauteils. Die Führungssäulen fahren beim Schließen des Werkzeugs in die Führungsbuchsen des Unterwerkzeugs ein, nehmen die auftretenden Horizontalkräfte während des Formgebungsprozesses auf und gewährleisten somit ein präzises Ineinandergleiten der eng zueinander tolerierten Werkzeugaktivteile. Die Aufprallplatten bilden den mechanischen Anschlag am Ende des Formgebungsprozesses und verhindern somit ein zu tiefes Einfahren des Formstempels in die Kavitätenelemente, was zu einer Beschädigung derselben führen würde. Die Aufprallplatten sind hierbei jeweils zweiteilig ausgeführt, sodass eine einfache Anpassung auf die unterschiedlichen Bauteilhöhen durch den Austausch der dünneren Platten erfolgen kann.

Das Unterwerkzeug besteht aus der unteren Aufspannplatte, den Distanzleisten, dem Auswerfersystem, bestehend aus den Distanzstücken und dem Sicherungsstück, der unteren Formplatte sowie dem Auswerferstempel und den Kavitätenelementen. Die untere Aufspannplatte dient der Befestigung des Unterwerkzeugs am Pressentisch. Durch die Distanzleisten wird der Bauraum für das Auswerfersystem zur Verfügung gestellt und somit ein kollisionsfreies Ausfahren des Pressenauswerfers gewährleistet. Das Sicherungsstück dient zur Einleitung der während des Formgebungsvorgangs auftretenden Presskraft in den Pressentisch und somit als Entlastung für den Pressenauswerfer. Neben der Aufnahme des Auswerferstempels dient das kleinere der beiden Distanzstücke des Auswerfersystems dazu, das gepresste Bauteil zu Beginn des Auswerferhubs auszuheben. Wird der Auswerfer nach der Entnahme des Bauteils weiter ausgefahren, ist es mithilfe des größeren Distanzstücks möglich, die Kavitätenelemente aus der Formplatte zu stoßen und somit einen einfachen Wechsel derselben zu gewährleisten. Die Kavitätenelemente werden durch die untere Formplatte aufgenommen und mithilfe der verschraubten Fixierplatte befestigt. Sie sind für die „Hohlwelle einfach“ und die „Hohlwelle verzahnt“ identisch und werden für die Herstellung des Bauteils „Mitnehmer“ vollständig ausgetauscht. Die Auflageflächen der Kavitätenelemente müssen enge Toleranzen hinsichtlich der Parallelität und der Ebenheit einhalten sowie polierte, glatte Oberflächen aufweisen, sodass ein Eindringen des

teilflüssigen Werkstoffes in die Spalte der zusammengesetzten modularen Kavitäten verhindert wird. Die Auswerferstempel für das Bauteil „Hohlwelle einfach“ und das Bauteil „Hohlwelle verzahnt“ sind unterschiedlich. Der Auswerferstempel für das Bauteil „Hohlwelle einfach“ wird wiederum auch für das Bauteil „Mitnehmer“ eingesetzt.

Die Führungsflächen von Auswerferstempel und Formstempel sowie von Formstempel und der Fixierplatte bzw. dem oberste Kavitätenelement sind mit einer Spielpassung g6/H7 zueinander ausgeführt, um ein möglichst exaktes Ineinandergleiten dieser Werkzeugteile beim Schließen der Presse zu gewährleisten. Um eine fehlerlose Entformung der hergestellten Bauteile aus dem Werkzeug gewährleisten zu können, sind diejenigen Aktivteile, die eine zylindrische Außenform abbilden, mit einer Aushebeschräge von mindestens 0,05 % der Tiefe der jeweils zu formenden Fläche ausgeführt. Hierbei handelt es sich um alle Kavitätenelemente sowie den Stempel für das Bauteil „Hohlwelle verzahnt“. Die beiden Auswerferstempel, die die Innenflächen der Bauteile ausformen und damit höheren Schrumpfkraften aufgrund der Abkühlung des Werkstoffs unterliegen, sind mit Aushebeschrägen von mindestens 0,2 % der Tiefe der zu formenden Fläche versehen. Da die hergestellten Bauteile nach dem Abkühlen eine temperaturbedingte Schwindung erfahren, weisen die Aktivteile zudem ein Übermaß auf. Dieses Übermaß wurde für eine Werkzeugtemperatur von 400 °C berechnet.

Die Werkzeugaktivteile müssen während des Thixo-Schmiedens besondere Anforderungen hinsichtlich der Widerstandsfähigkeit gegen Temperatur und Verschleiß, der Wärmeleitfähigkeit und Thermoschockbeständigkeit, der Beständigkeit gegen Erosion durch flüssiges Metall sowie der Anlass- und Korrosionsbeständigkeit erfüllen. Daher wurde für die Aktivteile des hier beschriebenen modularen Formgebungswerkzeuges sowie für die Werkzeugteile des Auswerfersystems der hochlegierte, durchhärtende Stahl Böhler W360 ausgewählt. Dieser Stahl kombiniert die Härte eines Schnellarbeitsstahles (ca. 52 - 56 HRC) mit der sehr guten Kerbschlagzähigkeit eines Warmarbeitsstahles (ca. 25 J) und besitzt diese auch noch bei Temperaturen von bis zu 400 °C [Böh13]. Die chemische Zusammensetzung dieses Werkzeugwerkstoffes ist in der nachfolgenden Tabelle 8 ersichtlich.

**Tabelle 8:** Chemische Zusammensetzung des Werkzeugwerkstoffes Böhler W 360 nach [Böh13]

Chemische Zusammensetzung (Anhaltswerte in %)					
C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,50	0,20	0,25	4,50	3,00	0,55

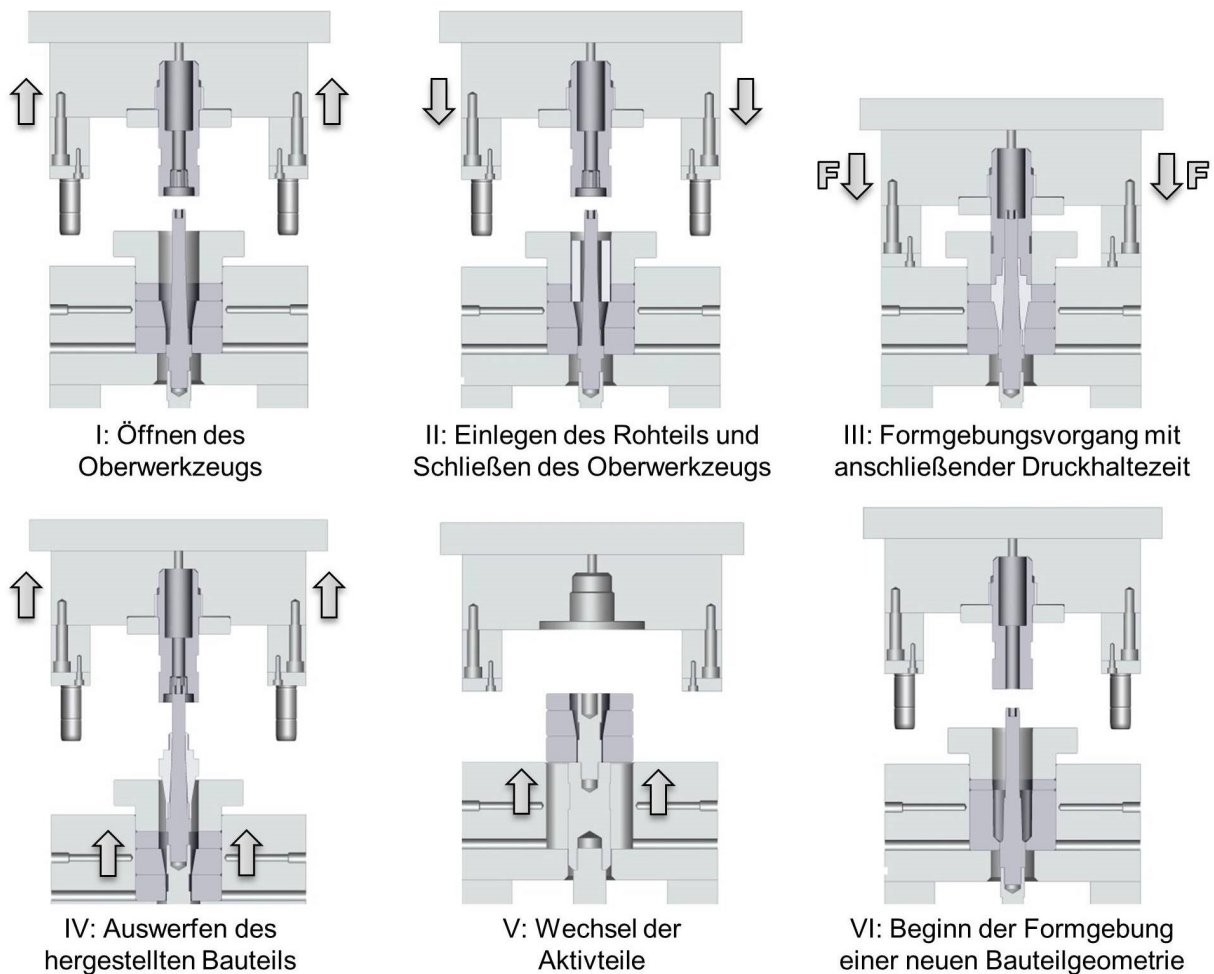
Die Legierungselemente Silizium, Mangan, Chrom und Molybdän verringern die thermische Wärmeausdehnung, erhöhen die Festigkeit und begünstigen die Durchhärbarkeit des Stahls.

Das Legierungselement Vanadium bewirkt eine Steigerung der Warm- und der Dauerfestigkeit und führt zudem zu einer Reduzierung der Anlasssprödigkeit.

Da die Werkzeugteile des Grundaufbaus während des Formgebungsvorganges nicht in direktem Kontakt mit dem teilflüssigen Metallwerkstoff stehen und zudem keine formgebenden oder entformenden Funktionen erfüllen müssen, sind die thermischen und mechanischen Belastungen, die auf diese wirken, deutlich geringer. Daher können für diese Werkzeugteile konventionelle, günstigere Stahlwerkstoffe ausgewählt werden. Für die Formplatten, in denen die Heizpatronen für die Werkzeugtemperierung eingebracht werden, wird somit der Werkstoff 1.2312 (40CrMnNiMo8-6-4) und für die übrigen Werkzeugteile der Werkstoff 1.1730 (C45U) verwendet.

## 6.2 Kinematik des modularen Formgebungswerkzeugs

Mittels der folgenden Abbildung 53 wird die Kinematik des entwickelten Formgebungswerkzeugs anhand des Formgebungsprozesses des Bauteils „Hohlwelle verzahnt“ sowie des Wechsels auf die Werkzeugaktivteile für das Bauteil „Mitnehmer“ veranschaulicht.



**Abbildung 53:** Darstellung der Kinematik des entwickelten modularen Formgebungswerkzeugs und des Konzepts zum Wechsel der Aktivteile

Zu Beginn des Formgebungsvorganges wird das bereits aufgeheizte Formgebungswerkzeug durch Auffahren des Pressenstößels geöffnet und auf die formgebenden Flächen der Aktivteile Trennmittel (Molykote® D-321 R, Fa. Dow Corning®) aufgebracht. Anschließend wird das induktiv in den teilflüssigen Materialzustand erwärmte Rohteil in die mehrteilige Werkzeugkavität eingelegt und durch Schließen des Oberwerkzeuges die endgültige Bauteilgeometrie mit einem einzigen Pressenhub ausgeformt. Im Anschluss an den Formgebungsvorgang, der innerhalb weniger Sekunden (ca. 1 - 2 s) abgeschlossen ist, muss das Werkstück mehrere Sekunden (ca. 10 - 20 s) unter Druck vollständig erstarren, um Hohlräume, die sich unter Umständen während der Formgebung oder aufgrund der Erstarrungsschrumpfung bilden können, mit Restschmelze aufzufüllen und somit Bauteilfehler wie Lunker oder Poren im Schmiedeteil zu verhindern. Dabei wird ein Werkzeuginnendruck von mindestens 1.000 bar angestrebt. Nach Ende der Druckhaltezeit wird das Oberwerkzeug geöffnet und das erstarrte Bauteil mittels des Pressenauswerfers entformt. Dabei wird der Auswerfer bis zum Kontakt des größeren Zwischenstücks des Auswerfersystems mit der Kavität ausgefahren. Das Bauteil ragt dann über die Fixierplatte heraus und kann unterlegt werden, sodass der Auswerferstempel durch Wiedereinfahren des Pressenauswerfers gezogen werden kann. Anschließend kann das fertige Bauteil entnommen werden.

Für den Wechsel der Aktivteile wird zunächst der Sicherungsflansch des Oberwerkzeuges abgeschraubt und der Formstempel durch Aus- bzw. Eindrehen ausgetauscht. Ebenso kann der Auswerferstempel durch Aus- bzw. Eindrehen ausgewechselt werden. Anschließend wird die Fixierplatte entfernt und die Kavitätenelemente durch vollständiges Ausfahren des Pressenauswerfers mittels des größeren Zwischenstücks des Auswerfersystems aus der unteren Formplatte gedrückt. Diese liegen dann frei auf der oberen Formplatte auf und können entnommen werden. Anschließend wird der Pressenauswerfer mitsamt dem ausgetauschten Auswerferstempel eingefahren und anschließend die Kavitätenelemente für die gewünschte Bauteilgeometrie eingesetzt. Nach dem Festschrauben der Fixierplatte ist das Werkzeug nach einer kurzen Aufheizphase wieder einsatzbereit.

### **6.3 Thermodynamische Auslegung des modularen Formgebungswerkzeugs**

Werkzeuge für das Thixo-Schmieden müssen beheizt werden, um den unbeabsichtigten Wärmefluss vom eingesetzten teilflüssigen Rohmaterial in das Werkzeug zu minimieren. Dadurch wird eine frühzeitige Erstarrung verhindert und eine gute Formfüllung der Kavität gewährleistet. Die Auslegung einer solchen Werkzeugbeheizung, d. h. die Ermittlung der benötigten Heizleistung sowie der optimalen Positionierung der Heizelemente, erfolgt heute mittels

thermisch-transienter Simulationen, die begleitend zum Konstruktions- und Entwicklungsprozess des Formgebungswerkzeugs durchgeführt werden.

Im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten wurde für diese thermodynamische Auslegung des konzipierten modularen Formgebungswerkzeugs die FEM-Software Ansys Workbench eingesetzt, welche eine numerische Berechnung sowie Visualisierung der Temperaturverteilung und der auftretenden Wärmeströme im Werkzeug ermöglicht. Hierfür wurde der gesamte Werkzeugaufbau als CAD-Datenmodell (IGES-Format) in die ANSYS-Umgebung importiert und anschließend vernetzt. Durch die festgelegten Randbedingungen wurden sowohl die Werkstoffparameter als auch sämtliche auftretende Umgebungsparameter wie etwa die Umgebungstemperatur oder das Emissionsverhältnis der Wärmestrahlung definiert. Die Randbedingungen der durchgeführten thermisch-transienten Simulationen sind in der nachfolgenden Tabelle 9 zusammengefasst:

**Tabelle 9:** Randbedingungen der thermisch, transienten Simulationen zur thermodynamischen Auslegung des entwickelten modularen Formgebungswerkzeugs

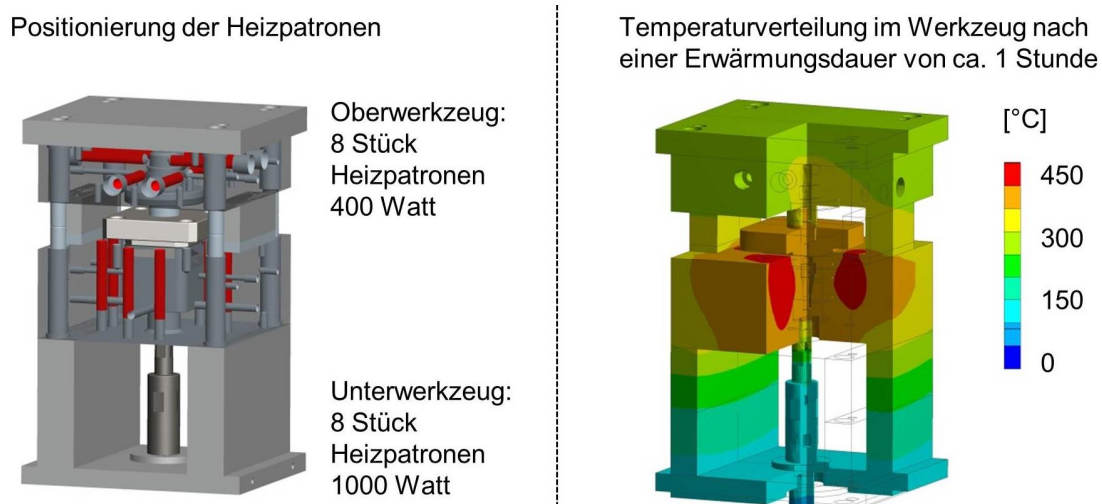
<b>Lösungsansatz</b>	Instationäre Lösung
<b>Knotenanzahl des Rechnetzes</b>	38.298
<b>Elementanzahl des Rechnetzes</b>	20.214
<b>Wärmeübergang an die Umgebung</b>	Vorgabe der Konvektion und Strahlung (durch Nutzer [Ker13])
<b>Wärmeleitung in den Pressentisch/-stößel</b>	Perfekte Isolierung (keine Wärmeleitung)
<b>Wärmestrom im Werkzeug</b>	Vorgabe der Heizleistung (durch Nutzer)
<b>Wärmeleitung im Werkzeug</b>	Vorgabe der werkstoffabhängigen Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität (durch Ansys Datenbank)

Für ein realitätsnahes Simulationsergebnis musste bei der Berechnung der zeitabhängigen Temperaturverteilung im Formgebungswerkzeug der Wärmeübergang an die Umgebung in Form von Konvektion und Strahlung berücksichtigt werden. Da sowohl die Ermittlung als auch die numerische Modellierung dieser Wärmeübergänge relativ kompliziert und nur mit hohem Aufwand möglich sind, wurden die analytischen Berechnungen im Rahmen der durchgeführten thermisch-transienten Simulationen mit entsprechenden Vereinfachungen der Konvektion und der Strahlung durchgeführt [Ker13]. Die anschließende Berechnung erfolgte instationär, um das zeitabhängige Aufheizen des kalten Werkzeugs bis zu einer Betriebstemperatur von 400 °C numerisch möglichst realistisch darstellen zu können.



In den realen Formgebungsversuchen wurden sowohl auf der oberen als auch unter der unteren Aufspannplatte Isolierplatten vorgesehen, durch welche die Wärmeleitung vom Werkzeug in den Pressenstößel bzw. in den Pressentisch weitestgehend vermieden wurde. In den thermisch-transienten Simulationen wurden an den Kontaktflächen der Aufspannplatten mit den Isolierplatten perfekte Isolierungen, d. h. keine Wärmeleitung, als Randbedingung angenommen. Die Isolierplatten selbst sind daher in den Simulationen nicht dargestellt.

Mit den beschriebenen und in Tabelle 9 aufgelisteten Vorgaben wurden unter Variation der Heizleistung und der Heizpatronenpositionierung mehrere Simulationen durchgeführt und somit die Rahmenbedingungen für eine optimale Werkzeugtemperierung bestimmt. Die Entwicklungsziele bildeten hierbei eine möglichst kurze Erwärmungsdauer sowie die Einstellung einer möglichst homogenen Temperaturverteilung im Bereich von ca. 400 °C im Formhohlraum der Werkzeugaktivteile. Das Ergebnis dieser simulativen Untersuchungen ist in Abbildung 54 dargestellt.



**Abbildung 54:** Für das entwickelte modulare Formgebungswerkzeug ermittelte ideale Heizpatronenpositionierung (links) und zugehöriges Simulationsergebnis für eine Erwärmungsdauer von ca. 1 Stunde an Luft und ohne Werkstück (rechts)

Die Ergebnisse der durchgeführten thermisch-transienten Simulationen zeigten, dass für eine optimale Temperierung des entwickelten modularen Formgebungswerkzeuges acht Heizpatronen mit einer Heizleistung von je 1.000 Watt in der unteren Formplatte und acht Heizpatronen mit einer Heizleistung von je 400 Watt in der oberen Formplatte vorgesehen werden mussten. Die Bohrungen für die Heizpatronen mussten dabei in der unteren Formplatte vertikal und in der oberen Formplatte horizontal eingebracht werden. Weiterhin wurden die Bohrungen sowohl in der oberen als auch in der unteren Formplatte rotationssymmetrisch angeordnet, um die homogene Temperaturverteilung im Formgebungsbereich zu gewährleisten. Die gesamte Heizleistung, die in dem Formgebungswerkzeug installiert wurde, betrug somit 11.200 Watt und

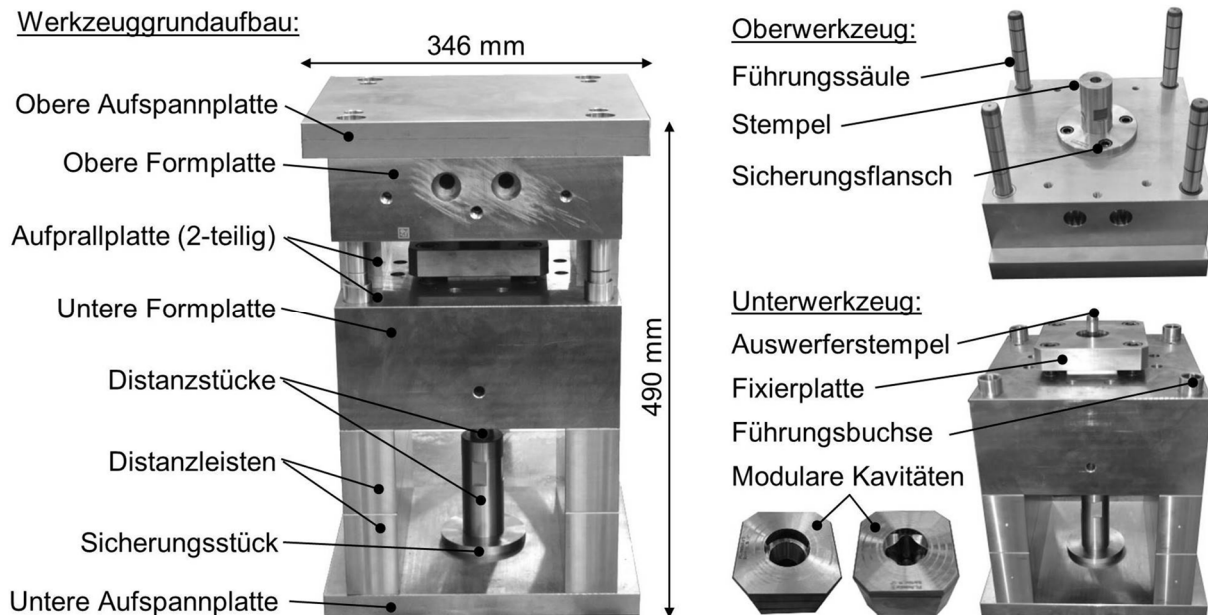
ermöglichte die Aufheizung der Aktivteile des Werkzeugs auf die Prozesstemperatur von ca. 400 °C innerhalb von etwa einer Stunde.

Während der Formgebungsversuche, die im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten mit dem modularen Formgebungswerkzeug durchgeführt wurden (siehe Kapitel 7), erfolgte die Regelung der eingesetzten Heizpatronen mithilfe von in das Werkzeug eingebrachten Thermoelementen. Diese Thermoelemente wurden über ein Regelgerät (Fa. WEMA, Typ WTK/M6) mit den Hochleistungsheizpatronen verbunden, durch welches die Heizpatronen so lange mit Strom versorgt wurden, bis die gemessene Ist-Temperatur der Thermoelemente die vorgegebenen Soll-Temperatur erreichte. Das Regelgerät verfügte über mehrere Regelkreise, an denen unterschiedliche Temperaturniveaus eingestellt werden konnten. Somit war es prinzipiell möglich, verschiedene Werkzeugteile bzw. -bereiche unterschiedlich stark zu beheizen. Die Formgebungsversuche, die im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten durchgeführt wurden und im nachfolgenden Kapitel 7 behandelt werden, erfolgten jedoch abhängig von den eingesetzten Metallwerkstoffen bei konstanten Temperaturen von 350 °C - 400 °C im Bereich der Werkzeugkavität. Dabei konnte die vorgegebene Werkzeugtemperatur dauerhaft mit einer Toleranz von  $\pm 5$  °C eingehalten werden, was vor allem durch die relativ hohe Heizleistung der Heizpatronen sichergestellt werden konnte.

Wie im Folgenden Kapitel 7 dargestellt wird, war es mithilfe des hier beschriebenen modularen Werkzeugaufbaus möglich, die für die experimentellen Untersuchungen zum Thixo-Schmieden von Rohrhälftezeugen benötigten, unterschiedlich geformten Versuchsbauteile relativ kostengünstig und mit geringem zeitlichen Rüstaufwand zu erzeugen. Des Weiteren konnte dadurch gezeigt werden, dass durch die Kombination des Thixo-Schmiedens mit derartigen modularen Werkzeugkonzepten äußerst variable Prozessrouten umgesetzt werden können, welche sich durch viele Variationsmöglichkeiten hinsichtlich der zu verarbeitenden Werkstoffe und Werkstoffkombinationen sowie der realisierbaren Bauteilkomplexitäten auszeichnen. Darüber hinaus wurde mit dem modularen Werkzeugkonzept eine Möglichkeit zur Herstellung von rotationssymmetrischen, hohlen Metallbauteilen mit variierenden Außen- und Innengeometrien sowie im Wesentlichen fertigen Funktionsflächen und damit zur Umsetzung des konstruktiven Leichtbaugedankens im Sinne möglichst hoher Materialeinsparungen geschaffen.

## 7 Experimentelle Untersuchungen zum Thixo-Schmieden von Rohrhälftezeugen

Die experimentellen Untersuchungen zum Thixo-Schmieden von Rohrhälftezeugen wurden mit dem im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten konzipierten modularen Formgebungswerkzeug durchgeführt. Dieses wurde nach den in Kapitel 6 beschriebenen konstruktiven und simulativen Vorgaben gefertigt und ist in Abbildung 55 dargestellt.



**Abbildung 55:** Für die experimentellen Untersuchungen zur Formgebung teilflüssiger Rohrhälftezeuge verwendetes modulares Formgebungswerkzeug

Zur Versuchsdurchführung wurde das Formgebungswerkzeug in eine hydraulische Hochgeschwindigkeitspresse (Fa. Becker van Hüllen) eingebaut. Diese Presse weist einen Werkzeug-einbauraum von 900 x 1200 mm und einen Stößelhub von 600 mm auf. Weiterhin besitzt die Presse einen zusätzlichen Stickstoffspeicher, der auf den nachgeschalteten Kolbenspeicher wirkt. Dadurch ist es möglich, das Geschwindigkeits-Weg-Profil des Pressenstößels vorzugeben, wobei eine maximale Stößelgeschwindigkeit von 800 mm/s eingestellt werden kann. Die Presse besitzt weiterhin eine maximale Presskraft von ca. 5.000 kN, wobei der Pressenstößel für bis zu 40 s im unteren Totpunkt gehalten werden kann. Damit können einerseits sehr kurze Formgebungszeiten eingehalten werden, um eine frühzeitige Erstarrung des teilflüssigen Werkstoffes zu verhindern. Andererseits ist es möglich, hohe Erstarrungsdrücke über einen definierten Zeitraum nach Vollendung des Formgebungsprozesses aufzubringen, um eine schwindungsbedingte Lunker- bzw. Porenbildung weitestgehend zu vermeiden.

Alle in den folgenden Unterkapiteln beschriebenen Formgebungsversuche wurden bei Werkzeugtemperaturen im Bereich von ca. 350 °C - 400 °C und mit einer Haltezeit von 10 Sekunden

im unteren Totpunkt durchgeführt. Somit wurden für die experimentellen Untersuchungen lediglich die Geschwindigkeitsprofile, die Bauteilformen und die eingesetzten Werkstoffe variiert. Der manuelle Transport der erwärmten Rohteile von der Induktionsanlage bis in das Werkzeuggesenk erfolgte mittels einer Zange und dauerte zwischen drei und fünf Sekunden. Nach dem Formgebungsvorgang und der anschließenden Druckhaltephase wurden die Bauteile ausgeworfen, entformt und in Wasser abgeschreckt. In Abbildung 56 sind die drei unterschiedlichen Bauteilformen zu sehen, die im Rahmen der folgend beschriebenen Formgebungsversuche zur technologischen Bewertung des betrachteten Thixo-Schmiedeprozesses von Rohrhälbzeugen erzeugt wurden.



**Abbildung 56:** Im Rahmen der Formgebungsversuche erzeugte Musterwerkstücke zur Bewertung der betrachteten Prozessroute für das Thixo-Schmieden von Rohrhälbzeugen

Ziel der experimentellen Untersuchungen war es, zum einen die zur Optimierung der simulativen Prozessauslegung durchgeführten Strömungssimulationen (siehe Kapitel 5) zu validieren und zum anderen das technologische Potential der betrachteten Prozessroute hinsichtlich der Verarbeitung schwer zu bearbeitender Metallwerkstoffe sowie der direkten Wiederverwertung von Metallspänen aufzuzeigen. Einerseits sollten die Formgebungsversuche somit zur Steigerung der Prozesssicherheit durch eine verbesserte numerische Prozessauslegung beitragen. Andererseits sollte dargestellt werden, dass sich die betrachtete Prozessroute prinzipiell auch für solche Metallwerkstoffe eignet, für deren Verarbeitung heute keine oder nur wenige konventionelle Fertigungsverfahren wirtschaftlich zum Einsatz kommen können.

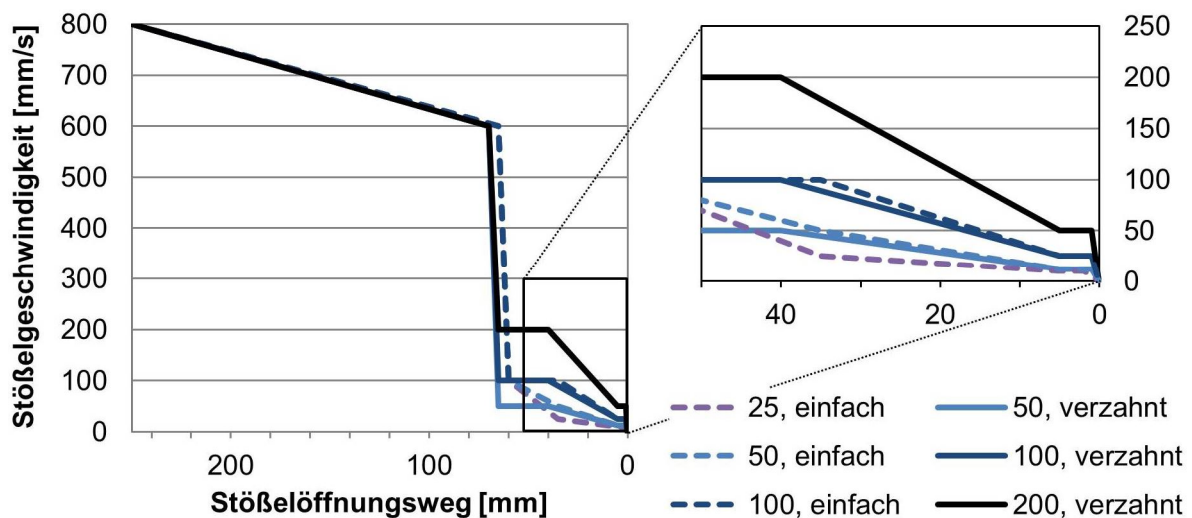
### 7.1 Experimentelle Untersuchungen zur Validierung der durchgeführten Strömungssimulationen

Zur Validierung der in Kapitel 5 beschriebenen Strömungssimulationen wurden die Bauteilformen „Hohlwelle einfach“ und „Hohlwelle verzahnt“ aus der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) unter Verwendung unterschiedlicher Stößelgeschwindigkeiten thixo-

geschmiedet. Auf diese Weise sollten die Simulationsergebnisse, die unter Vorgabe unterschiedlicher Scherbelastungen bzw. Stempelgeschwindigkeitsprofile berechnet wurden, an realen Bauteilen nachvollzogen und dabei insbesondere die simulierten und experimentell erzeugten Materialströmungen in Bezug auf Grenzschichtablösungen bzw. Phasentrennungen und das Aufbrechen instabiler Fließfronten betrachtet werden. Anhand des Vergleichs der Ergebnisse aus Simulation und Versuch sollte dann abschließend bewertet werden, ob es durch das im Rahmen dieser Arbeit hergeleitete Viskositätsmodell gelungen ist, die simulative Auslegung von Thixo-Schmiedeprozessen im Hinblick auf die Vorhersage möglicher kritischer Materialströmungen und damit einhergehender Bauteilfehler zu optimieren.

### 7.1.1 Durchführung der Formgebungsversuche zur Validierung der durchgeführten Strömungssimulationen

Die für die Formgebungsversuche zur Validierung der durchgeführten Strömungssimulationen verwendeten Stößelgeschwindigkeitsprofile wurden entsprechend der simulativ untersuchten Profile (siehe Abbildung 41) in die Pressensteuerung einprogrammiert und sind in Abbildung 57 dargestellt.



**Abbildung 57:** In den Formgebungsversuchen zur Validierung der durchgeführten Strömungssimulationen eingestellte Stößelgeschwindigkeitsprofile

Hierbei ist zu erkennen, dass das Werkzeug zu Beginn jedes Formgebungsprozesses 250 mm geöffnet wurde, um die in den teilflüssigen Materialzustand erwärmten Rohrhälbzeuge aus der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) einlegen zu können. Das anschließende Schließen des Werkzeugs erfolgte mit sehr hoher Stößelgeschwindigkeit, um ein zu schnelles Abkühlen bzw. Erstarren des Rohteils zu verhindern. Kurz vor dem Auftreffen des Stempels auf das Rohteil - im Fall der Bauteilform „Hohlwelle einfach“ bei einem Stößelöffnungsweg von ca. 35 mm und im Fall der „Hohlwelle verzahnt“ bei ca. 45 mm - wurden die in den Strömungssimulationen

nen untersuchten Geschwindigkeitsprofile bis zu einem Stößelöffnungsweg von 1 mm für die Formgebungsversuche in die Pressensteuerung übernommen. Während des letzten Millimeters der Schließbewegung wurde die Stößelgeschwindigkeit drastisch reduziert, um einen schlagartigen Aufprall des Oberwerkzeugs auf dem Unterwerkzeug und somit eine mögliche Beschädigung einzelner Werkzeugkomponenten zu verhindern. Da dieses Abbremsen für das simulierte Geschwindigkeitsprofil „400, verzahnt“ aufgrund der hohen Stempelgeschwindigkeit nicht gewährleistet werden konnte, wurden keine realen Formgebungsversuche mit diesem Profil durchgeführt. Eine Übersicht über die für die Formgebungsversuche verwendeten Prozessparameter ist in Tabelle 10 dargestellt. Mit jeder der aufgeführten Parameterkombination wurden 3 - 4 Bauteile erzeugt, mit denen die berechneten Simulationsergebnisse (siehe Kapitel 5.4) statistisch abgesichert bewertet werden konnten.

**Tabelle 10:** Übersicht über die Prozessparameter der durchgeführten Formgebungsversuche zur Validierung der ermittelten Simulationsergebnisse

Werkstoff	Bauteilform	Rohteilabmessung			Rohteiltemperatur	Werkzeugtemperatur	Geschw.-profil (Pressenstößel)
		Außen- $\phi$	Innen- $\phi$	Höhe			
AlSi7Mg0,3 (A356)	Hohlwelle einfach	44 mm	24 mm	54 mm	581 °C (fi = 50 %)	350 °C	25, einfach
							50, einfach
							100, einfach
	Hohlwelle verzahnt	44 mm	24 mm	63 mm	581 °C (fi = 50 %)	350 °C	50, verzahnt
							100, verzahnt
							200, verzahnt

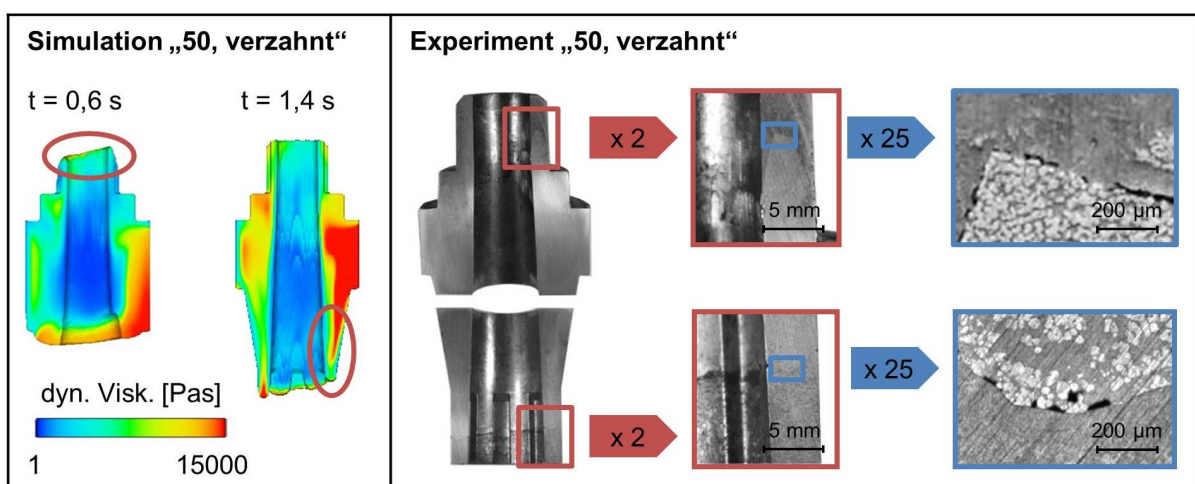
Die hergestellten Bauteile wurden mehrfach aufgetrennt, sodass Schnittflächen aus unterschiedlichen Bauteilbereichen erzeugt werden konnten. Anschließend konnte anhand der makroskopisch betrachteten Schnittflächen sowie der mikroskopischen Untersuchung der Materialgefüge eine Analyse der zum Teil aufgetretenen Bauteilfehler erfolgen. Diese Bauteilfehler ermöglichten die beabsichtigten Rückschlüsse auf die Strömungsverhältnisse in Abhängigkeit von den vorgegebenen Stößelgeschwindigkeiten. Im Folgenden Kapitel 7.1.2 werden einige der Schliffbilder, die solche fehlerhaften Bauteilbereiche aufwiesen, dargestellt und deren gute Vorhersagbarkeit durch die in Kapitel 5 beschriebenen Strömungssimulationen aufgezeigt. Darüber hinaus sind im Anhang dieser Arbeit in Abbildung 77 und Abbildung 78 weitere Schliffe hergestellter Bauteile aus der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) zu sehen, welche die Übereinstimmung zwischen den numerisch berechneten Materialströmungen bzw. den prognostizierten Bauteildefekten und den experimentell erzeugten Bauteilgefügen zusätzlich bestätigten.

Ergänzend zu diesen Längsschnitten und Schliffbildern wurden bei einigen Formgebungsversuchen vorsätzlich Rohrhälftezeuge mit zu geringen Rohteilvolumen eingesetzt. Dies führte dazu, dass die derartig erzeugten Bauteile nur unzureichend gefüllt wurden und somit der Materialfluss bzw. die Ausbildung instabiler Fließfronten bei unterschiedlichen Formfüllungen in Abhängigkeit von den Stempel- bzw. Stößelgeschwindigkeiten analysiert werden konnte.

### 7.1.2 Vergleich der simulativen und experimentellen Versuchsergebnisse zur Bewertung der durchgeführten Strömungssimulationen

Anhand der experimentellen Untersuchungsergebnisse wurden die in Kapitel 5.5 erläuterten simulativen Vorhersagen hinsichtlich des Auftretens strömungsbedingter Bauteilfehler überprüft und somit eine qualitative Aussage bezüglich der Simulationsergebnisse, die mithilfe des hergeleiteten Viskositätsmodells berechnet wurden, getroffen. Die Erkenntnisse, die in diesem Zusammenhang durch den Vergleich zwischen den simulativen und den experimentellen Formgebungsversuchen erlangt wurden, werden im Folgenden näher erläutert.

In Abbildung 58 sind auf der linken Seite Simulationsergebnisse dargestellt, die durch Vorgabe des Geschwindigkeitsprofils „50, verzahnt“ erhalten wurden. Anhand der berechneten Viskositätswerte von über 10.000 Pa·s wurde für die realen Formgebungsversuche die Annahme getroffen, dass die teilflüssige Aluminiumlegierung an den in der Abbildung markierten Bauteilbereichen frühzeitig erstarren und somit eine Phasentrennung durch Auspressen des noch flüssigen Werkstoffanteils aus dem bereits gebildeten Festphasenskelett erfolgen würde. Weiterhin wurde vermutet, dass das ausgepresste Flüssigphasenvolumen im unteren Bauteilbereich größer ausfallen würde als im oberen. Die in Abbildung 58 dargestellten Schnittflächen und Schliffbilder zeigen, dass die Vorhersagen durch die Formgebungsversuche bestätigt werden konnten.



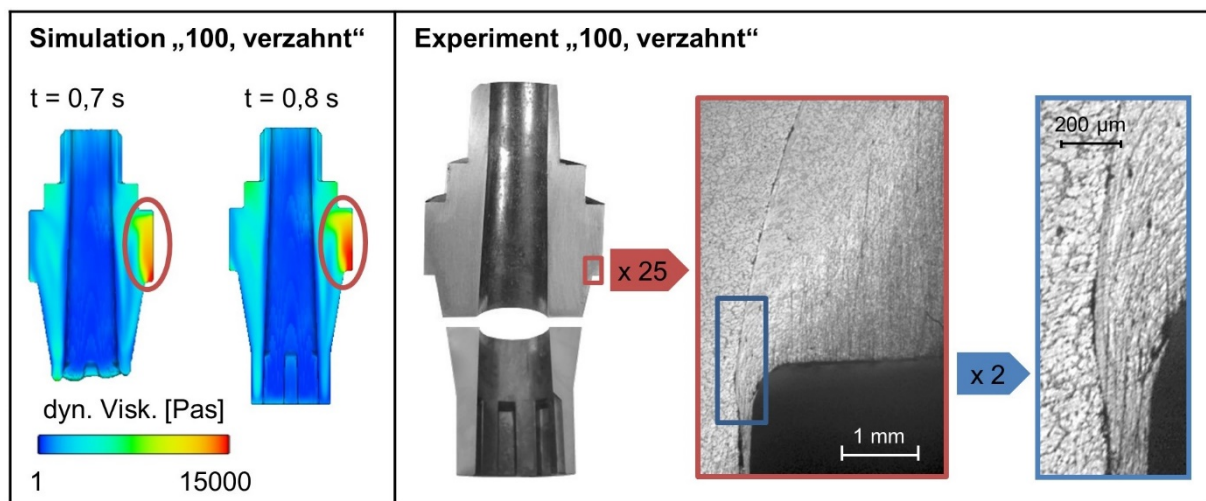
**Abbildung 58:** Validierung der mit dem modifizierten Quak-Modell für das Geschwindigkeitsprofil „50, verzahnt“ simulierten kritischen Erstarrung im oberen und unteren Zahnbereich der „Hohlwelle verzahnt“ mittels Schliffbildern eines entsprechenden realen Bauteils

Im unteren Zahnbereich der mit dem Geschwindigkeitsprofil „50, verzahnt“ hergestellten „Hohlwelle, verzahnt“ war bereits bei makroskopischer Betrachtung ein deutlicher Bauteildefekt in Form einer Phasentrennung erkennbar. Im zugehörigen Schliffbild konnten die voneinander getrennten Materialphasen eindeutig nachgewiesen werden. Die Materialphase oberhalb der Trennebene setzte sich aus globularen  $\alpha$ -Mischkristallen sowie eutektischen Phasenanteilen zusammen und wies somit eine zweiphasige Gefügestruktur auf. Unterhalb der Phasentrennebene waren lediglich eutektische Gefügestrukturen zu erkennen, was auf das Auspressen von Flüssigphase durch eine frühzeitige Erstarrung zurückgeführt werden konnte. Dieser sogenannte „Schwammefekt“, bei dem der noch flüssige Werkstoffanteil aus dem sich aufgrund der Abkühlung gebildeten und während der Formgebung elasto-plastisch verformten Festphasenskelett ausgepresst wird (siehe Kapitel 2.1.3), geht aufgrund des unkontrollierten Auspressvorgangs häufig mit der Ausbildung von Poren bzw. kleinerer Luft- oder Trennmittelschlüssen einher. Dies konnte ebenfalls anhand der Bauteilschliffe nachgewiesen werden. Der gleiche Effekt wurde im oberen Bauteilbereich festgestellt, jedoch erst nach mikroskopischer Betrachtung und, wie durch die Simulation anhand der berechneten Viskositätswerte prognostiziert, in geringerem Ausmaß. Bezüglich des Erstarrungsverhaltens des teilflüssigen Werkstoffes konnte mit diesen Ergebnissen dargestellt werden, dass eine sehr gute Übereinstimmung der durchgeführten Strömungssimulationen mit den Experimenten erzielt wurde. Dies konnte zusätzlich durch Schliffbilder von Bauteilen, die mit den Geschwindigkeitsprofilen „100, verzahnt“ und „200, verzahnt“ hergestellt wurden, bestätigt werden, da diese eine deutlich homogenere Ausfüllung der betrachteten Zahnbereiche aufwiesen (siehe Abbildung 78, Anhang).

Abbildung 59 zeigt links die für zwei Formfüllstadien mit dem Geschwindigkeitsprofil „100, verzahnt“ berechnete dynamische Viskosität und rechts den Längsschnitt durch ein entsprechend gefertigtes Bauteil sowie Schliffbilder dieses Schnittes. Aufgrund der in der Abbildung dargestellten berechneten Viskositätsentwicklung wurde für die realen Formgebungsversuche angenommen, dass im Bundbereich lokal eine frühzeitige Erstarrung des teilflüssigen Werkstoffes eintreten würde. Darüber hinaus war in den Simulationsergebnissen hinter dem Erstarrungsbereich kein freier, auszufüllender Hohlraum zu erkennen. Aus diesem Grund wurde vermutet, dass sich die Trennfläche in diesem Fall nicht durch Auspressen der Flüssigphase, sondern aufgrund des Vorbeifließens des noch teilflüssigen zweiphasigen Werkstoffanteils an dem bereits erstarrten Material ausbilden würde. Dementsprechend wurde angenommen, dass das Bauteil an dieser Trennfläche sowohl die für das Thixo-Schmieden charakteristische globulare Gefügestruktur als auch plastisch verformte Werkstoffbereiche aufweisen würde. Die Schliffbilder des in Abbildung 59 dargestellten Bauteils bestätigten diese simulative



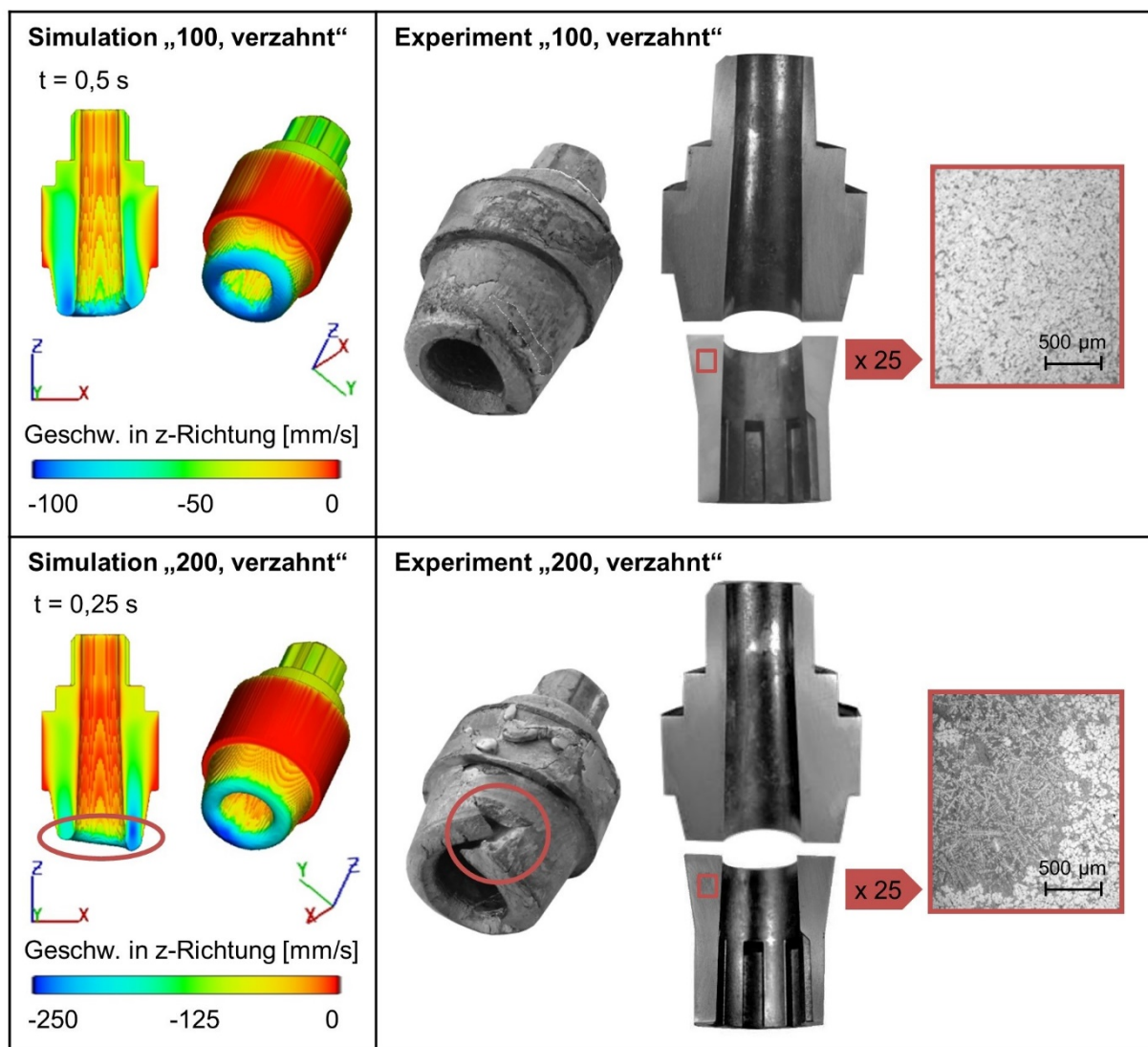
Vorhersage. Die Trennung zwischen der zweiphasigen globularen Gefügestruktur und dem zweiphasigen verformten Materialgefüge war eindeutig erkennbar. Somit konnte auch mittels der in Abbildung 59 dargestellten Ergebnisse eine gute simulative Darstellung der während des realen Thixo-Schmiedeprozesses auftretenden Materialerstarrung durch die mit dem modifizierten Quaak-Modell durchgeführten Strömungssimulationen nachgewiesen werden. Weiterhin wird anhand des hier dargestellten Vergleichs der simulativen Berechnungen und der experimentellen Versuche deutlich, dass es durch das verbesserte Viskositätsmodell nun grundsätzlich möglich ist, erstarrungsbedingt auftretende, kritische Materialströmungen während des Thixo-Schmiedeprozesses und damit einhergehende Bauteilfehler (z. B. Phasentrennungen) relativ zuverlässig vorherzusagen.



**Abbildung 59:** Validierung der mit dem modifizierten Quaak-Modell für das Geschwindigkeitsprofil „100, verzahnt“ simulierten kritischen Erstarrung im Bundbereich der „Hohlwelle verzahnt“ anhand von Schlibbildern des entsprechend hergestellten Bauteils

In Abbildung 60 sind auf der linken Seite die berechneten Fließgeschwindigkeiten der teilflüssigen Aluminiumlegierung in z-Richtung für ein simuliertes Formfüllstadium des Geschwindigkeitsprofils „100, verzahnt“ und für ein Stadium des Geschwindigkeitsprofils „200, verzahnt“ dargestellt. Die abgebildeten Formfüllstadien sind miteinander vergleichbar. Anhand der Simulationsergebnisse wurde prognostiziert, dass beim realen Thixo-Schmiede-prozess unter Verwendung des Geschwindigkeitsprofils „200, verzahnt“ Geschwindigkeitsunterschiede von bis zu 100 mm/s an der Fließfront auftreten würden. Im Gegensatz dazu wurde für das Geschwindigkeitsprofil „100, verzahnt“ eine deutlich geringere Differenz von etwa 25 mm/s prognostiziert. Basierend auf diesen Ergebnissen wurde angenommen, dass die signifikanten Fließgeschwindigkeitsunterschiede zu einem Aufbrechen der Fließfront und damit zu Lufteinschlüssen im Bauteil führen würden. Diese Vermutung wurde durch die Analyse von Bauteilschnitten und Schlibbildern sowie von unterfüllten Bauteilen überprüft.

In diesem Zusammenhang zeigten die in Abbildung 60 dargestellten, nur teilweise ausgeformten Bauteile für das Geschwindigkeitsprofil „100, verzahnt“ eine homogene und geschlossene Fließfront und für das Geschwindigkeitsprofil „200, verzahnt“ eindeutig eine aufgebrochene Fließfront. Diese Feststellung konnte auch im Rahmen weiterer Formgebungsversuche mit zu geringen Rohteilvolumen bestätigt werden. Mit Ausnahme der bereits beschriebenen frühzeitig erstarrten Bundbereiche wiesen die „100, verzahnt“-Bauteile überwiegend homogene Gefügestrukturen über den gesamten Längsschnitt auf. Schliffe der „200, verzahnt“-Bauteile zeigten hingegen im unteren Bauteilbereich eingeschlossene dendritische Gefügestrukturen, die häufig kleinere Poren aufwiesen (siehe Abbildung 60, unten).



**Abbildung 60:** Validierung der mit dem modifizierten Quaak-Modell für das Geschwindigkeitsprofil „200, verzahnt“ simulierten kritischen Fließgeschwindigkeit an der Fließfront anhand unvollständig gefüllter Bauteile

Solche eingeschlossenen dendritischen Strukturen sind ein Hinweis für Luftporen, die während des Formgebungsprozesses entstehen und in der abschließenden Druckhaltephase durch noch flüssige Werkstoffanteile ausgefüllt werden. Es konnte daher angenommen werden,

dass durch das Aufbrechen der Fließfronten Hohlräume in den Bauteilen ausgebildet wurden, die zunächst dem Materialfluss folgten und in den Druckhaltephasen durch die noch flüssige eutektische Phase ausgefüllt wurden. Somit wurde nachgewiesen, dass mithilfe der Strömungssimulationen, die mit dem aufgestellten modifizierten Quaak-Modell durchgeführt wurden, eine quantitative Aussage hinsichtlich einer inhomogenen Ausbildung der Fließfront anhand der berechneten Fließgeschwindigkeiten getroffen werden konnte. Für eine qualitative Aussage in Form konkreter, berechneter Grenzwerte, mit denen das Aufbrechen der Fließfronten eindeutig bestimmt werden könnte, müssen jedoch noch umfangreichere Untersuchungen im Rahmen weiterführender Forschungsarbeiten durchgeführt werden.

Anhand der hergestellten Hohlwellen waren keine Rückschlüsse auf Bauteildefekte möglich, die durch turbulente Strömungsverhältnisse, wie sie bei konventionellen Gießverfahren auftreten können, hervorgerufen werden. Auch die berechneten Simulationsergebnisse lieferten hierfür keine belastbaren Hinweise. Die Ausnahme bildete die Strömungssimulation, die unter Vorgabe des Geschwindigkeitsprofils „400, verzahnt“ durchgeführt wurde. Hier wurden lokal Reynolds-Zahlen von über 3.000 gegen Ende des Formgebungsvorganges berechnet. Im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten wurden jedoch keine Bauteile mit diesem Geschwindigkeitsprofil hergestellt, da die Gefahr einer Beschädigung des gesamten Formgebungswerkzeuges oder zumindest einzelner Komponenten aufgrund der hohen Stempelgeschwindigkeiten bestand. Zudem treten derart hohe Fließgeschwindigkeiten beim Thixo-Schmieden im Allgemeinen nur selten auf bzw. werden nicht benötigt, sodass davon auszugehen ist, dass die in der Vergangenheit festgestellten Bauteildefekte tatsächlich nicht durch turbulente, d. h. wirbelbildende Materialströmungen hervorgerufen wurden. Diesbezüglich wurde bereits in früheren Forschungsarbeiten dargestellt, dass die hohe Viskosität teilflüssiger Metallwerkstoffe einen laminaren Materialfluss beim Thixo-Schmieden begünstigen und auch bei Fließgeschwindigkeiten, die deutlich oberhalb von denen konventioneller Gießverfahren liegen, keine turbulenten Materialströmungen auftreten [Jor06, Jor14, Wan06]. Dies konnte auch im Rahmen der hier beschriebenen experimentellen Untersuchungen bestätigt werden. Die Analyse der erzeugten Bauteildefekte zeigte, dass diese nicht auf turbulente Strömungsverhältnisse, sondern entweder auf erstarrungsbedingte Phasentrennungen oder auf das strömungsbedingte Aufbrechen der teilflüssigen Fließfronten zurückgeführt werden konnten. Beide Fehlerursachen, d. h. eine frühzeitige Erstarrung des teilflüssigen Werkstoffes sowie das Auftreten eines inhomogenen Materialflusses, konnten durch die Implementierung des modifizierten Viskositätsmodells nach Quaak in die CFD-Software Flow-3D mittels der durchgeführten Strömungssimulationen vorhergesagt werden. Dabei konnte zudem gezeigt werden, dass das

temperatur- und vor allem das scherratenabhängige Fließverhalten der betrachteten teilflüssigen Metalllegierung auch mithilfe eines verhältnismäßig einfachen Viskositätsmodells relativ genau numerisch dargestellt werden kann und dadurch auch mittels einphasiger Strömungssimulationen realitätsnahe Simulationsergebnisse berechnet werden können. Das im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten definierte Ziel einer optimierten simulativen Auslegung des Thixo-Schmiedens unter Berücksichtigung der auftretenden Materialströme wurde somit erreicht und anhand der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 demonstriert.

## 7.2 Experimentelle Untersuchungen zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metalllegierungen

Durch die experimentellen Untersuchungen zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metalllegierungen sollte dargestellt werden, dass sich die in dieser Arbeit betrachtete Prozessroute auch für solche Metallwerkstoffe eignet, für deren Verarbeitung heute keine oder nur wenige konventionelle Fertigungsverfahren wirtschaftlich zum Einsatz kommen können. Mittels der in diesem Zusammenhang durchgeführten Formgebungsversuche sollte also nachgewiesen werden, dass mit dem Thixo-Schmieden eine wirtschaftlich attraktive Fertigungsalternative für Bauteile aus derartigen Werkstoffen zur Verfügung gestellt werden kann. Wie im Folgenden erläutert wird, wurden aus diesem Grund die pulvermetallurgisch hergestellte Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) sowie der Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) als zu untersuchende Metallwerkstoffe ausgewählt.

Die Verarbeitung von pulvermetallurgisch hergestellten, partikelverstärkten Metalllegierungen mittels konventioneller Gieß- und Umformverfahren gestaltet sich bis heute schwierig. So führt die hohe Härte solcher Legierungen bei der Verarbeitung durch konventionelle Schmiedeverfahren häufig zu einem Materialversagen aufgrund der geringen Umformbarkeit der Werkstoffe [Sto14]. Da die Dichteunterschiede zwischen verstärkenden Partikeln und Matrixwerkstoffen im flüssigen Materialzustand a priori zu inhomogenen Gefügestrukturen führt und damit einhergehend Porositäten sowie Entmischungen und Agglomerationen auftreten können, sind konventionelle Gießverfahren für die Verarbeitung partikelverstärkter Metalllegierungen ebenfalls ungeeignet [Eva03]. In diesem Zusammenhang konnte in früheren Arbeiten am Institut für Umformtechnik gezeigt werden, dass die Verarbeitung solcher Aluminiumlegierungen mittels Thixo-Schmieden möglich ist und gute Bauteileigenschaften erzielt werden können [Sey15b, Sto15a, Sto15b]. Bei den dabei durchgeführten Untersuchungen stellte jedoch vor allem die Rohteilerwärmung eine besondere Herausforderung dar. Hierbei erschwerten die erweiterten thermischen Materialeigenschaften wie Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität der eingesetzten Aluminiumlegierungen die Erwärmung der Rohteilkerne durch Wärmediffusion, was dazu

führte, dass die erzeugten Bauteile ungleichmäßige Gefügestrukturen aufwiesen. Mithilfe der hier beschriebenen Formgebungsversuche sollte daher nachgewiesen werden, dass durch die homogenere Erwärmung der rohrförmigen Halbzeuge beim Thixo-Schmieden der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2 +15%SiC) sehr gleichmäßige Materialgefüge und dadurch qualitativ hochwertige Bauteile erzeugt werden können.

Bei der Stahllegierung HS 6-5-2 (1.3343) handelt es sich um einen hochlegierten Schnellarbeitsstahl, der eine hohe Härte sowie eine gute Warmfestigkeit besitzt und darüber hinaus als schwierig zu bearbeitende Sonderlegierung gilt. Für die Herstellung komplexer Bauteile aus solchen Schnellarbeitsstählen sind daher häufig mehrere Umformschritte sowie eine zusätzliche Zerspannung und damit ein erhöhter Fertigungsaufwand nötig. Durch die Verarbeitung der Stahllegierung im teilflüssigen Zustand könnte dieser Fertigungsaufwand deutlich reduziert werden, da hierbei komplexe Bauteile in einem einzelnen Hub geformt werden können [Abd02, SFB289, Hir06, Kap10].

### **7.2.1 Durchführung der Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metallegierungen**

Im Rahmen der Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metallegierungen wurden die Bauteilformen „Hohlwelle verzahnt“ und „Mitnehmer“ aus der pulvermetallurgisch hergestellten, partikelverstärkten Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) und dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) thixo-geschmiedet.

Da die Bauteile, die aus der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 unter Verwendung des Geschwindigkeitsprofils „100, verzahnt“ erzeugt wurden (siehe Kapitel 7.1), die gleichmäßigsten Gefügeeigenschaften aufwiesen, wurde dieses Profil auch für die Herstellung der Bauteile „Hohlwelle verzahnt“ aus der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) verwendet. Die Bauteile „Mitnehmer“ wurden mit einer nahezu konstanten Stößelgeschwindigkeit von 100 mm/s geformt. Bei allen Versuchen betrug die Rohteiltemperatur nach der Erwärmung 581 °C, was einem Flüssigphasenanteil von ca. 40 % entsprach. Die Werkzeugkavität wurde auf eine Temperatur von 350 °C erwärmt.

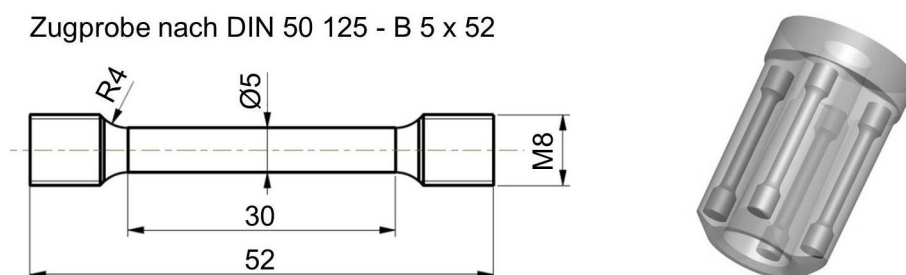
Die Ausgangstemperatur der Rohteile aus der Stahllegierung HS 6-5-2 (1.3343) betrug 1.350 °C, was ebenfalls einem Flüssigphasenanteil von ca. 40 % entsprach. Aufgrund der dadurch bedingten hohen Temperaturdifferenz zwischen Rohteil und Werkzeug wurde bei der Herstellung der Stahlbauteile eine Werkzeugtemperatur von 400 °C eingestellt. Hierbei handelte es sich um die maximale Temperatur, für die das verwendete modulare Formgebungswerkzeug ausgelegt wurde (siehe Kapitel 6.3). Für die Formgebung der Bauteile „Hohlwelle

verzahnt“ wurde das Geschwindigkeitsprofil „200, verzahnt“ verwendet, um eine möglichst geringe Prozessdauer und damit einhergehend eine möglichst geringe Rohteilabkühlung zu gewährleisten. Die Bauteile „Mitnehmer“ wurden mit einer nahezu konstanten Stößelgeschwindigkeit von 200 mm/s hergestellt. Eine Übersicht über die im Rahmen der Formgebungsversuche verwendeten Versuchsparemeter ist in Tabelle 11 dargestellt. Mit jeder der aufgelisteten Parameterkombinationen wurden drei Bauteile erzeugt, mit denen die im Rahmen der durchgeführten Formgebungsversuche erzielten Gefügeeigenschaften sowie Festigkeiten ermittelt werden konnten.

**Tabelle 11:** Übersicht über die Prozessparameter der durchgeführten Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metallegierungen

Werkstoff	Bauteilform	Rohteilabmessung			Rohteiltemperatur	Werkzeugtemperatur	Geschw.-profil (Pressenstößel)
		Außen- $\phi$	Innen- $\phi$	Höhe			
AlSi20Fe5Ni2 +15%SiC (S250+15%SiC)	Hohlwelle verzahnt	44 mm	24 mm	63 mm	581 °C ( $f_i = 40\%$ )	350 °C	100, einfach
	Mitnehmer	44 mm	24 mm	62 mm	581 °C ( $f_i = 40\%$ )	350 °C	100 mm/s (konstant)
HS 6-5-2 (1.3343)	Hohlwelle verzahnt	44 mm	24 mm	63 mm	1.350 °C ( $f_i = 40\%$ )	400 °C	200, verzahnt
	Mitnehmer	44 mm	24 mm	62 mm	1.350 °C ( $f_i = 40\%$ )	400 °C	200 mm/s (konstant)

Nach dem Entformen wurden sowohl die Aluminium- als auch die Stahlbauteile in Wasser abgeschreckt, um das erzeugte Materialgefüge für die anschließenden metallographischen Untersuchungen „einzufrieren“. Mithilfe der metallographischen Schlitze, die entlang der gesamten Hohlwellenlängsschnitte erstellt wurden, konnten die thixo-geschmiedeten Bauteile hinsichtlich der erzeugten Materialgefüge analysiert werden. Die Bauteilform „Mitnehmer“ diente zur Herstellung von Zugproben, um darüber hinaus mechanische Eigenschaften der hergestellten Werkstücke zu ermitteln. Die Zugproben wurden nach DIN 50 125 gefertigt und entsprechend Abbildung 61 aus den Bauteilen herausgearbeitet.



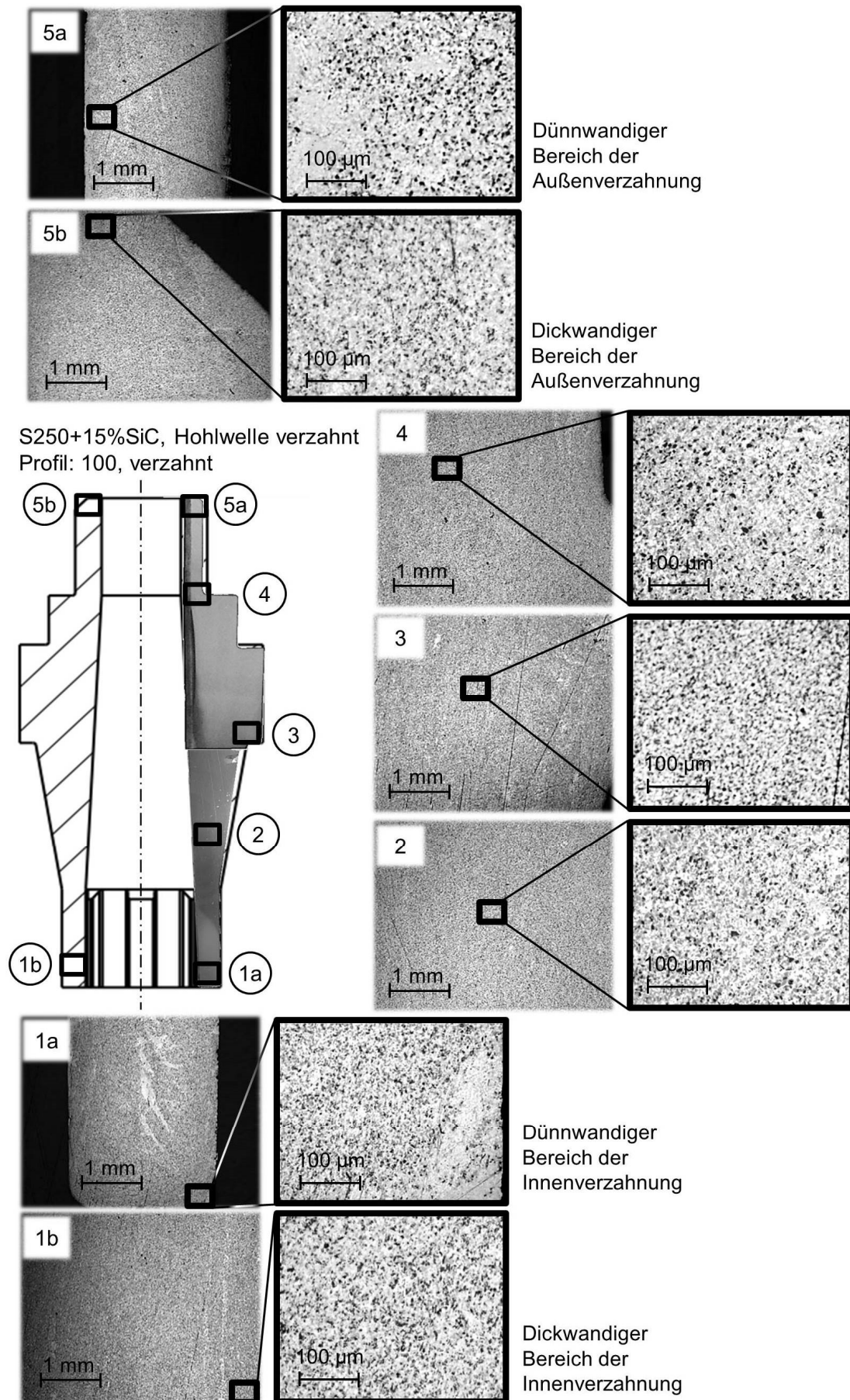
**Abbildung 61:** Zugproben nach [DIN09a] (links) und deren Position im Bauteil „Mitnehmer“ (rechts)

### 7.2.2 Bauteilanalyse und Bewertung der Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metalllegierungen

In Kapitel 4 wurde dargestellt, dass es durch die Verwendung rohrförmiger Halbzeuge anstelle von Vollmaterialien möglich war, bei der induktiven Erwärmung ein homogenes Materialgefüge in den teilflüssigen Rohteilen einzustellen. Gleichzeitig führte die verkürzte Erwärmungsdauer zu einem geringeren Kornwachstum. In den Formgebungsversuchen zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metalllegierungen konnte gezeigt werden, dass sich die Gefügeeigenschaften der erwärmten Rohrhälbzeuge, d. h. die Homogenität und die Korngröße, direkt auf die Qualität der Bauteile „Hohlwelle verzahnt“ auswirkten, die aus der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) thixo-geschmiedet wurden. Diesbezüglich sind in Abbildung 62 repräsentative Schlibfbilder eines dieser Bauteile dargestellt.

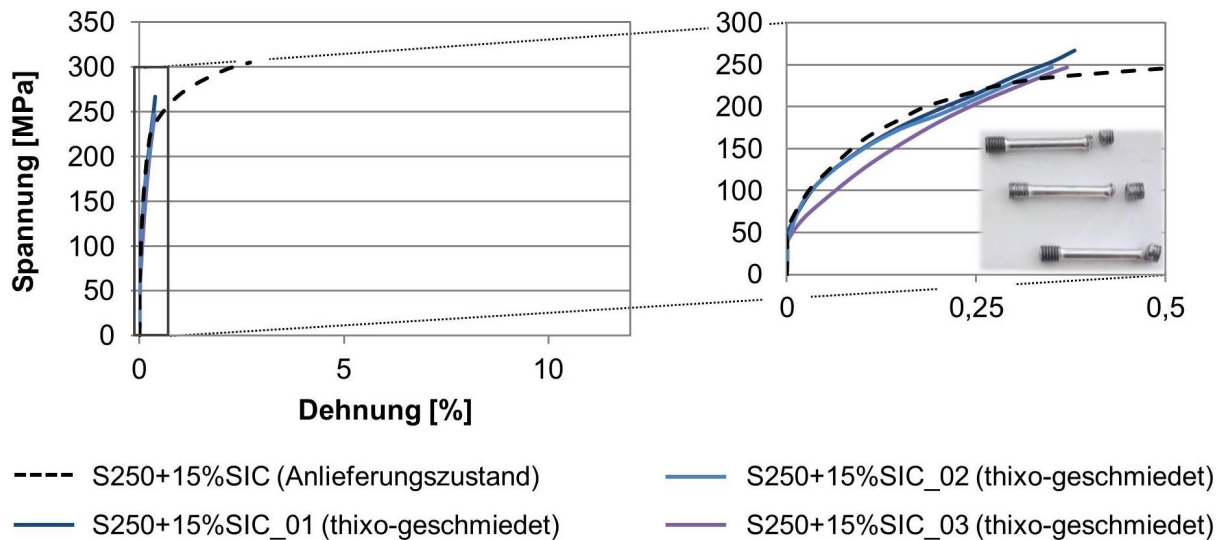
Aus diesen Schlibfbildern ist ersichtlich, dass über den gesamten Bauteillängsschnitt ein homogenes Materialgefüge mit gleichbleibenden Korngrößen und minimaler Porenausbildung erzielt werden konnte. Lediglich in den dünnwandigen Bereichen der Verzahnungen, die eine Wanddicke von ca. 2 mm aufwiesen, konnten vereinzelt lokale Entmischungen festgestellt werden (siehe Abbildung 62, 1a und 5a). Da diese Bereiche erst zum Ende des Formgebungsvorganges gefüllt wurden und zudem eine hohe Wärmeabfuhr aufgrund des Verhältnisses der Werkzeugkontaktflächen zum restlichen Materialvolumen auftrat, waren diese inhomogenen Gefügestrukturen auf eine frühzeitige Erstarrung des Werkstoffes zurückzuführen. Durch ein optimiertes Werkzeugkonzept, das z. B. die lokale Erhöhung der Werkzeugtemperatur ermöglicht, könnten auch solche filigranen Bauteilbereiche mit homogenen Gefügestrukturen erzeugt werden. Mithilfe der Formgebungsversuche konnte somit gezeigt werden, dass die Prozessroute für das Thixo-Schmieden von Rohrhälbzeugen grundsätzlich zur Verarbeitung pulvermetallurgisch hergestellter, partikelverstärkter Aluminiumlegierungen geeignet ist.

Das Diagramm in Abbildung 63 zeigt zudem drei repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche, die mit den Proben aus den Bauteilen „Mitnehmer“ durchgeführt wurden. Weiterhin ist die Spannungs-Dehnungs-Kurve von S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2 +15%SiC) im Anlieferungszustand dargestellt. Im Gegensatz zu diesem Anlieferungszustand zeigten die thixo-geschmiedeten Bauteile zwar eine um ca. 50 MPa verringerte Zugfestigkeit sowie eine deutlich verringerte Bruchdehnung. Wie jedoch anhand der Bruchstellen der Proben zu erkennen ist (siehe Abbildung 63, rechts), versagten diese an den für die Einspannung vorgesehenen Gewinden. Dies zeigte, dass die durch die Bauteilform bedingte, kleine Zugprobengeometrie für die hier zu ermittelnden mechanischen Eigenschaften ungeeignet waren und prinzipiell höhere Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen erreicht werden könnten.



**Abbildung 62:** Schliffbilder entlang des Bauteillängsschnitts einer aus S250+15%SiC thixo-geschmiedeten „Hohlwelle verzahnt“ (Versuchsparameter siehe Tabelle 11)





**Abbildung 63:** Ergebnisse der Zugversuche zur Ermittlung mechanischer Eigenschaften der thixo-geschmiedeten Bauteile aus S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC)

Es muss jedoch prinzipiell berücksichtigt werden, dass durch das Thixo-Schmieden der betrachteten Aluminiumlegierung in jedem Fall eine Verringerung der Bruchdehnung zu erwarten ist, da durch den induktiven Erwärmungsprozess ein Kornwachstum eintritt.

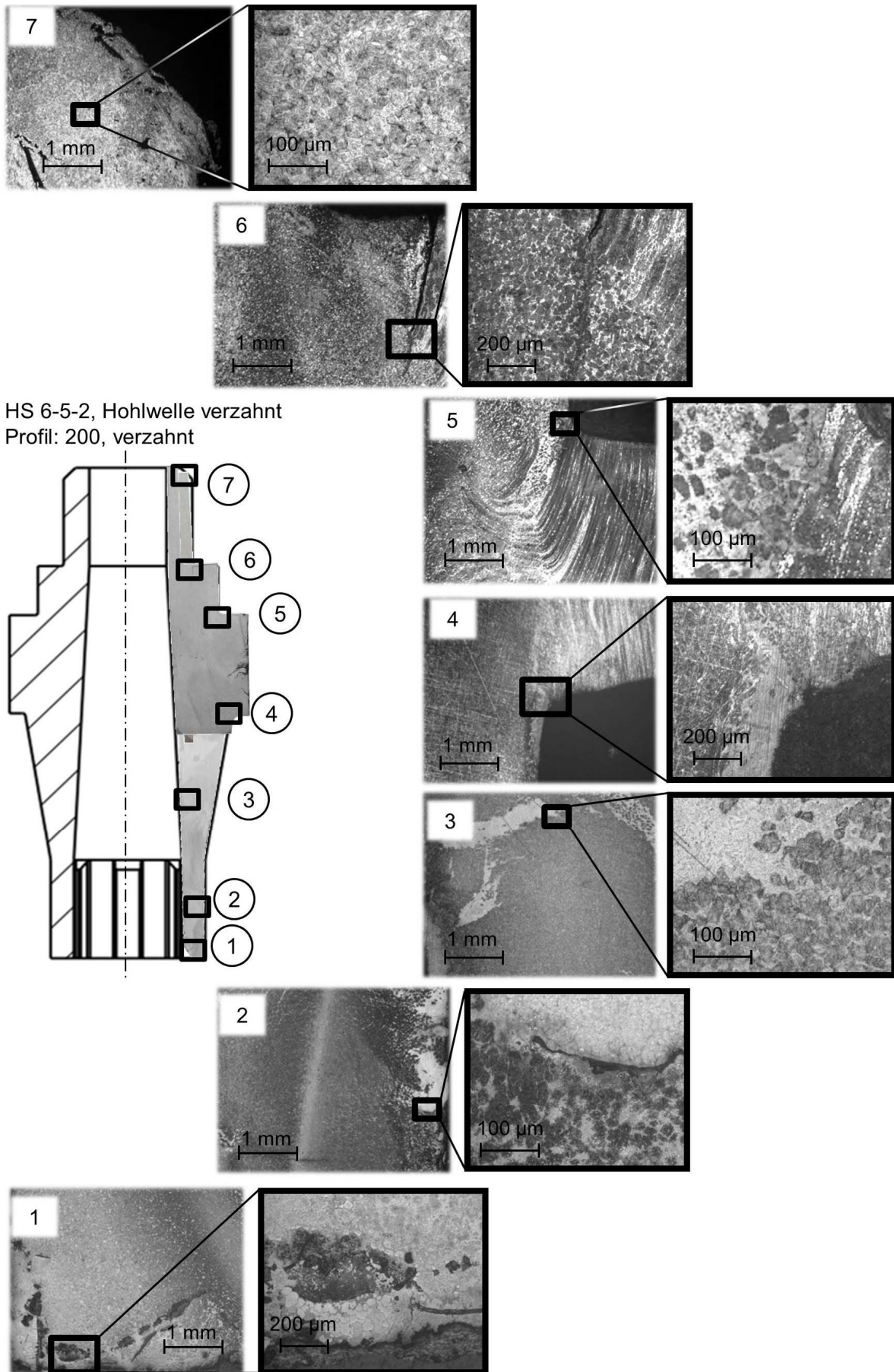
Die zweite Versuchsreihe im Rahmen der experimentellen Untersuchungen zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metalllegierungen wurde mit der Stahllegierung HS 6-5-2 (1.3343) durchgeführt. HS 6-5-2 (1.3343) zeichnet sich durch ein großes Erstarrungsintervall von etwa 210 K aus, was eine gute Voraussetzung für die Verarbeitung im teilflüssigen Materialzustand darstellt. Auch in dieser Versuchsreihe wurden Schliffbilder von den gefertigten Bauteilen „Hohlwelle verzahnt“ erstellt, mit denen das erzielte Materialgefüge entlang der gesamten Längsschnitte analysiert werden konnte. In Abbildung 64 sind repräsentativ die Schliffbilder einer Hohlwelle aus dieser zweiten Versuchsreihe dargestellt. Im Gegensatz zu den Bauteilen, die aus der Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2 +15%SiC) gefertigt wurden, zeigten die Stahlbauteile jedoch sehr inhomogene Materialgefüge und damit einhergehend eine Vielzahl an Bauteildefekten. Diese Defekte waren bei allen Bauteilen auf eine frühzeitige Erstarrung des teilflüssigen Werkstoffes zurückzuführen, die, wie im Folgenden noch erläutert wird, auf der relativ hohen Temperaturdifferenz zwischen Rohteil und Werkzeugkavität beruhte.

In den oberen und unteren Zahnbereichen der Stahlhohlwellen wurden deutliche Phasentrennungen festgestellt, die durch den Schwammeffekt, d.h. durch das Herauspressen der noch flüssigen Werkstoffphasen aus den bereits erstarrten Festphasenskeletten, bedingt waren. Kleinere Bereiche mit solchen ausgepressten Flüssigphasenteilen waren darüber hinaus entlang der gesamten Randbereiche der Bauteillängsschnitte zu erkennen. Diese Bereiche entstanden durch

die rasche Abkühlung des Stahlwerkstoffes aufgrund der relativ hohen Wärmeabfuhr an den Aktivflächen des Formgebungswerkzeugs. In den Schlifffbildern waren innerhalb der Bereiche der ausgepressten Flüssigphasen zudem eingeschlossene Trennmittel- und Oxidrückstände erkennbar. Es wurde daher angenommen, dass an diesen Stellen unkontrollierte, inhomogene Materialflüsse während des Auspressens auftraten. Im Bundbereich der hergestellten Bauteile war zu erkennen, dass der teilflüssige Werkstoff aufgrund des Kontakts mit der Werkzeugkavität bereits vor der Formgebung lokal erstarrte und dadurch eine plastische Verformung des Materialgefüges während des Thixo-Schmiedeprozesses auftrat. In den Schlifffbildern konnten in diesen Bereichen Fließlinien sowie Trennebenen zwischen den plastisch verformten und den teilflüssig geformten globularen Gefügestrukturen eindeutig identifiziert werden (siehe Abbildung 64, Bereiche 5 und 6).

Die innenliegenden Bauteilbereiche, welche mutmaßlich eine langsamere Abkühlung aufwiesen, zeigten in den Schlifffbildern überwiegend homogene, globulare Materialstrukturen mit einheitlichen Korngrößen. Aufgrund der durchgeführten metallographischen Materialuntersuchungen wurde daher trotz der festgestellten Bauteildefekte vermutet, dass das Thixo-Schmieden von Rohrhälbzeugen unter bestimmten Prozessbedingungen auch mit hochschmelzenden Stahllegierungen möglich ist. Dies wird im Folgenden noch genauer begründet.

Die beschriebenen Bauteildefekte traten in den Randbereichen sowie an den verzahnten Enden der erzeugten Hohlwellen auf und konnten damit auf die frühzeitige Erstarrung der Stahllegierung zurückgeführt werden. Bedingt war diese frühzeitige Erstarrung zum einen durch die Strahlungsverluste an der Rohteiloberfläche - bei Stahl sind diese Strahlungsverluste um etwa den Faktor 30 größer als bei Aluminium - und zum anderen durch die relativ hohe Wärmeabfuhr an den Kontaktflächen zwischen Rohteil und Gesenkoberfläche, deren Temperaturdifferenz beinahe 1.000 °C betrug. Die innenliegenden Bauteilbereiche wiesen hingegen fehlerfreie und homogene Gefügestrukturen auf. Diese Gefügestrukturen zeigten, dass es durch Anpassung der Prozessparameter, insbesondere der Werkzeugtemperatur, grundsätzlich möglich ist, auch solche hochschmelzenden Stahllegierungen mit dem entwickelten Thixo-Schmiedeprozess zu verarbeiten. Das im Rahmen der hier beschriebenen Forschungsarbeiten verwendete modulare Formgebungswerkzeug wurde jedoch lediglich für maximale Temperaturen von ca. 400 °C ausgelegt. Für weitere Forschungsarbeiten zur Untersuchung und Bewertung des Thixo-Schmiedens schwer zu bearbeitender Metallwerkstoffe bzw. schwer zu bearbeitender, hochschmelzender Stahllegierungen müsste daher zunächst ein entsprechend zu temperierendes Formgebungswerkzeug konzipiert und gefertigt werden.



**Abbildung 64:** Schliffbilder entlang des Bauteillängsschnitts einer aus HS 6-5-2 (1.3343) thixo-geschmiedeten „Hohlwelle verzahnt“ (Versuchsparameter siehe Tabelle 11)

Zur Vollständigkeit der mit der Stahllegierung durchgeführten Untersuchungen sind in Abbildung 79 des Anhangs dieser Arbeit drei repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche dargestellt, die mit den Zugproben aus den Bauteilen „Mitnehmer“ (siehe Abbildung 61) durchgeführt wurden. Diese lieferten jedoch keine zusätzlichen Erkenntnisse hinsichtlich des Thixo-Schmiedens der Rohrhälftezeuge aus HS 6-5-2 (1.3343). Die geringen ermittelten Dehnungswerte der Proben (ca. 0,4 %) bestätigten lediglich die durch die beschriebenen Gefügeinhomogenitäten bedingten schlechten Bauteilqualitäten.

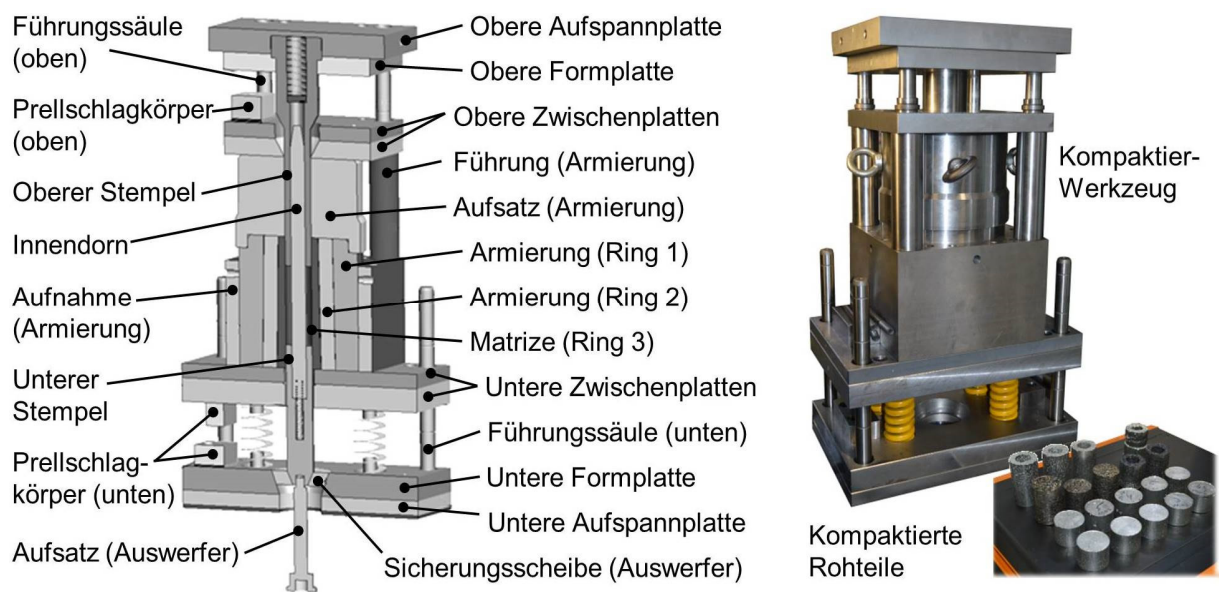
Die durchgeführten experimentellen Untersuchungen zum Thixo-Schmieden schwer zu bearbeitender Metalllegierungen haben gezeigt, dass mittels der betrachteten Prozessroute komplex geformte Hohlwellen aus einer pulvermetallurgisch hergestellten, partikelverstärkten Aluminiumlegierung mit sehr homogenen und fehlerfreien Gefügestrukturen erzeugt werden können. Es wurde somit nachgewiesen, dass das Thixo-Schmieden von Rohrhälftezeugen prinzipiell für die Verarbeitung derartiger, schwer zu bearbeitender Werkstoffsysteme geeignet ist und somit eine wirtschaftlich attraktive Fertigungsalternative für diese darstellen kann. Demgegenüber haben die Formgebungsversuche mit dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 zwar gezeigt, dass das Thixo-Schmieden derartiger Stahllegierungen durch die Entwicklung geeigneter Werkzeugkonzepte möglich sein sollte, jedoch konnte die Verarbeitung durch die in dieser Arbeit betrachtete Prozessroute nicht grundlegend nachgewiesen werden.

### **7.3 Experimentelle Untersuchungen zum Thixo-Schmieden kompaktierter Metallspänen**

Durch die direkte Wiederverwertung von Metallspänen können aufwendige Bearbeitungsschritte konventioneller Recyclingprozesse wie z. B. Schrottzuführung oder Einschmelzvorgänge entfallen und somit hervorragende Gesamtbilanzen hinsichtlich des Energie- und Ressourcenverbrauchs gewährleistet werden. Bestehende Verfahren zur direkten Weiterverarbeitung von Metallspänen werden heute vor allem zur Herstellung von Hälftezeugen wie Stangen und Profile oder von sehr einfachen Werkstückgeometrien eingesetzt (siehe Kapitel 2.3). Mithilfe des Thixo-Schmiedeprozesses könnten hingegen sehr komplexe, endkonturnahe Bauteile direkt aus den kompaktierten Metallspänen erzeugt und somit weitere Prozessschritte eingespart werden. Vor diesem Hintergrund sollten die hier dargestellten Formgebungsversuche einen Beitrag dazu leisten, das Thixo-Schmieden als Alternative zu bestehenden Recyclingprozessen zu etablieren und dadurch dessen Konkurrenzfähigkeit gegenüber konventionellen Schmiede- und Gießprozessen im Sinne der Zielsetzung dieser Arbeit zu steigern.

### 7.3.1 Durchführung der Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden kompaktierter Metallspäne

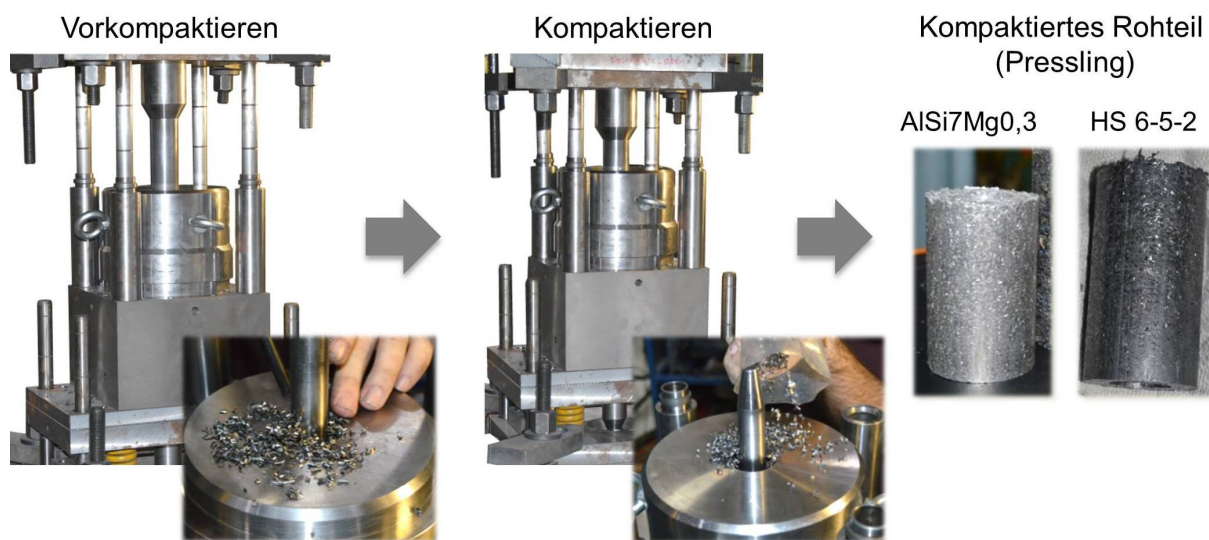
Im Rahmen der Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden kompaktierter Metallspäne wurde sowohl die direkte Wiederverwertung von Aluminiumspänen aus AlSi7Mg0,3 (A356) als auch von Stahlspänen aus HS 6-5-2 (1.3343) untersucht. Die hierbei verwendeten Späne wurden durch Abdrehen entsprechender Stangenmaterialien erzeugt und wiesen in beiden Fällen eine spiralförmige Form sowie Längen von 10 mm - 20 mm auf. Anschließend wurden diese Späne mittels eines Kompaktierwerkzeugs zu Rohteilen gepresst (siehe Abbildung 65).



**Abbildung 65:** Aufbau des im Rahmen der Forschungsarbeiten verwendeten Kompaktierwerkzeugs

Durch Austauschen des oberen und unteren Stempels sowie durch den optionalen Einsatz des Innendorns war es mithilfe des in Abbildung 65 dargestellten Kompaktierwerkzeugs möglich, die verwendeten Metallspäne sowohl zu zylindrischen als auch zu rohrförmigen Rohlingen zu kompaktieren. Für den Kompaktierprozess wurde die bereits beschriebene hydraulische Hochgeschwindigkeitspresse des Instituts für Umformtechnik im Einrichtbetrieb, d. h. bei geringer Stößelgeschwindigkeit ohne vorgegebenes Geschwindigkeitsprofil und maximalen Pressenkräften von 1.500 kN, verwendet. Hierbei konnten die zylindrischen Spänepresslinge innerhalb eines einzigen Pressenhubes hergestellt werden. Die losen Späne wurden dabei zunächst von Hand in den Formhohlraum der Werkzeugmatrize eingebracht und anschließend durch das langsame Herabsenken des Stempels kompaktiert. Durch den gefederten Aufbau des Unterwerkzeuges konnte eine zweiseitige Presskraft aufgebracht und somit eine relativ gleichmäßige Verdichtung erzielt werden.

Da zur Herstellung der rohrförmigen Presslinge ein Innendorn in das Kompaktierwerkzeug eingesetzt werden musste, verkleinerte sich hierdurch der Formhohlraum der Werkzeugmatrize. In diesen kleineren Formhohlraum konnten von Hand nicht genügend lose Späne eingebracht werden, sodass ein Teil der Aluminiumspäne in einem zusätzlichen Schritt mithilfe des Pressenstempels vorkompaktiert werden musste (Presskraft ca. 10 kN - 20 kN). Für die Verdichtung der Stahlspäne waren sogar zwei Zwischenschritte notwendig. Aus diesem Grund wiesen die derart hergestellten Presslinge in den unteren mehrfach kompaktierten Rohteilhälften eine höhere Dichte auf als in den oberen einfach kompaktierten, was sich nachteilig auf die induktive Erwärmung dieser kompaktierten Rohrhälbzeuge auswirkte. Der Ablauf des Kompaktierprozesses für die rohrförmigen Spänepresslinge wird anhand der Bildfolge in Abbildung 66 verdeutlicht.



**Abbildung 66:** Kompaktierprozess der rohrförmigen Spänepresslinge aus AlSi7Mg0,3 und HS 6-5-2

Wie bei den vorangegangenen Formgebungsversuchen mit Rohteilen aus konventionell hergestellten Stangenmaterialien betrug der Außendurchmesser der kompaktierten Rohteile 44 mm und der Innendurchmesser bei den Rohrhälbzeugen 24 mm. Die Höhe variierte entsprechend der erzielten Kompaktierdichte. Die mittels des Kompaktierwerkzeugs erzielten mittleren und relativen Dichten sind für die hergestellten, rohrförmigen Presslinge in Tabelle 12 aufgelistet. Die mittlere Dichte wurde dabei aus dem Quotienten aus Volumen und Gewicht des jeweiligen Presslings berechnet. Die relative Dichte wurde aus dem Quotienten der tatsächlich erzielten mittleren Dichte des betrachteten Presslings und der theoretischen Dichte der verwendeten Metalllegierung ermittelt. Für die theoretische Dichte der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) wurde hierbei der Wert  $2,7 \text{ g/mm}^3$  verwendet. Für die theoretische Dichte der Stahlliegierung HS 6-5-2 ( $1.3343$ ) wurde der Wert  $8,1 \text{ g/mm}^3$  eingesetzt.

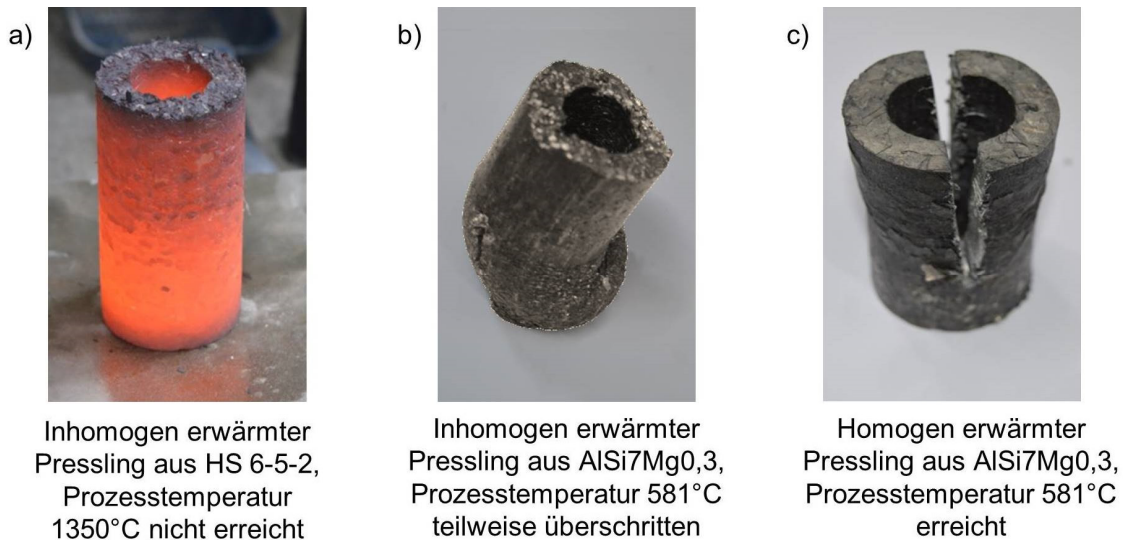
**Tabelle 12:** Übersicht über die beim Kompaktierprozess der Rohrhälbzeuge erzielten Rohteildichten

Rohteilbezeichnung	Höhe [mm]	Gewicht [g]	Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	rel. Dichte [%]
SP_AlSi7Mg0,3_1	68,7	179,4	2,41	89,89
SP_AlSi7Mg0,3_2	72,2	185	2,37	88,20
SP_AlSi7Mg0,3_3	69,9	178,3	2,36	87,80
SP_AlSi7Mg0,3_4	70,0	183,2	2,42	90,09
SP_AlSi7Mg0,3_5	70,8	189	2,47	91,89
SP_AlSi7Mg0,3_6	68,4	180,1	2,43	90,63
SP_AlSi7Mg0,3_7	68,9	180,7	2,42	90,28
SP_HS 6-5-2_1	75,5	498,5	6,06	74,86
SP_HS 6-5-2_2	73,5	492,4	6,15	75,95
SP_HS 6-5-2_3	81,4	511,7	5,77	71,27
SP_HS 6-5-2_4	82,3	525,7	5,87	72,42
SP_HS 6-5-2_5	83	549,8	6,08	75,10

Anhand der Tabellenwerte ist ersichtlich, dass mit den Aluminiumspänen aus AlSi7Mg0,3 (A356) relative Dichten von ca. 88 % bis zu ca. 92 % erzielt wurden. Für die Stahllegierung HS 6-5-2 (1.3343) konnten hingegen aufgrund der höheren Festigkeit der Späne nur relative Dichten von ca. 71 % bis ca. 76 % erreicht werden. Darüber hinaus wurden vor allem bei den Stahlpresslingen deutliche Dichteunterschiede innerhalb der Rohteilvolumen festgestellt, was die anschließende induktive Erwärmung erheblich beeinträchtigte. Zum einen führte die ungleichmäßige Verteilung der Materialdichte innerhalb der kompaktierten Rohteile zu einer inhomogenen Temperaturverteilung während der Erwärmung, wie in Abbildung 67 a) zu sehen, zum anderen bedingte die relativ geringe mittlere Rohteildichte der Stahlpresslinge extreme Strahlungsverluste über die freiliegenden Oberflächen der kompaktierten Späne. Dies führte dazu, dass die Stahlpresslinge auch mit der maximal einstellbaren Leistung der Induktionsanlage (PWM 254) nicht bis in den angestrebten Temperaturbereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie bzw. auf die für das Thixo-Schmieden erforderliche Prozesstemperatur von 1350 °C erwärmt werden. Somit waren keine Formgebungsversuche mit den Spänen aus der Stahllegierung HS 6-5-2 (1.3343) möglich.

Die kompaktierten Rohrhälbzeuge aus der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) wiesen zwar gleichmäßigere Dichteverteilungen als die Stahlpresslinge auf, dennoch konnte durch die Erwärmung mit einer Anlagenleistung von PWM 88, welche auch für die in Kapitel 7.1 dargestellten Versuche verwendet wurde, ebenfalls keine homogene Temperatur in den Rohteilvolumen eingestellt werden. Während jene Bereiche mit geringerer Dichte die Prozesstemperatur

von 581°C aufwiesen, wurden in den dichter kompaktierten Bereichen bereits höhere Temperaturen und damit zu hohe Flüssigphasenanteile erreicht. Dies führte zu einem Ausknicken der Rohre während der Erwärmung (siehe Abbildung 67 b)). Durch die Reduzierung der Leistungseinbringung (PWM 75) und die damit einhergehende langsamere Erwärmung konnte jedoch die Wärmeverteilung verbessert und somit in den Aluminiumpresslingen eine annähernd konstante Temperatur eingestellt werden (siehe Abbildung 67 c)).



**Abbildung 67:** Versuche zur induktiven Erwärmung der kompaktierten Rohrhälbzeuge

Bedingt durch die dargestellten Ergebnisse aus den Erwärmungsversuchen konnten die Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden kompaktierter Metallspäne nur mit den Presslingen aus AlSi7Mg0,3 (A356) durchgeführt werden. Dabei erfolgten erste Machbarkeitsuntersuchungen zunächst mit zylindrischen Rohteilen [Lie15], die mithilfe eines zur Verfügung stehenden Formgebungswerkzeugs zur Herstellung von Zahnradkomponenten thixo-geschmiedet wurden [Ker13]. Die Charakterisierung der dabei erzeugten „Späne-zahnräder“ erfolgte mithilfe von metallographischen Schliffen sowie von Mikrohärtmessungen (siehe Kapitel 7.3.2). Durch diese ersten Versuche konnte die Verarbeitung der kompaktierten Aluminiumspäne im teilflüssigen Zustand grundsätzlich nachgewiesen und erste komplex geformte Bauteile mit überwiegend homogenen Gefügestrukturen hergestellt werden. Durch die Verwendung der rohrförmigen Presslinge sollte in den weiteren Versuchen untersucht werden, ob die durch das Thixo-Schmieden der Aluminiumspäne erzielbaren Bauteileigenschaften durch die homogenere Erwärmung von Rohrhälbzeugen (siehe Kapitel 4) noch verbessert werden können.

Im Rahmen dieser weiterführenden Formgebungsversuche wurden wie bei den in Kapitel 7.2 dargestellten Versuchen zur Bewertung des Thixo-Schmiedens schwer zu bearbeitender Metalllegierungen die Bauteilformen „Hohlwelle verzahnt“ und „Mitnehmer“ erzeugt. Wie bei den



vorangegangenen Untersuchungen wurden von den Hohlwellen metallographische Schlitze angefertigt, um die erzielbaren Gefügeeigenschaften bewerten zu können. Die Bauteilform „Mitnehmer“ diente wiederum zur Herstellung von Zugproben, um zusätzlich die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Bauteile zu ermitteln und mit denen von stranggegossenen sowie von thixo-geschmiedeten Stangenmaterialien zu vergleichen. Die Bauteile „Hohlwelle verzahnt“ wurden mit dem Geschwindigkeitsprofil „100, verzahnt“ (siehe Abbildung 57) und die Bauteile „Mitnehmer“ mit einer nahezu konstanten Stößelgeschwindigkeit von 100 mm/s gefertigt. Die Rohteile wurden auf eine Temperatur von ca. 581 °C erwärmt, wobei ein geringer Temperaturgradient aufgrund der beschriebenen ungleichmäßigen Dichteverteilung auftrat. Die Werkzeugtemperatur betrug im Bereich des Formhohlraums 350 °C. Eine Übersicht über alle Formgebungsversuche, die zur qualitativen Bewertung des Thixo-Schmiedens kompaktierter Metallspäne durchgeführt wurden, ist in Tabelle 13 dargestellt.

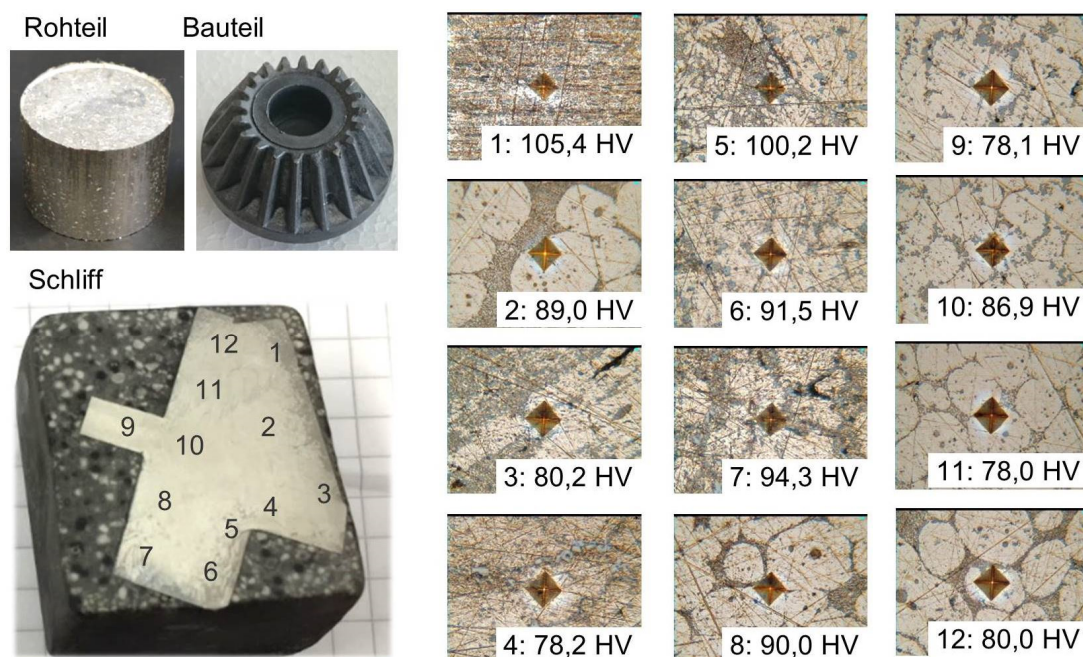
**Tabelle 13:** Übersicht über die Prozessparameter der durchgeführten Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden kompaktierter Metallspäne

Werkstoff	Bauteilform	Rohteilabmessung				Rohteiltemp.	Werkzeugtemp.	Geschw.-profil (Pressenstößel)
		Außen- $\emptyset$	Innen- $\emptyset$	Höhe	Gewicht			
kompaktierte Späne aus AlSi7Mg0,3 (A356)	Zahnrad	44 mm	-	32,5 mm	119,8 g	581 °C	350 °C	gemäß [Ker13]
				32,0 mm	119,5 g			
				32,1 mm	120,3 g			
	Hohlwelle verzahnt	44 mm	24 mm	72,2 mm	185 g	581 °C	350 °C	100, einfach
				70,8 mm	189 g			
				70,0 mm	183,2 g			
	Mitnehmer	44 mm	24 mm	68,9 mm	180,7 g	581 °C	350 °C	100 mm/s (konstant)
				68,7 mm	179,4 g			
				68,4 mm	180,1 g			

### 7.3.2 Bauteilanalyse und Bewertung der Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden von kompaktierten Metallspänen

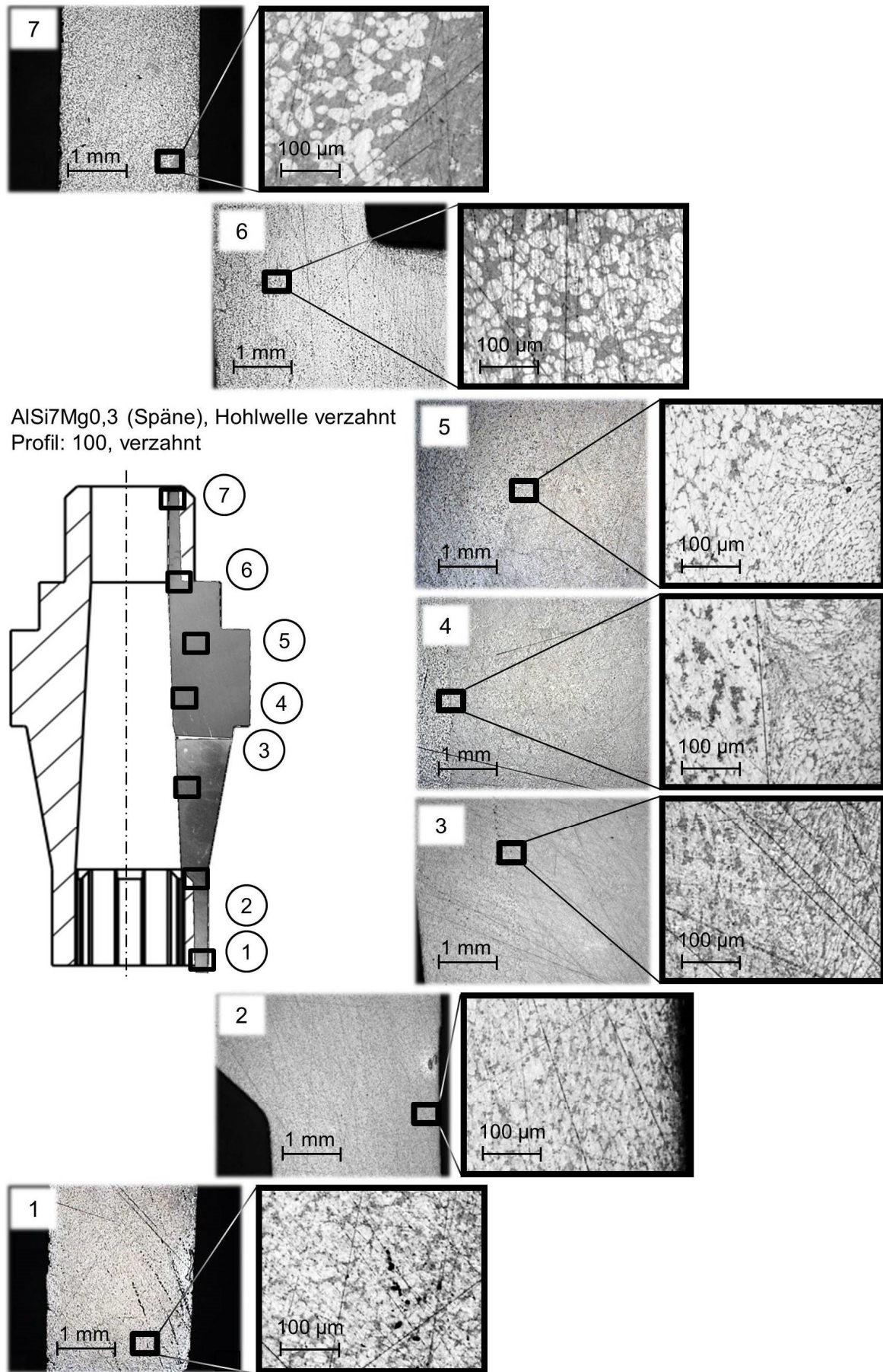
Die qualitative Bewertung der Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden von kompaktierten Aluminiumspänen aus AlSi7Mg0,3 (A356) erfolgte mithilfe von metallographischen Untersuchungen an den erzeugten Bauteilen und anhand der Ermittlung der erzielten mechanischen Bauteileigenschaften. Die Ergebnisse der Bauteilanalyse sowie deren Bewertung werden nachfolgend dargestellt.

Die Schlibfbilder der Zahnradkomponenten, welche im Rahmen der ersten Machbarkeitsuntersuchungen mit den zylindrisch kompaktierten Aluminiumspänen erzeugt wurden, zeigten, dass die Bauteile sehr gut ausgeformt wurden und überwiegend homogene, zweiphasige Materialgefüge aufwiesen. Darüber hinaus waren partikelgroße Rückstände der mutmaßlich während der Formgebung aufgebrochenen Oxidschichten zu erkennen, welche vollständig von der Metallmatrix umschlossen wurden. Vereinzelt konnten allerdings auch einzelne Späne identifiziert werden, die während der Erwärmung offensichtlich nicht bis in den teilflüssigen Zustand erhitzt werden konnten, von denen ausgehend sich kleinere Poren sowie Mikrorisse ausbildeten. In Abbildung 68 sind die Schlibfbilder eines der erzeugten Zahnradbauteile dargestellt. Die Härtewerte, welche über den gesamten Längsschnitt dieses Zahnrads ermittelt wurden, waren mit dem durchschnittlichen Härtewert der konventionell hergestellten Gusslegierung im Zustand T6 (ca. 83 HV) vergleichbar. Die deutlich erhöhten Härtewerte von über 100 HV an den Randbereichen der Bauteile deuteten auf einen hohen Oxidanteil hin.



**Abbildung 68:** Metallographische Untersuchungen und Ergebnisse der Mikrohärtemessungen an einem aus kompaktierten AlSi7Mg0,3-Spänen hergestellten Zahnrad

Die aus den rohrförmig kompaktierten Aluminiumspänen hergestellten Bauteile der Form „Hohlwelle verzahnt“ wiesen makroskopisch betrachtet ebenfalls eine gute und vollständige Formfüllung auf. Die mikroskopisch analysierten Schlibfbilder zeigten darüber hinaus zweiphasige Materialgefüge ohne nennenswerte Phasenentmischungen entlang der gesamten Bauteillängsschnitte, was prinzipiell auf eine homogene und laminare Formfüllung hindeutete. Die Gefüge wiesen allerdings unterschiedliche Strukturierungen in Abhängigkeit von den lokalen Volumen- bzw. Geometrieverhältnissen der Bauteile auf (siehe Abbildung 69).



**Abbildung 69:** Schliffbilder entlang des Bauteillängsschnitts einer aus AlSi7Mg0,3-Spänen thixo-geschmiedeten „Hohlwelle verzahnt“ (Versuchsparameter siehe Tabelle 13)

Im Bereich des Wellenbundes und örtlich kurz darunterliegend zeigten die  $\alpha$ -Mischkristalle der festen Werkstoffphase überwiegend plastische Verformungen. Diese verliefen jedoch nicht wie in den zuvor beschriebenen Formgebungsversuchen, die mit konventionell hergestellten Stangenmaterialien durchgeführt wurden (siehe Kapitel 7.1 und 7.2), entlang der Fließrichtung des Werkstoffes, sondern ohne erkennbare Orientierung (siehe Abbildung 69, Schliffbilder 3 bis 5). Es wurde daher angenommen, dass diese Verformungen nicht durch eine vorzeitige Materialerwärmung während des Thixo-Schmiedevorgangs, sondern durch den vorherigen Kompaktierprozess hervorgerufen wurden. Aufgrund der bereits beschriebenen ungleichmäßigen Materialerwärmung konnten die Aluminiumpresslinge offensichtlich nicht im gesamten Rohteilvolumen bis in den teilflüssigen Materialzustand erwärmt werden und wiesen somit in den unzureichend erwärmten, festen Bereichen die beim Kompaktieren entstandene Gefügestruktur auf. Solche Gefügestrukturen waren vor allem im Bundbereich der Hohlwellen wiederzufinden, wo sie vom teilflüssigen Werkstoffanteil vollständig umflossen wurden.

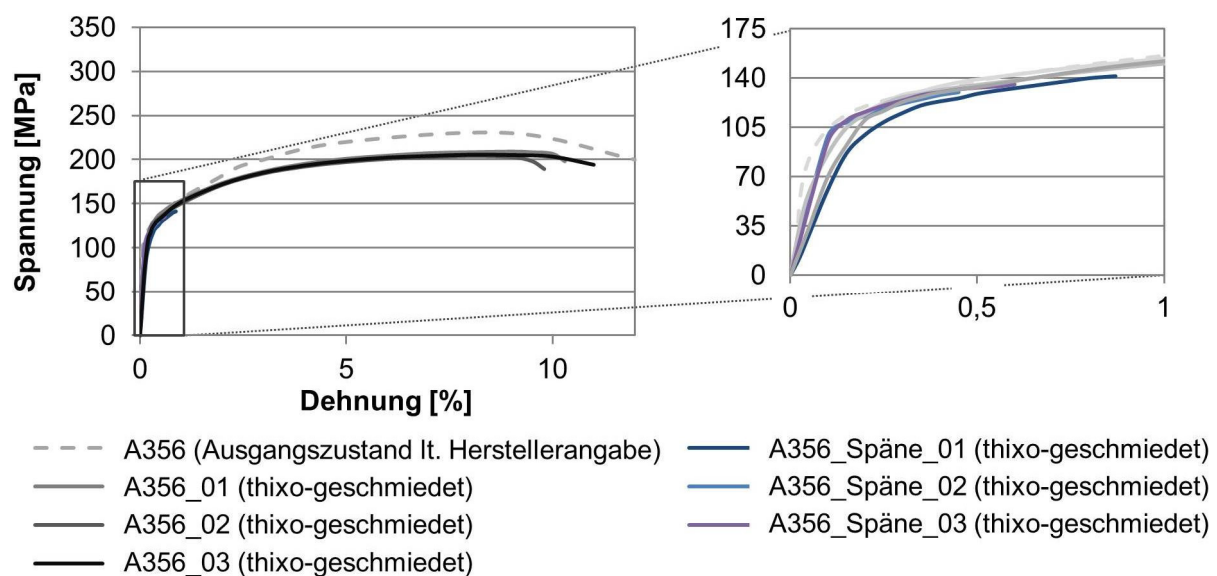
In den unteren Bauteilbereichen (Abbildung 69, Schliffbilder 1 und 2) konnten homogene, globulare Gefügestrukturen mit relativ geringen Flüssigphasenanteilen festgestellt werden. Diese Gefügestrukturen waren auf das charakteristische Fließverhalten von teilflüssigen Metallwerkstoffen während des Thixo-Schmiedens zurückzuführen. Die oberen Bauteilbereiche wiesen vergleichbare Materialgefüge auf, jedoch mit höheren Flüssigphasenanteilen als diejenigen aus den unteren Bereichen (Abbildung 69, Schliffbilder 6 und 7).

Der Einfluss der unregelmäßigen Erwärmung aufgrund der inhomogenen Dichteverteilung in den kompaktierten Rohrhälbzeugen konnte somit mittels der Schliffbilder direkt in den erzeugten Bauteilen nachgewiesen werden. Zur Vermeidung derartiger Gefügeinhomogenitäten bei der direkten Wiederverwertung von recycelten Metallspänen mithilfe des Thixo-Schmiedeprozesses muss also ein besonderes Augenmerk auf den Kompaktierprozess im Hinblick auf eine gleichmäßige und möglichst hohe Verdichtung gelegt werden.

Neben den unterschiedlichen Gefügestrukturen konnten in den Schliffbildern teilweise kleinere Oxidrückstände erkannt werden, die jedoch in den meisten Fällen vollständig von der metallischen Matrix umschlossen wurden und lediglich in den Randbereichen der Bauteillängsschnitte sowie im Bereich des plastisch verformten Materialgefüges auftraten. Weiterhin wiesen die Bauteilgefüge einzelne noch feste Späne sowie kleinere Luftporen und Poren auf. In den meisten Fällen konnten diese Hohlräume jedoch während der Haltephase nach dem Formgebungsvorgang durch noch flüssige Werkstoffphasenanteile ausgefüllt werden, was in den Bauteilen in Form kleinerer einphasiger Seigerungen zu erkennen war. Durch eine höhere

Verdichtung der Rohteile und einer damit einhergehenden homogenen Erwärmung könnten auch solche Bauteilfehler minimiert werden. Grundsätzlich muss jedoch berücksichtigt werden, dass Fehlstellen wie Oxid- und Luftporen sowie Seigerungen bei der direkten Weiterverarbeitung von Metallspänen durch das Thixo-Schmieden auftreten und die „recycelten“ Bauteile dementsprechend um bis zu 40 % verringerte mechanische Eigenschaften aufweisen können. Dies wird im Folgenden anhand der mechanischen Eigenschaften der erzeugten Bauteile verdeutlicht.

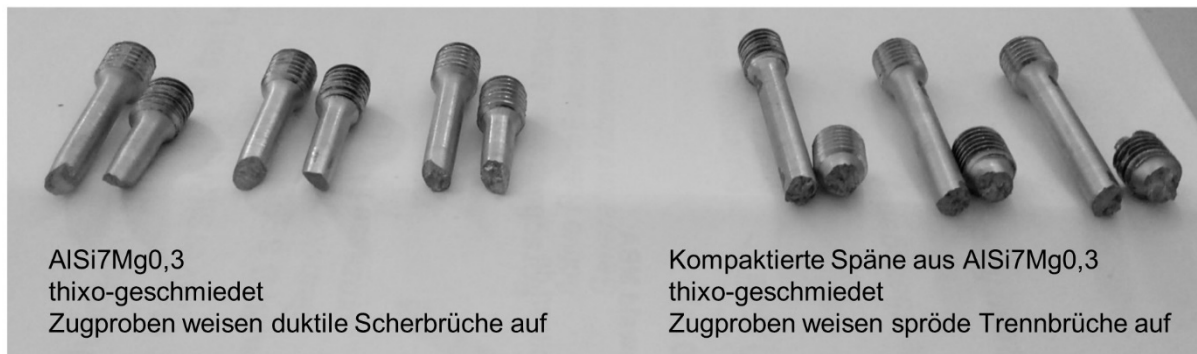
Die mechanischen Eigenschaften, die im Rahmen der hier beschriebenen Formgebungsversuche durch das Thixo-Schmieden der rohrförmig kompaktierten Aluminiumspäne erzielt wurden, sind aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 70 ersichtlich. Zudem sind in diesem Diagramm die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) im stranggepressten Ausgangszustand (lt. Herstellerangaben) sowie die Spannungs-Dehnungs-Kurven, die mit Zugproben aus konventionell thixo-geschmiedeten Bauteilen aus dieser stranggepressten Legierung ermittelt wurden, als Referenz dargestellt.



**Abbildung 70:** Ergebnisse der Zugversuche zur Bewertung der mechanischen Eigenschaften der thixo-geschmiedeten Bauteile aus kompaktierten AlSi7Mg0,3 (A356)-Spänen

Wie anhand der Spannungs-Dehnungs-Kurven zu sehen ist, wies die konventionell stranggepresste Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) nach dem Thixo-Schmieden noch vergleichbare Bruchdehnungen und um ca. 30 MPa reduzierte Zugfestigkeiten auf. Die für die „Spänebauteile“ ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven stimmten zwar im Bereich der elastischen Dehnung noch relativ genau mit denen der konventionell thixo-geschmiedeten Bauteile sowie der stranggepressten Legierung überein, jedoch kam es bereits bei Dehnungen von ca. 0,5 % zum Versagen. Somit wurden lediglich Zugfestigkeiten von ca. 140 MPa erzielt. Dies entspricht

nur etwa zu 60 % jener Festigkeit, die die Legierung im Ausgangszustand besitzt und nur zu etwa 70 % der Festigkeit der thixo-geschmiedeten Legierung. Entsprechend dieser Ergebnisse wiesen die thixo-geschmiedeten Zugproben aus der stranggepressten Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 (A356) nach dem Zugversuch duktile Scherbrüche und die Zugproben, die aus den Spänepresslingen thixo-geschmiedet wurden, spröde Trennbrüche auf (siehe Abbildung 71).



**Abbildung 71:** Bruchflächen der Zugproben aus thixo-geschmiedetem Ausgangswerkstoff AlSi7Mg0,3 (A356) (links) und aus thixo-geschmiedeten kompaktierten Spänen (rechts)

Die Formgebungsversuche zum Thixo-Schmieden recycelter Metallspäne haben gezeigt, dass sich die betrachtete Prozessroute grundsätzlich zur direkten Weiterverarbeitung von Aluminiumspänen eignet, dabei jedoch mit deutlich reduzierten Materialeigenschaften im Hinblick auf die Festigkeit und insbesondere die Bruchdehnung gerechnet werden muss. Diesbezüglich wurde ebenfalls dargestellt, dass das Potential der erzielbaren mechanischen Eigenschaften noch nicht ausgeschöpft ist und diese durch eine Optimierung des Kompaktierprozesses noch gesteigert werden können. Ein solcher verbesserter Kompaktierprozess würde darüber hinaus auch zur Erhöhung der Dichte von Presslingen aus Stahlspänen beitragen und somit deren Erwärmung bis in den teilflüssigen Materialzustand sowie deren direkte Wiederverwertung durch das Thixo-Schmieden ermöglichen. Es konnte also prinzipiell dargestellt werden, dass mit dem Thixo-Schmieden eine energie- und ressourcensparende Alternative zu bestehenden Recyclingprozessen besteht, mit der innerhalb weniger Prozessschritte Bauteile für reduzierte Festigkeitsanforderungen hergestellt werden können.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Die wesentliche Zielsetzung der in der vorliegenden Arbeit dargestellten Forschungsarbeiten bestand darin, die Konkurrenzfähigkeit des Thixo-Schmiedens gegenüber konventionellen Schmiede- und Gießverfahren zu steigern und somit einen Beitrag zu leisten, das Verfahren als Fertigungsalternative für produzierende Unternehmen der Metallindustrie attraktiver zu machen. Vor diesem Hintergrund wurden im Rahmen der behandelten Forschungsinhalte einerseits Lösungsansätze entwickelt und umgesetzt, mit denen die Robustheit des betrachteten Thixo-Schmiedeprozesses erhöht und dessen Prozessführung vereinfacht werden konnte. Andererseits konnten potentielle Anwendungsbereiche erschlossen werden, in denen den zunehmenden Produktionsanforderungen, die an industriell fertigende Unternehmen gestellt werden, zukünftig mithilfe des Thixo-Schmiedens begegnet werden könnte.

In diesem Zusammenhang wurde in der vorliegenden Arbeit zunächst dargestellt, dass es durch die Verwendung rohrförmiger anstatt zylindrischer Halbzeuge möglich ist, die Rohteilerwärmung robuster zu gestalten und gleichzeitig die hierfür erforderliche Prozessführung zu vereinfachen. Durch die Entwicklung eines neuen Viskositätsmodells konnte darüber hinaus die simulative Darstellung der während des Thixo-Schmiedens auftretenden Materialströmungen optimiert und somit ein Beitrag zur robusteren Auslegung dieses Formgebungsprozesses mithilfe von einphasigen CFD-Simulationen geleistet werden.

Für die Durchführung experimenteller Untersuchungen zur Bewertung der betrachteten Prozessroute wurde ein modulares Formgebungswerkzeug entwickelt, welches die Herstellung rotationssymmetrischer Hohlbauteile mit variierenden Geometrien und im Wesentlichen fertigen Funktionsflächen ermöglichte. Mit diesem Werkzeug konnte verdeutlicht werden, dass mittels des Thixo-Schmiedens äußerst flexible, materialeffiziente und ressourceneffiziente Prozessrouten umgesetzt werden können, welche sich durch viele Variationsmöglichkeiten hinsichtlich der realisierbaren Bauteilkomplexitäten sowie der zu verarbeitenden Werkstoffe auszeichnen. In diesem Zusammenhang wurde das modulare Werkzeug nicht nur für Formgebungsversuche zur Validierung der erzielten Simulationsergebnisse, sondern auch für Versuche zur Bewertung des Thixo-Schmiedens schwer zu bearbeitender Metallwerkstoffe sowie recycelter Metallspäne verwendet.

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Forschungsarbeiten und die dabei erlangten Erkenntnisse werden nachfolgend zusammengefasst. Des Weiteren wird mit Blick auf die hier behandelten Forschungsinhalte ein Ausblick auf mögliche weiterführende Arbeiten gegeben.

## 8.1 Zusammenfassung

In **Kapitel 2**, dem „Stand der Kenntnisse“, wurden zunächst allgemeine prozesstechnische Grundlagen zur Formgebung im teilflüssigen Materialzustand und insbesondere der Verfahrensvariante Thixo-Schmieden erläutert. Weiterhin wurden die grundlegenden rheologischen Eigenschaften teilflüssiger Metallwerkstoffe sowie deren messtechnische Erfassung mittels Rheometern beschrieben. Auf Basis dieser rheologischen Grundlagen wurden anschließend die numerische Modellierung des Fließverhaltens teilflüssiger Metallwerkstoffe behandelt und in diesem Zusammenhang bestehende Lösungsansätze zur simulativen Darstellung der während der Formgebung auftretenden Materialströmungen aufgezeigt. Im Hinblick auf die Erschließung neuer Anwendungsmöglichkeiten für das Thixo-Schmieden wurden abschließend konventionelle Recyclingverfahren und Fertigungsprozesse zur direkten Wiederverwertung von Metallspänen sowie bestehende Fertigungsmethoden zur Herstellung rotationssymmetrischer Hohlbauteile beschrieben.

**Kapitel 4** enthält die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen zur induktiven Erwärmung von Rohrhälbzeugen in den teilflüssigen Materialzustand. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden sowohl zylindrische als auch rohrförmige Rohteile aus der partikelverstärkten Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) sowie aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) induktiv in den teilflüssigen Zustand (Flüssigphasenanteil jeweils ca. 40 %) erwärmt und anschließend das erzeugte Materialgefüge analysiert. Mithilfe der erzielten Versuchsergebnisse konnte gezeigt werden, dass der Einfluss des Skin-Effekts, welcher während des induktiven Erwärmungsprozesses auftritt, durch den Einsatz von rohrförmigen Rohteilen anstelle von zylindrischen Rohteilen vernachlässigbar gering wird. Dies führte dazu, dass sich die Ermittlung der Erwärmungsparameter (Frequenz, Pulsweitenmodulation, etc.) für die Rohrhälbzeuge deutlich einfacher gestaltete und darüber hinaus die Erwärmungsdauern signifikant verkürzt werden konnten. Zudem konnten sehr homogene Temperaturverteilungen in den Rohteilen eingestellt werden. Durch die Verwendung von Rohrhälbzeugen ist es damit auf der einen Seite gelungen, die Auslegung des induktiven Erwärmungsprozesses bzw. den Prozess selbst robuster zu gestalten und auf der anderen Seite die Gefügequalität der Rohteile im Hinblick auf die Homogenität und die Grobkornausbildung zu steigern.

Die in **Kapitel 5** beschriebenen Forschungsarbeiten befassten sich mit der Optimierung der simulativen Auslegung des Thixo-Schmiedeprozesses, welche auf der Entwicklung eines neuen Viskositätsmodells (modifiziertes Quak-Modell) basierte. Mit diesem Modell wurden einpha-



sige Formfüllsimulationen aufgebaut, mit deren Hilfe prozessbedingt auftretende, kritische Materialströmungen beim Thixo-Schmieden der Aluminiumgusslegierung A356 (AlSi7Mg0,3) und damit verbundene Bauteilfehler prognostiziert werden konnten. Zudem konnten anhand dieser Simulationen Aussagen darüber getroffen werden, ob diese prognostizierten kritischen Materialströmungen auf eine frühzeitige Erstarrung des teilflüssigen Werkstoffes oder auf eine inhomogene Verteilung der Fließgeschwindigkeiten und damit ein Aufbrechen der Fließfront zurückgeführt werden können. Die simulativen Untersuchungen haben somit gezeigt, dass die möglichst exakte Modellierung des scherratenabhängigen Fließverhaltens der betrachteten teilflüssigen Metalllegierung die wesentliche Basis für eine realitätsnahe simulative Darstellung des Thixo-Schmiedeprozesses bildet.

Zur Validierung der Simulationsergebnisse sowie zur Beurteilung der betrachteten Prozessroute hinsichtlich der Verarbeitung schwer zu bearbeitender Metallwerkstoffe sowie recycelter Metallspäne wurde für die hier beschriebenen Forschungsarbeiten ein modulares Formgebungswerkzeug konzipiert, konstruiert und angefertigt. Die Modularität dieses Werkzeugs wurde durch die Umsetzung einer mehrteiligen Werkzeugkavität sowie durch austauschbare Form- und Auswerferstempel gewährleistet und somit die kostengünstige Herstellung verschiedener hohler Bauteilformen mit im Wesentlichen fertigen Funktionsflächen ermöglicht. Die Konstruktion des Werkzeugs sowie die simulative thermodynamische Auslegung der Werkzeugbeheizung wurden in **Kapitel 6** erläutert.

In **Kapitel 7** folgen anschließend die Ausführungen zu den Formgebungsversuchen, die mit diesem modularen Werkzeug durchgeführt wurden. Hierbei wurden zum einen die Bauteilformen „Hohlwelle einfach“ und „Hohlwelle verzahnt“ aus der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 (A356) unter Verwendung unterschiedlicher Stößelgeschwindigkeiten thixo-geschmiedet und zur Validierung der erzeugten Simulationsergebnisse verwendet. Im Rahmen der Formgebungsversuche zur Verarbeitung schwer zu bearbeitender Metalllegierungen wurden die Bauteilformen „Hohlwelle verzahnt“ und „Mitnehmer“ aus der pulvermetallurgisch hergestellten, partikelverstärkten Aluminiumlegierung S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) und aus dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343) hergestellt. Während die Bauteile aus S250+15%SiC (AlSi20Fe5Ni2+15%SiC) nach der Formgebung sehr homogene Gefügestrukturen aufwiesen, zeigten die Stahlbauteile sehr inhomogene Materialgefüge und damit einhergehend eine Vielzahl an Bauteildefekten. Es wurde jedoch dargestellt, dass durch eine konstruktive Anpassung des Formgebungswerkzeuges auch die Verarbeitung hochschmelzender Stahllegierungen mit der hier entwickelten Prozessroute grundsätzlich möglich ist. Die Untersuchungen zur direkten Wiederverwertung von Metallspänen wurden mit

kompaktierten Spänen aus den Werkstoffen A356 (AlSi7Mg0,3) und HS 6-5-2 (1.3343) durchgeführt. Anhand der erzeugten Bauteile konnte gezeigt werden, dass sich die hier entwickelte Prozessroute auch zur direkten Weiterverarbeitung von Aluminiumspänen eignet, wobei das Potential der unter verbesserten Prozessbedingungen erreichbaren mechanischen Eigenschaften heute noch nicht ausgeschöpft ist.

## 8.2 Ausblick

Durch die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Prozessroute konnte grundsätzlich aufgezeigt werden, dass mit dem betrachteten Thixo-Schmiedeprozess eine flexible sowie material- und ressourceneffiziente Fertigungsalternative zum konventionellen Gießen und Schmieden für industriell fertigende Unternehmen zur Verfügung gestellt werden kann. Dabei wurden Lösungsansätze zur robusteren Gestaltung bestehender Verfahrensschritte des Thixo-Schmiedens sowie zur Optimierung der simulativen Prozessauslegung erarbeitet, die es im Rahmen zukünftiger Forschungsarbeiten noch weiter zu verfolgen gilt.

So konnte anhand der durchgeführten simulativen Untersuchungen zwar eindeutig aufgezeigt werden, dass die möglichst exakte Modellierung des scherratenabhängigen Fließverhaltens im für die Formgebung relevanten Temperaturbereich die wesentliche Grundlage für eine realitätsnahe Strömungssimulation des Thixo-Schmiedeprozesses bildet. Da mithilfe des hier entwickelten Viskositätsmodells allerdings nur das Fließverhalten von Werkstoffen modelliert werden kann, die einen progressiv fallenden Viskositätsverlauf (wie AlSi7Mg0,3 (A356)) aufweisen, müssen für Werkstoffe mit anderen Viskositätsverläufen zukünftig noch weitere Viskositätsmodelle für einphasige Strömungssimulationen erarbeitet werden. Weiterhin wurde das zeitabhängige, thixotrope Werkstoffverhalten in den durchgeführten Strömungssimulationen lediglich mittels konstanter Verdünnungs- bzw. Verdickungsraten berechnet. Das thixotrope Fließverhalten ist jedoch sowohl von der Höhe der Scherrate bzw. des Scherratensprungs als auch von der momentanen Viskosität des Werkstoffes abhängig. Zur weiteren Optimierung der Strömungssimulation gilt es also, zudem ein Modell zu entwickeln, mit dem dieses zeitabhängige, thixotrope Fließverhalten numerisch exakter beschrieben werden kann.

Außerdem haben die Formgebungsversuche mit dem Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 zwar gezeigt, dass das Thixo-Schmieden komplexer Hohlbauteile aus einer hochschmelzenden Stahllegierung grundsätzlich möglich ist, hierfür jedoch Maßnahmen erarbeitet werden müssen, um die frühzeitige Erstarrung des Werkstoffes zu verhindern. So sollten im Rahmen weiterführender Forschungsarbeiten Werkzeugkonzepte entwickelt werden, mit welchen lokale Werkzeugtemperaturen von mindestens 600 °C - 800 °C realisiert werden können. Um dabei eine

---

möglichst lange Werkzeugstandzeit zu gewährleisten, müssen zudem geeignete Werkzeugwerkstoffe gefunden und untersucht werden, welche sowohl dauerhaft hohen thermischen Beanspruchungen als auch Temperaturspitzen standhalten und gleichzeitig die bei der Formgebung auftretenden mechanischen Belastungen aushalten. In diesem Zusammenhang wurden in der Vergangenheit zwar bereits mehrere Forschungsarbeiten zum Thixo-Schmieden hochschmelzender Metalllegierungen durchgeführt, jedoch konnten hierbei meist nur unzureichende Werkzeugstandzeiten erreicht werden [SFB289, Bey06, Hal06, Küt12, Ker13].

## 9 Anhang

### 9.1 Unveränderliche Eingabewerte für die CFD-Simulationen mit Flow-3D

Für die in Kapitel 5 beschriebenen Strömungssimulationen wurden für die Materialeigenschaften des Werkzeugs und des Fluids unveränderliche Eingabewerte festgelegt, die in den nachfolgenden Tabellen 14 und 15 aufgeführt sind. In den durchgeführten Simulationen variierende Eingabewerte sowie Eingabewerte für die beiden verwendeten Viskositätsmodelle wurden bereits in Kapitel 5 erläutert.

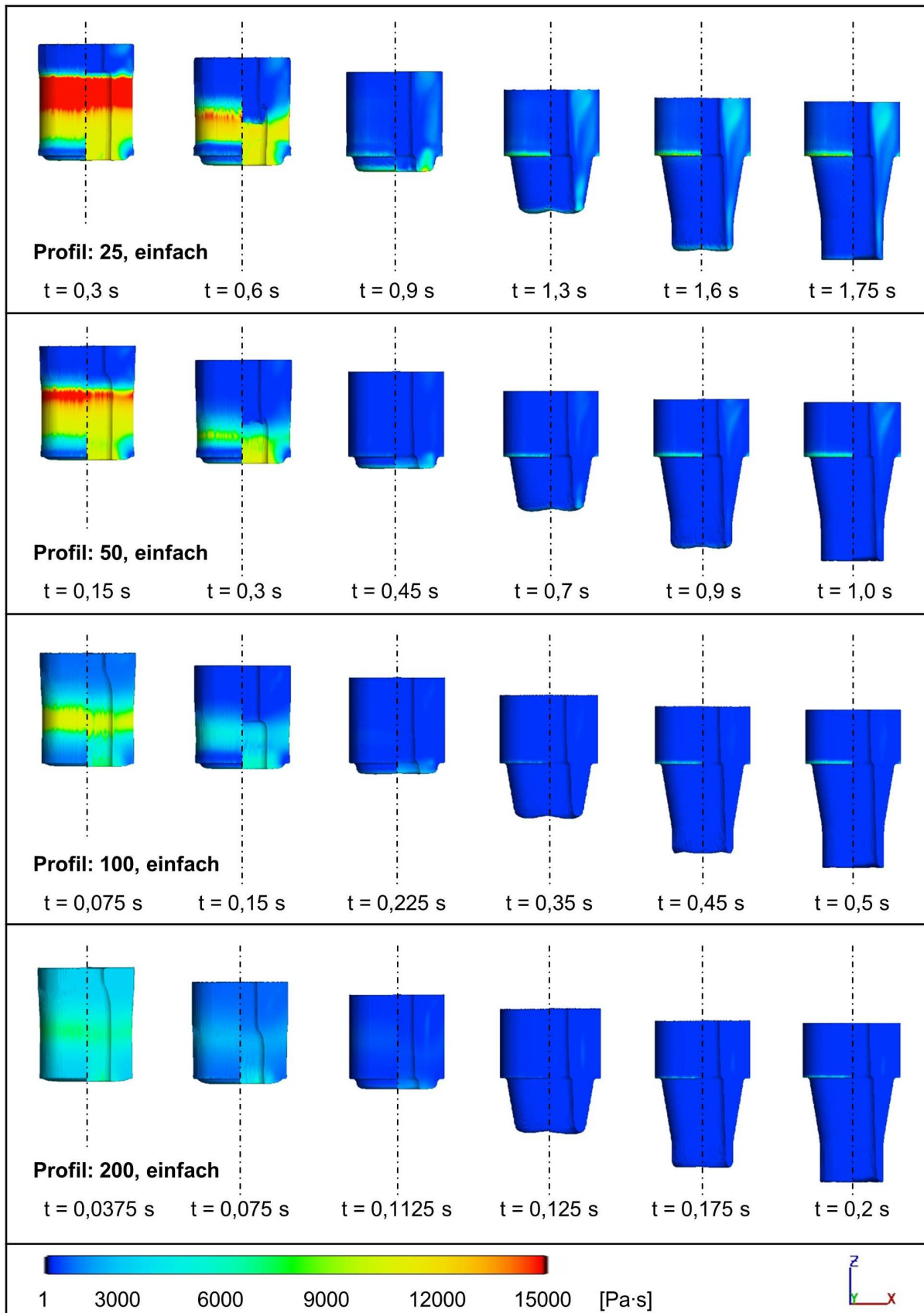
**Tabelle 14:** Eingabewerte für die physikalischen Eigenschaften der Werkzeugkomponenten

Größe	Formelzeichen	Input-Variable in Flow-3d	Wert	Einheit
Volumenspez. Wärmekapazität	$c_{p,vol.}$	rcobs	$3,689 \cdot 10^6$	kg/(ms <sup>2</sup> K)
Wärmeübergangskoeffizient	$\alpha$	hobs1	5000	W/(m <sup>2</sup> K)
Wärmeleitfähigkeit	$\lambda_{WZ}$	kobs	32	W/(mK)
Werkzeugtemperatur	$T_{WZ}$	twobs	350	°C

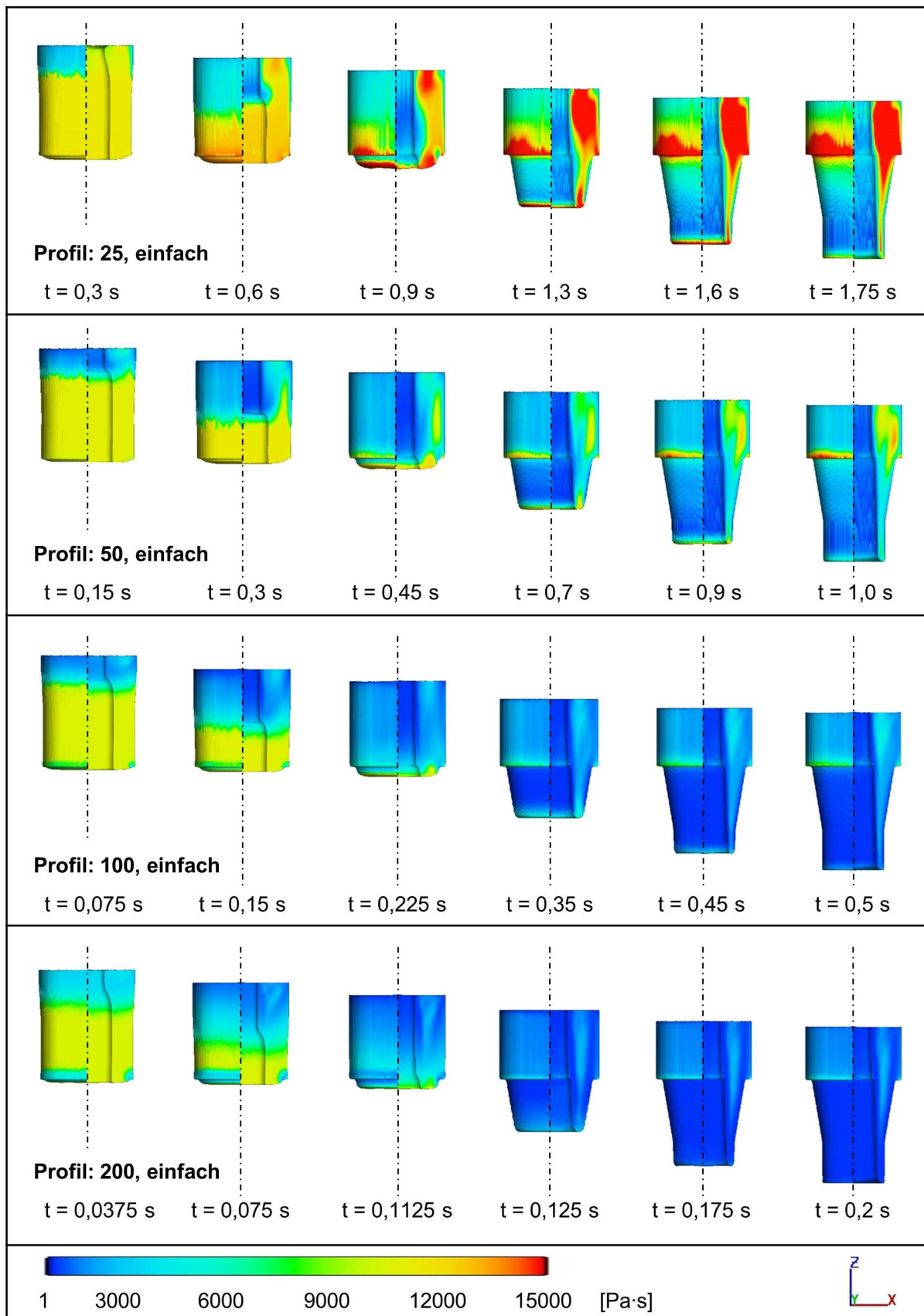
**Tabelle 15:** Eingabewerte für die physikalischen Eigenschaften des Fluids (AlSi7Mg0,3)

Größe	Formelzeichen	Input-Variable in Flow-3d	Wert	Einheit
Dichte	$\rho$	rhof	2700	kg/m <sup>3</sup>
Spez. Wärmekapazität	$c$	cv	1179	J/(kgK)
Wärmeleitfähigkeit	$\lambda_{Fluid}$	thc1	182	W/(mK)
Verdünnungsrate	$\alpha_{thinn}$	muthn0	40	1/s
Verdickungsrate	$\beta_{thick}$	muthk	0,1	1/s
Anfangsviskosität	$\eta_0$	mui	10 000	Pas
Anfangstemperatur	$T_{Fluid}$	tempi	581	°C

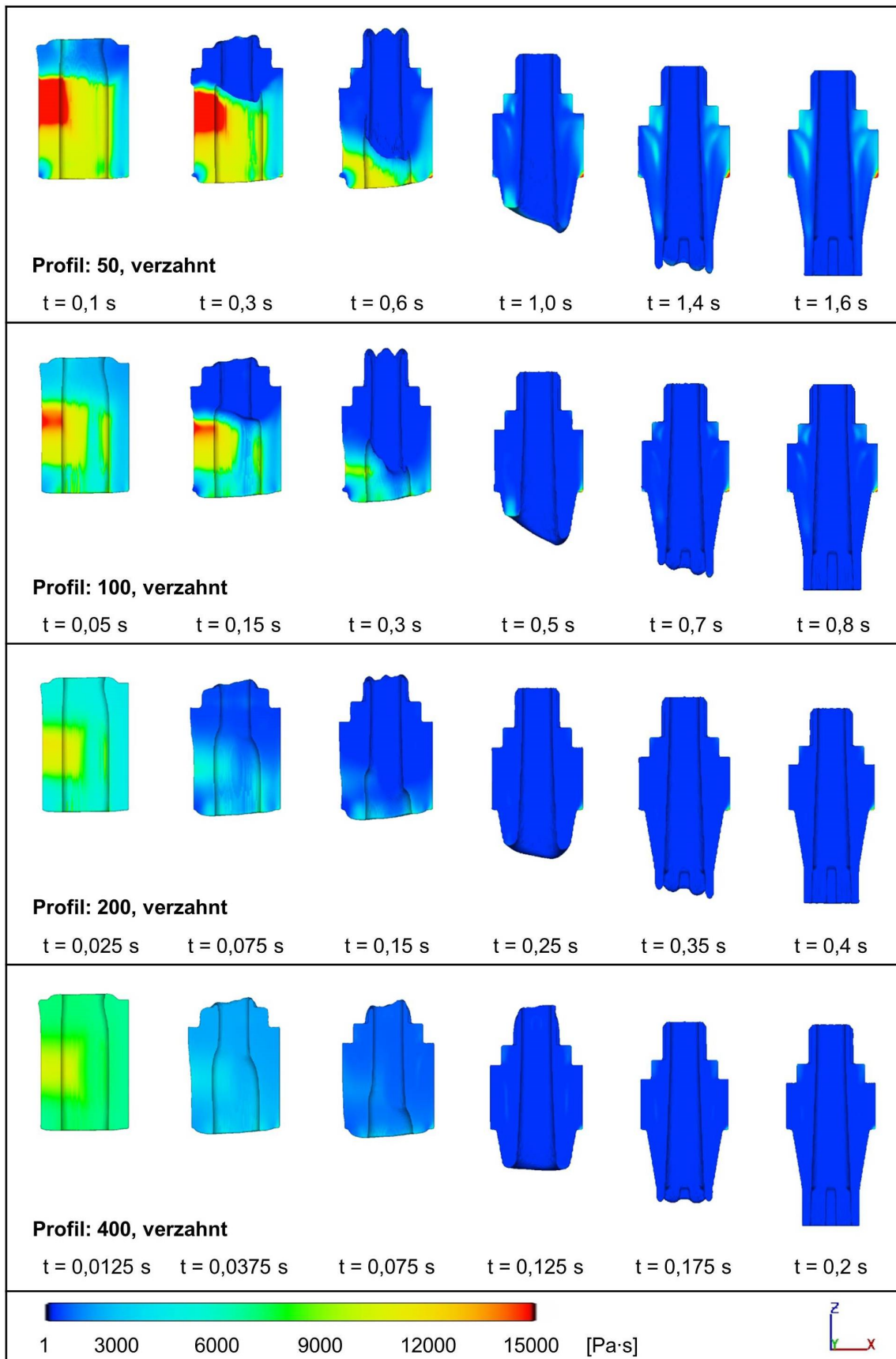
## 9.2 Darstellung von Ergebnissen aus den durchgeführten Strömungssimulationen



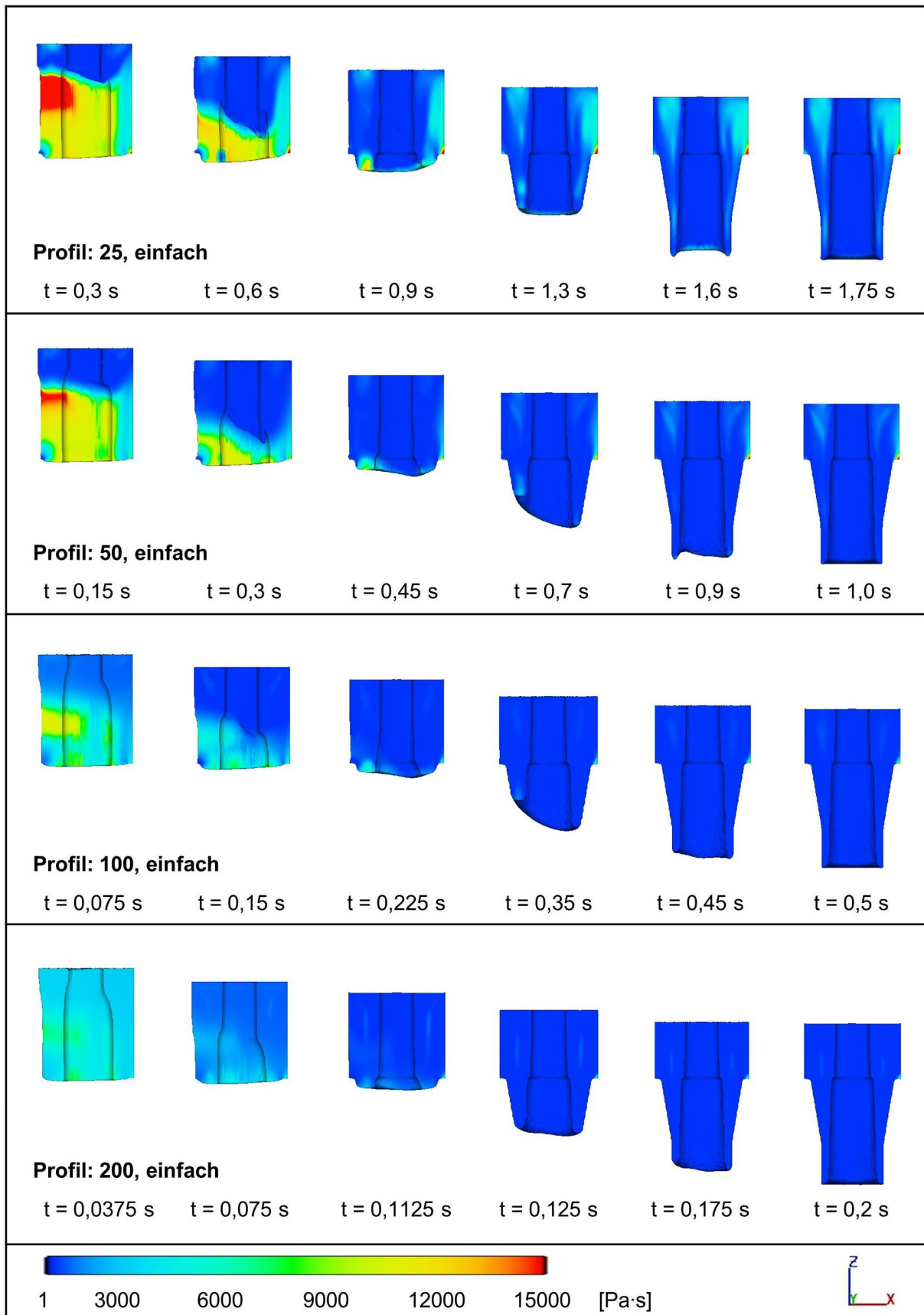
**Abbildung 72** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem Carreau-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle einfach“ aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3)



**Abbildung 73:** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem modifizierten Quak-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle einfach“ aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3)

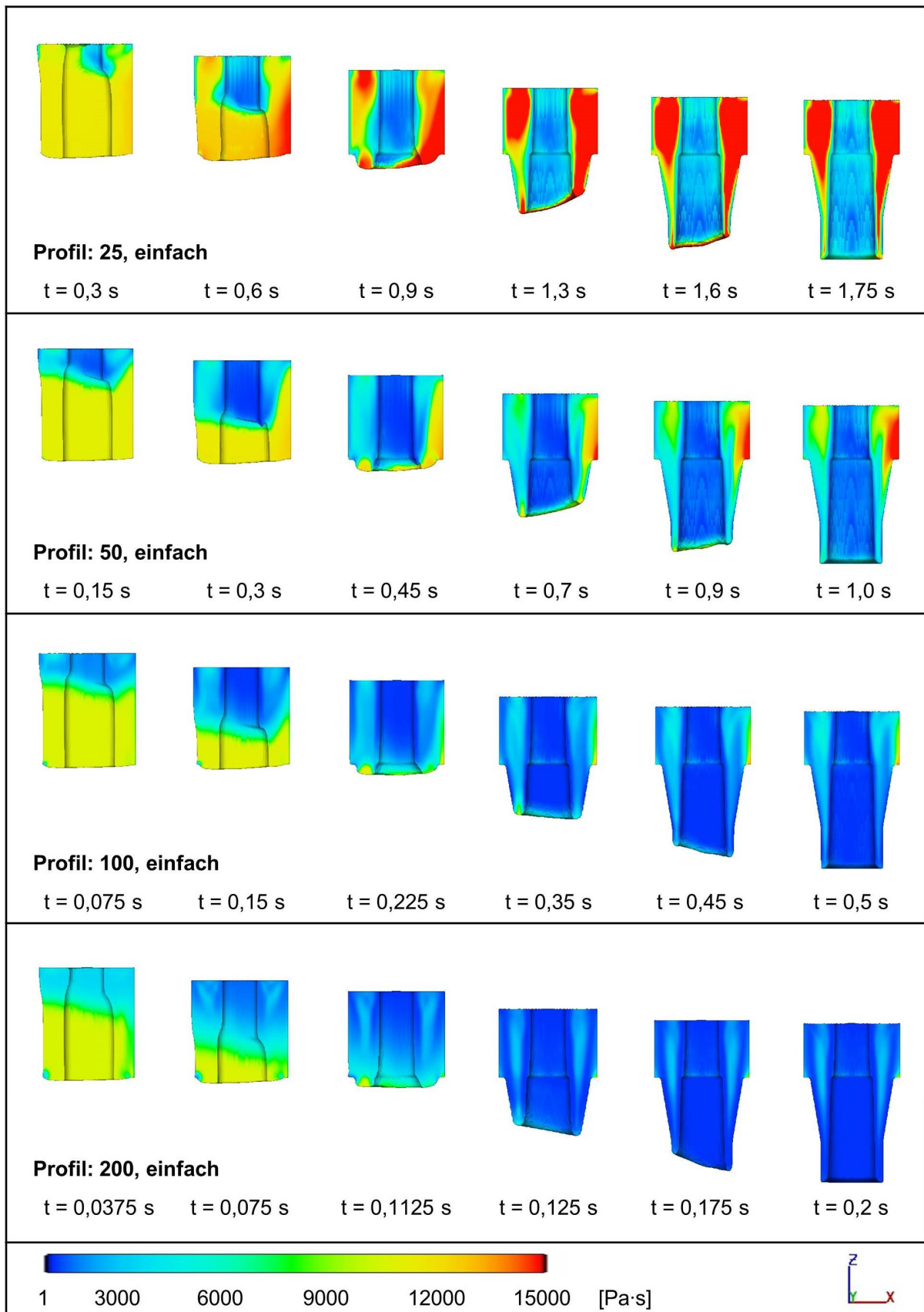


**Abbildung 74:** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem Carreau-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile und einen Rohteilversatz von 1 mm (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle verzahnt“ aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3)



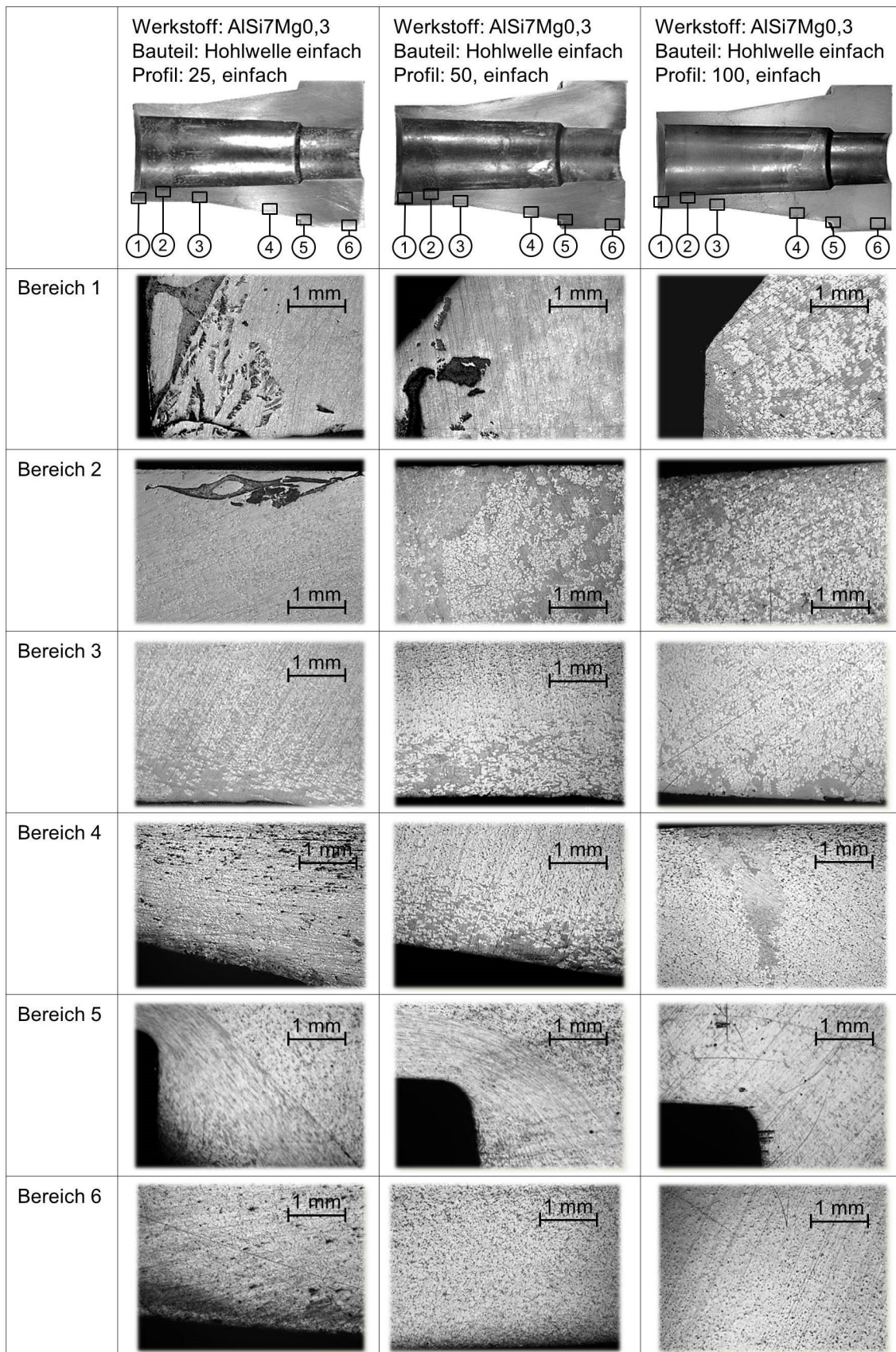
**Abbildung 75:** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem Carreau-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile und einen Rohteilversatz von 1 mm (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle einfach“ aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3)



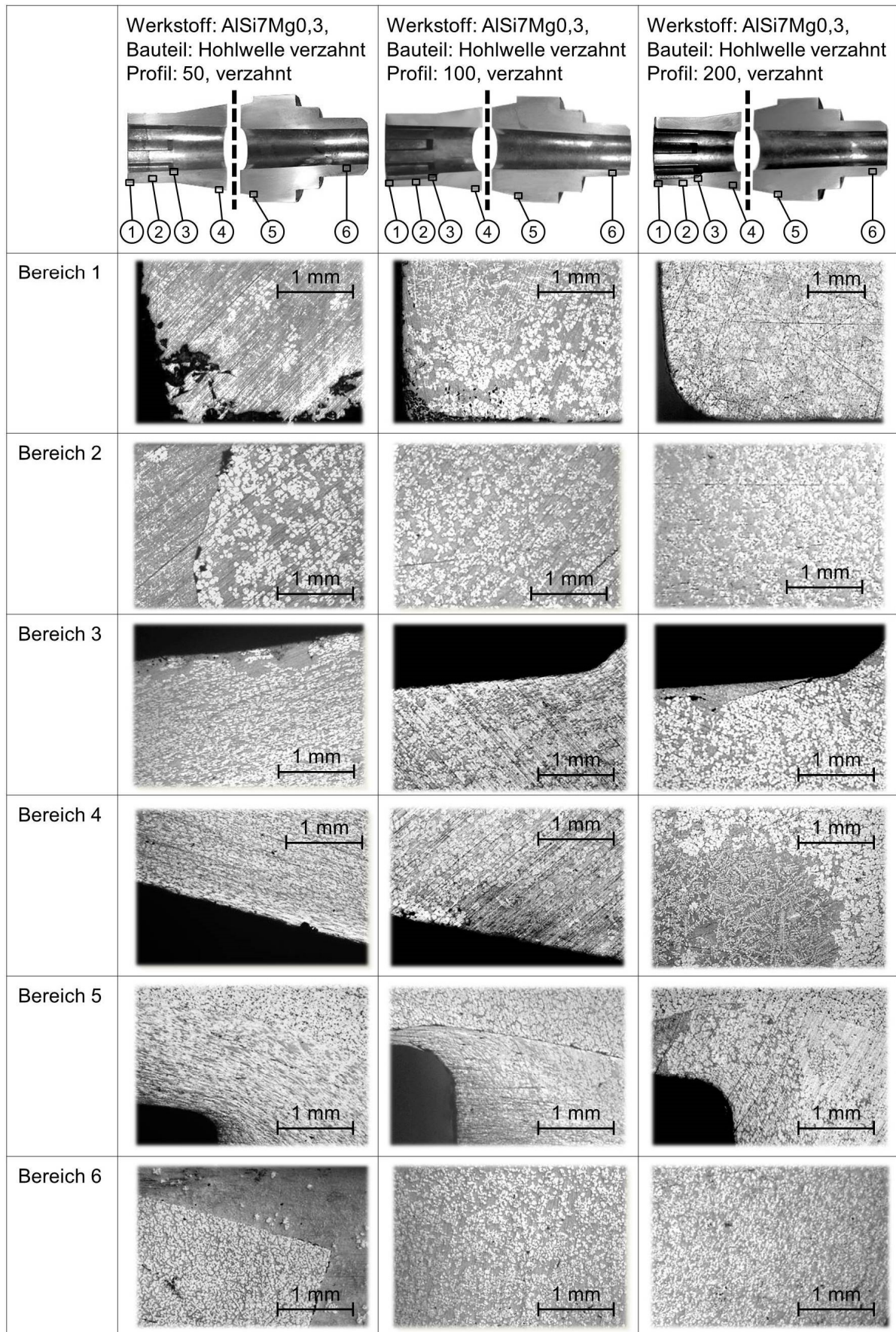


**Abbildung 76:** Ergebnisse der Strömungssimulationen mit dem modifizierten Quaak-Modell für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeitsprofile und einen Rohteilversatz von 1 mm (dargestellt ist die Viskositätsentwicklung innerhalb des Bauteils „Hohlwelle einfach“ aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3)

### 9.3 Schliffbilder von im Rahmen der Formgebungsversuche hergestellten Bauteilen

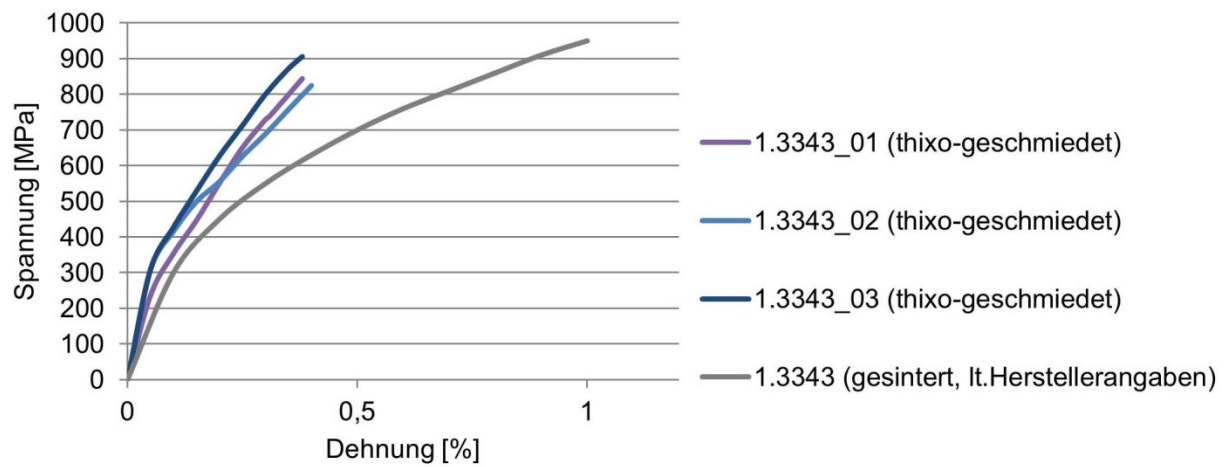


**Abbildung 77:** Schliffbilder mehrerer thixo-geschmiedeter Bauteile „Hohlwelle einfach“ aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3, die mit unterschiedlichen Stößelgeschwindigkeiten hergestellt wurden



**Abbildung 78:** Schlibbilder mehrerer thixo-geschmiedeter Bauteile „Hohlwelle verzahnt“ aus dem Werkstoff AlSi7Mg0,3, die mit unterschiedlichen Stößelgeschwindigkeiten hergestellt wurden

#### 9.4 Zugversuchsergebnisse von Proben aus thixo-geschmiedeten Musterbauteilen aus dem Werkstoff HS 6-5-2 (1.3343)



**Abbildung 79:** Ergebnisse der Zugversuche zur Ermittlung mechanischer Eigenschaften der thixo-geschmiedeten Bauteile aus HS 6-5-2 (1.3343); Zugproben gemäß DIN 50125-B5x52

## 10 Literaturverzeichnis

- Abd02 Abdelfattah, S.: „Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk zur Herstellung komplexer Stahlbauteile“, Dissertation an der Leibniz Universität Hannover, 2002.
- Agu04 Aguilar, J.; Fehlbier, M.; Grimmig, T.; Bramann, H.; Afrath, C.; Bührig-Polaczek, A.: „Semi-Solid Processing of Metal Alloys“, steel research international, Vol. 75(8-9), pp. 492-505, 2004.
- Alf86 Alfaro, I.: „Technische und wirtschaftliche Gesichtspunkte der Entstehung und der Verarbeitung von Aluminiumkrätze“, Aluminium, Vol. 62(4), pp. 259-266, 1986.
- Alu15 Aluminium Rheinfelden GmbH, Broschüre: „Hüttenaluminium-Druckguss-Legierungen“, Ausgabe 3, 12/2015.
- Ant13 Antrekowitsch, H.; Paulitsch, H.; Pirker, A.: „Reststoffe aus der Aluminium-Sekundärindustrie“, Proceedings Berliner Schlackenkonferenz, pp. 615-638, 2013.
- Atk05 Atkinson, H.V.: „Modelling the semisolid processing of metallic alloys“, Progress in Materials Science, Vol. 50(3), pp. 341-412, 2005.
- Atk07 Atkinson, H.: „Current status of semi-solid processing of metallic materials“, Advances in Material Forming, Springer-Verlag, Paris, pp. 81-98, 2007.
- Atk08 Atkinson, H.V. (Ed.): „Modelling of semi-solid processing“, Shaker Verlag, Aachen, 2008.
- Atk10 Atkinson, H.V.: „Semisolid processing of metallic materials“, Materials Science and Technology, Vol. 26(12), pp. 1401-1413, 2010.
- Bal04 Balitchev, E.: „Thermochemische und kinetische Modellierung zur Legierungsauswahl mehrphasiger Systeme für das Thixoforming und zur Optimierung ihrer Formgebungsprozesse“, Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2004
- Bal17 Balan, T., Becker, E., Langlois, L., Bigot, R.: „A new route for semi-solid steel forging“, CIRP Annals-Manufacturing Technology, Vol. 66, pp. 297-300, 2017.
- Bar89 Barnes, H.A.; Hutton, J.F.; Walters, K.: „An introduction to rheology“, Elsevier, 1989.
- Bar96 Barkhudarov, M.R.; Hirt, C.W.: „Thixotropic flow effects under condition of strong shear“, Proceedings of Materials Week 96 TMS Conference, Cincinnati, OH, 1996.
- Bal13 Ballmes, H.: „Aluminiummatrix-Faserverbundwerkstoffe im Druckgießprozess – Verfahrensgrundlagen und Produkteigenschaften“, Dissertation an der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2013.
- Bau15 Bauernhansl, T.; Nestler, B.: „Expertenkommission Ingenieurwissenschaft@BW2025“, Abschlussbericht zur Übergabe an Frau Ministerin T. Bauer, Ministerium für Wissenschaft, Forschung und Kunst Baden-Württemberg, 2015.

- Bau00 Baur, J.: „Anlagen für das Thixo-Schmieden“, wt Werkstatttechnik online, Nr. 10, pp. 441-445, 2000.
- Bec10 Becker, E.; Favier, V.; Bigot, R.; Cezard, P.; Langlois, L.: „Impact of experimental conditions on material response during forming of steel in semi-solid state“, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, pp. 1482–1492, 2010.
- Beh14a Behrens, B.A., Frischkorn, C.: „Thixoforging of particle-reinforced steel materials“, Production Engineering, Vol. 8(3), pp. 335-343, 2014.
- Beh14b Behrens, B.A.; Frischkorn, C.; Bonhage, M.: „Reprocessing of AW2007, AW6082 and AW7075 aluminium chips by using sintering and forging operations“, Production Engineering, Vol. 8(4), pp. 443-451, 2014.
- Beh16 Behrens, B.A.; Bouguecha, A.; Brunotte, K.; Dannenberg, M.; Huskic, A.; Bonhage, M.: „Reprocessing of aluminum chips by hot backward extrusion“, Production Engineering, Vol. 10(4-5), pp. 375-382, 2016.
- Ben90 Benkowsky, G.: „Induktionserwärmung: Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweißen; Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenzerwärmung“, 5. Auflage, Verlag Technik, Berlin, ISBN 3-86537-396-8, 1990.
- Ben93 Benz, W.; Heinks, P.; Starke, L.: „Tabellenbuch Elektronik. Unter Mitarbeit v. Erber, Josef / Lechner, Robert“, 7. Auflage, Kieser Verlag, Neusäß, ISBN 3-88173-059-1, 1997.
- Bey06 Beyer, C.: „Entwicklung prozessoptimierter Werkzeugtechnologien anhand eines seriennahen Zielbauteiles beim Thixoschmieden von Stahl“, Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen; 2006.
- Bil13 Bilitewski, B., Härdtle, G.: „Abfallwirtschaft“, Springer Verlag Berlin Heidelberg, ISBN 978-3-540-79531-5, 2013.
- Bie70 Bieri, B.G.: „Thixofforming von Aluminium-Silizium-Magnesium-Legierungen“, Dissertation an der Eidgenössischen Technischen Hochschule Zürich; 1970.
- Böh13 BÖHLER Edelstahl GmbH und Co KG: Datenblatt zum Warmarbeitsstahl Böhler W360 ISOBLOC, W360 DE - 05.2013 - 1.000 CD - NOS.
- Bor05 Borrelli, D; Brenner, A.; Pritschow, G.: „Erhöhung der Prozesssicherheit beim Thixofforming“, wt Werkstatttechnik online, Nr. 5, pp. 373-377, 2005.
- Cam03 Campbell, J.: „Castings“, 2<sup>nd</sup> edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, ISBN 0-7506-4790-6, 2003.
- Car72 Carreau, P.J.: „Rheological Equations from Molecular Network Theories“, Transactions of The Society of Rheology (1957-1977), Vol. 16, pp. 99-127, 1972.
- CCT05 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); Berichtszeitraum 01.10.2002-30.09.2005.

- CCT09 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“); Berichtszeitraum 01.10.2005 – 30.09.2009.
- Cha04 Chayong, S.; Atkinson, H.V.; Kapranos, P.: „Multistep induction heating regimes for thixoforging 7075 aluminium alloy”, *Materials Science and Technology*, Vol. 20, pp. 490-496, 2004.
- Chi02 Chino, Y.; Shimojima, K.; Hosokawa, H.; Yamada, Y.; Wen, C.E.; Iwasaki, H.; Mabuchi, M.: „Mechanical and corrosion properties of a medium carbon steel (S45C) recycled by solid recycling process”, *Journal of materials science letters*, Vol. 21(21), pp. 1695-1697, 2002.
- Chi04 Chino, Y.; Iwasaki, H.; Mabuchi, M.: „Solid-state recycling for machined chips of iron by hot extrusion and annealing”, *Journal of materials research*, Vol. 19(5), pp. 1524-1530, 2004.
- Chi11 Chiba, R.; Nakamura, T.; Kuroda, M.: „Solid-state recycling of aluminium alloy swarf through cold profile extrusion and cold rolling”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211(11), pp. 1878-1887, 2011.
- Chm06 Chmura, W.; Gronostajski, Z.: „Bearing composites made from aluminium and aluminium bronze chips”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 178, pp. 188–193, 2006.
- Cho00 Cho, W.G.; Kang, C.G.: „Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforging process of semi-solid aluminum alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 105(3), pp. 269-277, 2000.
- Coo14 Cooper, D.R.; Allwood, J.M.: „The influence of deformation conditions in solid-state aluminium welding processes on the resulting weld strength”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 214(11), pp. 2576-2592, 2014.
- Cre96 Cremer, R.; Winkelmann, A.; Hirt, G.: „Sensor controlled induction heating of aluminium alloys for semi solid forming“, *Proceedings of the 4th S2P Conference*, England, 1996.
- Cre97 Cremer, R.: „Ein Beitrag zur Optimierung der induktiven Erwärmung von Metallen in das Solidus/Liquidus-Intervall“, *VDI-Fortschrittsberichte, Reihe 21, Nr. 216*. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1997.
- Cur11 Curle, U.A., Möller, H.; Wilkins, J.D.: „Shape rheocasting of high purity aluminium.” *Scripta Materialia*, Vol. 64(6), pp. 479-482, 2011.
- Dar07 Dargusch, M. S., Hamasaid, A., Dour, G., Loulou, T., Davidson, C. J.: „The Accurate Determination of Heat Transfer Coefficient and its Evolution with Time during High Pressure Die Casting of Al-9%Si-3%Cu and Mg-9%Al-1%Zn alloys“, *Advanced Engineering Materials*, Vols. 9-11, pp. 995-999, 2007.

- Das06 Das, S.K.: „Reduction of oxidative melt loss of aluminum and its alloys“, Final Technical Report DE-FC36–00ID138 98, Argonne, IL, USA: Argonne National Laboratory, 2006.
- Dec14 Decker, K.-H.: „Decker Maschinenelemente: Funktion, Gestaltung und Berechnung“, Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2014.
- Dec16 Decker, R., LeBeau, S., Wilson, B., Reagan, J., Moskovich, N., Bronfin, B.: „Thixomolding® at 25 Years“, Solid State Phenomena, Vol. 256, pp. 3-8, 2016.
- Doe10 Doege, E.; Behrens B.-A.: „Handbuch Umformtechnik – Grundlagen, Technologien, Maschinen“, 2. bearbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2007, 2010, ISBN 978-3-642-04248-5, 2010.
- Dyk82 van Dyke M.: „An album of fluid motion“, Stanford: Parabolic Press, 1982.
- DIN08 DIN 16760-1: Press-, Spritzgieß- und Druckgießwerkzeuge – Teil 1: Bearbeitete ungebohrte Platten, Stand: Juni 2008.
- DIN09a DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben, Stand: Juli 2009.
- DIN09b DIN 53019-1: Viskosimetrie – Messung von Viskositäten und Fließkurven mit Rotationsviskosimetern – Teil 1: Grundlagen und Messgeometrie, Stand: September 2009.
- DIN13 DIN EN ISO 643:2013-05: Stahl – Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße, Stand: Mai 2013.
- Duy16 Duyao, Z.; Dong, H.; Atkinson, H.V.: „What is the Process Window for Semi-solid Processing?“, Metallurgical & Materials Transactions, Vol. 47(1), pp. 1-5, 2016.
- Ekm10 Ekman, V.W.: „On the change from steady to turbulent motion of liquids“, Arkiv för matematik, astronomi och fysik, Vol. 6(12), 1910.
- Eva03 Evans, A.; Marchi, C.S.; Mortensen, A.: „Metal Matrix Composites in Industry“, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht/Boston/London, 2003.
- Fer17 Ferreira, L.F.P.; Bayraktar, E.; Robert, M.H.; Miskioglu, I.: „Particles Reinforced Scrap Aluminum Based Composites by Combined Processing Sintering+ Thixoforging“, In Mechanics of Composite and Multi-functional Materials, Vol. 7, pp. 145-152, Springer International Publishing, 2017.
- Fis05 Fischer, D.: „Werkzeug- und Prozesstechnik für das Thixoschmieden von Stahl – Aufbau eines vollautomatisierten Prozesses für das Thixoschmieden von Stahlbauteilen“, Workshop „Stand der Forschung zum Thixoforging“, Industrieverband Massivumformung e.V., Hagen, 10.02.2005.
- Fla12 Flachberger, H.; Schmid, A.; Duspiva, F.: „Entwicklung eines Zerkleinerungsaggregates für metallische Reststoffe als vorbereitender Schritt einer werkstofflichen Verwertung in metallurgischen Prozessen“, Tc 12: 20. Berliner Recycling- und Rohstoffkonferenz, TK-Verlag, Neuruppin, Vol. 5, pp. 577-593; 2012.



- Fle91 Flemings, M.C.: „Behaviour of Metal Alloys in the Semisolid State”, Metallurgical Transactions A, Vol. 22A, pp. 957-981, 1991.
- Fle00 Flemings, M.C.: „Semi solid forming: the process and the path forward, Metallurgical Science and Technology, Vol. 18(2), pp. 3-4, 2000.
- Flo16 User's Manual: Flow- 3D -Version v11.2, Flow Science, Inc., Copyright 2016.
- Fog03 Fogagnolo, J.B., Ruiz-Navas, E.M.; Simón, M.A.; Martínez, M.A.: „Recycling of aluminium alloy and aluminium matrix composite chips by pressing and hot extrusion”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 143, pp. 792-795, 2003.
- Fri97 Fritz, W.; Gräbener, L.: „Umbau einer hydraulischen Presse zur Hochleistungsspezialmaschine für das Thixoforging-Verfahren”, In: Tagungsband „Neuere Entwicklungen in der Massivumformung 1997“ Hrsg. K. Siegert , DGM-Verlagsgesellschaft, Frankfurt/M., 1997.
- Frö06 Fröhlich, J.: „Large Eddy Simulation turbulenter Strömungen”, Teubner Verlag, GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2006.
- Gra11 Graedel, T.E.; Allwood, J.; Birat, J.P.; Buchert, M.; Hagelüken, C.; Reck, B.K.; Sibley, S.F.; Sonnemann, G.: „What do we know about metal recycling rates?”, Journal of Industrial Ecology, Vol. 15(3), pp. 355-366, 2011.
- Gro98 Gronostajski, J.Z; Kaczmar, J.W; Marciniak, H.; Matuszak, A.: Production of composites from Al and AlMg2 alloy chips, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 77, pp. 37-41, 1998.
- Gro99 Gronostajski, J.; Matuszak, A.: The recycling of metals by plastic deformation: an example of recycling of aluminium and its alloys chips, Journal of Materials Processing Technology, Vols. 92-93, pp. 35-41, 1999.
- Gro00 Gronostajski, J.; Marciniak, H.; Matuszak, A.: „New methods of aluminium and aluminium-alloy chips recycling”, Journal of materials processing technology, Vol. 106(1), pp. 34-39, 2000.
- Gül10 Güley, V.; Ben Khalifa, N.; Tekkaya, A.E.: „Direct recycling of 1050 aluminum alloy scrap material mixed with 6060 aluminum alloy chips by hot extrusion”, International Journal of Material Forming, Vol. 3(1), pp. 853-856, 2010.
- Gül11 Güley, V.; Ben Khalifa, N.; Tekkaya, A.E.: Strangpressen von Profilen aus Aluminiumspänen, International Aluminium Journal, Vol. 87, pp. 93-97, 2011.
- Haa12 Haase, M.; Ben Khalifa, N.; Tekkaya, A.E.; Misiolek, W.Z.: „Improving mechanical properties of chip-based aluminum extrudates by integrated extrusion and equal channel angular pressing (iECAP)”, Materials Science and Engineering A, Vol. 539, pp. 194-204, 2012.
- Haa13 Haase, M.: „Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with Integrated Equal Channel Angular Pressing“, Dissertation an der Technischen Universität Dortmund, 2013.

- Hal06 Haller, B.: „Einfluss der Prozessparameter beim Thixo-Schmieden des Stahl C60“, Dissertation an der Universität Hannover, 2006.
- Han66 Hanks, R.W.; Ruo, H.C.: „Laminar-turbulent transition in ducts of rectangular cross section“, *Industrial & Engineering Chemistry Fundamentals*, Vol. 5(4), pp. 558-561, 1966.
- Har02 Hartmann, D.; Morjan, U.: „Erprobung metallischer Werkzeugkonzepte für das Thixoforming von Stahl“, Forschungsprojekt P 483; Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH; 2002.
- Hei06 Heinrich Schmid Maschinen- und Werkzeugbau AG: „Taumeltechnik in neuer Dimension“, *Umformtechnik* 2:28–31, 2006.
- Hel05 Helenius, R., Lohne, O., Amberg, L., Laukli, H.I.: „The Heat Transfer during Filling of a High-Pressure Die Casting Shot Sleeve“, *Material Science and Engineering A*, Vols. 413-414, pp. 52-55, 2005.
- Hel08 Hellmig, R.J.; Palkowski, H. (Hrsg): „Hochgradige plastische Umformung durch Equal channel angular Pressling (ECAP)“, Habilitationsschrift, Institut für Metallurgie an der TU Clausthal, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Band 3/04, 2008.
- Hen11 Hennig, F.; Moeller, E.: „Handbuch Leichtbau – Methoden, Werkstoffe, Fertigung“, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG München Wien, ISBN 978-3-446-42267-4, 2011.
- Her17 Hermann, T.; Hirschle, S.; Kowol, D.; Rapp, J.; Resch, U.; Rothmann, J.: „Auswirkungen von Industrie 4.0 auf das Anforderungsprofil der Arbeitnehmer und die Folgen im Rahmen der Aus- und Weiterbildung“, *Industrie 4.0*, pp. 239-253, Springer Fachmedien Wiesbaden, 2017.
- Hir81 Hirt, C.W.; Nichols, B.D.: „Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries“, *Journal of computational physics*, 39(1), pp. 201-225, 1981.
- Hir85 Hirt, C.W.; Sicilian, J.M.: „A porosity technique for the definition of obstacles in rectangular cell meshes“, *Proceedings of 4th International Conference on Numerical Ship Hydrodynamics*, National Academy of Science, Washington, D.C., 1985.
- Hir06 Hirt, G.; Bleck, W.; Bührig-Polaczek, A.; Shimahara, H.; Püttgen, W.; Afrath, C.: „Semi Solid Casting and Forging of Steel“, *Solid State Phenomena*, Vols. 116-117, pp. 34-43, 2006.
- Hir09 Hirt, G., Kopp, R.: „Thixoforming: Semi-Solid Metal Processing“, Weinheim: Wiley-VCH, 2009.
- Huf06 Hufschmidt, M.; Modigell, M.; Petera, J.: „Modeling and simulation of forming processes of metallic suspensions under non-isothermal conditions“, *Journal of non-newtonian fluid mechanics*, Vol. 134(1-3), pp. 16-26, 2006.
- IFU10 Imagefilm des Instituts für Umformtechnik der Universität Stuttgart, 2010.

- Ile95 Ilegbusi, O.J.; Brown, S.: „Mold filling of semisolid metal slurries”, *Journal of materials engineering and performance*, Vol. 4(4), pp. 486-493, 1995.
- Ili08 Ilinca, F.; Héту, J.F.; Ajersch, F.; Moisan, J.F.: „Mold Filling Simulation of Semi-Solid Magnesium Alloys”, *Solid State Phenomena*, Vols. 141-143, pp. 231-236, 2008.
- Jen09 Jennings, R.: „Rheologisches Verhalten teilerstarrender Metallegierungen”, Dissertation an der Universität Erlangen, 2009.
- Jir07 Jirka, G.H.: „Einführung in die Hydromechanik“, 3., überarbeitete und ergänzte Auflage, Universitätsverlag Karlsruhe, ISBN 978-3-86644-158-3, 2007.
- Joh07 Johann Hay GmbH & Co. KG (2007): Patentanmeldung EP1745870A1: „Verfahren zur Herstellung von Hohlwellen-Grundkörpern“, angemeldet am 22.07.2005, Anmelder: Johann Hay GmbH & Co. KG, Erfinder: Hüter, M., veröffentlicht am 24.01.2007.
- Jor06 Jorstad, J.: „Interaction of key variables during rheocasting: Importance of microstructure, fraction solid and flow velocity”, *Solid State Phenomena*, Vol. 116, pp. 24-33, 2006.
- Jor14 Jorstad, J.; Alexandrou, A.N.; Mitsoulis, E.: „Semi-Solid Metal Processing: "Unlimited" Flow Velocity without Turbulence in Thin Cast Sections”, *Solid State Phenomena*, Vols. 217-218, pp. 159–165, 2014.
- Jor15 Jorstad, J.: „SSM provides important advantages; so, why has SSM failed to achieve greater market share?”, *Solid State Phenomena*, Vol. 217, pp. 481-486, 2015.
- Kad16 Ab Kadir, M.I.; Mustapa, M.S.; Siswanto, W.A.; Mahdi, A.S.; Samsi, M.A.: „Microstructural and Physical Characteristics of Recycling Aluminium Chips AA6061/Al Powder Using Powder Metallurgy”, *International Journal of Engineering and Technology*, Vol. 8(6), pp. 2619-2625, 2016.
- Kai16 Kaiser, O.S.; Krauss, O.; Seitz, H.; Kirmes, S.: „Ressourceneffizienz im Leichtbau”, VDI ZRE Publikationen: Kurzanalyse Nr. 17, Bonifatius GmbH, 2016.
- Kan11 Kanaris, N.; Grigoriadis, D.; Kassinos, S.: „Three dimensional flow around a circular cylinder confined in a plane channel”, *Physics of Fluids (1994-present)*, Vol. 23(6), cid. 064106, 2011.
- Kap00 Kapranos, P.; Ward, P.J.; Atkinson, H.V., Kirkwood, D.H.: „Near net shaping by semi-solid metal processing“, *Materials and Design*, Vol. 21, pp. 387-394, 2000.
- Kap08 Kapranos, P.: „Semi-solid metal processing – a process looking for a market”, *Solid State Phenomena*, Vol. 141, pp. 1-8, 2008.
- Kap10 Kapranos, P. and Kirkwood, D.H.: „Thixoforming M2 tool steel: a study of different feedstock routes”, *La Metallurgia Italiana*, Vol. 9, 2010.
- Kar16 Karadağ, H.B.; Bahtli, T.; Kara, M.: „The Recycling of Steel and Brass Chips to Produce Composite Materials via Cold Pressing and Sintering”, *The International Journal Of Engineering And Science*, Vol. 5(5), pp. 1-6, 2016.

- Ker13 Kertesz, L.: „Untersuchungen zur Einstellung des Formgebungsprozesses einer  $\alpha$ - $\beta$ -Titanlegierung im teilflüssigen Zustand“, Dissertation an der Universität Stuttgart, 2013.
- Kir94 Kirkwood, D.H.: „Semisolid Metal Processing“; International Materials Reviews, Vol. 39(5), pp. 172-189, 1994.
- Kiu02 Kiuchi, M.; Kopp, R.: „Mushy / Semi-Solid Forming Technology – Present and Future“, CIRP Annals-Manufacturing Technology, Vol. 51(2), pp. 653-670, 2002.
- Klo15 Klocke, F.: „Fertigungsverfahren 5: Gießen, Pulvermetallurgie, Additive Manufacturing“, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN 978-3-540-23453-1, 2015.
- Kok99 Koke, J.; Modigell, M.; Petera, J.: „Rheological investigations and two-phase modeling on semi-solid metal suspensions“, Applied Mechanics and Engineering, Vol. 4(spec.), pp. 345-350, 1999.
- Kok01 Koke, J.: „Rheologie teilerstarrender Legierungen“, Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2001.
- Kok03 Koke, J.; Modigell, M.: „Flow behaviour of semi-solid metal alloys“, Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, Vol. 112(2–3), pp. 141-160, 2003.
- Kön13 König, W.: „Fertigungstechnologie in den neunziger Jahren“, Rheinisch-Westfälische Akademie der Wissenschaften 298. Sitzung am 7. Juli 1982 in Düsseldorf, Vol. 317, Springer-Verlag, 2013.
- Kro00 Krone, K.: „Aluminiumrecycling: Vom Vorstoff bis zur fertigen Legierung“, Vereinigung Deutscher Schmelzhütten e.V. (VDS), Düsseldorf 2000.
- Kuc10 Kucharzewski, A.: „Massivumformung - eine Prozesskette für den Leichtbau“, Lightweight Design, Vol. 3(2), pp. 42-49, 2010.
- Kum94 Kumar, P.: „Constitutive modeling and characterization of the flow behavior of semi-solid metal alloy slurries“, Thesis (Ph. D.) am Massachusetts Institute of Technology, Department of Materials Science and Engineering, 1994.
- Küt04 Küthe, F.; Schönbohm, A.; Abel, D.; Kopp, R.: „An automated thixo-forging plant for steel parts“, Steel Research int., Vol. 75, pp. 593-600, 2004.
- Küt12 Küthe, F.: „Prozessoptimiertes Druckgießen von Stählen im teilflüssigen Zustand“, Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2012.
- Kün08 Künne, B.: „Köhler/Rögnitz Maschinenteile 2“, 10., neu bearbeitete Auflage; Vieweg+Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden 2008.
- Lan08 Lange, K.; Kammerer, M.; Pöhlant, K.; Schöck, J.: „Fließpressen: Wirtschaftliche Fertigung metallischer Präzisionswerkstücke“, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN 978-3-540-30909-3, 2008.
- Lan13 Langner, J.; Müller, K.; Stonis, M.; Behrens, B.-A.: „Wirkmedienbasiertes Umformen von Aluminium“, wt Werkstattstechnik online, Nr. 10, pp. 741-747, 2013.

- Lao15 Laouar, R.: „Analyse und numerische Simulation von freien Oberflächenwellen in der Gießkammer eines Druckgießprozesses“, Dissertation an der Universität Kassel, 2015.
- Lei02 Leiber, R.: „Thixoschmieden von Aluminiumlegierungen“, Dissertation an der Universität Stuttgart, 2002.
- Lel16 Lela, B.; Krolo, J.; Jozić, S.: „Mathematical modeling of solid-state recycling of aluminum chips“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 87(1-4), pp. 1125-1133, 2016.
- Lie10 Liewald, M.; Felde, A.; Völkl, R.; Messner, G.; Meidert, M.; Gensert, H.: “State-of-the-Art and Recent Developments in Cold Forging Technology in Europe”, 43rd Plenary Meeting of International Cold Forging Group, Darmstadt, Germany, September 12-15, 2010.
- Lie14a Liewald, M.; Riedmüller, K.R.: „Material Property Modification of Continuous Fibre-reinforced Aluminium Matrices Produced by Semi-solid Forming Strategies“, *KMUTNB: IJAST*, Vol. 7(3), pp. 21-28, 2014.
- Lie14b Liewald, M.; Riedmüller, K.R.: „Semi-Solid-Formgebung dickwandiger Rohrhälbzeuge - Potenziale der Formgebung im teilflüssigen Zustand für die Herstellung zylindrischer hohler Bauteile“, *wt Werkstatttechnik online*, Nr. 10, 2014.
- Lie15 Liewald, M., Riedmüller, K.R.: „Material- und ressourceneffiziente Herstellung komplexer (Hybrid-)Bauteile mittels Thixo-Schmieden“, *DRUCKGUSS 12/2015* Schiele & Schön, Berlin, 2015.
- Lin86 van Linden, J.H.L.; Reavis, H.G.: „Melt Loss Evaluation“, *Light Metal 1986*, TMS, pp. 785-792, 1986.
- Luo10 Luo, P., Xie, H.; Paladugu, M.; Palanisamy, S.; Dargusch, M.S.; Xia, K.: „Recycling of titanium machining chips by severe plastic deformation consolidation“, *Journal of materials science*, Vol. 45(17), pp. 4606-4612, 2010.
- Mab95 Mabuchi, M.; Kubota, K.; Higashi, K.: „New recycling process by extrusion for machined chips of AZ91 magnesium and mechanical properties of extruded bars“, *Materials Transactions*, Vol. 36(10), pp. 1249-1254, 1995.
- Mah15 Mahdi, A.S., Mustapa, M.S., Lajis, M. A., Abd Rashid, M.W.: „Effect of Holding Time on Mechanical Properties of Recycling Aluminium Alloy AA6061 through Ball Mill Process“, *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, Vol. 6(9), pp. 133-142, 2015.
- Mar16 Martens H.; Goldmann D.: „Recyclingtechnik – Fachbuch für Lehre und Praxis“, 2. Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden, ISBN 978-3-658-02785-8, 2016.
- Men04 Mendes, P.R.S., Dutra, E.S.S.: „Viscosity function for yield-stress liquids“, *Applied Rheology*, Vol. 14(6), pp. 296-302, 2004.

- Mes02 Messmer, G.: „Thixoforging – simulation and process”, Proceedings of 7th International Conference on Advanced Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Tsukuba, Japan, pp. 527–532, 2002.
- Meß06 Meßmer, G.: „Gestaltung von Werkzeugen für das Thixo-Schmieden von Aluminium- und Messinglegierungen in automatisierten Schmiedezellen“; Dissertation an der Universität Stuttgart, 2006.
- Meu03 Meuser, H.: „Ermittlung und Bewertung von Werkstoffparametern für das Thixoforging von Aluminium- und Stahllegierungen“; Bericht aus dem Institut für Eisenhüttenkunde, Shaker Verlag GmbH, 2003.
- Mez12 Mezger, T.: „Das Rheologie-Handbuch – Für Anwender von Rotations- und Oszillations Rheometern“, 4. Auflage, Vincentz Verlag, Hannover, 2012
- Mod01 Modigell, M.; Koke, J.: „Rheological modelling on semi-solid metal alloys and simulation of thixocasting processes“, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 111, pp. 53-58, 2001
- Mod02a Modigell, M.; Hufschmidt, M.: „Entmischung und Fließfront bei der Formfüllung mit metallischen Suspensionen“, Chemie Ingenieur Technik, Vol. 74(7), pp. 972–976, 2002.
- Mod02b Modigell, M.; Kopp, R.; Sahm, P.R.; Neuschütz, D.; Petera, J.: „Basic investigations for optimisation of the process parameters of thixoforging”, Proceedings of 7th International Conference on Advanced Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Tsukuba, Japan, pp. 77–82, 2002.
- Mod12 Modigell, M.; Volkmann, T.; Zang, C.: „A High-Precision Rotational Rheometer for Temperatures up to 1700°C”, Proceedings of 12th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites S2P2012, pp. 359-364, 2012.
- Moh13 Mohammed, M.N.; Omar, M.Z.; Salleh, M.S.; Alhawari, K.S.; Kapranos, P.: „Semisolid metal processing techniques for nondendritic feedstock production”, The Scientific World Journal, 2013.
- Mou16 Mounghomo, M.; Brice, J.; Nganga Kouya, D; Songmene, V.: „Aluminium Machining Chips Formation, Treatment & Recycling: A Review“, Key Engineering Materials, Vol. 710, pp. 71-76, 2016.
- Müc08 Mücklich, S.: „Leichtbaupotenziale durch Einsatz von Leichtmetallen“, Habilitationsschrift, Lehrstuhl für Verbundwerkstoffe an der TU Chemnitz, Schriftreihe: Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, Band 29, 2008.
- Mül05 Müller, F.: „Fertigung von hohlen Getriebewellen durch Rundkneten“, 12. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, 2005.
- Mül13 Müller, K.; Kunkel, H.-J.; Brasch, W.; Mager, K.: „Druckguss mit Einlegekernen aus Hochleistungswerkstoffen (RIGAAL)“, BMBF-Abschlussbericht im Programm „KMU-Innovativ: Produktionsforschung“, Förderkennzeichen: 02PK2106 bis 2108, 2013.

- Neu99 Neumann, F.: „Gusseisen: Schmelztechnik, Metallurgie, Schmelzbehandlung“, 2. Auflage, expert-Verlag, 1999.
- Neu01 Neudenberger, D.: „Rheologische Untersuchungen und Einflüsse auf das Prozessfenster beim Thixoschmieden und Thixoquerfließpressen“; Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2001.
- Ogr02 Ogris, E.; Wahlen, A.; Lüchinger, H.; Uggowitzer, P.J.: „On the silicon spheroidization in Al–Si alloys“, *Journal of Light Metals*, Vol. 2(4), pp. 263-269, 2002.
- Ost14 Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, ISBN 978-3-662-43806-0, 2014
- Pan04 Pan, Q. Y.; Apelian, D.; Alexandrou, A.N.: „Yield behavior of commercial Al-Si alloys in the semisolid state“, *Metallurgical and materials transactions B*, Vol. 35(6), pp. 1187-1202, 2004.
- Pau10 Paulitsch, H., Antrekowitsch H., Schmid A.: „Vergleich des Abbrandverhaltens beim Rezyklieren von Aluminiumspänen und –briketts“, *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Vol. 156(1), pp. 6-13, Springer-Verlag, 2011.
- Pel10 Peller, N.: „Numerische simulation turbulenter Strömungen mit immersed boundaries“. Dissertation an der Universität München, 2010.
- Pin10 Pineau, F.; d'Amours, G.: „Prediction of shear-related defect locations in semi-solid casting using numerical flow models“, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, pp. 878-882, 2010.
- Püt06 Püttgen, W.; Bleck, W.; Hallstedt, B.; Uggowitzer, P.J.: „Microstructure Control and Structure Analysis in the Semi-Solid State of different Feedstock Materials for the Bearing Steel 100Cr6“; *Proceedings of 9th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Busan, Korea, 2006.
- Püt07 Püttgen, W.; Bleck, W.; Hirt, G.; Shimahara, H.: „Thixoforming of Steels – A Status Report“, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 9(4), pp. 231- 245, 2007.
- Qua96 Quaak, C. J.: „Rheology of partially solidified aluminium alloys and composites“; Dissertation, Technische Universiteit Delft, 1996.
- Rah15 Ab Rahim, S.N.; Lajis, M.A.; Ariffin, S.: „A Review on Recycling Aluminum Chips by Hot Extrusion Process“, *12th Global Conference on Sustainable Manufacturing, Procedia CIRP*, Vol. 26, pp. 761-766, 2015.
- Ras08 Rassili, A., Robelet, M., Bigot, R.: „Thixoforming of Steel: Parameters and Means for Industrialization“, *Solid State Phenomena*, Vol. 141, pp. 213-218, 2008.
- Ras13 Rassili, A.; Falzone, S.; Lecomte-Beckers, J.: „Tooling Materials and Solutions for Thixoforming of Steel“, *Solid State Phenomena*, Vols. 192-193, pp. 527-532, 2013.
- Rav10 Ravi, B.: „Casting simulation - best practices“, *Transactions of 58th IFC*, Ahmedabad, India, pp. 19-29, 2010.

- Rei07 Reikher, A.; Barkhudarov, M.R.: „Casting: An analytical approach“, Springer Science & Business Media, 2007.
- Rei13 Reilly, C.; Green, N.R.; Jolly, M.R.: „The present state of modeling entrainment defects in the shape casting process“, *Applied Mathematical Modelling*, Vol. 37(3), pp. 611-628, 2013.
- Rey83 Reynolds, O.: „An experimental investigation of the circumstances which determine whether the motion of water shall be direct or sinuous, and of the law of resistance in parallel channels“, *Proceedings of the royal society of London*, Vol. 35(224-226), pp. 84-99, 1883.
- Rie16a Riedmüller, K.R.; Liewald, M.: „Herstellung intelligenter Konstruktionselemente durch Formgebung im teilflüssigen Materialzustand“, Binz, H. (Hrsg.): *Hybride Intelligente Konstruktionselemente-Abschlusskolloquium der DFG-Forscherguppe 981. Institutsbericht 643*. Stuttgart: Institut für Konstruktionstechnik und Technisches Design, ISBN 978-3-922823-92-6, pp. 31-34, 2016.
- Rie16b Riedmüller, K.R.; Liewald, M.: „Material Efficient Production of Complex (Hybrid) Components Using Semi Solid Forming Processes“, *AIP Conference Proceedings*, Vol. 1769(1), 2016.
- Rog17 Rogal, Ł.: „Critical assessment: opportunities in developing semi-solid processing: aluminium, magnesium, and high-temperature alloys“, *Materials Science and Technology*, Vol. 33(7), pp. 759-764, 2017.
- Rol13 Roller, R.; Buck, V.; Ludwig, J.; Polzin, H.; Pröm, M.; Rödter, H.: „Fachkunde für gießereitechnische Berufe“, 7., überarbeitete und erweiterte Auflage, Verlag Europa-Lehrmittel, Haan-Gruiten, 2013.
- Sah13 Sahm, P.R.; Egry, I.; Volkmann, T. (eds.): „Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen: Eine Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle“, Springer-Verlag, 2013.
- Sch06 Scharrer, M.; Lohmüller, A.; Hilbinger, R.M.; Eibisch, H.; Jennings, R.; Hartmann, M.; Singer, R.F.: „Advances in Magnesium Injection Molding (Thixomolding®)“, *Proceedings of 7th International Conference Magnesium Alloys and Their Applications*, Dresden, Wiley-VCH, pp. 248 – 255, 2006.
- Sch42 Scheil, E.: „Bemerkungen zur Schichtkristallbildung“, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol. 34, p. 70-72, 1942.
- Sch96 Schmieder, F.; Kettner, P.: „Fertigung von Getriebe-Hohlwellen durch Massivumformung“, *Hagen Informationsstelle Schmiedestück-Verwendung*, Schmiede-Info 36, 1996.
- Sch12 Schumann, A.; Kopp, G.; Rommel, S.; Geiger, R.; Schneider, R.; Bergold, D.; Schneider, M.; Großmann, M.: „Leichtbau in Mobilität und Fertigung - Chancen für Baden-Württemberg“, *Fraunhofer Informationszentrum IRB*, 2012.



- Sey15a Seyboldt, C., Liewald, M., Riedmüller, K.R.: „Studies on Ti6Al4V components produced by semi-solid forming technology”, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 2, pp. 85-91, 2015.
- Sey15b Seyboldt, C., Schubert, T., Gerlach, O., Liewald, M., Weißgärber, T., Lechler, A.: „Semi-solid Formgebung von AMC-Werkstoffen - Potentiale einer neuartigen Prozessroute zur Herstellung von Hochleistungskomponenten“, *wt Werkstatttechnik online*, Nr. 10, pp. 669-673, 2015.
- SFB283 Sonderforschungsbereich 283 „Prozesskette der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und Umweltverträglichkeit“, Abschlussbericht 2004.
- SFB289 Sonderforschungsbereich 289 „Formgebung metallischer Werkstoffe im teilerstarrten Zustand und deren Eigenschaften“, *Arbeits-/Ergebnisbericht 2002-2004*.
- Sha16 Shamsudin, S.; Lajis, M.A.; Zhong, Z.W.: "Solid-state recycling of light metals: A review." *Advances in Mechanical Engineering*, Vol. 8(8), pp. 1-23, 2016.
- Sie00 Siegert, K.; Wolf, A.; Baur, J.: „Thixoforging of aluminium and brass”, *Production Engineering - Annals of the German Academic Society for Production Engineering*, Vol. VII/1, pp. 21-24, 2000.
- Sig14 Sigloch, H.: „Technische Fluidmechanik“, 9. ergänzte Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, Germany, 2014.
- Sim60 Simpson, P.G.: „Induction Heating: Coil and System Design“, McGraw-Hill Companies, New York, 1960.
- Sko14 Skolaut, W. (Hrsg.): „Maschinenbau“, DOI 10.1007/978-3-8274-2554-6\_30, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2014.
- Spe72 Spencer, D.B; Mehrabian, R.; Flemings, M.C.: „Rheological Behaviour of Sn-15 Pct Pb in the Crystallization Range”, *Metallurgical Transactions*, Vol. 3, pp. 1925-1932, 1972.
- Spo90 Spoel, H.: „The current status of scrap metal recycling“, *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, Vol. 42(4), pp.38-41, 1990.
- Spu10 Spurk, J.H.; Nuri A.: „Strömungslehre - Einführung in die Theorie der Strömungen“, Springer Verlag; 8. Auflage; ISBN 978-3-642-13143-1, 2010.
- Ste05 Stephan, W.; Zitzmann, K.; Pröbstle, G.; Kapischke, J.: *Effiziente Energieverwendung in der Industrie – Teilprojekt „Metallschmelzbetriebe“*, Bayerisches Landesamt für Umweltschutz (Hrsg.), Augsburg, 2005.
- Sto14 Stonis, M., Rütter, T., Behrens B.-A.: „Analysis of Material Characteristics and Forging Parameters for Flashless Forged Aluminum-Matrix Composites“, *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 29, pp. 140–145, 2014.
- Sto15a Storz, A., Seyboldt, C.; Riedmüller, K.R.; Schubert T.; Weißgärber, T.: „Economic processing of metal matrix composites by combination of direct pressure sintering and thixoforging”, *Neuere Entwicklungen in der Massivumformung*, 2015.

- Sto15b Storz, A., Schubert, T.; Weißgärber, T.; Seyboldt, C.; Riedmüller, K.R.: „Efficient Processing of Metal-Matrix-Composites by Combining Direct Pressure Sintering and Subsequent Thixoforging”, 20. DGM-Symposium „Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde”, Wien, 2015.
- Tek09 Tekkaya, A.E.; Schikorra, M.; Becker, D.; Biermann, D.; Hammer, N.; Pantke, K.: „Hot profile extrusion of AA-6060 aluminum chips”, Journal of materials processing technology Vol. 209(7), pp. 3343-3350, 2009.
- Tew15 Tewes, S.: „Vorhersage strömungsbedingter Gussdefekte“, Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2015.
- Tie93 Tietmann, A.L.: „Gießschmieden und Thixoschmieden von Aluminiumknetlegierungen“, Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 1993.
- Tri92 Trinh, K.T.: „Turbulent transport near the wall in Newtonian and non-Newtonian pipe flow“, Ph.D. Thesis an der University of Canterbury, New Zealand, 1992.
- Ugg00 Uggowitzer, P.J.; Gullo, G.-C., Wahlen, A.: „Metallkundliche Aspekte bei der Semi-Solid Formgebung von Leichtmetallen“, „Vom Werkstoff zum Bauteilsystem“, Hrsg.: H. Kaufmann und P.J. Uggowitzer, LKR-Verlag, Ranshofen, pp. 95-107, 2000.
- Uns09 Unsel, P.: Ein Beitrag zur Herstellung metallischer Verbundwerkstoffe durch teilflüssige/ thixotrope Formgebung, Dissertation an der Universität Stuttgart, 2009.
- Val00 Valiev, R.Z.; Islamgaliev, R.K.; Alexandrov, I.V.: „Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation“, Progress in Materials Science, Vol. 45, pp. 103-189, 2000.
- VDG05 Verein Deutscher Gießereifachleute e.V. (VDG): „Grundlagen der Gießereitechnik“, PowerPoint-Präsentation in Zusammenarbeit mit der TU München - Fakultät für Maschinenwesen, Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen, 2005, Internet: [www.vdg.de/fileadmin/content/03\\_documents/Grundlagen\\_der\\_Giessereitechnik\\_1.pdf](http://www.vdg.de/fileadmin/content/03_documents/Grundlagen_der_Giessereitechnik_1.pdf).
- VDI93 VDI-Gesellschaft Entwicklung Konstruktion Vertrieb (Hrsg.): VDI-Richtlinie 2221 – Methodik zum Entwickeln und Konstruieren technischer Systeme und Produkte. Düsseldorf, 1993.
- VDI97 VDI-Gesellschaft Entwicklung Konstruktion Vertrieb (Hrsg.): VDI-Richtlinie 2222 – Methodisches Entwickeln von Lösungsprinzipien. VDI-Verlag., Düsseldorf, 1997.
- Vol13 Volz, U.: „Massivumformung kurz und bündig“, Industrieverband Massivumformung e. V., Hagen, ISBN 978-3-928726-32-0, 2013.
- Wan94 Wan, G.; Witulski, T.; Hirt, G.: „Thixofforming of Al alloys using modified chemical grain refinement for billet production”, La Metallurgia Italiana, Vol. 86, pp. 29–36, 1994.

- Wan06 Wang, K.K.; Kopp, R.; Hirt, G.: „Investigation on Forming Defects During Thixoforging of Aluminum Alloy AlSi7Mg”, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 8(8), pp. 724–730, 2006.
- Weil13 Weidel, S.: „Intelligenter Leichtbau durch Massivumformung“, *Lightweight Design*, Vol. 6(1), pp. 34-38, 2013.
- Wil98 Willeke, R., Bundesvereinigung Deutscher Stahlrecycling- und Entsorgungsunternehmen (Hrsg.), *Fachbuch Stahlrecycling: Vom Rohstoff Schrott zum Stahl*, Reed Elsevier Deutschland GmbH, München-Gräfelfing, 1998.
- Wit99 Witulski, T.: „Ein Beitrag zur Beschreibung der Prozessparameter beim Thixoforging von Aluminium-Legierungen“; Dissertation an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 1998.
- Wöh12 Wöhler, J.; Schnedl, W.: „Die Geschichte der SAG – Fortschritt durch Aluminium“, *GIESSEREI-RUNDSCHAU* 59, Heft 3/4, 2012.
- Wol01 Wolf, A.; Baur, J.; Gullo, G.: „Thixo-Schmieden“, *Proceedings of Neuere Entwicklungen in der Massivumformung*, Fellbach, 2001.
- Wol03 Wolf, A.: „Thixo-Schmieden von Al-Mg-Si- Legierungen“, Dissertation an der Universität Stuttgart, 2003.
- Woo94 Woodward, R.: „Aluminium extrusion: alloys, shapes and properties”, *TALAT Lecture* 1302, 1994.
- You82 Young, K.P.; Kyonka, C.P.; Courtois, J.A.: „Fine Grained Metal Composition”. US Patent 4,415,374,30, 1982.
- Yus13 Yusuf, N.K.; Lajis, M.A.; Daud, M.I.; Noh, M.Z.: „Effect of operating temperature on direct recycling aluminium chips (AA6061) in hot press forging process”, *Applied Mechanics and Materials*, Vol. 315, pp. 728-732, 2013.
- Zam95 Zaman, A.A., Fricke, A.L.: „Steady shear flow properties of high solids softwood kraft black liquors: effects of temperature, solids concentrations, lignin molecular weight and shear rate”, *Chemical Engineering Communications*, Vol. 139(1), pp. 201-221, 1995.
- Zok12 Zok, E., Schibisch, D.: „Energieeffiziente Leistungsversorgung induktiver Härte- und Erwärmungsprozesse“, *Elektrowärme International*, 3. Ausgabe, pp. 69-75, 2012.

## 11 Curriculum Vitae

Name:	Kim Rouven Riedmüller	
Geburtsdatum:	20.08.1984 in Mühlacker	
Familienstand:	ledig	
Staatsangehörigkeit:	deutsch	
Schulische Ausbildung:	1991 - 1995	Grundschule Enzweihingen
	1995 - 2004	Friedrich-Abel-Gymnasium Vaihingen/Enz, Abschluss: Allgemeine Hochschulreife
Studium:	2004 - 2011	Universität Stuttgart, Studium Maschinenwesen Abschluss: Diplom-Ingenieur (Dipl.-Ing.)
Praktika:	02/2005 - 04/2005	Robert Bosch GmbH, Schwieberdingen
	06/2009 - 01/2010	Audi AG, Neckarsulm
Berufliche Tätigkeit:	seit 04/2011	Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, wissenschaftlicher Mitarbeiter
	seit 11/2013	Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, Leiter der Arbeitsgruppe Formgebungsverfahren
	seit 01/2018	Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, Leiter der Arbeitsgruppe Blechumformung und Schneidverfahren