



Montanuniversität Leoben
Lehrstuhl für Gießereikunde,
Department für Metallurgie
Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. phil. Peter Schumacher



***Simulationsgestützte Entwicklung eines
Gießverfahrens zur Herstellung von
Schichtverbunden aus Aluminiumlegierungen***

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades
„Doktor der montanistischen Wissenschaften“
Montanuniversität Leoben

eingereicht von

Dipl.-Ing. Stefan Heugenhauer, BSc

unter der Betreuung von

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. phil. Peter Schumacher



Leoben, Februar 2018

Eidesstattliche Erklärung / Affidavit

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

Dipl.-Ing. Stefan Heugenhauser, BSc

Leoben, 20. Februar 2018

Danksagung

Diese Arbeit wurde am Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben durchgeführt. Die wissenschaftliche Betreuung wurde von Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. phil. Peter Schumacher, Vorstand des Lehrstuhls für Gießereikunde der Montanuniversität Leoben, übernommen. Dafür, wie auch für die allzeit offene Tür mit der Bereitschaft zu fachlichen Diskussionen, möchte ich ihm meinen herzlichen Dank aussprechen. Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk, Ordinarius des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München, danke ich sehr für die Übernahme des Koreferates.

Allen Kolleginnen und Kollegen am Österreichischen Gießerei-Institut, die tatkräftig in äußerst angenehmer Atmosphäre zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, bin ich ebenfalls sehr zu Dank verpflichtet. Allen voran seien an dieser Stelle die Herren Dipl.-Ing. Dr. Erhard Kaschnitz, Ing. Walter Funk und Dipl.-Ing. Gerhard Schindelbacher genannt, die mir bei allen Projektbelangen hilfreich und unterstützend zur Seite gestanden sind.

Für die konstruktive und freundschaftliche Zusammenarbeit bedanke ich mich beim gesamten HIPERBEAR-Projektteam. Namentlich genannt seien hier die Herren Dr.-Ing. Christoph Nerl und Dr.-Ing. Martin Wimmer, die maßgeblich zur Erarbeitung eines Grundkonzeptes der Versuchsgießanlage beigetragen haben, Dipl.-Ing. Dr. Peter Hofer, der mit dem Aufbau der Gießanlage startete, sowie Dipl.-Ing. Falko Langbein und Dipl.-Ing. Dr. Alexander Poscher, die mit ihrem Interesse an wissenschaftlichen Fragestellungen die notwendige Freiheit zur Erstellung dieser Arbeit gaben. Der Österreichischen Forschungsfördergesellschaft (FFG), Wien, sei für die finanzielle Unterstützung im Rahmen eines geförderten Projektes (Nr. 838821) gedankt.

Ein besonderer Dank gebührt meinen Eltern und meiner Schwester Anna, deren familiärer Rückhalt von unschätzbarem Wert für meinen bisherigen Werdegang war. Im Speziellen danke ich meiner Partnerin Andrea für ihre Unterstützung, ihren Zuspruch und ihr Verständnis, wenn immer wieder das „eine oder andere“ Wochenende ausgefallen ist.

Kurzfassung

Mit dem Fügen von zwei verschiedenen Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen chemischen, mechanischen und physikalischen Eigenschaften können Werkstoffverbunde mit gänzlich neuem Eigenschaftsprofil hergestellt werden. Getrieben vom industriellen Bedarf an immer leistungsfähigeren und spezifischeren bandförmigen Aluminium-Werkstoffverbunden nimmt die Verarbeitung von hochfesten Materialien stetig zu und bringt die klassischen Walzprozesse zur Erzeugung dieser Verbunde mit abnehmender plastischer Verformbarkeit der Legierungen an ihre Grenzen. Mit der simulationsgestützten Entwicklung eines Gießverfahrens zur Herstellung von Schichtverbunden aus Aluminiumlegierungen wird ein alternatives Verarbeitungskonzept verfolgt, bei dem flüssige Schmelze kontrolliert auf ein temperiertes Substrat unter Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes aufgegossen wird. In einer dafür entwickelten und aufgebauten Verbundgießanlage wurden in einem quasikontinuierlichen Gießvorgang Verbundgussproben aus unterschiedlichen Aluminiumlegierungen (Al7075, AlSn25) und Reinaluminium (Al99,8) unter definierten Prozessbedingungen hergestellt. Die Anlage ermöglichte die Erprobung von Materialpaarungen unterschiedlicher Dicke bei vorgewählter Substrat- und Schmelzetemperatur, verschiedener Beschaffenheit der Substratoberfläche bei definierter Gießgeschwindigkeit, um den Einfluss von verschiedenen Prozessparametern auf die metallographisch ermittelten Verbundqualitäten darzustellen.

Mit dem Einsatz von dynamischen und statischen zwei- und dreidimensionalen Simulationsmodellen der Versuchsgießanlage, die mit Temperaturmessdaten aus den Gießversuchen iterativ kalibriert wurden, lassen sich die messtechnisch kaum zu erfassenden thermischen Verhältnisse in der Verbundgrenzfläche als auch die thermisch bedingten Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge im gesamten Verbundkörper in sehr hoher zeitlicher und räumlicher Auflösung darstellen. Die für die numerische Simulation notwendigen thermophysikalischen Daten der Substratlegierungen wurden von Raumtemperatur bis in den schmelzflüssigen Zustand ermittelt.

Die Auswertungen der Gießversuche haben gezeigt, dass die Oxidhaut an der Substratoberfläche eine zentrale Rolle für die Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes spielt. Nur wenn sich diese während des Aufgießens von der Verbundgrenzfläche löst, kann ein stoffschlüssiger Verbund zwischen der Substrat- und Aufgusschicht entstehen. Erst die Verbindung der numerischen Ergebnisse mit jenen der praktischen Gießversuche ermöglicht einen Zusammenhang zwischen den thermischen Bedingungen in der Grenzfläche und dem Ablösen der Oxidschicht und somit der Verbundqualität abgegossener Verbundplatten herzustellen.

Abstract

The combination of two different aluminum alloys with different chemical, mechanical and physical properties allows the production of compounds with entirely new characteristics. Rising demands on the efficiency and specificity of strip-shaped clad materials require the replacement of classic compound alloys by high-strength, high performance alloys. However, with these materials with reduced plasticity the conventional roll bonding process reaches its limits and alternative processing routes have to be developed. One promising way is represented by the compound casting method in which liquid melt is cast onto a preheated substrate plate in order to form a metallurgical bond at the interface.

To investigate this approach, a small-scale pilot plant for the casting of pure aluminum (Al99.8) on different substrate plates (Al7075, AlSn25) under defined processing conditions was developed. With that, the compound casting process of selected material combinations with varying casting parameters such as the thickness ratio of the compound layers, the temperature of the substrate layer and the clad melt, the texture of the substrate surface as well as the casting speed on the metallographic quality of the casted compounds can be investigated.

The temperatures at the interface between the substrate and the clad alloy are not accessible by direct measurement. Therefore dynamic and static two-dimensional and three-dimensional numerical simulation models were set up and iteratively calibrated using measured temperatures obtained from various casting experiments. With these models, the thermal conditions at the interfacial layer between the substrate and the clad alloy as well as the occurring remelting and solidification processes during the compound formation over the entire cross section of the compound material can be calculated in very high temporal and spatial resolution. All thermophysical data of the substrate alloys that are necessary for a precise numerical simulation were measured from room temperature up to a liquid state.

The examination of the casting experiments have shown that the oxide skin at the surface of the substrate plays a critical role for the successful formation of a metallurgical compound. To firmly bond the substrate with the initially liquid aluminum layer, its detachment and removal from the compound interface during the casting process is indispensable. The combination of the numerical calculations with the results from the casting experiments finally permits to correlate the thermal conditions at the interface with the debonding of the oxide layer at the substrate surface and further to predict the compound quality of as-cast plates.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Theorie	5
2.1	Verbundgießen	5
2.2	Verbundgießverfahren	6
2.2.1	Kontinuierliche Verbundgießverfahren	9
2.2.2	Voraussetzungen für eine stoffschlüssige Verbundbildung	10
2.2.3	Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge im Verbundgießprozess	12
2.3	Oxidschichten auf Al-Substratoberflächen	14
2.4	Numerische Simulation von Gießprozessen	17
2.4.1	Erhaltungsgleichungen	19
2.4.2	Darstellung der freien Oberfläche während der Formfüllung	22
2.4.3	Wärmeleitungsgleichung während der Erstarrung	23
2.4.4	Anfangs- und Randbedingungen	23
2.4.5	Vernetzungstypen	26
3	Experimentelle Methoden	28
3.1	Versuchsgießanlage	28
3.1.1	Aufbau der Gießanlage	28
3.1.2	Aufbau der Gießeinheit	31
3.1.3	Gießvorgang	32
3.1.4	Temperaturmesspositionen in der Gießeinheit	34
3.1.5	Temperaturmesspositionen an der Substratoberfläche	36
3.2	Gießversuche	38
3.2.1	Durchführung der Gießversuche	39
3.2.2	Versuchswerkstoffe	41
3.2.2.1	Substratlegierung aus Al7075	42
3.2.2.2	Substratlegierung aus AlSn25	43
3.2.2.3	Aufgusslegierung aus Reinaluminium	44
3.2.3	Versuchsreihen	45
3.2.3.1	Temperaturen	47
3.2.3.2	Gießgeschwindigkeiten	48
3.2.3.3	Dickenverhältnisse	48
3.2.3.4	Substratoberflächen	49

3.3	Mess- und Charakterisierungsmethoden	53
3.3.1	Probenpräparation	53
3.3.2	Lichtmikroskopie	54
3.3.3	Mikrohärtemessung.....	54
3.3.4	Oberflächencharakterisierung	55
3.3.5	Nasschemische Analyse	55
3.3.6	Unterdruckdichtemessung.....	56
3.3.7	Thermophysikalische Charakterisierungsverfahren	56
3.3.7.1	Dichte.....	56
3.3.7.2	Wärmekapazität, Erstarrungsverlauf und latente Wärme.....	59
3.3.7.3	Wärmeleitfähigkeit.....	60
3.4	Bewertungssystem zur optischen Beurteilung der Verbundqualität.....	63
3.4.1	Entnahmeposition der Schliiffproben.....	63
3.4.2	Richtreihe zur optischen Bestimmung der Verbundqualität	64
4	Numerische Methoden	69
4.1	Dynamisches dreidimensionales Simulationsmodell der Gießereinheit.....	71
4.1.1	Numerische Anpassungen des Simulationsmodells	74
4.2	Dynamisches zweidimensionales Simulationsmodell der Gießereinheit.....	78
4.2.1	Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten für die Substratlegierung Al7075.....	82
4.2.2	Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten für die Substratlegierung AlSn25	85
4.2.3	Abgleich der Temperatur an der Substratoberfläche bei Referenzbedingungen	87
4.3	Statisches 2D-Submodell-I	88
4.4	Statisches 2D-Submodell-II	91
4.5	Thermophysikalische Kennwerte der verwendeten Anlagenwerkstoffe.....	92
5	Experimentelle und numerische Ergebnisse.....	95
5.1	Thermophysikalische Werkstoffdaten der Legierung AlSn25	95
5.1.1	Dichte von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase.....	95
5.1.2	Spezifische Wärmekapazität und Erstarrungsintervall	96
5.1.3	Berechnete Wärmeleitfähigkeit.....	99

5.2	Thermophysikalische Werkstoffdaten der Legierung Al7075.....	100
5.2.1	Dichte von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase.....	100
5.2.2	Spezifische Wärmekapazität und Erstarrungsintervall	102
5.2.3	Berechnete Wärmeleitfähigkeit.....	105
5.3	Numerische Ergebnisse der dynamischen 3-D Simulation.....	107
5.4	Numerische Berechnung der Substrattemperatur mit dem dynamischen 2D-Modell	110
5.4.1	Virtuelle Variationen der Gießparameter mit der Substratlegierung Al7075 ...	112
5.4.1.1	Variation der Substrattemperatur – Al7075.....	112
5.4.1.2	Variation des Dickenverhältnisses – Al7075.....	114
5.4.1.3	Variation der Gießgeschwindigkeit – Al7075	116
5.4.1.4	Variation der Aufgusstemperatur – Al7075	117
5.4.2	Virtuelle Variationen der Gießparameter mit der Substratlegierung AlSn25...	119
5.4.2.1	Variation der Substrattemperatur – AlSn25	119
5.4.2.2	Variation des Dickenverhältnisses – AlSn25.....	121
5.4.2.3	Variation der Gießgeschwindigkeit – AlSn25.....	122
5.4.2.4	Variation der Aufgusstemperatur – AlSn25.....	123
5.5	Schichtverbundgießen mit der Substratlegierung Al7075.....	124
5.5.1	Charakterisierung der Substratplatten aus Al7075	124
5.5.2	Charakterisierung der Aufgusschmelze aus Reinaluminium	126
5.5.3	Verbundbildung unter Referenzbedingungen – Al7075	127
5.5.3.1	Diffusionsverhalten der Substrat- und Aufgusslegierung anhand von Härte- und Konzentrationsverläufen	135
5.5.4	Verbundbildung bei Variation der Gießparameter – Al7075.....	138
5.5.4.1	Verbundbildung bei Variation der Substrattemperatur – Al7075	138
5.5.4.2	Verbundbildung bei Variation des Dickenverhältnisses – Al7075.....	141
5.5.4.3	Verbundbildung bei Variation der Gießgeschwindigkeit – Al7075.....	150
5.5.4.4	Verbundbildung bei Variation der Aufgusstemperatur – Al7075.....	153
5.5.5	Verbundqualität in Abhängigkeit der gewählten Gießparameter für die Substratlegierung Al7075	157
5.5.6	Verbundqualität in Abhängigkeit der Oberflächenmodifikation für die Substratlegierung Al7075	158
5.5.7	Auswertung der Schmelz- und Erstarrungszonen.....	164

5.6	Schichtverbundgießen mit der Substratlegierung AlSn25	166
5.6.1	Charakterisierung der Substratplatten aus AlSn25	166
5.6.2	Verbundbildung unter Referenzbedingungen – AlSn25	170
5.6.3	Verbundbildung bei Variation der Gießparameter – AlSn25	172
5.6.3.1	Verbundbildung bei Variation der Substrattemperatur – AlSn25	172
5.6.3.2	Verbundbildung bei Variation des Dickenverhältnisses – AlSn25	178
5.6.3.3	Verbundbildung bei Variation der Gießgeschwindigkeit – AlSn25	183
5.6.4	Ermittelte Verbundqualität in Abhängigkeit der gewählten Gießparameter für die Substratlegierung AlSn25	186
5.7	Numerische Berechnung der Temperatur der Substratlegierung Al7075 mit dem statischen 2D-Submodell-II	187
6	Diskussion	191
6.1	Übertragbarkeit der Ergebnisse zur Auslegung von Verbundgießprozessen	198
7	Zusammenfassung	200
8	Ausblick	203
9	Verzeichnisse	205
9.1	Literaturverzeichnis	205
9.2	Abbildungsverzeichnis	213
9.3	Diagrammverzeichnis	220
9.4	Tabellenverzeichnis	225
10	Anhang	228
10.1	Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten – Al7075	228
10.2	Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten – AlSn25	242
10.3	Übersicht der abgegossenen Verbundgussplatten	250

1 Einleitung

In einem Umfeld, in dem der Bedarf an immer leistungsfähigeren und spezifischeren Materialien stetig zunimmt, gewinnt die Kombination von Werkstoffen mit anwendungsorientierten Eigenschaften immer mehr an Bedeutung. Dieser Trend spiegelt sich auch in den steigenden Anforderungen an bandförmige Aluminium-Verbundwerkstoffe wieder, die unter anderem in verschiedenen Produkten der Luft- und Fahrzeugindustrie sowie im Industriebau eingesetzt werden [1]–[4]. Mit dem Fügen von zwei verschiedenen Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen chemischen, mechanischen und physikalischen Eigenschaften können Werkstoffverbunde mit gänzlich neuem Eigenschaftsprofil hergestellt werden. Üblicherweise werden diese Aluminiumverbunde in einem Walzplattierprozess gefertigt, bei dem die Verbundschichten im festen Zustand miteinander verschweißt werden. Um einen direkten Kontakt der beiden Verbundpartner auf atomarer Ebene und dadurch eine stoffschlüssige Verbundbildung zu erreichen, sind sehr hohe Umformgrade von bis zu 70% und somit hohe Walzdrücke im Walzspalt notwendig [5]. Mit der zunehmenden Verarbeitung von hochfesten Werkstoffen stoßen die klassischen Kalt- und Warmwalzprozesse zur Herstellung dieser Verbundmaterialien mit abnehmender plastischer Verformbarkeit der Legierungen an ihre Grenzen und neue Verarbeitungskonzepte müssen entwickelt werden [4], [6]–[8].

Eine Möglichkeit stellt die gießtechnische Herstellung von bandförmigen Verbundmaterialien dar. Hierbei wird flüssige Schmelze kontrolliert auf ein temperiertes Substratband aufgegossen. Mit dem Auftreffen der Schmelze auf die Substratoberfläche wird bei entsprechenden thermischen Verhältnissen an der Grenzschicht sowie dem Vorhandensein einer metallisch reinen Substratoberfläche ein Kontakt der beiden Verbundschichten auf atomarer Ebene und folglich eine stoffschlüssige Verbundbildung erreicht. Dieser Verbundbildungsprozess, der auch kontinuierlich betrieben werden kann, bietet in vielerlei Hinsicht Vorteile gegenüber dem klassischen Walzplattierprozess. Einerseits können Aluminiumlegierungen verarbeitet werden, die aufgrund ihrer geringen Duktilität walztechnisch nicht oder nur sehr schwer zu verarbeiten sind, und damit neue Werkstoffkombinationen ohne Einbußen der Bindefestigkeit zwischen den beiden Schichten realisiert werden [9]. Andererseits werden mit dem direkten Aufgießen der Verbundschicht die notwendigen Prozessschritte zur Herstellung von Verbundbändern reduziert, wobei der Produktionsablauf vereinfacht, die Produktivität gesteigert und letztlich die Produktionskosten gesenkt werden können.

Mehrere Arbeitsgruppen haben sich bereits mit dem kontinuierlichen Verbundstranggießen von verschiedenen Aluminiumlegierungen beschäftigt und konnten verbundgegossene Stränge mit definierten Bindezonen in hoher Qualität abgießen [4], [10]–[15]. Der hohe technische Aufwand zur kontinuierlichen Herstellung von gegossenen Verbundsträngen und das oftmals enge Prozessfenster geben allerdings meist nicht die Möglichkeit, die für die Verbundbildung maßgebenden Prozessparameter ausreichend zu variieren, um deren Einfluss auf die Verbundqualität untersuchen zu können. Daher finden sich in der Literatur oft nur unzureichende Informationen darüber, welche Prozessparameter in welchem Ausmaß wesentlich für die Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes sind. Des Weiteren ist wenig über die thermischen Verhältnisse direkt an der Grenzfläche, die in einem kontinuierlichen Gießprozess messtechnisch nur schwer zu erfassen sind, sowie über die Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge der Verbundschichten während des Aufgießens bekannt.

Das Ziel dieser Arbeit ist es nun, den Einfluss von verschiedenen Parametern des Verbundgießprozesses auf die thermischen Verhältnisse in der Verbundgrenzfläche sowie deren Einflüsse auf die sich bildende Verbundqualität darzustellen und zu bewerten. Dafür wurde eine Versuchsanlage entwickelt, gefertigt und aufgebaut, mit der in einem quasikontinuierlichen Gießprozess plattenförmige Verbundgussproben aus unterschiedlichen Aluminiumlegierungen (Al7075 und AlSn25) und Reinaluminium (Al99,8) mit einer Vielzahl an Variationsmöglichkeiten von Prozessparametern hergestellt werden können. Die Anlage ist so ausgelegt, dass sie die Erprobung von verschiedenen Materialpaarungen unterschiedlicher Dicke bei vorgewählter Substrat- und Schmelztemperatur und unter definierten Gießgeschwindigkeiten ermöglicht. Zur Visualisierung der Verbundzone und Bewertung der Verbundqualität werden die abgegossenen Verbundgussplatten metallographisch untersucht.

Um die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone, die messtechnisch nur schwer zu erfassen sind, sowie die Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge in zeitlicher Auflösung während des Verbundgießens in Abhängigkeit der gewählten Gießparameter darstellen und beschreiben zu können, wurden zwei- als auch dreidimensionale Finite-Elemente-Modelle der Versuchsanlage mit der kommerziellen Simulationssoftware FLOW-3D (Flow Science Inc., Santa Fe, New Mexico, USA) entwickelt. Aufgrund der Vielzahl an durchgeführten Gießversuchen mit unterschiedlichen Prozessvarianten steht eine ausreichende Menge an Temperaturmessdaten für die Kalibrierung der Simulationsmodelle zur Verfügung.

Die Qualität von Simulationsmodellen metallurgischer Prozesse ist wesentlich von der Qualität der eingegebenen Werkstoffparameter bestimmt. Je besser diese die in der Realität vergossenen Werkstoffe charakterisieren, desto genauer kann das Modell an die realen Bedingungen angepasst werden. Dies trifft vor allem auf komplexe Simulationsmodelle mit Aufschmelz- und Erstarrungsvorgängen zu, wie sie beim Verbundgießen von verschiedenen Aluminiumlegierungen auftreten. Von vielen gängigen Werkstoffen, wie beispielsweise dem Reinaluminium, sind verlässliche thermophysikalische Literaturwerte vorhanden [16]–[19]. Bei weniger gebräuchlichen Legierungsklassen, wie den Al-Sn-Legierungen, lassen sich in der Literatur meist jedoch keine entsprechenden thermophysikalischen Werkstoffdaten finden. Aber auch vorhandene thermophysikalische Werkstoffdaten genormter Legierungen, deren Legierungselemente sich in einem vorgegebenen Gehaltsbereich bewegen, können teilweise erheblich von jenen der abgegossenen Legierung abweichen. Daher sind spezifische thermophysikalische Messwerte der tatsächlich verwendeten Legierungen für verlässliche Simulationsergebnisse unumgänglich und werden für die Substratlegierungen AlSn25 und Al7075 von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase ermittelt.

In Abbildung 1-1 ist ein schematischer Plan der durchgeführten Arbeiten dargestellt, der sich in drei Bereiche gliedert. Der blau gekennzeichnete Bereich umfasst den Aufbau der Gießanlage sowie die Durchführung der Verbundgießversuche. Diese liefern Verbundgussplatten, deren Verbundzonen metallographisch untersucht werden, sowie parameterspezifische Temperaturmessdaten für den Abgleich der numerischen Simulationsmodelle. Im rot gekennzeichneten Bereich werden die Entwicklung und Kalibrierung der Simulationsmodelle sowie die Variationsrechnungen der Gießparameter behandelt. Abschließend werden im grün gekennzeichneten Bereich die Ergebnisse der Versuchsabgüsse und der numerischen Simulationsrechnungen zusammengeführt. Es werden die metallographisch ermittelten Verbundqualitäten der abgegossenen Verbundgussplatten in Abhängigkeit der berechneten thermischen Verhältnisse in der Verbundzone gezeigt, wie auch die berechneten Aufschmelz- und Erstarrungszonen jenen der abgegossenen Verbundplatten gegenübergestellt.

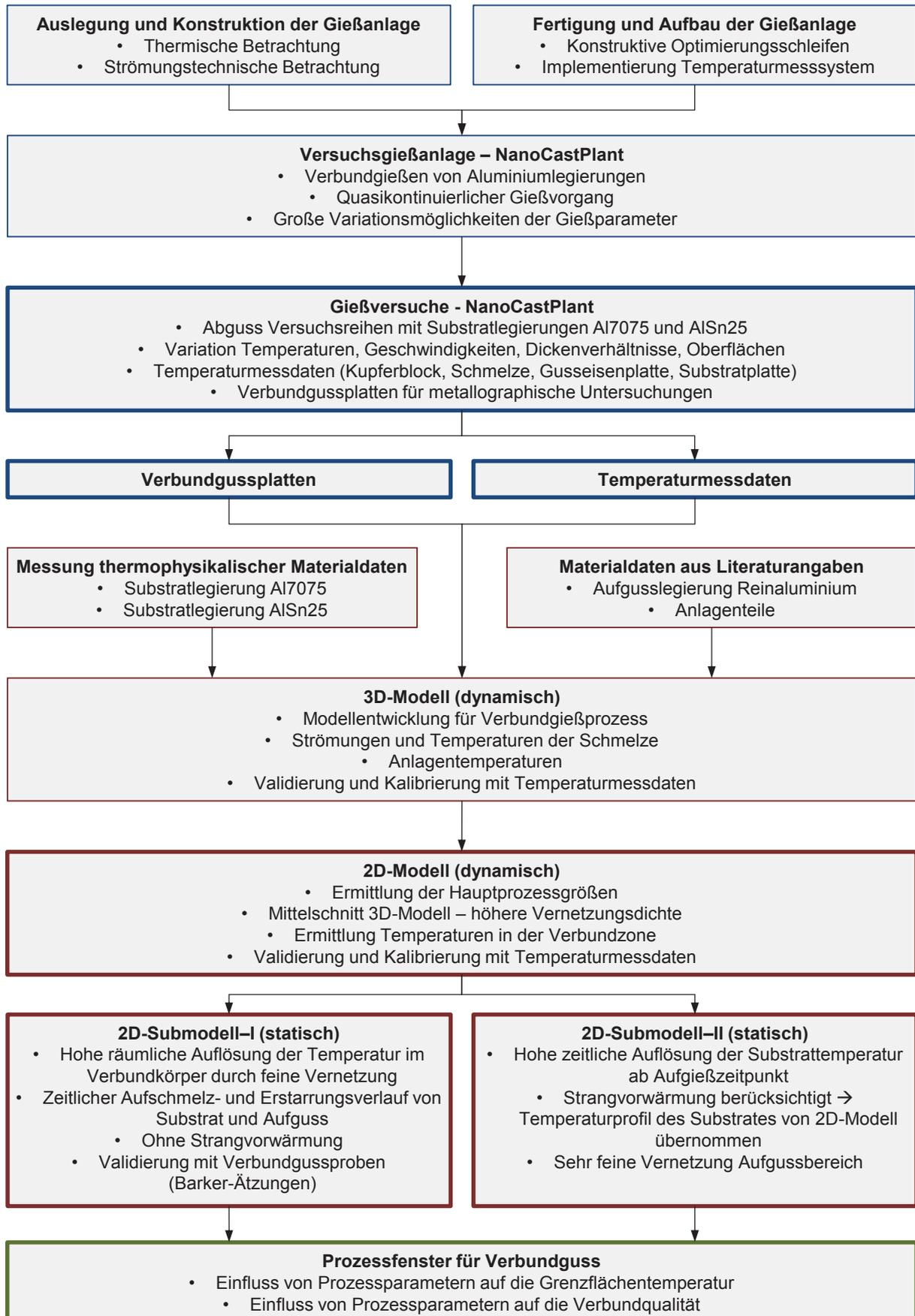


Abbildung 1-1: Schematischer Ablaufplan der durchgeführten Arbeiten.

2 Theorie

2.1 Verbundgießen

„Verbundgießen ist die Fertigung metallischer Werkstoffverbunde durch gleichzeitiges oder aufeinanderfolgendes Gießen verschiedener Schmelzen in eine Form oder durch das Angießen eines Ergänzungsstückes an ein Werkstück“ [20]. Diese Definition des Verbundgießens berücksichtigt sowohl die Herstellung von Verbundwerkstoffen als auch von Werkstoffverbunden durch Gießen. Die Unterscheidung von Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden liegt im jeweiligen Aufbau des Verbundgefüges. Verbundwerkstoffe bestehen aus mindestens zwei Werkstoffen derselben oder unterschiedlichen Werkstoffhauptgruppen, die als Matrix und Verstärkungsphase bezeichnet werden. Die Matrix bildet das Grundgerüst, in die eine chemisch und/oder physikalisch getrennte Verstärkungskomponente durch thermisches oder mechanisches Fügen eingebracht wird. Verbundwerkstoffe sind makroskopisch homogen und mikroskopisch heterogen, bestehen also aus mehreren Phasen. Werkstoffverbunde hingegen bestehen aus mindestens zwei unterschiedlichen Komponenten mit unterschiedlichen Eigenschaften, die üblicherweise in Schichten werkstoffgerecht gefügt werden. Die beiden Komponenten sind nicht ineinander vermischt, sondern liegen gefügt nebeneinander vor. Werkstoffverbunde sind mikroskopisch homogen und makroskopisch heterogen [21], [22]. Abbildung 2-1 verdeutlicht den Unterschied in einer schematischen Darstellung eines (a) Verbundwerkstoffes und eines (b) Werkstoffverbundes.

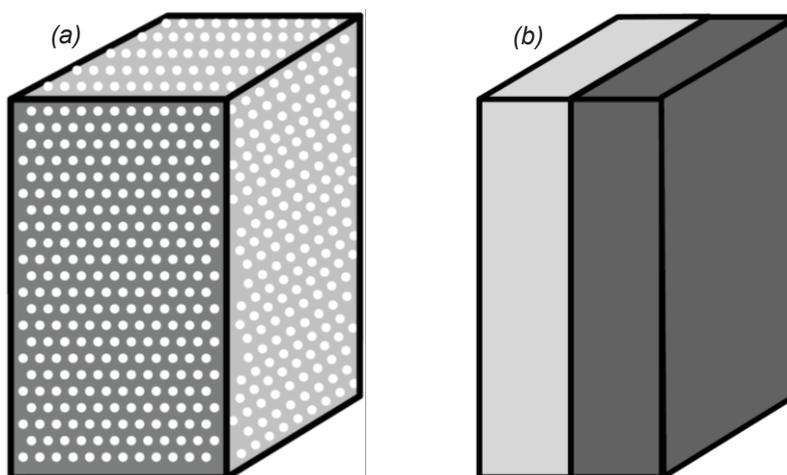


Abbildung 2-1: Schematische Darstellung von (a) Verbundwerkstoffen und (b) Werkstoffverbunden [21].

Relevant für diese Arbeit sind Werkstoffverbunde aus zwei verschiedenen Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen chemischen, mechanischen und physikalischen

Eigenschaften, die zu einem Werkstoffverbund mit neuem Eigenschaftsprofil gefügt werden. Die Verbindung der beiden Schichten soll stoffschlüssiger Natur und somit nicht mehr ohne mechanische Zerstörung lösbar sein [23].

2.2 Verbundgießverfahren

Es gibt zahlreiche Methoden um Werkstoffverbunde aus zwei verschiedenen Metalllegierungen gießtechnisch herzustellen. Gängige Verbundgießverfahren sind in Abbildung 2-2 kategorisiert nach Verfahren gelistet [24].

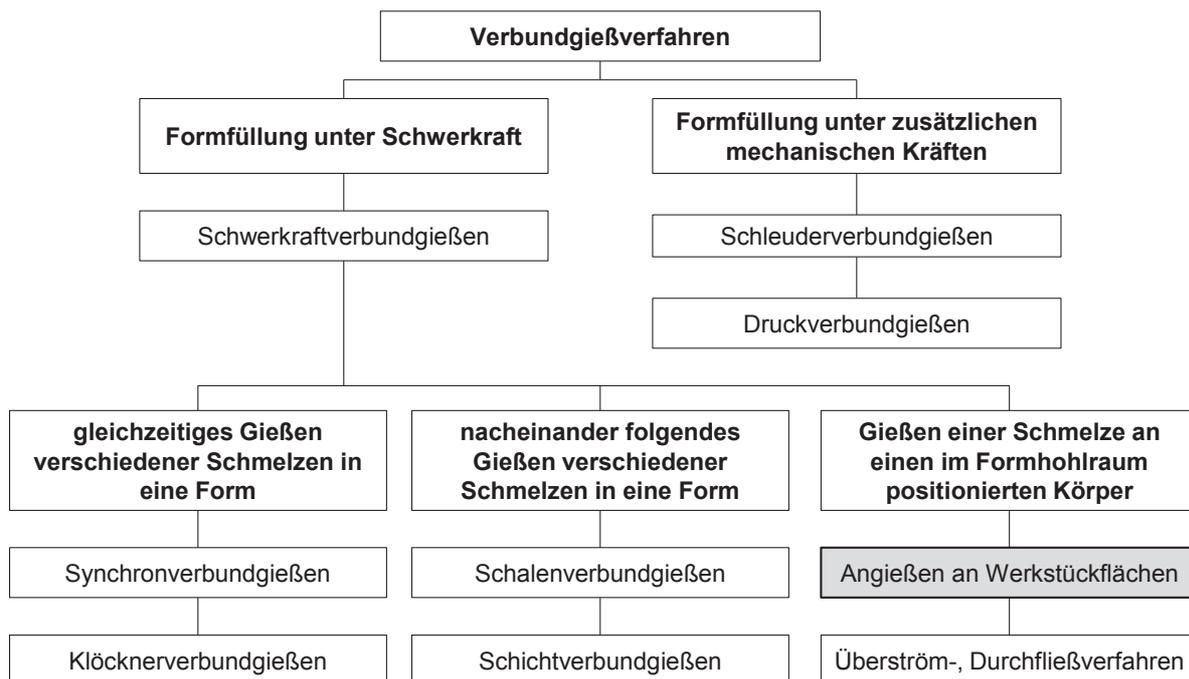


Abbildung 2-2: Varianten des Verbundgießens nach A. Lange [24].

Die erste Zuteilung erfolgt nach den wirksamen Kräften im Gießprozess, da zusätzliche mechanische Kräfte, wie sie im Schleuder- und Druckverbundgießen auftreten, die Ausbildung eines Verbundes begünstigen. Sponseller et al. [25] beschreiben ein Schleuderverbundgussverfahren zur Herstellung von beschichteten Kesselrohren. In einem Gießvorgang wird auf eine erstarrte Randschicht aus rostfreiem Stahl SS310 (25Cr-20Ni), die das Grundmaterial vor korrosivem Angriff schützt, eine innenliegende Schicht aus legiertem warmfesten Stahl T-11 (1.25Cr-0,5Mo) aufgegossen. Rübner et al. [26] gießen Einlegeteile aus Al99,5 in 5 mm dünne Gussplatten aus AlSi9Cu3(Fe) im Druckgussprozess ein. Die Formfüllung der weiteren Verfahren erfolgt jeweils unter Schwerkraft, wobei sich die Einteilung nach dem zeitlichen Ablauf der vergossenen Verbundschichten richtet.

Beim Synchronverbundgießen, das in Bild (a) der Abbildung 2-3 dargestellt ist, werden die verschiedenen Schmelzen über zwei getrennte Gießsysteme gleichzeitig in eine Form gegossen, die mit einem Phasentrennblech in zwei Schmelzebereiche unterteilt ist. Die

Schmelzen binden sich von beiden Seiten aufgrund von Diffusionsvorgängen an das Phasentrennblech, ohne dieses aufzuschmelzen [27].

Beim Klöcknerverbundgießen in Bild (b) wird anstelle des Phasentrennblechs eine Trennblechkammer aus mindestens zwei gelochten, verhältnismäßig dünnen Blechen in den Formhohlraum eingesetzt. Die beiden Schmelzen fließen während des steigenden Gießvorganges durch die Lochbleche und vermischen sich in der Kammer [28], [29].

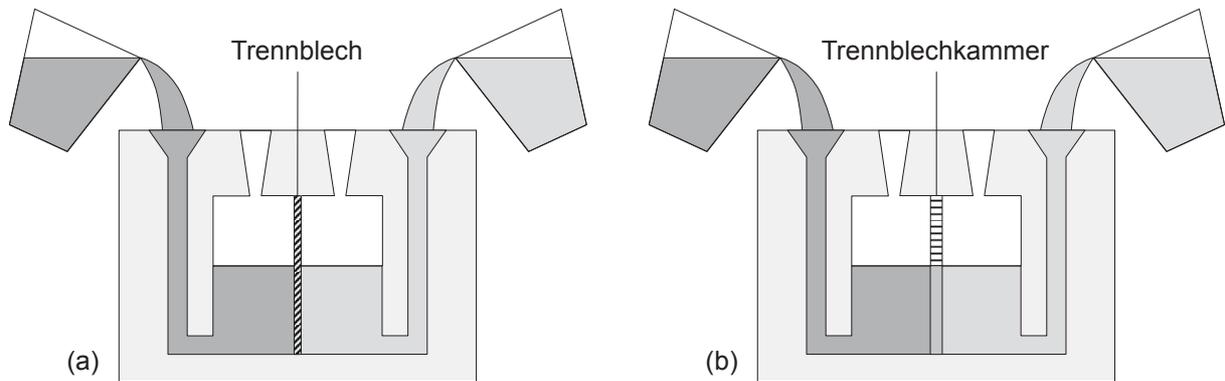


Abbildung 2-3: Schematische Darstellung des (a) Synchronverbundgießens und des (b) Klöcknerverbundgießens nach Harnisch und Pelz [27], [28], [30].

In Abbildung 2-4 ist das Schalenverbundgießens dargestellt. In dem zweistufigen Verfahren werden die verschiedenen Schmelzen nacheinander in eine Form gegossen. Der gesamte Formhohlraum wird (1) steigend mit der ersten Schmelze vollständig gefüllt. Sobald sich eine Randschale definierter Dicke ausgebildet hat, wird (2) die zweite Schmelze über dasselbe Gießsystem eingegossen. Die noch flüssigen Phasen der ersten Schmelze werden nach oben aus der Form gedrückt und bilden einen Verbund mit der erstarrten Randschale aus. Die Dichte der zweiten Schmelze muss dabei höher sein als jene der ersten Schmelze.

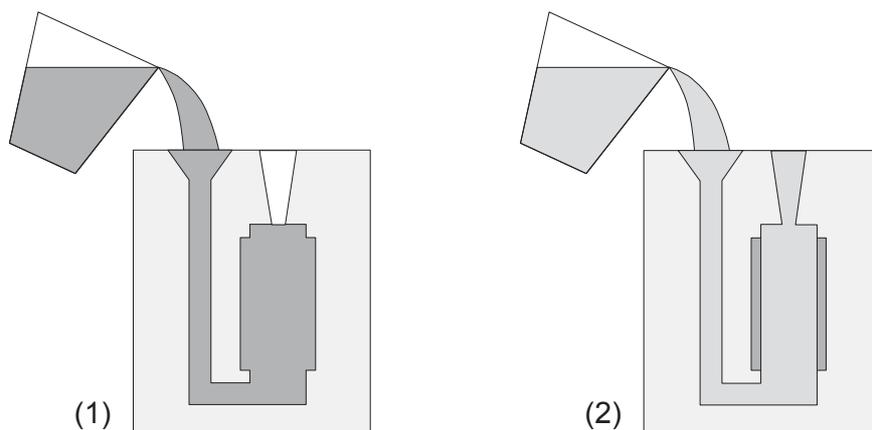


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung des Schalenverbundgießens nach Lange [24].

Eine weitere Variante, bei der die verschiedenen Schmelzen nacheinander vergossen werden, ist das zweistufige Schichtverbundgießen, das in Abbildung 2-5 gezeigt ist. Dabei wird (1) ein definiertes Volumen des Formhohlraums mit der ersten Schmelze gefüllt. Sobald

diese Schmelze teilweise oder vollständig erstarrt ist, wird (2) die zweite Schmelze über ein zweites Gießsystem aufgegossen. Die Dicke der Verbundzone lässt sich dabei über den Zeitpunkt des Aufgießens, der die Temperatur in der Grenzfläche regelt, und den Strömungsverlauf der Aufgusserschmelze steuern.

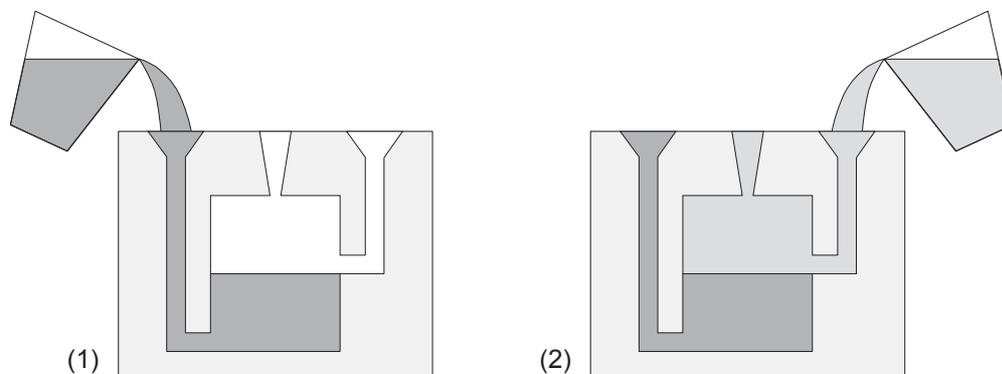


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung des Schichtverbundgießens nach Lange und Ißleib [24], [31].

Ein für diese Arbeit relevantes Verfahren ist die in Abbildung 2-6 dargestellte Herstellung eines Verbundkörpers (a) durch Gießen einer Schmelze an oder auf einen im Formhohlraum positionierten Körper. Damit sich eine stoffschlüssige Verbindung zwischen der Schmelze und dem eingelegten Substrat ausbildet, wird dieses entweder vor dem Einlegen oder im Formhohlraum vorgeheizt. Arbeiten unter Schutzgas oder die Zugabe von Flussmitteln verhindert dabei die Oxidation der metallischen Oberfläche des vorgeheizten Körpers. Um eine hohe Reaktivität des Materials gegenüber der Aufgusserschmelze zu erreichen, wird der Grundkörper in der Literatur oft beschichtet. Bei Aluminium eignen sich dafür vor allem Beschichtungen aus Zink und Cadmium, da diese einen niedrigen Schmelzpunkt besitzen. Eine Abwandlung des Angießens an Werkstückflächen ist das (b) Überström- oder Durchfließverfahren, bei dem ein vielfaches der eigentlich benötigten Schmelze über die Oberfläche geleitet wird, um diese vorzuheizen und von nichtmetallischen Einschlüssen zu säubern.

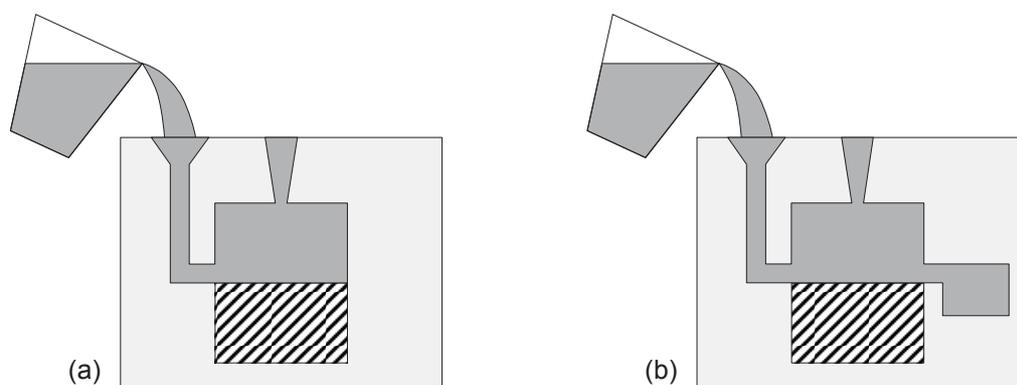


Abbildung 2-6: Schematische Darstellung des Angießens an eine Werkstückfläche sowie des Überströmverfahrens nach Lange und Ißleib [24], [31].

2.2.1 Kontinuierliche Verbundgießverfahren

Neben diskontinuierlichen Verfahren gibt es zahlreiche kontinuierliche Verbundgießverfahren zur Herstellung von Verbundhalbzeugen aus verschiedenen Aluminiumlegierungen. Sun et al. [11] und Anderson et al. [12] beschreiben ein vertikales Verfahren zur Herstellung von Verbundplatten in einem Prozessschritt mit einer Al-Mn-Substratschicht und einer Al-Si-Aufgusschicht. Wagstaff et al. [4] zeigen die Herstellung von Verbundmaterial für die Luftfahrtindustrie bestehend aus einer hochfesten Substratschicht aus Al2024 und einer korrosionsbeständigen Aufgusschicht aus Al99,0. In Abbildung 2-7 ist das Gießkonzept schematisch dargestellt. Sobald die Oberfläche des Substratblocks teilerstart ist, wird sie mit der Aufgusschmelze in Kontakt gebracht. Die Verbundplatte wird mit einer Geschwindigkeit von 4,5 m/min nach unten abgezogen und es bildet sich ein stoffschlüssiger Verbund mit einer ausgeprägten Diffusionszone an der Grenzfläche.

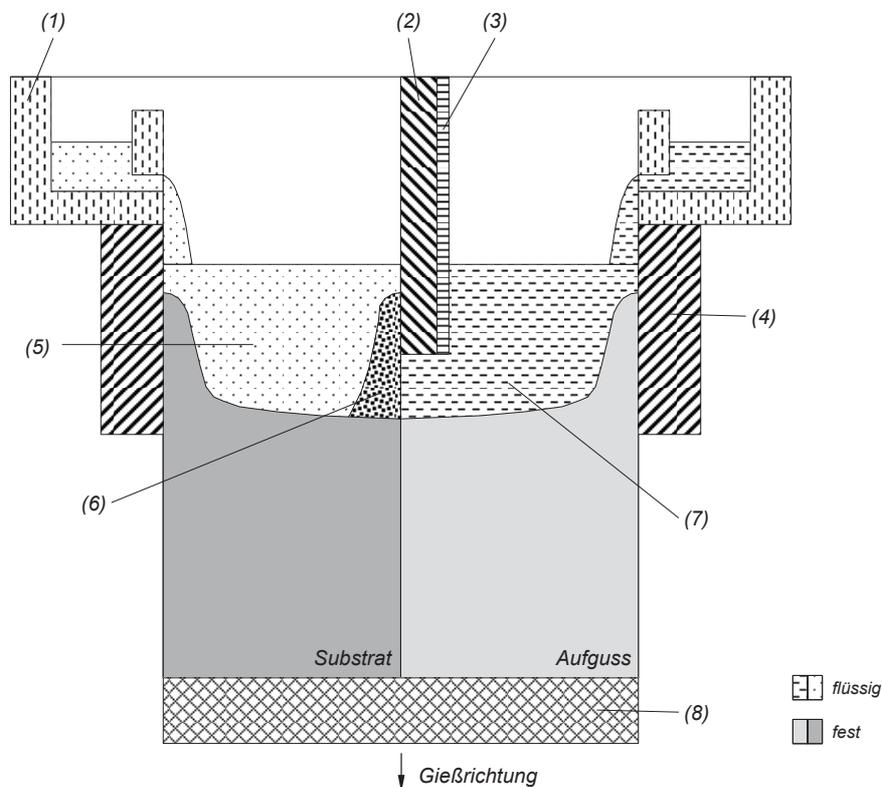


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung des vertikalen Gießens von Verbundplatten: (1) Kokillenaufsatz, (2) wassergekühlte Trennplatte aus rostfreiem Stahl, (3) Isolation, (4) Kokille, (5) Substratlegierung Al-Mn, (6) Al-Mn-Randschicht, (7) Aufgusslegierung Al-Si, (8) Anfahrkopf nach Sun et al. [11].

Auch Fu et al. [13] greifen auf dieses vertikale Gießkonzept zur Herstellung von Verbundstangen, bestehend aus einem Kern aus AlSi10 und einer Ummantelung aus AlMn1, zurück. In diesem Fall dient die Außenschicht als Substrat, an dessen teilerstarteter Oberfläche das flüssige Kernmaterial unter Ausbildung einer Diffusionszone erstarrt.

Horizontale kontinuierliche Gießverfahren finden sich unter anderem bei Liu et al. [14] zur Herstellung von Verbundgussrohren aus einer Al-Mn-Substratschicht und einer Al-Si-Aufgusschicht wie auch bei Marukovich et al. [15], die unter anderem auch AlSn-Legierungen zu Verbundgussrohren verarbeiten.

Nerl et al. [32] sowie Wimmer et al. [33] beschreiben erstmals ein kontinuierliches Gießverfahren zur Herstellung von verbundgegossenen Bändern aus einer AlSn6Cu-Legierung und einer aufgegossenen Reinaluminiumschicht. Die Herstellung der Substratschicht aus AlSn6Cu erfolgt in einem klassischen Stranggießprozess. Sobald die Substratlegierung in der Kokille teilerstartet oder erstarrt ist und eine definierte Temperatur erreicht hat, wird eine zweite Schicht aus Al99,5 über eine aufgesetzte Kokille auf das Substratband aufgebracht. Bei entsprechender Prozessführung wird ein stoffschlüssiger Verbund der beiden Aluminiumlegierungen erreicht. Das kontinuierliche Verfahren ist schematisch in Abbildung 2-8 dargestellt.

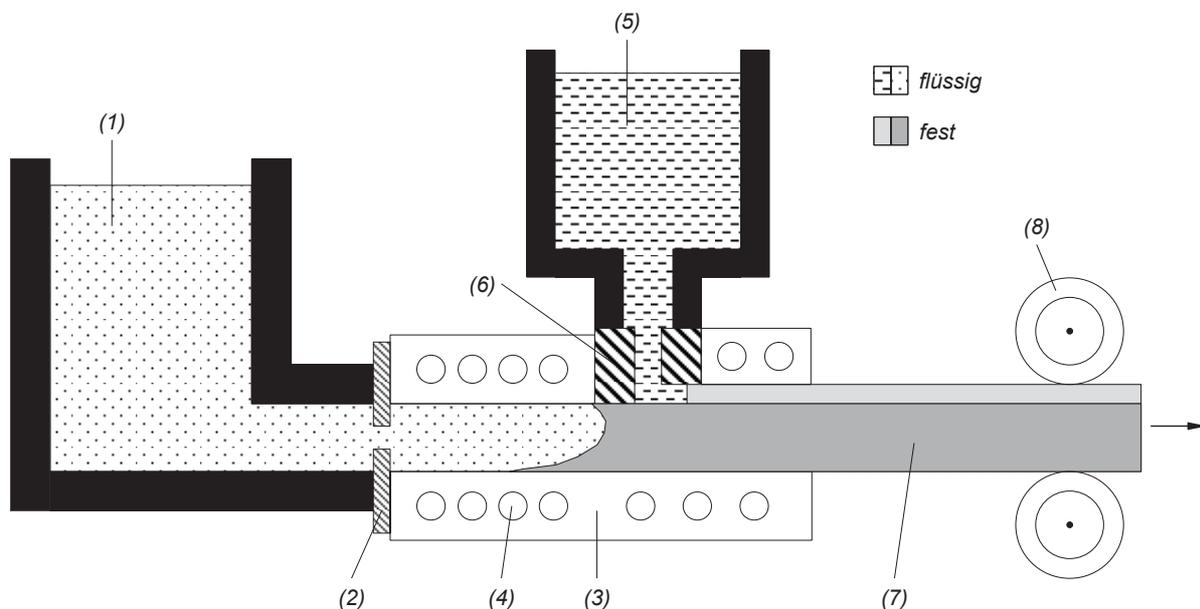


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung des horizontalen Gießens von Verbundbändern: (1) Substratlegierung Al-Sn, (2) keramische Isolierplatte, (3) Kokille, (4) Temperierung, (5) Aufgusslegierung Al99,5, (6) keramisches Inlet, (7) Verbundstrang, (8) Abzieheinheit nach Wimmer et al. [33].

2.2.2 Voraussetzungen für eine stoffschlüssige Verbundbildung

Für die Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes zwischen metallischen Schichten müssen einige Grundvoraussetzungen gegeben sein. Während des Gießvorganges muss ein direkter Kontakt der beiden Verbundpartner auf atomarer Ebene gegeben sein. Dies wird nur erreicht, wenn während des Gießprozesses mindestens einer der beiden Verbundschichten für eine bestimmte Zeitspanne im schmelz- oder teilflüssigen Zustand vorliegt und

keine nichtmetallische Phasen zwischen den beiden Verbundschichten vorhanden sind. Besonders hinderlich sind oxidische Schichten, die zu einer schlechten Benetzung der Aufgusschmelze auf der Substratoberfläche führen und keinen direkten Kontakt der beiden Verbundpartner zulassen. Daher kann in einigen Prozessen eine chemische oder mechanische Vorbehandlung der Substratoberfläche notwendig sein. Des Weiteren müssen die beiden Verbundpartner untereinander mischbar sein und/oder intermetallische Phasen oder Mischkristalle bilden. Nur so kann über Diffusionsvorgänge an der Grenzfläche eine stoffschlüssige Bindung kohäsiven Charakters aufgebaut werden [31], [34].

Mit der Erfüllung der genannten Grundvoraussetzungen kann sich ein stoffschlüssiger Verbund an der Grenzfläche der beiden Verbundschichten ausbilden. Die Morphologie der sich bildenden diffusiven Verbundzone ist im Wesentlichen von den Einflussfaktoren abhängig, die in Abbildung 2-9 zusammengefasst sind. Ein zentraler Faktor sind die thermischen Verhältnisse in der Grenzfläche, einerseits direkt von der Temperatur der Aufgusschmelze und des Substrates, andererseits indirekt von den geometrischen Verhältnissen der beiden Schichten sowie den Abkühlbedingungen beeinflusst. Die chemische Zusammensetzung der Aufguss- und Substratlegierung bestimmt die jeweiligen thermophysikalischen Eigenschaften (Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität, latente Wärme) sowie die Diffusionsneigung im flüssigen und festen Zustand. Weitere Einflussfaktoren sind die Oberflächenbeschaffenheit des Substrates, die Strömungsverhältnisse der Aufgusschmelze an der Substratoberfläche sowie das Vorhandensein von Schutz- oder Wirkmedien.

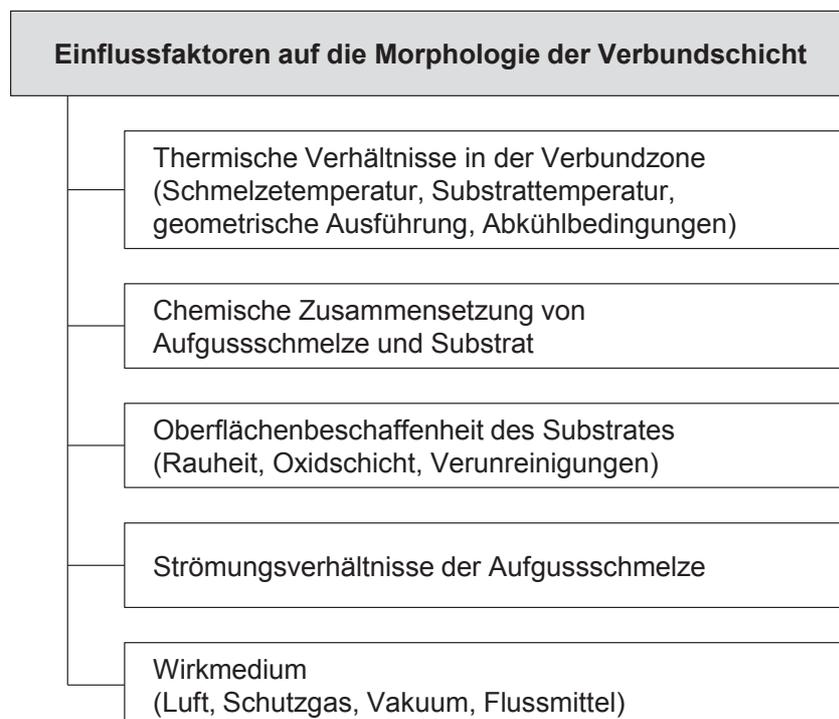


Abbildung 2-9: Einflussfaktoren auf die Morphologie der Verbundschicht nach Ißleib et al. [35].

2.2.3 Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge im Verbundgießprozess

Wird auf eine vorgeheizte Substratschicht eine Schmelze aufgegossen, finden neben Diffusions- und Umwandlungsvorgängen auch Aufschmelz-, Kristallisations- und Abkühlvorgänge statt. Dabei lassen sich zwei Fälle definieren, die sich im Aufschmelz- und Erstarrungsverlauf grundlegend unterscheiden. Das Aufgießen eines niedrigschmelzenden Werkstoffs auf ein höherschmelzendes Substrat (Fall (a)) und das Aufgießen eines höherschmelzenden Werkstoffs auf ein niedrigschmelzendes Substrat (Fall (b)). In Abbildung 2-10 sind die Schmelz- und Erstarrungszonen sowie der Temperaturverlauf über den gesamten Verbund graphisch dargestellt.

Im Fall (a) kann die Substratschicht aufgrund des höheren Schmelzpunktes auf eine Temperatur nahe oder sogar oberhalb der Schmelztemperatur des Aufgusswerkstoffes vorgeheizt werden. Die Aufgusserschmelze erstarrt dabei nicht schlagartig bei Auftreffen auf die Substratoberfläche sondern kristallisiert ausgehend von der Grenzfläche entsprechend des vorliegenden Temperaturgradienten. Dabei ergeben sich geringe Temperaturgradienten über den Verbundquerschnitt und folglich geringe thermische Spannungen in der Verbundzone.

Im Fall (b) ist die Temperaturdifferenz der beiden Schichten und somit auch der Temperaturgradient über den Verbundquerschnitt wesentlich höher. Die Aufgusserschmelze trifft mit hoher Gießtemperatur auf die kältere Substratplatte, deren Vorheiztemperatur unterhalb der Schmelztemperatur des Substratwerkstoffes liegt. Dabei erstarrt die Schmelze sofort mit dem Auftreffen auf die Grenzfläche während das Substrat an der Oberfläche lokal aufzuschmelzen beginnt und sich zwei getrennte Schmelzefronten im Verbundkörper ausbilden. Aufgrund des partiellen Aufschmelzens des Substrates bilden sich unterschiedliche Gefügestrukturen über die Substratschichtdicke aus. Da das Prozessfenster, je nach vergossener Legierungskombination, relativ klein sein kann, ist die gießtechnische Herstellung eines Verbundes in diesem Fall wesentlich anspruchsvoller [34], [35].

Beide Varianten eint jedoch die Relevanz der vorherrschenden Temperatur an der Grenzfläche während des Aufgießprozesses, die für die Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes maßgeblich ist.

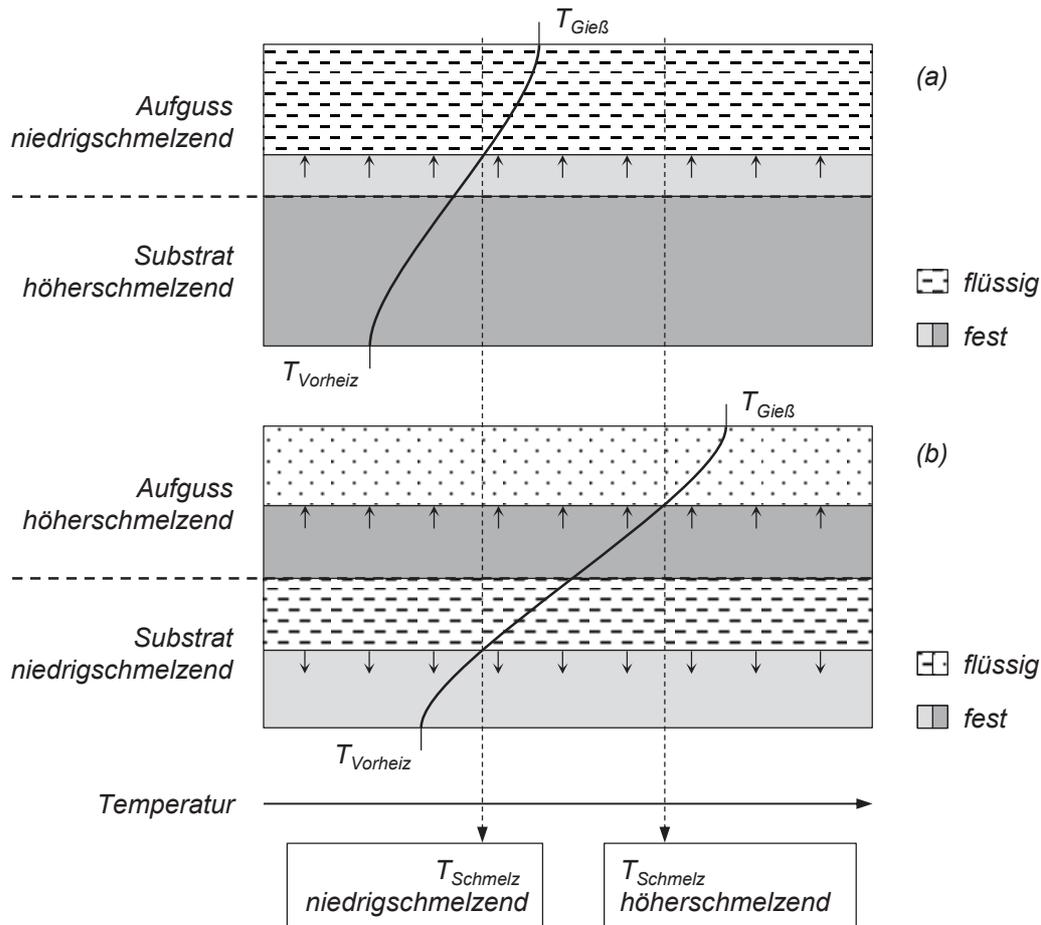


Abbildung 2-10: Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge beim Aufgießen (a) des niedrighschmelzenden Werkstoffs auf den höherschmelzenden und (b) des höherschmelzenden Werkstoffs auf den niedrighschmelzenden nach Ißleib et al. und Lange [34], [35].

Die Grenzflächentemperatur kann auf Basis der Modellvorstellung eines kurzzeitigen Kontakts zweier sich berührender halburendlicher Körper unterschiedlicher Temperatur und verschiedener thermophysikalischer Daten mit der Formel (2-1) abgeschätzt werden [36], [37].

$$T_K = T_2 + \frac{\sqrt{\lambda_1 \rho_1 c_{p1}}}{\sqrt{\lambda_1 \rho_1 c_{p1}} + \sqrt{\lambda_2 \rho_2 c_{p2}}} (T_1 - T_2) , \quad (2-1)$$

(T_K)	Kontakttemperatur
T_1	Vorheiztemperatur Substrat
T_2	Gießtemperatur Aufgusserschmelze
λ_1 / λ_2	Wärmeleitfähigkeit Substrat / Wärmeleitfähigkeit Aufguss
ρ_1 / ρ_2	Dichte Substrat / Dichte Aufguss
c_{p1} / c_{p2}	Wärmekapazität Substrat / Wärmekapazität Aufguss

Die damit berechneten Ausgleichstemperaturen sind jedoch nur als grobe Abschätzung zu sehen, da einige Restriktionen gegeben sind. Es wird von konstanten Stoffwerten für die Wärmeleitfähigkeit, Dichte und Wärmekapazität, einem eindimensionalen Wärmefluss sowie idealen Wärmeübergangsbedingungen an der Kontaktfläche ausgegangen. Des Weiteren bleiben exotherme und endotherme Wärmebeiträge aufgrund von Erstarrungs- und Aufschmelzvorgängen unberücksichtigt. Genauere Berechnungen der Grenzflächentemperaturen können unter Einsatz der numerischen Simulation durchgeführt werden.

2.3 Oxidschichten auf Al-Substratoberflächen

Blanke Aluminiumoberflächen bilden an Luft durch die Reaktion mit Sauerstoff eine dünne, dichte und festhaftende Oxidschicht, die einen äußerst wirksamen Schutz gegen korrosiven Angriff darstellt. Die Aluminiumoxidschicht ist mit einer typischen Dicke von 5 bis 20 nm in mehreren Schichten aufgebaut, die in Abbildung 2-11 schematisch dargestellt sind. Direkt an der Aluminiumoberfläche bildet sich eine nahezu porenfreie Sperrschicht mit einer Dicke von bis zu 2 nm aus. Bei Reinaluminium besteht die Sperrschicht aus amorphem Al_2O_3 , bei Aluminiumlegierungen können auch Mischoxide der jeweiligen Legierungselemente in der Sperrschicht enthalten sein. Die Dicke der porösen Deckschicht wird wesentlich von der Feuchtigkeit der umgebenden Atmosphäre und der Temperatur beeinflusst und enthält neben Aluminiumoxid auch Aluminiumhydroxid ($\text{Al} + 3 \text{H}_2\text{O} \rightarrow 2 \text{Al}(\text{OH})_3 + 3 \text{H}_2$) [6], [38].

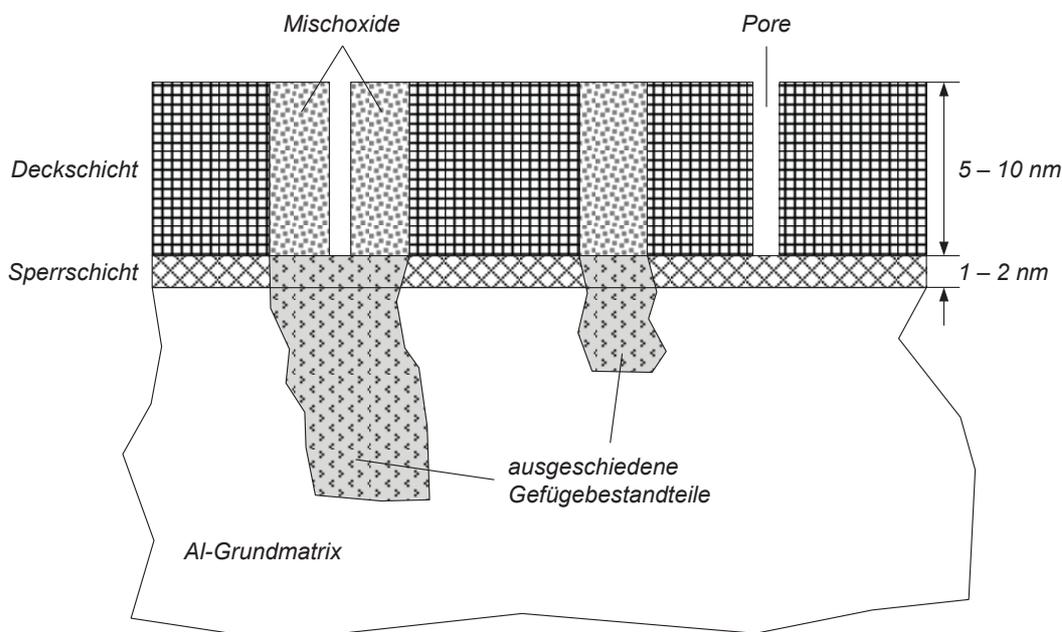


Abbildung 2-11: Aufbau der natürlichen Oxidschicht des Aluminiums nach Kammer und Ostermann [6], [38].

Die bei niedrigen Temperaturen amorphe Struktur der Oxidschicht ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$) wandelt sich ab etwa 500 °C in eine kompakte kristalline Struktur ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) um, die das weitere Wachstum

stärker hemmt als die amorphe Modifikation und eine wesentlich höhere chemische, elektrische und mechanische Resistenz aufweist. Die Wachstumsbehinderung der kristallinen Struktur ist in Diagramm 2-1 gut ersichtlich. Bei einer Temperatur von über 500 °C baut sich sehr schnell eine dichte, kristalline Schutzschicht auf, die jedoch das weitere Wachstum stärker hemmt als die amorphe Oxidmodifikation bei niedrigeren Temperaturen [38].

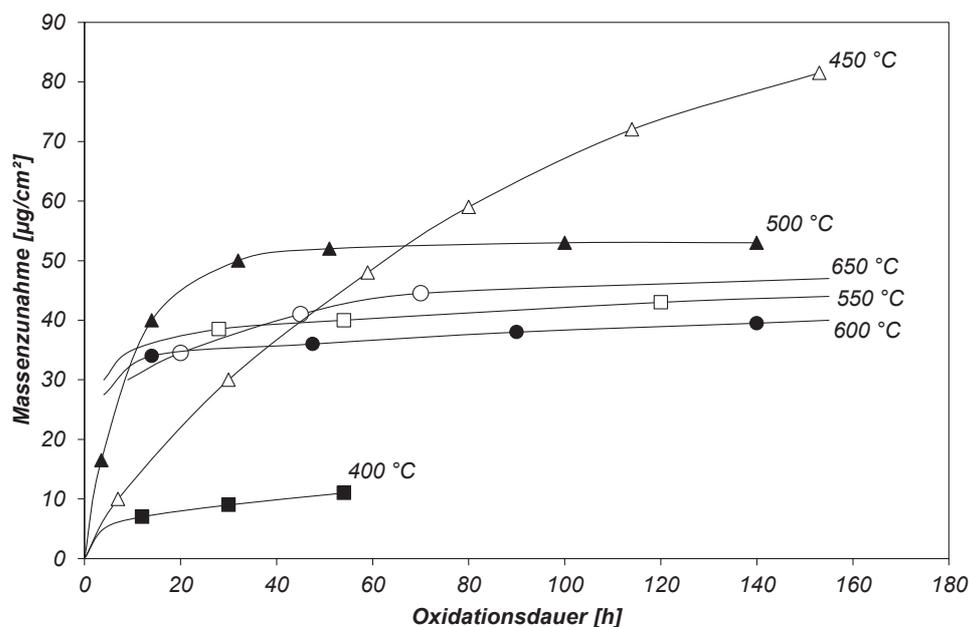


Diagramm 2-1: Wachstum der Oxidschicht auf Reinaluminium in trockenem Sauerstoff in Abhängigkeit der Umgebungstemperatur [38].

Neben der Temperatur und der Feuchtigkeit der umgebenden Atmosphäre beeinflusst auch die chemische Zusammensetzung der Legierung die Dicke der natürlichen Oxidschicht, wie Tabelle 2-1 zeigt. Bei Temperaturen unter 300 °C bildet sich eine Oxidschichtdicke von bis zu 3 nm aus. Bei Temperaturen über 300 °C wächst die Oxidschicht bei Reinaluminium auf bis zu 30 nm, bei AlMg-Legierungen sogar bis auf 3000 nm an, da sich das Magnesium an der Oxidbildung beteiligt [6], [39].

Tabelle 2-1: Einfluss der chemischen Zusammensetzung und der Temperatur auf die Oxidschichtdicke [6]

Art der Oxidschicht	Dicke [nm]
Natürliche Oxidschicht auf Reinaluminium oder AlMg-Legierungen unter 300 °C	1 bis 3
Natürliche Oxidschicht auf Reinaluminium über 300 °C	30
Natürliche Oxidschicht auf AlMg-Legierungen über 300 °C	3000

Die sehr dichte Sperrschicht schützt die Aluminiumoberfläche nicht nur vor korrosivem Angriff sondern verhindert während des Verbundgießens auch, dass die Substratlegierung und die Aufgusslegierung direkt in Kontakt geraten und sich eine Diffusions- oder Reaktionszone ausbildet. Die natürliche Oxidschicht, mit einer Schmelztemperatur von etwa 2050 °C, ist inert, thermisch stabil und von Aluminiumschmelzen schlecht benetzbar. Daher muss die Oxidschicht vor oder während des Gießprozesses entfernt werden. Eine Möglichkeit besteht in der Substitution der Oxidschicht mit einer reaktiven Beschichtung. Papis et al. [40], [41], Fragner et al. [42], [43] und Körner et al. [26], [44] ersetzten die Al_2O_3 -Schicht durch eine metallische Zinkschicht in zwei Stufen. Zuerst wird die Oxidschicht mit NaOH in einem Ätzzvorgang entfernt und im Anschluss eine dichte Zinkschicht über eine Redoxreaktion aufgebracht, bei der Al oxidiert und gelöst und Zn-Kationen reduziert und abgelagert werden. Die sich bildende Schicht hat eine Dicke zwischen 300 und 500 nm. Der hohe Dampfdruck von Zink führt jedoch beim Aufheizen des Substrates vor dem Verbundgießen zum raschen Abdampfen der dünnen Schicht und zur Neubildung einer Al_2O_3 -Schicht. Daher wird die Schichtdicke mit einer nachgelagerten galvanischen Verzinkung auf Dicken zwischen 5 und 10 μm erhöht. Abbildung 2-12 zeigt den Unterschied der Benetzung einer Aluminiumschmelze auf einer Substratoberfläche (a) mit angelagerter Oxidschicht und (b) nach der Beschichtung der Oberfläche mit einer Zinkschicht. Die Oxidschicht bewirkt eine schlechte Benetzung der Schmelze, nach der Beschichtung werden Benetzungswinkel von unter 10 Grad erreicht.

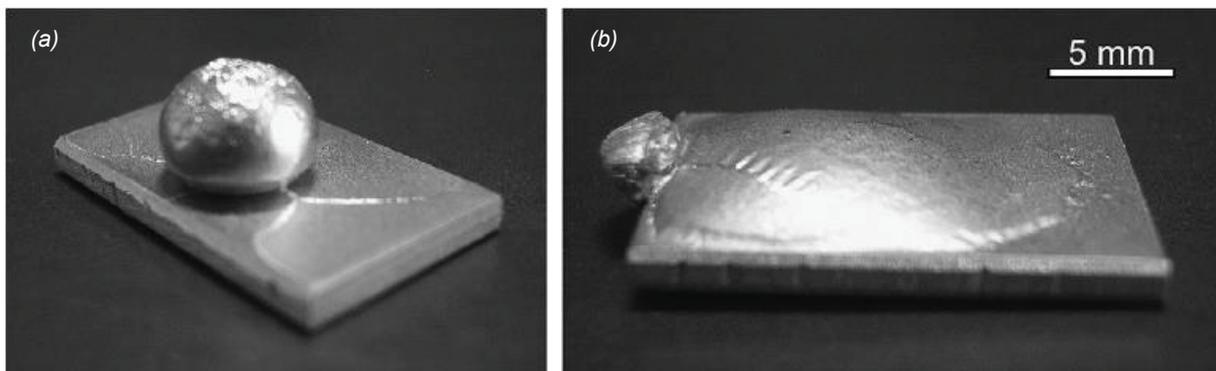


Abbildung 2-12: (a) Schlechte Benetzung einer Substratoberfläche mit Oxidschicht und (b) gute Benetzung nach der Beschichtung mit Zink [40].

Feng et al. [45] ersetzten die Oxidschicht an der Substratoberfläche mit einer galvanischen Nickelschicht, die thermisch wesentlich beständiger ist als jene aus Zink.

2.4 Numerische Simulation von Gießprozessen

In der numerischen Simulation von Gießprozessen werden die physikalischen Vorgänge der einzelnen Prozessschritte in mathematischen Modellen beschrieben. Thermofluiddynamische Probleme lassen sich praktisch nie analytisch lösen, da die beschreibenden Erhaltungsgleichungen meist gekoppelt und nichtlinear sind [46]. Daher werden die partiellen Differentialgleichungen der mathematischen Modelle mit numerischen Methoden gelöst. Die Beschreibung eines technologischen Vorganges mit mathematischen Modellen ist dabei stets eine Approximation des realen Problems. Der Ablauf bei der numerischen Berechnung von Gießprozessen gliedert sich dabei in drei Schritte, dem Preprocessing, der numerischen Berechnung und dem Postprocessing, in dem die numerisch berechnete Ergebnis aufbereitet und in anschaulicher Weise grafisch dargestellt werden.

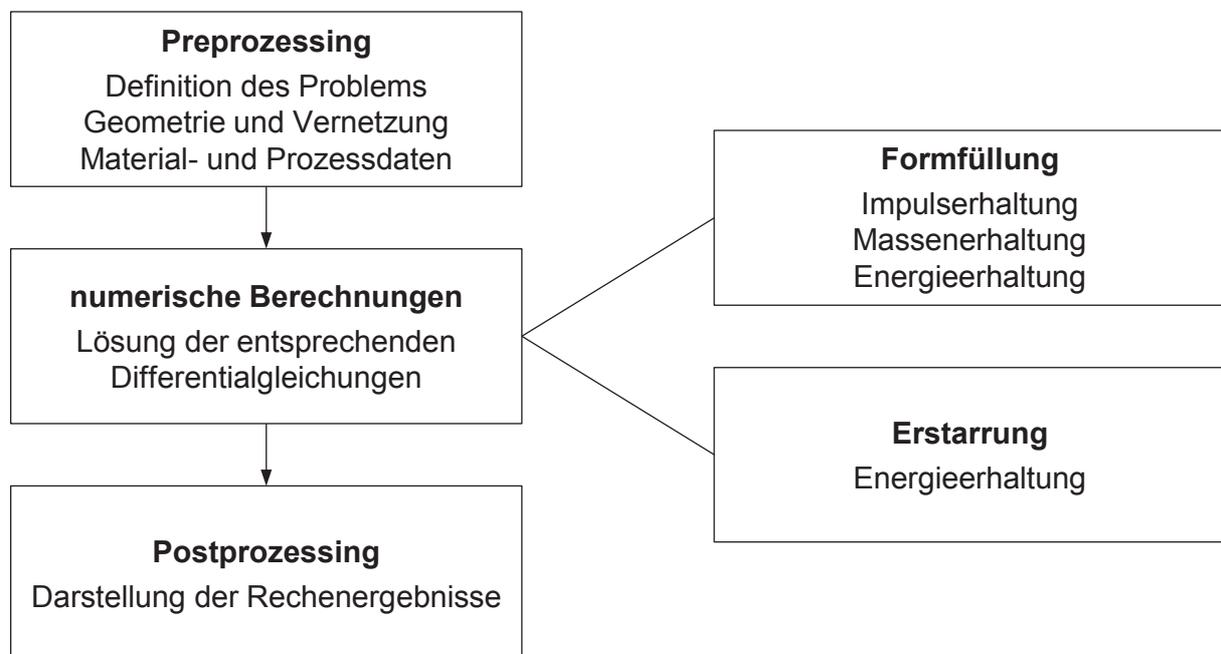


Abbildung 2-13: Ablauf bei der numerischen Berechnung von Gießprozessen [47].

Im Preprocessing wird der vorliegende Prozess analysiert und die notwendigen mathematischen Modelle zur Beschreibung des Vorganges definiert. Über die gesamte Rechendomäne wird ein Netz gelegt, das diese in eine diskrete Anzahl von Elementen für die nachfolgende Berechnung teilt. Die Genauigkeit der numerischen Berechnung ist dabei direkt von der Elementgröße abhängig. Es muss jedoch eine ausgewogene Balance zwischen der Anzahl der zu berechnenden Elemente und der Rechenzeit gefunden werden, da diese mit der Anzahl der Zellen ansteigt. Den diskreten Stoffbereichen werden nun die entsprechenden thermophysikalischen Werkstoffdaten zugewiesen. Da in Gießprozessen große Temperaturspannen über ein gesamtes Modell aber auch innerhalb eines Werkstoffes

auftreten können, sind temperaturabhängige Werkstoffparameter für eine genaue Berechnung unumgänglich. Abschließend sind noch die relevanten Prozessparameter einzugeben, die in den Anfangs- und Randbedingungen zusammengefasst sind. Darunter fallen auch zeitabhängigen Vorgängen während des Prozesses, wie beispielsweise zeitgesteuerte Kühlungen oder zeitgesteuerte Kokillenbewegungen [47], [48].

Für die anschließende Berechnung der beschreibenden Differentialgleichungen haben sich im gießtechnischen Bereich drei Methoden durchgesetzt, die Finite-Differenzen-Methode (FDM), die Finite-Volumen-Methode (FVM) sowie die Finite-Elemente-Methode (FEM).

Finite-Differenzen-Methode: Die älteste Methode ist die Finite-Differenzen-Methode. Dabei werden die Ableitungen mittels Taylorreihenentwicklung aufgelöst, womit die Differentialgleichungen in Differenzgleichungen übergehen. Diese werden in jedem Knoten eines strukturierten Rechnernetzes gelöst, wobei die Werte zwischen den Knoten über Interpolation ermittelt werden. Da dieses Verfahren auf strukturierte Netze limitiert ist, ergeben sich Nachteile bei komplexen Geometrien [49].

Finite-Volumen-Methode: Bei der Finite-Volumen-Methode wird das Rechengebiet in diskrete Volumina aufgeteilt, sodass jeder Gitterpunkt von einem Kontrollvolumen umgeben ist. Die jeweilige gesuchte Transportgröße wird im Mittelpunkt des Volumens berechnet. Bei sehr kleinen Kontrollvolumina kann die Änderung der Transportgröße innerhalb des Volumens als linear angenommen und das Volumenintegral mit dem Gauß'schen Integralsatz in ein Oberflächenintegral über die Hülle des Kontrollvolumens überführt werden [50].

Für die Diskretisierung von diffusiven und konvektiven Flüssen werden zusätzliche Variablen auf den Seitenflächen des Kontrollvolumens über die Interpolation mit benachbarten Zellen berechnet. Dieses Verfahren ist besonders gut geeignet, die Erhaltungsgleichungen, die in Divergenzform über die Kontrollvolumina integriert werden, numerisch zu behandeln. Die Erhaltungsgleichungen gelten für jedes Kontrollvolumen wie auch für die Rechendomäne als Ganzes. Alle über die Oberfläche in ein Kontrollvolumen eintretenden Flüsse verlassen in Summe auch wieder das Kontrollvolumen unter Berücksichtigung von Quellen und Senken im Volumen. Diese Methode kann auf beliebige Formen der Kontrollvolumina und somit auch bei komplexen Geometrien angewendet werden [51].

Finite-Elemente-Methode: Die Finite-Elemente-Methode hat sich aus dem Bereich der Strukturanalyse entwickelt, bei der eine Gesamtstruktur beispielsweise zur Spannungsberechnung in Unterstrukturen aufgeteilt und nach Auswertung der einzelnen Elemente wieder zusammengesetzt wird. Die moderne Finite-Elemente-Methode ist besonders gut für die Beschreibung von physikalischen Vorgängen in Körpern mit

komplexen oder zeitlich veränderlichen Geometrien geeignet. Die Rechendomäne wird, vergleichbar mit der Finiten-Volumen-Methode, in finite Elemente diskretisiert. Das Rechenetz kann eine unstrukturierte Form annehmen und daher sehr gut an komplexe Geometrien angepasst werden. Die physikalischen Größen an den Knotenpunkten werden über stetige Näherungsfunktionen, sogenannten Ansatzfunktionen, in jedem Element angenähert. Jede Funktion ist dabei einem Knotenpunkt zugeordnet und im gesamten Element definiert. An gemeinsamen Knotenpunkten mit benachbarten Netzzellen haben die Ansatzfunktionen die gleichen Werte. Die Näherungsfunktion für das Gesamtgebiet setzt sich schließlich aus den Lösungsansätzen der Teilgebiete zusammen [52].

Die numerische Berechnung des durchgeführten Gießprozesses beinhaltet die Füllung einer vorgegebenen Form mit flüssiger Schmelze sowie deren Erstarren in der Form. Die dabei zu berücksichtigenden physikalischen Vorgänge sind der Massentransport (hauptsächlich Strömungen), der Wärmetransport und Phasenübergänge (Erstarrungen und Festphasenübergänge). Die mathematischen Modelle müssen dabei die Erhaltungsgleichungen für Masse, Impuls und Energie erfüllen [53], [54].

2.4.1 Erhaltungsgleichungen

Die Erhaltungssätze für Masse, Impuls und Energie besagen, dass in einem abgeschlossenen System die Gesamtmenge einer Erhaltungsgröße der Differenz der ein- und austretenden Ströme unter Berücksichtigung von etwaigen Senken oder Quellen innerhalb des Systems entspricht. Somit ergeben sich die folgenden Erhaltungsgleichungen, die für die Berechnung der Formfüllung gelöst werden müssen [46], [55].

- Massenerhaltung
- Impulserhaltung
- Energieerhaltung

Die entsprechenden nichtlinearen Differentialgleichungen besitzen einen ähnlichen Aufbau und können in die allgemeine Form für die Größe Φ überführt werden, die eine Strömungsgröße wie etwa die Strömungsgeschwindigkeit u oder die Temperatur T darstellt [56].

$$\underbrace{\frac{\partial}{\partial t}(\rho \Phi)}_{\text{instationärer Term}} + \underbrace{\vec{v}(\rho \vec{u} \Phi)}_{\text{Konvektion}} = \underbrace{\vec{v}(\Gamma \vec{v} \Phi)}_{\text{Diffusion}} + \underbrace{Q_{\Phi}}_{\text{Quellterm}} \quad (2-2)$$

Der konvektive Fluss von Φ wird durch den Transport von Φ mit der Strömung verursacht, der diffusive Fluss von Φ entsteht aufgrund der unterschiedlichen räumlichen Verteilung der

Größe Φ wobei Γ der allgemeine Diffusionskoeffizient ist. Sobald instationäre Strömungen auftreten, muss auch die Zeit, ebenso wie die Raumkoordinaten, diskretisiert werden. Sonstige Quellen und Senken werden im Quellterm zusammengefasst [56]. Die intensive Größe Φ entspricht in der Massenerhaltungsgleichung dem Wert 1 ($\Phi=1$), in der Impulserhaltungsgleichung der Strömungsgeschwindigkeit u ($\Phi=u$) und in der Energieerhaltungsgleichung der Enthalpie h ($\Phi=h$) [57].

Im Folgenden wird die Schmelze als inkompressibles Fluid behandelt und daher die Dichte der Schmelze unabhängig vom Druck als konstant gesehen. Des Weiteren werden der Schmelze die Eigenschaften eines Newtonschen Fluides zugeordnet, dessen Scherspannungen sich proportional zur Schergeschwindigkeit verhalten [37], [54].

Massenerhaltungsgleichung:

Die Massenerhaltungsgleichung ist unabhängig von der Art der Strömung oder den darauf einwirkenden Kräften. Masse kann nicht von diffusiven, sondern nur von konvektiven Strömen transportiert werden. Somit ergibt sich folgende Formel:

$$\frac{\partial}{\partial t} \rho + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{u}) = 0 , \quad (2-3)$$

(ρ Dichte [kg/m^3],
 \vec{u} Geschwindigkeitsvektor).

Unter der Annahme, dass sich die Dichte metallischer Schmelzen nicht ändert, ergibt sich für inkompressible Fluide folgende Bedingung:

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{u} = 0. \quad (2-4)$$

In kartesischen Koordinaten ist die Differentialform

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} = 0 , \quad (2-5)$$

mit den Strömungsgeschwindigkeiten u , v , w jeweils in die Raumrichtungen x , y und z .

Impulserhaltungsgleichung:

Der Impuls setzt sich aus dem Produkt von Masse und Beschleunigung zusammen und wirkt in die drei Raumrichtungen x , y und z . Die Kräfte beinhalten neben den Volumenkräften wie beispielsweise die Gravitation und elektromagnetische Kräfte auch Oberflächenkräfte wie die Druckkraft und Reibungskräfte. Unter Annahme eines Newtonschen Fluides ist die

Schubspannung von der Strömungsgeschwindigkeit, dem lokalen statischen Druck und der dynamischen Viskosität abhängig. Die Impulserhaltungsgleichung lautet

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho u) + \nabla(\rho u u) = -\nabla p + \nabla(\eta \nabla u) + \rho g, \quad (2-6)$$

(p statischer Druck [N/m²],
 η dynamische Viskosität [Ns/m²],
 g Gravitationskraft [N]).

Darin ist η die dynamische Viskosität und g die auf das Fluidelement einwirkende Gravitationskraft.

Für den gegebenen Fall eines inkompressiblen Fluides, bei dem die Dichte als konstant angesehen wird, lässt sich die dynamische Viskosität durch die kinematische Viskosität ersetzen ($\nu = \eta / \rho$) und es folgt

$$\frac{\partial}{\partial t}(u) + \nabla(u u) = -\frac{1}{\rho} \nabla p + \nabla(\nu \nabla u) + g, \quad (2-7)$$

(ν kinematische Viskosität [m²/s]).

Die Formel (2-7) wird auch als Navier-Stokes-Gleichung für inkompressible Fluide bezeichnet [46], [57].

Energieerhaltungsgleichung:

Die Energieerhaltungsgleichung berücksichtigt sowohl konvektive Wärmeflüsse durch die Enthalpie als auch diffusiven Wärmetransport durch Wärmeleitung [52]. Der diffusive Wärmetransport ist dabei immer gegeben, auch bei ruhenden Fluiden [57]. Mit der Vorgabe des inkompressiblen Fluides kann die verrichtete Arbeit aufgrund von Druckkräften und viskosen Kräften vernachlässigt werden [46], [57]. In Differentialform folgt unter Berücksichtigung der Fourier'schen Wärmeleitungsgleichung

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho h) + \nabla(\rho u h) = \nabla(\lambda \nabla T) + q_h, \quad (2-8)$$

(h Enthalpie [J],
 λ Wärmeleitfähigkeit [W/mK],
 q_h Quell- oder Senkterm [W/m³]).

Bleibt der Druck konstant, ist die nach der Temperatur partiell abgeleitete Enthalpie h gleich der Wärmekapazität ($\partial h = c_p \partial T$) und die Gleichung ändert sich zu

$$\rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \nabla (u T) \right) = \nabla (\lambda \nabla T) + q_h \quad , \quad (2-9)$$

c_p spezifische Wärmekapazität [J/kgK],

λ Wärmeleitfähigkeit [W/mK],

q_h Quell- oder Senkterm [W/m³].

Somit sind die Erhaltungsgleichungen der Masse (2-4), des Impulses (2-7) und der Energie (2-8) für inkompressible Fluide jeweils in Differentialform dargestellt.

2.4.2 Darstellung der freien Oberfläche während der Formfüllung

Bei der Füllung einer Form mit Schmelze bildet sich eine sich bewegende Grenzfläche zwischen der Schmelze und der Umgebung aus. Mit der VOF-Methode (Volume-of-Fluid-Methode), die erstmals von Hirt und Nichols [58] vorgestellt wurde, kann die freie Oberfläche der Schmelze als Phasengrenzfläche auf einem numerischen Gitter lokalisiert und dargestellt werden. Dafür wird eine Variable F eingeführt, die einen Wert zwischen 0 und 1 annimmt und den Anteil des Schmelzevolumens am Volumen jeder einzelnen Zelle angibt. Bei einem Wert von $F = 1$ ist die betrachtete Zelle vollständig mit Schmelze gefüllt, bei $F = 0$ beinhaltet diese keine Schmelze. Eine Zelle mit einem Wert von $0 < F < 1$ muss demnach eine Phasengrenzfläche durchziehen. Zu jedem Zeitschritt wird neben den Erhaltungsgleichungen auch die zeitliche Entwicklung des Volumenanteils F mit der Transportgleichung

$$\frac{\partial F}{\partial t} + \nabla (u F) = 0 \quad , \quad (2-10)$$

F Anteil des Schmelzevolumens am Zellvolumen,

u Geschwindigkeitsfeld der Schmelze),

gelöst. Damit lässt sich jedoch kein sprunghafter Phasenübergang an der Grenzfläche darstellen, sondern lediglich ein kontinuierlicher Übergangsbereich. Neben dem Wissen, welche Zellen eine Phasengrenzfläche besitzen, muss demnach auch die exakte Lage der Schmelze innerhalb der Zelle angegeben werden. Über den Gradienten von F wird die Normale der Phasengrenze ermittelt und die Zelle mit einer Schnittgeraden entsprechend dem Volumenanteil der Schmelze durchzogen [46], [58].

2.4.3 Wärmeleitungsgleichung während der Erstarrung

Mit der Wärmeleitungsgleichung kann das Temperaturfeld in einem ruhenden und inkompressiblen Medium auf Basis des Energieerhaltungssatzes, unter Vernachlässigung des konvektiven Wärmeflusses, berechnet werden [37]. Diese lautet bei Betrachtung des instationären Terms, des diffusiven Wärmetransportes sowie eines Quellterms

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla (\lambda \nabla T) + q_h , \quad (2-11)$$

(c_p spezifische Wärmekapazität [J/kgK]).

Bei Erstarrungsprozessen von metallischen Schmelzen wird latente Wärme frei, die in der Wärmeleitungsgleichung berücksichtigt werden muss. Diese wird während des Erstarrungsvorganges in Abhängigkeit des Festphasenanteils über das gesamte Erstarrungsintervall gleichmäßig freigegeben und als Quellterm in die Formel (2-11) eingesetzt, wonach sich folgender Zusammenhang ergibt:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla (\lambda \nabla T) + \Delta h_f \left(\frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) , \quad (2-12)$$

(f_s Festphasenanteil [-])

(Δh_f Erstarrungsenthalpie [J/kg]).

2.4.4 Anfangs- und Randbedingungen

Zur vollständigen Festlegung des Temperaturfeldes werden neben den Differentialgleichungen der Wärmeleitungsgleichung noch zeitliche Anfangsbedingungen sowie Randbedingungen, die den thermischen Ausgleich mit den anderen Körpern im Modell und den Modellrändern festlegen, benötigt. Im gegebenen Fall ist es ausreichend, die Randbedingungen nur thermisch zu berücksichtigen, da die Strömung der Schmelze die Modellränder nicht erreicht.

Die Anfangsbedingungen definieren zum Start der Simulation zum Zeitpunkt $t = 0$ s für jedes Kontrollvolumen eine vorgegebene Temperatur, die wie folgt angegeben werden kann:

$$T(x, y, z, t = 0) = T_0(x, y, z) . \quad (2-13)$$

Die thermischen Randbedingungen an den Rändern der Körper werden in drei Arten eingeteilt und können auch eine Ortsabhängigkeit aufweisen, also auch abschnittsweise definiert sein [37], [52].

Die **Randbedingung erster Art** (Dirichlet'sche Randbedingung) gibt eine spezifische Temperatur am jeweiligen Randabschnitt vor. Die Randtemperatur kann zeitabhängig sein, ist jedoch in vielen Anwendungsbeispielen als konstanter Wert vorgegeben und wird für beide Fälle an der Position $x = 0$ wie folgt beschrieben:

$$T_W = T(x = 0, t) = f(t) , \quad (2-14)$$

oder

$$T_W = \text{const} . \quad (2-15)$$

Die **Randbedingung zweiter Art** (Neumann'sche Randbedingung) setzt den Wert des Wärmeflusses \dot{q} an der Oberfläche fest, der an einer gegebenen Position für $x = 0$ sowohl einen zeitabhängigen (Formel (2-16)) als auch konstanten Wert (Formel (2-17)) annehmen kann und wie folgt beschrieben wird:

$$\dot{q}_W = \dot{q}(x = 0, t) = f(t) , \quad (2-16)$$

oder

$$\dot{q}_W = \text{const} . \quad (2-17)$$

Der Formel für die Wärmestromdichte

$$\dot{q}_W = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} , \quad (2-18)$$

(λ Wärmeleitfähigkeit [W/mK]),

folgend, ist somit der Temperaturgradient senkrecht zur Oberfläche vorgeschrieben. Die Neumann'sche Randbedingung ist für Simulationsanwendungen von besonderer Bedeutung, da für den Fall $\dot{q}_W = 0$ adiabate Bedingungen an einer Oberfläche herrschen und somit unter anderem Symmetrieebenen abgebildet werden können.

Die **Randbedingung dritter Art** (Robin'sche oder Newton'sche Randbedingung) regelt den Wärmeübergang bei Kontakt zweier Körper. Dabei lässt sich der Kontakt eines festen Körpers mit einem anderen festen Körper oder mit einem flüssigen Medium unterscheiden. In Abbildung 2-14 sind die entsprechenden Temperaturverläufe an der Grenzfläche bei eindimensionaler Wärmeleitung schematisch dargestellt. Bei idealem Kontakt zweier Körper ist an der Kontaktfläche kein Wärmewiderstand gegeben und die Temperatur der beiden Körper an der Position $x = 0$ ist ident. An der Grenzfläche gilt

$$\lambda_{W1} \left(\frac{\partial T_{W1}}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} = \lambda_{W2} \left(\frac{\partial T_{W2}}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} , \quad (2-19)$$

wobei T_{W1} und T_{W2} den Temperaturen der Körper mit den jeweiligen Wärmeleitfähigkeitswerten λ_{W1} und λ_{W2} entsprechen. An der Kontaktfläche zeigt sich ein Temperaturknick mit dem größeren Temperaturgradienten in jenem Körper mit der geringeren Temperaturleitfähigkeit.

In der Realität ist bei Kontakt zweier Körper immer ein Wärmewiderstand an der Kontaktfläche vorhanden, der zu einem Temperatursprung führt und als Wärmeübergangskoeffizient α [W/m²K] definiert ist. Dieser hängt wesentlich von der Rauigkeit der sich berührenden Oberflächen, der Flächenpressung zwischen den Oberflächen und eventuellen stoffschlüssigen Verbindungen der beiden Körper ab. Die Wärmestromdichte unter Zuhilfenahme eines Wärmeübergangskoeffizienten berechnet sich nach:

$$-\lambda_{W1} \left(\frac{\partial T_{W1}}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} = \alpha (T_{W1} - T_{W2}) . \quad (2-20)$$

Auch beim Kontakt einer flüssigen Schmelze mit einem festen Körper ist ein Wärmewiderstand an der Grenzfläche gegeben. Der vorherrschende Wärmeübergangskoeffizient wird dabei stark von den geometrischen Verhältnissen, den Geschwindigkeits- und Temperaturverteilungen in der Schmelze sowie der Beschaffenheit der Oberfläche des Körpers und dem Benetzungsverhaltens der Schmelze an dieser beeinflusst. In der Schmelzeschicht bildet sich entlang der Kontaktfläche eine Grenzschicht aus, die wirkende Wärmestromdichte ist mit dem Wärmeübergangskoeffizienten festgelegt. Die Randbedingung der dritten Art ist somit definiert als:

$$-\lambda_{W1} \left(\frac{\partial T_W}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} = \alpha (T_W - T_F) . \quad (2-21)$$

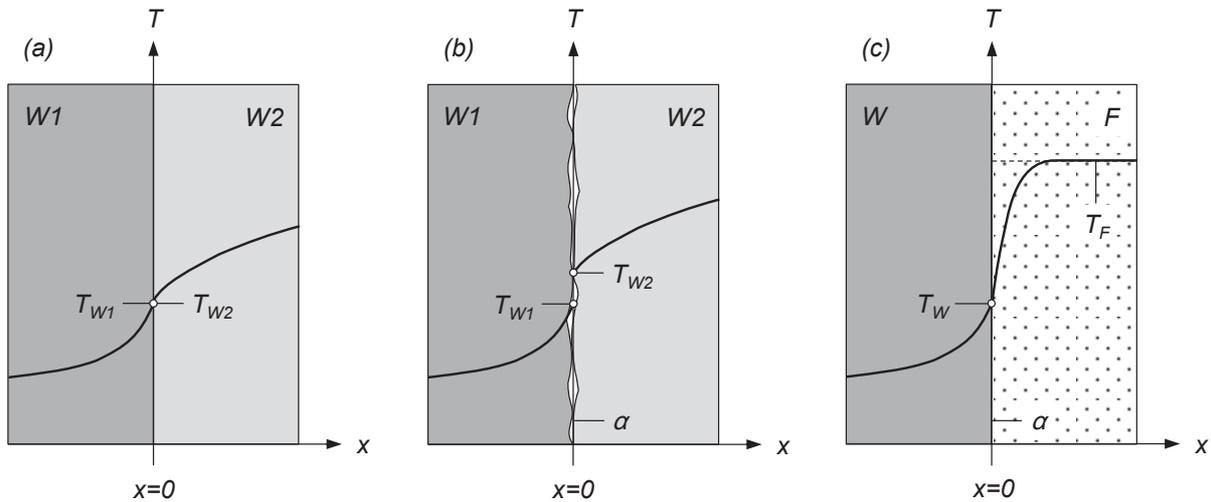


Abbildung 2-14: Temperaturverlauf an der Kontaktfläche bei einer Randbedingung dritter Art bei Kontakt zweier fester Körper (a) ohne und (b) mit Kontaktwiderstand sowie (c) eines festen Körpers mit einem Fluid nach [37].

2.4.5 Vernetzungstypen

Da die Qualität des Rechnetzes einen direkten Einfluss auf die Genauigkeit der Berechnungen hat, sind die Art und der Aufbau der Vernetzung von besonderer Bedeutung. Generell lassen sich zwei unterschiedliche Typen von Gitterstrukturen für die Diskretisierung von Rechendomänen definierten.

Strukturierte Netze: Diese bestehen aus Vierecken (2D) und Quadern (3D), wobei diese dem Koordinatensystem entsprechend ausgerichtet sind. Die Zeilen und Spalten des Netzes sind durchgängig und die Netzzellen haben eine regelmäßige Anordnung. Die einzelnen Elemente können sehr einfach indiziert und somit ein direkter Bezug zu den Nachbarzellen ohne rechnerischen Aufwand hergestellt werden. Den einfachsten Aufbau hat das kartesische Netz (Abbildung 2-15, Bild (a)), in dem alle Kantenlängen die gleiche Länge haben und somit vollständig aus äquidistanten Zellen besteht. Bei Anwendung der Finite-Volumen-Methode kann mit dieser Netzanordnung die höchste Rechengenauigkeit erreicht werden, da die Gleichungen jenen in der Finite-Differenzen-Methode entsprechen. Doch es gibt auch die Möglichkeit in Bereichen von besonderem Interesse den Netzabstand zu verkleinern, um somit eine höhere Netzzellendichte zu erreichen (Abbildung 2-15, Bild (b)). Es ist jedoch zu beachten, dass sich das Verdichten von Netzlinien auf das gesamte Netz auswirkt und somit auch Bereiche feiner vernetzt werden, die außerhalb des Interessensbereiches liegen. Eine lokale Netzverdichtung kann daher zu einem drastischen Zellanstieg führen. Mit diesem strukturierten Aufbau können sehr hohe Rechengenauigkeiten

und Rechengeschwindigkeiten besonders bei der Berechnung von Strömungen erreicht werden [55].

Unstrukturierte Netze: Die Zellen von unstrukturierten Netzen bestehen aus Dreiecken (2D) oder Tetraedern (3D) und haben keine geordnete Struktur (Abbildung 2-15, Bild (c)). Es gibt auch keine Einschränkungen in der Anzahl der Nachbarschaftszellen oder -punkten. Da bei einem unstrukturierten Netz keine klare Indizierung möglich ist, müssen die Nachbarschaftsbeziehungen der Elemente über eine aufwendige und rechenintensive Datenstruktur spezifiziert werden. Der Vorteil dieser Art von Netzen ist jedoch die hohe Flexibilität bei der Vernetzung von komplexen Geometrien. Auch können Netzbereiche lokal verfeinert oder vergrößert werden, ohne die Verteilung der Netzknoten außerhalb dieses Bereiches zu beeinflussen [59].

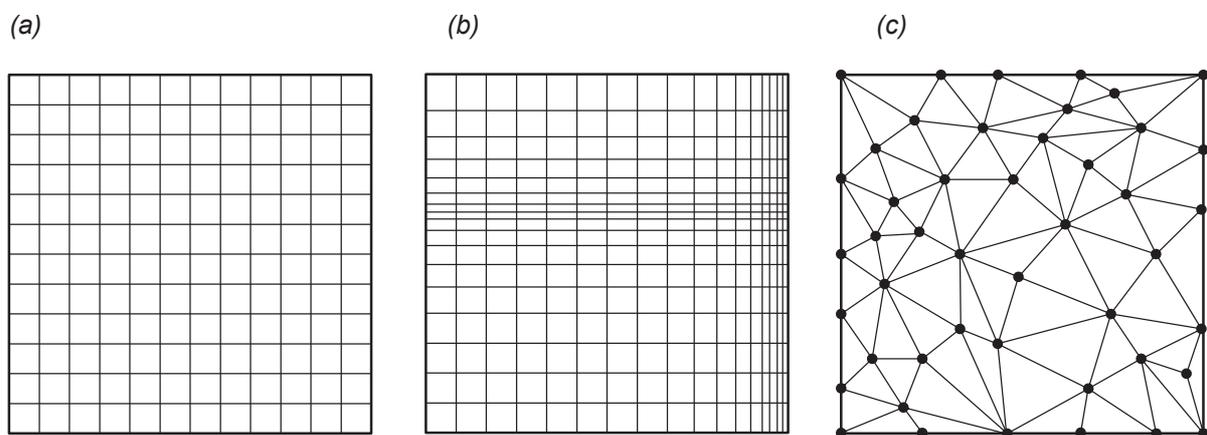


Abbildung 2-15: Gittertopologien bei strukturierten kartesischen (a) bzw. rechtwinkligen (b) Netzen und bei unstrukturierten (c) Netzen.

Die Finiten-Differenzen-Methode (FDM) setzt strukturierte Netze voraus, die Finiten-Volumen-Methode (FVM) sowie die Finiten-Elemente Methode (FEM) können sowohl auf strukturierten als auch auf unstrukturierten Netzen angewendet werden. Die Qualität der Vernetzung ist bei allen Netztypen für die Genauigkeit der Berechnung mitentscheidend. Zu vermeiden sind sprunghafte Größenänderungen von Netzzellen wie auch stark gestreckte Netzzellen [55].

3 Experimentelle Methoden

3.1 Versuchsgießanlage

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Versuchsgießanlage entwickelt und aufgebaut, welche die Herstellung von Aluminium Verbundgussplatten unter definierten Rahmenbedingungen ermöglicht. Dabei soll ein kontinuierlicher Stranggießprozess in einem quasikontinuierlichen Gießverfahren nachgebildet werden, sodass die Erprobung von verschiedenen Materialpaarungen unterschiedlicher Dicke bei vorgewählter Substrat- und Schmelzetemperatur und unter definierten Gießgeschwindigkeiten möglich ist. Wesentlich für die Herstellung von qualitativ hochwertigem Verbundmaterial sind sowohl die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone, als auch die Schmelzeströmung von der Gießbox in den Formhohlraum. An relevanten Messpositionen der Anlage werden die Temperaturen während des gesamten Aufheiz- und Gießprozesses gemessen und aufgezeichnet, um einerseits den Prozess thermisch kontrollieren zu können und andererseits reale Messdaten für den Abgleich der numerischen Simulationsmodelle zu haben.

3.1.1 Aufbau der Gießanlage

In Abbildung 3-1 ist eine Übersicht der entwickelten, gefertigten und aufgebauten Anlage mit einer Kennzeichnung der Hauptkomponenten dargestellt. Diese sind die (1) Gießeinheit, (2) die Steuereinheit, die sowohl die thermischen Verhältnisse in der Gießeinheit als auch den Spindeltrieb steuert und regelt, der (3) elektrische Spindeltrieb, die (4) Datenaufzeichnung mit 16 Messkanälen und die (5) Schmelzeinheit. Das konstruktive Design der Versuchsgießanlage richtet sich vorrangig nach den Zielabmessungen des herzustellenden Verbundkörpers mit einer Mindestlänge von 250 mm, einer Mindestbreite von 200 mm und einer Gesamtdicke der beiden Verbundschichten von 20 mm sowie einer stufenlos einstellbaren Gießgeschwindigkeit zwischen 0,4 m/min und 0,8 m/min. Bereits in der Planungs- und Entwicklungsphase wurde für die thermische und strömungstechnische Auslegung der Anlage parallel ein dreidimensionales numerisches Simulationsmodell des quasikontinuierlichen Gießprozesses entwickelt, das in Kapitel 4.1 näher beschrieben ist.



Abbildung 3-1: Übersicht der Versuchsgießanlage mit Gießeinheit (1), Steuereinheit (2), elektrischem Spindelantrieb (3), Datenaufzeichnung (4) und Schmelzeinheit (5).

Die zentrale Komponente der Gießanlage ist die **Gießeinheit (1)**, deren konstruktives Design in Abbildung 3-2 zu sehen ist. Der massive, beheizte Kupferblock ist aus AMPCOLOY der Firma AMPCO METAL S.A., Marly, Schweiz, gefertigt, in dem die sechs Heizpatronen vom Typ HHP der Firma Keller, Ihne & Tesch GmbH, Haag, Österreich, eingepasst sind. Die Heizpatronen haben einen Durchmesser von 16 mm, eine Patronenlänge von 200 mm und verfügen über eine Leistung von jeweils 2000 W. Für einen möglichst hohen Wärmeeintrag der Heizpatronen in den Kupferblock sind die durchgehenden Bohrungen passgenau ausgeführt. Die Isolationsbox, die den Kupferblock gegen die Umgebung thermisch isoliert, ist aus keramischem Kalziumsilikat mit dem Markennamen N-17 der Firma Pyrotek Engineering Materials LTD., Grevenbroich, Deutschland. Auf diesen Kupferblock wird eine auf die Dimension von 310 mm x 199 mm x variabler Dicke gefräste Substratplatte gelegt. Mit einer Graphitplatte (R4500, Firma Steinemann Carbon AG, Chur, Schweiz), einer Gusseisenplatte, die am Österreichischen Gießerei-Institut gegossen und bearbeitet wurde, einem Aufsatzrahmen und einer Dichtplatte (beide N-17) sowie einer Gießlippe (CALCAST CC450, Firma Silca GmbH, Mettmann, Deutschland) wird der Gießhohlraum gebildet. Über eine Gaszuführung zwischen fester und beweglicher Gießeinheit kann die Gießkammer mit Stickstoff geflutet werden. Die aufgesetzte Gießbox und der Verschlusschieber sind ebenfalls aus dem keramischen N-17 Material gefertigt. Gießbox, Schieber und Gießlippe

werden vor dem Gießvorgang in einem Umluft-Kammerofen der Firma Nabertherm (N 250 / 65 HA, Nabertherm GmbH, Lilienthal, Deutschland) vorgeheizt und erst unmittelbar vor dem Abguss auf die Anlage aufgesetzt.

Die Regelung der in einem Regelkreis zusammengeführten Heizpatronen übernimmt die **Steuereinheit (2)**, bestehend aus einem Dreiphasen-Thyristorschalter (Eurotherm 7300S, Firma Schneider Electric Systems Germany GmbH, Limburg an der Lahn, Deutschland) und einem Programmregler (Eurotherm 2604). Als Regelgröße dient die Temperatur der Kupferplatte, die mit einem NiCr-Ni Thermoelement (Typ K) der Klasse 1 mit einem Durchmesser von 1,5 mm (Firma PMR HandelsgmbH, Graz, Österreich) gemessen wird und dessen Position in Abbildung 3-5 dargestellt ist. Auch die Steuerung des Spindelabtriebes (Inverter Drives SMVector IP31, Lenze Austria Holding GmbH, Asten, Österreich) ist auf der Steuereinheit aufgebaut.

Der **elektrische Spindeltrieb (3)** (Typ SB 1/WTV-5S, Firma WORO GmbH, Berndorf, Österreich) ist über ein Schubrohr direkt mit der Gusseisenplatte verbunden und kann über den Frequenzumrichter die obere Gießeinheit stufenlos mit einer Geschwindigkeit zwischen 0,18 m/min und 0,9 m/min verschieben. Der Fahrweg des Schubrohres wird über zwei magnetische Zylindersensoren (MK5119, Firma ifm electronic GmbH, Wien, Österreich) begrenzt und stoppt den Spindeltrieb automatisch bei Erreichen der Endposition der oberen Gießeinheit.

Für die **Messung und Aufzeichnung der Temperaturen (4)** im Kupferblock, in der Gusseisenplatte, in der Substratplatte und der Schmelztemperatur in der Gießbox wird ein Messsystem (Q.bloxx A104, Firma Gantner Instruments Test & Measurement GmbH, Schruns, Österreich) mit 16 Messkanälen und der Software Signa Soft 6000 (Firma Peekel Instruments GmbH, Bochum, Deutschland) verwendet. Die Abtastrate ist mit 10 Hz festgelegt, damit die thermischen Änderungen während des gesamten Prozesses in ausreichender Genauigkeit erfasst werden. Auch hier werden NiCr-Ni Thermoelemente (Typ K) der Klasse 1 mit einem Durchmesser von 1,5 mm (Firma PMR HandelsgmbH) eingesetzt, die bei den Temperaturen 400 °C, 600 °C und 800 °C in einem Trockenblockkalibrator kalibriert wurden, um die Messunsicherheit der Temperaturmessung möglichst gering zu halten. Die Messpositionen der Thermoelemente, die sich allesamt in der Gießeinheit befinden, sind in Kapitel 3.1.4 grafisch dargestellt.

Als **Schmelzeinheit (5)** für das Reinaluminium wird ein Elektrowiderstandsofen (K 1/10, Firma Nabertherm GmbH) und ein Tongraphit-Schmelztiegel (Noltina Syncarb, Firma Morgan MMS GmbH, Berkatal, Deutschland) mit einem Schmelzevolumen von 1 l verwendet. Der Schmelzofen wird für jeden Versuchsabguss mit der erforderlichen Menge an Reinaluminium neu beschickt. Der Schmelzvorgang wird in zeitlicher Abstimmung mit der Aufheizphase der Gießeinheit durchgeführt, um die Dauer, in der das Reinaluminium in der flüssigen Phase vorliegt, möglichst kurz zu halten. Damit werden Reaktionen der Schmelze mit dem Schmelztiegel und die Gasaufnahme der Schmelze möglichst gering gehalten.

3.1.2 Aufbau der Gießeinheit

Abbildung 3-2 zeigt eine Explosionsansicht der Konstruktion der Gießeinheit in einem Mittelschnitt. Sie besteht aus einem mit Heizpatronen auf eine ausgewählte Temperatur aufgeheizten Kupferblock, der gegen die Umgebung thermisch isoliert ist. Auf diesen Kupferblock wird eine Substratplatte gelegt, die somit ebenfalls auf die gewählte Temperatur gebracht wird. Mit einer Graphitplatte, Gusseisenplatte und den keramischen Anlagenteilen Dichtplatte, Gießlippe und Aufsatzrahmen wird ein Hohlraum veränderlicher Größe über der Substratplatte gebildet. Auf diese Gusseisenplatte wird eine mit Reinaluminium gefüllte Gießbox positioniert. Die darin enthaltene Schmelze wird mit einem Schieber manuell freigegeben. Sie läuft auf die Substratplatte auf, während der auf zwei Graphitschienen gelagerte Oberteil der Anlage bis zur Endposition gezogen wird.

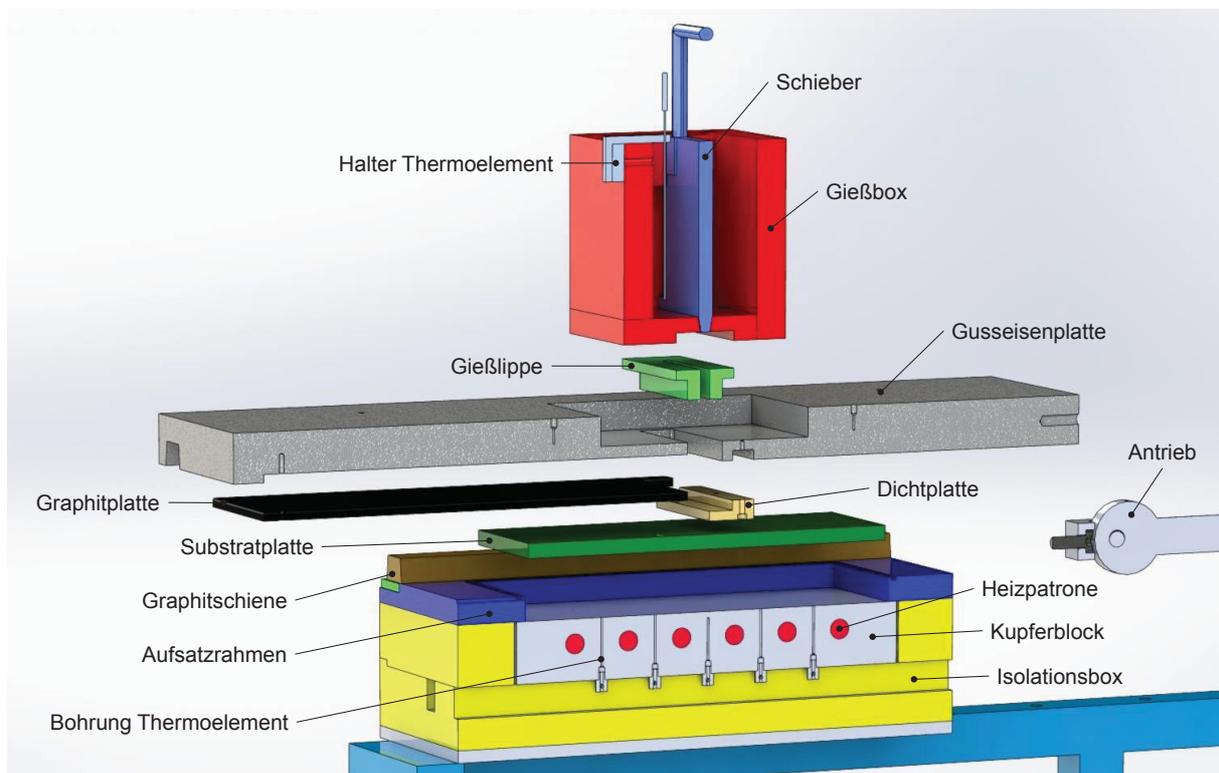


Abbildung 3-2: Schnitt durch die Gießeinheit in Explosionsansicht.

3.1.3 Gießvorgang

Abbildung 3-3 zeigt den Ablauf des Gießvorganges in seinen einzelnen Schritten. Zu Prozessbeginn wird eine mit Ethanol gereinigte Substratplatte (dunkelgrün abgebildet) in die Gießkammer eingelegt und durch 6 Heizpatronen (rot) im Kupferblock (hellgrau) aufgeheizt (a). Eine aufgesetzte und in horizontale Richtung verschiebbare Gusseisenplatte (dunkelgrau) dichtet den Gießraum nach oben ab, ein umlaufender Aufsatzrahmen (blau) dichtet seitlich ab und in Gießrichtung wird der Gießraum mit einer Dichtplatte abgedichtet (beige) (b). Um das Ankleben von Schmelze an der Gusseisenplatte während des Gießvorganges zu verhindern, ist eine Graphitplatte (schwarz) in die Unterseite der Gusseisenplatte eingesetzt.

Sobald eine definierte oberflächennahe Temperatur der Substratplatte erreicht ist, werden die Gießlippe (hellgrün) und die Gießbox (rot) auf der Gusseisenplatte positioniert (c). Beide Bauteile sind aus einem keramischen Fasermaterial gefertigt und werden vor dem Gießvorgang in einem Warmhalteofen auf ca. 400 °C vorgewärmt, um Wärmeverluste der Schmelze während des Gießens möglichst gering zu halten. Das im Elektrowiderstandsofen geschmolzene Reinaluminium wird in die Gießbox überführt. Sobald die Schmelzetemperatur in der Gießbox auf den gewünschten Wert abgekühlt ist, wird der Schieber der Gießbox geöffnet und zeitgleich der elektrische Spindeltrieb gestartet, der die obere Gießeinheit (Gusseisenplatte mit Anbauteilen und Gießbox) mit einer definierten Gießgeschwindigkeit in die Gießrichtung verschiebt (d). Die Gießgeschwindigkeit kann stufenlos zwischen 0,18 m/min und 0,9 m/min geregelt werden. Der Elektrozyylinder stoppt nach Erreichen des eingestellten Gießhubes, wenn die Endposition und damit das Ende des Gießvorganges erreicht ist (e). Kurz nach dem Schließen des Schiebers wird die Gießbox abgehoben und die Restschmelze entleert. Das Abheben der Gusseisenplatte und das Entnehmen der fertigen Verbundplatte aus der Gießkammer werden erst nach dem Erkalten der Anlage nach mehreren Stunden durchgeführt (f).

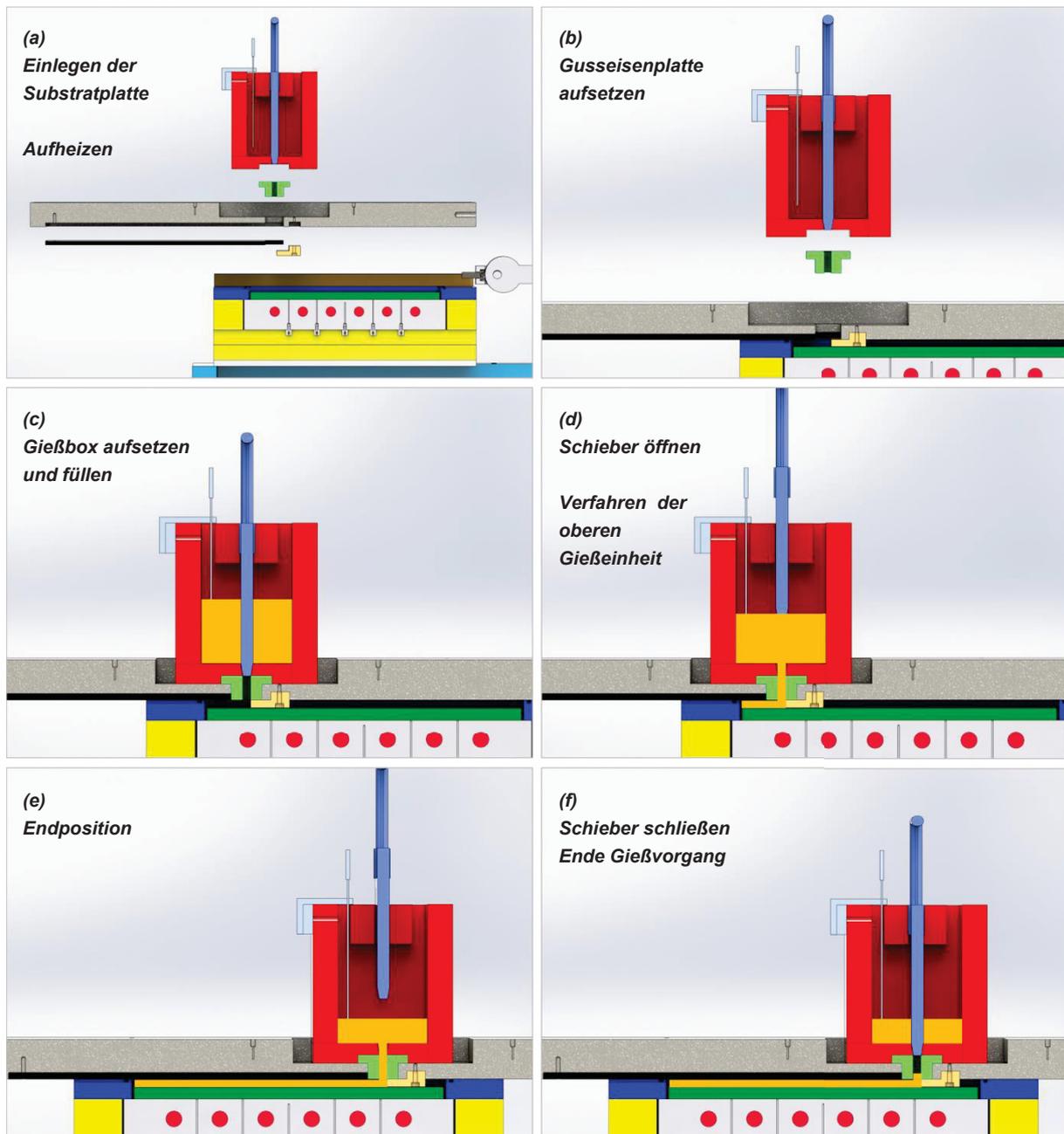


Abbildung 3-3: Vollständiger Ablauf eines Gießvorganges [60].

In Abbildung 3-4 ist eine abgegriffene Verbundplatte aus zwei verschiedenen Aluminiumlegierungen mit einer Gesamtabmessung von 310 mm x 199 mm x 20 mm nach dem Ausbau aus der Gießeinheit gezeigt. Die Substratschicht hat eine Dicke von 12 mm und die Aufgusschicht von 8 mm mit einer Länge von 260 mm. Der Gießhohlraum hat sich vollständig mit Schmelze gefüllt. Da die Gießkammer nach oben hin (z-Richtung) von einer Graphitplatte begrenzt ist, wird trotz der Relativbewegung der oberen Gießeinheit eine glatte und ebene Oberfläche der Aufgusschicht erreicht.

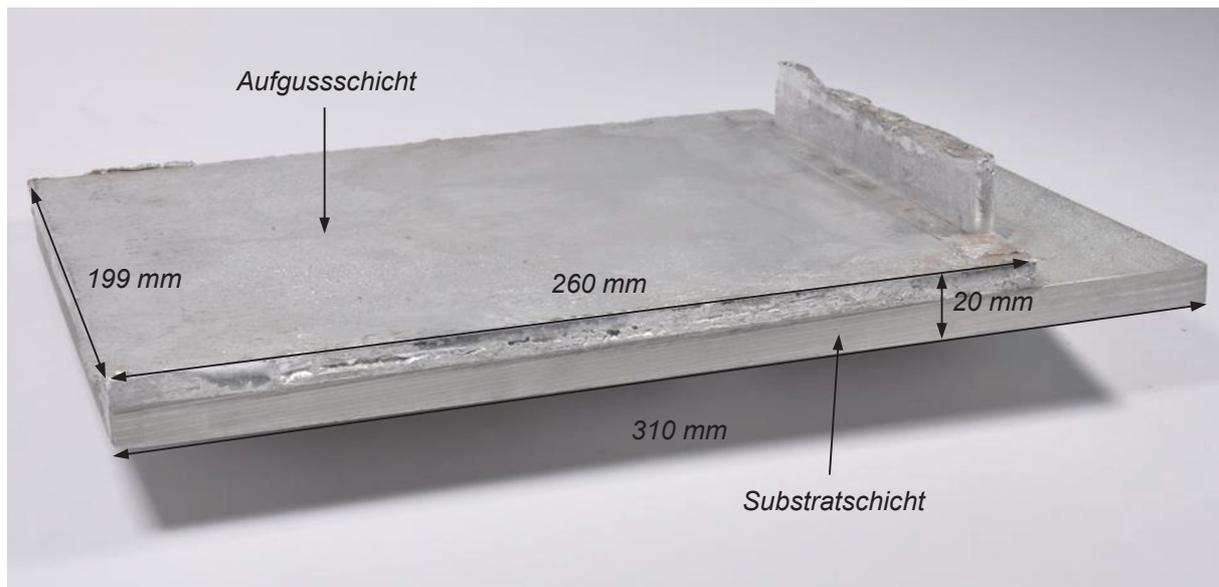


Abbildung 3-4: Abgegossene Verbundgussplatte mit einer Gesamtdicke von 20 mm.

3.1.4 Temperaturmesspositionen in der Gießeinheit

Die in der Gießeinheit zur thermischen Prozesskontrolle während des gesamten Aufheiz- und Gießvorganges sowie zur Generierung von Messdaten für den Abgleich der Simulationsmodelle eingebrachten Thermoelemente befinden sich im Kupferblock, in der Gusseisenplatte, in der Gießbox sowie an der Oberfläche der Substratplatte. Der gut wärmeleitende Kupferblock, auf dem die Substratplatte positioniert ist, reagiert während des Aufgießvorganges sehr schnell und sensibel auf die eingebrachte Wärmemenge der Aufgussmelze mit einem Temperaturanstieg. Deshalb ist die Temperatur des Kupferblocks besonders gut für die Prozesskontrolle geeignet und wird an dementsprechend vielen Messpositionen abgegriffen. Die 13 Temperaturmessstellen („TE_1“ bis „TE_7“, „TE_9“ bis „TE_13“ und „TE_15“) sind in Gießrichtung in 5 Reihen mit jeweils einem Abstand von 46 mm angeordnet. Da während eines Gießvorganges nicht nur die Temperaturentwicklung des Kupferblocks im Kontaktbereich mit der Substratplatte, sondern für den Abgleich der Simulationsmodelle auch jene in definierten Abständen von der Kontaktfläche von Interesse ist, sind die Thermoelemente in verschiedenen Abständen von der Kupferplattenoberfläche positioniert. In Abbildung 3-5 sind die Positionen der Heizpatronenbohrungen und der Thermoelemente mit dem jeweiligen Abstand von der Blockoberfläche angegeben, der von 0 mm (direkt an der Kontaktfläche zur Substratplatte) bis 20 mm variiert. Die Temperatur des zentralen Thermoelements (5 mm unterhalb der Oberfläche) wird da es als Regelgröße für die Steuerung der Heizpatronen verwendet. Die Thermoelemente werden von unten in den Kupferblock eingeführt und mit Klemmverschraubungen fixiert. Die Ausgleichsleitungen werden in Einfräsungen in der Isolationsbox aus der Gießeinheit zum Messsystem geführt.

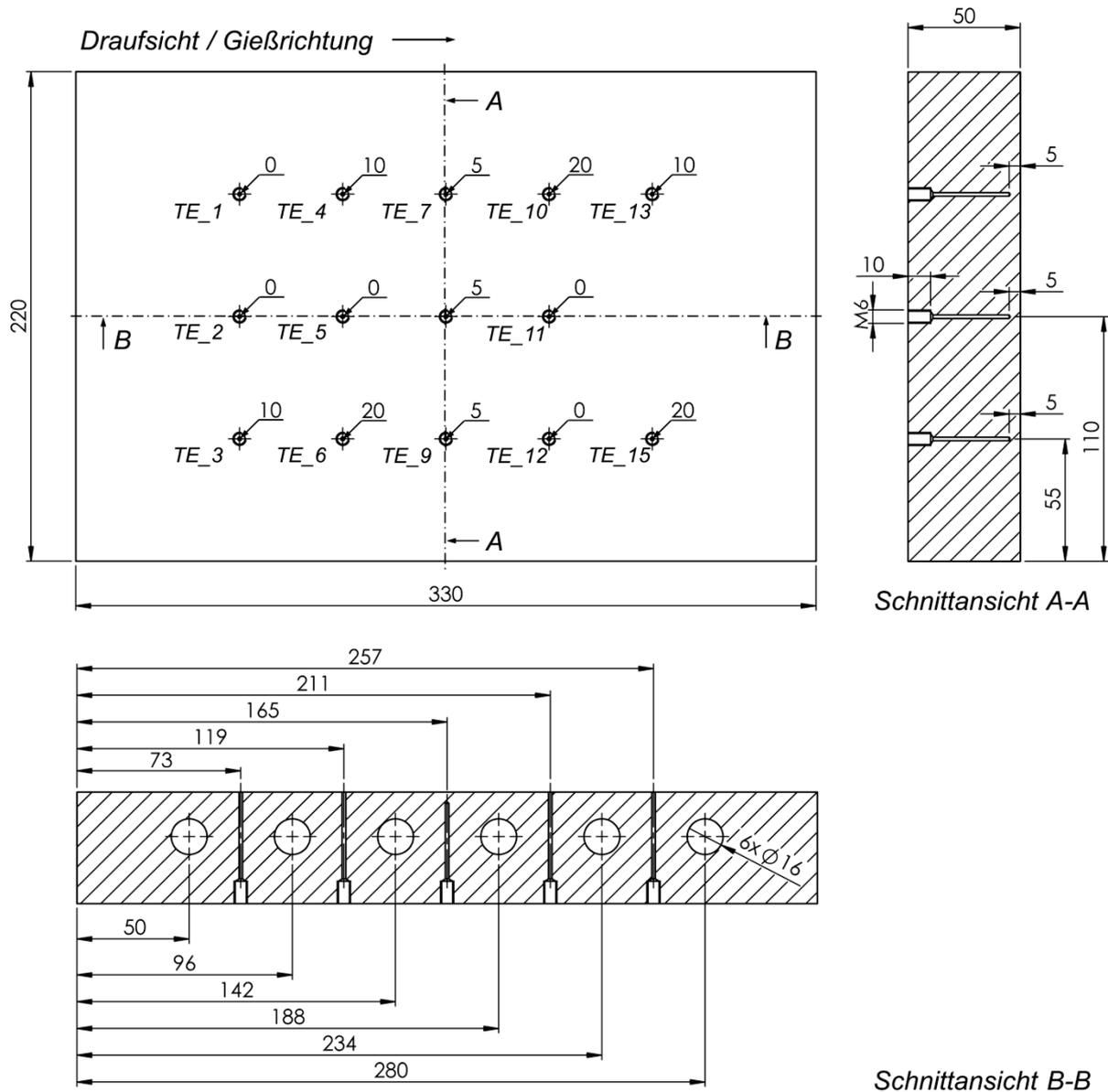


Abbildung 3-5: Thermoelementpositionen im Kupferblock (Positionsangaben in mm).

Weitere Thermoelemente befinden sich in der verschiebbaren Gusseisenplatte und in der Gießbox zur Messung der Temperatur der Aufgusschmelze. In Abbildung 3-6 ist ein Mittelschnitt mit den Messpositionen der Thermoelemente „GE_1“ und „GE_2“ in der Gusseisenplatte (blau) und „TE_Schmelze“ in der Gießbox (rot) dargestellt. Die Thermoelemente in der Gusseisenplatte werden von oben 20 mm in die Gusseisenplatte gesteckt und mit einer Klemmschraube fixiert. Die Messspitze des Thermoelementes in der Gießbox befindet sich 10 mm von der Seitenwand und 15 mm vom Boden der Box entfernt. Um das Thermoelement während des Gießprozesses schnell zu positionieren und anschließend wieder zu entfernen, wird der Thermoelementhalter mit einem Magneten an der Außenseite der Gießbox befestigt. Zum Schutz des Thermoelementes, das in direktem Kontakt mit der flüssigen Schmelze steht, wird es vor jedem Gießvorgang mit einem Bornitrid

Spray (B-Stop, Firma CONDAT Schmierstofftechnik GmbH, Blankenheim, Deutschland) beschichtet.

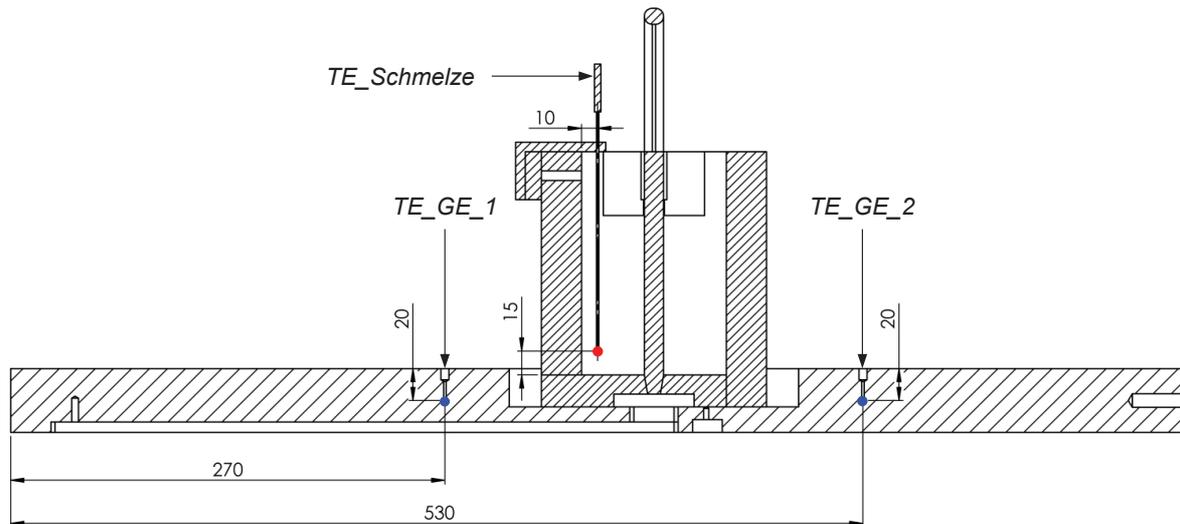


Abbildung 3-6: Thermoelementpositionen in der Gusseisenplatte und in der Gießbox (Positionsangaben in mm).

3.1.5 Temperaturmesspositionen an der Substratoberfläche

Die Temperaturen im Kupferblock, in der Gusseisenplatte und der Schmelze in der Gießbox werden bei jedem Abguss aufgezeichnet und für den Abgleich mit den Simulationsmodellen herangezogen. Um weitere Kontroll- und Abgleichdaten zu erhalten, wird bei zwei Substratplatten aus Al7075, unter Referenzbedingungen abgegossen, der zeitliche Verlauf der Temperatur an vier Messpositionen nahe der Grenzfläche von Substrat und Aufguss während eines gesamten Gießprozesses mitgemessen. Es werden vier Freistellungen mit einer Tiefe und Breite von jeweils 1 mm in die Substratoberfläche eingefräst. In jede Fräsbahn wird ein Draht-Thermoelement (Typ K) mit den Außenmaßen von 1,0 mm x 0,8 mm (DTE 01, Firma ES Electronic Sensor GmbH, Heilbronn, Deutschland) bündig mit der Substratoberfläche eingelegt. Die einzelnen Adern wie auch das Thermopaar sind mit Glasseide ummantelt und somit gegen die auftreffende Schmelze für die Dauer der Messung ausreichend gut isoliert. Aufgrund des geringen Drahtdurchmessers ohne Isolierung von 0,2 mm besitzt das Thermoelement an der Messstelle ein sehr schnelles Ansprechverhalten. Somit können auch sehr schnelle Temperaturänderungen, wie sie an der Grenzschicht während des Aufgießens vorherrschen, gemessen werden. Ein lokales Punktverschweißen des Thermodrahtes mit der Substratoberfläche beschleunigt das Ansprechverhalten des Drahtes zusätzlich und dient als Fixierung des Drahtes während des Gießvorganges. Die Abbildung 3-7 zeigt die Substratplatte mit den in die Fräsnuten eingelegten und punktverschweißten Thermodrähten, die am Plattenende aus der Gießeinheit herausgeführt werden.

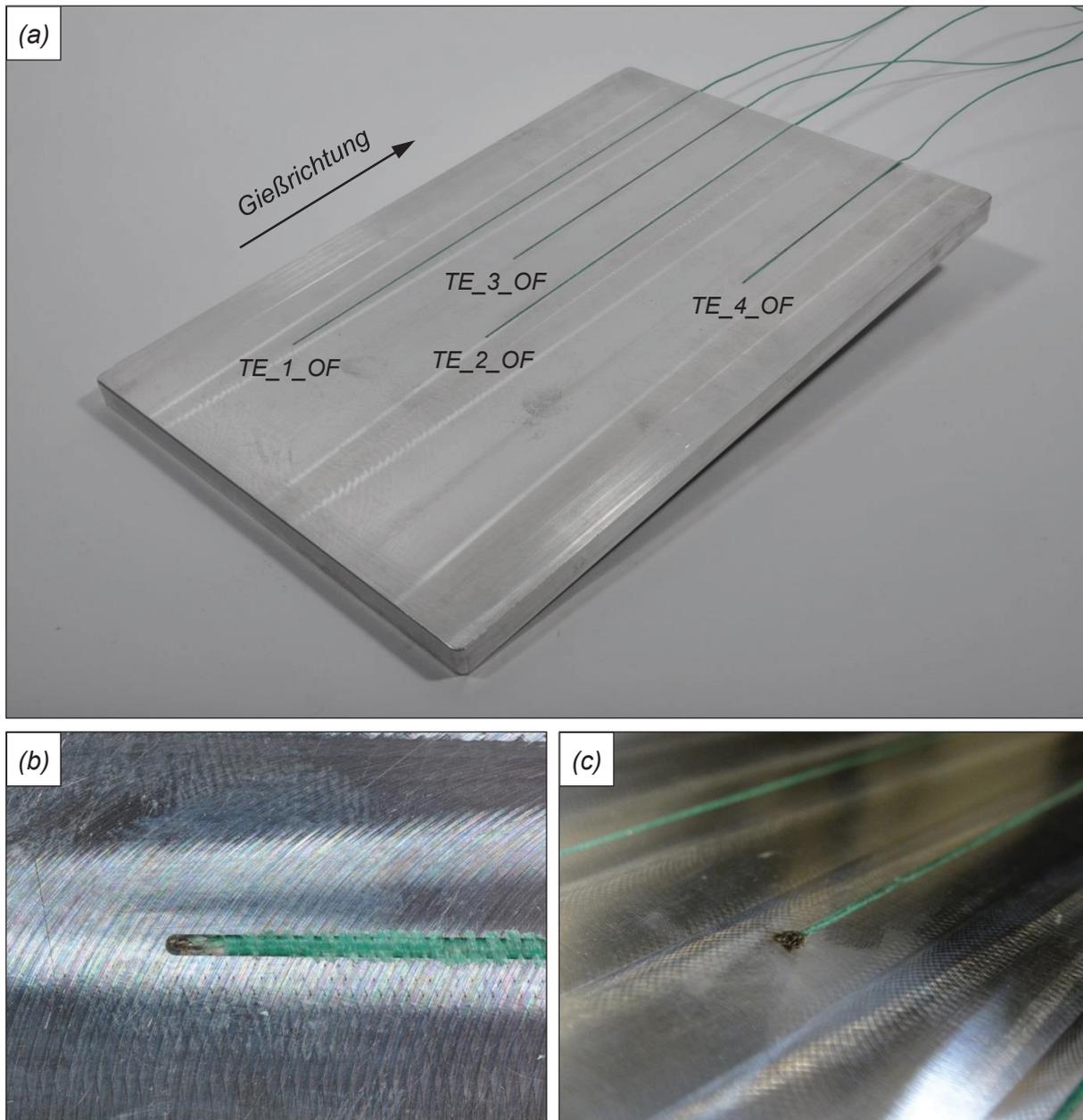


Abbildung 3-7: Übersicht der Substratplatte (a) mit eingelegten (b) und punktverschweißten (c) Thermodrähten für die Messung der Temperatur an der Substratoberfläche.

Die Positionen der Messstellen, mit „TE_1_OF“ bis „TE_4_OF“ bezeichnet, sind in Abbildung 3-8 angegeben. Die aufsteigende Nummerierung richtet sich dabei nach dem zeitlichen Erstkontakt mit der Schmelze.

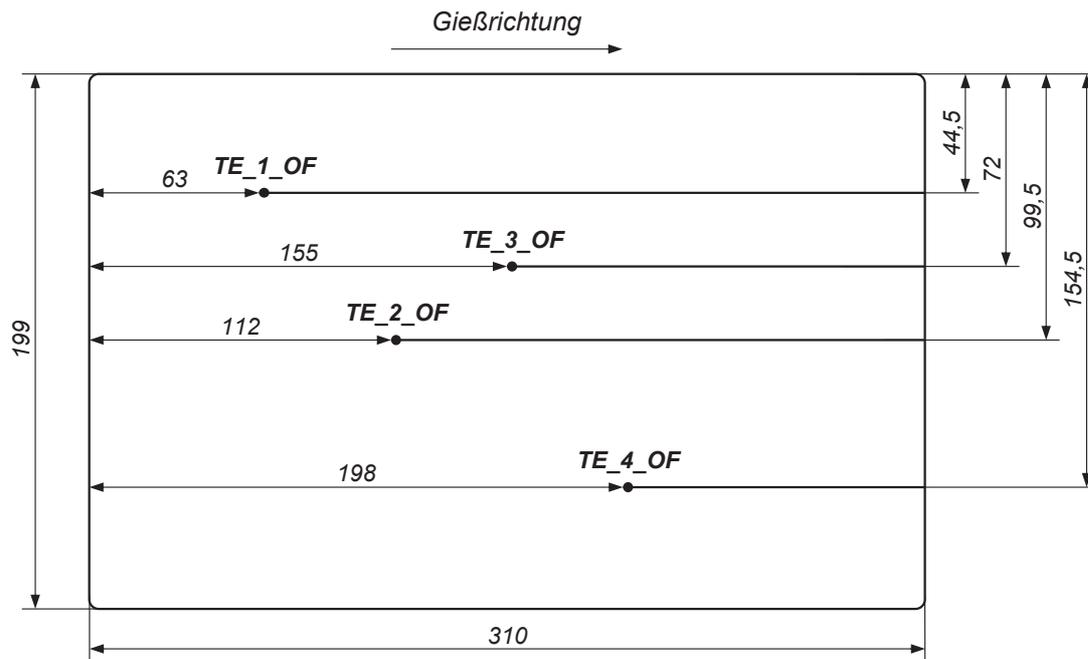


Abbildung 3-8: Eingezeichnete Messpositionen an der Substratoberfläche (Positionsangaben in mm).

3.2 Gießversuche

Mit der in Kapitel 3.1 beschriebenen Verbundgießanlage ist es möglich, Verbundgussplatten bestehend aus zwei unterschiedlichen Aluminiumlegierungen mit einer Gesamtabmessung von 310 mm x 199 mm x 20 mm in einem quasikontinuierlichen Prozess abzugießen. Ausgewählte Parameter können gezielt variiert und deren Einfluss auf den Prozess untersucht werden. Mit jedem Gießversuch erhält man eine unter definierten Gießparametern hergestellte Verbundgussplatte, deren Verbundqualität mit verschiedenen metallographischen Methoden weiter untersucht wird, sowie eine Vielzahl an spezifischen Temperaturmessdaten aus der Gießeinheit. Da sich jede Änderung eines Prozessparameters auf die thermischen Verhältnisse in der Gießeinheit auswirkt, werden diese Temperaturdaten zur Prozesskontrolle herangezogen. Des Weiteren liefern sie die notwendige Basis für den Abgleich der Simulationsmodelle mit dem realen Prozess. Je mehr Messdaten von unterschiedlichen Prozessvarianten verfügbar sind, desto näher kann das Simulationsmodell an den realen Gießprozess herangeführt werden. Die Gießversuche werden mit Substratplatten unterschiedlicher Legierungszusammensetzung durchgeführt. Eingesetzt werden Platten aus Al7075 (siehe Kapitel 3.2.2.1) und AlSn25 (siehe Kapitel 3.2.2.2). Diese Legierungssysteme weisen ähnliche thermophysikalische Daten, die in Kapitel 5.1 für das Legierungssystem AlSn25 und in Kapitel 5.2 für das Legierungssystem Al7075 dargestellt sind, bei unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung auf. Als Aufgusslegierung wird für alle Versuche ausschließlich Reinaluminium der Zusammensetzung Al99,8 verwendet.

3.2.1 Durchführung der Gießversuche

Bei den Gießversuchen werden die Vorheiztemperatur der Substratplatte, die Temperatur der Aufgusschmelze, die Gießgeschwindigkeit sowie das Dickenverhältnis zwischen Aufguss- und Substratschicht variiert. Nicht verändert werden die Aufgusslegierung aus Reinaluminium, die Schmelzemenge der Aufgusslegierung in der Gießbox bei Gießbeginn von 1700 g, die Vorheiztemperatur der Gießbox und der Gießlippe mit 400 °C und die Inertgasatmosphäre in der Gießkammer. Um die Ergebnisse der Gießversuche untereinander vergleichbar zu machen, wird pro Abguss jeweils nur ein Gießparameter variiert.

Auch die Abläufe während des gesamten Gießzyklus werden möglichst gleich gehalten. Ein Zyklus umfasst dabei die Anlagenvorbereitung (Reinigen und Schlichten einiger Anlagenteile), das Erschmelzen sowie das zeit- und temperaturgerechte Bereitstellen der Aufgusslegierung, das Vorheizen der Gießbox und der Gießlippe, die Aufheizphase der Gießeinheit, das Befüllen der Gießbox, den Aufgießvorgang sowie das Abkühlen und Ausbauen der Verbundplatte aus der Gießeinheit. Im Folgenden werden die Prozessphasen des Aufheizens und des Gießvorgangs detaillierter betrachtet. Diagramm 3-1 zeigt eine grafische Übersicht der thermischen Vorgänge anhand der Temperaturen im Kupferblock an der Messposition TE_2, in der Substratplatte und in der Gusseisenplatte an den beiden Messstellen GE_1 und GE_2. Gestartet wird der thermische Zyklus mit dem Aufheizen des Kupferblocks und somit auch der Substratplatte. Die Temperatur der Substratplatte wird während der Aufheizphase mit einem Thermoelement gemessen, das von oben durch die Ausfräsung in der Gusseisenplatte geführt und mit einer Bohrung in der Plattenmitte, 4 mm unterhalb der Substratplattenoberfläche positioniert ist. Die Aufheizdauer, bis sich eine konstante Temperatur einstellt, ist abhängig von der zu erreichenden Endtemperatur und beträgt zwischen 30 und 35 Minuten. Die Temperatur der Substratplatte läuft aufgrund der gegebenen Wärmeübergangsbedingungen zum Kupferblock deutlich nach und liegt am Ende der Aufheizphase etwa 25 bis 30 °C niedriger als die Temperatur im Kupferblock. Aufgrund der hohen Temperaturen und langen Aufheizzeiten wird die Gießkammer kontinuierlich mit Inertgas (N₂) geflutet. Dies soll bewirken, dass die Oxidschicht auf der Substratoberfläche möglichst dünn bleibt und sich nicht mit dem vorhandenen Luftsauerstoff weiter aufbaut. Die Gießkammer wird auch während des Aufgießens begast, um die Fließfähigkeit und somit die Benetzung zwischen Aufguss und Substrat positiv zu beeinflussen. Die Gusseisenplatte erwärmt sich großteils über Wärmestrahlung der Substratplatte und erreicht am Ende der Aufheizphase eine Temperatur von etwa 60 °C. Bereits die Aufheizphase kann die Verbundqualität mit einer möglichst homogenen Temperaturverteilung des Kupferblocks und somit auch der Substratplatte bei Erreichen der Endtemperatur positiv beeinflussen. Aufgrund der guten Isolierwirkung der Isolationsbox und

des Aufsatzrahmens wird ein Temperaturprofil des Kupferblocks mit einer Temperaturspanne von unter 4 °C erreicht. Mit dem Start des Gießvorganges muss aufgrund der horizontalen Verschiebung der oberen Gießeinheit das Thermoelement in der Substratplatte entfernt werden. Um für den Abgleich der Simulationsmodelle dennoch Temperaturdaten während eines Gießvorganges nahe der Oberfläche zu erhalten, ist in Kapitel 3.1.5 ein modifizierter Messaufbau beschrieben. Die aufgegossene Schmelze führt zu einem Eintrag von Wärme, die einerseits über die Substratplatte in den Kupferblock, andererseits über die Graphitplatte in die Gusseisenplatte abgeleitet wird. Von besonderem Interesse ist der messbare Temperaturanstieg im Kupferblock, dessen Anstiegsgeschwindigkeit und Höhe von der Messposition im Kupferblock und vor allem von den gewählten Gießparametern abhängig ist. Aber auch die Gusseisenplatte zeigt einen deutlichen Anstieg der Temperatur, wenn auch mit starker zeitlicher Verzögerung, besonders im Bereich oberhalb der aufgegossenen Schmelze (GE_1).

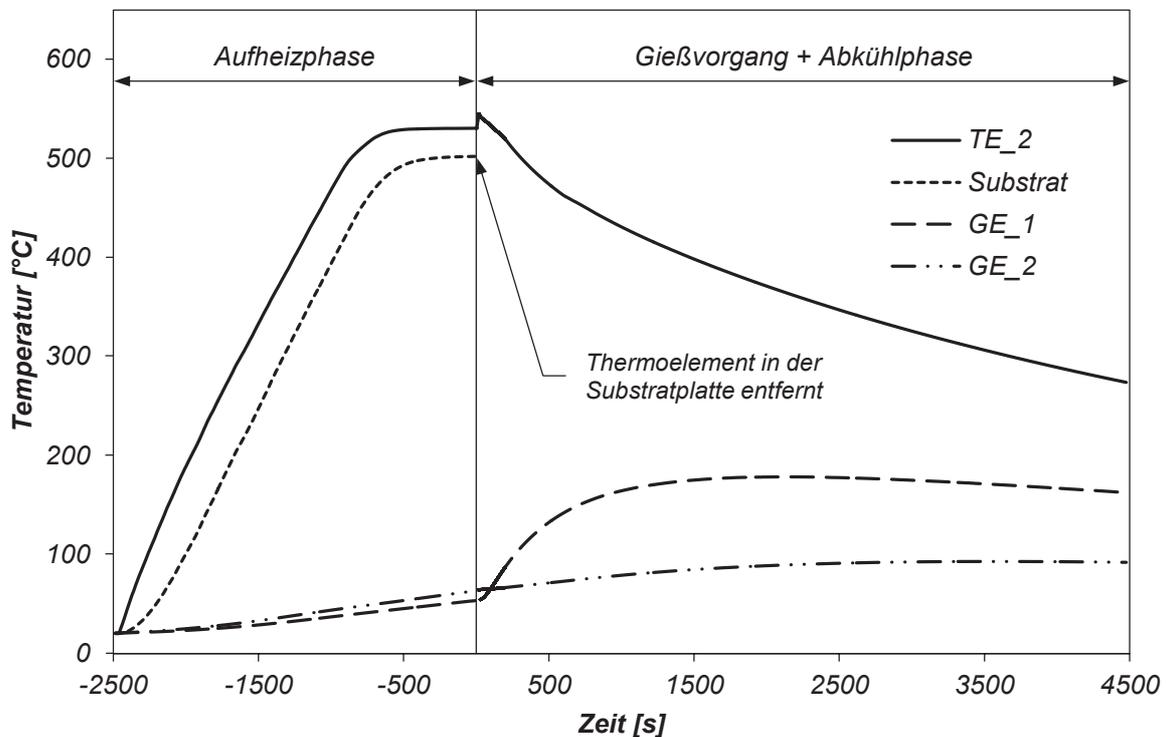


Diagramm 3-1: Übersicht der thermischen Vorgänge in der Gießeinheit während eines Gießzyklus.

Das Diagramm 3-2 zeigt die thermischen Vorgänge im Kupferblock an der Messposition TE_2 während des Aufgießens in einem vergrößerten Ausschnitt zuzüglich eines weiteren Graphen, welcher der Temperatur der Schmelze in der Gießbox entspricht. Mit dem Eingießen von flüssiger Aufgusschmelze in die Gießbox steigt die Messtemperatur rasant über die Gießtemperatur an. Erst wenn die Schmelze auf die gewählte Gießtemperatur abgekühlt ist, wird der Gießvorgang mit der horizontalen Verschiebung der oberen

Gießeinheit gestartet und die Schmelze aufgegossen. Während der Dauer des Gießvorganges, der bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,6 m/min 23 Sekunden dauert, kühlt die Schmelze in der Gießbox um etwa 10 °C ab, bevor der Schieber wieder geschlossen und das Thermoelement von der Gießbox entfernt wird. In diesem vergrößerten Ausschnitt ist die thermische Antwort des Kupferblocks auf den Wärmeeintrag besser ersichtlich, dessen Temperatur an der Messposition TE_2 in 13,4 s um 14,1 °C angestiegen ist. Anschließend kühlt der Verbund in der Gießeinheit verbleibend bis auf Raumtemperatur ab bevor die Gussplatte ausgebaut wird.

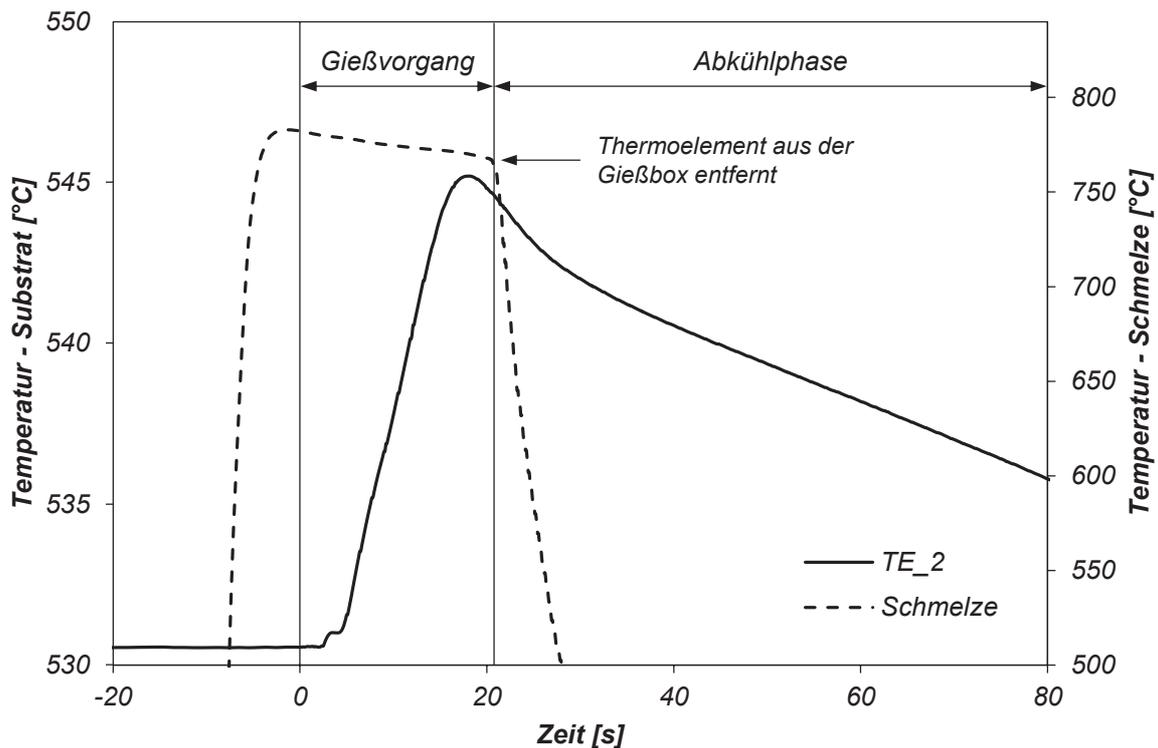


Diagramm 3-2: *Detailansicht der thermischen Vorgänge in der Gießeinheit während eines Gießvorganges.*

3.2.2 Versuchswerkstoffe

Es werden Substratplatten unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung, Al7075 und AlSn25, für die Aufgießversuche verwendet. Neben dem verwendeten Legierungssystem spielt der Zustand der Substratoberfläche, auf die das flüssige Reinaluminium Al99,8 aufgegossen wird, eine wesentliche Rolle für das Entstehen eines stoffschlüssigen Verbundes und dessen Qualität. Aufgrund des unterschiedlichen Herstellungsprozesses der beiden Plattentypen unterscheiden sich die Oberflächen wesentlich voneinander. Die Al7075 Substratplatte wird fräsend aus einem gewalzten Block gefertigt, die AlSn25 hingegen wird endkonturnah in einem Twin-Belt-Casting-Prozess gegossen und weist dementsprechend die Struktur eines Glasfasergurtes an der Oberfläche auf.

3.2.2.1 Substratlegierung aus Al7075

Die Al7075-Legierung (AlZnMgCu) ist eine hochfeste und aushärtbare Legierung, die vorwiegend zu Bändern und Blechen aber auch zu Drähten und Stangen verarbeitet wird. Die verwendete Legierung beinhaltet einen Kupferanteil von 1,51% (laut Spezifikation zwischen 1,2% und 2,0%), der es anfällig für Korrosion macht. Daher muss das Material für die meisten Anwendungen mit einer korrosionsbeständigen Außenschicht, wie in diesem Fall mit Reinaluminium, geschützt werden [61].

Die detaillierte chemische Zusammensetzung der verwendeten Substratlegierung Al7075 wurde mit einem ICP gemessen (siehe Kapitel 3.3.5) und ist mit den Werten der Normvorgabe der Legierung EN AW-7075 nach DIN EN 573-3 in Tabelle 3-1 in Massenprozent angegeben [62].

Tabelle 3-1: Gemessene chemische Zusammensetzung der verwendeten Substratplatten aus Al7075 und die Normvorgabe für die Legierung EN AW-7075 in Massenprozent nach DIN EN 573-3 [62]

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	
<i>Messwert</i>	0,06	0,17	1,51	0,07	2,34	
<i>Norm</i>	(0,04)	(0,50)	(1,20 – 2,00)	(0,30)	(2,10 – 2,90)	
	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr	Al
	0,19	<0,01	5,8	0,02	<0,01	<i>Rest</i>
	(0,18 – 0,28)	(-)	(5,1 – 6,1)	(0,20)	(-)	(<i>Rest</i>)

Die Abbildung 3-9 zeigt die Topographie der Substratoberfläche aus Al7075 in einer lichtmikroskopischen Aufnahme und einer Falschfarbendarstellung mit einem optischen Messsystem aufgenommen sowie den arithmetischen und geometrischen Mittenrauheitswert R_a und R_z mit einem mechanischen Messsystem ermittelt (siehe Kapitel 3.3.4). Die gefräste Oberfläche weist entsprechend Fräsriefen auf, wobei die Fräsrichtung in Gießrichtung erfolgte. Sowohl das arithmetische Mittel R_a als auch das geometrische Mittel R_z sind mit Rauheitswerten von 0,2 μm und 1,6 μm sehr gering.

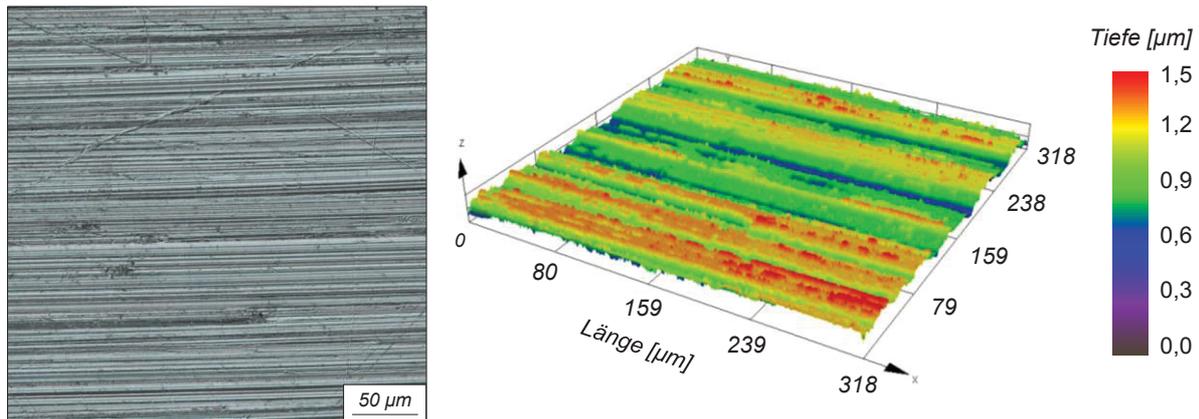


Abbildung 3-9: Oberflächencharakterisierung der gefrästen Substratplatte aus Al7075 mit $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ und $R_z = 1,6 \mu\text{m}$.

3.2.2.2 Substratlegierung aus AlSn25

Aluminium-Zinn-Werkstoffe wie AlSn25 haben sich in weiten Bereichen als Notlaufschicht in Gleitlagern bewährt [63]. Diese Legierung besitzt aufgrund des hohen Sn-Anteils von etwa 25 Gew.-% sehr gute Gleiteigenschaften und kann ohne zusätzliche Gleitschicht im Lager eingesetzt werden. Des Weiteren bietet diese Legierung eine hervorragende Korrosionsbeständigkeit, die auch den Lagereinsatz in Gasmotoren und in Motoren, die mit Schweröl betrieben werden, zulässt [63], [64]. Die chemische Analyse der verwendeten Substratplatten, mit ICP-Messungen ermittelt, hat einen Sn-Gehalt von 23,60% sowie höhere Gehalte an Cu mit 1,22% und Mn mit 0,45% ergeben. Eine Auflistung der gemessenen chemischen Zusammensetzung ist in Tabelle 3-2 in Massenprozent angegeben.

Tabelle 3-2: Gemessene chemische Zusammensetzung der Substratlegierung AlSn25 in Massenprozent

Sn	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Sr
23,60	<0,02	0,10	1,22	0,45	<0,02	<0,02	<0,02
V	Ti	Zn	Cr	Ni	Na	Pb	Al
<0,02	0,032	0,06	0,06	0,03	<0,02	<0,02	Rest

Al-Sn-Legierungen sind aufgrund des großen Erstarrungsintervalls, besonders bei diesen hohen Sn-Gehalten, gießtechnisch sehr schwer zu verarbeiten. Daher werden diese in einem horizontalen Belt-Casting-Prozess vergossen [65], [66]. Die Oberfläche der gegossenen Substratplatten, in der sich die gewebte Struktur des Glasfasergurtes mit relativ tiefen Eindrücken an den Faserverkreuzungen wiederfindet, zeigt sich wesentlich rauer als die gefräste Oberfläche. Abbildung 3-10 zeigt die Struktur in einer lichtmikroskopischen

Aufnahme und die dazugehörige Falschfarbendarstellung. Die berechneten Rauheitswerte sind für R_a 11,5 μm und für R_z 75,7 μm .

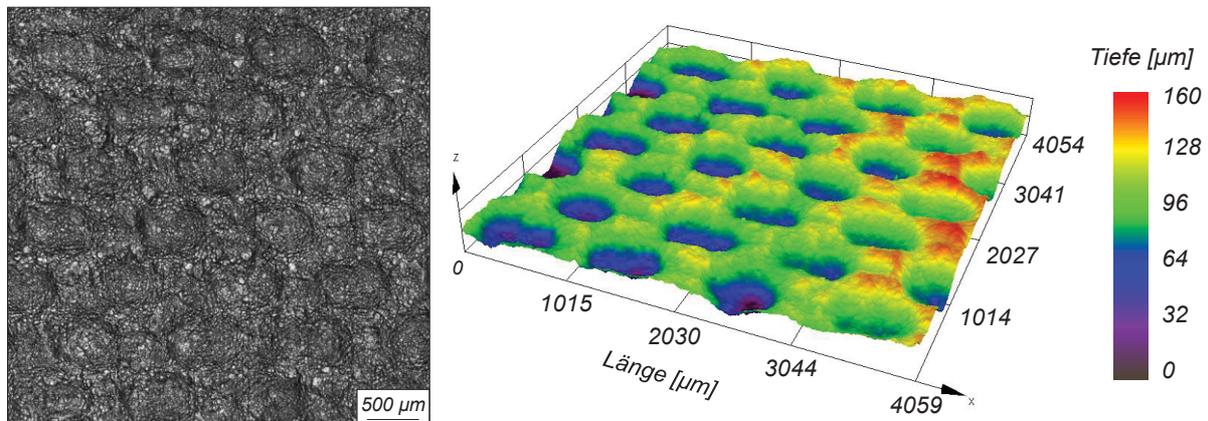


Abbildung 3-10: Oberflächencharakterisierung der im Belt-Caster gegossenen Substratplatte aus AlSn25 mit $R_a = 11,5 \mu\text{m}$ und $R_z = 75,7 \mu\text{m}$.

3.2.2.3 Aufgusslegierung aus Reinaluminium

Als Aufgusschmelze wird Reinaluminium verwendet, das eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit, hohe thermische und elektrische Leitfähigkeit sowie eine ausgezeichnete Verarbeitbarkeit aufweist [67]. In jedem handelsüblichen Aluminium sind Verunreinigungen enthalten, insbesondere Silizium und Eisen [61]. Die gemessene chemische Zusammensetzung der Aufgusslegierung ist in Tabelle 3-3 angegeben und entspricht nach DIN EN 573-3 einer Al99,8 [62].

Tabelle 3-3: Gemessene chemische Zusammensetzung der Aufgusschmelze in Massenprozent (Reinaluminium Al99,8)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Pb	Sr	Al
0,03	0,13	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	Rest

Reinaluminium ist in der flüssigen Phase sehr anfällig für die Aufnahme von Wasserstoff aus der Atmosphäre. Dieser Effekt steigt mit zunehmender Schmelztemperatur und langen Haltezeiten an. Da die Aufgusschmelze auf hohe Temperaturen von bis zu 825 °C im Schmelzofen erhitzt und vor dem Vergießen keiner Schmelzebehandlung unterzogen wird, gilt es die Zeitdauer, in der das Reinaluminium in der flüssigen Phase vorliegt, möglichst gering zu halten [68]. Zur Kontrolle der Qualität der Aufgusschmelze nach dem Aufschmelzen im Elektrowiderstandsofen werden thermische Analysen und hinsichtlich des Gasgehaltes in der Schmelze Unterdruck-Dichte-Messungen (entsprechend Kapitel 3.3.6) durchgeführt.

3.2.3 Versuchsreihen

In Vorversuchsreihen wurde, neben der Überprüfung der Funktionstauglichkeit der Gießanlage sowie mehreren konstruktiven Optimierungsschleifen, Referenzparameter erarbeitet, mit denen eine Verbundgussplatte in sehr guter Qualität hergestellt werden kann. Die Qualität bezieht sich dabei auf eine vollständige Formfüllung des Gießhohlraumes über die gesamte Gießlänge sowie eine stoffschlüssige Verbundbildung zwischen dem Substratwerkstoff und dem aufgegossenen Reinaluminium. In Tabelle 3-4 sind diese Referenzparameter tabellarisch angegeben, die im Weiteren die Basis für die Variationen in den Versuchsreihen bilden.

Tabelle 3-4: Gießparameter bei Referenzbedingungen

Parameter	Einheit	Wert
Schmelzemenge in Gießbox	g	1700
Vorheiztemperatur Keramik	°C	400
Atmosphäre in Gießraum	-	N ₂
Substratoberfläche Al7075	-	gefräst
Substratoberfläche AlSn25	-	Belt-Caster-Struktur
Substrattemperatur	°C	525
Schmelzetemperatur in Gießbox	°C	780
Gießgeschwindigkeit	m/min	0,6
Dicke _{Aufguss} /Dicke _{Substrat}	mm/mm	08/12 = 0,67

Tabelle 3-5 gibt einen Überblick der durchgeführten Gießversuche, die sich in die Versuchsreihen Temperaturen, Geschwindigkeiten, Dickenverhältnisse und Substratoberflächen gliedern. In den ersten drei Versuchsreihen werden beide Legierungsvarianten, Al7075 und AlSn25, vergossen. Die Versuchsreihe Substratoberflächen wurde ausschließlich mit der Substratlegierung Al7075 durchgeführt [69].

Tabelle 3-5: Übersicht der durchgeführten Gießversuche

Versuchsreihe	Variation	Substrat
Temperaturen	Substratplattentemperatur und Schmelzetemperatur in der Gießbox	Al7075 AlSn25
Geschwindigkeiten	Verschiebegeschwindigkeit der oberen Gießeinheit und somit der Gießgeschwindigkeit	Al7075 AlSn25
Dickenverhältnisse	Verhältnis von Aufguss- zu Substratdicke mit einer Gesamtdicke von 20 mm	Al7075 AlSn25
Substratoberflächen	Modifizieren der Oberfläche mit Strahlen, Bürsten, Walzen und Fräsen	Al7075

Um die Auswirkungen von Parameteränderungen gezielt untersuchen zu können, wird, ausgehend von den Referenzbedingungen, pro Abguss nur jeweils ein Prozessparameter geändert. Die Werte der variierten Parameter sind getrennt für die Substratlegierung Al7075 in Tabelle 3-6 und für AlSn25 in Tabelle 3-7 angegeben.

Tabelle 3-6: Variationen der Versuchsreihen mit der Substratlegierung Al7075

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800 ↑	0,8 ↑	06/14 ↑
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	500 ↓	760 ↓	0,4 ↓	10/10 ↓

Tabelle 3-7: Variationen der Versuchsreihen mit der Substratlegierung AlSn25

AlSn25				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+	540 ↑	800 ↑	0,8 ↑	
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	505 ↓		0,4 ↓	10/10 ↓

Die vollständige Auflistung der abgegossenen Verbundgussplatten mit den Substratlegierungen Al7075 und AlSn25 ist im Anhang in den Tabellen 10-12 und 10-13 mit den jeweils eingestellten Gießparametern aufgelistet.

3.2.3.1 Temperaturen

In dieser Versuchsreihe werden die Auswirkungen der Vorheiztemperatur der Substratplatte sowie der Temperatur der Aufgusschmelze in der Gießbox auf den Verbundgießprozess untersucht.

Für eine stoffschlüssige Verbundbildung muss während des Gießvorganges an der Substratoberfläche lokal eine Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur der Substratlegierung erreicht werden. Bei einer zu geringen Vorheiztemperatur wird an der Oberfläche der Substratplatte kein lokaler schmelzflüssiger Zustand und somit kein stoffschlüssiger Verbund erreicht. Ist die Temperatur zu hoch, kommt es zu einem starken Aufschmelzen der Substratlegierung und folglich zu einem starken Vermischen und Verwirbeln der Substrat- und Aufgusslegierung bis hin zum vollständigen lokalen Erweichen und Durchschmelzen der Substratplatte. Die Variation der Substrattemperatur für das Legierungssystem Al7075 betrifft nur ein Absenken der Vorheiztemperatur auf 500 °C. Mit erhöhter Vorheiztemperatur wird nicht abgegossen, da bereits bei der Referenztemperatur von 525 °C vereinzelt lokale Einzüge an der Substratunterseite der abgegossenen Verbundgussplatte sichtbar werden, die auf einen lokalen Festigkeitsabfall aufgrund sehr hoher Temperaturen hindeuten. Die Substratplatten des Legierungssystems AlSn25 werden, ausgehend von der Referenztemperatur von 525 °C, mit reduzierter Vorheiztemperatur von 505 °C und erhöhter Vorheiztemperatur von 540 °C abgegossen. Bei dieser hohen Vorheiztemperatur sind an der Substratunterseite der abgegossenen Verbundplatten bereits großflächig aufgeschmolzene Bereiche erkennbar, in denen kein eingelagertes Zinn mehr vorhanden ist.

Die zweite Variation der Versuchsreihe betrifft die Temperatur der Aufgusschmelze in der Gießbox. Die untere Grenze bei der Wahl der Aufgusstemperatur ist jene Temperatur, bei der ein Durchfließen der Schmelze in den Gießraum noch möglich ist, ohne dass es zu Rückerstarrungen in die Gießlippe kommt. Nach oben hin ist die Gießtemperatur aufgrund der steigenden Wasserstofflöslichkeit mit steigender Schmelzetemperatur beschränkt. Besonders bei reinem Aluminium ist eine möglichst geringe Wasserstoffkonzentration von Bedeutung, da eingeschlossenes Gas, aufgrund des fehlenden Erstarrungsintervalls, keine Zeit hat an der Schmelzeoberfläche zu entweichen und somit vermehrt zu Gasporosität führt. Bei der Substratlegierung Al7075 wird die Temperatur der Aufgusschmelze in der Gießbox zu Gießbeginn um jeweils 20 °C nach unten auf 760 °C und nach oben auf 800 °C variiert. Bei der Substratlegierung AlSn25 wird mit Schmelzetemperaturen von 780 °C und 800 °C abgegossen.

3.2.3.2 Gießgeschwindigkeiten

In der nächsten Versuchsreihe wird die horizontale Verschiebegeschwindigkeit der oberen Gießeinheit und somit die Gießgeschwindigkeit verändert. Diese Variationen bewirken eine Änderung der lokalen Oberflächentemperatur der Substratplatte vor dem auftreffenden Gießstrahl, die bei einer reduzierten Gießgeschwindigkeit höher ist. Jedoch sinkt mit länger werdender Gießdauer die Schmelztemperatur in der Gießbox stärker ab und somit auch die Temperatur der auftreffenden Schmelze. Die Referenzgeschwindigkeit beträgt 0,6 m/min. Dies entspricht, bei einer Verschiebelänge von 230 mm, einer Gießzeit von 23 s. Bei beiden Substratvarianten wird die Geschwindigkeit auf 0,4 m/min reduziert bzw. auf 0,8 m/min erhöht und somit die Gießdauer um 11,5 s auf 34,5 s verlängert bzw. um 5,8 s auf 17,2 s verkürzt. Neben der Beeinflussung der lokalen thermischen Gegebenheiten bedingt die Variation der Gießgeschwindigkeit auch eine veränderte Strömungsgeschwindigkeit an der Aufgießposition. Diese steigt mit der Verschiebegeschwindigkeit der oberen Gießeinheit an und begünstigt die Bildung von Verwirbelungen der Substrat- und Aufgusschicht.

3.2.3.3 Dickenverhältnisse

Die Gesamtdicke jeder abgegossenen Verbundplatte beträgt 20 mm. Das Verhältnis von Aufgussdicke zu Substratdicke kann jedoch mit einer Anpassung der Substratplattendicke und der, in die Gusseisenplatte eingesetzten Keramikplatte verändert werden. Je dicker der Aufguss gewählt wird, desto größer ist die in die Substratplatte eingebrachte Wärmemenge und somit die Aufschmelzzone. Mit dem Legierungssystem Al7075 werden drei Varianten mit den Dickenverhältnissen von 1 (10 mm zu 10 mm), 0,67 (8 mm zu 12 mm) und 0,43 (6 mm zu 14 mm) abgegossen. Mit dem System AlSn25 werden nur zwei Varianten mit den Verhältnissen von 1 (10 mm zu 10 mm) und 0,67 (8 mm zu 12 mm) vergossen, da Substratplatten mit einer Dicke von 14 mm nicht verfügbar sind. Die Abbildung 3-11 gibt einen Überblick der jeweils abgegossenen Verbundgussplatten.

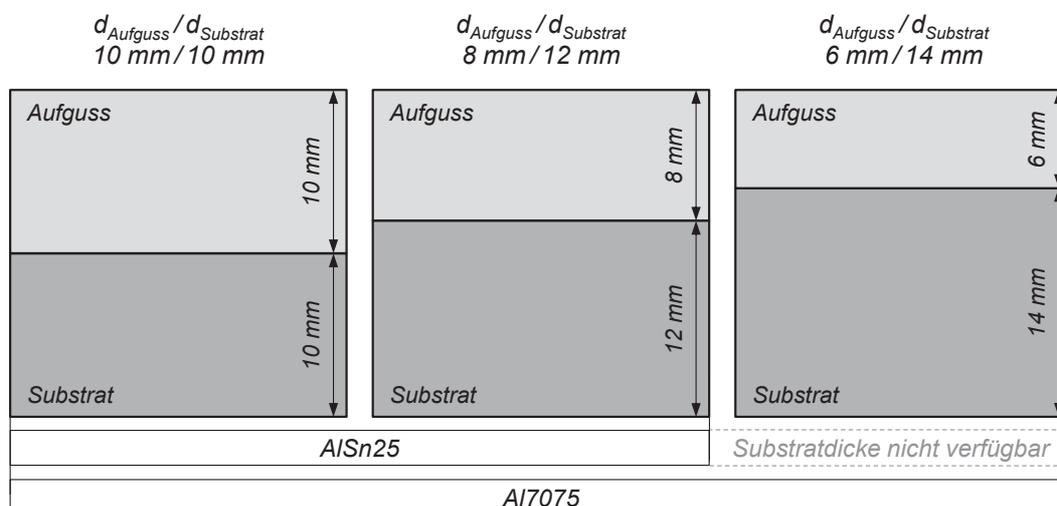


Abbildung 3-11: Variation der Schichtdickenverhältnisse von Aufguss zu Substrat.

3.2.3.4 Substratoberflächen

Untersucht wird der Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit der Substratplatte auf die Verbundbildung und Verbundqualität. Es werden Substratplatten mit fünf unterschiedlichen Oberflächenmodifikationen hergestellt, die sich sowohl in den Rauheitsmittenwerten R_a und R_z als auch im Fertigungsprozess voneinander unterscheiden. Darunter sind eine gewalzte, zwei Varianten einer sandgestrahlten, eine gebürstete sowie eine Oberfläche mit eingefrästen Strukturen. Das verwendete Legierungssystem der Substratplatten beschränkt sich dabei auf Al7075. Das Sandstrahlen sowie Einfräsen von Strukturen soll zu einer effektiven Vergrößerung der Substratoberfläche führen, wodurch ein erhöhter Energieeintrag von der Aufgusslegierung in die Substratplatte erreicht und somit das lokale Aufschmelzen der Substratplatte an der Oberfläche erleichtert wird. Des Weiteren soll mit jeder Modifikation, insbesondere beim Strahlen und Bürsten der Oberfläche, die anhaftende Oxidhaut aufgerissen werden um beim Gießvorgang leichter von der Substratoberfläche gelöst werden zu können. Modifiziert wird nur die Aufgussfläche der Substratplatte, die weiteren Flächen verbleiben in gefräster Form der Referenzplatte. Die verwendeten Charakterisierungsmethoden der Oberflächen sind im anschließenden Kapitel 3.3 erläutert.

Gewalzte Substratoberfläche: Die gewalzte Platte, deren Oberflächentopographie in Abbildung 3-12 gezeigt ist, unterscheidet sich in den Rauheitswerten, mit R_a von $0,5 \mu\text{m}$ und R_z von $2,8 \mu\text{m}$, nur geringfügig von der gefrästen Struktur.

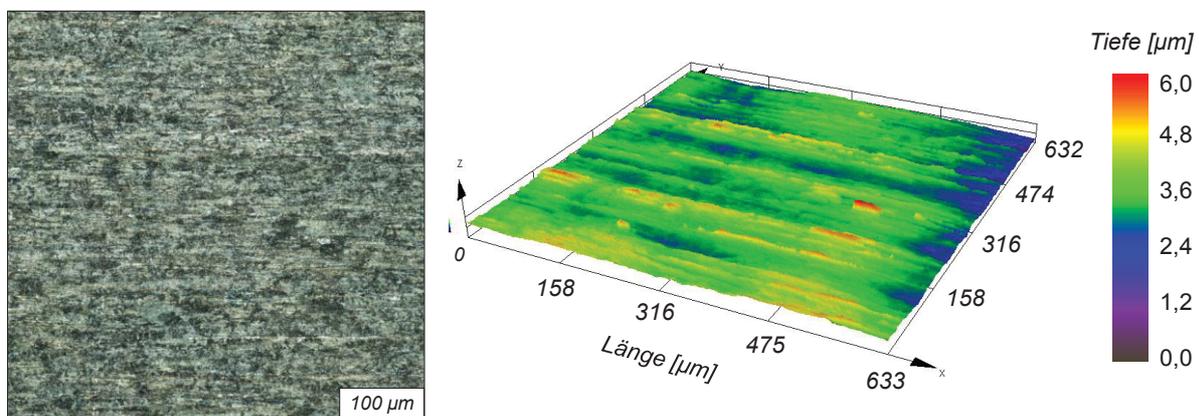


Abbildung 3-12: Oberflächencharakterisierung der gewalzten Substratplatte mit $R_a = 0,5 \mu\text{m}$ und $R_z = 2,8 \mu\text{m}$.

Das Gefüge unterhalb der Walzoberfläche zeigt jedoch eine ausgeprägte Walztextur und differenziert sich somit von der Gefügeausprägung der gefrästen Platte deutlich. Abbildung 3-13 zeigt den direkten Vergleich des Gefüges der gewalzten und gefrästen Substratplatte unterhalb der Oberfläche. Des Weiteren beeinflusst der Walzprozess mit den prozessbedingt hohen Temperaturen die Oxidschicht an der Substratoberfläche, die sich somit von der gefrästen Form unterscheidet.

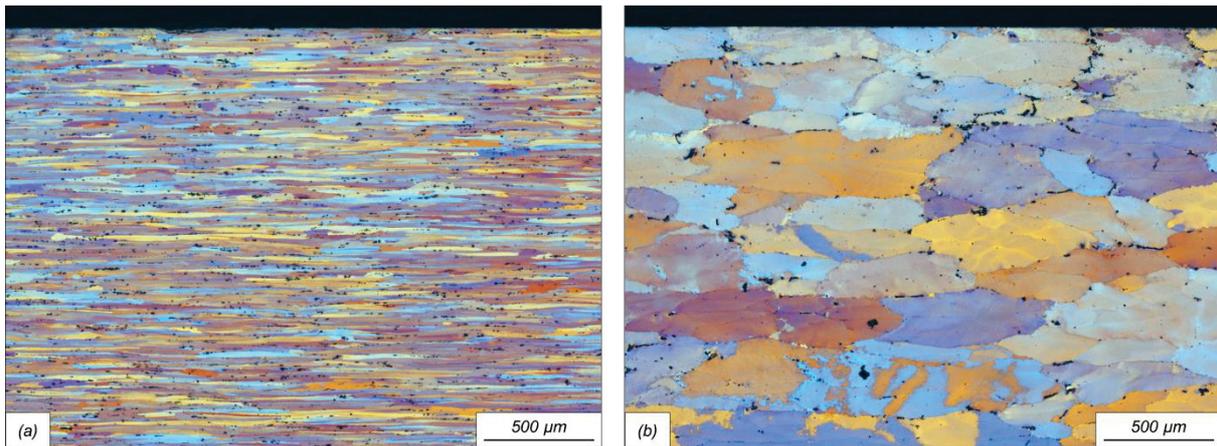


Abbildung 3-13: Lichtmikroskopische Gefügebildungen der gewalzten (a) und geätzten (b) Substratplatte aus Al7075 im geätzten Zustand.

Gebürstete Substratoberfläche: Mit dem mechanischen Bürsten wird das Ziel verfolgt, die Oxidschicht an der Oberfläche aufzureißen und teilweise zu entfernen sowie die Oberfläche von etwaigen Verunreinigungen zu befreien [70]. Des Weiteren wird die Oberfläche mechanisch verformt, wobei sich die Schleifriefen, die in beiden Bildern der Abbildung 3-14 gut zu sehen sind, in Gießrichtung befinden. Die Rauheitswerte R_a und R_z liegen bei $2,2 \mu\text{m}$ und $18,9 \mu\text{m}$. Das verwendete Bürstenrad hat einen Durchmesser von 100 mm mit 1,27 mm starken Drahtborsten und rotiert mit etwa 2500 U/min.

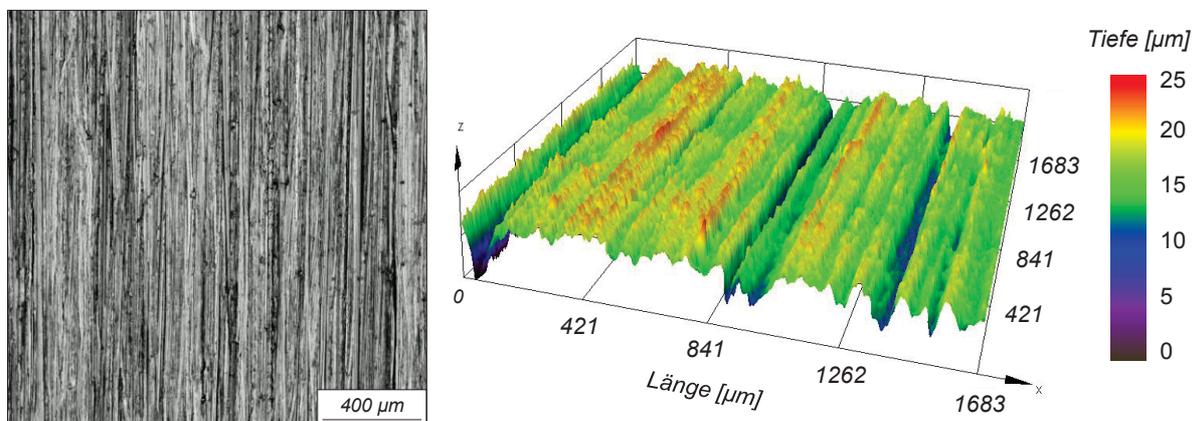


Abbildung 3-14: Oberflächencharakterisierung der gebürsteten Substratplatte mit $R_a = 2,2 \mu\text{m}$ und $R_z = 18,9 \mu\text{m}$.

Fein gestrahlte Substratoberfläche: Auch beim Sandstrahlen der Oberfläche soll die anhaftende Oxidschicht aufgebrochen und deren Struktur gestört werden sowie eine effektive Vergrößerung der Oberfläche erreicht werden. Es werden zwei Modifikationen der gestrahlten Oberfläche vergossen, die sich in den Rauheitskennwerten deutlich unterscheiden. Abbildung 3-15 und Abbildung 3-16 zeigen die Draufsicht und die Falschfarbendarstellung der Topografie der jeweiligen Variante. Die Bezeichnung „fein gestrahlt“ und „grob gestrahlt“ bezieht sich dabei auf die Größe des verwendeten

Strahlgutes. Für die Herstellung der „feinen“ Oberfläche wird Strahlkorund mit einem Partikeldurchmesser zwischen 250 μm und 500 μm verwendet, der in einem Abstand von 200 mm mit einem Druck von 6 bar auf die Substratoberfläche geschossen wird. Damit lässt sich eine gleichmäßig aufgeraute Oberfläche mit Rauheitswerten von 4,8 μm (R_a) und 35,0 μm (R_z) erzeugen.

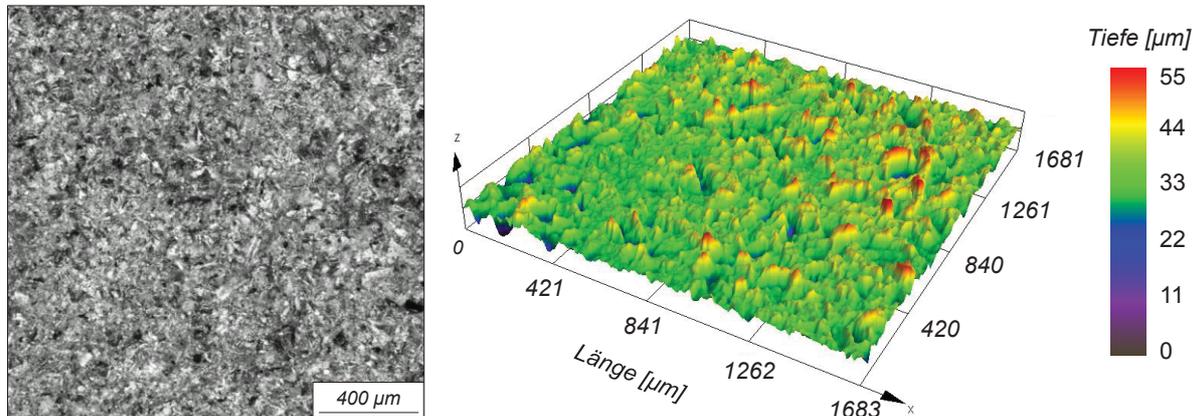


Abbildung 3-15: Oberflächencharakterisierung der fein gestrahlten Substratplatte mit $R_a = 4,8 \mu\text{m}$ und $R_z = 35,0 \mu\text{m}$.

Grob gestrahlte Substratoberfläche: Die „grob gestrahlte“ Oberfläche wird mit einem Strahlmittel auf Basis mit von Gusseisen mit Partikeldurchmesser zwischen 1,0 mm und 1,6 mm hergestellt. Der verwendete Strahldruck von 6 bar und der Abstand der Düse von 200 mm wurde beibehalten. Die Oberflächentopographie zeigt vereinzelt sehr tiefe Eindrücke, die im Umfang dem Durchmesser des Strahlgutes entsprechen. Die Rauheitskennwerte unterscheiden sich mit einem R_a -Wert von 7,0 μm und einem R_z -Wert von 63,1 μm deutlich von der fein gestrahlten Oberfläche.

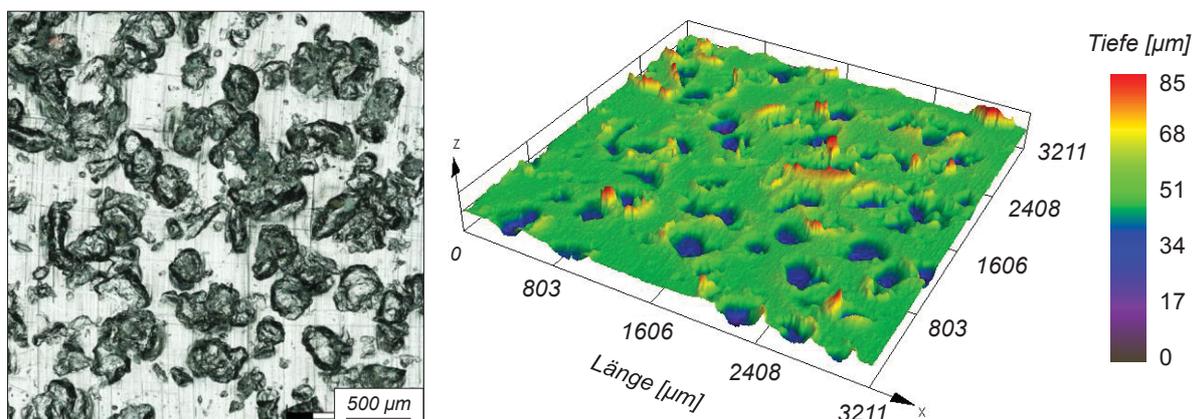


Abbildung 3-16: Oberflächencharakterisierung der grob gestrahlten Substratplatte mit $R_a = 7,0 \mu\text{m}$ und $R_z = 63,1 \mu\text{m}$.

Eingefräste Strukturen: Bei dieser Oberflächenmodifikation steht die Oberflächenvergrößerung im Vordergrund. Mit regelmäßig eingefrästen Strukturen in Gießrichtung über die gesamte Platte wird eine Verdoppelung der effektiven Substratoberfläche erreicht. Die Fräsbreite, die Frästiefe und der Abstand der Fräsbahnen untereinander beträgt jeweils 1 mm. Die Fräsmäße sind auch in Abbildung 3-17 anhand eines Ausschnittes einer Substratplatte skizziert.

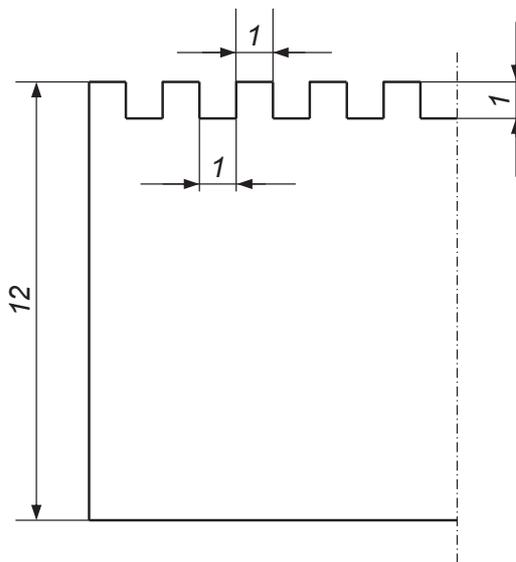


Abbildung 3-17: Ausschnitt einer Substratplatte mit eingefräster Struktur mit Blick in Gießrichtung.

Die Frässtruktur und die Frästiefe sind auch in der Abbildung 3-18 gut anhand der Falschfarbendarstellung sichtbar. Die angegebenen Rauheitswerte beziehen sich dabei nicht auf die Fräsoberfläche sondern auf die Einfräsen. Da es sich um eine regelmäßige Struktur mit einer Tiefe von 1 mm handelt, ergeben sich ein R_a -Wert von $425 \mu\text{m}$ und ein R_z -Wert von $1049 \mu\text{m}$.

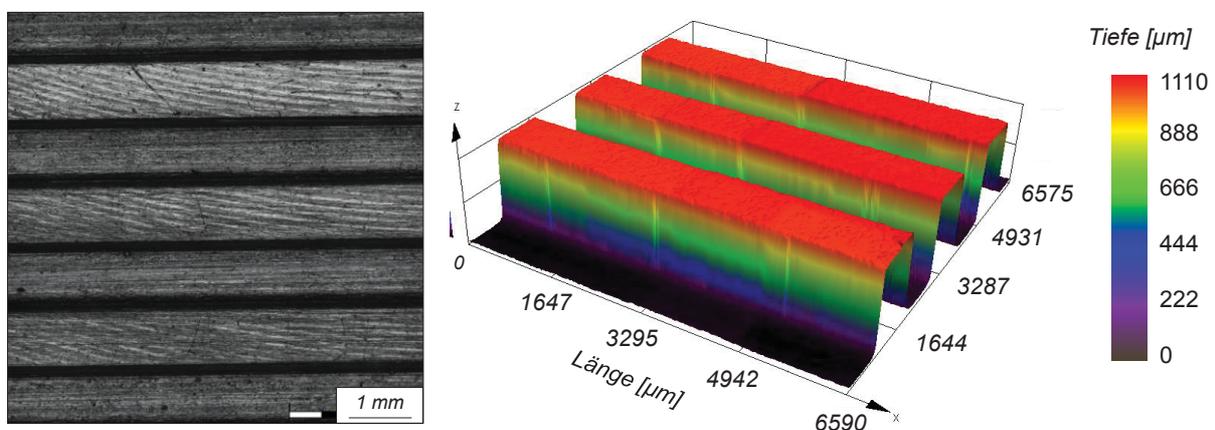


Abbildung 3-18: Oberflächencharakterisierung der Substratplatte mit eingefräster Struktur mit $R_a = 425 \mu\text{m}$ und $R_z = 1049 \mu\text{m}$.

In Tabelle 3-8 sind die arithmetischen und geometrischen Mittenrauheitswerte R_a und R_z für alle abgegossenen Oberflächenmodifikationen vergleichend zusammengefasst. Die niedrigsten Rauheitswerte zeigt die gefräste Oberfläche mit ansteigenden Werten hin zur grob gestrahlten Oberfläche. Die Werte der strukturierten Oberfläche entsprechen nicht der Oberflächenrauheit sondern ergeben sich aus den geometrischen Gegebenheiten der Frässtrukturen.

Tabelle 3-8: Arithmetische und geometrische Mittenrauheitswerte R_a und R_z aller Oberflächenmodifikationen im Vergleich

Oberflächenmodifikation	R_a [μm]	R_z [μm]
<i>gefräste Oberfläche</i>	0,2	1,6
<i>gewalzte Oberfläche</i>	0,5	2,8
<i>gebürstete Oberfläche</i>	2,2	18,9
<i>fein gestrahlte Oberfläche</i>	4,8	35,0
<i>grob gestrahlte Oberfläche</i>	7,0	63,1
<i>strukturierte Oberfläche</i>	424	1048

3.3 Mess- und Charakterisierungsmethoden

Zur Charakterisierung der der Substrat- und Aufgusslegierung vor dem Aufgießprozess sowie der abgegossenen Verbundgussplatten werden verschiedene experimentelle Methoden verwendet.

3.3.1 Probenpräparation

Für die lichtmikroskopische Untersuchung der Verbundproben werden diese nach dem Kalteinbetten (CitoPress-30, Firma Struers GmbH, Willich, Deutschland) mit Schleifpapier der Körnung 80, 220, 500 und 1200 geschliffen und anschließend mit einer 3 μm Diamantsuspension und einer oxydischen Poliersuspension (OPS) poliert.

Um den Kornaufbau eines Schichtverbundes sichtbar zu machen, werden die Proben einer anodischen Ätzung nach Barker (10 ml HBF_4 [35%ig] + 200 ml H_2O) unterzogen. Dabei wird die geschliffene und polierte Probe als Anode und ein Edelstahlblech als Kathode mit einer Gleichspannungsquelle mit einer Spannung zwischen 16 und 24 V verbunden und für 2 Minuten in die Tetrafluoroborsäure getaucht. Dabei bildet sich eine galvanische Schicht auf der Probenoberfläche, deren Dicke je nach Kornorientierung variiert. Verwendet wird ein Ätzgerät (Firma ATM Kristall 620) mit einer externen Elektrolytzelle. Anschließend lassen sich im Lichtmikroskop unter polarisiertem Licht die einzelnen Körner gut unterscheiden [71].

3.3.2 Lichtmikroskopie

Der Gefügeaufbau und die Verbundqualität einer Verbundgussprobe werden mithilfe der Auflichtmikroskopie auf mikroskopischer Ebene sichtbar gemacht. Die Vergrößerung wird dabei über eine Anordnung von optischen Linsen erreicht. Das Objektiv ist der Probe zugewandt und erzeugt in einem bestimmten Abstand ein vergrößertes, reelles Zwischenbild. Das dem Auge zugewandte Okular funktioniert wie eine Lupe und projiziert das Zwischenbild virtuell vergrößert auf die Netzhaut des Auges [72]. Das Produkt der Vergrößerung von Objektiv und Okular ergibt die Gesamtvergrößerung. Die sichtbare Qualität des zu vergrößernden Objektes hängt dabei jedoch ausschließlich von der Qualität des Zwischenbildes und somit von der Auflösung und damit der numerischen Apertur (NA) des Objektivs ab [73]. Je höher die numerische Apertur eines Objektivs ist, desto größer ist das Auflösungsvermögen. Das Abbe-Limit (d) definiert die maximal erreichbare theoretische Auflösung von punktförmigen idealen Objekten und errechnet sich nach der Formel [71]

$$d = \frac{\lambda}{2 NA} , \quad (3-1)$$

λ *Wellenlänge des Lichtes (bei 550 nm ist das menschliche Auge am empfindlichsten),*

NA *Numerische Apertur des Objektivs).*

Mit einem Objektiv mit einer numerischen Apertur von 0,90 wird demnach eine theoretische Auflösung von 0,3 μm erreicht. Unter realen Bedingungen können Strukturen bis zu einer Größe von etwa 0,5 μm aufgelöst werden. Für die lichtmikroskopischen Aufnahmen wird ein Auflichtmikroskop (Typ BX51, Firma Olympus K.K., Tokio, Japan) mit einer Olympus DP27 Kamera mit fünf Megapixel verwendet. Es stehen Objektive mit 2-facher ($NA=0,08$), 5-facher ($NA=0,15$), 10-facher ($NA=0,30$), 20-facher ($NA=0,46$), 50-facher ($NA=0,80$) und 100-facher ($NA=0,90$) Vergrößerung zur Verfügung. Mit einem Okular mit 10-facher Vergrößerung wird ein Vergrößerungsfaktor von 1000 erreicht. Für großflächige Schliffaufnahmen steht ein Mikroskop (Typ BX60M, Firma Olympus K.K., Tokio, Japan) mit einem in die x- und y-Richtung automatisch verfahrbaren Probentisch (Typ SCAN100x80, Firma Märzhäuser Wetzlar GmbH & Co. KG, Wetzlar, Deutschland) zur Verfügung. Die geometrischen Schliffauswertungen erfolgen mit der Software Olympus Stream in der Version 2.1.

3.3.3 Mikrohärtemessung

Die Mikrohärtemessung ermöglicht aufgrund der geringen Prüfkraft einen Härteverlauf mit sehr hoher geometrischer Auflösung quer zur Verbundgrenzfläche zu erstellen. Die Messung wird entsprechend der Norm DIN EN ISO 6507-1 [74] durchgeführt. Dabei wird ein

pyramidenförmiger Diamantkegel mit quadratischer Grundfläche und einem Flächenwinkel von 136° in die Probenoberfläche mit einer Prüfkraft von 0,05 N gedrückt. Die Diagonalen d_1 und d_2 des dabei entstandenen Eindrucks werden vermessen und gemittelt. Die Härte nach Vickers (HV) berechnet sich anschließend nach folgender Formel:

$$HV = 0,102 \frac{2 F \sin \frac{136^\circ}{2}}{\frac{(d_1 + d_2)}{2}} \approx 0,1891 \frac{F}{d^2} , \quad (3-2)$$

(F Prüfkraft,

d *Arithmetischer Mittelwert der beiden Diagonalenlängen d_1 und d_2 in mm).*

Der Abstand zwischen den einzelnen Messeindrücken muss mindestens das 1,5-fache der mittleren Diagonalenlänge betragen. Verwendet wird das Mikrohärtemessgerät MHT4 der Firma Anton Paar GmbH, Graz, Österreich in Kombination mit dem Auflichtmikroskop BX60M der Firma Olympus und der Software Olympus Stream.

3.3.4 Oberflächencharakterisierung

Für die Charakterisierung der Substratoberflächen werden ein mechanisches und ein optisches Messsystem verwendet. Das mechanische System besteht aus dem Tastschnittgerät SURFTEST SJ-301 der Firma Mitutoyo Corporation, Kawasaki, Japan, mit dem die Rauheitskennwerte R_a und R_z ermittelt werden. Das optischen Messsystem DSX510 der Firma Olympus K.K., Tokio, Japan liefert dreidimensionale Aufnahmen der Oberflächenstruktur, deren Höhenunterschiede in einer Falschfarbendarstellung sichtbar werden.

3.3.5 Nasschemische Analyse

Die quantitative Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Aufguss- und Substratlegierungen erfolgt nasschemisch mittels ICP-OES Methode (inductively coupled plasma-optical emission spectroscopy). Mit diesem Verfahren kann die Zusammensetzung von Aluminiumlegierungen sehr genau gemessen werden. Dabei werden etwa 0,2 g Bohrspäne aus der Probe entnommen und anschließend mittels Säureaufschlussverfahren aufgelöst. Die Flüssigkeit wird zerstäubt und die Ionen mit einem Argon-Plasma (etwa 10.000 K) zur optischen Emission angeregt. Das emittierte Licht wird mit einem Polychromator aufgespalten und die Intensität der jeweiligen elementspezifischer Wellenlängen mit einem Detektor detektiert [75]. Verwendet wird ein Gerät vom Typ Vista MPX der Firma Varian Inc., Kalifornien, USA.

3.3.6 Unterdruckdichtemessung

Mit der Unterdruck-Dichteprüfung wird die Schmelzequalität hinsichtlich des gelösten Wasserstoffs in der flüssigen Schmelze untersucht. Mit dieser Methode wird der Wasserstoffgehalt nicht direkt gemessen sondern ein Dichte-Index Wert bestimmt, der einen Rückschluss auf die Wasserstoffkonzentration zulässt. Dabei werden zwei geschlichtete und vorgewärmte Stahlriegel mit jeweils etwa 80 g Schmelze möglichst turbulenzarm gefüllt. Eine Probe erstarrt unter atmosphärischem Druck, die andere bei einem Absolutdruck von 80 mbar. Aufgrund des reduzierten Drucks scheidet sich mit Beginn der Erstarrung wesentlich mehr gelöster Wasserstoff aus der Probe aus als bei jener unter atmosphärischem Druck erstarrten Probe. Die sich daraus ergebenden Dichteunterschiede der beiden Proben werden zur Bestimmung des Dichte-Index genutzt. Die Dichtemessung der Proben erfolgt nach dem archimedischen Prinzip, bei dem das Volumen eines Körpers über die verdrängte Wassermenge in einem Wasserbad bestimmt wird. Der Dichte-Index (DI) berechnet sich nach der Formel [76]:

$$DI = \frac{(\rho_{ATM} - \rho_{UD}) 100}{\rho_{ATM}}, \quad (3-3)$$

ρ_{ATM} *Dichte bei Atmosphärendruck,*

ρ_{UD} *Dichte bei reduziertem Druck).*

3.3.7 Thermophysikalische Charakterisierungsverfahren

Für die thermophysikalische Charakterisierung werden eine Archimedische Waage, ein Schubstangendilatometer, ein Differenz-Wärmestrom-Kalorimeter sowie eine Laser-Flash-Anlage verwendet. Die zu ermittelnden Daten sind die temperaturabhängige Dichte, Wärmekapazität und Temperaturleitfähigkeit, jeweils bis in den flüssigen Temperaturbereich der Legierung, sowie die Schmelz- und Erstarrungstemperatur und die entsprechende latente Wärme.

3.3.7.1 Dichte

Die Messung der thermischen Ausdehnung als Funktion der Temperatur erfolgt mit einem Schubstangendilatometer. Dabei wird eine stabförmige Probe auf einem keramischen Probeträger aus Al_2O_3 positioniert und mit einem Widerstandsofen aufgeheizt. Die thermische Dehnung des Probekörpers wird auf eine keramische Schubstange übertragen und die Verschiebung über einen induktiven Wegaufnehmer (LVDT) gemessen. Da der Ofen auch Teile des Probenträgers und der Schubstange umhüllt, dehnen sich auch diese mit

steigender Temperatur aus und die Dehnung der Probe wird nur relativ zur Messeinrichtung gemessen. Um absolute Dehnungswerte zu erhalten wird die Dehnung der Messeinrichtung über eine Referenzmessung mit einem Material bekannter thermischer Dehnung bestimmt und dem Messwert der Probe wie in Formel (3-4) addiert:

$$\Delta l = \Delta l_{Probe (gemessen)} + (\Delta l_{Ref} - \Delta l_{Ref (gemessen)}) , \quad (3-4)$$

- $(\Delta l$ *absolute Dehnung der Probe,*
 $\Delta l_{Probe (gemessen)}$ *relative Dehnung der Probe,*
 Δl_{Ref} *Bekannte Dehnung des Referenzmaterials,*
 $\Delta l_{Ref (gemessen)}$ *Relative Dehnung des Referenzmaterials).*

Die Proben haben einen Durchmesser von 6 mm und eine Länge von 25 mm. Während der Messung wird der Probenraum des Schubstangendilatometers (Typ 402 E, Firma NETZSCH-Gerätebau GmbH, Selb, Deutschland) mit Schutzgas durchflutet (Ar 99,999%) um chemische Reaktionen mit dem Luftsauerstoff bei erhöhten Temperaturen zu vermeiden. Mit der ermittelten thermischen Dehnung des Werkstoffes und der mit einer Archimedischen Waage (ED224s, Firma Sartorius AG, Göttingen, Deutschland) bestimmten Dichte bei Raumtemperatur wird die Dichte bei erhöhten Temperaturen berechnet nach:

$$\rho(T) = \rho_0 \left(\frac{1}{\left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right)^3} \right) , \quad (3-5)$$

- $(\rho(T)$ *Dichte in Abhängigkeit der Temperatur,*
 ρ_0 *Dichte bei Raumtemperatur,*
 Δl *absolute Dehnung der Probe,*
 l_0 *Ausgangslänge der Probe bei Raumtemperatur).*

Mit einem speziellen Probeträger, der in Abbildung 3-19 skizziert ist, kann die Dichte des Werkstoffes nicht nur im festen, sondern auch im flüssigen Zustand gemessen werden. Die Probe mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Länge von 12 mm wird in einem Graphitcontainer positioniert und mit passgenauen, jedoch beweglichen Graphitstempeln verschlossen. In diesem Zustand füllt die Probe den Container nicht vollständig aus. Erst mit dem Schmelzen und Zusammenbrechen der Probe füllt diese den gesamten Innendurchmesser des Graphitcontainers aus [77].

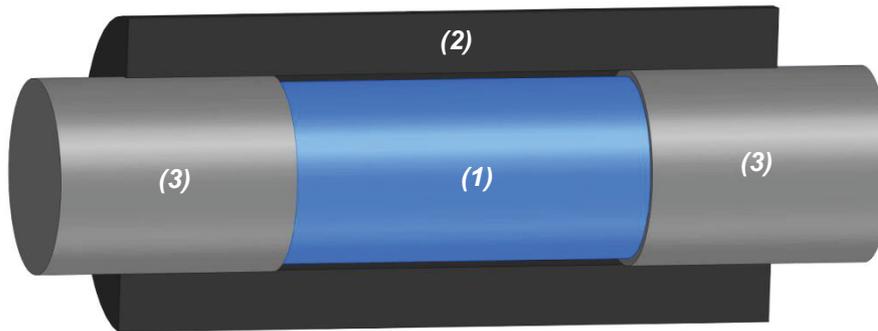


Abbildung 3-19: Probenhalter zur Messung der thermischen Ausdehnung bis in den schmelzflüssigen Temperaturbereich mit (1) Probe, (2) Container aus Graphit und (3) Stempel aus Graphit.

Im flüssigen Zustand füllt die Probe den bekannten Innendurchmesser des Containers vollständig aus und die Dichte wird über die Volumendehnung nach folgender Formel berechnet:

$$\rho(T) = \frac{m}{V(T)} = \frac{4 m_0}{(\pi (l_0 + \Delta l) [d_0 (1 + \Delta d)]^2)}, \quad (3-6)$$

- $\rho(T)$ Dichte in Abhängigkeit der Temperatur,
 m_0 Masse der Probe bei Raumtemperatur,
 l_0 Ausgangslänge der Probe bei Raumtemperatur,
 Δl absolute Dehnung der Probe,
 d_0 Innenausgangsdurchmesser des Containers,
 Δd radiale Ausdehnung des Containers).

Ein schematischer Verlauf der Dichtewerte während eines Aufheiz- und Abkühlvorganges ist in Diagramm 3-3 dargestellt. Im festen Zustand der Probe wird die Dichte über die lineare thermische Dehnung nach der Formel (3-5) bestimmt. Bei Erreichen der Solidustemperatur beginnt die Probe zu erweichen und unter dem geringen Druck der Schubstange mechanisch zusammenzubrechen. Das Zusammenfallen der Probe führt zu einem scheinbaren Dichteanstieg, bis der Probencontainer (Abbildung 3-19) vollständig ausgefüllt ist und die Dichte nunmehr über die Volumendehnung mit der Formel (3-6) berechnet wird. Da sich, wie in Diagramm 3-3 zu sehen ist, im Temperaturbereich vom Beginn bis zum vollständigen Zusammenbrechen der Probe keine Dichtewerte ermitteln lassen, müssen diese entsprechend dem Verlauf des Festphasenanteils interpoliert werden. Die gestrichelte Linie kennzeichnet die Dichte während des Abkühlvorganges, die im flüssigen Bereich im Wesentlichen der Dichte beim Aufheizvorgang folgt. Unterhalb der Liquidustemperatur zeigt

die Messung eine geringe Unterkühlung der Schmelze, bevor die Erstarrung und der damit einhergehende Dichtesprung einsetzen. Ab einer bestimmten Temperatur im Zweiphasengebiet ist die Probe nicht mehr fließfähig, womit auch das Ende der makroskopischen Speisung gegeben ist.

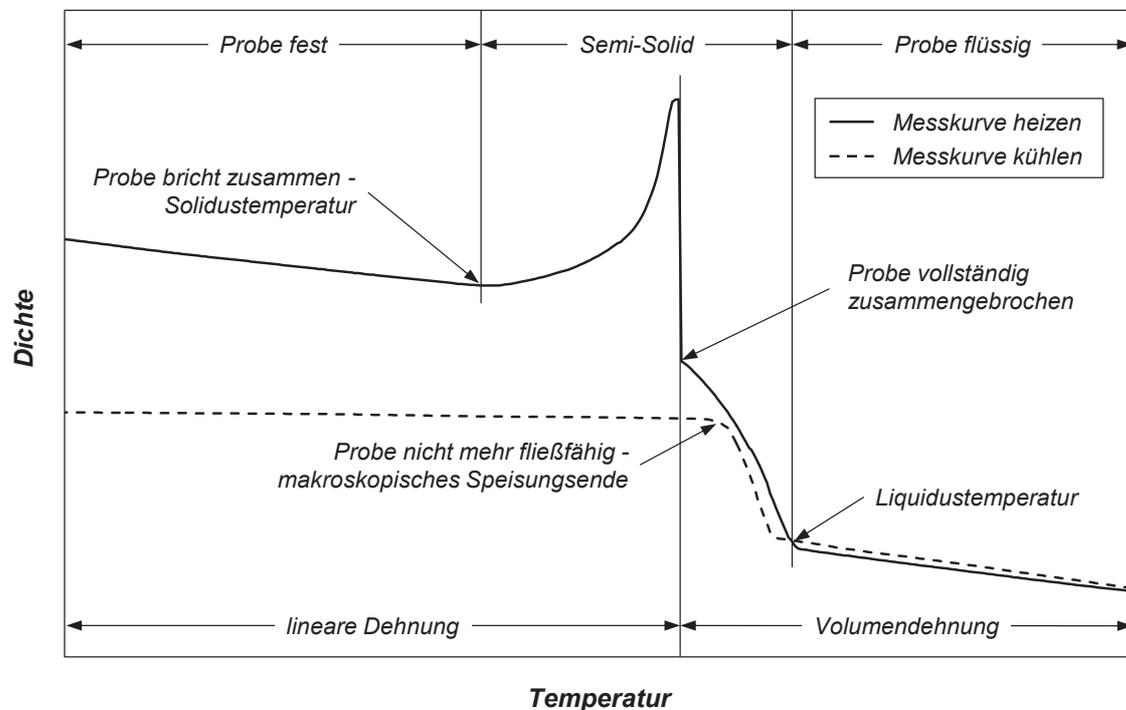


Diagramm 3-3: Schematischer Verlauf der Dichtewerte während eines Aufheiz- und Abkühlvorganges.

Zur Überprüfung der Messanordnung sowie der Auswerteroutine wird eine Messreihe mit Reinaluminium Al99,999 mit bekannter Dichte im festen und flüssigen Zustand durchgeführt und Literaturwerten von Mills [16] und Assael et al. [17] gegenübergestellt. Die Messwerte zeigen mit einer maximalen Abweichung von 0,3% eine gute Übereinstimmung mit diesen.

3.3.7.2 Wärmekapazität, Erstarrungsverlauf und latente Wärme

Mit der Differenz-Wärmestrom-Kalorimetrie werden energetische Vorgänge in einem Werkstoff in Form von Wärmestromdifferenzen zwischen einer Probe und einem Leertiegel gemessen, während diese einem gemeinsamen geregelten Temperaturprogramm unterworfen werden. Gemessen wird eine Temperaturdifferenz zwischen der Probe und dem Leertiegel mit einer definierten Wärmeleitstrecke, sodass die Temperaturdifferenz proportional dem Wärmestrom ist [78]. Als Tiegel dienen meist inerte Platintiegel mit einer geringen Reaktionsfähigkeit auch bei hohen Temperaturen. Während einer Messung wird die gesamte Probenkammer mit Argon (Ar 99,999%) durchflutet, um eine Reaktion der Probe mit dem Luftsauerstoff zu vermeiden. Vor der Messung des Probenmaterials wird eine

Basislinie mit der Messung leerer Probetiegel erstellt, die thermische Asymmetrien des Kalorimeters oder auch Gewichtsunterschiede der Pt-Tiegel ausgleicht. Die Basislinie ist nur für das vorgegebene Temperaturprogramm gültig und wird von den Werten der Probemessung subtrahiert. Der Vergleich der Messung mit einem Referenzmaterial mit bekannter spezifischer Wärmekapazität und bekannter latenter Wärmemenge liefert eine quantitative Charakterisierung des Probenmaterials.

Verwendet wird ein Wärmestrom-Differenz-Kalorimeter vom Typ DSC 404 Pegasus (Firma NETZSCH-Gerätebau GmbH, Selb, Deutschland). Als Referenzmaterial für die Bestimmung der Wärmekapazität wird Saphir verwendet. Die Werte sind den Messwerten eines Standard Referenzmaterials mit der Bezeichnung SRM 720 des National Institute of Standards and Technology entnommen [79]. Als Referenzmaterial für die relative Bestimmung der latenten Wärmemenge dient Reinaluminium Al99,999 [16]. Für die Messung im festen Zustand werden Proben mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Dicke von 1,5 mm in Platintiegeln aufgeheizt, die Messung bis in den flüssigen Zustand erfolgt an Proben mit einem Durchmesser und einer Dicke von jeweils 2 mm in Tiegeln aus Platin mit Aluminiumoxideinlagen.

3.3.7.3 Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit ist ein berechneter Wert, der sich aus den temperaturabhängigen Werten der Temperaturleitfähigkeit, Dichte und Wärmekapazität zusammensetzt und nach folgender Formel berechnet wird:

$$\lambda(T) = \alpha \rho c_p \quad , \quad (3-7)$$

λ	<i>Wärmeleitfähigkeit,</i>
α	<i>ermittelte Temperaturleitfähigkeit,</i>
ρ	<i>ermittelte Dichte,</i>
c_p	<i>ermittelte Wärmekapazität).</i>

Die Messung der Temperaturleitfähigkeit der Aufguss- und Substratwerkstoffe wird mit der Laser-Flash-Methode durchgeführt. Entwickelt wurde dieses Verfahren von Parker et al. [80]. Mittlerweile hat es sich aufgrund der relativ einfachen Messanordnung und einer hohen Messgenauigkeit als Standardmethode zur Messung der Temperaturleitfähigkeit von verschiedensten Werkstoffen etabliert. Bei dem Verfahren wird ein zylindrischer Probenkörper mit einem Durchmesser von 12,55 mm und einer Dicke von 3,00 mm von unten mit einem kurzen Laserimpuls gleichmäßig erhitzt und mit einem Infrarotsensor (InSb) der Temperaturanstieg auf der Probenoberseite über die Zeit detektiert. Die

Temperaturleitfähigkeit kann aus der Funktion der Temperatur über die Zeit berechnet werden. Im idealen Modell ist die Probe vollständig isoliert, der Energieeintrag des Lasers findet gleichmäßig über die gesamte Probenunterseite statt und die einzubringende Energie des Lasers steht schlagartig zur Verfügung [81]. Daher wurden verschiedene mathematische Modelle entwickelt, mit denen unter anderem die Wärmeverluste der Probe, die Form und Länge des Laserpulses sowie ein ungleichmäßiger Energieeintrag berücksichtigt werden [82]–[88]. Der Probenkörper ist von einem Widerstandsofen umgeben, der diese auf eine definierte Temperatur aufheizen und isotherm halten kann, um die Temperaturleitfähigkeit auch bei erhöhten Temperaturen messen zu können. Pro Temperaturstufe werden jeweils 10 Schüsse in einem Abstand von einer Minute gemacht, die konstante Heizrate zwischen den isotherm gehaltenen Temperaturpunkten beträgt 5 K/min. Verwendet wird eine Laser-Flash-Anlage vom Typ LFA 427 (Firma NETZSCH-Gerätebau GmbH, Selb, Deutschland). Eine detailliertere Beschreibung der Laser-Flash-Anlage kann bei Bräuer et al. [89] nachgelesen werden.

Mit einem speziellen Probeträger kann die Temperaturleitfähigkeit nicht nur im festen, sondern auch im flüssigen Zustand gemessen werden. Die Probe, mit einem Durchmesser von 10,85 mm und einer Dicke 1,4 mm, wird in eine Saphirschale eingelegt und mit einem Deckel aus Saphir verschlossen. Die Probendimension ist so gewählt, dass die Probe im flüssigen Zustand den Saphirbehälter vollständig ausfüllt und sich somit kein Hohlraum im Behälter bildet, der das Messergebnis beeinflussen könnte. Der Saphirbehälter wird in einen verschraubbaren Graphitbehälter gesteckt, der auf dem keramischen Probenträger der Laser-Flash-Anlage positioniert wird. In Abbildung 3-20 ist der Aufbau des Probenhalters mit der Probe skizziert. Die Probe für die Flüssigmessung ist mit einer dünnen Graphitschicht überzogen, um einerseits das optische Absorptionsvermögen zu erhöhen und andererseits ein Ankleben der flüssigen Probe am Saphir zu vermeiden. Bei den gemessenen Legierungen AlSn25 und Al7075 wird die Messung im Saphir-Probenträger ab einer Temperatur von 500 °C angewendet.

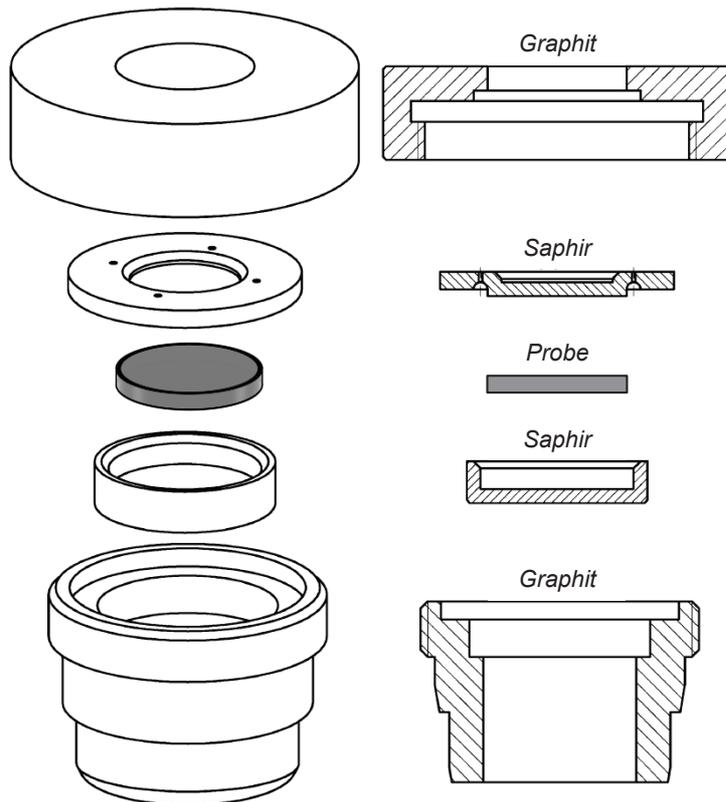


Abbildung 3-20: Probenhalter zur Messung der Temperaturleitfähigkeit bis in den schmelzflüssigen Temperaturbereich [90].

Die Temperaturleitfähigkeit berechnet sich nun aus der Zeit, bis die Temperatur an der Probenoberseite den halben Wert der maximalen Anstiegshöhe erreicht hat, und der Probendicke d . Die folgende Formel leitet sich von der analytischen Temperaturanstiegfunktion ab, die keine Wärmeverluste der Probe und eine unendlich kurze Zeit des Wärmepulses voraussetzt [91], [92]:

$$\alpha = 1,388 \frac{d^2}{t_{1/2}}, \quad (3-8)$$

α Temperaturleitfähigkeit [m^2/s],

d Dicke der Probe,

$t_{1/2}$ Zeitdauer bis zum Erreichen der halben Anstiegshöhe der Temperatur).

Da sich bei Messungen bei erhöhten Temperaturen die Dicke der Probe ändert, wird die nach der Formel (3-8) berechnete Temperaturleitfähigkeit um die thermische Ausdehnung der Probe wie folgt korrigiert:

$$a_{corr} = a_0 \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right)^2, \quad (3-9)$$

a_{corr}	<i>korrigierter Wert der Temperaturleitfähigkeit,</i>
a_0	<i>gemessener Wert der Temperaturleitfähigkeit,</i>
$\Delta l/l_0$	<i>thermische Dehnung bezogen auf Raumtemperatur).</i>

Die Werte der thermischen Ausdehnung für die Substratlegierungen AlSn25 und Al7075 sind den Ergebnissen der Dilatometermessungen entnommen. Die thermische Dehnung der Probe muss auch bei der Flüssigmessung berücksichtigt werden. Da die Probe den Saphirbehälter vollständig ausfüllt, gibt dieser die Probendicke vor und die gemessene Temperaturleitfähigkeit wird um die thermische Dehnung des Saphirs korrigiert. Die Werte der thermischen Ausdehnung des Saphirs sind den Messwerten eines Standard Referenzmaterials mit der Bezeichnung SRM 732 des National Institute of Standards and Technology entnommen [93].

3.4 Bewertungssystem zur optischen Beurteilung der Verbundqualität

Die Qualität der hergestellten Verbunde soll optisch anhand von präparierten Schliffaufnahmen der Verbundzone geprüft und bewertet werden. In der Literatur gibt es verschiedene mechanische Prüfverfahren, mit denen die Haftfestigkeit zwischen der Substrat- und Aufgusschicht ermittelt werden kann. Zu erwähnen sind hier die Scherzugprüfung [10], [94], die Scherdruckprüfung [44], [95], [96] und die Chalmersprüfung [97], [98]. Es ist jedoch keine optische Beurteilung mit einer Einteilung der Verbundqualität von Schichtverbunden bekannt. Daher wurde eine Richtreihe für die Bestimmung von Verbundqualitäten entwickelt und erstellt, mit der ein vorliegender Verbund aufgrund optischer Ausprägungen eingeteilt werden kann. Die Skala reicht von einer fehlenden Verbundbildung bis hin zu einer vollkommenen Durchmischung der Substrat- und Aufgusslegierung. Das Vorgehen bei der optischen Bestimmung eines Verbundes ist im folgenden Kapitel beschrieben.

3.4.1 Entnahmeposition der Schliffproben

Von jeder abgegossenen Verbundgussplatte werden 2 Schliffproben entnommen. Abbildung 3-21 zeigt den Mittelschnitt einer abgegossenen Verbundgussplatte mit den eingezeichneten Schliffpositionen. Grundsätzlich lässt sich eine Verbundgussplatte in drei Bereiche

unterteilen. Der erste Bereich bezeichnet jene Zone, in der die Aufgusschmelze zum Start des Gießvorganges erstmals auf die Substratoberfläche trifft. Aufgrund der Anfahrvorgänge sind vermehrt Schmelzeverwirbelungen möglich, wodurch sich das Verbundgefüge am Plattenanfang vom restlichen Gefüge unterscheiden kann. Daher wird der Bereich bis 40 mm vom Plattenanfang nicht für metallographische Untersuchungen verwendet. Es folgt ein quasikontinuierlicher Gießbereich, in dem vergleichbare thermische Verhältnisse herrschen. Dies zeigen auch die Temperaturmessungen an der Substratoberfläche mit ähnlichen Temperaturverläufen in den Messpositionen TE_1_OF und TE_2_OF in Diagramm 4-7. Aus diesem Bereich werden die Vergleichsproben, mit einer Länge von jeweils 40 mm, herausgetrennt und der metallographischen Schliffpräparation (siehe Kapitel 3.3.1) zugeführt. Der dritte Bereich befindet sich am Plattenende und beginnt mit dem Schließen des Schiebers. Dadurch reduzieren sich der hydrostatische Druck der Schmelze sowie die Schmelztemperatur, was zu einer erheblichen Verschlechterung der Verbundbildung führt.

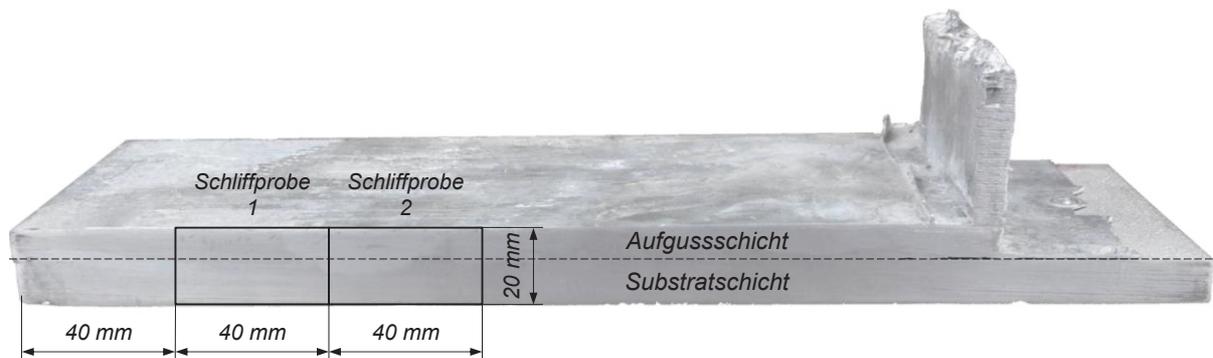


Abbildung 3-21: Mittelschnitt einer Verbundgussplatte mit eingezeichneten Positionen der Schliffproben.

3.4.2 Richtreihe zur optischen Bestimmung der Verbundqualität

Für die optische Bestimmung der Verbundqualität wird der eingebettete Schliff einer Schichtverbundprobe im ungeätzten Zustand verwendet. Da sich in einem Schliff mehrere Verbundqualitäten überlagern können, wird die zu untersuchende Schliffprobe in acht Bereiche entlang der Grenzfläche unterteilt. Das Gefüge jeden Bereiches wird mit den Bildern der Richtreihe, die in den Abbildungen 3-23 bis 3-29 gezeigt sind, verglichen und jeweils einer Qualität zugeordnet. Die Referenzbilder einer Qualitätsstufe in der Richtreihe sind jeweils in 2-facher, 10-facher und 20-facher Vergrößerung aufgenommen. Der Mittelwert der ermittelten Qualitätskennzahlen von Q_1 bis Q_8 entspricht der Verbundqualität Q_V der Schliffprobe. In Abbildung 3-22 ist die Auswertung der Verbundqualität grafisch dargestellt.

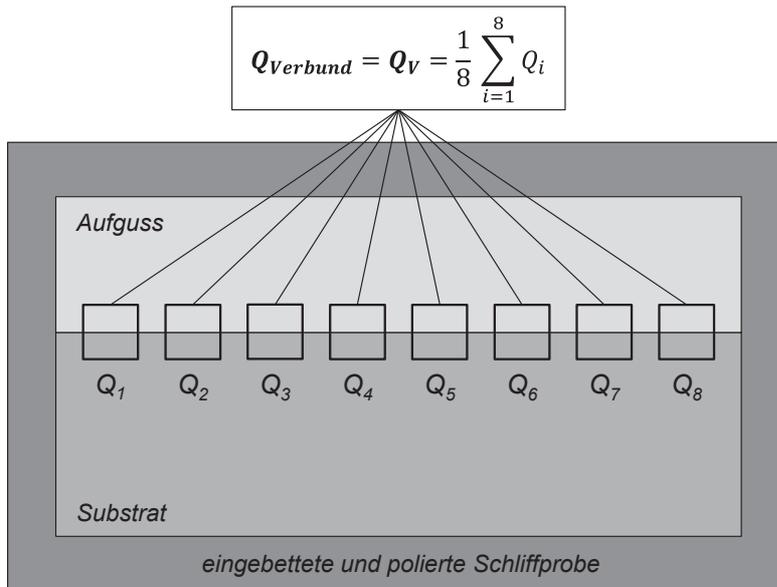


Abbildung 3-22: Optische Bestimmung der Verbundqualität eines Schichtverbundes.

$Q_V = 1$ / Keine Verbundbildung (Abbildung 3-23)

Bei Qualität 1 ist ein makroskopisch sichtbarer Spalt zwischen den Verbundpartnern vorhanden, es hat sich somit weder eine form- noch stoffschlüssige Verbindung gebildet. Diese Qualität entsteht bei unzureichender Benetzung der Aufgusslegierung an der Substratoberfläche. Eine thermische Einflusszone in der Substratschicht ist dennoch sichtbar.

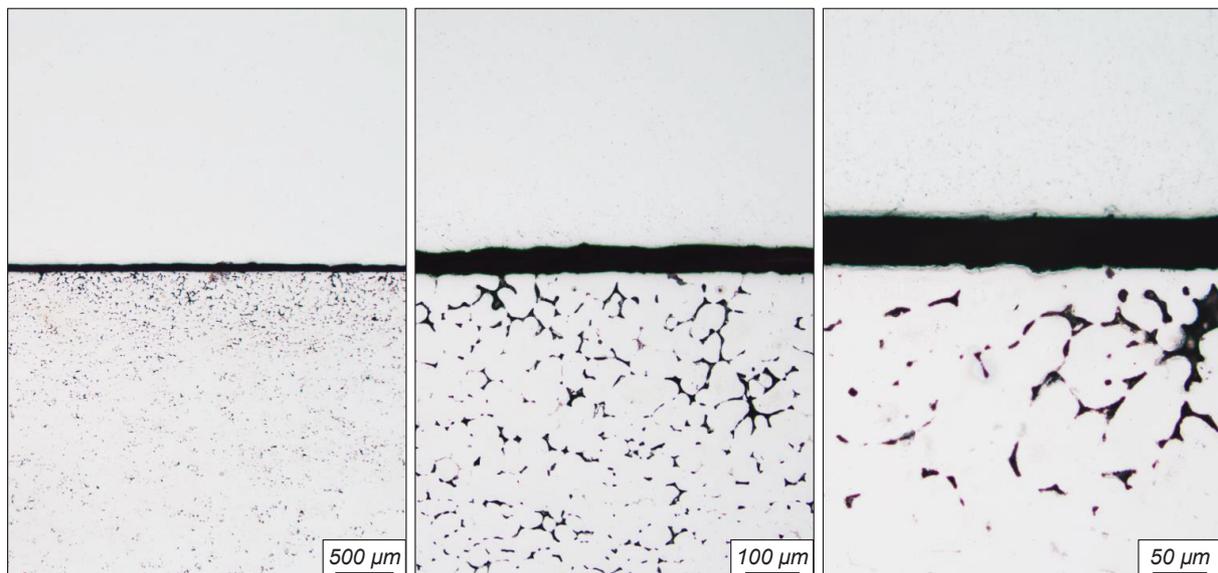


Abbildung 3-23: Verbundqualität $Q_V = 1$ / Keine Verbundbildung.

$Q_V = 2$ / Schlechte Verbundbildung (Abbildung 3-24)

Qualität 2 zeigt einen durchgehenden Riss zwischen den Verbundpartnern, dessen Lage der Substratoberfläche entspricht. Diese Ausprägung deutet auf eine sehr stabile Oxidschicht an der Substratoberfläche hin, die während des Aufgießens nicht von der Oberfläche gelöst und

wegbewegt wurde. Ob die sichtbare Trennung der beiden Schichten bereits während des Aufgießvorganges vorhanden war oder aufgrund innerer Spannungen während der Abkühlphase entstanden ist, lässt sich an den Schliffbildern nicht beurteilen. Ein einfaches Trennen der Verbundschichten ist aufgrund von formschlüssigen Verankerungen und lokalen Diffusionsvorgängen dennoch nicht mehr möglich.

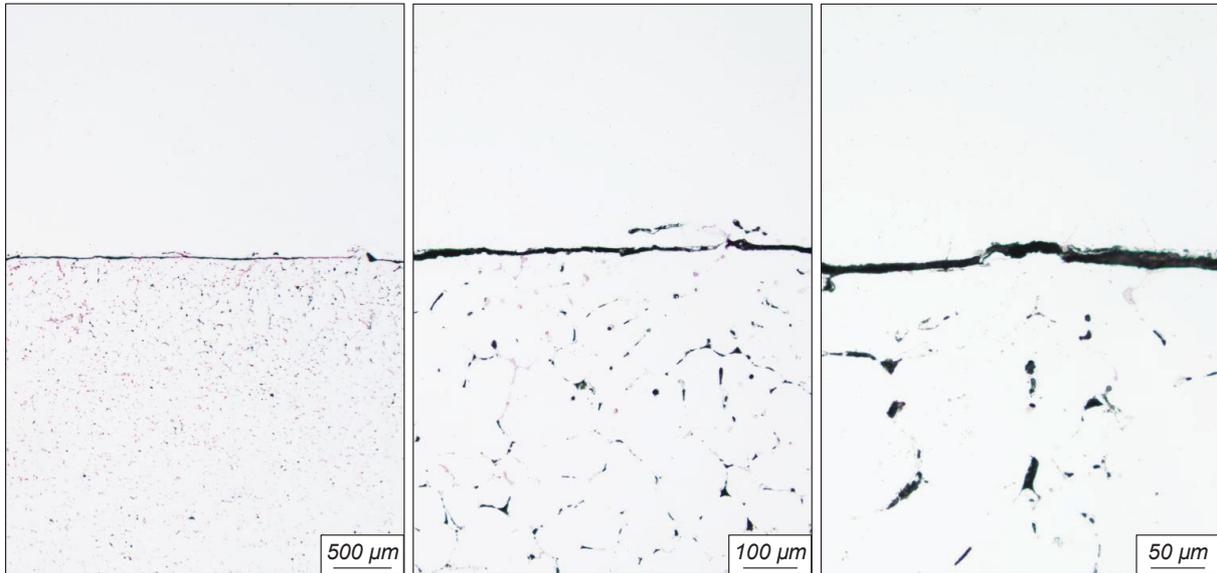


Abbildung 3-24: Verbundqualität $Q_V = 2$ / Schlechte Verbundbildung.

$Q_V = 3$ / Mäßige Verbundbildung (Abbildung 3-25)

An der Grenzfläche, an der sich vermehrt Phasen der Substratlegierung ausscheiden, sind sowohl stoffschlüssig verbundene Bereiche als auch mikroskopisch kleine Risse sichtbar. Das Oxid an der Substratoberfläche scheint sich noch nicht vollständig von der Substratoberfläche gelöst zu haben.

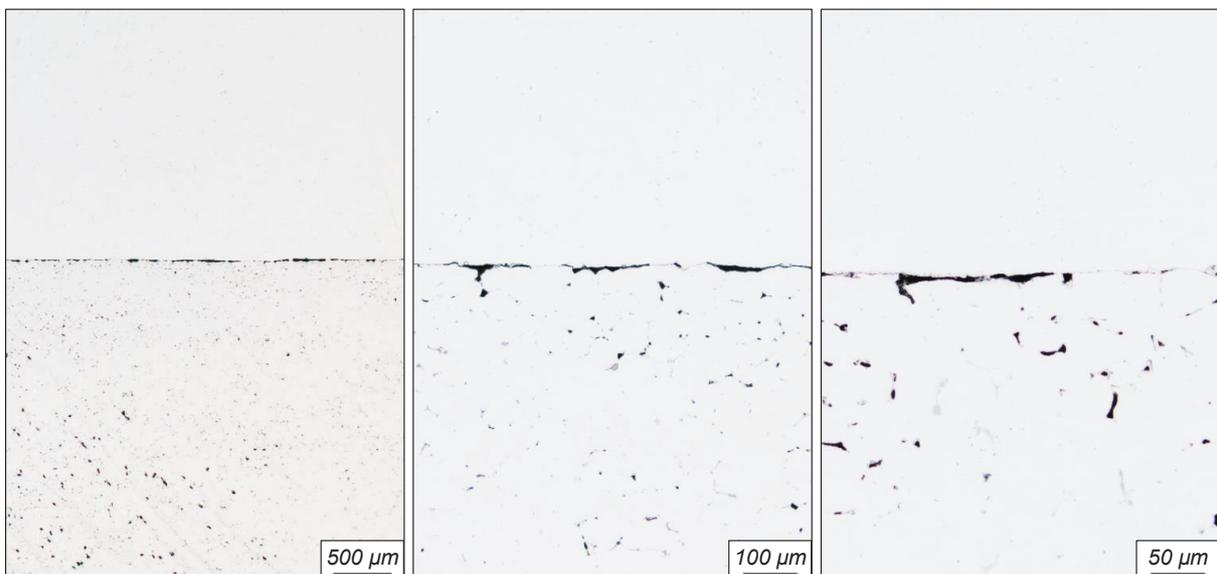


Abbildung 3-25: Verbundqualität $Q_V = 3$ / Mäßige Verbundbildung.

$Q_V = 4$ / Gute Verbundbildung (Abbildung 3-26)

Es sind keine Materialtrennungen aufgrund von mangelhafter Benetzung oder Rissbildung in der Verbundzone mehr vorhanden. Auffällig ist der sehr geradlinige Verlauf der Grenzfläche, an das sich Phasen der Substratlegierung ausscheiden.

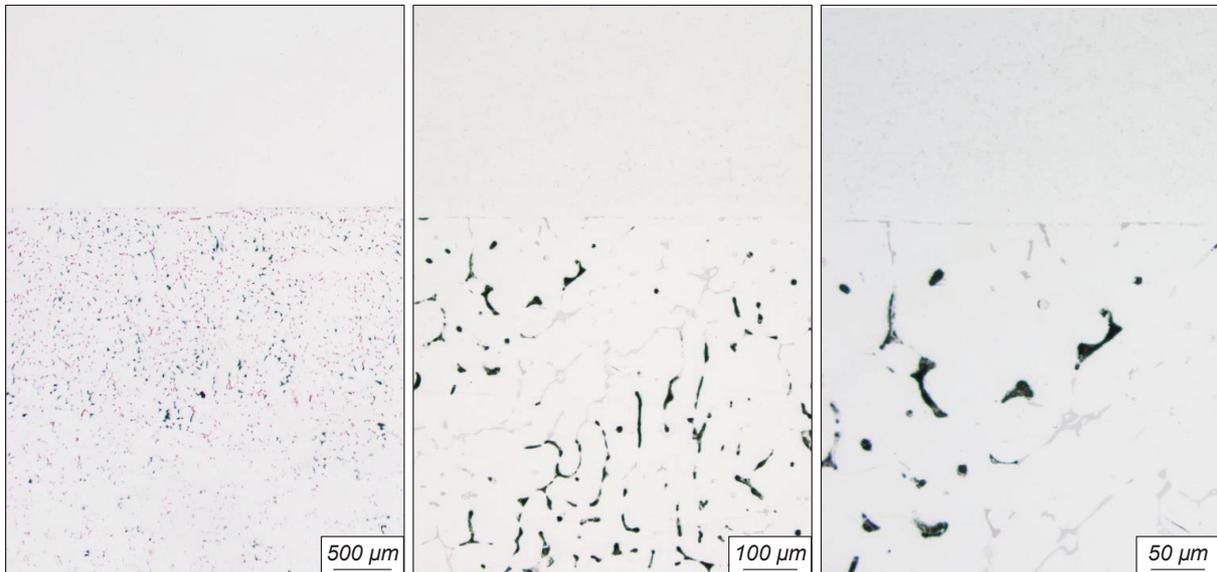


Abbildung 3-26: Verbundqualität $Q_V = 4$ / Gute Verbundbildung.

 $Q_V = 5$ / Perfekte Verbundbildung (Abbildung 3-27)

Qualität 5 entspricht einer perfekten Verbundbildung mit einer räumlich eingeschränkten Vermischung der Substrat- und Aufgusslegierung. Die Grenzfläche verläuft in einer leichten Wellenform, ohne dass sich lokal aufgewirbelte Bereiche bilden. Die Ausscheidungen der Substratlegierung grenzen die beiden Schichten nicht mehr voneinander ab, die ursprüngliche Substratoberfläche ist nicht mehr eindeutig erkennbar.

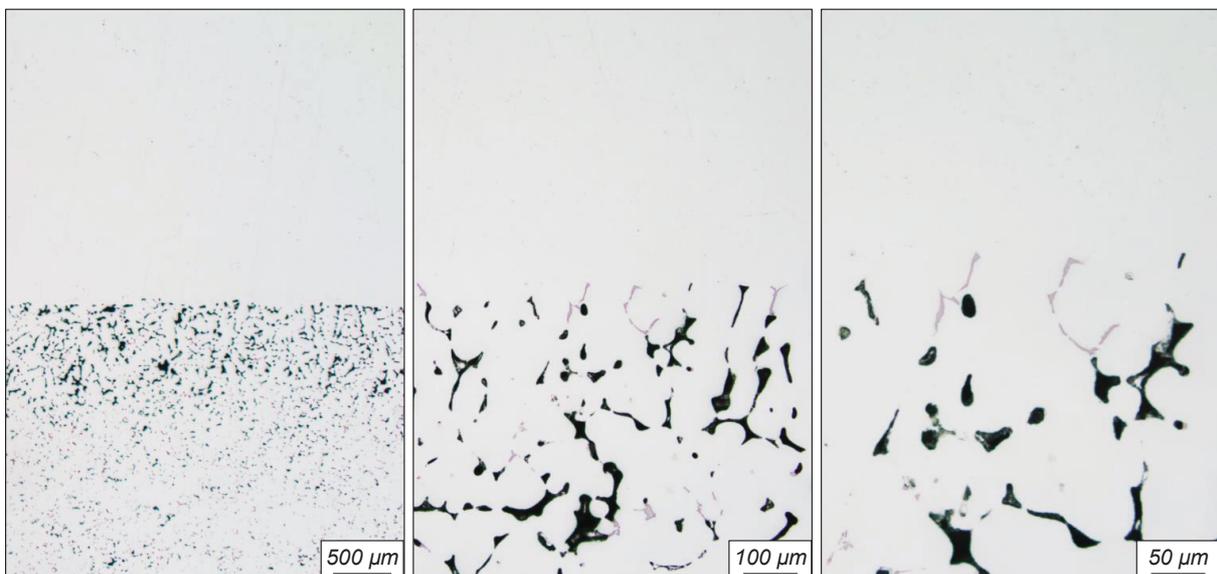


Abbildung 3-27: Verbundqualität $Q_V = 5$ / Perfekte Verbundbildung.

$Q_v = 6$ / Partielle Verwirbelungen (Abbildung 3-28)

Mit steigenden Temperaturen in der Verbundzone und größeren Relativgeschwindigkeiten zwischen Substrat- und Aufgusssschicht bilden sich vermehrt partiell verwirbelte Bereiche von undefinierter Größe. Die ursprüngliche Position der Substratoberfläche ist nicht mehr erkennbar.

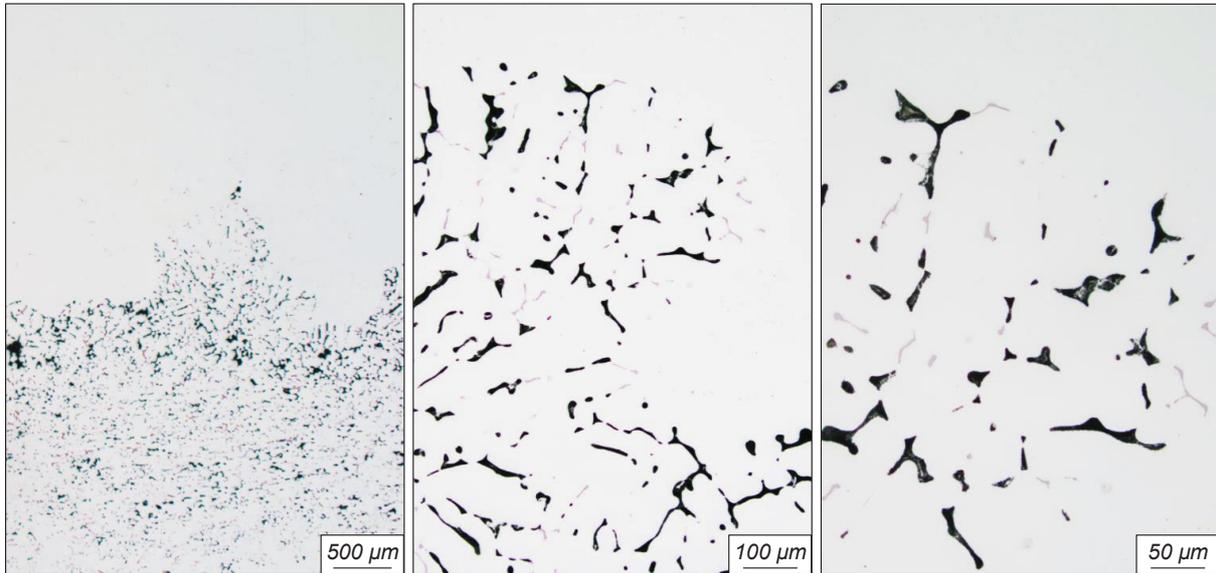


Abbildung 3-28: Verbundqualität $Q_v = 6$ / Partielle Verwirbelungen.

 $Q_v = 7$ / Vollkommene Durchmischung (Abbildung 3-29)

Lassen sich die Substrat- und Aufgusssschicht nicht mehr klar definieren, dann ist Qualität 7 mit einer vollkommenen Durchmischung erreicht. Stellenweise bilden sich „Inseln“ aus Aufgusslegierung in der völlig durchmischten Aufgusszone.

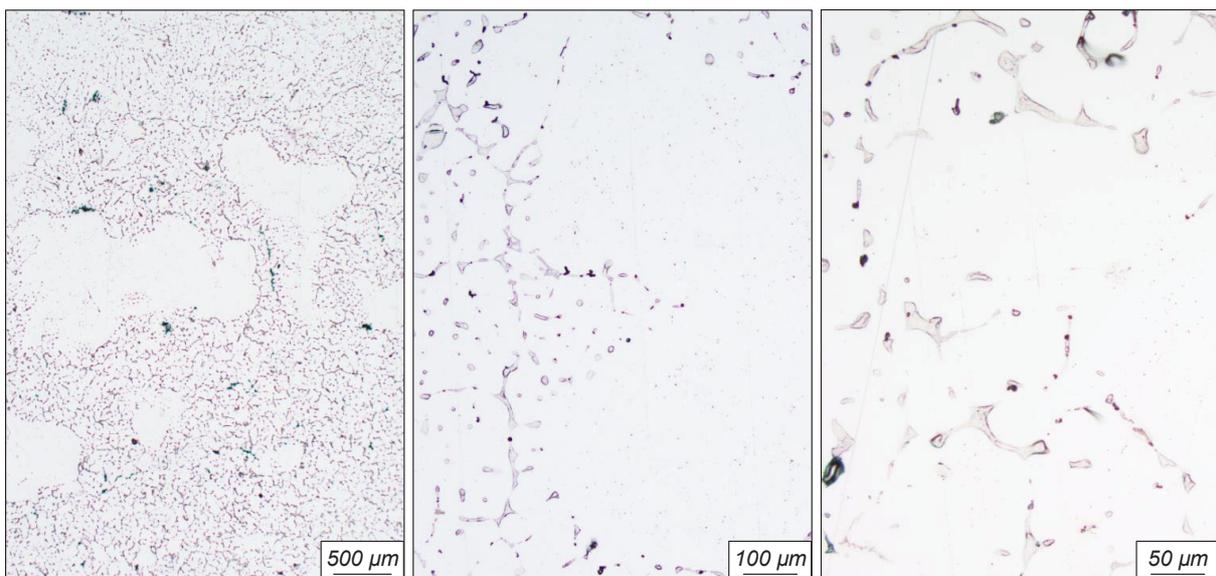


Abbildung 3-29: Verbundqualität $Q_v = 7$ / Vollkommene Durchmischung.

4 Numerische Methoden

Die numerische Simulation von Prozessen hat sich mittlerweile als unverzichtbares Instrument im Bereich der Gießereitechnik etabliert. Sowohl in der Prozessentwicklung als auch in der Prozessoptimierung bietet der Einsatz von numerischen Methoden weitreichende Möglichkeiten. Während der Entwicklungsphase von Anlagen und Prozessen können bereits in einer sehr frühen Projektphase konstruktive oder prozessrelevante Schwachstellen identifiziert und im weiteren Verlauf berücksichtigt werden. Während der Prozessoptimierung kann in vergleichsweise kurzer Zeit und mit vertretbarem Aufwand eine Vielzahl an Prozessvariationen durchgespielt werden. Dabei können Prozessdaten ermittelt werden, die im realen Prozess nicht oder nur mit äußerst aufwendiger Messtechnik zugänglich sind [48], [99], [100].

Um die gesamten Einsatzmöglichkeiten der numerischen Methoden zu nutzen, wird ein dreidimensionales numerisches Simulationsmodell des Verbundgießprozesses bereits parallel zur Entwicklungs- und Aufbauphase der Versuchsgießanlage erstellt. In dieser Projektphase liefert das Modell wichtige Entscheidungshilfen für konstruktive Optimierungsmaßnahmen, die verwendeten Anlagenwerkstoffe sowie die Prozessparameter für eine vollständige und gleichmäßige Füllung des Formhohlraumes. Im weiteren Verlauf wird das Modell mit seinen daraus entwickelten Untermodellen für die Ermittlung der relevanten Prozessparameter auf die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone sowie für die Darstellung der thermischen Vorgänge im Verbundkörper in sehr hoher zeitlicher und räumlicher Auflösung herangezogen. Die für die Verbundqualität wesentliche Grenzflächentemperatur, die im realen Versuchsaufbau nur mit viel technischem Aufwand und nur an den definierten Messpositionen ermittelt werden kann (siehe Kapitel 3.1.5), lässt sich im Simulationsmodell für die zahlreichen Parametervariationen auslesen.

Der Ablauf bei der Implementierung und Verwendung der numerischen Simulation ist in Abbildung 4-1 dargestellt. Die notwendigen Aufgaben werden nacheinander behandelt, wobei manche Schritte iterativ abgearbeitet werden müssen. Der erste Schritt ist die Modellbildung, in der ein abstraktes und selektiertes Modell von der komplex wahrgenommenen Realität abgeleitet wird [99]. Im Falle der Versuchsgießanlage bedeutet dies, ausgehend von der Gesamtgeometrie sowie dem prinzipiellen Prozessablauf, dass jene Elemente der Gießanlage, die erforderlich für den Gießvorgang sind, von der Gesamtanlage in einem formalen Modell abgegrenzt werden. Dieses Modell besteht aus den geometrischen Gegebenheiten der zentralen Gießeinheit sowie den Informationen, die zur Erreichung des Modellierungszwecks notwendig sind.

Das formale Modell wird nun mit der kommerziellen Simulationssoftware FLOW-3D, Version 11.1 (Firma Flow Science Inc., Santa Fe, New Mexico, USA) in ein Simulationsmodell

überführt. Den Ablauf des Modellaufbaus (Preprozessing), der numerischen Berechnung sowie der Auswertung und Darstellung der Rechenergebnisse (Postprozessing) ist in Kapitel 2.4 im Detail gezeigt. Bevor jedoch das implementierte Modell für Simulationsstudien verwendet werden kann, muss dieses einer Modellverifikation und Modellvalidierung unterzogen werden. Bei der Modellverifikation wird geprüft, ob das formale Modell korrekt in das Simulationsmodell transformiert wurde und das Simulationsmodell die zu erwartende Lösung wiedergibt. Ist dies nicht der Fall, müssen Änderungen im Simulationsmodell oder auch im formalen Modell iterativ durchgeführt werden. Bei der Modellvalidierung wird überprüft, ob die Ergebnisse des abstrakten Simulationsmodells in ausreichender Genauigkeit den realen Gegebenheiten entsprechen. Dieser Abgleich wird mit den Temperaturmessdaten aus dem Kupferblock, der Gusseisenplatte, der Substratplatte sowie der Schmelztemperatur in der Gießbox durchgeführt und ist ein iterativer Prozess. Werden die geforderte Genauigkeit nicht erreicht, kann dies zu einem vollkommen neuen Modellbildungsprozess führen [101]. Die Messpositionen in den jeweiligen Komponenten sind in Kap Kapitel 3.1.4 skizziert. Die Gegenüberstellung der gemessenen Temperaturwerte mit den Ergebnissen des abgeglichen Simulationsmodells sind in Kapitel 4.2 wie auch im Anhang in den Kapiteln 10.1 und 10.2 dargestellt.

Mit dem validierten Simulationsmodell werden nun Parameterstudien durchgeführt, deren Ergebnisse ausgewertet und visualisiert werden können.

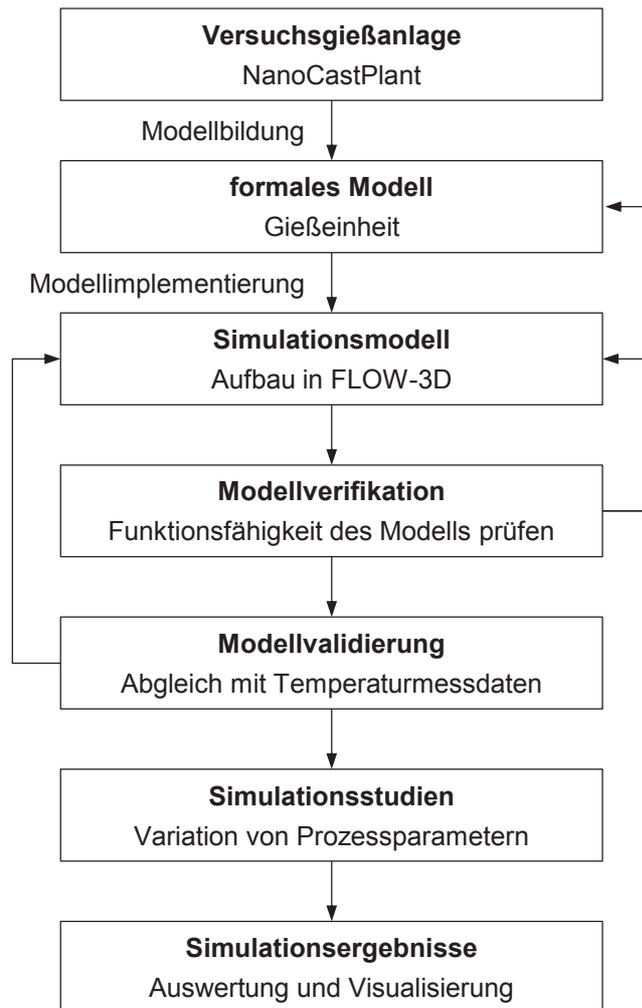


Abbildung 4-1: Ablauf bei der Implementierung und Verwendung der numerischen Methoden nach Boehmer und Schuler [99], [100].

4.1 Dynamisches dreidimensionales Simulationsmodell der Gießeinheit

Mit dem makroskopischen dreidimensionalen Modell der Gießeinheit werden die Bewegung der Schmelze im Formhohlraum mittels der klassischen Strömungsgleichungen (Impuls- und Massenerhaltung) und die Temperaturentwicklung in der Schmelze, der Substratplatte und der gesamten Gießeinheit (Energieerhaltung) simuliert. Die aus den Erhaltungssätzen abgeleiteten Gleichungen sind in Kapitel 2.4.1 im Detail erläutert. In Abbildung 4-2 ist das vernetzte Modell der Gießeinheit vor dem Gießstart dargestellt. Im Modellaufbau wurde auf importierte CAD-Daten verzichtet und das gesamte Modell ausschließlich aus einfachen, in FLOW-3D erzeugten Körpern erstellt. Auf diese Weise kann die höchste Genauigkeit bei der Vernetzung der Geometrie erreicht werden, da die Netzlinien exakt an die Positionen der jeweiligen Körper angepasst werden können.

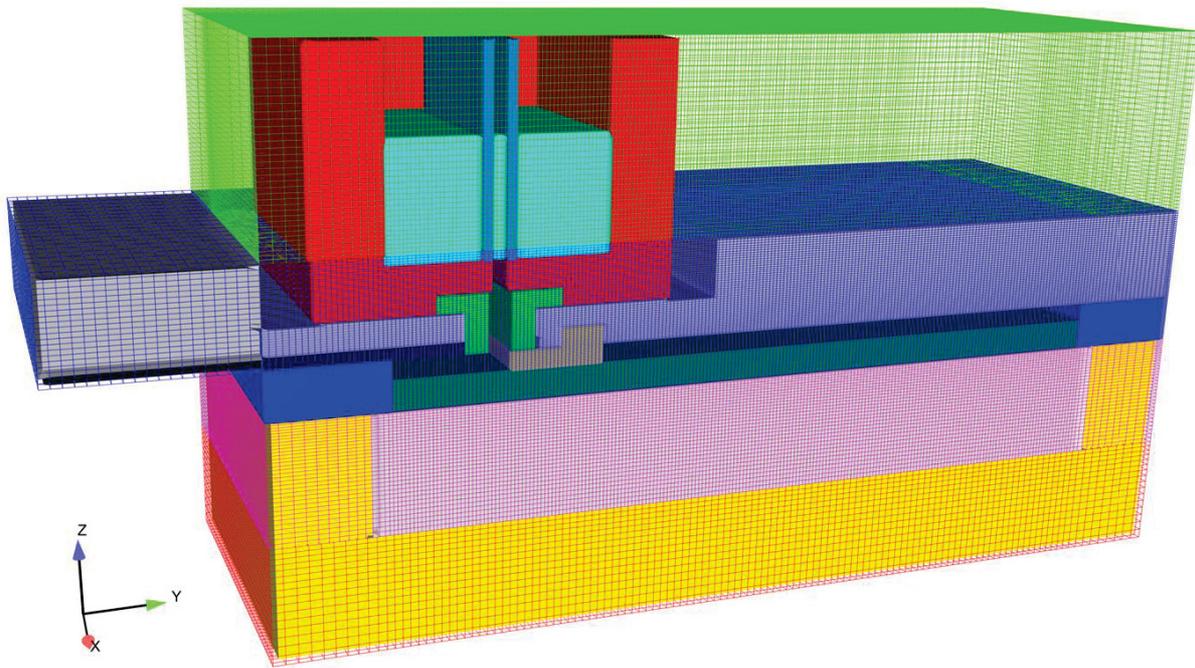


Abbildung 4-2: Vernetztes makroskopisches 3D-Modell der Gießeinheit.

Die Diskretisierung der Rechendomäne erfolgt mit strukturierten, kubischen Netzen (siehe Kapitel 2.4.5) und gliedert sich in vier einzelne Netzblöcke mit sehr kleinen Netzzellen im Substrat- und Aufgussbereich sowie im Bereich der Schmelzezuführung und jeweils größeren Netzzellen im Bereich des Kupferblocks, der Isolationsbox, der Gusseisenplatte und der oberen Gießbox. Die Aufteilung in vier Netzblöcke ermöglicht eine sehr hohe Netzdichte in jenen Bereichen, die aufgrund des Schmelzekontaktes sehr hohe Temperaturgradienten aufweisen. Aufgrund des symmetrischen Aufbaus der Gießeinheit kann eine Symmetrieebene zugunsten einer abermals höheren Vernetzungsdichte eingezogen werden. In Tabelle 4-1 sind die Vernetzungsparameter der einzelnen Netzblöcke sowie die Gesamtzahl der Netzzellen des gesamten dreidimensionalen Modells der Gießeinheit eingetragen.

Tabelle 4-1: Vernetzungsparameter für das dreidimensionale Modell der Gießeinheit

Netzblock	x [mm]	y [mm]	z [mm]
Gießbox (grün)	1,5625	1,575	1,5
Aufguss (blau)	1,5625	1,575	0,6
Kupferblock (rosa)	3,1250	1,575	1,0
Isolationsbox (rot)	3,1250	3,150	2,0
Zellanzahl Modell	2.914.152		

Nach der Vernetzung folgt die Zuteilung der Materialkennwerten entsprechend der verwendeten Materialien, die in der Beschreibung des Versuchsaufbaues in Kapitel 3.1 dargelegt sind. Die aus der Literatur entnommenen thermophysikalischen Daten der Anlagenwerkstoffe sind in Kapitel 4.5 in tabellarischer Form angegeben. Die thermophysikalischen Werkstoffkennwerte der Substratlegierungen aus den Aluminiumlegierungen AlSn25 und Al7075 werden in Laborversuchen ermittelt und sind in Kapitel 5.1 und Kapitel 5.2 gezeigt.

In Tabelle 4-2 sind die für das dreidimensionale Simulationsmodell verwendeten Startparameter angegeben, die sich aus Erfahrungswerten aus den Vorversuchen zusammensetzen. Als Aufgusslegierung wird Reinaluminium mit einer Temperatur in der Gießbox von 780 °C verwendet, die Gießbox ist zum Zeitpunkt $t = 0$ s mit der vorgegebenen Menge an Aufgusslegierung gefüllt. Das Überführen der Schmelze vom Gießofen in die Gießbox wird nicht abgebildet. Als Substratlegierung wird eine Substratplatte aus Al7075 verwendet, der zum Start der Simulation eine Temperatur von 530 °C vorgegeben ist. Der Aufheizvorgang wird in diesem Simulationsmodell nicht berücksichtigt. Das Dickenverhältnis von Aufgusschicht zu Substratschicht beträgt 0,67 bei einer abgegossenen Enddicke von 20 mm. Die Gießgeschwindigkeit wird über die horizontale Bewegung der oberen Gießeinheit definiert und beträgt 0,6 m/min. Alle Objektbewegungen der oberen Gießeinheit, darunter die horizontale Verschiebung der Gießbox, der Gusseisenplatte, der Graphitplatte und der Gießlippe sowie die horizontale und vertikale Verschiebung des Schmelzeschiebers, sind zeitabhängig vorgegeben. Die Lage der bewegten Komponenten im dreidimensionalen Netz wird in jedem Zeitschritt neu berechnet. Das Verschieben der Schmelze durch die bewegten Komponenten wird durch zusätzliche Quellterme in der Impulserhaltungsgleichung berücksichtigt [102].

Tabelle 4-2: Prozessparameter für das dreidimensionale Simulationsmodell

Parameter	Einheit	Wert
<i>Aufgusslegierung</i>	-	<i>Reinaluminium</i>
<i>Aufgusstemperatur</i>	°C	780
<i>Aufgussdicke</i>	mm	8
<i>Substratlegierung</i>	-	<i>Al7075</i>
<i>Substrattemperatur</i>	°C	525
<i>Substratdicke</i>	mm	12
<i>Gießgeschwindigkeit</i>	m/min	0,6

4.1.1 Numerische Anpassungen des Simulationsmodells

Um den Verbundgießprozess mit zwei verschiedenen Legierungssystemen jeweils für die Substrat- und Aufgusschicht im Simulationsprogramm FLOW-3D realitätsnahe nachzubilden, sind zwei Modellanpassungen notwendig.

Die erste Anpassung betrifft die Möglichkeit, der Substratlegierung ihre spezifischen thermophysikalischen Eigenschaften zuzuweisen. Da FLOW-3D nur ein Legierungssystem, dem alle notwendigen thermophysikalischen Daten zugewiesen werden, erstarren lassen kann, wird nur die Aufgusslegierung als Fluid behandelt und auch nur für sie die Strömung berechnet. Die Substratlegierung ist als dauerhaft feste Komponente definiert und wird im Modell daher auch oberhalb ihrer Liquidustemperatur nicht schmelzflüssig. Das lokale Anschmelzen der Substratoberfläche während des Gießvorganges wird dennoch berücksichtigt, jedoch nur wärmetechnischen und nicht strömungstechnisch. Für die thermische Berücksichtigung wird, wie in Diagramm 4-1 abgebildet, die latente Wärme der Substratlegierung in deren c_p -Kurve in Abhängigkeit des Festanteils der Schmelze im Erstarrungsintervall implementiert.

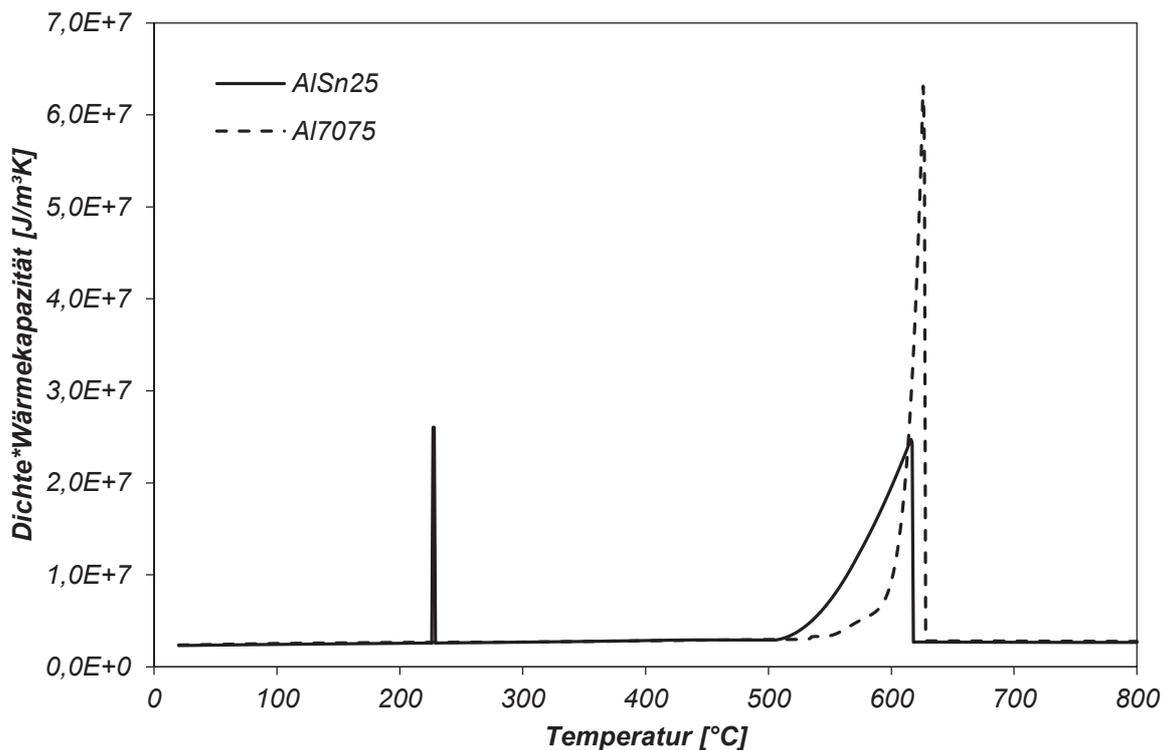


Diagramm 4-1: Latente Wärme in c_p -Kurve implementiert.

Die zweite Anpassung betrifft die Strömung der Aufgusschmelze während der Füllung des Formhohlraumes. Standardmäßig verwendet FLOW-3D während der Erstarrung ein Modell, das mit zunehmendem Feststoffanteil die Bewegung der Schmelze erschwert und ab einem

kritischen lokalen Feststoffanteil von 67% bis auf null reduziert (Drag-Modell). Der Drag-Koeffizient berechnet sich wie folgt:

$$F_d = TSDRG \frac{F_s^2}{(1 - F_s)^3} \quad (4-1)$$

$(F_d$	<i>Drag-Koeffizient zwischen 0 und 1,</i>
TSDRG	<i>Benutzerdefinierte Konstante zwischen 0 und 1, deren Wert abhängig von der Mikrostruktur der breiartigen Phase während der Erstarrung ist,</i>
F_s	<i>Lokaler Festanteil der Schmelze (Solid-Fraction)).</i>

Der sehr hoch gewählte Wärmeübergangskoeffizient zwischen Substrat- und Aufgusslegierung führt zu einer sehr raschen Erstarrung der Schmelze an der Grenzschicht und zu einer teilweise unvollständigen Füllung mancher Netzzellen im Aufgussbereich. Bei Erreichen des lokalen kritischen Feststoffanteils der Schmelze in einer Zelle kann keine zusätzliche Schmelze mehr in die Zelle fließen, unabhängig von deren Füllgrad. Abbildung 4-3 zeigt die Temperatur und den Erstarrungsanteil der Aufgusslegierung am Ende des Aufgießvorganges. Aufgrund der unvollständigen Formfüllung werden die Wärmeübergänge zwischen Substrat und Aufguss und somit die vorherrschenden Temperaturen in der Verbundzone nicht korrekt dargestellt. Dies macht ein modifiziertes Erstarrungsmodell notwendig.

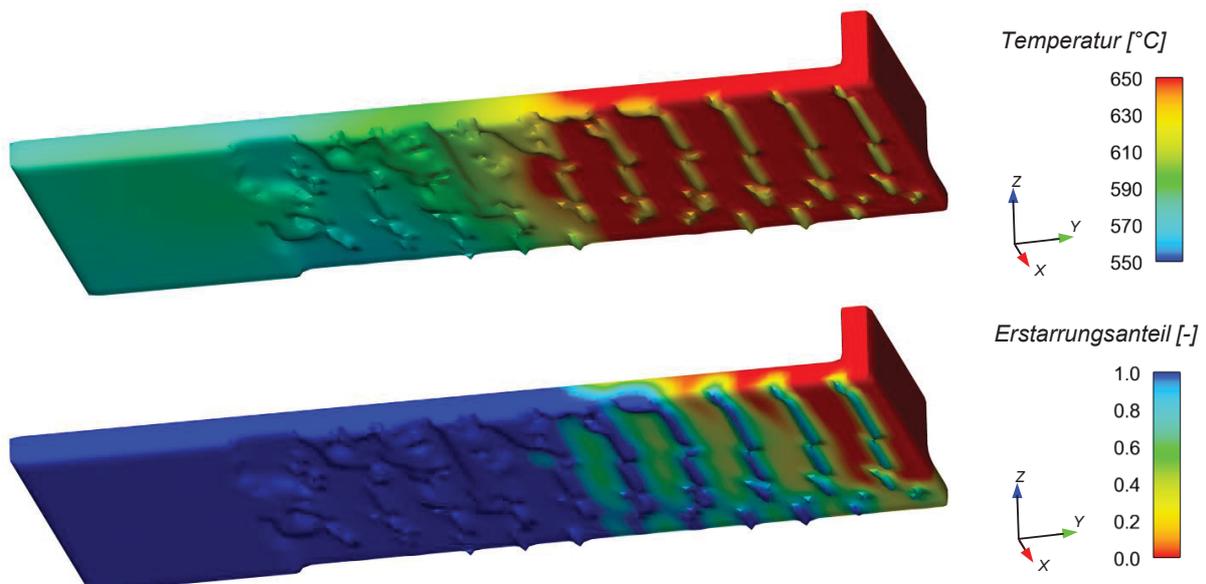


Abbildung 4-3: Unvollständige Formfüllung der Netzzellen im Aufgussbereich.

Für das Erreichen einer vollständigen Formfüllung in der Verbundzone wird nun ein viskositätsbasiertes Erstarrungsmodell gewählt. Mit der Festlegung der Konstante TSDRG in der Formel (4-1) auf einen Wert von Null wird keine Drag-Kraft auf die erstarrte Schmelze aufgebracht und die Zelle kann sich vollständig mit Schmelze füllen. Um im festen Zustand der Schmelze dennoch eine Geschwindigkeit nahe Null zu erreichen, wird diese als hochviskose Flüssigkeit behandelt. Ausgehend von einer konstanten dynamischen Viskosität der Aufgusschmelze im flüssigen Zustand von 0,0013 Pa s [103], steigt diese ab Erreichen der Liquidustemperatur linear mit dem Festphasenanteil der Schmelze an, bis im festen Zustand ein hoher vorgegebener Viskositätswert erreicht wird. Dabei ist ein Kompromiss zwischen möglichst niedriger Geschwindigkeit der erstarrten Schmelze und der Rechenzeit zu finden, da eine Erhöhung des Viskositätswertes die Rechenzeit stark erhöht. Tabelle 4-3 zeigt die Abhängigkeit der Rechenzeit vom Viskositätswert der erstarrten Schmelze. Die Angaben der Rechenzeit auf einem PC (Intel Core i7-2600, 4 Kerne, 3,4 GHz / 8 GB Arbeitsspeicher / AMD Radeon HD 6450) beziehen sich auf 10 s Simulationszeit und zeigen den unproportionalen Anstieg der Rechenzeit mit steigender Viskosität.

Tabelle 4-3: Abhängigkeit der Rechenzeit von der gewählten Viskosität der erstarrten Schmelze

Viskosität erstarrte Schmelze (Pa s)	Rechenzeit für 10 s (h)
0,1	0,67
1,0	3,00
2,0	6,00
5,0	15,00
7,5	22,00
10,0	30,00
20,0	62,00

In Abbildung 4-4 sind nun die Geschwindigkeiten und Temperaturen an der Unterseite des Aufgussstranges bei Viskositätswerten der erstarrten Schmelze von 0,1 Pa s, 5,0 Pa s, 10,0 Pa s und 20,0 Pa s abgebildet. Diese zeigen, dass sich die Geschwindigkeits- und vor allem die Temperaturverteilung ab einem Viskositätswert von 5,0 Pa s nicht mehr wesentlich ändern. Unter Berücksichtigung vernünftiger Rechenzeiten wird deshalb für das 3D-Simulationsmodell ein Viskositätswert für die erstarrte Schmelze von 10,0 Pa s verwendet, was dem etwa 8000-fachen Viskositätswert der Schmelze im flüssigen Zustand entspricht.

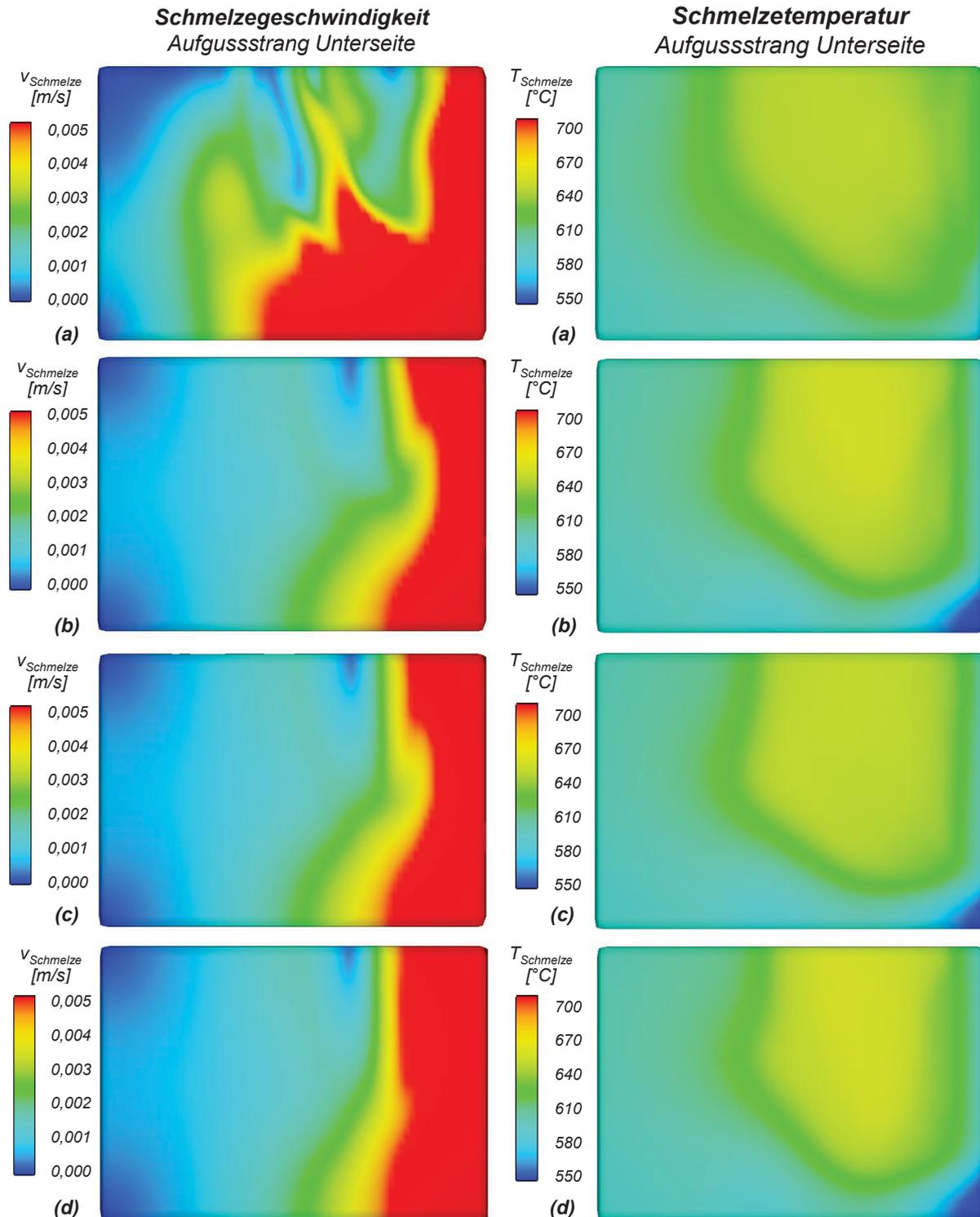


Abbildung 4-4: Variation des Viskositätswertes der erstarrten Schmelze (a) $\eta=0,1 \text{ Pa s}$ / (b) $\eta=5,0 \text{ Pa s}$ / (c) $\eta=10,0 \text{ Pa s}$ / (d) $\eta=20,0 \text{ Pa s}$.

Die Abbildung 4-5 zeigt die Temperatur und den Erstarrungsanteil der Aufgusslegierung am Ende des Aufgießvorganges mit den beschriebenen Anpassungen des Modells hin zu einer viskositätsbasierten Erstarrung. Auch bei sehr hohen Wärmeübergängen an der Grenzfläche werden die Zellen vollständig mit Schmelze gefüllt und die Temperaturen sowohl in der Aufgusslegierung als auch in der Substratplatte realitätsnah dargestellt.

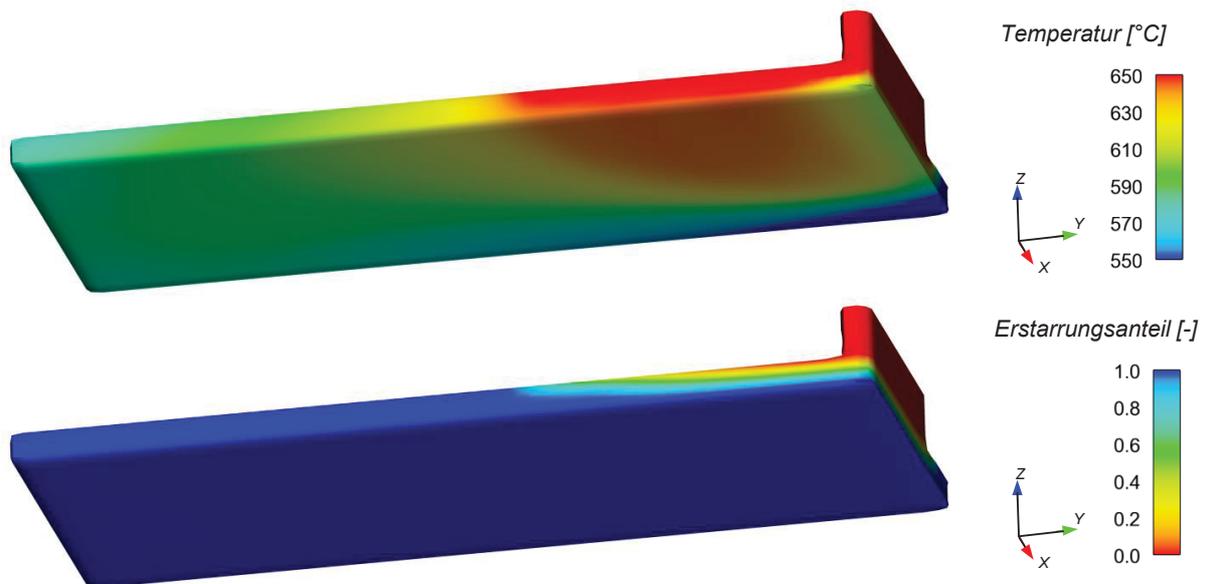


Abbildung 4-5: Vollständige Formfüllung der Netzzellen im Aufgussbereich mit dem modifizierten Erstarrungsmodell.

4.2 Dynamisches zweidimensionales Simulationsmodell der Gießereinheit

Für einen tiefen und detailreichen Einblick in die Vorgänge des Verbundgießens ist es notwendig, die thermischen Verhältnisse direkt in der Verbundzone sichtbar und quantifizierbar zu machen. Damit soll ein besseres Prozessverständnis erreicht werden. Da es technisch nicht möglich ist, während eines Abgusses die Temperatur in der Verbundzone völlig unbeeinflusst zu messen, kommt erneut das Simulationsmodell der Gießereinheit zum Einsatz. Da im Verbundbereich hohe Temperaturgradienten und dementsprechend schnelle thermische Vorgänge vorherrschen, muss das Simulationsmodell über eine entsprechend hohe Netzauflösung verfügen. Da eine derart feine Vernetzung im dreidimensionalen Modell zu einer extrem langen Rechendauer führte, wird die Gießereinheit in x-Richtung, ausgehend vom Mittelschnitt, mit nur einer Zellbreite zweidimensional vernetzt. Das zweidimensionale Modell der Gießereinheit ist in Abbildung 4-6 ersichtlich. Um die Abbildung der Geometrie nicht vollständig mit Netzlinien zu überdecken, sind nur die Umrandungen der Netzblöcke eingezeichnet.

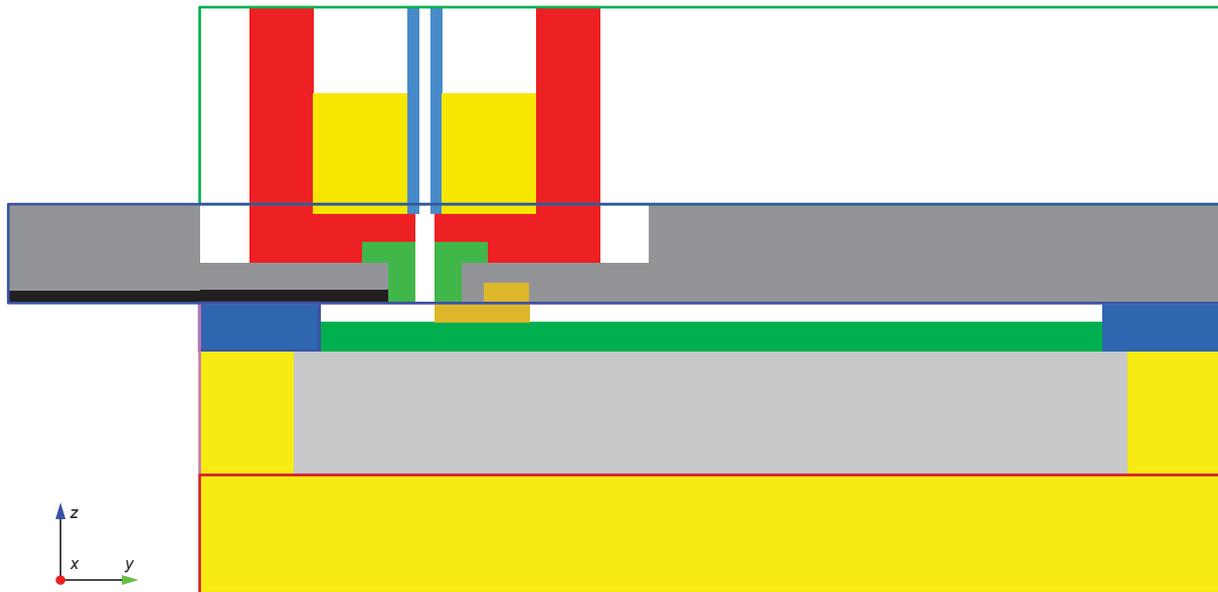


Abbildung 4-6: Makroskopisches 2D-Modell der Gießeinheit mit Netzblockumrandungen.

Wie auch im dreidimensionalen Modell gliedert sich das Netz in 4 Netzblöcke. Ausgehend von der sehr feinen Vernetzung im Substrat- und Aufgussbereich vergrößern sich die Netzzellen in Richtung Isolationsblock und Gießbox. In Tabelle 4-4 sind die Vernetzungsparameter der einzelnen Netzblöcke sowie die Gesamtzahl der Netzzellen des zweidimensionalen Modells der Gießeinheit eingetragen.

Tabelle 4-4: Vernetzungsparameter für das zweidimensionale Modell der Gießeinheit

Netzblock	x [mm]	y [mm]	z [mm]
Gießbox (grün)	2D	0,700	1,000
Aufguss (blau)	2D	0,350	0,200
Kupferblock (rosa)	2D	0,700	0,600
Isolationsbox (rot)	2D	2,800	2,800
Zellanzahl Modell		223.208	

Die Temperaturmesspositionen in der Gießbox, in der Gusseisenplatte und im Kupferblock werden in y- und z-Richtung den realen Gegebenheiten entsprechend definiert. Da es sich um ein zweidimensionales Modell handelt, werden alle Messpunkte auf eine gemeinsame yz-Ebene zusammengezogen.

Bei der Erstellung des Modells wird darauf geachtet, dieses möglichst einfach zu gestalten, um mit einem Basismodell ein breites Spektrum an Prozessvarianten abdecken zu können. Dies betrifft einerseits den geometrischen Aufbau als auch die Zuweisung der Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Schmelze und den festen Komponenten als

auch zwischen den Komponenten. An den Kontaktflächen zweier fester Komponenten werden konstante Wärmeübergänge vorgegeben. Bei Kontaktflächen, die mit Schmelze in Berührung sind, ist der Wärmeübergang dem entsprechenden Phasenzustand der Schmelze angepasst um den verminderten Kontaktdruck der erstarrten Schmelze aufgrund der deren Volumenkontraktion zu berücksichtigen. Die Festlegung der Werte der Wärmeübergangskoeffizienten geht aus einem aufwendigen iterativen Kalibrationsprozess hervor, bei dem die Simulationsergebnisse den zahlreichen Temperaturmesswerten der verschiedenen Prozessvarianten gegenübergestellt werden. Die Kalibrierung wird ausschließlich im zweidimensionalen Simulationsmodell durchgeführt, da die zeitweise sehr hohen lokalen Temperaturgradienten aufgrund der feineren Modellvernetzung genauer berechnet werden. Die ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten werden auch auf das dreidimensionale Modell übertragen, das folglich ebenso Rechenergebnisse in sehr guter Übereinstimmung mit den in Versuchen gemessenen Temperaturwerten liefert. Sowohl die konstanten als auch temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten verbleiben im weiteren Verlauf für alle betrachteten Parametervarianten und für beide Substratlegierungen (Al7075 und AlSn25) unverändert.

Die verwendeten, über den betrachteten Temperaturbereich konstant gehaltenen Wärmeübergangskoeffizienten sind in Tabelle 4-5 aufgelistet. An der Kontaktfläche zwischen Substratplatte und der Aufgusschmelze ist ein nahezu idealer Wärmeübergang von $10^6 \text{ W/m}^2\text{K}$ definiert. Untersuchungen von Nerl [104] zeigen, dass ein solch hoher Wärmeübergangskoeffizient am ehesten den realen Bedingungen entspricht. Zwischen Komponenten aus keramischem Fasermaterial (Gießbox, Gießlippe, Dichtplatte, Aufsatzrahmen) und der flüssigen Schmelze ist ein Wärmeübergangskoeffizient von $5000 \text{ W/m}^2\text{K}$ festgelegt, mit dem Erstarren der Schmelze sinkt der Wert auf $500 \text{ W/m}^2\text{K}$.

Tabelle 4-5: Wärmeübergangskoeffizienten für das dynamische zweidimensionale Simulationsmodell

Komponenten	Wärmeübergangskoeffizient [W/m²K]
Schmelze / Substratplatte	10 ⁶
Schmelze / Graphitplatte	Temperaturabhängig (Diagramm 4-2)
Schmelze / Gießbox	5000 (l) / 500 (s)*
Schmelze / Gießlippe	5000 (l) / 500 (s)*
Schmelze / Dichtplatte	5000 (l) / 500 (s)*
Schmelze / Aufsatzrahmen	5000 (l) / 500 (s)*
Substratplatte / Kupferblock	5000
Substratplatte / Aufsatzrahmen	50
Gusseisenplatte / Graphitplatte	200
Gusseisenplatte / Dichtplatte	50
Gusseisenplatte / Gießlippe	50
Gusseisenplatte / Schienen	100
Gusseisenplatte / Aufsatzrahmen	50
Aufsatzrahmen / Graphitplatte	isoliert
Aufsatzrahmen / Schienen	50
Aufsatzrahmen / Isolationsbox	250
Isolationsbox / Kupferblock	10

* (l) bei flüssiger Schmelze,
 (s) bei erstarrter Schmelze,
 im Übergangsbereich linear interpoliert.

Der Wärmeübergang zwischen Aufgusserschmelze und Graphitplatte ist temperaturabhängig gewählt, um die Luftspaltbildung und den damit verbundenen Isolationseffekt bei fortschreitender Erstarrung der Aufgusserschmelze zu berücksichtigen.

Diagramm 4-2 zeigt den temperaturabhängigen Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Schmelze und Umgebung. Bis zur Erstarrungstemperatur der Schmelze bei 660 °C ist ein konstanter Wärmeübergang von 20.000 W/m²K vorgegeben. Mit Beginn der Erstarrung schrumpft die erstarrende Schmelze sprunghaft um etwa 7% und der Kontakt zur Graphitplatte reduziert sich. Dies äußert sich in einem verminderten Wärmeübergang von 375 W/m²K bei 655 °C bis hin zu 50 W/m²K bei 300 °C.

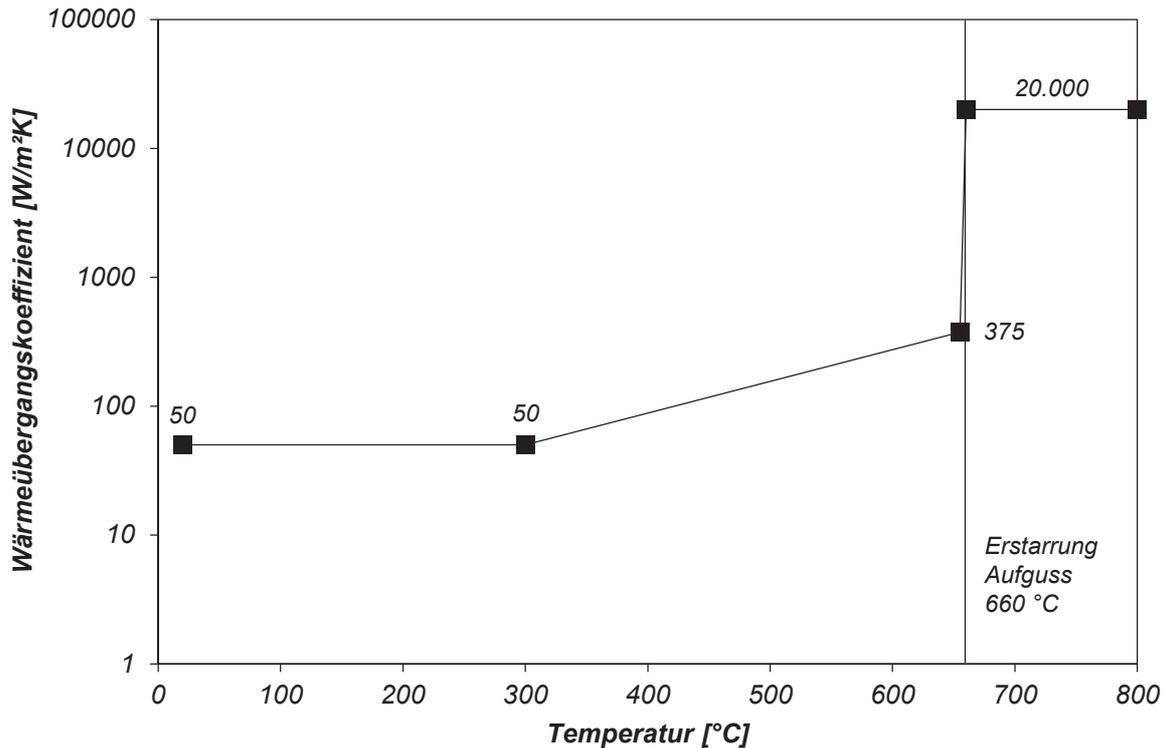


Diagramm 4-2: Temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient zwischen Aufgusschmelze und Graphitplatte.

4.2.1 Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten für die Substratlegierung Al7075

Für den Abgleich des zweidimensionalen Simulationsmodells mit dem realen Gießprozess werden die Temperaturmessdaten des Kupferblocks, der Gusseisenplatte und der Schmelze in der Gießbox herangezogen. Jede Messposition im Kupferblock wird dabei gesondert betrachtet und die einzelnen Messergebnisse jeweils über mehrere Gießversuche mit identen Gießparametern gemittelt. Somit erhält man für jede Messposition einen dem Parametersatz entsprechenden Temperaturverlauf, der den Ergebnissen der Simulation gegenübergestellt wird. Tabelle 4-6 zeigt eine Übersicht jener Parametervariationen, die jeweils einzeln variiert für den Abgleich des zweidimensionalen Simulationsmodells verwendet werden. Unter Referenzbedingungen beträgt die Substrattemperatur 525 °C, die Schmelzetemperatur 780 °C, die Gießgeschwindigkeit 0,6 m/min und die Dicke der Aufguss- und Substratschicht 8 mm und 12 mm. Im folgenden Kapitel ist nur der Abgleich des Simulationsmodells mit den Messwerten unter Referenzbedingungen dargestellt. Der Temperaturabgleich für alle weiteren in Tabelle 4-6 gelisteten Parametervariationen ist im Anhang unter Kapitel 10.1 zu finden.

Tabelle 4-6: Simulationsparameter bei Referenzbedingungen und Parametervariationen für die Substratlegierung Al7075 für den Modellabgleich

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800	0,8	06/14
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	500	760	0,4	10/10

Das Diagramm 4-3 zeigt nun die Gegenüberstellung der gemessenen und simulierten Temperaturverläufe gesondert für jede Messposition im Kupferblock, die für den Modellabgleich verwendet wurde. Die Ergebnisse beziehen sich auf einen Gießvorgang bei Referenzbedingungen mit einer Substratplatte aus Al7075. Zu den gemittelten Messkurven (*Mess_TE_Position*) aus mehreren Gießversuchen ist die jeweilige Standardabweichung ($\pm \text{StAbw_TE_Position}$) aufgetragen. Die Thermoelementpositionen *TE_13* und *TE_15*, die sich am Plattenende befinden, werden im Abgleichprozess nicht berücksichtigt, da die Temperatur in diesem Bereich stark vom Schließzeitpunkt des Schmelzeschiebers abhängig ist. Im realen Prozess kann der Schließzeitpunkt je Abguss variieren. Diese zeitliche Differenz führt zu divergenten Temperaturverläufen, die nicht für den Abgleich des Simulationsmodells verwendet werden können.

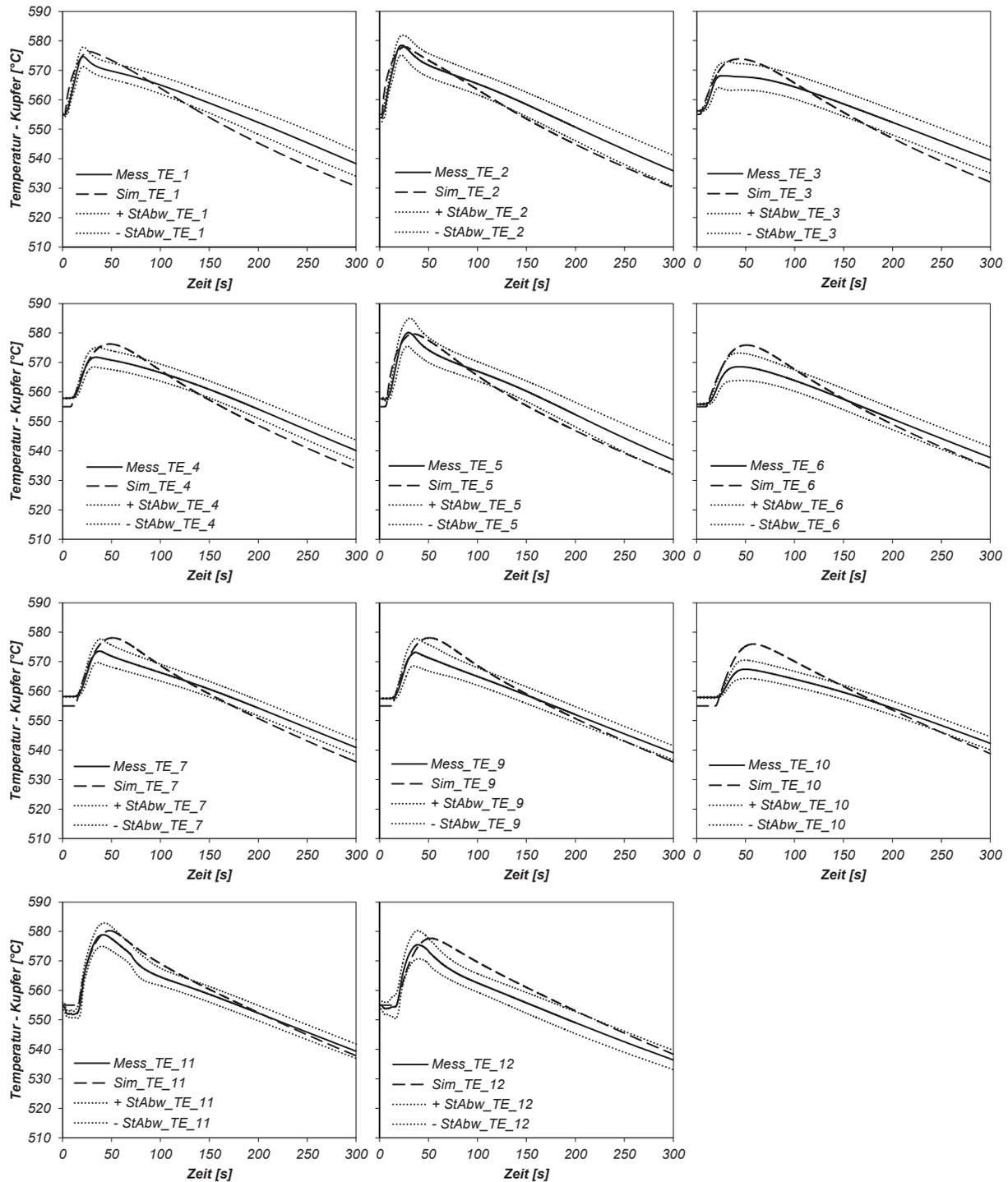


Diagramm 4-3: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei Referenzbedingungen (Al7075).

Die gemessenen und simulierten Temperaturverläufe der Schmelze in der Gießbox sowie der Gusseisenplatte an der Position GE_1 sind in Diagramm 4-4 dargestellt. Der für den Abgleich der Schmelztemperatur relevante Messbereich ist jener vom Gießstart bis zum Entfernen des Thermoelementes aus der Gießbox kurz nach dem Schließen des Schmelzeschiebers. Die Schmelze verliert etwa 10 °C an Temperatur über die Dauer des Gießvorganges von etwa 23 s. Die Gusseisenplatte erwärmt sich in der Aufheizphase auf

etwa 60 °C und steigt dann mit Beginn des Aufgießens an der gegebenen Position GE_1 in 300 s auf nahezu 110 °C an. Die berechneten Temperaturen des Kupferblocks sowie der Schmelze und der Gusseisenplatte zeigen eine gute Übereinstimmung mit den gemessenen Werten.

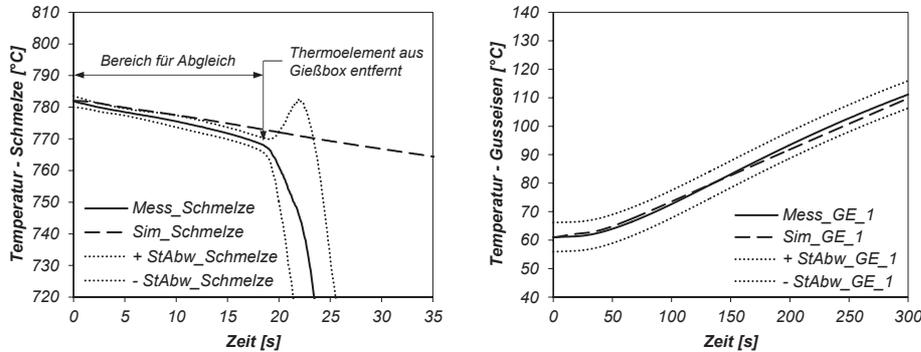


Diagramm 4-4: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei Referenzbedingungen (Al7075).

4.2.2 Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten für die Substratlegierung AISn25

Der Abgleich des dynamischen Simulationsmodells wird auch für die Substratlegierung AISn25 durchgeführt, sowohl unter Referenzbedingungen als auch bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte, der Gießgeschwindigkeit und des Dickenverhältnisses von Aufguss- zu Substratschicht. In Tabelle 4-7 sind die Parametervariationen dargestellt. Auch in diesem Kapitel ist nur der Abgleich unter Referenzbedingungen abgebildet, die Diagramme bei Variation der Parameter finden sich erneut im Anhang unter Kapitel 9.3.

Tabelle 4-7: Simulationsparameter bei Referenzbedingungen und Parametervariationen für die Substratlegierung AISn25 für den Modellabgleich

AISn25				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+	540		0,8	
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	505		0,4	10/10

In Diagramm 4-5 sind die gemessenen und simulierten Temperaturkurven einzeln für die Messpositionen im Kupferblock dargestellt. Auch nach dem Wechsel der Substratlegierung sind die gemessenen und simulierten Temperaturwerte in guter Übereinstimmung.

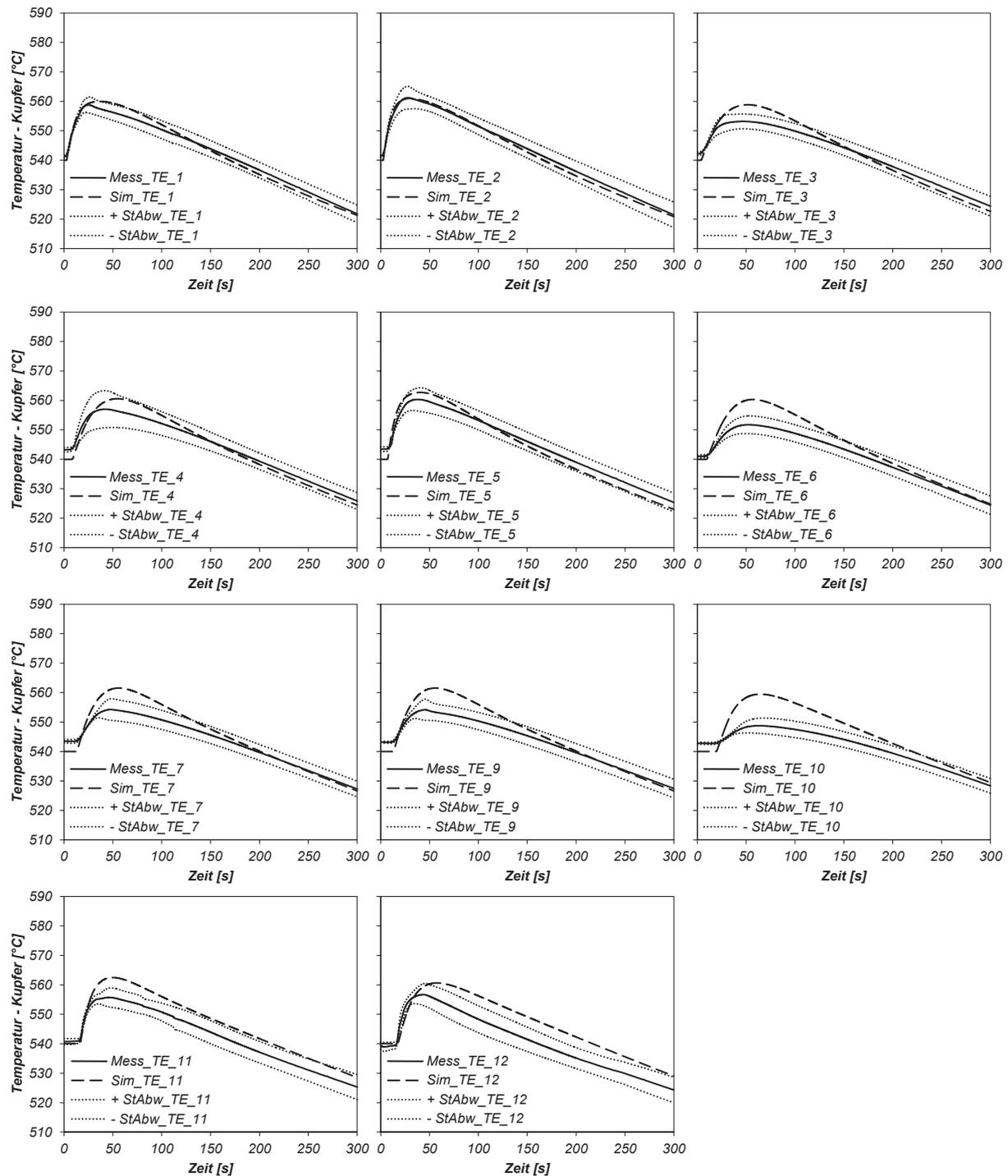


Diagramm 4-5: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei Referenzbedingungen (AlSn25).

Die Temperatur der Schmelze in der Gießbox sowie die Temperatur der Gusseisenplatte am Messpunkt GE_1 werden erwartungsgemäß kaum von der veränderten Substratlegierung beeinflusst und zeigen daher auch mit einem Temperaturabfall der Schmelztemperatur von

10 °C und einem Anstieg der Temperatur in der Gusseisenplatte auf 110 °C vergleichbare Werte zur Substratlegierung Al7075. Der Abgleich mit den Simulationsergebnissen für die Temperaturmessstellen ist im Diagramm 4-6 abgebildet.

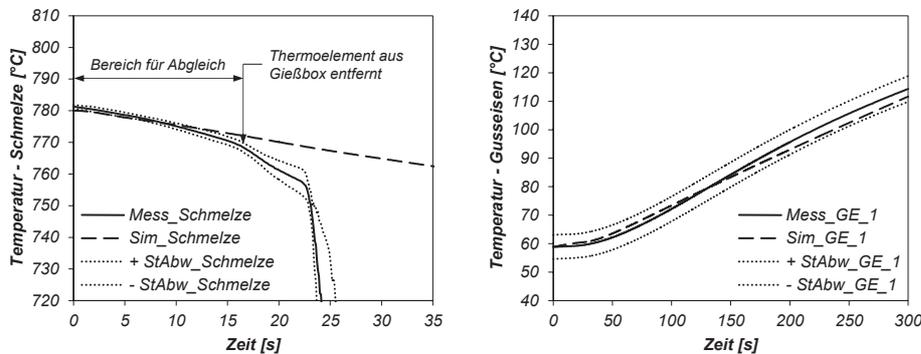


Diagramm 4-6: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei Referenzbedingungen (AlSn25).

4.2.3 Abgleich der Temperatur an der Substratoberfläche bei Referenzbedingungen

Die gemessenen (Mess) und simulierten (Sim) Temperaturverläufe der vier Messpositionen („TE_1_OF“ bis „TE_4_OF“) auf der Substratoberfläche sind in Diagramm 4-7 für zwei Messdurchläufe (a und b) bei Referenzbedingungen dargestellt. Ausgehend von 525 °C Substrattemperatur bei Gießbeginn wird der Gießvorgang gestartet. Sobald flüssige Schmelze auf die Substratoberfläche trifft, steigt die Temperatur an der Grenzfläche lokal sprunghaft an. Dieser starke Temperaturanstieg zeigt sich sowohl in der Simulation als auch in den gemessenen Werten in sehr guter Übereinstimmung. Im Bereich der Maximaltemperaturen zeigen sich jedoch Unterschiede in der Form der Verläufe. Die gemessenen Kurven steigen auf einen Maximalwert an, um dann auf eine Plateautemperatur abzufallen. Diese Temperatur hält sich einige Sekunden bevor sie im weiteren Verlauf abzusinken beginnt. Im Gegensatz dazu stehen die simulierten Verläufe, deren Anstiegsgeschwindigkeit sich bereits zwischen 600 und 620 °C verlangsamt, bis ein Maximalwert erreicht wird. Dieser Maximalwert entspricht mit sehr guter Übereinstimmung der Plateautemperatur der Messwerte und zugleich der vorherrschenden Temperatur der Substratoberfläche. Der Peak in den Messwerten vor der Plateautemperatur entsteht aufgrund des direkten Kontaktes des nach oben offenliegenden Thermoelementes mit der wesentlich heißeren Aufgusslegierung. Erst nach wenigen Sekunden homogenisiert sich die Temperatur an der Grenzschicht und zeigt die gesuchte Maximaltemperatur der Substratoberfläche in Form der Plateautemperatur an. In der Simulation wird der Peak nicht dargestellt, da die Messpunkte, an denen die Temperaturdaten ausgelesen werden, jeweils

50 μm unterhalb der Substratoberfläche liegen und somit keinem direkten Schmelzekontakt ausgesetzt sind.

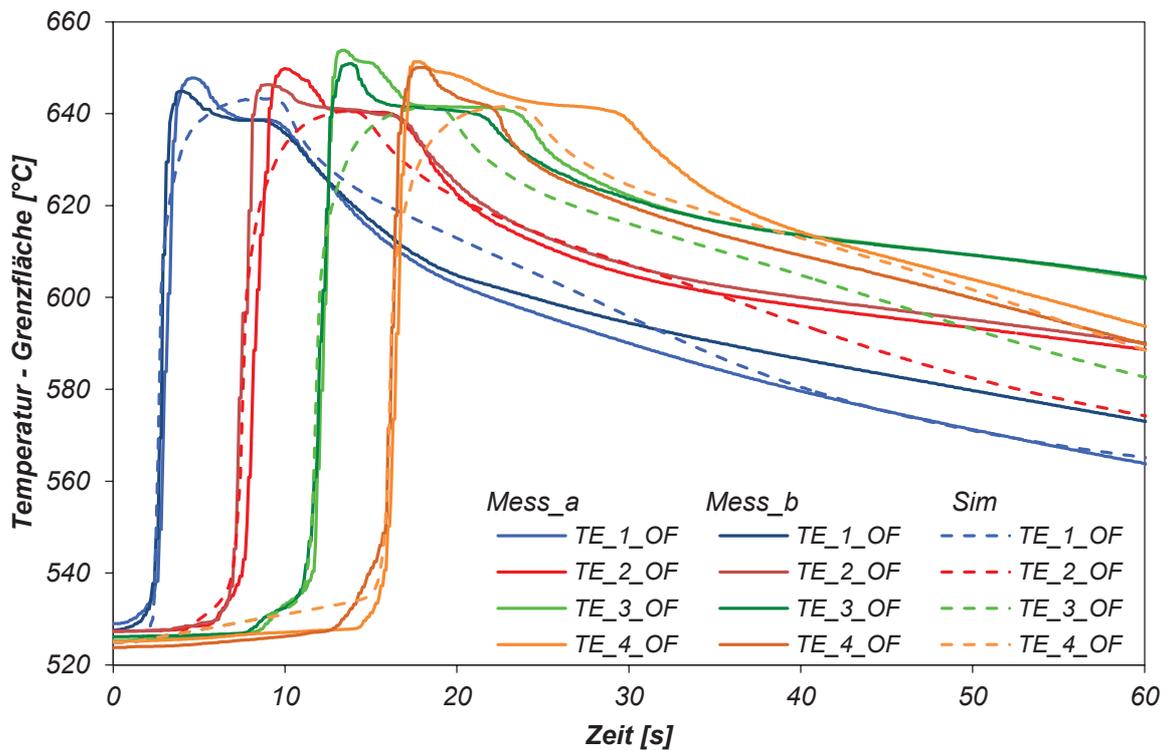


Diagramm 4-7: Gemessene und simulierte Temperaturen an definierten Positionen der Substratplattenoberfläche.

Diese Messreihe zeigt, dass das auf Basis der gemessenen Temperaturen im Kupferblock abgeglichene Simulationsmodell die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone nahe den gemessenen Temperaturen an der Substratoberfläche abbilden kann.

4.3 Statisches 2D-Submodell-I

Mit dem abgeglichenen dynamischen 2D-Simulationsmodell ist es nun möglich, die Temperaturen in der Verbundzone in Abhängigkeit der vordefinierten Gießparameter zu berechnen. Für eine höhere zeitliche und räumliche Auflösung der thermischen Vorgänge während des Aufgießens wird ein Submodell aus dem zweidimensionalen Modell der Gießeinheit extrahiert. Dieses Submodell beschränkt sich nur auf einen kleinen Ausschnitt des dynamischen Modells und besteht aus einem Segment der Substratplatte, des Kupferblocks und der Graphitplatte. Bei Simulationsstart wird davon ausgegangen, dass der Gießhohlraum bereits vollständig mit gleichförmig temperierter Schmelze gefüllt ist. Mit dem Wegfall des zu füllenden Formhohlraumes kann das Submodell um die translatorische Bewegung der oberen Gießeinheit reduziert und als statisches Modell ausgeführt werden. In Abbildung 4-7 ist der Modellaufbau dargestellt. In die Modellrichtungen y_{\min} und y_{\max} sind

jeweils isotherme Randbedingungen, in die Richtungen z_{\min} und z_{\max} jeweils thermische Randbedingungen definiert. An der Randbedingung z_{\min} ist ein Wärmeübergang von $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$ vorgegeben, die Temperatur ist gleich der Vorheiztemperatur des Kupferblocks und variiert somit mit den gewählten Gießparametern. Da die Temperatur der Gusseisenplatte nur unwesentlich von den gewählten Gießparametern abhängig ist, werden an der Randbedingung z_{\max} die Temperatur bei 500 °C und der Wärmeübergangskoeffizient bei $2000 \text{ W/m}^2\text{K}$ konstant gehalten. Die weiteren Wärmeübergangskoeffizienten werden vom abgeglichen dynamischen Modell übernommen. An der Grenzfläche zwischen der Substratplatte und der Aufgusschicht ist ein nahezu idealer Wärmeübergang mit $10^6 \text{ W/m}^2\text{K}$ vorgegeben. Der Wärmeübergang zwischen der Aufgusschmelze und der Graphitplatte ist temperaturabhängig und im Diagramm 4-2 aufgetragen. Zwischen der Substratplatte und dem Kupferblock beträgt der Wärmeübergangskoeffizient $5000 \text{ W/m}^2\text{K}$.

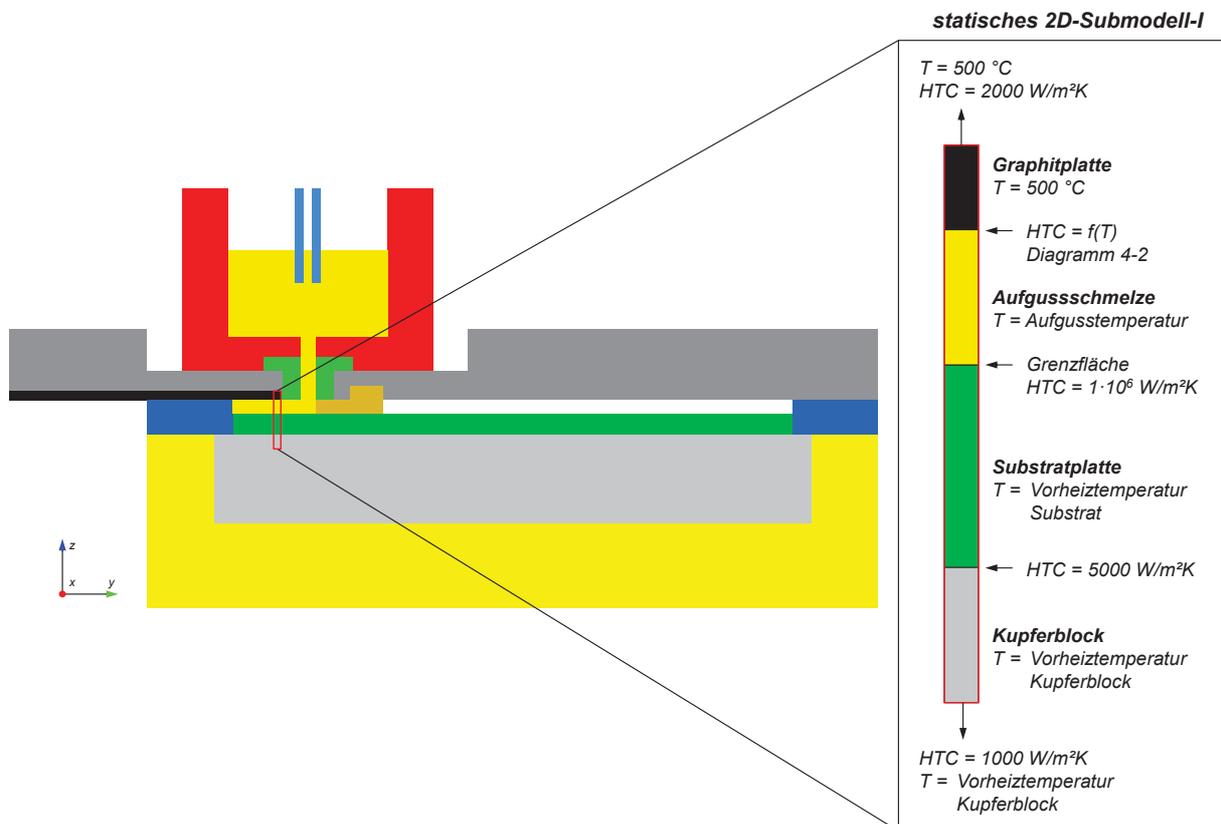


Abbildung 4-7: Aufbau des statischen 2D-Submodells-I.

Die Vernetzung des zweidimensionalen Modells ist mit einer Netzgröße von $20 \mu\text{m}$ in die y -Richtung und $10 \mu\text{m}$ in die z -Richtung sehr fein gewählt, damit auch sehr schnelle thermische Vorgänge, wie sie vor allem an der Grenzfläche zwischen der Substrat- und Aufgusschicht vorherrschen, aufgelöst werden.

Die Starttemperaturen der Substratplatte und des Kupferblocks werden den Gießparametern entsprechend jeweils gleichmäßig temperiert. Bei der Starttemperatur der Aufgusslegierung

muss das Abkühlen der Schmelze in der Gießbox und der Schmelzezuführung berücksichtigt werden. Hierfür wird auf das dynamische Modell zurückgegriffen und die Schmelzetemperatur in einem Messpunkt am Übergang von der Schmelzezuführung in den Gießhohlraum bei einer Aufgießposition von 80 mm für den jeweiligen Parametersatz ausgegeben.

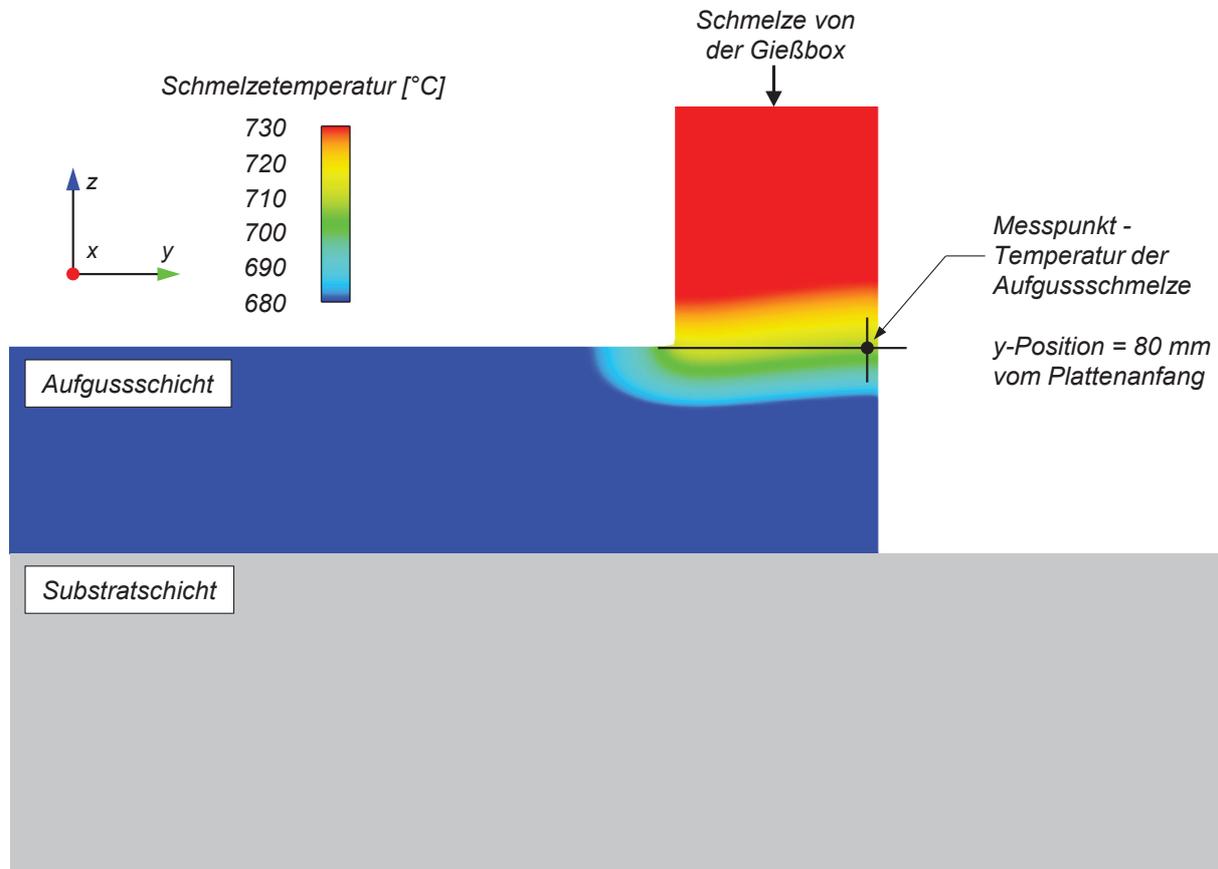


Abbildung 4-8: Messpunkt im dynamischen Modell zur Bestimmung der Starttemperatur der Schmelze.

In Tabelle 4-8 sind die gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze für die jeweilige Parametervariation angegeben. Die gleichmäßige Starttemperatur bei Referenzbedingungen beträgt 705 °C. Neben der Variation der Schmelzetemperatur beeinflusst auch das Dickenverhältnis von Aufguss- und Substratschicht die Temperatur am Messpunkt und somit der Aufgusschmelze. Mit dicker werdender Aufgusschicht erhöht sich der Volumenstrom an heißer Schmelze von der Gießbox in den Gießraum und bewirkt eine höhere Aufgusstemperatur. Bei dünneren Schichtdicken führt die reduzierte Strömungsgeschwindigkeit zu einem erhöhten Rückkühleffekt der Schmelze in der Schmelzezuführung und somit zu einer niedrigeren Aufgusstemperatur. Bei der Variation der Gießgeschwindigkeit spielt zusätzlich zur Änderung des Volumenstroms auch die Zeitdauer der Schmelze in der Gießbox eine Rolle. Eine längere Gießdauer bedingt einen erhöhten Wärmeverlust der Schmelze in der Gießbox und somit ein Absinken der Aufgusstemperatur.

Die Reduzierung der Substrattemperatur um 25 °C auf 500 °C wirkt sich nur unwesentlich auf die Schmelzetemperatur am Messpunkt aus und verbleibt somit unverändert bei 705 °C.

Tabelle 4-8: Starttemperaturen der Aufgusschmelze für verschiedene Parametervariationen

Parametervariation	Schmelzetemperatur
<i>Referenzparameter</i>	705 °C
<i>Substrattemperatur = 500 °C</i>	705 °C
<i>Dicke Aufguss/Substrat = 06/14</i>	685 °C
<i>Dicke Aufguss/Substrat = 10/10</i>	725 °C
<i>Gießgeschwindigkeit = 0,4 m/min</i>	690 °C
<i>Gießgeschwindigkeit = 0,8 m/min</i>	710 °C
<i>Schmelzetemperatur in der Gießbox= 760 °C</i>	690 °C
<i>Schmelzetemperatur in der Gießbox= 800 °C</i>	720 °C

4.4 Statisches 2D-Submodell-II

Der geometrische Aufbau des statischen 2D-Submodells-II ist ident mit jenem des Submodells-I. Die Simulationsparameter sind dahingehend ausgelegt, die lokalen thermischen Vorgänge lokal in den ersten Zehntelsekunden nach dem Auftreffen der Schmelze auf die Substratplatte zu berechnen. Daher hat sich die Vernetzungsdichte mit einer Netzgröße von 10 µm in die y-Richtung und 5 µm in die z-Richtung nochmals erhöht um die zeitliche Auflösung abermals zu steigern. Die Wärmeübergangskoeffizienten werden unverändert vom Submodell-I übernommen. Da die thermischen Verhältnisse in der Grenzfläche kurz nach dem Aufgießen von Interesse sind, muss die lokale Erwärmung der Substratschicht vor dem auftreffenden Gießstrahl mitberücksichtigt werden. Daher wird die lokale Temperaturverteilung in diesem Bereich aus dem dynamischen 2D-Modell bei einer Aufgießposition (y-Wert) von 80 mm entnommen und als Anfangsbedingung für das statische Submodell-II festgelegt, wobei die Temperaturwerte bei der Übertragung auf das feinere Netz interpoliert werden. Jede Änderung der Gießparameter beeinflusst auch die Strangvorwärmung, daher ist jedem Parametersatz eine individuelle Temperaturverteilung des Stranges als Startbedingung zugeordnet. Vorrangig ist sie von der Vorheiztemperatur der Substratplatte und der Gießgeschwindigkeit abhängig. In Abbildung 4-9 ist die Temperaturverteilung des Substratstranges infolge der auftreffenden Schmelze aus dem dynamischen Modell dargestellt. Die rote Umrandung markiert jenen Bereich, dessen Temperaturverteilung als Startbedingung für die Substratplatte im statischen Submodell-II

verwendet wird. Die blaue Umrandung entspricht jenem Bereich, der zu Simulationsstart mit Aufgusschmelze homogener Temperatur entsprechend der Tabelle 4-8 gefüllt wird.

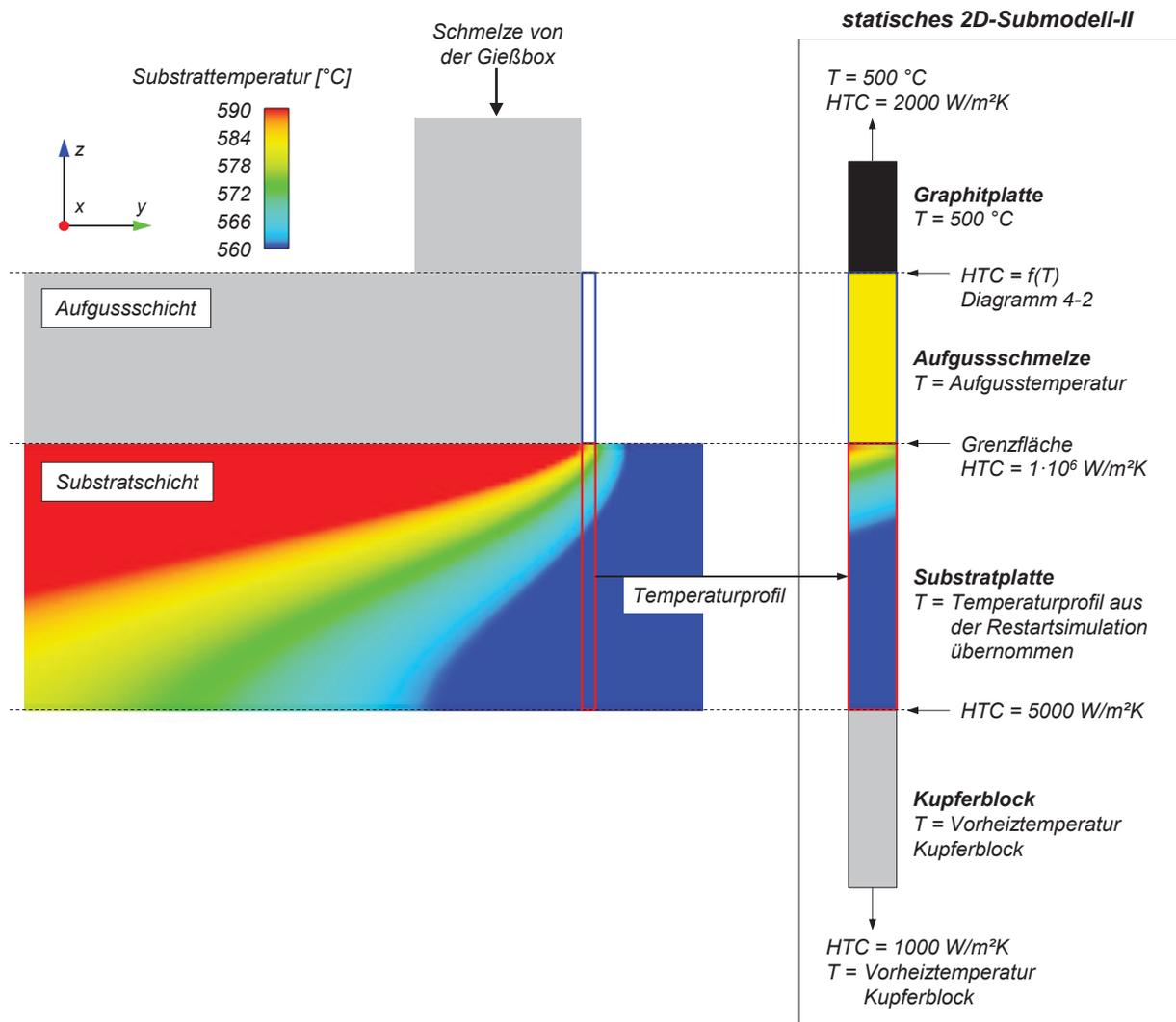


Abbildung 4-9: Strangvorwärmung in Gießrichtung infolge der auftreffenden Schmelze und Aufbau des statischen 2D-Submodells-II.

4.5 Thermophysikalische Kennwerte der verwendeten Anlagenwerkstoffe

Neben den gemessenen thermophysikalischen Kennwerten der Substratlegierungen werden den im Modell verwendeten Anlagenwerkstoffen verfügbare Literaturwerte zugewiesen. Die verwendeten Werkstoffdaten für die Aufgusslegierung aus Reinaluminium sind in den Tabellen 4-9 und 4-10 gezeigt. Es wird ein Erstarrungsintervall von $0,4\text{ °C}$ festgesetzt, in dem eine Erstarrungsenthalpie von $397,0\text{ kJ/kg}$ freigesetzt wird. Die dynamische Viskosität der Aufgusschmelze beträgt im flüssigen Zustand $0,0013\text{ Pa s}$. Diese ändert sich linear über das geringe Erstarrungsintervall und nimmt im festen Zustand, bedingt durch den viskositätsbasierten Erstarrungsansatzes der Simulationsmodelle, einen Wert von 10 Pas an.

Tabelle 4-9: Solidustemperatur, Liquidustemperatur, Erstarrungsintervall, Erstarrungsenthalpie und Viskosität für Reinaluminium nach [16], [103]

Reinaluminium		
	Einheit	Wert
Solidustemperatur	[°C]	660,0
Liquidustemperatur	[°C]	660,4
Erstarrungsintervall	[°C]	0,4
Erstarrungsenthalpie	[kJ/kg]	397,0
Viskosität (Schmelze)	[Pa s]	0,0013

Tabelle 4-10: Werkstoffkennwerte für die Aufgusslegierung (Reinaluminium) nach [16]

Reinaluminium			
Temperatur T [°C]	Wärmekapazität c_p [J/kgK]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]	Dichte ρ [kg/m³]
25,0	2702	905	237
100,0	2685	945	240
200,0	2662	990	238
300,0	2640	1030	233
400,0	2617	1070	228
500,0	2594	1100	222
600,0	2571	1150	215
660,0	2558	1180	211
660,4	2380	1180	91
700,0	2366	1180	92
800,0	2331	1180	96
900,0	2296	1180	99
1000,0	2261	1180	103

Die isostatisch gepressten Graphitplatten der Qualität R4500 werden vorwiegend als Kokillen- und Tiegelmateriale im Strangguss eingesetzt und sind daher für die Anwendung als gleitende Trennschicht zwischen der Gusseisenplatte und der Schmelze bestens geeignet. Die Werkstoffkennwerte sind in Tabelle 4-11 eingetragen.

Tabelle 4-11: Werkstoffkennwert für die Graphitplatte der Qualität R4500 nach [105]

Graphitplatte R4500		
Wärmekapazität c_p [J/kgK]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]	Dichte ρ [kg/m³]
715	90	1770

Den keramischen Bauteilen aus dem Material Pyrotek-N17 (Gießbox mit Schmelzeschieber, Gießlippe, Dichtplatte, Aufsatzrahmen, Isolationsbox) werden die Werkstoffdaten aus Tabelle 4-12 zugeordnet. Dieses Keramikmaterial hat mit einer Wärmeleitfähigkeit von 0,174 W/mK bis 0,384 W/mK im Temperaturbereich zwischen 20 °C und 1000 °C eine entsprechend hohe Isolationswirkung.

Tabelle 4-12: Werkstoffkennwerte für das keramische Material Pyrotek-N17 nach [106]

Pyrotek – N17			
Temperatur T [°C]	Wärmekapazität c_p [J/kgK]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]	Dichte ρ [kg/m³]
20	787	0,174	817
200	829	0,209	817
400	888	0,244	817
600	930	0,291	817
800	963	0,337	817
1000	988	0,384	817

Die Kennwerte des Kupferblocks aus dem Werkstoff AMPCOLOY 972, der eine besonders hohe Temperaturbeständigkeit aufweist und häufig als Kokillenmaterial in Stranggussanwendungen eingesetzt wird, sind in Tabelle 4-13 zu finden.

Tabelle 4-13: Werkstoffkennwert für den Kupferblock aus AMPCOLOY 972 nach [107]

Kupferblock – AMPCOLOY 972		
Wärmekapazität c_p [J/kgK]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]	Dichte ρ [kg/m³]
380	320	8900

Der massiven Gusseisenplatte werden die Kennwerte in Tabelle 4-14 zugewiesen.

Tabelle 4-14: Werkstoffkennwert für die Gusseisenplatte

Gusseisenplatte		
Wärmekapazität c_p [J/kgK]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]	Dichte ρ [kg/m³]
466	45	7250

5 Experimentelle und numerische Ergebnisse

5.1 Thermophysikalische Werkstoffdaten der Legierung AlSn25

Die gemessene chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierung AlSn25 ist in Kapitel 3.2.2.2 angeführt und eine metallographische Gefügeuntersuchung der Substratplatte findet sich in Kapitel 5.6.1.

5.1.1 Dichte von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase

Die Messung der thermischen Ausdehnung im festen Zustand von Raumtemperatur bis 500 °C erfolgt an vier Proben und die Messung von 500 °C bis in den flüssigen Temperaturbereich im Graphit-Container an drei Proben. Die ermittelte Dichte über den gesamten Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C ist in Diagramm 5-1 aufgetragen. Die Solidustemperatur liegt bei 228 °C, das Aufschmelzen der eingelagerten Sn-Phasen bei dieser Temperatur in einer weiterhin stabilen Al-Matrixstruktur hat jedoch keinen messbaren Einfluss auf den Dichteverlauf des Werkstoffes. Erst das Nachgeben der Aluminiumstruktur ab 573 °C führt zu einem deutlichen Dichtesprung in den schmelzflüssigen Zustand. Die Reproduzierbarkeit der Messwerte im schmelzflüssigen Temperaturbereich ist mit einer relativen Standardabweichung von unter 0,13% sehr hoch.

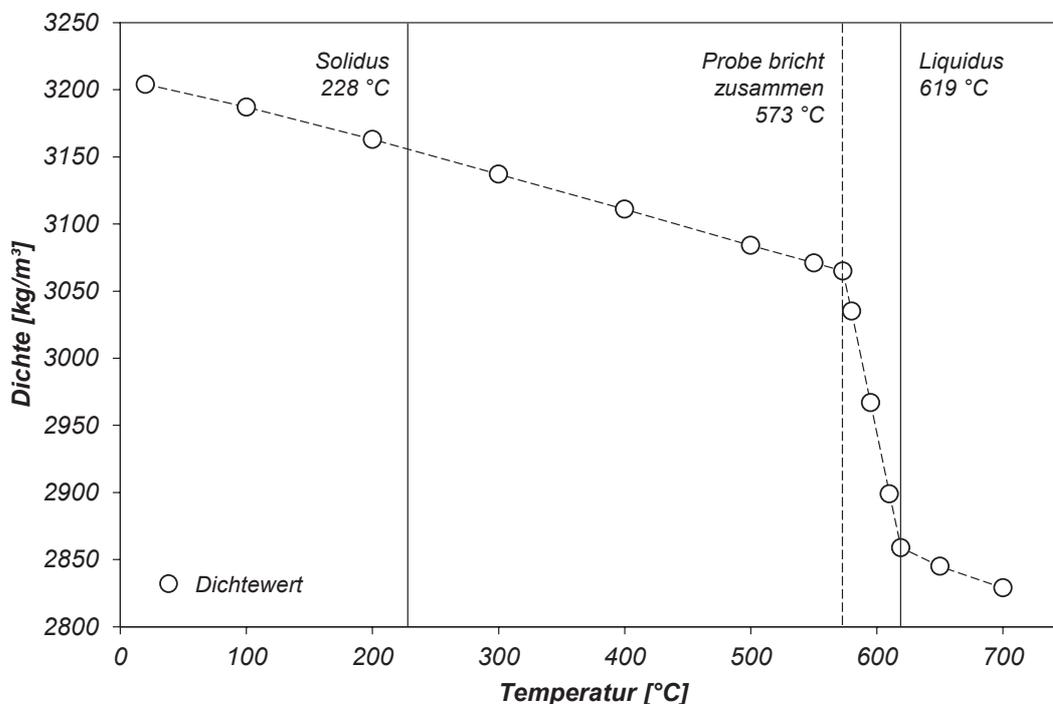


Diagramm 5-1: Dichte von AlSn25 im Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C.

Die Dichtewerte von 20 °C, mit einer archimedisch ermittelten Dichte von 3204 kg/m³, bis 700 °C sind in Tabelle 5-1 eingetragen.

Tabelle 5-1: *Ermittelte Werte für die thermische Dehnung im festen und die Dichte im Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C von AlSn25*

Temperatur T [°C]	Dichte ρ [kg/m ³]	Temperatur T [°C]	Dichte ρ [kg/m ³]
20	3204	573	3065
100	3187	580	3035
200	3163	595	2967
300	3137	610	2899
400	3111	619	2859
500	3084	650	2845
550	3071	700	2829

5.1.2 Spezifische Wärmekapazität und Erstarrungsintervall

Die Messung der spezifischen Wärmekapazität wird mit einem Differenz-Wärmestrom-Kalorimeter durchgeführt. Die ermittelte Wärmekapazität von AlSn25 ist in Diagramm 5-2 im festen und flüssigen Zustand dargestellt. Bei Raumtemperatur weist die Legierung eine Wärmekapazität von 723 J/kgK auf. Mit ansteigender Temperatur nimmt die Wärmeleitfähigkeit weiter zu und erreicht bei 440 °C einen Wert von 945 J/kgK, der bei weiterer Erhöhung der Temperatur konstant bleibt.

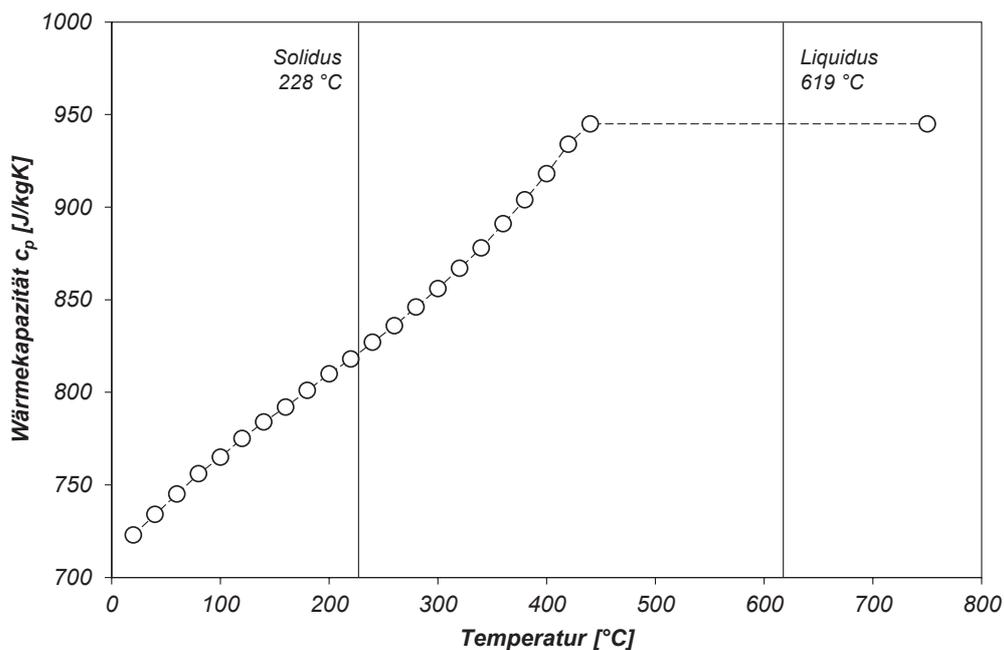


Diagramm 5-2: *Spezifische Wärmekapazität von AlSn25 im festen und flüssigen Zustand.*

Die entsprechenden Werte finden sich in Tabelle 5-2 wieder.

Tabelle 5-2: Werte für die Wärmekapazität von AlSn25 im festen und flüssigen Zustand

Temperatur T [°C]	Wärmekapazität c_p [J/kgK]	Temperatur T [°C]	Wärmekapazität c_p [J/kgK]
20	723	260	836
40	734	280	846
60	745	300	856
80	756	320	867
100	765	340	878
120	775	360	891
140	784	380	904
160	792	400	918
180	801	420	934
200	810	440	945
220	818	750	945
240	827		

Die Legierung AlSn25 hat ein sehr breites Erstarrungsintervall von 391 °C. Die Solidustemperatur, bei der sich die in die Aluminiummatrix eingelagerten Sn-Phasen verflüssigen, ist bei 228 °C, die Liquidustemperatur bei 619 °C. Die Erstarrungsenthalpie über das gesamte Erstarrungsintervall liegt bei 321,8 kJ/kg. Die ermittelten Daten sind in Tabelle 4-9 zusammengefasst.

Tabelle 5-3: Solidustemperatur, Liquidustemperatur, Erstarrungsintervall und Erstarrungsenthalpie für die Legierungen AlSn25

Messung	Einheit	Wert
<i>Solidustemperatur</i>	[°C]	228
<i>Liquidustemperatur</i>	[°C]	619
<i>Erstarrungsintervall</i>	[°C]	391
<i>Erstarrungsenthalpie</i>	[kJ/kg]	321,8

Der Festphasenanteil der Legierung berechnet sich aus der prozentual freiwerdenden Erstarrungsenthalpie während eines vollständigen Erstarrungsvorganges von der flüssigen in die feste Phase. In Diagramm 5-3 ist der Verlauf des Festphasenanteils über das gesamte Erstarrungsintervall dargestellt. Mit dem Beginn der Erstarrung bei 619 °C nimmt der prozentuale Anteil an erstarrter Schmelze stark zu. Bei 500 °C sind bereits 95% der

Schmelze erstarrt und somit der Großteil der Erstarrung abgeschlossen. Die verbleibenden 5% sind dem flüssigen Zinn in der Aluminiummatrix zuzuschreiben, das erst bei der Solidustemperatur von 228 °C abrupt erstarrt.

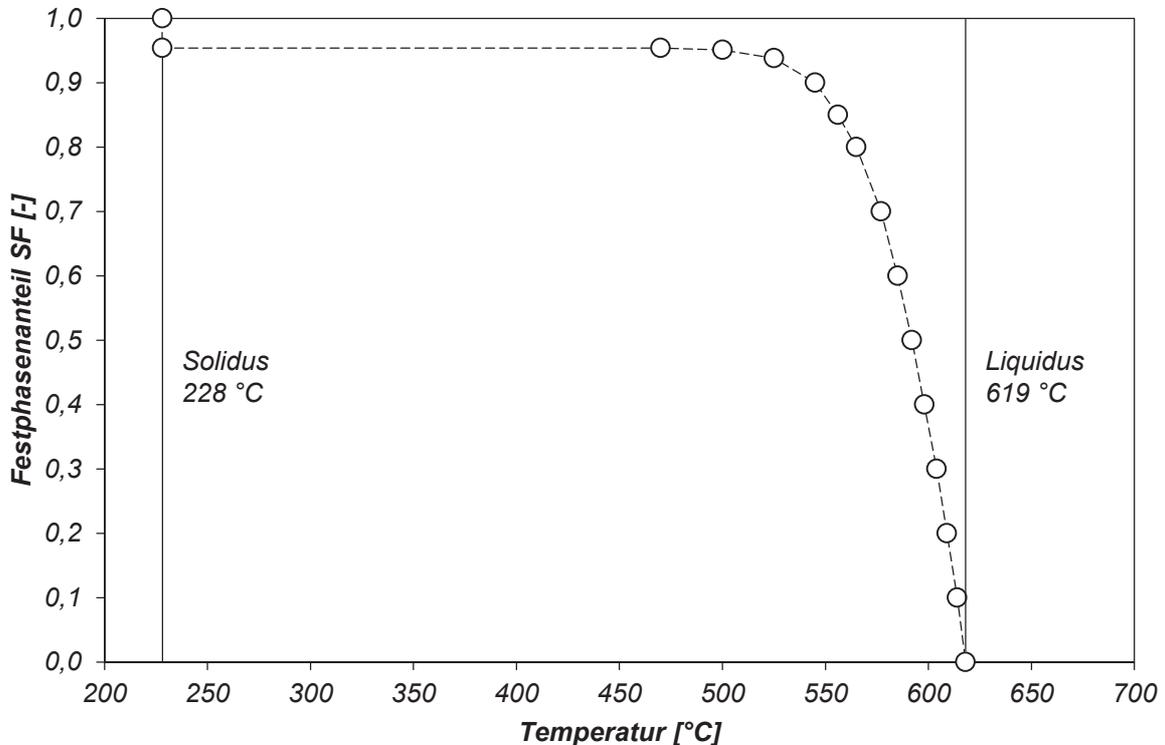


Diagramm 5-3: Verlauf des Festphasenanteils von AlSn25.

Die Werte des Festphasenanteils über das gesamte Erstarrungsintervall sind in Tabelle 5-4 eingetragen.

Tabelle 5-4: Werte für den Festphasenanteil von AlSn25

Temperatur T [°C]	Festphasenanteil SF [-]	Temperatur T [°C]	Festphasenanteil SF [-]
228	1,000	577	0,700
228	0,954	585	0,600
470	0,954	592	0,500
500	0,951	598	0,400
525	0,938	604	0,300
545	0,900	609	0,200
556	0,850	614	0,100
565	0,800	618	0,000

5.1.3 Berechnete Wärmeleitfähigkeit

Die berechnete Wärmeleitfähigkeit λ setzt sich aus den temperaturabhängigen Werten der gemessenen Temperaturleitfähigkeit, der Dichte und der Wärmekapazität zusammen. Die Messung der Temperaturleitfähigkeit im festen Zustand bis 500 °C wird an zwei Proben durchgeführt, für die Messung bis in den flüssigen Temperaturbereich im Saphirbehälter werden drei Proben herangezogen. In Diagramm 5-4 sind die berechneten Werte in einem Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C aufgetragen.. Bei der Solidustemperatur bei 228 °C fällt die Wärmeleitfähigkeit mit dem Aufschmelzen der Sn-Phasen sprunghaft ab, steigt jedoch im weiteren Verlauf wieder an. Erst mit dem vollständigen Aufschmelzen der Probe nimmt die Wärmeleitfähigkeit stark ab und erreicht bei der Liquidustemperatur bei 619 °C einen Minimalwert von 62,8 W/mK bevor sie bis 700 °C wieder langsam ansteigt.

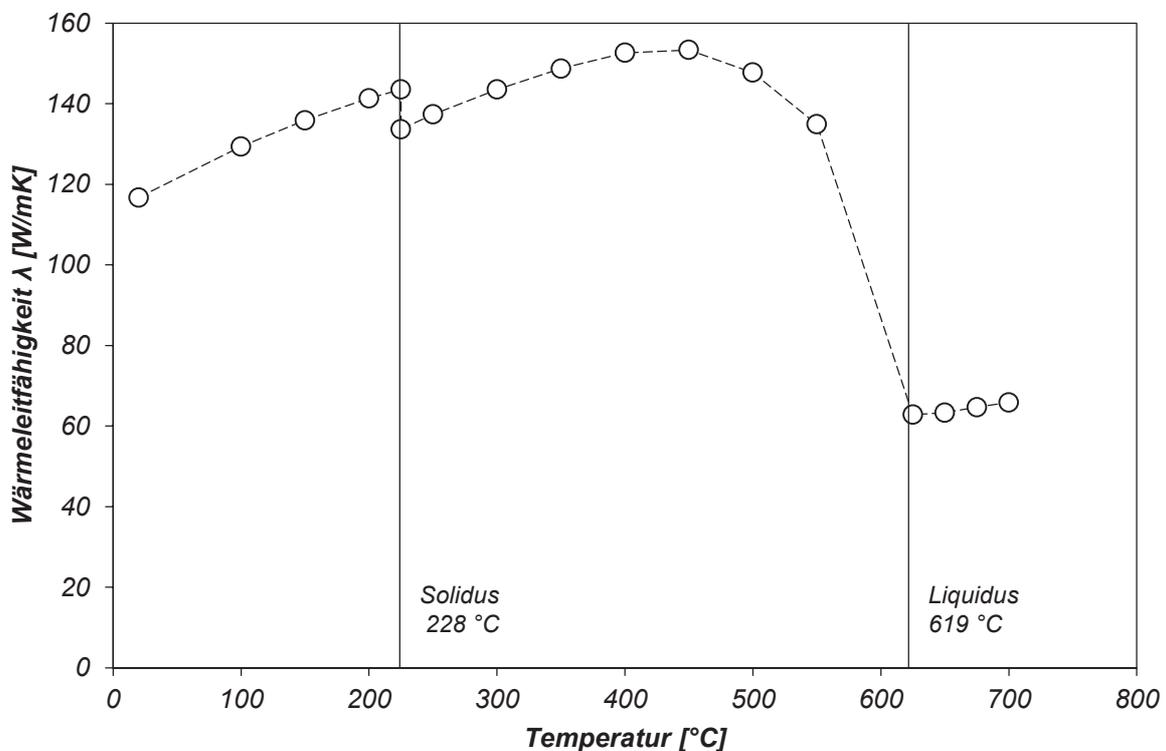


Diagramm 5-4: Berechnete Wärmeleitfähigkeit von AlSn25 in einem Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C.

Die entsprechenden Tabellenwerte sind in Tabelle 5-5 gezeigt.

Tabelle 5-5: Werte für die berechnete Wärmeleitfähigkeit von AlSn25 im festen und flüssigen Zustand

<i>Temperatur T [°C]</i>	<i>Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]</i>	<i>Temperatur T [°C]</i>	<i>Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]</i>
20	116,7	400	152,6
100	129,4	450	153,3
150	135,9	500	147,7
200	141,3	550	134,9
225	143,5	625	62,8
226	133,7	650	63,3
250	137,4	675	64,7
300	143,5	700	65,9
350	148,7		

5.2 Thermophysikalische Werkstoffdaten der Legierung Al7075

Ein Teil der Messungen der thermophysikalischen Eigenschaften der Legierung Al7075 sind im Rahmen des von der European Space Agency (ESA) initiierten Projektes „Characterisation of Demisable Materials (CHARDEM)“ mit der Projektnummer 4000110952/14/NL/PA durchgeführt worden [108]. Die gemessene chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierung Al7075 ist in Kapitel 3.2.2.1 angeführt und eine metallographische Gefügeuntersuchung der Substratplatte findet sich in Kapitel 5.5.1.

5.2.1 Dichte von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase

Die Dichte von Raumtemperatur bis 495 °C der Legierung Al7075 und die Messung bis in den flüssigen Zustand im Graphit-Container erfolgt jeweils an zwei Proben. Die Solidustemperatur der Legierung Al7075 wurde mit 532 °C bestimmt (siehe Tabelle 5-8) und bereits bei 538 °C beginnt die Probe beim ersten Aufheizen zusammenzubrechen. Die Liquidustemperatur und somit das Ende des Volumensprungs der Phasenumwandlung ist bei 632 °C erreicht, anschließend dehnt sich die Schmelze linear aus. Die Messung im schmelzflüssigen Bereich zeigt erneut eine hohe Reproduzierbarkeit der Messwerte mit einer relativen Standardabweichung von unter 0,36%. Die ermittelte Dichte über den gesamten Messbereich von 20 °C bis 800 °C mit den markanten Punkten der Solidustemperatur bei 532 °C und der Liquidustemperatur bei 632 °C sind in Diagramm 5-5 dargestellt.

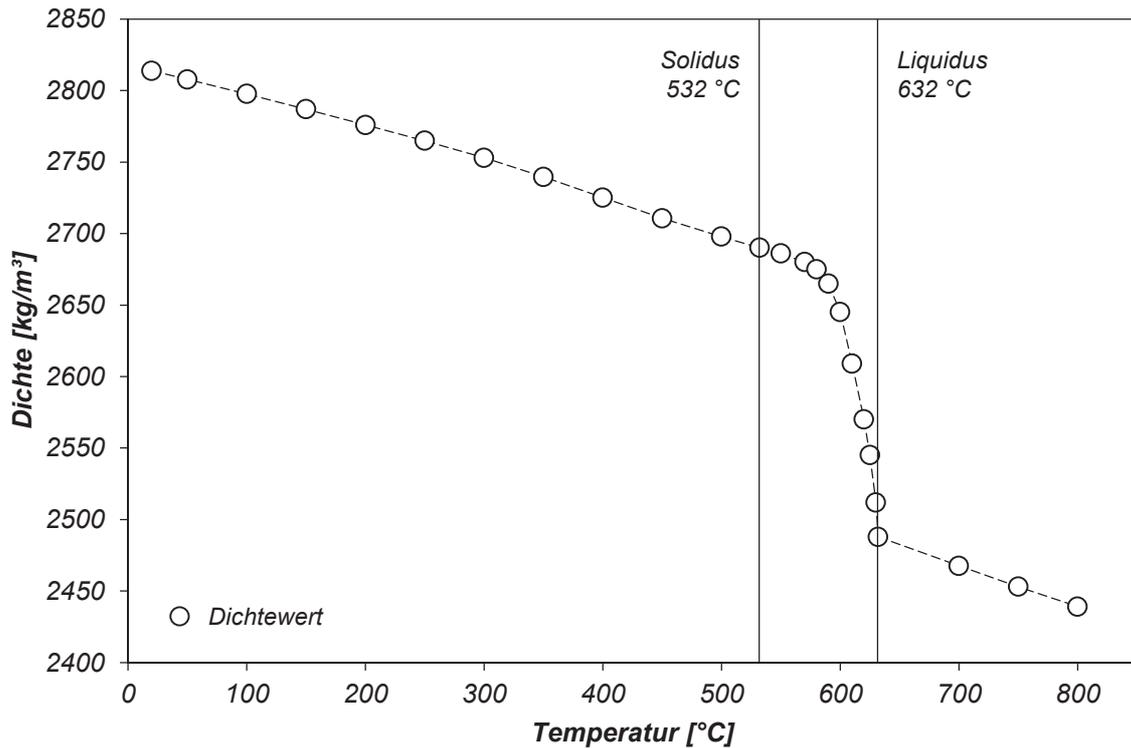


Diagramm 5-5: Dichte von Al7075 im Temperaturbereich von 20 °C bis 800 °C.

Die Dichte im Temperaturbereich von 20 °C, mit einer archimedisch ermittelten Dichte von 2814 kg/m³, bis 800 °C sind in Tabelle 5-6 eingetragen.

Tabelle 5-6: Ermittelte Werte für die lineare thermische Dehnung im festen Zustand und die Dichte im Temperaturbereich von 20 °C bis 800 °C von Al7075

Temperatur T [°C]	Dichte ρ [kg/m³]	Temperatur T [°C]	Dichte ρ [kg/m³]
20	2814	590	2665
100	2798	600	2645
200	2776	610	2609
300	2753	620	2570
400	2725	630	2512
500	2698	632	2488
532	2690	700	2468
550	2686	750	2453
570	2680	800	2439
580	2675		

5.2.2 Spezifische Wärmekapazität und Erstarrungsintervall

Bei Raumtemperatur beträgt die Wärmekapazität 878 J/kgK, die bis zur Liquidustemperatur bei 632 °C auf einen Wert von 1132 J/kgK ansteigt und im schmelzflüssigen Temperaturbereich konstant verbleibt. Die ermittelte Wärmekapazität im festen und flüssigen Zustand ist in Diagramm 5-6 aufgetragen, die entsprechenden Werte finden sich in der Tabelle 5-7 wieder.

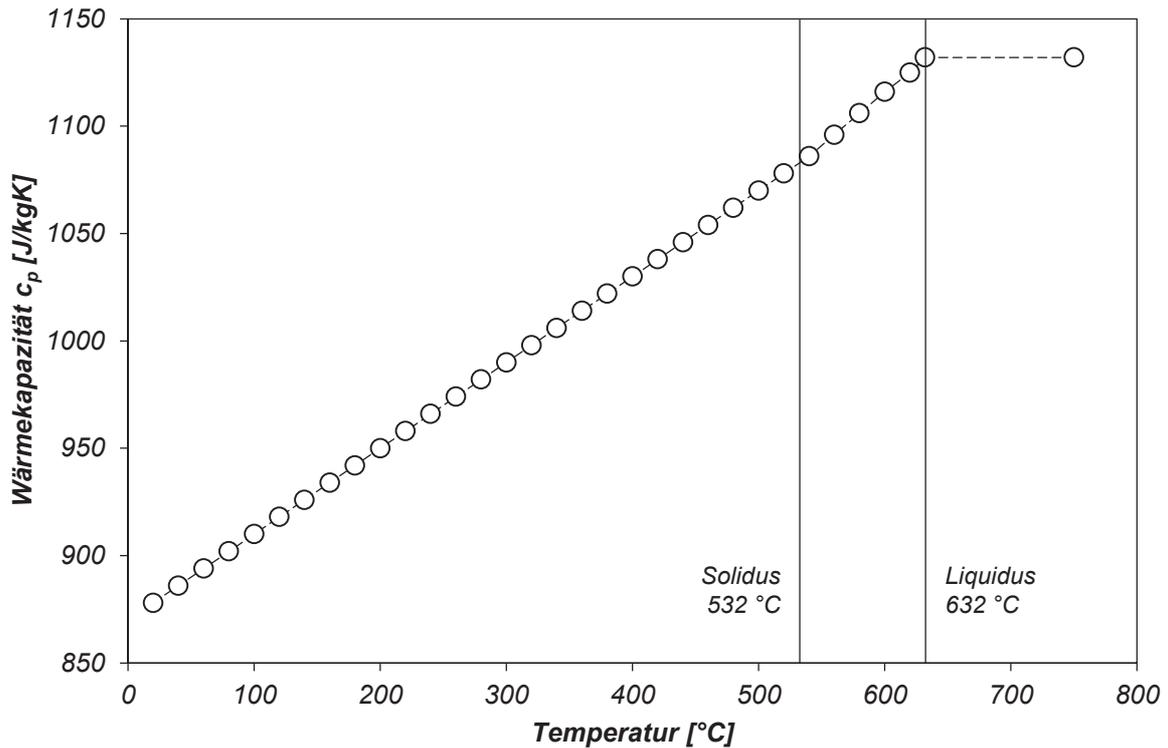


Diagramm 5-6: Spezifische Wärmekapazität von Al7075 im festen und flüssigen Zustand.

Tabelle 5-7: Werte für die Wärmekapazität von Al7075 im festen und flüssigen Zustand

Temperatur T [°C]	Wärmekapazität c_p [J/kgK]	Temperatur T [°C]	Wärmekapazität c_p [J/kgK]
20	878	360	1014
40	886	380	1022
60	894	400	1030
80	902	420	1038
100	910	440	1046
120	918	460	1054
140	926	480	1062
160	934	500	1070
180	942	520	1078
200	950	540	1086
220	958	560	1096
240	966	580	1106
260	974	600	1116
280	982	620	1125
300	990	632	1132
320	998	750	1132
340	1006		

Das Erstarrungsintervall der Legierung Al7075 erstreckt sich über 100 °C von 632 °C bis 532 °C mit einer ermittelten Erstarrungsenthalpie von 361,5 kJ/kg. Die ermittelten Daten sind in Tabelle 5-8 zusammengefasst.

Tabelle 5-8: Ermittelte Solidustemperatur, Liquidustemperatur, Erstarrungsintervall und Erstarrungsenthalpie für die Legierung Al7075

Messung	Einheit	Wert
Solidustemperatur	[°C]	532
Liquidustemperatur	[°C]	632
Erstarrungsintervall	[°C]	100
Erstarrungsenthalpie	[kJ/kg]	361,5

Der berechnete prozentuale Festphasenanteil im Erstarrungsintervall auf Basis der ermittelten Erstarrungsenthalpie ist in Diagramm 5-7 abgebildet.

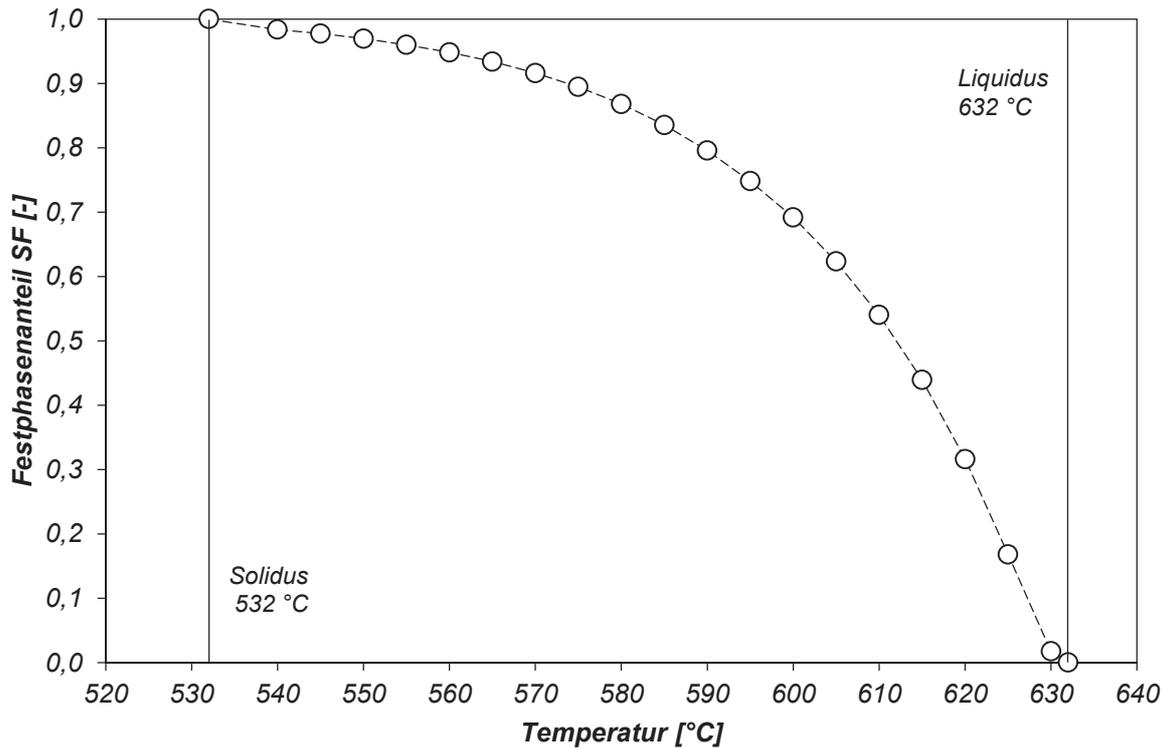


Diagramm 5-7: Verlauf des Festphasenanteils von Al7075.

Die entsprechenden Wertepaare des Festphasenanteils von der Liquidus- bis zur Solidustemperatur finden sich in Tabelle 5-9 wieder.

Tabelle 5-9: Werte für den Festphasenanteil von Al7075

Temperatur T [°C]	Festphasenanteil SF [-]	Temperatur T [°C]	Festphasenanteil SF [-]
532	1,000	611	0,792
544	0,998	616	0,709
554	0,994	620	0,608
564	0,987	623	0,505
574	0,972	625	0,421
583	0,950	627	0,320
590	0,928	629	0,202
597	0,901	630	0,135
605	0,854	632	0,000

5.2.3 Berechnete Wärmeleitfähigkeit

Die Messung der Temperaturleitfähigkeit im festen Zustand bis 500 °C wird an zwei Proben durchgeführt, für die Messung bis in den flüssigen Temperaturbereich im Saphirbehälter werden drei Proben herangezogen. Die Wärmeleitfähigkeit berechnet sich aus den ermittelten temperaturabhängigen Werten der Dichte, Wärmekapazität und Temperaturleitfähigkeit. In Diagramm 5-8 sind die berechneten Werte der Wärmeleitfähigkeit grafisch dargestellt. Im festen Zustand verbleibt die Wärmeleitfähigkeit relativ gleichmäßig zwischen 163,9 W/mK und 182,6 W/mK. Mit dem Überschreiten der Solidustemperatur fällt diese im Zweiphasengebiet von 169,4 W/mK auf 78,1 W/mK deutlich ab, bevor sie in der flüssigen Phasen wieder langsam zu steigen beginnt.

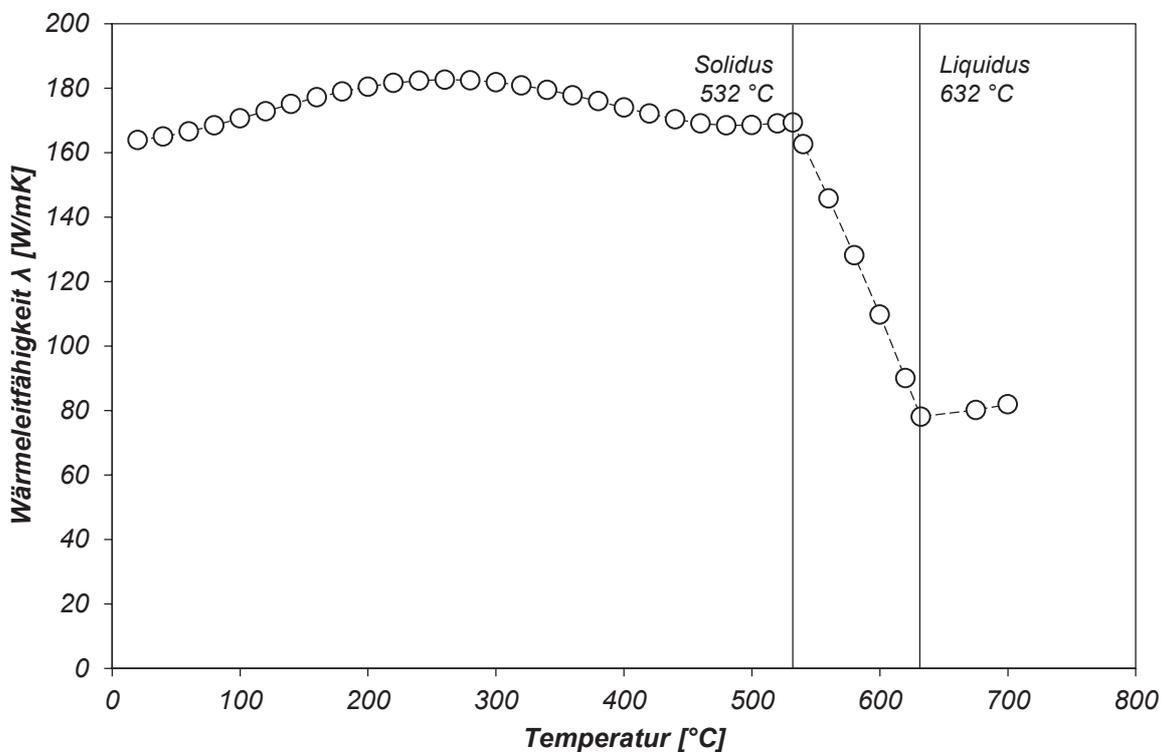


Diagramm 5-8: Berechnete Wärmeleitfähigkeit von Al7075 in einem Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C.

Die entsprechenden Tabellenwerte finden sich in Tabelle 5-10 wieder.

Tabelle 5-10: Werte für die berechnete Wärmeleitfähigkeit von Al7075 im festen und flüssigen Zustand

Temperatur T [°C]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]	Temperatur T [°C]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]
20	163,9	380	175,9
40	165,0	400	174,0
60	166,5	420	172,1
80	168,5	440	170,4
100	170,6	460	169,1
120	172,8	480	168,4
140	175,1	500	168,5
160	177,1	520	169,0
180	178,9	532	169,4
200	180,4	540	162,6
220	181,6	560	145,7
240	182,3	580	128,2
260	182,6	600	109,7
280	182,4	620	90,0
300	181,8	632	78,1
320	180,8	675	80,2
340	179,4	700	81,9
360	177,8		

5.3 Numerische Ergebnisse der dynamischen 3-D Simulation

Abbildung 5-1 zeigt die Temperatur der Substrat- und Aufgusslegierung sowie die Position der oberen Gießeinheit bei Simulationsbeginn. Die Gießbox ist bereits mit Schmelze gefüllt, das Überführen vom Schmelzofen wird nicht berücksichtigt.

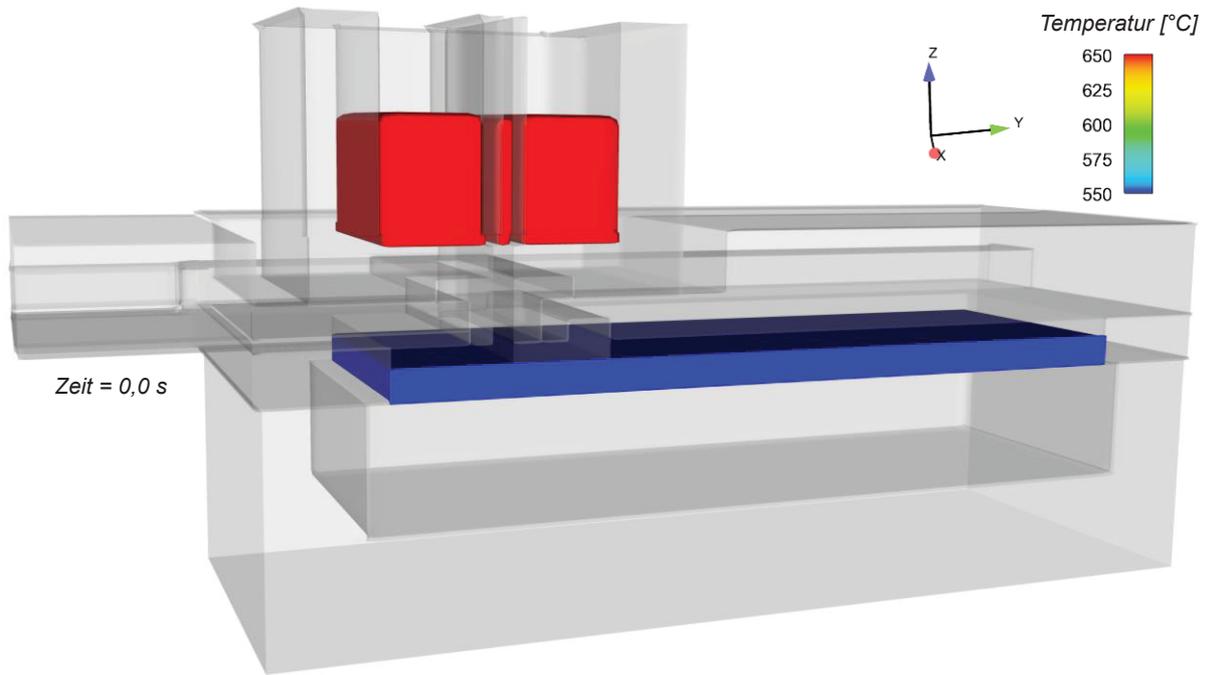


Abbildung 5-1: Startposition im dreidimensionalen Modell.

In Abbildung 5-2 ist die Temperatur der Substrat- und Aufgusslegierung zu ausgewählten Zeitpunkten bei 0,2 s, 10,0 s, 19,4 s und 50,0 s während eines Gießzyklus dargestellt. Mit dem Öffnen des Schiebers fließt die Schmelze durch die Gießlippe in den Formhohlraum und trifft auf die Oberfläche der Substratplatte. Aufgrund des als nahezu ideal angenommenen Wärmeübergangs zwischen Schmelze und Substrat erwärmt sich die Substratplatte in den weiteren Sekunden relativ schnell und gleicht sich in der Verbundzone der Schmelztemperatur an (Bild a und b). Nach 19,4 Sekunden ist der Schieber, bereits einige Sekunden vor dem Erreichen der Endposition der oberen Gießeinheit, geschlossen (Bild c), damit sich die Gießlippe bis zur Endposition möglichst vollständig leert und keinen Hinterschnitt erzeugt (Bild d) und somit der Ausbau der Lippe und das Heben der Gusseisenplatte leicht möglich ist. Bis zur Entnahme kühlt die Verbundgussplatte noch in der Endposition verbleibend bis auf Raumtemperatur ab.

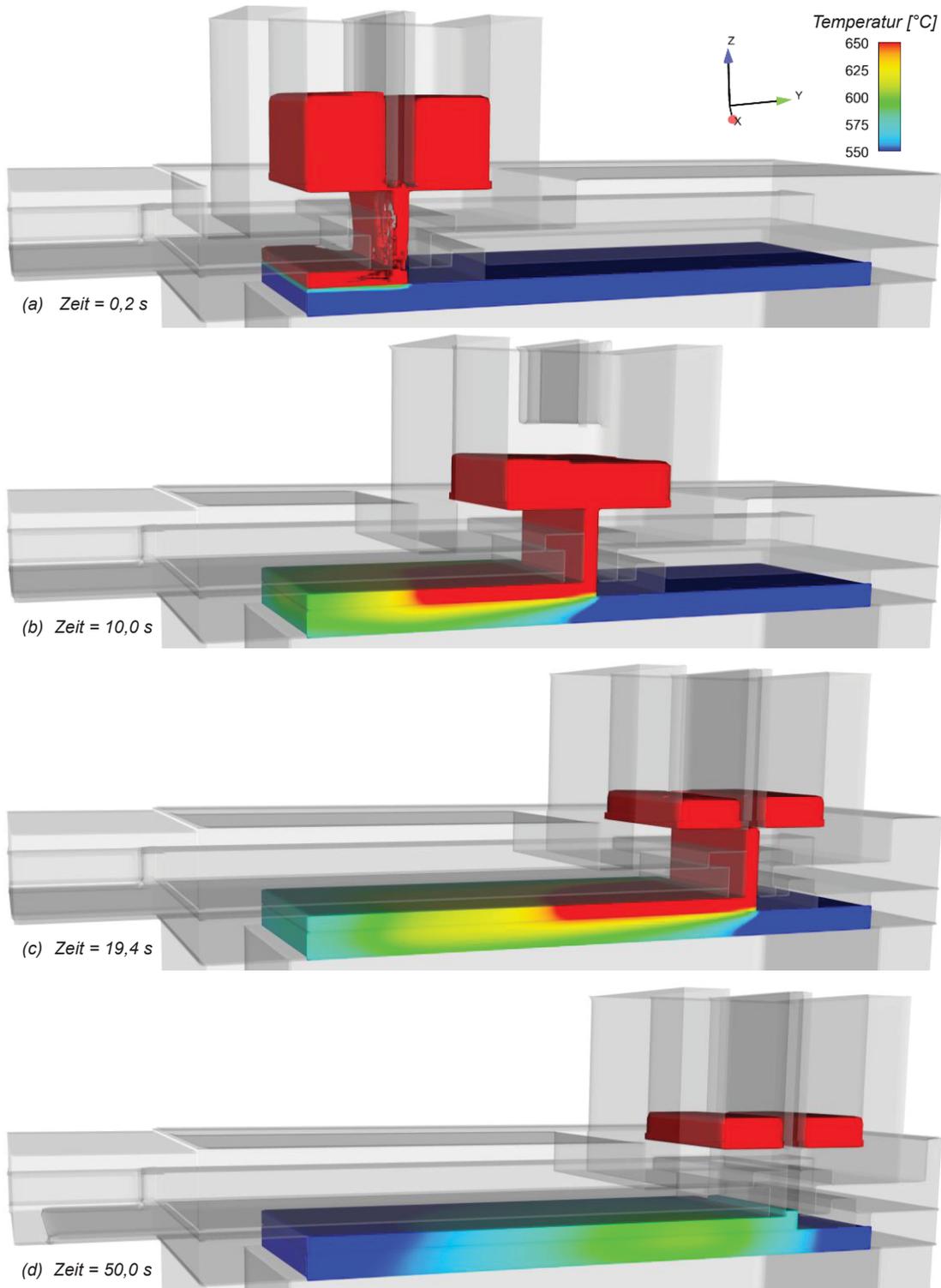


Abbildung 5-2: Temperatur der Substrat- und Aufgusslegierung 0,2 s (a), 10,0 s (b), 19,4 s (c) und 50,0 s (d) nach Gießstart.

Der Bereich der Gießlippe ist entscheidend für den Gießprozess. Bei fehlerhafter Auslegung ist die Gefahr gegeben, dass die Schmelze aufgrund der relativ kalten Substratplatte in die Gießlippe rückerstartet. Daher muss der Temperaturverlust der Schmelze von der Gießbox in den Formhohlraum möglichst gering gehalten werden. Dies soll einerseits mit dem Einsatz eines gut isolierenden Werkstoffs für die Gießlippe und Gießbox, der zusätzlich zu

Gießbeginn vorgeheizt wird, andererseits mit einer möglichst geringen Gießlippenhöhe sichergestellt werden. Daher ist die Gusseisenplatte im Bereich der Gießlippe und Gießbox entsprechend freigestellt (siehe Abbildung 3-2 in Kapitel 3.1.2), um die Höhe der Gießlippe auf einen minimal möglichen Wert von 24 mm zu reduzieren. Abbildung 5-3 zeigt den Erstarrungsanteil an der Oberseite der Aufgusslegierung bei 2,6 s, 10,0 s und 19,4 s. Unter den gegebenen geometrischen Voraussetzungen sowie den angenommenen Gießparametern besteht während der gesamten Gießdauer keine Gefahr von Rückerstarrungen der Aufgusschmelze in die Gießlippe. An der Grenzfläche zur Substratplatte erstarrt die Schmelze aufgrund des hohen Temperaturgradienten und hohen Wärmeübergangs sehr schnell. An der Oberseite der Aufgusslegierung verbleibt die Schmelze wesentlich länger im flüssigen Zustand, da die Gießlippe und Graphitplatte, die den Gießraum nach oben abdichten, stark aufgeheizt sind.

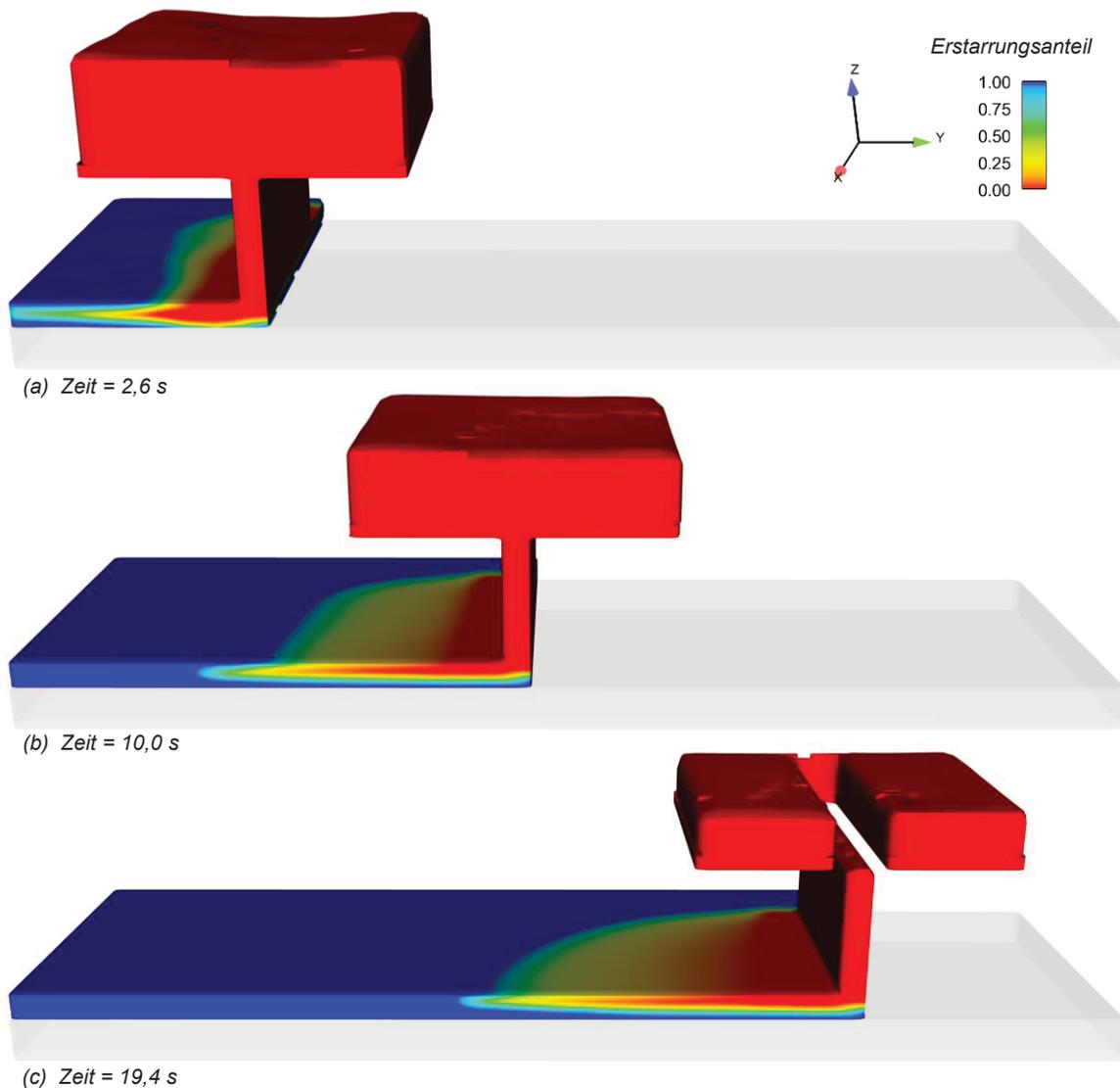


Abbildung 5-3: Erstarrungsanteil an der Oberseite der Aufgusslegierung bei 2,6 s (a), 10,0 s (b) und 19,4 s (c).

Die Auswirkungen des hohen Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Aufgusslegierung und der Substratplatte lassen sich auch an der Temperaturverteilung der Aufgussunterseite in der Abbildung 5-4 erkennen. Im Bereich der auftreffenden Schmelze unterhalb der Gießlippe kühlt die Schmelze stark ab und erst nach einigen Sekunden kommt es zu einer Wiedererwärmung aufgrund des Temperatenausgleichs mit der darunterliegenden Substratplatte und der darüber liegenden heißen Schmelze.

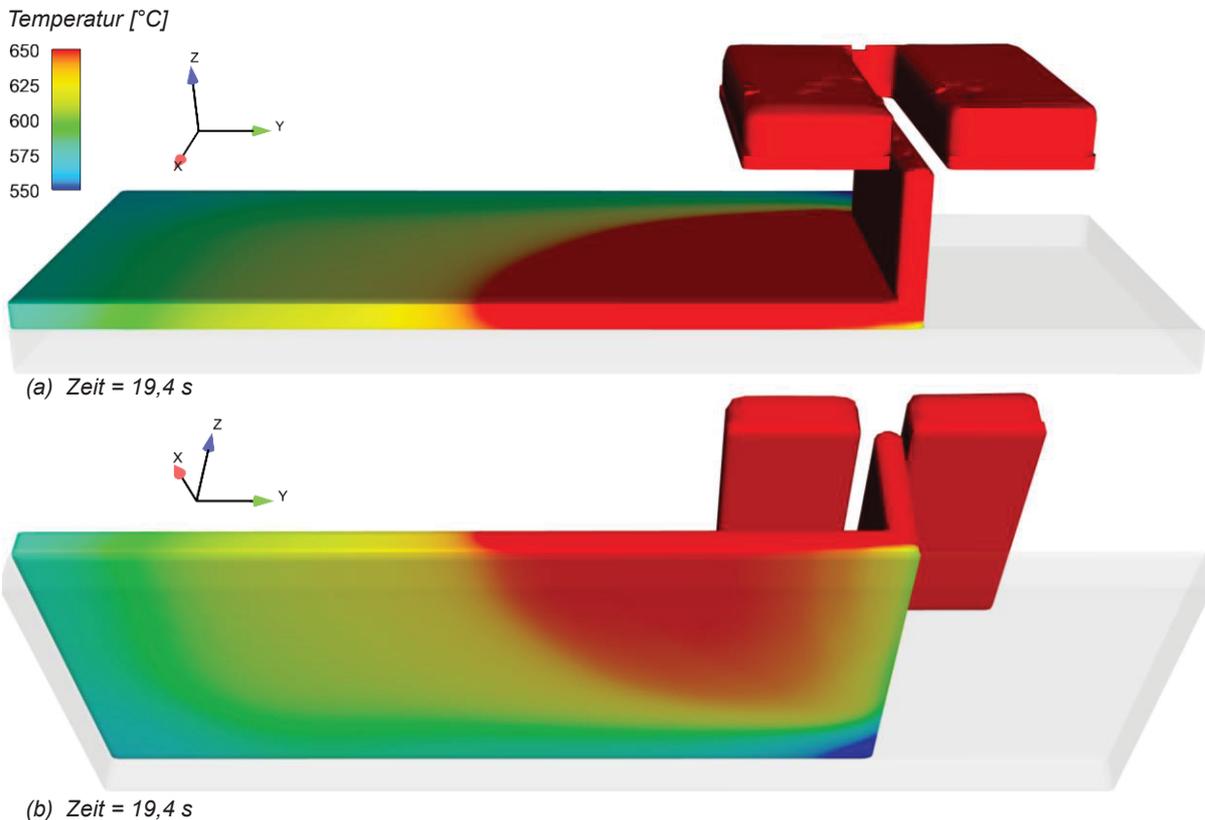


Abbildung 5-4: Temperatur an der Oberseite (a) und Unterseite (b) der Aufgusslegierung nach 19,4 s.

5.4 Numerische Berechnung der Substrattemperatur mit dem dynamischen 2D-Modell

Für den Verbundgießprozess ist die lokale Temperatur in der Grenzschicht von Substratplatte und Aufgusslegierung während des Gießprozesses von besonderer Bedeutung. Messtechnisch ist die lokale Grenzflächentemperatur nur mit sehr viel Aufwand an vordefinierten Messpunkten an der Substratoberfläche erfassbar (siehe Kapitel 3.1.5). Das zweidimensionale Simulationsmodell gibt die lokale Oberflächentemperatur der Substratplatte in Abhängigkeit der Gießparameter über die gesamte Gießlänge aus. Des Weiteren bietet das Modell die Möglichkeit, Gießparameter zu untersuchen, die in der Versuchsgießanlage nicht eingestellt werden können. Zur Auswertung der thermischen

Verhältnisse der zahlreichen Parametervariationen wird eine charakteristische Messposition nahe der Substratoberfläche definiert. Da der Messpunkt im Bereich der Schliffpositionen liegt, kann jedem Schliffbild ein berechneter Temperaturverlauf an der Substratoberfläche zugeordnet werden. Die exakte Lage der Temperaturmessstelle ist in Abbildung 5-5 skizziert und liegt 80 mm vom Plattenanfang entfernt und jeweils 0,5 mm unterhalb der Substratoberfläche.

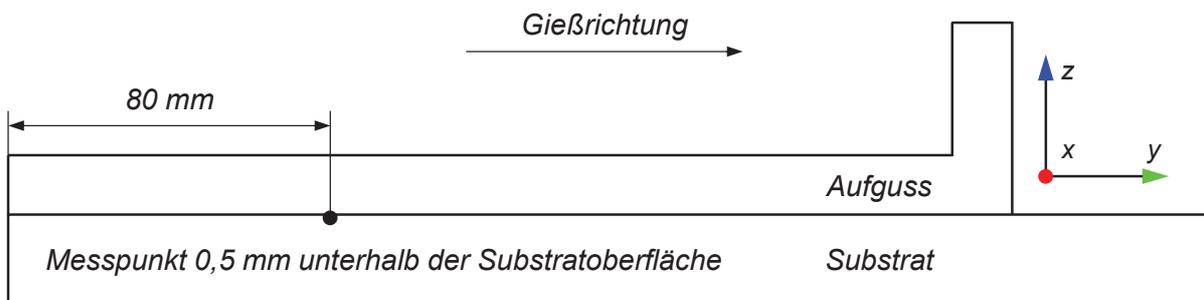


Abbildung 5-5: Position der Temperaturmessstelle nahe der Substratoberfläche.

Es wird davon ausgegangen, dass die Verbundqualität stark von der maximal erreichten Temperatur an der Substratoberfläche, die für eine Verbundbildung im thixotropen oder schmelzflüssigen Temperaturbereich der Substratlegierung liegen muss, und der Zeitdauer, in der die Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur der Substratlegierung liegt, abhängig ist. Nur dann reduziert sich die Haftung zwischen dem Substratmaterial und der Oxidschicht und das Oxid kann aufgrund der Relativbewegung der beiden Verbundschichten von der Verbundgrenzfläche gelöst und abgetragen werden. Die modellhafte Vorstellung zur Entfernung der Oxidhaut während des Aufgießprozesses ist in der Diskussion in Kapitel 6 im Detail ausgeführt. Der Verlauf der Temperatur an der Messstelle während des Gießprozesses wird daher entsprechend der Methodik in Diagramm 5-9 ausgewertet. Ausgabegrößen sind demnach die maximal erreichte Temperatur T_{\max} , die Zeitdauer der Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur t_{liquid} und die integrale Fläche A , welche der Temperaturverlauf mit der Geraden der Liquidustemperatur einschließt und somit auch die Form des Temperaturverlaufes berücksichtigt. Die Liquidustemperatur der entsprechenden Substratlegierung wird den gemessenen Werten aus den Kapiteln 5.1 und 5.2 entnommen und liegt bei der Legierung Al7075 bei 632 °C und der Legierung AlSn25 bei 619 °C.

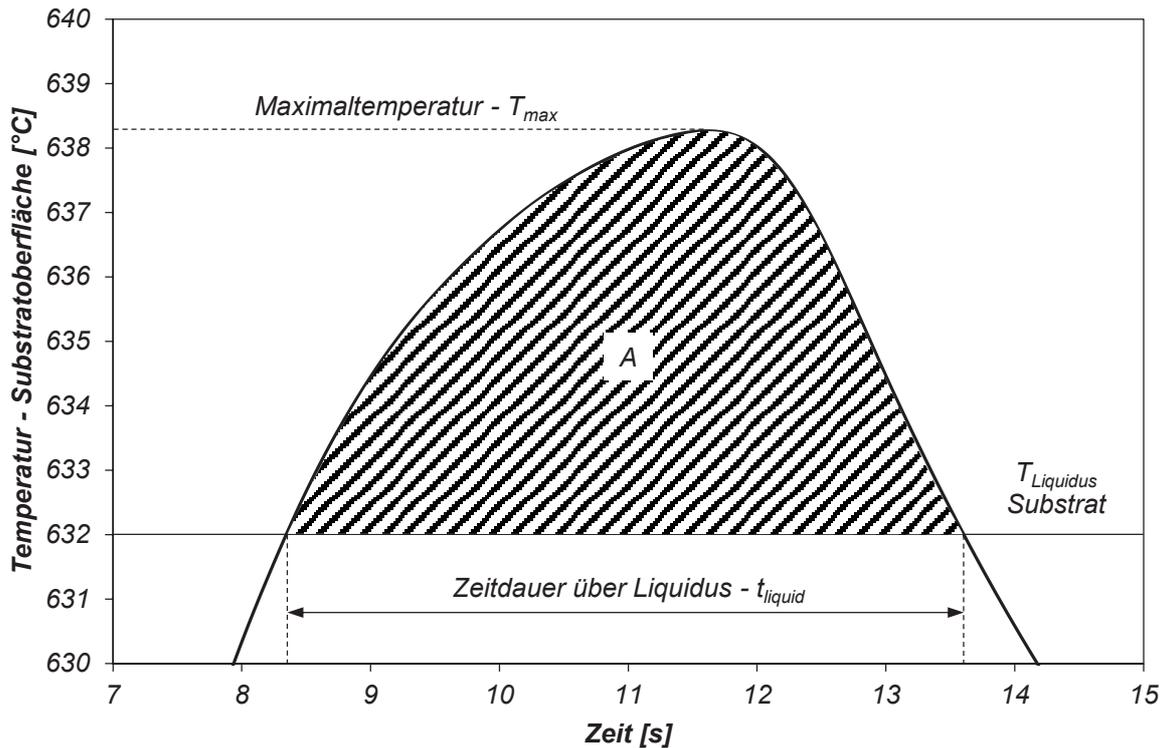


Diagramm 5-9: Auswertemethodik der simulierten Temperaturkurve nahe der Substratoberfläche.

5.4.1 Virtuelle Variationen der Gießparameter mit der Substratlegierung Al7075

Die virtuelle Variation der Gießparameter mit der Substratlegierung Al7075 betrifft die Vorheiztemperatur der Substratplatte, das Verhältnis zwischen Aufguss- zu Substratdicke, die Gießgeschwindigkeit sowie die Temperatur der Aufgusschmelze.

5.4.1.1 Variation der Substrattemperatur – Al7075

Das Diagramm 5-10 zeigt die Ergebnisse der ausgewerteten Temperaturkurven für die Substratlegierung Al7075 in jeweils vier Diagrammen. Die erste Parametervariation betrifft die Substrattemperatur, die in einem Bereich von 300 °C bis 550 °C in unregelmäßigen Temperaturschritten verändert wird. Die Ergebnisse jener Parametersätze, mit denen neben der Simulation auch Verbundplatten in der Versuchsgießanlage abgegossen wurden und somit Temperaturmessdaten für den Modellabgleich vorhanden sind, sind in den Diagrammen (a), (b) und (c) mit quadratischen Markierungen eingezeichnet. Die runden Markierungen entsprechen den Ergebnissen der Parametervariationen des abgeglichenen Simulationsmodells. Zur besseren Darstellung sind die Werte für A in Diagramm (d) zusätzlich in Balkenform aufgetragen.

Die Ergebnisse zeigen, dass bei Vorheiztemperaturen der Substratplatte unter 475 °C die Temperatur an der Substratoberfläche jeweils die kritische Liquidustemperatur der Substratlegierung von 632 °C nicht erreicht. Erst ab einer Vorheiztemperatur von 475 °C wird die Liquidustemperatur überschritten und ein integraler Wert für A kann berechnet werden. Bei einer Vorheiztemperatur von 550 °C wird bereits eine Maximaltemperatur von 642,1 °C bei einer Zeitdauer über der Liquidustemperatur von 7,7 s erreicht. Mit dem gegebenen Anlagenkonzept der Gießanlage, bei dem der massive Kupferblock lediglich geheizt, jedoch nicht gekühlt werden kann, können zu hohe Vorheiztemperaturen zum Durchschmelzen der Substratplatte während des Aufgießens führen. Daher ist die maximale Vorheiztemperatur der Substratplatte Al7075 auf 525 °C beschränkt. Bereits eine geringe Variation der Vorheiztemperatur bewirkt eine wesentliche Änderung der thermischen Verhältnisse in der Grenzfläche, wie auch die Werte für A zeigen, die mit höheren Substrattemperaturen stetig ansteigen. Somit ist die Vorheiztemperatur ein effektiver Stellparameter für den Verbundgießprozess.

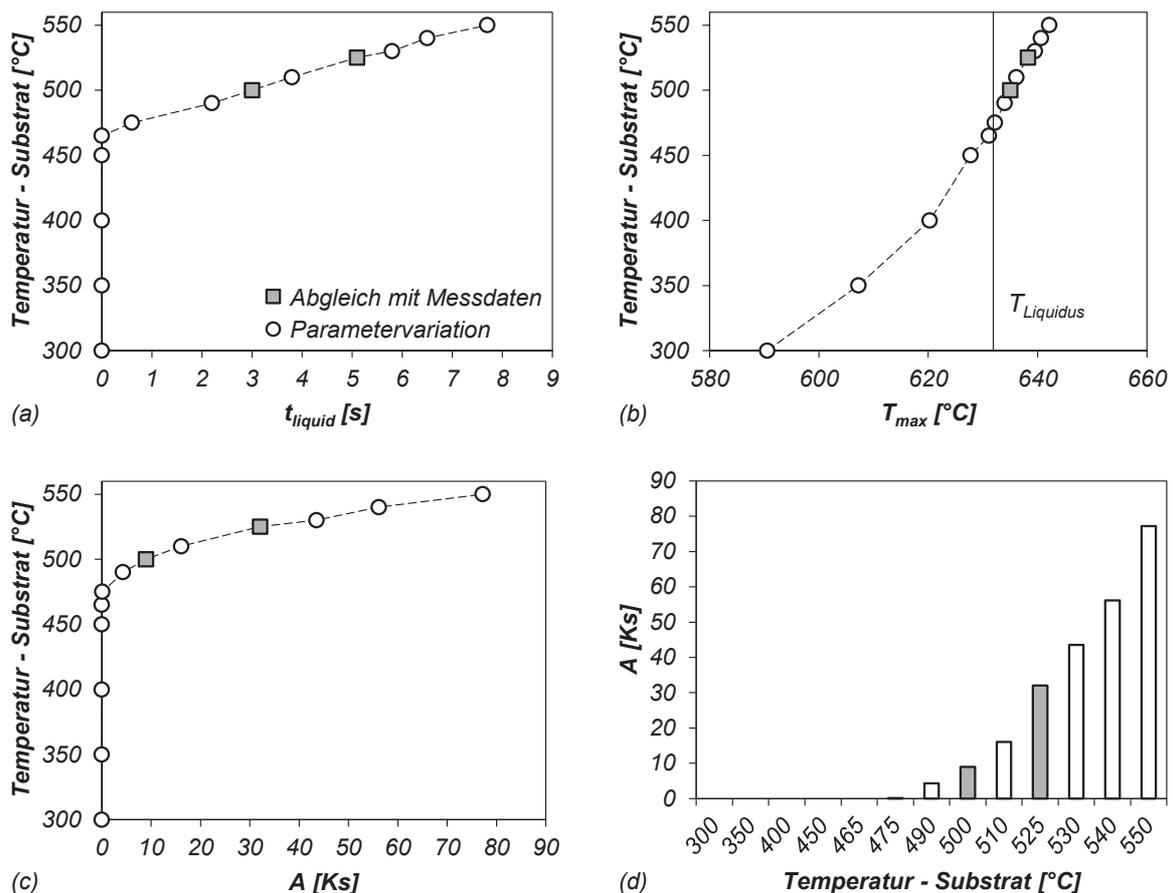


Diagramm 5-10: Variation der Substrattemperatur - Substratlegierung Al7075 /

(a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.

Die ermittelten und in Diagramm 5-10 aufgetragenen Werte bei Variation der Substrattemperatur sind tabellarisch in Tabelle 5-11 angeführt.

Tabelle 5-11: Ermittelte Werte bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte für die Substratlegierung Al7075

T_{Substrat} [°C]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
300	0,0	590,5	0,0
350	0,0	607,2	0,0
400	0,0	620,3	0,0
450	0,0	627,7	0,0
465	0,0	631,1	0,0
475	0,6	632,2	0,1
490	2,2	634,0	4,3
500	3,0	635,0	9,0
510	3,8	636,1	16,1
525	5,1	638,3	32,1
530	5,8	639,5	43,5
540	6,5	640,6	56,2
550	7,7	642,1	77,2

5.4.1.2 Variation des Dickenverhältnisses – Al7075

Auch die Variation des Verhältnisses von Aufgussdicke zu Substratdicke hat einen wesentlichen Einfluss auf den thermischen Verlauf in der Grenzfläche. In Diagramm 5-11 sind die Ergebnisse der Dickenvariation dargestellt. Die Gesamtdicke der abgegossenen Verbundplatte beträgt jeweils 20 mm bei einem variierten Schichtdickenverhältnis von 0,11 ($d_{\text{Aufguss}} = 2 \text{ mm}$; $d_{\text{Substrat}} = 18 \text{ mm}$) bis 2,33 ($d_{\text{Aufguss}} = 14 \text{ mm}$; $d_{\text{Substrat}} = 6 \text{ mm}$). Mit der Versuchsgießanlage wurden Schichtdickenverhältnisse von 0,43, 0,67 und 1,00 abgegossen. Bei kleineren Verhältnissen wird die Liquidustemperatur der Substratplatte an der Oberfläche nicht erreicht und die Gefahr von frühzeitigen Erstarrungen und unvollständiger Füllung des Gießhohlraums steigt. Bei größeren Verhältnissen nimmt der Energieeintrag von der Aufgusslegierung in die Substratplatte massiv zu. Dieser Anstieg zeigt sich in sehr langen Zeiten, in denen sich die Substrattemperatur oberhalb der Liquidustemperatur befindet und sehr hohen Maximaltemperaturen. Somit steigt auch der Wert des Flächenintegrals bei einem Verhältnis von 1,50 auf 278,8 Ks und bei 2,33 auf 779,4 Ks und die Gefahr des Durchschmelzens erhöht sich rapide. Der Einfluss des Schichtdickenverhältnisses ist groß, kann jedoch, unter Berücksichtigung der Vorgaben bei der Weiterverarbeitung der Schichtverbunde, häufig nicht beliebig variiert werden.

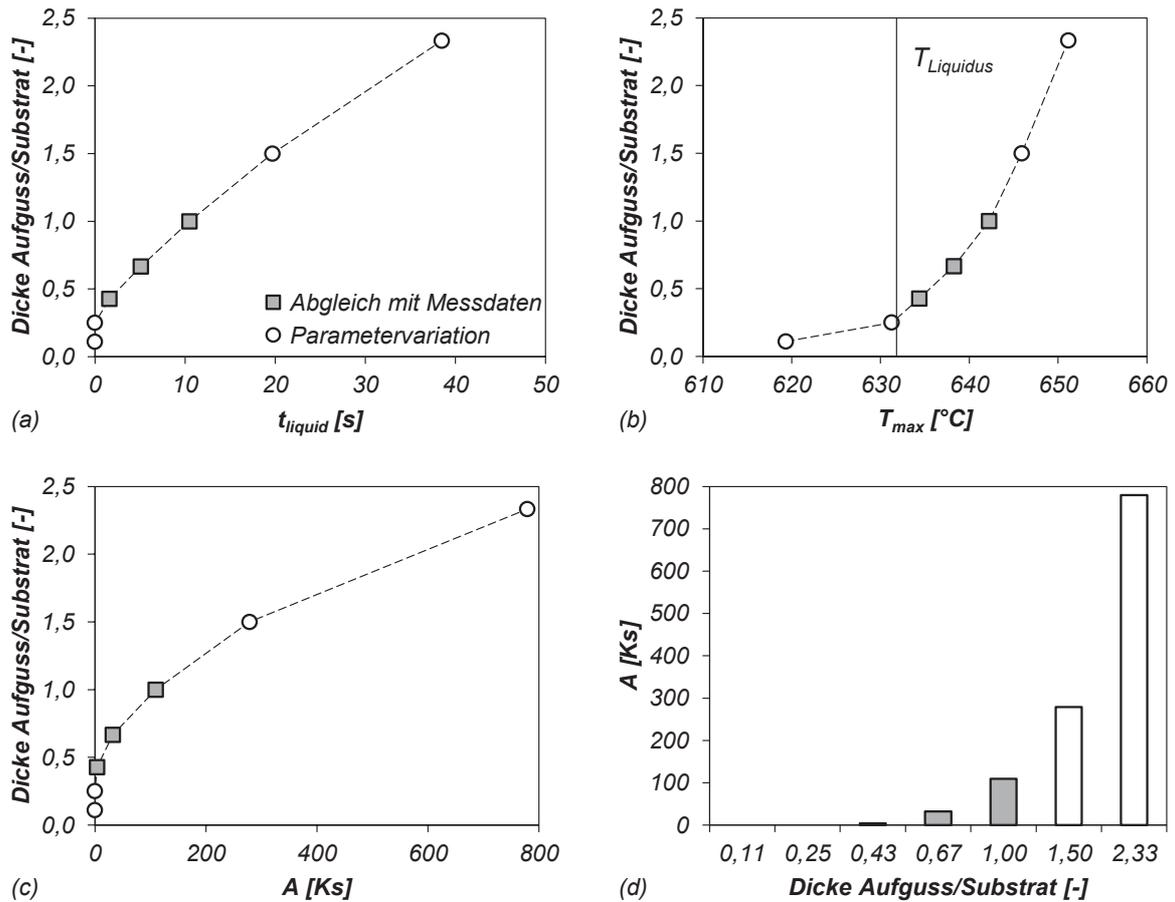


Diagramm 5-11: Variation des Dickenverhältnisses - Substratlegierung Al7075 /
(a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A .

Tabelle 5-12 listet die ermittelten und grafisch dargestellten Werte für die Variation des Dickenverhältnisses.

Tabelle 5-12: Ermittelte Werte bei Variation des Dickenverhältnisses für die Substratlegierung Al7075

$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]	t_{liquid} [s]	T_{max} [$^{\circ}\text{C}$]	A [Ks]
$2/18 = 0,11$	0,0	619,4	0,0
$4/16 = 0,25$	0,0	631,3	0,0
$6/14 = 0,43$	1,6	634,4	3,9
$8/12 = 0,67$	5,1	638,3	32,1
$10/10 = 1,00$	10,5	642,2	109,3
$12/8 = 1,50$	19,7	645,9	278,8
$14/6 = 2,33$	38,5	651,2	779,4

5.4.1.3 Variation der Gießgeschwindigkeit – Al7075

In Diagramm 5-12 ist der Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die thermischen Verhältnisse der Substratoberfläche veranschaulicht. In dem vorliegenden quasikontinuierlichen Gießprozess sind diese sehr gering, da die thermischen Effekte, die aufgrund der veränderten Gießgeschwindigkeit entstehen, entgegenwirken. Einerseits begünstigt eine geringere Geschwindigkeit die lokale Strangvorwärmung im Bereich der auftreffenden Aufgusslegierung, andererseits kühlt bei verlängerter Gießdauer die Schmelze in der Gießbox und der Schmelzezuführung stärker ab. Dieser Effekt zeigt sich in inverser Form bei erhöhter Gießgeschwindigkeit. Neben dem geringen thermischen Einfluss besteht jedoch ein Einfluss auf die Strömungsgeschwindigkeit der Aufgusslegierung, die bei erhöhten Werten zu sichtbaren lokalen Schmelzeverwirbelungen zwischen der Substratlegierung und der Aufgusslegierung führt. Bei kontinuierlichen Verbundgießverfahren kann die Gießgeschwindigkeit die thermischen Verhältnisse jedoch erheblich beeinflussen, da die Vorheiztemperatur des Substratstranges und die nachgelagerte Kühlung des Verbundstranges wesentlich von der Vorschubgeschwindigkeit abhängen.

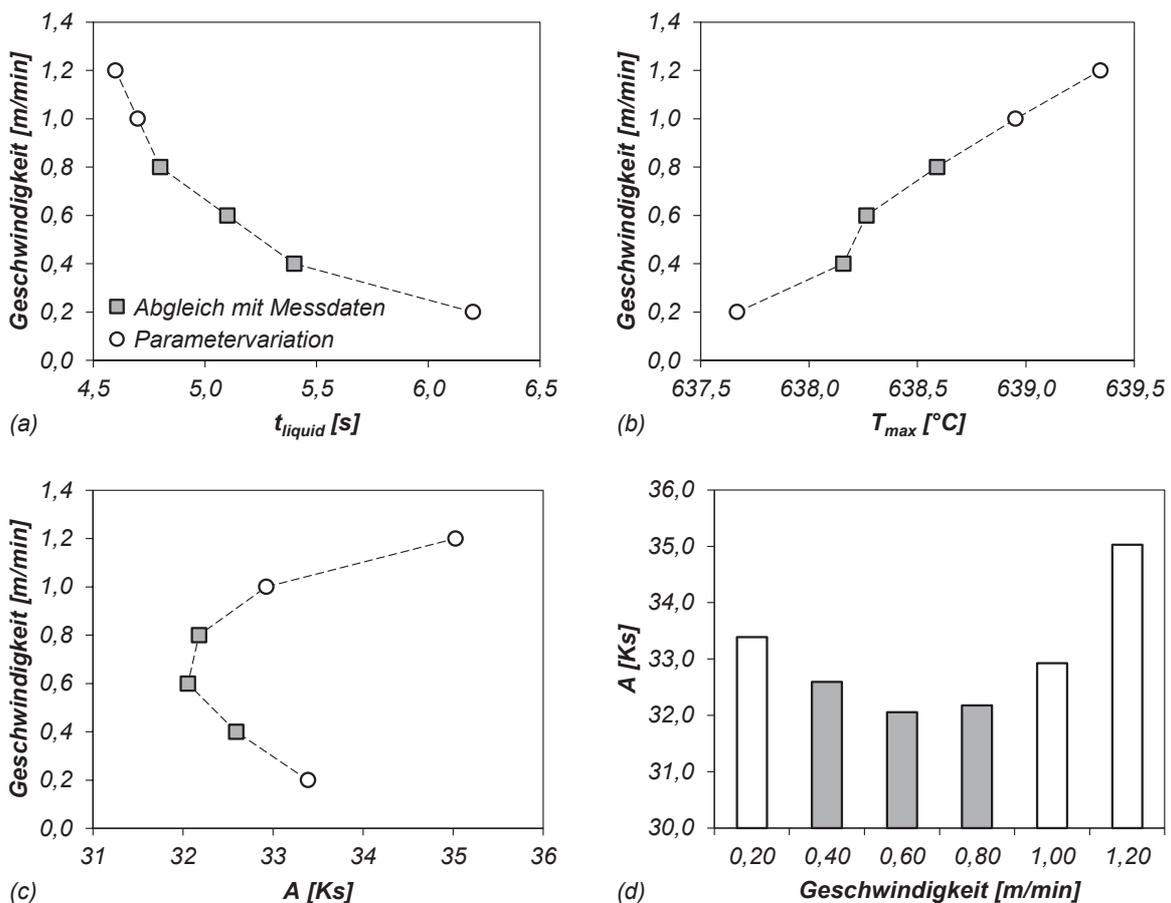


Diagramm 5-12: Variation der Gießgeschwindigkeit - Substratlegierung Al7075 /
(a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A .

Die dazugehörigen Werte der Variation der Gießgeschwindigkeit sind in Tabelle 5-13 gezeigt.

Tabelle 5-13: Ermittelte Werte bei Variation der Gießgeschwindigkeit für die Substratlegierung Al7075

v [m/min]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
0,2	6,2	637,7	33,4
0,4	5,4	638,2	32,6
0,6	5,1	638,3	32,1
0,8	4,8	638,6	32,2
1,0	4,7	639,0	32,9
1,2	4,6	639,3	35,0

5.4.1.4 Variation der Aufgusstemperatur – Al7075

Die letzte Parametervariation betrifft die Schmelzetemperatur der Aufgusslegierung, die von 700 °C auf 840 °C in Schritten von 20 °C erhöht wird. Die entsprechenden Ergebnisse sind in Diagramm 5-13 dargestellt. Diese zeigen, dass auch mit der Temperatur der Aufgusschmelze die thermischen Bedingungen in der Verbundzone beeinflusst werden. Die Wahl der Aufgusstemperatur ist jedoch im realen Gießprozess in Hinblick auf einen qualitativ hochwertigen Verbundguss nicht beliebig variierbar. Bei sehr hohen Schmelzetemperaturen steigt die Wasserstofflöslichkeit stark an, bei zu geringen Temperaturen kann es zu unerwünschten Vorerstarrungen im Bereich der Gießbox, der Schmelzezuführung oder des Gießhohlraumes kommen. In den Gießversuchen wurden Schmelzen mit Temperaturen von 760 °C, 780 °C und 800 °C vergossen. Die ausgewerteten Ergebnisse t_{liquid} , T_{max} und A dieser drei Varianten unterscheiden sich jedoch in nicht allzu großem Maße voneinander.

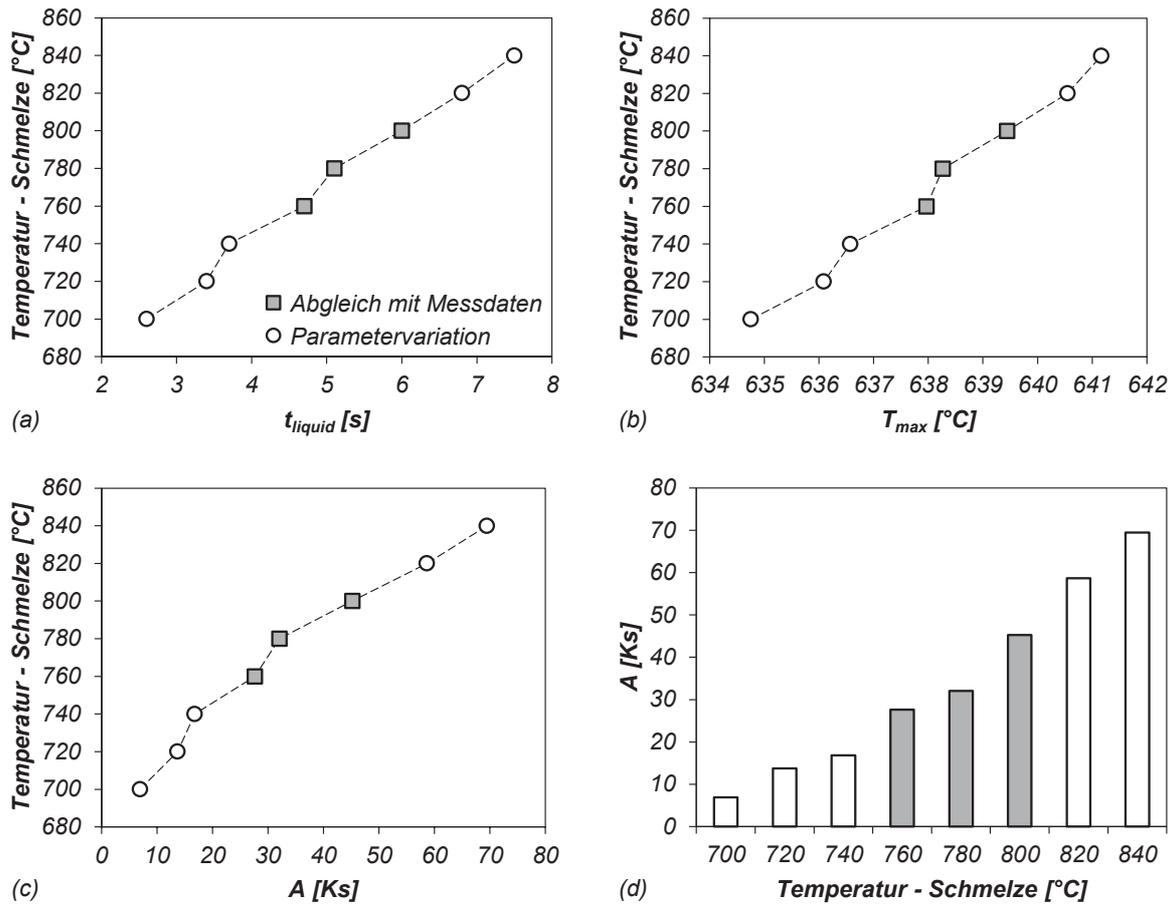


Diagramm 5-13: Variation der Schmelzetemperatur - Substratlegierung Al7075 /
(a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.

Die ermittelten Werte der Variation der Aufgusstemperatur sind in Tabelle 5-14 dargestellt.

Tabelle 5-14: Ermittelte Werte bei Variation der Aufgusstemperatur für die
Substratlegierung Al7075

$T_{Schmelze}$ [°C]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
700	2,6	634,8	6,9
720	3,4	636,1	13,7
740	3,7	636,6	16,8
760	4,7	638,0	27,7
780	5,1	638,3	32,1
800	6,0	639,4	45,2
820	6,4	640,6	58,7
840	7,5	641,2	69,5

5.4.2 Virtuelle Variationen der Gießparameter mit der Substratlegierung AlSn25

Auch bei den virtuellen Parametervariationen mit der Substratlegierung AlSn25 werden vom Temperaturverlauf an der definierten Messposition die Größen t_{liquid} , T_{max} und A ausgewertet und in Diagrammen dargestellt. Entsprechend der chemischen Zusammensetzung der Substratlegierung liegt die Liquidustemperatur bei 619 °C.

5.4.2.1 Variation der Substrattemperatur – AlSn25

Die in Diagramm 5-14 dargestellten Ergebnisse bei Variation der Substrattemperatur zeigen vergleichbare Verläufe wie bei den Ergebnissen der Substratlegierung Al7075. Variiert wird erneut die Vorheiztemperatur der Substratplatte von 450 °C bis 550 °C. Für den Modellabgleich wurden Messdaten von Gießversuchen mit Vorheiztemperaturen von 505 °C, 525 °C und 540 °C verwendet. Bereits bei einer Vorheiztemperatur von 475 °C steigt die Temperatur der Substratoberfläche, aufgrund der niedrigeren Liquidustemperatur, in den schmelzflüssigen Bereich. Bei allen Vorheiztemperaturen ist die Zeitdauer im Liquidusbereich mit den Ergebnissen der Substratlegierung Al7075, mit Abweichungen von jeweils nur wenigen Zehntel Graden, vergleichbar. Somit bestätigt sich in dieser Parametervariation erneut, dass die Vorheiztemperatur der Substratplatte den wesentlichen Einflussfaktor auf die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone darstellt.

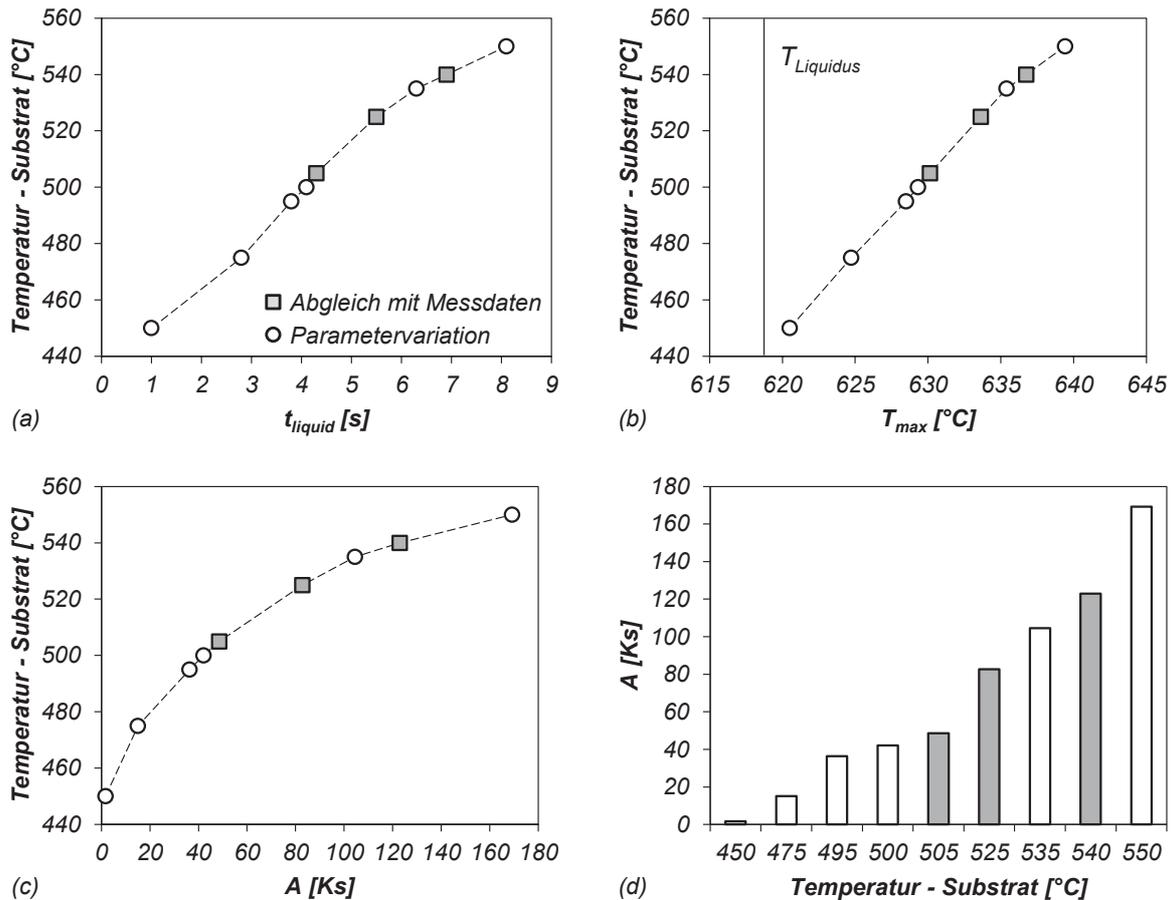


Diagramm 5-14: Variation der Substrattemperatur - Substratlegierung AlSn25 /
(a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A .

In Tabelle 5-15 sind die ermittelten Werte bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte eingetragen.

Tabelle 5-15: Ermittelte Werte bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte für die Substratlegierung AlSn25

$T_{Substrat}$ [°C]	T_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
450	1,0	620,5	1,7
475	2,8	624,7	15,1
495	3,8	628,5	36,4
500	4,1	629,3	42,1
505	4,3	630,1	48,5
525	5,5	633,6	82,7
535	6,3	635,4	104,5
540	6,9	636,7	122,9
550	8,1	639,4	169,3

5.4.2.2 Variation des Dickenverhältnisses – AlSn25

In Diagramm 5-15 sind die Ergebnisse bei Variation des Dickenverhältnisses von Aufgusschicht zu Substratschicht von 0,11 bis 2,33 dargestellt. Es zeigt sich erneut eine starke Abhängigkeit der thermischen Verhältnisse vom gewählten Dickenverhältnis - mit zunehmendem Dickenverhältnis steigen die Parameter stark an.

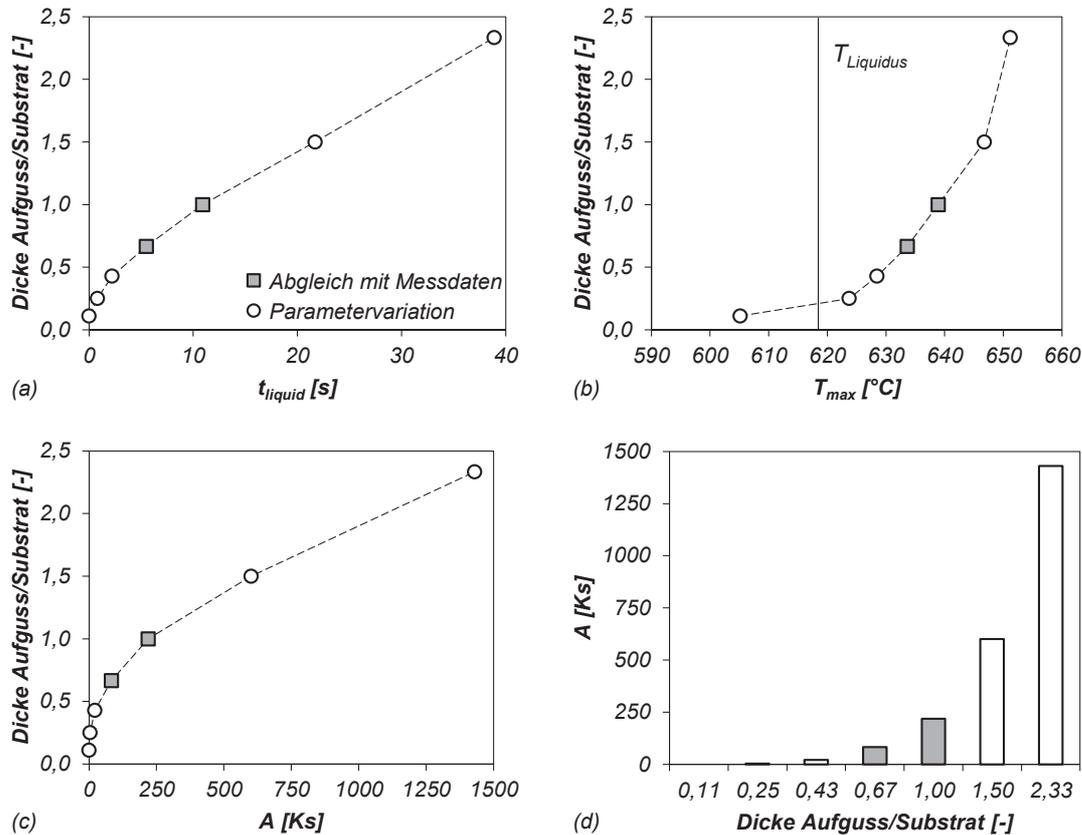


Diagramm 5-15: Variation des Dickenverhältnisses - Substratlegierung AlSn25 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A .

Die ermittelten Werte bei Variation des Dickenverhältnisses sind in Tabelle 5-16 gezeigt.

Tabelle 5-16: Ermittelte Werte bei Variation des Dickenverhältnisses für die Substratlegierung AlSn25

$d_{Aufguss} / d_{Substrat}$ [mm/mm]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
2/18 = 0,11	0,0	605,1	0,0
4/16 = 0,25	0,8	623,7	4,1
6/14 = 0,43	2,2	628,5	21,3
8/12 = 0,67	5,5	633,6	82,7
10/10 = 1,00	10,9	638,9	219,4
12/8 = 1,50	21,7	646,8	601,0
14/6 = 2,33	38,9	651,2	1430,3

5.4.2.3 Variation der Gießgeschwindigkeit – AlSn25

Die Gießgeschwindigkeit hat bei der Substratlegierung AlSn25 mehr Einfluss auf die thermischen Verhältnisse, die sich in den ausgewerteten Parametern widerspiegeln, als bei der Legierung Al7075. Dennoch sind die jeweiligen Wertespannen, die in Diagramm 5-16 grafisch abgebildet sind, sehr gering. Die Zeit über der Liquidustemperatur (t_{liquid}) bewegt sich zwischen 5,4 s und 6,4 s, die Maximaltemperatur T_{max} zwischen 631,1 °C und 635,2 °C und das Integral A zwischen 75,5 Ks und 98,9 Ks.

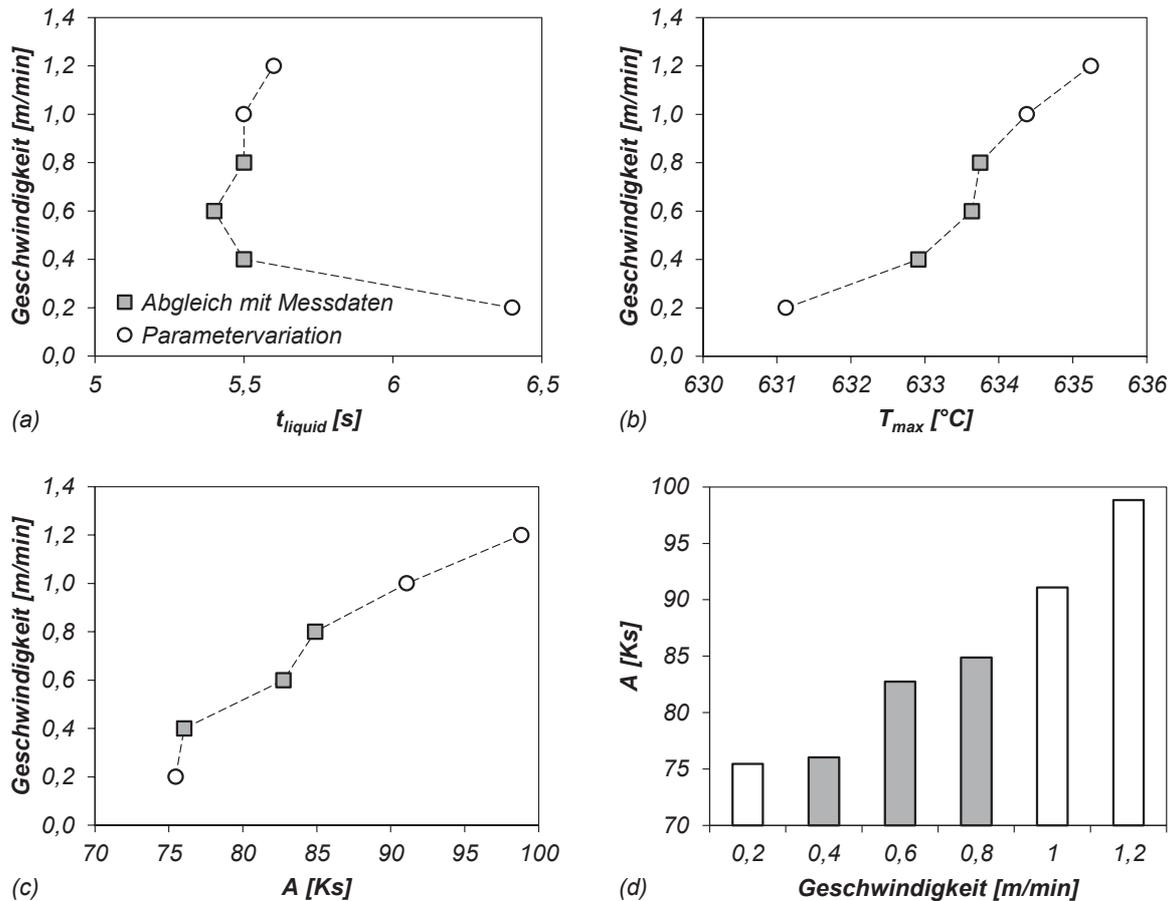


Diagramm 5-16: Variation der Gießgeschwindigkeit - Substratlegierung AlSn25 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.

Die ermittelten Werte in tabellarischer Form der Variation der Gießgeschwindigkeit sind in Tabelle 5-17 gezeigt.

Tabelle 5-17: Ermittelte Werte bei Variation der Gießgeschwindigkeit für die Substratlegierung AlSn25

v [m/min]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
0,2	6,4	631,1	75,5
0,4	5,5	632,9	76,0
0,6	5,4	633,6	82,7
0,8	5,5	633,8	84,9
1,0	5,5	634,4	91,1
1,2	5,6	635,2	98,8

5.4.2.4 Variation der Aufgusstemperatur – AlSn25

Bei der Variation der Schmelzetemperatur von 700 °C bis 840 °C (Diagramm 5-17) zeigt sich erneut ein ansteigender Verlauf der Werte t_{liquid} , T_{max} und A mit ansteigender Temperatur der Schmelze in der Gießbox. Wie bereits bei den Auswertungen der Substratlegierung Al7075 beschrieben (Kapitel 5.4.1), ist im realen Gießprozess die Verschiebung der Aufgusstemperatur jedoch nur in einem engen Temperaturbereich sinnvoll und möglich.

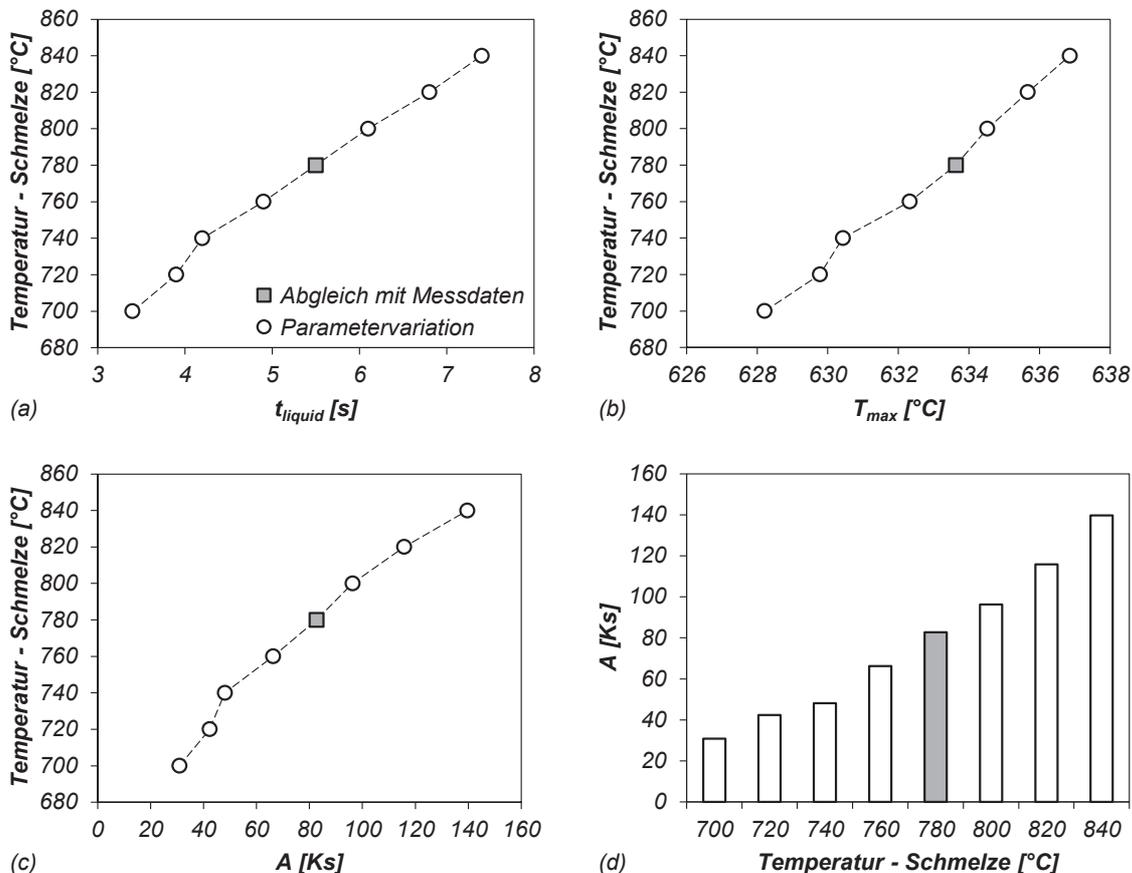


Diagramm 5-17: Variation der Schmelzetemperatur - Substratlegierung AlSn25 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A .

Tabelle 5-18 zeigt die ermittelten Werte der Variation der Aufgusstemperatur tabellarisch gelistet.

Tabelle 5-18: Ermittelte Werte bei Variation der Aufgusstemperatur für die Substratlegierung AlSn25

T_{Schmelze} [°C]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
700	3,4	628,2	30,9
720	3,9	629,8	42,3
740	4,2	630,4	48,1
760	4,9	632,3	66,3
780	5,5	633,6	82,7
800	6,1	634,5	96,3
820	6,8	635,7	115,8
840	7,4	636,9	139,7

5.5 Schichtverbundgießen mit der Substratlegierung Al7075

Das 2D-Simulationsmodell zeigt den Einfluss einer bestimmten Parametervariation auf die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone auf. Anhand von Schliffbildern abgegossener Verbundgussplatten wird nun gezeigt, wie sich die Parametervariationen, die Änderung der Substrat- und Aufgusstemperatur, der Gießgeschwindigkeit, der Dickenverhältnisse aber auch der Oberflächenmodifikation der Substratplatte betreffend, auf die Verbundqualität auswirken. Des Weiteren werden die Schmelz- und Erstarrungszonen, die sich während eines Verbundgussprozesses bilden, anhand von geätzten Verbundgussproben sichtbar gemacht und ausgewertet. In Kombination mit dem statischen 2D-Submodell-I wird neben den geometrischen Ausprägungen der Zonen auch der zeitliche Verlauf der Schmelz- und Erstarrungsvorgänge in hoher Auflösung gezeigt.

5.5.1 Charakterisierung der Substratplatten aus Al7075

Die Legierungszusammensetzung und das Herstellungsverfahren der Platten bestimmen die Gefügestruktur, die sich grundlegend von jener der Substratplatte aus AlSn25 unterscheidet. Das Gefüge nahe der gefrästen Oberfläche ist in Abbildung 5-6 in einem geätzten (a) und ungeätzten (b) Zustand dargestellt. Im geätzten Zustand sind Form und Größe der einzelnen Körner sowie die leichte Textur einer typischen Walzstruktur gut sichtbar. Die mittleren Abmaße der Körner sind relativ groß und betragen etwa 800 µm in Walzrichtung und 250 µm quer zur Walzrichtung.

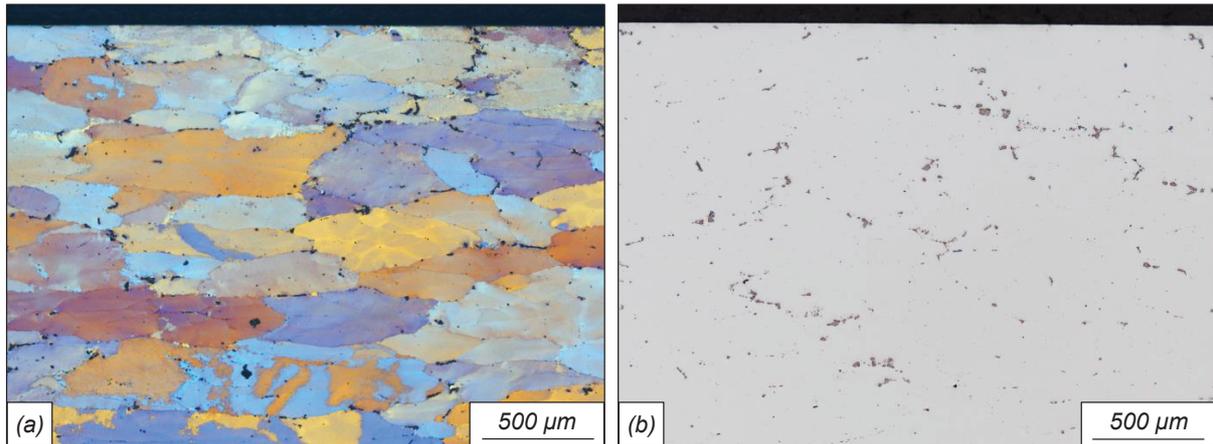


Abbildung 5-6: Lichtmikroskopische Gefügaufnahmen der gefrästen Substratplatte aus Al7075 im geätzten (a) und ungeätzten (b) Zustand.

Die hohen Festigkeiten dieses Legierungssystems werden über Ausscheidungshärtung aber auch Dispersionshärtung erreicht. Die vorherrschende Ausscheidungsphase ist $MgZn_2$ und bei hohen Cu-Gehalten von über 1% auch die $CuMgAl_2$ -Phase [109]. Die Dispersionsphasen basieren auf den Übergangsmetallen Cr, Zr und Mn und beinhalten $Al_{12}Mg_2Cr$ und $Al_{18}Mg_3Cr_2$ (E-Phase). Die E-Phase bewirkt einen „Pinning“-Effekt an den Korngrenzen und hindert die Legierung bei höheren Temperaturen an der Rekristallisation. Si und Fe liegen als Verunreinigungen in der Legierung in Form von Al_3Fe -, Al_7Cu_2Fe - und Mg_2Si -Phasen vor und wirken sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung aus [61], [110]. Die Mikrostruktur ist in einer vergrößerten Aufnahme in Abbildung 5-7 dargestellt.

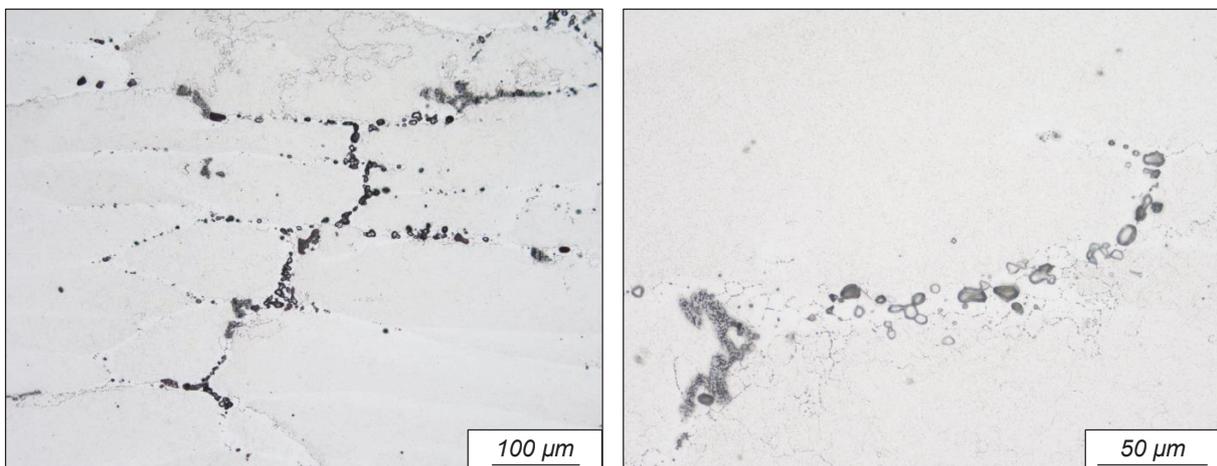


Abbildung 5-7: Mikrostruktur der Substratplatte aus Al7075 mit intermetallischen Phasen.

Wird die Legierung auf eine Temperatur oberhalb der Solidustemperatur erhitzt und gehalten, beginnt sie an den Korngrenzen, aufgrund höherer Konzentration an Begleitelementen (besonders $MgZn_2$), aufzuschmelzen. Die E-Phase und weitere Dispersionsphasen lösen sich in den flüssigen Bereichen und das Gefüge beginnt mit dem

Wegfall des „Pinning“-Effektes verstärkt zu rekristallisieren [111]. Somit entstehen eingerundete Körner mit einer Größe von etwa $100\ \mu\text{m}$, die von einem eutektischen Film umgeben sind [112]. In Abbildung 5-8 ist das Gefüge einer Substratplatte nach dem Aufheizen in den Semi-Solid-Bereich und einem isothermen Halten in einem geätzten (a) und ungeätzten (b) Zustand dargestellt.

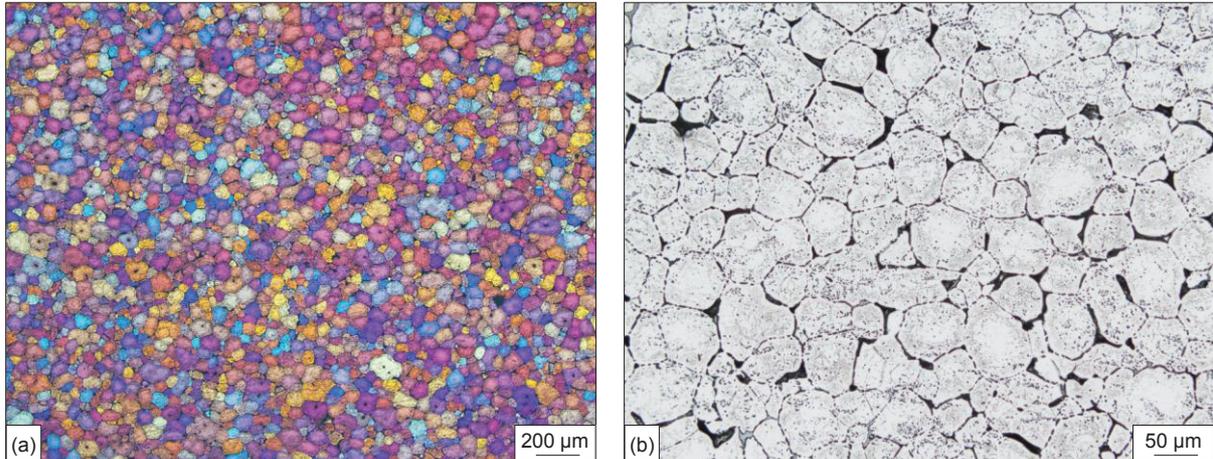


Abbildung 5-8: Mikrostruktur mit eingerundeten Körnern und eutektischen Bereichen an den Korngrenzen nach einem isothermen Halten im Semi-Solid-Bereich.

5.5.2 Charakterisierung der Aufgusschmelze aus Reinaluminium

In Diagramm 5-18 ist der Verlauf einer thermischen Analyse der Aufgusslegierung und die dazugehörige zeitliche Ableitung dargestellt. Die Schmelze kühlt von $700\ \text{°C}$ ab, bis ein Haltepunkt bei $660\ \text{°C}$ erreicht wird. Nach Abschluss der $\alpha\text{-Al}$ Primärerstarrung scheiden sich in weiterer Folge in einer zweiten Reaktion noch Phasen in Form von Al_3Fe ($\text{liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_3\text{Fe}$) und in einer dritten Reaktion Phasen in Form von $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ ($\text{liq} + \text{Al}_3\text{Fe} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) aus [61], [67].

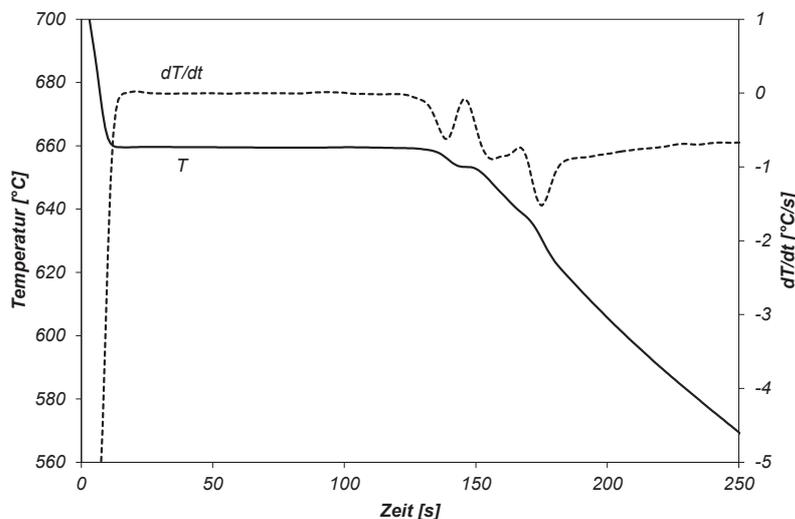


Diagramm 5-18: Thermische Analyse des im Elektrowiderstandsofen erschmolzenen Reinaluminiums.

In Abbildung 5-9 sind zwei Schliifproben einer Unterdruck-Dichte-Messung dargestellt, Bild (a) zeigt jene unter reduziertem Druck von 80 mbar und Bild (b) jene unter Atmosphärendruck erstarrte Probe. Das Messverfahren ist in Kapitel 3.3.6 genauer beschrieben. Nach fünf Messdurchläufen ergibt sich ein Mittelwert für den Dichte-Index von 3,4, der in Anbetracht der fehlenden Entgasung als ausreichend niedrig einzustufen ist.

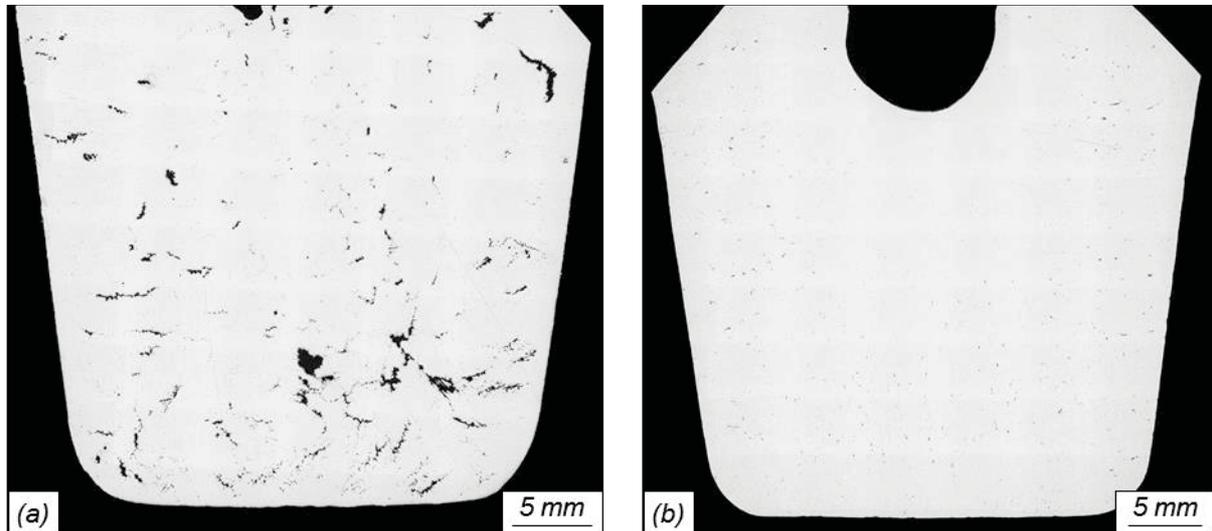


Abbildung 5-9: Schliifproben der Unterdruck-Dichte-Messung bei einem Dichte-Index von 3,4 / (a) unter Unterdruck erstarrt (80 mbar); (b) unter Atmosphärendruck erstarrt.

5.5.3 Verbundbildung unter Referenzbedingungen – Al7075

Als Bezugsbasis für die Variation von Gießparametern und Substratoberflächen dient ein Parametersatz, mit dem eine vollständige Füllung des Gießhohlraumes während des gesamten Gießprozesses bei gleichzeitiger Bildung eines Verbundgefüges, das weder Ungängen in der Grenzfläche noch starke Verwirbelungen der beiden Verbundschichten aufweist, ermöglicht. Diese Referenzbedingungen sind bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 525 °C, einer Aufgusstemperatur von 780 °C, einer Gießgeschwindigkeit von 0,6 m/min und einer gefrästen Substratplatte mit einer Dicke von 12 mm bei einer Aufgussdicke von 8 mm gegeben. In Abbildung 5-10 ist das Gefüge in der Verbundzone einer unter Referenzbedingungen abgegossenen Verbundgussplatte in 10-facher (a) und 20-facher (b) Vergrößerung dargestellt. Es sind keine Materialtrennungen in der Grenzfläche und auch keine Verwirbelungen der Schichten sichtbar.

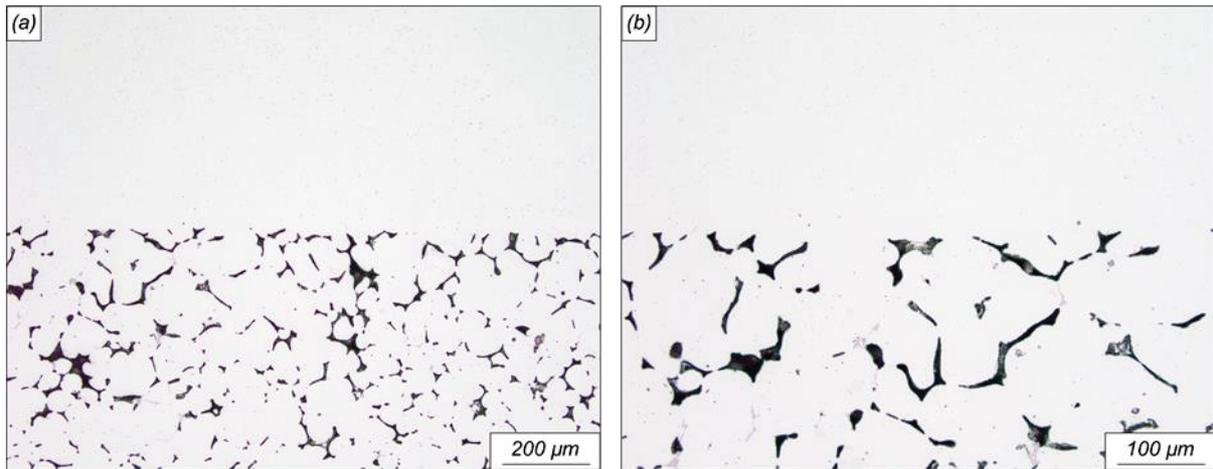


Abbildung 5-10: Gefügeausprägung in der Verbundzone unter Referenzbedingungen bei (a) 10-facher und (b) 20-facher Vergrößerung.

Das statische Submodell (2D-Submodell-I), das einen fein vernetzten zweidimensionalen Ausschnitt zum Zeitpunkt des Aufgießens betrachtet, gibt einen detailreichen Einblick in die thermischen Abläufe und die daraus resultierenden Phasenwechselvorgänge der Substrat- und Aufgusslegierung während des Aufgießens. Abbildung 5-11 zeigt die Entwicklung der Schmelz- und Erstarrungsvorgänge der Substrat- und Aufgusslegierung in hoher räumlicher und zeitlicher Auflösung zu ausgewählten Zeitschritten unter Referenzbedingungen. Zum Zeitpunkt $t = 0$ s liegen die Substrat- und Aufgusslegierung mit einer definierten homogenen Temperatur vor. Rot gefärbte Bereiche entsprechen einer Temperatur oberhalb der jeweiligen Liquidustemperatur, blaue Bereiche jeweils einer Temperatur unterhalb. Übergangsbereiche in der Substratlegierung von der flüssigen Phase in den Semi-Solid Bereich sind entsprechend der Farbskala, deren Temperaturbereich sich für die Substratlegierung Al7075 von 630 °C bis 632 °C (T_{Liquidus}) erstreckt, dargestellt. Hiermit werden bei maximaler Aufschmelztiefe jene Bereiche erkenntlich gemacht, die unterhalb der Liquidustemperatur verbleiben, deren Gefügestruktur sich jedoch aufgrund des thermischen Einflusses sichtbar verändert. Mit dem Start der Simulation erstarrt die Aufgusslegierung aufgrund des großen Temperaturgradienten und des nahezu idealen Wärmeübergangskoeffizienten schlagartig von der Substratoberfläche weg. Da die Oberseite des Aufgusses mit der Graphitplatte in Kontakt ist, bildet sich zwei Schmelzefronten aus, die im oberen Drittel der Aufgusschicht aufeinandertreffen und die Lage der zuletzt erstarrten Aufgusschmelze anzeigen ($t = 4,1$ s). Mit dem Energieeintrag des Aufgusses beginnt die Substratplatte an der Oberfläche aufzuschmelzen ($t = 1,0$ s). Diese Aufschmelzzone vergrößert sich mit andauernder freiwerdender latenter Wärme und konstanter Erstarrungstemperatur bei nahe 660 °C der Aufgusslegierung. Die maximale Aufschmelztiefe und der Beginn des Wiedererstarrens ist mit der vollständigen Erstarrung der Aufgusslegierung nach $4,4$ s erreicht.

Neben der Darstellung der Entwicklung der Schmelz- und Erstarrungsvorgänge der Substrat- und Aufgusslegierung werden Temperaturverläufe an drei charakteristischen Messpositionen, deren Auswertemethodik dem dynamischen 2D-Simulationsmodell folgt und somit die Robustheit der aufgebauten Simulationsmodelle vergleichend überprüft werden kann. Messpunkt 1 (TE_1) und Messpunkt 2 (TE_2) sind abhängig von der Position der Grenzfläche und befinden sich jeweils 50 μm unterhalb und oberhalb dieser. Aufgrund der feinen Vernetzung ist es nun möglich, die beiden Messpunkte sehr nahe an die Grenzfläche zu legen. Der dritte Messpunkt (TE_3) richtet sich nach der Lage der zuletzt erstarrten Schmelze der Aufgusslegierung, die sich abhängig von den gewählten Gießparametern in z-Richtung verschiebt.

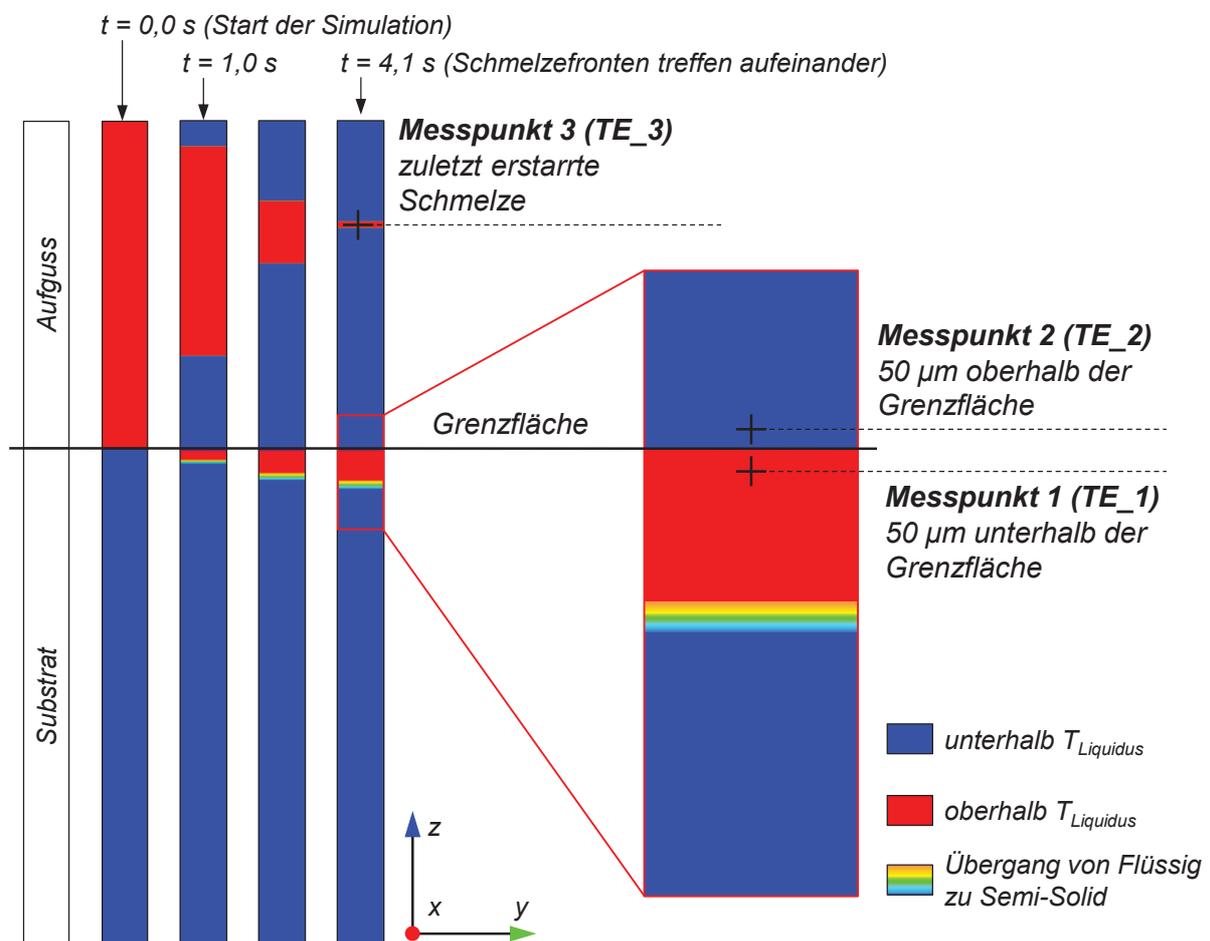


Abbildung 5-11: Statisches 2D-Submodell-I – Positionen der Temperaturmesspunkte.

In Diagramm 5-19 sind die Temperaturkurven an den Messstellen TE_1, TE_2 und TE_3 für die Simulation unter Referenzbedingungen aufgetragen. Zum Zeitpunkt $t = 0,0 \text{ s}$ zeigt TE_1 die Temperatur der vorgeheizten Substratplatte, TE_2 und TE_3 die homogene Temperatur der Aufgusschmelze. Mit dem Start der Simulation steigt die Substrattemperatur im Messpunkt TE_1 sprunghaft an und bereits nach wenigen Zehntelsekunden ist eine Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur der Substratlegierung ($> 632 \text{ }^\circ\text{C}$) erreicht. Im

weiteren Verlauf flacht die Kurve ab und die Temperatur steigt langsam, von der freiwerdenden latenten Wärme der Aufgusslegierung geheizt, bis der Zeitpunkt t_1 erreicht ist. Die Schmelztemperatur im Messpunkt TE_2 fällt sofort nach dem Start der Simulation unter die Liquidustemperatur der Aufgusslegierung, beginnt im weiteren Verlauf jedoch, gleichermaßen auf die freiwerdende latente Wärme zurückführend, bis zum Zeitpunkt t_1 wieder anzusteigen. Am Messpunkt TE_3 fällt die Temperatur der Schmelze bis auf die Liquidustemperatur der Aufgusslegierung ab, die bei 660 °C liegt. An diesem Haltepunkt verbleibt die Temperatur, bis die gesamte Aufgusslegierung am Zeitpunkt t_1 erstarrt ist. Nun beginnt der gesamte Verbund abzukühlen und ab dem Zeitpunkt t_2 liegen keine schmelzflüssigen Bereiche mehr in der Substratplatte vor.

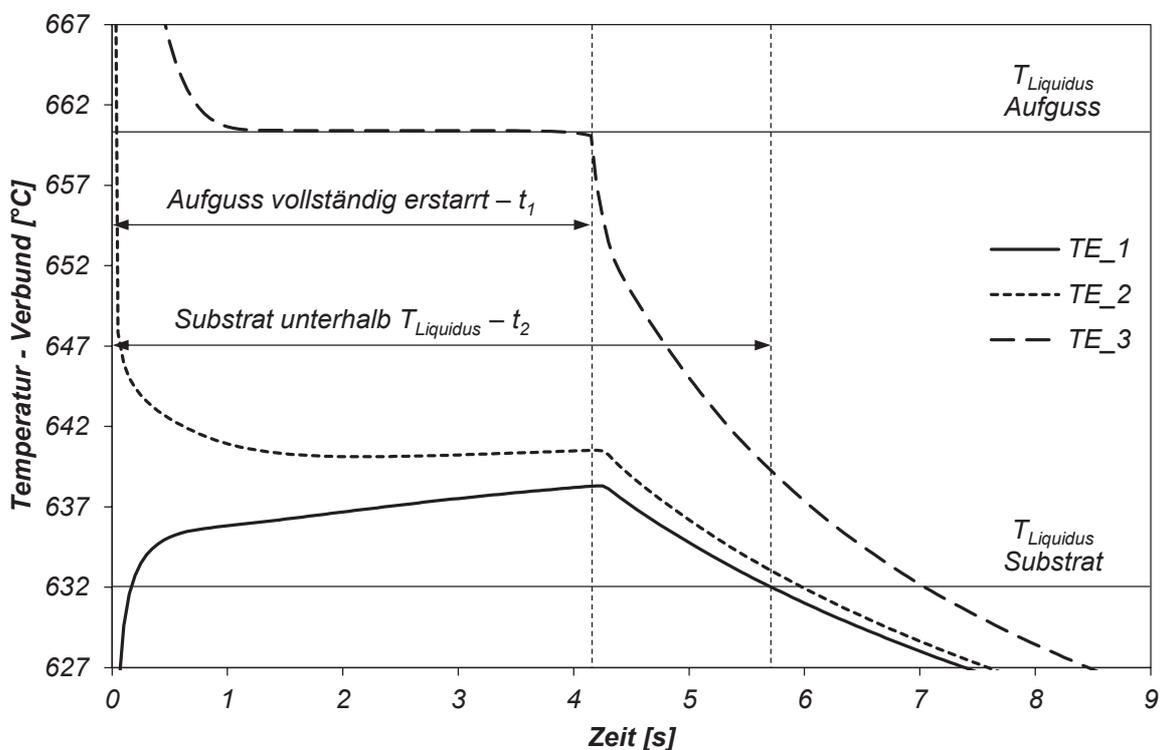


Diagramm 5-19: Statisches 2D-Submodell-I – Temperaturverläufe an den definierten Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) unter Referenzbedingungen.

Die Temperaturkurve am Messpunkt TE_1, die in Diagramm 5-20 dargestellt ist, wird entsprechend der Auswertemethodik der dynamischen 2D-Simulation nach den Größen t_{liquid} , T_{max} und A ausgewertet.

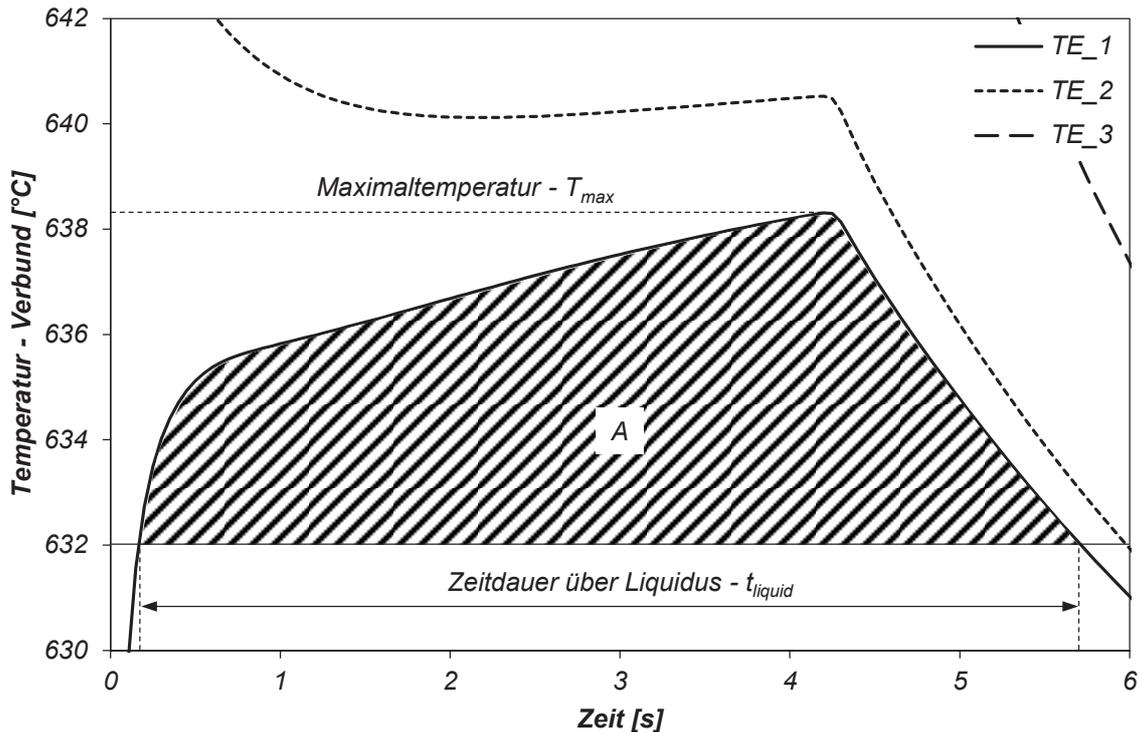


Diagramm 5-20: Auswertemethodik der simulierten Temperaturkurve am Messpunkt TE_1 .

Der Vergleich dieser Ausgabegrößen mit den Ergebnissen des größeren dynamischen 2D-Modells, die in der Tabelle 5-19 durchgeführt ist, dient als zusätzlicher Kontrollmechanismus. Diese zeigt, dass beide Modelle, trotz des vereinfachten Modellaufbaus des statischen Submodells und divergenter Vernetzungsparameter, sehr ähnliche Ergebnisse liefern.

Tabelle 5-19: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Referenzbedingungen im Vergleich zum dynamischen 2D-Modell

	dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
Referenz	5,1	638,3	32,1	5,4	638,3	35,4

Abbildung 5-12 zeigt nun den vollständigen Schmelz- und Erstarrungsverlauf zu ausgewählten Zeitschritten unter Referenzbedingungen. Zum Zeitpunkt $t = 0,0$ s liegen die Substrat- und Aufgusslegierung mit einer definierten homogenen Temperatur vor, nach 4,4 s ist die Aufgusslegierung vollständig erstarrt und nach 5,9 s sind auch die flüssigen Phasen der Substratlegierung wieder erstarrt.

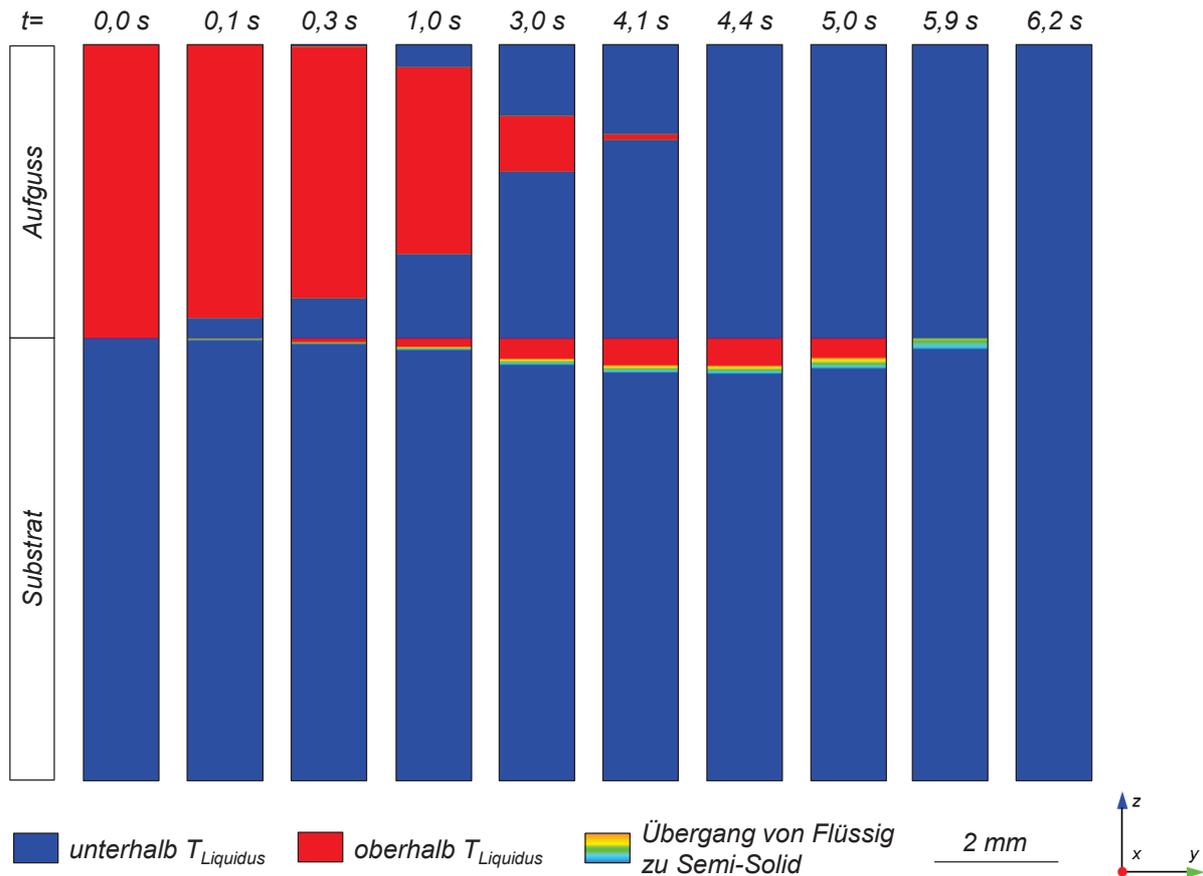


Abbildung 5-12: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf zu ausgewählten Zeitschritten unter Referenzbedingungen (Al7075).

Die Schmelz- und Erstarrungszonen lassen sich auch an geätzten Schlifffproben abgegrößerter Verbundgussplatten erkennen und den jeweiligen Simulationsergebnissen gegenüberstellen. Abbildung 5-13 zeigt einen direkten Vergleich zwischen der Simulation und dem realen Abguss. Die einzelnen Zonen lassen sich anhand ihrer typischen Gefügeausbildung sehr klar unterscheiden und zuordnen. Das Grundgefüge der Substratplatte zeigt eine leichte Textur und eine relativ gleichmäßige Korngrößenverteilung. Am Übergang zur Schmelzzone ist der thermische Einfluss der Aufgusslegierung bereits an einer Vergrößerung der Körner erkennbar, ehe sich in Richtung der Grenzfläche ein typisches Gussgefüge mit sehr großen Körnern einstellt. Dieser Bereich der Substratplatte ist vollständig aufgeschmolzen und erstarrt im weiteren Verlauf, den thermischen Verhältnissen entsprechend, langsam wieder. Das aufgegossene Reinaluminium keimt hingegen sehr schnell an der Substratoberfläche an und erstarrt exogen in Form von Stängelkristallen von der Grenzfläche weg. Auch die obere Erstarrungsfront erstarrt exogen rauwandig von der Graphitoberfläche weg, aufgrund des schlechteren Kontaktes und somit geringeren Wärmeübergangskoeffizienten jedoch wesentlich langsamer. Die Kontaktfläche der beiden Schmelzefronten kann in den geätzten Schlifffbildern eindeutig lokalisiert werden.

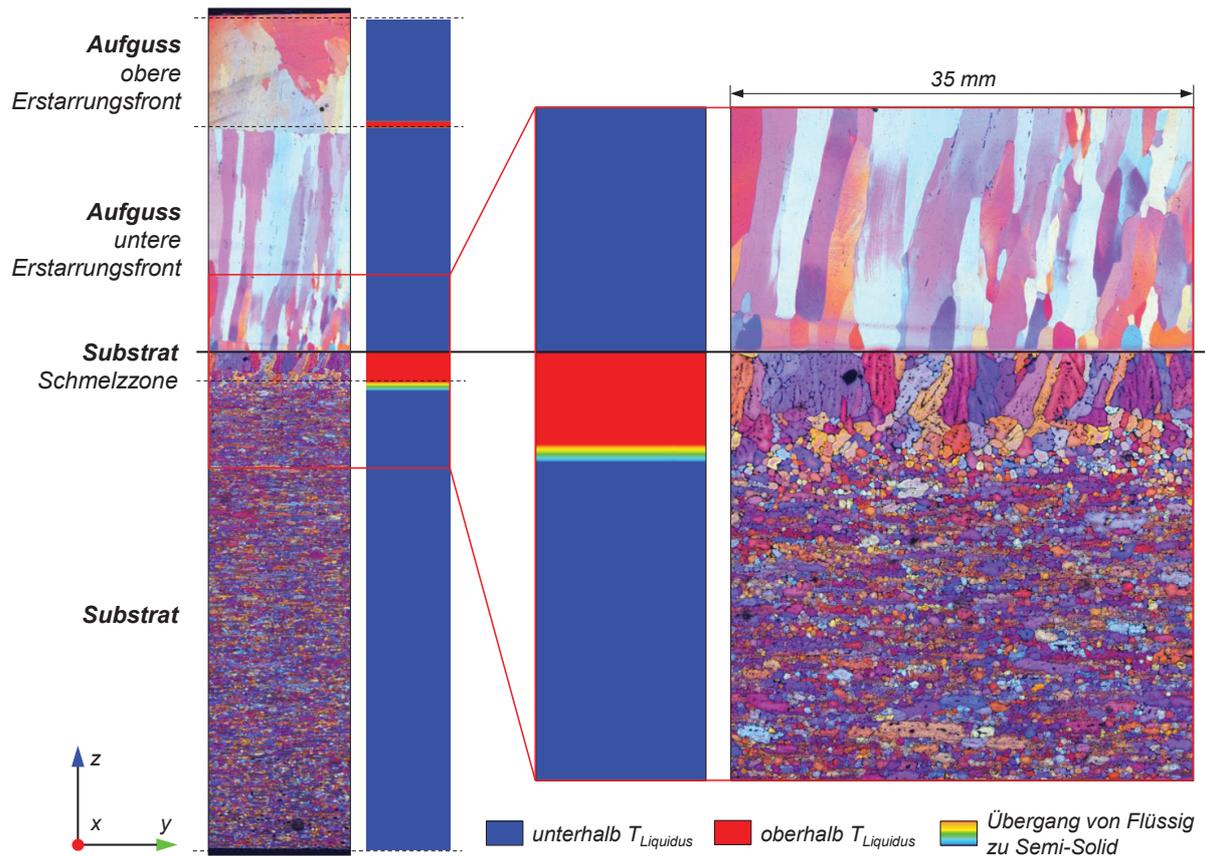


Abbildung 5-13: Zuordnung der Schmelz- und Erstarrungszonen in einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe.

Die direkte Gegenüberstellung der ungeätzten und geätzten Schlifffprobe sowie des simulierten Schmelz- und Erstarrungsverlaufes kurz vor der vollständigen Erstarrung der Aufgusschmelze ($t = 4,1$ s) unter Referenzbedingungen ist in Abbildung 5-14 dargestellt. Die ungeätzte Probe zeigt eine sehr gute Verbundqualität zwischen der Substrat- und Aufgusschicht ohne Porosität und Ungängen. Auch in der Aufgusschicht sind keine porösen Bereiche aufgrund von Schwindung oder eingeschlossenem Gas vorhanden. Die Schmelzzone der Substratplatte lässt sich anhand der dunkleren Färbung grob erkennen, jedoch die Position der zusammentreffenden Aufgussfronten nicht. Diese zeigt sich erst am geätzten Schlifffbild. Sowohl die Dicke der Aufschmelzzone als auch die Position der zuletzt erstarrten Aufgusschmelze stimmen sehr gut mit dem simulierten Schmelz- und Erstarrungsverlauf überein.

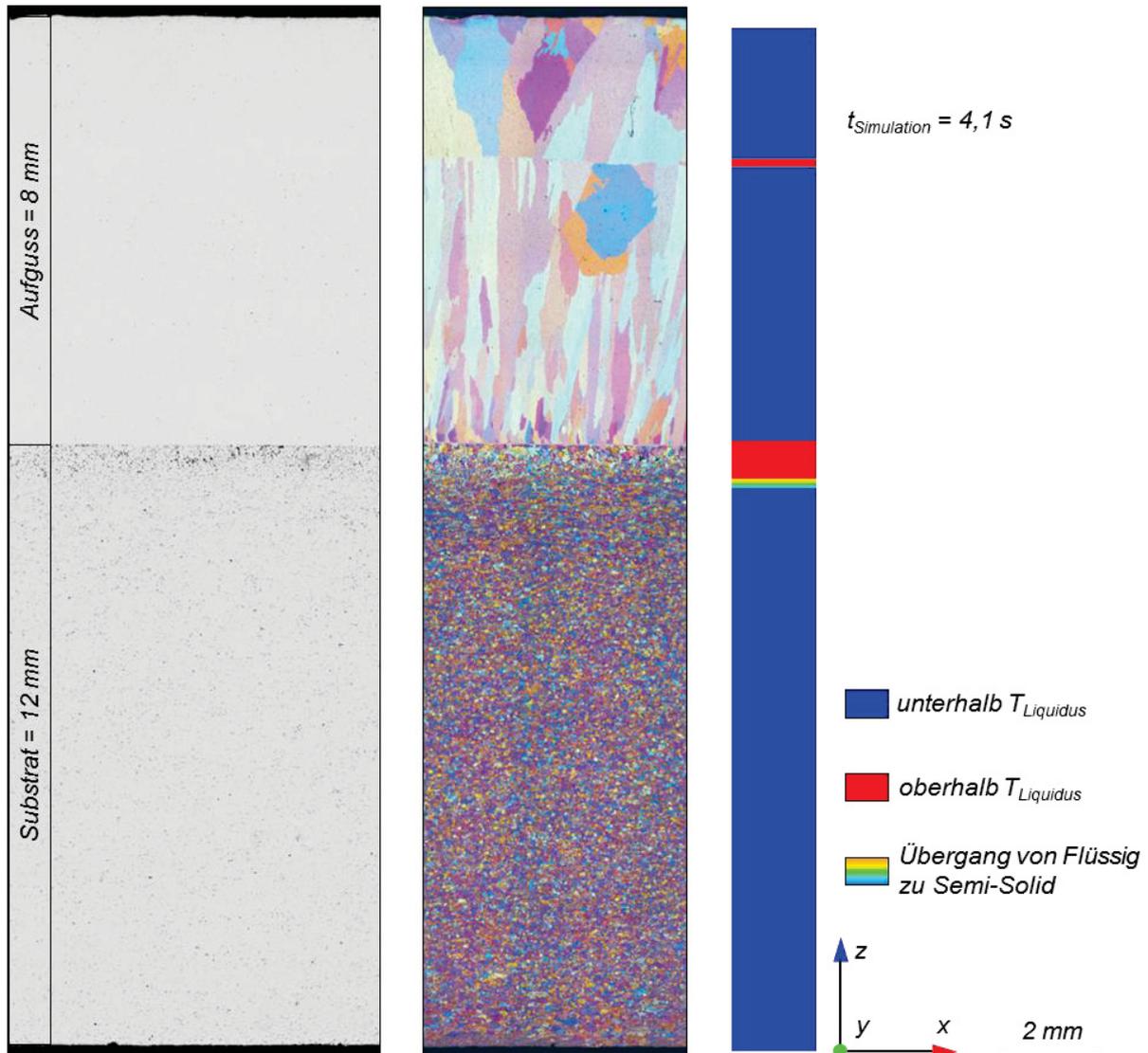


Abbildung 5-14: Gegenüberstellung der Erstarrungszonen einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe unter Referenzbedingungen.

In Abbildung 5-15 ist in beiden Bildern (a) und (b) die Aufschmelzzone der Substratplatte zweier unterschiedlicher Proben unter Referenzbedingungen in geätzten Schlifften nochmals vergrößert dargestellt und der maximalen Aufschmelztiefe des Simulationsergebnisses gegenübergestellt. Es ist sehr gut erkennbar, dass sich eine ebene Verbundfläche ohne Verwirbelungen, Ungängen oder Materialtrennungen ausbildet.

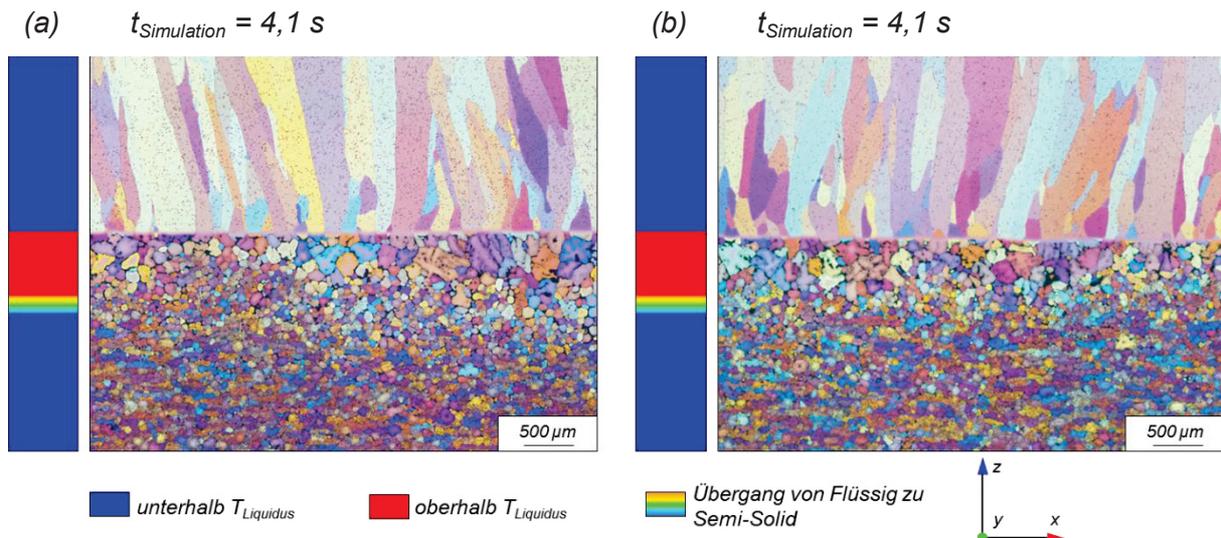


Abbildung 5-15: Ausbildung der Verbundzone; Bilder (a) und (b) jeweils unter Referenzbedingungen.

5.5.3.1 Diffusionsverhalten der Substrat- und Aufgusslegierung anhand von Härte- und Konzentrationsverläufen

Das Ziel beim Verbundgießen von zwei Aluminiumlegierungen unterschiedlicher Zusammensetzung ist die stoffschlüssige Verbindung beider Schichten bei einem definierten graduellen Übergang der Legierungszusammensetzung aufgrund mechanischer Vermischung und Diffusionsvorgängen in der Verbundzone. Die geometrische und chemische Ausprägung der Verbundzone bei Ausbildung einer optimalen Verbundqualität unter Referenzbedingungen wird anhand von EDX-Analysen und Mikrohärteverläufen charakterisiert. In Abbildung 5-16 ist der Verlauf der Mg-Konzentration in Bild (a) und der Zn-Konzentration in Bild (b) dargestellt, Bild (c) zeigt die Messpunkte 1a bis 16a quer zur Grenzfläche. Die chemische Analyse der Substratlegierung Al7075 hat einen Mg-Wert von 2,34% und einen Zn-Wert von 5,80% ergeben. Die EDX-Messung pendelt beim Mg-Gehalt zwischen 1,75% und 2,04% und beim Zn-Gehalt zwischen 4,49% und 5,39% und liegt somit etwas tiefer. Aufgrund der Vermischung der beiden Verbundschichten lässt sich die ursprüngliche Lage der Substratoberfläche nicht mehr exakt bestimmen, jedoch die Dicke der Gradientenzone anhand der Konzentrationsverläufe mit etwa 60 μm festlegen.

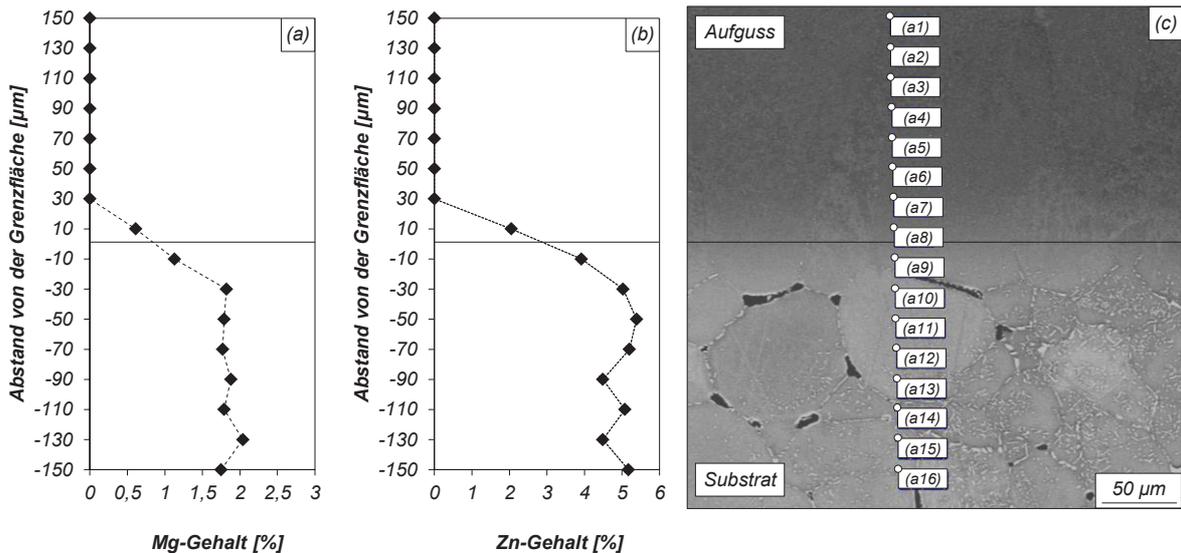


Abbildung 5-16: Konzentrationsverlauf von Mg und Zn in der Verbundzone in den Messpunkten a1 bis a16.

Die Abbildung 5-17 zeigt eine weitere Messung mit vergrößertem Ausschnitt der Verbundzone mit 11 Messpunkten. Der Mg- und Zn-Gehalt verlaufen relativ parallel von ihrem Ausgangswert in der Substratplatte auf einen Wert von Null in der Aufgusslegierung.

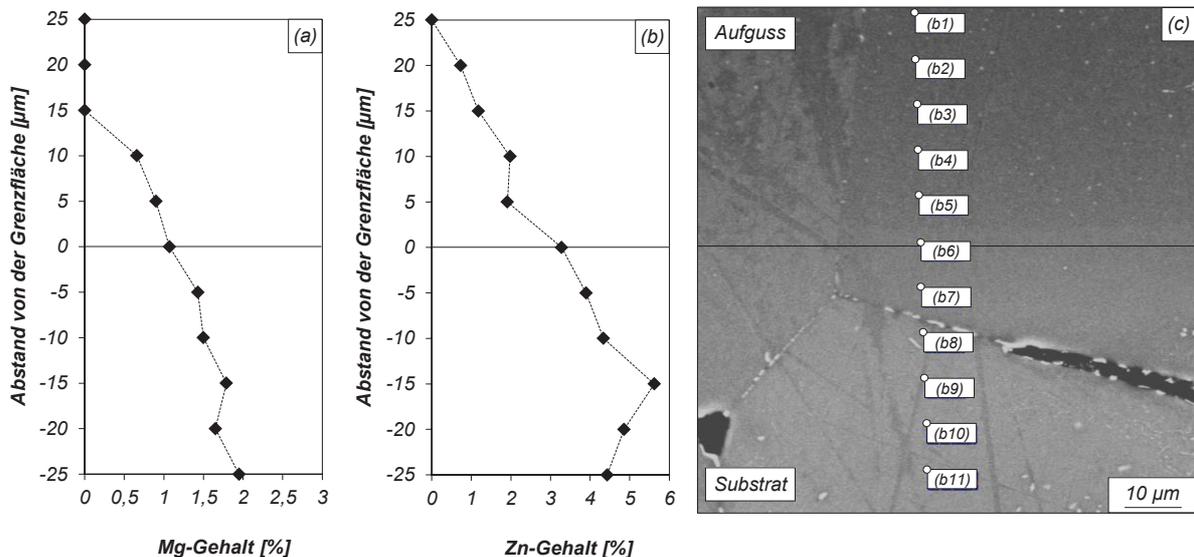


Abbildung 5-17: Detailausschnitt des Konzentrationsverlaufes von Mg und Zn in der Verbundzone in den Messpunkten b1 bis b11.

Mit dem Verlauf der chemischen Zusammensetzung ändert sich auch die lokale Mikrohärtigkeit des Gefüges, wie das Diagramm 5-21 bei guter Verbundqualität zeigt. Die Substratlegierung, mit hohen Mg- und Zn-Gehalten, hat eine Kernhärtigkeit von $106,8 \text{ HV}_{0,005}$, die Aufgusslegierung aus Reinaluminium nur $28,1 \text{ HV}_{0,005}$. In einem Übergangsbereich mit einer Dicke von etwa $70 \mu\text{m}$ bildet sich die lokale Härte entsprechend der lokalen chemischen Zusammensetzung aus. Die Abbildung 5-18 zeigt die Gefügestruktur bei guter

Verbundqualität, an der die Mikrohärtemessungen durchgeführt wurden. Verbleibt hingegen eine Trennschicht zwischen den beiden Verbundschichten, scheint sich keine Durchmischungs- oder Diffusionszone auszubilden. Bei einer schlechten Verbundqualität, die auf eine sandgestrahlte Substratoberfläche und nicht auf eine Änderung der thermischen Verhältnisse in der Verbundzone zurückzuführen ist, verbleibt die lokale Härte bis nahe an die Grenzfläche gleich der jeweiligen Kernhärte. Einen Ausschnitt des Messbereiches mit einer schlechten Verbundqualität zeigt die Abbildung 5-19.

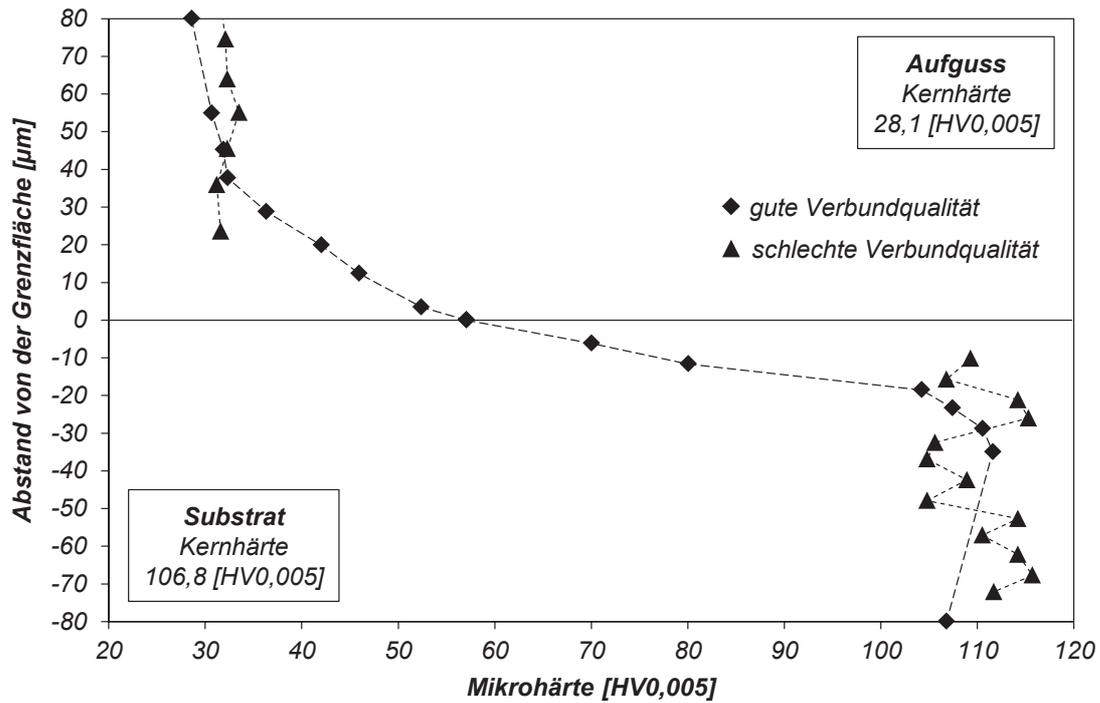


Diagramm 5-21: Mikrohärteverlauf in der Verbundzone bei guter und schlechter Verbundqualität.

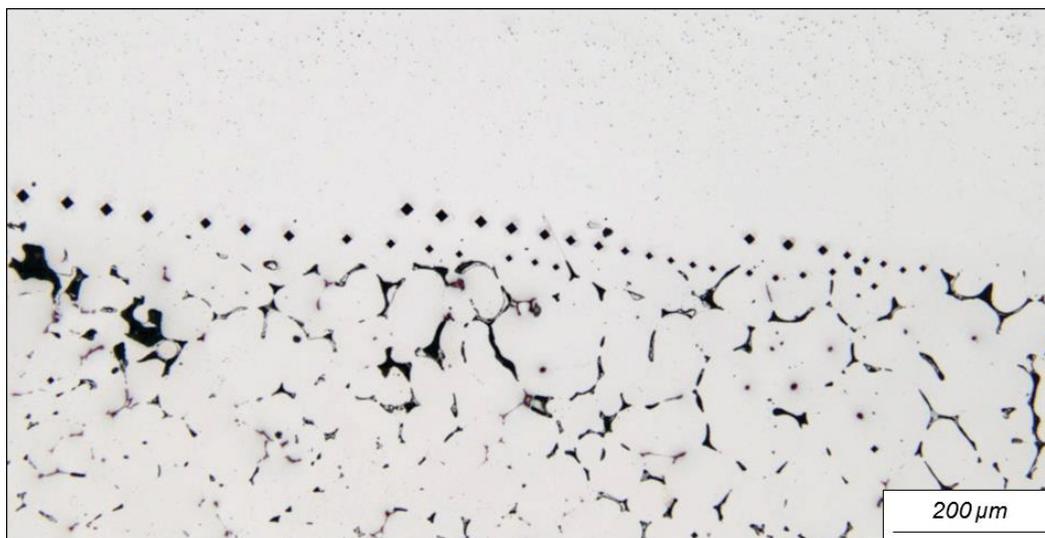


Abbildung 5-18: Gefügestruktur in der Verbundzone mit Mikrohärteteindrücken bei guter Verbundqualität.

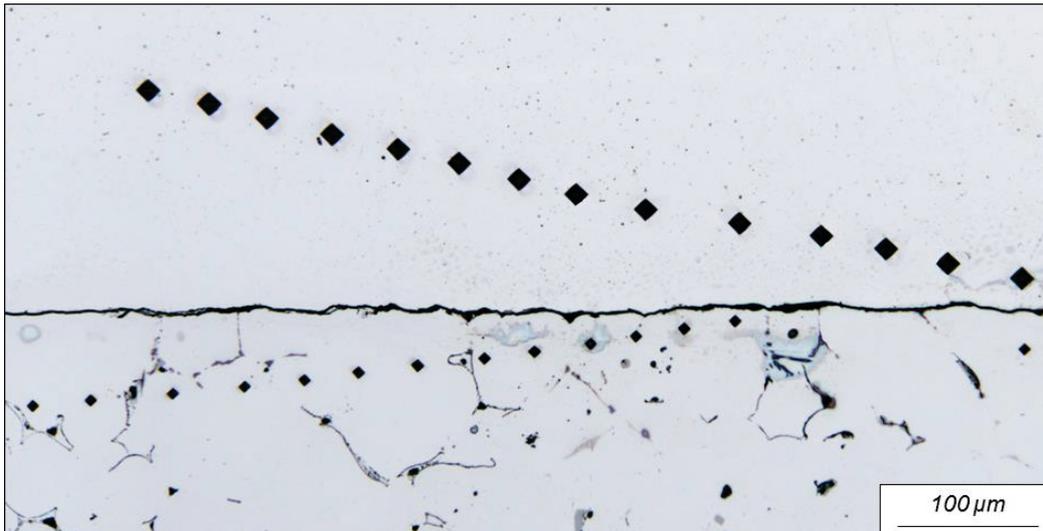


Abbildung 5-19: Gefügestruktur in der Verbundzone mit Mikrohärteeindrücken bei schlechter Verbundqualität.

5.5.4 Verbundbildung bei Variation der Gießparameter – Al7075

Variiert werden die Vorheiztemperatur der Substratplatte, das Verhältnis von Aufguss- zu Substratdicke, die Gießgeschwindigkeit sowie die Temperatur der Aufgusschmelze.

5.5.4.1 Verbundbildung bei Variation der Substrattemperatur – Al7075

Wird die Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 500 °C reduziert, bildet sich kein sauberer Verbund aus. Wie in Abbildung 5-20 zu sehen ist, durchzieht eine Trennschicht die beiden Verbundpartner.

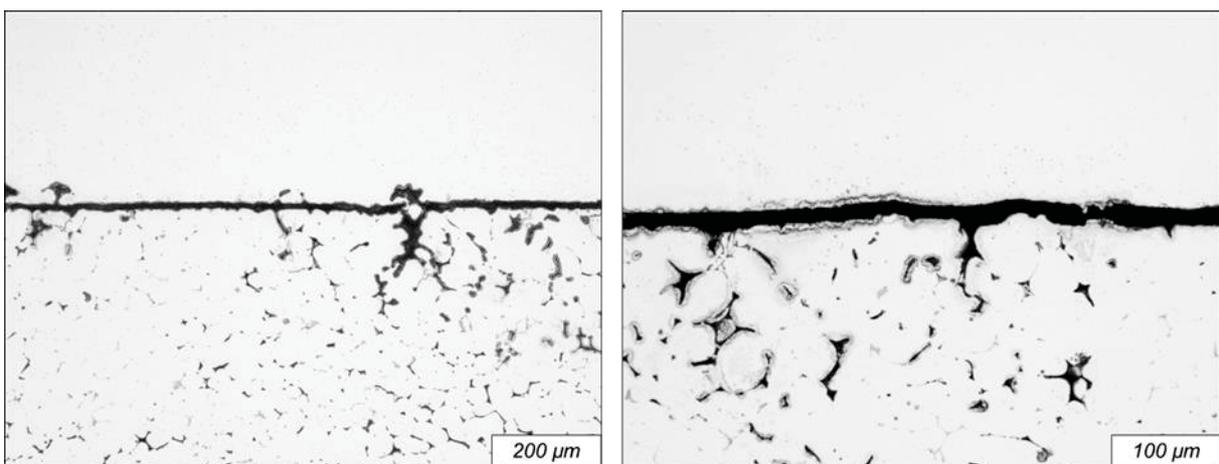


Abbildung 5-20: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Reduzierung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 500 °C.

In Diagramm 5-22 sind die simulierten Temperaturkurven bei Variation der Substrattemperatur dargestellt. Die Ergebnisse bei Verwendung der Referenzparameter, und somit einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 525 °C, sind in blauer Farbe aufgetragen. Trotz der Reduzierung der Vorheiztemperatur auf 500 °C erreicht die Substratoberfläche im Messpunkt TE_1 eine Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur, jedoch erst nach 1,8 s. Aufgrund der schnelleren Erstarrung der Aufgusslegierung reduziert sich die Zeitdauer über Liquidus (t_{liquid}) auf 2,6 s. Bei einer Vorheiztemperatur von 550 °C wird die Liquidustemperatur an der Substratoberfläche innerhalb von 0,1 s erreicht. Die Temperatur TE_1 steigt auf einen Maximalwert von 641,6 °C, bis die Aufgusslegierung nach 4,6 s (t_1) erstarrt.

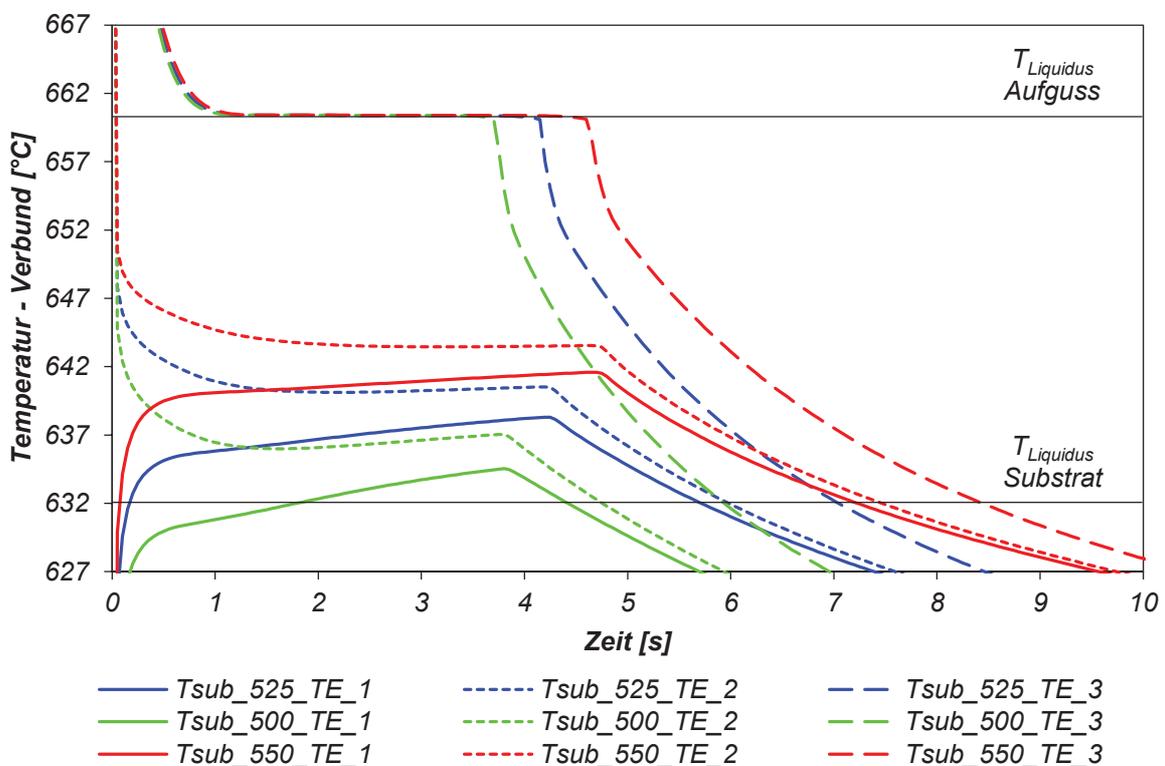


Diagramm 5-22: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Substrattemperatur für die Substratlegierung Al7075.

Die Gegenüberstellung in Tabelle 5-20 zeigt die Ergebnisse der ausgewerteten Temperaturverläufe an der Position TE_1 für das dynamische 2D-Modell und das statische 2D-Submodell-I. Beide Modelle liefern, obgleich ihres modifizierten Aufbaus, ähnliche Ergebnisse.

Tabelle 5-20: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Substrattemperatur für die Substratlegierung Al7075

T_{Substrat} [°C]	dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
500	3,0	635,0	9,0	2,6	634,5	6,6
525	5,1	638,3	32,1	5,4	638,3	35,4
550	7,7	642,1	77,2	7,1	641,6	74,7

In Abbildung 5-12 ist der simulierte Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer reduzierten Vorheiztemperatur der Substratplatte von 500 °C zu ausgewählten Zeitschritten dargestellt. Aufgrund der Reduzierung der Substrattemperatur dauert es wesentlich länger, bis die Substratplatte eine Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur erreicht und dementsprechend flach bildet sich die Schmelzzone an der Substratoberfläche aus. Bereits nach 3,9 s ist die gesamte Aufgusschmelze erstarrt.

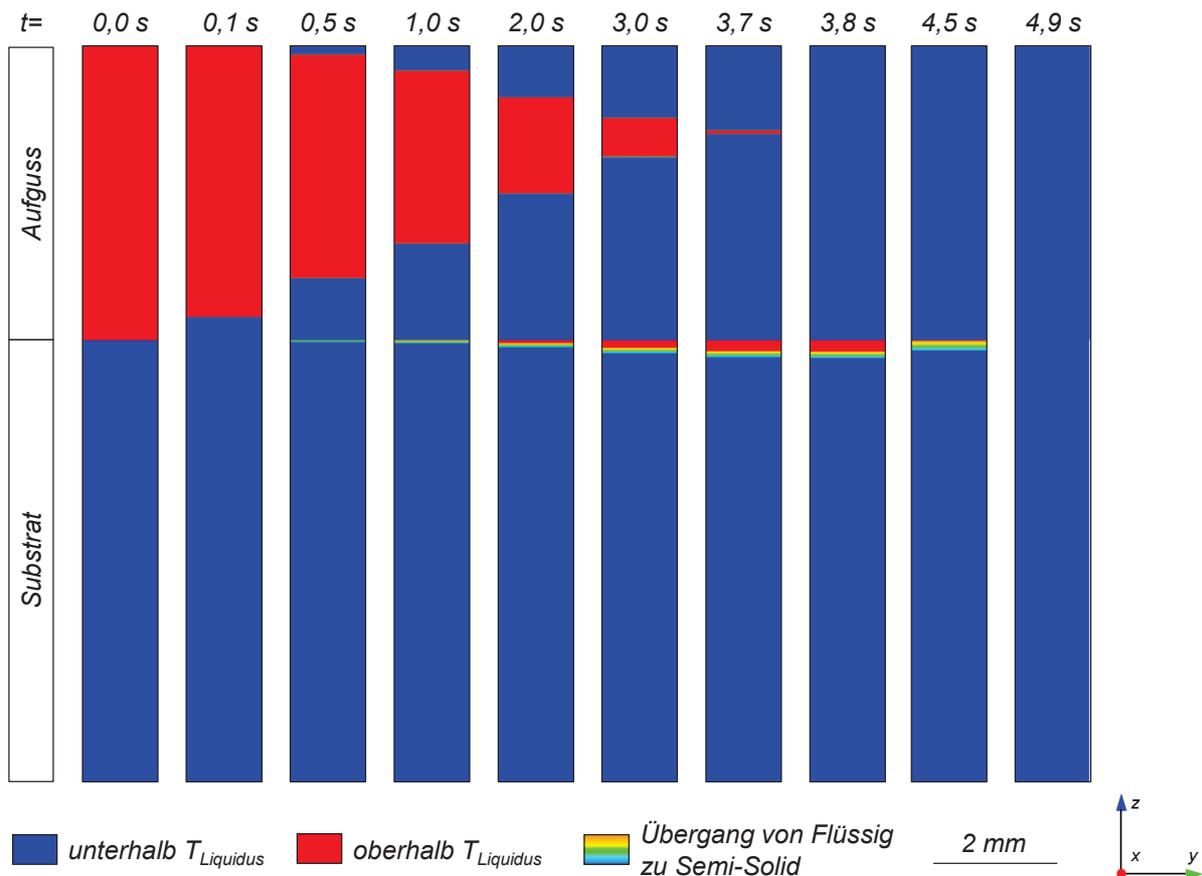


Abbildung 5-21: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 500 °C.

Die Änderung der Vorheiztemperatur der Substratplatte hat den größten Einfluss aller untersuchten Variationen auf die Verbundqualität, wie sich auch in der Abbildung 5-22 zeigt. Bei einer Reduktion der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 500 °C schmilzt die Substratoberfläche sichtbar auf, jedoch verbleibt eine Trennschicht in der Grenzfläche, die zu einer erheblichen Qualitätsminderung führt. Auch das Gefügebild der Aufgusslegierung ändert sich von stängelförmigen Zellen hin zu großflächigen Aluminiumkristallen, die scheinbar unbeeinflusst vom Substratgefüge erstarren. Bei einer Erhöhung der Vorheiztemperatur auf 525 °C (Referenzbedingungen) wird die gewünschte Verbundqualität ohne einer Trennschicht wieder erreicht.

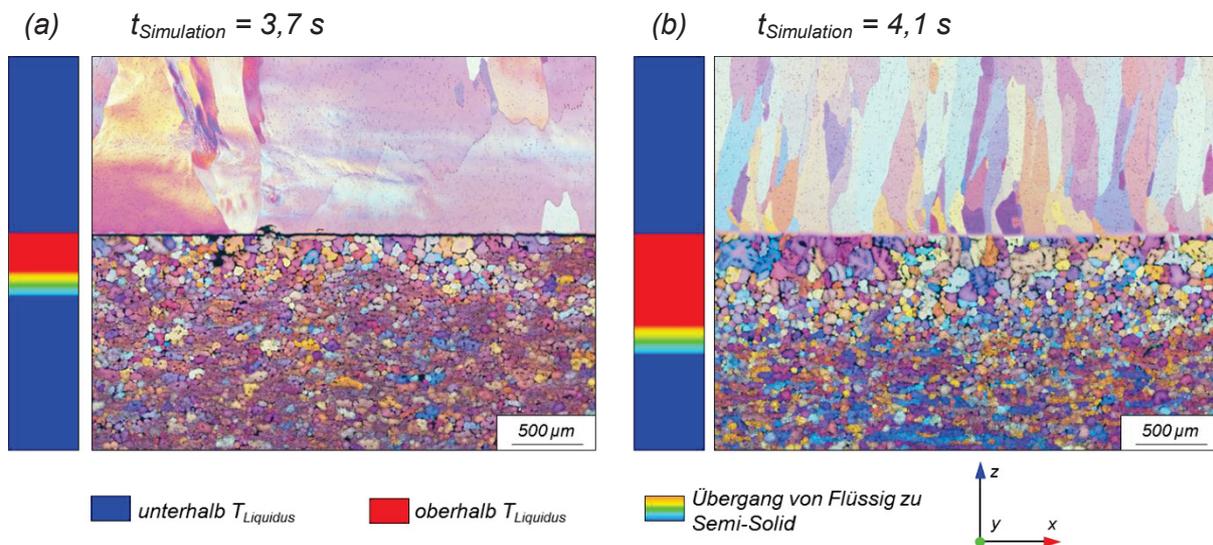


Abbildung 5-22: Ausbildung der Verbundzone bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von (a) 500 °C und (b) 525 °C.

5.5.4.2 Verbundbildung bei Variation des Dickenverhältnisses – Al7075

Die Variationen des Dickenverhältnisses werden ausgehend von einer Aufgussdicke von 8 mm und einer Substrattemperatur von 525 °C durchgeführt. Neben einer Reduzierung der Aufgussdicke auf 6 mm und einer Erhöhung auf 10 mm wird bei einer Aufgussdicke von 10 mm zusätzlich noch die Substrattemperatur auf 500 °C abgesenkt. Das Gefügebild bei einer Aufgussdicke von 6 mm ist in Abbildung 5-23 dargestellt. Es scheiden sich vermehrt Phasen der Substratlegierung in der Grenzfläche aus, jedoch zeigt sich keine durchgehende Trennlinie.

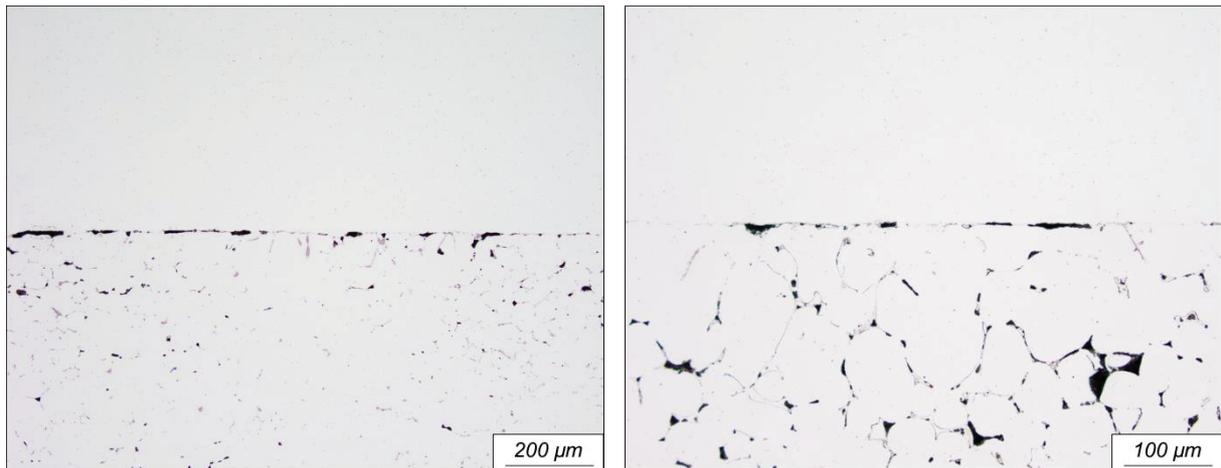


Abbildung 5-23: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 6 mm zu 14 mm.

Das Erhöhen der Aufgussdicke auf 10 mm (Abbildung 5-24) bewirkt eine Verbesserung der Verbundqualität. Es sind keine trennenden Phasen zwischen den beiden Verbundschichten sichtbar. Jedoch lässt sich bereits an den ungeätzten Schlifffildern erkennen, dass die Aufschmelzzone der Substratplatte relativ groß ist.

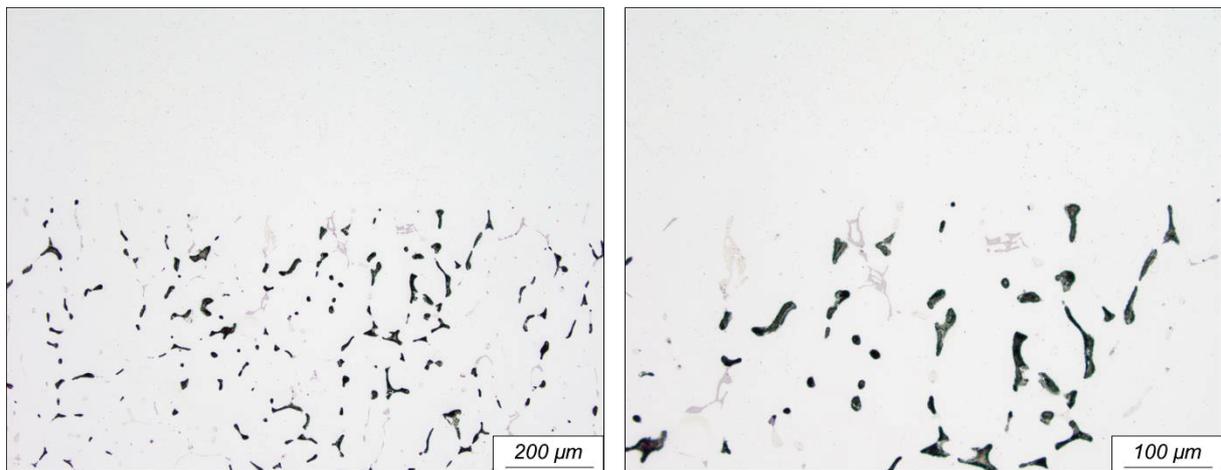


Abbildung 5-24: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm.

Die Ergebnisse bei einer Kombination einer Aufgussdicke von 10 mm und einer reduzierten Substrattemperatur von 500 °C sind in Abbildung 5-25 dargestellt. Die tiefe Aufschmelzzone ist weiterhin zu erkennen, jedoch verschlechtert sich die Verbundqualität mit einer sichtbaren Trennschicht deutlich.

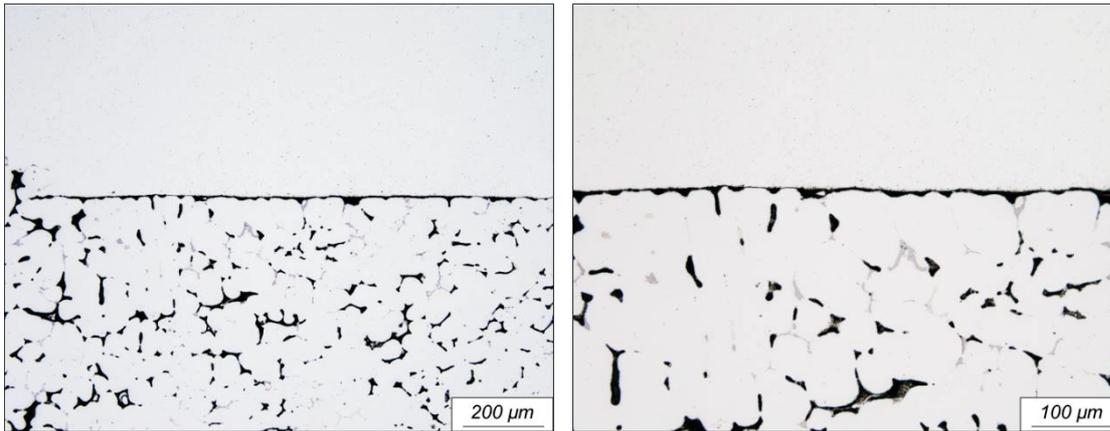


Abbildung 5-25: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer reduzierten Vorheiztemperatur der Substratplatte von 500 °C.

Diagramm 5-23 zeigt die Temperaturverläufe bei Variation des Verhältnisses von Aufgussdicke zu Substratdicke. Bei geringer Dicke des Aufgusses von 6 mm erstarrt dieser bereits nach 2,3 s (t_1), danach fließt keine latente Wärme mehr in die Substratplatte. Bei einer Aufgussdicke von 10 mm erstarrt die letzte Aufgusschmelze erst nach 7,0 s (t_1), bis dahin kann der Temperaturverlauf TE_1 bis auf 641,5 °C ansteigen. Die letzte Schmelze im Verbund erstarrt erst nach 10,6 s (t_2). Mit der Reduzierung der Substrattemperatur auf 500 °C verändert sich die Form der Temperaturverläufe. Auffällig dabei ist, dass die Liquidustemperatur der Substratplatte erst nach 0,4 s erreicht wird.

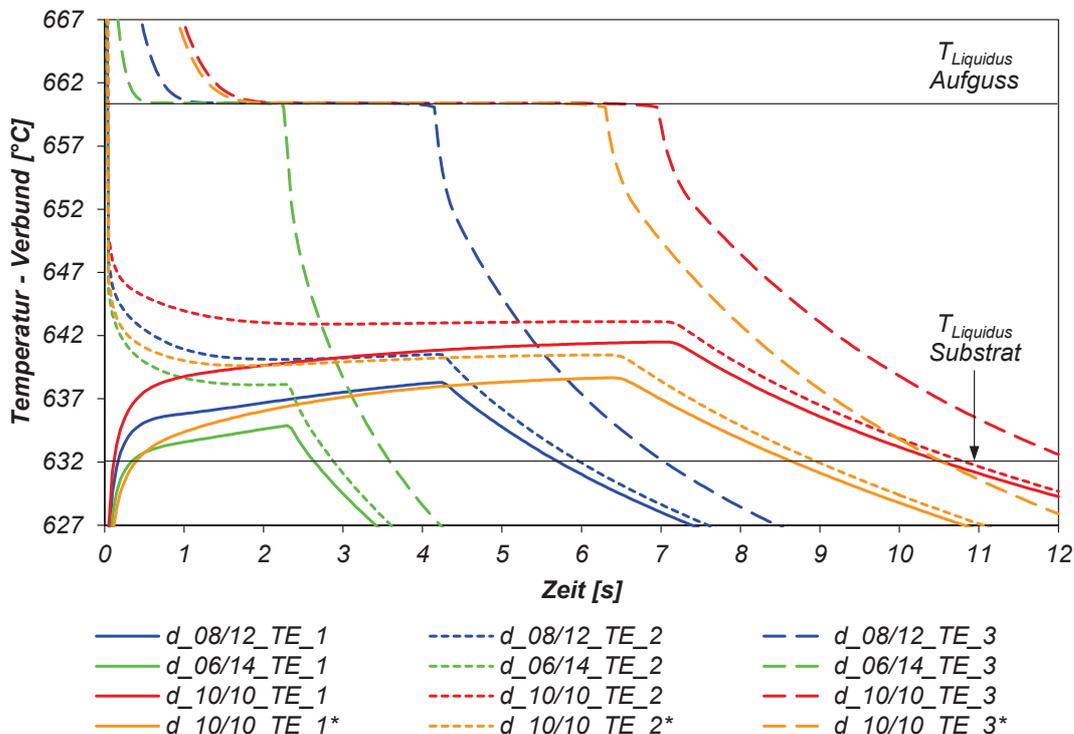


Diagramm 5-23: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation des Dickenverhältnisses für die Substratlegierung Al7075 (*Substrattemperatur = 500 °C).

Der Vergleich des dynamischen 2D-Modells und des statischen 2D-Submodells-I zeigt in Tabelle 5-21 erneut eine gute Übereinstimmung der Ergebnisse. Geringe Differenzen, wie sie bei dem Dickenverhältnis von 0,43 auftreten, sind nicht nur auf den ungleichen Modellaufbau zurückzuführen, sondern auch auf die unterschiedliche zeitliche Abstufung der ausgewerteten Berechnungsdaten je Simulationsmodell. Bei Simulationsmodellen mit geringerer Zellanzahl können die Zeitschritte der Berechnung und somit auch die Zeitschritte der ausgegebenen Ergebnisdaten reduziert werden. Besonders bei sehr schnellen Temperaturänderungen kann die unterschiedliche Zeitbasis der Auswertung zu leicht abweichenden Ergebnissen führen.

Tabelle 5-21: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation des Dickenverhältnisses

<i>Aufguss/ Substrat</i>	<i>dynamisches 2D-Modell</i>			<i>statisches 2D-Submodell-I</i>		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
0,43	1,6	634,4	3,9	2,2	634,9	6,2
0,67	5,1	638,3	32,1	5,5	638,3	35,4
1,00	10,5	642,2	109,3	10,4	641,5	107,8
1,00 (500)*	8,2	639,6	63,4	8,2	638,7	55,6

*Substrattemperatur = 500 °C.

Wie in den Simulationsergebnissen des dynamischen 2D-Modells dargestellt, ist das Dickenverhältnisse von Aufguss- zu Substratschicht maßgebend für die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone. Dieser Einfluss zeigt sich vor allem in der Aufschmelztiefe der Substratplatte, da mit größer werdenden Dickenverhältnissen die Dauer des Energieeintrages auf die Substratplatte und somit die Tiefe der Aufschmelzzone stark zunimmt. In Abbildung 5-26 ist der simulierte Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Aufgussdicke von 6 mm zu ausgewählten Zeitschritten dargestellt. Bereits nach 2,3 s ist die gesamte Aufgusschmelze erstarrt, mit dem Resultat einer sehr dünnen Aufschmelzzone an der Substratoberfläche.

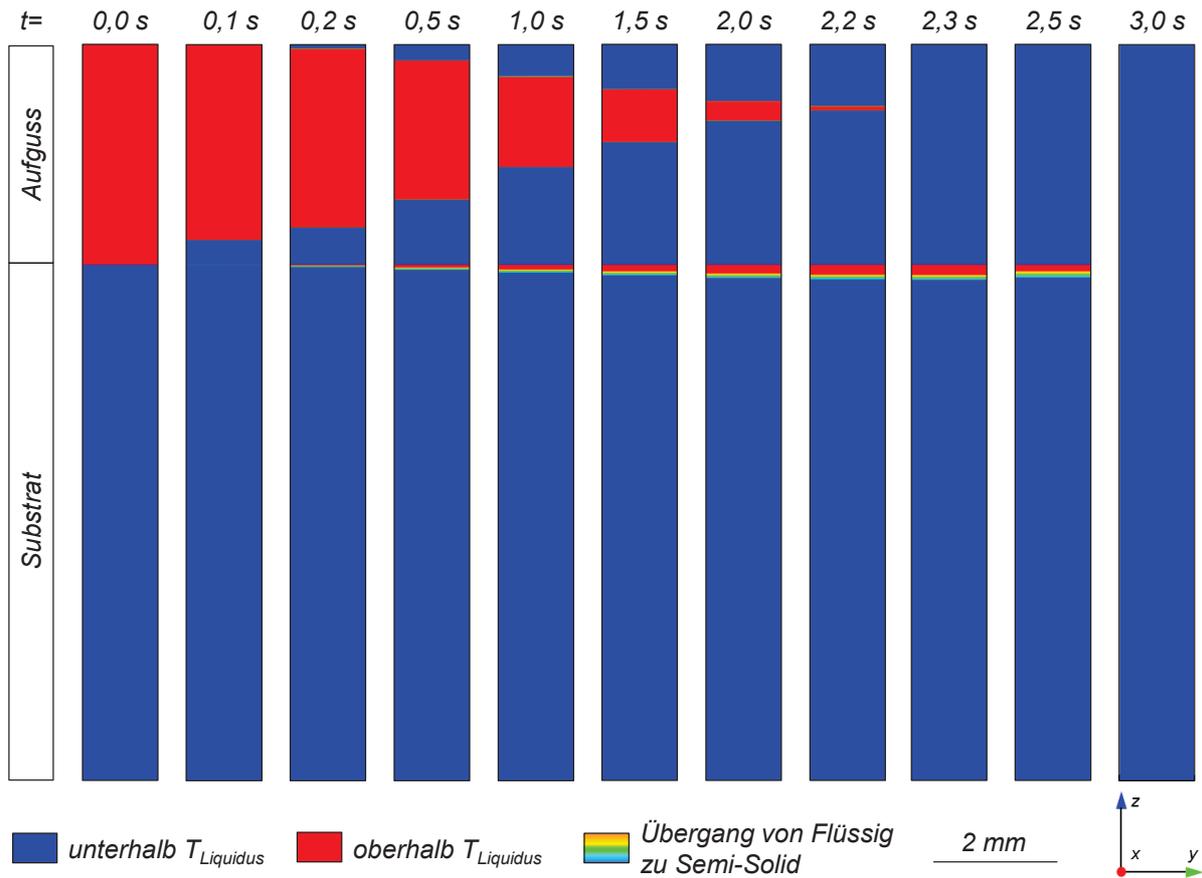


Abbildung 5-26: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 6 mm zu 14 mm.

In Abbildung 5-27 sind die Simulationsergebnisse bei $t = 2,2\text{ s}$, kurz vor dem Erstarren der letzten Aufgusschmelze, einem geätzten und ungeätzten Schliiffbild gegenübergestellt. Sowohl die sehr dünne Aufschmelzzone als auch die Position der zuletzt erstarrten Aufgusschmelze werden passend nachgebildet.

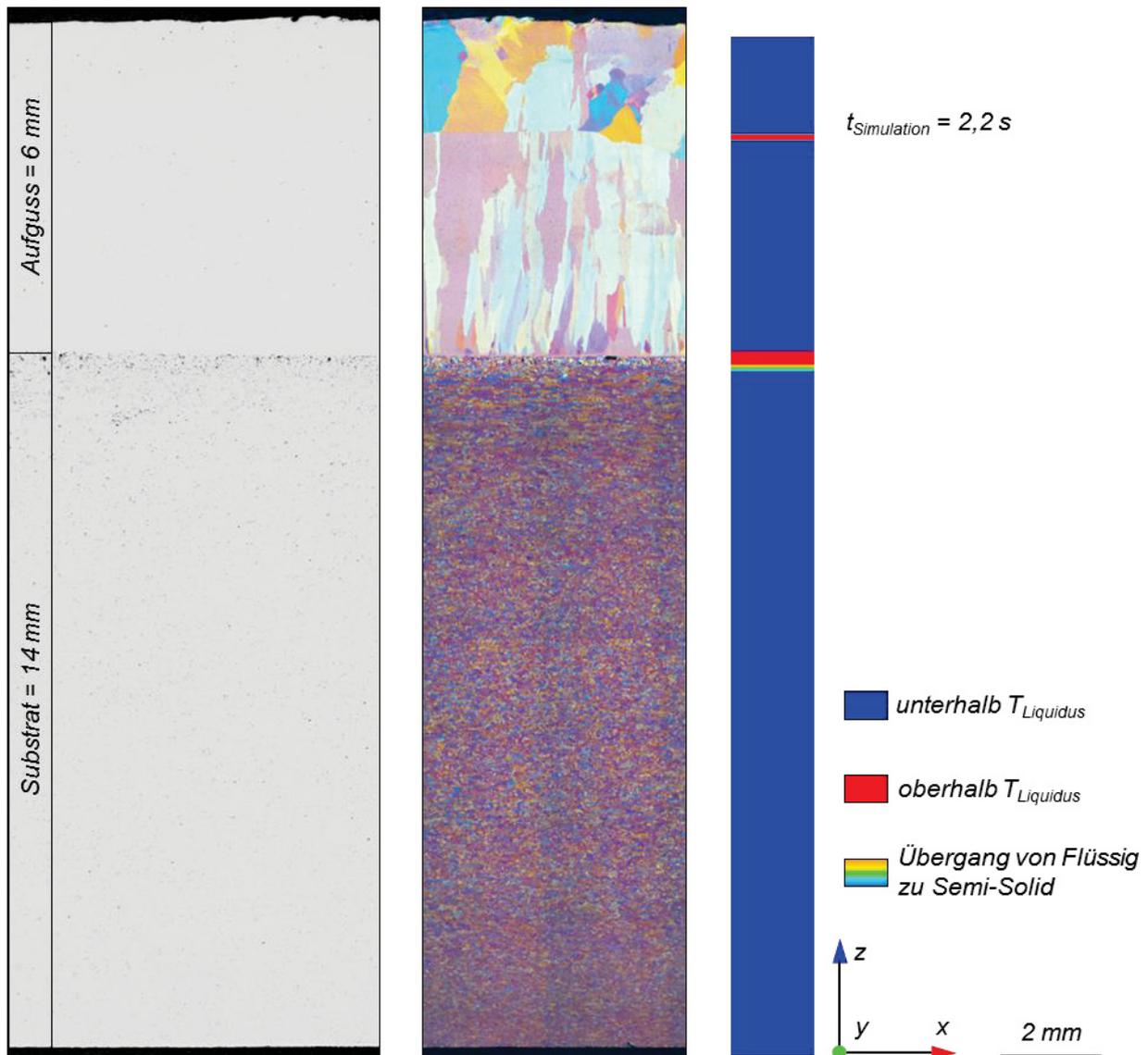


Abbildung 5-27: Gegenüberstellung der Erstarrungszonen einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe bei einem Dickenverhältnis von 6 mm zu 14 mm.

Ein vollständiger Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Dicke der Substrat- und Aufgusschicht von jeweils 10 mm ist in Abbildung 5-28 gezeigt. Aufgrund der vergrößerten thermischen Masse der Aufgusslegierung treffen die Erstarrungsfronten der Aufgusslegierung erst nach 6,9 s aufeinander und die gebildete Aufschmelzzone der Substratplatte ist deutlich größer als unter Referenzbedingungen. Erst nach 11,0 s liegen keine flüssigen Phasen im Verbund mehr vor.

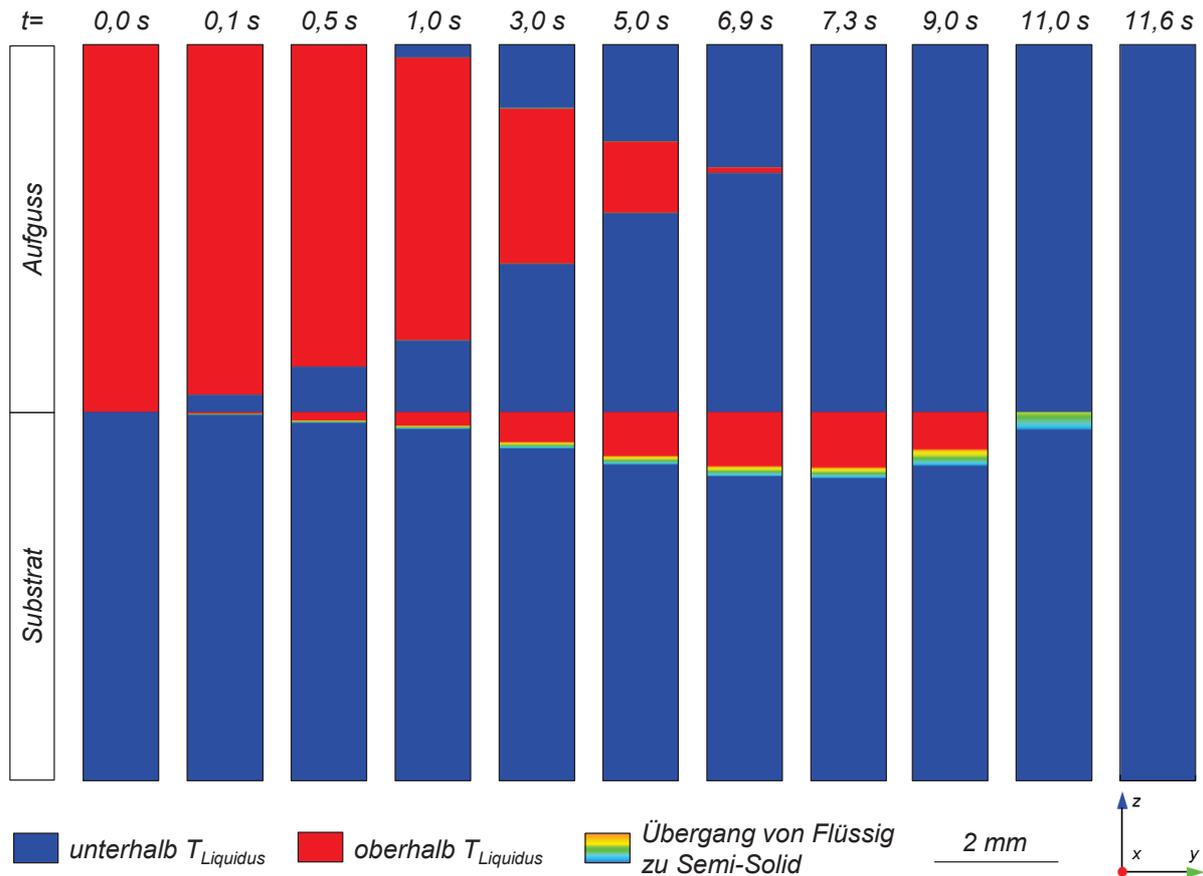


Abbildung 5-28: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 10 mm zu 10 mm.

Diese sehr tiefe Aufschmelzzone zeigt sich auch sehr deutlich in den dargestellten Schliffbildern in Abbildung 5-29. Aufgrund der großen thermischen Masse der Aufgusschicht erstarrt die Schmelzzone der Substratplatte relativ langsam unter Ausbildung eines groben dendritischen Gussgefüges. In guter Übereinstimmung mit den Erstarrungszonen ist das Ergebnis der Simulation bei $t = 6,9 \text{ s}$ vergleichend gegenübergestellt.

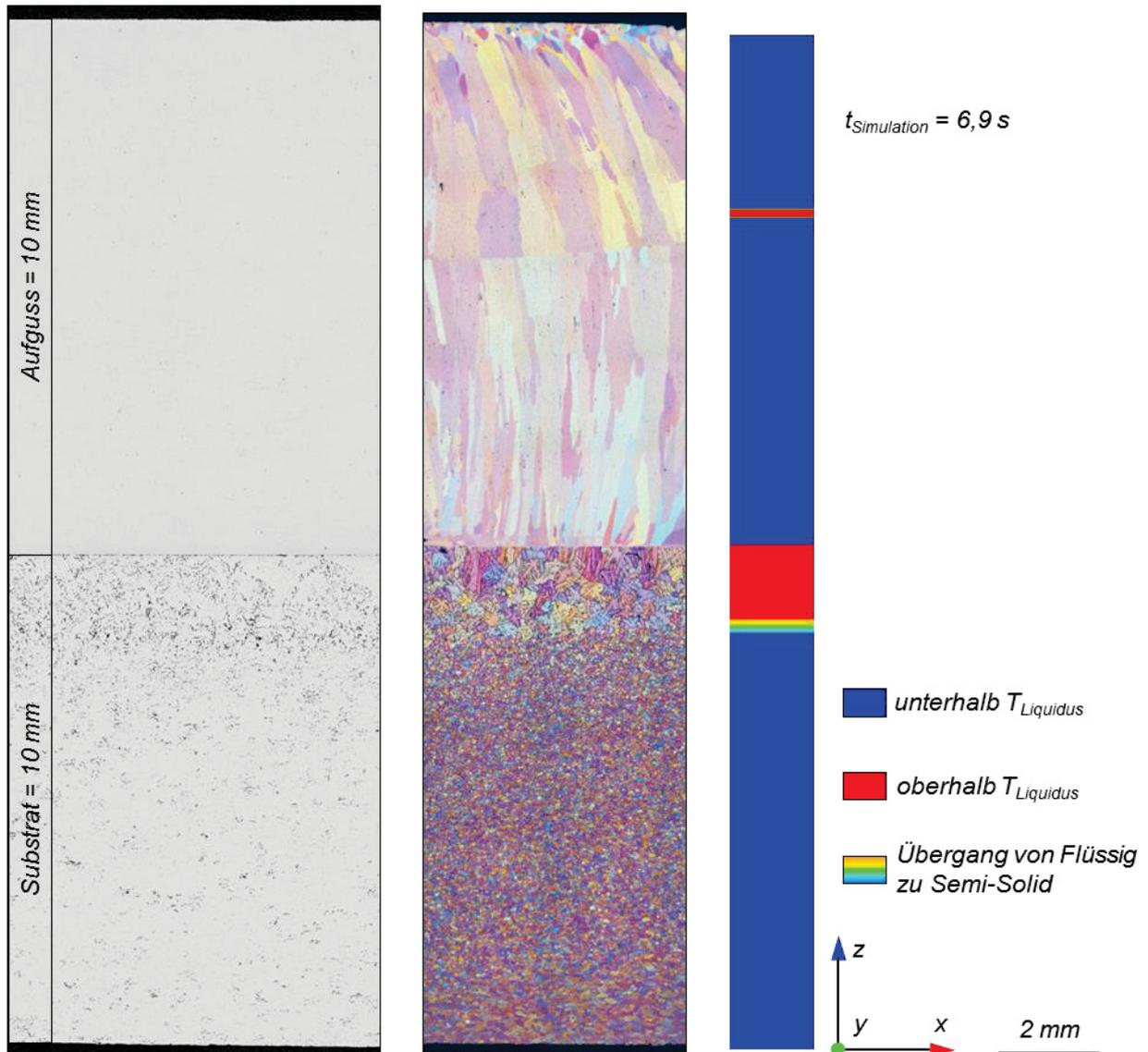


Abbildung 5-29: Gegenüberstellung der Erstarrungszonen einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe bei einem Dickenverhältnis von 10 mm zu 10 mm.

Die Variation des Verhältnisses von Aufguss- zu Substratdicke beeinflusst die Aufschmelzzone am deutlichsten. Besonders auffällig ist Bild (b) der Abbildung 5-30 mit einer beträchtlichen Aufschmelztiefe aufgrund der 10 mm dicken Aufgusssschicht. Die Schmelzzone erstarrt relativ langsam, was zu sehr großen dendritischen Körnern führt. Die Struktur der Aufgusssschicht in der Verbundzone ändert sich mit deren Dicke nicht maßgeblich, wie der Vergleich mit Bild (a) zeigt.

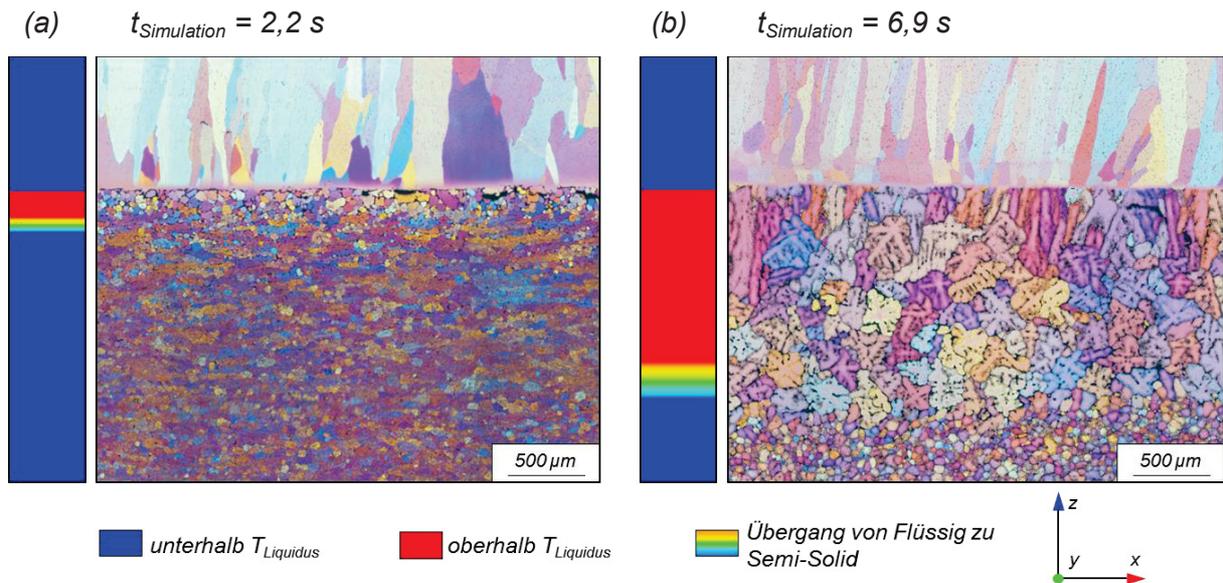


Abbildung 5-30: Ausbildung der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von (a) 06/14 und (b) 10/10.

Die Kombination einer reduzierten Substrattemperatur von $500 \text{ }^\circ\text{C}$ mit einer Aufguss- und Substratdicke von jeweils 10 mm ist in Abbildung 5-31 dargestellt. Wie schon beschrieben, bildet sich aufgrund der dicken Aufgusschicht eine tiefe Aufschmelzzone, trotzdem wird kein Verbund in ausreichender Qualität erreicht.

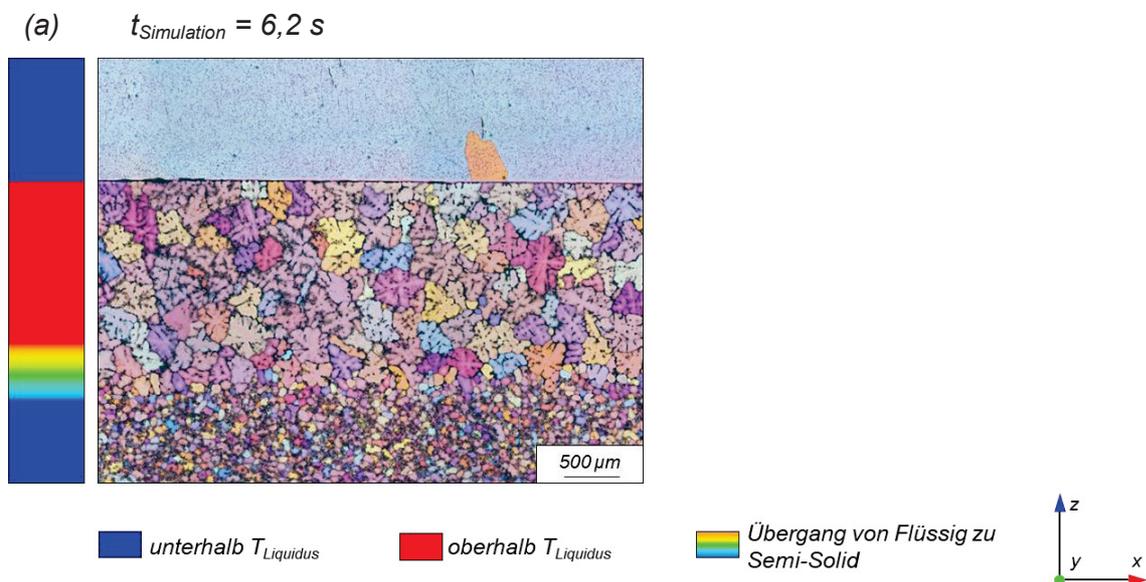


Abbildung 5-31: Ausbildung der Verbundzone bei einer Aufguss- und Substratdicke von jeweils 10 mm und einer Substrattemperatur von $500 \text{ }^\circ\text{C}$.

5.5.4.3 Verbundbildung bei Variation der Gießgeschwindigkeit – Al7075

Die thermischen Änderungen bei einer Variation der Gießgeschwindigkeit sind gering, jedoch steigt mit höherer Gießgeschwindigkeit das Potential für lokale Verwirbelungen zwischen den Verbundschichten. Die Abbildung 5-32 zeigt die Gefügeausbildung bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min mit einer sehr guten Verbundbildung.

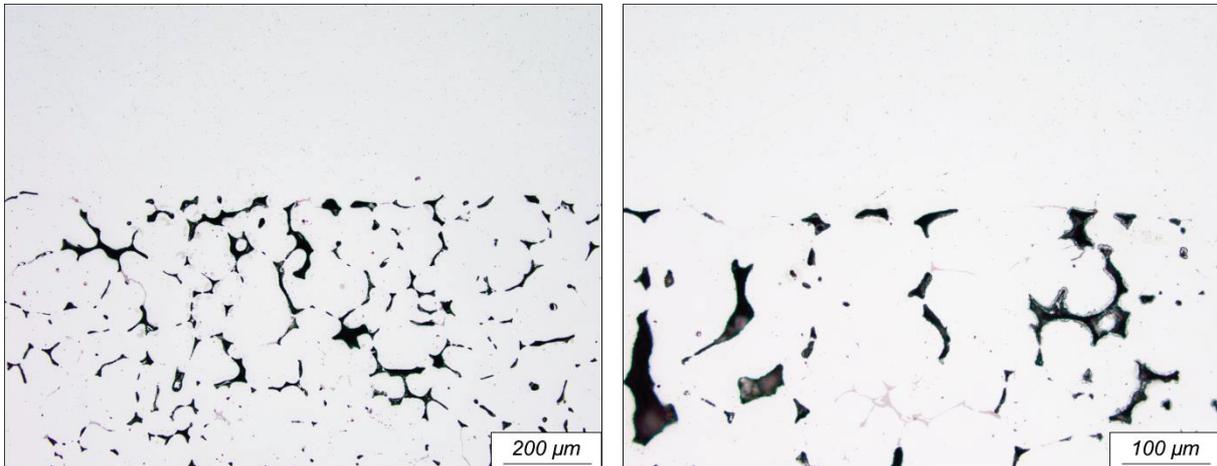


Abbildung 5-32: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.

Wird die Geschwindigkeit auf 0,8 m/min erhöht, beginnen sich die Substrat- und Aufgusschicht vermehrt lokal zu vermischen, wie in Abbildung 5-33 dargestellt ist.

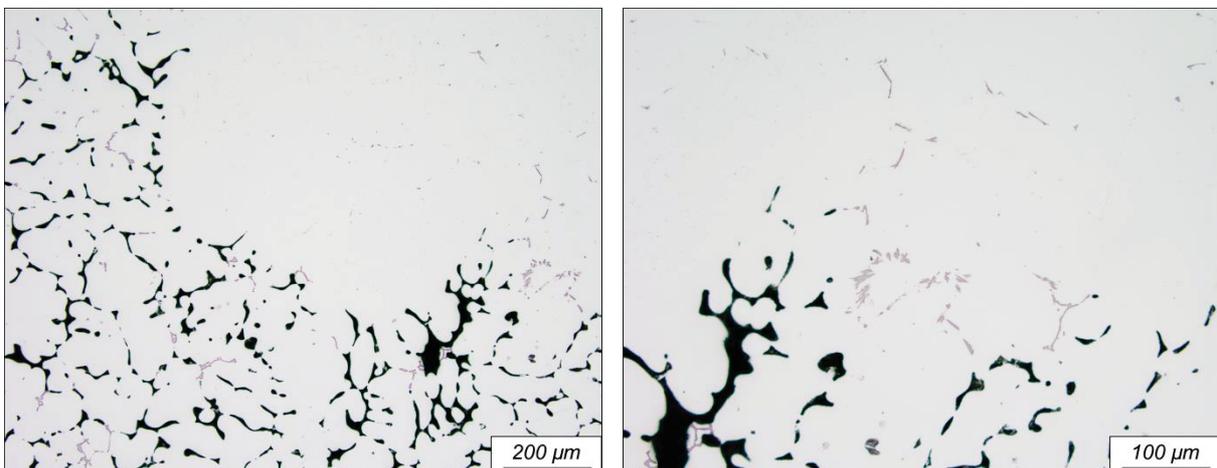


Abbildung 5-33: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.

Da es sich beim Submodell-I um ein transientes, jedoch nicht die Dynamik des Gesamtprozess abbildendes Modell handelt, wird die Variation der Gießgeschwindigkeit über eine Änderung der Aufgusstemperatur berücksichtigt. Bei einer Geschwindigkeit von 0,4 m/min und somit längerer Gießdauer sinkt die Temperatur in der Gießbox weiter ab als bei höheren Gießgeschwindigkeiten. Daher sind die Temperaturverläufe dieser

Geschwindigkeit, wie in Diagramm 5-24 abgebildet, nach unten verschoben. Eine Reduzierung der Geschwindigkeit auf 0,4 m/min oder eine Erhöhung auf 0,8 m/min bewirken nur eine geringe Veränderung der Temperaturverläufe.

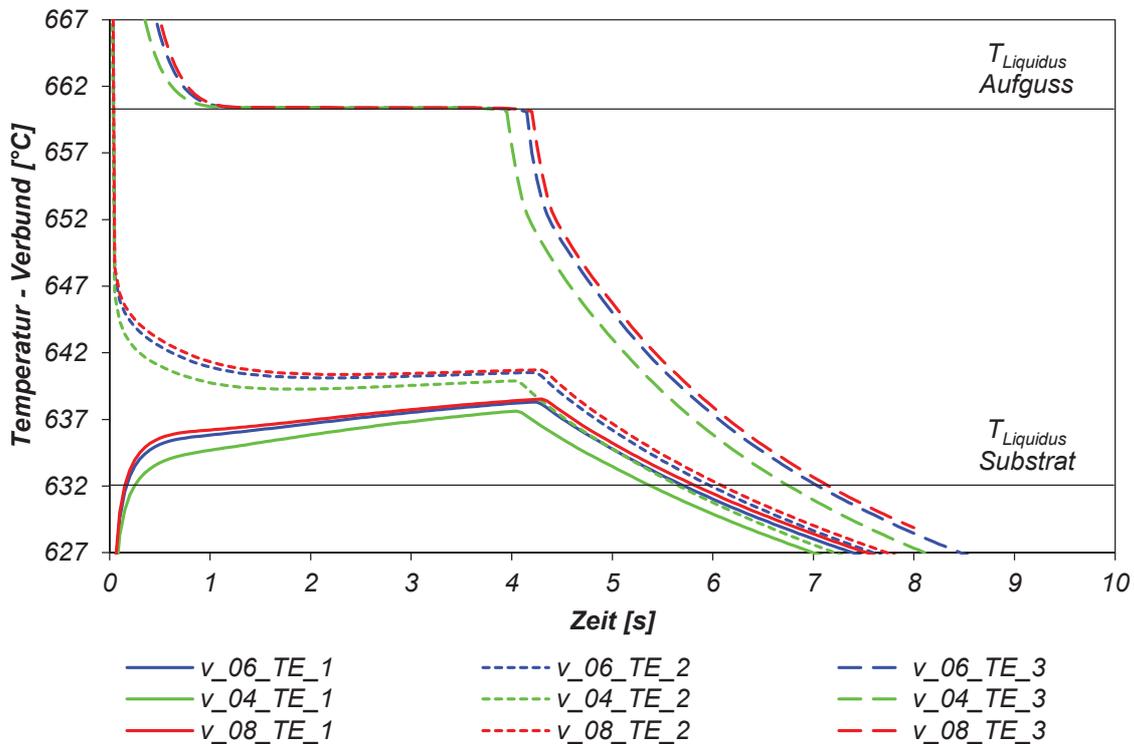


Diagramm 5-24: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE₁, TE₂ und TE₃ (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Gießgeschwindigkeit.

Die Ergebnisse des statischen 2D-Submodells-I steigen, im Gegensatz zum dynamischen 2D-Modell, mit höherer Gießgeschwindigkeit an. Die jeweilige Wertespanne von t_{liquid} , T_{max} und A ist jedoch, wie in Tabelle 5-22 zu sehen ist, sehr gering.

Tabelle 5-22: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE₁ bei Variation der Gießgeschwindigkeit

v [m/min]	dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
0,40	5,4	638,2	32,6	5,1	637,6	27,2
0,60	5,1	638,3	32,1	5,4	638,3	35,4
0,80	4,8	638,6	32,2	5,6	638,5	38,2

Auch die geometrischen Ausbildungen der Schmelz- und Erstarrungszonen sowie der zeitliche Ablauf unterscheiden sich bei der Variation der Gießgeschwindigkeit nur geringfügig. Die Simulationsergebnisse bei einer Geschwindigkeit von 0,4 m/min sind in Abbildung 5-34, jene bei 0,8 m/min in Abbildung 5-35 dargestellt.

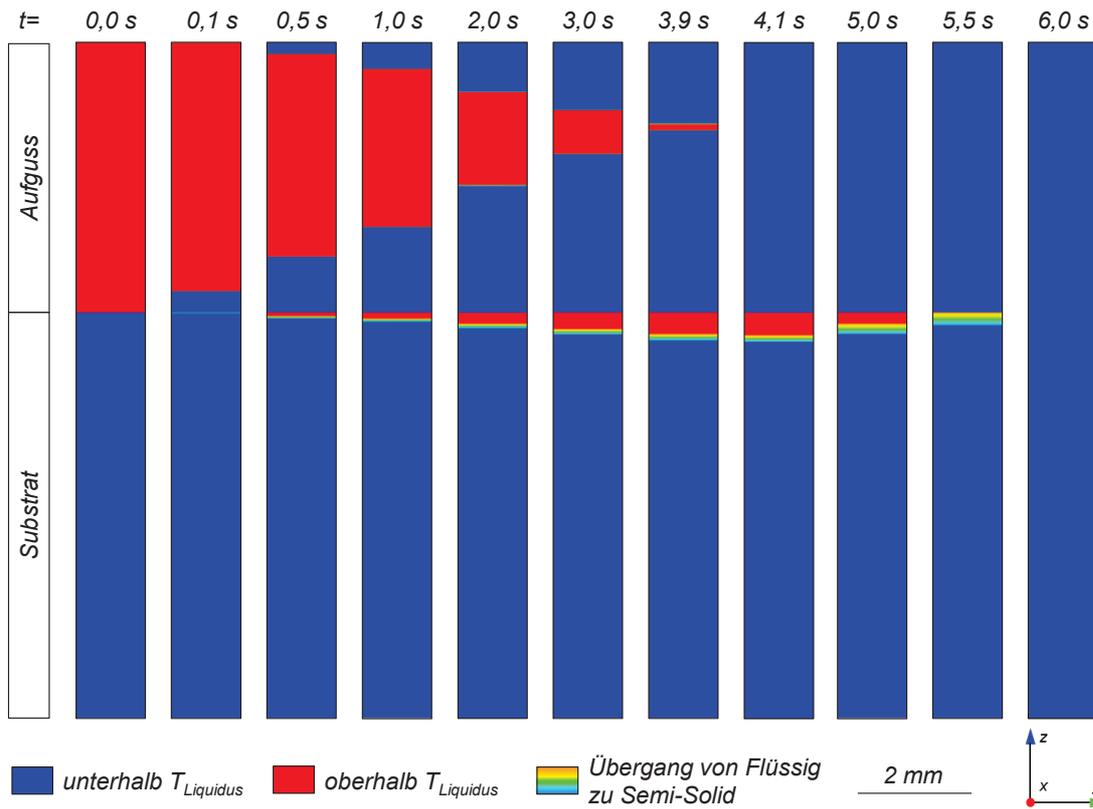


Abbildung 5-34: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.

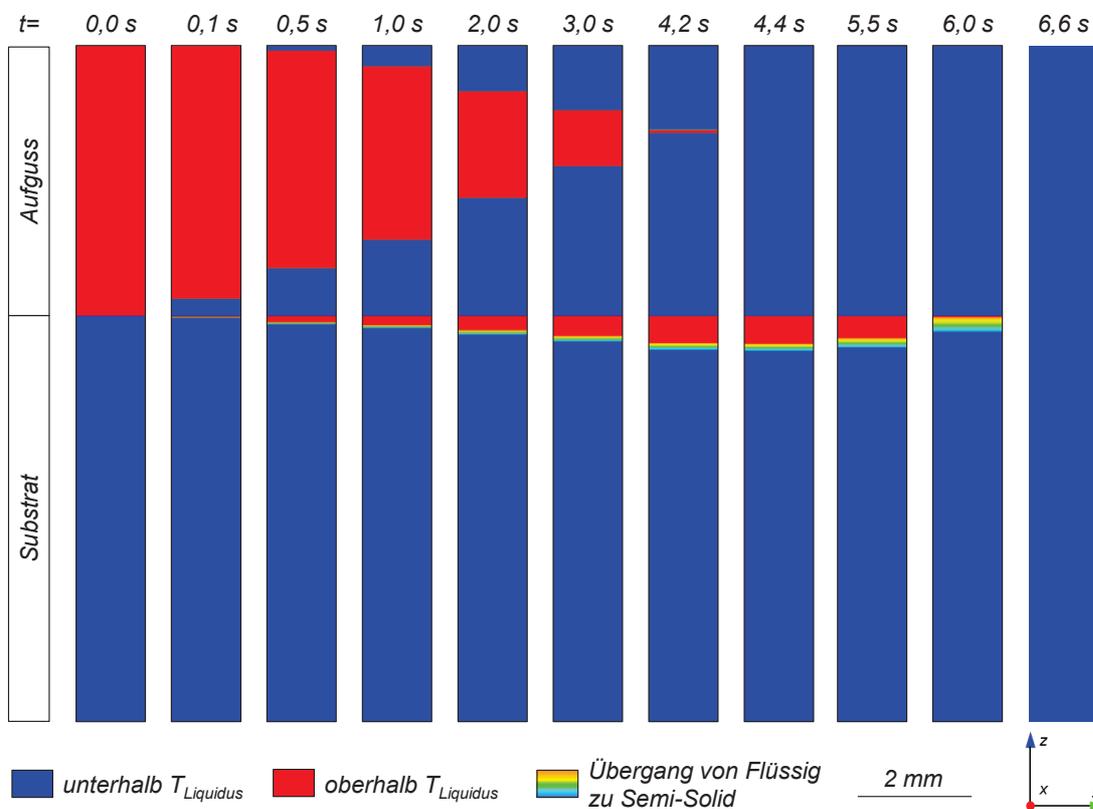


Abbildung 5-35: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.

Besonders gut zeigen sich die lokalen Verwirbelungen bei höheren Gießgeschwindigkeiten anhand geätzter Schliffbilder, wie sie in Abbildung 5-36 bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min (a) und 0,8 m/min (b) dargestellt sind. Bei erhöhter Gießgeschwindigkeit beginnt sich die Grenzfläche wellenförmig auszubilden und kann bis zur Bildung von lokalen Verwirbelungen reichen.

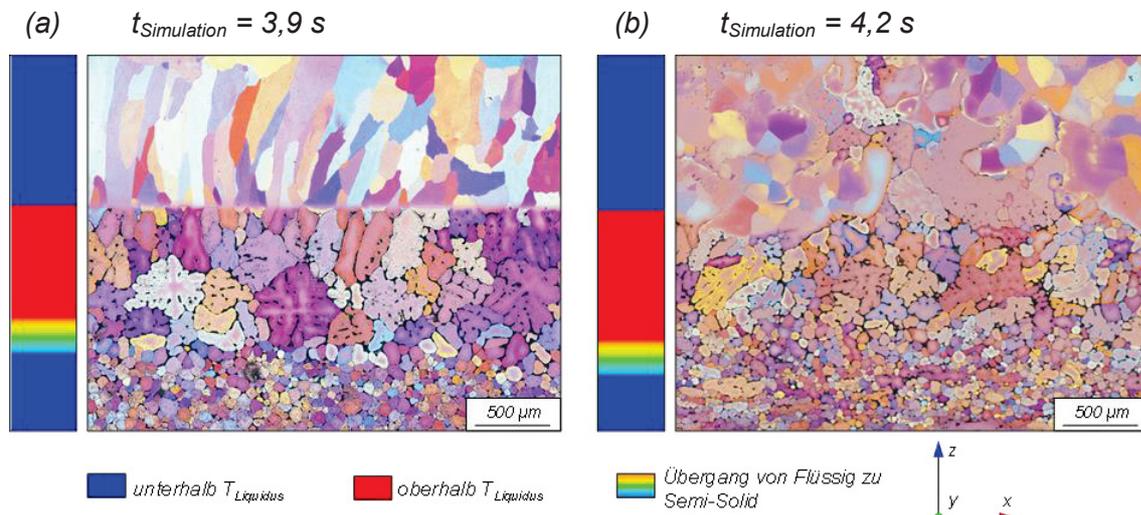


Abbildung 5-36: Ausbildung der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von (a) 0,4 m/min und (b) 0,8 m/min.

5.5.4.4 Verbundbildung bei Variation der Aufgusstemperatur – Al7075

Auch die Variation der Aufgusstemperatur spielt für die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone eine untergeordnete Rolle. Sowohl eine Reduktion der Temperatur auf 760 °C als auch eine Erhöhung auf 800 °C bewirken nur geringe Änderungen in den Temperaturverläufen und somit auch in der Ausbildung des jeweiligen Gefüges. In Abbildung 5-37 ist das Verbundgefüge bei einer Temperatur der Aufgusslegierung von 760 °C dargestellt. Es scheiden sich vermehrt Phasen an der Grenzfläche aus, eine Materialtrennung ist jedoch nicht erkennbar.

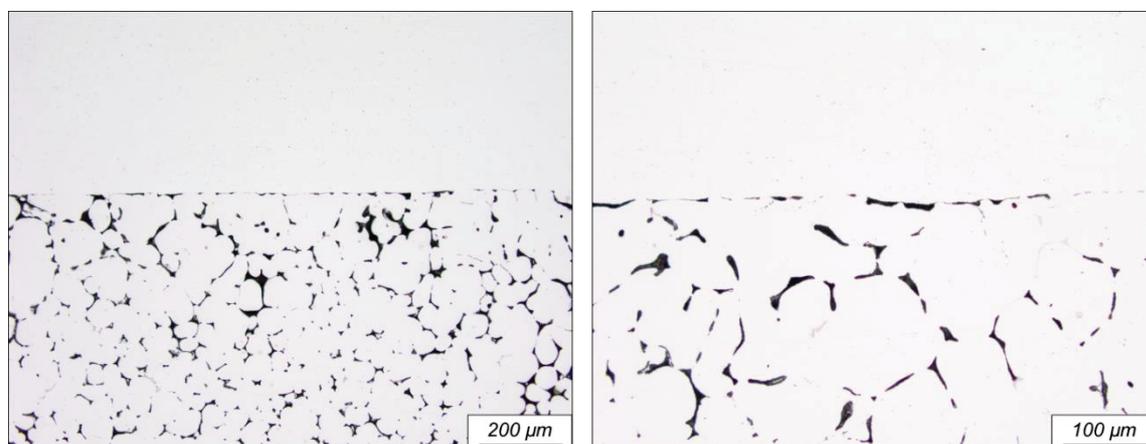


Abbildung 5-37: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Temperatur der Aufgusslegierung von 760 °C.

Auch wenn der berechnete thermische Unterschied in der Verbundzone gering ist, wirkt sich die Erhöhung der Aufgussstemperatur auf 800 °C positiv auf die Verbundqualität aus, wie in Abbildung 5-38 zu sehen ist.

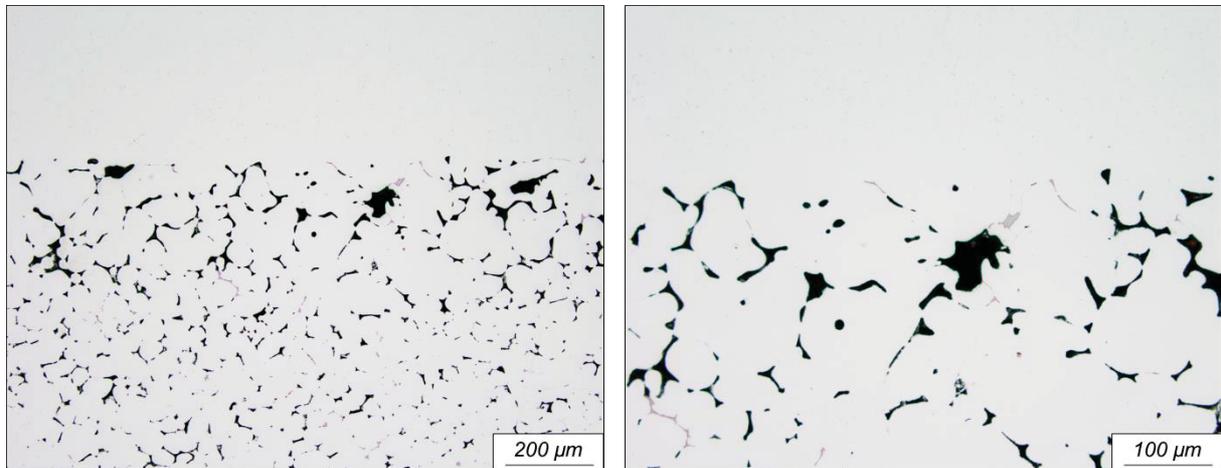


Abbildung 5-38: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Temperatur der Aufgusslegierung von 800 °C.

Die Verschiebung der Temperaturverläufe bei einer Änderung der Aufgussstemperatur auf 760 °C und 800 °C ist in Diagramm 5-25 dargestellt. Sowohl die Maximaltemperaturen als auch die Zeitspannen, in der sich die Temperatur der Substratoberfläche über der Liquidustemperatur befindet, weichen nur in geringem Ausmaß voneinander ab.

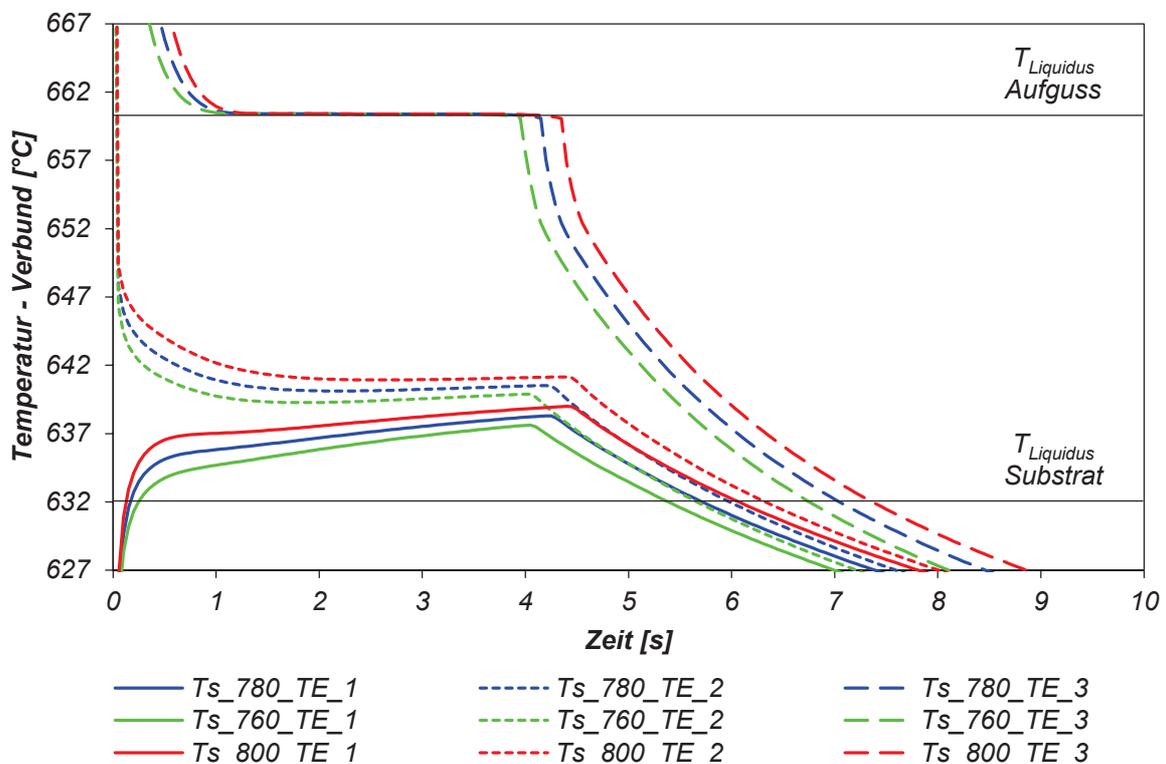


Diagramm 5-25: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Schmelzetemperatur.

Die Tabelle 5-23 zeigt einerseits die geringen Änderungen der ermittelten Werte bei Variation der Aufgusstemperatur und andererseits die sehr gut übereinstimmenden Ergebnisse des dynamischen und statischen Simulationsmodells.

Tabelle 5-23: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Schmelzetemperatur

$T_{Schmelze}$ [°C]	Dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
760	4,7	638,0	27,7	5,1	637,6	27,2
780	5,1	638,3	32,1	5,4	638,3	35,4
800	6,0	639,4	45,2	5,9	639,0	44,4

Die Schmelz- und Erstarrungsverläufe zu ausgewählten Zeitschritten bei einer Aufgusstemperatur von 760 °C und 800 °C sind in der Abbildung 5-34 und Abbildung 5-35 dargestellt. Mit Erhöhung der Aufgusstemperatur erhöht sich auch die Aufschmelztiefe der Substratplatte, der zeitliche Ablauf verschiebt sich nur um einige Zehntelsekunden.

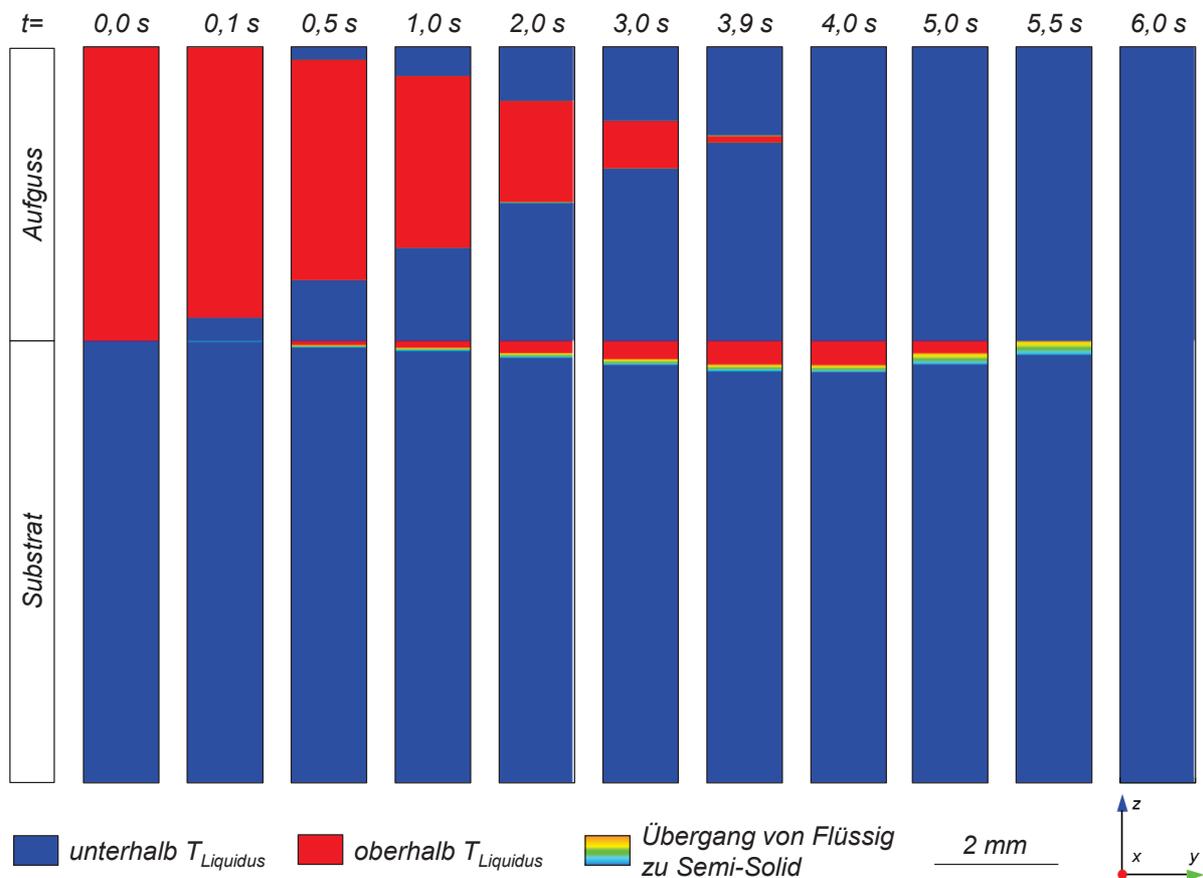


Abbildung 5-39: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Temperatur der Aufgusschmelze von 760 °C.

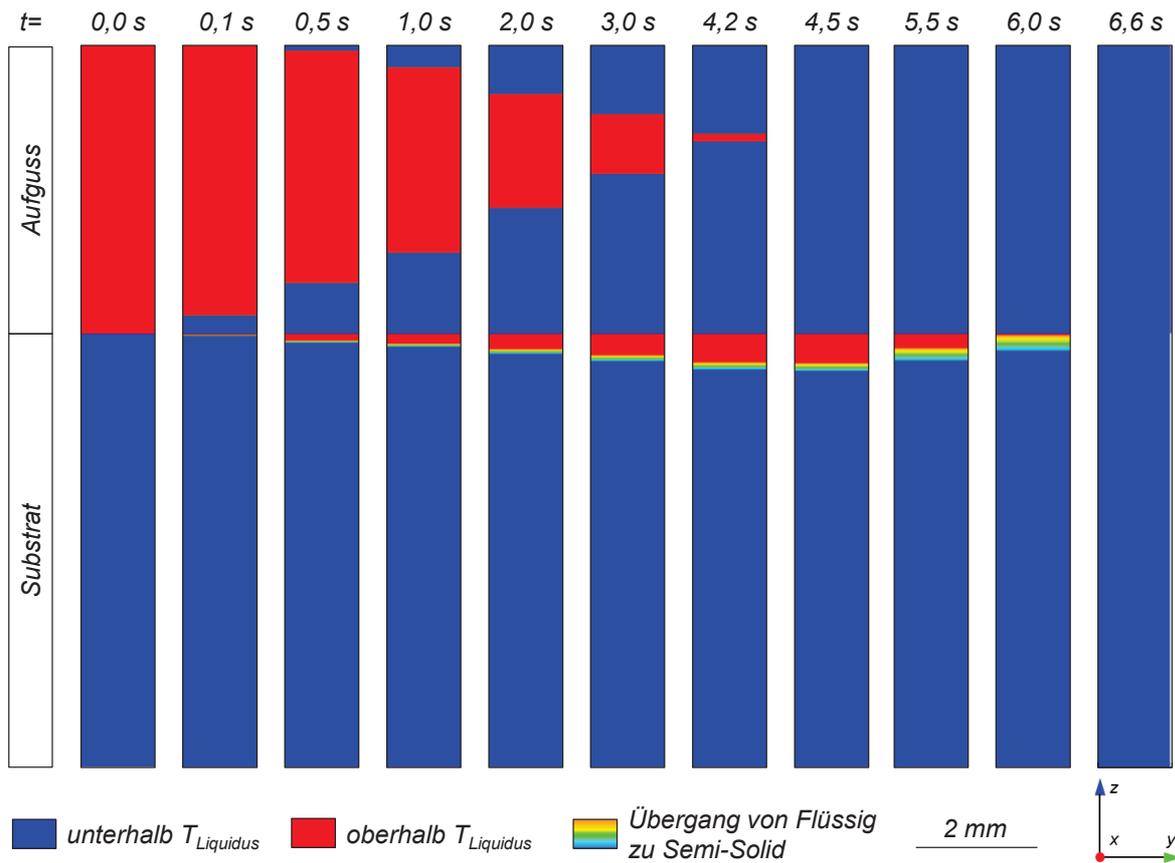


Abbildung 5-40: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Temperatur der Aufgusschmelze von 800 °C.

Auch die geätzten Schlifffbilder in Abbildung 5-41 zeigen ein vergleichbares Bild in der Verbundzone. Die Erhöhung der Aufgusstemperatur auf 800 °C (Bild (b)) führt zu einer etwas tieferen Aufschmelzzone, ohne dass sich jedoch Verwirbelungen der Verbundschichten ausbilden.

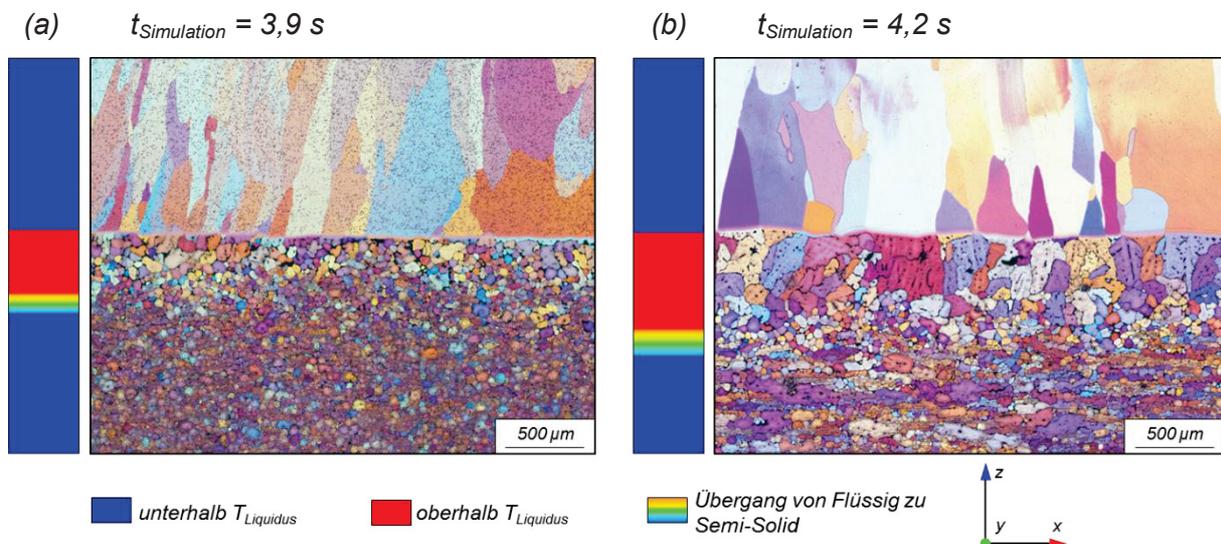


Abbildung 5-41: Ausbildung der Verbundzone bei einer Schmelztemperatur von (a) 760 °C und (b) 800 °C.

5.5.5 Verbundqualität in Abhängigkeit der gewählten Gießparameter für die Substratlegierung Al7075

Um den Einfluss der Vorheiztemperatur der Substratplatte, der Gießgeschwindigkeit, der Temperatur der Aufgusschmelze und des Dickenverhältnisses auf die Verbundqualität sichtbar zu machen, ist diese, nach der Richtreihe in Kapitel 3.4.2, in Diagramm 5-26 in Abhängigkeit der eingestellten Gießparameter aufgetragen. Die unter Referenzbedingungen abgegossenen Verbundplatten weisen im Mittel eine Verbundqualität von 4,3 auf und liegen somit in einem Qualitätsbereich, in dem ein stoffschlüssiger Verbund ohne starke Verwirbelungen in der Grenzzone erreicht wird. Bei geringeren Vorheiztemperaturen verschlechtert sich die Verbundqualität entscheidend, bei 500 °C auf 2,6 und bei 475 °C zerfällt die Verbundplatte bereits bei geringer mechanischer Beanspruchung. Auch die Änderung des Dickenverhältnisses zwischen Aufguss- und Substratschicht führt zu einer Verschiebung der Verbundqualität, besonders deutlich ist dies bei einer Reduzierung des Schichtverhältnisses gegeben. Bei einer Aufgussdicke von 6 mm und einer Substratdicke von 14 mm sinkt die Verbundqualität von 4,3 auf 3,4. Bei dicker werdender Aufgusschicht, und somit einer wesentlichen Erhöhung der eingebrachten Energie in die Substratplatte, steigt die Qualität auf 4,6. Wird jedoch bei einem Dickenverhältnis von 10 mm zu 10 mm die Vorheiztemperatur der Substratplatte von der Referenzbedingung, die bei 525 °C liegt, auf 500 °C reduziert, dann fällt die Verbundqualität auf 2,6 stark ab. Die Auswirkungen bei Variation der Gießgeschwindigkeit zeigen sich wesentlich geringer mit Qualitätswerten von 4,7 bei 0,4 m/min und 4,8 bei 0,8 m/min. Jedoch nehmen die Standardabweichung und somit die Qualitätsschwankungen mit höheren Gießgeschwindigkeiten, aufgrund einer erhöhten Anfälligkeit für Schmelzeverwirbelungen, zu. Auch die Temperaturverschiebungen der Aufgusslegierung auf 760 °C und 800 °C beeinflussen die Verbundqualität nur geringfügig. Wie auch bereits die Auswertungen der Simulationsberechnungen zeigen, haben die Variationen der Substrattemperatur und des Dickenverhältnisses einen größeren Einfluss auf die Verbundqualität als die Änderungen der Gießgeschwindigkeit und der Schmelzetemperatur der Aufgusslegierung.

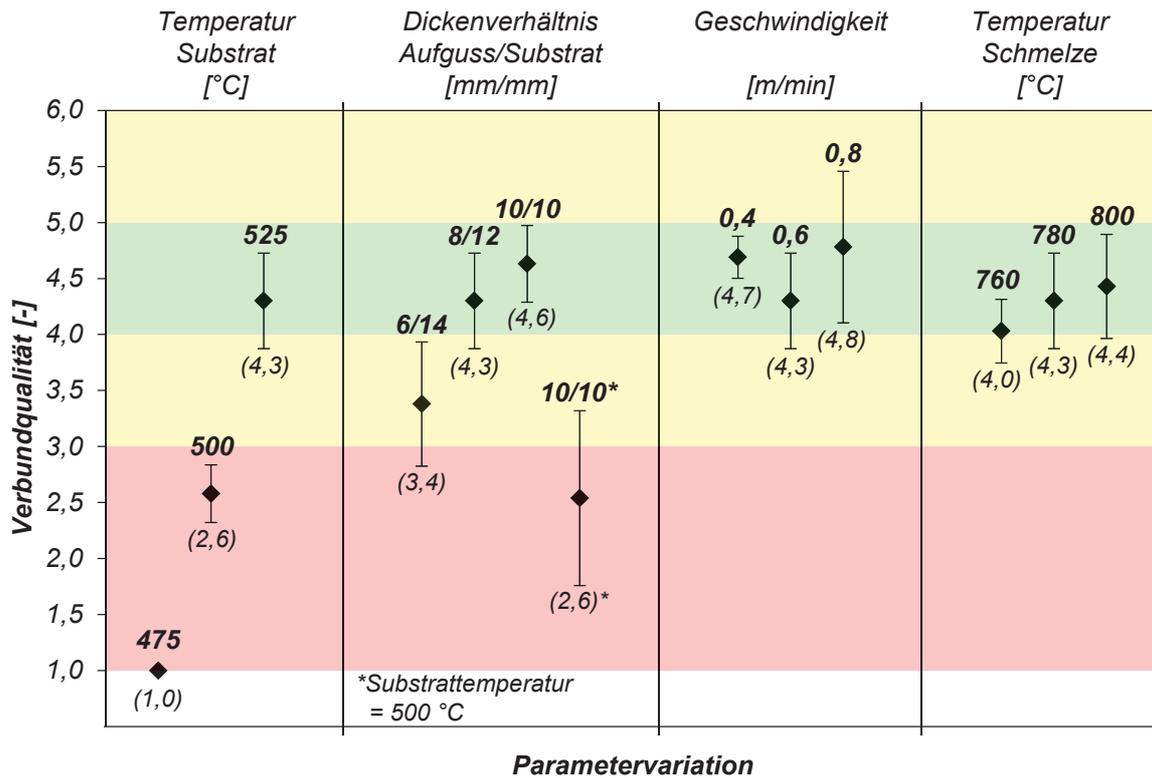


Diagramm 5-26: Ermittelte Verbundqualität in Abhängigkeit der Gießparameter für die Substratlegierung Al7075.

5.5.6 Verbundqualität in Abhängigkeit der Oberflächenmodifikation für die Substratlegierung Al7075

Abgesehen von den bereits untersuchten Parametern hat auch die Beschaffenheit der Substratoberfläche einen wesentlichen Einfluss auf die Qualität der Verbundbildung. Neben der gefrästen Substratoberfläche, die den Referenzwert bildet, werden noch fünf weitere Oberflächenmodifikationen abgegossen. In Diagramm 5-27 sind die nach der Richtreihe ermittelten Verbundqualitäten (siehe Kapitel 3.4.2) in Abhängigkeit der untersuchten Substratoberflächen mit der jeweiligen Standardabweichung aufgetragen.

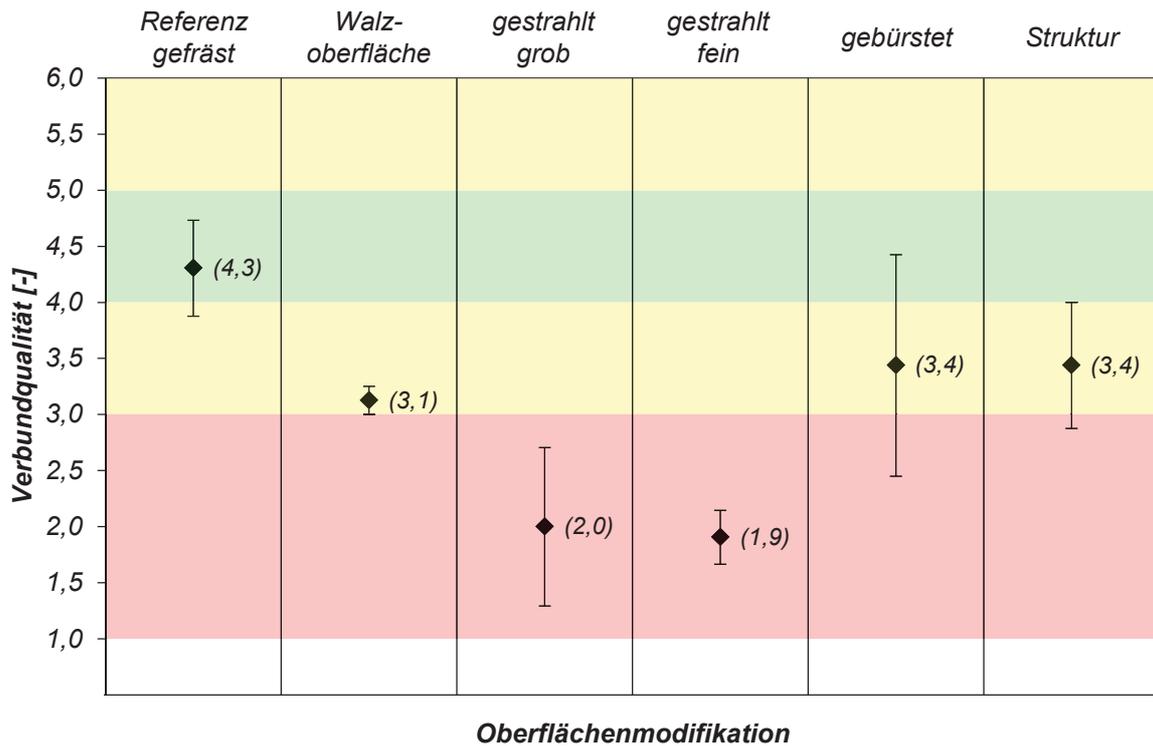


Diagramm 5-27: Ermittelte Verbundqualität in Abhängigkeit der Oberflächenmodifikation der Substratplatten.

Die gefräste Referenzoberfläche weist mit einer Verbundqualität von 4,3 die beste Qualität auf, mit keiner anderen Oberflächenmodifikation wird eine gleichwertige oder bessere Verbundqualität erreicht. Abbildung 5-42 zeigt die bereits bekannte Gefügeausprägung unter Referenzbedingungen, die eine gefräste Substratoberfläche beinhalten.

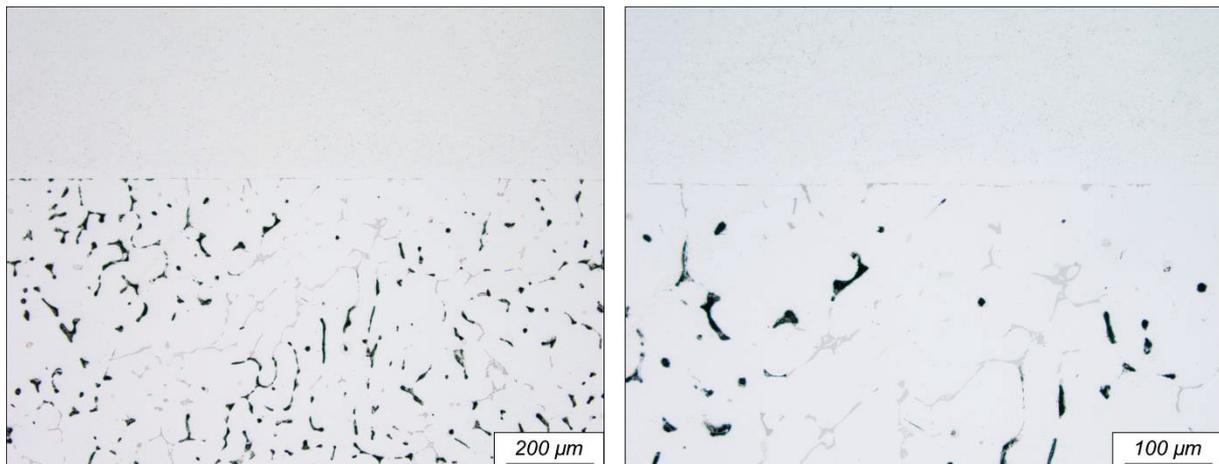


Abbildung 5-42: Gefügeausprägung in der Verbundzone unter Referenzbedingungen (gefräste Substratoberfläche).

Die Qualität des Verbundes bei einer gewalzten Substratoberfläche beträgt 3,1 und ist in Abbildung 5-43 in Schlibbildern dargestellt. Die Verbundschichten verbinden sich nicht vollständig, es verbleibt eine Trennschicht in der Grenzfläche. Der ermittelte Qualitätswert zeigt eine sehr geringe Streuung um den Mittelwert, was auf eine sehr gleichmäßige Oberflächenstruktur aufgrund des Walzprozesses hinweist.

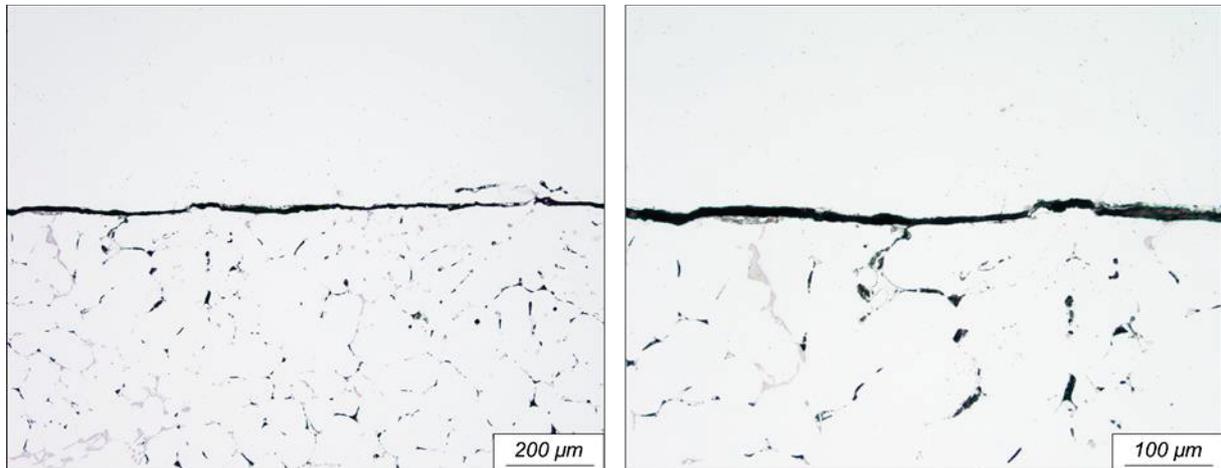


Abbildung 5-43: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei gewalzter Substratoberfläche.

Jegliches Strahlen der Oberfläche, ob mit grobem oder feinem Strahlgut, verschlechtert die Anbindung der Aufgusslegierung erheblich. Ein vereinfachtes Aufbrechen und Lösen der Oxidschicht während des Aufgießens hat sich nicht gezeigt. Möglicherweise führt das Strahlen in Kombination mit den relativ langen Aufheizzeiten der Substratplatten zu einer unvorteilhaften Oberflächenmodifikation für das Verbundgießen. In Abbildung 5-44 ist der Verbund bei Verwendung einer grob gestrahlten Substratplatte dargestellt.

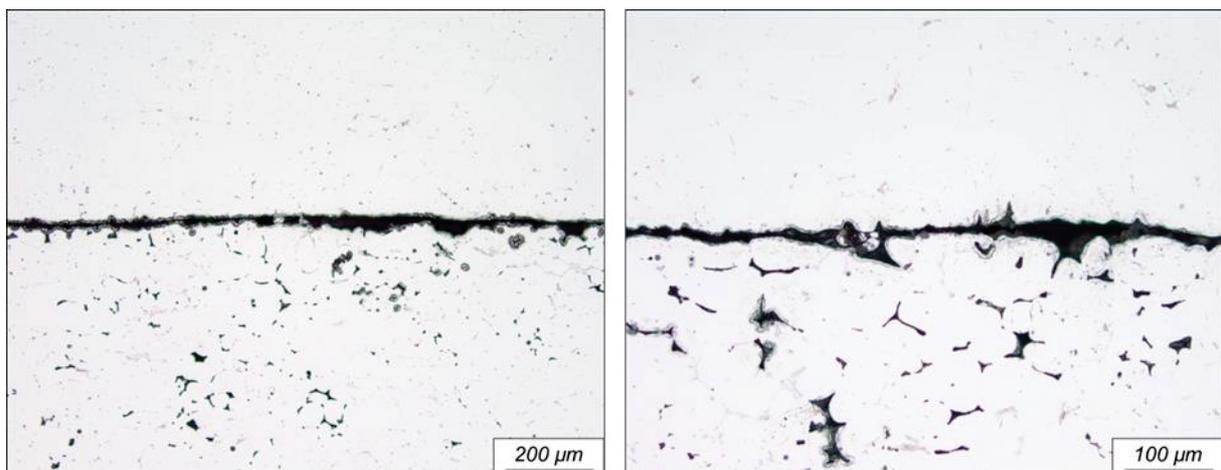


Abbildung 5-44: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei grob gestrahlter Substratoberfläche

Abbildung 5-45 zeigt den Verbund bei Abguss einer fein gestrahlten Substratplatte. Die vorhandene Trennschicht ist im Vergleich zur grob gestrahlten Oberfläche wesentlich dünner.

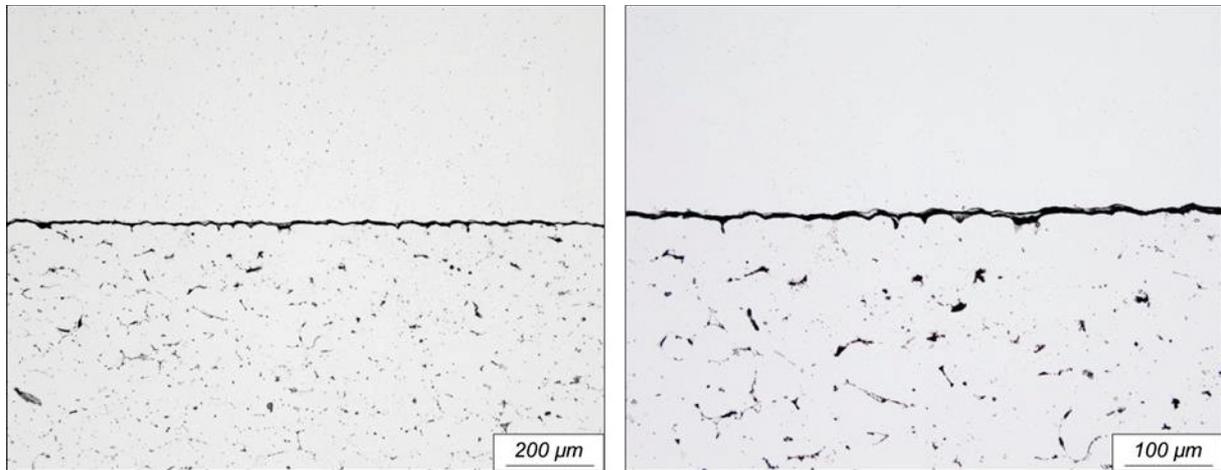


Abbildung 5-45: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei fein gestrahlter Substratoberfläche.

Bessere Verbunde können mit der gebürsteten Oberfläche mit einer Verbundqualität von 3,4 erreicht werden, deren Streuung sich jedoch von 2,5 bis 4,4 spannt (Abbildung 5-46).

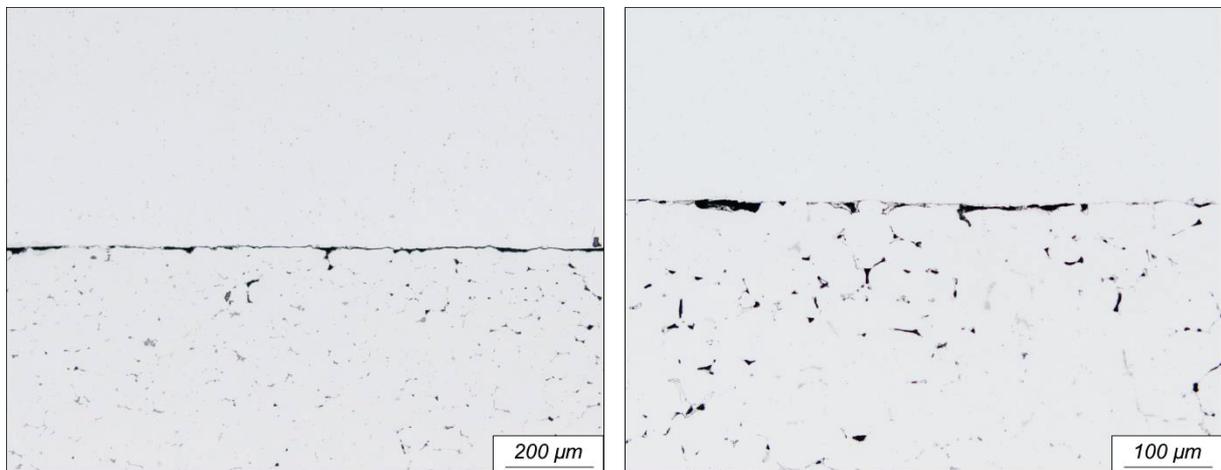


Abbildung 5-46: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei gebürsteter Substratoberfläche.

Verbunde, die neben der stoffschlüssigen Verbindung in erhöhtem Maße auch eine formschlüssige Verbindung aufweisen, lassen sich mit Einfräsungen an der Substratoberfläche erreichen. Die ermittelte Verbundqualität von 3,4 ist dennoch verhältnismäßig niedrig, da sich vornehmlich in den 90 ° Winkel der Einfräsungen partielle Fehlstellen bilden können. In Abbildung 5-47 ist in Bild (a) ein Überstand und in Bild (b) ein Fräsgrund dargestellt.

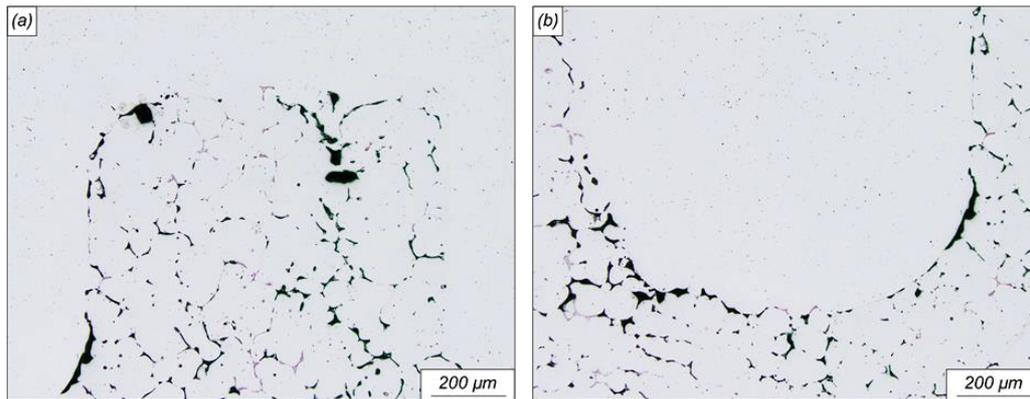


Abbildung 5-47: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei eingefrästen Strukturen an der Substratoberfläche.

Geringe geometrische Änderungen an der Substratoberfläche aufgrund von mechanischer Krafteinwirkung, wie dem Sandstrahlen oder Bürsten, haben keinen Einfluss auf die makroskopische Temperaturverteilung in der Verbundzone. Größere Modifikationen, wie die eingefrästen Strukturen mit Frästiefen und Fräsbreiten von jeweils 1 mm, wirken sich sehr wohl auf den thermischen Zustand im Verbundbereich aus. Abbildung 5-48 zeigt die simulierten Schmelz- und Erstarrungszonen mit eingefrästen Strukturen an der Substratoberfläche zu ausgewählten Zeitschritten. Zum Zeitpunkt $t = 0,00$ s sind der Aufgussbereich und die Fräsbahnen mit Schmelze gefüllt. Bereits 0,05 s nach dem Start der Simulation ist die Aufgusschmelze zwischen den Fräsbahnen aufgrund der großen Oberfläche der Substratplatte vollständig erstarrt und die Überstände beginnen bereits aufzuschmelzen. Die Überstände schmelzen vollständig auf, bis nach etwa 4,00 s die gesamte Aufgusschmelze erstarrt ist und sich die Aufschmelzzone wieder verkleinert.

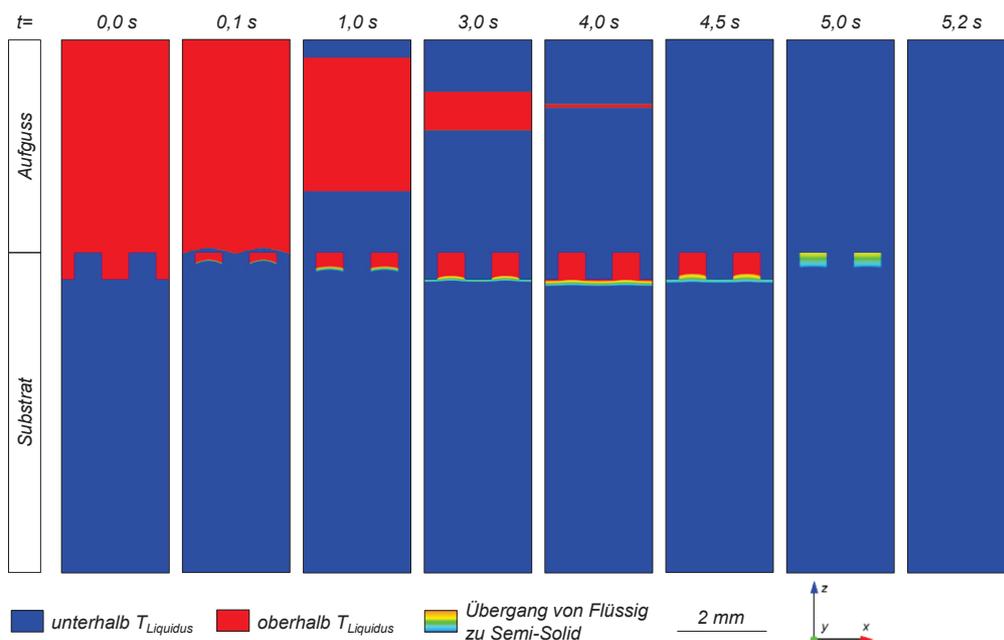


Abbildung 5-48: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf mit eingefrästen Strukturen an der Substratoberfläche.

In Abbildung 5-49 ist das Simulationsergebnis bei maximaler Aufschmelztiefe (a) den geätzten und ungeätzten Schliffbildern (b) bis (d) gegenübergestellt. Die Simulation bildet das Aufschmelzen der Substratplatte sehr gut nach. Die geätzten Bilder (b) und (c) zeigen anhand des gebildeten Gussgefüges, dass die Überstände während des Gießprozesses vollständig aufschmelzen. Die Form der Überstände bleibt, bis auf die Verrundung der Ecken und Kanten, auffallend gut erhalten, da die umgebende Aufgusserschmelze bereits kurz nach dem Aufgießen erstarrt und somit die flüssige Substratschmelze in Form hält. Das Verrunden der Überstände wird im Simulationsmodell nicht abgebildet, da die Substratplatte als Feststoff definiert ist, dessen Übergang in die flüssige Phase nur thermisch, jedoch nicht strömungstechnisch berücksichtigt wird. Stellenweise treten Fehlstellen, vermutlich Gasporen, in der Grenzschicht auf, die vorrangig in den Ecken der Einfräsungen zu finden sind.

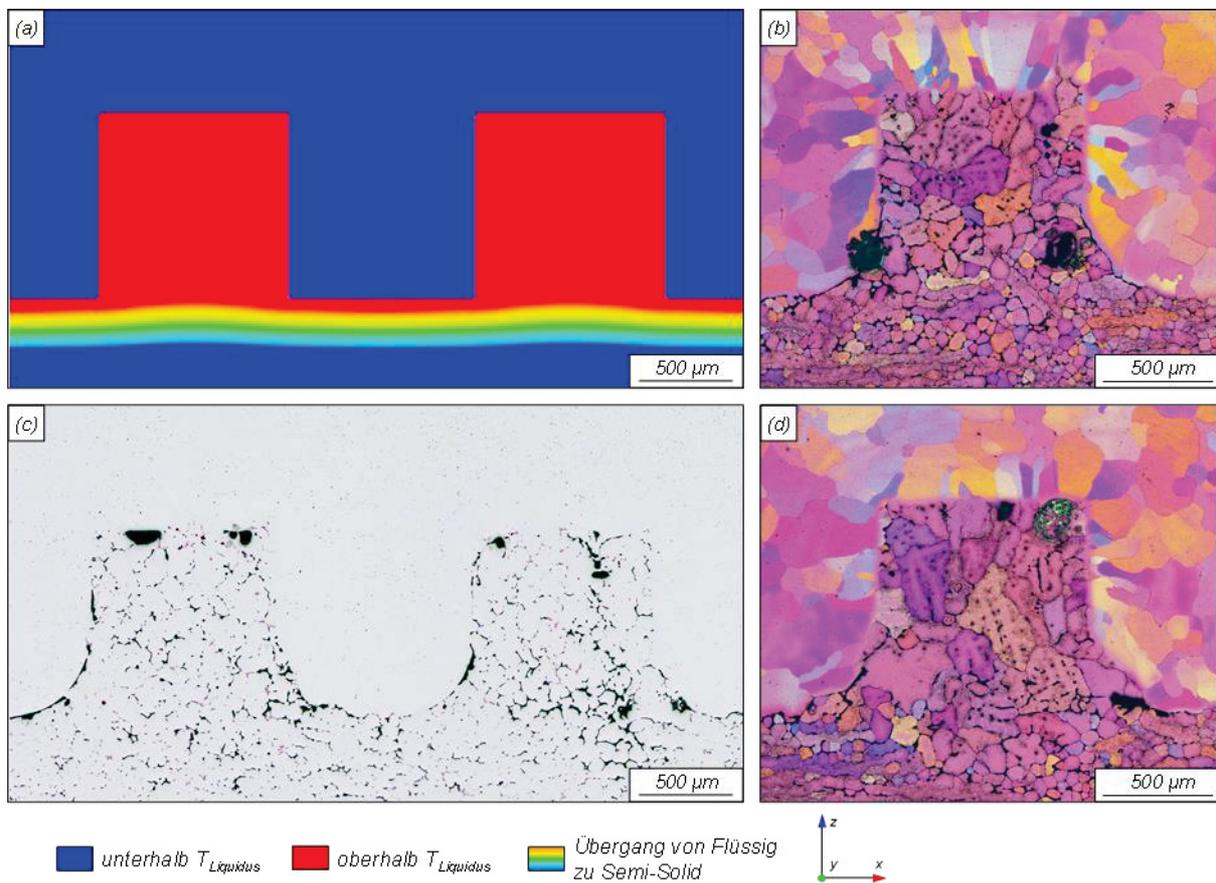


Abbildung 5-49: Ausbildung der Verbundzone mit eingefrästen Strukturen an der Substratoberfläche; (a) Simulation, (b) und (d) geätzte Schliffe, (c) ungeätzter Schliff.

5.5.7 Auswertung der Schmelz- und Erstarrungszonen

Für den numerischen Vergleich der geätzten Schlifffbilder mit den Rechenergebnissen des statischen 2D-Submodells werden zur geometrischen Charakterisierung der Erstarrungszonen drei Abstände definiert, die in Abbildung 5-50 skizziert sind. Abstand 1 gibt die Tiefe der Aufschmelzzone von der Substratoberfläche an. In den Schlifffbildern ist diese Zone am typischen Gussgefüge erkenntlich, im Simulationsmodell an Bereichen der Substratplatte, deren Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur liegt. Abstand 2 berücksichtigt zusätzlich noch den thermisch beeinflussten Bereich der Substratplatte bei maximaler Aufschmelztiefe, der über kein Gussgefüge, jedoch über ein bereits vergrößertes Gefüge verfügt. Der dritte Abstand gibt die Entfernung der zuletzt erstarrten Schmelze der Aufgusslegierung von der Grenzfläche an. Der jeweilige Abstand von der Grenzfläche ist von den eingestellten Gießparametern und dem geometrischen Dickenverhältnis der Substrat- und Aufgusschicht abhängig.

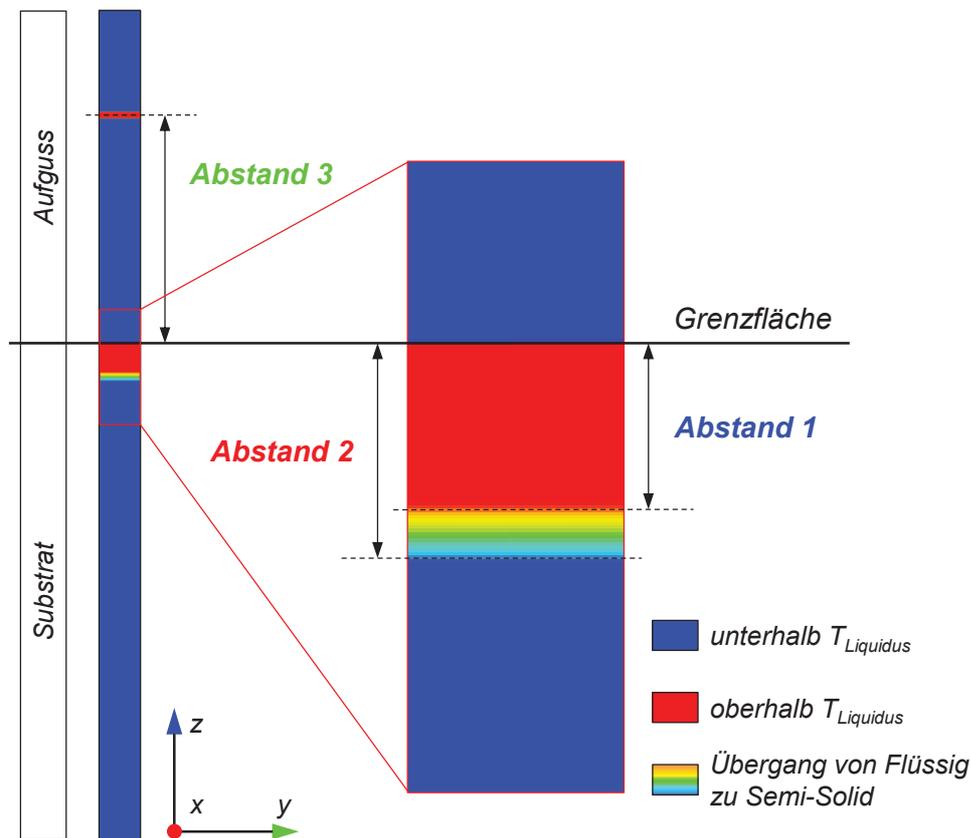


Abbildung 5-50: Zuordnung der gemessenen Abstände zur Charakterisierung der Erstarrungszonen.

Gegenübergestellt werden die gemessenen Abstände von simulierten und abgegossenen Verbunden bei Referenzbedingungen sowie bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte, des Dickenverhältnisses, der Gießgeschwindigkeit und der Temperatur der Aufgusschmelze. Um ein repräsentatives Ergebnis der Abstände von abgegossenen

Verbunden sicherzustellen, werden pro Parametervariation mindestens drei geätzte Schliffproben untersucht, an denen jeweils die definierten Abstände an sechs zufällig gewählten Positionen entlang der Grenzfläche gemessen werden. Diese werden gemittelt und mit Angabe der Standardabweichung aufgetragen. Die gemessenen Abstände sind in Diagramm 5-28 in Balkenform dargestellt. Die linke y-Achse bezieht sich auf die Abstände 1 und 2 in den Schliffen (Schliff) und den Simulationen (Sim), die rechte y-Achse auf den Abstand 3.

Ausgehend von den Ergebnissen bei Referenzbedingungen verkleinern sich Abstand 1 und Abstand 2 bei einer Reduzierung der Substrattemperatur auf 500 °C, da mehr Energie notwendig ist, um die Substratoberfläche bis in die schmelzflüssige Phase aufzuheizen. Abstand 3 vergrößert sich hingegen mit einer gesteigerten Temperaturdifferenz zwischen Substrat und Aufguss, da die Aufgusslegierung noch schneller zu erstarren beginnt. Wie schon in Kapitel 5.5.4.2 beschrieben, vergrößert sich mit dicker werdender Aufgusschicht die Aufschmelzzone signifikant. Die Variation der Geschwindigkeit zeigt nur einen geringen Einfluss auf die Größe der Aufschmelzonen, etwas deutlicher fällt dieser bei Variation der Aufgusstemperatur aus. Die gemessenen Abstände der Schliffbilder und der Simulationsergebnisse zeigen über alle Parametervariationen eine gute Übereinstimmung. Somit ermöglicht das statische Submodell, die thermischen Vorgänge in der Verbundzone in zeitlicher Auflösung und nahe dem realen Prozess darzustellen.

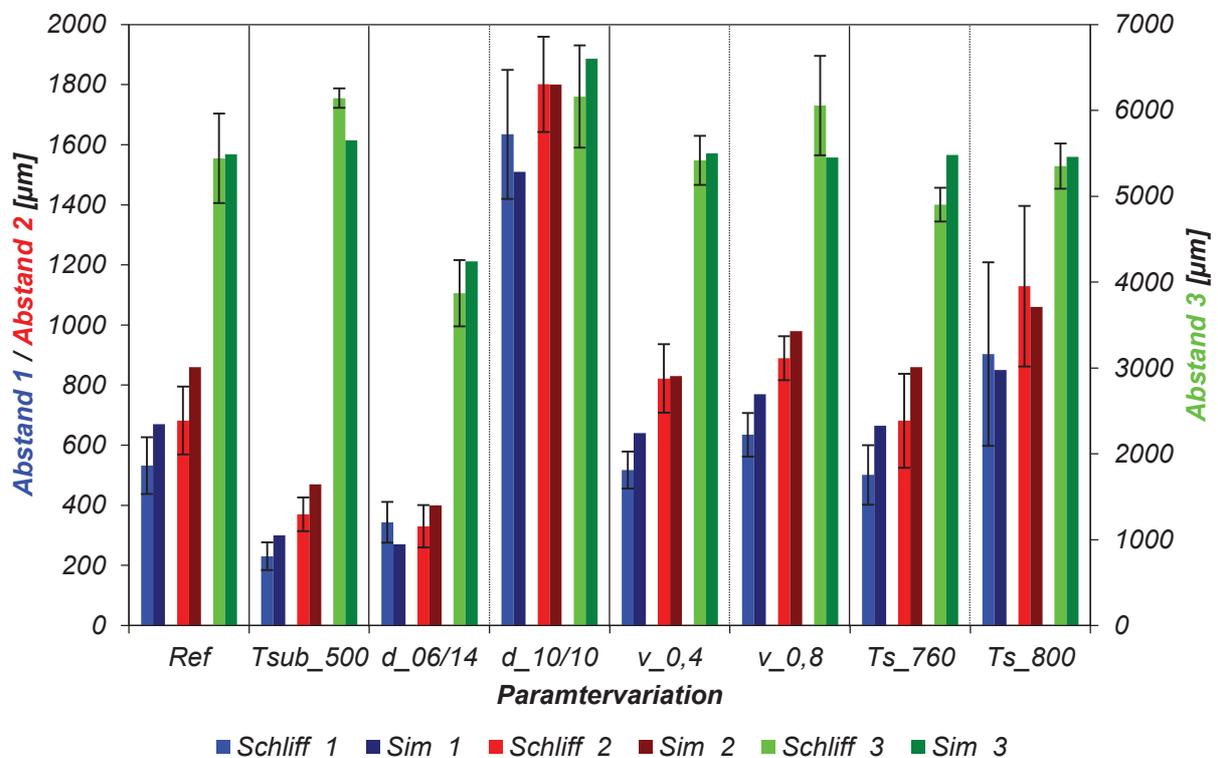


Diagramm 5-28: Gemessene Abstände der Erstarrungszonen von Schliffbildern und Simulationsbildern.

Die gemittelten Abstände und die entsprechenden Standardabweichungen für die Referenzbedingung und die jeweilige Parametervariation sind in Tabelle 5-24 zusammengefasst.

Tabelle 5-24: *Daten der gemessenen Abstände der Erstarrungszonen von Schliffbildern und Simulationsbildern*

alle Maße in [μm]	Ref	T_{sub} 500	d 06/14	d 10/10	v 0,4	v 0,8	T_s 760	T_s 780
Schliff_1	532	230	343	1635	518	635	501	903
StdAbw	95	46	67	214	62	73	99	306
Sim_1	670	300	270	1510	640	770	665	850
Schliff_2	682	370	330	1801	890	822	682	1130
StdAbw	113	56	71	158	73	114	156	267
Sim_2	860	470	400	1800	830	980	860	1060
Schliff_3	5441	6143	3871	6161	5419	6055	4901	5351
StdAbw	521	112	385	596	285	579	197	263
Sim_3	5490	5650	4240	6600	5500	5450	5480	5460

5.6 Schichtverbundgießen mit der Substratlegierung AlSn25

Mit dem Wechsel der Substratlegierung von Al7075 zu AlSn25 ändert sich neben der chemischen Zusammensetzung und somit dem Gefügebautbau auch die Oberflächenbeschaffenheit der Substratplatte hin zu einer Belt-Caster (siehe Kapitel 3.2.2.2) typischen Wabenstruktur. Die Aufgusslegierung verbleibt unverändert aus Reinaluminium, wie in Kapitel 5.5.2 charakterisiert.

5.6.1 Charakterisierung der Substratplatten aus AlSn25

Das Gefüge der Substratplatte aus AlSn25, das in Abbildung 5-51 in ungeätzttem und geätzttem Zustand dargestellt ist, entspricht einem dendritischen Gussgefüge mit einem mittleren Korndurchmesser von etwa 170 μm . Die chemische Zusammensetzung ist im wesentlichen Aluminium mit etwa 25% Zinn und etwa 1% Kupfer (siehe Tabelle 3-2).

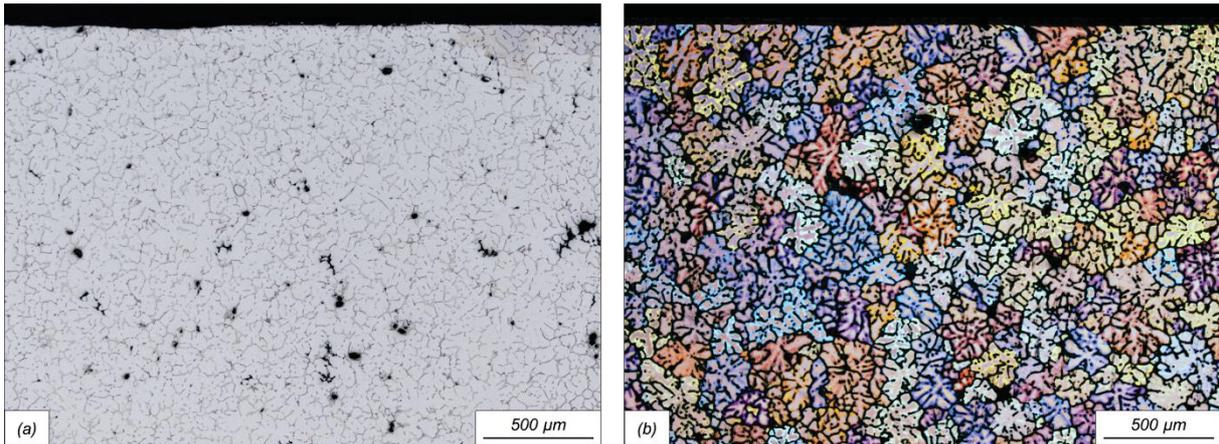


Abbildung 5-51: Lichtmikroskopische Gefügeaufnahmen der gegossenen Substratplatte aus AlSn25 im ungeätzten (a) und geätzten (b) Zustand.

Aluminium und Zinn besitzen eine vollständige Mischbarkeit im flüssigen Zustand, jedoch nur eine sehr geringe Mischbarkeit im festen von etwa 0,12% Sn. Wie in Diagramm 5-29 zu sehen ist, liegt der eutektische Punkt des Phasensystems Al-Sn bei einer Sn-Konzentration von 99,5% und einer Temperatur von 228 °C. Daher erstarrt der Großteil der Schmelze in Form von Al-Primärkristallen bis die verbleibende Restschmelze den eutektischen Punkt mit einer Sn-Konzentration von 99,5% erreicht hat und sich eutektisch ausscheidet. Das dabei entstehende Eutektikum besteht nahezu vollständig aus Zinn und nur zu einem geringen Anteil aus Aluminium. Dieser geringe Aluminiumanteil kristallisiert an den bereits vorhandenen Aluminiumkristallen und hinterlässt Filme aus reinem Zinn an den Primärkorngrenzen [71].

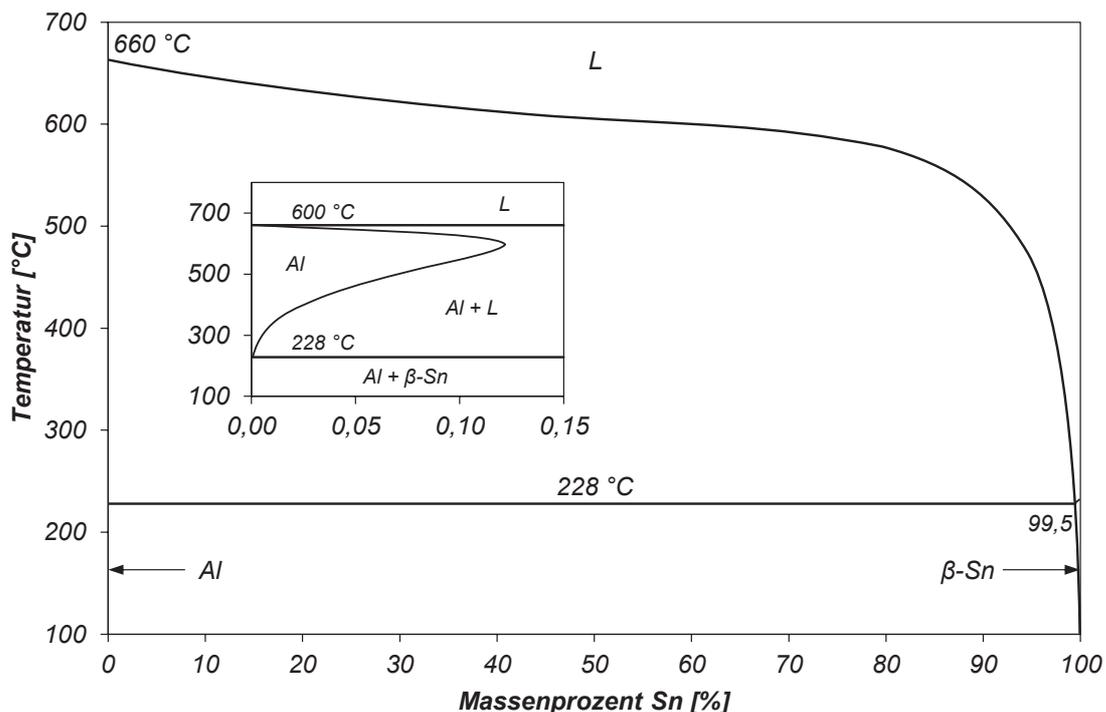


Diagramm 5-29: Binäres Al-Sn-Phasendiagramm [113].

Somit erhält man eine Aluminiummatrix mit einer guten Wärmeleitfähigkeit und einer, aufgrund der Mischkristallverfestigung mit dem in der Legierung enthaltenen Kupfer, relativ hohen Festigkeit, in der die niedrigschmelzenden und weichen Zinnphasen eingelagert sind. Dieser Gefügebau, mit der hellen Matrix, den dunkel gefärbten Sn-Einlagerungen und Cu-Phasen, ist in einem vergrößerten Ausschnitt in Abbildung 5-52 dargestellt.

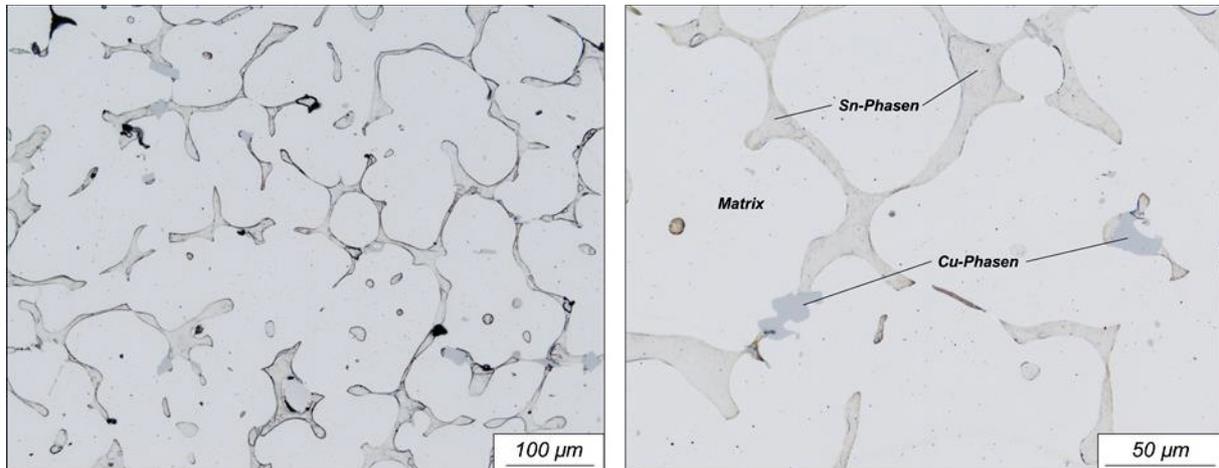


Abbildung 5-52: In die Grundmatrix eingelagerte Sn-Phasen einer AlSn25-Legierung.

Wird nun die Substratplatte aus AlSn25 auf eine Temperatur von über 228 °C erhitzt, dann bildet sich ein Netzwerk aus flüssigem Zinn, das die feste Aluminiummatrix durchzieht. Werden Temperaturen von über 500 °C, wie sie in der Versuchsgießanlage vorkommen, erreicht, beginnt das flüssige Zinn aus der Platte auszutreten und sich an der Plattenoberfläche in kugelförmiger Form flüssig abzulagern. Dies lässt sich auf zwei Ursachen zurückführen. Einerseits sinkt die Viskosität des Zinns mit steigender Temperatur stark ab, besonders im Temperaturbereich zwischen 228 °C und 600 °C. Andererseits werden die Zinnkanäle, aufgrund der steigenden Volumenexpansion der Matrixstruktur, komprimiert und das ebenfalls thermisch expandierende Zinn an die Oberfläche gedrückt [114]. Die Dichteänderung der Legierung aufgrund der thermischen Dehnung ist in Diagramm 5-1 in Kapitel 5.1.1 grafisch dargestellt. Das Zinn tritt bevorzugt an jenen Stellen der Oberfläche aus, die mechanische Beschädigungen in Form von tieferen Kratzern oder Bohrungen aufweisen. Je länger die Platte auf hoher Temperatur gehalten wird und je höher diese Temperatur ist, desto ausgeprägter kann dieses Phänomen beobachtet werden. Inwieweit flüssiges Zinn während des Aufgießens an die Oberfläche austritt, kann nicht beurteilt werden. In Abbildung 5-53 ist die Oberfläche einer in die Versuchsgießanlage eingelegten und aufgeheizten Substratplatte zu sehen. Um die Bohrung für das Substrat-Thermoelement hat sich eine besonders große Sn-Kugel gebildet, an unbearbeiteten Oberflächen formen sich kleinere Sn-Kugeln.



Abbildung 5-53: *Sn-Ausscheidungen an der Substratoberfläche beim Erhitzen der Substratplatte in der NanoCastPlant.*

Die Gefügestruktur der Substratplatte ändert sich aufgrund des thermischen Eintrages kaum. In Abbildung 5-54 sind lichtmikroskopische Gefügaufnahmen einer Substratplatte vor (a) und nach (b) dem Aufheizprozess abgebildet. Sowohl die dendritische Form und die Größe der Körner als auch der Anteil an Porosität sind vergleichbar.

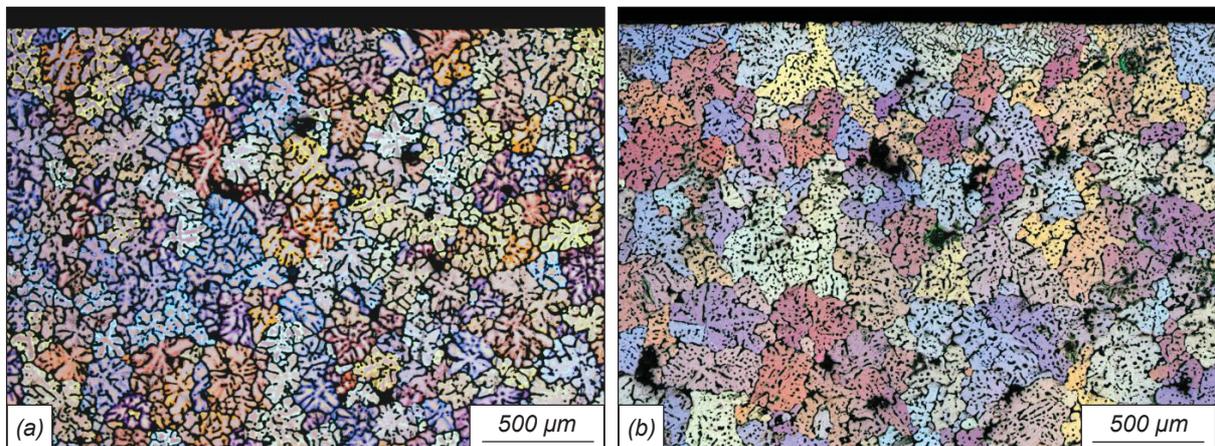


Abbildung 5-54: *Lichtmikroskopische Gefügaufnahmen der gegossenen Substratplatte aus AlSn25 in geätztem Zustand (a) vor und (b) nach dem thermischen Eintrag.*

5.6.2 Verbundbildung unter Referenzbedingungen – AlSn25

Um eine gute Vergleichbarkeit mit den Aufgussexperimenten mit Al7075 zu gewährleisten, bleiben die Gießparameter unter Referenzbedingungen mit einer Substrattemperatur von 525 °C, einer Aufgusstemperatur von 780 °C, einer Gießgeschwindigkeit von 0,6 m/min und einem 8 mm dicken Aufguss auf eine 12 mm dicke Substratplatte vorerst unverändert. In Abbildung 5-55 ist die Verbundzone in 5-facher (a) und 10-facher (b) Vergrößerung dargestellt. Trotz der wesentlich tieferen Liquidustemperatur der Legierung AlSn25 von 619 °C verbleibt unter Referenzbedingungen eine sichtbare Trennschicht an der Grenzfläche. Auffällig sind die Sn-Phasen, die sich oberhalb der Grenzfläche in der Aufgusschicht ausscheiden. Dieser Sn-Saum bildet sich vermutlich aus den Sn-Kugeln, die sich beim Aufheizen der Substratplatte an deren Oberfläche bilden.

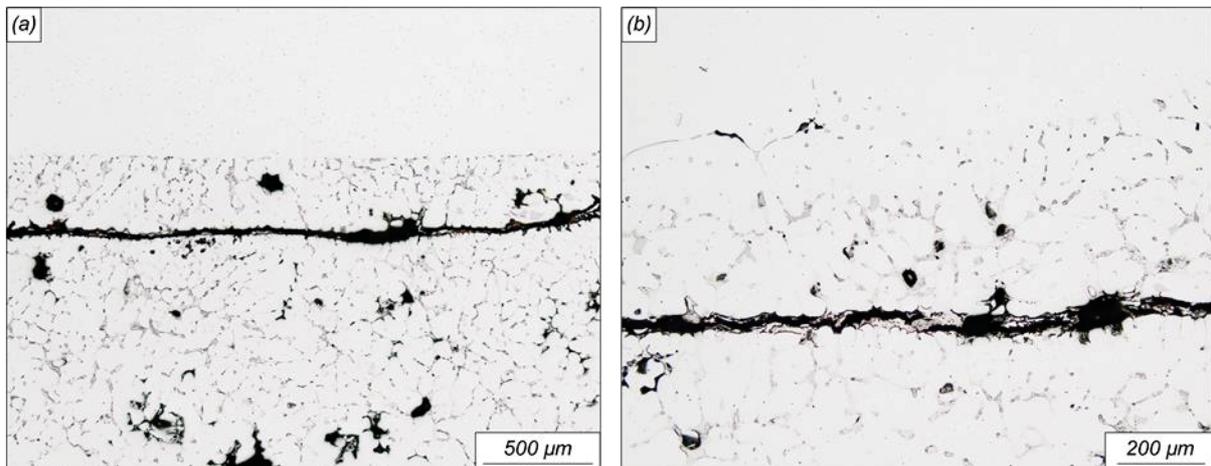


Abbildung 5-55: Gefügeausprägung in der Verbundzone unter Referenzbedingungen bei (a) 5-facher und (b) 10-facher Vergrößerung.

Das Diagramm 5-30 zeigt den simulierten Temperaturverlauf mit dem statischen 2D-Submodell-I an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3. Die Substrattemperatur nahe der Oberfläche (TE_1) steigt sehr schnell über die Liquidustemperatur des Substrates mit 619 °C und erreicht nach etwa 4 s, mit dem vollständigen Erstarren der Aufgusschicht (t_1), einen Maximalwert von 633,8 °C. Der Zeitpunkt t_2 , der Abfall der Substrattemperatur unter die Liquidustemperatur von AlSn25, ist nach 6,5 s erreicht.

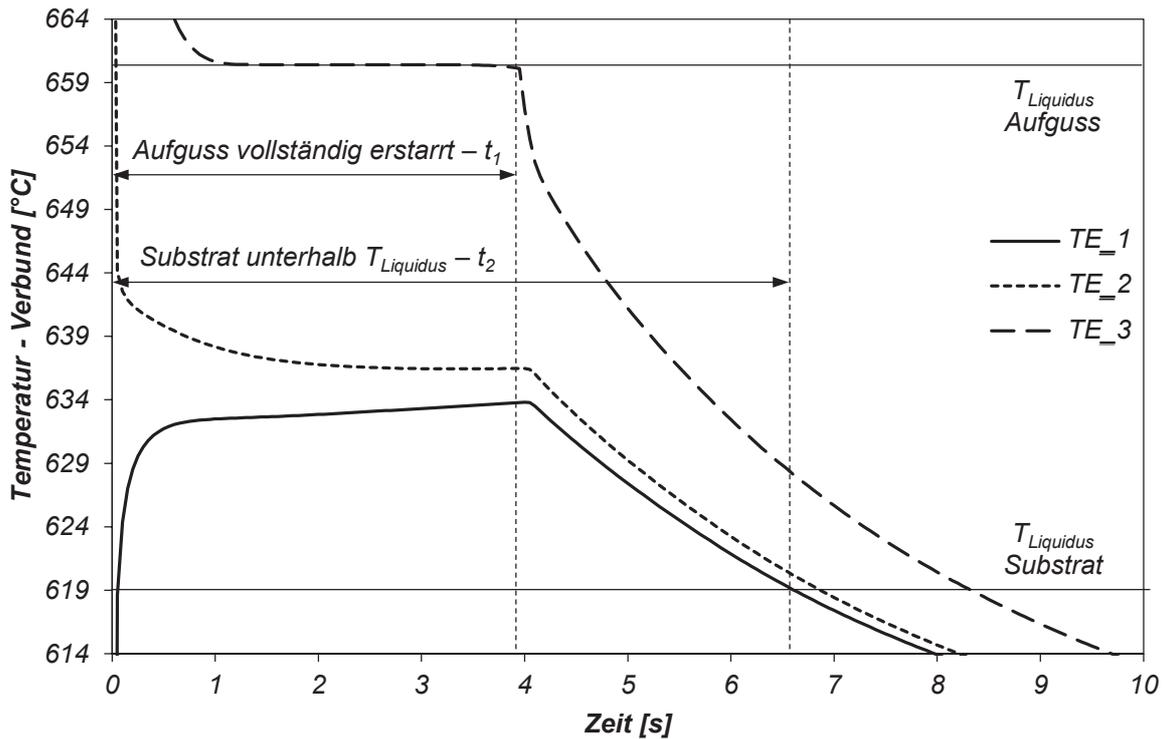


Diagramm 5-30: Statisches 2D-Submodell-I – Temperaturverläufe an den definierten Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) unter Referenzbedingungen.

Die Ergebnisse des dynamischen und statischen zweidimensionalen Simulationsmodells liefern auch bei der Änderung des Legierungssystems vergleichbare Werte für t_{liquid} , T_{max} , und A , die in Tabelle 5-25 gegenübergestellt sind.

Tabelle 5-25: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Referenzbedingungen im Vergleich zum dynamischen 2D-Modell

	dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
Referenz	5,5	633,6	82,7	6,0	633,8	88,1

In Abbildung 5-56 ist der simulierte Schmelz- und Erstarrungsverlauf unter Referenzbedingungen dargestellt. Die markanten Zeitschritte t_1 bei 4,0 s, an dem die Aufgusschicht erstarrt und t_2 bei 6,5 s, an dem die Temperatur der Substratplatte unter die Liquidustemperatur der Substratlegierung fällt, finden sich auch in den abgebildeten Zeitschritten wieder.

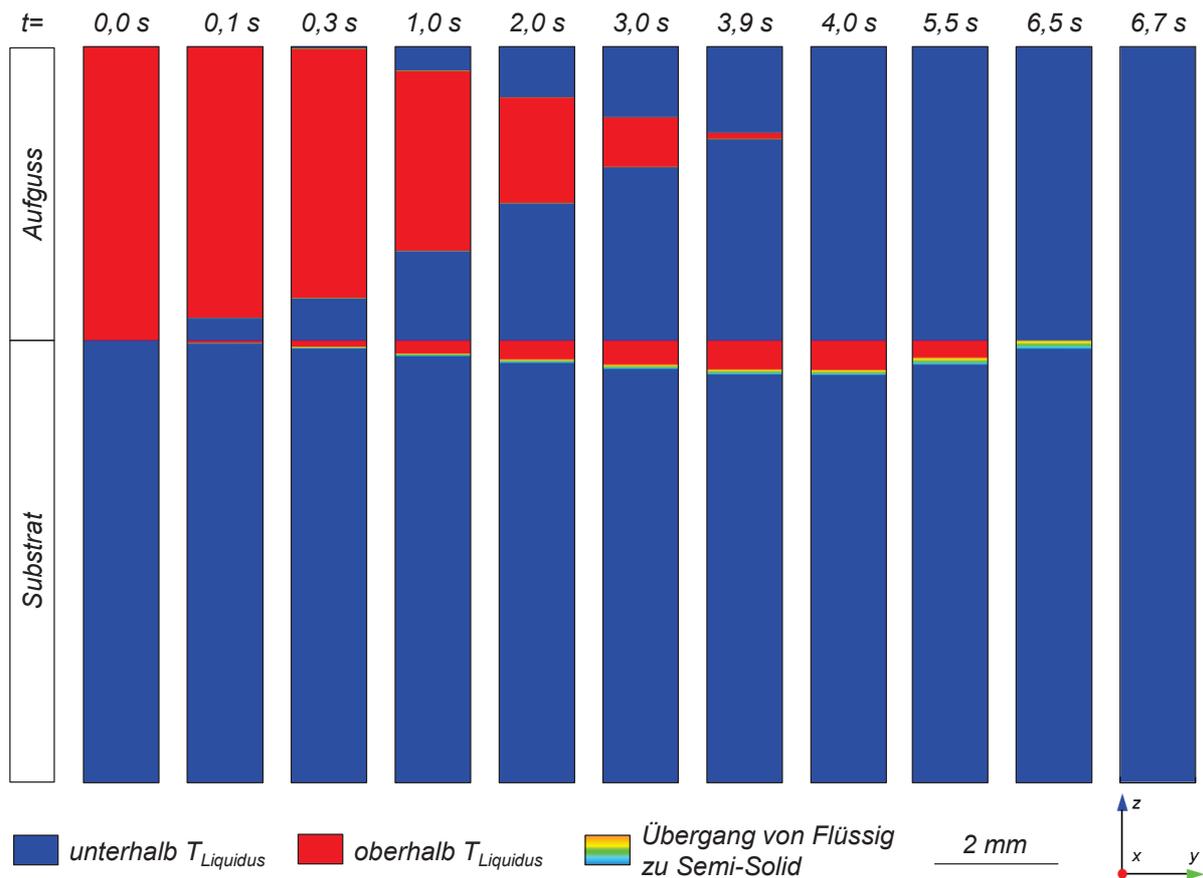


Abbildung 5-56: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf zu ausgewählten Zeitschritten unter Referenzbedingungen (AlSn25).

5.6.3 Verbundbildung bei Variation der Gießparameter – AlSn25

Für die Untersuchungen werden die Vorheiztemperatur der Substratplatte, das Verhältnis von Aufguss- zu Substratdicke sowie die Gießgeschwindigkeit variiert.

5.6.3.1 Verbundbildung bei Variation der Substrattemperatur – AlSn25

Wird die Vorheiztemperatur der Substratplatte von 525 °C auf 505 °C abgesenkt, ergeben sich keine wesentlichen Änderungen in der Verbundqualität. Jedoch entfallen die Sn-Ausscheidungen in der Aufgusschicht vollständig oder treten nur lokal beschränkt auf (Abbildung 5-57). Die Bildung der Sn-Kugeln auf der Substratoberfläche beim Aufheizen kann ab einer Substrattemperatur von etwa 500 °C beobachtet werden und nimmt mit steigender Temperatur stark zu.

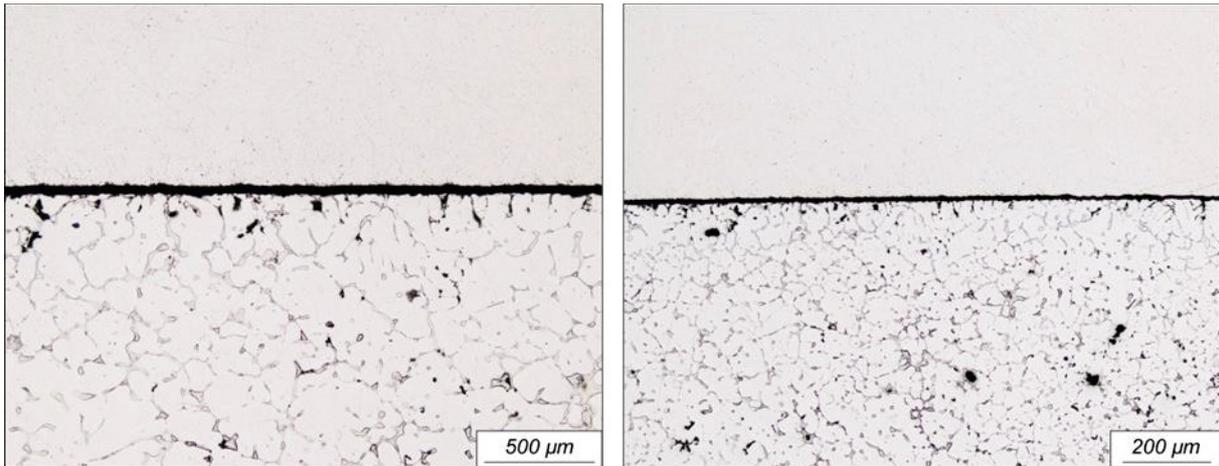


Abbildung 5-57: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Reduzierung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 505 °C.

Obwohl die Substratoberfläche auch bei einer Vorheiztemperatur von 505 °C eine Temperatur deutlich oberhalb der Liquidustemperatur erreicht, sind in manchen Bereichen noch die tiefen Eindrücke des Glasfasergurtes des Belt-Casters wie in Abbildung 5-58 sichtbar. Die Aufgusschicht überdeckt die Struktur ohne jegliche Benetzung der Leerstellen.

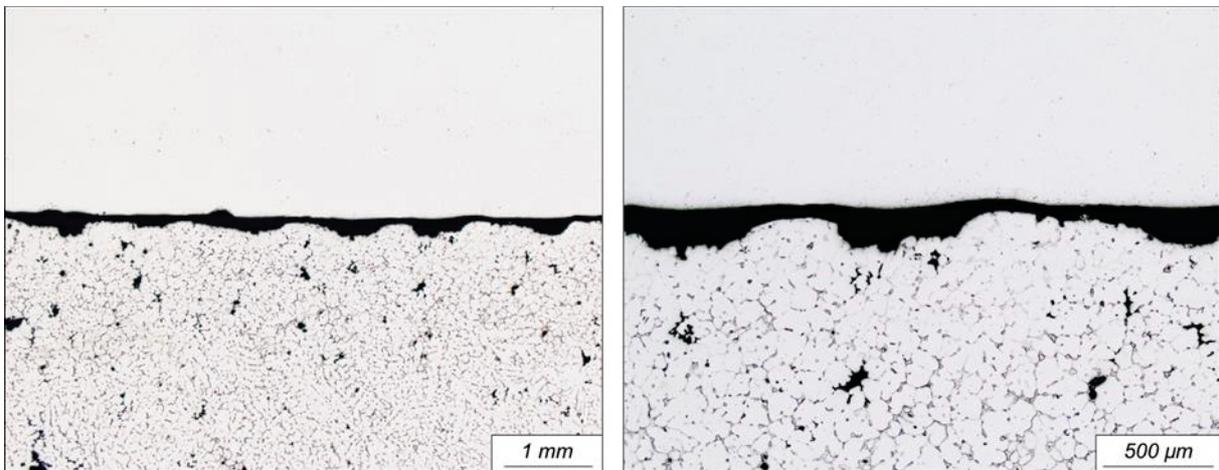


Abbildung 5-58: Gefügeausprägung in der Verbundzone mit markanter Belt-Caster Oberfläche bei einer Reduzierung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 505 °C.

Erst bei einer Erhöhung der Substrattemperatur auf 540 °C bildet sich ein Schichtverbund in gewünschter Qualität aus. Wie in Abbildung 5-59 dargestellt ist, verbindet sich die Aufgusslegierung mit der Substratplatte ohne Fehlstellen, Anzeichen eines Oxides in der Grenzfläche oder starken Verwirbelungen. Auch die ursprüngliche Oberflächenstruktur ist nicht mehr erkennbar.

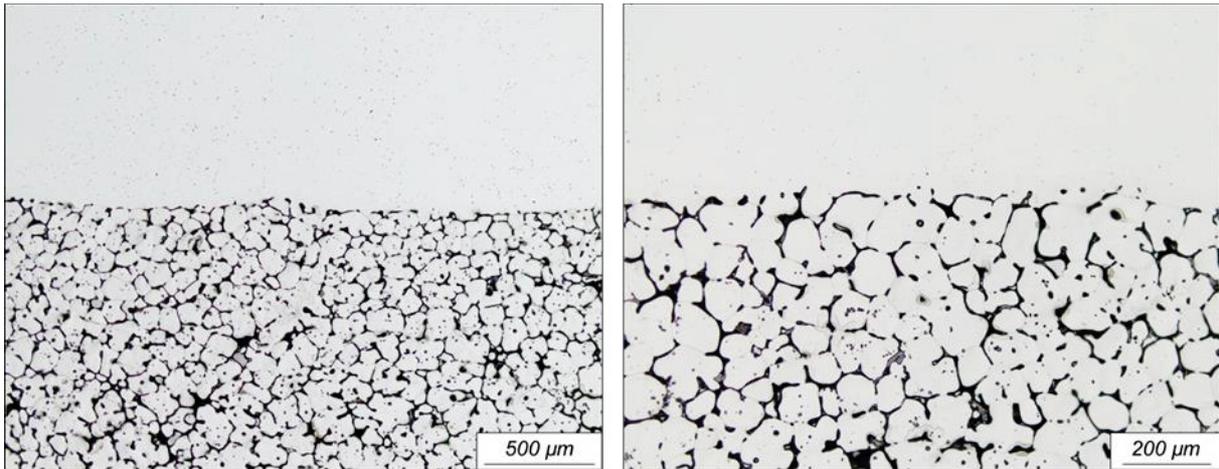


Abbildung 5-59: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Erhöhung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 540 °C.

Mit der Erhöhung der Vorheiztemperatur finden sich vermehrt Gasporen, die sich vereinzelt am Übergang von der Substrat- zur Aufgusschicht festsetzen (Abbildung 5-60). Ihr Ursprung ist vermutlich auf einen erhöhten Gehalt an gelöstem Gas in der industriell hergestellten Substratplatte zurückzuführen.

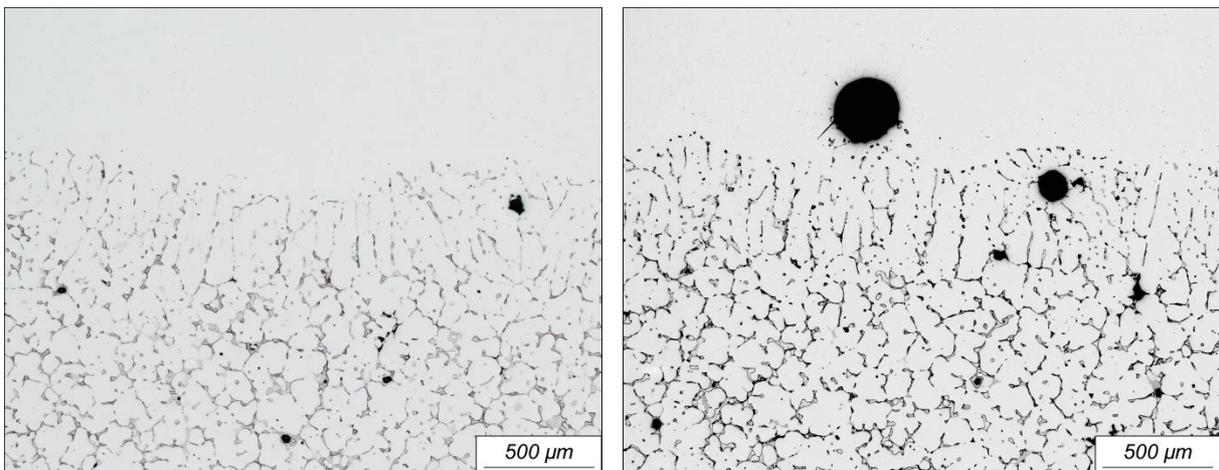


Abbildung 5-60: Gefügeausprägung in der Verbundzone mit Gasporosität bei einer Erhöhung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 540 °C.

Wird zusätzlich zur Erhöhung der Vorheiztemperatur auch die Temperatur der Aufgusslegierung von 780 °C auf 800 °C erhöht, bildet sich eine vergleichbare Verbundqualität aus, wie die Abbildung 5-61 zeigt. Auffallend sind die langgestreckten Sn-Ausscheidungen im Verbundbereich der Substrat- und Aufgusschicht.

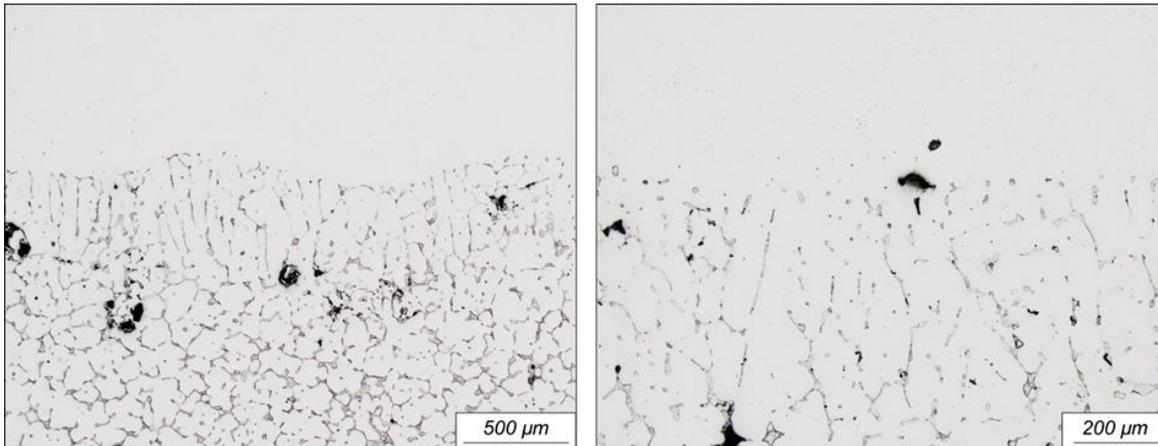


Abbildung 5-61: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Erhöhung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 540 °C und der Schmelzetemperatur auf 800 °C.

In Diagramm 5-31 sind die simulierten Temperaturkurven bei der Variation der Substrattemperatur aufgetragen. Bei allen Vorheiztemperaturen wird innerhalb kurzer Zeit eine Substrattemperatur oberhalb der Liquidustemperatur von 619 °C erreicht. Aufgrund der niedrigen Liquidustemperatur verbleibt die Substratoberfläche relativ lange im schmelzflüssigen Bereich. Auch die Erhöhung der Aufgusstemperatur auf 800 °C bei einer Substrattemperatur von 540 °C zeigt eine deutliche Erhöhung der Temperatur in der Verbundzone.

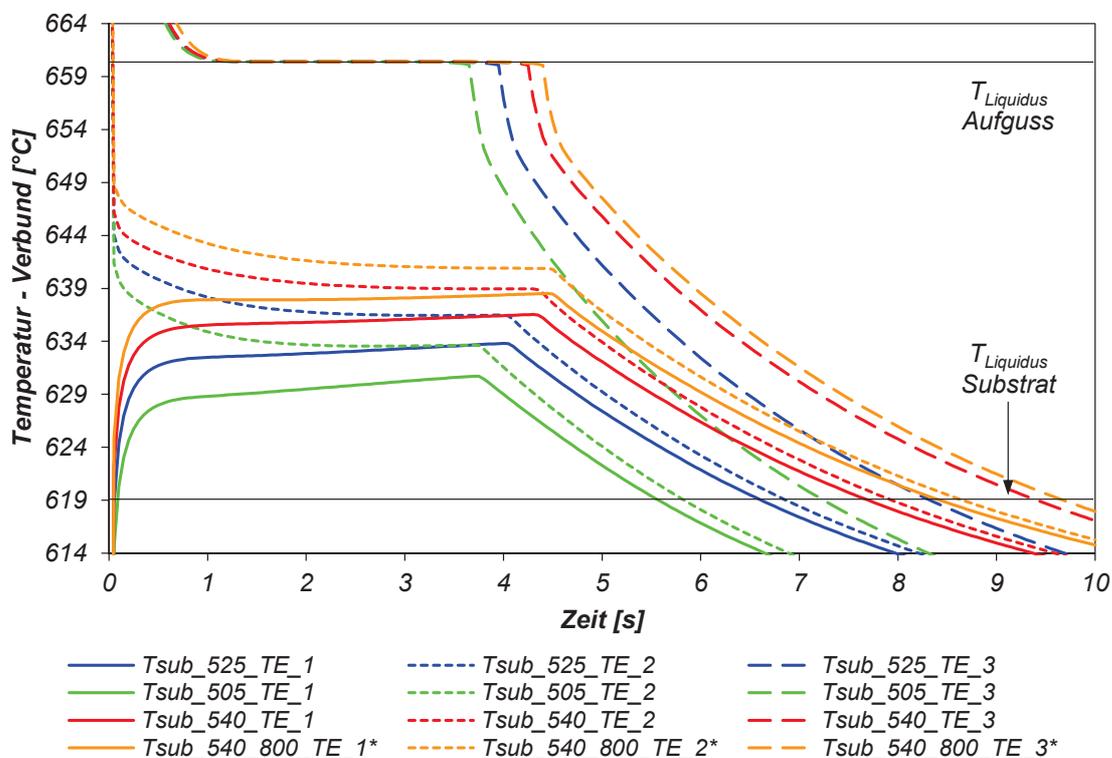


Diagramm 5-31: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE₁, TE₂ und TE₃ (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Substrattemperatur für die Substratlegierung AlSn25 (*Aufgusstemperatur = 800 °C).

Die Gegenüberstellung des dynamischen und statischen 2D-Modells in Tabelle 5-26 zeigt eine gute Übereinstimmung der Auswertungen des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1.

Tabelle 5-26: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Substrattemperatur

T_{Substrat} [°C]	dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
505	4,3	630,1	48,5	5,0	630,7	55,1
525	5,5	633,6	82,7	6,0	633,8	88,1
540	6,9	636,7	122,9	6,9	636,5	112,7
540 (800)*	7,7	638,0	149,9	7,7	638,5	150,5

*Aufgusstemperatur = 800 °C.

Mit dem Absenken der Vorheiztemperatur dauert es länger, bis sich eine schmelzflüssige Zone an der Substratoberfläche ausbildet. Folglich reduziert sich auch die Aufschmelztiefe der Substratplatte wie in Abbildung 5-62 zu sehen ist.

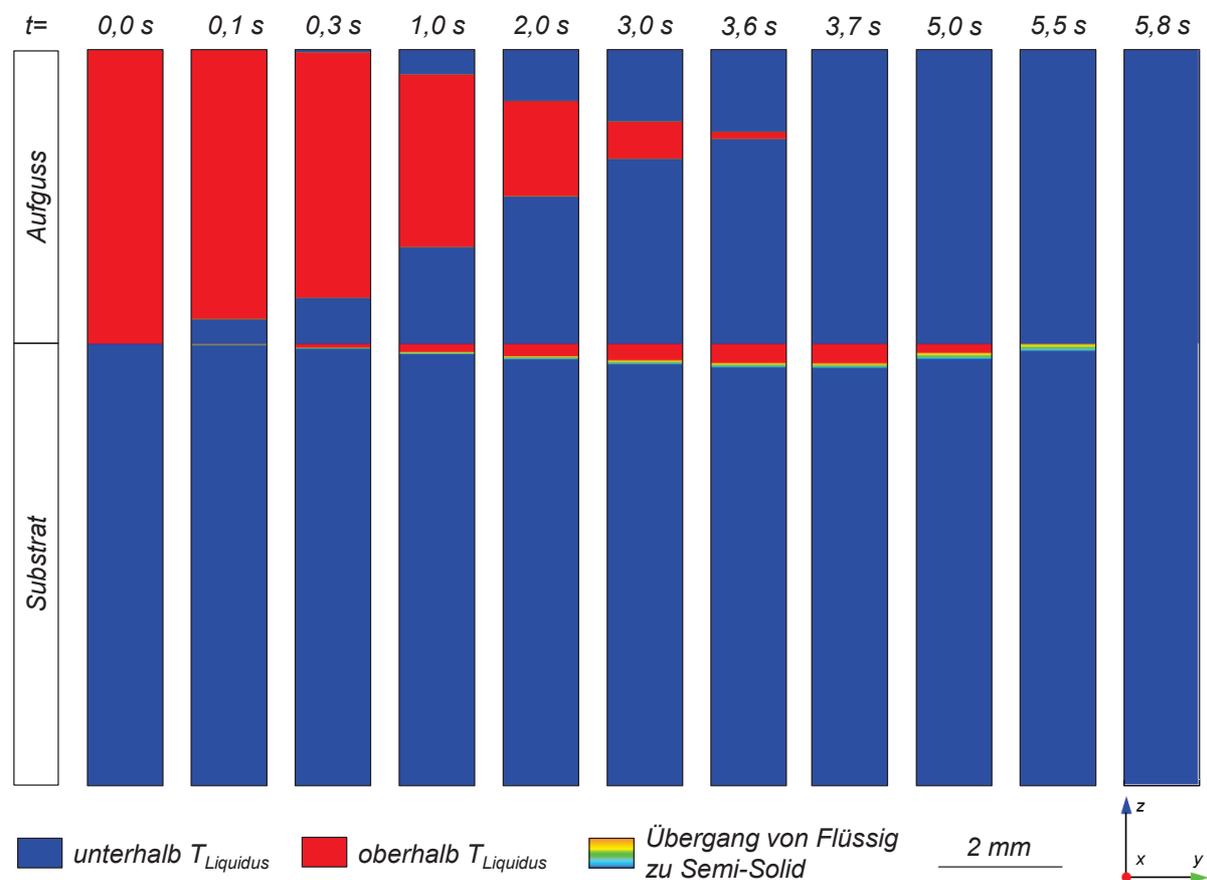


Abbildung 5-62: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 505 °C.

Die Erhöhung der Vorheiztemperatur auf 540 °C führt zu einem schnelleren Aufschmelzen der Substratoberfläche und zur Ausbildung einer tiefen Aufschmelzzone (Abbildung 5-63). Wie die vorangegangenen Schliffbilder zeigen, bildet sich erst bei sehr hohen Vorheiztemperaturen ein Verbund in hoher Qualität aus.

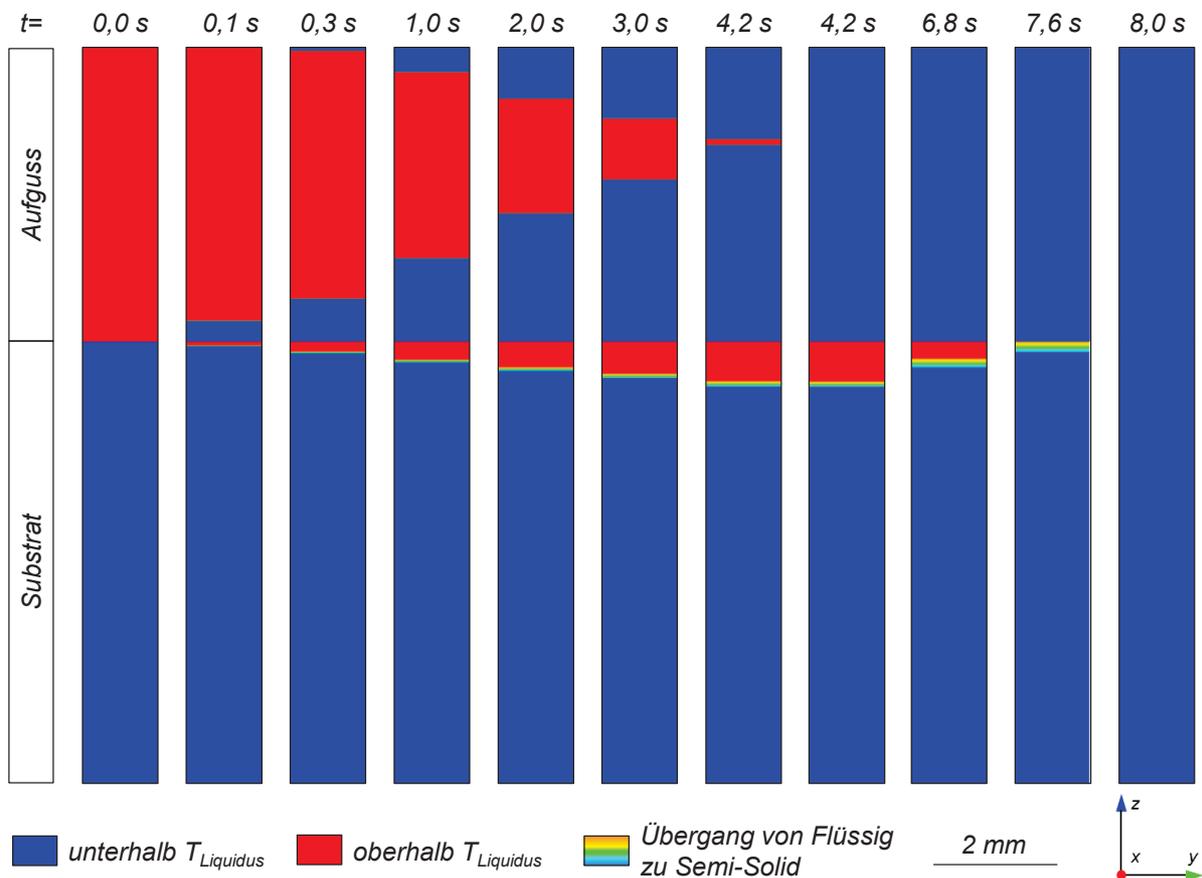


Abbildung 5-63: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 540 °C.

Wird neben der Erhöhung der Vorheiztemperatur noch die Aufgusstemperatur auf 800 °C erhöht, wird zusätzliche Energie in das System eingebracht und die Aufgusschmelze erstarrt erst nach 4,4 s unter Bildung einer tiefen Aufschmelzzone. In Abbildung 5-64 sind die Schmelz- und Erstarrungszonen dieser Parameterkombination zu verschiedenen Zeitschritten abgebildet. Nach 8,4 s ist die Temperatur im gesamten Verbund unterhalb der jeweiligen Liquidustemperatur gefallen.

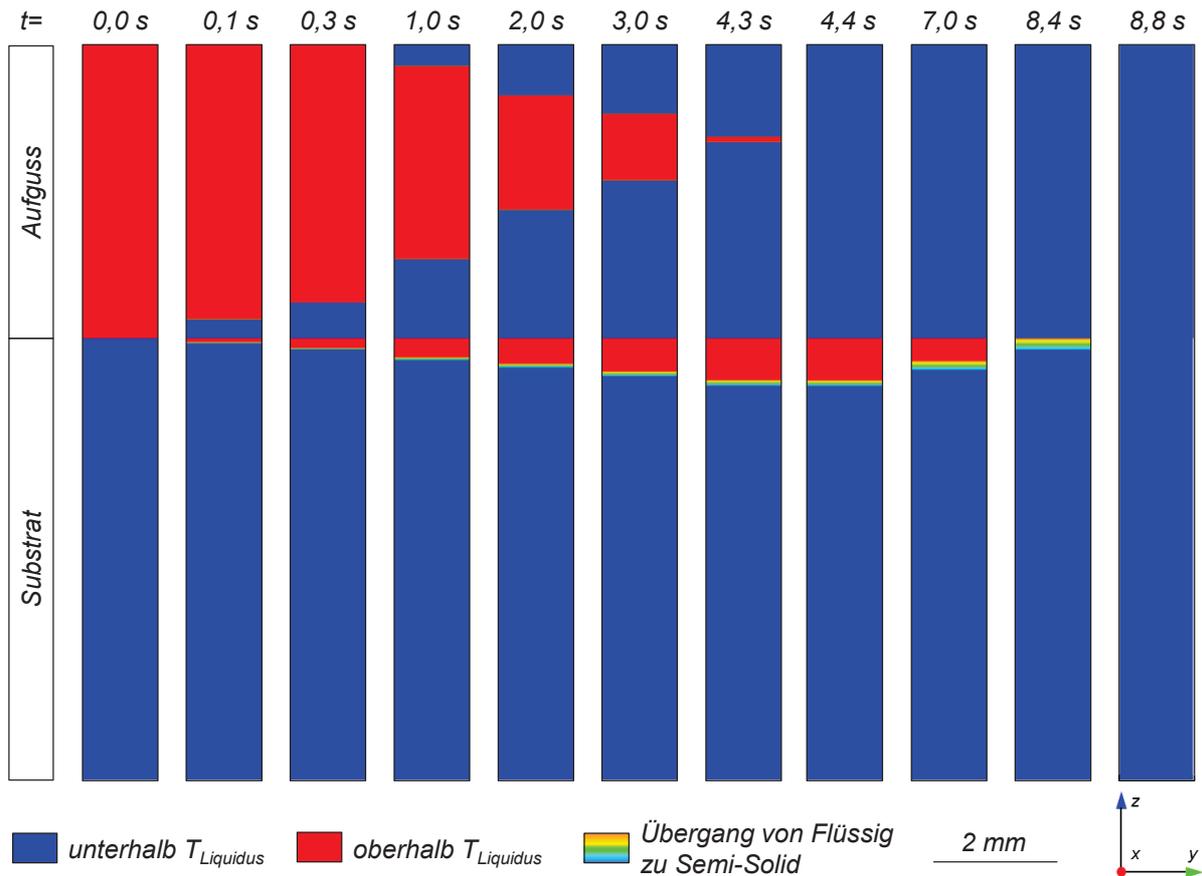


Abbildung 5-64: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 540 °C und einer Aufgusstemperatur von 800 °C .

5.6.3.2 Verbundbildung bei Variation des Dickenverhältnisses – AlSn25

Wie schon die Untersuchungen mit der Substratlegierung Al7075 ergeben haben, bildet sich bei einer zu geringen Vorheiztemperatur der Substratplatte kein Verbund in hoher Qualität aus. Auch die Verschiebung des Dickenverhältnisses von Aufguss- zu Substratschicht hin zu größeren Werten führt zu keiner relevanten Verbesserung. Dies zeigt sich auch bei den abgegossenen Verbunden mit der Substratlegierung AlSn25. Die Erhöhung der Aufgussdicke auf 10 mm bei einer Referenz-Substrattemperatur von 525 °C hat zwar einen wesentlichen Einfluss auf die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone, dennoch verbleibt eine sichtbare Trennschicht zwischen dem Substrat und Aufguss wie in Abbildung 5-65 zu sehen ist.

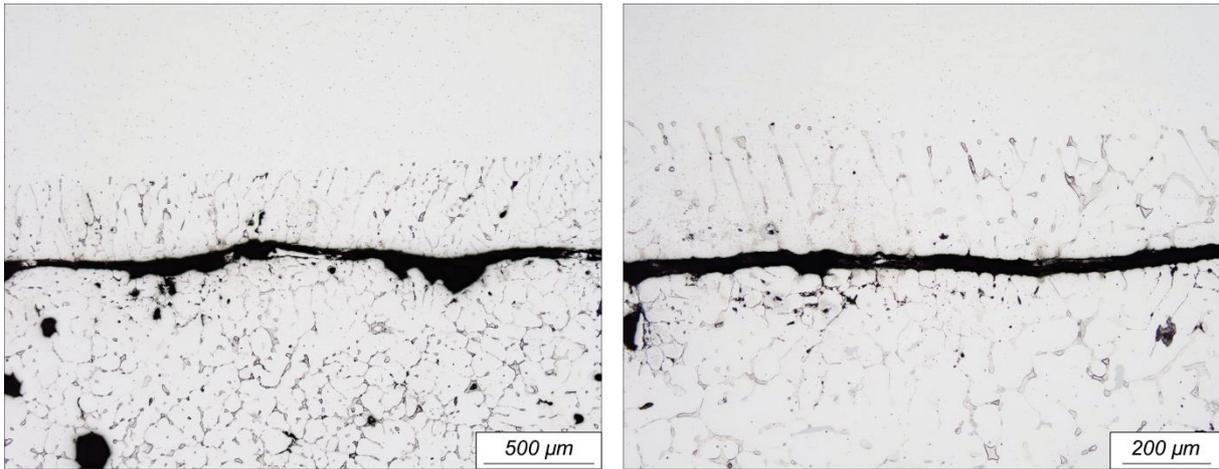


Abbildung 5-65: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm.

Erst mit der Anhebung der Substrattemperatur auf 540 °C in Abbildung 5-66 bildet sich wieder ein Verbund ohne Ungängen in der Grenzschicht aus.

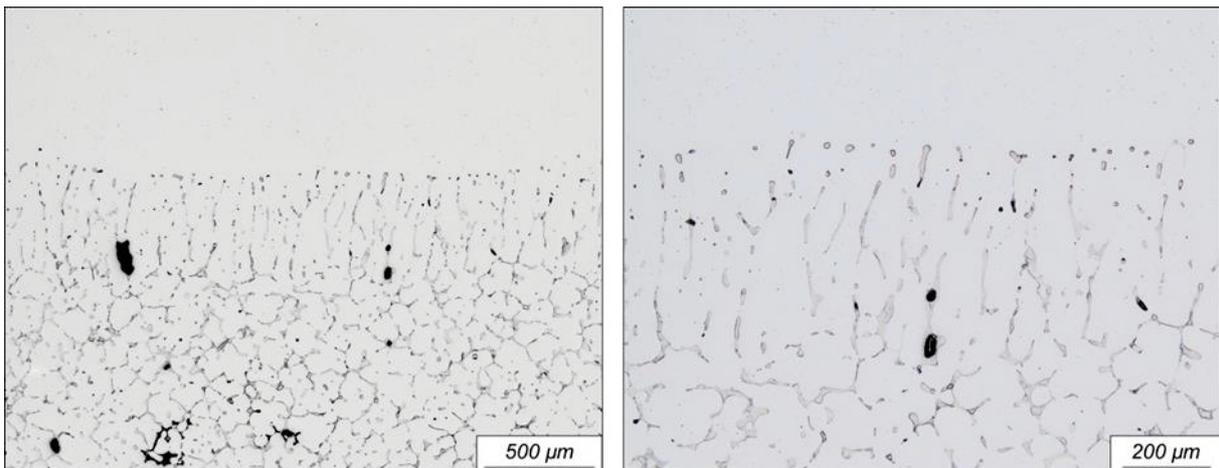


Abbildung 5-66: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer Substrattemperatur von 540 °C.

Der Anstieg der Vorheiztemperatur und vor allem der Aufgussdicke, die zu einer sehr tiefen Aufschmelzzone in der Substratplatte führt, bewirken jedoch auch eine vermehrte Ansammlung von Gasporen in der Verbundzone. In Abbildung 5-67 sind zwei Schliiffbilder mit 2-facher und 5-facher Vergrößerung mit Gasporosität dargestellt.

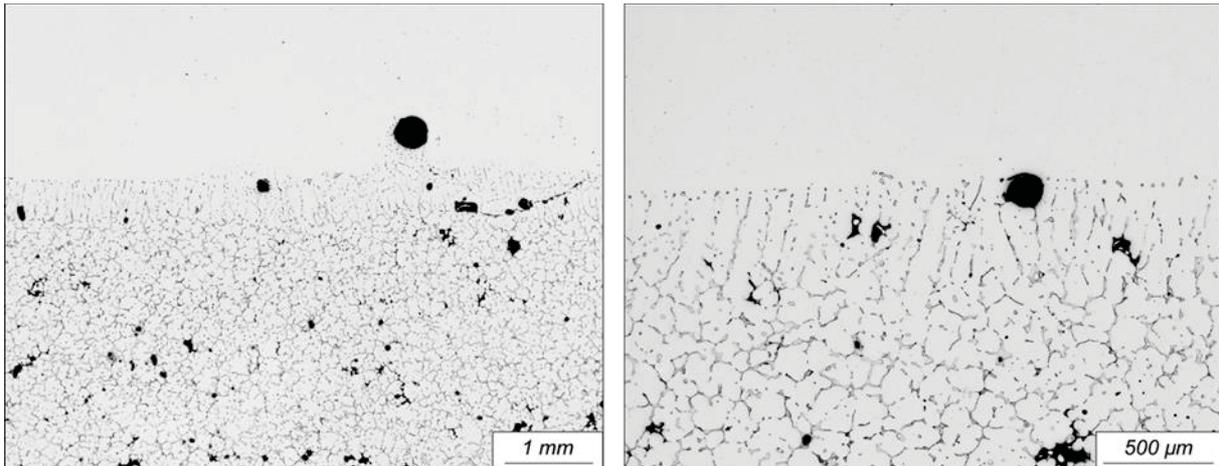


Abbildung 5-67: Gefügeausprägung in der Verbundzone mit Gasporosität bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer Substrattemperatur von 540 °C.

Die hohe Vorheiztemperatur und der große Energieeintrag auf die Substratplatte aufgrund der dickeren Aufgusschicht führen zu einem erheblichen Temperaturanstieg in der Substratplatte während des Aufgießens. In Abbildung 5-68 ist die Unterkante der Substratplatte abgebildet. Es sind bereits lokal erste Anschmelzungen und Gefügebereiche erkennbar, in denen Kanäle nicht mehr mit Sn gefüllt sind.

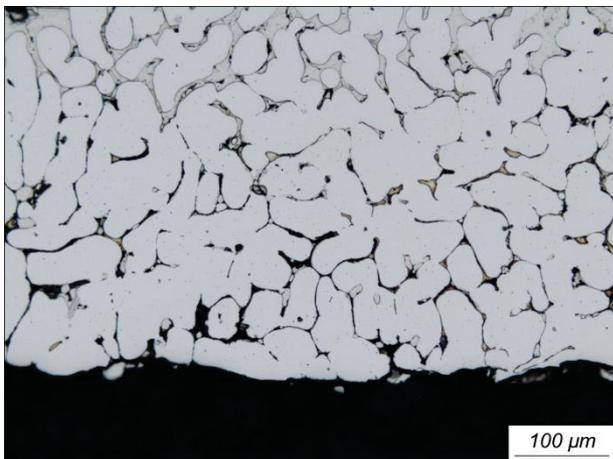


Abbildung 5-68: Aufschmelzungen der Substratunterseite bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer Substrattemperatur von 540 °C.

Die Verschiebung des Dickenverhältnisses beeinflusst die thermischen Verhältnisse in der Verbundzone erheblich. Die Maximaltemperatur am Messpunkt TE_1 steigt bei einer Aufgussdicke von 10 mm auf 638,3 °C. Entsprechend groß ist der Wert des Flächenintegrals A mit 218,4 Ks. In Kombination mit der erhöhten Vorheiztemperatur von 540 °C wird eine Maximaltemperatur von 640,8 °C und ein Wert für A von 321,2 Ks erreicht.

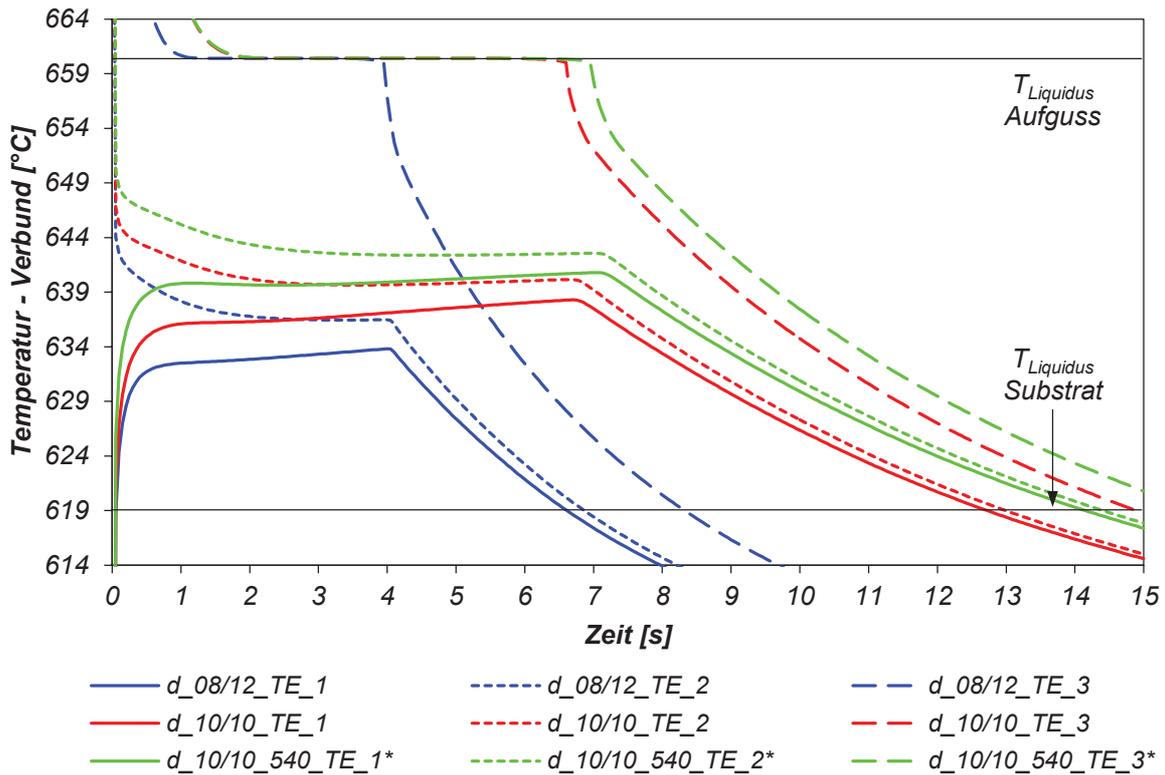


Diagramm 5-32: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE₁, TE₂ und TE₃ (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation des Dickenverhältnisses (*Substrattemperatur = 540 °C).

Tabelle 5-27 stellt die ermittelten Werte am Messpunkt TE₁ des dynamischen und statischen zweidimensionalen Modells gegenüber.

Tabelle 5-27: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE₁ bei Variation des Dickenverhältnisses

Aufguss/ Substrat	dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
0,67	5,5	633,6	82,7	6,0	633,8	88,1
1,00	10,9	638,9	219,4	11,8	638,3	218,4
1,00 (540)*	13,6	642,8	325,9	14,0	640,8	321,2

*Substrattemperatur = 540 °C.

Die Erhöhung der Aufgussdicke führt zu sehr langen Prozesszeiten t_1 und t_2 und einer sehr tiefen Aufschmelzzone. Bei einer Substrattemperatur von 525 °C und einer Aufgussdicke von 10 mm, wie in Abbildung 5-69 dargestellt ist, erstarrt die Aufgusserschmelze erst nach 6,7 s und erst nach 12,7 s ist auch die Temperatur der Substratplatte unter die Liquidustemperatur gefallen.

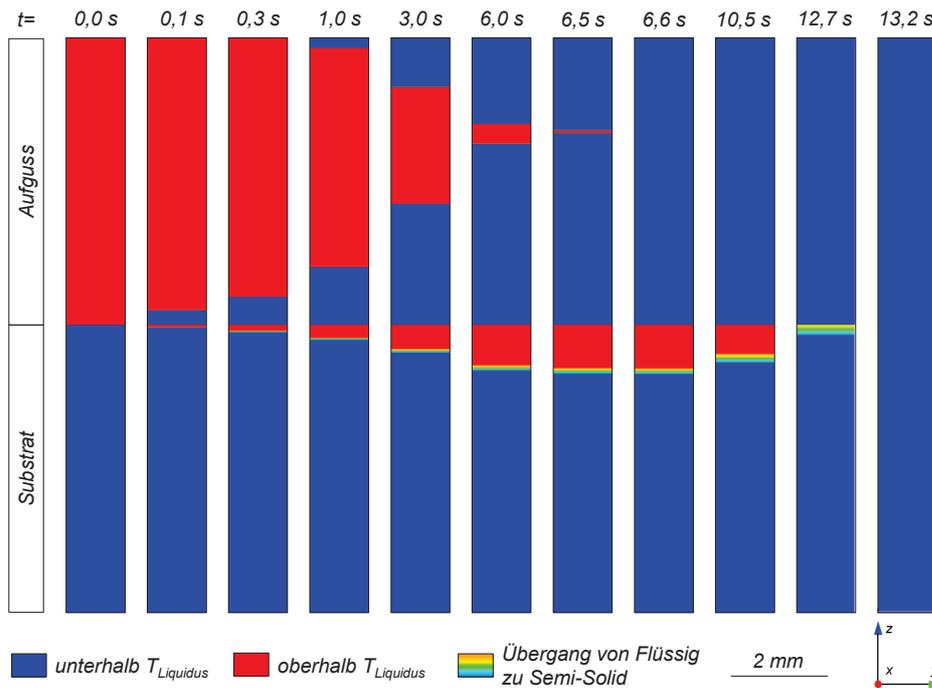


Abbildung 5-69: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 10 mm zu 10 mm.

Eine noch tiefere Aufschmelzzone bildet sich bei einer Aufgussdicke von 10 mm in Kombination mit einer erhöhten Vorheiztemperatur der Substratplatte von 540 °C. Dabei erstarrt die Aufgusslegierung nach 7,1 s und die Temperatur in der Substratplatte fällt erst nach 14,1 s unter 619 °C.

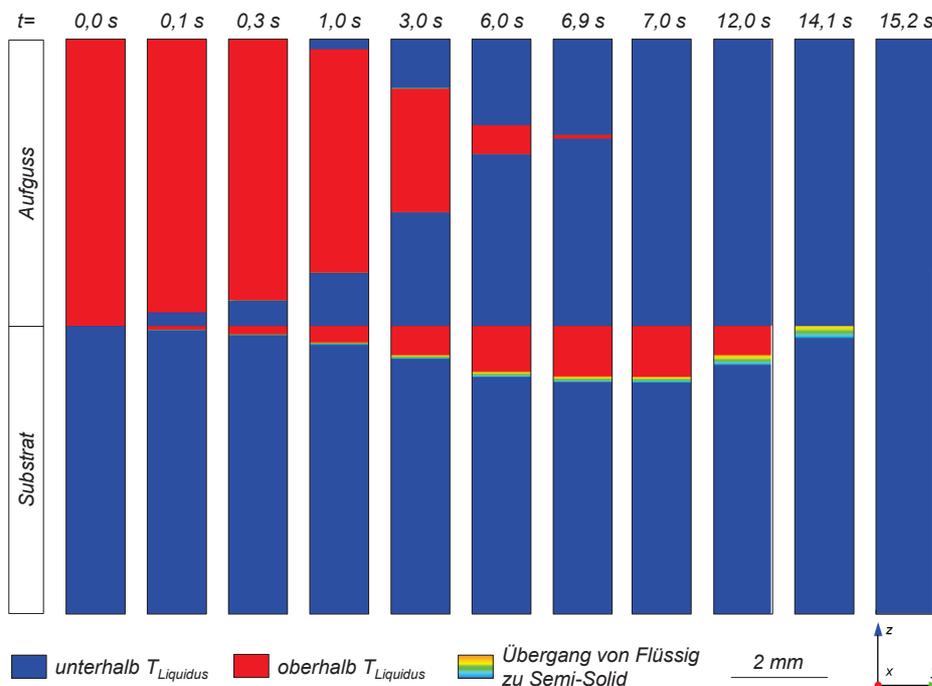


Abbildung 5-70: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 10 mm zu 10 mm und einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 540 °C.

5.6.3.3 Verbundbildung bei Variation der Gießgeschwindigkeit – AlSn25

Der relativ geringe thermische Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Verhältnisse in der Verbundzone zeigt sich bereits in den Simulationsergebnissen. Die Schlifffbilder der bei Gießgeschwindigkeiten von 0,4 m/min und 0,6 m/min abgegossenen Verbundplatten bestätigen dieses Ergebnis. Bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte entsprechend der Referenztemperatur von 525 °C, kann mit einer Veränderung der Geschwindigkeit keine wesentliche Änderung der Verbundqualität erreicht werden. Auch bei höheren Gießgeschwindigkeiten und somit höheren Relativgeschwindigkeiten zwischen den Verbundschichten verbleibt eine Trennschicht in der Grenzfläche bestehen. In Abbildung 5-71 sind Gefügeaufnahmen bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min abgebildet. Wie auch unter Referenzbedingungen, scheiden sich in der Aufgusschicht nahe der Grenzfläche Sn-Phasen aus.

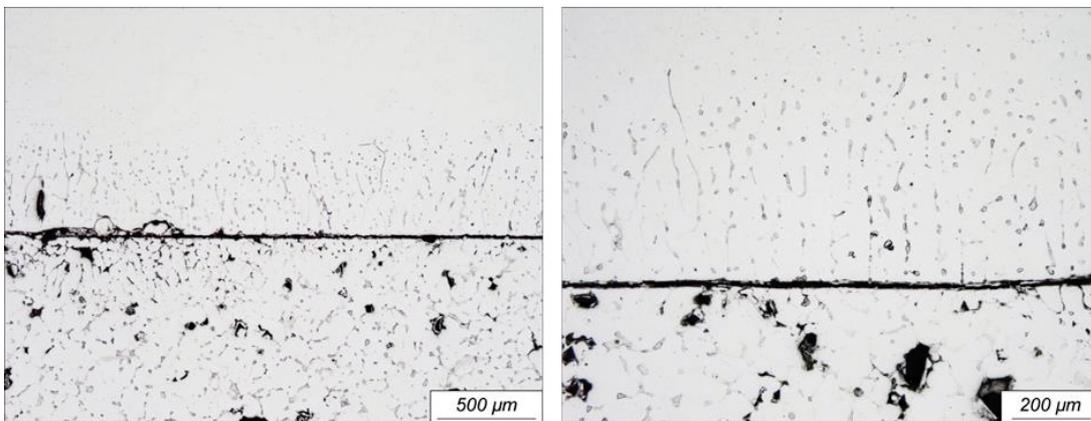


Abbildung 5-71: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.

Auch bei einer Erhöhung der Gießgeschwindigkeit auf 0,8 m/min bildet sich ein Sn-Saum in der Aufgusschicht aus, wie Abbildung 5-72 zeigt. Die Trennschicht in der Grenzfläche blockiert den vollständigen Kontakt der Verbundschichten, sodass es zu keinen Schmelzeverwirbelungen der Verbundschichten kommt.

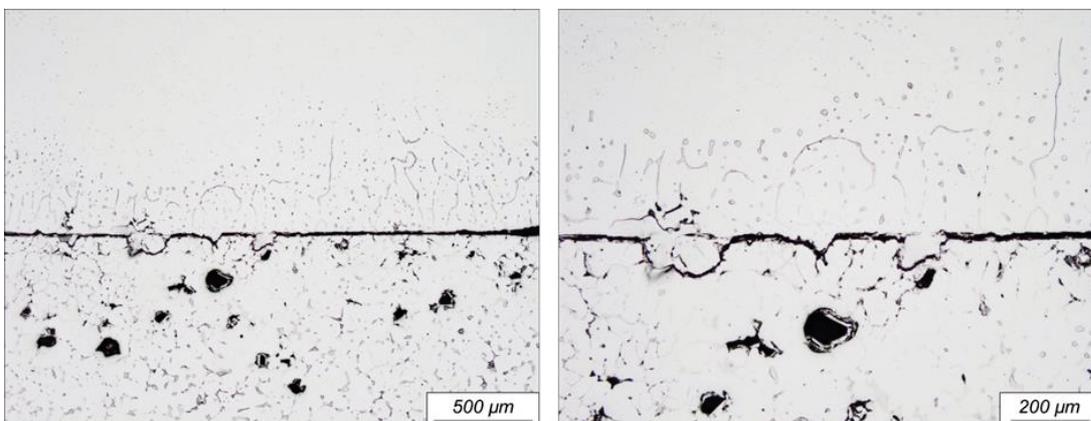


Abbildung 5-72: Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.

Im Diagramm 5-33 sind die Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 aufgetragen. Die Variation der Gießgeschwindigkeit bewirkt nur geringe Änderungen der thermischen Verhältnisse im gesamten Verbund.

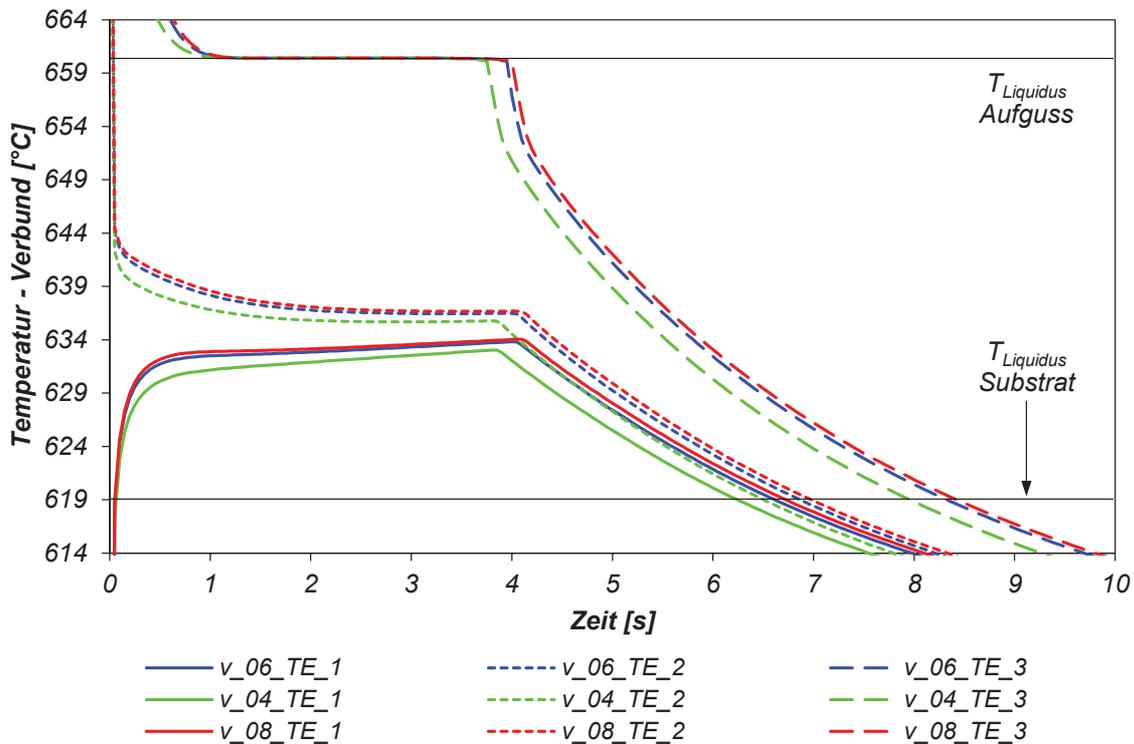


Diagramm 5-33: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Gießgeschwindigkeit.

Die Gegenüberstellung der Ergebnisse aus dem dynamischen und statischen Simulationsmodell in Tabelle 5-28 zeigt eine gute Übereinstimmung.

Tabelle 5-28: Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Gießgeschwindigkeit

v [m/min]	dynamisches 2D-Modell			statisches 2D-Submodell-I		
	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]	t_{liquid} [s]	T_{max} [°C]	A [Ks]
0,4	5,5	632,9	76,0	5,7	633,0	76,0
0,6	5,4	633,6	82,7	6,0	633,8	88,1
0,8	5,5	633,8	84,9	6,1	634,0	91,9

Da sich die thermischen Verhältnisse mit der Variation der Gießgeschwindigkeit nicht wesentlich ändern, weichen auch die Ausprägungen der simulierten Schmelz- und Erstarrungszonen nur unwesentlich voneinander ab. Die Prozesszeiten t_1 und t_2 verschieben sich bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min in Abbildung 5-73 zu 0,8 m/min in Abbildung 5-74 nur um wenige Zehntelsekunden.

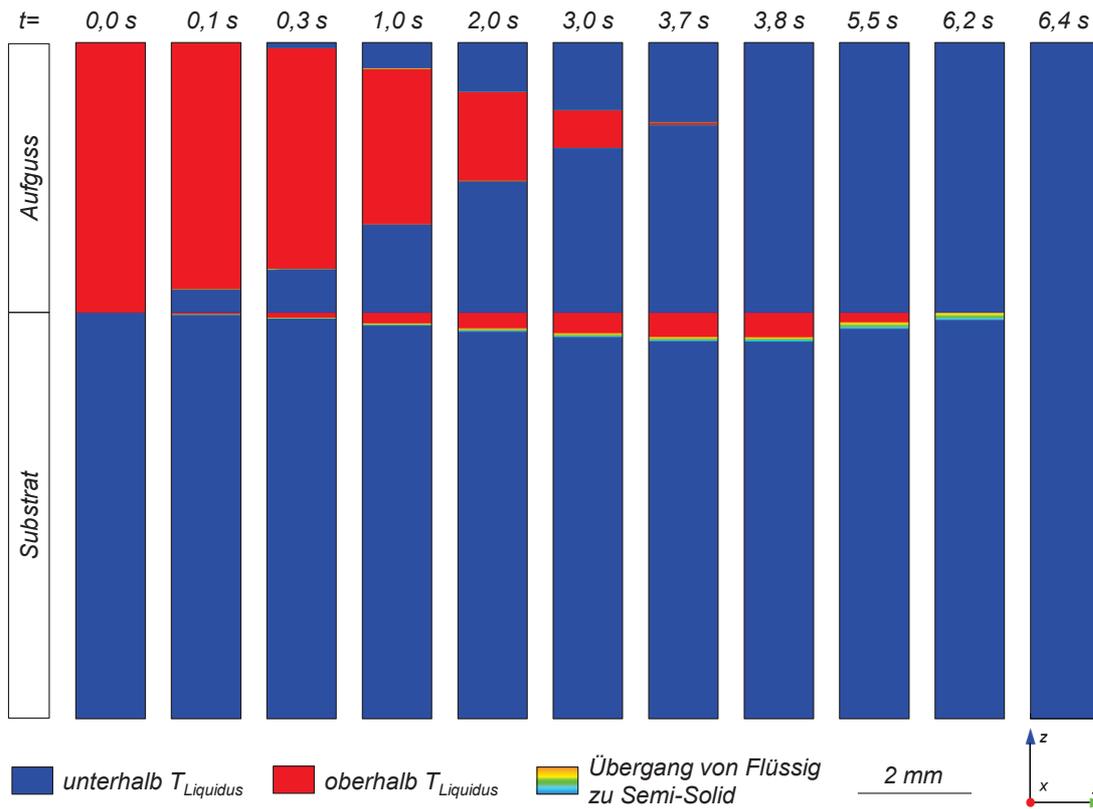


Abbildung 5-73: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.

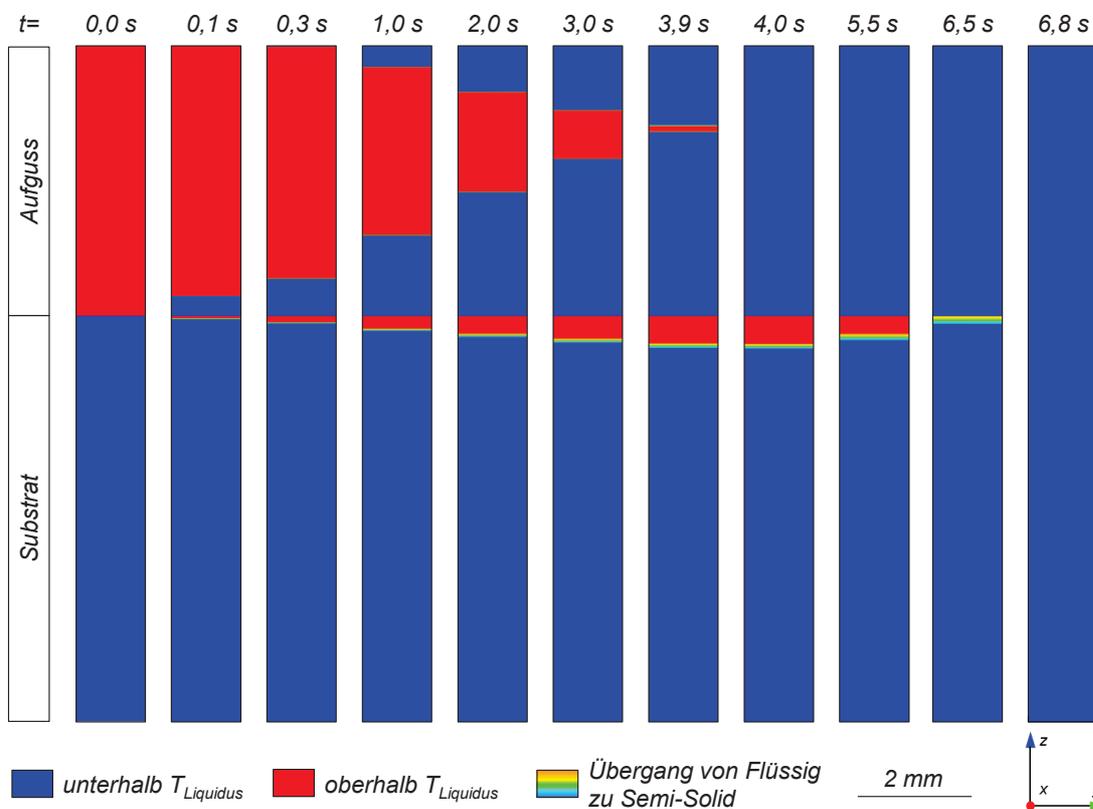


Abbildung 5-74: Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.

5.6.4 Ermittelte Verbundqualität in Abhängigkeit der gewählten Gießparameter für die Substratlegierung AlSn25

Die Verbundqualität unter Referenzbedingungen sowie bei Variation der Substrattemperatur, des Dickenverhältnisses von Aufguss- zu Substratschicht sowie der Gießgeschwindigkeit ist in Diagramm 5-34 dargestellt. Um eine Verbundbildung hoher Qualität zu erreichen, sind hohe Temperaturen in der Verbundzone notwendig. Unter Referenzbedingungen bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 525 °C kann mit einer Verbundqualität von lediglich 2,7 kein Verbund ausreichender Qualität hergestellt werden. Das Absenken der Substrattemperatur auf 505 °C führt zu einer weiteren Verschlechterung. Erst bei einer sehr hohen Substrattemperatur von 540 °C wird eine Verbundqualität von 3,7 und somit ein Verbund ohne größere Materialtrennungen erreicht. Eine zusätzliche Erhöhung der Schmelzetemperatur der Aufgusslegierung in der Gießbox auf 800 °C beeinflusst die Verbundbildung positiv und lässt die Qualität auf 4,7 weiter steigen. Eine Änderung der Schichtdicke des Aufgusses und des Substrates auf jeweils 10 mm bei Referenztemperaturen der Substratplatte bewirkt keine nennenswerte Qualitätssteigerung. Erst in Kombination mit einem Anheben der Substrattemperatur auf 540 °C bildet sich wieder ein Verbund in gewünschter Qualität von 5,3 aus. Die Auswirkungen der Geschwindigkeitsvariation sind sehr gering und die Qualitäten liegen, bedingt durch die Vorheiztemperatur der Substratplatte von 525 °C, bei 2,1.

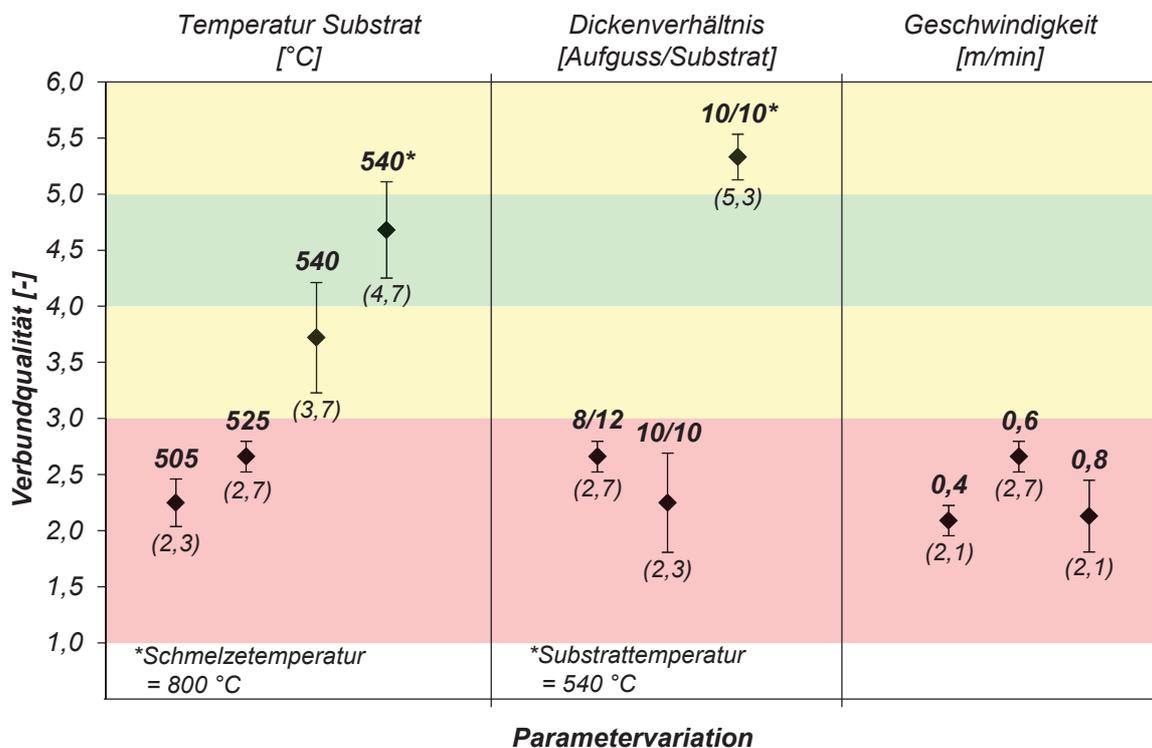


Diagramm 5-34: Ermittelte Verbundqualitäten in Abhängigkeit der Gießparameter für die Substratlegierung AlSn25.

5.7 Numerische Berechnung der Temperatur der Substratlegierung Al7075 mit dem statischen 2D-Submodell-II

Die Auswertepositionen des statischen 2D-Submodells-II sind um die Grenzfläche angeordnet und ident mit jenen des 2D-Submodells-I. Der in Abbildung 5-75 eingezeichnete Messpunkt 1 (TE_1) befindet sich 50 μm unterhalb der Grenzfläche, der Messpunkt 2 (TE_2) 50 μm darüber. Es werden die ersten 200 Millisekunden bei sehr hoher räumlicher und zeitlicher Auflösung simuliert.

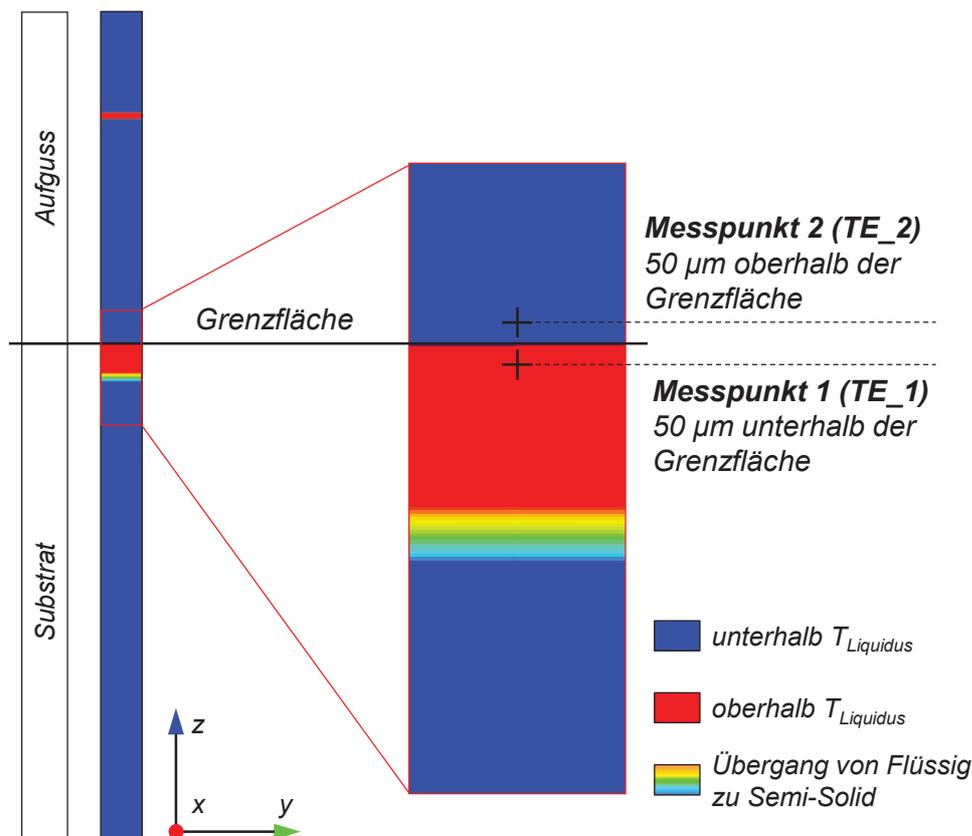


Abbildung 5-75: Statisches 2D-Submodell-II – Positionen der Temperaturmesspunkte.

In Diagramm 5-35 sind die simulierten Temperaturkurven TE_1 und TE_2 unter Referenzbedingungen aufgetragen. Da die Strangvorwärmung in diesem Modell berücksichtigt wird, erreicht die Temperatur am Messpunkt 1 nach kürzester Zeit die Liquidustemperatur der Substratlegierung von 632 $^{\circ}\text{C}$. Diese Zeitdauer von Simulationsstart bis zum Erreichen der Liquidustemperatur ändert sich mit den eingestellten Gießparametern und dient als Größe für die Diskussion in Kapitel 6.

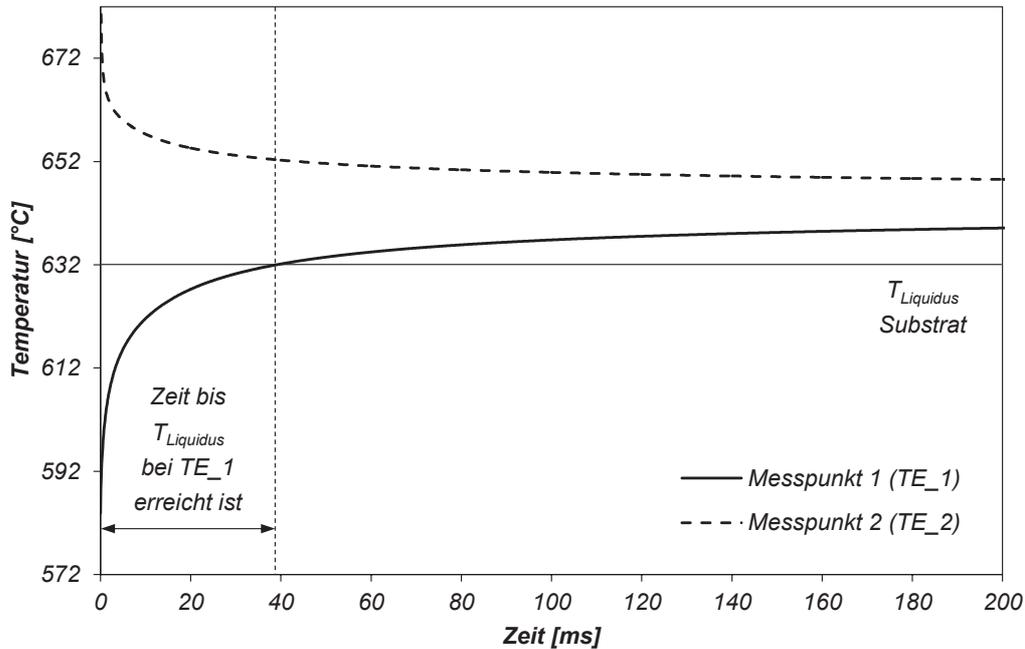


Diagramm 5-35: 2D-Submodell-II – Temperaturverläufe an den definierten Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) unter Referenzbedingungen.

Die Ergebnisse bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte zwischen 475 °C und 550 °C sind in Diagramm 5-36 dargestellt. Bei der Referenztemperatur von 525 °C wird die Liquidustemperatur nach 39 ms erreicht. Die Erhöhung der Substrattemperatur auf 550 °C verkürzt die Zeitdauer auf 27 ms, das Absenken führt zu einer Verlängerung auf 62 ms bei 500 °C und 126 ms bei 475 °C.

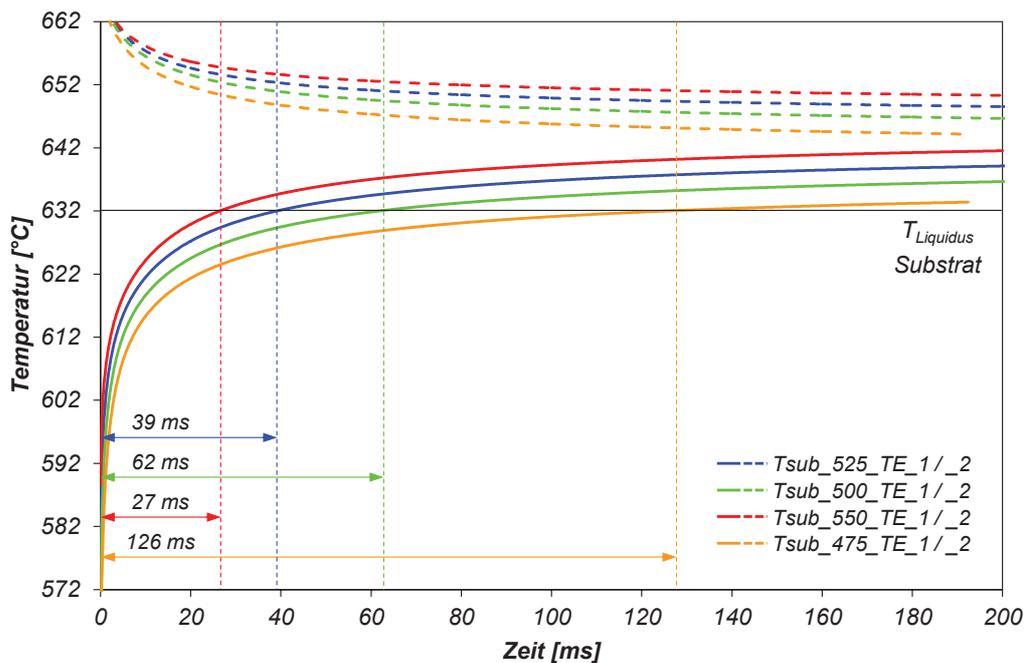


Diagramm 5-36: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 bei Variation der Substrattemperatur.

Auch die Änderung der Schichtdicken führt zu einer deutlichen Verschiebung der Zeitdauer, bis die Liquidustemperatur erreicht ist (Diagramm 5-37). Bei einer Aufgussdicke von 10 mm verkürzt sich die Zeitspanne auf 32 ms, bei 6 mm verlängert sie sich auf 53 ms. Der bestimmende Gießparameter ist jedoch die Vorheiztemperatur der Substratplatte, wie die Kombination einer 10 mm dicken Aufgusschicht mit einer Substrattemperatur von 500 °C zeigt. Die Zeitdauer beträgt 59 ms und ist somit um nur 3 ms kürzer als jene bei einer Aufgussdicke von 8 mm (Referenz) und einer Substrattemperatur von 500 °C.

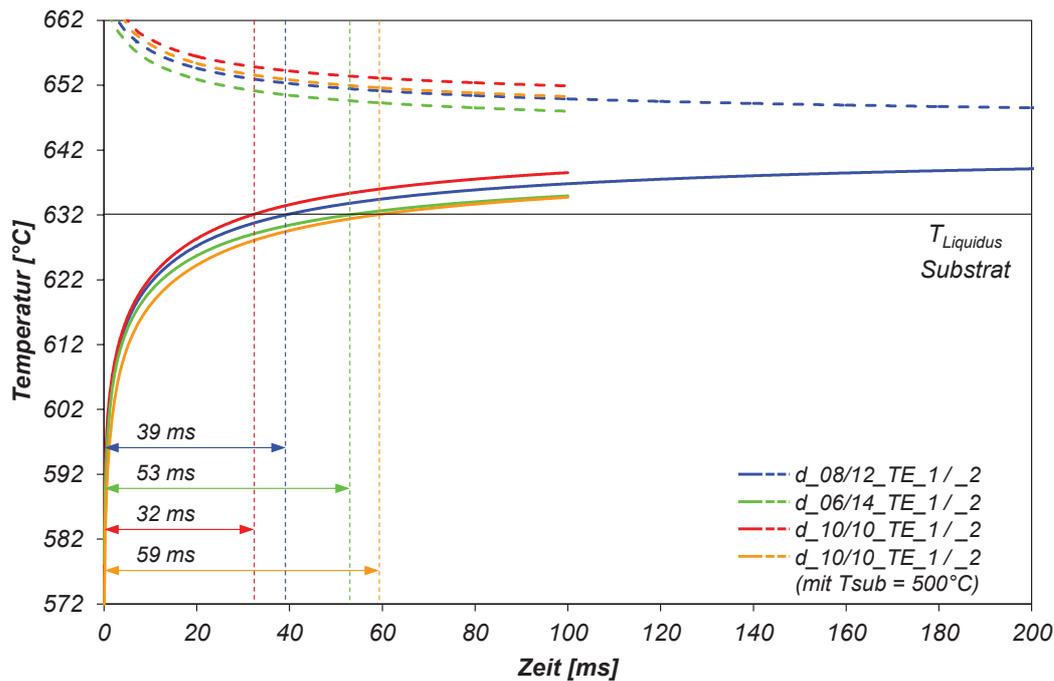


Diagramm 5-37: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) bei Variation des Dickenverhältnisses.

Die Temperaturkurven bei der Variation der Gießgeschwindigkeit verlaufen nahezu ident, wie das Diagramm 5-38 zeigt. Daher sind auch die Zeitspannen mit Werten von 35 ms bis 39 ms nur geringfügig verschieden.

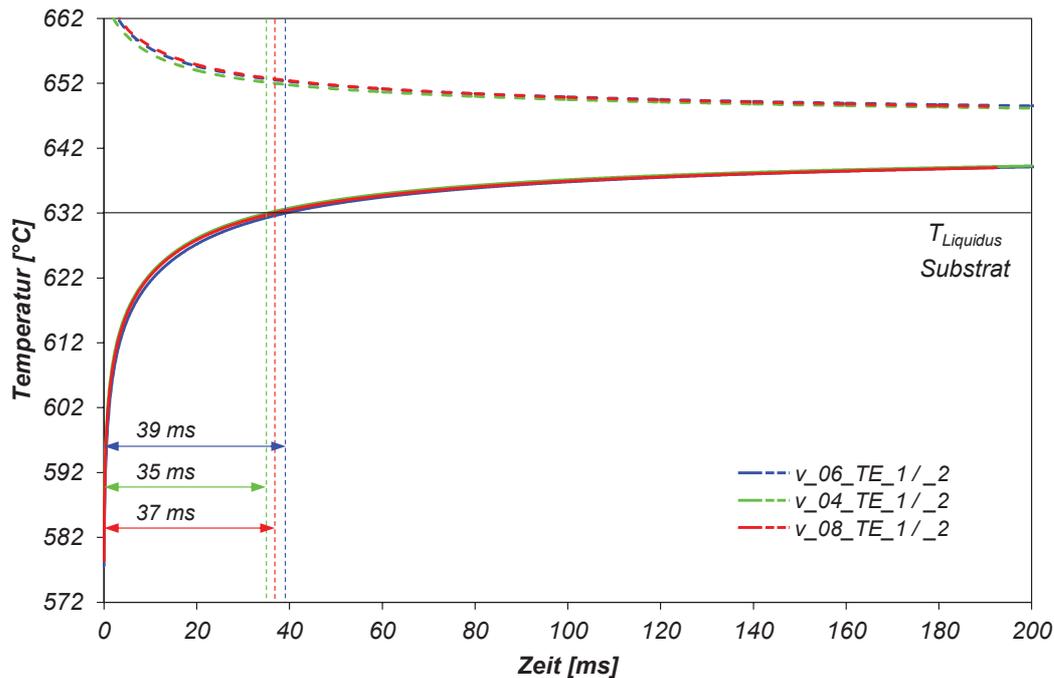


Diagramm 5-38: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) bei Variation der Gießgeschwindigkeit.

Auch die Änderung der Aufgusstemperatur bewirkt nur eine geringe Verschiebung der Zeitdauer, bis die Liquidustemperatur erreicht ist. Die Zeiten, die sich mit zunehmender Schmelzetemperatur verkürzen, sind in Diagramm 5-39 dargestellt und betragen 47 ms bei einer Temperatur von 760 °C, 39 ms bei 780 °C und 33 ms bei 800 °C.

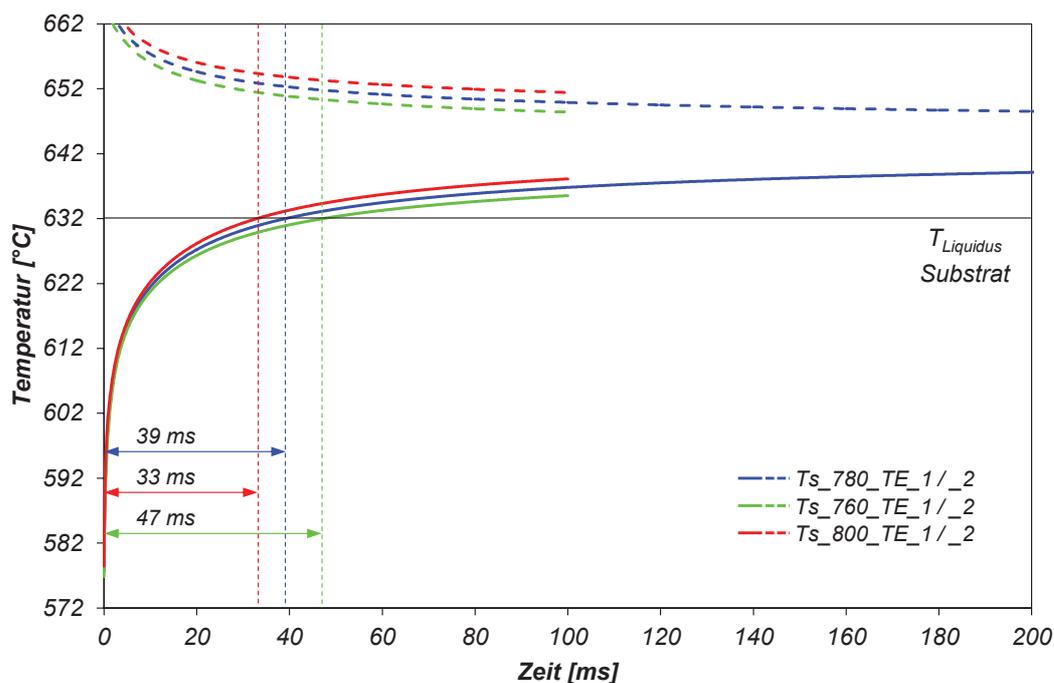


Diagramm 5-39: Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) bei Variation der Schmelzetemperatur.

6 Diskussion

Aluminiumlegierungen bilden an ihrer Oberfläche bei Kontakt mit Luftsauerstoff eine sehr gut haftende und robuste Oxidschicht, die das Grundmaterial äußerst wirksam vor korrosivem Angriff schützt. Unter Temperatureinfluss baut sich die hochschmelzende Oxidschicht noch weiter auf, bevor sich diese oberhalb von 500 °C in eine kompakte kristalline Struktur umwandelt. Diese α -Struktur weist eine abermals höhere chemische und mechanische Resistenz auf als die amorphe γ -Struktur bei niedrigeren Temperaturen. Die sich bildende Oxidschicht ist überdies von Aluminiumschmelzen nur sehr schlecht benetzbar.

Das Grundkonzept bei der Herstellung von Verbundgussplatten mit der verwendeten Versuchsgießanlage ist eine Aluminium-Substratplatte ohne Beschichtung oder chemischer Vorbehandlung bei Raumtemperatur in die Gießeinheit einzulegen, diese in einer Zeitdauer zwischen 30 und 40 Minuten auf eine definierte Temperatur von etwa 500 °C vorzuheizen und anschließend flüssige Schmelze in einem quasikontinuierlichen Vorgang gelenkt aufzugießen. Dabei soll über einen direkten atomaren Kontakt der Aufguss- und Substratlegierung ein stoffschlüssiger Verbund ohne trennende Zwischenschicht entstehen. Zunächst scheint es mit diesem Gießkonzept ohne gezielte Modifikation der Substratoberfläche wegen der sich im Aufheizprozess bildenden Oxidschicht in der Grenzzone und ihrer Eigenschaften nicht möglich zu sein, eine stoffschlüssige Verbindung herzustellen. Überraschenderweise haben bereits die ersten Probeabgüsse während der Inbetriebnahme der Gießanlage gezeigt, dass sich bei bestimmten Verhältnissen in der Grenzzone stellenweise stoffschlüssige Verbindungen zwischen der Aufguss- und Substratschicht ausbilden. Daher wurde am bestehenden Gießkonzept festgehalten, ohne zu diesem Zeitpunkt zu wissen, welche Verhältnisse in der Grenzzone für einen direkten Verbund gegeben sein müssen und was mit der Oxidhaut in der Grenzfläche während des Aufgießprozesses geschieht. Erst Auswertungen der zahlreichen Parametervariationen, die in den praktischen Gießversuchen wie auch in den numerischen Simulationsmodellen des Gießprozesses durchgeführt wurden, ermöglichen den Einfluss verschiedener Prozessparameter auf die thermischen Verhältnisse in der Grenzzone sowie auf die sich bildende Verbundqualität zu spezifizieren. Um die thermischen Verhältnisse in der Grenzzone und die Verbundqualität in einen schlüssigen Zusammenhang zueinander zu bringen, ist es notwendig, den Verbundbildungsprozess in zwei Phasen zu unterteilen. In der ersten Phase wird die Oxidhaut von der Substratoberfläche gelöst und abgetragen. Für diesen Vorgang müssen entsprechende thermische Verhältnisse, die ein lokales Aufschmelzen der Substratoberfläche implizieren, und eine Relativbewegung zwischen der Aufgusschmelze und der Substratoberfläche in der Grenzzone vorherrschen.

Die entwickelte modellhafte Vorstellung zur Entfernung der Oxidhaut während des Aufgießprozesses ist in Abbildung 6-1 schematisch dargestellt und beinhaltet, ausgehend von einer gleichmäßig kristallinen **Oxidschicht auf der Substratoberfläche (a)**, folgende Abläufe:

- Aufbrechen der Oxidhaut vor dem Gießstrahl aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungen der Substrat- und Oxidschicht (b).
- Verminderte Haftung der Oxidhaut am Substratmaterial aufgrund des Aufschmelzens der Substratoberfläche unter Bildung einer Schmelzzone. Dies führt zu einer Beweglichkeit der Oxidschicht (c).
- Abtragen der Oxidhaut aufgrund der Relativbewegung der beiden Schichten an der Grenzfläche (d).

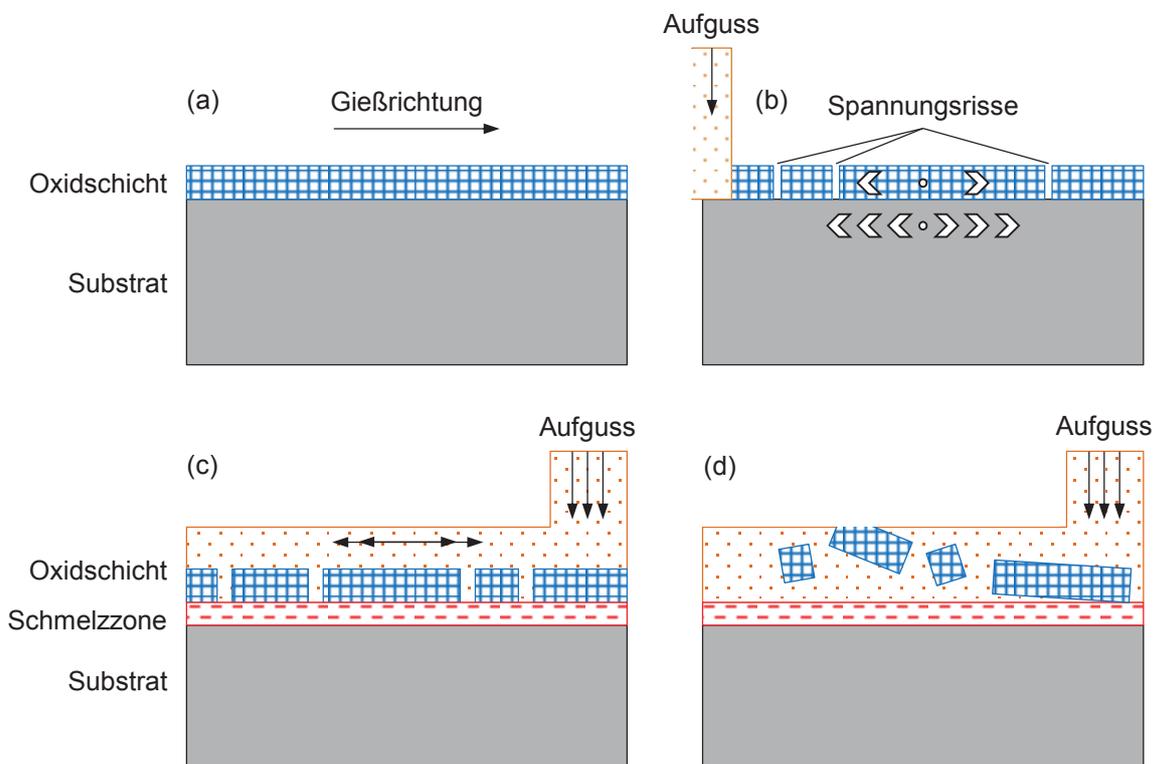


Abbildung 6-1: Schematische Darstellung der Vorgänge zur Entfernung der Oxidschicht.

Aufbrechen der Oxidhaut (b)

Das Auftreffen der Aufgusschmelze auf die Substratplatte führt zu einem lokalen Erhitzen des Bereiches vor dem Gießstrahl. Dies bewirkt eine thermisch bedingte Dehnung des Substratmaterials wie auch des Aluminiumoxides. Aufgrund eines wesentlich höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten des Aluminiums (CTE etwa $25 \cdot 10^{-6}/\text{K}$) im Vergleich zum Aluminiumoxid (CTE zwischen $6,5 \cdot 10^{-6}/\text{K}$ und $8,9 \cdot 10^{-6}/\text{K}$ [115]) bilden sich erhebliche Zugspannungen in der Oxidschicht und damit Spannungsrisse aus. Die unterschiedlichen

Wärmeausdehnungen werden auch bei der pulvermetallurgischen Verarbeitung von Aluminium ausgenützt. Erst mit dem spannungsinduzierten Aufbrechen der Oxidhaut bildet sich im Sinterprozess ein stoffschlüssiger Kontakt zwischen Pulverpartikeln aus, wie Pieczonka ausführlich in [116] darlegt.

Aufschmelzen der Substratoberfläche (c)

Mit dem Auftreffen der Aufgusschmelze auf die Substratoberfläche schmilzt bei einer entsprechenden Temperatur die Oberfläche der Substratplatte lokal auf. Mit dem Aufschmelzen nimmt die Dichte der Schmelze von der festen in die flüssige Phase entsprechend des Festphasenanteils ab. Bei der Substratlegierung AlSn25 beträgt dieser Dichtesprung etwa 7%, wie Diagramm 5-1 zeigt, bei der Legierung Al7075 etwa 8% entsprechend dem Diagramm 5-5. Diese thermische Dehnung der lokal aufgeschmolzenen Substratoberfläche bewirkt zusätzliche Spannungen in der Oxidschicht, welche die bereits induzierten Spannungsrisse weiter öffnen [116].

Außerdem kann die Oxidschicht erst mit dem Aufschmelzen der Substratoberfläche von dieser gelöst und relativ dazu bewegt werden. Die Haftung der Oxidschicht am festen Grundmaterial ist aufgrund der chemischen Bindung sehr fest und kann nur mit hohen mechanischen Kräften entfernt werden [117]. Zwischen der Oxidschicht und der Schmelzeschicht können weitaus geringere Kräfte übertragen werden, die maßgeblich von der Benetzung der Schmelze an der Oxidhaut bestimmt sind, wie aus den Messungen von Kahl und Fromm [118] abgeleitet werden kann. Die Benetzung und somit die Bindefähigkeit zwischen der Schmelze und dem Oxid ist bei niedrigen Temperaturen im schmelzflüssigen Bereich am schlechtesten, steigt jedoch mit höherer Schmelztemperatur an [119], [120].

Abtragen der Oxidhaut (d)

Mit der Beweglichkeit und der verminderten Haftung an der Substratlegierung kann die Oxidschicht mit der prozessbedingt vorherrschenden Relativbewegung zwischen der Substratschicht und der Aufgusschmelze vom Substrat getrennt und in die Aufgusschicht bewegt werden. Diese dünnen Oxidschichten sind in der vergleichsweise dicken Aufgusschicht sehr schwer aufzufinden und sind auch nur schwer als solche erkennbar. Abbildung 6-2 zeigt eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer Oxidhaut im Aufgussbereich, die möglicherweise von der Substratoberfläche stammt und sich von dort gelöst hat. In der mikroskopischen Aufnahme ist diese kaum erkennbar, erst die Elementverteilungen dieses Bereiches zeigen den erhöhten Gehalt an Sauerstoff, der das Aluminiumoxid charakterisiert, umgeben von der Aluminiummatrix.

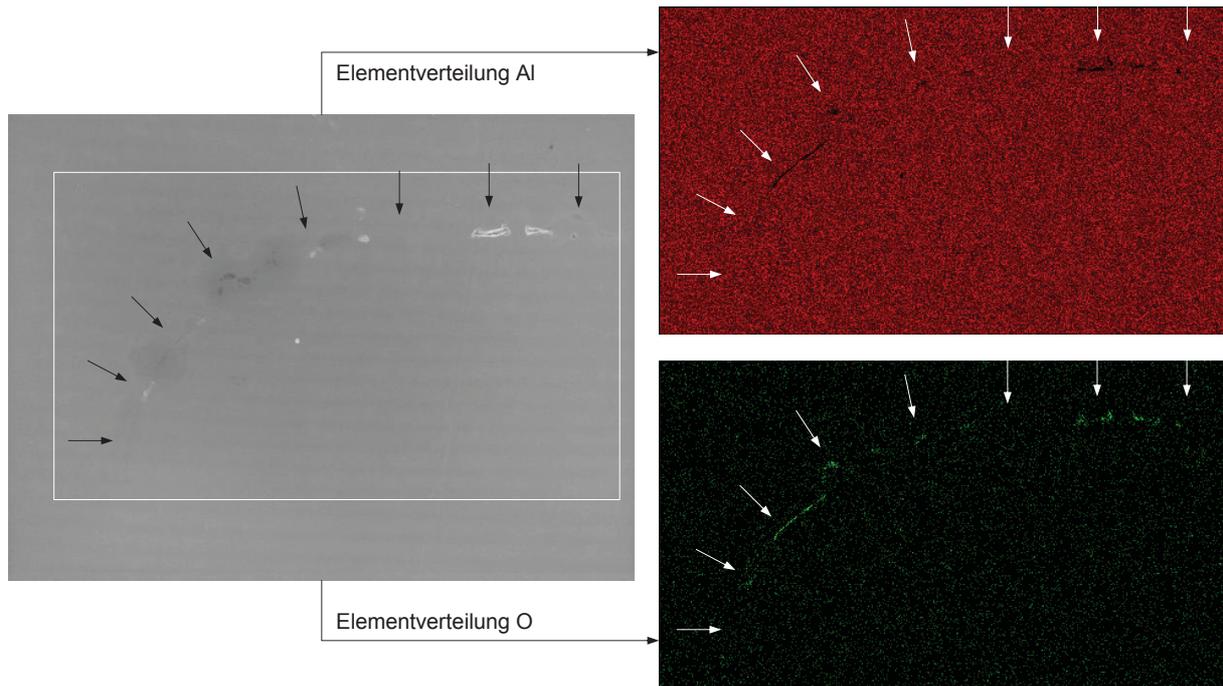


Abbildung 6-2: REM-Aufnahme einer Oxidhaut im Aufgussbereich mit der Verteilung der Elemente Aluminium und Sauerstoff.

Der Abtrag der Oxidhaut und die thermischen Bedingungen in der ersten Phase garantieren den direkten Kontakt der beiden Verbundpartner und eine Verbundbildung hoher Qualität in der zweiten Phase. Die Verbundqualität ist direkt vom erfolgreichen Entfernen der Oxidhaut abhängig. Wird dies in der ersten Phase nicht erreicht, kann sich in der zweiten Phase auch bei entsprechenden thermischen Bedingungen kein stoffschlüssiger Verbund ohne trennende nichtmetallische Phasen in der Grenzzone ausbilden.

Somit konzentriert sich der weitere Verlauf auf die Vorgänge in der ersten Phase der Verbundbildung und die Fragestellung, unter welchen thermischen Bedingungen in der Verbundzone sich die Oxidhaut von der Substratoberfläche löst. Um dies zu beantworten, wurden vom dynamischen zweidimensionalen Simulationsmodell der Gießeinheit statische transiente Submodelle abgeleitet, die gezielt die thermischen Vorgängen in den ersten Millisekunden nach dem Auftreffen der Schmelze auf die Substratoberfläche berechnen. Damit werden erstmals die Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge in der Substrat- und Aufgusschicht in hoher zeitlicher Auflösung dargestellt. Überraschend dabei ist das schnelle Erstarren der Aufgusschmelze, sobald sie in Kontakt mit der Substratoberfläche kommt. Die geometrischen Ausprägungen der dabei entstehenden Aufschmelz- und Erstarrungszonen können auch an Schliiffproben abgegossener Verbundplatten mit einer elektrochemischen Ätzung sichtbar gemacht und den berechneten Verläufen zum Nachweis gegenübergestellt werden. Überdies liefern die geätzten Schliiffbilder weitere Anhaltspunkte über den Verbleib der abgelösten Oxidschicht in der Verbundprobe. Die im ungeätzten Zustand der Probe kaum sichtbaren Oxidhäute heben sich im geätzten Zustand deutlich vom farbig

erscheinenden Gefüge ab und finden sich in der Aufgusschicht sowohl nahe der Grenzfläche als auch vereinzelt im oberen Bereich des Verbundes wieder. Die Abbildungen 6-3 und 6-4 zeigen Aufnahmen von Oxidhäuten in der Aufgusschicht, die in verschiedenen Verbundgussplatten mit der Substratlegierung Al7075 gefunden wurden. Die teilweise stark gefaltete Form wie auch die teilweise entfernte Lage von der Grenzfläche weist auf eine entsprechende Strömung der Aufgusschmelze hin.

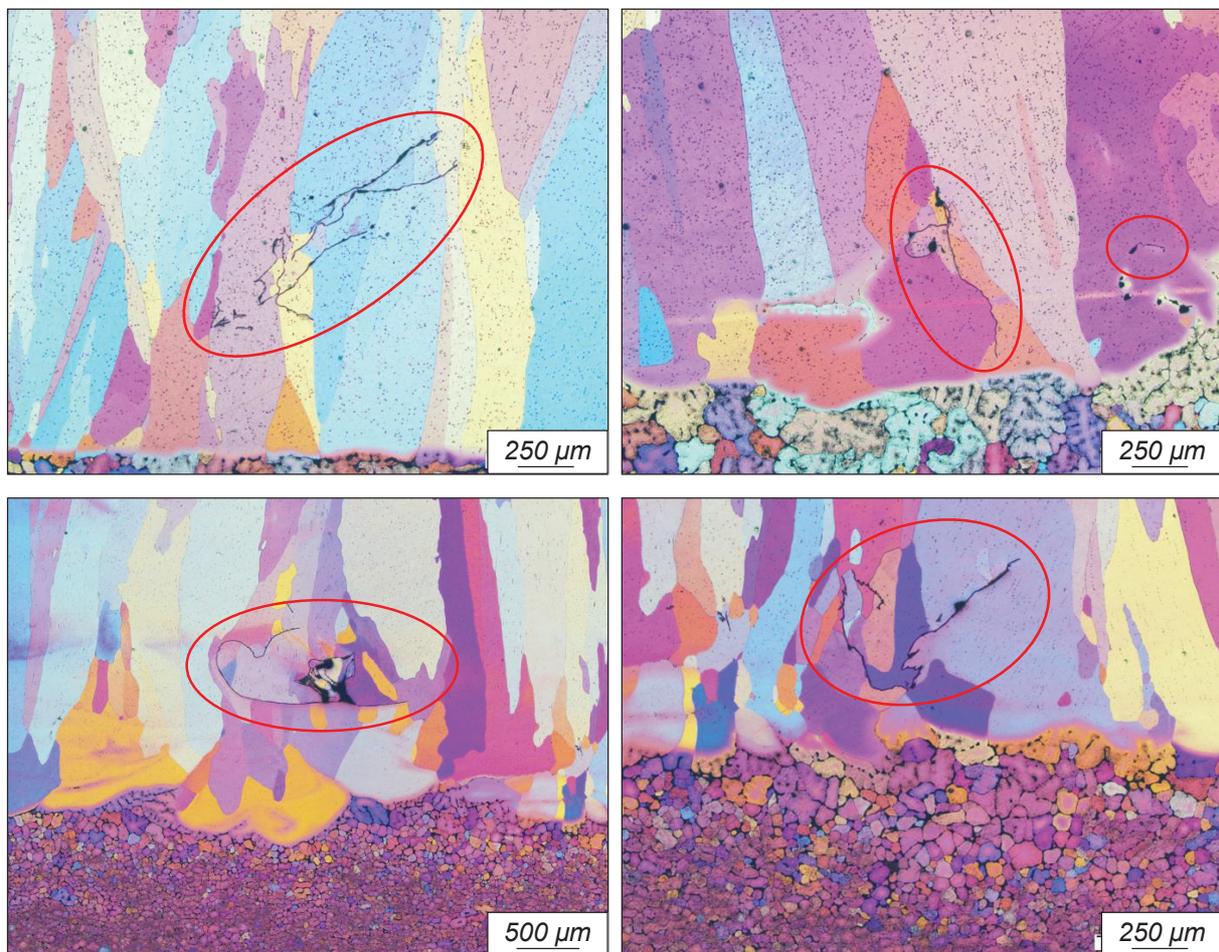


Abbildung 6-3: Aufnahmen von Oxidhäuten in der Aufgusschicht nahe der Verbundgrenzfläche von verschiedenen Verbundgussplatten aus Al7075 (Substrat) und Reinaluminium (Aufguss).

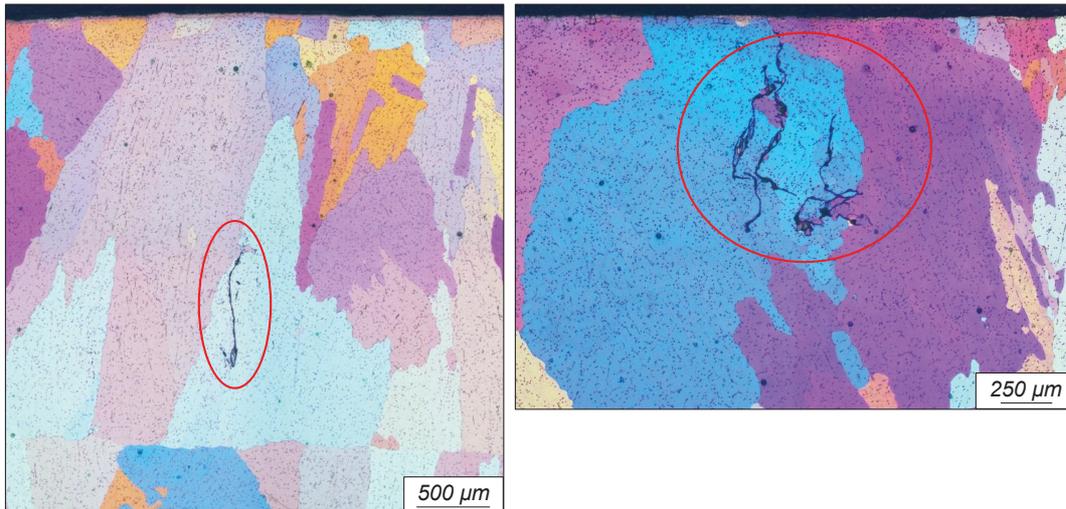


Abbildung 6-4: Aufnahmen von Oxidhäuten an der Oberseite der Aufgusssschicht von verschiedenen Verbundgussplatten aus Al7075 (Substrat) und Reinaluminium (Aufguss).

In all diesen Schlißproben hat sich ein stoffschlüssiger Verbund, ohne sichtbare Oxidhäute in der Verbundgrenzfläche, ausgebildet. Dies legt nahe, dass jene in der Aufgusssschicht gefundenen Oxidhäute ursprünglich von der Substratoberfläche stammen. Der Anteil an Schlißproben, in denen zufällig eine Oxidhaut durchschnitten und somit im Schlißbild sichtbar wird, liegt unter Berücksichtigung jener Proben, die eine stoffschlüssige Verbundbildung aufweisen und geätzt wurden, bei etwa 30%.

Dieser Theorie folgend, kann das Bewegen und Ablösen der Oxidhaut in der ersten Phase nur dann stattfinden, wenn die Substratoberfläche lokal aufschmilzt, bevor die rasche Erstarrung der Aufgusssschmelze beim Auftreffen auf die wesentlich kühlere Substratplatte einsetzt. Diese beiden Vorgänge stehen daher in direkter zeitlicher Konkurrenz zueinander und entscheiden über das Ablösen oder Verbleiben der Oxidhaut in der Verbundgrenzfläche. Mit der numerisch berechneten Aufschmelzdauer der Substratoberfläche nach dem Auftreffen der Aufgusssschmelze wurde ein Kennwert gefunden, der einen starken linearen Zusammenhang mit der Verbundqualität zeigt. Folglich begünstigt ein möglichst rasches Aufschmelzen der Substratoberfläche das Abziehen des Oxides und somit auch eine Verbundbildung auf atomarer Ebene.

Dieser lineare Zusammenhang, mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,94$, zwischen der lokalen Aufschmelzdauer der Substratoberfläche, mit dem statischen 2D-Submodell-II berechnet, und der sich bildenden Verbundqualität ist in Diagramm 6-1 dargestellt. Bei sehr kurzen Zeitspannen bis zum Erreichen der Liquidustemperatur T_{Liquidus} an der Substratoberfläche bilden sich die höchsten Verbundqualitäten aus. Mit länger werdender Zeitdauer kann sich die Oxidhaut aufgrund der einsetzenden Erstarrung der Aufgusssschmelze nicht mehr rechtzeitig von der Verbundgrenzfläche lösen und die Qualität des Verbundes verschlechtert sich erheblich.

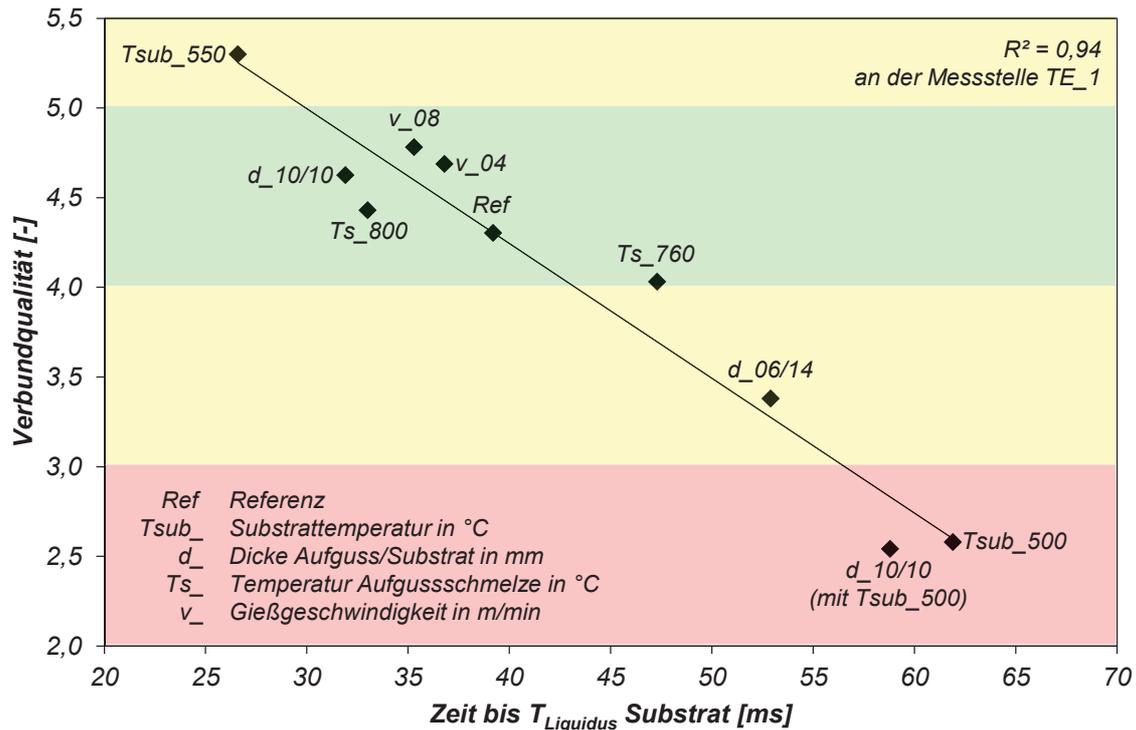


Diagramm 6-1: Verbundqualität in Abhängigkeit der berechneten Zeitdauer bis zum Erreichen der Liquidustemperatur $T_{Liquidus}$ der Substratlegierung Al7075.

Den größten Einfluss auf die Zeitdauer bis zum Erreichen von $T_{Liquidus}$ hat die Temperatur der Substratplatte. Bei einer zu geringen Vorheiztemperatur dauert der lokale Aufschmelzvorgang der Substratoberfläche zu lange. Die Oxidhaut löst sich nicht rechtzeitig ab und es kann sich kein stoffschlüssiger Verbund ausbilden, wie die abgegossenen Verbundgussplatten bei einer Substrattemperatur von 500 °C mit einer ermittelten Verbundqualität von 2,6 zeigen. Auch der Folgeversuch, die Qualität des Verbundes bei einer Substrattemperatur von 500 °C mit einem Anheben der Aufgussdicke von 8 mm auf 10 mm zu verbessern, zeigt keinen Erfolg. Trotz eines deutlichen Anstiegs der in die Substratplatte eingebrachten Wärmemenge und damit auch einer wesentlichen Erhöhung der Maximaltemperaturen in der Verbundzone verbleibt die Oxidschicht in der Grenzfläche, da die Veränderung des Dickenverhältnisses die Zeitdauer bis zum Erreichen von $T_{Liquidus}$ nur unwesentlich beeinflusst.

Es sind daher nicht nur vorrangig die in Diagramm 5-9 ausgewerteten Größen der maximal erreichten Temperatur in der Grenzfläche T_{max} , die Zeitdauer der Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur t_{liquid} und die integrale Fläche A , welche der Temperaturverlauf mit der Geraden der Liquidustemperatur einschließt, die eine Aussage über die Verbundqualität ermöglichen. Vielmehr entscheiden zusätzlich die thermischen Vorgänge und Verhältnisse in den ersten Sekundenbruchteilen nach dem Auftreffen der Aufgusserschmelze auf die Substratoberfläche über das Loslösen der Oxidhaut vom Substrat oder dem Verbleib dieser an der Grenzfläche und somit über die entstehende Verbundqualität.

6.1 Übertragbarkeit der Ergebnisse zur Auslegung von Verbundgießprozessen

Neben der Erweiterung des technologischen Wissensstandes über die Vorgänge während des Verbundgießens von Aluminiumlegierungen lassen sich die Ergebnisse auch für die Entwicklung von Grundkonzepten von Verbundgießprozessen zur Herstellung schichtförmiger Aluminiumverbunde nutzen und verwerten. Dabei sind die technologischen Grenzen hinsichtlich der erreichbaren Schichtdickenverhältnisse sowie die notwendigen thermischen Voraussetzungen für eine stoffschlüssige Verbundbildung hoher Qualität einer beliebigen Legierungskombination wie auch deren thermisch bedingten Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge während der Verbundbildung von besonderem Interesse.

Die in dieser Arbeit abgegossenen Schichtdickenverhältnisse von 0,43 ($d_{\text{Aufguss}} = 6 \text{ mm} / d_{\text{Substrat}} = 14 \text{ mm}$), 0,67 ($d_{\text{Aufguss}} = 8 \text{ mm} / d_{\text{Substrat}} = 12 \text{ mm}$) und 1,00 ($d_{\text{Aufguss}} = 10 \text{ mm} / d_{\text{Substrat}} = 10 \text{ mm}$) bei einer jeweiligen Gesamtdicke des Verbundes von 20 mm stellen nicht die technologischen Grenzen zur Herstellung eines stoffschlüssigen Verbundes dar, sondern ergeben sich aus dem entsprechenden Design der Versuchsgießanlage. Die technologischen Grenzen in Gießversuchen auszuloten hätte wesentliche Änderungen des entwickelten Gießkonzeptes und des Anlagendesigns mit sich gezogen. Da dies kein zentrales Untersuchungsziel des Projektes war, wurden derartige Adaptionen zugunsten des bestehenden robusten Gießkonzeptes nicht weiter verfolgt.

Die Grenzen der im Verbund herstellbaren Schichtdicken können dennoch für eine gewählte Legierungskombination und definierten thermischen Randbedingungen unter Verwendung der entwickelten und abgeglichenen Simulationsmodelle bestimmt werden. Die Grenze der minimal möglichen Aufgussdicke ist erreicht, sobald die thermische Masse der Aufgusschmelze bei Kontakt mit der Substratschicht nicht mehr ausreicht, um deren Oberfläche lokal aufzuschmelzen. Diese untere Grenze liegt beispielsweise bei der Substratlegierung Al7075 und den definierten Referenzbedingungen mit einer Substrattemperatur von 525 °C und einer Temperatur der Aufgusschmelze in der Gießbox von 780 °C bei einer Aufgussdicke von 4 mm, wie das Diagramm 5-11 sowie die Tabelle 5-12 zeigen.

Die maximal mögliche Aufgussdicke richtet sich hingegen nach der Dicke der Substratschicht. Ein dicker werdender Aufguss führt zu einem wesentlich größeren und länger andauernden Wärmeeintrag in die Substratschicht (siehe Diagramm 5-11 sowie Tabelle 5-12) und somit zu einer wesentlich tieferen Aufschmelzzone, wie auch die Schlift- und Simulationsdarstellungen am Beispiel einer 10 mm dicken Aufgusschicht auf eine 10 mm dicke Substratschicht in Abbildung 5-29 zeigen. Neben der Bildung eines relativ groben Gussgefüges in der Aufschmelzzone ist bei einer zu geringen Substratdicke die Gefahr des Durchschmelzens der Substratschicht gegeben. Die untere Grenze der Substratschichtdicke ist demnach von der eingebrachten Wärmemenge der Aufgusschicht

abhängig. Mit technischen Maßnahmen, wie beispielsweise einer aktiven Kühlung der Substratunterseite nach dem Auftreffen der Aufgusschmelze, könnte die Gefahr des Durchschmelzens der Substratschicht vermindert und die gießbaren Schichtdickenverhältnisse weiter verschoben werden.

Eine Maximaldicke der Substratschicht ist grundsätzlich nicht gegeben, da einzig die thermischen Verhältnisse in der Grenzzone für eine Verbundbildung entscheidend sind. Jedoch steigen mit dicker werdenden Substratschichten die Anforderungen an das Heiz- und Isolationskonzept, um nach dem Vorheizen der Substratplatte eine gleichmäßige Temperatur der gesamten Substratoberfläche zu gewährleisten.

Neben den im stoffschlüssigen Verbund herstellbaren Schichtdickenverhältnissen lassen sich auch die notwendigen thermischen Verhältnisse für eine Verbundbildung einer beliebigen Legierungskombination mit den entwickelten Simulationsmodellen abschätzen. Grundvoraussetzung hierfür sind möglichst genaue temperaturabhängige thermophysikalische Daten der Legierungen im festen wie auch im schmelzflüssigen Zustand entsprechend dem Kapitel 5.1 (Thermophysikalische Werkstoffdaten der Legierung AlSn25) sowie Kapitel 5.2 (Thermophysikalische Werkstoffdaten der Legierung Al7075). Mit dem dynamischen zweidimensionalen Simulationsmodell kann bei entsprechender Angabe bekannter Start- und Randbedingungen ein thermisches Prozessfenster abgesteckt werden, in dem eine stoffschlüssige Verbundbildung möglich ist. Mit dem Übertragen der daraus gewonnenen Ergebnisse in die statischen transienten zweidimensionalen Submodelle können sowohl die thermisch bedingten Aufschmelz- und Erstarrungszonen, die einen Hinweis auf die unterschiedlichen Gefügeausprägungen im abgegossenen Verbundkörper zulassen, wie auch die Temperaturentwicklung in der Grenzschicht in sehr hoher zeitlicher und räumlicher Auflösung bestimmt werden. Unter Berücksichtigung des dargestellten Zusammenhanges zwischen der Verbundqualität und der Aufschmelzdauer der Substratoberfläche kann in einem iterativen Prozess, bestehend aus den dynamischen und statischen Simulationsmodellen, mit gezielten Parametervariationen die Aufschmelzdauer der Substratoberfläche schrittweise gesenkt und somit das Prozessfenster hinsichtlich einer qualitativ hochwertigen Verbundbildung weiter eingeschränkt werden.

Mit den entwickelten Simulationsmodellen in Kombination mit dem erarbeiteten Wissen um die notwendigen Voraussetzungen für eine stoffschlüssige Verbundbildung, kann ein Parametersatz, bestehend aus geometrischen Parametern sowie Prozessparametern, generiert werden, der als Ausgangspunkt für bestehende Verbundgießprozesse wie auch für die Auslegung neuer Prozesse herangezogen werden kann.

7 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde das Verbundgießen von zweischichtigen Werkstoffverbunden verschiedener Aluminiumlegierungen in praktischen Gießversuchen sowie numerischen Simulationsmodellen untersucht. Für die Durchführung der Verbundabgüsse wurde eine Versuchsgießanlage entwickelt, gefertigt und aufgebaut, die einen kontinuierlichen Stranggießprozess in einem quasikontinuierlichen Gießprozess nachbildet. Damit wurden Verbundgussplatten mit den Metallpaarungen Al7075 (Substrat) und Reinaluminium (Aufguss) sowie AlSn25 (Substrat) und Reinaluminium (Aufguss) unter definierten Rahmenbedingungen hergestellt. Die Variationsparameter waren die Vorheiztemperatur der Substratplatte, die Dickenverhältnisse zwischen der Aufguss- und Substratschicht, die Gießgeschwindigkeit, die Temperatur der Aufgusschmelze sowie die Charakteristik der Substratoberfläche. Die an der Grenzschicht zwischen der Substrat- und Aufgusschicht entstandenen Verbundbildungen wurden mit metallographischen Verfahren nach ihrer Verbundqualität klassifiziert und den jeweiligen Prozessparametern zugeordnet. Dabei spielt die Oxidhaut an der Substratoberfläche eine zentrale Rolle. Nur wenn sich diese während des Aufgießens von der Verbundgrenzfläche löst und abgetragen wird, kann ein stoffschlüssiger Verbund zwischen den beiden Verbundschichten entstehen.

Die numerischen Simulationsmodelle umfassen dynamische zwei- und dreidimensionale Modelle der Gießanlage sowie statische zweidimensionale Submodelle, die mit Temperaturmessdaten aus den Gießversuchen iterativ kalibriert wurden. Diese zeigen in Abhängigkeit der Prozessparameter einerseits die thermischen Verhältnisse in der Grenzfläche während des gesamten Aufgießprozesses als auch die thermisch bedingten Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge im Verbundkörper in sehr hoher zeitlicher und räumlicher Auflösung. Die geometrischen Ausprägungen der Aufschmelz- und Erstarrungszonen sind nach einem chemischen Ätzvorgang auch an Schliffbildern abgegossener Verbundproben sichtbar und zeigen eine gute Übereinstimmung mit den numerisch berechneten Zonen. Da die Qualität der numerischen Berechnungen in hohem Maße von den eingegebenen thermophysikalischen Werkstoffparametern bestimmt ist, wurden für die verwendeten Substratlegierungen Al7075 und AlSn25 jeweils die Dichte, die Wärmeleitfähigkeit und die Wärmekapazität von Raumtemperatur bis in den schmelzflüssigen Zustand sowie der Erstarrungsverlauf und die latente Wärme gemessen. Mit den numerischen Simulationsmodellen konnten die wesentlichen Stellschrauben für die thermischen Bedingungen in der Grenzzone eruiert sowie ein gutes Verständnis für die thermischen Vorgänge im gesamten Verbundkörper erlangt werden.

Doch erst die Verbindung der numerischen Ergebnisse mit jenen der praktischen Gießversuche ermöglicht einen Zusammenhang zwischen den thermischen Bedingungen in der Grenzfläche und dem Ablösen der Oxidschicht von der Substratoberfläche zu bilden. Mit der numerisch berechneten Aufschmelzdauer der Substratoberfläche nach dem Auftreffen der Aufgusschmelze wurde ein Kennwert gefunden, der einen starken linearen Zusammenhang mit der Verbundqualität abgegossener Verbundplatten zeigt. Demnach begünstigt ein möglichst rasches Aufschmelzen der Substratoberfläche das Abziehen des Oxides und somit eine stoffschlüssige Verbundbildung zwischen der Substrat- und Aufgusschicht.

Zentrale Erkenntnisse zur Qualität der Verbundbildung von Aluminiumlegierung:

- Die Vorheiztemperatur der Substratplatte sowie das Verhältnis von Aufguss- zu Substratdicke haben den größten Einfluss auf die thermischen Verhältnisse in der Grenzfläche. Der Einfluss der Gießgeschwindigkeit sowie der Temperatur der Aufgusslegierung ist wesentlich geringer.
- Ein stoffschlüssiger Verbund zwischen der Substrat- und Aufgusschicht wird nur erreicht, wenn sich die Oxidschicht der Substratlegierung während des Aufgießens vollständig von der Substratoberfläche löst. Dies kann durch möglichst schnelles Aufschmelzen der Substratoberfläche in der Grenzschicht ab dem Auftreffen der Aufgusschmelze begünstigt werden.
- Die Vorheiztemperatur der Substratplatte hat den größten Einfluss auf die sich bildende Verbundqualität. Ist diese zu gering, schmilzt die Substratoberfläche nicht oder erst sehr spät nach dem Auftreffen der Aufgusschmelze auf. Dies kann auch nicht mit einer Verschiebung des Dickenverhältnisses hin zu einer dickeren Aufgusschicht oder einer Erhöhung der Temperatur der Aufgusschmelze kompensiert werden. Bei einer zu hohen Substrattemperatur kann es jedoch zu einer starken Vermischung der beiden Verbundschichten bis hin zum vollständigen Durchschmelzen der Substratschicht kommen.
- Ausgehend von einer gefrästen Substratoberfläche erschwert jede der durchgeführten Modifikationen der Oberfläche (Walzoberfläche, gestrahlte und gebürstete Oberflächen, eingefräste Oberflächenstrukturen) das Ablösen der Oxidschicht von der Substratoberfläche während des Aufgießens und bedingt somit eine deutliche Verschlechterung der Verbundqualität. Besonders groß ist der Qualitätsabfall bei gestrahlten Substratoberflächen, gleichermaßen bei Verwendung von grobem und feinem Strahlgut.

- Mit der Substratlegierung AlSn25 sind für das Ablösen der Oxidschicht und der Ausbildung eines Verbundes in hoher Qualität im Vergleich zur Substratlegierung Al7075 trotz einer um 13 °C niedrigeren Liquidustemperatur wesentlich höhere Temperaturen in der Verbundzone notwendig. Dies kann auf die Produktionsbedingungen im Belt-Casting-Prozess zur Herstellung der Substratplatten zurückgeführt werden. Neben einer erhöhte Haftung zwischen der Substratlegierung und der sich darauf bildenden Oxidhaut aufgrund der strukturierten Substratoberfläche ist die Substratplatte im Produktionsprozess relativ lange hohen Temperaturen ausgesetzt, die einen stabileren und dickeren Aufbau der Oxidschicht bedingen.

8 Ausblick

Verifikation der entwickelten Theorie zum Ablösen der Oxidhaut:

Das Ablösen der Oxidhaut von der Substratoberfläche während des Aufgießens ist unverzichtbar für eine stoffschlüssige Verbundbildung. Die Oxidschicht kann sich jedoch nur von der Grenzfläche wegbewegen, solange die Aufgusschmelze in flüssigem Zustand vorliegt. Die bisher abgegossenen Verbundvarianten bestehen allesamt aus einer Aufgusschicht aus Reinaluminium mit einer hohen Schmelztemperatur von 660 °C. Wird nun durch geringe Zugabe von Legierungselementen die Schmelztemperatur der Aufgusschmelze gesenkt, bleibt diese nach dem Aufgießen länger im flüssigen Zustand und es verbleibt mehr Zeit die Substratoberfläche aufzuschmelzen und die Oxidschicht von dieser zu lösen. Weiterführende Gießversuche mit einer veränderten Zusammensetzung der Aufgusschmelze könnten zur weiteren Verifikation der entwickelten Theorie zum Ablösen der Oxidhaut beitragen und das Verständnis für die Vorgänge in der Grenzzone während des Aufgießens weiter ausbauen.

Mechanische Prüfung der Bindefähigkeit:

In dieser Arbeit wird die Verbundbildung nach optischen Kriterien bewertet und nach vorgegebenen Verbundqualitäten kategorisch eingeteilt. Neben der optischen Erscheinung der Verbundzone ist auch die Bindefähigkeit zwischen den beiden Verbundschichten von Bedeutung. Die mechanische Prüfung der Bindefestigkeit gestaltet sich jedoch aufgrund der relativ geringen Schichtdicken des Verbundkörpers als äußerst schwierig. In der Literatur finden sich einige Prüfverfahren wie beispielsweise der Scherzugversuch, der Druckscherversuch oder auch der 3-Punktbiegerversuch, die allesamt aus der Klebtechnik übernommen und für metallische Werkstoffe adaptiert wurden. Es findet sich jedoch kein adäquates Verfahren, mit dem die Bindefestigkeit von Schichtverbunden im einachsigen Versuch geprüft werden kann. Daher wurde ein Prüfkonzept, aufbauend auf den Haftzugversuch für thermisch gespritzte Schichten nach DIN EN 582:2014 [121]–[124], erarbeitet, in dem zylindrische Verbundproben mit Stahlstempeln verklebt und im einachsigen Zugversuch geprüft werden. Dieses Verfahren ist in dieser Arbeit nicht weiter ausgeführt, erste Grundlagenversuche bestätigen jedoch die Anwendbarkeit der adaptierten Prüfmethode zur Ermittlung der Bindefestigkeit zwischen den vorliegenden Aluminiumwerkstoffen.

Mit der Ermittlung der Bindefestigkeit könnte ein Zusammenhang zwischen der optisch ermittelten Verbundqualität und der gemessenen Bindefestigkeit hergestellt und somit die bestehende Vergleichstabelle der Verbundqualitäten um direkt messbare Kriterien erweitert werden.

Numerische Berechnung der Mikrostruktur:

Die berechneten Temperaturen sowie die sich bildenden Gefügestrukturen im Verbundkörper lassen sich während des gesamten Verbundgießprozesses in einer ausreichenden Genauigkeit für die untersuchten Legierungskombinationen in einem makroskopischen Maßstab bestimmen und darstellen. Die technologischen Eigenschaften eines Verbundes sind neben den geometrischen Ausprägungen der Aufschmelz- und Erstarrungszonen über die Gefügebrauchungen in den einzelnen Verbundschichten, die Phasenbildungen sowie etwaige Diffusionsvorgänge zwischen den Verbundschichten bestimmt. Mit einer Erweiterung des bestehenden statischen Simulationsmodells um ein Mikrostrukturmodell könnten diese maßgebenden Verbundeigenschaften bei Parametervariationen bestehender Verbundsysteme sowie für neue Verbundvarianten bereits frühzeitig numerisch berechnet werden.

9 Verzeichnisse

9.1 Literaturverzeichnis

- [1] M. Poková, M. Cieslar, J. Lacaze, *Enhanced AW3003 Aluminum Alloys for Heat Exchangers*, WDS'11 Proceedings of Contributed Papers, Part III, 2011, S. 141–146.
- [2] J. C. Williams, E. A. Starke, *Progress in structural materials for aerospace systems*, Acta Materialia, 51, 2003, S. 5775–5799.
- [3] J. S. Yoon, S. H. Lee, M. S. Kim, *Fabrication and brazeability of a three-layer 4343/3003/4343 aluminum clad sheet by rolling*, Journal of Materials Processing Technology, 111, 2001, S. 85–89.
- [4] R. B. Wagstaff, D. J. Lloyd, T. F. Bischoff, *Direct Chill Casting of CLAD Ingot*, Materials Science Forum, 519–521, 2006, S. 1809–1814.
- [5] Y. Jing, Y. Qin, X. Zang, Y. Li, *The bonding properties and interfacial morphologies of clad plate prepared by multiple passes hot rolling in a protective atmosphere*, Journal of Materials Processing Technology, 214, 2014, S. 1686–1695.
- [6] F. Ostermann, *Anwendungstechnologie Aluminium*, 2. Auflage. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [7] Z. Zhan, Y. He, D. Wang, W. Gao, *Cladding inner surface of steel tubes with Al foils by ball attrition and heat treatment*, Surface and Coatings Technology, 201, 2006, S. 2684–2689.
- [8] X. P. Zhang, T. H. Yang, S. Castagne, C. F. Gu, J. T. Wang, *Proposal of bond criterion for hot roll bonding and its application*, Materials & Design, 32, 2011, S. 2239–2245.
- [9] F. Langbein, K. Anders, T. Mittler, M. Pintore, M. Wimmer, S. Heugenhauser, E. Kaschnitz, *Aluminium Gleitlager der Zukunft - Innovation durch einen neuen Halbzeug Fertigungsprozess*, in LEICHTMETALLE - PROZESSE - ANWENDUNGEN: Zukunftstechnologien als Basis für neue Mobilitätskonzepte, 2014, S. 60–73.
- [10] M. Wimmer, *Horizontales Stranggießen von Aluminium-Verbundbändern*, Dissertation, Technische Universität München, 2015.
- [11] J. Sun, X. Song, T. Wang, Y. Yu, M. Sun, Z. Cao, T. Li, *The microstructure and property of Al–Si alloy and Al–Mn alloy bimetal prepared by continuous casting*, Materials Letters, 67, 2012, S. 21–23.
- [12] M. D. Anderson, K. T. Kubo, T. F. Bischoff, W. J. Fenton, E. W. Reeves, B. Spendlove, R. B. Wagstaff, *Method for Casting Composite Ingot*, Patent US 2005/0011630 A1, 2005.
- [13] Y. Fu, J. Jie, L. Wu, J. Park, J. Sun, J. Kim, T. Li, *Microstructure and mechanical properties of Al–1Mn and Al–10Si alloy circular clad ingot prepared by direct chill casting*, Materials Science and Engineering A, 561, 2013, S. 239–244.

-
- [14] N. Liu, J. Jie, Y. Lu, L. Wu, Y. Fu, T. Li, *Characteristics of clad aluminum hollow billet prepared by horizontal continuous casting*, Journal of Materials Processing Technology, 214, 2014, S. 60–66.
- [15] E. I. Marukovich, A. M. Branovitsky, Y.-S. Na, J.-H. Lee, K.-Y. Choi, *Study on the possibility of continuous-casting of bimetallic components in condition of direct connection of metals in a liquid state*, Materials & Design, 27, 2006, S. 1016–1026.
- [16] K. C. Mills, *Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Ltd, 2002.
- [17] M. J. Assael, K. Kakosimos, R. M. Banish, J. Brillo, I. Egry, R. Brooks, N. Peter, K. C. Mills, A. Nagashima, Y. Sato, W. A. Wakeham, *Reference Data for the Density and Viscosity of Liquid Aluminum and Liquid Iron*, Journal of Physical and Chemical Reference Data, 35, 2006, S. 285–300.
- [18] M. Leitner, T. Leitner, A. Schmon, K. Aziz, G. Pottlacher, *Thermophysical Properties of Liquid Aluminum*, Metallurgical and Materials Transactions A, 48A, 2017, S. 3036–3045.
- [19] J. J. Valencia, P. N. Quested, *Thermophysical Properties*, ASM Handbook, 15: Casting, ASM International, 2008, S. 468–481.
- [20] S. Hasse, *Giesserei-Lexikon 2008*;, 19. Auflage. Berlin: Fachverlag Schiele & Schön GmbH, 2007.
- [21] W. Seidel, F. Hahn, *Werkstofftechnik*, 9. Auflage. München: Carl Hanser Verlag, 2012.
- [22] E. Roos, K. Maile, *Werkstoffkunde für Ingenieure*, 3. Auflage. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008.
- [23] C. Kammer, *Aluminium Taschenbuch: Band 3*, 16. Auflage. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 2003.
- [24] A. Lange, A. Ißleib, *Verbundgiessen - Weg zur optimalen Werkstoffanpassung an den Verwendungszweck*, VDI Berichte 1324, Fortschritt, 1997, S. 133–152.
- [25] D. Sponseller, G. Timmons, W. Bakker, *Development of Clad Boiler Tubes Extruded from Bimetallic Centrifugal Castings*, Journal of Materials Engineering and Performance, 7, 1998, S. 227–238.
- [26] M. Rübner, M. Günzl, C. Körner, R. F. Singer, *Aluminium–aluminium compound fabrication by high pressure die casting*, Materials Science and Engineering A, 528, 2011, S. 7024–7029.
- [27] A. Harnisch, F. Hillebrand, *Trennblech zum Einsatz in Kokillen für die Herstellung von Verbundgußblechen aus Stahl*, Patent DE 1212252 B, 1961.
- [28] A. Harnisch, A. Buchholz, F. Hillebrand, *Ein neu entwickelter Verbundgußstahl für auf Verschleiß beanspruchte Anlagen*, Werkstoffe und Korrosion, 16, Heft 3, 1965, S. 185–189.
- [29] N. Dietrich, H. Fuchs, *Patent DE19736790 A1, Verbundgießverfahren*, Patent DE19736790 A1, 1999.
-

-
- [30] C. Pelz, *Verbundgußverfahren zur Herstellung belastungsangepaßter Werkzeuge am Beispiel des Gesenkschmiedens*, 557, Reihe 2: Fertigungstechnik. Düsseldorf: VDI-Verlag GmbH, 2000.
- [31] A. Ißleib, A. Friedel, I. Lubojanski, *Verbundgießen von Eisen-Kohlenstoff Legierungen - grundlegende metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche - Teil I*, *Giesserei-Praxis*, 15/16, 1995, S. 286–289.
- [32] C. Nerl, M. Wimmer, H. Hoffmann, E. Kaschnitz, F. Langbein, W. Volk, *Development of a continuous composite casting process for the production of bilayer aluminium strips*, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 2014, S. 1445–1455.
- [33] M. Wimmer, C. Nerl, S. Riedel, H. Hoffmann, *Herstellung neuartiger Al-Verbundwerkstoffe zur Anwendung in Gleitlagern*, *Giesserei*, 99, 2012, S. 42–51.
- [34] A. Lange, *Verbundgießen für Anwendungen in der Verschleißtechnik*, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1998.
- [35] A. Ißleib, A. Friedel, I. Lubojanski, *Verbundgießen von Eisen-Kohlenstoff Legierungen - grundlegende metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche - Teil II*, *Giesserei-Praxis*, 23/24, 1995, S. 442–447.
- [36] P. Von Böckh, *Wärmeübertragung*, 2. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2006.
- [37] H. D. Baehr, P. Stephan, *Wärme- und Stoffübertragung*, 8. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013.
- [38] C. Kammer, *Aluminium Taschenbuch: Band 1*, 16. Auflage. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 2002.
- [39] U. Füssel, *Korrelation zwischen der Oberflächenhistorie, den Prozessbedingungen und der Löt eignung von Aluminiumwerkstoffen*, Forschungsbericht 17.748 BR, Technische Universität Dresden, 2015.
- [40] K. J. M. Papis, B. Hallstedt, J. F. Löffler, P. J. Uggowitzer, *Interface formation in aluminium–aluminium compound casting*, *Acta Materialia*, 56, 2008, S. 3036–3043.
- [41] K. J. M. Papis, J. F. Loeffler, P. J. Uggowitzer, *Light metal compound casting*, *Science in China Series E: Technological Sciences*, 52, 1, 2009, S. 46–51.
- [42] W. Fagner, K. J. M. Papis, P. J. Uggowitzer, J. Wosik, *Herausforderungen und Lösungsmöglichkeiten bei der Herstellung von Verbundgussbauteilen*, *Giesserei-Praxis*, 7–8, 2008, S. 243–248.
- [43] W. Fagner, *Investigation of the Interface Reaction of Al and Binary Al-alloys on Mild Steel Substrates for Al Compound Casting*, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2012.
- [44] C. Körner, M. Schwankl, D. Himmler, *Aluminum-aluminum compound castings by electroless deposited zinc layers*, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 2014, S. 1094–1101.
-

-
- [45] J. Feng, B. Ye, L. Zuo, Q. Wang, Q. Wang, H. Jiang, W. Ding, *Bonding of Aluminum Alloys in Compound Casting*, Metallurgical and Materials Transactions A, 48A, 2017, S. 4632–4644.
- [46] F. Rösler, *Modellierung und Simulation der Phaseübergänge in makroverkapselten latenten thermischen Speichern*, Dissertation, Universität Bayreuth, 2014.
- [47] N. Pryds, J. Thorborg, M. Lipinski, M. Schneider, *Fundamentals of Numerical Modelling of Casting Processes*, 1. Auflage. Lyngby, Dänemark: Polyteknisk Forlag, 2005.
- [48] J. C. Sturm, *Qualitätssicherung und Simulation*, Handbuch Urformen, A. Bührig-Polaczek, W. Michaeli, and G. Spur, Eds. München: Carl Hanser Verlag, 2014.
- [49] J. Peiró, S. Sherwin, *Finite Difference, Finite Element and Finite Volume Methods for Partial Differential Equations*, Handbook of Materials Modeling: Methods, S. Yip, Ed. Dordrecht: Springer Netherlands, 2005, S. 2415–2446.
- [50] S. Ehrhard, *Numerische Simulation von MHD-Strömungen in inhomogenen, instationären Magnetfeldern*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 2015.
- [51] J. A. Dantzig, M. Rappaz, *Solidification*, 1. Auflage. Lausanne: EPFL Press - CRC Press, 2009.
- [52] W. Polifke, J. Kopitz, *Wärmeübertragung: Grundlagen, analytische und numerische Methoden*, 2. Auflage. München: Pearson Education Limited, 2009.
- [53] M. Jolly, *Casting simulation: How well do reality and virtual casting match? State of the art review*, International Journal of Cast Metals Research, 14, 2002, S. 303–313.
- [54] D. L. Winterscheidt, G. X. Huang, *Fundamentals of Casting Process Modeling*, Modeling for casting and solidification processing, K.-O. Yu, Ed. Basel: Marcel Dekker, Inc., 2002.
- [55] C. Hirsch, *Numerical Computation of Internal and External Flows, Volume 1: The Fundamentals of Computational Fluid Dynamics*, 2. Auflage. Oxford, UK: Elsevier, 2007.
- [56] R. Schwarze, *CFD-Modellierung*. Freiberg: Springer Vieweg, 2013.
- [57] J. H. Ferziger, M. Peric, *Computational Methods for Fluid Dynamics*, 3. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2002.
- [58] C. W. Hirt, B. D. Nichols, *Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries*, Journal of Computational Physics, 39, 1981, S. 201–225.
- [59] C. C. Rossow, K. Wolf, *Handbuch der Luftfahrzeugtechnik*. München: Carl Hanser Verlag, 2011.
- [60] S. Heugenhauser, E. Kaschnitz, F. Langbein, P. Schumacher, *Numerische Simulation und praktische Versuche zum Verbundgießen von Aluminiumlegierungen*, Giesserei, 102, 2015, S. 42–49.
-

-
- [61] L. Bäckerud, E. Król, J. Tamminen, *Solidification Characteristics Of Aluminium Alloys, Volume 1: Wrought Alloys*. Oslo, Norway: Skanuminium, 1986.
- [62] *Norm DIN EN 573-3:2009, Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeugen*, 2009.
- [63] R. Basshuysen, F. Schäfer, *Handbuch Verbrennungsmotor Grundlagen, Komponenten, Systeme, Perspektiven*, 7. Auflage. Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015.
- [64] M. Stadler, *Literaturrecherche zu Triebwerksdynamik und Konstruktionselementen von Verbrennungsmotoren*, Studienarbeit, Universität Stuttgart, 2009.
- [65] E. Kaschnitz, M. Romansky, R. Mergen, *Numerical simulation of the temperature distribution in a continuous casting process for the production of AlSn(Cu) alloys*, High Temperatures - High Pressures, 34, 2002, S. 699–704.
- [66] P. Regan, S. Wojtek, *Hazelett twin-belt aluminium strip-casting process: caster design and current product programme of aluminium alloy sheet*, in EMC '91: Non-Ferrous Metallurgy - Present and Future, 1991, S. 467–473.
- [67] L. Bäckerud, L. Arnberg, G. Chai, *Solidification Characteristics Of Aluminium Alloys, Volume 3: Dendrite Coherency*. Des Plaines, Illinois, USA: American Foundrymen's Society, Inc., 1996.
- [68] D. Altenpohl, *Aluminium von Innen*, 5. Auflage. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1994.
- [69] S. Heugenhauser, E. Kaschnitz, P. Schumacher, *Prozessentwicklung des Gießens von bandförmigen Aluminium-Verbundwerkstoffen – Numerische Simulation und praktische Versuche*, Giesserei Rundschau, 63, Heft 9/10, 2016, S. 222–230.
- [70] M. S. Mohebbi, A. Akbarzadeh, *A novel spin-bonding process for manufacturing multilayered clad tubes*, Journal of Materials Processing Technology, 210, 2010, S. 510–517.
- [71] H. Oettel, H. Schumann, *Metallografie*, 15. Auflage. Weinheim: Wiley-VCH-Verlag, 2011.
- [72] M. Volgger, *Lichtmikroskopie - Theorie und Anwendung*, Universität Wien, 2008.
- [73] M. Sernetz, C. Giese, U. Hauptmann, D. Hild, M. Müller, *Spezielle Methoden der Lichtmikroskopie*, Justus-Liebig-Universität Gießen, 2000.
- [74] *Norm DIN EN ISO 6507-1:2005, Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren*, 2005.
- [75] X. Hou, B. T. Jones, *Inductively Coupled Plasma/Optical Emission Spectroscopy*, Encyclopedia of Analytical Chemistry, R. A. Meyers, Ed. Chichester: John Wiley & Sons, Inc., 2000, S. 9468–9485.
- [76] *Richtlinie P 230, Unterdruck-Dichtprüfung - Bestimmung des Dichte-Index für Aluminiumlegierungen*. Düsseldorf: Bundesverband der Deutschen Giesserei-Industrie, 2015.
-

-
- [77] E. Kaschnitz, R. Ebner, *Density and thermal expansion of the aluminium alloy Al-17Si-4Cu (A390) in the solid and liquid states*, High Temperatures - High Pressures, 38, 2009, S. 221–231.
- [78] W. F. Hemminger, H. K. Cammenga, *Methoden der Thermischen Analyse*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 1989.
- [79] J. L. Hague, R. K. Kirby, *Standard Reference Material 720 - Synthetic Sapphire (α -Al₂O₃)*. National Bureau of Standards, Washington D.C., S. 3, 1982.
- [80] W. J. Parker, R. J. Jenkins, C. P. Butler, G. L. Abbott, *Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity and Thermal Conductivity*, Journal of Applied Physics, 32, 9, 1961, S. 1679–1684.
- [81] L. Vozár, W. Hohenauer, *Flash method of measuring the thermal diffusivity. A review*, High Temperatures - High Pressures, 35/36, 3, 2003, S. 253–264.
- [82] R. D. Cowan, *Pulse Method of Measuring Thermal Diffusivity at High Temperatures*, Journal of Applied Physics, 34, 4, 1963, S. 926–927.
- [83] J. A. Cape, G. W. Lehman, *Temperature and Finite Pulse-Time Effects in the Flash Method for Measuring Thermal Diffusivity*, Journal of Applied Physics, 34, 7, 1963, S. 1909–1914.
- [84] T. Azumi, Y. Takahashi, *Novel finite pulse-width correction in flash thermal diffusivity measurement*, Review of Scientific Instruments, 52, 1981, S. 1411–1413.
- [85] L. M. Clark III, R. E. Taylor, *Radiation loss in the flash method for thermal diffusivity*, Journal of Applied Physics, 46, 2, 1975, S. 714–719.
- [86] A. Cezairliyan, T. Baba, R. E. Taylor, *A high-temperature laser-pulse thermal diffusivity apparatus*, International Journal of Thermophysics, 15, 2, 1994, S. 317–341.
- [87] D. Josell, J. Warren, A. Cezairliyan, *Comment on "Analysis for determining thermal diffusivity from thermal pulse experiments"*, Journal of Applied Physics, 78, 11, 1995, S. 6867–6869.
- [88] J. Blumm, J. Opfermann, *Improvement of the mathematical modeling of flash measurements*, High Temperatures - High Pressures, 34, 2002, S. 515–521.
- [89] H. Bräuer, L. Dusza, B. Schulz, *The new laser flash equipment LFA-427*, Interceram, 41, 7/8, 1992, S. 489–492.
- [90] E. Kaschnitz, R. Ebner, *Thermal Diffusivity of the Aluminum Alloy Al-17Si-4Cu (A390) in the Solid and Liquid States*, International Journal of Thermophysics, 28, 2, 2007, S. 711–722.
- [91] *Norm ASTM E1461 - 13, Standard Test Method for Thermal Diffusivity by the Flash Method*, 2013.
- [92] L. Dusza, *Wärmetransport-Modelle zur Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Werkstoffen mit der instationären Laser-Flash Methode*, Technik und Umwelt, Wissenschaftliche Berichte, FZKA 5820, 1996, S. 37–38.
-

-
- [93] T. A. Hahn, *Standard Reference Material 732 - Single Crystal Sapphire - Thermal Expansion*. National Bureau of Standards, Washington D.C., S. 3, 1977.
- [94] *Norm DIN EN 14869-2:2011, Strukturklebstoffe - Bestimmung des Scherverhaltens struktureller Klebungen - Teil 2: Scherprüfung für dicke Fügebauteile*, 2011.
- [95] *Norm EN 15340:2007, Thermisches Spritzen - Bestimmung des Scherbeanspruchungswiderstandes bei thermisch gespritzten Schichten*, 2007.
- [96] M. Schwankl, *Al-Al-Verbundguss – Technologische Grundlagen und werkstoffkundliche Charakterisierung der stofflichen Anbindung von Aluminiumknetlegierungen im Aluminium-Druckguss*, Dissertation, Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, 2017.
- [97] *Norm DIN ISO 4386-2:2015-12, Gleitlager - Metallische Verbundgleitlager - Teil 2: Zerstörende Prüfung der Bindung für Lagermetall-Schichtdicken ≥ 2 mm*, 2015.
- [98] K. Sürül, *Entwicklung von neuartigen Bindebeschichten zur Verbesserung der Bindefestigkeit von Zinnbasis-Gleitlagermetallen*, Dissertation, Technische Hochschule Aachen, 2009.
- [99] J. R. Boehmer, *Methodik computergestützter Prozeßmodellierung*. München: Oldenbourg Verlag, 1997.
- [100] H. Schuler, *Prozeßsimulation*. Weinheim: VCH, 1995.
- [101] T. Sauerbier, *Theorie und Praxis von Simulationssystemen*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 1999.
- [102] Flow Science Inc., *FLOW-3D User Manual Release 11.1.0*. Santa Fe, New Mexico, USA, 2016.
- [103] A. Dinsdale, P. N. Quested, *The viscosity of aluminium and its alloys - A review of data and models*, Journal of Materials Science, 39, 2004, S. 7221–7228.
- [104] C. Nerl, *Simulationsgestützte Verfahrensentwicklung zum kontinuierlichen Verbundgießen von Aluminiumhalbzeugen*, Dissertation, Technische Universität München, 2014.
- [105] *Technisches Datenblatt, SIGRAFINE R4500*. SGL CARBON, Wiesbaden, Deutschland.
- [106] *Technisches Datenblatt, REFRACTORY BOARD PRODUCTS (N-17, N-14, N-600, B-3, B-3A, CS-1)*. Pyrotek Inc., Spokane Valley, USA.
- [107] *Technisches Datenblatt, AMPCOLOY 972*. AMPCO METAL, Marly, Schweiz.
- [108] E. Kaschnitz, B. Panzirsch, *Characterisation of Demisable Materials (CHARDEM) - Test report summarising the results of material characterisation tests (TR1-A)*, ESA Green Space Initiative - 4000110952/14/NL/PA, European Space Agency, 2015.
- [109] I. J. Polmear, D. StJohn, J. F. Nie, M. Qian, *Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals*, 5. Auflage. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 2017.
- [110] E. A. Starke, J. T. Staley, *Application of Modern Aluminum Alloy to Aircraft*, Progress in Aerospace Sciences, 32, 1996, S. 131–172.
-

-
- [111] H. V. Atkinson, K. Burke, G. Vaneetveld, *Recrystallisation in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy*,
Materials Science and Engineering A, 490, 2008, S. 266–276.
- [112] B. Binesh, M. Aghaie-Khafri, *Phase Evolution and Mechanical Behavior of the Semi-Solid SIMA Processed 7075 Aluminum Alloy*,
Metals, 6, 42, 2016.
- [113] H. Okamoto, S. D. Henry, G. M. Davidson, M. A. Fleming, L. Kacprzak, H. F. Lampman, *Alloy Phase Diagrams*,
ASM Handbook, Volume 3, H. Baker, Ed. Ohio: ASM International, 1992.
- [114] M. Kehr, *Aufbau eines Hochtemperaturviskosimeters und Messung der Viskosität von Schmelzen des Systems Aluminium-Nickel*,
Dissertation, Technische Universität Chemnitz, 2009.
- [115] W. Martienssen, H. Warlimont, *Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data*. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.
- [116] T. Pieczonka, *Disruption of an Alumina Layer during Sintering of Aluminium in Nitrogen*,
Archives of Metallurgy and Materials, 62, 2B, 2017, S. 987–992.
- [117] S. Kalpakjian, S. R. Schmid, E. Werner, *Werkstofftechnik - Herstellung, Verarbeitung, Fertigung*, 5. Auflage. München: Pearson Studium, 2011.
- [118] W. Kahl, E. Fromm, *Examination of the Strength of Oxide Skins on Aluminum Alloy Melts*,
Metallurgical Transactions B, 16B, 1985, S. 47–51.
- [119] N. Sobczak, R. Asthana, W. Radziwill, R. Nowak, A. Kudyba, *The Role of Aluminum Oxidation in the Wetting-Bonding Relationship of Al/Oxide Couples*,
Archives of Metallurgy and Materials, 52, 1, 2007, S. 55–65.
- [120] M. Syvertsen, *Oxide Skin Strength on Molten Aluminum*,
Metallurgical and Materials Transactions B, 37B, 2006, S. 495–504.
- [121] *Norm DIN EN 582:1994-01, Thermisches Spritzen; Ermittlung der Haftzugfestigkeit*, 1994.
- [122] K. Bobzin, T. Schläfer, C. Aumund-Kopp, *Untersuchung und Bewertung der Fehlergrößen im Haftzugversuch nach DIN EN 582*,
Thermal Spray Bulletin, 1, 2010.
- [123] W. Han, E. F. Rybicki, J. R. Shadley, *An Improved Specimen Geometry for ASTM C633-79 to Estimate Bond Strengths of Thermal Spray Coatings*,
Journal of Thermal Spray Technology, 2, 2, 1993, S. 145–150.
- [124] *Richtlinie, Accepted Practice to Test Bond Strength of Thermal Spray Coatings*,
Accepted Practices Committee on Metallography, ASM Thermal Spray Society (TSS).

9.2 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1:	Schematischer Ablaufplan der durchgeführten Arbeiten.	4
Abbildung 2-1:	Schematische Darstellung von (a) Verbundwerkstoffen und (b) Werkstoffverbunden [21].	5
Abbildung 2-2:	Varianten des Verbundgießens nach A. Lange [24].	6
Abbildung 2-3:	Schematische Darstellung des (a) Synchronverbundgießens und des (b) Klöcknerverbundgießen nach Harnisch und Pelz [27], [28], [30].	7
Abbildung 2-4:	Schematische Darstellung des Schalenverbundgießens nach Lange [24].	7
Abbildung 2-5:	Schematische Darstellung des Schichtverbundgießens nach Lange und Ißleib [24], [31].	8
Abbildung 2-6:	Schematische Darstellung des Angießens an eine Werkstückfläche sowie des Überströmverfahrens nach Lange und Ißleib [24], [31].	8
Abbildung 2-7:	Schematische Darstellung des vertikalen Gießens von Verbundplatten: (1) Kokillenaufsatz, (2) wassergekühlte Trennplatte aus rostfreiem Stahl, (3) Isolation, (4) Kokille, (5) Substratlegierung Al-Mn, (6) Al-Mn-Randschicht, (7) Aufgusslegierung Al-Si, (8) Anfahrkopf nach Sun et al. [11].	9
Abbildung 2-8:	Schematische Darstellung des horizontalen Gießens von Verbundbändern: (1) Substratlegierung Al-Sn, (2) keramische Isolierplatte, (3) Kokille, (4) Temperierung, (5) Aufgusslegierung Al99,5, (6) keramisches Inlet, (7) Verbundstrang, (8) Abzieheinheit nach Wimmer et al. [33].	10
Abbildung 2-9:	Einflussfaktoren auf die Morphologie der Verbundschicht nach Ißleib et al. [35].	11
Abbildung 2-10:	Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge beim Aufgießen (a) des niedrigschmelzenden Werkstoffs auf den höherschmelzenden und (b) des höherschmelzenden Werkstoffs auf den niedrigschmelzenden nach Ißleib et al. und Lange [34], [35].	13
Abbildung 2-11:	Aufbau der natürlichen Oxidschicht des Aluminiums nach Kammer und Ostermann [6], [38].	14
Abbildung 2-12:	(a) Schlechte Benetzung einer Substratoberfläche mit Oxidschicht und (b) gute Benetzung nach der Beschichtung mit Zink [40].	16
Abbildung 2-13:	Ablauf bei der numerischen Berechnung von Gießprozessen [47].	17
Abbildung 2-14:	Temperaturverlauf an der Kontaktfläche bei einer Randbedingung dritter Art bei Kontakt zweier fester Körper (a) ohne und (b) mit Kontaktwiderstand sowie (c) eines festen Körpers mit einem Fluid nach [37].	26
Abbildung 2-15:	Gittertopologien bei strukturierten kartesischen (a) bzw. rechtwinkligen (b) Netzen und bei unstrukturierten (c) Netzen.	27

Abbildung 3-1:	Übersicht der Versuchsgießanlage mit Gießeinheit (1), Steuereinheit (2), elektrischem Spindelantrieb (3), Datenaufzeichnung (4) und Schmelzeinheit (5).	29
Abbildung 3-2:	Schnitt durch die Gießeinheit in Explosionsansicht.	31
Abbildung 3-3:	Vollständiger Ablauf eines Gießvorganges [60].	33
Abbildung 3-4:	Abgegossene Verbundgussplatte mit einer Gesamtdicke von 20 mm...34	
Abbildung 3-5:	Thermoelementpositionen im Kupferblock (Positionsangaben in mm). .35	
Abbildung 3-6:	Thermoelementpositionen in der Gusseisenplatte und in der Gießbox (Positionsangaben in mm).	36
Abbildung 3-7:	Übersicht der Substratplatte (a) mit eingelegten (b) und punktverschweißten (c) Thermodrähten für die Messung der Temperatur an der Substratoberfläche.	37
Abbildung 3-8:	Eingezeichnete Messpositionen an der Substratoberfläche (Positionsangaben in mm).	38
Abbildung 3-9:	Oberflächencharakterisierung der gefrästen Substratplatte aus Al7075 mit $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ und $R_z = 1,6 \mu\text{m}$	43
Abbildung 3-10:	Oberflächencharakterisierung der im Belt-Caster gegossenen Substratplatte aus AlSn25 mit $R_a = 11,5 \mu\text{m}$ und $R_z = 75,7 \mu\text{m}$	44
Abbildung 3-11:	Variation der Schichtdickenverhältnisse von Aufguss zu Substrat.	48
Abbildung 3-12:	Oberflächencharakterisierung der gewalzten Substratplatte mit $R_a = 0,5 \mu\text{m}$ und $R_z = 2,8 \mu\text{m}$	49
Abbildung 3-13:	Lichtmikroskopische Gefügaufnahmen der gewalzten (a) und gefrästen (b) Substratplatte aus Al7075 im geätzten Zustand.	50
Abbildung 3-14:	Oberflächencharakterisierung der gebürsteten Substratplatte mit $R_a = 2,2 \mu\text{m}$ und $R_z = 18,9 \mu\text{m}$	50
Abbildung 3-15:	Oberflächencharakterisierung der fein gestrahlten Substratplatte mit $R_a = 4,8 \mu\text{m}$ und $R_z = 35,0 \mu\text{m}$	51
Abbildung 3-16:	Oberflächencharakterisierung der grob gestrahlten Substratplatte mit $R_a = 7,0 \mu\text{m}$ und $R_z = 63,1 \mu\text{m}$	51
Abbildung 3-17:	Ausschnitt einer Substratplatte mit eingefräster Struktur mit Blick in Gießrichtung.	52
Abbildung 3-18:	Oberflächencharakterisierung der Substratplatte mit eingefräster Struktur mit $R_a = 425 \mu\text{m}$ und $R_z = 1049 \mu\text{m}$	52
Abbildung 3-19:	Probenhalter zur Messung der thermischen Ausdehnung bis in den schmelzflüssigen Temperaturbereich mit (1) Probe, (2) Container aus Graphit und (3) Stempel aus Graphit.	58
Abbildung 3-20:	Probenhalter zur Messung der Temperaturleitfähigkeit bis in den schmelzflüssigen Temperaturbereich [90].	62
Abbildung 3-21:	Mittelschnitt einer Verbundgussplatte mit eingezeichneten Positionen der Schliffproben.	64

Abbildung 3-22:	Optische Bestimmung der Verbundqualität eines Schichtverbundes. ...65
Abbildung 3-23:	Verbundqualität $Q_V = 1$ / Keine Verbundbildung.65
Abbildung 3-24:	Verbundqualität $Q_V = 2$ / Schlechte Verbundbildung.66
Abbildung 3-25:	Verbundqualität $Q_V = 3$ / Mäßige Verbundbildung.66
Abbildung 3-26:	Verbundqualität $Q_V = 4$ / Gute Verbundbildung.67
Abbildung 3-27:	Verbundqualität $Q_V = 5$ / Perfekte Verbundbildung.67
Abbildung 3-28:	Verbundqualität $Q_V = 6$ / Partielle Verwirbelungen.68
Abbildung 3-29:	Verbundqualität $Q_V = 7$ / Vollkommene Durchmischung.68
Abbildung 4-1:	Ablauf bei der Implementierung und Verwendung der numerischen Methoden nach Boehmer und Schuler [99], [100].71
Abbildung 4-2:	Vernetztes makroskopisches 3D-Modell der Gießeinheit.72
Abbildung 4-3:	Unvollständige Formfüllung der Netzzellen im Aufgussbereich.75
Abbildung 4-4:	Variation des Viskositätswertes der erstarrten Schmelze (a) $\eta=0,1$ Pa s / (b) $\eta=5,0$ Pa s / (c) $\eta=10,0$ Pa s / (d) $\eta=20,0$ Pa s.77
Abbildung 4-5:	Vollständige Formfüllung der Netzzellen im Aufgussbereich mit dem modifizierten Erstarrungsmodell.78
Abbildung 4-6:	Makroskopisches 2D-Modell der Gießeinheit mit Netzblockumrandungen.79
Abbildung 4-7:	Aufbau des statischen 2D-Submodells-I.89
Abbildung 4-8:	Messpunkt im dynamischen Modell zur Bestimmung der Starttemperatur der Schmelze.90
Abbildung 4-9:	Strangvorwärmung in Gießrichtung infolge der auftreffenden Schmelze und Aufbau des statischen 2D-Submodells-II.92
Abbildung 5-1:	Startposition im dreidimensionalen Modell.107
Abbildung 5-2:	Temperatur der Substrat- und Aufgusslegierung 0,2 s (a), 10,0 s (b), 19,4 s (c) und 50,0 s (d) nach Gießstart.108
Abbildung 5-3:	Erstarrungsanteil an der Oberseite der Aufgusslegierung bei 2,6 s (a), 10,0 s (b) und 19,4 s (c).109
Abbildung 5-4:	Temperatur an der Oberseite (a) und Unterseite (b) der Aufgusslegierung nach 19,4 s.110
Abbildung 5-5:	Position der Temperaturmessstelle nahe der Substratoberfläche.111
Abbildung 5-6:	Lichtmikroskopische Gefügaufnahmen der gefrästen Substratplatte aus Al7075 im geätzten (a) und ungeätzten (b) Zustand.125
Abbildung 5-7:	Mikrostruktur der Substratplatte aus Al7075 mit intermetallischen Phasen.125
Abbildung 5-8:	Mikrostruktur mit abgerundeten Körnern und eutektischen Bereichen an den Korngrenzen nach einem isothermen Halten im Semi-Solid-Bereich.126

Abbildung 5-9:	Schliffproben der Unterdruck-Dichte-Messung bei einem Dichte-Index von 3,4 / (a) unter Unterdruck erstarrt (80 mbar); (b) unter Atmosphärendruck erstarrt.	127
Abbildung 5-10:	Gefügeausprägung in der Verbundzone unter Referenzbedingungen bei (a) 10-facher und (b) 20-facher Vergrößerung.	128
Abbildung 5-11:	Statisches 2D-Submodell-I – Positionen der Temperaturmesspunkte.	129
Abbildung 5-12:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf zu ausgewählten Zeitschritten unter Referenzbedingungen (Al7075).	132
Abbildung 5-13:	Zuordnung der Schmelz- und Erstarrungszonen in einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe.	133
Abbildung 5-14:	Gegenüberstellung der Erstarrungszonen einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe unter Referenzbedingungen.	134
Abbildung 5-15:	Ausbildung der Verbundzone; Bilder (a) und (b) jeweils unter Referenzbedingungen.	135
Abbildung 5-16:	Konzentrationsverlauf von Mg und Zn in der Verbundzone in den Messpunkten a1 bis a16.	136
Abbildung 5-17:	Detailausschnitt des Konzentrationsverlaufes von Mg und Zn in der Verbundzone in den Messpunkten b1 bis b11.	136
Abbildung 5-18:	Gefügestruktur in der Verbundzone mit Mikrohärteeindrücken bei guter Verbundqualität.	137
Abbildung 5-19:	Gefügestruktur in der Verbundzone mit Mikrohärteeindrücken bei schlechter Verbundqualität.	138
Abbildung 5-20:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Reduzierung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 500 °C.	138
Abbildung 5-21:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 500 °C.	140
Abbildung 5-22:	Ausbildung der Verbundzone bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von (a) 500 °C und (b) 525 °C.	141
Abbildung 5-23:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 6 mm zu 14 mm.	142
Abbildung 5-24:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm.	142
Abbildung 5-25:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer reduzierten Vorheiztemperatur der Substratplatte von 500 °C.	143
Abbildung 5-26:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 6 mm zu 14 mm.	145

Abbildung 5-27:	Gegenüberstellung der Erstarrungszonen einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe bei einem Dickenverhältnis von 6 mm zu 14 mm.	146
Abbildung 5-28:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 10 mm zu 10 mm.	147
Abbildung 5-29:	Gegenüberstellung der Erstarrungszonen einer abgegossenen und numerisch berechneten Verbundgussprobe bei einem Dickenverhältnis von 10 mm zu 10 mm.	148
Abbildung 5-30:	Ausbildung der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von (a) 06/14 und (b) 10/10.	149
Abbildung 5-31:	Ausbildung der Verbundzone bei einer Aufguss- und Substratdicke von jeweils 10 mm und einer Substrattemperatur von 500 °C.	149
Abbildung 5-32:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.	150
Abbildung 5-33:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.	150
Abbildung 5-34:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.	152
Abbildung 5-35:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.	152
Abbildung 5-36:	Ausbildung der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von (a) 0,4 m/min und (b) 0,8 m/min.	153
Abbildung 5-37:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Temperatur der Aufgusslegierung von 760 °C.	153
Abbildung 5-38:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Temperatur der Aufgusslegierung von 800 °C.	154
Abbildung 5-39:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Temperatur der Aufgusssschmelze von 760 °C.	155
Abbildung 5-40:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Temperatur der Aufgusssschmelze von 800 °C.	156
Abbildung 5-41:	Ausbildung der Verbundzone bei einer Schmelzetemperatur von (a) 760 °C und (b) 800 °C.	156
Abbildung 5-42:	Gefügeausprägung in der Verbundzone unter Referenzbedingungen (gefräste Substratoberfläche).	159
Abbildung 5-43:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei gewalzter Substratoberfläche.	160
Abbildung 5-44:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei grob gestrahlter Substratoberfläche.	160
Abbildung 5-45:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei fein gestrahlter Substratoberfläche.	161

Abbildung 5-46:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei gebürsteter Substratoberfläche.	161
Abbildung 5-47:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei eingefrästen Strukturen an der Substratoberfläche.	162
Abbildung 5-48:	Numerisch berechneter Schmelze- und Erstarrungsverlauf mit eingefrästen Strukturen an der Substratoberfläche.	162
Abbildung 5-49:	Ausbildung der Verbundzone mit eingefrästen Strukturen an der Substratoberfläche; (a) Simulation, (b) und (d) geätzte Schlitze, (c) ungeätzter Schliff.	163
Abbildung 5-50:	Zuordnung der gemessenen Abstände zur Charakterisierung der Erstarrungszonen.	164
Abbildung 5-51:	Lichtmikroskopische Gefügebildungen der gegossenen Substratplatte aus AlSn25 im ungeätzten (a) und geätzten (b) Zustand.	167
Abbildung 5-52:	In die Grundmatrix eingelagerte Sn-Phasen einer AlSn25-Legierung.	168
Abbildung 5-53:	Sn-Ausscheidungen an der Substratoberfläche beim Erhitzen der Substratplatte in der NanoCastPlant.	169
Abbildung 5-54:	Lichtmikroskopische Gefügebildungen der gegossenen Substratplatte aus AlSn25 in geätztem Zustand (a) vor und (b) nach dem thermischen Eintrag.	169
Abbildung 5-55:	Gefügeausprägung in der Verbundzone unter Referenzbedingungen bei (a) 5-facher und (b) 10-facher Vergrößerung.	170
Abbildung 5-56:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf zu ausgewählten Zeitschritten unter Referenzbedingungen (AlSn25).	172
Abbildung 5-57:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Reduzierung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 505 °C.	173
Abbildung 5-58:	Gefügeausprägung in der Verbundzone mit markanter Belt-Caster Oberfläche bei einer Reduzierung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 505 °C.	173
Abbildung 5-59:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Erhöhung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 540 °C.	174
Abbildung 5-60:	Gefügeausprägung in der Verbundzone mit Gasporosität bei einer Erhöhung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 540 °C.	174
Abbildung 5-61:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Erhöhung der Vorheiztemperatur der Substratplatte auf 540 °C und der Schmelztemperatur auf 800 °C.	175
Abbildung 5-62:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 505 °C.	176
Abbildung 5-63:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 540 °C.	177

Abbildung 5-64:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 540 °C und einer Aufgusstemperatur von 800 °C.	178
Abbildung 5-65:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm.	179
Abbildung 5-66:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer Substrattemperatur von 540 °C.	179
Abbildung 5-67:	Gefügeausprägung in der Verbundzone mit Gasporosität bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer Substrattemperatur von 540 °C.	180
Abbildung 5-68:	Aufschmelzungen der Substratunterseite bei einem Dickenverhältnis der Aufguss- und Substratschicht von 10 mm zu 10 mm und einer Substrattemperatur von 540 °C.	180
Abbildung 5-69:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 10 mm zu 10 mm.	182
Abbildung 5-70:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einem Dickenverhältnis von Aufguss zu Substrat von 10 mm zu 10 mm und einer Vorheiztemperatur der Substratplatte von 540 °C.	182
Abbildung 5-71:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.	183
Abbildung 5-72:	Gefügeausprägung in der Verbundzone bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.	183
Abbildung 5-73:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,4 m/min.	185
Abbildung 5-74:	Numerisch berechneter Schmelz- und Erstarrungsverlauf bei einer Gießgeschwindigkeit von 0,8 m/min.	185
Abbildung 5-75:	Statisches 2D-Submodell-II – Positionen der Temperaturmesspunkte.	187
Abbildung 6-1:	Schematische Darstellung der Vorgänge zur Entfernung der Oxidschicht.	192
Abbildung 6-2:	REM-Aufnahme einer Oxidhaut im Aufgussbereich mit der Verteilung der Elemente Aluminium und Sauerstoff.	194
Abbildung 6-3:	Aufnahmen von Oxidhäuten in der Aufgusschicht nahe der Verbundgrenzfläche von verschiedenen Verbundgussplatten aus Al7075 (Substrat) und Reinaluminium (Aufguss).	195
Abbildung 6-4:	Aufnahmen von Oxidhäuten an der Oberseite der Aufgusschicht von verschiedenen Verbundgussplatten aus Al7075 (Substrat) und Reinaluminium (Aufguss).	196

9.3 Diagrammverzeichnis

Diagramm 2-1:	Wachstum der Oxidschicht auf Reinaluminium in trockenem Sauerstoff in Abhängigkeit der Umgebungstemperatur [38].	15
Diagramm 3-1:	Übersicht der thermischen Vorgänge in der Gießeinheit während eines Gießzyklus.	40
Diagramm 3-2:	Detailansicht der thermischen Vorgänge in der Gießeinheit während eines Gießvorganges.	41
Diagramm 3-3:	Schematischer Verlauf der Dichtewerte während eines Aufheiz- und Abkühlvorganges.	59
Diagramm 4-1:	Latente Wärme in c_p -Kurve implementiert.	74
Diagramm 4-2:	Temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient zwischen Aufgussmelze und Graphitplatte.	82
Diagramm 4-3:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei Referenzbedingungen (Al7075).	84
Diagramm 4-4:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei Referenzbedingungen (Al7075).	85
Diagramm 4-5:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei Referenzbedingungen (AlSn25).	86
Diagramm 4-6:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei Referenzbedingungen (AlSn25).	87
Diagramm 4-7:	Gemessene und simulierte Temperaturen an definierten Positionen der Substratplattenoberfläche.	88
Diagramm 5-1:	Dichte von AlSn25 im Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C.	95
Diagramm 5-2:	Spezifische Wärmekapazität von AlSn25 im festen und flüssigen Zustand.	96
Diagramm 5-3:	Verlauf des Festphasenanteils von AlSn25.	98
Diagramm 5-4:	Berechnete Wärmeleitfähigkeit von AlSn25 in einem Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C.	99
Diagramm 5-5:	Dichte von Al7075 im Temperaturbereich von 20 °C bis 800 °C.	101
Diagramm 5-6:	Spezifische Wärmekapazität von Al7075 im festen und flüssigen Zustand.	102
Diagramm 5-7:	Verlauf des Festphasenanteils von Al7075.	104
Diagramm 5-8:	Berechnete Wärmeleitfähigkeit von Al7075 in einem Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C.	105
Diagramm 5-9:	Auswertemethodik der simulierten Temperaturkurve nahe der Substratoberfläche.	112
Diagramm 5-10:	Variation der Substrattemperatur - Substratlegierung Al7075 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	113

Diagramm 5-11:	Variation des Dickenverhältnisses - Substratlegierung Al7075 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	115
Diagramm 5-12:	Variation der Gießgeschwindigkeit - Substratlegierung Al7075 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	116
Diagramm 5-13:	Variation der Schmelzetemperatur - Substratlegierung Al7075 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	118
Diagramm 5-14:	Variation der Substrattemperatur - Substratlegierung AlSn25 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	120
Diagramm 5-15:	Variation des Dickenverhältnisses - Substratlegierung AlSn25 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	121
Diagramm 5-16:	Variation der Gießgeschwindigkeit - Substratlegierung AlSn25 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	122
Diagramm 5-17:	Variation der Schmelzetemperatur - Substratlegierung AlSn25 / (a) t_{liquid} , (b) T_{max} , (c) und (d) A.	123
Diagramm 5-18:	Thermische Analyse des im Elektrowiderstandsofen erschmolzenen Reinaluminiums.	126
Diagramm 5-19:	Statisches 2D-Submodell-I – Temperaturverläufe an den definierten Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) unter Referenzbedingungen.	130
Diagramm 5-20:	Auswertemethodik der simulierten Temperaturkurve am Messpunkt TE_1.....	131
Diagramm 5-21:	Mikrohärteverlauf in der Verbundzone bei guter und schlechter Verbundqualität.	137
Diagramm 5-22:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Substrattemperatur für die Substratlegierung Al7075.....	139
Diagramm 5-23:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation des Dickenverhältnisses für die Substratlegierung Al7075 (*Substrattemperatur = 500 °C).	143
Diagramm 5-24:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Gießgeschwindigkeit.	151
Diagramm 5-25:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Schmelzetemperatur.	154
Diagramm 5-26:	Ermittelte Verbundqualität in Abhängigkeit der Gießparameter für die Substratlegierung Al7075.....	158
Diagramm 5-27:	Ermittelte Verbundqualität in Abhängigkeit der Oberflächenmodifikation der Substratplatten.	159

Diagramm 5-28:	Gemessene Abstände der Erstarrungszonen von Schlibbildern und Simulationsbildern.	165
Diagramm 5-29:	Binäres Al-Sn-Phasendiagramm [113].	167
Diagramm 5-30:	Statisches 2D-Submodell-I – Temperaturverläufe an den definierten Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) unter Referenzbedingungen.	171
Diagramm 5-31:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Substrattemperatur für die Substratlegierung AlSn25 (*Aufgusstemperatur = 800 °C).	175
Diagramm 5-32:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation des Dickenverhältnisses (*Substrattemperatur = 540 °C).	181
Diagramm 5-33:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1, TE_2 und TE_3 (entsprechend Abbildung 5-11) bei Variation der Gießgeschwindigkeit.	184
Diagramm 5-34:	Ermittelte Verbundqualitäten in Abhängigkeit der Gießparameter für die Substratlegierung AlSn25.	186
Diagramm 5-35:	2D-Submodell-II – Temperaturverläufe an den definierten Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) unter Referenzbedingungen.	188
Diagramm 5-36:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 bei Variation der Substrattemperatur.	188
Diagramm 5-37:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) bei Variation des Dickenverhältnisses.	189
Diagramm 5-38:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) bei Variation der Gießgeschwindigkeit.	190
Diagramm 5-39:	Temperaturverläufe an den Messpunkten TE_1 und TE_2 (entsprechend Abbildung 5-75) bei Variation der Schmelzetemperatur.	190
Diagramm 6-1:	Verbundqualität in Abhängigkeit der berechneten Zeitdauer bis zum Erreichen der Liquidustemperatur T_{Liquidus} der Substratlegierung Al7075.	197
Diagramm 10-1:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Substrattemperatur (Al7075).	228
Diagramm 10-2:	Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Substrattemperatur (Al7075).	229

Diagramm 10-3:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Aufgusstemperatur (Al7075).....	230
Diagramm 10-4:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Aufgusstemperatur (Al7075).....	231
Diagramm 10-5:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Aufgusstemperatur (Al7075).	232
Diagramm 10-6:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Aufgusstemperatur (Al7075).....	233
Diagramm 10-7:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (Al7075)..	234
Diagramm 10-8:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (Al7075).....	235
Diagramm 10-9:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (Al7075).....	236
Diagramm 10-10:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (Al7075).....	237
Diagramm 10-11:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei größerem Dickenverhältnis (Al7075).	238
Diagramm 10-12:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei größerem Dickenverhältnis (Al7075).....	239
Diagramm 10-13:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei kleinerem Dickenverhältnis (Al7075).	240
Diagramm 10-14:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei kleinerem Dickenverhältnis (Al7075).....	241
Diagramm 10-15:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Substrattemperatur (AlSn25)....	242

Diagramm 10-16:	Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Substrattemperatur (AlSn25).	243
Diagramm 10-17:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Substrattemperatur (AlSn25).	244
Diagramm 10-18:	Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Substrattemperatur (AlSn25).	245
Diagramm 10-19:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).	246
Diagramm 10-20:	Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).	247
Diagramm 10-21:	Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgussschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).	248
Diagramm 10-22:	Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).	249

9.4 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1:	Einfluss der chemischen Zusammensetzung und der Temperatur auf die Oxidschichtdicke [6]	15
Tabelle 3-1:	Gemessene chemische Zusammensetzung der verwendeten Substratplatten aus Al7075 und die Normvorgabe für die Legierung EN AW-7075 in Massenprozent nach DIN EN 573-3 [62]	42
Tabelle 3-2:	Gemessene chemische Zusammensetzung der Substratlegierung AlSn25 in Massenprozent.....	43
Tabelle 3-3:	Gemessene chemische Zusammensetzung der Aufgusschmelze in Massenprozent (Reinaluminium Al99,8).....	44
Tabelle 3-4:	Gießparameter bei Referenzbedingungen	45
Tabelle 3-5:	Übersicht der durchgeführten Gießversuche	45
Tabelle 3-6:	Variationen der Versuchsreihen mit der Substratlegierung Al7075	46
Tabelle 3-7:	Variationen der Versuchsreihen mit der Substratlegierung AlSn25	46
Tabelle 3-8:	Arithmetische und geometrische Mittenrauheitswerte R_a und R_z aller Oberflächenmodifikationen im Vergleich	53
Tabelle 4-1:	Vernetzungsparameter für das dreidimensionale Modell der Gießeinheit.....	72
Tabelle 4-2:	Prozessparameter für das dreidimensionale Simulationsmodell	73
Tabelle 4-3:	Abhängigkeit der Rechenzeit von der gewählten Viskosität der erstarrten Schmelze	76
Tabelle 4-4:	Vernetzungsparameter für das zweidimensionale Modell der Gießeinheit.....	79
Tabelle 4-5:	Wärmeübergangskoeffizienten für das dynamische zweidimensionale Simulationsmodell.....	81
Tabelle 4-6:	Simulationsparameter bei Referenzbedingungen und Parametervariationen für die Substratlegierung Al7075 für den Modellabgleich.....	83
Tabelle 4-7:	Simulationsparameter bei Referenzbedingungen und Parametervariationen für die Substratlegierung AlSn25 für den Modellabgleich.....	85
Tabelle 4-8:	Starttemperaturen der Aufgusschmelze für verschiedene Parametervariationen	91
Tabelle 4-9:	Solidustemperatur, Liquidustemperatur, Erstarrungsintervall, Erstarrungsenthalpie und Viskosität für Reinaluminium nach [16], [103]	93
Tabelle 4-10:	Werkstoffkennwerte für die Aufgusslegierung (Reinaluminium) nach [16].....	93
Tabelle 4-11:	Werkstoffkennwert für die Graphitplatte der Qualität R4500 nach [105].....	93

Tabelle 4-12:	Werkstoffkennwerte für das keramische Material Pyrotek-N17 nach [106].....	94
Tabelle 4-13:	Werkstoffkennwert für den Kupferblock aus AMPCOLOY 972 nach [107].....	94
Tabelle 4-14:	Werkstoffkennwert für die Gusseisenplatte.....	94
Tabelle 5-1:	Ermittelte Werte für die thermische Dehnung im festen und die Dichte im Temperaturbereich von 20 °C bis 700 °C von AlSn25.....	96
Tabelle 5-2:	Werte für die Wärmekapazität von AlSn25 im festen und flüssigen Zustand	97
Tabelle 5-3:	Solidustemperatur, Liquidustemperatur, Erstarrungsintervall und Erstarrungsenthalpie für die Legierungen AlSn25	97
Tabelle 5-4:	Werte für den Festphasenanteil von AlSn25.....	98
Tabelle 5-5:	Werte für die berechnete Wärmeleitfähigkeit von AlSn25 im festen und flüssigen Zustand	100
Tabelle 5-6:	Ermittelte Werte für die lineare thermische Dehnung im festen Zustand und die Dichte im Temperaturbereich von 20 °C bis 800 °C von Al7075.....	101
Tabelle 5-7:	Werte für die Wärmekapazität von Al7075 im festen und flüssigen Zustand	103
Tabelle 5-8:	Ermittelte Solidustemperatur, Liquidustemperatur, Erstarrungsintervall und Erstarrungsenthalpie für die Legierung Al7075	103
Tabelle 5-9:	Werte für den Festphasenanteil von Al7075	104
Tabelle 5-10:	Werte für die berechnete Wärmeleitfähigkeit von Al7075 im festen und flüssigen Zustand	106
Tabelle 5-11:	Ermittelte Werte bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte für die Substratlegierung Al7075.....	114
Tabelle 5-12:	Ermittelte Werte bei Variation des Dickenverhältnisses für die Substratlegierung Al7075	115
Tabelle 5-13:	Ermittelte Werte bei Variation der Gießgeschwindigkeit für die Substratlegierung Al7075	117
Tabelle 5-14:	Ermittelte Werte bei Variation der Aufgusstemperatur für die Substratlegierung Al7075	118
Tabelle 5-15:	Ermittelte Werte bei Variation der Vorheiztemperatur der Substratplatte für die Substratlegierung AlSn25	120
Tabelle 5-16:	Ermittelte Werte bei Variation des Dickenverhältnisses für die Substratlegierung AlSn25	121
Tabelle 5-17:	Ermittelte Werte bei Variation der Gießgeschwindigkeit für die Substratlegierung AlSn25	123
Tabelle 5-18:	Ermittelte Werte bei Variation der Aufgusstemperatur für die Substratlegierung AlSn25	124

Tabelle 5-19:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Referenzbedingungen im Vergleich zum dynamischen 2D-Modell 131
Tabelle 5-20:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Substrattemperatur für die Substratlegierung Al7075..... 140
Tabelle 5-21:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation des Dickenverhältnisses 144
Tabelle 5-22:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Gießgeschwindigkeit 151
Tabelle 5-23:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Schmelzetemperatur..... 155
Tabelle 5-24:	Daten der gemessenen Abstände der Erstarrungszonen von Schliffbildern und Simulationsbildern 166
Tabelle 5-25:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Referenzbedingungen im Vergleich zum dynamischen 2D-Modell 171
Tabelle 5-26:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Substrattemperatur 176
Tabelle 5-27:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation des Dickenverhältnisses 181
Tabelle 5-28:	Auswertung des Temperaturverlaufes am Messpunkt TE_1 bei Variation der Gießgeschwindigkeit 184
Tabelle 10-1:	Simulationsparameter bei reduzierter Substrattemperatur (Al7075).... 228
Tabelle 10-2:	Simulationsparameter bei erhöhter Aufgusstemperatur (Al7075)..... 230
Tabelle 10-3:	Simulationsparameter bei reduzierter Aufgusstemperatur (Al7075) 232
Tabelle 10-4:	Simulationsparameter bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (Al7075) 234
Tabelle 10-5:	Simulationsparameter bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (Al7075) . 236
Tabelle 10-6:	Simulationsparameter bei größerem Dickenverhältnis (Al7075)..... 238
Tabelle 10-7:	Simulationsparameter bei kleinerem Dickenverhältnis (Al7075)..... 240
Tabelle 10-8:	Simulationsparameter bei erhöhter Substrattemperatur (AlSn25) 242
Tabelle 10-9:	Simulationsparameter bei reduzierter Substrattemperatur (AlSn25) ... 244
Tabelle 10-10:	Simulationsparameter bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (AlSn25)..... 246
Tabelle 10-11:	Simulationsparameter bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (AlSn25) . 248
Tabelle 10-12:	Übersicht der abgegossenen Verbundgussplatten mit der Substratlegierung Al7075 250
Tabelle 10-13:	Übersicht der abgegossenen Verbundgussplatten mit der Substratlegierung AlSn25 251

10 Anhang

10.1 Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten – Al7075

Tabelle 10-1: Simulationsparameter bei reduzierter Substrattemperatur (Al7075)

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800	0,8	06/14
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	↓ 500	760	0,4	10/10

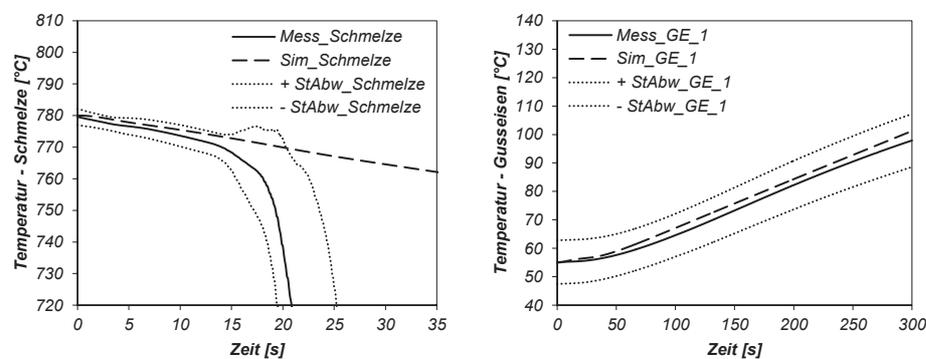


Diagramm 10-1: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Substrattemperatur (Al7075).

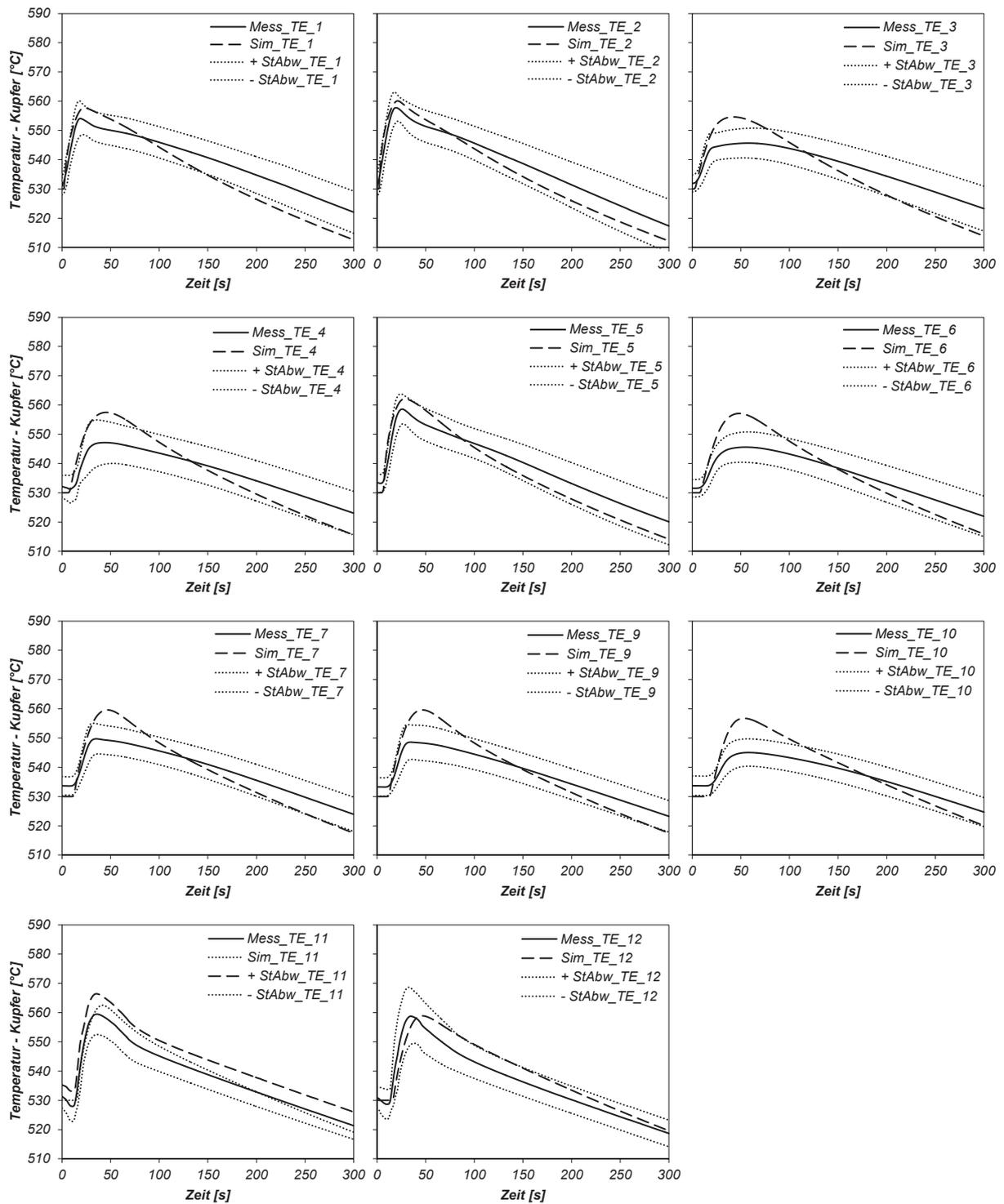


Diagramm 10-2: Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Substrattemperatur (Al7075).

Tabelle 10-2: Simulationsparameter bei erhöhter Aufgusstemperatur (Al7075)

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800 ↑	0,8	06/14
<i>Referenz</i>	525	780	0,6	08/12
-	500	760	0,4	10/10

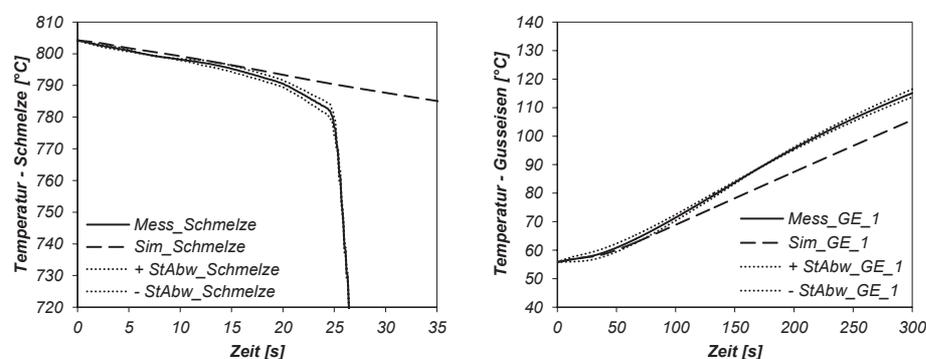


Diagramm 10-3: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Aufgusstemperatur (Al7075).

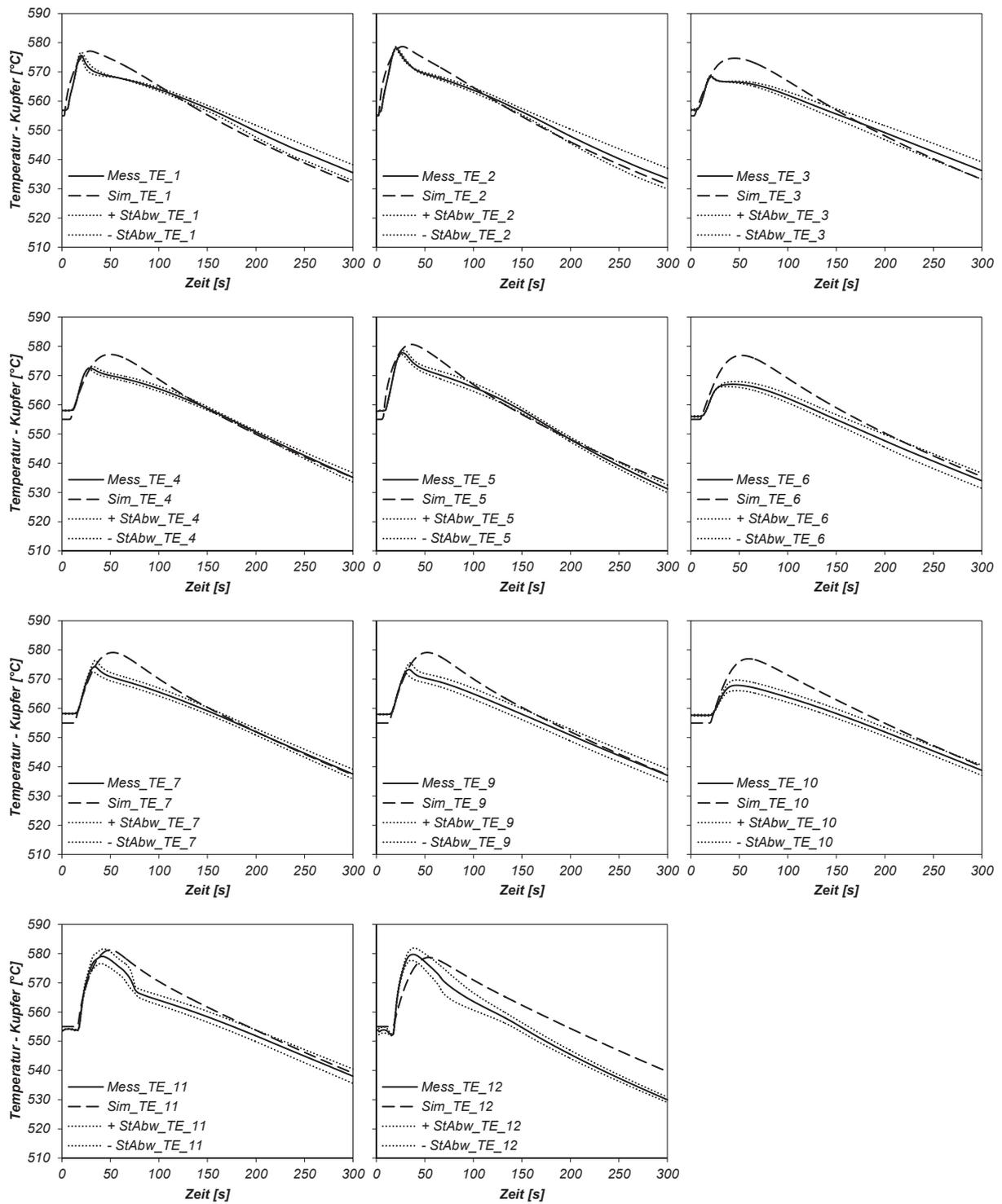


Diagramm 10-4: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Aufgussstemperatur (Al7075).

Tabelle 10-3: Simulationsparameter bei reduzierter Aufgussstemperatur (Al7075)

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800	0,8	06/14
<i>Referenz</i>	525	780	0,6	08/12
-	500	760 ↓	0,4	10/10

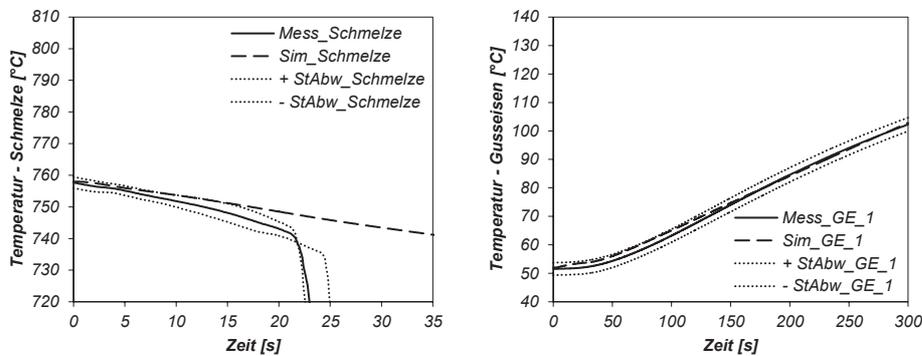


Diagramm 10-5: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Aufgussstemperatur (Al7075).

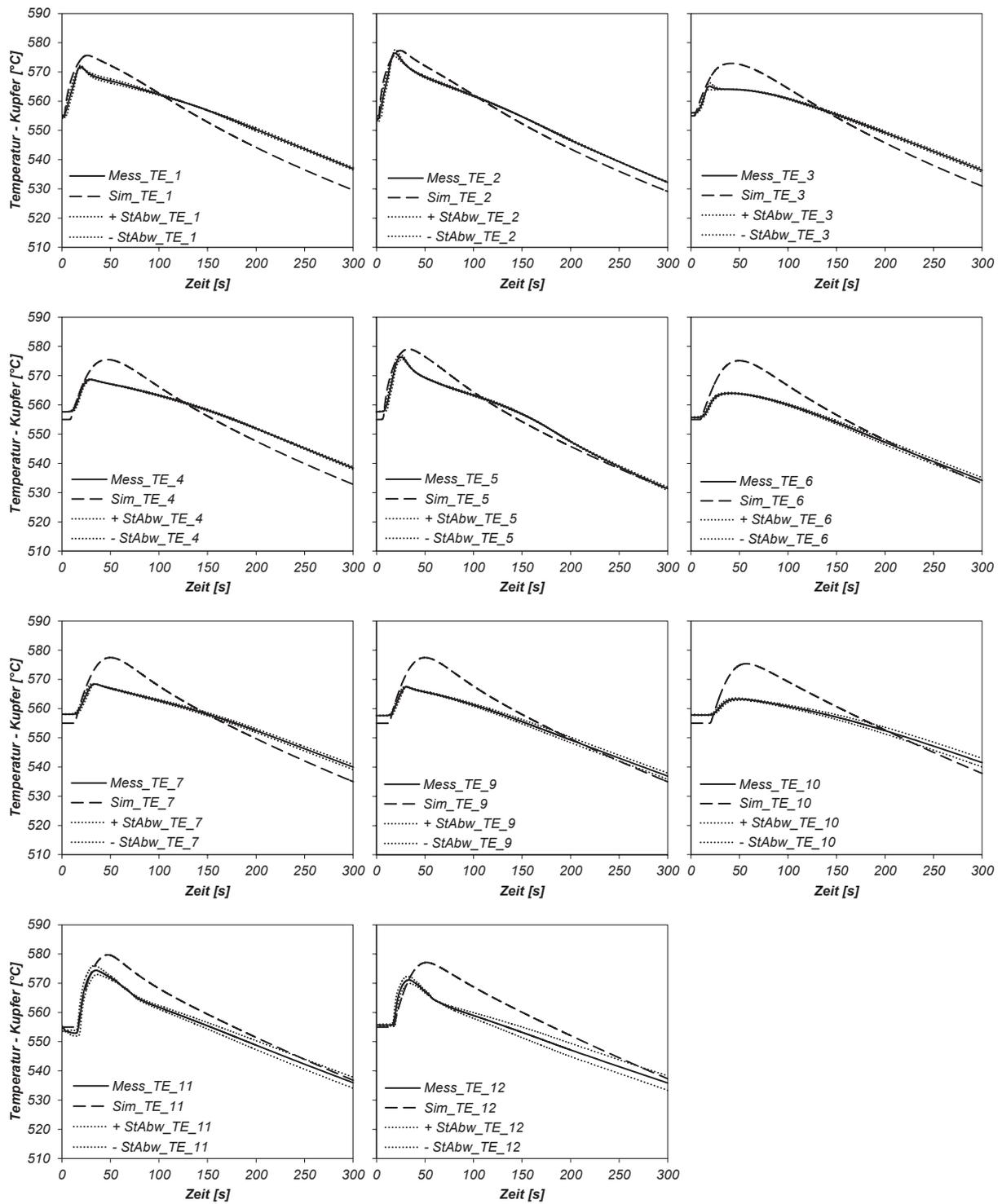


Diagramm 10-6: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Aufgussstemperatur (Al7075).

Tabelle 10-4: Simulationsparameter bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (Al7075)

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800	0,8	06/14
<i>Referenz</i>	525	780	0,6 ↑	08/12
-	500	760	0,4	10/10

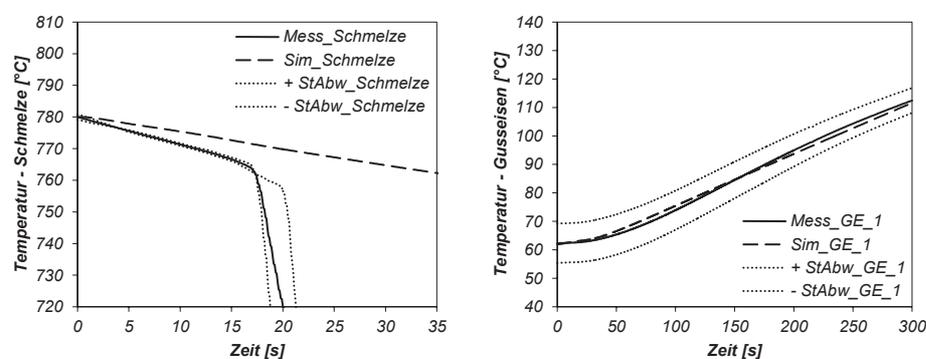


Diagramm 10-7: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (Al7075).

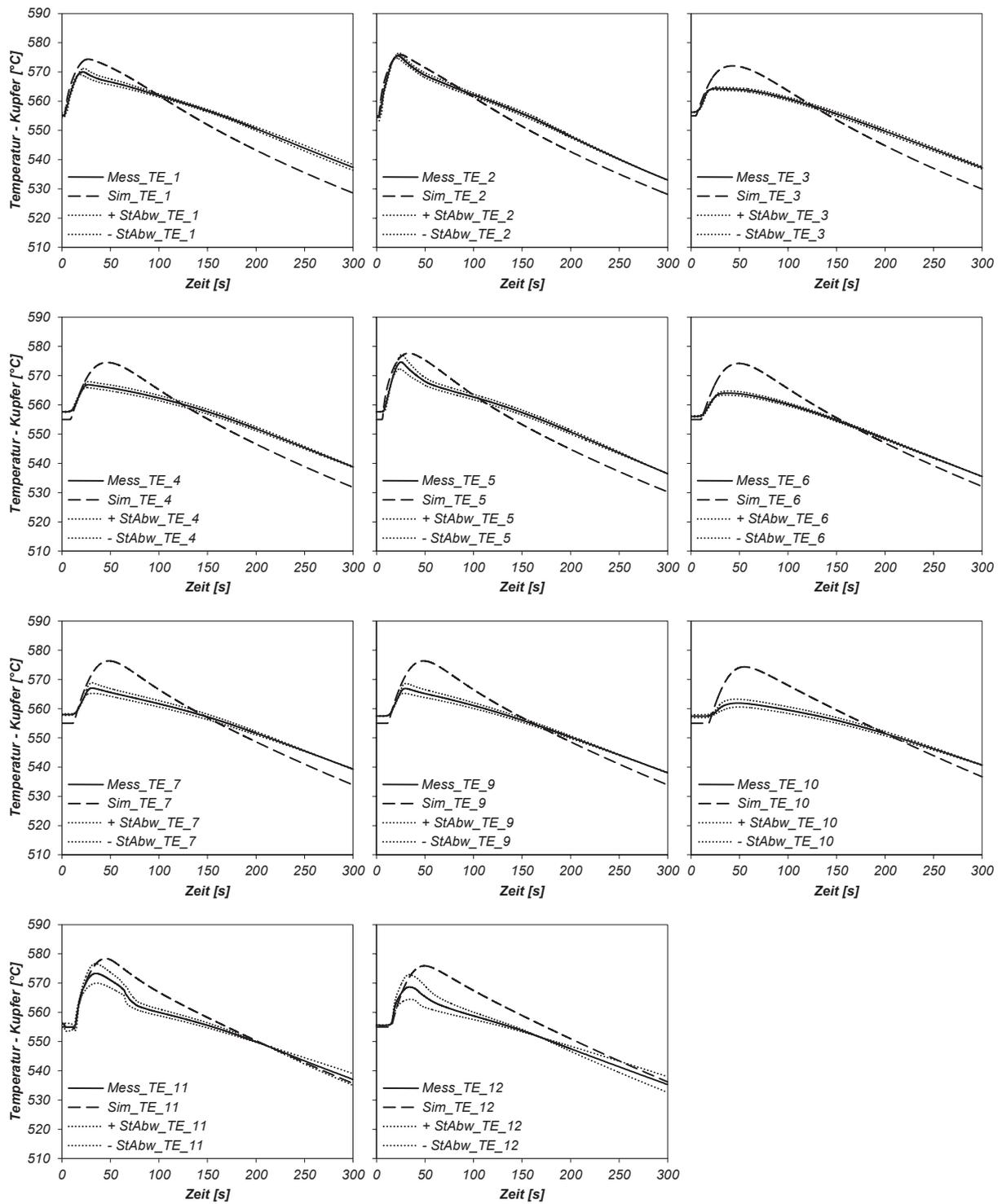


Diagramm 10-8: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (Al7075).

Tabelle 10-5: Simulationsparameter bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (Al7075)

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800	0,8	06/14
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	500	760	↓ 0,4	10/10

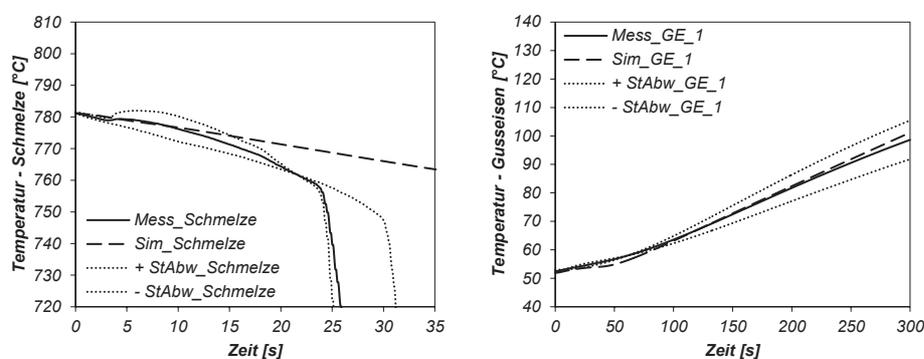


Diagramm 10-9: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (Al7075).

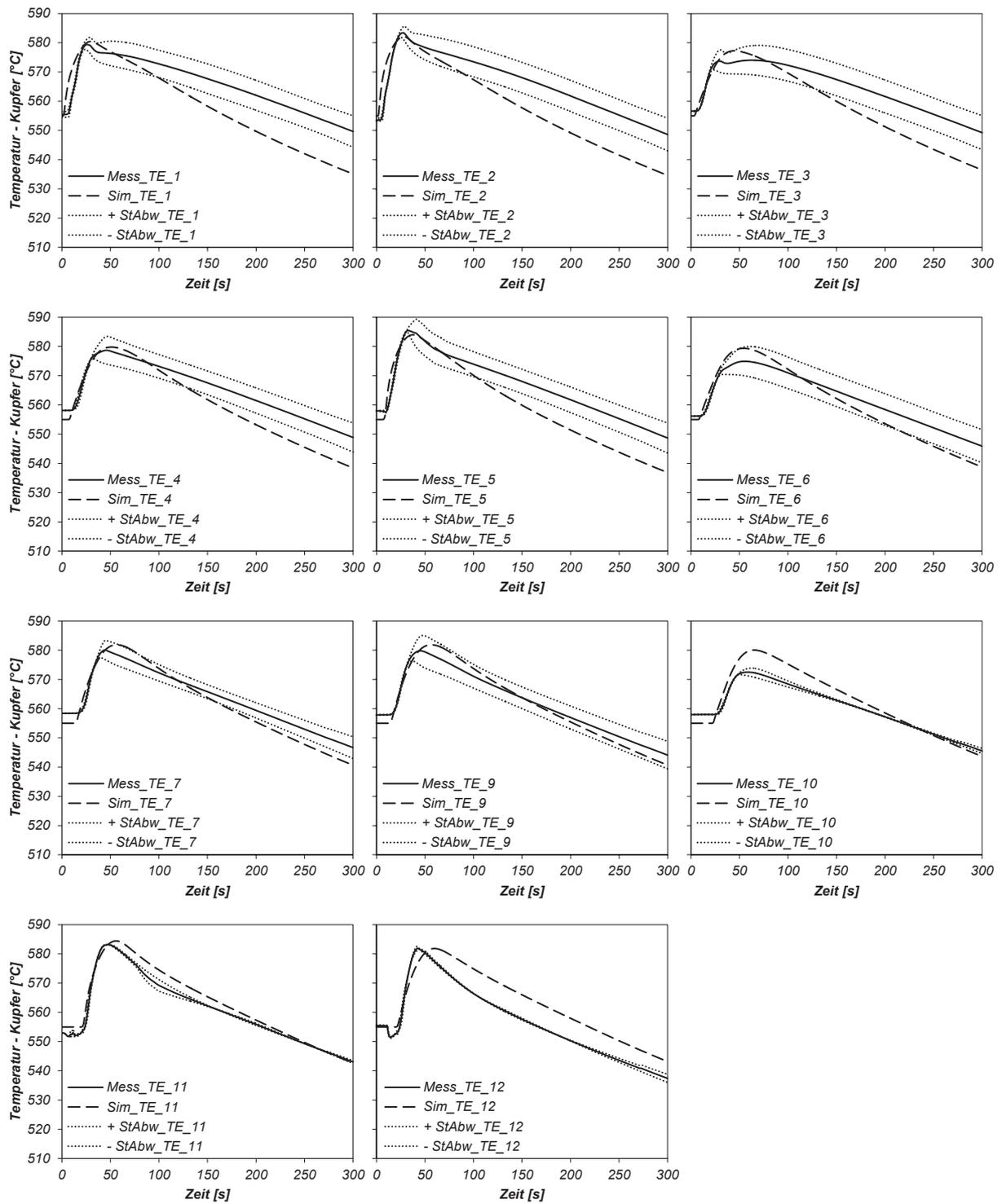


Diagramm 10-10: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (Al7075).

Tabelle 10-6: Simulationsparameter bei größerem Dickenverhältnis (Al7075)

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800	0,8	06/14
<i>Referenz</i>	525	780	0,6	08/12 ↑
-	500	760	0,4	10/10

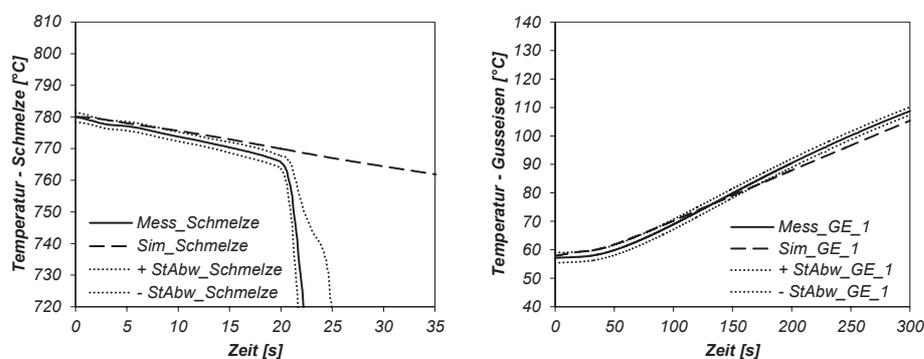


Diagramm 10-11: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei größerem Dickenverhältnis (Al7075).

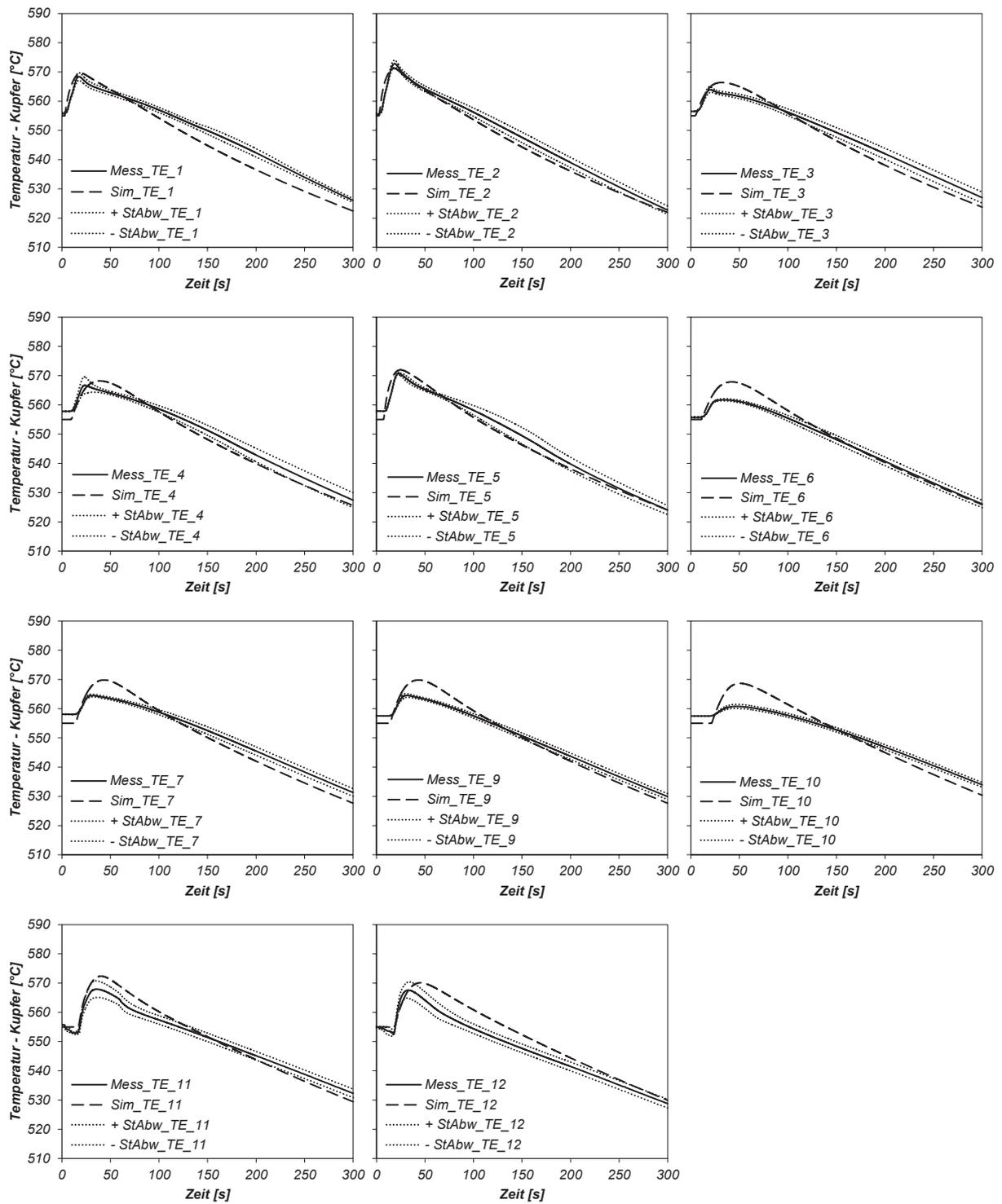


Diagramm 10-12: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei größerem Dickenverhältnis (Al7075).

Tabelle 10-7: Simulationsparameter bei kleinerem Dickenverhältnis (Al7075)

Al7075				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+		800	0,8	06/14
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	500	760	0,4	↓ 10/10

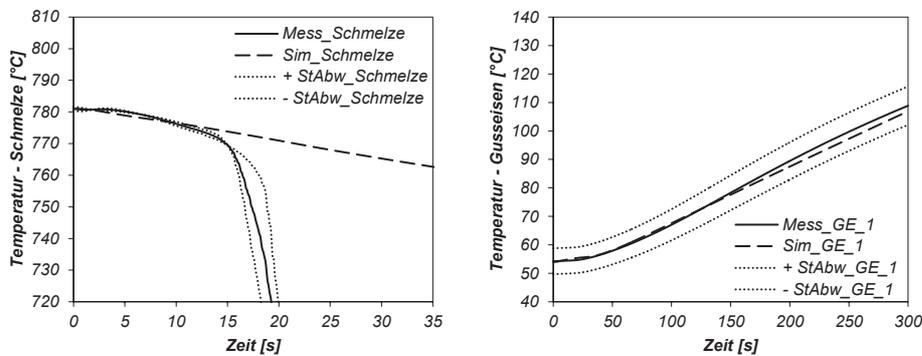


Diagramm 10-13: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei kleinerem Dickenverhältnis (Al7075).

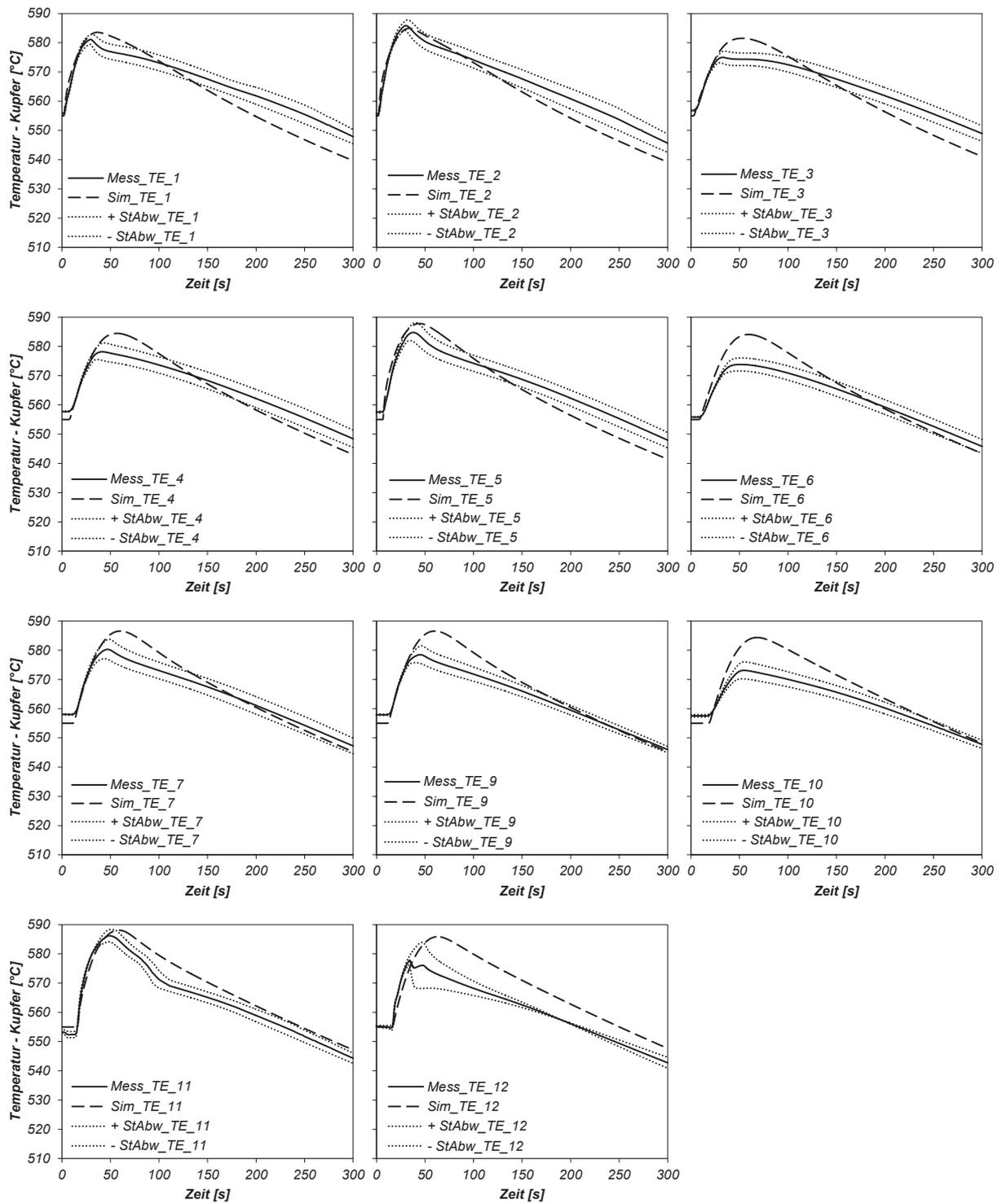


Diagramm 10-14: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei kleinerem Dickenverhältnis (Al7075).

10.2 Abgleich des dynamischen 2D-Simulationsmodells mit Temperaturmessdaten – AISn25

Tabelle 10-8: Simulationsparameter bei erhöhter Substrattemperatur (AISn25)

AISn25				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+	540 ↑		0,8	
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	505		0,4	

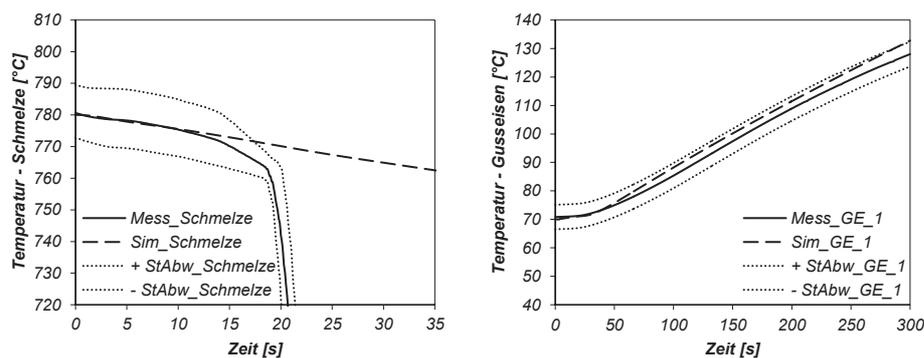


Diagramm 10-15: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Substrattemperatur (AISn25).

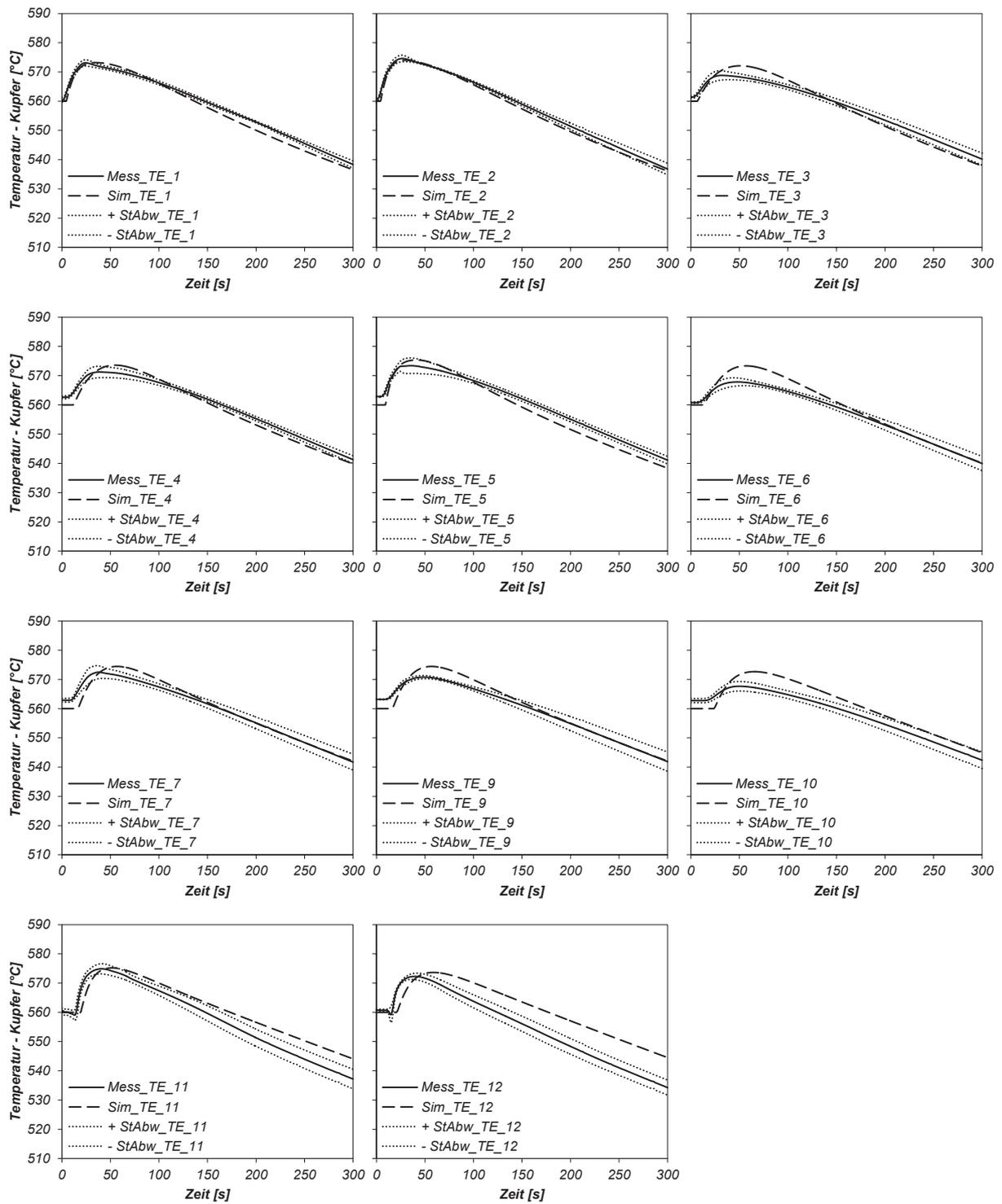


Diagramm 10-16: Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Substrattemperatur (AlSn25).

Tabelle 10-9: Simulationsparameter bei reduzierter Substrattemperatur (AlSn25)

AlSn25				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+	540		0,8	
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	505		0,4	

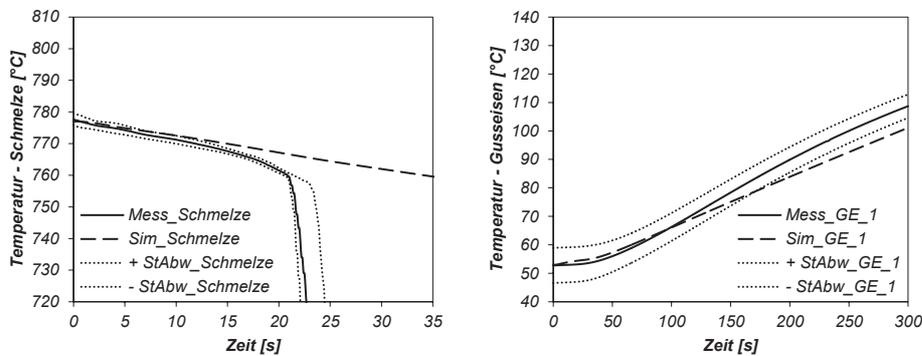


Diagramm 10-17: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei reduzierter Substrattemperatur (AlSn25).

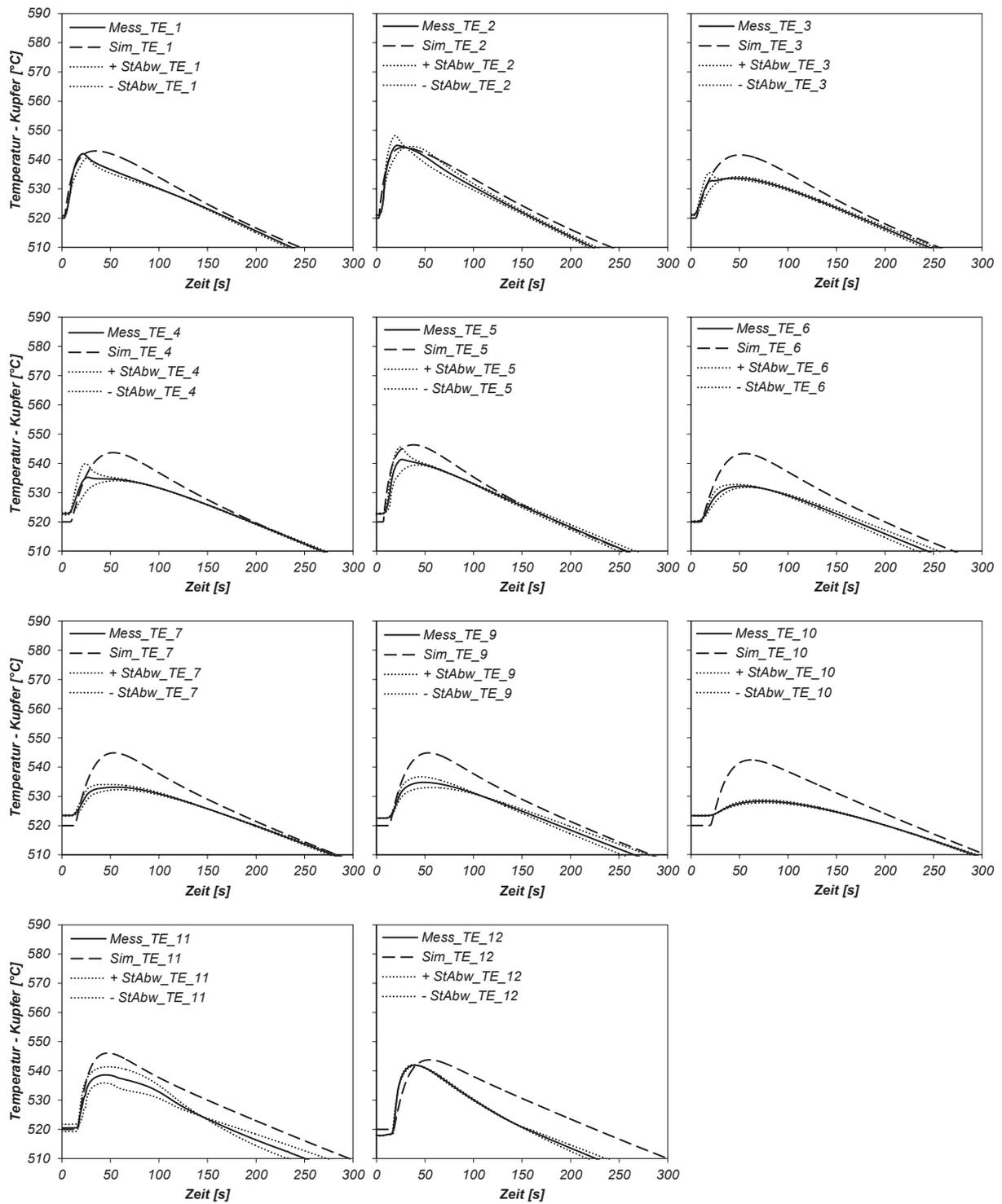


Diagramm 10-18: Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Substrattemperatur (AlSn25).

Tabelle 10-10: Simulationsparameter bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (AlSn25)

AlSn25				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+	540		0,8	
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	505		0,4	

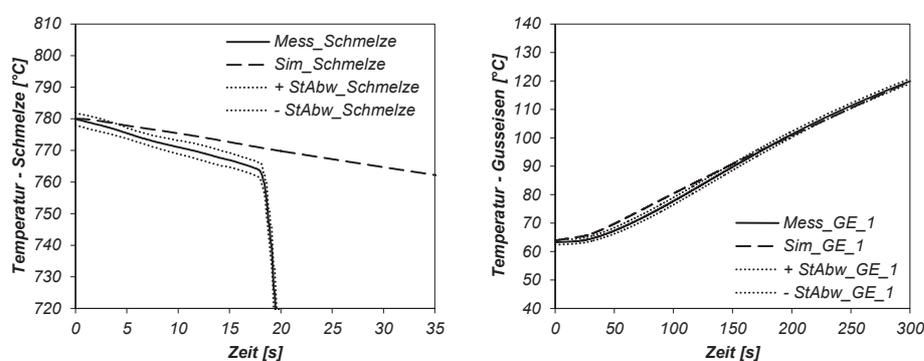


Diagramm 10-19: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE_1) bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).

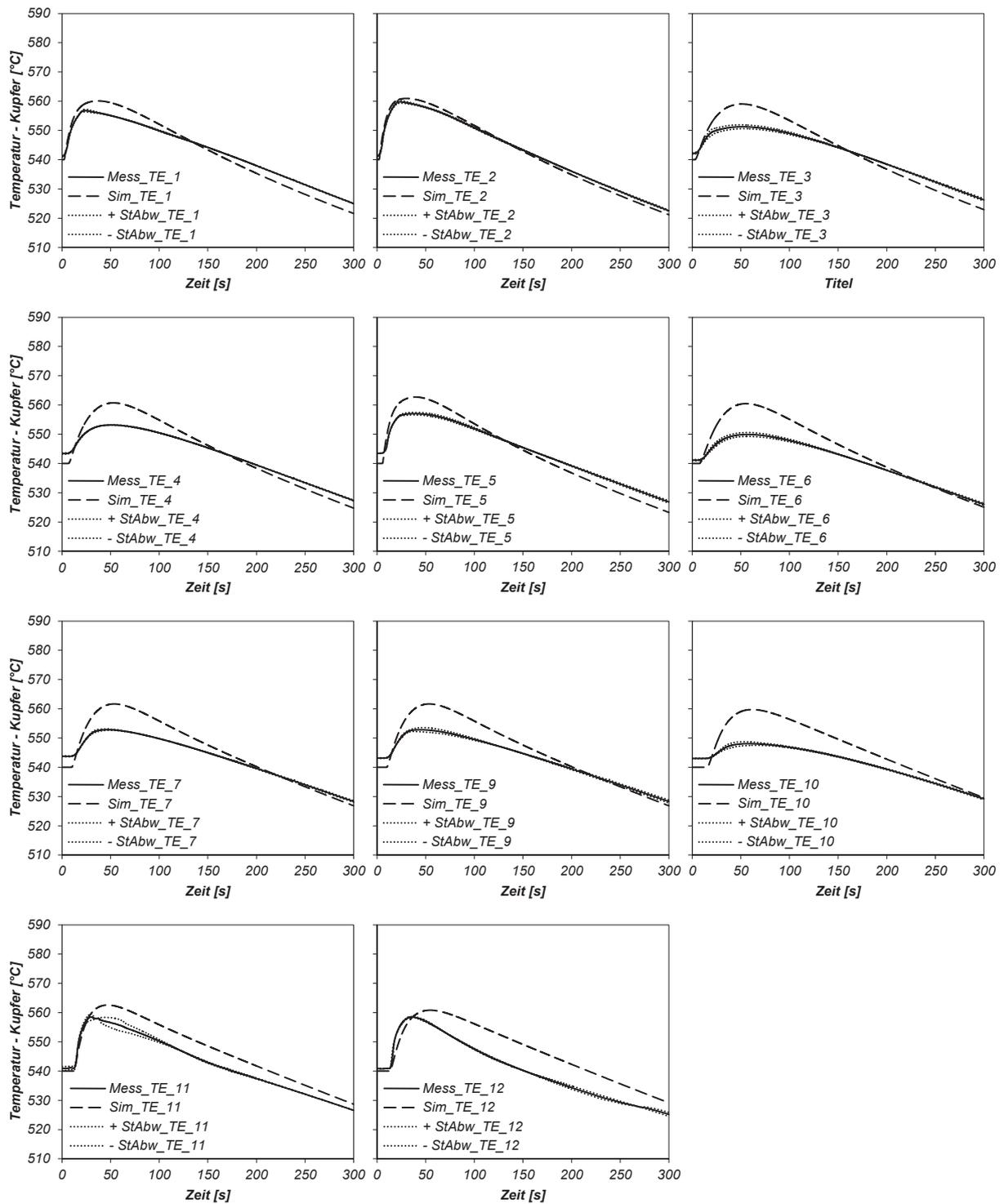


Diagramm 10-20: Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei erhöhter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).

Tabelle 10-11: Simulationsparameter bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (AlSn25)

AlSn25				
	T_{Substrat} [°C]	T_{Schmelze} [°C]	$v_{\text{Gieß}}$ [m/min]	$d_{\text{Aufguss}}/d_{\text{Substrat}}$ [mm/mm]
+	540		0,8	
Referenz	525	780	0,6	08/12
-	505		0,4	

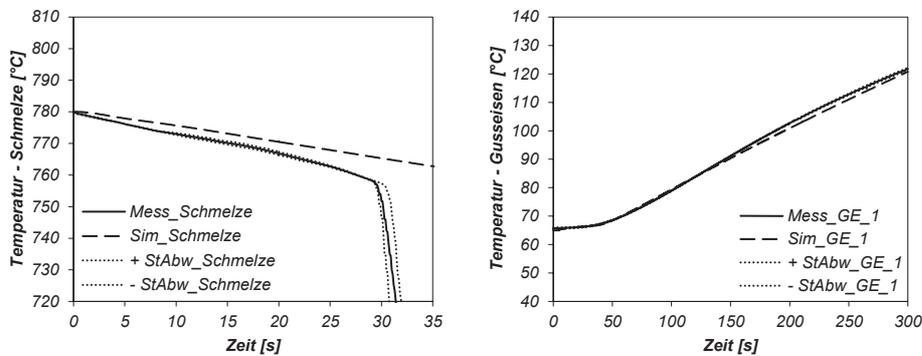


Diagramm 10-21: Abgleich der dynamischen 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen der Aufgusschmelze in der Gießbox und der Gusseisenplatte (GE₁) bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).

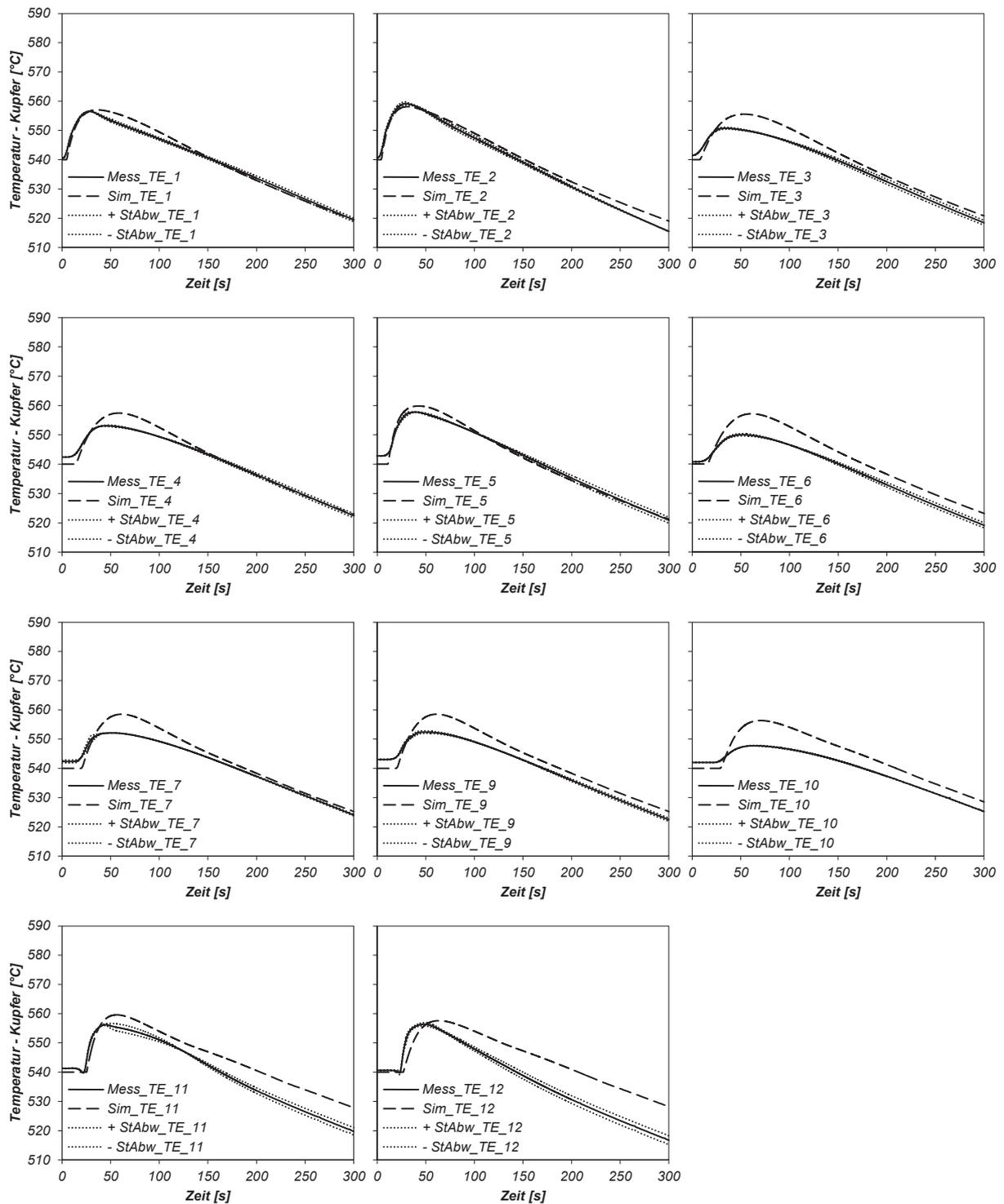


Diagramm 10-22: Abgleich der 2D-Simulation mit den gemessenen Temperaturen im Kupferblock bei reduzierter Gießgeschwindigkeit (AlSn25).

10.3 Übersicht der abgegossenen Verbundgussplatten

Tabelle 10-12: Übersicht der abgegossenen Verbundgussplatten mit der Substratlegierung Al7075

Platte	Material und Geometrie							Gießparameter				Sonstiges	
	Substratmaterial	Substratoberfläche		Aufgussmaterial	Dicke Substrat	Dicke Aufguss	Dickenverhältnis	Gießgeschw.	Temp. Aufguss	Temp. Substrat	Temp. Kupfer	Schmelzmenge	Temp. Vorheizofen
[-]	[-]	linke Hälfte	rechte Hälfte	[-]	[mm]	[mm]	[-]	[m/min]	[°C]	[°C]	[°C]	[g]	[°C]
7075_5	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1722	400
7075_6	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1733	400
7075_7	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1733	400
7075_8	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1739	400
7075_9	7075	Walzoberfläche	Walzoberfläche	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1710	400
7075_10	7075	Walzoberfläche	Walzoberfläche	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1703	400
7075_11	7075	gestrahlt grob	gestrahlt grob	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1703	400
7075_12	7075	gefräst	gestrahlt grob	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1704	400
7075_13	7075	Struktur 1 mm	Struktur 1 mm	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1710	400
7075_14	7075	gefräst	gestrahlt fein	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1718	400
7075_15	7075	gestrahlt fein	gestrahlt fein	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1713	400
7075_16	7075	gebürstet	gebürstet	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1711	400
7075_17	7075	Struktur 1 mm	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	500	530	1705	400
7075_18	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1705	400
7075_19	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1710	400
7075_20	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,4	780	525	555	1703	400
7075_21	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,4	780	525	555	1706	400
7075_22	7075	Walzoberfläche	Walzoberfläche	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1706	400
7075_23	7075	gestrahlt grob	gestrahlt grob	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1711	400
7075_24	7075	gestrahlt fein	gestrahlt fein	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1703	400
7075_25	7075	gefräst	gestrahlt grob	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1710	400
7075_26	7075	gefräst	gestrahlt fein	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1702	400
7075_27	7075	Walzoberfläche	Walzoberfläche	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1709	400
7075_28	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	760	525	555	1706	400
7075_29	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	760	525	555	1711	400
7075_30	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,8	780	525	555	1704	400
7075_31	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,8	780	525	555	1697	400
7075_32	7075	gebürstet	gebürstet	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1699	400
7075_33	7075	gebürstet	gebürstet	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1696	400
7075_34	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	14	6	2,33	0,6	780	525	555	1699	400
7075_35	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	14	6	2,33	0,6	780	525	555	1698	400
7075_36	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	14	6	2,33	0,6	780	525	555	1697	400
7075_37	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	10	10	1,0	0,6	780	525	555	1708	400
7075_38	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	10	10	1,0	0,6	780	525	555	1708	400
7075_39	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	10	10	1,0	0,6	780	500	530	1702	400
7075_40	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	800	525	555	1715	400
7075_41	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	800	525	555	1703	400
7075_42	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1696	400
7075_43	7075	gefräst	gefräst	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	555	1700	400

Tabelle 10-13: Übersicht der abgegossenen Verbundgussplatten mit der Substratlegierung AlSn25

Platte	Material und Geometrie						Gießparameter				Sonstiges	
	Substratmaterial	Substratoberfläche	Aufgussmaterial	Dicke Substrat	Dicke Aufguss	Dickenverhältnis	Gießgeschw.	Temp. Aufguss	Temp. Substrat	Temp. Kupfer	Schmelzmenge	Temp. Vorheizofen
[-]	[-]	[-]	[-]	[mm]	[mm]	[-]	[m/min]	[°C]	[°C]	[°C]	[g]	[°C]
AlSn25_20	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	505	520	1709	400
AlSn25_21	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	505	520	1701	400
AlSn25_22	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	475	490	1703	400
AlSn25_23	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	515	530	1703	400
AlSn25_24	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	495	510	1703	400
AlSn25_25	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,4	780	505	525	1700	400
AlSn25_26	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	540	1705	400
AlSn25_27	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	525	540	1700	400
AlSn25_28	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	540	550	1704	400
AlSn25_29	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	10	10	1,0	0,6	780	525	540	1705	400
AlSn25_30	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	10	10	1,0	0,6	780	525	540	1701	400
AlSn25_31	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,4	780	525	540	1704	400
AlSn25_32	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,8	780	525	540	1703	400
AlSn25_33	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,4	780	525	540	1700	400
AlSn25_34	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,8	780	525	540	1699	400
AlSn25_35	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	540	560	1698	400
AlSn25_36	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	540	560	1708	400
AlSn25_37	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	780	540	560	1703	400
AlSn25_38	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	800	540	560	1714	400
AlSn25_39	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	10	10	1,0	0,6	800	540	560	1704	400
AlSn25_40	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	10	10	1,0	0,6	800	540	560	1709	400
AlSn25_41	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	800	540	560	1708	400
AlSn25_42	AlSn25	Belt-OF	ReinAl	12	8	1,5	0,6	800	540	560	1700	400