



Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen  
der Technischen Universität München

# Simulationsgestützte Verfahrensentwicklung zum kontinuierlichen Verbundgießen von Aluminiumhalbzeugen

**Christoph Johann Nerl**

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der  
Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

**Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)**

genehmigten Dissertation.

**Vorsitzender:** Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

**Prüfer der Dissertation:**

1. Univ.-Prof. i. R. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Horst Baier

Die Dissertation wurde am 29.04.2014 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 18.08.2014 angenommen.

## **Geleitwort**

Die Kombination der ersten und der zweiten Verarbeitungsstufe stellt eine seltene Ausgangsposition für eine fachübergreifende Forschung in der deutschen Hochschullandschaft dar. Für die gestiegenen Anforderungen an Produkte und den verstärkten Kostendruck ist dieses Ineinandergreifen von Fertigungsverfahren ein idealer Nährboden für Forschungsaktivitäten, denn erst die gemeinsame Betrachtungsweise dieser beiden Verfahrensgebiete erlaubt Innovationen in vielen nachgeschalteten Bereichen der Industrie.

Vor allem Neuentwicklungen, aber auch die Weiterentwicklung bestehender Fertigungsverfahren, sollen im Umfeld eines härter werdenden Wettbewerbs dazu beitragen, die Position des Standortes Deutschland zu kräftigen. Das gegenseitige Befruchten von Theorie und Praxis durch die Zusammenarbeit von Hochschule und Industrie kann als Beitrag dafür angesehen werden.

Eine enge Anlehnung der Themen an die in der betrieblichen Praxis auftretenden Probleme als ein Bindeglied zwischen Grundlagenforschung und anwendungsorientierter Forschung liegt daher im Interesse dieser Berichte. Die einzelnen Arbeiten sind folglich als Bausteine zu betrachten, die einen entscheidenden Einfluss auf die Verbesserung bisheriger Technologien besitzen.

Neben den beiden großen fertigungstechnischen Schwerpunkten Urformtechnik und Umformtechnik, bei denen der isolierte Prozess im Mittelpunkt steht, gehört die gesamtheitliche Betrachtung der Verfahren mit naturwissenschaftlichen und planerischen Themen zum Inhalt der Arbeiten des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen.

Ergebnisse und Inhalte der Forschungsberichte sollen nicht als Einbahnstraße dem Wissenstransfer von Forschungsergebnissen in der Praxis dienen, sondern sie sollen neben der Basis für weiterführende Arbeiten auch als Diskussionsgrundlage für den Dialog zwischen Hochschule und Industrie angesehen werden.

Hartmut Hoffmann



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München.

Bei meinem Doktorvater Herrn Univ.-Prof. i. R. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann bedanke ich mich ganz herzlich für das entgegengebrachte Vertrauen und die Freiheiten, die mir bei meiner wissenschaftlichen Tätigkeit am Lehrstuhl gewährt wurden. Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Horst Baier, Ordinarius des Lehrstuhls für Leichtbau der Technischen Universität München, danke ich für die Übernahme des Koreferates. Mein Dank gilt in gleichem Maße Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk, Ordinarius des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München, für die Bereitschaft zur Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Diese Dissertation basiert auf Ergebnissen des öffentlich geförderten Verbundprojektes „High Performance Aluminum Based Bearings“. Der Österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft (FFG) sei für die finanzielle Unterstützung herzlich gedankt. Weiterhin bedanke ich mich bei den Herren Falko Langbein, Dr. Erhard Kaschnitz, Dr. Peter Hofer, Kevin Anders, Dr. Christoph Honsel und Dr. Konrad Weiß für die konstruktive und angenehme Zusammenarbeit.

Darüber hinaus bin ich allen Kollegen und Studierenden des Lehrstuhls zu Dank verpflichtet, die durch fruchtbare Diskussionen und ihre tatkräftige Unterstützung zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Allen voran seien an dieser Stelle die Herren Martin Wimmer, Matthias Reihle, Leopold Meier sowie Frau Corinna Sutter genannt.

Mein ganz besonderer Dank gebührt meiner Familie, allen voran meiner geliebten Ehefrau Verena, deren Unterstützung und fortwährender Rückhalt von unschätzbarem Wert für meinen bisherigen Werdegang waren. Diese Arbeit sei deshalb meinen Lieben gewidmet.

München, im April 2014

Christoph Nerl

## **Abstract (Deutsch)**

In der vorliegenden Arbeit wird eine Methodik für die simulationsgestützte Verfahrensentwicklung zum kontinuierlichen Verbundgießen von Aluminiumhalbzeugen vorgestellt. Ziel ist es, die Herstellung von zweischichtigen Bändern auf Basis der horizontalen Stranggießtechnologie zu ermöglichen und somit das Gießen und das stoffschlüssige Fügen in einem einzigen Fertigungsschritt zu kombinieren. Dadurch sollen verfahrenstypische Nachteile konventioneller Arten der Herstellung von Verbundhalbzeugen vermieden und eine hohe Verbundqualität durch Ausbildung einer stoffschlüssigen metallischen Bindung erreicht werden. Das der Verfahrensentwicklung zugrunde liegende Konzept beruht auf dem kontinuierlichen Aufgießen schmelzflüssigen Metalls auf ein sich bewegendes Substratband, das im bereits vollständig oder teilweise erstarrten Zustand vorliegen kann. Als Verbundpartner werden exemplarisch die Legierung AlSn6Cu sowie Reinaluminium Al99,5 betrachtet.

Die zur Realisierung des kontinuierlichen Verbundgießprozesses erforderlichen prozess- und anlagentechnischen Voraussetzungen werden mit Hilfe der numerischen Gießprozesssimulation und experimenteller Untersuchungen geschaffen. Um die für die Entstehung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen den betrachteten Aluminiumwerkstoffen nötigen Bedingungen zu erarbeiten, werden zunächst Basisuntersuchungen mittels diskontinuierlichem Schichtverbundgießen durchgeführt. Die Auslegung des modular gestalteten Verbundgießwerkzeuges zum kontinuierlichen Verbundgießen erfolgt im Rahmen einer 2D-Simulationsstudie, wobei die Identifikation der Haupteinflussgrößen auf die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone im Vordergrund steht. Nach Umsetzung der gewonnenen Erkenntnisse in Form einer Pilotanlage wird die prinzipielle Machbarkeit des entwickelten Verbundstranggießverfahrens experimentell nachgewiesen. Ein weiterer Schwerpunkt liegt auf der Erstellung von 3D-Simulationsmodellen im Zuge eines iterativen Kalibrierungs- und Validierungsprozesses, die die im realen Gießprozess vorherrschenden Verhältnisse mit hinreichender Genauigkeit abbilden und somit eine solide Basis für weiterführende Untersuchungen darstellen.

## **Abstract (English)**

The dissertation describes the development of a continuous composite casting process to produce bilayer aluminium strips on the basis of the horizontal continuous casting technology. Clad strips can be produced directly from the molten base materials within a single process, in which casting and joining are combined. In this way, typical disadvantages of conventional production techniques can be avoided and it becomes possible to obtain high bonding strengths as a result of the formation of a metallurgical compound between the materials joined. The concept of the continuous composite casting process is based on the idea of casting liquid metal onto a moving solid or semisolid substrate strip. The research is focused on the production of clad strips consisting of the alloy AlSn6Cu and pure aluminium Al99.5.

The foundations for the realization of the continuous composite casting process were laid by carrying out both experimental and numerical investigations. To determine the thermal and metallurgical conditions required to achieve a metallic compound between the two materials, basic casting experiments were conducted, during which simple cylindrical composite cast parts were produced. The design of the mould system for the continuous composite casting process was supported by the results of numerical simulation studies. Two dimensional models were used to identify the main parameters influencing the thermal conditions within the composite casting region. Based on these results a modular mould system was built and integrated into an existing horizontal continuous casting plant. The feasibility of the developed casting process was proved experimentally. Within an iterative process of calibration and validation three dimensional simulation models were built to describe the casting process with sufficient accuracy. These models provide the basis for further numerical investigations.

*„So ist die Sach’! Oh, wie leise,  
Wenn überhaupt, sagt das der Weise.“*

Wilhelm Busch (1832–1908)



---

## Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung und Motivation .....</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Grundlagen und Stand der Technik .....</b>	<b>4</b>
2.1	Metallkundliche Grundlagen .....	4
2.1.1	Erstarrung von Metallen .....	4
2.1.2	Verbundgießen .....	13
2.2	Grundlagen der Wärmeübertragung .....	16
2.2.1	Mechanismen der Wärmeübertragung .....	16
2.2.2	Zeitliche und örtliche Randbedingungen .....	20
2.2.3	Grundgleichungen der Thermofluiddynamik .....	22
2.3	Stranggießen .....	26
2.3.1	Verfahrensmerkmale und -einteilung .....	26
2.3.2	Horizontales Stranggießen mit ofenabhängiger Gleitkokille .....	28
2.4	Gießprozesssimulation .....	32
<b>3</b>	<b>Zielsetzung und Vorgehensweise .....</b>	<b>36</b>
<b>4</b>	<b>Versuchswerkstoffe .....</b>	<b>39</b>
4.1	Gusswerkstoffe .....	39
4.1.1	Aluminiumlegierung AlSn6Cu .....	39
4.1.2	Reinaluminium .....	44
4.2	Werkzeugwerkstoffe .....	45
4.2.1	Kokillenwerkstoff .....	45
4.2.2	Kühlplattenwerkstoff .....	46
<b>5</b>	<b>Basisuntersuchungen mittels Schichtverbundgießen .....</b>	<b>47</b>
5.1	Experimentelle Untersuchungen .....	47
5.1.1	Versuchsaufbau und -durchführung .....	47
5.1.2	Versuchsauswertung .....	49
5.2	Numerische Simulation .....	50
5.3	Ergebnisse und Diskussion .....	52

---

5.4	Folgerungen aus den Basisuntersuchungen .....	59
<b>6</b>	<b>Modellierung des kontinuierlichen Gießprozesses.....</b>	<b>61</b>
6.1	Abbildung des Gießprozesses in WinCast® .....	61
6.2	Thermische Randbedingungen.....	62
6.2.1	Wärmeübertragung in der Primärkühlzone .....	62
6.2.2	Wärmeübergang Gusswerkstoff-Kokille .....	66
6.2.3	Wärmeübergang Kokille-Kühler .....	69
6.2.4	Wärmeübergang Kühler-Kühlwasser .....	69
6.2.5	Wärmeübertragung in der Sekundärkühlzone.....	72
6.3	Fließverhalten metallischer Schmelzen .....	75
<b>7</b>	<b>Konzipierung des Verbundgießwerkzeuges .....</b>	<b>78</b>
7.1	Grundgedanke des kontinuierlichen Verbundgießens .....	78
7.2	2D-Simulation des kontinuierlichen Verbundgießprozesses.....	79
7.2.1	Aufbau des Simulationsmodells .....	80
7.2.2	Ergebnisse .....	83
7.2.3	Folgerungen aus der 2D-Simulationsstudie .....	89
7.3	Anlagentechnische Umsetzung .....	90
<b>8</b>	<b>Untersuchungen zum kontinuierlichen Gießprozess.....</b>	<b>96</b>
8.1	Experimentelle Untersuchungen.....	96
8.1.1	Versuchsdurchführung.....	96
8.1.2	Versuchsauswertung.....	98
8.2	3D-Simulation .....	102
8.3	Ergebnisse und Diskussion .....	104
8.3.1	Gießen des Substratstranges .....	104
8.3.2	Gießen des Verbundstranges .....	115
8.3.3	Bewertung der 3D-Simulationsmodelle .....	123
8.3.4	Metallographische Untersuchung der Verbundgussprodukte.....	124

---

<b>9 Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>128</b>
<b>10 Verzeichnisse.....</b>	<b>131</b>
10.1 Abbildungsverzeichnis .....	131
10.2 Tabellenverzeichnis .....	136
10.3 Literaturverzeichnis.....	137
10.4 Normen und Richtlinien .....	152
10.5 Sonstige Quellen .....	153
10.6 Studienarbeiten.....	154
<b>11 Anhang .....</b>	<b>155</b>

## Kurzzeichen

<b>Zeichen</b>	<b>Einheit</b>	<b>Beschreibung</b>
$A$	$m^2$	Fläche
$A$	$Ks$	Kenngroße zur Quantifizierung der thermischen Verhältnisse in der Verbundzone
$A_{Strang}$	$m^2$	Strangquerschnittsfläche
$a$	$m^2/s$	Temperaturleitfähigkeit
$B$	-	Schlitzbreitenverhältnis
$b$	$mm$	Schlitzbreite in der Aufgießeinheit
$c$	-	Strahlungsaustauschzahl
$c$	-	Legierungszusammensetzung
$c_L$	-	Legierungskonzentration (flüssige Phase)
$c_p$	$J/(kgK)$	spezifische isobare Wärmekapazität
$c_{p,Wasser}$	$J/(kgK)$	spezifische isobare Wärmekapazität des Kühlwassers
$c_S$	-	Legierungskonzentration (feste Phase)
$D$	-	Strangdickenverhältnis
$d$	$mm$	Rohrdurchmesser
$d_1$	$mm$	Dicke des Substratstranges
$d_2$	$mm$	Dicke des Aufgussstranges
$d_{Spalt}$	$mm$	Luftspaltdicke
$d_{Strang,0}$	$mm$	Strangdicke vor dem Einsetzen der Kontraktion
$e$	$W/m^2$	Emissionsvermögen (realer Körper)
$e_S$	$W/m^2$	Emissionsvermögen (schwarzer Körper)
$f_s$	-	Festphasenanteil
$f_{s,koh}$	-	Festphasenanteil am Kohärenzpunkt
$f_{s,1}$	-	kritischer Festphasenanteil

---

$f_{s,2}$	-	kritischer Festphasenanteil
$G$	$K/mm$	Temperaturgradient an der Erstarrungsfront
$G$	$J$	freie Enthalpie
$G_{fest}$	$J$	freie Enthalpie der festen Phase
$G_{flüssig}$	$J$	freie Enthalpie der flüssigen Phase
$Gr$	-	Grashof-Zahl
$\Delta G_A$	$J$	Enthalpieänderung durch Grenzflächenaufbau
$\Delta G_{min}$	$J$	Keimbildungsarbeit
$\Delta G_{min,het}$	$J$	Keimbildungsarbeit (heterogene Keimbildung)
$\Delta G_{min,hom}$	$J$	Keimbildungsarbeit (homogene Keimbildung)
$\Delta G_V$	$J$	Enthalpieänderung durch Erstarrung
$g$	$m/s^2$	Fallbeschleunigung
$\vec{g}$	$m/s^2$	Fallbeschleunigungsvektor
$H$	$J$	Enthalpie
$\Delta H$	$J/kg$	spezifische Phasenumwandlungsenthalpie
$k$	-	Verteilungskoeffizient
$k$	$N/m^3$	Volumenkraft
$L$	$m$	charakteristische Länge
$l$	$m$	Länge
$\dot{m}_{Wasser}$	$kg/s$	Kühlwassermassenstrom
$Nu$	-	Nußelt-Zahl
$Pr$	-	Prandtl-Zahl
$p$	$N/m^2$	Druck
$\dot{Q}$	$W$	Wärmestrom
$\dot{Q}_{Strang}$	$W$	aus dem Strang abgeführter Wärmestrom
$\dot{Q}_{Wasser}$	$W$	vom Kühlwasser abgeführter Wärmestrom
$\dot{q}$	$W/m^2$	Wärmestromdichte

---

$\dot{q}$	$W/m^3$	Wärmequellenterm
$\dot{q}_W$	$W/m^2$	Wärmestromdichte an der Oberfläche
$\vec{q}$	$W/m^2$	Vektor der Wärmestromdichte
$Ra$	-	Rayleigh-Zahl
$Re$	-	Reynolds-Zahl
$r_{min}$	$m$	kritische Keimgröße
$S$	$J/K$	Entropie
$s$	-	Quellen- bzw. Senkenterm
$T$	$K$	Temperatur
$T_0$	$K$	Anfangstemperatur
$T_{AGE}$	$K$	Temperatur der Aufgießeinheit
$T_{Al}$	$K$	Temperatur des Aufgusswerkstoffes Al99,5
$T_{AlSn6Cu}$	$K$	Temperatur des Substratwerkstoffes AlSn6Cu
$T_{BA}$	$K$	Bandaustrittstemperatur
$T_{Ecke}$	$K$	Temperatur am unteren Ende des Aufgießschlitzes
$T_{Gieß}$	$K$	Gießtemperatur
$T_{koh}$	$K$	Temperatur am Kohärenzpunkt
$T_{Kokille}$	$K$	Temperatur der Kokille
$T_{Kontakt}$	$K$	Kontakttemperatur
$T_{Liq}$	$K$	Liquidustemperatur
$T_{Luft}$	$K$	Temperatur der Luft
$T_M$	$K$	Schmelztemperatur der reinen Komponente
$T_{max}$	$K$	Maximaltemperatur
$T_{real}$	$K$	reale Temperatur vor der Erstarrungsfront
$T_{Sol}$	$K$	Solidustemperatur
$T_S$	$K$	Schmelztemperatur

---

$T_{Strang}$	K	Temperatur des Stranges
$T_W$	K	Wand- bzw. Oberflächentemperatur
$T_\infty$	K	Umgebungs- bzw. Fluidtemperatur
$\Delta T$	K	Temperaturdifferenz, Unterkühlung
$\Delta T_{Wasser}$	K	Temperaturerhöhung des Kühlwassers
$\dot{T}$	K/s	Abkühlungsgeschwindigkeit
$t$	s	Zeit
$\dot{V}_{Wasser}$	m <sup>3</sup> /s	Kühlwasservolumenstrom
$v$	m/s	Geschwindigkeit
$v$	mm/s	Erstarrungsgeschwindigkeit
$v_{Gieß}$	mm/min	Gießgeschwindigkeit
$v_x$	m/s	Geschwindigkeitskomponente in x-Richtung
$v_y$	m/s	Geschwindigkeitskomponente in y-Richtung
$v_z$	m/s	Geschwindigkeitskomponente in z-Richtung
$\vec{v}$	m/s	Geschwindigkeitsvektor
$w_{Wasser}$	m/s	Strömungsgeschwindigkeit des Kühlwassers
$x$	m	kartesische Koordinate
$\Delta x$	m	Bereich der konstitutionellen Unterkühlung
$y$	m	kartesische Koordinate
$z$	m	kartesische Koordinate
$\alpha$	W/(m <sup>2</sup> K)	Wärmeübergangskoeffizient
$\alpha_{Kond}$	W/(m <sup>2</sup> K)	Wärmeübergangskoeffizient aufgrund von Leitung
$\alpha_{Konv}$	W/(m <sup>2</sup> K)	Wärmeübergangskoeffizient aufgrund von Konvektion
$\alpha_{Str}$	W/(m <sup>2</sup> K)	Wärmeübergangskoeffizient aufgrund von Strahlung

---

$\alpha_{\text{Strang-Kok}}$	$W/(m^2K)$	<i>Wärmeübergangskoeffizient zwischen Strang und Kokille</i>
$\alpha_{\text{Strang-Umgebung}}$	$W/(m^2K)$	<i>Wärmeübergangskoeffizient zwischen Strang und Umgebung</i>
$\varepsilon$	-	<i>Emissionsgrad</i>
$\varepsilon_{\text{Kokille}}$	-	<i>Emissionsgrad der Kokillenoberfläche</i>
$\varepsilon_{\text{Strang}}$	-	<i>Emissionsgrad der Strangoberfläche</i>
$\Phi$	-	<i>Erhaltungsgröße</i>
$\varphi$	-	<i>Korrekturfaktor</i>
$\Gamma$	-	<i>Transportkonstante</i>
$\lambda$	$W/(mK)$	<i>Wärmeleitfähigkeit</i>
$\lambda_{\text{Grafit}}$	$W/(mK)$	<i>Wärmeleitfähigkeit des Grafits</i>
$\lambda_{\text{Luft}}$	$W/(mK)$	<i>Wärmeleitfähigkeit der Luft</i>
$\lambda_{\text{Wasser}}$	$W/(mK)$	<i>Wärmeleitfähigkeit des Kühlwassers</i>
$\nu$	$m^2/s$	<i>kinematische Viskosität</i>
$\nu_{\text{Wasser}}$	$m^2/s$	<i>kinematische Viskosität des Kühlwassers</i>
$\eta$	$Ns/m^2$	<i>dynamische Viskosität</i>
$\eta_{\text{Schmelze}}$	$Ns/m^2$	<i>dynamische Viskosität der Schmelze</i>
$\eta_{\text{Wasser}}$	$Ns/m^2$	<i>dynamische Viskosität des Kühlwassers</i>
$\rho$	$kg/m^3$	<i>Dichte</i>
$\rho_{\text{Strang}}$	$kg/m^3$	<i>Dichte des Strangmaterials</i>
$\sigma$	$W/(m^2K^4)$	<i>Stefan-Boltzmann-Konstante</i>
$\xi$	-	<i>Strömungswiderstandsbeiwert</i>
$\nabla$	-	<i>Nabla-Operator <math>(\partial/\partial x, \partial/\partial y, \partial/\partial z)^T</math></i>

## 1 Einleitung und Motivation

Bauteile müssen hinsichtlich ihres Einsatzzweckes vielfach komplexen und zum Teil gegensätzlichen Anforderungsprofilen genügen, was durch den Einsatz monolithischer Werkstoffe nicht immer gewährleistet werden kann. Vor diesem Hintergrund bietet sich die Verwendung von Werkstoffverbunden an, um anwendungsspezifisch vorteilhafte mechanische, physikalische oder chemische Materialeigenschaften in einem Bauteil zu vereinen. So lässt sich zum Beispiel die oftmals geforderte mechanische Festigkeit mit unterschiedlichen weiteren Eigenschaften wie etwa Korrosions-, Verschleiß- und Temperaturbeständigkeit sowie elektrischer bzw. thermischer Leitfähigkeit kombinieren. Typische Anwendungsgebiete dieser Werkstoffverbunde ergeben sich unter anderem für den Bereich des Fahrzeug- und Flugzeugbaus, der Elektro- sowie der Wärmetechnik, wo sie beispielsweise in Form von Gleitlagern, Schaltelementen oder Wärmetauschern zum Einsatz gebracht werden. [KAMM02, KAWA01, KNAU78, WEIS10]

Von besonderer industrieller Bedeutung ist die Bereitstellung von mehrschichtigen metallischen Verbundhalbzeugen im Bandformat, die als Ausgangsmaterial für die Fertigung des gewünschten Endproduktes dienen. Deren Herstellung erfolgt gemäß dem Stand der Technik überwiegend mittels Walzplattieren. Bei diesem Verfahren werden die Grundwerkstoffe im Zuge eines Kalt- oder Warmumformprozesses durch Reib- und Pressschweißvorgänge im festen Zustand ohne eine Bildung flüssiger Phasen miteinander verbunden. Der Bindungsmechanismus basiert auf den Prinzipien der Oberflächenvergrößerung sowie der Annäherung der zu fügenden Oberflächen auf atomarer Ebene. Dies wird durch das Aufbringen eines ausreichend hohen lokalen Anpressdruckes im Walzspalt sowie der daraus resultierenden plastischen Formänderung erzielt. Beim Warmwalzplattieren spielen zudem thermisch aktivierte Diffusionsvorgänge eine Rolle. [BAY86, KAWA01, LEHN99, TYLE68, YAN04]

Trotz der vielfältigen Einsatzmöglichkeiten ist die Technologie des Walzplattierens mit verfahrenstypischen Nachteilen behaftet. Da die erzielbare Verbundqualität in erster Linie vom Zustand der Fügeflächen abhängt, muss ein erheblicher prozess-

technischer Aufwand für die Oberflächenvorbehandlung betrieben werden. Üblicherweise werden die Ausgangsmaterialien mittels mechanischer und / oder chemischer Verfahren wie etwa Bürsten, Schleifen, Strahlen oder Beizen behandelt, um insbesondere Adsorptionsschichten sowie Oxide zu entfernen und auf diese Weise metallisch reine und aktivierte Oberflächen zu schaffen. Im Falle des Warmwalzplattierens ist ferner ein Vorwärmen der Fügepartner erforderlich. Ein weiterer Nachteil liegt in der begrenzten Haftfestigkeit walzplattierter Verbunde, die auf den adhäsiven Bindungscharakter zurückzuführen ist und gegebenenfalls eine dem Plattierprozess nachgelagerte Wärmebehandlung erforderlich macht. Zudem ist die Bandbreite der herstellbaren Werkstoffkombinationen beschränkt, da sich beispielsweise harte, spröde sowie höherfeste Werkstoffe mit geringer Duktilität nur bedingt verarbeiten lassen. [HAGA09, LEHN99, LENA07, LIU08, LLOY13, SUN12, THEI94, WAGS06, YAN04]

Vor diesem Hintergrund besteht die Motivation für die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen darin, ein kontinuierliches Verbundgießverfahren auf Basis der horizontalen Stranggießtechnologie zu entwickeln, das die Produktion zweischichtiger Werkstoffverbunde im Bandformat ermöglicht. Durch die Kombination des Gießens und des stoffschlüssigen Fügens in einem einzigen Fertigungsschritt sind gegenüber der konventionellen Herstellung mittels Walzplattieren beträchtliche technologische und wirtschaftliche Vorteile zu erwarten. Zum einen birgt das kontinuierliche Verbundgießen großes Potenzial hinsichtlich einer effizienten Nutzung vorhandener Ressourcen und trägt durch die Verkürzung der Prozesskette zu einer Kosteneinsparung sowie einer Steigerung der Produktivität bei der Herstellung von Verbundhalbzeugen bei (siehe Abbildung 1-1). Zum anderen ist aufgrund der Entstehung einer stoffschlüssigen metallischen Bindung von verbesserter Haftfestigkeit zwischen den Grundwerkstoffen auszugehen. Da sich auf gießtechnischem Wege auch harte, spröde und höherfeste Legierungen und solche mit stark unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften verbinden lassen, kann ferner das Spektrum der herstellbaren Werkstoffkombinationen erweitert werden.

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen beziehen sich auf die gießtechnische Herstellung zweischichtiger Aluminiumbänder, die aus

den Werkstoffen AlSn6Cu und Reinaluminium Al99,5 bestehen. Diese Paarung wird industriell als Vormaterial bei der Fertigung von mehrschichtigen Gleitlagern eingesetzt.

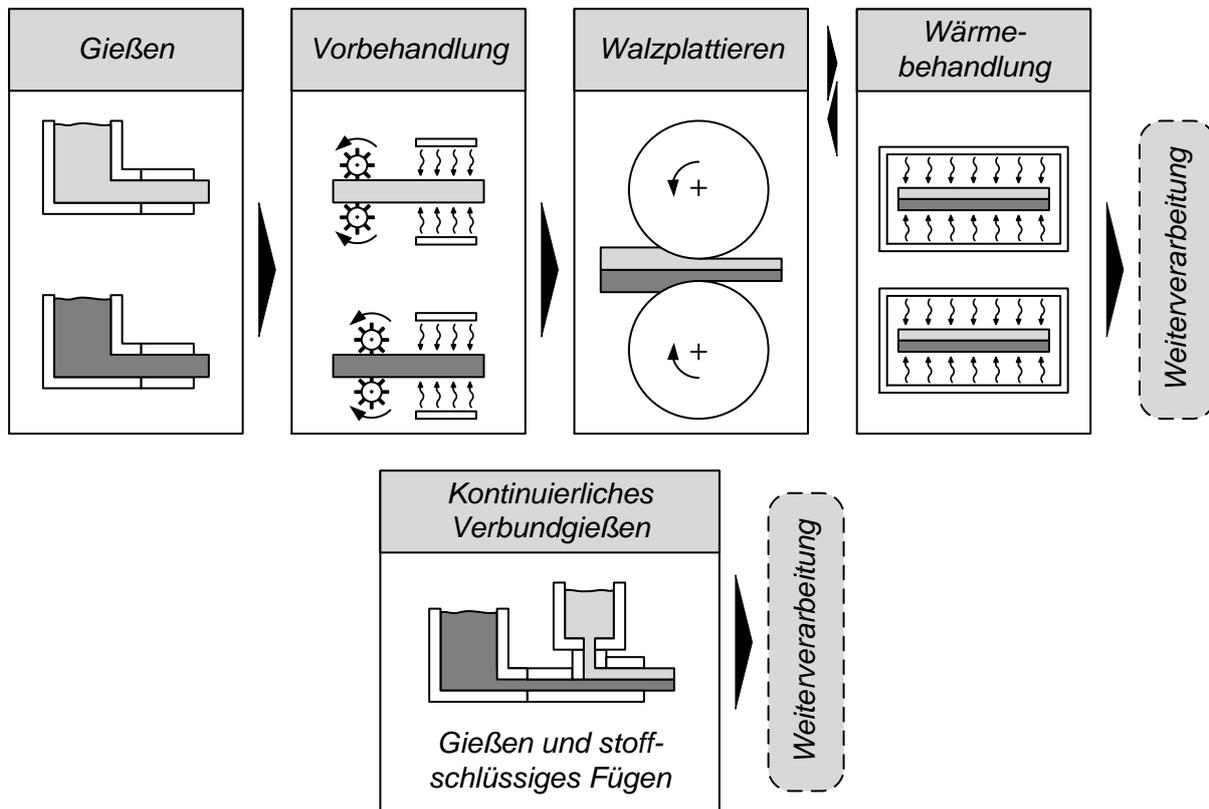


Abbildung 1-1: Vereinfachte schematische Darstellung der Prozesskette bei der Herstellung von zweischichtigen Werkstoffverbunden mittels Walzplattieren (oben) und kontinuierlichem Verbundgießen (unten)

## 2 Grundlagen und Stand der Technik

### 2.1 Metallkundliche Grundlagen

#### 2.1.1 Erstarrung von Metallen

Ausgehend vom flüssigen Aggregatzustand eines metallischen Werkstoffes bilden das Gießen und Erstarren die Basis für gießereitechnische Fertigungsprozesse jeglicher Art. Der Erstarrungsvorgang bezeichnet die Phasenumwandlung vom Flüssigen zum Festen und ist ausschlaggebend für die Bildung des Primärgefüges, das die physikalischen und technologischen Werkstoffeigenschaften eines Gussproduktes bestimmt. Zu unterscheiden sind hierbei die Teilvorgänge Keimbildung und Keimwachstum, deren Grundzüge im Folgenden erläutert werden.

Der Phasenübergang vom Festen zum Flüssigen und umgekehrt ist mit einer sprunghaften Änderung des Ordnungszustandes und damit der Entropie verbunden. Um diesen Entropiesprung überwinden und die Phasenumwandlung ermöglichen zu können, muss dem System Wärme in Form von Phasenumwandlungsenthalpie zugeführt (Schmelzen) bzw. entzogen (Erstarren) werden. Im Falle eines Reinmetalls führt dies dazu, dass sich die Temperatur während der gesamten Phasenumwandlung nicht verändert und dementsprechend ein Haltepunkt in der Abkühlkurve zu verzeichnen ist. Bei Legierungen hingegen erfolgt die Freisetzung der Phasenumwandlungsenthalpie innerhalb des Erstarrungsintervalls. Die Phasenumwandlungsenthalpie ist im Regelfall als massen- oder volumenspezifische Stoffgröße anzugeben und wird auch als latente Wärme bezeichnet. [SAHM99]

Üblicherweise kristallisieren metallische Werkstoffe in dichtgepackten Gittern. Dabei geht die eher lose Atomanordnung im flüssigen Zustand in eine geordnete Kristallstruktur über. Abgesehen von wenigen Ausnahmen (z. B. Bi, Ga, Si) führt dies bei den meisten Metallen zu einer Abnahme des spezifischen Volumens. Diese als Erstarrungskontraktion bekannte Volumenänderung ist reversibel; demzufolge wird sie beim Schmelzen wieder rückgängig gemacht. [GOTT07]

### Keimbildung

Jedem Werkstoff kann bei eindeutig festgelegten Zustandsbedingungen (Zusammensetzung, Temperatur und Druck) ein thermodynamischer Gleichgewichtszustand zugeordnet werden. Als Maß für die Stabilität eines Systems wird das thermodynamische Potenzial (freie Enthalpie  $G$ ) definiert, das einen Zusammenhang zwischen der Enthalpie  $H$ , der Entropie  $S$  und der Temperatur  $T$  herstellt [ILSC05]:

$$G = H - T S \quad (2.1)$$

Ein System befindet sich definitionsgemäß im Gleichgewicht, wenn seine freie Enthalpie ein Minimum annimmt. Wie in Abbildung 2-1 a dargestellt, kann die freie Enthalpie für die verschiedenen Phasen- bzw. Aggregatzustände als Funktion der Temperatur angegeben werden, die in der Regel mit steigender Temperatur abnimmt. Bei der Schmelztemperatur  $T_S$  liegt ein Schnittpunkt vor und die feste und flüssige Phase befinden sich im Gleichgewicht. [BERG03, ILSC05]

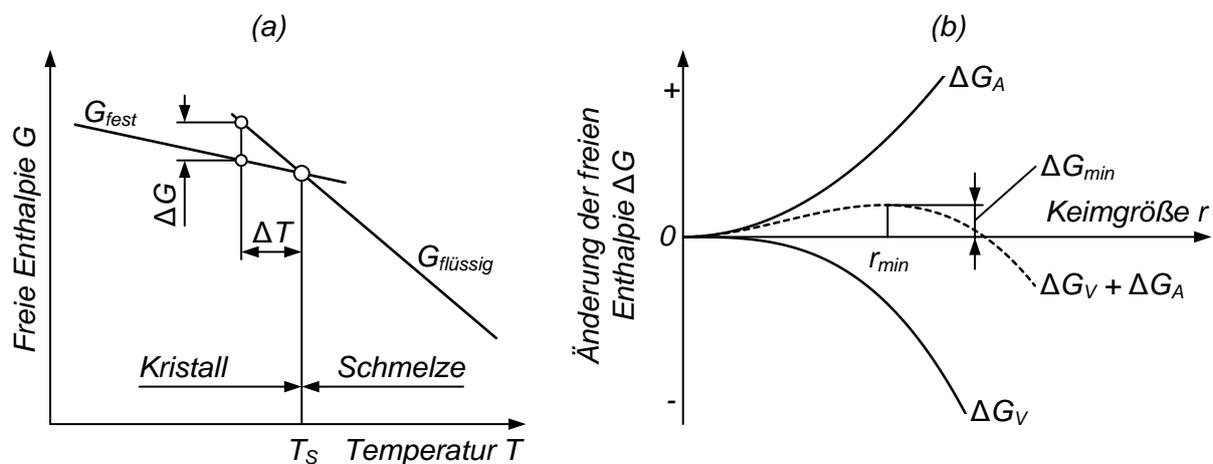


Abbildung 2-1: Verlauf der freien Enthalpie für die feste und flüssige Phase (a) sowie Änderung der freien Enthalpie bei der Erstarrung einer um  $\Delta T$  unterkühlten Schmelze (b) nach [BERG03]

Die Differenz zwischen den freien Enthalpien der flüssigen und der festen Phase  $\Delta G$  bei einer vorgegebenen Unterkühlung  $\Delta T$  ist ein Maß für den Ungleichgewichtsgrad des Systems. Sie stellt die treibende Kraft für die Umwandlung vom flüssigen zum festen Zustand dar. [BERG03]

Zu Beginn der Umwandlung einer flüssigen in eine feste Phase steht die Bildung von Keimen, worunter zufällige, spontan ausgeschiedene Atomanordnungen zu verstehen sind, die im Zuge der Erstarrung zu Kristallen heranwachsen [MERK03, SAHM99]. Für die Entstehung eines wachstumsfähigen Keimes ist das Aufbringen einer gewissen Keimbildungsarbeit  $\Delta G_{min}$  erforderlich, um den Aufbau einer Grenzfläche zwischen dem festen Keim und der flüssigen Ausgangsphase zu ermöglichen (siehe Abbildung 2-1 b). Die aufzubringende Grenzflächenenergie  $\Delta G_A$  ist demnach proportional zur Keimoberfläche. Dem gegenüber steht der Energiegewinn  $\Delta G_V$  aus der Umwandlungsenthalpie, der proportional zum erstarrten Volumen steigt und aus der Differenz der freien Enthalpien der festen und der flüssigen Phase resultiert. Erst ab einer bestimmten kritischen Keimgröße  $r_{min}$  ist der Energiegewinn höher als der Energiebedarf und die entstandenen Keime wachsen bis zur vollständigen Erstarrung weiter. Aufgrund der zu überwindenden Energieschwelle, die in Form von Keimbildungsarbeit vorliegt, ist stets eine gewisse Unterkühlung nötig, um den Erstarrungsvorgang zu ermöglichen. [BERG03]

Erfolgt die Keimbildung spontan inmitten der flüssigen Ausgangsphase, spricht man von homogener Keimbildung. Im Gegensatz dazu liegt heterogene Keimbildung vor, wenn der Keimbildungsprozess durch benetzbare, feste Fremdphasen katalysiert wird [SAHM99]. Durch die Existenz derartiger Keimbildner wird die aufzubringende Grenzflächenenergie verringert und damit die für das Keimwachstum nötige Keimbildungsarbeit herabgesetzt. In technischen Schmelzen sind derartige Partikel nahezu immer in Form von Oxidpartikeln, Legierungselementen, intermetallischen Phasen, Verunreinigungen oder der Kokillenwand vorhanden [BARG00]. Zudem besteht die Möglichkeit, das Angebot an Fremdkeimen in einer Schmelze im Rahmen einer Impfbehandlung durch Zugabe von metallischen Pulvern (z. B.  $TiB_2$  in Aluminium) gezielt zu erhöhen. In Abbildung 2-2 sind die prinzipiellen Vorgänge bei der homogenen und heterogenen Keimbildung nach [GOTT07] sowie die energetischen Verhältnisse nach [PORT92] zusammenfassend dargestellt. [ILSC05, MERK03]

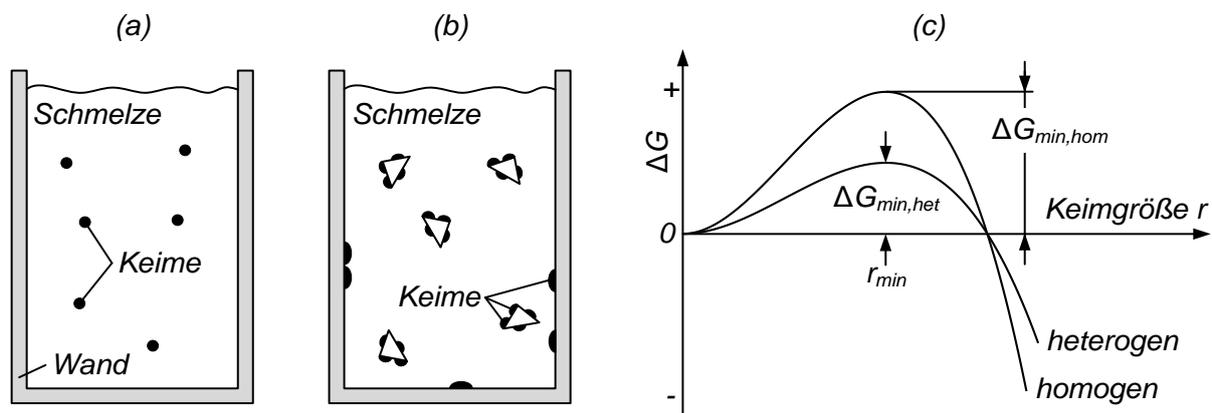


Abbildung 2-2: Prinzipdarstellung der homogenen (a) und heterogenen (b) Keimbildung sowie energetische Betrachtung (c) nach [GOTT07, PORT92]

Aus den bisherigen Erläuterungen wird ersichtlich, dass die Keimbildungsbedingungen ausschlaggebend für die Feinheit des Gussgefüges sind. Von besonderer Bedeutung ist die Zahl der pro Zeiteinheit gebildeten Keime, die bei technischen Gusslegierungen in erster Linie von der Größe der Unterkühlung beeinflusst wird. Im Allgemeinen führt eine zunehmende Unterkühlung der Schmelze zu einer Abnahme des kritischen Keimradius und somit zu einer Erhöhung der Keimbildungsrate, wodurch ein feines Gussgefüge entsteht. Die Unterkühlung hängt wiederum ab von den Abkühlungsbedingungen, wobei hohe Abkühlungsgeschwindigkeiten eine größere Unterkühlung zur Folge haben. Zudem ist bekannt, dass die Keimzahl auch von der Schmelztemperatur beeinflusst wird. Bei großer Überhitzung lösen sich die in der Schmelze befindlichen Fremdpartikel zunehmend auf und stehen nicht mehr als heterogene Keimbildner zur Verfügung, so dass eine Vergrößerung des Gefüges zu beobachten ist. [BARG00, ESKI08, GOTT07, MERK03]

### Kristallwachstum und Gefügeausprägung

Die im Gusszustand vorliegende Gefügestruktur ist neben der Zusammensetzung und den thermophysikalischen Eigenschaften des betrachteten Werkstoffes in komplexer Weise abhängig von den während des Erstarrungsverlaufes vorherrschenden Kristallwachstumsbedingungen. Eine entscheidende Rolle spielt hierbei die Morphologie bzw. die Stabilität der Grenzfläche zwischen Festkörper und

Schmelze. Wie in Abbildung 2-3 dargestellt, ist die Struktur der Grenzfläche im Falle eines Reinmetalls abhängig vom Temperaturverlauf an der Erstarrungsfront.

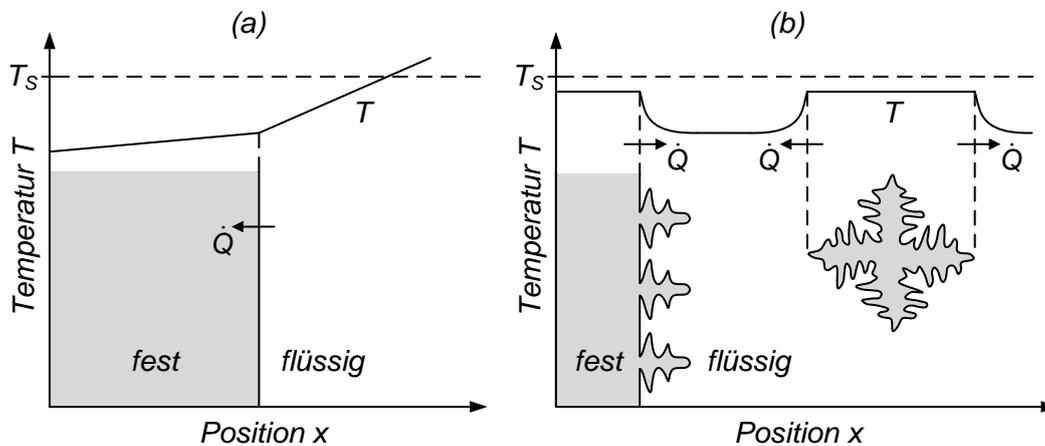


Abbildung 2-3: Stabile Erstarrungsfront mit positivem Temperaturgradienten (a) sowie instabile Erstarrungsfront mit negativem Temperaturgradienten und dendritischem Kristallwachstum (b) nach [BERG03]

Während des Erstarrungsprozesses muss die an der Phasengrenze frei werdende Phasenumwandlungsenthalpie abgeführt werden. Im Falle eines positiven Temperaturgradienten an der Erstarrungsfront stellt die Schmelze den heißesten Teil des Systems dar und die latente Wärme wird ausschließlich durch die feste Phase abgeführt (Wärmestrom  $\dot{Q}$ ). Dieses erzwungene Kristallwachstum begünstigt die Ausbildung einer stabilen, ebenen Erstarrungsfront, die entgegen dem Wärmefluss gerichtet wächst (siehe Abbildung 2-3 a). Liegt hingegen eine unter die Schmelztemperatur  $T_s$  unterkühlte Schmelze vor, stellt sich ein negativer Temperaturgradient ein und die latente Wärme wird über die Schmelze abgeführt, so dass die Kristallwachstums- und Wärmeflussrichtung identisch sind (siehe Abbildung 2-3 b). Diese Situation führt zu einer Destabilisierung der Erstarrungsfront in Form von dendritischem Kristallwachstum, da jede an der Phasengrenze entstehende Unebenheit in ein Gebiet größerer Unterkühlung gelangt. Infolgedessen ist ein spießartiges Kristallwachstum mit seitlichen Verzweigungen zu beobachten, wobei die Dendritenachsen bestimmten kristallographischen Vorzugsrichtungen entsprechen. Für kubisch erstarrende Metalle gilt die  $\langle 100 \rangle$ -Richtung als bevorzugte Wachstumsrichtung [KURZ92b, MERK03]. Geht die Erstarrung von Keimen inmitten einer

unterkühlten Schmelze aus, so bilden sich globulitisch-dendritische Kristalle, die mit kugelig-radialer Gestalt frei in der Schmelze wachsen. [BERG03, KURZ92a]

Bei Legierungen ist die Erstarrungsmorphologie neben dem Temperaturverlauf an der Erstarrungsfront in hohem Maße von den Konzentrationsverhältnissen an der Phasengrenzfläche abhängig. Im Zuge der Erstarrung von Zwei- und Mehrstoffsystemen treten unter technischen Gießbedingungen aufgrund unterschiedlicher Löslichkeit der Legierungselemente in der flüssigen und festen Phase Entmischungerscheinungen auf, die zur so genannten konstitutionellen Unterkühlung führen. Dieser Effekt bewirkt eine Destabilisierung der Erstarrungsfront und begünstigt das dendritische Kristallwachstum. Die dabei relevanten Vorgänge sind am Beispiel eines binären Legierungssystems der Komponenten A und B in Abbildung 2-4 schematisch zusammengefasst. [BARG00, OETE92, SAHM99]

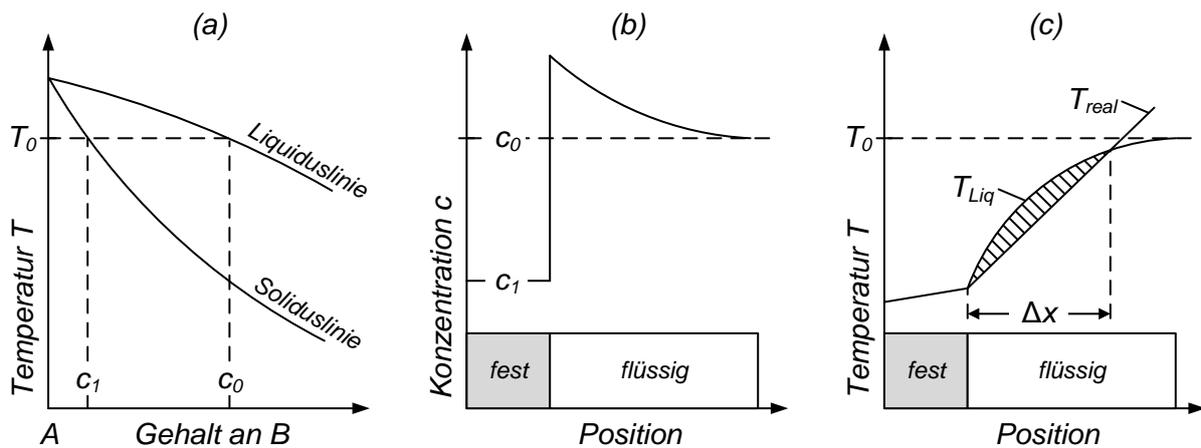


Abbildung 2-4: Vorgänge bei der konstitutionellen Unterkühlung von metallischen Legierungen nach [BARG00]

Zu Beginn der Erstarrung einer Schmelze mit der Zusammensetzung  $c_0$  bilden sich beim Unterschreiten der Liquiduslinie Mischkristalle der Konzentration  $c_1$ , die einen geringeren Gehalt der Phase B aufweisen als die Schmelze (siehe Abbildung 2-4 a). Im weiteren Verlauf der Erstarrung reichert sich die Restschmelze mit dem Legierungselement B an, so dass unmittelbar an der Erstarrungsfront eine Konzentrationsspitze entsteht (siehe Abbildung 2-4 b). Diese Konzentrationserhöhung führt entsprechend dem Phasendiagramm zu einer Herabsetzung der lokalen

Liquidustemperatur  $T_{Liq}$  vor der Phasengrenzfläche. Liegt nun der Verlauf der realen Temperatur  $T_{real}$  in der Schmelze lokal unterhalb der Liquidustemperatur, so entsteht ein Bereich der konstitutionellen Unterkühlung  $\Delta x$  (siehe Abbildung 2-4 c). Das Ausmaß der konstitutionellen Unterkühlung ist abhängig vom Gradienten der realen Temperatur und ist ausschlaggebend für die Erstarrungsmorphologie. Wie in Abbildung 2-5 verdeutlicht, entstehen ausgehend von einer planaren Erstarrungsfront mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung Zellen, Dendriten und schließlich freie globulitische Kristalle. [BARG00, OETE92, SAHM99]

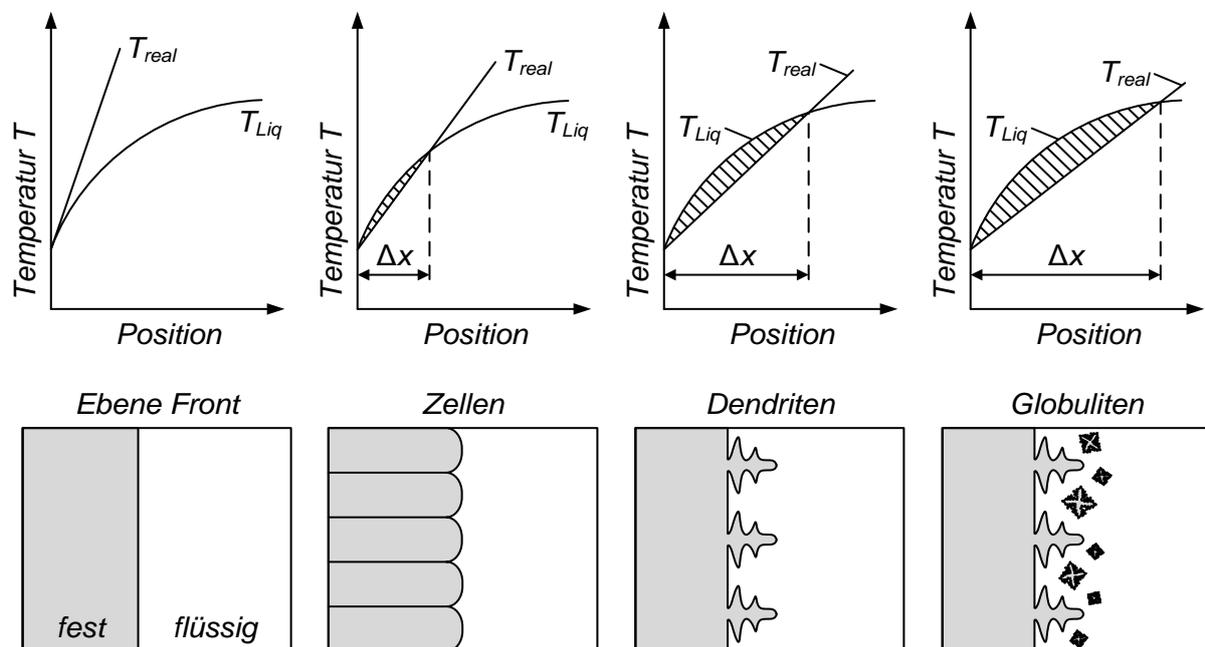


Abbildung 2-5: Ausprägung der Erstarrungsfront in Abhängigkeit vom Grad der konstitutionellen Unterkühlung nach [BARG00, OETE92]

Zusammenfassend lassen sich Erstarrungsvorgänge mit Hilfe zweier Prozessvariablen charakterisieren, die bei gegebenem Werkstoff die geometrische Gestalt und Feinheit des Gussgefüges bestimmen [KURZ92a, SAHM99]:

- Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  [mm/s]
- Temperaturgradient an der Erstarrungsfront  $G$  [K/mm]

Das Produkt  $G \cdot v$  entspricht unter der Voraussetzung eines gerichteten Wärmeflusses der Abkühlungsgeschwindigkeit  $\dot{T}$  und beeinflusst die Feinheit bzw. Größenordnung

des Gefüges, wobei erhöhte Abkühlungsgeschwindigkeiten üblicherweise zu einer Gefügefeinung beitragen. Der Quotient  $G/v$  ist demgegenüber entscheidend für den Typus der Gefügemorphologie. Mit abnehmenden  $G/v$ -Werten bzw. mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung entstehen zunächst Zellen, Dendriten und schließlich freie globulitische Kristalle. Unter technischen Gießbedingungen sind die Größen  $G$  und  $v$  über den Wärmefluss und die thermophysikalischen Eigenschaften des Gusswerkstoffes miteinander gekoppelt und können nicht unabhängig voneinander variiert werden. [KURZ92b, SAHM99]

Die mathematische Beschreibung von Erstarrungsvorgängen bei Legierungen erfordert die Kenntnis des quantitativen Verlaufes des Festphasenanteils  $f_s$  innerhalb des Erstarrungsintervalls als Funktion der Temperatur. Hierfür existieren verschiedene Beschreibungsmodelle, die auf dem Zustandsdiagramm des betrachteten Legierungssystems basieren und beispielsweise in [SAHM99] aufgeführt sind. Wie in Abbildung 2-6 anhand eines Ausschnittes aus einem Zweistoffsystem veranschaulicht, geht man vereinfachend von einem linearen Verlauf der Liquidus- und Soliduslinie aus.

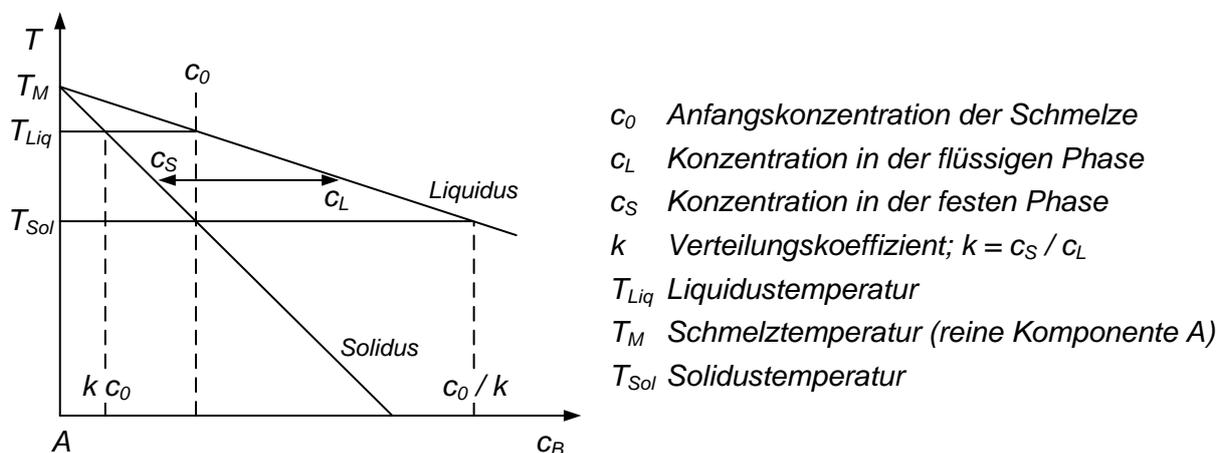


Abbildung 2-6: Ausschnitt aus einem vereinfachten Phasendiagramm eines Zweistoffsystems A-B nach [SAHM99]

Anhand dieses vereinfachten Zustandsdiagramms sollen im Folgenden exemplarisch das Hebelgesetz sowie das Modell nach Scheil vorgestellt werden. Ersteres setzt Gleichgewichtsbedingungen während der Erstarrung und somit einen vollständigen

Diffusionsausgleich im Flüssigen und Festen voraus. Für langsame Abkühlungsbedingungen bzw. sehr schnell ablaufende Diffusionsvorgänge im Flüssigen und Festen stellt das Hebelgesetz folglich einen guten Ansatz zur näherungsweise Beschreibung des Erstarrungsverlaufes dar und es gilt folgender Zusammenhang [SAHM99]:

$$f_s = \frac{c_L - c_0}{(1-k)c_L} = \frac{T_{Liq} - T}{(1-k)(T_M - T)} \quad (2.2)$$

Demgegenüber basiert das weit verbreitete Modell nach Scheil auf der Annahme, dass zwischen den Legierungskomponenten vollständige Mischbarkeit im Flüssigen und vollständige Unmischbarkeit im Festen vorliegt [SCHE42, SAHM99]. In diesem Fall berechnet sich der Festkörperanteil wie folgt:

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_M - T}{T_M - T_{Liq}} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (2.3)$$

Darüber hinaus wurden auch komplexere Erstarrungsmodelle wie beispielsweise die in [SAHM99, STEF02] beschriebenen Modelle nach Brody / Flemings (1966) oder Burton / Prim / Slichter (1953) entwickelt, die eine teilweise Mischbarkeit im Flüssigen und Festen berücksichtigen und die Vorgabe werkstoffspezifischer Dendritenwachstums- und Diffusionsparameter erfordern.

Abgesehen von den erläuterten theoretischen Ansätzen bieten experimentelle Methoden der thermischen Analyse wie die DTA (Differential Thermal Analysis) und die DSC (Differential Scanning Calorimetry) die Möglichkeit, physikalische und chemische Eigenschaften einer Probe zu messen, während diese einem definierten Temperaturprogramm ausgesetzt ist. Auf diese Weise können die in einem Probenkörper während der Phasenumwandlung vom flüssigen zum festen Zustand auftretenden Wärmetönungseffekte quantitativ erfasst und daraus Rückschlüsse auf den Verlauf des Festphasenanteils gezogen werden. Weiterführende Informationen zur thermischen Analyse sind beispielsweise in [BROW88, DIN51005] zu finden.

### 2.1.2 Verbundgießen

Durch die Kombination verschiedener Werkstoffe in einem Bauteil lassen sich deren spezifische Eigenschaften in vorteilhafter Weise ausschöpfen, wodurch eine gezielte Anpassung an das jeweils vorliegende Belastungsprofil möglich ist. Hinsichtlich der Struktur eines mehrkomponentigen Materials unterscheidet man grundsätzlich zwischen Verbundwerkstoffen und den für die vorliegende Arbeit relevanten Werkstoffverbunden. Verbundwerkstoffe erscheinen aus makroskopischer Sicht homogen und bestehen meist aus Stoffen, die unterschiedlichen Werkstoffgruppen angehören (z. B. Metall-Keramik), so dass die einzelnen Phasen oftmals sehr unterschiedliche Eigenschaften besitzen. Demgegenüber sind Werkstoffverbunde makroskopisch inhomogen aufgebaut, entstehen durch mechanisches oder stoffliches Verbinden unterschiedlicher Materialien und weisen in vielen Fällen eine schichtartige Struktur auf. [GUEN00, KAMM02, WEIS10]

Für die Herstellung von Werkstoffverbunden werden zunehmend gießtechnische Verfahren eingesetzt. Nach [HASS00] ist der Begriff „Verbundgießen“ definiert als „die Fertigung metallischer Werkstoffverbunde durch gleichzeitiges oder aufeinanderfolgendes Gießen verschiedener Schmelzen in eine Form oder durch das Angießen eines Ergänzungsstückes an ein Werkstück“. Demzufolge handelt es sich beim Verbundgießen aus fertigungstechnischer Sicht um eine Kombination aus dem Urformen und dem Fügen. Charakteristisch für Verbundgussteile ist das Vorhandensein einer festen Verbindung zwischen den Verbundpartnern, wobei zwischen den drei elementaren Schlussarten Form-, Kraft- und Stoffschluss unterschieden wird. Während der Formschluss durch mechanischen Kontakt zwischen den zu fügenden Partnern entsteht, ist der Kraftschluss durch die Wechselwirkung von Kräften zwischen den Fügepartnern gekennzeichnet. Stoffschlüssige Verbindungen hingegen entstehen als Folge physikalischer und / oder chemischer Vorgänge, die eine Wechselwirkung von Kräften zwischen den Fügepartnern auf atomarer bzw. molekularer Ebene hervorrufen. Hinsichtlich der mechanischen Stabilität wird den stoffschlüssigen Verbunden das größte Potenzial zugeschrieben, wenngleich deren gießtechnische Herstellung hohe Anforderungen an die Prozesstechnik stellt. [GUEN00, RIED03, STET98]

Die Mechanismen, die im Zuge des Verbundgießvorganges zu einer stoffschlüssigen Verbindung zweier metallischer Werkstoffe führen, sind abhängig von der chemischen Zusammensetzung der Verbundpartner, deren Oberflächenbeschaffenheit sowie den thermischen Verhältnissen im Bereich der Phasengrenzfläche. Grundsätzlich ist davon auszugehen, dass bei der stoffschlüssigen Verbundbildung unterschiedliche Vorgänge eine Rolle spielen [ISSL95b]:

- flächenhafter Kontakt auf atomarer Ebene durch Benetzung
- Aufschmelz-, Kristallisations- und Abkühlvorgänge
- Diffusionsvorgänge
- Umwandlungsvorgänge (z. B. Lösungs- und Ausscheidungsvorgänge unter Bildung von Mischkristallen und / oder intermetallischen Phasen)

Grundvoraussetzung für die aufgeführten Grenzflächenreaktionen ist der direkte Kontakt der zu verbindenden Metalle auf atomarer Ebene. Deshalb sind die thermischen Verhältnisse während des Verbundgießens so zu wählen, dass mindestens einer der Verbundpartner innerhalb eines bestimmten Zeitraumes im flüssigen oder teilflüssigen Zustand vorliegt, damit eine ausreichende Benetzung des festen Grundmaterials stattfinden kann. Darüber hinaus muss eine gewisse Mischbarkeit der metallischen Verbundpartner unter Bildung von Mischkristallen und / oder intermetallischen Phasen gegeben sein, um eine stoffschlüssige Verbindung mit kohäsivem Charakter durch wechselseitigen Atomaustausch zu ermöglichen. Das Vorhandensein einer Mischbarkeit der beteiligten Werkstoffe begünstigt zudem die Benetzung des festen Grundmaterials durch den flüssigen Verbundpartner. Auf diese Weise können mikroskopische Hohlräume, die auf die Rauheit technischer Oberflächen zurückzuführen sind, geschlossen und ein flächenhafter Kontakt sichergestellt werden. Um einen direkten metallischen Kontakt zwischen den Verbundpartnern zu ermöglichen, müssen ferner deren Oberflächen weitgehend frei sein von störenden Schichten wie beispielsweise Oxiden, organischen und sonstigen nichtmetallischen Verunreinigungen. Dementsprechend können im Einzelfall mechanische, chemische oder thermische Vorbereitungsprozesse erforderlich sein, um einen für das stoffschlüssige Fügen geeigneten Oberflächenzustand zu gewährleisten. [ISSL95a, ISSL95b, LANG99, PAPI08]

Bei der Auswahl der Werkstoffpaarung ist zum einen darauf zu achten, dass die chemische Zusammensetzung der Verbundpartner eine stoffschlüssige Verbundbildung mittels Gießen gemäß den oben beschriebenen Bedingungen zulässt. Zum anderen kommt den physikalischen Eigenschaften der Verbundpartner eine wichtige Bedeutung zu. Hinsichtlich des thermischen Ausdehnungsverhaltens sowie des Elastizitätsmoduls sollten keine zu großen Unterschiede auftreten, um die Entstehung von sich nachteilig auswirkenden Eigenspannungsfeldern im Bereich der Verbundzone zu vermeiden [TARA00]. Nach [AMBO02] sind demzufolge Kombinationen aus artgleichen metallischen Werkstoffen (z. B. Al-Al, Cu-Cu) in besonderem Maße zur gießtechnischen Herstellung von Werkstoffverbunden geeignet.

Die im Bereich der Kontaktfläche vorherrschenden thermischen Verhältnisse während des Verbundgießvorganges sind entscheidend für die Ausbildung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen den Verbundpartnern. Von besonderer Bedeutung ist hierbei die Kontakttemperatur  $T_{\text{Kontakt}}$ . Wie in Abbildung 2-7 dargestellt, stellt sich diese charakteristische Temperatur als Folge von idealen thermischen Kontaktbedingungen unmittelbar nach der Berührung an der Grenzfläche ( $x=0$ ) zwischen den Verbundpartnern ein und ist neben den Anfangstemperaturen der beiden Körper zum Zeitpunkt  $t=0$  abhängig von deren thermophysikalischen Eigenschaften.

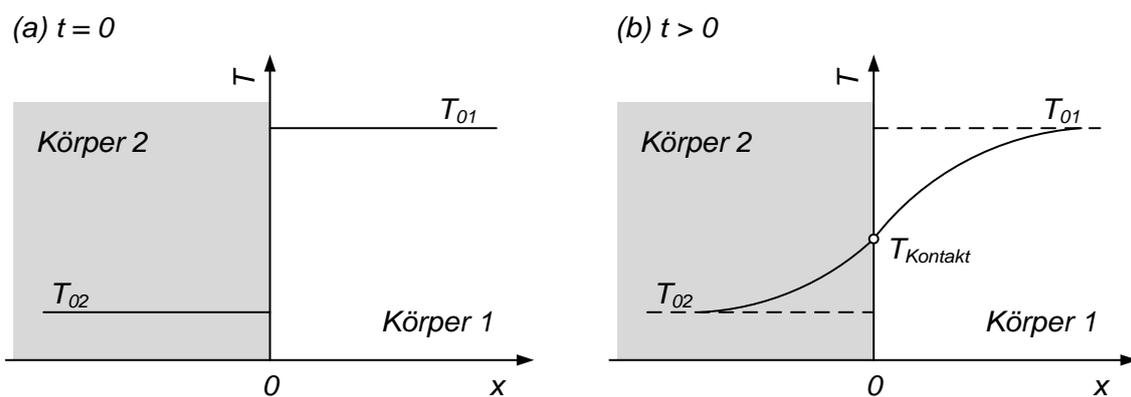


Abbildung 2-7: Thermische Verhältnisse im Bereich der Kontaktzone zweier sich berührender Verbundpartner nach [BAEH98]

Als notwendige Bedingung für die Entstehung einer stoffschlüssigen Verbindung während des Verbundgießvorganges muss die Kontakttemperatur die Solidustemperatur einer der beteiligten Legierungen über einen bestimmten Zeitraum hinweg übersteigen [ISSL95a, LANG99]. Eine einfache rechnerische Abschätzung der zu erwartenden Kontakttemperatur  $T_{\text{Kontakt}}$  kann auf Grundlage der Modellvorstellung von zwei sich kurzzeitig berührenden halbinendlichen Körpern (Index 1 bzw. 2) mittels folgender Gleichung vorgenommen werden [BAEH98]:

$$T_{\text{Kontakt}} = T_{02} + \frac{\sqrt{\lambda_1 c_{p,1} \rho_1}}{\sqrt{\lambda_1 c_{p,1} \rho_1} + \sqrt{\lambda_2 c_{p,2} \rho_2}} (T_{01} - T_{02}) \quad (2.4)$$

$T_{\text{Kontakt}}$	<i>Kontakttemperatur [K]</i>
$T_{01}$	<i>Anfangstemperatur Körper 1 [K]</i>
$T_{02}$	<i>Anfangstemperatur Körper 2 [K]</i>
$\lambda$	<i>Wärmeleitfähigkeit [W/(mK)]</i>
$c_p$	<i>spezifische Wärmekapazität [J/(kgK)]</i>
$\rho$	<i>Dichte [kg/m<sup>3</sup>]</i>

Dabei wird von idealen Wärmeübergangsbedingungen, konstanten Materialeigenschaften sowie eindimensionalem Wärmefluss ausgegangen. Ferner bleiben Phasenumwandlungsvorgänge und somit die Freisetzung oder Aufnahme von latenter Wärme unberücksichtigt. Für eine genauere Berechnung der thermischen Verhältnisse, die sich unter technischen Bedingungen während des Verbundgießvorganges im Bereich der Verbundzone einstellen, bietet sich demzufolge der Einsatz der numerischen Simulation an.

## 2.2 Grundlagen der Wärmeübertragung

### 2.2.1 Mechanismen der Wärmeübertragung

Die Übertragung von Wärme kann mit Hilfe der drei physikalischen Transportmechanismen Wärmeleitung, Wärmestrahlung und Konvektion erfolgen. Die Wärmeübertragung durch Leitung in festen oder ruhenden flüssigen und gasförmigen Körpern wird von Temperaturgradienten hervorgerufen und basiert auf dem Transport von

Wärme durch Impulsaustausch zwischen benachbarten Atomen und Molekülen. Bei elektrisch leitenden Medien wie Metallen spielt zudem die Bewegung von freien Elektronen eine wichtige Rolle. Der Wärmetransport durch Wärmeleitung wird auch als diffusiver bzw. molekularer Wärmetransport bezeichnet, dessen Intensität durch ein Transportgesetz beschrieben wird, das den Wärmefluss über einen Transportkoeffizienten (Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ ) mit dem vorliegenden Potenzialgefälle (Temperaturgradient  $\nabla T$ ) verknüpft. Mit Hilfe des Fourier'schen Gesetzes der Wärmeleitung berechnet sich die Wärmestromdichte  $\vec{q}$  im dreidimensionalen Fall als die pro Zeit- und Flächeneinheit übertragene Wärmemenge innerhalb eines wärmeleitenden Mediums wie folgt [BAEH98, POLI09]:

$$\vec{q} = -\lambda \nabla T = -\lambda \begin{pmatrix} \partial T / \partial x \\ \partial T / \partial y \\ \partial T / \partial z \end{pmatrix} \quad (2.5)$$

Das darin enthaltene Minuszeichen berücksichtigt, dass Wärme entsprechend dem 2. Hauptsatz der Thermodynamik in Richtung des Temperaturgefälles strömt, wobei die Wärmestromdichte proportional zum örtlichen Temperaturgradienten  $\nabla T$  und der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  ist. Im Folgenden sei angenommen, dass die Wärmeleitfähigkeit der betrachteten Stoffe isotrop ist, womit  $\lambda$  einem skalaren Wert entspricht und der Vektor der Wärmestromdichte stets senkrecht auf den isothermen Flächen steht. [BAEH98]

Im Gegensatz zur Wärmeleitung versteht man unter konvektivem Wärmetransport die Mitnahme von Wärmeenergie infolge einer makroskopischen Strömungsbewegung eines Fluids mit der Geschwindigkeit  $\vec{v}$ , wobei zwischen erzwungener und freier Konvektion zu unterscheiden ist. Während bei der ersteren die Fluidbewegung durch eine Druckdifferenz, beispielsweise erzeugt durch eine Pumpe oder ein Gebläse, hervorgerufen wird, beruht die letztere auf Volumenkräften, die aufgrund von Temperatur- bzw. Dichteunterschieden im Fluid entstehen. [POLI09]

Von besonderem technischen Interesse ist der Wärmeübergang zwischen einer festen Wand und einem strömenden Fluid. Die dabei auftretende Wärmestromdichte hängt in komplexer Weise von der Oberfläche des Körpers sowie dem Strömungs-

und Temperaturfeld im Fluid ab. Deshalb wurde der so genannte Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha$  eingeführt. Mit dessen Hilfe berechnet sich die zwischen der Wand und dem Fluid übertragene Wärmestromdichte  $\dot{q}_W$  bei gegebener Temperaturdifferenz gemäß dem Newton'schen Ansatz folgendermaßen [BAEH98, POLI09]:

$$\dot{q}_W = \alpha (T_W - T_\infty) \quad (2.6)$$

$\alpha$	<i>Wärmeübergangskoeffizient [W/(m<sup>2</sup>K)]</i>
$T_W$	<i>Oberflächentemperatur des festen Körpers [K]</i>
$T_\infty$	<i>Temperatur des strömenden Fluids [K]</i>

Als Wärmestrahlung (auch Temperaturstrahlung oder Radiation) bezeichnet man hingegen den Austausch von Wärme zwischen Körpern unterschiedlicher Temperatur durch elektromagnetische Strahlung, die in einem Wellenlängenbereich von etwa 0,1  $\mu\text{m}$  bis 1000  $\mu\text{m}$  liegt [POLI09]. Im Gegensatz zur Wärmeleitung und Konvektion wird bei der Wärmestrahlung kein stofflicher Träger zur Wärmeübertragung benötigt, so dass Strahlungsenergie auch Vakuum vollständig durchdringt. Ursache dieses Wärmeübertragungsmechanismus ist die Tatsache, dass Festkörper, Flüssigkeiten und manche Gase oberhalb des absoluten Temperaturnullpunktes unter Abnahme der inneren Energie elektromagnetische Wellen emittieren. Beim Auftreffen auf einen Körper kann diese Strahlung zu unterschiedlichen Anteilen absorbiert, reflektiert oder transmittiert werden. Das Strahlungsverhalten eines Körpers hängt von vielen Faktoren wie der Temperatur, Oberflächenbeschaffenheit, Wellenlänge und Verteilung der Strahlung auf die Raumrichtungen ab, wodurch sich die quantitative Beschreibung im Allgemeinen sehr schwierig gestaltet. Als zweckmäßig hat sich die vergleichende Beschreibung des Strahlungsverhaltens eines realen Körpers in Bezug auf die Strahlungseigenschaften eines idealen schwarzen Körpers erwiesen. Definitionsgemäß versteht man darunter einen Körper, in den alle auftreffende Strahlung eindringt und im Inneren vollständig absorbiert wird. Der schwarze Körper ist demnach für Wärmestrahlung aller Wellenlängen und Einfallswinkel ein idealer Absorber und Emitter. [BAEH98, POLI09, SIEG88]

Dem Gesetz von Stefan-Boltzmann zufolge berechnet sich das Emissionsvermögen eines schwarzen Körpers  $e_S$  wie folgt [POLI09]:

$$e_S(T) = \sigma T^4 \quad (2.7)$$

$\sigma$       *Stefan-Boltzmann-Konstante* [ $5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$ ]  
 $T$       *thermodynamische Temperatur* [K]

Um das Strahlungsverhalten eines realen Körpers quantitativ beschreiben zu können, definiert man einen Emissionsgrad  $\varepsilon$ . Dieser empirisch zu bestimmende Stoffwert quantifiziert das Verhältnis zwischen der Strahlungsleistung eines diffusen, nicht-schwarzen Strahlers und der eines schwarzen Körpers [POLI09]. Für das Emissionsvermögen  $e$  eines realen Strahlers gilt demnach:

$$e(T) = \varepsilon(T) \sigma T^4 \quad (2.8)$$

Die Abhängigkeit der Strahlungsintensität von der vierten Potenz der Temperatur macht deutlich, dass die Wärmeübertragung durch Strahlung insbesondere in höheren Temperaturbereichen bedeutsam ist.

Die zwischen zwei Körpern durch Wärmestrahlung übertragene Energie ergibt sich aus dem komplexen Zusammenspiel von Emission, Absorption, Reflexion und Transmission. Für viele technisch relevante Fälle jedoch lässt sich der Netto-Wärmestrom  $\dot{Q}_{12}$ , der vom wärmeren Körper 1 an den kälteren Körper 2 übertragen wird, unter Verwendung von einfachen Strahlungsaustauschbeziehungen folgendermaßen berechnen [POLI09]:

$$\dot{Q}_{12} = c A \sigma (T_1^4 - T_2^4) \quad (2.9)$$

$c$       *Strahlungsaustauschzahl* [-]  
 $A$       *Fläche* [ $\text{m}^2$ ]  
 $\sigma$       *Stefan-Boltzmann-Konstante* [ $5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$ ]  
 $T_1, T_2$       *Temperaturen der Körper 1 und 2* [K]

Mit Hilfe der Strahlungsaustauschzahl  $c$  werden neben den Materialeigenschaften auch die geometrische Gestalt und die relative Orientierung der im Strahlungsaustausch stehenden Oberflächen berücksichtigt.

### 2.2.2 Zeitliche und örtliche Randbedingungen

Für die vollständige Beschreibung des Temperaturfeldes in einem Körper ist neben der maßgeblichen Differentialgleichung die Vorgabe von Randbedingungen erforderlich. Während es bei stationären Wärmeleitungsvorgängen ausreicht, örtliche Randbedingungen zu definieren, ist im Falle der instationären Wärmeleitung zusätzlich die anfängliche Temperaturverteilung innerhalb des Körpers zur Zeit  $t = 0$  anzugeben:

$$T(x, y, z, t = 0) = T_0(x, y, z) \quad (2.10)$$

Die örtlichen Randbedingungen an der Oberfläche eines betrachteten Körpers lassen sich unterteilen in Randbedingungen der ersten, zweiten und dritten Art. Im Falle der Randbedingung der ersten Art (Dirichlet'sche Randbedingung) wird die Temperatur an der Körperoberfläche  $T_W$  als Funktion der Zeit festgelegt, wobei eine konstante Oberflächentemperatur besonders häufig anzutreffen ist. Ist hingegen die Wärmestromdichte  $\dot{q}_W$  normal zur Körperoberfläche als Funktion der Zeit bekannt, so spricht man von einer Randbedingung der zweiten Art (Neumann'sche Randbedingung). Diese Art von Randbedingung ist insbesondere für die Vorgabe von adiabaten Oberflächen in der Form  $\dot{q}_W = 0$  von Bedeutung. Die Randbedingung der dritten Art findet Verwendung, falls der betrachtete wärmeleitende Körper ein anderes Medium berührt [BAEH98]. Dabei wird unterschieden, ob ein Festkörper mit einem anderen Festkörper oder mit einem Fluid in Berührung kommt. Abbildung 2-8 veranschaulicht die verschiedenen Formen der Randbedingung dritter Art für den Fall zweier sich berührender Körper (Index 1 bzw. 2) anhand des Temperaturverlaufes nahe der Grenzfläche bei eindimensionaler Wärmeleitung. [BAEH98, POLI09]

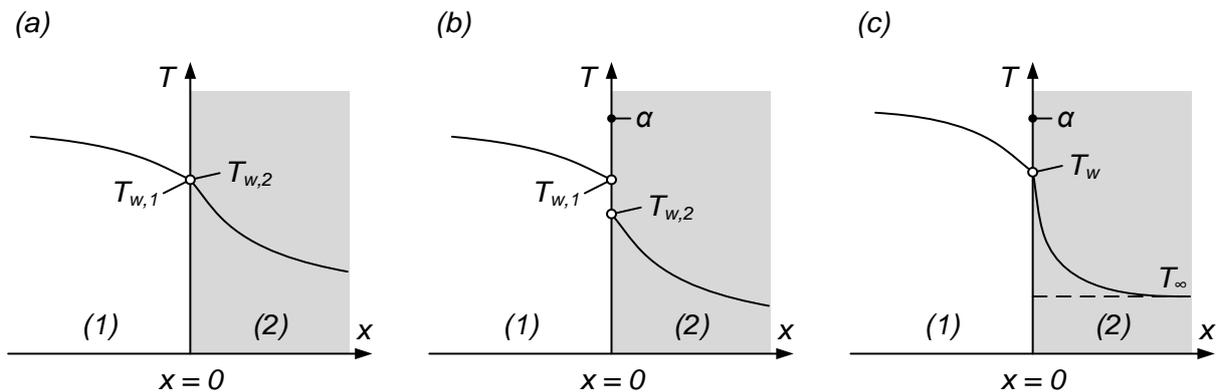


Abbildung 2-8: Örtliche Randbedingung der dritten Art bei Berührung zweier Festkörper ohne (a) und mit (b) Kontaktwiderstand und bei Berührung zwischen Festkörper und Fluid (c) nach [BAEH98]

Ist zwischen zwei sich berührenden Festkörpern kein Kontaktwiderstand vorhanden (siehe Abbildung 2-8 a), besitzen beide Körper die gleiche Oberflächentemperatur und der Temperaturverlauf weist einen Knick auf, wobei der Temperaturgradient im Körper mit der kleineren Wärmeleitfähigkeit größer ist. Unter dieser Voraussetzung gilt:

$$\lambda_1 \left( \frac{\partial T_1}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} = \lambda_2 \left( \frac{\partial T_2}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} \quad (2.11)$$

Bei Vorhandensein eines Kontaktwiderstandes ist an der Grenzfläche ein Temperatursprung zu beobachten (siehe Abbildung 2-8 b). Dieser Widerstand kann mit Hilfe eines Wärmeübergangskoeffizienten beschrieben werden:

$$-\lambda_1 \left( \frac{\partial T_1}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} = \alpha (T_{w,1} - T_{w,2}) \quad (2.12)$$

Für den Fall, dass der wärmeleitende Körper an ein Fluid grenzt, bildet sich im Fluid eine Grenzschicht nahe der Festkörperoberfläche aus (siehe Abbildung 2-8 c). Direkt an der Grenzfläche kann Wärme nur durch Leitung übertragen werden. Unter Einbeziehung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$-\lambda_1 \left( \frac{\partial T_1}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} = \alpha (T_w - T_\infty) \quad (2.13)$$

### 2.2.3 Grundgleichungen der Thermofluiddynamik

Die mathematische Beschreibung der bei Gießprozessen vorherrschenden Wärmetransportvorgänge durch Wärmeleitung und Konvektion basiert auf den Grundgesetzen der Thermofluiddynamik. Es gelten die Erhaltungsgleichungen für Masse, Impuls und Energie, die sich in Form von partiellen Differentialgleichungen durch Bilanzierung an infinitesimal kleinen kartesischen Kontrollvolumina ableiten lassen. Die entsprechenden Herleitungen können beispielsweise [BAEH98] oder [OERT11] entnommen werden.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit sind mit Blick auf die Verarbeitung schmelzflüssiger Metalle mittels Stranggießen die Gesetzmäßigkeiten für laminare Strömung eines Fluids sowie für Wärmeleitung innerhalb von Festkörpern von Bedeutung. Es wird vorausgesetzt, dass das Fluid homogen und inkompressibel ist, wodurch dessen Dichte weder vom Ort noch von der Zeit abhängt und demnach folgender Zusammenhang gilt:

$$\rho(x, y, z, t) = \rho = \textit{konstant} \quad (2.14)$$

Darüber hinaus wird das schmelzflüssige Metall als Newton'sches Fluid betrachtet. Newton'sche Fluide sind dadurch gekennzeichnet, dass die infolge innerer Reibung zwischen den Fluidpartikeln auftretenden Schubspannungen proportional zu den Schergeschwindigkeiten sind [BAEH98]. Metallische Schmelzen können – ebenso wie andere Flüssigkeiten mit vergleichsweise kleinen Molekülgrößen – in guter Näherung als Newton'sche Fluide betrachtet werden [IIDA88].

Die genannten Erhaltungsgleichungen erlauben die vollständige mathematische Beschreibung von dreidimensionalen Strömungen mit Wärmetransport. Folglich lassen sich mit ihrer Hilfe die Komponenten des Geschwindigkeitsvektors  $\vec{v}$  sowie das Druck- und Temperaturfeld einer Strömung in Abhängigkeit von der Zeit und dem Ort bestimmen. Die Erhaltungsgleichungen weisen eine ähnliche Gestalt auf, so dass eine allgemeine Transportgleichung für eine Größe  $\Phi$  formuliert werden kann [HU96, SALC88, STEF02]:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \Phi) + \operatorname{div}(\rho \vec{v} \Phi) = \operatorname{div}(\Gamma \operatorname{grad} \Phi) + s \quad (2.15)$$

Auf der linken Seite der Gleichung befinden sich die Terme für die Beschreibung der zeitlichen Änderung der Erhaltungsgröße  $\Phi$  sowie des konvektiven Transportes infolge einer makroskopischen Strömungsgeschwindigkeit  $\vec{v}$ . Der erste Term auf der rechten Seite hingegen beschreibt den mikroskopischen Transport durch Diffusion aufgrund eines Konzentrationsgradienten  $\operatorname{grad} \Phi$ .  $\Gamma$  stellt eine allgemeine Transportkonstante dar. Quellen- und Senkenterme werden im Term  $s$  zusammengefasst.

Im Folgenden werden die Erhaltungsgleichungen für Masse, Impuls und Energie in differentieller Form für kartesische Koordinaten im dreidimensionalen Fall aufgeführt.

Die Massenerhaltungsgleichung besagt, dass die zeitliche Änderung der Masse innerhalb des betrachteten Volumenelementes der Differenz aus den ein- und austretenden Massenströmen entspricht [OERT11]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho v_x)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v_y)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho v_z)}{\partial z} = 0 \quad (2.16)$$

$\rho$	Dichte [kg/m <sup>3</sup> ]
$v_{x,y,z}$	Geschwindigkeit in x-, y- und z-Richtung [m/s]
$x, y, z$	kartesische Koordinaten [m]
$t$	Zeit [s]

Für inkompressible Fluide nimmt die Massenerhaltungsgleichung folgende Form an:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0 \quad (2.17)$$

Gemäß der Impulserhaltungsgleichung entspricht die zeitliche Änderung des Impulses der Differenz aus den ein- und austretenden Impulsströmen zuzüglich der Summe der auf das Fluidvolumen wirkenden Kräfte. Diese Kräfte lassen sich unterteilen in Volumenkräfte (z. B. Gravitation, magnetische Kraft) und Oberflächenkräfte (z. B. Druck, innere Reibung) [GRIE95]. Für die drei kartesischen Raumrichtungen  $x$ ,  $y$  und  $z$  lauten die Impulserhaltungsgleichungen [OERT11]:

$$\rho \left( \frac{\partial v_x}{\partial t} + \frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_x}{\partial z} \right) = k_x - \frac{\partial p}{\partial x} + \eta \left( \frac{\partial^2 v_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial z^2} \right) \quad (2.18 a)$$

$$\rho \left( \frac{\partial v_y}{\partial t} + \frac{\partial v_y}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial z} \right) = k_y - \frac{\partial p}{\partial y} + \eta \left( \frac{\partial^2 v_y}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_y}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v_y}{\partial z^2} \right) \quad (2.18 b)$$

$$\rho \left( \frac{\partial v_z}{\partial t} + \frac{\partial v_z}{\partial x} + \frac{\partial v_z}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) = k_z - \frac{\partial p}{\partial z} + \eta \left( \frac{\partial^2 v_z}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_z}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v_z}{\partial z^2} \right) \quad (2.18 c)$$

$\eta$	<i>dynamische Viskosität [Ns/m<sup>2</sup>]</i>
$\rho$	<i>Dichte [kg/m<sup>3</sup>]</i>
$k_{x,y,z}$	<i>Volumenkraft in x-, y- und z-Richtung [N/m<sup>3</sup>]</i>
$p$	<i>Druck [N/m<sup>2</sup>]</i>
$t$	<i>Zeit [s]</i>
$v_{x,y,z}$	<i>Geschwindigkeit in x-, y- und z-Richtung [m/s]</i>
$x, y, z$	<i>kartesische Koordinaten [m]</i>

Die Impulserhaltungsgleichungen werden auch als Navier-Stokes-Gleichungen bezeichnet und stellen ein gekoppeltes Differentialgleichungssystem dar, mit dessen Hilfe der Druck und die Geschwindigkeit in einer Strömung in Abhängigkeit von der Zeit und dem Ort berechnet werden können. Aufgrund ihres nichtlinearen Charakters konnten die Navier-Stokes-Gleichungen bisher nur für einfache Spezialfälle analytisch gelöst werden, weshalb zur Berechnung allgemeiner Fälle numerische Lösungsmethoden zum Einsatz kommen. [GRIE95]

Die mathematische Beschreibung von Wärmetransportvorgängen erfolgt mit Hilfe der Energieerhaltungsgleichung. Unter Berücksichtigung von diffusivem und konvektivem Wärmetransport sowie dem Vorhandensein einer Wärmequelle oder -senke lautet die Temperaturform der Energieerhaltungsgleichung [BAEH98, OERT11, STEP09]:

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v_x \frac{\partial T}{\partial x} + v_y \frac{\partial T}{\partial y} + v_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q} \quad (2.19)$$

$T$	<i>Temperatur [K]</i>
$t$	<i>Zeit [s]</i>

$\rho$	Dichte [kg/m <sup>3</sup> ]
$c_p$	spezifische Wärmekapazität [J/(kgK)]
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit [W/(mK)]
$x, y, z$	kartesische Koordinaten [m]
$v_{x,y,z}$	Geschwindigkeit in x-, y- und z-Richtung [m/s]
$\dot{q}$	Wärmequellenterm [W/m <sup>3</sup> ]

Unter Vernachlässigung des konvektiven Wärmetransportes geht die Energieerhaltungsgleichung über in die Fourier'sche Wärmeleitungsgleichung, in der lediglich diffusive Wärmeströme und das Vorhandensein eines Quellenters berücksichtigt werden [POLI09]:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q} \quad (2.20)$$

Diese Differentialgleichung beschreibt die Temperaturverteilung  $T(x, y, z, t)$  innerhalb eines wärmeleitenden Materials in Abhängigkeit vom Ort und der Zeit. Mit Hilfe des Quellenters  $\dot{q}$  lässt sich die bei Erstarrungs- bzw. Schmelzvorgängen freigesetzte bzw. aufgenommene Phasenumwandlungsenthalpie berücksichtigen. Dabei wird üblicherweise davon ausgegangen, dass ein proportionaler Zusammenhang zwischen der freigesetzten bzw. aufgenommenen Menge an latenter Wärme und dem Anteil an erstarrter Phase  $f_s$  eines Materials besteht [BOEH87, HANS79, WEIS86]. Da der Festphasenanteil im Erstarrungsintervall als Funktion der Temperatur angegeben werden kann, ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$\dot{q} = \rho \Delta H \frac{\partial f_s}{\partial t} = \rho \Delta H \frac{\partial f_s}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.21)$$

$\dot{q}$	Wärmequellenterm [W/m <sup>3</sup> ]
$\rho$	Dichte [kg/m <sup>3</sup> ]
$\Delta H$	Phasenumwandlungsenthalpie [J/kg]
$f_s$	Festphasenanteil [-]
$t$	Zeit [s]
$T$	Temperatur [K]

Für eine genaue Temperaturfeldberechnung kommt dem Verlauf des Anteils fester Phase innerhalb des Erstarrungsintervalls einer Legierung eine besondere Bedeutung zu. Auf ausgewählte Methoden zur quantitativen Beschreibung des Festphasenanteils während der Erstarrung wurde bereits in Kapitel 2.1.1 eingegangen.

## **2.3 Stranggießen**

### **2.3.1 Verfahrensmerkmale und -einteilung**

Das Stranggießen ist gemäß [DIN8580] den Gießverfahren mit Dauerform zuzuordnen, wobei das Urformen des Gussproduktes aus dem flüssigen Ausgangszustand erfolgt. Das Verfahrensprinzip beruht darauf, schmelzflüssiges Metall mit Hilfe eines gekühlten Gießwerkzeuges kontinuierlich in ein festes Halbzeug umzuwandeln, das im Hinblick auf eine umformende bzw. spanende Weiterverarbeitung möglichst homogen und frei von Gussfehlern sein sollte. Das formgebende Element besteht aus einer beidseitig offenen Kokille, die mit einer Kühleinrichtung ausgestattet und kürzer als das erzeugte Gussprodukt ist. Während des Gießprozesses wird auf einer Kokillenseite permanent schmelzflüssiges Metall zugeführt, dem innerhalb der Kokille so viel Wärme entzogen werden muss, dass das Gussprodukt ganz oder teilweise unter Bildung einer stabilen Randschale erstarrt und somit an der gegenüberliegenden Kokillenseite prozesssicher und ohne die Gefahr des Wiederaufschmelzens kontinuierlich abgeführt werden kann. Auf diese Weise lassen sich verschiedene Strangformate konstanten Querschnittes wie etwa Bänder, Brammen, Rohre oder Rundbolzen in beliebiger Länge produzieren. Auch die Herstellung komplexer Profile mit unterschiedlichen Wanddicken im Querschnitt ist möglich. [HERR58, HERR80, KRAL81, RIED12, WOLF92]

Seit den Anfängen des Stranggießens in der ersten Hälfte des 19. Jahrhunderts hat sich diese Technologie zum wichtigsten Gießverfahren für die Herstellung von metallischem Vormaterial entwickelt. Je nach geforderter Ausbringung und Produktqualität wurden bis heute eine Vielzahl an Verfahrensvarianten entwickelt, die an die Erfordernisse des jeweiligen Gusswerkstoffes und -formates angepasst sind.

Entsprechend der Abbildung 2-9 erfolgt die Klassifizierung der existierenden Stranggießverfahren nach der Art der Kokille, der Verbindung zwischen Ofen und Kokille sowie der Strangabzugsrichtung. [BAUM00, KRAL78, BRAU94]

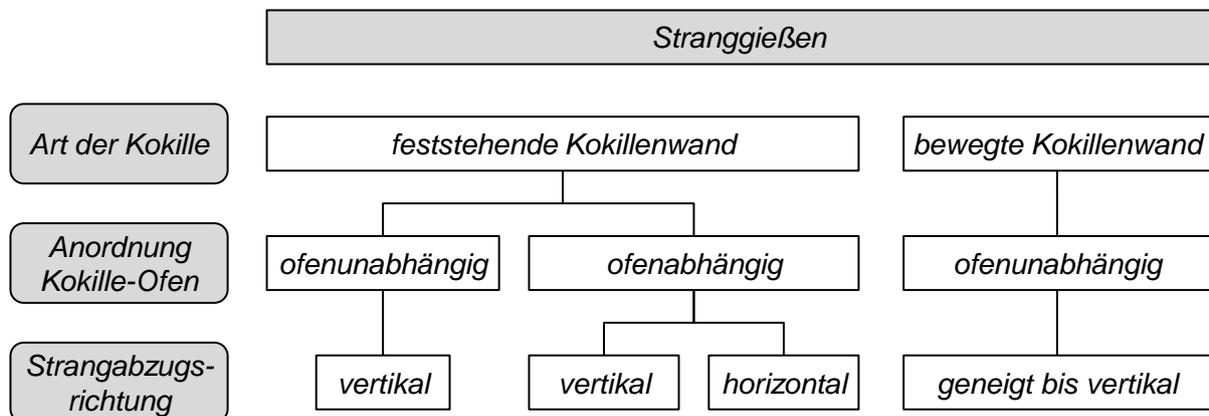


Abbildung 2-9: Klassifizierung der Stranggießverfahren nach [BRAU94, KRAL78]

Hinsichtlich der Art der Kokille wird unterschieden zwischen Systemen mit feststehenden und solchen mit bewegten Kokillenwänden. Bei der Verwendung bewegter Kokillenwände, die beispielsweise in Form von Walzen, Bändern oder Raupenkokillen ausgeführt sein können, findet keine Relativbewegung zwischen dem Strang und der Kokillenwand statt. Demgegenüber werden feststehende Kokillen als Gleitkokillen eingesetzt, so dass während der Strangabziehbewegung Reibungskräfte zwischen der erstarrenden Strangschale und der Kokillenoberfläche auftreten, die insbesondere bei heißrissempfindlichen Gusswerkstoffen zu Problemen führen können. [BAUM00, SOMM03]

Die Verbindung zwischen dem Ofen und der Kokille kann sowohl ofenabhängig als auch ofenunabhängig gestaltet sein. Während ofenabhängige Kokillen fest mit dem Ofen verbunden sind, können ofenunabhängige Kokillen eigenständige Bewegungen ausführen und werden mittels Rinnen- und Rohrsystemen mit Schmelze versorgt. Ofenabhängige Anordnungen bieten den Vorteil, dass die Schmelze vor Oxidation, Gasaufnahme und sonstigen Verunreinigungen geschützt ist. [BAUM00, BRAU94, SIGG03]

In Bezug auf die Strangabzugsrichtung unterscheidet man zwischen vertikalen und horizontalen Stranggießverfahren. Bei Vertikalanlagen wird der Strang in Richtung der Schwerkraft gegossen, während der Strangabzug beim horizontalen Stranggießen in waagerechter Richtung erfolgt. Als wesentliche Vorteile des horizontalen Stranggießens sind neben der Tatsache, dass kein Umlenken des Gussproduktes für nachfolgende Fertigungsschritte erforderlich ist, der einfache und platzsparende Anlagenaufbau, geringe Investitionskosten sowie eine hohe Flexibilität hinsichtlich der gießbaren Formate zu nennen. [HAIS84, HOLL83, STAD92]

### **2.3.2 Horizontales Stranggießen mit ofenabhängiger Gleitkokille**

Aus Gründen der Wirtschaftlichkeit ist man bestrebt, Vormaterialien im Sinne einer Prozesskettenverkürzung endabmessungsnah gießen zu können und somit arbeitsintensive Fertigungsschritte wie etwa das Warmwalzen und Zwischenglühhandlungen einzusparen. Für die Herstellung von bandförmigen Halbzeugen aus Nichteisenmetallen in kleinen bis mittleren Chargen hat sich insbesondere das horizontale Stranggießen mit Gleitkokillen in ofenabhängiger Anordnung bewährt. Als Kokillenwerkstoff wird überwiegend Grafit eingesetzt, das sich durch hohe Wärmeleitfähigkeit, gute Temperaturwechselbeständigkeit, inertes Verhalten gegenüber vielen metallischen Schmelzen, hohe Verschleißfestigkeit sowie gute Trockenschmierungseigenschaften auszeichnet [BRAU94, KIND95, WIEM78]. Speziell die Schmierungseigenschaften sind von großer Bedeutung für die Erzeugung qualitativ hochwertiger Gussprodukte, da beim Stranggießen mit Gleitkokillen infolge der Strangabziehbewegung Reibungskräfte zwischen der bewegten Strangschale und der feststehenden Kokillenwand auftreten. Der Kokillenwerkstoff Grafit ist demnach nicht nur verantwortlich für die Stützung und Abkühlung der Strangschale, sondern sorgt zudem für eine Verringerung der Reibungskräfte zwischen dem Strang und der Kokillenwand, so dass keine zusätzlichen Trennmittel erforderlich sind. [BAUM00, SOMM03, STAD92]

Für die vorliegende Arbeit ist das horizontale Stranggießen von Bändern unter Verwendung eines Systems mit ofenabhängiger Gleitkokille relevant, dessen Aufbau schematisch in Abbildung 2-10 dargestellt ist.

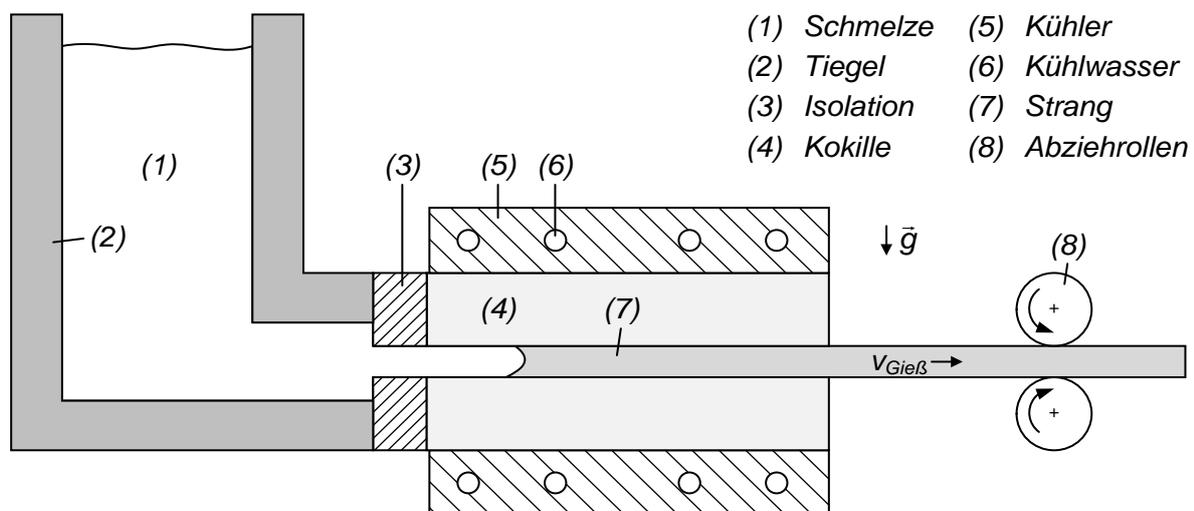


Abbildung 2-10: Aufbau zum horizontalen Stranggießen mit ofenabhängiger Gleitkokille

In der gezeigten Anordnung gelangt das flüssige Metall (1) aus dem Tiegel (2) über eine keramische Isolationsplatte (3) direkt in die Graphitkokille (4), die zwischen wasserdurchströmten Kupferkühlern (5) geklemmt ist. Dieser Bereich wird als Primärkühlzone bezeichnet. Während des Gießprozesses wird dem Gusswerkstoff in der Primärkühlzone kontinuierlich Wärme entzogen, die mittels Wärmeleitung durch die Kokille und den Kupferkühler transportiert und schließlich konvektiv über das strömende Kühlwasser (6) abgeführt wird. Das Abführen des Stranges (7) aus der Gleitkokille in horizontaler Richtung erfolgt mittels einer Abziehvorrchtung, bestehend aus einem oder mehreren Rollenpaaren (8). Nach dem Verlassen der Kokille kühlt der Strang in der so genannten Sekundärkühlzone mittels Strahlung und Konvektion an der Umgebung weiter ab. Der Einsatz einer zusätzlichen Spritzwasser- oder Wasserschleierkühlung ist beim Stranggießen von Bändern in der Regel nicht nötig, da die Kühlwirkung in der Primärkühlzone ausreichend groß ist, um das Gussprodukt innerhalb der Kokille vollständig erstarren zu lassen.

Die Eigenschaften des Stranggussproduktes sind in erster Linie abhängig von den in der Kokille vorherrschenden Abkühlungs- und Erstarrungsverhältnissen, die wiederum von den Gießprozessparametern bestimmt werden. Als wesentliche Prozessparameter des Stranggießens sind zu nennen:

- die Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$ , mit der das erstarrte Strangmaterial im zeitlichen Mittel aus der Kokille gezogen wird,
- die Gießtemperatur  $T_{Gieß}$ , mit der die zu vergießende Schmelze in die Kokille fließt, sowie
- die Kühlleistung, die bei gegebener Kühlkanalgeometrie vom Volumenstrom sowie der Temperatur des eingesetzten Kühlmediums abhängt.

Im Allgemeinen führen eine Zunahme der Gießgeschwindigkeit und der Kühlleistung zu einer erhöhten Erstarrungsgeschwindigkeit und einem feineren Gussgefüge [SOMM03]. Eine Erhöhung der Gießtemperatur bewirkt hingegen eine Vergrößerung des Gefüges, da die Anzahl der in der Schmelze vorhandenen Fremdkeime – wie in Kapitel 2.1.1 erläutert – mit steigender Temperatur abnimmt [ESKI08].

Die Höhe des in die Kokille eingebrachten Enthalpiestroms ist neben den thermophysikalischen Eigenschaften des jeweiligen Gusswerkstoffes abhängig von den geometrischen Abmessungen des Gussproduktes, der Gießtemperatur sowie der Gießgeschwindigkeit. Um den Gusswerkstoff im stationären Gießbetrieb von der Gießtemperatur auf die Bandaustrittstemperatur beim Verlassen der Kokille abzukühlen, muss der Gesamtwärmestrom  $\dot{Q}_{Strang}$  abgeführt werden:

$$\dot{Q}_{Strang} = \rho_{Strang} A_{Strang} v_{Gieß} \left[ \int_{T_{BA}}^{T_{Gieß}} c_p(T) dT + \Delta H \right] \quad (2.22)$$

$\rho_{Strang}$	<i>Dichte des Strangmaterials [kg/m<sup>3</sup>]</i>
$A_{Strang}$	<i>Strangquerschnittsfläche [m<sup>2</sup>]</i>
$v_{Gieß}$	<i>Gießgeschwindigkeit [mm/min]</i>
$T_{BA}$	<i>Bandaustrittstemperatur [K]</i>
$c_p$	<i>spezifische Wärmekapazität [J/(kgK)]</i>
$T_{Gieß}$	<i>Gießtemperatur [K]</i>
$\Delta H$	<i>Phasenumwandlungsenthalpie [J/kg]</i>

Unter der vereinfachenden Annahme, dass dieser Gesamtwärmestrom vollständig durch das strömende Kühlwasser konvektiv abtransportiert wird und die axiale Wärmeleitung im Strang vernachlässigbar ist, gilt folgende Beziehung, die einen

Zusammenhang zwischen dem Massenstrom und der Temperaturerhöhung des Kühlmediums herstellt:

$$\dot{Q}_{\text{Strang}} = \dot{Q}_{\text{Wasser}} = \dot{m}_{\text{Wasser}} c_{p,\text{Wasser}} \Delta T_{\text{Wasser}} \quad (2.23)$$

$\dot{m}_{\text{Wasser}}$  *Kühlwassermassenstrom [kg/s]*

$c_{p,\text{Wasser}}$  *spezifische Wärmekapazität des Kühlwassers [J/(kgK)]*

$\Delta T_{\text{Wasser}}$  *Temperaturerhöhung des Kühlwassers [K]*

Charakteristisch für das horizontale Stranggießen ist der Umstand, dass innerhalb des Gießwerkzeuges asymmetrische Wärmeabfuhrbedingungen vorliegen. Durch die mit der Erstarrung und Abkühlung des Gusswerkstoffes einhergehende Volumenkontraktion entsteht ein Luftspalt zwischen Strang und Kokille, der einen hohen thermischen Widerstand verursacht und somit die Wärmeübertragung beeinträchtigt. Aufgrund des Einflusses der Schwerkraft ist dieses als „Strangabheben“ bezeichnete Phänomen an der Strangoberseite stärker ausgeprägt. Demzufolge liegen an der Strangunterseite bessere Kontakt- und somit Wärmeübergangsbedingungen vor als an der Strangoberseite, wodurch das Kristallwachstum begünstigt wird. Der auch als „thermische Mitte“ bezeichnete Ort der letzten Erstarrung ist demnach im Gussprodukt nach oben verschoben und stimmt nicht mit der geometrischen Mitte überein. [HADD77, HART92a, HART92b, RICK08, RIED12, SIGG03]

Der Mechanismus der Strangschalenbildung ist entscheidend für die erzielbare Oberflächenqualität und wird im Falle ortsfester Gleitkokillen von der Strangabziehbewegung und den daraus resultierenden Wechselwirkungen zwischen Strang und Kokillenwand beeinflusst. Im einfachsten Fall wird der Strang mit konstanter Gießgeschwindigkeit aus der Kokille abgezogen. Darüber hinaus wurden verschiedene intermittierende Abziehbewegungen entwickelt, die sich aus zyklischen Abfolgen von Zieh- und Wartephasen zusammensetzen. Prinzipiell ist zwischen drei Varianten zu unterscheiden, die in Abbildung 2-11 schematisch anhand des Ziehgeschwindigkeit-Zeit-Verlaufes dargestellt sind. [BAUM00, HAIS84]

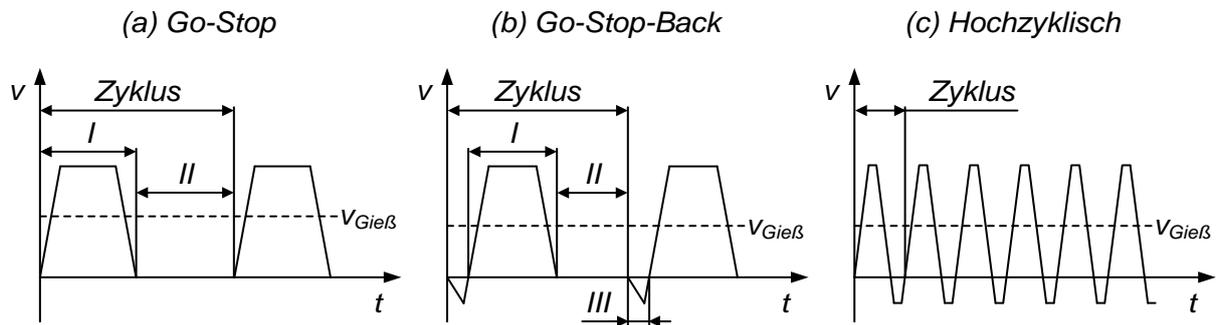


Abbildung 2-11: Schematische Darstellung verschiedener Strangabziehbewegungen nach [BAUM00, RICK08]

Bei der Go-Stop-Variante besteht der Zyklus aus einem Hub (I) und einer anschließenden Wartephase (II), während der sich eine ausreichend stabile Randschale bildet. Mit dem Ziel, die Gefahr eines Strangabrisses beim Übergang von der Wartephase in die Gleitphase zu minimieren, erfolgt bei der Go-Stop-Back-Variante unmittelbar vor der Hubbewegung ein kurzer Rückhub (III). Die resultierende Druckbelastung löst die an der Kokillenwand haftende Randschale, wodurch die Ziehkräfte in der darauf folgenden Hubbewegung infolge des sich einstellenden Gleitreibungszustandes verringert werden. Bei der hochzyklischen Strangabziehbewegung entfällt die Wartephase und der Strang wird mit Frequenzen bis zu einigen Hundert Zyklen pro Minute abgezogen. [BAUM00, SIGG03, WEBE83]

## 2.4 Gießprozesssimulation

Die rechnergestützte Simulation hat sich in vielen Bereichen als unverzichtbares Werkzeug etabliert und findet in nahezu allen Phasen der Planung, Realisierung und des Betriebes von technischen Systemen Verwendung. Auch für den Bereich der Gießereitechnik birgt der Einsatz der Simulationstechnik sowohl hinsichtlich der Produkt- als auch Prozessentwicklung ein großes Potenzial. Entscheidungsrelevante Informationen stehen bereits in einer sehr frühen Entwicklungsphase zur Verfügung, wodurch kosten- und zeitintensive experimentelle Untersuchungen in erheblich geringerem Umfang erforderlich sind. Darüber hinaus können Informationen gewonnen werden, die in der Realität nicht bzw. nur unter enorm hohem messtechnischem Aufwand zugänglich sind. [BOEH97, FLEN09, SCHU95]

Unter dem Begriff „Simulation“ versteht man nach [VDI3633\_1] „das Nachbilden eines Systems mit seinen dynamischen Prozessen in einem experimentierbaren Modell, um zu Erkenntnissen zu gelangen, die auf die Wirklichkeit übertragbar sind.“ Simulieren bedeutet demnach, mit Modellen zu experimentieren, die als Ersatz des betrachteten Systems fungieren und die Durchführung von Verhaltensstudien ermöglichen [BOEH97]. Die prinzipielle Vorgehensweise bei der Modellbildung und Simulation basiert auf dem Zusammenspiel zwischen Realität, Modell und Simulationsmodell und ist schematisch in Abbildung 2-12 dargestellt.

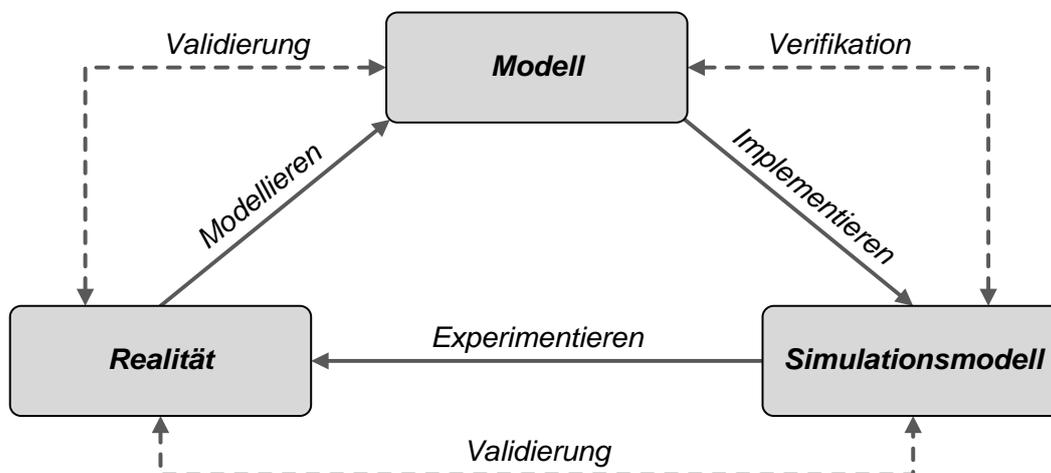


Abbildung 2-12: Vorgehensmodell zur Durchführung einer Simulationsstudie nach [SARG82]

Das Ziel der Modellierung bzw. Modellbildung besteht darin, das betrachtete real existierende oder geplante System in ein experimentierbares Simulationsmodell zu überführen. Allgemein entspricht ein Modell einer vereinfachten Abbildung der Realität, die lediglich die als relevant erachteten Aspekte des interessierenden Gegenstandsbereiches beinhaltet [BOEH87, SCHU95]. Zentraler Bestandteil der Modellierung ist demnach die zielorientierte Vereinfachung der realen Verhältnisse durch Abstraktion und Idealisierung, wobei sich der Detaillierungsgrad mit Blick auf das zugrunde liegende Untersuchungsziel als Kompromiss zwischen der Aussagekraft des Modells und dem Modellierungsaufwand ergibt [SCHU95]. Als Ergebnis der Modellbildung entsteht ein abstraktes bzw. konzeptionelles Modell, das schließlich mittels Implementierung in ein auf einem Rechner ablauffähiges Simulationsmodell

überführt wird [VDI3633\_1]. Das Verhalten des Simulationsmodells lässt sich sodann im Simulationsexperiment durch systematische Parametervariation untersuchen. Von zentraler Bedeutung bei der Simulation ist die Bewertung der entwickelten Modelle. Bei der Verifikation gilt es sicherzustellen, dass das Modell korrekt in das Simulationsmodell transformiert wurde. Im Zuge der Validierung wird hingegen unter Berücksichtigung der zugrunde liegenden Aufgabenstellung überprüft, ob die Modelle in hinreichender Weise mit dem Verhalten des Originalsystems übereinstimmen. Hierfür eignet sich insbesondere der Vergleich von Simulationsergebnissen mit experimentell erfassten Werten, wobei Messdaten heranzuziehen sind, die nicht für die Modellentwicklung verwendet wurden [SCHU95]. Detaillierte Ausführungen zu weiteren Methoden der Verifikation und Validierung können [BANK98] oder [RABE08] entnommen werden.

Für die modellhafte mathematisch-physikalische Beschreibung des Gießprozesses sind im Rahmen der vorliegenden Arbeit die in Kapitel 2.2.3 erläuterten Grundgleichungen der Thermofluidynamik von Interesse, die eine orts- und zeitabhängige Strömungs- und Temperaturfeldberechnung im betrachteten System ermöglichen. Ergänzend kommen mitunter empirisch ermittelte Gesetzmäßigkeiten sowie phänomenologische Ansätze zur Anwendung [BOEH97]. Da die zugrunde liegenden partiellen Differentialgleichungssysteme für allgemeine Fälle nicht analytisch lösbar sind, werden die Modellgleichungen bei der numerischen Simulation in eine orts- und zeitdiskrete Formulierung überführt und die daraus resultierenden linearen Gleichungssysteme unter Vorgabe von Anfangs- und Randbedingungen mit Hilfe geeigneter Algorithmen näherungsweise gelöst. Im Bereich der Gießereitechnik haben hierbei insbesondere die Finite-Elemente-Methode (FEM), die Finite-Differenzen-Methode (FDM) sowie die Finite-Volumen-Methode (FVM) große Bedeutung erlangt [HATT05, LEWI00]. Für die in dieser Arbeit durchgeführten Simulationsstudien wurde die kommerzielle Simulationssoftware WinCast® der Firma RWP GmbH, Roetgen, eingesetzt, die auf der Finite-Elemente-Methode basiert [WEIS99]. Weiterführende Informationen zu den Grundlagen der FEM sind beispielsweise in [BATH02, RICH86] zu finden.

Der prinzipielle Ablauf einer Gießprozesssimulation lässt sich in drei Schritte untergliedern, wobei zwischen dem Pre-, Main- und Postprocessing unterschieden wird [HATT05, WEIS99]. Im Preprocessing erfolgt zunächst die örtliche Diskretisierung des Berechnungsgebietes mittels diskreter Elemente (Netzgenerierung), die beispielsweise auf der Basis bestehender CAD-Daten vorgenommen werden kann. Bei der Wahl der Vernetzungsdichte gilt es, einen Kompromiss zwischen hinreichender Genauigkeit des Berechnungsergebnisses und vertretbarer Rechenzeit zu finden. Den unterschiedlichen Stoffgebieten (z. B. Gussteil, Kokille) werden anschließend die entsprechenden thermophysikalischen Werkstoffkennwerte zugewiesen, die die Güte des Simulationsergebnisses maßgeblich beeinflussen. Weiterhin gilt es in dieser ersten Phase, alle erforderlichen Anfangs- und Randbedingungen sowie die Gießprozessparameter – beispielsweise die Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit – zu definieren. Auf diese Weise werden die Voraussetzungen geschaffen, um die zugrunde liegenden Gleichungssysteme im Zuge des Mainprocessings numerisch zu lösen. Das Postprocessing zielt schließlich darauf ab, die berechneten Ergebnisse auszuwerten und zu interpretieren. Für die Sicherstellung hinreichend genauer Simulationsergebnisse muss die beschriebene dreistufige Vorgehensweise im Zuge eines iterativen Kalibrierungs- und Validierungsprozesses unter Anpassung der Simulationsparameter gegebenenfalls mehrmals durchlaufen werden.

### 3 Zielsetzung und Vorgehensweise

#### Zielsetzung

Die übergeordnete Zielsetzung der im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen besteht darin, ein kontinuierliches Verbundgießverfahren auf Basis der horizontalen Stranggießtechnologie zu entwickeln, das die Herstellung zweischichtiger Aluminium-Werkstoffverbunde im Bandformat durch die Kombination des Gießens und des stoffschlüssigen Fügens in einem einzigen Fertigungsschritt ermöglicht. Auf diese Weise sollen die verfahrensbedingten Nachteile konventioneller Arten der Herstellung von Verbundhalbzeugen (z. B. Walzplattieren) umgangen und gleichzeitig die Qualität des Werkstoffverbundes durch die Entstehung einer stoffschlüssigen metallischen Bindung erhöht werden. Das zu entwickelnde Verfahren beruht darauf, schmelzflüssiges Metall auf ein bereits vollständig oder teilweise erstarrtes Substratband aufzugießen. Als Verbundpartner werden die Legierung AlSn6Cu und Reinaluminium Al99,5 betrachtet.

Vor diesem Hintergrund ist beabsichtigt, die erforderlichen prozess- und anlagentechnischen Voraussetzungen mit Hilfe der Gießprozesssimulation und experimenteller Untersuchungen zu schaffen. Darauf aufbauend sollen die gewonnenen Erkenntnisse in Form einer Pilotanlage umgesetzt und die prinzipielle Machbarkeit des entwickelten Verfahrens experimentell nachgewiesen werden. Darüber hinaus wird angestrebt, ein aussagekräftiges Simulationsmodell zu erstellen, um realitätsnahe Berechnungsergebnisse zu gewährleisten und damit eine solide Basis für weiterführende prädiktive Untersuchungen hinsichtlich möglicher Prozessoptimierungsmaßnahmen oder der Verarbeitung alternativer Werkstoffkombinationen zur Verfügung zu stellen.

#### Vorgehensweise

Als Voraussetzung für die Entwicklung des kontinuierlichen Verbundgießverfahrens gilt es zunächst, die werkstoff- und prozesstechnischen Grundlagen zu erarbeiten, die für die Entstehung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen den betrachteten Aluminiumwerkstoffen von Bedeutung sind. Dazu werden sowohl experimentelle Untersuchungen mittels diskontinuierlicher Schichtverbundgießversuche anhand

einfacher Probenkörper als auch begleitende Simulationsstudien durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Basisuntersuchungen fließen ein in die simulationsgestützte Auslegung des Gießwerkzeuges zum kontinuierlichen Verbundgießen. Unter der Annahme, dass der Gießprozess als zweidimensionales Wärmetransportphänomen zu betrachten ist, werden mit Hilfe einer gekoppelten Temperaturfeld- und Strömungsberechnung Parameterstudien durchgeführt. Hierbei steht die Identifikation der Haupteinflussgrößen auf die thermischen Verhältnisse im Bereich der Verbundzone im Vordergrund, wobei sowohl geometrische als auch prozesstechnische Parameter berücksichtigt werden.

Die aus der 2D-Simulationsstudie gewonnenen Ergebnisse werden überführt in Handlungsempfehlungen für die konstruktive Umsetzung eines modular aufgebauten Verbundgießwerkzeuges, das in die bestehende Anlagentechnik integriert werden kann und eine hohe Flexibilität hinsichtlich der Prozessführung aufweist. Dadurch besteht die Möglichkeit, Verbundstranggießversuche unter verschiedenen Bedingungen im Sinne einer Verfahrenserprobung durchzuführen und somit die prinzipielle Machbarkeit des Verfahrens nachzuweisen. Mittels metallographischer Untersuchung der erzeugten Verbundgussprodukte lassen sich Rückschlüsse auf die Zusammenhänge zwischen der Beschaffenheit des Verbundes und den vorherrschenden Versuchsbedingungen ziehen.

Mit dem Ziel, realitätsnahe Berechnungsergebnisse mit hinreichender Genauigkeit sicherzustellen, werden die entwickelten 2D-Simulationsmodelle auf die dritte Dimension erweitert. Unter Berücksichtigung der anhand der Verbundstranggießversuche gewonnenen Erkenntnisse ist beabsichtigt, die 3D-Simulationsmodelle im Zuge eines iterativen Kalibrierungs- und Validierungsprozesses an die realen Verhältnisse anzupassen. Besonderes Augenmerk liegt hierbei auf der Vorgabe adäquater thermischer Randbedingungen. Auf diese Weise soll ein aussagekräftiges numerisches Werkzeug zur Verfügung gestellt werden, auf dessen Basis weiterführende prädiktive Untersuchungen möglich sind.

Die der Arbeit zugrunde liegende Vorgehensweise ist zusammenfassend in Abbildung 3-1 dargestellt.

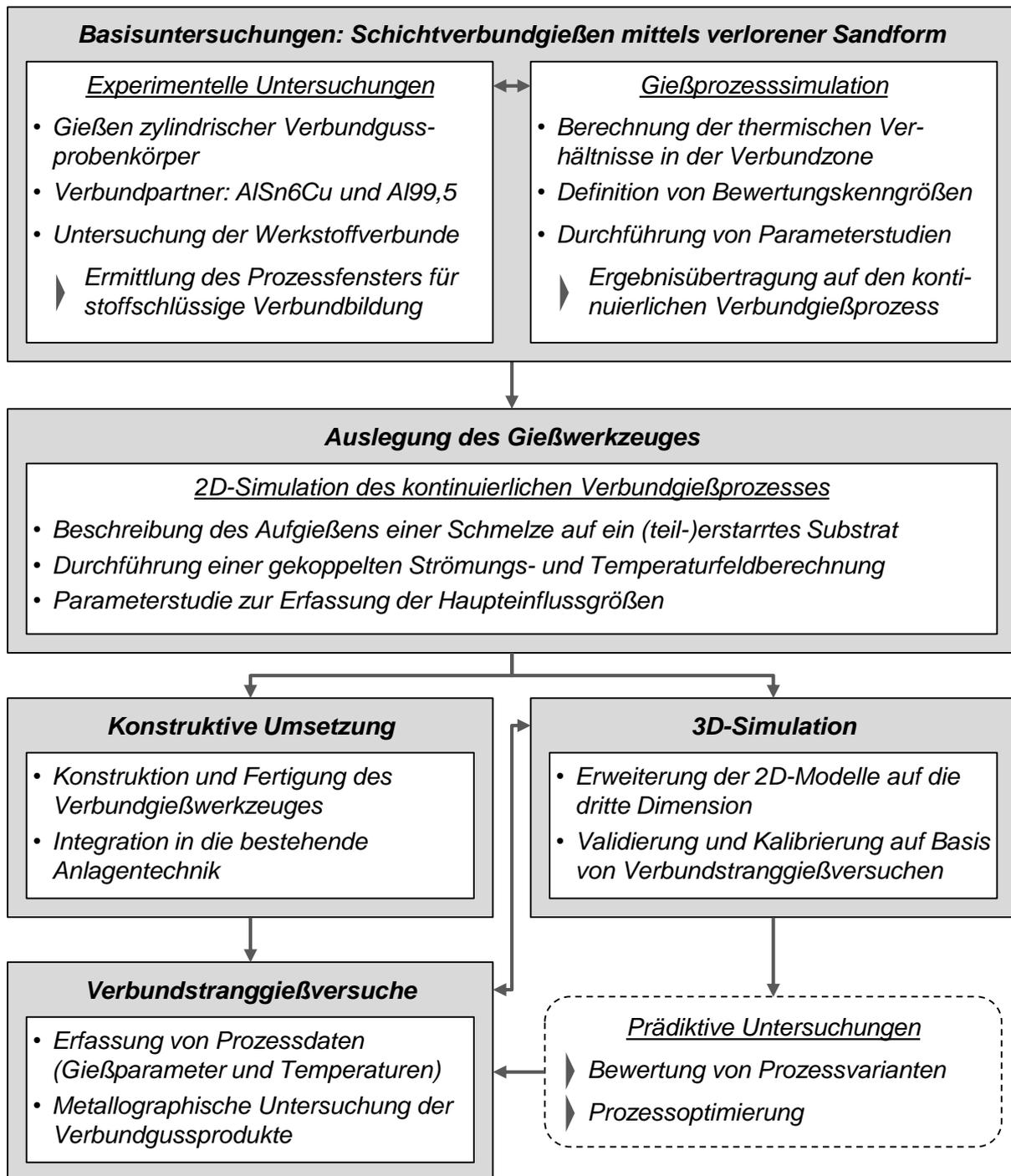


Abbildung 3-1: Vorgehensweise bei der simulationsgestützten Verfahrensentwicklung zum kontinuierlichen Verbundgießen

## 4 Versuchswerkstoffe

Im Verlauf dieses Kapitels werden sowohl die im Rahmen der vorliegenden Arbeit eingesetzten Gusswerkstoffe als auch die Werkzeugwerkstoffe, die für die Fertigung des Stranggießwerkzeuges eingesetzt wurden, vorgestellt. Der Beschreibung grundlegender physikalischer und technologischer Eigenschaften folgt die Auflistung der für die numerische Gießprozesssimulation erforderlichen thermophysikalischen Stoffwerte.

### 4.1 Gusswerkstoffe

#### 4.1.1 Aluminiumlegierung AlSn6Cu

Aluminium-Zinn-Legierungen werden etwa seit den 1950er Jahren serienmäßig zur Herstellung von Gleitlagern eingesetzt und haben insbesondere im Automobilbau eine große Bedeutung erlangt [DAMM09, MANN78]. Speziell die Legierung AlSn6Cu ist weit verbreitet und findet beispielsweise für die Fertigung von Grund- und Pleuellagern sowie Nockenwellenbuchsen in hochbelasteten Diesel- und Ottomotoren Verwendung [AFFE96]. Grundsätzlich werden an Gleitlagerwerkstoffe eine Reihe von Anforderungen gestellt [BERG09, KAMM03, MERK03]:

- ausreichender Härteunterschied und geringe Verschweißneigung zum Wellenwerkstoff
- ausreichende statische und dynamische Festigkeit
- gute Notlaufeigenschaften
- günstiges Einlauf- und Einbettungsverhalten
- hohe Wärmeleitfähigkeit und geringe Wärmedehnung
- ausreichende Korrosionsbeständigkeit

Um diesen zum Teil gegensätzlichen Anforderungen gerecht zu werden, weisen metallische Gleitlagerwerkstoffe üblicherweise ein mehrphasiges Gefüge auf, das sowohl harte als auch weiche Phasenbestandteile enthält [BOWD50]. Während die weichen Bestandteile ein gutes Anpassungsvermögen sowie Einbettfähigkeit sicherstellen, sorgen die harten Bestandteile für einen ausreichenden Verschleiß-

widerstand und die mechanische Belastbarkeit des Lagers [BERG09]. Wie aus Abbildung 4-1 hervorgeht, ist auch die Legierung AlSn6Cu durch ein heterogenes Gefüge gekennzeichnet.

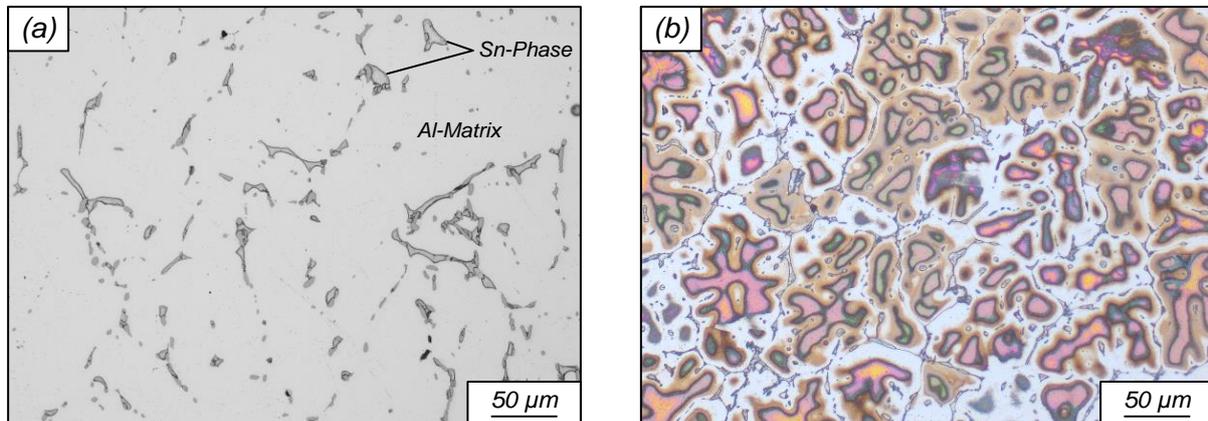


Abbildung 4-1: Gussgefüge der Legierung AlSn6Cu im ungeätzten (a) und geätzten (b) Zustand

Das Gefüge besteht im Wesentlichen aus einer für die Festigkeitseigenschaften verantwortlichen Aluminiummatrix, in der weiche Sn-Ausscheidungen für die nötigen Gleit- und Notlaufeigenschaften sorgen. Die im Zuge der Erstarrung primär gebildete Aluminiumphase ist gekennzeichnet durch eine globulitisch-dendritische Struktur. In den interdendritischen Bereichen liegt die niedrigschmelzende Sn-Phase vor, die die Aluminiumkörner nahezu vollständig umschließt. Die in Tabelle 4-1 aufgelistete chemische Zusammensetzung der nach [DIN4383] genormten Legierung AlSn6Cu verdeutlicht, dass neben dem Hauptlegierungselement Sn weitere Bestandteile wie Cu, Ni oder Si eingesetzt werden, um die mechanischen Eigenschaften der Aluminiummatrix zu verbessern.

Sn	Cu	Ni	Fe	Si	Mn	Ti	Sonstige	Al
5,5–7	0,7–1,3	≤ 1,3	≤ 0,7	≤ 0,7	≤ 0,7	≤ 0,2	≤ 0,5	Rest

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Legierung AlSn6Cu in Massenprozent nach [DIN4383]

Hierbei werden speziell die Effekte der Mischkristallverfestigung und der Ausscheidungshärtung genutzt. Während Cu nahezu vollständig im Aluminiumkristall gelöst wird, liegen die intermetallische Phase  $\text{NiAl}_3$  sowie freies Silizium im Aluminiummischkristall als Ausscheidungen vor [DAVI93, MARR06].

Verantwortlich für die Entstehung der beschriebenen Gefügestruktur sind die während des Erstarrungsprozesses ablaufenden Vorgänge. Das prinzipielle Erstarrungsverhalten der Legierung  $\text{AlSn6Cu}$  lässt sich anhand des binären Phasendiagramms Al-Sn erläutern, das nach [MASS90] in Abbildung 4-2 dargestellt ist.

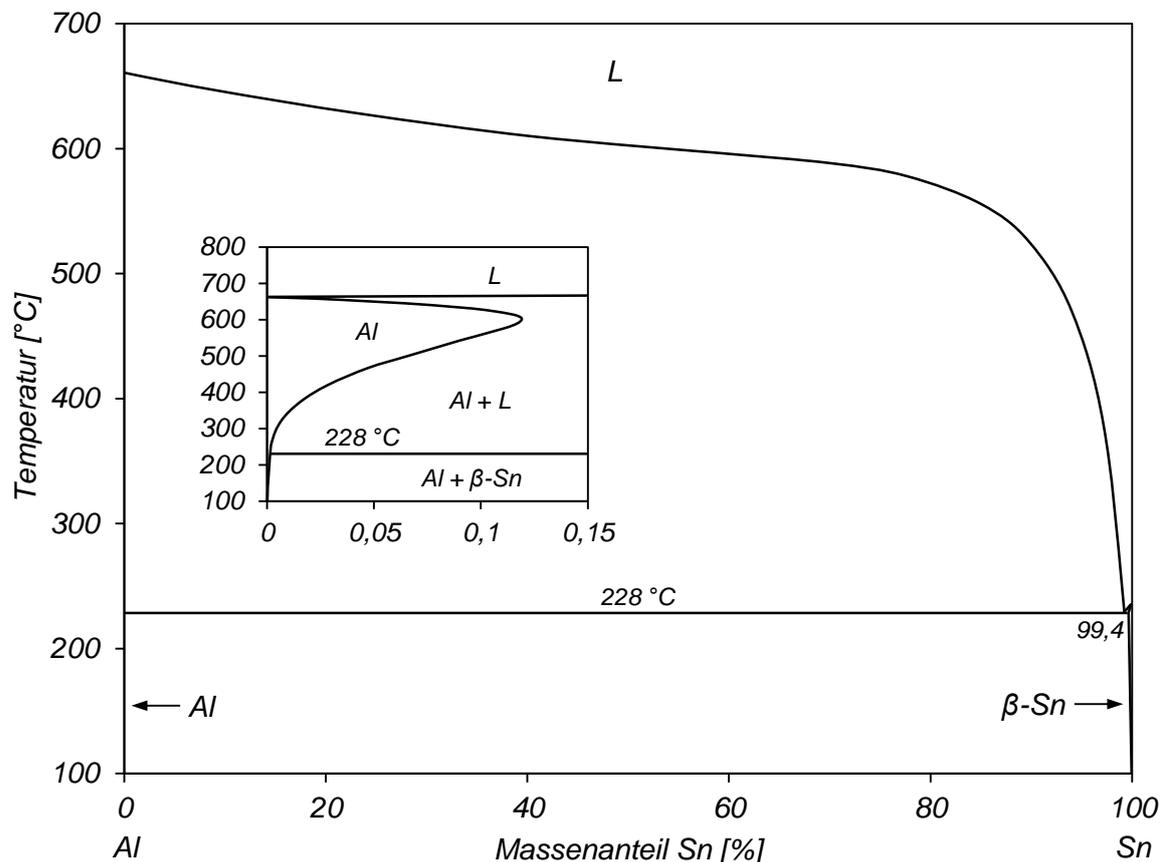


Abbildung 4-2: Phasendiagramm des binären Systems Al-Sn nach [MASS90]

Aluminium und Zinn bilden ein einfaches eutektisches System. Der eutektische Punkt liegt bei einer Temperatur von  $228\text{ °C}$  und einer Konzentration von  $99,4$  Massenprozent Zinn. Die maximale Löslichkeit von Sn in Al ist sehr begrenzt und beträgt bei

einer Temperatur von  $625 \pm 20$  °C ca. 0,12 Massenprozent Sn [MASS90]. Der Konzentrationssenkrechten folgend beginnt im Falle einer untereutektischen Legierung mit 6 Massenprozent Sn mit dem Unterschreiten der Liquiduslinie die Bildung primärer Aluminiumkristalle, die einen äußerst geringen Zinnanteil aufweisen. Durch die fortwährende Ausscheidung der festen Aluminiumphase reichert sich die schmelzflüssige Phase im Verlauf der weiteren Abkühlung mit Zinn an. Schließlich erreicht die Restschmelze bei einer Temperatur von 228 °C die eutektische Zusammensetzung und erstarrt entsprechend der eutektischen Dreiphasenreaktion. Das entstehende Eutektikum besteht dabei nahezu vollständig aus Zinn. Wie aus den bisherigen Betrachtungen hervorgeht, wird der Erstarrungsverlauf der Legierung AlSn6Cu maßgeblich vom Erstarrungsverhalten der Majoritätsphase, bestehend aus den primär gebildeten Al-Kristallen, bestimmt. Im Gegensatz zu einer rein binären Al-Sn-Legierung enthält der vorliegende Werkstoff weitere Legierungsbestandteile wie Cu und Ni, die ebenfalls Einfluss auf den Kristallisationsvorgang nehmen.

Aufgrund des großen Erstarrungsintervalls und der damit einhergehenden Heißrissempfindlichkeit sind Al-Sn-Werkstoffe gießtechnisch schwierig zu verarbeiten [HATC84, KARU09]. Hinzu kommt die Gefahr einer schwerkraftbedingten Segregation als Folge der unterschiedlichen Dichten von Aluminium und Zinn [STUC97]. Im industriellen Umfeld haben sich zur Herstellung von Al-Sn-Halbzeugen im Bandformat horizontale Stranggießverfahren durchgesetzt. Als formgebende Elemente finden Gleitkokillen aus Grafit [HERR80, MANN78] oder Systeme mit mitlaufenden Bändern nach dem Prinzip eines Belt-Casters [KASC02] Anwendung.

Die für die numerische Gießprozesssimulation erforderlichen thermophysikalischen Eigenschaften des Gusswerkstoffes AlSn6Cu wurden mittels experimenteller Untersuchungen am Österreichischen Gießerei-Institut ermittelt und sind zusammenfassend in Tabelle 4-2 aufgelistet [KASC01].

Temperatur [°C]	Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [W/(mK)]	Dichte $\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]	spez. Wärmekapazität $c_p$ [J/(kgK)]
25	201	2804	856
100	202	2790	884
200	200	2769	923
227	199	2763	934
300	197	2747	963
400	196	2724	1007
500	195	2699	1060
600	160	2563	1101
638	90	2511	1117
800	90	2452	1117

Tabelle 4-2: Thermophysikalische Kennwerte der Legierung AlSn6Cu nach [KASC01]

Das Erstarrungsintervall der Legierung erstreckt sich über einen Temperaturbereich von 638 °C (Liquidustemperatur) bis 227 °C (Solidustemperatur) unter Freisetzung einer spezifischen Phasenumwandlungsenthalpie von 364,8 kJ/kg.

Der Verlauf des Festphasenanteils  $f_s$  innerhalb des Erstarrungsintervalls ist in Abbildung 4-3 als Funktion der Temperatur dargestellt. Wie aus der Abbildung hervorgeht, erstarrt die Legierung AlSn6Cu hauptsächlich in einem Temperaturbereich zwischen 638 °C und 500 °C unter Bildung der aus primären Aluminiumkristallen bestehenden Majoritätsphase. Im weiteren Verlauf der Abkühlung verändert sich der Festphasenanteil kaum, bis die Restschmelze bei einer Temperatur von 227 °C die eutektische Zusammensetzung erreicht und erstarrt.

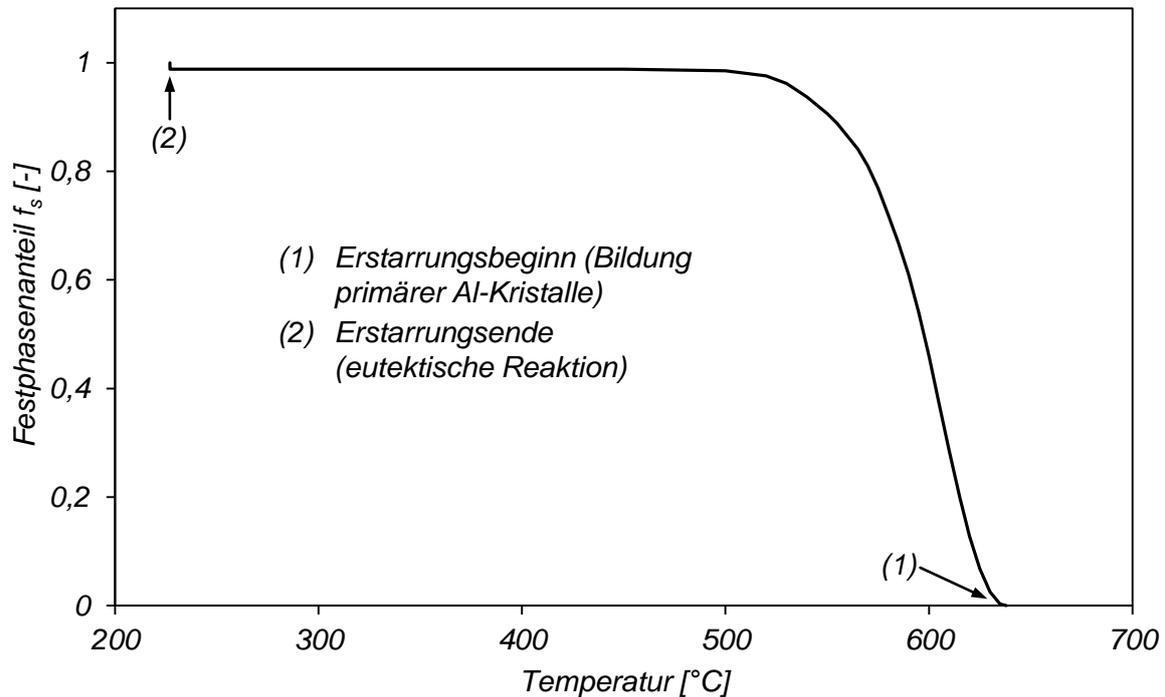


Abbildung 4-3: Verlauf des Festphasenanteils während der Erstarrung der Legierung AlSn6Cu nach [KASC01]

#### 4.1.2 Reinaluminium

Als weiterer Gusswerkstoff wurde für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen Reinaluminium Al99,5 eingesetzt, dessen chemische Zusammensetzung nach [DIN573] in Tabelle 4-3 aufgeführt ist.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sonstige	Al
≤ 0,25	≤ 0,40	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,07	≤ 0,05	≤ 0,03	≥ 99,50

Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung von Reinaluminium Al99,5 in Massenprozent nach [DIN573]

Die für die numerische Gießprozesssimulation verwendeten thermophysikalischen Eigenschaften des Werkstoffes Al99,5 wurden aus der Literatur entnommen und sind zusammenfassend in Tabelle 4-4 in Abhängigkeit von der Temperatur aufgelistet.

Temperatur [°C]	Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [W/(mK)]	Dichte $\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]	spez. Wärmekapazität $c_p$ [J/(kgK)]
20	236	2699	890
100	239	2684	938
200	238	2664	985
300	233	2642	1031
400	228	2619	1077
500	222	2595	1123
600	215	2569	1169
660 (fest)	211	2550	1240
661 (flüssig)	91	2370	1040
700	92	2364	1040
800	95	2333	1060

Tabelle 4-4: Thermophysikalische Kennwerte von Reinaluminium Al99,5 nach [ASSA06, HEMM89, KAMM02, PEHL82]

Darüber hinaus wurde davon ausgegangen, dass das Reinaluminium in einem Temperaturbereich zwischen 661 °C und 660 °C erstarrt und währenddessen eine Phasenumwandlungsenthalpie von 397,5 kJ/kg freigesetzt wird [PEHL82].

## 4.2 Werkzeugwerkstoffe

### 4.2.1 Kokillenwerkstoff

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit eingesetzten Stranggießkokillen wurden aus dem Spezialgraphit R4550 der Marke RINGSDORFF® der Firma SGL CARBON GmbH, Bonn, gefertigt. Dabei handelt es sich um eine durch isostatisches Pressen hergestellte Feinkorngraphitsorte, deren thermophysikalische Eigenschaften in Tabelle 4-5 zusammengefasst sind. [HOFF09, WOLB08]

Temperatur [°C]	Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [W/(mK)]	Dichte $\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]	spez. Wärmekapazität $c_p$ [J/(kgK)]
25	110	1830	716
100	98	1828	950
200	89	1825	1199
300	82	1822	1387
400	75	1820	1524
500	70	1817	1622
600	65	1815	1690
700	61	1812	1741
800	57	1808	1784

Tabelle 4-5: Thermophysikalische Kennwerte des Werkstoffes Grafit R4550 nach [HOFF09, WOLB08]

#### 4.2.2 Kühlplattenwerkstoff

Für die Fertigung der zur Kühlung der Stranggießkokillen erforderlichen Kühlplatten wurde der Werkstoff AMPCOLOY® 972 der Firma AMPCO METAL S. A., Marly (Schweiz), eingesetzt. Diese spezielle Kupferlegierung, die nach [DIN44759] spezifiziert ist, enthält als Legierungselemente 1 % Chrom sowie 0,1 % Zirkon und zeichnet sich neben einer hohen thermischen Leitfähigkeit durch eine gute thermomechanische Stabilität bis zu einer Temperatur von etwa 500 °C aus. Die für die Temperaturfeldberechnung verwendeten thermophysikalischen Eigenschaften dieses Werkstoffes sind in Tabelle 4-6 aufgelistet. [AMPC10]

Werkstoff- bezeichnung	Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [W/(mK)]	Dichte $\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]	spez. Wärmekapazität $c_p$ [J/(kgK)]
AMPCOLOY® 972	320	8900	380

Tabelle 4-6: Thermophysikalische Kennwerte des Werkstoffes AMPCOLOY® 972 nach [AMPC10]

## 5 Basisuntersuchungen mittels Schichtverbundgießen

### 5.1 Experimentelle Untersuchungen

Als Voraussetzung für die Entwicklung des kontinuierlichen Verbundgießverfahrens galt es zunächst, im Rahmen von experimentellen Untersuchungen die Grundlagen zu erarbeiten, die für die Entstehung eines stoffschlüssigen Verbundes zwischen den Werkstoffen AlSn6Cu und Al99,5 erforderlich sind. Besonderes Augenmerk lag auf der Fragestellung, unter welchen thermischen und prozesstechnischen Bedingungen dieses Ziel erreicht werden kann. Zu diesem Zweck wurden anhand einfacher Verbundgussprobenkörper grundlegende Untersuchungen im diskontinuierlichen Gießversuch durchgeführt.

#### 5.1.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde ein Versuchsaufbau entwickelt, der die Herstellung von zylindrischen Verbundgussproben nach dem Prinzip des Schichtverbundgießens erlaubt [NERL10, WIMM10]. Darunter ist das aufeinanderfolgende Gießen verschiedener Schmelzen in eine Form unter dem Einfluss der Schwerkraft zu verstehen [LANG99, PELZ00]. Die in Abbildung 5-1 gezeigte Anordnung besteht aus einer mit Furanharz gebundenen Sandform (1), die durch Selektives Lasersintern generativ gefertigt wurde und passgenau auf einen geschichteten Kupferkühlkörper (2) aufgesetzt werden kann. Die verlorene Sandform bildet die Kavitäten für zwei identische Verbundgussteile, die jeweils aus einem Substrat- und einem Aufgusskörper (3 und 4) bestehen. Durch zwei separate Gießsysteme (5) lassen sich der Substrat- und Aufgusswerkstoff unabhängig voneinander vergießen. Die zylindrischen Probenkörper weisen einen Durchmesser von 40 mm auf und sind in radialer Richtung von einer thermisch isolierenden Schicht (6) sowie einer Stahlhülse (7) umgeben. Während die Isolationsschicht in Kombination mit dem Kupferkühler nahezu unidirektionale Wärmeabfuhr- und Erstarrungsbedingungen gewährleistet, dient die Stahlhülse zur exakten Positionierung von Thermoelementen in unterschiedlichen Höhen für die Erfassung der thermischen Verhältnisse im Verbundgusskörper während der Verbundgießversuche. Dazu wurden die

Mantelflächen der Stahlhülsen auf der gewünschten Höhe mit einander gegenüberliegenden Bohrungen versehen, um Thermoelementdrähte (Typ K, Klasse 1, Durchmesser 0,2 mm) hindurchzuführen und somit die Messstelle durch Spannen des Thermoelementdrahtes in der Probenmitte positionieren zu können.

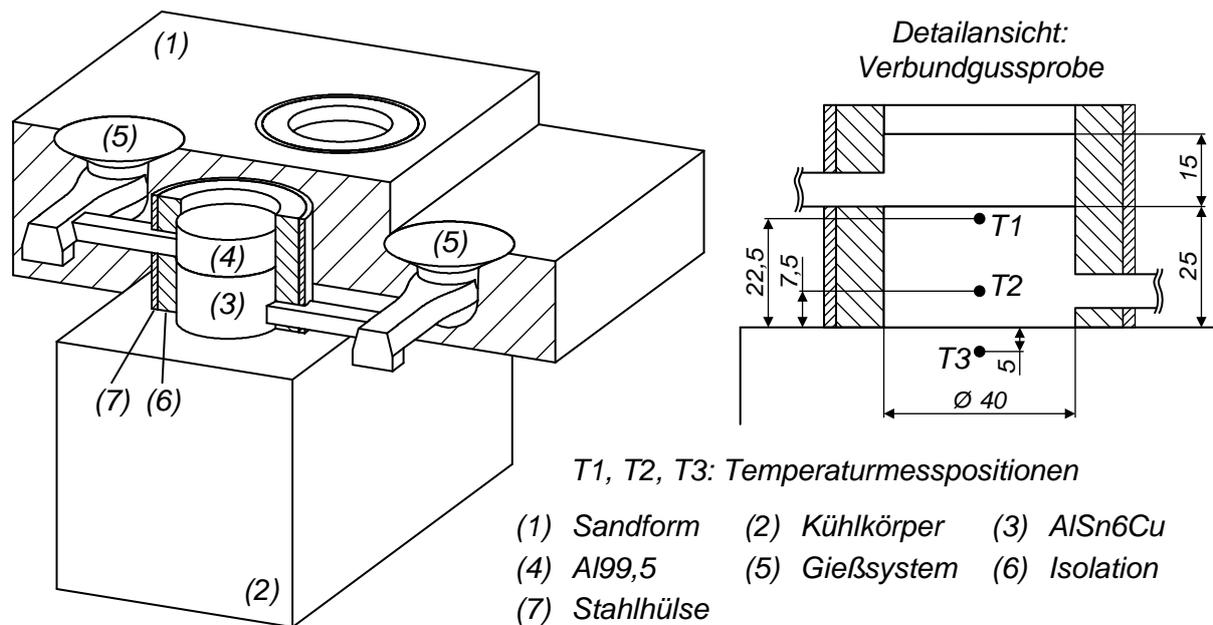


Abbildung 5-1: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zum Schichtverbundgießen und Detailansicht der Verbundgussprobe nach [NERL10]

Bei der Versuchsdurchführung wird zunächst der Substratwerkstoff AlSn6Cu bis zu einer Höhe von 25 mm in die Sandform gegossen, wo er unter Wärmeabgabe an den Kupferkühlkörper erstarrt und weiter abkühlt. Das anschließende Aufgießen des Reinaluminiums Al99,5 auf das bereits vollständig oder teilweise erstarrte Substrat erfolgt bei einer definierten Temperatur an der Messstelle T1, die nahe an der Substratoberfläche liegt und folglich für die Erfassung der thermischen Verhältnisse in der Verbundzone von besonderer Bedeutung ist.

Die Basisuntersuchungen zielten darauf ab, die Auswirkungen einer systematischen Variation der thermischen Versuchsbedingungen auf die Verbundbildung zu erfassen. Hierfür wurde die Temperatur des Substrates  $T_{AlSn6Cu}$  an der Messstelle T1 zum Zeitpunkt des Aufgießens des Aufgusswerkstoffes als veränderlicher

Versuchsparameter definiert, wobei die Substrattemperaturen bei den durchgeführten Schichtverbundgießversuchen zwischen 400 °C und 640 °C lagen. Das Reinaluminium Al99,5 diente als Aufgusswerkstoff und wurde in allen Versuchen bei einer Gießtemperatur zwischen 750 °C und 760 °C vergossen. Die Höhe des Aufgusskörpers betrug zwischen 15 mm und 20 mm. Des Weiteren sollte im Rahmen der Schichtverbundgießversuche untersucht werden, ob für die Entstehung eines stoffschlüssigen Verbundes besondere atmosphärische Bedingungen erforderlich sind. Die Versuchsdurchführung erfolgte demnach sowohl an Luft wie auch unter einer Schutzgasatmosphäre, wobei als Schutzgase Argon und Stickstoff Verwendung fanden.

Für die Temperaturmessung während der Schichtverbundgießversuche kam das Messsystem TempScan/1100 der Firma IOtech, Inc., Cleveland (USA), in Kombination mit der Software ChartView zum Einsatz, wobei pro Sekunde 10 Messwerte aufgezeichnet wurden.

### **5.1.2 Versuchsauswertung**

Mit Hilfe des vorgestellten Aufbaus konnten pro Versuch zwei Verbundgussproben unter identischen Bedingungen hergestellt werden. Dadurch wurde es möglich, in einem Verbundgusskörper mittels Thermoelementen Temperaturen an unterschiedlichen Positionen zu erfassen und den anderen für die Bestimmung der Beschaffenheit des Verbundes zu verwenden. Demgemäß erfolgte die Versuchsauswertung auf zweierlei Arten. Zum einen waren die gemessenen zeitlichen Temperaturverläufe im Verbundgusskörper von Bedeutung, so dass eine Quantifizierung der thermischen Verhältnisse während des Verbundgießversuches vorgenommen werden konnte. Zum anderen galt es, die Verbundgussproben einer metallographischen Untersuchung zu unterziehen, um eine Korrelation zwischen den thermischen Verhältnissen während des Verbundgießversuches und der daraus resultierenden Beschaffenheit des Verbundes herstellen zu können.

## 5.2 Numerische Simulation

Die experimentellen Untersuchungen zum Schichtverbundgießen wurden durch eine Simulationsstudie unter Verwendung der kommerziellen Gießsimulationssoftware WinCast® der Firma RWP GmbH, Roetgen, begleitet. Dadurch bestand einerseits die Möglichkeit, unterschiedliche Versuchsanordnungen vorab im virtuellen Experiment zu untersuchen. Andererseits konnte hinsichtlich des zu entwickelnden kontinuierlichen Verbundgießprozesses das Potenzial der numerischen Gießprozesssimulation zur Berechnung der thermischen Verhältnisse im Bereich der Verbundzone abgeschätzt werden.

Auf Basis des beschriebenen Versuchsaufbaus wurde das in Abbildung 5-2 dargestellte dreidimensionale Finite-Elemente-Modell zur instationären Temperaturfeldberechnung erstellt, mit dessen Hilfe der Schichtverbundgießprozess simulativ entsprechend dem zuvor beschriebenen Versuchsablauf nachgebildet werden konnte.

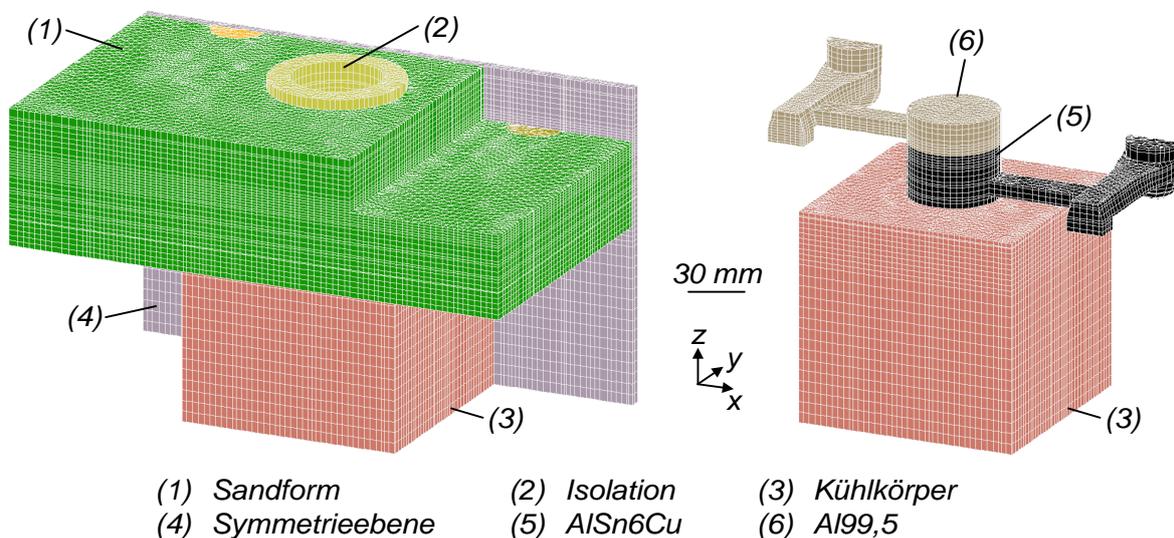


Abbildung 5-2: Finite-Elemente-Modell zur Simulation des Schichtverbundgießens

Aus Gründen der Symmetrie war es ausreichend, lediglich die Hälfte der Versuchsanordnung geometrisch zu modellieren. Die Diskretisierung erfolgte durch insgesamt 58 Elementschichten in z-Richtung, wobei der Schichtabstand zwischen 1 mm und 5 mm variierte. Jede Schicht bestand aus prismatischen Elementen mit dreieckigen

Basisflächen. Bei der Vernetzung wurde darauf geachtet, Kontaktpunkte an den in Kapitel 5.1.1 beschriebenen Temperaturmesspositionen zu platzieren, um aussagekräftige Vergleiche zwischen den Simulations- und Versuchsergebnissen sicherzustellen. Jeder Komponente der vernetzten Geometrie wurde ein separates Stoffgebiet zugewiesen, wobei die erforderlichen Materialdaten – mit Ausnahme der Gusswerkstoffe AlSn6Cu und Al99,5 – der Datenbank der Software WinCast® entnommen wurden.

Direkt an der Symmetrieebene lag eine adiabate Randbedingung der Form  $\partial T/\partial y = 0$  vor; die übrigen Wärmeübergangskoeffizienten zwischen den aneinandergrenzenden Stoffgebieten wurden im Zuge eines Kalibrierungsprozesses auf Basis der Versuchsergebnisse an die realen Verhältnisse angepasst. Während die Formfüllung beim Gießen des Substrates in der Simulation mit einer Gießzeit von 3 s berücksichtigt wurde, wurde der Aufgießvorgang vereinfachend durch ein schlagartiges Hinzufügen des Aufgusswerkstoffes Al99,5 unter der Vorgabe einer homogenen Anfangstemperatur modelliert.

Abbildung 5-3 veranschaulicht den prinzipiellen Ablauf der Simulation des Schichtverbundgießprozesses anhand der zeitlichen Entwicklung des Temperaturfeldes im Verbundgusskörper.

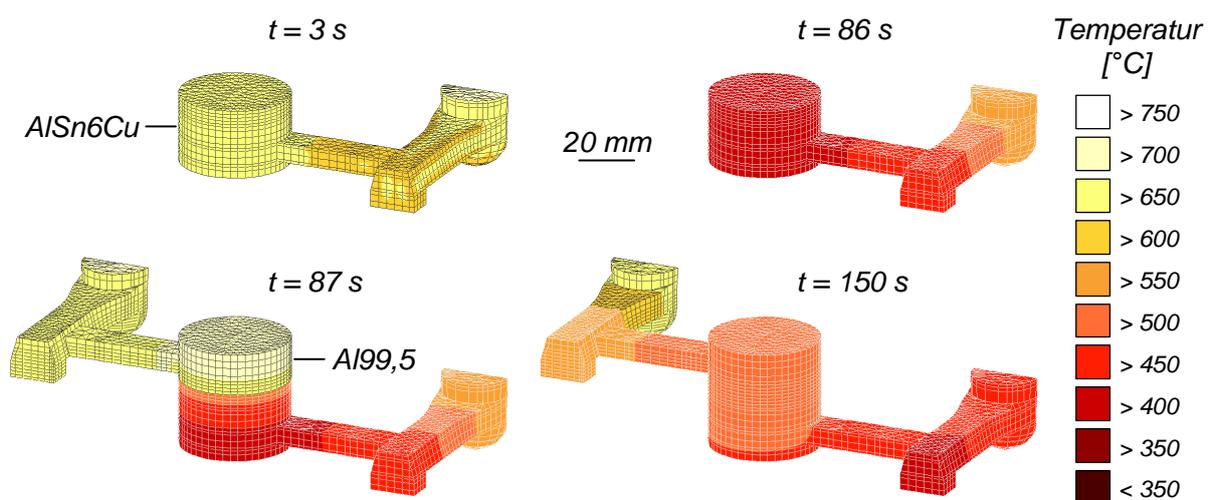


Abbildung 5-3: Simulierte zeitliche Entwicklung des Temperaturfeldes in der Verbundgussprobe während des Schichtverbundgießens

Ausgehend von dem Temperaturfeld, das sich nach dem Gießen des Werkstoffes AlSn6Cu zum Zeitpunkt  $t = 3$  s im Substrat einstellt, erfolgt die Abkühlung, bis nach einer Zeit von  $t = 86$  s eine Temperatur von  $450$  °C an der oberflächennahen Messposition T1 erreicht ist. Das anschließende Aufgießen des Reinaluminiums Al99,5 zum Zeitpunkt  $t = 87$  s verursacht einen hohen Wärmestrom vom Aufgusskörper in das Substrat und führt zu einer intensiven Erwärmung der Verbundzone. Nach einer Zeit von  $150$  s liegt im Verbundgusskörper ein weitgehend homogenes Temperaturfeld vor.

### 5.3 Ergebnisse und Diskussion

Anhand der gemessenen zeitlichen Temperaturverläufe im Verbundgusskörper lassen sich grundlegende Erkenntnisse hinsichtlich des Prozessablaufs beim Schichtverbundgießen gewinnen. Exemplarisch verdeutlicht Abbildung 5-4 den Fall, in dem Reinaluminium Al99,5 auf den Substratwerkstoff AlSn6Cu, der eine Temperatur von  $T_{AlSn6Cu} = 450$  °C aufweist, aufgegossen wird.

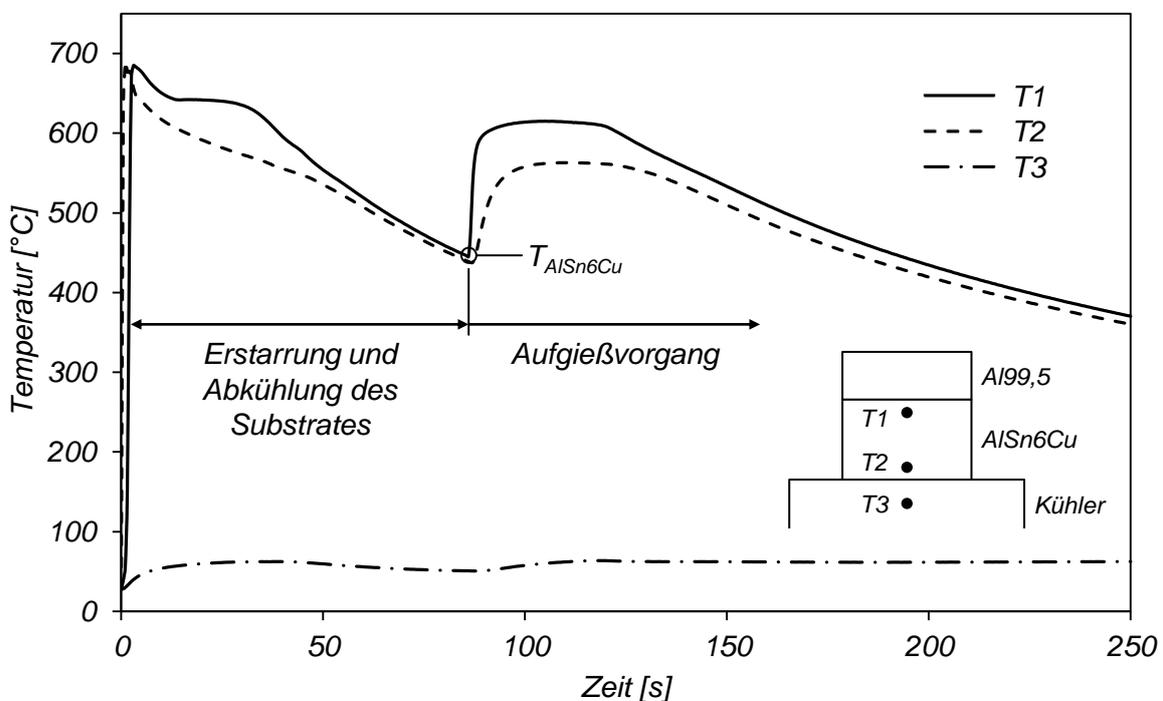


Abbildung 5-4: Gemessene zeitliche Temperaturverläufe in der Verbundgussprobe während des Schichtverbundgießens

In der ersten Phase erstarrt das Substrat und kühlt ab, bis nach einer Zeit von 86 s eine Temperatur von 450 °C an der Messposition T1 erreicht ist und das Reinaluminium aufgegossen wird. Dies verursacht einen Wärmestrom vom Aufgusskörper in das Substrat, der aus der Temperaturdifferenz zwischen den beiden Körpern resultiert. Für die in die Verbundzone eingetragene Wärmemenge pro Zeiteinheit sind dabei der Wärmeinhalt des aufgegossenen Reinaluminiums und die frei werdende Phasenumwandlungsenthalpie maßgeblich. Anhand der an den Positionen T1 und T2 gemessenen Daten wird deutlich, dass die Temperaturen im Substrat infolge des Aufgießprozesses bis zum Erreichen eines Maximalwertes stark ansteigen, wobei dieser Anstieg mit zunehmender Entfernung von der Verbundzone zeitlich verzögert und in abgemilderter Form zu verzeichnen ist. Wie aus dem Temperaturverlauf an der Messposition T3 hervorgeht, erwärmt sich der Kupferkühlkörper während des Schichtverbundgießversuches auf Temperaturen von etwa 70 °C.

In Abbildung 5-5 sind die für zwei unterschiedliche Fälle berechneten und gemessenen zeitlichen Temperaturverläufe einander gegenübergestellt, die während des Schichtverbundgießens an den Messstellen T1, T2 und T3 vorherrschen. Während die Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  an der Messstelle T1 zum Zeitpunkt des Aufgießens des Reinaluminiums in Abbildung 5-5 a bei einem Wert von 450 °C liegt, beträgt sie in Abbildung 5-5 b 550 °C.

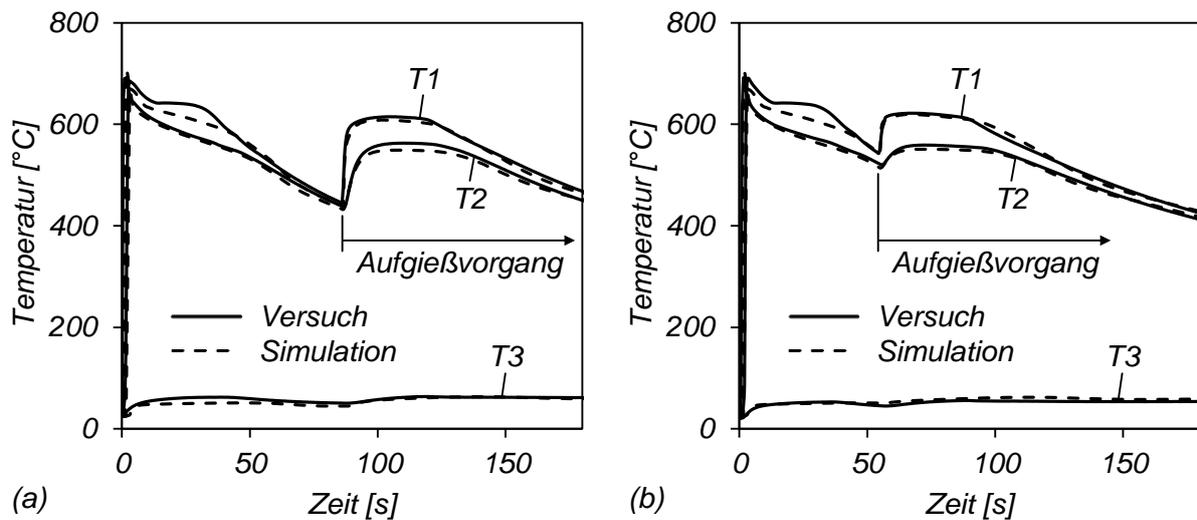


Abbildung 5-5: Vergleich zwischen gemessenen und berechneten Temperaturverläufen während des Schichtverbundgießens nach [NERL10]:  
 (a)  $T_{AlSn6Cu} = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b)  $T_{AlSn6Cu} = 550 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Die Simulations- und Messergebnisse stimmen in beiden Fällen gut miteinander überein. Wie aus den Temperaturverläufen an den Positionen T1 und T2 hervorgeht, fällt der durch das Aufgießen hervorgerufene Temperaturanstieg höher aus, wenn die Substrattemperatur zum Zeitpunkt des Aufgießens niedriger ist. Hinsichtlich der im Bereich der Verbundzone an der Messstelle T1 erreichten Maximaltemperaturen ist der Unterschied indes weniger stark ausgeprägt. Ursächlich hierfür ist der Umstand, dass mit fortschreitender Erwärmung des Substratwerkstoffes AlSn6Cu zunehmend Energie für die Phasenumwandlung vom Festen zum Flüssigen aufgebracht werden muss, was durch ein rasches Abflachen des Temperaturverlaufes an der Messposition T1 zum Ausdruck kommt.

Die thermischen Verhältnisse, die sich infolge des Aufgießvorganges in der Verbundzone einstellen, werden maßgeblich von den zwischen Substrat und Aufgusskörper vorherrschenden Wärmeübergangsbedingungen bestimmt. Bei der numerischen Simulation des Schichtverbundgießens lag ein besonderes Augenmerk auf der Fragestellung, welche thermischen Randbedingungen zwischen dem Substrat- und Aufgusskörper vorzugeben sind, um realitätsnahe Simulationsergebnisse zu gewährleisten. Deshalb wurde im Rahmen einer Fallstudie untersucht, welchen Einfluss die Vorgabe des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  in verschiedenen

Größenordnungen auf die berechneten zeitlichen Temperaturverläufe im Substrat ausübt. Hierbei wurden folgende Fälle betrachtet:

- Fall I:  $\alpha = 1 \cdot 10^6 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ ; nahezu idealer Wärmeübergang
- Fall II:  $\alpha = 50000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$
- Fall III:  $\alpha = 10000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$

In Abbildung 5-6 sind die an der Position T1 ab dem Zeitpunkt des Aufgießens berechneten zeitlichen Temperaturverläufe für die drei aufgeführten Fälle den entsprechenden Versuchsergebnissen gegenübergestellt. Dabei wurden mit Werten von  $450 \text{ }^\circ\text{C}$  (siehe Abbildung 5-6 a) und  $550 \text{ }^\circ\text{C}$  (siehe Abbildung 5-6 b) zwei unterschiedliche Substrattemperaturen  $T_{\text{AlSn6Cu}}$  für den Zeitpunkt des Aufgießens betrachtet.

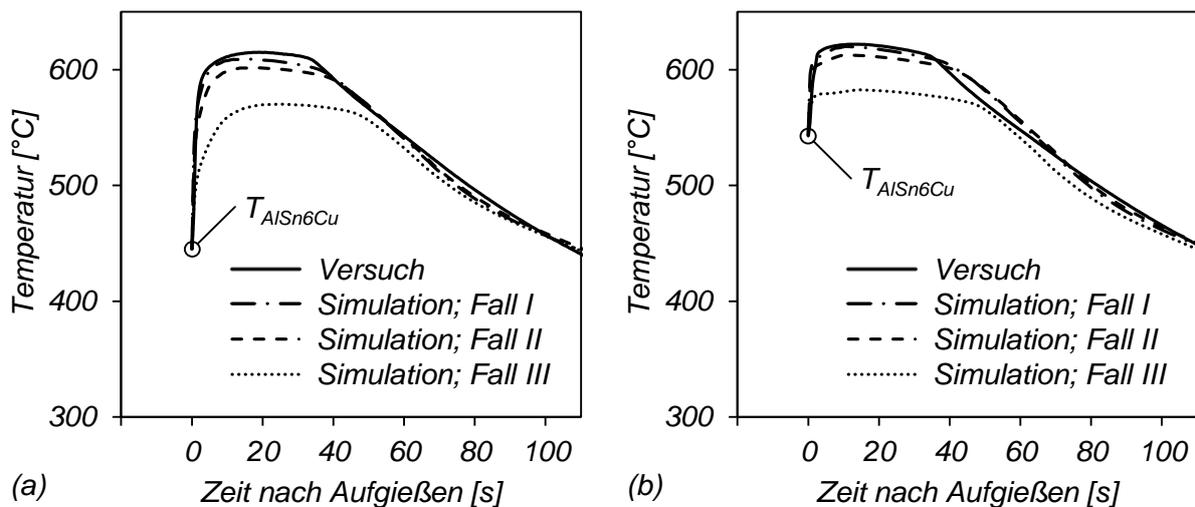


Abbildung 5-6: Simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe im Substrat (Position T1) bei Variation des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  zwischen Substrat und Aufgusskörper im Vergleich zu Messwerten

Wie aus den Diagrammen hervorgeht, konnten die gemessenen Temperaturverläufe in beiden gezeigten Fällen am besten nachgebildet werden, wenn in den Simulationsrechnungen nahezu ideale Wärmeübergangsbedingungen (Fall I) zwischen Substrat und Aufgusskörper vorgegeben waren.

Um die gemessenen und berechneten zeitlichen Temperaturverläufe einer detaillierteren quantitativen Auswertung unterziehen zu können, wurden die beiden Kenngrößen  $T_{max}$  und  $A$  definiert, die sich gemäß Abbildung 5-7 auf Basis der an der Messposition T1 aufgezeichneten Messwerte ermitteln lassen [NERL10].

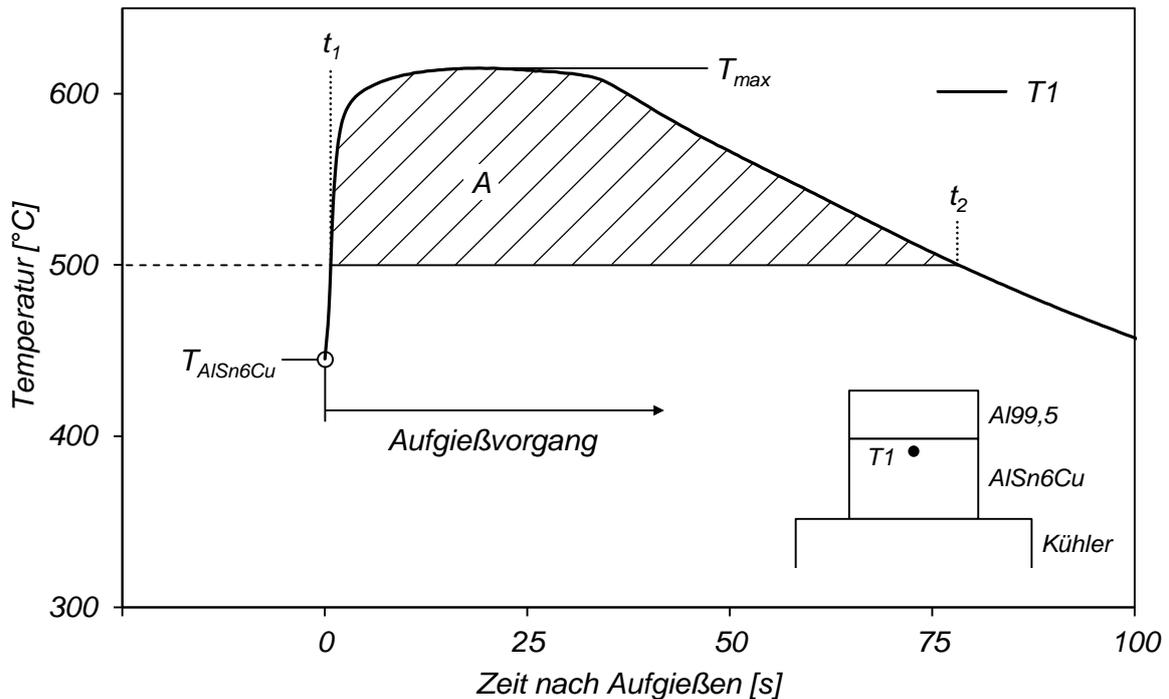


Abbildung 5-7: Kenngrößen zur Quantifizierung der thermischen Verhältnisse im Bereich der Verbundzone

Die Größe  $T_{max}$  beschreibt die im Substrat nach dem Aufgießen maximal erreichte Temperatur an der Messposition T1. Im Hinblick auf die Entstehung eines stoffschlüssigen Verbundes durch partielles Aufschmelzen der Substratoberfläche ist ferner davon auszugehen, dass neben der maximal erreichten Temperatur auch die zeitliche Dauer, während der ein gewisses Temperaturniveau aufrecht erhalten werden kann, von Bedeutung ist. Deshalb entspricht die Kenngröße  $A$  der integralen Fläche, die der zeitliche Temperaturverlauf an der Messposition T1 mit der Geraden  $T(t) = 500 \text{ °C}$  einschließt [NERL10]:

$$A = \int_{t_1}^{t_2} T(t) - 500 \, dt \quad (5.1)$$

In dieser Formel kennzeichnet  $t_1$  den Zeitpunkt, zu dem die Substrattemperatur an der Messposition T1 den Wert von 500 °C übersteigt, während  $t_2$  dem Zeitpunkt des Unterschreitens dieses kritischen Wertes entspricht. Erfolgt das Aufgießen bei einer Substrattemperatur oberhalb von 500 °C, kennzeichnet  $t_1$  den Aufgießzeitpunkt. Die Grenztemperatur von 500 °C wurde ausgewählt, da die betrachtete Substratlegierung AlSn6Cu bei deren Überschreitung einen signifikanten Abfall des Festphasenanteils zeigt (siehe Abbildung 4-3). Demnach lässt sich die Kenngröße  $A$  als Maß für die in die Verbundzone eingebrachte Wärmemenge interpretieren, die zur stoffschlüssigen Verbundbildung durch partielles Aufschmelzen der oberflächennahen Substratbereiche zur Verfügung steht. [NERL10]

In Abbildung 5-8 sind die gemessenen und simulierten Werte für die Kenngrößen  $T_{max}$  und  $A$  in Abhängigkeit von der Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  zum Zeitpunkt des Aufgießens einander gegenübergestellt.

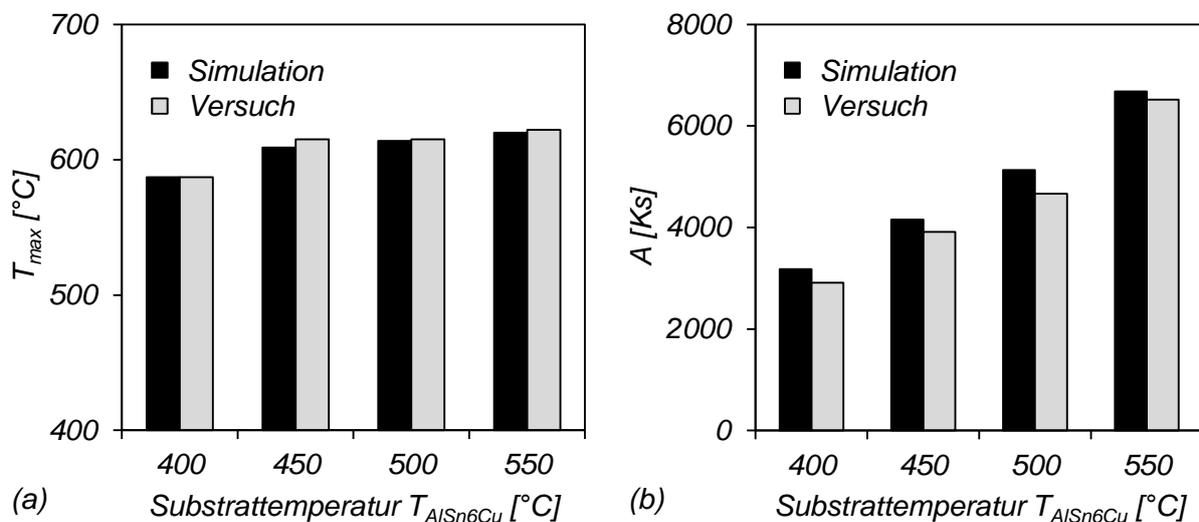


Abbildung 5-8: Vergleich der berechneten und gemessenen Werte für die Kenngrößen  $T_{max}$  (a) und  $A$  (b) nach [NERL10]

Hinsichtlich beider Größen  $T_{max}$  und  $A$  ist ein Anstieg der Werte mit zunehmender Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  zu verzeichnen, wobei die realen Verhältnisse durch die Simulation gut abgebildet werden konnten. Demnach liegt in der Verbundzone während des Schichtverbundgießens mit steigender Substrattemperatur ein höheres Temperaturniveau vor, was positive Auswirkungen auf die Entstehung einer

stoffschlüssigen Verbindung durch partielles Aufschmelzen der Substratoberfläche erwarten lässt.

Um einen Zusammenhang zwischen den aus den Temperaturmessungen gewonnenen Erkenntnissen und der Beschaffenheit der Verbindung zwischen den Grundwerkstoffen AlSn6Cu und Reinaluminium Al99,5 herstellen zu können, wurden die erzeugten Verbundgussproben lichtmikroskopisch untersucht. Zusammenfassend zeigt Abbildung 5-9 die jeweilige Ausprägung des Gefüges im Bereich der Verbundzone in Abhängigkeit von der oberflächennahen Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$ , die zum Zeitpunkt des Aufgießens des Reinaluminiums Al99,5 vorlag.

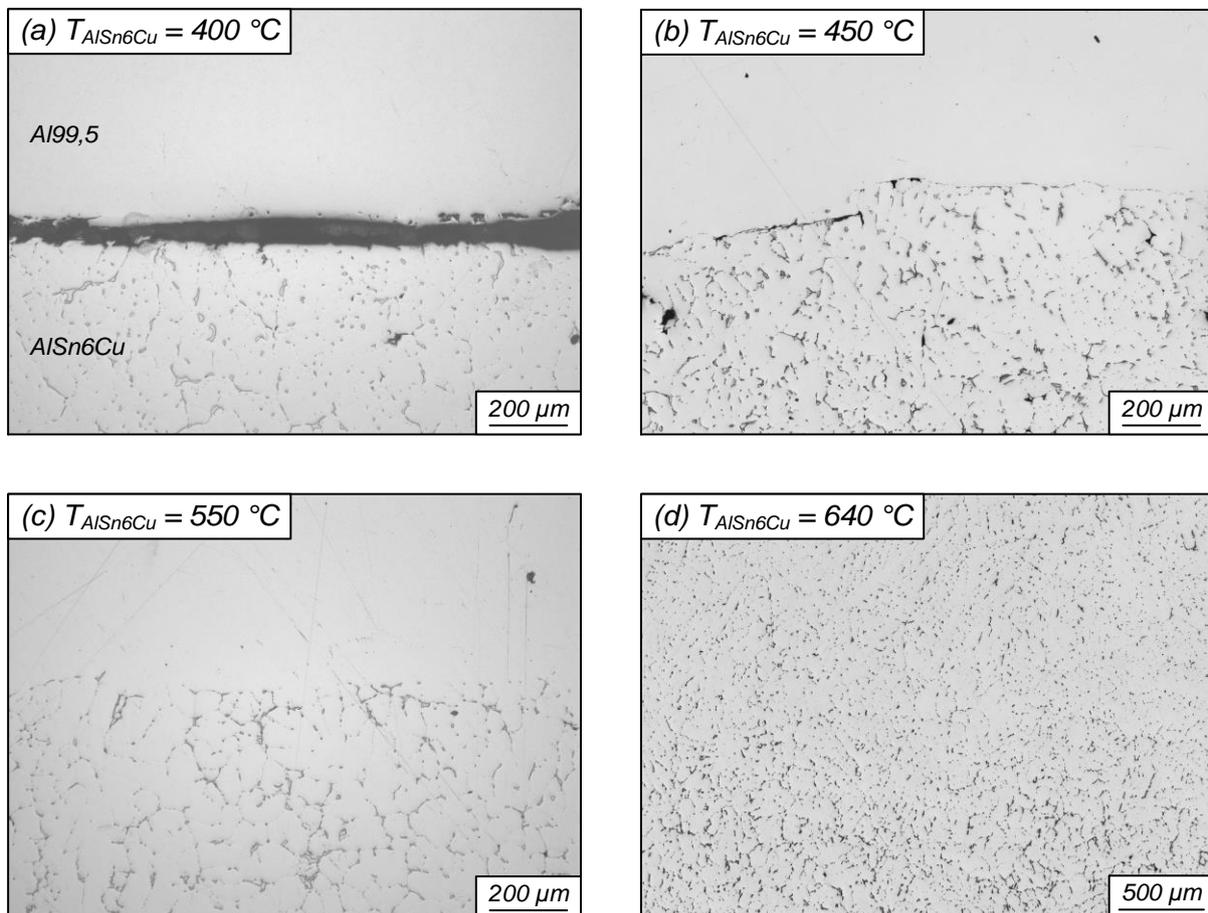


Abbildung 5-9: Gefüge in der Verbundzone in Abhängigkeit von der Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$

Die Entstehung einer stoffschlüssigen Verbindung setzt einen ausreichend hohen Wärmeeintrag in die oberflächennahen Bereiche des Substrates voraus. Bei einer

Substrattemperatur von  $T_{AlSn6Cu} = 400\text{ °C}$  war diese Voraussetzung nicht erfüllt, weshalb keine Verbindung zwischen den beiden Grundwerkstoffen entstand (siehe Abbildung 5-9 a). Lag die Substrattemperatur indes zwischen  $450\text{ °C}$  und  $550\text{ °C}$ , konnte eine stoffschlüssige metallische Verbindung erreicht werden, wobei ein höheres Temperaturniveau zu einer homogeneren Ausprägung des Verbundes führt. Während bei einer Substrattemperatur von  $450\text{ °C}$  vereinzelt Unterbrechungen in der Grenzfläche zu erkennen sind (siehe Abbildung 5-9 b), geht die Aluminiummatrix des Substratwerkstoffes AlSn6Cu bei einer Substrattemperatur von  $550\text{ °C}$  ohne sichtbare Gefügeunterbrechung in das aufgegossene Reinaluminium Al99,5 über (siehe Abbildung 5-9 c). Dies deutet darauf hin, dass in den oberflächennahen Substratbereichen ein höherer Wiederaufschmelzungsgrad erreicht wurde. Ferner sind nahezu keine Fehlstellen, wie z. B. Oxid- oder Gaseinschlüsse, im Kontaktbereich zu erkennen. Lag der Substratwerkstoff zum Zeitpunkt des Aufgießens in den oberflächennahen Bereichen im flüssigen Zustand vor ( $T_{AlSn6Cu} = 640\text{ °C}$ ), vermischten sich die beiden Grundwerkstoffe infolge der Wechselwirkung zweier Flüssigphasen (siehe Abbildung 5-9 d). Mit Blick auf den zu entwickelnden kontinuierlichen Verbundgießprozess ist eine derartige Durchmischung unerwünscht, da die beiden Aluminiumwerkstoffe im Verbundstrang als separate Funktionsschichten vorliegen sollen.

Im Rahmen der durchgeführten Schichtverbundgießversuche stellte sich ferner heraus, dass die atmosphärischen Bedingungen keinen erkennbaren Einfluss auf den Verbundbildungsprozess ausübten. Die Entstehung eines stoffschlüssigen Verbundes zwischen den betrachteten Aluminiumwerkstoffen war demnach sowohl an Luft als auch in einer Schutzgasatmosphäre möglich.

#### **5.4 Folgerungen aus den Basisuntersuchungen**

Die mittels Schichtverbundgießen durchgeführten Basisuntersuchungen lieferten aufschlussreiche Erkenntnisse hinsichtlich der Voraussetzungen, die für die Entstehung eines stoffschlüssigen Verbundes zwischen dem Substratwerkstoff AlSn6Cu und dem Aufgusswerkstoff Al99,5 erforderlich sind. Durch den Vergleich von Temperaturmessdaten mit den Ergebnissen metallographischer Untersuchungen

konnten Rückschlüsse auf die Zusammenhänge zwischen den im Gießversuch vorherrschenden thermischen Bedingungen und der Beschaffenheit des Verbundes gezogen werden. Für die Beurteilung der thermischen Verhältnisse in der Verbundzone konnte die nahe an der Substratoberfläche erreichte Maximaltemperatur  $T_{max}$  als wichtiger Parameter identifiziert werden. Aus den experimentellen Untersuchungen ging hervor, dass Maximaltemperaturen von etwa 600 °C notwendig sind, um eine stoffschlüssige metallische Verbindung zwischen den betrachteten Aluminiumwerkstoffen zu erzielen. Somit steht mit Blick auf das kontinuierliche Verbundgießen eine Zielgröße zur Verfügung, auf deren Basis die Auslegung der thermischen Prozessführung vorgenommen werden kann.

Darüber hinaus erwies sich die numerische Simulation als geeignet, um die während des Schichtverbundgießens vorherrschenden thermischen Verhältnisse hinreichend genau abzubilden. Dabei stellte sich heraus, dass die Wärmeübergangsbedingungen zwischen den beiden Gusswerkstoffen als nahezu ideal angenommen werden können. Diese Erkenntnis ist von großer Bedeutung für die im weiteren Verlauf dieser Arbeit beschriebene simulationsgestützte Auslegung des kontinuierlichen Verbundgießprozesses, um adäquate thermische Randbedingungen zwischen den zu vergießenden Strangwerkstoffen festlegen zu können.

## 6 Modellierung des kontinuierlichen Gießprozesses

### 6.1 Abbildung des Gießprozesses in WinCast®

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Simulationen zur Berechnung kontinuierlicher Gießprozesse kam das kommerzielle Softwarepaket WinCast® der Firma RWP GmbH, Roetgen, zum Einsatz, das auf der Finite-Elemente-Methode basiert. Um den spezifischen Anforderungen eines kontinuierlichen Verbundgießprozesses gerecht zu werden, wurde seitens des Softwareherstellers eine modifizierte Version zur Verfügung gestellt. Demgemäß bietet die Software die Möglichkeit, das Aufgießen eines schmelzflüssigen Metalls auf einen sich bewegenden Substratstrang zu berechnen, der vollständig oder teilweise erstarrt sein kann. Demzufolge lassen sich zwei unterschiedliche Gusswerkstoffe als Strangmaterialien definieren, wobei für jeden Werkstoff separate thermophysikalische Eigenschaften vorgegeben werden können. Darüber hinaus wurden bei der Modellierung des kontinuierlichen Gießprozesses folgende Vereinfachungen und Annahmen zugrunde gelegt:

- Die metallische Schmelze wird als inkompressible Newton'sche Flüssigkeit betrachtet und der Strömungszustand ist laminar.
- Das Strangabziehen erfolgt kontinuierlich in horizontaler Richtung; eine intermittierende Abziehbewegung wird nicht berücksichtigt.
- In der Verbundzone finden keine Durchmischung und kein Stoffaustausch zwischen den Gusswerkstoffen AlSn6Cu und Al99,5 statt.

Auf dieser Grundlage lässt sich mit Hilfe der Software eine gekoppelte Strömungs- und Temperaturfeldberechnung durchführen. In den flüssigen Strangbereichen, die eine Temperatur oberhalb einer festzulegenden kritischen Temperatur aufweisen, werden sowohl das Strömungs- als auch das Temperaturfeld berechnet. Dies geschieht durch numerisches Lösen der Massen-, Impuls- und Energieerhaltungsgleichungen unter Vorgabe entsprechender Anfangs- und Randbedingungen. Im Falle der übrigen Strangbereiche, die die kritische Temperatur unterschreiten und somit als Festkörper zu betrachten sind, wird die Fourier'sche Wärmeleitungsglei-

chung gelöst. Die Strangabziehbewegung findet in den erstarrten Strangbereichen durch eine translatorische Verschiebung des Temperaturfeldes in Gießrichtung zu jedem Zeitschritt Berücksichtigung. Hierfür wurde eine automatische Zeitschrittweitensteuerung implementiert, die die Größe des Zeitschrittes aus der vorgegebenen Gießgeschwindigkeit und der Feinheit des FE-Netzes berechnet. Das gewählte Kriterium schreibt vor, dass die translatorische Verschiebung des Temperaturfeldes in Strangabzugsrichtung innerhalb eines Zeitschrittes mindestens der mittleren Maschenweite des Rechnetzes entspricht. [HONS13]

## **6.2 Thermische Randbedingungen**

Bereits in Kapitel 2 wurden die grundlegenden zeitlichen und örtlichen Randbedingungen für die Beschreibung von Wärmetransportvorgängen erläutert. Auf dieser Basis soll im Folgenden aufgezeigt werden, welche weiterführenden Ansätze im Rahmen der vorliegenden Arbeit gewählt wurden, um die beim Stranggießen vorherrschenden Wärmeübergangsverhältnisse in der Primär- und Sekundärkühlzone als Eingangsgrößen für die Gießprozesssimulation realitätsnah vorgeben zu können.

### **6.2.1 Wärmeübertragung in der Primärkühlzone**

Beim Stranggießen wird dem Gusswerkstoff innerhalb der Kokille kontinuierlich Wärme entzogen, die letztlich über das Kühlwasser konvektiv abzuführen ist. Der Wärmefluss wird demnach von mehreren, in Reihe geschalteten thermischen Widerständen dominiert, wobei im Einzelnen folgende Wärmeübergänge und Wärmeleitungsvorgänge berücksichtigt werden müssen:

- Wärmeübergang zwischen Gusswerkstoff und Kokille
- Wärmeleitung durch die Kokille
- Wärmeübergang zwischen Kokille und Kühler
- Wärmeleitung durch den Kühler
- Wärmeübergang zwischen Kühler und Kühlwasser

Während die Wärmeleitung innerhalb eines Körpers von dessen thermophysikalischen Eigenschaften bestimmt wird, erfolgt die Beschreibung des Wärmeüberganges zwischen zwei Körpern mit Hilfe von Wärmeübergangskoeffizienten, die bei der numerischen Gießprozesssimulation als Randbedingungen vorzugeben sind.

Von besonderer Bedeutung für den thermischen Haushalt in der Primärkühlzone sind die Wärmeübergangsverhältnisse zwischen dem Gusswerkstoff und der Kokillenwand. Sie werden maßgeblich von den vorherrschenden Kontaktbedingungen beeinflusst, die während des Gießprozesses infolge des Erstarrungsvorganges starken Veränderungen unterliegen. Grundsätzlich sind hierbei drei Phasen zu unterscheiden, die schematisch in Abbildung 6-1 dargestellt sind. [CAMP11, HO85, STEF02, TROV00a, TROV00b]

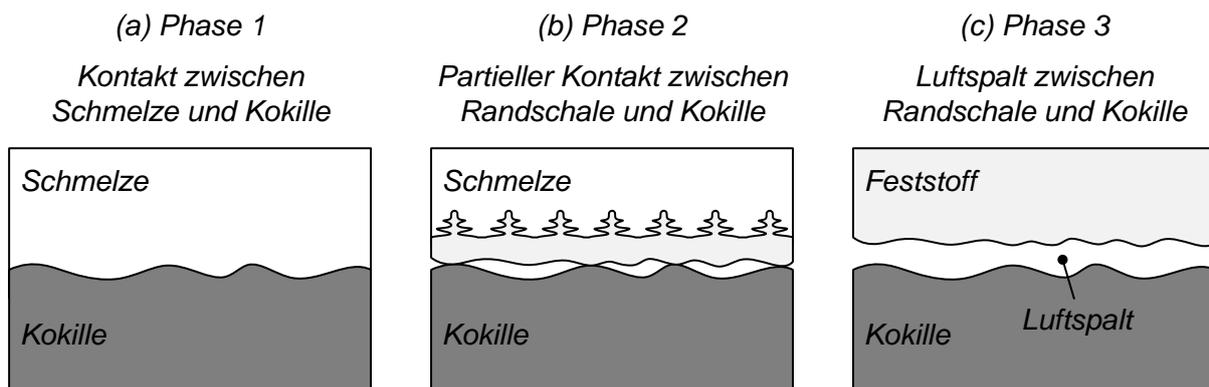


Abbildung 6-1: Kontaktbedingungen zwischen Gusswerkstoff und Kokille im Verlauf der Erstarrung

Die Phase 1 ist charakteristisch für den Anfangsbereich einer Stranggießkokille, in dem der Gusswerkstoff im schmelzflüssigen Zustand vorliegt und in direktem Kontakt mit der Kokillenwand steht. Der thermische Widerstand zwischen Schmelze und Kokille ist in dieser Phase äußerst gering und wird von den Kontaktverhältnissen auf mikroskopischer Ebene bestimmt. Verantwortlich dafür sind das Benetzungsverhalten der Schmelze, das von dessen Oberflächenspannung abhängt, sowie die Rauigkeit der Kokillenoberfläche und die metallostatistischen Druckverhältnisse. In der Phase 1 stellt die Wärmeleitung zwischen Schmelze und Kokille den dominierenden Wärmetransportmechanismus dar. [TROV00a]

Mit der Erstarrung einer dünnen Randschale, die aufgrund der Erstarrungs- und Festkörperschwindung partiell den Kontakt zur Kokille verliert, beginnt die Phase 2. Da isolierend wirkende Lufttaschen entstehen und direkter Kontakt nur noch im Bereich größerer Rauheitsspitzen vorliegt, verschlechtern sich die Wärmeübergangsverhältnisse erheblich. Als wichtige Einflussgrößen gelten in dieser Phase die thermophysikalischen Eigenschaften von Guss- und Kokillenwerkstoff, der Kontaktdruck sowie die Rauheit der Oberflächen [GRIF07, GRIF10, SCHM94, TROV00a]. Die Wärmeübertragung erfolgt mittels dreier parallel ablaufender Mechanismen:

- Wärmeleitung zwischen den sich berührenden Festkörperbereichen
- Wärmeleitung in den mit Luft gefüllten Zwischenbereichen
- Wärmestrahlung in den mit Luft gefüllten Zwischenbereichen

Mit Beginn der Phase 3 hat die Randschale eine ausreichende Festigkeit entwickelt, um sich vollständig von der Kokillenoberfläche abzulösen. Der Festkörperkontakt geht verloren und es entsteht ein durchgehender Luftspalt. Ursächlich dafür sind die Erstarrungskontraktion des Gusswerkstoffes sowie die anschließende Festkörperschwindung [DREZ95]. Die Luftspaltbildung beginnt, sobald der Gusswerkstoff eine kritische Temperatur innerhalb des Erstarrungsintervalls unterschritten hat. Wird davon ausgegangen, dass dies mit dem Erreichen des Kohärenzpunktes, an dem die wachsenden Dendriten ein zusammenhängendes Netzwerk bilden, der Fall ist und die Schwindung isotrop erfolgt, lässt sich die zu erwartende Luftspaltdicke  $d_{Spalt}$  als Funktion der temperaturabhängigen Dichte des Strangmaterials rechnerisch abschätzen. Nach [BASE12] besteht folgender Zusammenhang:

$$d_{Spalt} = \frac{d_{Strang,0}}{2} \left[ 1 - \left( \frac{\rho(T_{koh})}{\rho(T)} \right)^{1/3} \right] \quad (6.1)$$

$d_{Strang,0}$	Strangdicke vor dem Einsetzen der Kontraktion [m]
$\rho(T)$	temperaturabhängige Dichte des Strangmaterials [kg/m <sup>3</sup> ]
$T_{koh}$	Temperatur des Strangmaterials am Kohärenzpunkt [K]

Wendet man diese Formel auf den Gusswerkstoff AlSn6Cu (siehe Tabelle 4-2) an und geht dabei von einer Temperatur am Kohärenzpunkt von  $T_{koh} = 595 \text{ °C}$  aus, ergibt sich bei einer Strangtemperatur von  $T = 300 \text{ °C}$  und einer ursprünglichen Strangdicke von  $d_{Strang,0} = 12 \text{ mm}$  eine Luftspaltdicke  $d_{Spalt}$  von etwa  $0,15 \text{ mm}$ . Die Wärmeübertragung zwischen Strang und Kokille erfolgt während der Phase 3 parallel mittels Strahlung und Wärmeleitung im Luftspalt. Konvektiver Wärmetransport spielt hingegen bei Spaltweiten, die unter  $1 \text{ mm}$  liegen, keine nennenswerte Rolle [NISH86, SCHM94, TROV00a].

Die beschriebenen Veränderungen der Kontaktverhältnisse zwischen Gusswerkstoff und Kokillenwand während der Erstarrung beeinflussen den Wärmeeintrag in das Gießwerkzeug maßgeblich. Abbildung 6-2 verdeutlicht dies anhand des schematischen Temperaturverlaufes bei stationären Gießbedingungen bei direktem Kontakt zwischen Schmelze und Kokille sowie bei Vorhandensein eines Luftspaltes nach der Erstarrung. Unter der Annahme, dass eindimensionale Wärmetransportbedingungen vorliegen und die einzelnen Schichten als ebene Platten betrachtet werden können, ergeben sich lineare Temperaturverläufe.

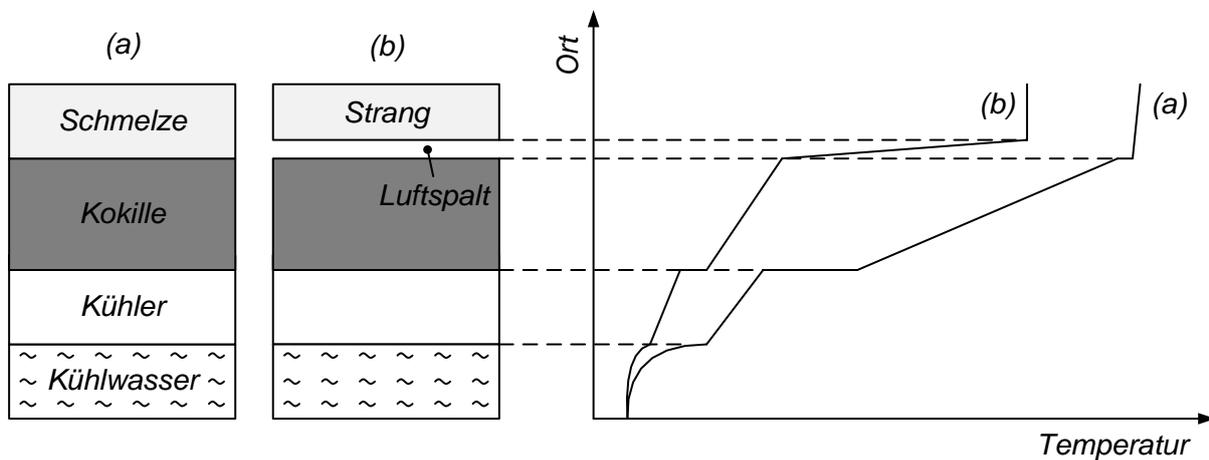


Abbildung 6-2: Einfluss der Luftspaltbildung auf den Temperaturverlauf im Gießwerkzeug bei stationären Gießbedingungen

Der hohe thermische Widerstand des entstehenden Luftspaltes bewirkt demnach ein starkes Temperaturgefälle zwischen Strang und Kokille und führt zu einem insgesamt niedrigeren Temperaturniveau in der Kokillen-Kühler-Baugruppe.

### 6.2.2 Wärmeübergang Gusswerkstoff-Kokille

Als Randbedingung für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Simulationsrechnungen wurde ein effektiver Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_{Strang-Kokille}$  definiert, der alle zuvor beschriebenen Kontaktverhältnisse zwischen Strang und Kokille berücksichtigt. Für den Fall, dass noch kein durchgehender Luftspalt entstanden ist, existieren keine allgemeingültigen analytischen Ansätze zur Berechnung der vorherrschenden Wärmeübergangskoeffizienten. Deshalb wurde zur quantitativen Beschreibung der Wärmeübergangsverhältnisse während der Erstarrung des Gusswerkstoffes ein semiempirischer Ansatz gewählt, mit dessen Hilfe sich der Wärmeübergangskoeffizient als Funktion des temperaturabhängigen Festphasenanteils  $f_s$  an der Strangoberfläche ausdrücken lässt [NERL14]:

$$\alpha_{Strang-Kokille} = \frac{f_{s,1} - f_s}{f_{s,1} - f_{s,2}} (\alpha(f_{s,2}) - \alpha(f_{s,1})) + \alpha(f_{s,1}) \quad (6.2)$$

Die Größen  $f_{s,1}$  und  $f_{s,2}$  stellen zwei kritische Werte für den Festphasenanteil dar, mit deren Hilfe sich der Einfluss der Erstarrung auf den Wärmeübergang beschreiben lässt. Hierbei wird angenommen, dass die beginnende Erstarrung die Wärmeübergangsbedingungen beeinträchtigt, sobald der Festphasenanteil den Wert  $f_{s,2}$  überschreitet. Mit dem Erreichen des Wertes  $f_{s,1}$  wird der Phasenübergang als abgeschlossen betrachtet. Die Konstanten  $\alpha(f_{s,1})$  und  $\alpha(f_{s,2})$  repräsentieren die zugehörigen Wärmeübergangskoeffizienten, die es – ebenso wie die Größen  $f_{s,1}$  und  $f_{s,2}$  – im Zuge eines iterativen Kalibrierungsprozesses an die realen Gegebenheiten anzupassen gilt. [NERL14]

Unter Berücksichtigung des Erstarrungsverhaltens der Legierung AlSn6Cu (siehe Abbildung 4-3) verdeutlicht Abbildung 6-3 exemplarisch einen nach Formel 6.2 berechneten Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{Strang-Kokille}$  als Funktion der Strangoberflächentemperatur. Hierfür wurden Werte von  $f_{s,1} = 0,98$  und  $f_{s,2} = 0$  sowie  $\alpha(f_{s,1}) = 3000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$  und  $\alpha(f_{s,2}) = 100000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$  vorgegeben.

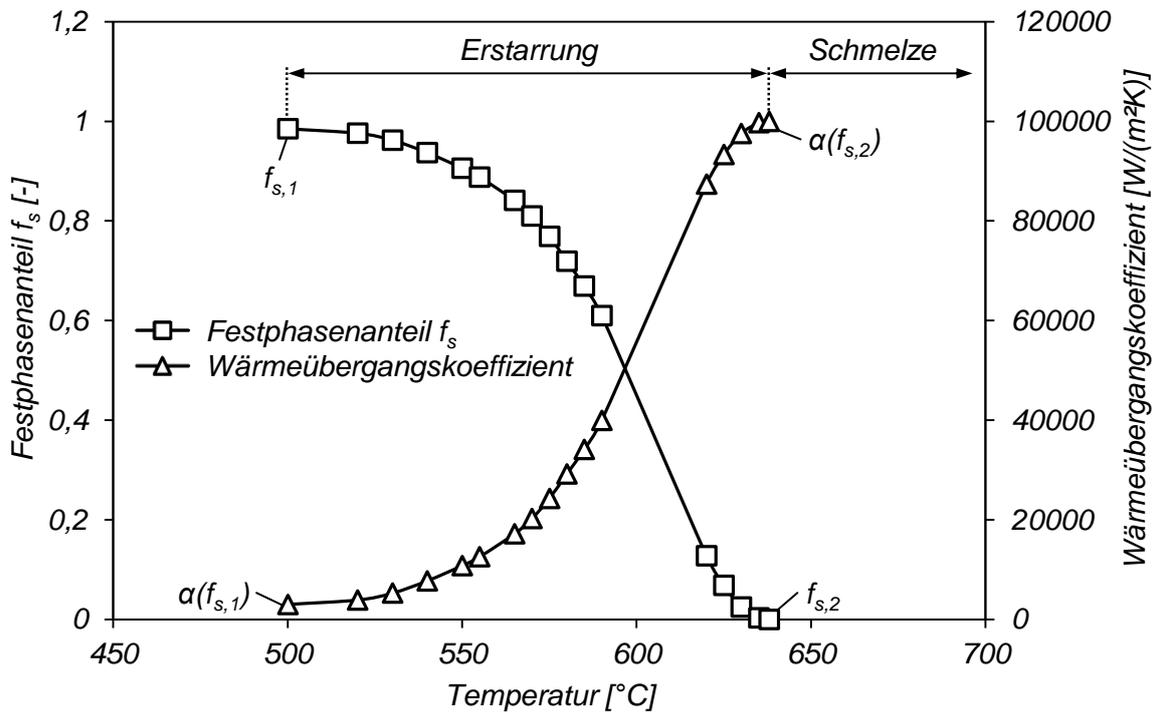


Abbildung 6-3: Exemplarischer Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten zwischen dem Gusswerkstoff AlSn6Cu und der Kokille in Abhängigkeit vom Festphasenanteil an der Strangoberfläche

Im Zuge der Erstarrung geht der Kontakt zwischen dem Strang und der Kokillenwand verloren und es entsteht ein durchgehender Luftspalt, so dass Wärme ab diesem Zeitpunkt parallel mittels Wärmeleitung und Strahlung im Luftspalt übertragen wird. In diesem Fall ist es zweckmäßig, einen Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Strahlung  $\alpha_{Str}$  und einen Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Leitung  $\alpha_{Kond}$  zu definieren. Auf diese Weise berechnet sich der effektive Wärmeübergangskoeffizient zwischen Strang und Kokille  $\alpha_{Strang-Kok}$  folgendermaßen [JESC92, POIR94]:

$$\alpha_{Strang-Kok} = \alpha_{Kond} + \alpha_{Str} \quad (6.3)$$

Bei der Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{Kond}$  sind die Luftspaltdicke  $d_{Spalt}$  und die Wärmeleitfähigkeit der Luft  $\lambda_{Luft}$  zu berücksichtigen [JESC92, POIR94]:

$$\alpha_{Kond} = \frac{\lambda_{Luft}}{d_{Spalt}} \quad (6.4)$$

Die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda_{Luft}$  ist hierbei auf die mittlere Temperatur im Luftspalt  $T_{Luft}$  zu beziehen, die sich anhand der Temperaturen der Strang- und Kokillenoberfläche  $T_{Strang}$  und  $T_{Kokille}$  wie folgt berechnet [MORT99]:

$$T_{Luft} = \frac{T_{Strang} + T_{Kokille}}{2} \quad (6.5)$$

Für die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Strahlung  $\alpha_{Str}$  gilt folgende Beziehung [BAEH98, POLI09]:

$$\alpha_{Str} = c \sigma (T_{Strang}^2 + T_{Kokille}^2)(T_{Strang} + T_{Kokille}) \quad (6.6)$$

$c$  Strahlungsaustauschzahl [-]

$\sigma$  Stefan-Boltzmann-Konstante [ $5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$ ]

$T_{Strang}$  Temperatur des Stranges [K]

$T_{Kokille}$  Temperatur der Kokille [K]

Die Strahlungsaustauschzahl  $c$  berechnet sich unter der Annahme, dass die Strang- und Kokillenoberflächen als zwei gegenüberliegende sehr große Platten betrachtet werden können, wie folgt [BAEH98, POLI09]:

$$c = \left( \frac{1}{\epsilon_{Strang}} + \frac{1}{\epsilon_{Kokille}} - 1 \right)^{-1} \quad (6.7)$$

Die Emissionsgrade  $\epsilon_{Strang}$  und  $\epsilon_{Kokille}$  sind abhängig vom Werkstoff und der jeweiligen Oberflächenbeschaffenheit. Im vorliegenden Fall wurden für die Oberflächen des Aluminiumstranges und der Grafitkokille Werte von  $\epsilon_{Strang} = 0,2$  und  $\epsilon_{Kokille} = 0,8$  verwendet [LOHR89, KAMM02].

Zusammenfassend sind in Abbildung 6-4 die auf Grundlage der vorgestellten Gesetzmäßigkeiten berechneten Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Wärmeleitung und Strahlung bei Vorhandensein eines Luftspaltes zwischen Strang und Kokille dargestellt. Die dafür verwendeten temperaturabhängigen Stoffwerte von Luft sind in Tabelle 11-1 im Anhang aufgelistet.

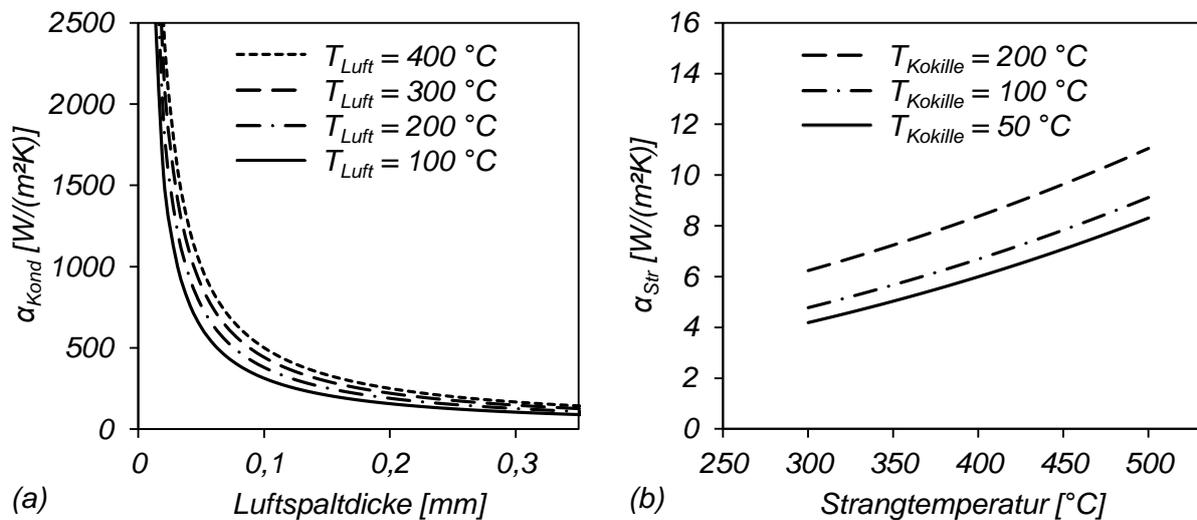


Abbildung 6-4: Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Leitung (a) und Strahlung (b) im Luftspalt zwischen Strang und Kokille

Im betrachteten Temperaturbereich stellt die Wärmeleitung den dominierenden Transportmechanismus zwischen Strang und Kokille dar, wobei der Wärmeübergangskoeffizient nach erfolgter Luftspaltbildung in der Größenordnung von wenigen Hundert  $W/(m^2K)$  liegt.

### 6.2.3 Wärmeübergang Kokille-Kühler

Der Wärmeübergang von der Grafitkokille an den Kupferkühler wird von den zwischen den beiden Festkörpern vorherrschenden Kontaktverhältnissen bestimmt. Als wichtige Einflussgrößen gelten in diesem Fall die Temperaturen der sich berührenden Körper, deren thermophysikalische und -mechanische Eigenschaften, der Kontaktdruck sowie die Oberflächenrauheit [SCHM94, TROV00a]. Modelle zur quantitativen Beschreibung der Wärmeübergangsverhältnisse in Abhängigkeit von den genannten Parametern sind beispielsweise in [SRID94] zu finden.

### 6.2.4 Wärmeübergang Kühler-Kühlwasser

Die Wärmeabfuhr aus dem Kupferkühler erfolgt konvektiv durch das strömende Kühlwasser. Die quantitative Beschreibung der konvektiven Wärmeübertragung zwischen einer festen Wand und einem strömenden Fluid erfolgt allgemein mit Hilfe

der dimensionslosen Nußelt-Zahl  $Nu$ , die als dimensionsloser Wärmeübergangskoeffizient interpretiert werden kann und wie folgt definiert ist [BAEH98, POLI09]:

$$Nu = \frac{\alpha L}{\lambda} \quad (6.8)$$

$\alpha$	Wärmeübergangskoeffizient [W/(m <sup>2</sup> K)]
$L$	charakteristische Länge [m]
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit des Fluids [W/(mK)]

In der Vergangenheit wurden zur Berechnung dieser dimensionslosen Kennzahl eine Vielzahl von empirischen Korrelationen für unterschiedliche Fluide, Geometrien und Strömungszustände auf Basis von Experimenten erarbeitet, mit deren Hilfe eine Abschätzung des Wärmeübergangskoeffizienten möglich ist (siehe z. B. [BURM83, VDIW06]). Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde zur Berechnung turbulent durchströmter Rohre die Korrelation nach Gnielinski eingesetzt, die in einem großen Reynolds-Zahlenbereich von  $2300 \leq Re \leq 10^6$  Gültigkeit besitzt [GNIE75, POLI09]. Dabei wird von glatten Rohrwänden und einem thermisch sowie hydrodynamisch voll ausgebildeten Strömungszustand ausgegangen und es gilt:

$$Nu = \frac{\xi/8 (Re-1000) Pr}{1 + 12,7 \sqrt{\xi/8} (Pr^{2/3} - 1)} \left[ 1 + \left( \frac{d}{l} \right)^{2/3} \right] \quad (6.9)$$

$\xi$	Strömungswiderstandsbeiwert [-]
$Re$	Reynolds-Zahl [-]
$Pr$	Prandtl-Zahl [-]
$d$	Rohrdurchmesser [m]
$l$	Rohrlänge [m]

Der Strömungswiderstandsbeiwert  $\xi$  berechnet sich nach [BAEH98] wie folgt:

$$\xi = \frac{1}{(0,79 \ln(Re) - 1,64)^2} \quad (6.10)$$

Die Reynolds-Zahl  $Re$  ergibt sich aus folgender Beziehung:

$$Re = \frac{w_{Wasser} d}{\nu_{Wasser}} = \frac{\dot{V}_{Wasser} d}{A \nu_{Wasser}} \quad (6.11)$$

$w_{Wasser}$  mittlere Strömungsgeschwindigkeit des Kühlwassers [m/s]

$d$  Rohrdurchmesser [m]

$\nu_{Wasser}$  kinematische Viskosität des Kühlwassers [m<sup>2</sup>/s]

$\dot{V}_{Wasser}$  Kühlwasservolumenstrom [m<sup>3</sup>/s]

$A$  durchströmte Querschnittsfläche [m<sup>2</sup>]

Für die Berechnung der Prandtl-Zahl  $Pr$  gilt:

$$Pr = \frac{\eta_{Wasser} c_{p,Wasser}}{\lambda_{Wasser}} \quad (6.12)$$

$\eta_{Wasser}$  dynamische Viskosität des Kühlwassers [Ns/m<sup>2</sup>]

$c_{p,Wasser}$  spezifische Wärmekapazität des Kühlwassers [J/(kgK)]

$\lambda_{Wasser}$  Wärmeleitfähigkeit des Kühlwassers [W/(mK)]

Die in diesen Formeln aufgeführten Stoffwerte sind auf die mittlere Temperatur des Kühlwassers zu beziehen, die dem arithmetischen Mittelwert aus den Temperaturen am Rohreintritt und am Rohraustritt entspricht. Unter der Vorgabe eines Rohrdurchmessers von 8 mm und einer Rohrlänge von 200 mm ergeben sich die in Abbildung 6-5 gezeigten Verläufe des Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit von der mittleren Kühlwassertemperatur und dem Kühlwasservolumenstrom. Die für die Berechnungen verwendeten Stoffwerte des Kühlwassers sind der Tabelle 11-2 im Anhang zu entnehmen.

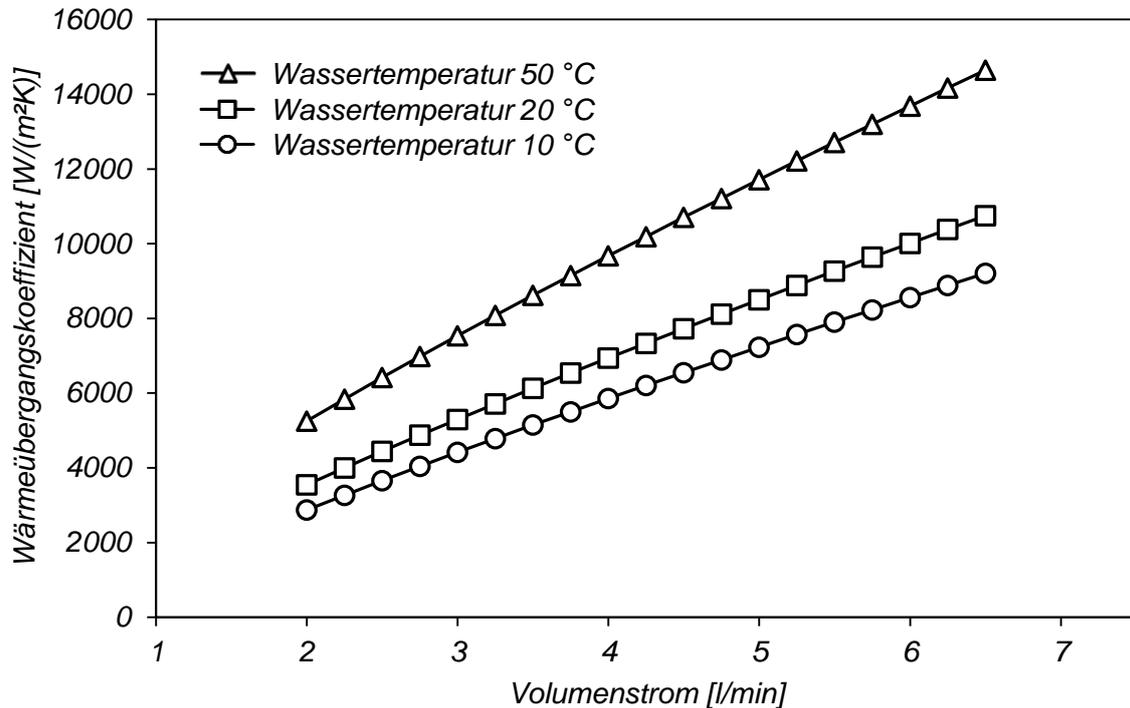


Abbildung 6-5: Wärmeübergangskoeffizienten bei turbulenter Rohrströmung in Abhängigkeit von der Kühlwassertemperatur und dem Volumenstrom

### 6.2.5 Wärmeübertragung in der Sekundärkühlzone

Außerhalb der Kokille erfolgt die Wärmeübertragung vom Strang an die Umgebung parallel mittels freier Konvektion und Strahlung. Definiert man einen Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von freier Konvektion  $\alpha_{Konv}$  sowie einen Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Strahlung  $\alpha_{Str}$ , ergibt sich der Gesamtwärmeübergangskoeffizient  $\alpha_{Strang-Umgebung}$  aus der Summe beider Anteile [GEIG73, JESC92]:

$$\alpha_{Strang-Umgebung} = \alpha_{Konv} + \alpha_{Str} \quad (6.13)$$

Die rechnerische Abschätzung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{Konv}$  erfolgt auch im Falle der freien Konvektion an Luft mit Hilfe der mittleren Nußelt-Zahl  $Nu$ :

$$Nu = \frac{\alpha L}{\lambda} \quad (6.14)$$

$\alpha$  Wärmeübergangskoeffizient [W/(m²K)]

$L$	<i>charakteristische Länge [m]</i>
$\lambda$	<i>Wärmeleitfähigkeit des Fluids [W/(mK)]</i>

Für die Berechnung der Nußelt-Zahl  $Nu$  wurde unter der Annahme, dass der Strang als waagerechte Platte betrachtet werden kann, folgender Ansatz verwendet [BAEH98]:

$$Nu = 0,15 Ra^{1/3} \quad (6.15)$$

Die darin enthaltene Rayleigh-Zahl  $Ra$  lässt sich folgendermaßen berechnen [BAEH98]:

$$Ra = Gr Pr = \frac{(T_{Strang} - T_{\infty}) g L^3}{T_{\infty} \nu^2} Pr \quad (6.16)$$

$Gr$	<i>Grashof-Zahl des Fluids [-]</i>
$Pr$	<i>Prandtl-Zahl des Fluids [-]</i>
$T_{Strang}$	<i>Temperatur des Stranges [K]</i>
$T_{\infty}$	<i>Umgebungstemperatur [K]</i>
$g$	<i>Fallbeschleunigung [m/s<sup>2</sup>]</i>
$L$	<i>charakteristische Länge (Strangbreite) [m]</i>
$\nu$	<i>kinematische Viskosität des Fluids [m<sup>2</sup>/s]</i>

Dabei sind die zur Auswertung der Formeln erforderlichen Stoffwerte von Luft auf die mittlere Grenzschichttemperatur zu beziehen, die dem arithmetischen Mittelwert aus der Umgebungstemperatur und der Strangtemperatur entspricht (siehe Tabelle 11-1).

Bei der rechnerischen Abschätzung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{Str}$  wurde davon ausgegangen, dass der Strang als grauer Strahler im Wärmeaustausch mit der unendlich ausgedehnten Umgebung steht. In diesem Fall spielen die Strahlungseigenschaften der Umgebung keine Rolle und es gilt [BAEH98]:

$$\alpha_{Str} = \epsilon_{Strang} \sigma (T_{Strang}^2 + T_{\infty}^2) (T_{Strang} + T_{\infty}) \quad (6.17)$$

$\epsilon_{Strang}$	<i>Emissionsgrad der Strangoberfläche [-]</i>
$\sigma$	<i>Stefan-Boltzmann-Konstante [5,67 · 10<sup>-8</sup> W/(m<sup>2</sup>K<sup>4</sup>)]</i>
$T_{Strang}$	<i>Temperatur des Stranges [K]</i>
$T_{\infty}$	<i>Umgebungstemperatur [K]</i>

Abbildung 6-6 zeigt die unter Verwendung der erläuterten Gesetzmäßigkeiten berechneten Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Strahlung und freier Konvektion, die in der Sekundärkühlzone wirksam sind. Als Umgebungstemperatur  $T_{\infty}$  wurde ein Wert von 20 °C vorgegeben, der Emissionsgrad der Strangoberfläche  $\epsilon_{Strang}$  betrug 0,2.

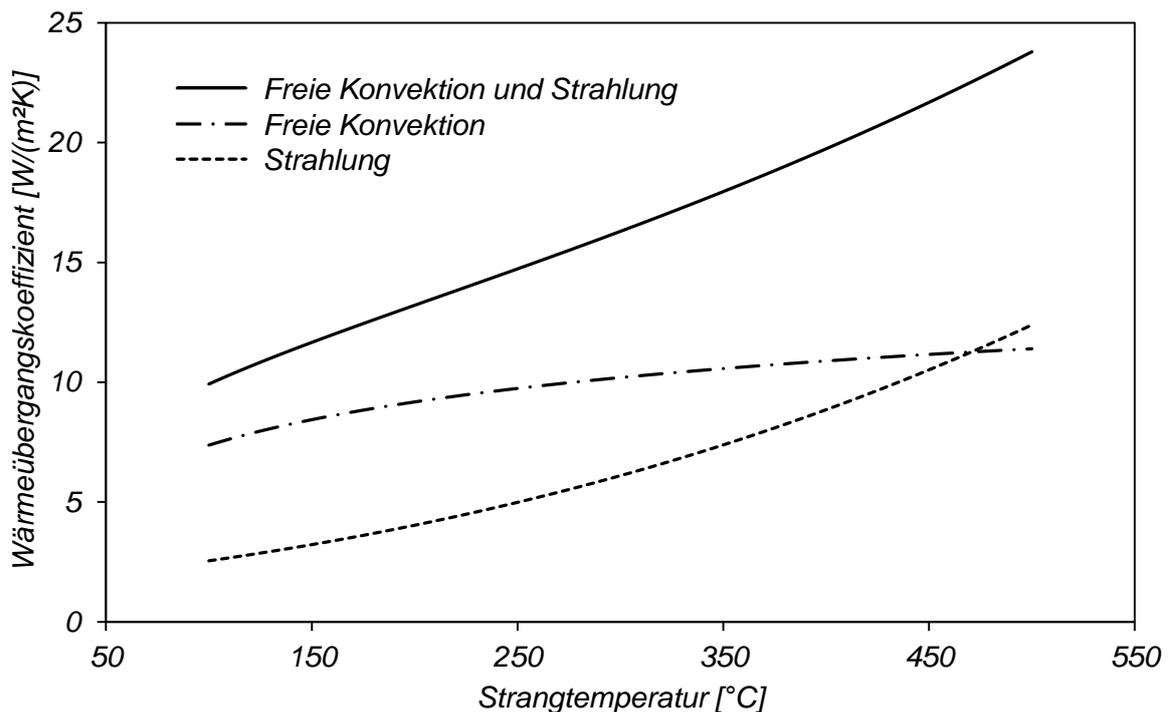


Abbildung 6-6: Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Strang und Umgebung aufgrund von freier Konvektion und Strahlung

Die aufgetragenen Werte verdeutlichen, dass die Kühlintensität in der Sekundärkühlzone im Vergleich zu jener, die innerhalb der Kokille vorherrscht (siehe Abbildung 6-4), eine untergeordnete Rolle spielt.

### 6.3 Fließverhalten metallischer Schmelzen

Bei der numerischen Simulation des kontinuierlichen Gießprozesses wurde neben der Temperaturfeld- auch eine Strömungsberechnung durchgeführt, die die Vorgabe des Fließverhaltens der betrachteten metallischen Werkstoffe in Form der Viskosität erforderte. Die rheologischen Eigenschaften metallischer Schmelzen sind im Allgemeinen abhängig von der chemischen Zusammensetzung sowie dem Erstarrungsverhalten und unterliegen während der Abkühlung starken Veränderungen. Während die Schmelze oberhalb der Liquidustemperatur als einphasige Flüssigkeit vorliegt, entstehen im Erstarrungsintervall zunehmend feste Kristalle, die im Falle einer globulitisch-dendritischen Erstarrung in der Schmelze mitgeführt werden und zu einem signifikanten Anstieg der Viskosität führen [STEF02, RAVI08]. Das Fließverhalten dieses als Partikelsuspension bezeichneten heterogenen Stoffgemisches wird neben der Größe und Morphologie der Dendriten auch von deren Interaktion (z. B. Reibungs- und Stoßprozesse) bestimmt [JENN09]. Mit dem Erreichen eines kritischen Festkörperanteils  $f_{s,koh}$  bilden die Dendriten am sogenannten Kohärenzpunkt ein zusammenhängendes Netzwerk. Ab diesem Zeitpunkt verhält sich das System zunehmend wie ein Festkörper und die makroskopische Strömungsbewegung kommt zum Erliegen. [ARNB96, FLEM91, FRED06]

Im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Simulationsrechnungen wurde das Fließverhalten der Gusswerkstoffe im flüssigen und teilerstarrten Zustand unter Vorgabe einer temperaturabhängigen Viskosität beschrieben. Um eine sinnvolle Abschätzung der zu erwartenden Werte vornehmen zu können, wurde auf bekannte Ansätze aus der Literatur zurückgegriffen. Bezogen auf die dynamische Viskosität der einphasigen Schmelze  $\eta_{Schmelze}$  lässt sich das Fließverhalten im Erstarrungsintervall bis zum Erreichen des kritischen Festkörperanteils  $f_{s,koh}$  folgendermaßen ausdrücken [STEF02]:

$$\eta = \eta_{Schmelze} (1 + \varphi) \quad (6.18)$$

Für die Berechnung des in dieser Formel enthaltenen Korrekturfaktors  $\varphi$  existieren verschiedene theoretische und empirisch ermittelte Korrelationen, wobei nachfolgend exemplarisch die in [STEF02] erläuterten Gleichungen nach Thomas (Formel 6.19),

Krieger (Formel 6.20) und Kaptay (Formel 6.21) aufgeführt sind [KAPT00, KRIE72, THOM65]:

$$\varphi = 2,5 f_s + 10,05 f_s^2 + 0,00273 \exp(16,6 f_s) \quad (6.19)$$

$$\varphi = \left(1 - f_s / f_{s,koh}\right)^{-2,5 f_{s,koh}} - 1 \quad (6.20)$$

$$\varphi = 2,2 f_s + \frac{0,21}{f_{s,koh}^{2/3}} \left[ \frac{f_s}{f_{s,koh}^{1/3} - f_s^{1/3}} + \frac{0,87 f_s^{1,45}}{\left(f_{s,koh}^{1/3} - f_s^{1/3}\right)^{2,34}} \right] \quad (6.21)$$

Im Hinblick auf die zu untersuchende Legierung AlSn6Cu wurde angenommen, dass der kritische Festphasenanteil bei einem Wert von  $f_{s,koh} = 0,5$  respektive einer Temperatur von 595 °C erreicht ist. Unter Verwendung der Formeln 6.19 bis 6.21 ergeben sich daraus die in Abbildung 6-7 dargestellten Verläufe der Viskosität in Abhängigkeit vom Festphasenanteil  $f_s$ .

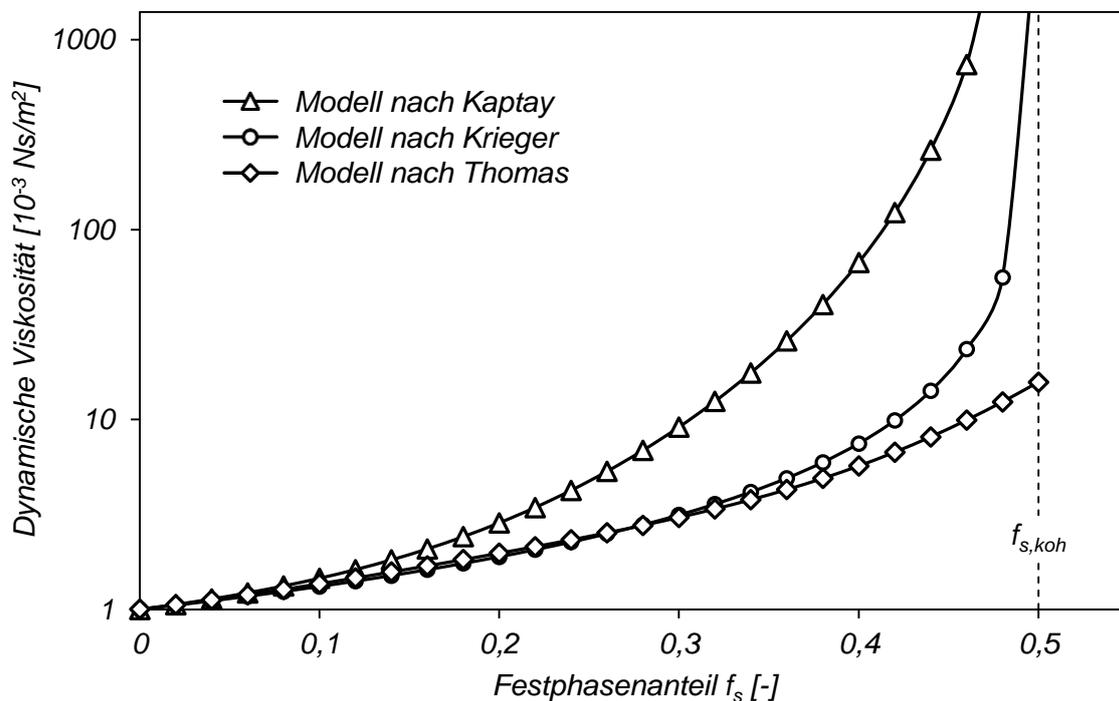


Abbildung 6-7: Auf Basis verschiedener Modelle berechnete Viskosität von teilerstarrter Schmelze in Abhängigkeit vom Festphasenanteil

Für die Viskosität der einphasigen Aluminiumschmelze wurde hierbei ein Wert von  $1 \cdot 10^{-3} \text{ Ns/m}^2$  zugrunde gelegt [IIDA88, ASSA06]. Obwohl die gezeigten Kurvenverläufe zum Teil deutlich voneinander abweichen, beschreiben die aufgeführten Modelle die stetige Veränderung des Fließverhaltens im Verlauf der Erstarrung qualitativ auf ähnliche Weise. Die Viskosität der zu untersuchenden Gusswerkstoffe AlSn6Cu und Al99,5 wurde bei der Simulation des kontinuierlichen Gießprozesses mit den in Tabelle 6-1 aufgelisteten Werten quantifiziert. Im Falle beider Werkstoffe betrug die Viskosität der einphasigen Schmelze  $1 \cdot 10^{-3} \text{ Ns/m}^2$ . Mit dem Erreichen des kritischen Festphasenanteils ist kein Fließen mehr möglich, so dass ein sehr hoher Viskositätswert von  $1 \text{ Ns/m}^2$  vorgegeben wurde. Betrachtet man das Reinaluminium Al99,5, ist dies bei einem Festphasenanteil von  $f_s = 1$  der Fall, während die Legierung AlSn6Cu bis zum Erreichen eines Festphasenanteils von  $f_s = 0,5$  als fließfähig erachtet wurde.

<i>Legierung AlSn6Cu</i>			
<i>Festphasenanteil <math>f_s</math> [-]</i>	<i>0</i>	<i>0,3</i>	<i>0,5</i>
<i>Temperatur [°C]</i>	$\geq 638$	<i>610</i>	<i>595</i>
<i>Viskosität <math>\eta</math> [<math>10^{-3} \text{ Ns/m}^2</math>]</i>	<i>1</i>	<i>3</i>	<i>1000</i>
<i>Reinaluminium Al99,5</i>			
<i>Festphasenanteil <math>f_s</math> [-]</i>	<i>0</i>	<i>1</i>	
<i>Temperatur [°C]</i>	$\geq 661$	<i>660</i>	
<i>Viskosität <math>\eta</math> [<math>10^{-3} \text{ Ns/m}^2</math>]</i>	<i>1</i>	<i>1000</i>	

*Tabelle 6-1: Vorgabe der Viskosität der Gusswerkstoffe AlSn6Cu und Al99,5 für die Gießprozesssimulation*

## 7 Konzipierung des Verbundgießwerkzeuges

### 7.1 Grundgedanke des kontinuierlichen Verbundgießens

Das der Verfahrensentwicklung zum kontinuierlichen Verbundgießen von Aluminiumwerkstoffen zugrunde liegende Konzept besteht darin, schmelzflüssiges Metall auf einen sich bewegenden Substratstrang aufzugießen, der bereits vollständig oder auch nur teilweise erstarrt sein kann. Auf diese Weise können durch die Kombination des Gießens und des Fügens in einem einzigen Fertigungsschritt zweischichtige Werkstoffverbunde im Bandformat hergestellt werden. Im vorliegenden Fall ist die Prozessführung so zu gestalten, dass die im Bereich der Verbundgießzone vorherrschenden thermischen Verhältnisse eine stoffschlüssige Verbundbildung zwischen dem Substratwerkstoff AlSn6Cu und dem aufgegossenen Reinaluminium Al99,5 erlauben. Die hierfür erforderlichen Bedingungen wurden im Rahmen der in Kapitel 5 erläuterten Schichtverbundgießversuche erarbeitet und dienen als Basis für die im Folgenden beschriebene Auslegung eines geeigneten Verbundgießwerkzeuges.

In Anlehnung an die anlagentechnischen Gegebenheiten beim horizontalen Stranggießen mit Gleitkokillen (siehe Kapitel 2.3.2) wurde im Zuge dieser Arbeit ein modular aufgebautes Verbundgießwerkzeug konzipiert, das schematisch in Abbildung 7-1 dargestellt ist [NERL12]. Die gezeigte Anordnung veranschaulicht den Längsschnitt durch das Verbundgießwerkzeug und besteht im Wesentlichen aus einer zweistufigen Grafitkokille (1) und einer Aufgießeinheit (2). Während die Grafitplatten an den Ober- und Unterseiten mittels wasserdurchströmter Kupferplatten (3) gekühlt werden können, erlauben elektrisch betriebene Heizpatronen (4) das Temperieren der aus dem Gusseisenwerkstoff GJL 200 gefertigten Aufgießeinheit. Der flüssige Substratwerkstoff AlSn6Cu (5) strömt durch die keramische Isolationsplatte (6) in das Verbundgießwerkzeug, erstarrt innerhalb der Kokillenstufe 1 zum Substratstrang (7) und gelangt anschließend in die Verbundgießzone. Dort erfolgt das Zuführen des schmelzflüssigen Aufgusswerkstoffes Al99,5 (8) über einen in der Aufgießeinheit vertikal angeordneten Schlitz, wodurch eine stoffschlüssige Verbundbildung zwischen den beiden Aluminiumwerkstoffen erzielt wird. Der

Verbundstrang (9) wird schließlich horizontal in x-Richtung abgezogen und kühlt beim Durchlaufen der Kokillenstufe 2 weiter ab.

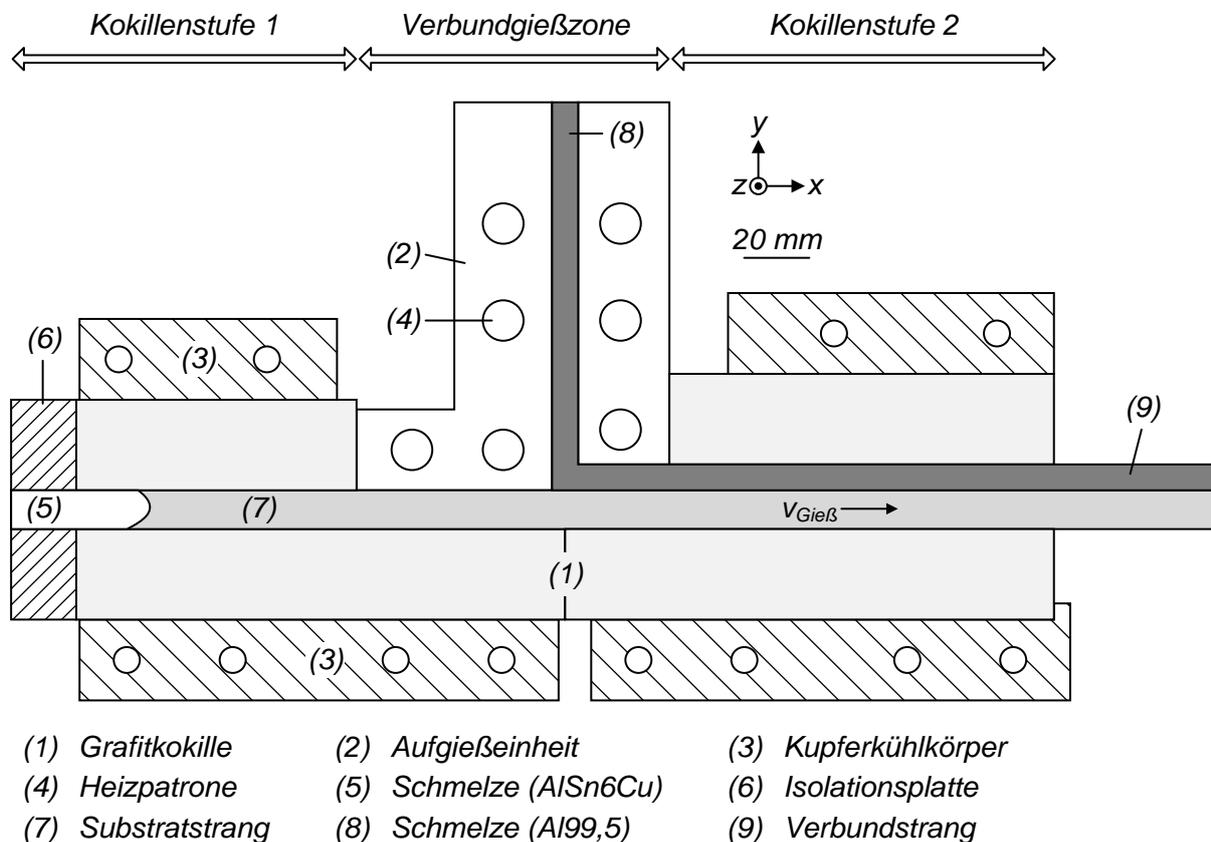


Abbildung 7-1: Schematische Darstellung des Verbundgießwerkzeuges im Längsschnitt nach [NERL 12]

## 7.2 2D-Simulation des kontinuierlichen Verbundgießprozesses

Das vorgestellte Grundkonzept des modular aufgebauten Verbundgießwerkzeuges bietet große Gestaltungsfreiheit hinsichtlich der Prozessführung beim kontinuierlichen Verbundgießen. Im Zuge der weiteren Prozessentwicklung galt es, eine Reihe von prozesstechnischen und geometrischen Freiheitsgraden zu betrachten, die Einfluss auf die thermischen Verhältnisse im Bereich der Verbundgießzone nehmen können. Um den Aufwand bei der Entwicklung einer Pilotanlage für den kontinuierlichen Verbundgießprozess in einem überschaubaren Rahmen zu halten, hat sich der Einsatz der numerischen Gießprozesssimulation als unerlässlich erwiesen. Auf diese Weise war es möglich, die Einflussnahme verschiedener Prozessparameter sowie

geometrischer Anlagenkonfigurationen auf die thermischen Verhältnisse im Verbundgießwerkzeug vorab im Rahmen einer 2D-Simulationsstudie eingehend zu untersuchen. Hierbei kam die kommerzielle Gießsimulationssoftware WinCast® der Firma RWP GmbH, Roetgen, zum Einsatz.

### 7.2.1 Aufbau des Simulationsmodells

Unter der Annahme, dass die Breite des Verbundstranges sehr viel größer als dessen Dicke sein sollte, wurde das kontinuierliche Verbundgießen in der Prozessentwicklungsphase als zweidimensionaler Wärmetransportvorgang betrachtet. Ziel der 2D-Simulationsstudie war es, die Haupteinflussgrößen auf den Verbundgießprozess hinsichtlich der thermischen Verhältnisse im Bereich der Verbundgießzone zu identifizieren. Bei der geometrischen Modellierung wurde eine einzelne Schicht der Dicke 5 mm in z-Richtung betrachtet, die den Längsschnitt des Verbundgießwerkzeuges repräsentiert und mittels prismatischer Elemente vernetzt wurde. Abbildung 7-2 a verdeutlicht sowohl die geometrischen Verhältnisse im Bereich der Verbundgießzone als auch die für den Verbundgießvorgang relevanten Prozessparameter. Die vernetzte Geometrie zur Finite-Elemente-Berechnung ist in Abbildung 7-2 b dargestellt.

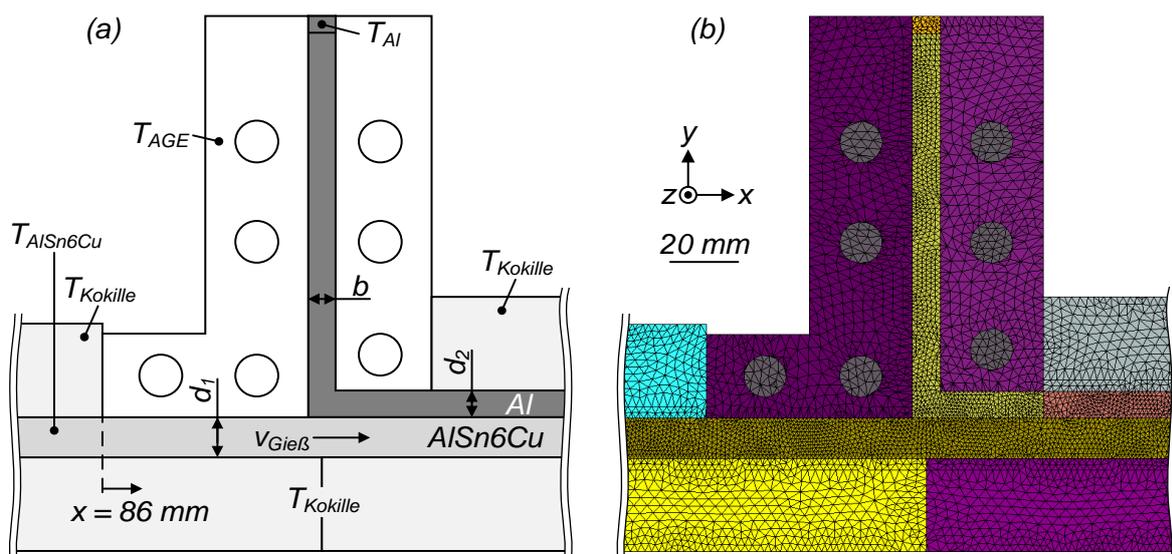


Abbildung 7-2: Detailansicht der Verbundgießzone (a) und vernetzte Geometrie zur Finite-Elemente-Berechnung (b) nach [NERL14]

In den Bereichen, die den Gusswerkstoffen entsprechen, betrug die maximale Elementkantenlänge in der  $xy$ -Ebene 2 mm. Um zweidimensionalen Wärmetransport nachzubilden, lagen an der Ober- und Unterseite der vernetzten Geometrie adiabate Randbedingungen vor.

Die geometrischen Verhältnisse in der Verbundgießzone lassen sich beschreiben anhand der Dicke des Substratstranges  $d_1$ , der Dicke des Aufgussstranges  $d_2$  sowie der Breite des vertikalen Schlitzes in der Aufgießeinheit  $b$ . Auf Basis dieser Größen wurde zum einen das Strangdickenverhältnis  $D$  wie folgt definiert:

$$D = d_1/d_2 \quad (7.1)$$

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrug die Dicke des Substratstranges  $d_1$  bei allen Untersuchungen 12 mm. Demzufolge war das Strangdickenverhältnis  $D$  ausschließlich abhängig von der Dicke des Aufgussstranges  $d_2$ .

Zum anderen wurde das Schlitzbreitenverhältnis  $B$  festgelegt als der Quotient aus der Schlitzbreite  $b$  und der Dicke des Aufgussstranges  $d_2$ :

$$B = b/d_2 \quad (7.2)$$

Wesentliche Prozessparameter des kontinuierlichen Verbundgießens sind:

- die anfängliche Temperatur des Substratstranges  $T_{AlSn6Cu}$  zum Zeitpunkt des Eintritts in die Aufgießeinheit,
- die Gießtemperatur  $T_{Al}$  des aufzugießenden Reinaluminiums Al99,5 sowie
- die Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$ , mit der der Verbundstrang in horizontaler Richtung abgezogen wird.

Um den quantitativen Einfluss der Prozessparameter sowie der geometrischen Gegebenheiten auf die thermischen Verhältnisse in der Verbundgießzone zu erfassen, wurden im Zuge der 2D-Simulationsstudie die in Tabelle 7-1 angegebenen Wertebereiche systematisch untersucht. Die Temperaturen der Kokille  $T_{Kokille}$  sowie der Aufgießeinheit  $T_{AGE}$  blieben während der gesamten Berechnungsdauer konstant, wobei die Temperatur der Aufgießeinheit  $T_{AGE}$  in allen Fällen der Gießtemperatur des Aufgusswerkstoffes  $T_{Al}$  entsprach.

<i>Größe</i>	<i>Beschreibung</i>	<i>Wert</i>
$D$	<i>Strangdickenverhältnis</i>	1; 1,5; 2
$B$	<i>Schlitzbreitenverhältnis</i>	0,5; 1; 2
$T_{AlSn6Cu}$	<i>anfängliche Substratstrangtemperatur</i>	200; 250; ...; 500 °C
$T_{Al}$	<i>Gießtemperatur des Aufgusswerkstoffes</i>	750; 800 °C
$v_{Gieß}$	<i>Gießgeschwindigkeit</i>	200; 250; 300 mm/min
$T_{Kokille}$	<i>Temperatur der Kokille</i>	100 °C
$T_{AGE}$	<i>Temperatur der Aufgießeinheit</i>	750; 800 °C

*Tabelle 7-1: Vorgabe von geometrischen Größen und Prozessparametern für die 2D-Simulationsstudie*

Darüber hinaus wurde in der 2D-Simulationsstudie vereinfachend von konstanten thermischen Randbedingungen ausgegangen, die bei allen Berechnungen identisch waren. Zwischen dem Substrat- und Aufgussstrang lagen unter der Vorgabe eines sehr hohen Wärmeübergangskoeffizienten von  $1 \cdot 10^6 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$  quasi ideale thermische Kontaktbedingungen vor. Diese Annahme wurde auf Basis der Untersuchungen zum Schichtverbundgießen gemäß Kapitel 5.3 getroffen. Der Substratstrang und die Aufgießeinheit waren hingegen in der Simulation thermisch voneinander isoliert. An allen übrigen Kontaktflächen zwischen den verschiedenen Stoffgebieten betrug der Wärmeübergangskoeffizient einheitlich  $500 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ .

Ausgehend von den beschriebenen Anfangs- und Randbedingungen wurde für die 2D-Simulationsrechnungen eine zu simulierende Zeit von 100 s vorgegeben, die sich als ausreichend erwies, um annähernd stationäre thermische Bedingungen sicherzustellen. Die Auswertung der Simulationsergebnisse erfolgte sodann auf Basis dieses stationären Temperatur- bzw. Strömungsfeldes.

## 7.2.2 Ergebnisse

In einem ersten Schritt wurde untersucht, welchen Einfluss das Strangdickenverhältnis  $D$  sowie die anfängliche Substratstrangtemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  auf den thermischen Haushalt in der Verbundgießzone ausüben. Abbildung 7-3 zeigt exemplarisch die berechneten stationären Temperaturfelder in der Verbundgießzone nach einer simulierten Zeit von 100 s für drei unterschiedliche Strangdickenverhältnisse und zwei Substratstrangtemperaturen.

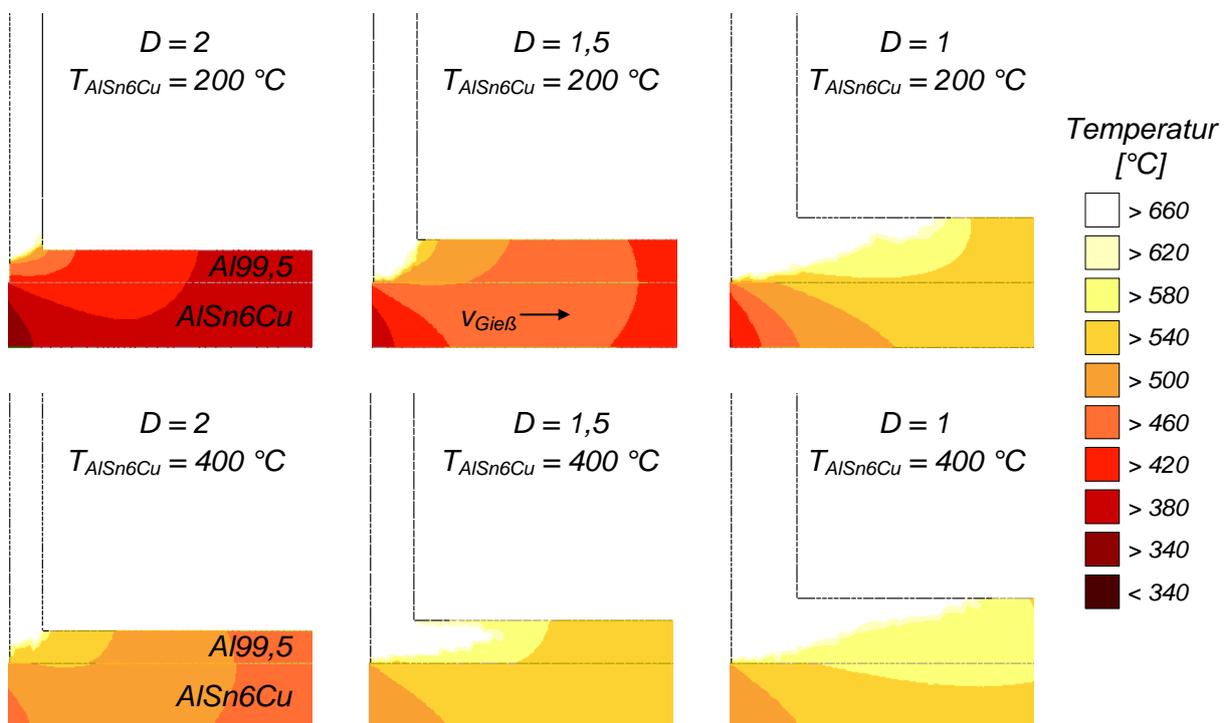


Abbildung 7-3: Berechnete stationäre Temperaturfelder bei Variation des Strangdickenverhältnisses  $D$  und der Substratstrangtemperatur  $T_{AlSn6Cu}$

Den dargestellten Simulationsergebnissen lagen eine Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  von 250 mm/min sowie eine Gießtemperatur  $T_{Al}$  von 750 °C zugrunde. Zudem entsprach die Breite des vertikalen Aufgießschlitzes  $b$  in allen Fällen der Dicke des Aufgussstranges  $d_2$ , wodurch das Schlitzbreitenverhältnis  $B$  einen Wert von 1 annahm. Wie aus den dargestellten Temperaturfeldern hervorgeht, wird der Substratstrang infolge des Aufgießens des flüssigen Reinaluminiums in allen Fällen intensiv erwärmt. Die sich einstellenden thermischen Verhältnisse sind bei gegebenen Wärmeabfuhrbedingungen und festgelegter Substrattemperatur abhängig von der durch das flüssige

Reinaluminium zugeführten Wärmemenge pro Zeiteinheit. Eine Verringerung des Strangdickenverhältnisses  $D$  bewirkt dabei eine Zunahme des über den Aufgießschlitz eingebrachten Enthalpiestroms, wodurch eine deutliche Erhöhung des Temperaturniveaus im Bereich der Verbundgießzone zu verzeichnen ist. Auch die Erhöhung der Substrattemperatur von 200 °C auf 400 °C führt zu einem merklichen Temperaturanstieg im Kontaktbereich zwischen dem Substrat- und Aufgussstrang. Der Verlauf der 660 °C-Isotherme (Erstarrungsfront im Reinaluminium) macht hingegen deutlich, dass bei großen Strangdickenverhältnissen und niedrigen Substrattemperaturen die Gefahr einer Rückerstarrung des aufgegossenen Reinaluminiums in den vertikalen Aufgießschlitz besteht. Diese Tendenz ist in erster Linie auf die nahezu idealen Wärmeübergangsbedingungen zwischen den Gusswerkstoffen sowie deren hohe Wärmeleitfähigkeiten zurückzuführen. Eine derartige Rückerstarrung würde im realen Gießprozess das Abziehen des Stranges unmöglich machen und muss deshalb vermieden werden.

Detailliertere Informationen bezüglich der thermischen Verhältnisse im Bereich der Verbundgießzone lassen sich anhand des Temperaturverlaufes entlang der Substratbandoberfläche gewinnen, da in diesem Bereich die Verbundbildung durch partielles Aufschmelzen des Substratwerkstoffes erfolgen soll. Im Falle stationärer Gießbedingungen kann dieser örtliche Temperaturverlauf auch als zeitlicher Temperaturverlauf eines mitgeführten virtuellen Thermoelements auf der Substratstrangoberseite interpretiert werden, da über die Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  ein direkter Zusammenhang zwischen der Ortskoordinate  $x$  und der Zeit  $t$  in der Form  $v_{Gieß} = x/t$  besteht. Dadurch wird ein Vergleich mit den in Kapitel 5.3 erläuterten Ergebnissen der Schichtverbundgießversuche möglich. In Abbildung 7-4 sind die simulierten Temperaturverläufe entlang der Substratoberfläche in Abhängigkeit von dem Strangdickenverhältnis  $D$ , der anfänglichen Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  sowie der Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  dargestellt. Bei diesen Berechnungen wurden eine Aufgießtemperatur  $T_{Al}$  von 750 °C sowie ein Schlitzbreitenverhältnis  $B$  von 1 vorgegeben.

Aus den Kurvenverläufen geht hervor, dass bei einer Verringerung des Strangdickenverhältnisses  $D$  höhere Maximaltemperaturen auf der Substratoberfläche

erreicht werden. Zudem lässt sich das höhere Temperaturniveau über eine größere Distanz respektive einen längeren Zeitraum hinweg aufrechterhalten. Auch die Erhöhung der Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  von 200 °C auf 400 °C führt zu einem Anstieg der erzielbaren Maximaltemperaturen, wenngleich dieser Effekt bei größeren Strangdickenverhältnissen stärker ausgeprägt ist. Eine Steigerung der Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  von 200 mm/min auf 300 mm/min trägt demgegenüber kaum zu einer Erhöhung der Maximaltemperaturen auf der Substratbandoberfläche bei.

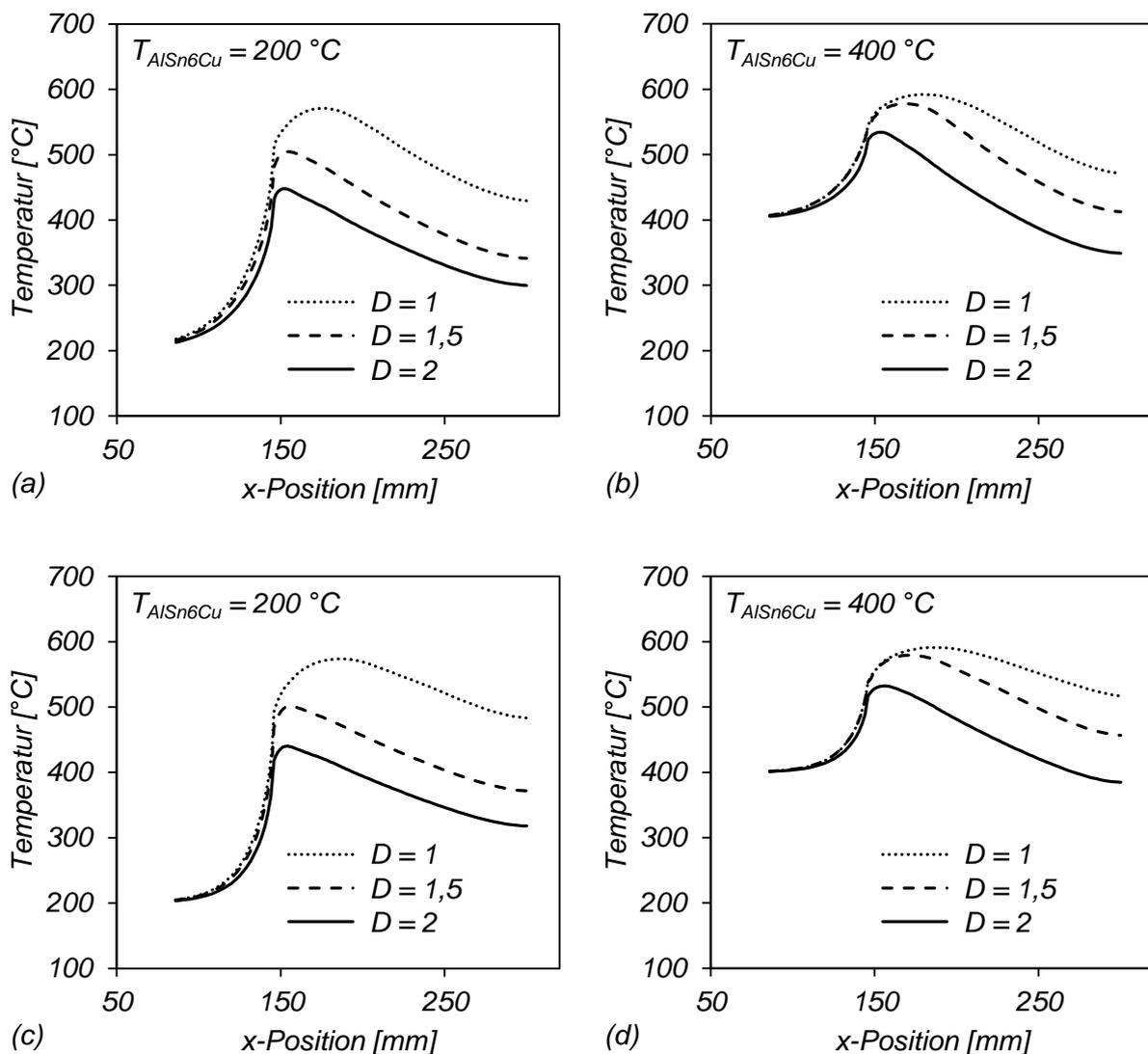


Abbildung 7-4: Simulierte Temperaturverläufe entlang der Substratoberfläche in Abhängigkeit von dem Strangdickenverhältnis  $D$  und der Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  unter Vorgabe einer Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  von 200 mm/min (a; b) und 300 mm/min (c; d)

Den Ergebnissen aus den Schichtverbundgießversuchen zufolge erwies sich die auf der Substratoberfläche erreichte Maximaltemperatur  $T_{max}$  als maßgeblicher Parameter für die Beurteilung der thermischen Verhältnisse in der Verbundzone sowie der zu erwartenden Beschaffenheit des Verbundes zwischen dem Substratwerkstoff AlSn6Cu und Reinaluminium Al99,5. Daher sind die Ergebnisse der durchgeführten 2D-Simulationen anhand dieser Kenngröße zusammenfassend in Abbildung 7-5 und Abbildung 7-6 einander gegenübergestellt. Auf diese Weise wird es ermöglicht, die Einflussnahme der untersuchten geometrischen und prozesstechnischen Parameter quantitativ vergleichen zu können. Weiterhin lassen sich die berechneten thermischen Verhältnisse unter Berücksichtigung der aus den Schichtverbundgießversuchen gewonnenen Erkenntnisse dahingehend beurteilen, ob die Voraussetzungen für die Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes beim kontinuierlichen Verbundgießen prinzipiell realisierbar sind. Für das Schlitzbreitenverhältnis  $B$  wurde hierbei ein Wert von 1 vorgegeben.

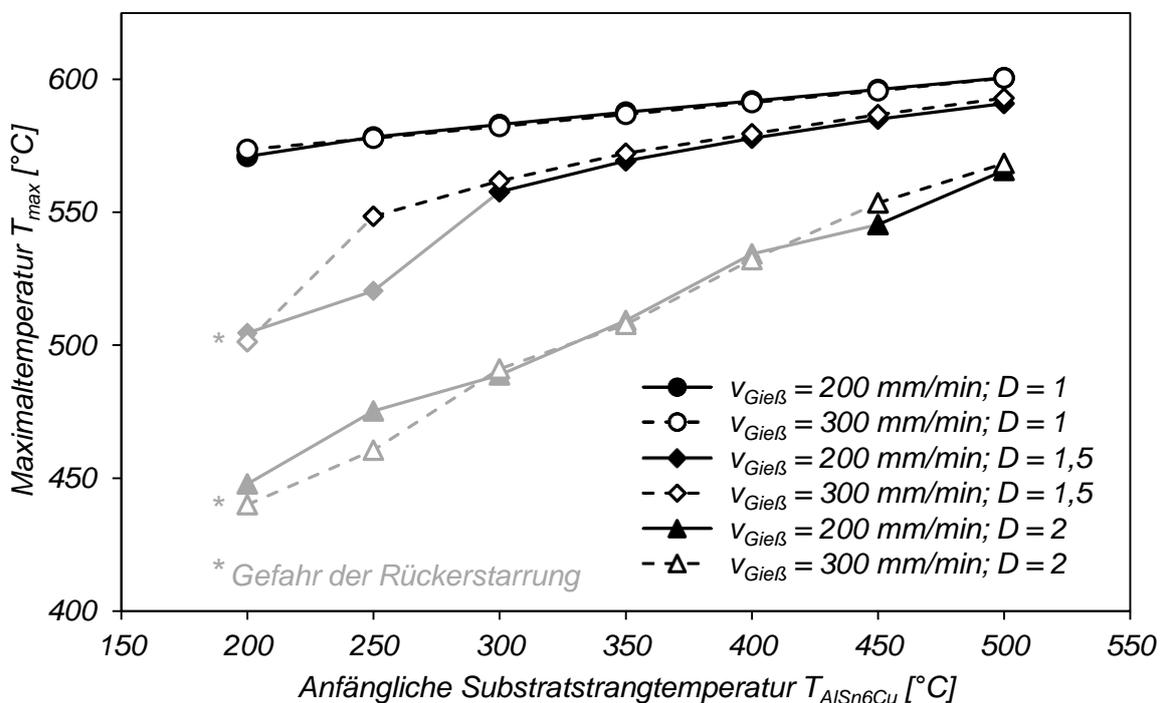


Abbildung 7-5: Berechnete Maximaltemperaturen  $T_{max}$  auf der Substratstrangoberfläche in Abhängigkeit von der Substratstrangtemperatur  $T_{AlSn6Cu}$ , dem Strangdickenverhältnis  $D$  sowie der Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  (Gießtemperatur  $T_{Al} = 750$  °C)

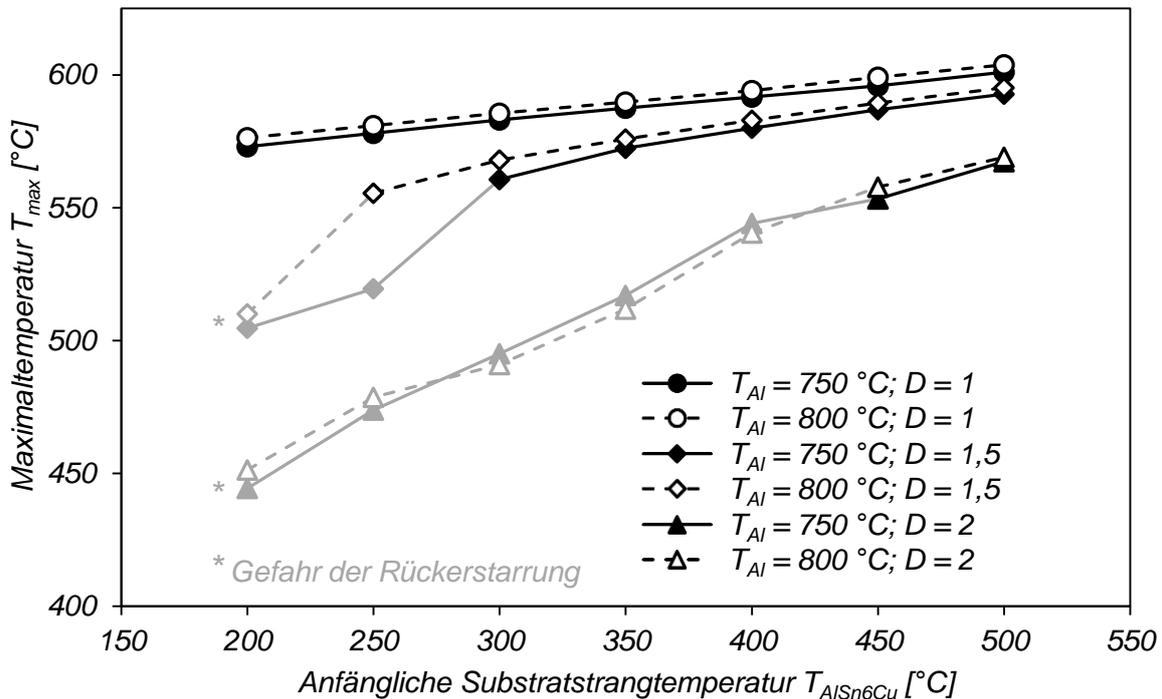


Abbildung 7-6: Berechnete Maximaltemperaturen  $T_{max}$  auf der Substratstrangoberfläche in Abhängigkeit von der Substratstrangtemperatur  $T_{AlSn6Cu}$ , dem Strangdickenverhältnis  $D$  sowie der Gießtemperatur  $T_{Al}$  (Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß} = 250$  mm/min)

Die dargestellten Diagramme verdeutlichen, dass die berechneten Maximaltemperaturen  $T_{max}$  in erster Linie von der anfänglichen Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  sowie dem Strangdickenverhältnis  $D$  bestimmt werden. Im Gegensatz dazu spielen die Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  sowie die Gießtemperatur  $T_{Al}$  im betrachteten Wertebereich eine eher untergeordnete Rolle. Grundsätzlich bewirken kleinere Strangdickenverhältnisse und höhere Substrattemperaturen einen Anstieg des Temperaturniveaus, wodurch mehr Energie für die Verbundbildung durch partielles Aufschmelzen der oberflächennahen Substratbereiche zur Verfügung steht. Dabei ist mit Blick auf das Erstarrungs- bzw. Aufschmelzverhalten des Substratwerkstoffes AlSn6Cu (siehe Abbildung 4-3) zu beachten, dass mit dem Erreichen von Temperaturen oberhalb von etwa 550 °C zunehmend Energie für die Phasenumwandlung vom festen zum flüssigen Zustand benötigt wird. Aufgrund dieses Umstandes wird ein weiterer Anstieg der Maximaltemperaturen in diesem Bereich erschwert. Aus den gezeigten Diagrammen geht ferner hervor, unter welchen Bedingungen die Gefahr

einer Rückerstarrung im aufgegossenen Reinaluminiumstrang besteht. Bei einem Strangdickenverhältnis von  $D = 2$  ist dies dann der Fall, wenn für die anfängliche Substrattemperatur Werte von weniger als  $450\text{ °C}$  vorgegeben wurden. Bei einem Strangdickenverhältnis von  $D = 1,5$  ist gemäß den Simulationsergebnissen beim Unterschreiten einer Substrattemperatur von  $250\text{ °C}$  mit Problemen aufgrund von vorzeitigem Erstarren zu rechnen.

Schließlich wurde im Rahmen der 2D-Simulationsstudie untersucht, welchen Einfluss die Breite  $b$  des vertikalen Schlitzes in der Aufgießeinheit auf das Strömungs- und Temperaturfeld im Bereich der Verbundzone ausübt. Die Ergebnisse der Simulationsrechnungen sollen im Folgenden am Beispiel eines Strangdickenverhältnisses von  $D = 1$  erläutert werden, wobei ihnen eine Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  von  $300\text{ °C}$ , eine Gießtemperatur  $T_{Al}$  von  $750\text{ °C}$  sowie eine Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  von  $250\text{ mm/min}$  zugrunde lagen. Abbildung 7-7 zeigt sowohl das simulierte Temperaturfeld als auch das korrespondierende Strömungsfeld bei stationären Gießbedingungen für den Fall dreier unterschiedlicher Schlitzbreitenverhältnisse.

Die dargestellten Temperaturfelder verdeutlichen, dass eine Verbreiterung des vertikalen Schlitzes zu einer Verminderung der Temperatur in der Reinaluminiumschmelze führt. Die Temperaturwerte am unteren Ende des Aufgießschlitzes  $T_{Ecke}$  liegen unter Vorgabe eines Schlitzbreitenverhältnisses von  $B = 0,5$  bei  $687\text{ °C}$ , wohingegen bei einem Verhältnis von  $B = 2$  eine geringere Temperatur von  $T_{Ecke} = 661\text{ °C}$  zu verzeichnen ist. Diese Abhängigkeit der thermischen Verhältnisse von der Schlitzbreite resultiert aus den fluiddynamischen Gegebenheiten in der Aufgießzone. Bei einer Verringerung der Schlitzbreite erhöht sich die mittlere Strömungsgeschwindigkeit des flüssigen Reinaluminiums, wodurch heiße Schmelze aus dem oberen Bereich der Aufgießeinheit in kürzerer Zeit durch den vertikalen Schlitz nach unten fließt und folglich währenddessen eine geringere Abkühlung durch Wärmeleitungsvorgänge erfährt. Demzufolge kann eine verringerte Breite des vertikalen Aufgießschlitzes zur Verminderung der zuvor erläuterten Gefahr des Rückerstarrens beitragen.

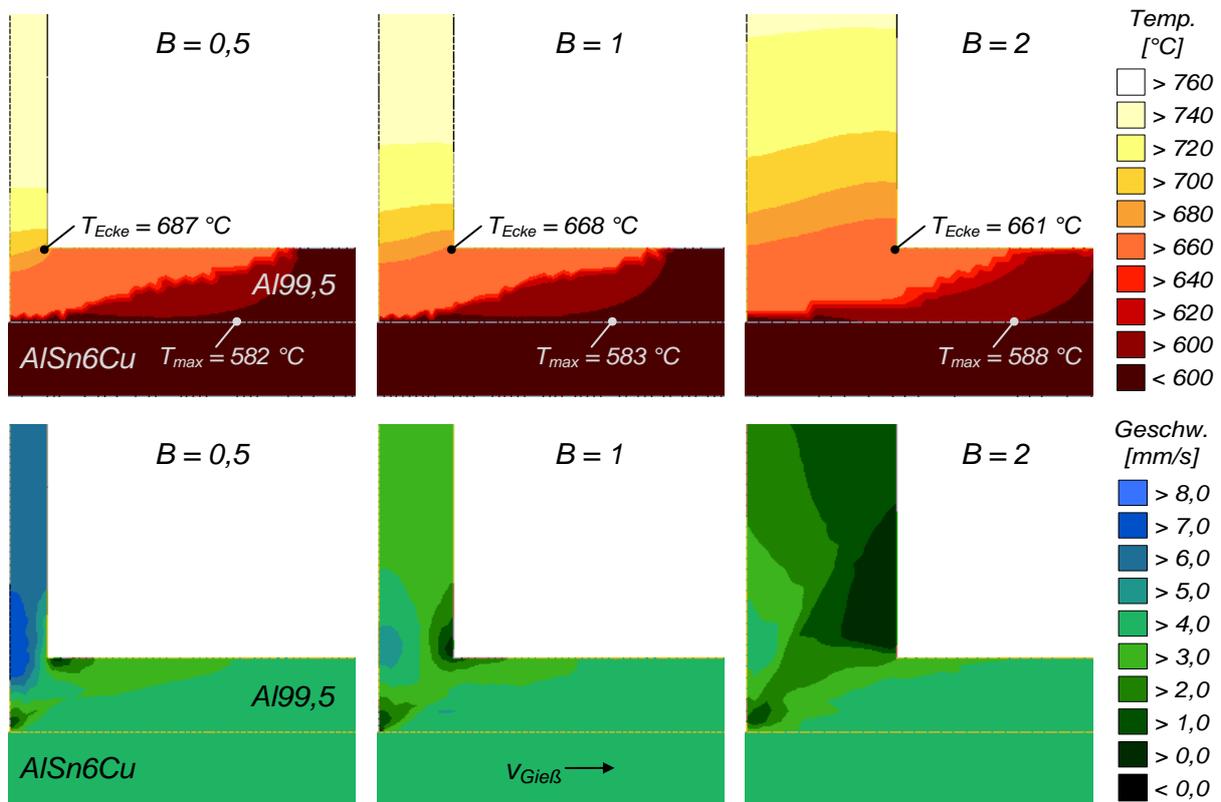


Abbildung 7-7: Einfluss des Schlitzbreitenverhältnisses  $B$  auf das stationäre Temperatur- und Strömungsfeld im Aufgießbereich

Darüber hinaus ergaben die Simulationsergebnisse, dass die auf der Substratbandoberfläche erreichte Maximaltemperatur  $T_{max}$  nur in geringem Umfang vom Schlitzbreitenverhältnis beeinflusst wird. Im gezeigten Fall führt der Einsatz eines breiteren Aufgießschlitzes tendenziell zu einem Anstieg der berechneten Werte für  $T_{max}$ .

### 7.2.3 Folgerungen aus der 2D-Simulationsstudie

Die durchgeführte 2D-Simulationsstudie lieferte sowohl hinsichtlich der konstruktiven Gestaltung des Verbundgießwerkzeuges als auch bezüglich der Prozessführung beim kontinuierlichen Verbundgießen sehr aussagekräftige Ergebnisse. Mittels einer systematischen Parametervariation konnte die Einflussnahme verschiedener geometrischer und prozesstechnischer Parameter auf den Verbundgießprozess untersucht werden. Dabei stellte sich unter Berücksichtigung der Ergebnisse der Schichtverbundgießversuche (siehe Kapitel 5.3) heraus, dass im Kontaktbereich

thermische Bedingungen realisierbar erscheinen, die eine stoffschlüssige Verbundbildung zwischen dem Substratwerkstoff AlSn6Cu und Reinaluminium Al99,5 erwarten lassen.

Das in der Verbundgießzone vorherrschende Temperaturniveau lässt sich den Simulationsergebnissen zufolge in erster Linie durch das Strangdickenverhältnis  $D$  sowie die anfängliche Substrattemperatur  $T_{AlSn6Cu}$  beeinflussen, während die Gießgeschwindigkeit  $v_{Gieß}$  sowie die Aufgießtemperatur  $T_{Al}$  im betrachteten Wertebereich hierfür eine eher untergeordnete Rolle spielen. Dabei gilt es jedoch zu beachten, dass im realen Verbundgießprozess eine Erhöhung der Gießgeschwindigkeit zu einem Anstieg der am Ende der Kokillenstufe 1 vorliegenden Substrattemperatur führt. Darüber hinaus konnte aufgezeigt werden, dass das Schlitzbreitenverhältnis  $B$  insbesondere Einfluss auf die fluiddynamischen und thermischen Gegebenheiten innerhalb des Aufgießschlitzes ausübt.

Ferner wurde im Hinblick auf die Prozessführung beim kontinuierlichen Verbundgießen ein Zielkonflikt offenkundig. Um eine exzessive Erwärmung und folglich ein Abreißen des Substratstranges während der Abziehbewegung zu vermeiden, darf einerseits durch das Aufgießen des flüssigen Reinaluminiums kein zu hoher Wärmestrom in die Verbundgießzone eingetragen werden. Andererseits muss das Temperaturniveau ausreichend hoch sein, um die Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes zu ermöglichen und ein vorzeitiges Erstarren des zugeführten Reinaluminiums im senkrechten Aufgießschlitz – was ebenfalls einen Abbruch des Gießprozesses zur Folge hätte – zu verhindern.

### **7.3 Anlagentechnische Umsetzung**

Auf Basis der aus der 2D-Simulationsstudie gewonnenen Erkenntnisse wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit das in Abbildung 7-8 dargestellte modulare Verbundgießwerkzeug konstruiert und gefertigt. Das Gießen des Substratbandes, das eine Dicke von 12 mm und eine Breite von 150 mm aufweist, erfolgt in der Kokillenstufe 1, während das flüssige Reinaluminium Al99,5 mittels einer beheizten Aufgießeinheit zugeführt wird, die aus dem Gusseisenwerkstoff GJL 200 besteht. Der

entstandene Verbundstrang kühlt anschließend während des Durchlaufens der Kokillenstufe 2 ab.

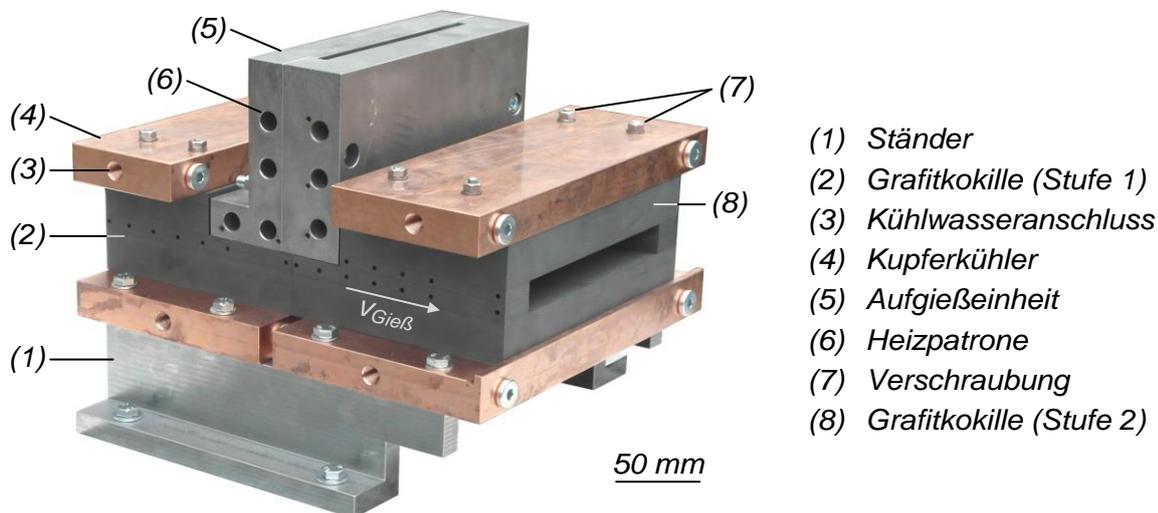


Abbildung 7-8: Modular aufgebautes Verbundgießwerkzeug nach [NERL 14]

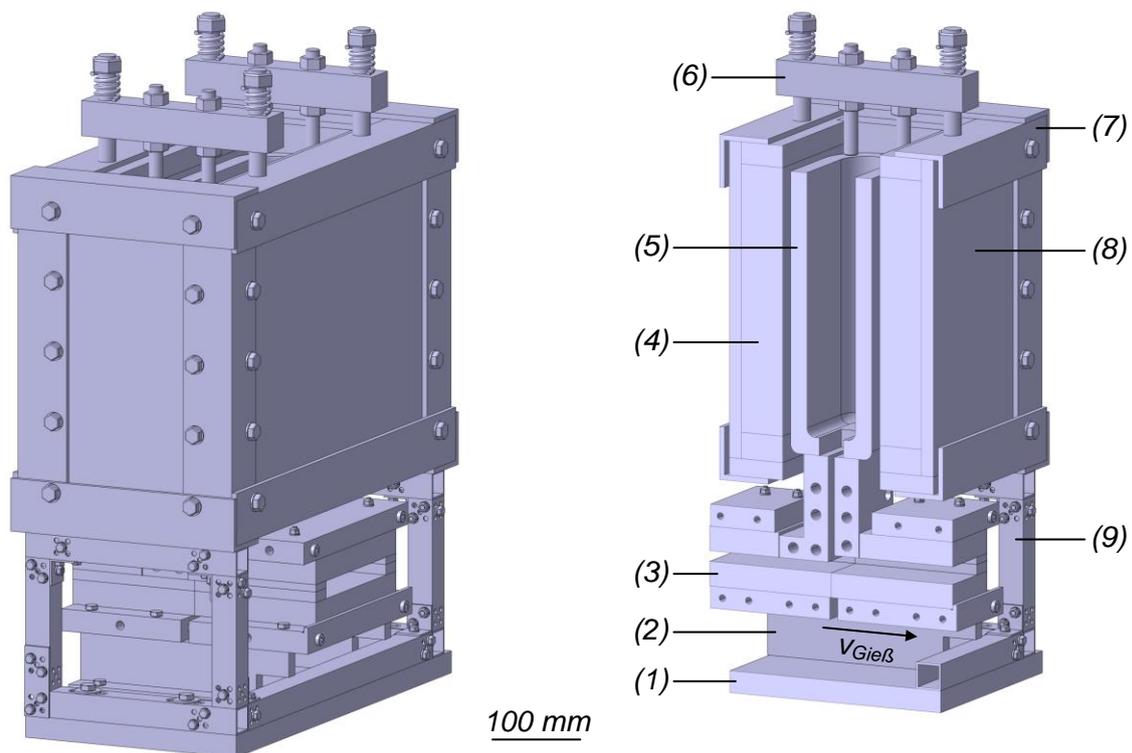
Jede der beiden Grafitkokillen in den Stufen 1 und 2 besteht aus einer Ober- und Unterplatte, die mittels Seitenleisten und Passstiften zu einer Einheit zusammengesetzt werden. Als Kokillenwerkstoff kommt das Spezialgrafit R4550 der Firma SGL CARBON GmbH, Bonn, zum Einsatz. Die beiden Grafitkokillen werden unter Verwendung von jeweils vier durchgehenden Verschraubungen zwischen zwei wasserdurchströmte Kupferkühlplatten geklemmt, die aus dem Werkstoff AMPCOLOY® 972 der Firma AMPCO METAL S. A., Marly (Schweiz), gefertigt sind. Um bei den Stranggießversuchen vergleichbare Wärmeübergangsbedingungen zwischen Kokille und Kühler zu gewährleisten, wurde bei der Montage des Verbundgießwerkzeuges auf eine definierte Vorspannung geachtet, indem die Kokillen-Kühler-Verschraubungen mit einem Anziehdrehmoment von 12 Nm montiert wurden. Die Kühlplatten besitzen jeweils zwei Anschlüsse, über die das Kühlwasser zu- bzw. abströmt. Während sich das Kühlwasser in den beiden oberen Kühlplatten auf zwei parallel verlaufende Kanäle mit einem Durchmesser von 8 mm verteilt, sind die unteren Kühler mit vier derartigen Kühlkanälen ausgestattet.

Sowohl das Strangdickenverhältnis  $D$  als auch das Schlitzbreitenverhältnis  $B$  werden von der konstruktiven Gestaltung der Aufgießeinheit festgelegt, die zweiteilig

ausgeführt ist und aus dem Werkstoff GJL 200 besteht. Durch Austauschen der Aufgießeinheit und Anpassen der Höhe der Grafitseitenleisten in der Kokillenstufe 2 lassen sich dadurch unterschiedliche geometrische Bedingungen beim kontinuierlichen Verbundgießen realisieren. Die Temperierung der Aufgießeinheit, die mit einer Bornitrid-Schlichte (Handelsname HeBoCoat® 10W, Firma Henze BNP GmbH, Kempten) überzogen wird, erfolgt geregelt unter Verwendung von sieben elektrisch betriebenen Heizpatronen (Typ FIREROD®, Firma Watlow GmbH, Kronau). Diese weisen einen Durchmesser von 12,5 mm, eine Länge von 200 mm sowie eine Maximalleistung von jeweils 2000 W auf. Hinsichtlich einer möglichst homogenen Beheizung der Aufgießeinheit sind insgesamt vier Regelzonen definiert, wobei für die Istwert-Erfassung der Temperatur Mantelthermoelemente des Typs K (Klasse 1, Durchmesser 1,5 mm) zum Einsatz kommen, die nahe der Heizfläche platziert sind. Darüber hinaus wird ein Regelgerät der Baureihe RR 600 der Firma Hotset GmbH, Lüdenscheid, eingesetzt.

Mit dem Ziel, den flüssigen Aufgusswerkstoff Al99,5 während des kontinuierlichen Verbundgießens prozesssicher zuführen zu können, wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit ein spezieller Aufgießofen konstruiert und aufgebaut. Das in Abbildung 7-9 gezeigte CAD-Modell verdeutlicht neben der konstruktiven Gestaltung dieses elektrisch beheizten Tiegelofens auch dessen Anbindung an das Verbundgießwerkzeug.

Die Reinaluminiumschmelze befindet sich in einem Tiegel, bei dem es sich um eine Sonderanfertigung der Firma Aug. Gundlach KG, Großalmerode, handelt. Für die Temperierung kommen zwei plattenförmige Keramikfaser-Heizelemente (Typ VF712A12S-0002R, Firma Watlow GmbH, Kronau) zum Einsatz, die auf der dem Tiegel zugewandten Seite mit Heizwendeln versehen sind und laut Herstellerangaben eine Leistung von je 1500 W bei einer maximalen Oberflächentemperatur von 1093 °C aufweisen. Die Beheizung der beiden Platten erfolgt geregelt unter Verwendung des bereits erwähnten Regelgerätes. Zur Istwert-Erfassung der Temperatur sind Mantelthermoelemente des Typs K (Klasse 2, Durchmesser 3 mm) zwischen der Heizplattenoberfläche und der Tiegelwand eingebracht.



- |                              |                     |                            |
|------------------------------|---------------------|----------------------------|
| (1) Grundplatte              | (2) Ständer         | (3) Verbundgießwerkzeug    |
| (4) Keramikfaser-Heizelement | (5) Aufgießtiegel   | (6) Tiegelspannvorrichtung |
| (7) Rahmenprofil             | (8) Wärmedämmplatte | (9) Grundgestell           |

Abbildung 7-9: Konstruktive Ausführung und Anbindung des Aufgießofens an das Verbundgießwerkzeug

Der Tiegel und die Heizelemente bilden die zentralen Bestandteile der Konstruktion, die durch ein stabilisierendes Rahmenprofil aus Stahl und Wärmedämmplatten (Handelsname DOTHERM® 800 M, Firma DOTHERM GmbH & Co. KG, Dortmund) komplettiert wird. Die gesamte Ofeneinheit ist über das Grundgestell, das aus verschraubten Stahl-Hohlprofilen besteht, mit der Grundplatte verbunden, auf der auch das Verbundgießwerkzeug montiert ist. Der Aufgießofen ist so platziert, dass sich der Tiegel senkrecht über der Aufgießeinheit befindet und unter Verwendung der Spannvorrichtung fixiert werden kann.

Um die Möglichkeit zu schaffen, den kontinuierlichen Verbundgießprozess im Labormaßstab experimentell erproben zu können, wurde das entwickelte Verbundgießwerkzeug in die am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen

vorhandene Stranggießanlage integriert. Dabei handelt es sich um ein Gerät des Typs 30/10 D I MCP N der Firma Demag Technica GmbH, Veitshöchheim, das aufgrund seines geringen Platzbedarfes und der hohen Flexibilität hinsichtlich der realisierbaren Versuchsbedingungen für Forschungszwecke ideal geeignet ist. Die Anlage ist mit einer Steuerung der Firma esa4u GmbH, Würzburg, ausgestattet, mit deren Hilfe alle relevanten Betriebsdaten vorgegeben werden können. Der schematische Aufbau dieser Anlage zum horizontalen Stranggießen von Bändern wurde bereits in Kapitel 2.3.2 erläutert. Davon ausgehend zeigt Abbildung 7-10 den um das Verbundgießwerkzeug und den Aufgießofen erweiterten Anlagenaufbau für das kontinuierliche Verbundgießen.

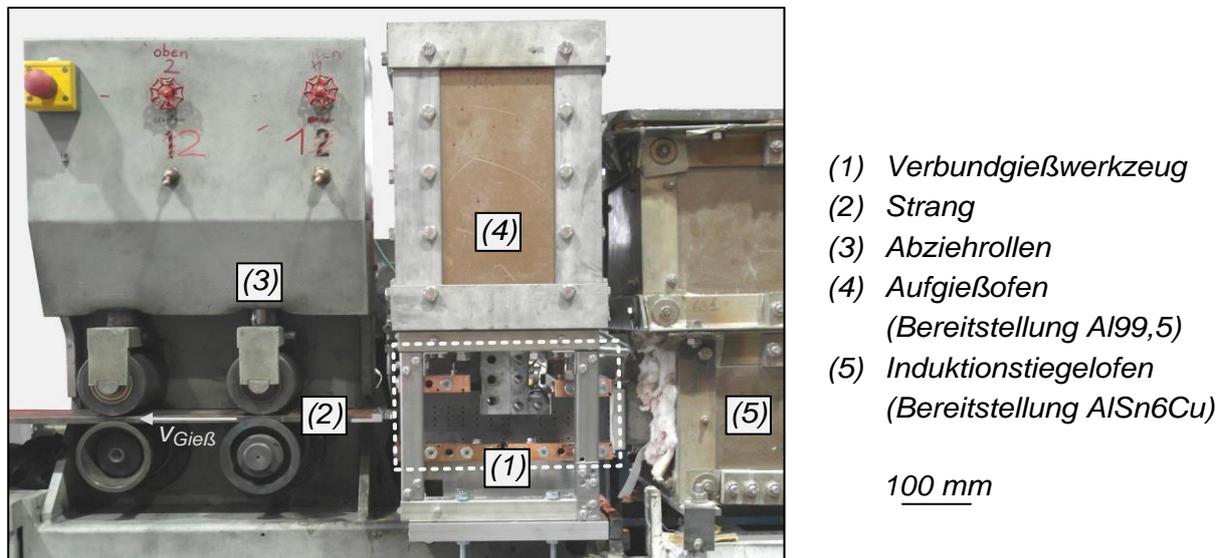


Abbildung 7-10: Integration des Verbundgießwerkzeuges und des Aufgießofens in die bestehende Anlagentechnik nach [NERL14]

Der flüssige Substratwerkstoff AlSn6Cu wird unter Verwendung eines Mittelfrequenz-Induktionstiegelofens (Nennleistung 60 kW) zugeführt, der über einen Spindeltrieb mit dem Verbundgießwerkzeug in ofenabhängiger Anordnung verspannt ist. Der verwendete Schuhtiegel (Firma Vesuvius GmbH, Borken) besitzt ein Fassungsvermögen von etwa 10 l. Die AlSn6Cu-Schmelze gelangt über eine aus Calciumsilikat bestehende Isolationsplatte (Handelsname Monalite®, Firma Promat GmbH, Ratingen) der Dicke 19 mm aus dem Schuhtiegel in das Verbundgießwerkzeug, das ortsfest mit dem Grundgestell der Stranggießanlage verbunden ist. Um ober-

flächliche Unebenheiten auszugleichen und ein ungewolltes Austreten der Schmelze zu verhindern, werden in den Trennfugen zwischen Schuhtiegel, Isolationsplatte und Verbundgießwerkzeug Keramikfaserwolle bzw. -papier der Firma Rath GmbH, Mönchengladbach, eingesetzt. Das Abziehen des Stranges erfolgt mit Hilfe von zwei Rollenpaaren, die von Servomotoren angetrieben werden.

## 8 Untersuchungen zum kontinuierlichen Gießprozess

### 8.1 Experimentelle Untersuchungen

Durch die im vorangegangenen Kapitel 7.3 beschriebene Erweiterung der am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen vorhandenen Anlagentechnik konnte die Möglichkeit geschaffen werden, Verbundstranggießversuche unter verschiedenen Bedingungen durchzuführen. Die Zielsetzung der im Folgenden erläuterten experimentellen Untersuchungen bestand zum einen darin, die prinzipielle Machbarkeit des kontinuierlichen Verbundgießverfahrens nachzuweisen. Im Sinne einer Verfahrenserprobung galt es zu eruieren, unter welchen Gießbedingungen Verbundstränge prozesssicher hergestellt werden können. Zudem sollten die Gussprodukte mit Hilfe metallographischer Analysen im Hinblick auf die erzielbare Verbundqualität untersucht werden. Hinsichtlich der angestrebten 3D-Simulation des Verbundgießprozesses war beabsichtigt, aus den Versuchen relevante Informationen zu gewinnen, auf deren Basis eine fundierte Validierung der Simulationsmodelle möglich ist. Im vorliegenden Fall lag der Schwerpunkt auf der Erfassung von Temperaturwerten an verschiedenen Stellen im Verbundgießwerkzeug, die mit den vorherrschenden Prozessparametern in Zusammenhang gebracht werden können.

Die nachfolgend beschriebenen Untersuchungen zum kontinuierlichen Gießprozess beziehen sich auf die Herstellung von Verbundsträngen, die ein Strangdickenverhältnis von  $D = 1$  bzw.  $D = 1,5$  aufweisen, wobei die Dicke des Substratstranges (Werkstoff AlSn6Cu) in beiden Fällen 12 mm beträgt. Demzufolge variiert die Dicke des Aufgussstranges (Werkstoff Al99,5) zwischen 8 mm und 12 mm. Im Verbundgießwerkzeug wird ein Schlitzbreitenverhältnis von  $B = 0,5$  betrachtet, so dass die Breite des Aufgießschlitzes der halben Dicke des Aufgussstranges entspricht. Die Strangbreite liegt in allen Fällen bei einem Wert von 150 mm.

#### 8.1.1 Versuchsdurchführung

Beim kontinuierlichen Verbundgießen gliedert sich der Versuchsablauf grundsätzlich in zwei Phasen.

### Phase 1: Gießen des Substratbandes

Während der ersten Phase wird nur der Substratwerkstoff AlSn6Cu im Verbundgießwerkzeug vergossen. Zu Versuchsbeginn wird das Einsatzmaterial im induktionsbeheizten Schuhtiegel erschmolzen. Die Kokille ist mittels eines sogenannten Kaltstranges verschlossen, der ein Einfließen der Schmelze in den Formhohlraum verhindert. Mit dem Gießbeginn wird der Kaltstrang, dessen Endstück Hinterschneidungen aufweist, entsprechend der gewählten Abziehbewegung aus der Kokille gezogen. Hierbei erstarrt der Gusswerkstoff, verbindet sich formschlüssig mit dem Kaltstrang und der kontinuierliche Gießprozess kann fortgeführt werden. Je nach gewählter Gießtemperatur, -geschwindigkeit und Kühlintensität stellt sich im Gießwerkzeug nach einer gewissen Zeit ein stationärer Zustand ein, so dass sich der zu- und abgeführte Wärmestrom im Gleichgewicht befinden. Bereits zu Beginn der ersten Phase weisen sowohl der Aufgießofenraum als auch die Aufgießeinheit die gewünschte Betriebstemperatur von 760 °C bis 800 °C auf. Dieses Temperaturniveau entspricht in etwa der Gießtemperatur des in der zweiten Phase zugeführten Aufgusswerkstoffes.

### Phase 2: Kontinuierliches Verbundgießen durch Zuführen des Aufgusswerkstoffes

Nachdem sich im Verbundgießwerkzeug ein stationäres Temperaturfeld ausgebildet hat und der Substratstrang prozesssicher gegossen werden kann, erfolgt die Zuführung des schmelzflüssigen Reinaluminiums Al99,5. Der Aufgusswerkstoff wird in einem separaten Ofen erschmolzen, auf die gewünschte Gießtemperatur erwärmt und in den Aufgießtiegel gefüllt. Von dort fließt die Schmelze durch die Aufgießeinheit und gelangt im Anfangsbereich der zweiten Kokillenstufe auf den Substratstrang. Dieser Aufgießvorgang verursacht einen zusätzlichen Wärmeeintrag im Bereich der Verbundgießzone. Folglich steigt das Temperaturniveau sowohl im Gussprodukt als auch im Verbundgießwerkzeug solange an, bis nach einer gewissen Zeit erneut stationäre Bedingungen vorliegen.

Bei allen durchgeführten Versuchen herrschten in beiden Phasen identische Gießprozessparameter vor, die zusammenfassend in Tabelle 8-1 aufgeführt sind. Die Strangabziehbewegung erfolgte nach dem in Kapitel 2.3.2 beschriebenen Go-Stop-Verfahren. Demnach bestand ein Zyklus aus einer Zieh- sowie einer anschließenden

Wartephase, während der sich eine stabile Strangschale mit ausreichender Festigkeit ausbildet. Unter Vorgabe einer konstanten Hublänge von 7,5 mm wurde die Gießgeschwindigkeit ausschließlich durch die Anpassung der Wartezeit (1,6 s bis 2,0 s) in einem Bereich zwischen 200 mm/min und 260 mm/min verändert. Für die Kühlung der beiden Kokillenstufen im Verbundgießwerkzeug standen zwei unabhängig voneinander regulierbare Kühlwasserkreisläufe zur Verfügung.

<i>Größe</i>	<i>Einheit</i>	<i>Wert</i>
<i>Gießtemperatur AlSn6Cu</i>	<i>°C</i>	<i>750 ± 10</i>
<i>Gießtemperatur Al99,5</i>	<i>°C</i>	<i>800 ± 10</i>
<i>Kühlwasservolumenstrom (Kokillenstufe 1, gesamt)</i>	<i>l/min</i>	<i>18</i>
<i>Kühlwasservolumenstrom (Kokillenstufe 2, gesamt)</i>	<i>l/min</i>	<i>14</i>
<i>Kühlwassereinlauftemperatur</i>	<i>°C</i>	<i>10– 15</i>
<i>Gießgeschwindigkeit</i>	<i>mm/min</i>	<i>200– 260</i>

*Tabelle 8-1: Prozessparameter beim kontinuierlichen Verbundgießen*

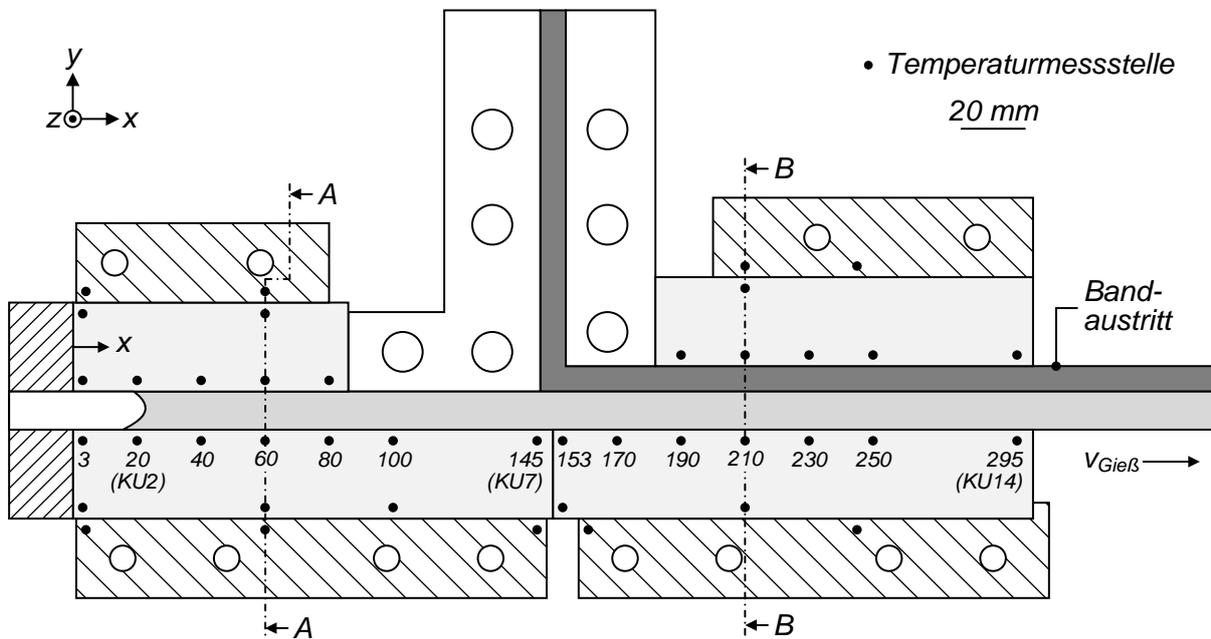
### **8.1.2 Versuchsauswertung**

Für die Auswertung der Verbundstranggießversuche kamen zwei unterschiedliche Methoden zum Einsatz. Zum einen wurden Temperaturmessungen durchgeführt, um Rückschlüsse auf die im Verbundgießwerkzeug vorherrschenden thermischen Verhältnisse bei verschiedenen Versuchsbedingungen ziehen zu können. Zum anderen wurden zur Beurteilung des Makro- und Mikrogefüges der erzeugten Gussprodukte metallographische Untersuchungen vorgenommen.

#### Temperaturmessung

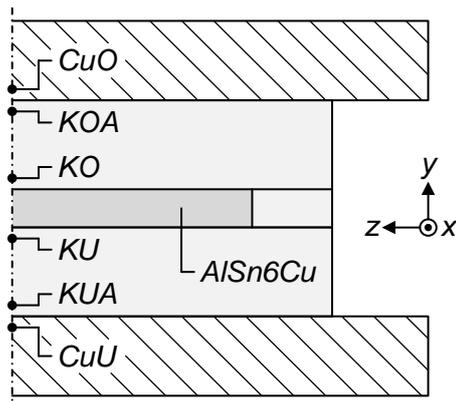
Für die Messung der Temperaturen im Verbundgießwerkzeug wurden Mantelthermoelemente des Typs K (NiCr-Ni) der nach [DIN60584] spezifizierten Klasse 1 mit einem Durchmesser von 1,5 mm eingesetzt. Unter Verwendung des Messsystems TempScan/1100 der Firma IOtech, Inc., Cleveland (USA), wurde in Kombination mit

der Software ChartView ein Messwert pro Sekunde aufgezeichnet. Abbildung 8-1 verdeutlicht die Lage der Temperaturmesspositionen im Verbundgießwerkzeug.



- |     |                     |     |                    |     |                    |
|-----|---------------------|-----|--------------------|-----|--------------------|
| KU  | Kokille unten       | KO  | Kokille oben       | CuU | Kupferkühler unten |
| KUA | Kokille unten außen | KOA | Kokille oben außen | CuO | Kupferkühler oben  |

Schnittansicht A-A:



Schnittansicht B-B:

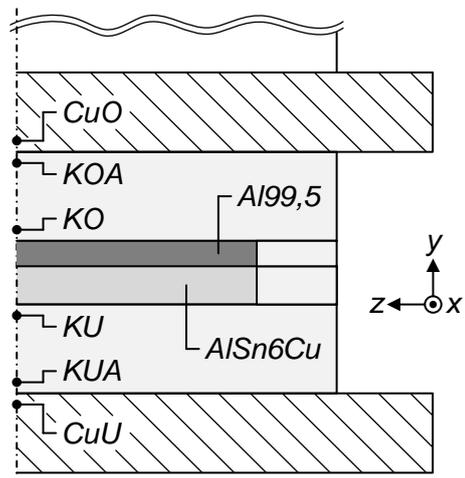


Abbildung 8-1: Lage und Bezeichnung der Temperaturmessstellen im Verbundgießwerkzeug (Positionsangaben in mm)

Sowohl die Grafitkokillenplatten als auch die Kupferkühler wurden mit in z-Richtung verlaufenden Bohrungen versehen, um die Temperaturen in der Symmetrieebene

des Aufbaus erfassen zu können. Die Messungen erfolgten im Bereich der Kontaktflächen zwischen dem Strang und den Kokillen sowie zwischen den Kokillen und den Kupferkühlern. Die Messbohrungen wurden dabei in einem Abstand von 3,5 mm zur jeweiligen Kontaktfläche eingebracht. Für die manuelle Erfassung der Bandaustrittstemperatur während der Gießversuche kam ein mit einem Thermoelement des Typs K ausgerüsteter Oberflächentaster zum Einsatz.

Die Vorgehensweise bei der Auswertung der Temperaturmessungen sei nachfolgend am Beispiel der ab Gießbeginn in der unteren Grafitplatte der Kokillenstufe 1 gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe verdeutlicht (siehe Abbildung 8-2). Die Gießgeschwindigkeit betrug in diesem Fall 200 mm/min. Während des Anfahrvorganges steigen die Temperaturen im Anfangsbereich der Kokille aufgrund der sehr guten Kontaktbedingungen zwischen dem Gusswerkstoff und der Grafitplatte rasch auf Werte von mehr als 500 °C an. Mit zunehmender Entfernung vom Kokillenanfang erfolgt der Temperaturanstieg zeitlich verzögert und die im stationären Gießbetrieb erreichten Werte liegen deutlich niedriger (siehe Abbildung 8-2 a). Der örtliche Temperaturverlauf ergibt sich aus den über der Zeit gemittelten Werten, die während des stationären Gießbetriebes an den verschiedenen Messpositionen im Gießwerkzeug aufgezeichnet wurden (siehe Abbildung 8-2 b).

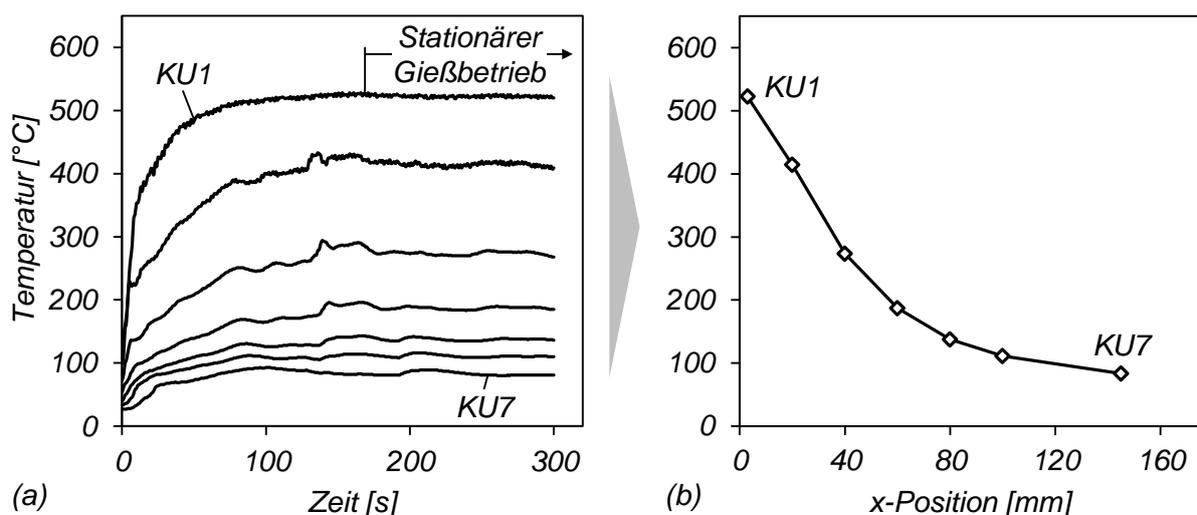


Abbildung 8-2: Gemessene Temperatur-Zeit-Verläufe (a) und Ableitung des örtlichen Temperaturverlaufes bei stationären Gießbedingungen (b) im unteren Teil der Kokillenstufe 1 (Messreihe KU)

### Metallographische Untersuchungen

Die qualitative Beurteilung des Mikro- und Makrogefüges der erzeugten Stranggussprodukte erfolgte auf der Basis von Längsschliffen, die einer lichtmikroskopischen Untersuchung unterzogen wurden. Die Entnahmeposition der Schliffproben ist in Abbildung 8-3 dargestellt. Bei der Präparation wurden die Proben zunächst auf SiC-Papier (Körnung 80 bis 2500) nass geschliffen und anschließend unter Verwendung einer Diamantsuspension (Korngrößen 6  $\mu\text{m}$  und 3  $\mu\text{m}$ ) poliert. Das Endpolieren erfolgte schließlich mit Hilfe einer kolloidalen Si-Suspension (OP-S, Korngröße 0,04  $\mu\text{m}$ ). Für den Fall, dass eine Kontrastierung der Gefügestruktur der zu untersuchenden Aluminiumwerkstoffe erwünscht war, kam ein chemisches Ätzverfahren nach [PETZ94] zum Einsatz. Als Ätzmittel wurde eine aus 100 ml destilliertem Wasser und 1 g bis 2 g Natriumhydroxid bestehende Lösung verwendet. Die optische Auswertung der Schliffe wurde unter Zuhilfenahme eines Lichtmikroskops des Typs Axioplan II der Firma Carl Zeiss AG, Oberkochen, vorgenommen.

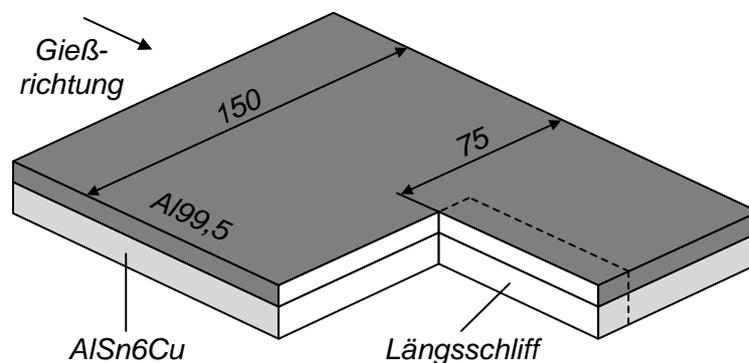


Abbildung 8-3: Entnahmeposition der Schliffproben im Verbundstrang

## 8.2 3D-Simulation

Um den kontinuierlichen Verbundgießprozess realitätsnah abbilden zu können, wurden unter Verwendung der in Kapitel 6.1 beschriebenen Software WinCast® 3D-Simulationen mittels gekoppelter Temperaturfeld- und Strömungsberechnungen durchgeführt. Hinsichtlich der geometrischen Gestalt des Verbundgussproduktes konzentrierten sich die Untersuchungen auf Strangdickenverhältnisse von  $D = 1$  und  $D = 1,5$ . Entsprechend den realen Versuchsbedingungen gliederte sich der Ablauf der Simulationsrechnungen ebenfalls in zwei Phasen, um sowohl das Gießen des Substratstranges als auch das anschließende kontinuierliche Verbundgießen unter Zuführung des Aufgusswerkstoffes zu erfassen.

Die geometrische Modellierung erfolgte auf Basis der 3D-CAD-Daten des Verbundgießwerkzeuges. Aufgrund seines symmetrischen Aufbaus war es ausreichend, bei den Berechnungen lediglich eine Hälfte der Anordnung zu betrachten. Abbildung 8-4 zeigt exemplarisch das 3D-Simulationsmodell mitsamt einer Detailansicht der Vernetzung im Aufgießbereich für das Dickenverhältnis  $D = 1$ .

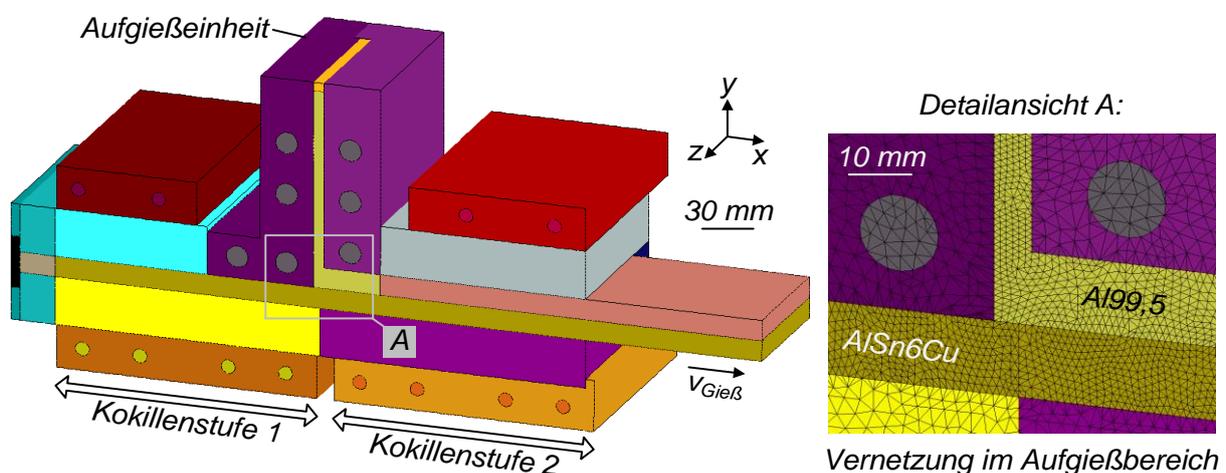


Abbildung 8-4: 3D-Simulationsmodell für die Finite-Elemente-Berechnung des kontinuierlichen Verbundgießprozesses

Die vernetzte Geometrie des Verbundgießwerkzeuges enthält alle Komponenten der realen Anordnung und ist aus insgesamt 31 Schichten in z-Richtung aufgebaut. Jede einzelne Schicht besteht aus prismatischen Elementen, die eine dreieckige

Grundfläche aufweisen. In den Bereichen, die den Gusswerkstoffen entsprechen, lag eine maximale Elementkantenlänge von 2 mm vor. Um einen exakten Vergleich zwischen berechneten und gemessenen Temperaturwerten zu ermöglichen, wurden bei der Vernetzung Knotenpunkte an den zuvor gezeigten Messpositionen platziert (siehe Abbildung 8-1). Den verschiedenen Komponenten des Geometriemodells (z. B. Stränge, Kokillenplatten, Kühler) wurden die entsprechenden thermophysikalischen Werkstoffkennwerte zugewiesen, die in Kapitel 4 aufgeführt sind.

Der geometrischen Modellierung folgte die Vorgabe von Anfangs- und Randbedingungen gemäß den in der Realität vorherrschenden Verhältnissen. Die Gießtemperaturen des Substratwerkstoffes AlSn6Cu sowie des Aufgusswerkstoffes Al99,5 wurden ebenso wie die Temperaturen der Kühlwasserkanäle und der Heizpatronen während der gesamten Berechnungsdauer konstant gehalten und sind der Tabelle 8-1 zu entnehmen. Für die Vorgabe der Gießtemperaturen beider Gusswerkstoffe wurden im Anfangsbereich des Substratstranges sowie am oberen Ende des Aufgießschlitzes spezielle Stoffgebiete definiert. An den Kontaktflächen zweier sich berührender Stoffgebiete galt es, geeignete thermische Randbedingungen in Form von Wärmeübergangskoeffizienten vorzugeben. Hierbei kamen die in Kapitel 6.2 erläuterten Ansätze zum Tragen.

Die im Rahmen der 3D-Simulationsstudie durchgeführten Untersuchungen zielten darauf ab, die während des kontinuierlichen Gießprozesses vorherrschenden thermischen Verhältnisse im Gussprodukt und dem Gießwerkzeug durch Vorgabe geeigneter Randbedingungen hinreichend genau nachzubilden. Auf diese Weise sollten die Grundlagen für weiterführende Untersuchungen geschaffen werden, um Prozessvarianten und -optimierungsmaßnahmen prädiktiv bewerten zu können. Dabei erfolgte die Anpassung der 3D-Simulationsmodelle auf der Grundlage experimentell gewonnener Erkenntnisse im Zuge eines iterativen Kalibrierungs- und Validierungsprozesses, dessen Ablauf in Abbildung 8-5 veranschaulicht ist.

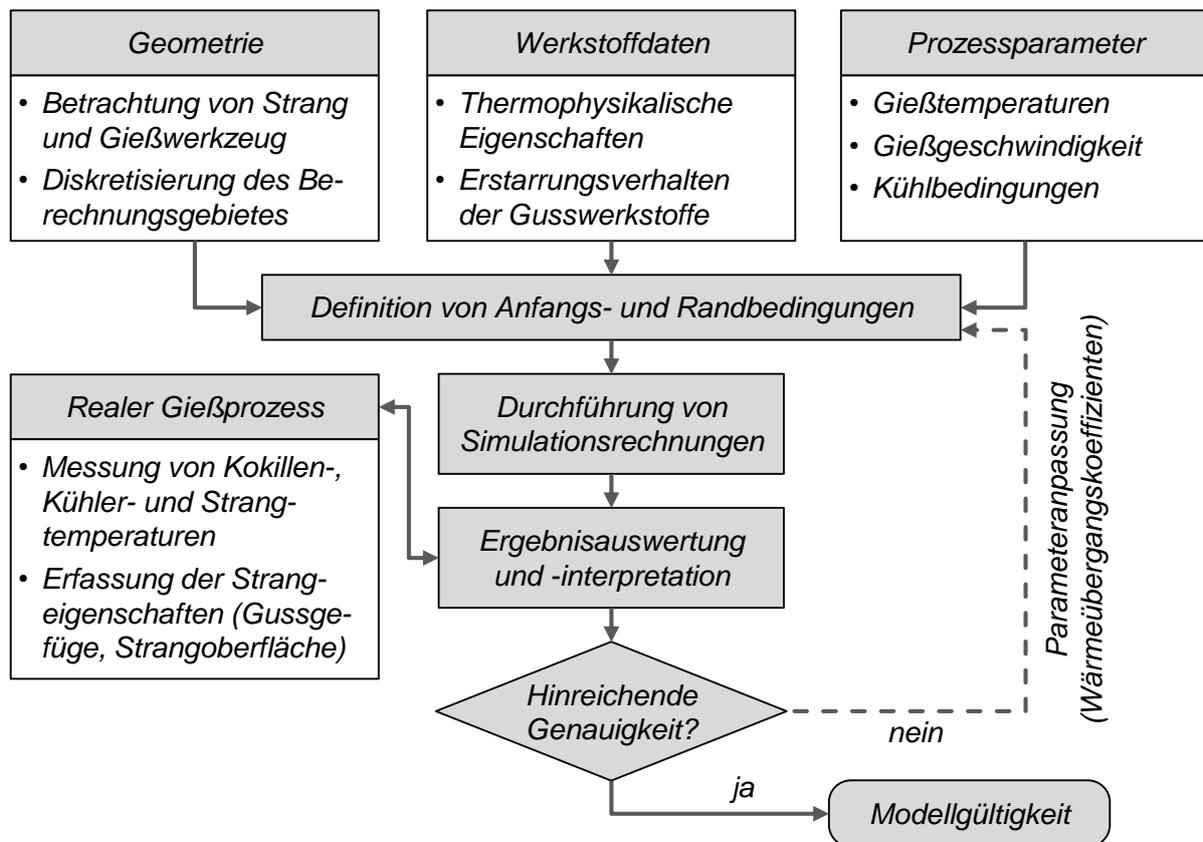


Abbildung 8-5: Vorgehensweise bei der Validierung und Kalibrierung der 3D-Simulationsmodelle

## 8.3 Ergebnisse und Diskussion

### 8.3.1 Gießen des Substratstranges

Während der ersten Phase des kontinuierlichen Gießprozesses wird nur der aus der Legierung AlSn6Cu bestehende Substratstrang gegossen. Für die 3D-Simulation dieses Gießprozesses wurde ausgehend von den erläuterten Anfangs- und Randbedingungen eine zu simulierende Zeit von 200 s definiert. Nach dieser Zeitdauer lag bei allen untersuchten Gießgeschwindigkeiten sowohl im Gussprodukt als auch im Gießwerkzeug ein annähernd stationäres Temperaturfeld vor. Abbildung 8-6 zeigt exemplarisch neben dem Anfangszustand zum Zeitpunkt  $t = 0$  s das für eine Gießgeschwindigkeit von 235 mm/min berechnete stationäre Temperaturfeld im Substratstrang und dem unteren Teil des Verbundgießwerkzeu-

ges. Diese Gießgeschwindigkeit hat sich, wie in Kapitel 8.3.2 erläutert wird, für die Realisierung des kontinuierlichen Verbundgießprozesses als geeignet erwiesen.

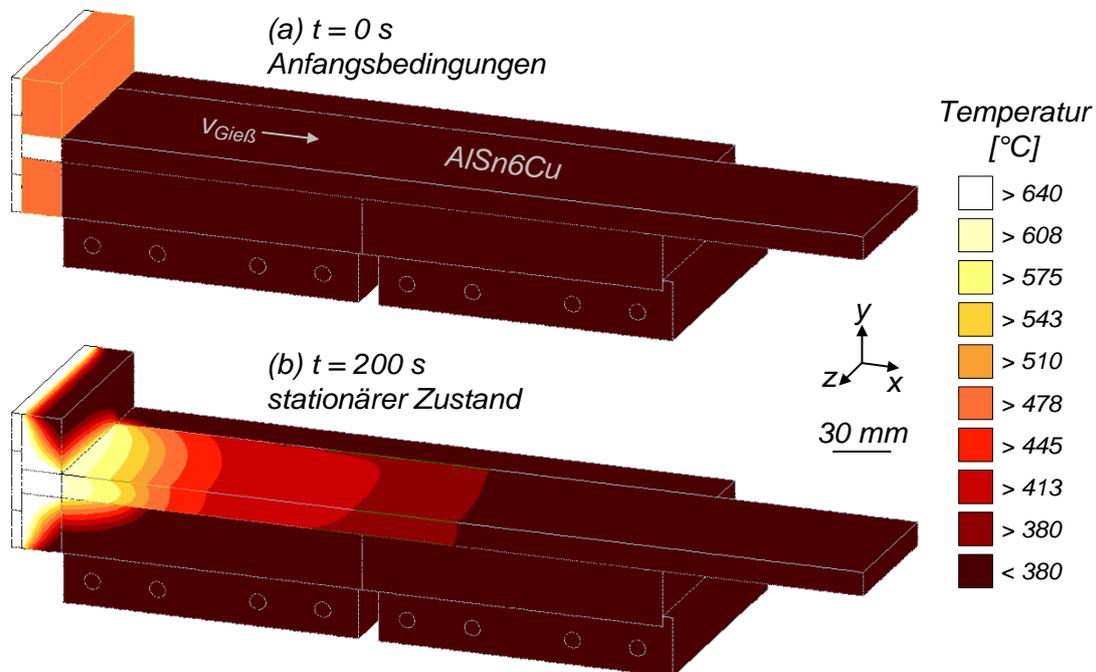


Abbildung 8-6: Simulierte Temperaturfelder beim Gießen des Substratstranges ( $v_{\text{Gieß}} = 235 \text{ mm/min}$ ) nach [NERL14]

Das sich entsprechend den gewählten Prozessparametern einstellende stationäre Temperaturfeld ist maßgebend für die Beurteilung der thermischen Verhältnisse während des Stranggießprozesses. Von besonderer Bedeutung ist hierbei der örtliche Temperaturverlauf im Gießwerkzeug, auf dessen Basis die Anpassung der 3D-Simulationsmodelle an die realen Gegebenheiten erfolgte.

Die experimentellen Untersuchungen ergaben, dass sich der Substratstrang bei ansonsten identischen Gießparametern mit Gießgeschwindigkeiten zwischen 200 mm/min und 260 mm/min prozesssicher herstellen lässt. Bedingt durch das Fassungsvermögen des verwendeten Schuhtiegels lag die maximale Stranglänge bei ca. 6 m. Bei einer Gießgeschwindigkeit von mehr als 260 mm/min bestand die Gefahr der Rissbildung im Bereich der Strangmitte, da sich während der kurzen Wartephase innerhalb eines Ziehzyklus keine ausreichend tragfähige Randschale ausbilden konnte. Bei einer Gießgeschwindigkeit von weniger als 200 mm/min

hingegen drohte der Substratwerkstoff vorzeitig im Übergangsbereich zwischen der Grafitkokille und der keramischen Isolationsplatte zu erstarren, was zur Entstehung von Rissen an den seitlichen Strangrändern führte. Demzufolge galt es, die 3D-Simulationsmodelle unter Berücksichtigung von Gießgeschwindigkeiten zwischen 200 mm/min und 260 mm/min an die realen Bedingungen anzupassen.

#### Thermische Randbedingungen im 3D-Simulationsmodell

Im Zuge der Kalibrierung der 3D-Simulationsmodelle stellte sich heraus, dass die Wärmeübergangskoeffizienten zwischen den Kokillenplatten und den Kupferkühlern im Bereich zwischen 3500 W/(m<sup>2</sup>K) und 6000 W/(m<sup>2</sup>K) liegen. Zwischen den Kupferkühlern und dem Kühlwasser wurden dem jeweiligen Kühlwasservolumenstrom entsprechend Werte von 4000 W/(m<sup>2</sup>K) bis 8000 W/(m<sup>2</sup>K) verwendet. Die Vorgabe der Wärmeübergangsbedingungen zwischen dem Substratwerkstoff AlSn6Cu und den Grafitkokillenplatten erfolgte gemäß dem in Kapitel 6.2.2 erläuterten semiempirischen Ansatz nach Formel 6.2, wobei sich die in Tabelle 8-2 aufgeführten Parameter als geeignet erwiesen.

Wärmeübergang	$f_{s,1}$ [-]	$f_{s,2}$ [-]	$\alpha(f_{s,1})$ [W/(m <sup>2</sup> K)]	$\alpha(f_{s,2})$ [W/(m <sup>2</sup> K)]
Strangunterseite-Kokille	0,98	0,12	1500	200000
Strangoberseite-Kokille	0,80	0,12	4000	200000

*Tabelle 8-2: Parameter zur Beschreibung des Wärmeüberganges zwischen dem Substratstrang und der Kokille*

Bei dieser Modellierung der thermischen Randbedingungen wurde dem Umstand Rechnung getragen, dass beim horizontalen Stranggießen aufgrund des Einflusses der Schwerkraft unterschiedliche Wärmeübergangsverhältnisse an der Strangober- und -unterseite vorliegen (siehe Kapitel 2.3.2). Der an der Strangoberseite frühzeitiger einsetzende Kontaktverlust zur Kokillenplatte bedingt eine Verschlechterung der Wärmeübergangsbedingungen während und nach der Erstarrung des Substratwerkstoffes. Die aus dem gewählten Ansatz resultierenden Verläufe der Wärmeübergangskoeffizienten sind in Abhängigkeit von der Strangoberflächentemperatur in Abbildung 8-7 dargestellt.

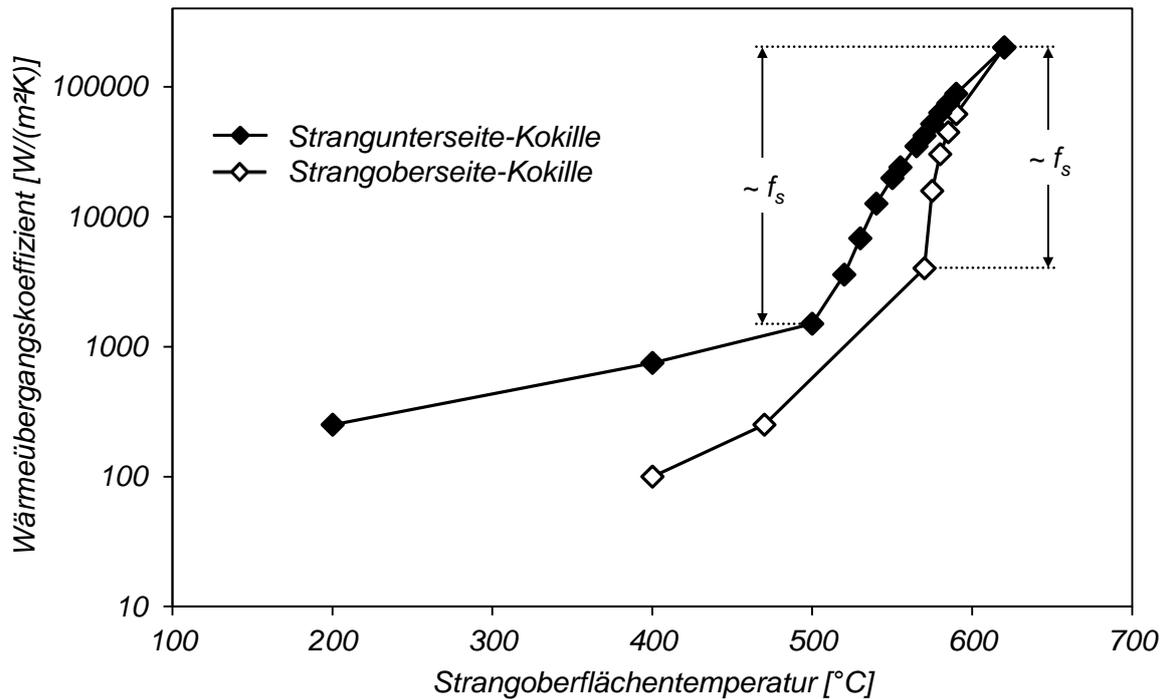


Abbildung 8-7: Temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizienten zwischen dem Substratstrang und der Kokille

#### Vergleich von Versuchs- und Simulationsergebnissen

Den folgenden beiden Abbildungen sind sowohl die berechneten als auch gemessenen örtlichen Temperaturverläufe im Kokillen-Kühler-System für Gießgeschwindigkeiten von 200 mm/min und 260 mm/min zu entnehmen. Während Abbildung 8-8 die thermischen Verhältnisse im unteren Teil des Verbundgießwerkzeuges verdeutlicht, gibt Abbildung 8-9 einen Überblick über die Bedingungen im oberen Teil. Da alle übrigen Gießparameter unverändert blieben, sind die Temperaturunterschiede ausschließlich auf die Veränderung der Gießgeschwindigkeit zurückzuführen.

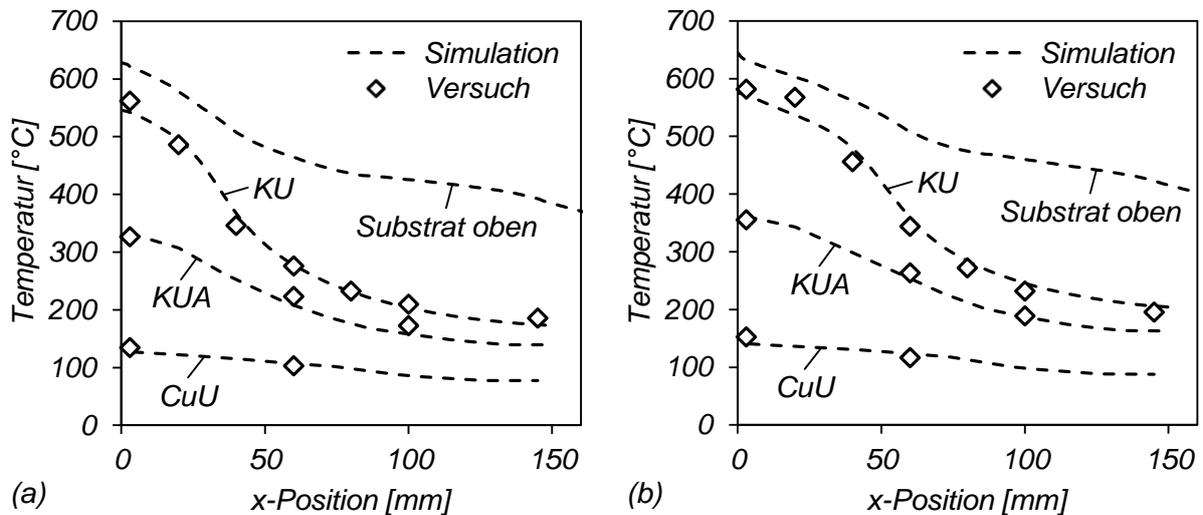


Abbildung 8-8: Berechnete und gemessene Temperaturen im unteren Teil der Kokillenstufe 1 bei stationären Gießbedingungen:  
 (a)  $v_{\text{Gieß}} = 200 \text{ mm/min}$ ; (b)  $v_{\text{Gieß}} = 260 \text{ mm/min}$

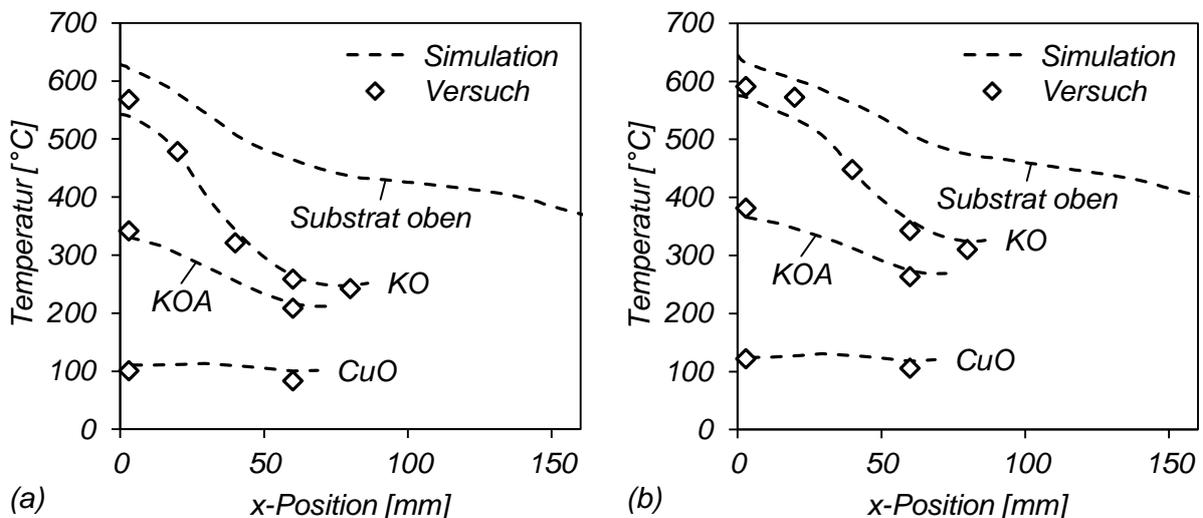


Abbildung 8-9: Berechnete und gemessene Temperaturen im oberen Teil der Kokillenstufe 1 bei stationären Gießbedingungen:  
 (a)  $v_{\text{Gieß}} = 200 \text{ mm/min}$ ; (b)  $v_{\text{Gieß}} = 260 \text{ mm/min}$

Eine Steigerung der Gießgeschwindigkeit von 200 mm/min auf 260 mm/min bedingt einen erhöhten Wärmeeintrag in das Gießwerkzeug, wodurch das Temperaturniveau insbesondere im Anfangsbereich der Kokillenplatten merklich ansteigt. Bei einer Gießgeschwindigkeit von 260 mm/min werden sowohl in der oberen als auch unteren

Kokillenplatte Maximalwerte von fast 600 °C erreicht. Im Zuge der Erstarrung des Substratwerkstoffes verschlechtern sich die Wärmeübergangsbedingungen zwischen Strang und Kokille, wodurch die nahe am Strang erfassten Kokillentemperaturen (Messreihen KU und KO) ab einer x-Position von etwa 30 mm deutlich abfallen. Insgesamt konnte bei beiden untersuchten Gießgeschwindigkeiten eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den gemessenen und berechneten Temperaturverläufen im gesamten Kokillen-Kühler-System erzielt werden. Auch die berechneten Bandaustrittstemperaturen stimmen im vorliegenden Fall mit Werten von 255 °C ( $v_{Gieß} = 200$  mm/min) bzw. 287 °C ( $v_{Gieß} = 260$  mm/min) gut mit den im Versuch gemessenen Daten überein, die bei  $250 \pm 10$  °C ( $v_{Gieß} = 200$  mm/min) und  $290 \pm 10$  °C ( $v_{Gieß} = 260$  mm/min) lagen. Am Ende der Kokillenstufe 1 ( $x = 150$  mm) weist die Substratoberfläche den Simulationsergebnissen zufolge eine Temperatur von 385 °C ( $v_{Gieß} = 200$  mm/min) bzw. 415 °C ( $v_{Gieß} = 260$  mm/min) auf.

Eine weitere Möglichkeit zur Quantifizierung der Wärmeabfuhrbedingungen im Gießwerkzeug besteht im Vergleich der lokalen Wärmestromdichte in y-Richtung, die als Kühlleistung interpretiert werden kann. Hierfür wurde die im stationären Gießbetrieb an einer bestimmten x-Position gemessene Temperaturdifferenz  $\Delta T$  zwischen der Innen- und Außenseite der Grafitkokillenplatten herangezogen. Unter Berücksichtigung der auf den Mittelwert der betrachteten Kokillentemperaturen bezogenen Wärmeleitfähigkeit des Kokillenwerkstoffes  $\lambda_{Grafit}$  und des Abstandes der Messstellen  $\Delta y = 21$  mm berechnet sich die lokale Wärmestromdichte  $\dot{q}$  wie folgt:

$$\dot{q} = \lambda_{Grafit} \frac{\Delta T}{\Delta y} \quad (8.1)$$

Die Ergebnisse der für die Kokillenpositionen  $x = 3$  mm und  $x = 60$  mm durchgeführten Auswertungen sind in Abhängigkeit von der Gießgeschwindigkeit in Abbildung 8-10 dargestellt.

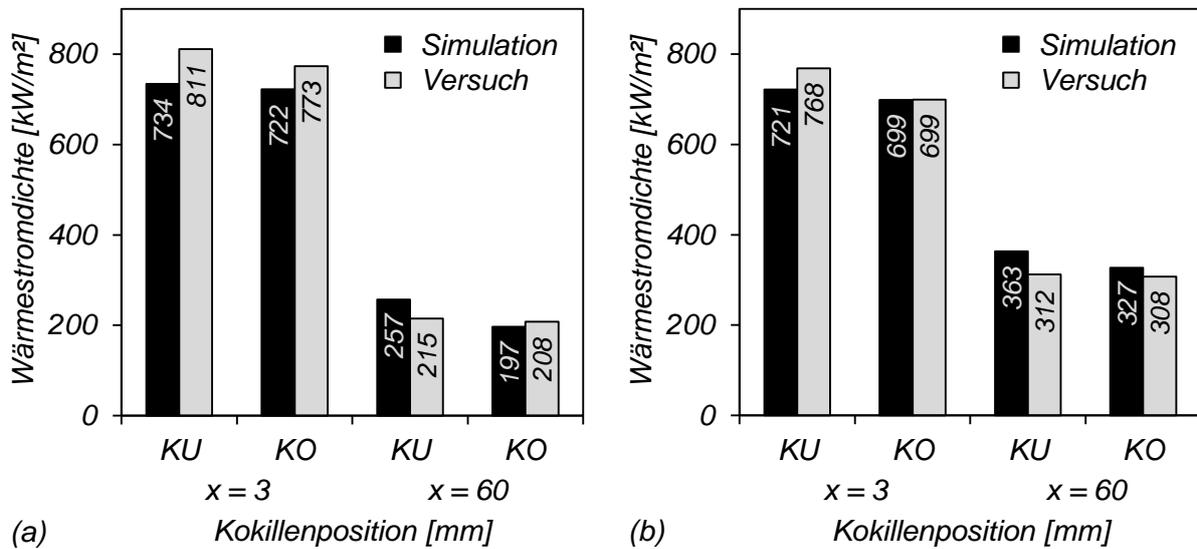


Abbildung 8-10: Gemessene und berechnete lokale Wärmestromdichten in der Kokillenstufe 1: (a)  $v_{\text{Gieß}} = 200 \text{ mm/min}$ ; (b)  $v_{\text{Gieß}} = 260 \text{ mm/min}$

Für beide Gießgeschwindigkeiten sind im Anfangsbereich der Kokille deutlich höhere Wärmestromdichten zu verzeichnen, wobei in der oberen Kokillenplatte tendenziell niedrigere Werte vorliegen als in der unteren. Durch die Erhöhung der Gießgeschwindigkeit wird pro Zeiteinheit eine größere Wärmemenge in das System eingetragen, wodurch die Wärmestromdichte an der Kokillenposition  $x = 60 \text{ mm}$  in beiden Kokillenplatten um etwa 50 % ansteigt. An der Kokillenposition  $x = 3 \text{ mm}$  hingegen führt eine Steigerung der Gießgeschwindigkeit zu einer geringfügigen Abnahme der Wärmestromdichten. Dies ist einerseits auf die Entstehung eines Wärmestaus im Anfangsbereich der Kokille zurückzuführen, wodurch die Temperaturen an den Kokillenaußenseiten im Vergleich zu jenen an den Kokillennenseiten mit zunehmender Gießgeschwindigkeit überproportional ansteigen. Folglich verringert sich die Temperaturdifferenz  $\Delta T$ . Andererseits nimmt die Wärmeleitfähigkeit des Kokillenwerkstoffes mit zunehmender Temperatur ab (siehe Tabelle 4-5), was gemäß der Formel 8.1 ebenfalls zu einer Verminderung der Wärmestromdichte beiträgt.

Die mit der Variation der Gießgeschwindigkeit einhergehende Veränderung der thermischen Verhältnisse in der ersten Kokillenstufe nimmt Einfluss auf das Erstarrungsverhalten des Substratwerkstoffes. Abbildung 8-11 veranschaulicht die im Anfangsbereich der Kokillenstufe 1 simulierten stationären Temperaturfelder, die mit

den in Abbildung 8-8 und Abbildung 8-9 dargestellten Temperaturverläufen korrespondieren.

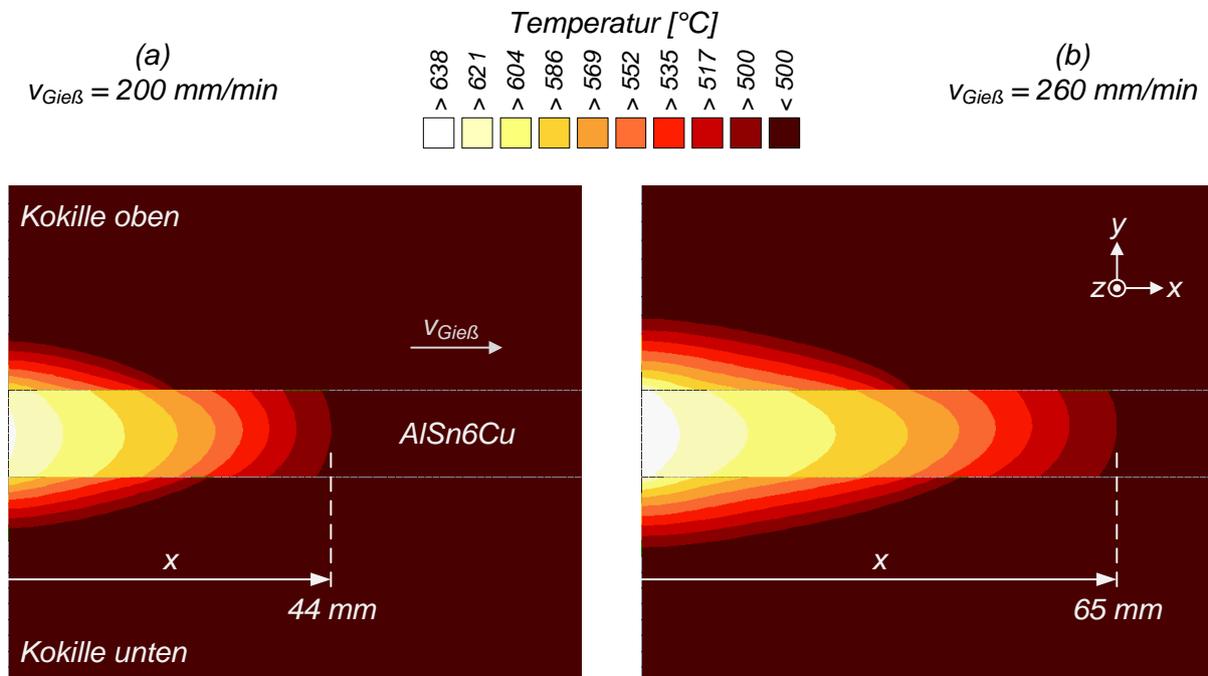


Abbildung 8-11: Simulierte Temperaturfelder in der Kokillenstufe 1 bei stationären Gießbedingungen unter Variation der Gießgeschwindigkeit

Durch die Erhöhung der Gießgeschwindigkeit steigt das Temperaturniveau insbesondere im Anfangsbereich der Kokillenplatten. Folglich setzt auch die Erstarrung im Strang verspätet ein, was anhand der Lage der Isothermen in x-Richtung zu erkennen ist. Die dargestellte Temperaturskalierung von 500 °C bis 638 °C deckt das Intervall ab, in dem der Substratwerkstoff AlSn6Cu hauptsächlich erstarrt (siehe Kapitel 4.1.1). Während der Substratstrang bei einer Gießgeschwindigkeit von 200 mm/min nach einer Distanz von 44 mm auf eine Temperatur von 500 °C abgekühlt ist, wird diese Temperatur im Falle einer Gießgeschwindigkeit von 260 mm/min erst an der Position  $x = 65 \text{ mm}$  erreicht. Darüber hinaus wird deutlich, dass die Erhöhung der Gießgeschwindigkeit von 200 mm/min auf 260 mm/min keinen nennenswerten Einfluss auf die geometrische Form der einzelnen Isothermen im Strang ausübt. Aufgrund der unterschiedlichen Wärmeübergangsbedingungen an der Strangober- und -unterseite ist jedoch in beiden gezeigten Fällen eine

zunehmend asymmetrische Ausprägung der Isothermen zu erkennen. Der auch als „thermische Mitte“ bezeichnete Ort der letzten Erstarrung im Strang ist demnach leicht nach oben verschoben. Diese Beobachtung konnte vereinzelt anhand von metallographischen Gefügeanalysen qualitativ bestätigt werden. Abbildung 8-12 zeigt exemplarisch den Längsschliff einer geätzten Probe aus einem Strang, der mit einer Gießgeschwindigkeit von 235 mm/min gegossen wurde.

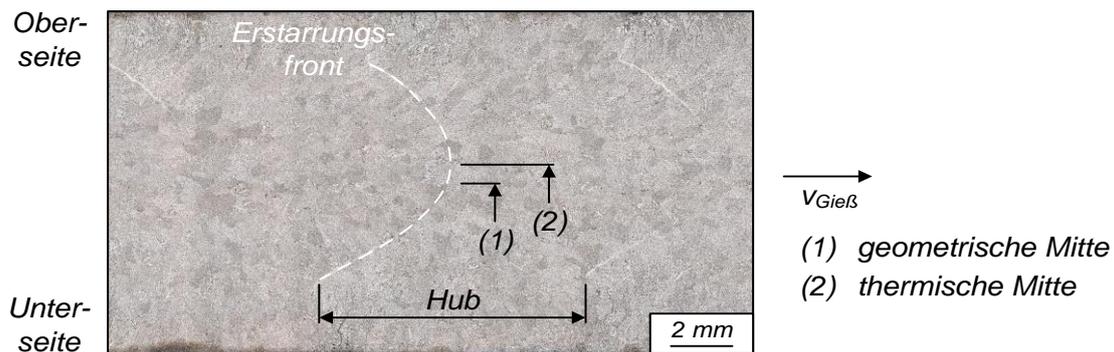


Abbildung 8-12: Verlauf der Erstarrungsfront im Längsschliff

Im Längsschliff sind in regelmäßigen Abständen, die der Hublänge von 7,5 mm entsprechen, auffällige Veränderungen im Gefüge zu erkennen. Diese parabelähnlich erscheinenden Strukturen sind vermutlich, wie in [BERG70] erläutert, auf die während der intermittierenden Go-Stop-Abziehbewegung vorliegenden instationären lokalen Erstarrungsbedingungen in Kombination mit Seigerungsphänomenen zurückzuführen und verdeutlichen die Lage der Erstarrungsfront.

Das Erscheinungsbild der Band- und Kokillenoberflächen gibt ebenfalls Aufschluss über die in der Kokillenstufe 1 vorherrschenden Erstarrungsbedingungen beim Gießen des Substratbandes. Bei Rechteckformaten, die unter Verwendung einer intermittierenden Abziehbewegung gegossen werden, bildet sich die geometrische Gestalt der Erstarrungsfront bei jedem Zyklus in Form von Hubmarken auf der Strangoberfläche ab. Der Abstand zwischen den Hubmarken entspricht der Hublänge von 7,5 mm. Informationen hinsichtlich der Lage der Erstarrungsfront im Gießwerkzeug lassen sich aus dem Zustand der Kokillenoberfläche gewinnen. In Abbildung 8-13 sind die simulierten Temperaturfelder auf der Strangoberseite den entsprechenden Hubmarken in Abhängigkeit von der Gießgeschwindigkeit

gegenübergestellt. Da in der Kokille Wärme auch über die Seitenleisten abgeführt wird, unterliegen die Randbereiche des Stranges einer stärkeren Kühlung und die berechneten Isothermen sind gekrümmt. Bei höherer Gießgeschwindigkeit ist die Krümmung der berechneten Isothermen deutlicher ausgeprägt, wobei eine gute Übereinstimmung mit dem Verlauf der Hubmarken zu erkennen ist.

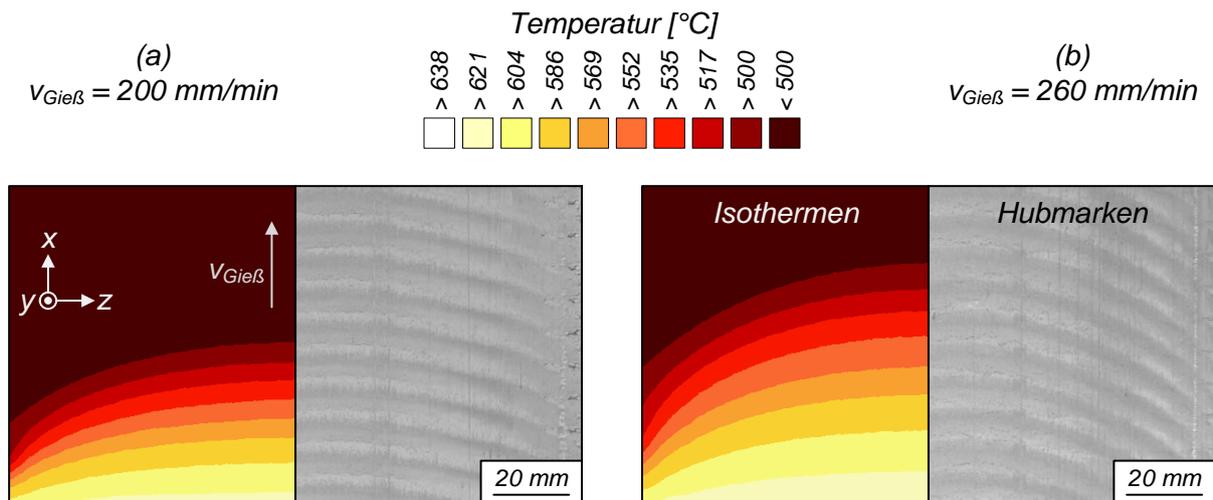


Abbildung 8-13: Vergleich zwischen berechneten Isothermen und Hubmarken auf der Strangoberfläche bei Gießgeschwindigkeiten von 200 mm/min (a) und 260 mm/min (b)

Der Oberflächenzustand der oberen Grafitkokillenplatte, die für das Gießen des in Abbildung 8-13 gezeigten Substratbandes verwendet wurde, ist in Abbildung 8-14 dargestellt. Die Verläufe der Erstarrungsfronten sind für beide Gießgeschwindigkeiten durch gestrichelte Markierungen hervorgehoben. Die abgebildeten Anhaftungen auf der Kokillenoberfläche entstehen während der Abziehbewegung infolge des Kontaktes zwischen der erstarrenden Strangschale und der Kokille.

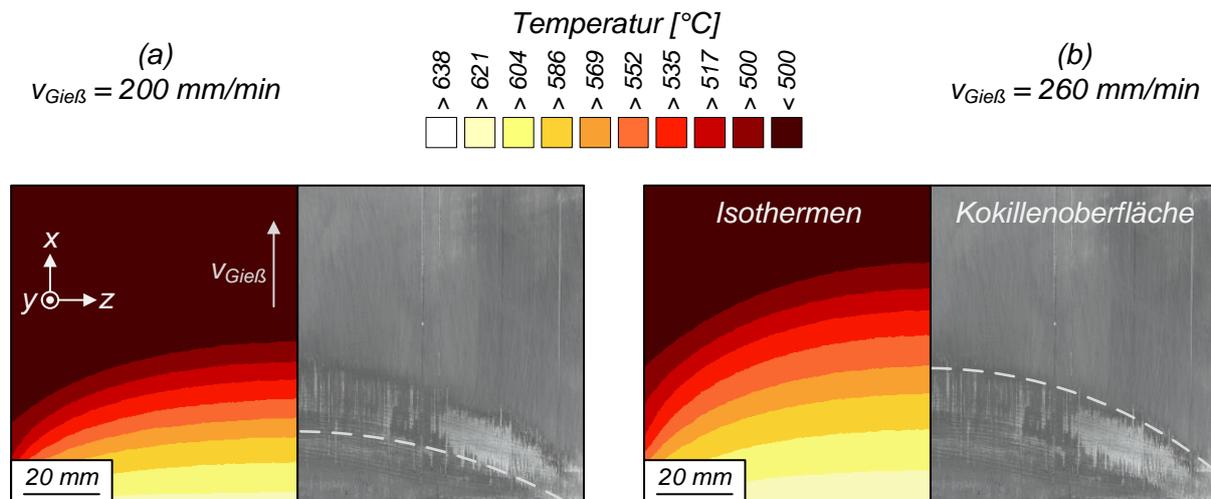


Abbildung 8-14: Berechnete Isothermen an der Strangoberfläche und Anhaftungen auf der oberen Kokillenplatte bei Gießgeschwindigkeiten von 200 mm/min (a) und 260 mm/min (b)

Anhand der Kokillenanhaftungen wird deutlich, dass der Substratwerkstoff AlSn6Cu bei einer Gießgeschwindigkeit von 200 mm/min in der Strangmitte nach einer Distanz von etwa 20 mm den Kontakt zur Grafitkokillenplatte verliert. Bei einer Gießgeschwindigkeit von 260 mm/min ist dies nach etwa 35 mm der Fall. Diese Beobachtungen stimmen gut mit den zuvor erläuterten Ergebnissen der Temperaturmessungen überein (siehe Abbildung 8-9). Zudem deuten die in Abbildung 8-14 dargestellten Sachverhalte darauf hin, dass der Substratwerkstoff bei einer Temperatur von etwa 570 °C den Kontakt zur Kokille verliert.

Insgesamt beschreiben die entwickelten 3D-Simulationsmodelle die realen Bedingungen während des Gießens des Substratstranges mit einem hohen Genauigkeitsgrad. Somit steht ein valides numerisches Werkzeug zur Verfügung, mit dessen Hilfe die Berechnung des kontinuierlichen Verbundgießens unter Berücksichtigung des Aufgießens des Reinaluminiums vorgenommen werden kann.

### 8.3.2 Gießen des Verbundstranges

Auf Basis der Erkenntnisse über das Gießen des Substratbandes wurde mit Blick auf das kontinuierliche Verbundgießen eine Gießgeschwindigkeit von 235 mm/min (Hublänge 7,5 mm, Wartezeit 1,8 s) festgelegt. Alle im Folgenden erläuterten Ergebnisse beziehen sich auf diesen Wert, der im mittleren Bereich des versuchstechnisch realisierbaren Prozessfensters von 200 mm/min bis 260 mm/min liegt. Auf diese Weise konnte während beider Phasen des kontinuierlichen Verbundgießprozesses eine robuste Prozessführung gewährleistet werden. Bezüglich der geometrischen Gestalt des Verbundgussproduktes konzentrierten sich die Untersuchungen auf Strangdickenverhältnisse von  $D = 1$  (Aufgussdicke 12 mm) und  $D = 1,5$  (Aufgussdicke 8 mm) bei einem konstanten Schlitzbreitenverhältnis von  $B = 0,5$ .

Als Anfangsbedingung für die 3D-Simulation des kontinuierlichen Verbundgießprozesses diente das für die erste Phase berechnete stationäre Temperaturfeld im Verbundgießwerkzeug und Substratstrang. Dabei wurde davon ausgegangen, dass die gesamte Aufgießeinheit zu Beginn des Verbundgießprozesses zum Zeitpunkt  $t = 200$  s mit flüssigem Reinaluminium gefüllt ist. Durch die Vorgabe einer zu simulierenden Zeit von weiteren 200 s konnte sichergestellt werden, dass sowohl im Verbundstrang als auch im Verbundgießwerkzeug annähernd stationäre Bedingungen vorherrschten. Die folgende Abbildung 8-15 verdeutlicht den prinzipiellen Ablauf der 3D-Simulation der zweiten Phase des kontinuierlichen Verbundgießprozesses. Dargestellt sind die berechneten Temperaturverteilungen zu Beginn des Verbundgießprozesses (siehe Abbildung 8-15 a) und nach dem Erreichen des stationären Zustandes (siehe Abbildung 8-15 b).

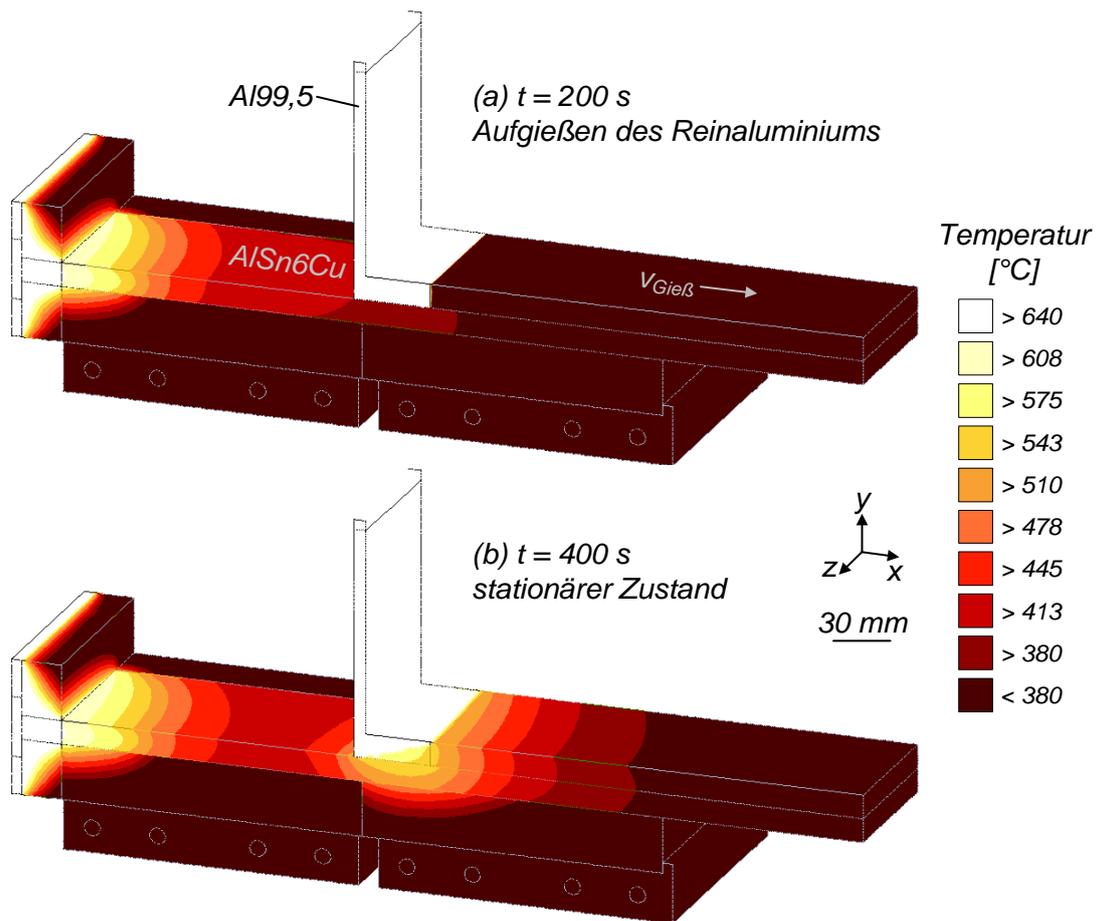


Abbildung 8-15: Simulierte Temperaturfelder beim kontinuierlichen Verbundgießen ( $v_{\text{Gieß}} = 235\text{ mm/min}$ ;  $D = 1$ ;  $B = 0,5$ ) nach [NERL14]

Durch das Zuführen des Aufgusswerkstoffes wird ein hoher Wärmestrom in die Verbundgießzone eingebracht, der im Anfangsbereich der Kokillenstufe 2 zu einer intensiven Erwärmung des Verbundstranges und der unteren Grafitkokillenplatte führt. In Abbildung 8-16 sind die simulierten örtlichen Temperaturverläufe einander gegenübergestellt, die während der ersten und zweiten Phase des kontinuierlichen Verbundgießprozesses bei einem Strangdickenverhältnis von  $D = 1$  in den unteren Grafitkokillenplatten nahe dem Strang (Messreihe KU) vorliegen. Wird nur der Substratstrang gegossen, betragen die Temperaturen im Anfangsbereich der Kokillenstufe 2 rund  $100\text{ °C}$ . Nach dem Zuführen des Reinaluminiums ist ein Anstieg auf annähernd  $500\text{ °C}$  zu verzeichnen, wobei die maximalen Werte im Bereich der Position  $x = 170\text{ mm}$  erreicht werden. Der Temperatursprung an der Position  $x = 150\text{ mm}$  ergibt sich infolge des thermischen Widerstandes, der zwischen den

aneinandergrenzenden Grafitkokillenplatten vorhanden ist. Weiterhin verdeutlicht das gezeigte Diagramm, dass der Aufgießvorgang keinen nennenswerten Einfluss auf den Temperaturverlauf im Anfangsbereich der Kokillenstufe 1 ausübt. Die Erstarrungsbedingungen im Substratband sind demnach nahezu identisch zu jenen, die während der ersten Phase des Verbundgießprozesses vorliegen.

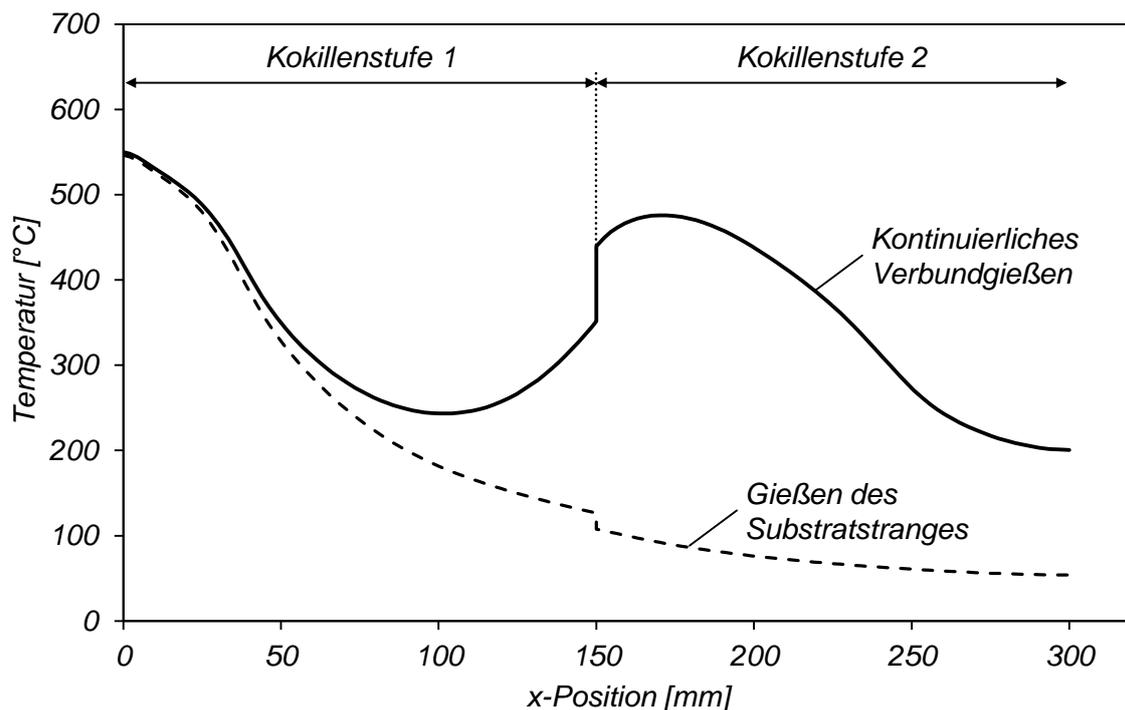


Abbildung 8-16: Simulierte Temperaturverläufe in den unteren Grafitkokillenplatten im stationären Zustand (Messreihe KU;  $v_{\text{Gieß}} = 235 \text{ mm/min}$ ) nach [NERL14]

Für die Beschreibung und Beurteilung der thermischen Verhältnisse während des kontinuierlichen Verbundgießprozesses werden im Folgenden die auf den stationären Gießbetrieb bezogenen örtlichen Temperaturverläufe in der zweiten Kokillenstufe herangezogen.

#### Thermische Randbedingungen im 3D-Simulationsmodell

Für die 3D-Simulation des kontinuierlichen Verbundgießprozesses wurden in der Kokillenstufe 1 dieselben Randbedingungen vorgegeben wie bei der Berechnung des Gießens des Substratstranges (siehe Kapitel 8.3.1). In der Kokillenstufe 2 herrschen

jedoch während des Verbundgießens durch das Zuführen des Aufgusswerkstoffes veränderte Verhältnisse vor. Deshalb war es erforderlich, die thermischen Randbedingungen im 3D-Simulationsmodell an die realen Gegebenheiten anzupassen. Während des Verbundgießens wird das Substratband intensiv erwärmt und liegt im Anfangsbereich der Kokillenstufe 2 partiell im teilflüssigen Zustand vor. Zudem tragen der in der Reinaluminiumschmelze herrschende metallostatistische Druck sowie das Eigengewicht des Aufgussstranges zu einer erheblichen Verbesserung der thermischen Kontaktbedingungen zwischen dem Substratstrang und der unteren Grafitkokillenplatte bei. Um diesen veränderten Gegebenheiten Rechnung zu tragen, erfolgte die Anpassung des Wärmeübergangskoeffizienten im 3D-Simulationsmodell auf Grundlage der Formel 6.2 unter Vorgabe der in Tabelle 8-3 aufgelisteten Parameter.

Wärmeübergang	$f_{s,1}$ [-]	$f_{s,2}$ [-]	$\alpha(f_{s,1})$ [W/(m <sup>2</sup> K)]	$\alpha(f_{s,2})$ [W/(m <sup>2</sup> K)]
Strangunterseite-Kokille	0,98	0,12	50000	200000

*Tabelle 8-3: Parameter zur Beschreibung des Wärmeüberganges zwischen Substratstrang und unterer Grafitplatte in der Kokillenstufe 2 beim kontinuierlichen Verbundgießen*

Darüber hinaus galt es, auch die Wärmeübergangsverhältnisse zwischen der oberen Grafitplatte in der Kokillenstufe 2 und dem aufzugießenden Reinaluminium Al99,5, das im Gegensatz zum Substratwerkstoff AlSn6Cu kein ausgeprägtes Erstarrungsintervall aufweist, realitätsnah abzubilden. Die im Rahmen des Kalibrierungsprozesses erarbeiteten Wärmeübergangskoeffizienten, die die Grundlage für die nachfolgend beschriebenen Simulationsergebnisse bilden, sind zusammenfassend in Abbildung 8-17 aufgeführt. Wie aus dem Diagramm hervorgeht, hängen die Wärmeübergangsbedingungen zwischen Aufgussstrang und Kokille vom Strangdickenverhältnis  $D$  ab. Bei einem Verhältnis von  $D = 1,5$  erstarrt das aufgegossene Reinaluminium bereits innerhalb der Aufgießeinheit vollständig, so dass permanent ein Luftspalt zwischen dem Aufgussstrang und der sich der Aufgießeinheit anschließenden oberen Kokillenplatte vorhanden ist. Für diesen Fall konnten die Wärmeübergangsbedingungen mit einem konstanten Wert von 250 W/(m<sup>2</sup>K) gut

beschrieben werden. Bei einem Dickenverhältnis von  $D = 1$  hingegen erreicht die Erstarrungsfront im Reinaluminium die obere Kokillenplatte, wodurch ein direkter Kontakt entsteht und demnach deutlich höhere Wärmeübergangskoeffizienten anzusetzen sind.

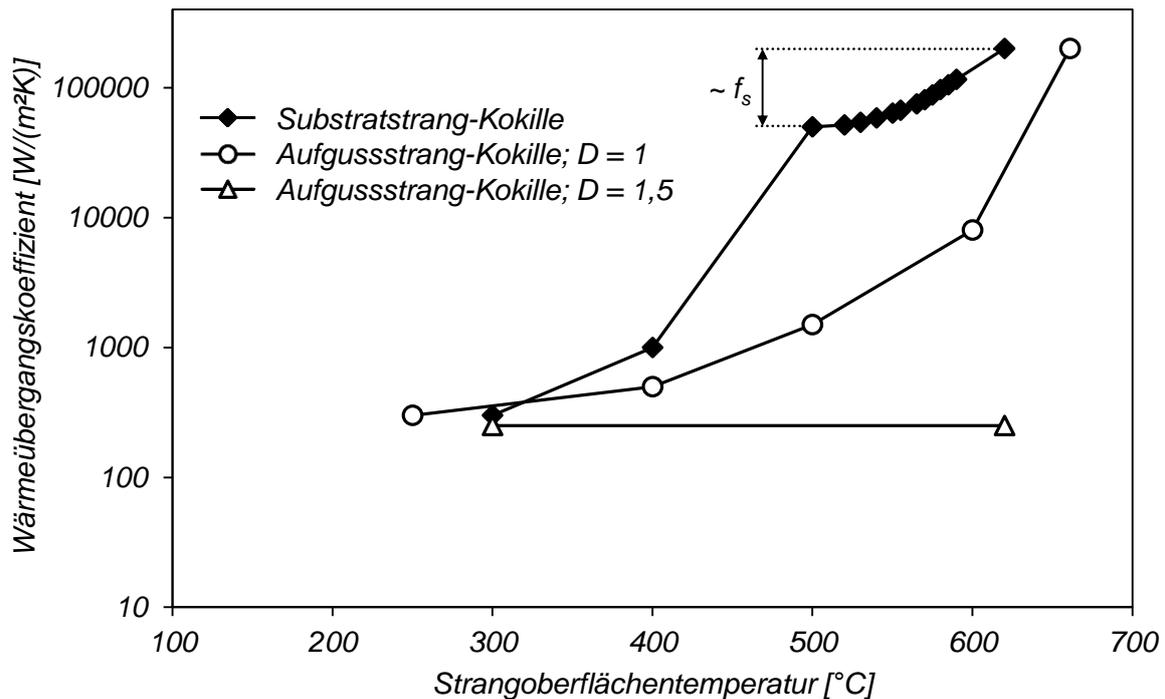


Abbildung 8-17: In der Kokillenstufe 2 wirksame Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Strang und Kokille beim kontinuierlichen Verbundgießen

Zwischen dem Substratstrang und dem aufzugießenden Reinaluminium wurden unter Berücksichtigung der Erkenntnisse aus den Basisuntersuchungen (siehe Kapitel 5.3) mit einem Wärmeübergangskoeffizienten von  $1 \cdot 10^6 \text{ W/(m}^2\text{K)}$  quasi ideale Wärmeübergangsbedingungen vorgegeben.

#### Vergleich von Versuchs- und Simulationsergebnissen

In Abbildung 8-18 sind die simulierten Temperaturfelder in der Kokillenstufe 2 für die beiden Strangdickenverhältnisse  $D = 1$  und  $D = 1,5$  einander gegenübergestellt. Die Erhöhung der Dicke des aufgegossenen Reinaluminiums bedingt eine erhebliche Steigerung des Temperaturniveaus in der Verbundgießzone, wodurch die Erstarrungsfront im Aufgusswerkstoff im Falle eines Strangdickenverhältnisses von

$D = 1$  bis an die obere Grafitkokillenplatte heranreicht. Bei einem Verhältnis von  $D = 1,5$  ist der Aufgusswerkstoff bereits kurz nach dem Auftreffen auf den Substratstrang vollständig erstarrt. Darüber hinaus gilt für beide Fälle, dass das Temperaturfeld über der Strangbreite in  $z$ -Richtung relativ homogen ausgebildet ist. Somit liegen während der Verbundbildung an den Strangrändern vergleichbare thermische Bedingungen wie in der Strangmitte vor.

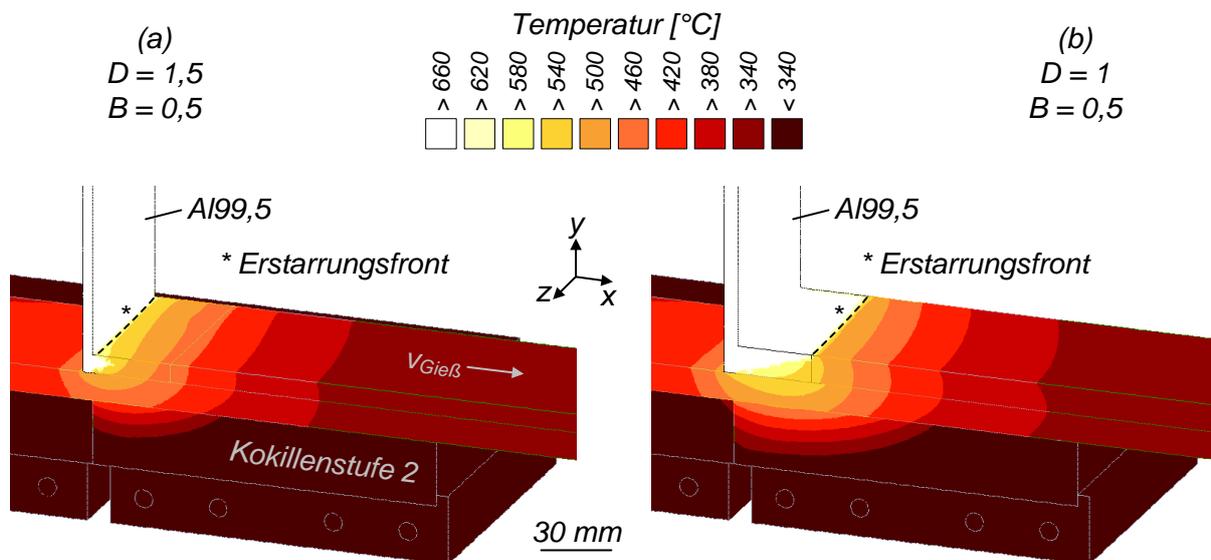


Abbildung 8-18: Simulierte Temperaturfelder in der Verbundgießzone bei Variation des Strangdickenverhältnisses  $D$  ( $v_{\text{Gieß}} = 235 \text{ mm/min}$ ) nach [NERL14]

Eine quantitative Auswertung des Einflusses des Strangdickenverhältnisses  $D$  auf den thermischen Haushalt im Verbundgießwerkzeug lässt sich anhand der örtlichen Temperaturverläufe in der Kokillenstufe 2 vornehmen. Die in Abbildung 8-19 dargestellten Diagramme zeigen für die beiden untersuchten Geometrievarianten die auf den unteren Teil des Verbundgießwerkzeuges bezogenen berechneten und gemessenen Temperaturen. Abbildung 8-20 gibt einen Überblick über die im oberen Teil vorherrschenden Bedingungen. Die für die betrachteten Strangdickenverhältnisse aufgeführten Messwerte stammen von jeweils drei unabhängig voneinander durchgeführten Versuchen, bei denen dieselben Prozessparameter (siehe Tabelle 8-1) vorgegeben wurden.

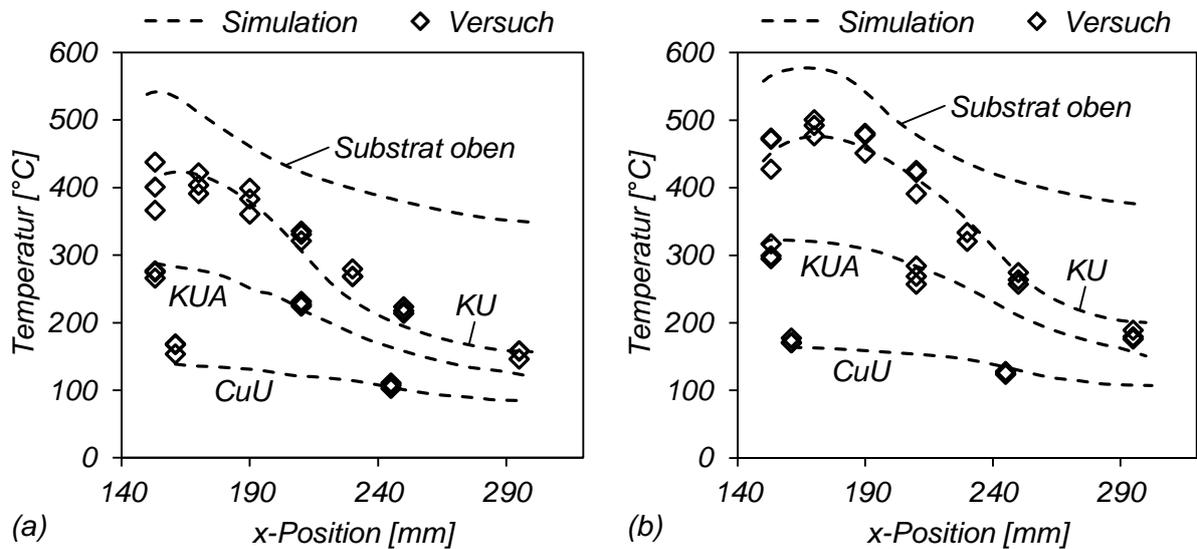


Abbildung 8-19: Berechnete und gemessene Temperaturen im unteren Teil der Kokillenstufe 2 bei stationären Gießbedingungen nach [NERL 14]: (a)  $D = 1,5$ ; (b)  $D = 1$

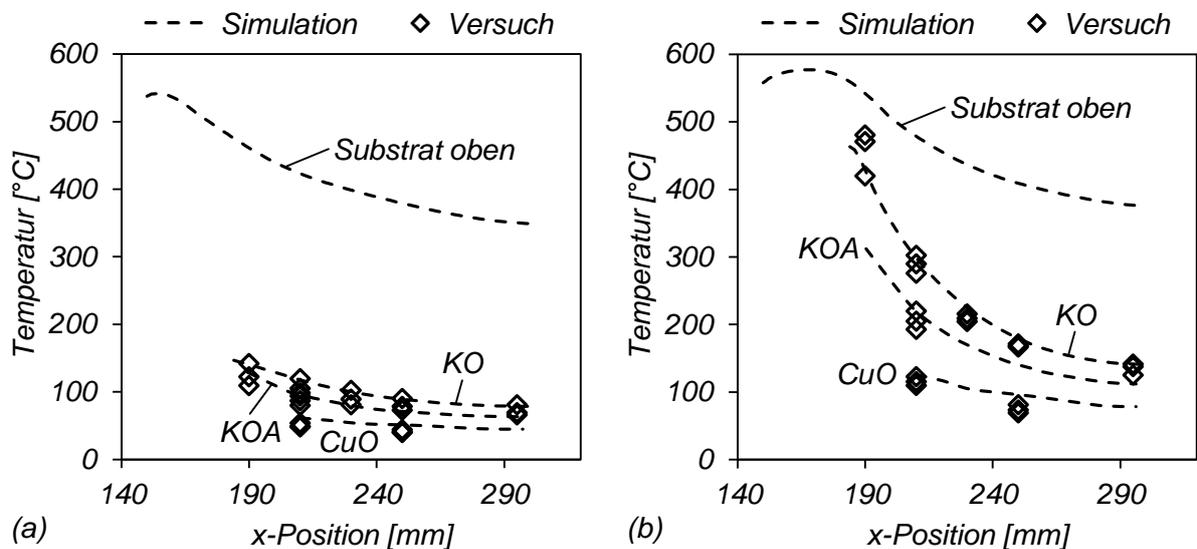


Abbildung 8-20: Berechnete und gemessene Temperaturen im oberen Teil der Kokillenstufe 2 bei stationären Gießbedingungen: (a)  $D = 1,5$ ; (b)  $D = 1$

Insgesamt konnte für die beiden untersuchten Strangdickenverhältnisse ein hoher Übereinstimmungsgrad zwischen den 3D-Simulationsergebnissen und den im unteren bzw. oberen Teil des Verbundgießwerkzeuges gemessenen Temperaturen

erzielt werden. Die Verminderung des Strangdickenverhältnisses führt zu einer deutlichen Erhöhung des Temperaturniveaus in der gesamten Anordnung, wobei sich die Auswirkungen insbesondere in der oberen Grafitkokillenplatte bemerkbar machen. Ursächlich hierfür sind die je nach Strangdickenverhältnis unterschiedlichen Kontaktbedingungen zwischen Aufgussstrang und Grafitplatte, die vom Verlauf der Erstarrungsfront im Reinaluminium abhängen und bereits anhand der Abbildung 8-18 erläutert wurden. Abgesehen von der Temperaturverteilung im Verbundgießwerkzeug liefert die 3D-Simulation sehr aufschlussreiche Erkenntnisse bezüglich der thermischen Verhältnisse im Gussprodukt, die experimentell nicht ohne Weiteres ermittelt werden können. So wird beispielsweise deutlich, dass die Maximaltemperaturen auf der Substratoberseite während des Verbundgießens etwa in einem Bereich zwischen 550 °C ( $D = 1,5$ ) und 590 °C ( $D = 1$ ) liegen, was Unterschiede in Bezug auf die Qualität des Verbundes erwarten lässt.

Überdies stimmen die Simulationsergebnisse für die beiden betrachteten Strangdickenverhältnisse auch hinsichtlich der Bandaustrittstemperaturen gut mit den im Versuch beobachteten Gegebenheiten überein (siehe Tabelle 8-4).

<i>Strangdickenverhältnis <math>D</math> [-]</i>	<i>Bandaustrittstemperatur [°C]</i>	
	<i>Messung</i>	<i>Simulation</i>
$D = 1,5$	$360 \pm 10$	350
$D = 1$	$370 \pm 10$	375

*Tabelle 8-4: Gemessene und berechnete Bandaustrittstemperaturen in Abhängigkeit vom Strangdickenverhältnis  $D$*

In Abbildung 8-21 sind die während des kontinuierlichen Verbundgießens in der Kokillenstufe 2 gemessenen lokalen Wärmestromdichten den simulierten Werten gegenübergestellt. Die in Abhängigkeit vom Strangdickenverhältnis  $D$  dargestellten Versuchswerte entsprechen dabei Mittelwerten, die jeweils auf Basis der Temperaturmessergebnisse aus drei Versuchen unter Verwendung der Formel 8.1 ermittelt wurden. Die zugrunde liegenden Daten sind der Abbildung 8-19 und Abbildung 8-20 zu entnehmen.

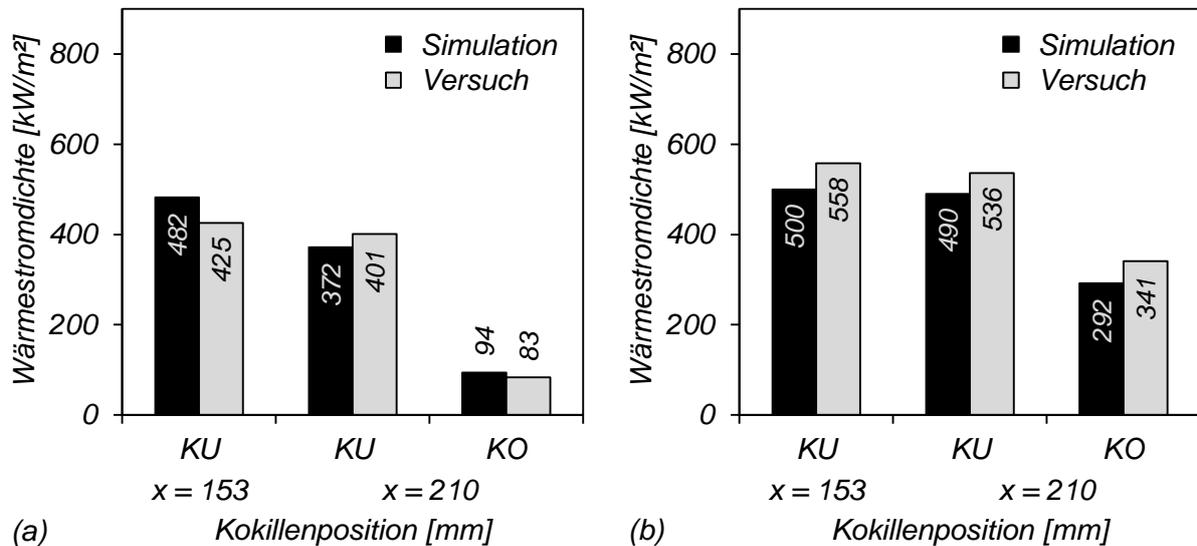


Abbildung 8-21: Gemessene und berechnete lokale Wärmestromdichten in der Kokillenstufe 2: (a)  $D = 1,5$ ; (b)  $D = 1$

Man erkennt im Falle beider Geometrievarianten, dass der Großteil der Wärme während des kontinuierlichen Verbundgießens durch die untere Grafitkokillenplatte (KU) abgeführt wird, wobei ein kleineres Strangdickenverhältnis  $D$  angesichts des erhöhten Wärmeeintrages an beiden betrachteten Kokillenpositionen zu einem Anstieg der Wärmestromdichten führt. Aufgrund der je nach Strangdickenverhältnis unterschiedlichen Kontaktbedingungen zwischen Aufgussstrang und Kokille besteht im Anfangsbereich der oberen Grafitplatte (KO,  $x = 210$  mm) ein erheblicher Unterschied hinsichtlich des flächenbezogenen Wärmestroms.

### 8.3.3 Bewertung der 3D-Simulationsmodelle

Mit Hilfe der entwickelten 3D-Simulationsmodelle wurden mit dem Gießen des Substratstranges und dem anschließenden Aufgießen des Aufgusswerkstoffes beide Phasen des kontinuierlichen Verbundgießprozesses untersucht. Im Zuge eines iterativen Kalibrierungsprozesses konnte hierbei durch Anpassung der thermischen Randbedingungen eine hinreichend genaue Übereinstimmung zwischen den Simulationsergebnissen und den realen Gegebenheiten erzielt werden. Mit Strangdickenverhältnissen von  $D = 1$  und  $D = 1,5$  fanden zwei Geometrievarianten Berücksichtigung, anhand derer die Validität der 3D-Simulationsmodelle im untersuchten

Parameterbereich unter Beweis gestellt werden konnte. Auf dieser Grundlage lassen sich Informationen über den Gießprozess gewinnen, die experimentell nicht ohne Weiteres ermittelt werden können. Als Beispiel hierfür seien die thermischen Verhältnisse in der Kontaktzone zwischen Substrat- und Aufgussstrang genannt. Folglich steht ein aussagekräftiges numerisches Werkzeug zur Verfügung, das zu einer erheblichen Verbesserung des Prozessverständnisses beiträgt und eine solide Basis für weiterführende prädiktive Untersuchungen darstellt.

### **8.3.4 Metallographische Untersuchung der Verbundgussprodukte**

Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen konnten Verbundstränge mit Dickenverhältnissen von  $D = 1$  und  $D = 1,5$  bei einem Schlitzbreitenverhältnis von  $B = 0,5$  unter stabilen Prozessbedingungen hergestellt werden. Die jeweilige Beschaffenheit der Verbundzone zwischen dem Substratwerkstoff AlSn6Cu und dem aufgegossenen Reinaluminium Al99,5 wurde mit Hilfe von Längsschliffproben, die entsprechend der in Kapitel 8.1.2 erläuterten Methodik präpariert wurden, lichtmikroskopisch untersucht. Auf diese Weise sollte nachgewiesen werden, dass das entwickelte kontinuierliche Verbundgießverfahren prinzipiell geeignet ist, um zweischichtige Aluminium-Werkstoffverbunde herzustellen.

Abbildung 8-22 zeigt exemplarisch eine Übersichtsaufnahme sowie die Mikrostruktur in der Verbundzone eines Stranges, der ein Dickenverhältnis von  $D = 1,5$  aufweist. Zur Verdeutlichung der beim intermittierenden Strangabziehen verwendeten Hublänge von 7,5 mm wurde die Oberseite des Verbundstranges mit Markierungen versehen. Wie aus der Übersichtsaufnahme in Abbildung 8-22 a hervorgeht, besteht der Verbundstrang auf makroskopischer Ebene aus zwei separaten Schichten und es ist eine klar definierte Grenzfläche zwischen den beiden Aluminiumwerkstoffen zu erkennen. Demzufolge fand während der Verbundbildung keine Vermischung durch die Wechselwirkung zweier Flüssigphasen statt. Die Schliffbilder aus der Verbundzone (siehe Abbildung 8-22 b; c) verdeutlichen, dass die beiden Grundwerkstoffe an der Kontaktfläche stoffschlüssig miteinander verbunden sind, wobei die Aluminiummatrix des Substratwerkstoffes AlSn6Cu ohne sichtbare Gefügeunterbrechung in das aufgegossene Reinaluminium Al99,5 übergeht. Dies lässt darauf schließen, dass die

Substratstrangoberfläche beim Aufgießen des Reinaluminiums partiell aufgeschmolzen wurde. Darüber hinaus sind in den Bereichen, in denen eine stoffschlüssige Verbindung vorliegt, fast keine Fehlstellen, wie z. B. Oxid- oder Gaseinschlüsse, erkennbar. Allerdings treten in der Verbundzone periodisch Anhäufungen von Fehlstellen auf, die auf makroskopischer Ebene gut zu erkennen sind (siehe Abbildung 8-22 a; c). Die Abstände zwischen den einzelnen Fehlstellen entsprechen in etwa der beim intermittierenden Strangabziehen verwendeten Hublänge. Dies kann als Hinweis darauf gedeutet werden, dass die Strangabziehbewegung Einfluss auf den Verbundbildungsprozess nimmt. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde diese Thematik jedoch nicht näher untersucht.

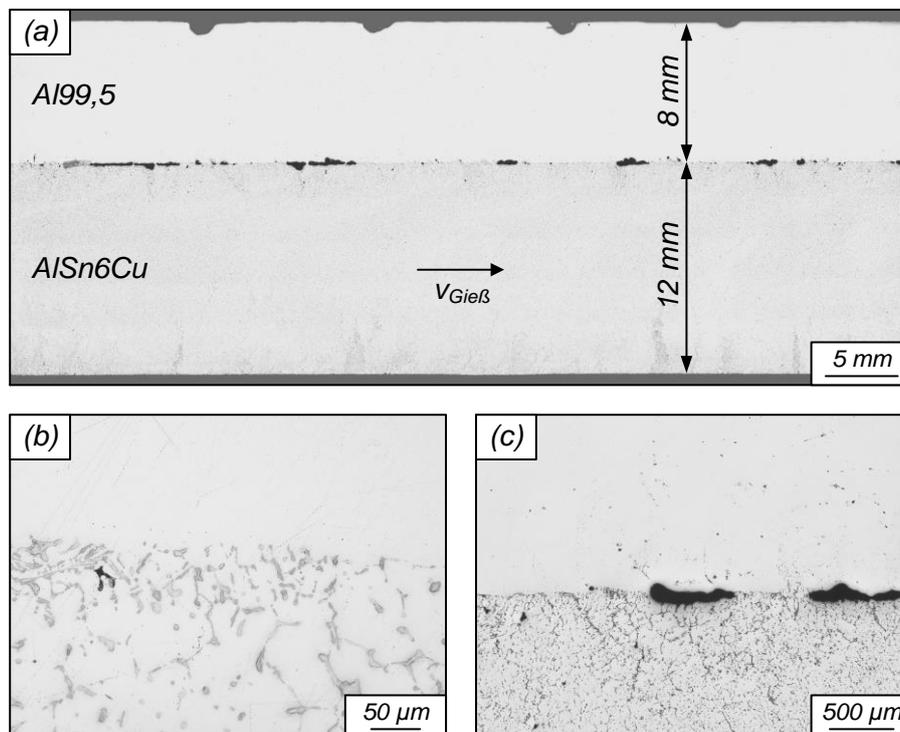


Abbildung 8-22: Übersichtsaufnahme einer Längsschliffprobe (a) und Mikrostruktur in der Verbundzone (b; c) bei einem Strangdickenverhältnis von  $D = 1,5$  nach [NERL 14]

In Abbildung 8-23 sind Aufnahmen einer Längsschliffprobe dargestellt, die aus einem Verbundstrang mit einem Strangdickenverhältnis von  $D = 1$  entnommen wurde.

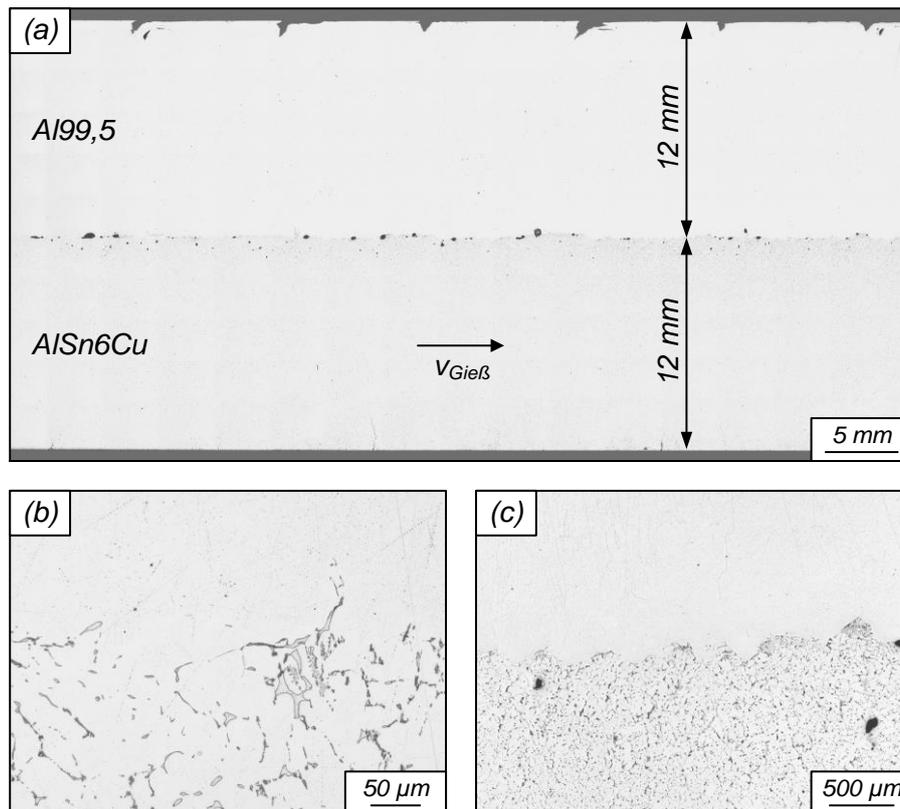


Abbildung 8-23: Übersichtsaufnahme einer Längsschliffprobe (a) und Mikrostruktur in der Verbundzone (b; c) bei einem Strangdickenverhältnis von  $D = 1$  nach [NERL14]

Verglichen mit den Aufnahmen in Abbildung 8-22 ist die stoffschlüssige Verbindung zwischen dem Substratwerkstoff AlSn6Cu und dem aufgegossenen Reinaluminium Al99,5 auf makroskopischer Ebene von deutlich homogenerer Beschaffenheit. Demnach zeigt die Übersichtsaufnahme nur vereinzelte Fehlstellen in der Kontaktfläche (siehe Abbildung 8-23 a). Darüber hinaus verdeutlichen die Schliffbilder aus der Verbundzone (siehe Abbildung 8-23 b; c), dass die Grenzfläche im Falle eines Strangdickenverhältnisses von  $D = 1$  einen ungleichmäßigeren Verlauf aufweist. Dies deutet im Vergleich zu einem Strangdickenverhältnis von  $D = 1,5$  auf ein intensiveres Aufschmelzen der Substratoberfläche während des Verbundbildungsprozesses hin. Ursächlich hierfür sind die je nach Strangdickenverhältnis unterschiedlichen thermischen Verhältnisse in der Verbundgießzone. Wie anhand der in Kapitel 8.3.2 erläuterten Simulations- und Temperaturmessergebnisse gezeigt werden konnte, führt die Erhöhung der Dicke des Aufgussstranges zu einem Anstieg

des Temperaturniveaus in der Verbundgießzone, wodurch die Entstehung einer stoffschlüssigen metallischen Verbindung begünstigt wird.

Insgesamt konnte mit Hilfe der durchgeführten metallographischen Untersuchungen die Eignung des kontinuierlichen Verbundgießverfahrens zur Herstellung von zweischichtigen Aluminium-Werkstoffverbunden nachgewiesen werden. Die Ergebnisse zeigen, dass die erzielbare Verbundqualität neben dem Strangdickenverhältnis  $D$  und den thermischen Bedingungen in der Verbundzone vermutlich auch von der Strangabziehbewegung abhängt. Um diesbezüglich fundierte Aussagen treffen zu können, sind jedoch weiterführende experimentelle Untersuchungen erforderlich. Auf diese Weise kann zum Beispiel die Einflussnahme verschiedener Gießprozessparameter auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften der erzeugten Verbundstränge quantitativ ermittelt werden.

## 9 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde ein kontinuierliches Verbundgießverfahren auf Basis der horizontalen Stranggießtechnologie entwickelt, das die Herstellung von zweischichtigen Aluminium-Werkstoffverbunden im Bandformat ermöglicht und in Form einer Pilotanlage umgesetzt wurde. Als Verbundpartner wurden dabei exemplarisch die Legierung AlSn6Cu und Reinaluminium Al99,5 betrachtet. Das Verfahrensprinzip beruht auf dem Aufgießen des schmelzflüssigen Reinaluminiums auf den bereits vollständig oder teilweise erstarrten Substratwerkstoff AlSn6Cu, wodurch sich das Gießen und das stoffschlüssige Fügen in einem einzigen Fertigungsschritt kombinieren lassen. Um die für die Realisierung des Verbundstranggießverfahrens erforderlichen werkstoff-, prozess- sowie anlagentechnischen Voraussetzungen zu schaffen, wurden sowohl experimentelle als auch numerische Untersuchungen mittels Gießprozesssimulation durchgeführt.

Als Basis für die Auslegung des kontinuierlichen Verbundgießprozesses galt es zunächst, die für eine stoffschlüssige Verbundbildung zwischen den Grundwerkstoffen AlSn6Cu und Reinaluminium Al99,5 nötigen thermischen Bedingungen zu erarbeiten. Hierfür wurde ein spezieller Versuchsaufbau konzipiert, der die Herstellung von zylindrischen Verbundgussproben im diskontinuierlichen Gießversuch nach dem Prinzip des Schichtverbundgießens erlaubt. Anhand des Vergleiches von Temperaturmessdaten mit Ergebnissen metallographischer Untersuchungen konnten Rückschlüsse auf die Zusammenhänge zwischen den im Versuch vorherrschenden thermischen Verhältnissen und der Beschaffenheit des Verbundes gezogen werden, wobei sich die im Bereich der Verbundzone erreichte Maximaltemperatur als maßgeblicher Parameter erwies. Mittels einer begleitend durchgeführten Simulationsstudie wurde zudem gezeigt, dass die thermischen Bedingungen während des Schichtverbundgießens hinreichend genau berechnet werden können.

Die Auslegung des Verbundgießwerkzeuges für die Herstellung zweischichtiger Aluminiumbänder erfolgte simulationsgestützt unter Berücksichtigung des zuvor mittels Schichtverbundgießens erarbeiteten thermischen Prozessfensters. Im Rahmen einer 2D-Simulationsstudie konnte die Einflussnahme verschiedener Prozesspara-

meter sowie geometrischer Anlagenkonfigurationen auf das Temperaturniveau in der Verbundgießzone systematisch untersucht werden. Hierbei erwiesen sich das Dickenverhältnis zwischen Substrat- und Aufgussstrang sowie die zum Zeitpunkt des Aufgießens vorliegende Substrattemperatur als maßgebliche Parameter. Auf Grundlage der Berechnungsergebnisse wurde ein modular gestaltetes Verbundgießwerkzeug konstruiert und gefertigt, das eine hohe Flexibilität hinsichtlich der Prozessführung aufweist und zusammen mit einem speziellen Aufgießofen in die bestehende Anlagentechnik integriert wurde. Dadurch bestand die Möglichkeit, Verbundstranggießversuche unter verschiedenen Bedingungen im Sinne einer Verfahrenserprobung durchzuführen.

Der experimentelle Nachweis der prinzipiellen Machbarkeit des kontinuierlichen Verbundgießverfahrens konnte unter Verwendung der entwickelten Anlagentechnik am Beispiel zweier Strangdickenverhältnisse erbracht werden. Metallographische Untersuchungen der Verbundgussprodukte zeigten, dass es bei beiden betrachteten Geometrievarianten möglich ist, eine stoffschlüssige Verbindung zwischen dem Substrat- und Aufgussstrang zu erzielen. Die Ergebnisse deuten zudem auf eine Abhängigkeit der Verbundqualität vom Strangdickenverhältnis, den thermischen Bedingungen in der Verbundzone sowie der gewählten Strangabziehbewegung hin, was jedoch im Rahmen dieser Arbeit nicht näher beleuchtet wurde.

Um den kontinuierlichen Verbundgießprozess mit hinreichender Genauigkeit simulativ abbilden zu können, wurden die zuvor entwickelten 2D-Simulationsmodelle auf die dritte Dimension erweitert. Diese 3D-Simulationsmodelle galt es im Zuge eines iterativen Kalibrierungs- und Validierungsprozesses an die im realen Gießprozess vorherrschenden Gegebenheiten anzupassen, wobei der Fokus auf der Formulierung adäquater thermischer Randbedingungen lag. Als Vergleichsbasis dienten in erster Linie Temperaturmesswerte, die während der Versuchsdurchführung an verschiedenen Positionen im Verbundgießwerkzeug aufgezeichnet wurden. Auf diese Weise konnte ein aussagekräftiges numerisches Werkzeug zur Verfügung gestellt werden, das weiterführende prädiktive Untersuchungen hinsichtlich möglicher Prozessvariationen und -optimierungsmaßnahmen erlaubt.

Auf Basis der in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurden grundlegende prozess- und anlagentechnische Voraussetzungen für die gießtechnische Herstellung zweischichtiger Aluminiumbänder geschaffen. Um das entwickelte Verfahren hinsichtlich des industriellen Einsatzes zu ertüchtigen, sollten zukünftige Arbeiten im Sinne einer Verfahrensoptimierung darauf abzielen, den Einfluss verschiedener Gießparameter auf die Prozessstabilität und die Verbundqualität detailliert zu untersuchen. Besonderes Augenmerk sollte dabei auf die Ermittlung der erzielbaren Bindefestigkeit sowie die Überprüfung der umformenden Weiterverarbeitbarkeit der erzeugten Verbundhalbzeuge mittels Walzen gelegt werden.

Die vorgestellte Methodik der simulationsgestützten Verfahrensentwicklung zum kontinuierlichen Verbundgießen von Aluminiumbändern ist grundsätzlich auch auf andere Werkstoffpaarungen und Gussformate anwendbar. Demgemäß könnte im Rahmen weiterführender Untersuchungen die Herstellung metallischer Verbundhalbzeuge betrachtet werden, die aus verschiedenartigen Metallen (z. B. Al-Cu) bestehen und beispielsweise in Form von ummantelten Rundbolzen gegossen werden.

Die entwickelten 3D-Simulationsmodelle erlauben es, den kontinuierlichen Verbundgießprozess mittels gekoppelter Temperaturfeld- und Strömungsberechnungen mit einem hohen Genauigkeitsgrad auf makroskopischer Ebene abzubilden. Im Hinblick auf die Verarbeitung anders gearteter Werkstoffkombinationen wäre es denkbar, die bestehenden numerischen Werkzeuge um die Funktionalität einer Mikrostruktur- bzw. Gefügeberechnung zu erweitern. Dadurch ließen sich grundlegende werkstoffkundliche Vorgänge wie etwa Diffusion oder die Entstehung intermetallischer Phasen erfassen, die während der Verbundbildung im Kontaktbereich der betrachteten Grundwerkstoffe von Bedeutung sein können und die lokale Gefügestruktur sowie die resultierenden technologischen Eigenschaften des Verbundgussproduktes bestimmen. Wesentliche Voraussetzung hierfür ist jedoch die Verfügbarkeit geeigneter Modelle und werkstoffspezifischer Kennwerte.

## 10 Verzeichnisse

### 10.1 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1:	Vereinfachte schematische Darstellung der Prozesskette bei der Herstellung von zweischichtigen Werkstoffverbunden mittels Walzplattieren (oben) und kontinuierlichem Verbundgießen (unten) .....	3
Abbildung 2-1:	Verlauf der freien Enthalpie für die feste und flüssige Phase (a) sowie Änderung der freien Enthalpie bei der Erstarrung einer um $\Delta T$ unterkühlten Schmelze (b) nach [BERG03] .....	5
Abbildung 2-2:	Prinzipdarstellung der homogenen (a) und heterogenen (b) Keimbildung sowie energetische Betrachtung (c) nach [GOTT07, PORT92] .....	7
Abbildung 2-3:	Stabile Erstarrungsfront mit positivem Temperaturgradienten (a) sowie instabile Erstarrungsfront mit negativem Temperaturgradienten und dendritischem Kristallwachstum (b) nach [BERG03] .....	8
Abbildung 2-4:	Vorgänge bei der konstitutionellen Unterkühlung von metallischen Legierungen nach [BARG00] .....	9
Abbildung 2-5:	Ausprägung der Erstarrungsfront in Abhängigkeit vom Grad der konstitutionellen Unterkühlung nach [BARG00, OETE92] .....	10
Abbildung 2-6:	Ausschnitt aus einem vereinfachten Phasendiagramm eines Zweistoffsystems A-B nach [SAHM99] .....	11
Abbildung 2-7:	Thermische Verhältnisse im Bereich der Kontaktzone zweier sich berührender Verbundpartner nach [BAEH98] .....	15
Abbildung 2-8:	Örtliche Randbedingung der dritten Art bei Berührung zweier Festkörper ohne (a) und mit (b) Kontaktwiderstand und bei Berührung zwischen Festkörper und Fluid (c) nach [BAEH98] .....	21
Abbildung 2-9:	Klassifizierung der Stranggießverfahren nach [BRAU94, KRAL78] .....	27
Abbildung 2-10:	Aufbau zum horizontalen Stranggießen mit ofenabhängiger Gleitkokille .....	29
Abbildung 2-11:	Schematische Darstellung verschiedener Strangabziehbewegungen nach [BAUM00, RICK08] .....	32

Abbildung 2-12:	Vorgehensmodell zur Durchführung einer Simulationsstudie nach [SARG82] .....	33
Abbildung 3-1:	Vorgehensweise bei der simulationsgestützten Verfahrensentwicklung zum kontinuierlichen Verbundgießen .....	38
Abbildung 4-1:	Gussgefüge der Legierung AlSn6Cu im ungeätzten (a) und geätzten (b) Zustand .....	40
Abbildung 4-2:	Phasendiagramm des binären Systems Al-Sn nach [MASS90] .....	41
Abbildung 4-3:	Verlauf des Festphasenanteils während der Erstarrung der Legierung AlSn6Cu nach [KASC01] .....	44
Abbildung 5-1:	Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zum Schichtverbundgießen und Detailansicht der Verbundgussprobe nach [NERL10] .....	48
Abbildung 5-2:	Finite-Elemente-Modell zur Simulation des Schichtverbundgießens .....	50
Abbildung 5-3:	Simulierte zeitliche Entwicklung des Temperaturfeldes in der Verbundgussprobe während des Schichtverbundgießens .....	51
Abbildung 5-4:	Gemessene zeitliche Temperaturverläufe in der Verbundgussprobe während des Schichtverbundgießens .....	52
Abbildung 5-5:	Vergleich zwischen gemessenen und berechneten Temperaturverläufen während des Schichtverbundgießens nach [NERL10]: (a) $T_{\text{AlSn6Cu}} = 450 \text{ °C}$ ; (b) $T_{\text{AlSn6Cu}} = 550 \text{ °C}$ .....	54
Abbildung 5-6:	Simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe im Substrat (Position T1) bei Variation des Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha$ zwischen Substrat und Aufgusskörper im Vergleich zu Messwerten .....	55
Abbildung 5-7:	Kenngößen zur Quantifizierung der thermischen Verhältnisse im Bereich der Verbundzone .....	56
Abbildung 5-8:	Vergleich der berechneten und gemessenen Werte für die Kenngößen $T_{\text{max}}$ (a) und $A$ (b) nach [NERL10] .....	57
Abbildung 5-9:	Gefüge in der Verbundzone in Abhängigkeit von der Substrattemperatur $T_{\text{AlSn6Cu}}$ .....	58
Abbildung 6-1:	Kontaktbedingungen zwischen Gusswerkstoff und Kokille im Verlauf der Erstarrung .....	63

Abbildung 6-2:	Einfluss der Luftspaltbildung auf den Temperaturverlauf im Gießwerkzeug bei stationären Gießbedingungen .....	65
Abbildung 6-3:	Exemplarischer Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten zwischen dem Gusswerkstoff AlSn6Cu und der Kokille in Abhängigkeit vom Festphasenanteil an der Strangoberfläche .....	67
Abbildung 6-4:	Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund von Leitung (a) und Strahlung (b) im Luftspalt zwischen Strang und Kokille .....	69
Abbildung 6-5:	Wärmeübergangskoeffizienten bei turbulenter Rohrströmung in Abhängigkeit von der Kühlwassertemperatur und dem Volumenstrom .....	72
Abbildung 6-6:	Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Strang und Umgebung aufgrund von freier Konvektion und Strahlung.....	74
Abbildung 6-7:	Auf Basis verschiedener Modelle berechnete Viskosität von teilerstarrter Schmelze in Abhängigkeit vom Festphasenanteil.....	76
Abbildung 7-1:	Schematische Darstellung des Verbundgießwerkzeuges im Längsschnitt nach [NERL12].....	79
Abbildung 7-2:	Detailansicht der Verbundgießzone (a) und vernetzte Geometrie zur Finite-Elemente-Berechnung (b) nach [NERL14] .....	80
Abbildung 7-3:	Berechnete stationäre Temperaturfelder bei Variation des Strangdickenverhältnisses D und der Substratstrangtemperatur $T_{\text{AlSn6Cu}}$ .....	83
Abbildung 7-4:	Simulierte Temperaturverläufe entlang der Substratoberfläche in Abhängigkeit von dem Strangdickenverhältnis D und der Substrattemperatur $T_{\text{AlSn6Cu}}$ unter Vorgabe einer Gießgeschwindigkeit $v_{\text{Gieß}}$ von 200 mm/min (a; b) und 300 mm/min (c; d) .....	85
Abbildung 7-5:	Berechnete Maximaltemperaturen $T_{\text{max}}$ auf der Substratstrangoberfläche in Abhängigkeit von der Substratstrangtemperatur $T_{\text{AlSn6Cu}}$ , dem Strangdickenverhältnis D sowie der Gießgeschwindigkeit $v_{\text{Gieß}}$ (Gießtemperatur $T_{\text{Al}} = 750 \text{ °C}$ ) .....	86
Abbildung 7-6:	Berechnete Maximaltemperaturen $T_{\text{max}}$ auf der Substratstrangoberfläche in Abhängigkeit von der Substratstrangtemperatur $T_{\text{AlSn6Cu}}$ , dem Strangdickenverhältnis D sowie der Gießtemperatur $T_{\text{Al}}$ (Gießgeschwindigkeit $v_{\text{Gieß}} = 250 \text{ mm/min}$ ) .....	87

Abbildung 7-7:	Einfluss des Schlitzbreitenverhältnisses $B$ auf das stationäre Temperatur- und Strömungsfeld im Aufgießbereich .....	89
Abbildung 7-8:	Modular aufgebautes Verbundgießwerkzeug nach [NERL14] .....	91
Abbildung 7-9:	Konstruktive Ausführung und Anbindung des Aufgießofens an das Verbundgießwerkzeug .....	93
Abbildung 7-10:	Integration des Verbundgießwerkzeuges und des Aufgießofens in die bestehende Anlagentechnik nach [NERL14] .....	94
Abbildung 8-1:	Lage und Bezeichnung der Temperaturmessstellen im Verbundgießwerkzeug (Positionsangaben in mm).....	99
Abbildung 8-2:	Gemessene Temperatur-Zeit-Verläufe (a) und Ableitung des örtlichen Temperaturverlaufes bei stationären Gießbedingungen (b) im unteren Teil der Kokillenstufe 1 (Messreihe KU) .....	100
Abbildung 8-3:	Entnahmeposition der Schliffproben im Verbundstrang .....	101
Abbildung 8-4:	3D-Simulationsmodell für die Finite-Elemente-Berechnung des kontinuierlichen Verbundgießprozesses.....	102
Abbildung 8-5:	Vorgehensweise bei der Validierung und Kalibrierung der 3D-Simulationsmodelle .....	104
Abbildung 8-6:	Simulierte Temperaturfelder beim Gießen des Substratstranges ( $v_{\text{Gieß}} = 235 \text{ mm/min}$ ) nach [NERL14].....	105
Abbildung 8-7:	Temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizienten zwischen dem Substratstrang und der Kokille .....	107
Abbildung 8-8:	Berechnete und gemessene Temperaturen im unteren Teil der Kokillenstufe 1 bei stationären Gießbedingungen: (a) $v_{\text{Gieß}} = 200 \text{ mm/min}$ ; (b) $v_{\text{Gieß}} = 260 \text{ mm/min}$ .....	108
Abbildung 8-9:	Berechnete und gemessene Temperaturen im oberen Teil der Kokillenstufe 1 bei stationären Gießbedingungen: (a) $v_{\text{Gieß}} = 200 \text{ mm/min}$ ; (b) $v_{\text{Gieß}} = 260 \text{ mm/min}$ .....	108
Abbildung 8-10:	Gemessene und berechnete lokale Wärmestromdichten in der Kokillenstufe 1: (a) $v_{\text{Gieß}} = 200 \text{ mm/min}$ ; (b) $v_{\text{Gieß}} = 260 \text{ mm/min}$ .....	110
Abbildung 8-11:	Simulierte Temperaturfelder in der Kokillenstufe 1 bei stationären Gießbedingungen unter Variation der Gießgeschwindigkeit .....	111

---

Abbildung 8-12:	Verlauf der Erstarrungsfront im Längsschliff .....	112
Abbildung 8-13:	Vergleich zwischen berechneten Isothermen und Hubmarken auf der Strangoberfläche bei Gießgeschwindigkeiten von 200 mm/min (a) und 260 mm/min (b) .....	113
Abbildung 8-14:	Berechnete Isothermen an der Strangoberfläche und Anhaftungen auf der oberen Kokillenplatte bei Gießgeschwindigkeiten von 200 mm/min (a) und 260 mm/min (b) .....	114
Abbildung 8-15:	Simulierte Temperaturfelder beim kontinuierlichen Verbundgießen ( $v_{\text{Gieß}} = 235$ mm/min; $D = 1$ ; $B = 0,5$ ) nach [NERL14] .....	116
Abbildung 8-16:	Simulierte Temperaturverläufe in den unteren Grafitkokillenplatten im stationären Zustand (Messreihe KU; $v_{\text{Gieß}} = 235$ mm/min) nach [NERL14] .....	117
Abbildung 8-17:	In der Kokillenstufe 2 wirksame Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Strang und Kokille beim kontinuierlichen Verbundgießen .....	119
Abbildung 8-18:	Simulierte Temperaturfelder in der Verbundgießzone bei Variation des Strangdickenverhältnisses $D$ ( $v_{\text{Gieß}} = 235$ mm/min) nach [NERL14] .....	120
Abbildung 8-19:	Berechnete und gemessene Temperaturen im unteren Teil der Kokillenstufe 2 bei stationären Gießbedingungen nach [NERL14]: (a) $D = 1,5$ ; (b) $D = 1$ .....	121
Abbildung 8-20:	Berechnete und gemessene Temperaturen im oberen Teil der Kokillenstufe 2 bei stationären Gießbedingungen: (a) $D = 1,5$ ; (b) $D = 1$ .....	121
Abbildung 8-21:	Gemessene und berechnete lokale Wärmestromdichten in der Kokillenstufe 2: (a) $D = 1,5$ ; (b) $D = 1$ .....	123
Abbildung 8-22:	Übersichtsaufnahme einer Längsschliffprobe (a) und Mikrostruktur in der Verbundzone (b; c) bei einem Strangdickenverhältnis von $D = 1,5$ nach [NERL14] .....	125
Abbildung 8-23:	Übersichtsaufnahme einer Längsschliffprobe (a) und Mikrostruktur in der Verbundzone (b; c) bei einem Strangdickenverhältnis von $D = 1$ nach [NERL14] .....	126

## 10.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1:	Chemische Zusammensetzung der Legierung AlSn6Cu in Massenprozent nach [DIN4383].....	40
Tabelle 4-2:	Thermophysikalische Kennwerte der Legierung AlSn6Cu nach [KASC01] .....	43
Tabelle 4-3:	Chemische Zusammensetzung von Reinaluminium Al99,5 in Massenprozent nach [DIN573].....	44
Tabelle 4-4:	Thermophysikalische Kennwerte von Reinaluminium Al99,5 nach [ASSA06, HEMM89, KAMM02, PEHL82].....	45
Tabelle 4-5:	Thermophysikalische Kennwerte des Werkstoffes Grafit R4550 nach [HOFF09, WOLB08] .....	46
Tabelle 4-6:	Thermophysikalische Kennwerte des Werkstoffes AMPCOLOY® 972 nach [AMPC10].....	46
Tabelle 6-1:	Vorgabe der Viskosität der Gusswerkstoffe AlSn6Cu und Al99,5 für die Gießprozesssimulation.....	77
Tabelle 7-1:	Vorgabe von geometrischen Größen und Prozessparametern für die 2D-Simulationsstudie .....	82
Tabelle 8-1:	Prozessparameter beim kontinuierlichen Verbundgießen.....	98
Tabelle 8-2:	Parameter zur Beschreibung des Wärmeüberganges zwischen dem Substratstrang und der Kokille .....	106
Tabelle 8-3:	Parameter zur Beschreibung des Wärmeüberganges zwischen Substratstrang und unterer Grafitplatte in der Kokillenstufe 2 beim kontinuierlichen Verbundgießen.....	118
Tabelle 8-4:	Gemessene und berechnete Bandaustrittstemperaturen in Abhängigkeit vom Strangdickenverhältnis D .....	122
Tabelle 11-1:	Stoffwerte von Luft bei 1 bar [BAEH98].....	155
Tabelle 11-2:	Stoffwerte von Wasser bei 1 bar [BAEH98] .....	155

### 10.3 Literaturverzeichnis

- [AFFE96] Affenzeller, J.; Gläser, H.:  
Lagerung und Schmierung von Verbrennungsmotoren.  
Springer, Wien, ISBN 3-211-82577-0, 1996.
- [AMBO02] Ambos, E.; Taran, V.; Bähr, R.; Mnich, F.:  
Kriterien bei der Auswahl der Werkstoffpaarung für die Erzeugung  
eines gegossenen Bauteils aus einem Gradientenwerkstoff.  
In: Giesserei 89 (1), S. 43–45, 2002.
- [ARNB96] Arnberg, L.; Bäckerud, L.; Chai, G.:  
Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. Vol. 3: Dendrite  
Coherency.  
American Foundrymen's Society, Des Plaines, USA, ISBN 0-87433-  
130-7, 1996.
- [ASSA06] Assael, M. J.; Kakosimos, K.; Banish, R. M.; Brillo, J.; Egry, I.;  
Brooks, R.; Quested, P. N.; Mills, K. C.; Nagashima, A.; Sato, Y.;  
Wakeham, W. A.:  
Reference Data for the Density and Viscosity of Liquid Aluminum  
and Liquid Iron.  
In: Journal of Physical and Chemical Reference Data 35,  
pp. 285–300, 2006.
- [BAEH98] Baehr, H. D.; Stephan, K.:  
Wärme- und Stoffübertragung.  
Springer, Berlin, 3. Auflage, ISBN 3-540-64458-X, 1998.
- [BANK98] Banks, J.:  
Handbook of Simulation.  
John Wiley & Sons, New York, USA, ISBN 0-471-13403-1, 1998.
- [BARG00] Barga, H.-J.; Schulze, G.:  
Werkstoffkunde.  
Springer, Berlin, 7. Auflage, ISBN 3-540-66855-1, 2000.
- [BASE12] Baserinia, A. R.; Ng, H.; Weckman, D. C.; Wells, M. A.; Barker, S.;  
Gallerneault, M.:  
A Simple Model of the Mold Boundary Condition in Direct-Chill (DC)  
Casting of Aluminum Alloys.  
In: Metallurgical and Materials Transactions B 43, pp. 887–901,  
2012.
- [BATH02] Bathe, K.-J.:  
Finite-Elemente-Methoden.  
Springer, Berlin, 2. Auflage, ISBN 3-540-66806-3, 2002.

- 
- [BAUM00] Baumgartner, R.:  
Bandgießen von Kupfer-Zinn-Knetlegierungen mit thermisch  
isolierter Kokille.  
Dissertation, Technische Universität München, 2000.
- [BAY86] Bay, N.:  
Friction and Adhesion in Metal Forming and Cold Welding.  
Dissertation, Technical University of Denmark, Lyngby, Denmark,  
1986.
- [BERG70] Bergmann, W. J.:  
Solidification in Continuous Casting of Aluminum.  
In: Metallurgical Transactions 1, pp. 3361 – 3364, 1970.
- [BERG03] Bergmann, W.:  
Werkstofftechnik 1.  
Hanser, München, 5. Auflage, ISBN 3-446-22576-5, 2003.
- [BERG09] Bergmann, W.:  
Werkstofftechnik 2.  
Hanser, München, 4. Auflage, ISBN 978-3-446-41711-3, 2009.
- [BOEH87] Böhmer, J. R.:  
Mathematisches Modell für das System Strang-Strangkühlung beim  
Strangguß von Metallen.  
Dissertation, Universität-Gesamthochschule Siegen, 1987.
- [BOEH97] Böhmer, J. R.:  
Methodik computergestützter Prozeßmodellierung.  
Oldenbourg, München, ISBN 3-486-24172-9, 1997.
- [BOWD50] Bowden, F. P.; Tabor, D.:  
The Friction and Lubrication of Solids.  
Clarendon Press, Oxford, UK, 1950.
- [BRAU94] Braun, P.:  
Bandgießen von Zinnbronze mit einer Horizontal-  
Stranggießmaschine.  
Dissertation, RWTH Aachen, 1994.
- [BROW88] Brown, M. E.:  
Introduction to Thermal Analysis.  
Chapman and Hall, London, UK, ISBN 978-94-010-7042-3, 1988.
- [BUNG09] Bungartz, H.-J.; Zimmer, S.; Buchholz, M.; Pflügler, D.:  
Modellbildung und Simulation.  
Springer, Berlin, ISBN 978-3-540-79809-5, 2009.

- 
- [BURM83] Burmeister, L. C.:  
Convective Heat Transfer.  
John Wiley & Sons, New York, USA, ISBN 0-471-09141-3, 1983.
- [CAMP11] Campbell, J.:  
Complete Casting Handbook.  
Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, ISBN 978-1-85617-809-9,  
2011.
- [DAMM09] Damm, K.; Höne, W.; Reinicke, R.; Skiadas, A.:  
Gleitlager im Automobil.  
Verlag Moderne Industrie, Landsberg, ISBN 978-3-937889-93-1,  
2009.
- [DAVI93] Davis, J. R.:  
Aluminum and Aluminum Alloys.  
ASM International, Materials Park, USA, ISBN 0-87170-496-X, 1993.
- [DREZ95] Drezet, J.-M.; Rappaz, M.; Carrupt, B.; Plata, M.:  
Experimental Investigation of Thermomechanical Effects during  
Direct Chill and Electromagnetic Casting of Aluminum Alloys.  
In: Metallurgical and Materials Transactions B 26, pp. 821 – 829,  
1995.
- [ESKI08] Eskin, D. G.:  
Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys.  
CRC Press, Boca Raton, USA, ISBN 978-1-4200-6281-6, 2008.
- [FLEM91] Flemings, M. C.:  
Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State.  
In: Metallurgical Transactions B 22, pp. 269 – 293, 1991.
- [FLEN09] Flender, E.; Sturm, J. C.:  
Gießtechnische Simulation.  
In: Giesserei 96 (5), S. 94 – 109, 2009.
- [FRED06] Fredriksson, H.; Åkerlind, U.:  
Materials Processing during Casting.  
John Wiley & Sons, Chichester, UK, ISBN 978-0-470-01513-1, 2006.
- [GEIG73] Geiger, G. H.; Poirier, D. R.:  
Transport Phenomena in Metallurgy.  
Addison-Wesley, Reading, USA, 1973.
- [GNIE75] Gnielinski, V.:  
Neue Gleichungen für den Wärme- und Stoffübergang in turbulent  
durchströmten Rohren und Kanälen.  
In: Forschung im Ingenieurwesen 41 (1), S. 8 – 16, 1975.

- 
- [GOTT07] Gottstein, G.:  
Physikalische Grundlagen der Materialkunde.  
Springer, Berlin, 3. Auflage, ISBN 978-3-540-71104-9, 2007.
- [GRIE95] Griebel, M.; Dornseifer, T.; Neunhoeffer, T.:  
Numerische Simulation in der Strömungsmechanik.  
Vieweg, Braunschweig, ISBN 3-528-06761-6, 1995.
- [GRIF07] Griffiths, W. D.; Kayikci, R.:  
The effect of varying chill surface roughness on interfacial heat transfer during casting solidification.  
In: Journal of Materials Science 42, pp. 4036–4043, 2007.
- [GRIF10] Griffiths, W. D.; Kawai, K.:  
The effect of increased pressure on interfacial heat transfer in the aluminium gravity die casting process.  
In: Journal of Materials Science 45, pp. 2330–2339, 2010.
- [GUEN00] Güntner, A.:  
Gießtechnisch gradierte Werkstoffverbunde.  
Dissertation, RWTH Aachen, 2000.
- [HADD77] Hadden, R.; Indyk, B.:  
Heat-transfer characteristics in closed head horizontal continuous casting.  
In: Proceedings of the International Conference on Solidification, Sheffield, UK, pp. 250–255, 1977.
- [HAGA09] Haga, T.; Nakamura, R.; Kumai, S.; Watari, H.:  
Clad strip casting by a twin roll caster.  
In: Archives of Materials Science and Engineering 37, pp. 117–124, 2009.
- [HAIS84] Haissig, M.:  
Horizontal continuous casting: A technology for the future.  
In: Iron and Steel Engineer 61, pp. 65–71, 1984.
- [HANS79] Hansen, P. N.:  
Numerical simulations of the solidification process.  
In: Solidification and Casting of Metals. The Metals Society, London, UK, ISBN 0-904357-16-3, pp. 350–356, 1979.
- [HART92a] Hartmann, D.; Engler, S.:  
Erstarrungsverhalten von Cu-Legierungen beim horizontalen Stranggießen, Teil I.  
In: Metall 46 (2), S. 139–144, 1992.

- 
- [HART92b] Hartmann, D.; Engler, S.:  
Erstarrungsverhalten von Cu-Legierungen beim horizontalen  
Stranggießen, Teil II.  
In: Metall 46 (4), S. 333–340, 1992.
- [HASS00] Hasse, S.:  
Giesserei-Lexikon.  
Schiele & Schön, Berlin, 18. Auflage, ISBN 3-7949-0655-1, 2000.
- [HATC84] Hatch, J. E.:  
Aluminum: Properties and Physical Metallurgy.  
American Society for Metals, Metals Park, USA, ISBN 0-87170-176-  
6, 1984.
- [HATT05] Hattel, J.:  
Fundamentals of Numerical Modelling of Casting Processes.  
Polyteknisk Forlag, Lyngby, Denmark, ISBN 978-87-502-0969-0,  
2005.
- [HEMM89] Hemminger, W.:  
Wärmeleitfähigkeit.  
In: Blanke, W. (Hrsg.): Thermophysikalische Stoffgrößen. Springer,  
Berlin, ISBN 3-540-18495-3, S. 215–269, 1989.
- [HERR58] Herrmann, E.:  
Handbuch des Stranggießens.  
Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1958.
- [HERR80] Herrmann, E.; Hoffmann, D.:  
Handbook on Continuous Casting.  
Aluminium-Verlag, Düsseldorf, ISBN 3-87017-134-0, 1980.
- [HERZ68] Herzog, U.; Rönigk, B.; Voßkühler, H.:  
Probleme der Wärmeabfuhr beim Stranggießen von Kupfer.  
In: Zeitschrift für Metallkunde 59 (2), S. 99–104, 1968.
- [HO85] Ho, K.; Pehlke, R. D.:  
Metal-Mold Interfacial Heat Transfer.  
In: Metallurgical Transactions B 16, pp. 585–594, 1985.
- [HOLL83] Holleis, G.; Haissig, M.; Stadler, P.:  
Horizontalstranggießtechnik.  
In: Berg- und Hüttenmännische Monatshefte 128 (3), S. 65–71,  
1983.

- 
- [HU96] Hu, H.; Argyropoulos, S. A.:  
Mathematical modelling of solidification and melting: a review.  
In: Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 4,  
pp. 371 – 396, 1996.
- [IIDA88] Iida, T.; Guthrie, R. I. L.:  
The Physical Properties of Liquid Metals.  
Oxford University Press, Oxford, UK, ISBN 0-19-856331-0, 1988.
- [ILSC05] Ilchner, B.; Singer, R. F.:  
Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik.  
Springer, Berlin, 4. Auflage, ISBN 3-540-21872-6, 2005.
- [ISSL95a] Ißleib, A.; Friedel, A.; Lubojanski, I.:  
Verbundgießen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen – grundlegende  
metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche – Teil I.  
In: Gießerei-Praxis 15/16, S. 286 – 289, 1995.
- [ISSL95b] Ißleib, A.; Friedel, A.; Lubojanski, I.:  
Verbundgießen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen – grundlegende  
metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche – Teil II.  
In: Gießerei-Praxis 23/24, S. 442 – 447, 1995.
- [JENN09] Jennings, R.:  
Rheologisches Verhalten teilerstarrter Metalllegierungen.  
Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 2009.
- [JESC92] Jeschar, R.; Specht, E.:  
Berechnung des Erstarrungsvorgangs und der Wärmeübertragung  
beim Strangguß.  
In: Schwerdtfeger, K. (Hrsg.): Metallurgie des Stranggießens. Verlag  
Stahleisen, Düsseldorf, ISBN 3-514-00350-5, S. 91 – 124, 1992.
- [KAMM02] Kammer, C.:  
Aluminium-Taschenbuch. Bd. 1: Grundlagen und Werkstoffe.  
Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 16. Auflage, ISBN 3-87017-274-6,  
2002.
- [KAMM03] Kammer, C.:  
Aluminium-Taschenbuch. Bd. 3: Weiterverarbeitung und Anwen-  
dung.  
Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 16. Auflage, ISBN 3-87017-275-4,  
2003.

- [KAPT00] Kaptay, G.; Kelemen, K. K.:  
On the Drag Force Acting on Ceramic Particles during Processing of Cast MMCs.  
In: Rohatgi, P. K. (Ed.): State of the Art in Cast Metal Matrix Composites in the Next Millenium. The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, USA, ISBN 0-87339-449-6, pp. 45–60, 2000.
- [KARU09] Karunakar, D. B.; Rai, R. N.; Patra, S.; Datta, G. L.:  
Effects of grain refinement and residual elements on hot tearing in aluminum castings.  
In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology 45, pp. 851–858, 2009.
- [KASC02] Kaschnitz, E.; Romansky, M.; Mergen, R.:  
Numerical simulation of the temperature distribution in a continuous casting process for the production of AlSn(Cu) alloys.  
In: High Temperatures – High Pressures 34, pp. 699–704, 2002.
- [KAWA01] Kawalla, R.; Spittel, M.; Schmidtchen, M.:  
Übersicht über Plattiervorgänge und Möglichkeiten der Eigenschaftsgestaltung.  
In: Hirsch, J. (Hrsg.): Walzen von Flachprodukten. WILEY-VCH, Weinheim, ISBN 3-527-30322-7, S. 8–17, 2001.
- [KIND95] Kindler, A.:  
Feinkorngraphite.  
Verlag Moderne Industrie, Landsberg, ISBN 3-478-93140-1, 1995.
- [KNAU78] Knauschner, A.:  
Oberflächenveredeln und Plattieren von Metallen.  
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1978.
- [KRAL78] Krall, H. A.; Koch, H. A.:  
Konstruktionsmerkmale horizontaler Stranggießanlagen.  
In: Stranggießen. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, S. 217–230, 1978.
- [KRAL81] Krall, H. A.:  
Stranggießen.  
In: Spur, G.; Stöferle, T. (Hrsg.): Handbuch der Fertigungstechnik. Bd. 1: Urformen. Hanser, München, ISBN 3-446-12532-9, S. 715–728, 1981.
- [KRIE72] Krieger, I. M.:  
Rheology of Monodisperse Latices.  
In: Advances in Colloid and Interface Science 3, pp. 111–136, 1972.

- 
- [KURZ92a] Kurz, W.; Fisher, D. J.:  
Fundamentals of Solidification.  
Trans Tech Publications, Aedermannsdorf, Switzerland, 3<sup>rd</sup> Edition,  
ISBN 0-87849-522-3, 1992.
- [KURZ92b] Kurz, W.; Fischer, D. J.:  
Erstarrungsgefüge: Zellen und Dendriten.  
In: Schwerdtfeger, K. (Hrsg.): Metallurgie des Stranggießens. Verlag  
Stahleisen, Düsseldorf, ISBN 3-514-00350-5, S. 68–90, 1992.
- [LANG99] Lange, A.:  
Verbundgießen für Anwendungen in der Verschleißtechnik.  
Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1999.
- [LECH09] Lecheler, S.:  
Numerische Strömungsberechnung.  
Vieweg + Teubner, Wiesbaden, ISBN 978-3-8348-0439-6, 2009.
- [LEHN99] Lehnert, W.:  
Umformung von Aluminium-Werkstoff.  
In: Aluminium-Zentrale (Hrsg.): Aluminium-Taschenbuch. Bd. 2:  
Umformen von Aluminium Werkstoffen, Gießen von Aluminium-  
Teilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und  
Ökologie. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 15. Auflage, ISBN 3-87017-  
242-8, S. 1–226, 1999.
- [LENA07] Lenard, J. G.:  
Primer on Flat Rolling.  
Elsevier, Oxford, UK, ISBN 978-0-08-045319-4, 2007.
- [LEWI00] Lewis, R. W.; Ravindran, K.:  
Finite element simulation of metal casting.  
In: International Journal for Numerical Methods in Engineering 47,  
pp. 29–59, 2000.
- [LIU08] Liu, J.; Li, M.; Sheu, S.; Karabin, M. E.; Schultz, R. W.:  
Macro- and micro-surface engineering to improve hot roll bonding of  
aluminum plate and sheet.  
In: Materials Science and Engineering A 479, pp. 45–57, 2008.
- [LLOY13] Lloyd, D. J.:  
Recent developments in controlling the architecture for property  
optimization in Al-based materials.  
In: Scripta Materialia 68, pp. 13–16, 2013.

- [LOHR89] Lohrengel, J.:  
Thermische Strahlungseigenschaften.  
In: Blanke, W. (Hrsg.): Thermophysikalische Stoffgrößen. Springer, Berlin, ISBN 3-540-18495-3, S. 305 – 370, 1989.
- [MANN78] Mann, G.:  
Herstellen von Bändern aus Aluminium/Zinn-Lagerwerkstoffen im horizontalen Stranggießverfahren.  
In: Stranggießen. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, S. 245 – 250, 1978.
- [MARR06] Marrocco, T.; Driver, L. C.; Harris, S. J.; McCartney, D. G.:  
Microstructure and Properties of Thermally Sprayed Al-Sn-Based Alloys for Plain Bearing Applications.  
In: Journal of Thermal Spray Technology 15, pp. 634 – 639, 2006.
- [MASS90] Massalski, T. B.; Okamoto, H.; Subramanian, P. R.; Kacprzak, L.:  
Binary Alloy Phase Diagrams. Vol. 1.  
ASM International, Materials Park, USA, 2<sup>nd</sup> Edition, ISBN 0-87170-404-8, pp. 215 – 216, 1990.
- [MERK03] Merkel, M.; Thomas, K.-H.:  
Taschenbuch der Werkstoffe.  
Hanser, München, 6. Auflage, ISBN 3-446-22084-4, 2003.
- [MORT99] Mortensen, D.:  
A Mathematical Model of the Heat and Fluid Flows in Direct-Chill Casting of Aluminum Sheet Ingots and Billets.  
In: Metallurgical and Materials Transactions B 30, pp. 119 – 133, 1999.
- [NERL10] Nerl, C.; Wimmer, M.; Riedel, S.; Hoffmann, H.; Hofer, P.:  
Simulationsgestützte Verfahrensentwicklung zum Verbundgießen von Aluminiumwerkstoffen.  
In: Müller, H. R. (Hrsg.): Stranggießen. Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, ISBN 978-3-88355-384-9, S. 93 – 98, 2010.
- [NERL12] Nerl, Ch.; Wimmer, M.; Hofer, P.; Kaschnitz, E.:  
Design of a Mould System for Horizontal Continuous Casting of Bilayer Aluminium Strips.  
In: Proceedings of World Academy of Science, Engineering and Technology, Issue 68, Paris, France, pISSN 2010-376X, pp. 1562 – 1567, 2012.

- 
- [NERL14] Nerl, C.; Wimmer, M.; Hoffmann, H.; Kaschnitz, E.; Langbein, F.; Volk, W.:  
Development of a continuous composite casting process for the production of bilayer aluminium strips.  
In: Journal of Materials Processing Technology 214, pp. 1445–1455, 2014.
- [NISH86] Nishida, Y.; Droste, W.; Engler, S.:  
The Air-Gap Formation Process at the Casting-Mold Interface and the Heat Transfer Mechanism through the Gap.  
In: Metallurgical Transactions B 17, pp. 833–844, 1986.
- [OERT11] Oertel, H.; Böhle, M.; Reviol, T.:  
Strömungsmechanik.  
Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 6. Auflage, ISBN 978-3-8348-1397-8, 2011.
- [OETE92] Oeters, F.:  
Erstarrung von Metallen.  
In: Schwerdtfeger, K. (Hrsg.): Metallurgie des Stranggießens. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, ISBN 3-514-00350-5, S. 35–67, 1992.
- [PAPI08] Papis, K. J. M.; Hallstedt, B.; Löffler, J. F.; Uggowitzer, P. J.:  
Interface formation in aluminium-aluminium compound casting.  
In: Acta Materialia 56, pp. 3036–3043, 2008.
- [PEHL82] Pehlke, R. D.; Jeyarajan, A.; Wada, H.:  
Summary of Thermal Properties for Casting Alloys and Mold Materials.  
University of Michigan, Ann Arbor, USA, 1982.
- [PELZ00] Pelz, C.:  
Verbundgußverfahren zur Herstellung belastungsangepaßter Werkzeuge am Beispiel des Gesenkschmiedens.  
Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 2, Nr. 557, VDI Verlag, Düsseldorf, ISBN 3-18-355702-9, 2000.
- [PETZ94] Petzow, G.:  
Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen.  
Bornträger, Berlin, 6. Auflage, ISBN 3-443-23014-8, 1994.
- [POIR94] Poirier, D. R.; Poirier, E. J.:  
Heat Transfer Fundamentals for Metal Casting.  
The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, USA, 2<sup>nd</sup> Edition, ISBN 0-87339-274-4, 1994.

- 
- [POLI09] Polifke, W.; Kopitz, J.:  
Wärmeübertragung.  
Pearson Studium, München, 2. Auflage, ISBN 978-3-8273-7349-6,  
2009.
- [PORT92] Porter, D. A.; Easterling, K. E.:  
Phase Transformations in Metals and Alloys.  
Chapman & Hall, London, UK, 2<sup>nd</sup> Edition, ISBN 0-412-45030-5,  
1992.
- [RABE08] Rabe, M.; Spieckermann, S.; Wenzel, S.:  
Verifikation und Validierung für die Simulation in Produktion und  
Logistik.  
Springer, Berlin, ISBN 978-3-540-35281-5, 2008.
- [RAVI08] Ravi, K. R.; Pillai, R. M.; Amaranathan, K. R.; Pai, B. C.;  
Chakraborty, M.:  
Fluidity of aluminum alloys and composites: A review.  
In: Journal of Alloys and Compounds 456, pp. 201 – 210, 2008.
- [RICH86] Richter, W.:  
Numerische Lösung partieller Differentialgleichungen mit der Finite-  
Elemente-Methode.  
Vieweg, Braunschweig, ISBN 3-528-08930-X, 1986.
- [RICK08] Ricken, H. F.:  
Stranggießen mit Flüssigmetall als Wärmekopplung zwischen Kokille  
und Kühler.  
Dissertation, Technische Universität München, 2008.
- [RIED03] Riedel, F.:  
Fügen im Überblick.  
In: Matthes, K.-J.; Riedel, F. (Hrsg.): Fügetechnik. Hanser, München,  
ISBN 3-446-22133-6, S. 13 – 93, 2003.
- [RIED12] Riedel, S.:  
Untersuchungen zur Gefügeoptimierung beim horizontalen  
Stranggießen von CuZn37.  
Dissertation, Technische Universität München, 2012.
- [ROSE11] Rose, O.; März, L.:  
Simulation.  
In: März, L.; Krug, W.; Rose, O.; Weigert, G. (Hrsg.): Simulation und  
Optimierung in Produktion und Logistik. Springer, Berlin, ISBN 978-  
3-642-14535-3, S. 13 – 19, 2011.

- 
- [SAHM99] Sahm, P. R.; Egry, I.; Volkmann, T.:  
Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen.  
Vieweg, Braunschweig, ISBN 3-528-06979-1, 1999.
- [SALC88] Salcudean, M.; Abdullah, Z.:  
On the Numerical Modelling of Heat Transfer during Solidification  
Processes.  
In: International Journal for Numerical Methods in Engineering 25,  
pp. 445–473, 1988.
- [SARG82] Sargent, R. G.:  
Verification and Validation of Simulation Models.  
In: Cellier, F. E. (Ed.): Progress in Modelling and Simulation.  
Academic Press, London, UK, ISBN 0-12-164780-3, pp. 159–169,  
1982.
- [SCHE42] Scheil, E.:  
Bemerkungen zur Schichtkristallbildung.  
In: Zeitschrift für Metallkunde 34 (3), S. 70–72, 1942.
- [SCHM94] Schmidt, P.:  
Heat Transfer in Permanent Mould Casting.  
Dissertation, Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden,  
1994.
- [SCHU95] Schuler, H.:  
Prozeßsimulation.  
VCH, Weinheim, ISBN 3-527-28635-7, 1995.
- [SENG05] Sengupta, J.; Thomas, B. G.; Wells, M. A.:  
The Use of Water Cooling during the Continuous Casting of Steel  
and Aluminum Alloys.  
In: Metallurgical and Materials Transactions A 36, pp. 187–204,  
2005.
- [SIEG88] Siegel, R.; Howell, J. R.; Lohrengel, J.:  
Wärmeübertragung durch Strahlung. Teil 1: Grundlagen und  
Materialeigenschaften.  
Springer, Berlin, ISBN 3-540-18496-1, 1988.
- [SIGG03] Siggenauer, T. K.:  
Simulationsgestützte Prozessoptimierung beim horizontalen  
Stranggießen von Kupfer-Zinn-Legierungen.  
Dissertation, Technische Universität München, 2003.

- [SOMM03] Sommerhofer, H. F.:  
A New Cooling Concept for Continuous Casting of Nonferrous Metals.  
Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2003.
- [SRID94] Sridhar, M. R.; Yovanovich, M. M.:  
Review of Elastic and Plastic Contact Conductance Models:  
Comparison with Experiment.  
In: Journal of Thermophysics and Heat Transfer 8, pp. 633 – 640,  
1994.
- [STAD92] Stadler, P.:  
Horizontalstranggießen.  
In: Schwerdtfeger, K. (Hrsg.): Metallurgie des Stranggießens. Verlag  
Stahleisen, Düsseldorf, ISBN 3-514-00350-5, S. 571 – 588, 1992.
- [STEE93] Steeg, M.; Engel, U.; Roemer, E.:  
Hochleistungsfähige metallische Mehrschichtverbundwerkstoffe für  
Gleitlager.  
In: Bartz, W. J. (Hrsg.): Gleitlager als moderne Maschinenelemente.  
Teil A: Konstruktion, Werkstoffauswahl und Schmierung von  
Radiallagern. Expert, Ehningen, ISBN 3-8169-0802-0, S. 237 – 258,  
1993.
- [STEF02] Stefanescu, D. M.:  
Science and Engineering of Casting Solidification.  
Kluwer Academic / Plenum Publishers, New York, USA, ISBN 0-306-  
46750-X, 2002.
- [STEP09] Stephan, P.; Schaber, K.; Stephan, K.; Mayinger, F.:  
Thermodynamik.  
Springer, Berlin, 18. Auflage, ISBN 978-3-540-92894-2, 2009.
- [STET98] Stets, W.:  
Werkstoffkundliche Grundlagen des Verbundgießens von  
Gußeisenlegierungen mit Stahlwerkstoffen.  
Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 1998.
- [STUC97] Stuczyński, T.:  
Metallurgical problems associated with the production of aluminium-  
tin alloys.  
In: Materials & Design 18, pp. 369 – 372, 1997.
- [SUN12] Sun, J.; Song, X.; Wang, T.; Yu, Y.; Sun, M.; Cao, Z.; Li, T.:  
The microstructure and property of Al-Si alloy and Al-Mn alloy  
bimetal prepared by continuous casting.  
In: Materials Letters 67, pp. 21 – 23, 2012.

- [TARA00] Taran, V.:  
Berechnung der thermisch induzierten Eigenspannungen in der Verbindungsschicht von gegossenen Gradientenwerkstoffen.  
In: Giessereiforschung 52, S. 34–37, 2000.
- [THEI94] Theile, R.:  
Beschreibung des Verfahrens zur Herstellung von walzplattierten Verbundwerkstoffen am Beispiel von NE-metallplattierten Stahlbändern.  
In: Ossenbühl, P.; Jung, H. (Hrsg.): Walzen von Flachprodukten. DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, ISBN 3-88355-198-8, S. 41–55, 1994.
- [THOM65] Thomas, D. G.:  
Transport Characteristics of Suspension: VIII. A Note on the Viscosity of Newtonian Suspensions of Uniform Spherical Particles.  
In: Journal of Colloid Science 20, pp. 267–277, 1965.
- [TROV00a] Trovant, M.; Argyropoulos, S.:  
Finding Boundary Conditions: A Coupling Strategy for the Modeling of Metal Casting Processes: Part I. Experimental Study and Correlation Development.  
In: Metallurgical and Materials Transactions B 31, pp. 75–86, 2000.
- [TROV00b] Trovant, M.; Argyropoulos, S.:  
Finding Boundary Conditions: A Coupling Strategy for the Modeling of Metal Casting Processes: Part II. Numerical Study and Analysis.  
In: Metallurgical and Materials Transactions B 31, pp. 87–96, 2000.
- [TYLE68] Tylecote, R. F.:  
The Solid Phase Welding of Metals.  
Edward Arnold, London, UK, 1968.
- [VDIW06] Verein Deutscher Ingenieure:  
VDI-Wärmeatlas.  
Springer, Berlin, 10. Auflage, ISBN 3-540-25504-4, 2006.
- [WAGS06] Wagstaff, R. B.; Lloyd, D. J.; Bischoff, T. F.:  
Direct Chill Casting of CLAD Ingot.  
In: Materials Science Forum 519–521, pp. 1809–1814, 2006.
- [WEBE83] Weber, J.:  
Über den Einfluss der beim horizontalen Stranggießen von NE-Metall wirksamen Parametern und deren Optimierung.  
Dissertation, Technische Universität München, 1983.

- 
- [WEIS10] Weißbach, W.:  
Werkstoffkunde.  
Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 17. Auflage, ISBN 978-3-8348-0739-7, 2010.
- [WEIS86] Weiß, K.:  
Temperaturfeldberechnung bei Erstarrungsvorgängen unter Berücksichtigung des Einfüllvorganges.  
Dissertation, RWTH Aachen, 1986.
- [WIEM78] Wiemer, H.; Persicke, H.:  
Grafit für Stranggußkokillen und seine Prüfung.  
In: Stranggießen. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, S. 175–180, 1978.
- [WIMM10] Wimmer, M.; Nerl, C.; Riedel, S.; Hoffmann, H.:  
Herstellung von Aluminium-Verbundwerkstoffen im horizontalen Strangguss.  
In: Müller, H. R. (Hrsg.): Stranggießen. Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, ISBN 978-3-88355-384-9, S. 39–44, 2010.
- [WOLF92] Wolf, M. M.:  
Erstarrungsgeschwindigkeit beim Strangguß.  
In: Schwerdtfeger, K. (Hrsg.): Metallurgie des Stranggießens. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, ISBN 3-514-00350-5, S. 256–300, 1992.
- [YAN04] Yan, H.; Lenard, J. G.:  
A study of warm and cold roll-bonding of an aluminium alloy.  
In: Materials Science and Engineering A 385, pp. 419–428, 2004.

#### 10.4 Normen und Richtlinien

- [DIN4383] DIN ISO 4383:2001-02:  
Gleitlager – Verbundwerkstoffe für dünnwandige Gleitlager.  
Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth, Berlin, 2001.
- [DIN44759] DIN 44759:1973-11:  
Werkstoffe für Elektroden und andere stromführende Teile an  
Widerstands-Schweißeinrichtungen.  
Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth, Berlin, 1973.
- [DIN51005] DIN 51005:2005-08:  
Thermische Analyse (TA) – Begriffe.  
Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth, Berlin, 2005.
- [DIN573] DIN EN 573-3:2009-08:  
Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammen-  
setzung und Form von Halbzeug – Teil 3: Chemische Zusammenset-  
zung und Erzeugnisformen.  
Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth, Berlin, 2009.
- [DIN60584] DIN EN 60584-2:1994-10:  
Thermopaare – Teil 2: Grenzabweichungen der Thermospannungen.  
Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth, Berlin, 1994.
- [DIN8580] DIN 8580:2003-09:  
Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung.  
Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth, Berlin, 2003.
- [VDI3633\_1] VDI-Richtlinie 3633 Blatt 1:  
Simulation von Logistik-, Materialfluss- und Produktionssystemen –  
Grundlagen.  
Verein Deutscher Ingenieure e. V., Düsseldorf, 2010.

### 10.5 Sonstige Quellen

- [AMPC10] N. N.:  
AMPCOLOY® 972, Technisches Datenblatt.  
AMPCO METAL S. A., Marly, Schweiz, 2010.
- [HOFF09] Hoffmann, W. R.:  
Korrespondenz mit Herrn Dr. Werner R. Hoffmann.  
SGL CARBON GmbH, Bonn, 2009.
- [HONS13] Honsel, C.:  
Persönliche Mitteilung von Herrn Dr.-Ing. Christoph Honsel.  
RWP GmbH, Roetgen, 2013.
- [KASC01] Kaschnitz, E.:  
Projektbericht 41.300/1. Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben,  
Österreich, 2001.
- [WEIS99] Weiß, K.; Honsel, C.; Gundlach, J.:  
Möglichkeiten der Simulationstechnik.  
RWP GmbH, Roetgen, 1999.
- [WOLB08] Wolber, P.:  
Materialuntersuchungsbericht. SGL CARBON GmbH, Bonn, 2008.

## 10.6 Studienarbeiten

Die nachfolgend aufgelisteten Studienarbeiten wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München angefertigt. Die Bearbeitung der Aufgabenstellung sowie die Auswertung, Interpretation und Darstellung von Ergebnissen, die zum Teil in die vorliegende Dissertation einfließen, erfolgten unter wissenschaftlicher Anleitung des Betreuers Christoph Nerl.

- Baumgartner, G.: Aufbau und Erprobung eines widerstandsbeheizten Gießofens. Semesterarbeit, Technische Universität München, 2011.
- Eisenmann, S.: Literaturrecherche: Verbundgießen von Aluminiumlegierungen. Semesterarbeit, Technische Universität München, 2011.
- Grad, F.: Auslegung und Konstruktion eines widerstandsbeheizten Schmelzofens. Semesterarbeit, Technische Universität München, 2011.
- Tontarra, A.: Horizontales Stranggießen von Al-Werkstoffen in metallischen Gleitkokillen – eine Simulationsstudie. Semesterarbeit, Technische Universität München, 2011.
- Winkler, C.: Horizontales Stranggießen von CuZn37 und AlSn6 – eine Simulationsstudie. Semesterarbeit, Technische Universität München, 2012.

## 11 Anhang

### 11.1 Stoffwerte von Luft

Temperatur [°C]	Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [ $10^{-3}$ W/(mK)]	Temperaturleitfähigkeit $a$ [ $10^{-7}$ m <sup>2</sup> /s]	Prandtl-Zahl Pr [-]
0	24,18	188,3	0,7179
20	25,69	214,7	0,7148
40	27,16	242,4	0,7122
80	30,01	301,4	0,7083
100	31,39	332,6	0,7070
200	37,95	503,0	0,7051
300	44,09	694,3	0,7083
400	49,96	903,8	0,7137
500	55,64	1131	0,7194

Tabelle 11-1: Stoffwerte von Luft bei 1 bar [BAEH98]

### 11.2 Stoffwerte von Wasser

Temperatur [°C]	Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [ $10^{-3}$ W/(mK)]	Temperaturleitfähigkeit $a$ [ $10^{-6}$ m <sup>2</sup> /s]	Prandtl-Zahl Pr [-]
0	561,0	0,1330	13,48
10	580,0	0,1384	9,443
20	598,4	0,1434	7,001
30	615,5	0,1480	5,414
40	630,6	0,1521	4,328
50	643,6	0,1558	3,553

Tabelle 11-2: Stoffwerte von Wasser bei 1 bar [BAEH98]