

**Numerisch gestützte Untersuchung einer erstarrungsbegleitenden  
Ultraschallbehandlung der Legierung AlSi7Mg0,3**

**Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieur  
(Dr.-Ing.)**

Eric Riedel, M.Sc.

geb. am 20. März 1988 in Karl-Marx-Stadt

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner

Erstgutachter: apl. Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr

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

Promotionskolloquium am 12. März 2020

# Kurzfassung

Der Gießprozess stellt einen der wichtigsten Fertigungsschritte in der Prozessfolge zur Herstellung metallischer Komponenten dar. Eine saubere Schmelze, ein feinkörniges Gefüge und eine gleichmäßige Erstarrung sind die grundlegenden Voraussetzungen für die Fertigung qualitativ hochwertiger Gussteile und wirken sich daher auf alle nachfolgenden Prozessschritte aus. Um diesen Kriterien gerecht zu werden, kommen derzeit vorwiegend chemische Zusätze, die Rotorentgasung (Impeller) sowie energieintensive Technologien für die Beheizung und Kühlung der Kokillen zum Einsatz. Trotz dieser umfassenden Maßnahmen, die zur Qualitätssteigerung, der Modifizierung des Gefüges und der daraus resultierenden Optimierung der mechanischen Eigenschaften unternommen werden, können die gewünschten Eigenschaften häufig nicht homogen über das gesamte Gussteil hinweg erzeugt werden. Eine große Schwachstelle, insbesondere für im Schwerkraftkokillengießverfahren hergestellte Gussteile, stellen die speisernen Gussteilbereiche dar. Zum Zwecke der Speisung und aufgrund exogener Erstarrungsbedingungen erstarrt die Schmelze dort zuletzt und weist aufgrund des Zusammenhangs zwischen Erstarrungsgeschwindigkeit und des daraus resultierenden Gefüges daher die auf das gesamte Gussteil bezogenen schlechtesten Eigenschaften auf. An diese Problematik knüpft der in dieser Dissertation verfolgte Ansatz an. Das Ziel der vorliegenden Arbeit war die Entwicklung und Untersuchung einer industriell nutzbaren Ultraschallbehandlung erstarrender Aluminiumschmelzen der Legierung AlSi7Mg0,3 für das Schwerkraftkokillengießen. Die grundsätzliche Idee lag darin, die seit Langem untersuchte Wirkung der Ultraschallbehandlung, während der Erstarrung ein feinkörnigeres Gefüge zu erzeugen, auf einen konkreten industriellen Anwendungsfall zu übertragen. Zu diesem Zweck wurde am Beispiel von zwei geometrisch unterschiedlichen Gussteilen untersucht, wie sich eine während der Erstarrung und aus dem Speiser heraus durchgeführte Ultraschallbehandlung auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften des Gussteils, vorrangig jedoch auf die zuletzt erstarrenden, speisernen Bereiche auswirkt. Mit Hilfe der im Anschluss durchgeführten Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass durch den Einsatz der Ultraschallbehandlung die angestrebte Verbesserung der mechanischen Eigenschaften dieser Sektoren gelingen kann und letztlich lokal höher belastbare Gussteile erzeugt werden können, die darüber hinaus Potentiale zur Optimierung nachgelagerter Fertigungsschritte bergen. Gleichzeitig konnten grundlegende Faktoren erarbeitet werden, die bei der Prozessgestaltung einer derart angewandten Ultraschallbehandlung zu berücksichtigen sind.

Neben der gezielten industriellen Anwendung stellte vor allem die Simulation der Ultraschallbehandlung bislang eine große Schwierigkeit dar, durch die weitere Erkenntnisgewinne ermöglicht werden könnten und die daher von hoher Bedeutung für Weiterentwicklungen ist. Grund dafür sind nach wie vor die simultane Berechnung mehrerer komplexer physikalischer Modelle zur

Simulation der ultraschallbedingten Kavitation und akustischen Strömung sowie die erforderlichen sehr kleinen Rechenschritte und die sehr feine Diskretisierung der Modelle, die durch die hohe Frequenz und geringe Amplitude der Ultraschallbehandlung bedingt sind. Bisherige Ansätze konzentrierten sich daher vornehmlich auf die zweidimensionale Modellierung einzelner Effekte der Ultraschallbehandlung, durch die die komplexe Interaktion der separaten Effekte untereinander und in einem dreidimensionalen Fluidvolumen somit jedoch nicht betrachtet werden konnten. Vom Standpunkt einer industriell nutzbaren Applikation der Ultraschalltechnologie und den damit einhergehenden hohen Anforderungen an die Prozesssicherheit, lag eine der wesentlichen Bestrebungen der vorliegenden Arbeit in der Einbettung des eigentlichen untersuchten Prozesses in einen ganzheitlichen prozessualen Kontext. Daher lag der zweite Schwerpunkt der Untersuchungen auf der Erstellung eines umfassenden Simulationsmodells, das in der Lage ist, gegenüber den bisherigen Simulationsansätzen alle wesentlichen Effekte der Ultraschallbehandlung (Schallwellenausbreitung, Kavitation, akustische Strömung) in einem dreidimensionalen Modell abzubilden und zudem auf einen gießtechnologischen Anwendungsfall übertragen werden kann. Unter Verwendung einer bereits in der Gießereiindustrie eingesetzten CFD-Software konnte zunächst ein isothermes Simulationsmodell erstellt werden, dessen Ergebnisse sowohl qualitativ als auch quantitativ hohe Übereinstimmung mit bisherigen Untersuchungen und Messungen in der Literatur aufweist. Durch das darauf aufbauende Erstarrungsmodell zur Simulation der Ultraschallbehandlung der beiden genannten Gussteile konnten darüber hinaus die Mechanismen hinter den erzielten Ergebnissen plausibel nachvollzogen und das Simulationsmodell in vielen Bereichen validiert werden.

Die Verzahnung der beiden Ansätze, der untersuchten erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung und der Prozesssimulation, schafft einen ganzheitlichen Ansatz für eine industriell nutzbare Anwendung dieser Technologie, der eine gezielte Ultraschallbehandlung zur Fertigung optimierter Gussteile aus Aluminium möglich macht.

# Abstract

The casting process represents one of the most important production steps in the process sequence for the production of metallic components. A clean melt, a fine-grained structure and uniform solidification are the basic prerequisites for the production of high-quality cast parts and therefore affect all subsequent process steps. In order to meet these criteria, chemical additives, rotor degassing (impeller) and energy-intensive technologies for heating and cooling the moulds are currently used. Despite these comprehensive measures, which are undertaken to increase quality, to modify the microstructure and to optimise the resulting mechanical properties, it is often not possible to produce the desired properties homogeneously over the entire casting. A major weak point, especially for castings produced by gravity die casting, are the casting areas close to the feeders. For the purpose of feeding and due to exogenous solidification conditions, the melt solidifies here last and, due to the relationship between the solidification rate and the resulting microstructure, therefore has the worst properties related to the entire casting. The approach pursued in this dissertation is linked to this problem. The aim of this thesis was the development and investigation of an industrially usable ultrasonic treatment of solidifying aluminium melts of the alloy AlSi7Mg0.3 (A356) for gravity die casting. The basic idea was to transfer the effect of the ultrasonic treatment, which had long been investigated to produce a finer grain structure during solidification, to a specific industrial application. For this purpose, two geometrically different castings were used as examples to investigate how an ultrasonic treatment carried out during solidification and out of the riser had an effect on the microstructure and the mechanical properties of the casting, but primarily on the areas close to the riser that solidified last. With the help of the subsequent investigations, it was possible to show that the desired improvement in the mechanical properties of these sectors can be achieved through the use of ultrasonic treatment and that ultimately more homogeneous load-bearing castings can be produced, which also hold potential for optimising downstream production steps. At the same time, fundamental factors could be worked out which have to be taken into account in the process design of such an applied ultrasonic treatment.

In addition to targeted industrial applications, the simulation of ultrasonic treatment in particular has so far represented a major challenge. The reason for this is still the simultaneous calculation of several complex physical models for the simulation of ultrasonic cavitation and acoustic flow as well as the necessary very small calculation steps and very fine discretization of the models, which are caused by the high frequency and low amplitude of the ultrasonic treatment. Previous approaches therefore concentrated primarily on the two-dimensional modelling of individual effects of ultrasound treatment, through which the complex interaction of the separate effects with each other and in a three-dimensional fluid volume could not be observed. From the point of view of



an industrially usable application of ultrasonic technology and the associated high demands on process safety, one of the essential efforts of the present work was to embed the actual process under investigation in a holistic process-related context. Therefore, the second focus of the investigations was on the creation of a comprehensive simulation model, which is able to depict all essential effects of ultrasonic treatment (sound wave propagation, cavitation, acoustic flow) in a three-dimensional model and can also be transferred to a casting application. Using CFD software already used in the foundry industry, an isothermal simulation model was initially created, the results of which are highly consistent both qualitatively and quantitatively with previous investigations and measurements in the literature. Furthermore, the resulting solidification model for the simulation of the ultrasonic treatment of the two castings mentioned could plausibly reproduce the mechanisms behind the achieved results and partially validate the simulation model.

The integration of the two approaches, the solidification ultrasonic accompanying treatment and the process simulation, creates a holistic approach for an industrially usable application of this technology, which enables a targeted ultrasonic treatment for the production of optimized cast parts made of aluminium.

# Ehrenerklärung

Ich versichere hiermit, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe. Die Hilfe eines kommerziellen Promotionsberaters habe ich nicht in Anspruch genommen. Dritte haben von mir weder unmittelbar noch mittelbar geldwerte Leistungen für Arbeiten erhalten, die im Zusammenhang mit dem Inhalt der vorgelegten Dissertation stehen. Verwendete fremde und eigene Quellen sind als solche kenntlich gemacht.

Ich habe insbesondere nicht wissentlich:

- Ergebnisse erfunden oder widersprüchliche Ergebnisse verschwiegen,
- statistische Verfahren absichtlich missbraucht, um Daten in ungerechtfertigter Weise zu interpretieren,
- fremde Ergebnisse oder Veröffentlichungen plagiiert,
- fremde Forschungsergebnisse verzerrt wiedergegeben

Mit ist bekannt, dass Verstöße gegen das Urheberrecht Unterlassungs- und Schadensersatzansprüche des Urhebers sowie eine strafrechtliche Ahndung durch die Strafverfolgungsbehörden begründen kann.

Ich erkläre mich damit einverstanden, dass die Dissertation ggf. mit Mitteln der elektronischen Datenverarbeitung auf Plagiate überprüft werden kann.

Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form als Dissertation eingereicht und ist als Ganzes auch noch nicht veröffentlicht.

Magdeburg, der 2. Juni 2020

.....  
(Unterschrift)

# Declaration of Honor

I hereby declare that I produced this thesis without prohibited external assistance and that none other than the listed references and tools have been used. I did not make use of any commercial consultant concerning graduation. A third party did not receive any nonmonetary perquisites neither directly nor indirectly for activities which are connected with the contents of the presented thesis. All sources of information are clearly marked, including my own publications.

In particular I have not consciously:

- Fabricated data or rejected undesired results
- Misused statistical methods with the aim of drawing other conclusions than those warranted by the available data
- Plagiarized data or publications
- Presented the results of other researchers in a distorted way

I do know that violations of copyright may lead to injunction and damage claims of the author and also to prosecution by the law enforcement authorities. I hereby agree that the thesis may need to be reviewed with an electronic data processing for plagiarism.

This work has not yet been submitted as a doctoral thesis in the same or a similar form in Germany or in any other country. It has not yet been published as a whole.

Magdeburg, 2/6/2020

.....

(Signature)

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Motivation . . . . .	1
1.2	Problemstellung . . . . .	2
1.3	Lösungsansatz . . . . .	3
1.4	Aufbau der Arbeit . . . . .	4
<b>2</b>	<b>Die Aluminiumgusslegierung AlSiMg0,3</b>	<b>5</b>
2.1	Kristallisation . . . . .	6
2.1.1	Keimbildung . . . . .	6
2.2	Gefügebildung . . . . .	11
2.3	Gleichgewichtserstarrung (Hebelgesetz) . . . . .	13
2.4	Gulliver-Scheil-Modell . . . . .	15
<b>3</b>	<b>Gieß- und verfahrenstechnologische Aspekte</b>	<b>17</b>
3.1	Schwerkraftkokillengießen . . . . .	17
3.1.1	Einordnung . . . . .	17
3.1.2	Verfahrensablauf . . . . .	18
3.1.3	Kokillenauslegung . . . . .	19
3.1.4	Gussteilspeisung . . . . .	19
3.2	Methoden der Geügemodifizierung . . . . .	23
3.2.1	Chemische Verfahren . . . . .	23
3.2.1.1	Kornfeinung . . . . .	23
3.2.1.2	Veredelung . . . . .	26
3.2.2	Physikalische Verfahren . . . . .	28
3.2.2.1	Elektromagnetische Schmelzebehandlung . . . . .	28
3.2.2.2	Vibrationsbehandlung . . . . .	28
3.2.2.3	Ultraschallbehandlung . . . . .	29
<b>4</b>	<b>Ultraschallbehandlung von Al-Schmelzen</b>	<b>31</b>
4.1	Technische Erzeugung von Ultraschall . . . . .	32
4.2	Ultraschallausbreitung . . . . .	33
4.3	Akustische Kavitation . . . . .	38
4.3.1	Keimbildung . . . . .	38
4.3.2	Wachstum . . . . .	40
4.3.3	Kollaps/Implosion . . . . .	41
4.3.4	Kavitationswolken . . . . .	42

4.4	Akustische Strömung	42
4.5	Gefüge- und Kornfeinung	44
4.6	Simulation der Ultraschallbehandlung	46
4.6.1	Einordnung bisheriger Ansätze	47
<b>5</b>	<b>Ziele und Aufgabenstellung</b>	<b>50</b>
<b>6</b>	<b>Numerische Vorbetrachtungen</b>	<b>52</b>
6.1	Das CFD-Simulationprogramm FLOW-3D	52
6.2	Basismodell	53
6.2.1	Modellierung (Presprocessing)	53
6.2.1.1	Fluid-Eigenschaften	54
6.2.1.2	Auswahl physikalischer Modelle	54
6.2.1.3	Geometrische Modellierung	57
6.2.1.4	Randbedingungen	57
6.2.1.5	Numerik (time step definition)	58
6.2.2	Ergebnisse (Postprocessing)	58
6.2.2.1	Schallwellenausbreitung	59
6.2.2.2	Kavitation	60
6.2.2.3	Akustische Strömung	63
6.3	Erstarrungsmodell	67
6.3.0.1	Geometrische Modellierung	67
6.3.0.2	Anpassung der Randbedingungen	68
6.3.0.3	Zusätzliche physikalische Modelle	68
6.3.1	Ergebnisse (Postprocessing)	69
6.3.1.1	Erstarrungsprozess	69
6.3.1.2	Kavitation	71
6.3.1.3	Kalkuliertes Dendritenwachstum	72
6.4	Diskussion und Einordnung der Ergebnisse	73
<b>7</b>	<b>Experimentelle Untersuchungen</b>	<b>75</b>
7.1	Ultraschallanlage	75
7.2	Versuchaufbau	76
7.3	Ultraschallbehandlung großvolumigen Gussteils (G1)	77
7.3.1	Versuchskokille	77
7.3.2	Versuchsreihen	78
7.3.3	Versuchsdurchführung	80
7.4	Ultraschallbehandlung dünnwandigen Gussteils (G2)	81
7.4.1	Versuchskokille	81
7.4.2	Versuchsreihen	82
7.4.3	Versuchsdurchführung	83
7.4.4	Modellierung	84
7.5	Probenpräparation	85

---

<b>8</b>	<b>Versuchsauswertung und Diskussion</b>	<b>88</b>
8.1	Ergebnisse: Großvolumiges Gussteil (G1)	88
8.1.1	Härtemapping	88
8.1.2	Metallographie	90
8.1.3	Mechanische Gussteileigenschaften	94
8.1.4	Erstarrungsverlauf	95
8.2	Ergebnisse: Dünnwandiges Gussteil (G2)	97
8.2.1	Härtemapping	97
8.2.2	Metallographie	98
8.2.3	Statische Gussteileigenschaften	98
8.2.4	Simulationsergebnisse	98
8.2.4.1	Akustische Strömung	98
8.2.4.2	Kavitation	104
8.3	Empirischer Bewertungsansatz	104
<b>9</b>	<b>Diskussion und Schlussfolgerungen</b>	<b>107</b>
9.1	Simulation	107
9.2	Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen	109
9.3	Eutektikum	113
9.4	Handlungsempfehlung („Lessons Learned“)	114
<b>10</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>116</b>
10.1	Ausblick	118
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>135</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>139</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>140</b>
	<b>Abkürzungsverzeichnis</b>	<b>141</b>
	<b>Formelzeichen und Symbole</b>	<b>144</b>
	<b>Anhang</b>	<b>149</b>
<b>A</b>	<b>Weiterführende Simulationsergebnisse</b>	<b>149</b>
<b>B</b>	<b>Verzeichnis verwendeter Anlagentechnik</b>	<b>155</b>
<b>C</b>	<b>Monetäre Aspekte</b>	<b>156</b>
	<b>Betreute studentische Arbeiten</b>	<b>159</b>
	<b>Publikationsübersicht</b>	<b>160</b>

# 1 Einleitung

## 1.1 Motivation

Als stets erster Fertigungsschritt in der Prozesskette zur Herstellung metallischer Komponenten legen gießtechnologische Prozesse traditionell den Grundstein für die Qualität metallischer Bauteile und für alle folgenden Fertigungsschritte. Einen großen Anteil an der Gussproduktion hat die Herstellung von Aluminiumgussteilen. Wie kaum ein anderes Metall vereint Aluminium eine vergleichsweise geringe Dichte mit guten mechanischen Eigenschaften und ist heute mit rund 19 Millionen produzierten Tonnen pro Jahr das bedeutendste Nichteisenmetall der Welt. Ohne den Einsatz von Aluminium(guss)legierungen wäre das Transportwesen, wie wir es heute kennen, nicht denkbar, weshalb u.a. die Automobilindustrie, die Luft- und Raumfahrtindustrie oder der Schienenfahrzeugbau zu den größten Abnehmern dieses Metalls zählen. Die ökonomische und soziale Bedeutung der Gießereiindustrie mit Schwerpunkt Leichtmetall in Deutschland wird durch die folgenden Zahlen deutlich: Im Jahr 2018 existierten in Deutschland 115 Leichtmetallgießereien, die meisten davon Aluminiumgießereien, mit insgesamt ca. 29.000 Beschäftigten. Ihr Umsatz lag im selben Jahr bei 6 Milliarden Euro [1, 2, 3, 4]. Seit 2009 ist eine ungehinderte Zunahme der Aluminiumproduktion zu verzeichnen und laut Prognosen der IKB Deutsche Industriebank wird die Aluminiumproduktion auch bis zum Jahr 2021 das Niveau der Jahre 2018 und 2019 durch stabile Abnehmerstrukturen, vor allem in Europa, halten [5, 6].

Trotz der Tatsache, dass Deutschland der fünftgrößte Gussproduzent der Welt und sowohl im Hinblick auf die Produktivität als auch auf die Qualität in Europa führend ist [4], wird dieser Status durch die zunehmende Vergabe von Aufträgen an Firmen mit Standorten außerhalb der europäischen Union gefährdet. Neben den vielfältigen Ursachen dafür sind hierzulande vor allem das hohe Lohnniveau sowie die hohen Energiekosten hervorzuheben [7, 8]. Um in einer zunehmend globalisierten Welt wettbewerbsfähig zu sein und dies auch langfristig zu bleiben, kann die Antwort darauf nur in der Entwicklung innovativer und nachhaltiger Lösungen liegen, wie dies auch von der Bundesregierung kommuniziert wird [9]. Dabei muss Innovation nicht zwangsläufig durch große technologische Sprünge entstehen, sondern kann auch das Ergebnis einer Vielzahl kleiner innovativer Lösungsansätze sein. In diesem Sinne konnte für das klassische Schwerkraftkokillengießen, das nach groben Schätzungen des Bundesverbandes der Deutschen Gießerei-Industrie (BDG) für die Fertigung von 30 % aller Al-Gussteile zum Einsatz kommt<sup>1</sup>, ein Ansatz zur Verbesserung der mit diesem Verfahren gefertigten Gussteile identifiziert werden.

---

<sup>1</sup>Dieser Aussage liegt eine direkte Korrespondenz des Autors mit dem BDG vom 2. Mai 2019 zugrunde.

## 1.2 Problemstellung

Wie bei allen Gießverfahren ist die Erstarrung der mittels Schwerkraftkokillengießen hergestellten Gussteile aufgrund der thermophysikalischen Gesetzmäßigkeit u.a. dadurch gekennzeichnet, dass die gerichtete Erstarrung des Gussteils von den Kokillenwänden ausgeht. Die Gussteil- und Werkzeugauslegung erfolgt üblicherweise so, dass sich die Erstarrungsfront im Laufe der Abkühlung zunehmend in Richtung der Speiseroberfläche des Gussteils verschiebt. Zur Vermeidung erstarrungs- und somit spannungsbedingter Gussfehler werden an den verbleibenden Hotspots des Gussteils Speiser eingesetzt. Aufgrund der Korrelation zwischen Erstarrungszeit und Gefügemorphologie stellt sich mit kurzen Erstarrungszeiten im Gussteil, bspw. an den Kokillenwänden, ein feines Gefüge ein, das gute mechanische Eigenschaften hervorbringt. Dem stehen die speisernahen, zuletzt erstarrenden Bereiche gegenüber. Verfahrensbedingt und in Abhängigkeit der Gussteilgeometrie erfahren diese häufig sehr lange Abkühlzeiten, die in einem auf das jeweilige Gussteil bezogenen groben Gefüge und somit schlechteren mechanischen Eigenschaften resultieren. Dies führt letztlich dazu, dass die Gussteile nicht über den gesamten Querschnitt die gleichen mechanischen Eigenschaften aufweisen und somit auch nicht gleichermaßen belastbar sind [10, 11]. In den vergangenen Jahren haben die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften von Aluminiumgussteilen aufgrund begleitender technologischer Entwicklungen jedoch weiterhin stetig zugenommen. Die Realisierung qualitativ hochwertiger Gussteile mit den geforderten Eigenschaften erfordert prozessseitig saubere Schmelzen, eine homogene Erstarrung und als Resultat all dessen über das gesamte Gussteil verteilt ein feines Gefüge. Um dies sicherzustellen, sind nach heutigem Stand in Gießereien vorrangig chemische Additive (Reinigung der Schmelze und Kornfeinung), mechanische Rührereinheiten (Entgasung) sowie energieintensive Kokillenheizungen und –Kühlungen (zur Erstarrungskontrolle) unverzichtbar und stehen für den derzeitigen Stand der Technik [12, 13].

Aufgrund des physikalischen Wirkprinzips und somit als vergleichsweise saubere Alternative zu den bestehenden Verfahren zur Entgasung sowie zur Kornfeinung und –Multiplikation wurde in den letzten Jahren umfangreich an der Ultraschallbehandlung (UST – engl.: Ultrasonic treatment) geforscht. Erste Ansätze gehen auf die 1960er Jahre zurück. Seit Anfang der 1990er Jahre erfreut sich diese Technologie eines hohen Forschungsinteresses. Im Rahmen von isothermen und erstarrungsbegleitenden Behandlungsvarianten wird dabei ein zumeist stabförmiger Schallgeber, der als Sonotrode bezeichnet wird, in die Schmelze eingetaucht und erzeugt durch hochfrequente sinusförmige Schwingungen (ca. 20 kHz) in Kombination mit einer definierten Amplitude (peak-to-peak ca. 35  $\mu\text{m}$ ) innerhalb der Schmelze starke Druckschwankungen. Diese führen zur Entstehung von Kavitationen (Bildung, Wachstum und Kollaps gas- und dampfgefüllter Blasen), die über verschiedene Mechanismen Kornfeinung und –Multiplikation hervorrufen. Aufgrund materialabhängiger Dämpfung sinkt die Druckamplitude mit zunehmender Entfernung zur Strahlquelle, weshalb Kavitation vorrangig in einer sich an der Sonotrodenspitze ausbildenden Kavitationszone limitierter Größe gebündelt auftritt. Ein weiterer Effekt ist die Entstehung der sogenannten akustischen Strömung, die in Richtung der Schallausbreitung fließt und durch konvektive Strömungen die Durchmischung des zu behandelnden Fluids ermöglicht [14, 15].



Trotz der durch die Ultraschallbehandlung hervorgerufenen und zahlreich bestätigten positiven metallurgischen Effekte ist dieser Technologie der verbreitete industrielle Einsatz bislang verwehrt geblieben. Zu den Ursachen dafür zählen zum einen die limitierte und nicht oder nur schwer skalierbare Größe der sich um die Sonotroden spitze ausbildenden Kavitationszone, die maßgeblich für die kornfeinende und –multiplizierende Wirkung der Ultraschallbehandlung verantwortlich ist. Dabei hat sich auch herausgestellt, dass die bislang verwendeten Sonotrodenwerkstoffe (zumeist Stahl und Titan bzw. Titanbasislegierungen) den erosiven Wirkungen des flüssigen Aluminiums und der Kavitation nicht dauerhaft standhalten, was zu Materialabplatzungen an der Sonotrode und somit zur Verunreinigung der zu behandelnden Schmelze führt. Zum anderen gestaltet sich die Simulation der Ultraschallbehandlung als sehr schwierig. Die Modellierung des Prozesses erfordert die Einbindung zahlreicher komplexer Modelle zur Berechnung der im Zusammenhang mit Ultraschall auftretenden physikalischen Phänomene, namentlich der Kavitation und der akustischen Strömung, die im Falle nicht isothermer Ansätze letztlich noch mit gießtechnologischen Berechnungen überlagert werden müssen. Zudem sind für die Berücksichtigung der hohen Frequenzen und geringen Amplituden hochauflösende Rechenschritte und eine feine Diskretisierung notwendig. Als Folge dieser Umstände wurden bislang meist Simulationsmodelle aufgestellt, die nur einzelne Aspekte der Ultraschallbehandlung abbilden, dadurch jedoch die Interaktion der Effekte untereinander außer Acht lassen oder aber sich dabei auf zweidimensionale Simulationen konzentrieren. Die Erstellung eines ganzheitlichen, die wesentlichen Effekte der Ultraschallbehandlung umfassenden dreidimensionalen Modells steht somit noch aus [16, 17].

### 1.3 Lösungsansatz

Die vorliegende Arbeit knüpft an diesen beiden teils noch offenen Fragestellungen, einer konkreten industriellen Applikation und der Prozesssimulation, an. Am Beispiel der vielseitig eingesetzten Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 befasst sie sich mit der Untersuchung, inwieweit der zum Teil limitierte Wirkungsbereich der Ultraschallbehandlung für das Schwerkraftkokillengießen, konkret, eine erstarrungsbegleitende Behandlung der zuletzt erstarrenden speisernahen Bereiche genutzt werden kann, um dort ein feineres Gefüge und somit bessere mechanische Eigenschaften zu erzeugen. Im Fokus steht die Fertigung homogenerer und höher belastbarer Gussteile aus Aluminium. Die forcierte Behandlung bzw. die dafür zur Verfügung stehende Behandlungszeit hängt dabei maßgeblich von der Geometrie des zu behandelnden Gussteils ab. Aus diesem Grund erfolgen die Untersuchungen zum einen an einem massiven, großvolumigen Gussteil (im Folgenden G1 genannt), das mit einer vergleichsweise langen Erstarrungszeit einhergeht, sowie an einem demgegenüber dünnwandigen Gussteil (im weiteren Verlauf als G2 bezeichnet) mit teils relativ kurzen Erstarrungszeiten. Auf diese Weise sollen zwei unterschiedliche Vertreter des geometrischen Gussteilspektrums in die Untersuchungen mit einfließen. Um die Problematik des behandlungsbedingten Sonotrodenverschleißes zu umgehen, kommt ein verschleißfester keramischer Resonator zum Einsatz, der unmittelbar mit der Sonotrode verbunden ist, an ihrer Stelle in die Schmelze eingetaucht wird und dort die Behandlung durchführt.

Die experimentellen Untersuchungen werden begleitet von dem Versuch, ein ganzheitliches Simulationsmodell aufzustellen, das die wesentlichen Aspekte der Ultraschallbehandlung (Druck-/ Schallwellenausbreitung, Kavitation, akustische Strömung) mit abbilden und zu guter Letzt mit der Erstarrungssimulation überlagert werden kann. Dieses Ziel soll mit dem Einsatz einer in der Gießereiindustrie bereits etablierten Computational Fluid Dynamics-(CFD-) Software erfolgen, die jedoch Spielraum für die Modellierung unkonventioneller Ansätze wie die hier untersuchte Ultraschallbehandlung lässt. Mit Hilfe des Programms FLOW-3D soll somit ein Werkzeug geschaffen werden, das (für die eingesetzten Probekörper) Einblicke in die während der Behandlung ablaufenden Prozesse ermöglicht, im Idealfall eine Abschätzung ihrer Wirkung auf die Beschaffenheit (Gefüge, mechanische Eigenschaften) und Qualität der auf diese Weise gefertigten Gussteile erlaubt und letztlich die Prozesssicherheit und Weiterentwicklung der Ultraschalltechnologie als vergleichsweise saubere Methode zur Schmelzebehandlung im gießereitechnologischen Kontext fördert.

## 1.4 Aufbau der Arbeit

Die Arbeit beginnt mit einer Einführung in die wissenschaftlichen Grundlagen der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 in [Kapitel 2](#) und der gieß- und verfahrenstechnologischen Aspekte der zugrundeliegenden Thematik im Rahmen von [Kapitel 3](#), wie bspw. dem Schwerkraftkokillengießen, der Speisung und Speisersysteme, vor allem aber in die Methoden der Gefügemodifizierung. Der Ultraschallbehandlung ist in diesem Zusammenhang mit [Kapitel 4](#) ein eigenes Kapitel gewidmet, um in angemessener Ausführlichkeit auf die unterschiedlichen Aspekte des Verfahrens, vor allem auch auf bisherige Simulationsansätze, eingehen zu können. Nach einer Konkretisierung der mit dieser Arbeit verfolgten Ziele und der daraus resultierenden Aufgabenstellung in [Kapitel 5](#), beginnt die eigenständige Bearbeitung des Themas. Angefangen mit einer numerischen Vorbetrachtung der später folgenden Versuchsdurchführung in [Kapitel 6](#), die die CFD-Modellierung einer isothermen und erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung umfasst, dienen die in [Kapitel 7](#) beschriebenen Versuchsdurchführungen an den beiden Gussteilen G1 und G2 sowie die anschließende Beschreibung und Auswertung der Versuchsergebnisse in [Kapitel 8](#) neben der Untersuchung der Wirksamkeit der erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung auch der Validierung des Simulationsmodells. Dabei erfolgt u.a. die Vorstellung eines einfachen empirischen Ansatzes, der im Rahmen der Auswertung der Simulationsergebnisse den Einfluss der Kavitation auf das sich einstellende Gefüge berücksichtigt. In [Kapitel 9](#) widmet sich die Arbeit einer kritischen Auseinandersetzung mit den erzielten Simulation- und Versuchsergebnissen sowie der übrigen generierten Inhalte. [Kapitel 10](#) schließt die Arbeit mit einer Zusammenfassung der generierten Inhalte und einem Ausblick auf weitere Entwicklungsschritte, die auf Basis der hier generierten Resultate folgen können, ab.

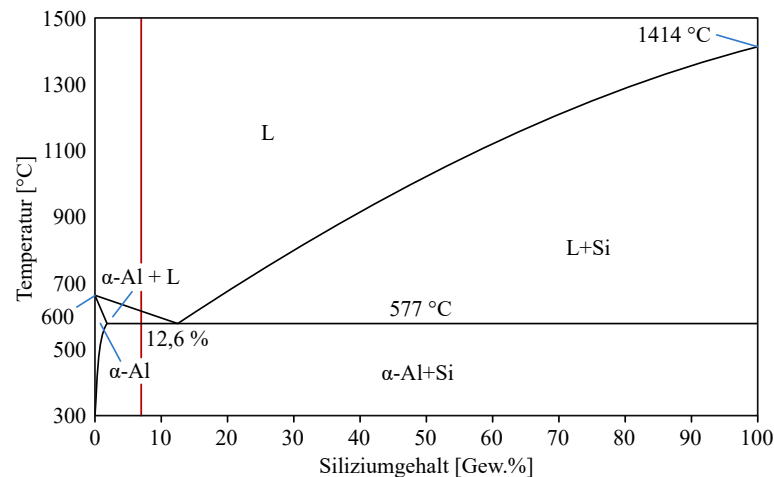
## 2 Die Aluminiumgusslegierung AlSiMg0,3

Die Aluminium(Al)-Gusslegierung AlSi7Mg0,3 zählt heute zu einer der meistvergrossenen Aluminiumlegierungen und kann zurecht als Standard- oder Universallegierung bezeichnet werden. Die Gründe hierfür liegen zum einen in ihrer für Aluminiumlegierungen typischen Kombination aus geringer Dichte gepaart mit guten mechanischen Eigenschaften. Zum anderen weist die Legierung eine gute Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit auf, was in Hinblick auf die Weiterverarbeitung und die späteren Einsatzfelder von Vorteil ist. Aufgrund der Legierungsbestandteile Mg und Si lassen sich die mechanischen Eigenschaften durch eine Wärmebehandlung weiter erhöhen, wie [Tabelle 2.1](#) deutlich macht. Andere Untersuchungen zeigen jedoch, dass dieser Prozess häufig mit einem Abfall der Bruchdehnung einhergeht. Prozessseitig wartet die Legierung mit guten gießtechnologischen Eigenschaften (Fließvermögen und Formfüllungsvermögen) auf, wodurch sich die Gussteile vergleichsweise unkompliziert herstellen lassen. Zu den typischen Einsatzfeldern aus AlSi7Mg0,3 gefertigter Gussteile zählen Strukturbau- und Fahrwerksteile sowie Automotive-, Luftfahrt- und Anlagenkomponenten [[18](#), [19](#), [20](#)].

**Tabelle 2.1:** Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften der Legierung AlSi7Mg0,3 hergestellt im Kokillengießverfahren [[18](#)].

Werkstoff- zustand	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	Dehngrenze $R_{p0.2}$ [MPa]	Bruchdehnung A [%]	Härte [HBW]
F	180 - 240	90 - 150	4 - 9	55 - 70
T6	290 - 340	220 - 280	5 - 9	90 - 125

[Abbildung 2.1](#) zeigt das binäre AlSi-Phasendiagramm. Unter Berücksichtigung der genormten Zusammensetzung der Legierung AlSi7Mg0,3, die [Tabelle 2.2](#) zu entnehmen ist, geht daraus hervor, dass das Erstarrungsintervall von Aluminium-Silizium-Legierungen mit einem Siliziumgehalt zwischen 6,5 und 7,5 Gew.-% Si mit einer Liquidustemperatur von 610 °C und einer Solidustemperatur von 550 °C ca. 60 °C beträgt. In Verbindung mit Cu als Legierungsbestandteil kann dies die Bildung von Warmrissen zur Folge haben, die in der letzten Phase der Erstarrung aufgrund erstarrungsbedingter Spannungen auftreten können. Für die vorliegende Legierung wirkt sich dieses Erstarrungsintervall vor allem aber auf die Entstehung und Beschaffenheit des Gefüges aus, wie im folgenden Abschnitt geschildert wird [[21](#), [22](#)].



**Abbildung 2.1:** Auszug aus dem binären AlSi-Phasendiagramm. Die vertikale rote Linie kennzeichnet den Siliziumgehalt der in dieser Arbeit untersuchten Legierung; nach [23, 24].

**Tabelle 2.2:** Chemische Zusammensetzung der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 [25].

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Andere	Al
6,5 - 7,5	0,19	0,05	0,1	0,25 - 0,45	0,07	0,25	0,1	Rest

## 2.1 Kristallisation

Die Erstarrung selbst und letztlich auch das daraus resultierende Gefüge sind das Ergebnis diverser Einflussfaktoren. Zu den wichtigsten zählen u.a. die Legierungszusammensetzung, das Gießverfahren, die Werkzeugbeschaffenheit (Kokille), die Art der Formfüllung sowie die Abkühlbedingungen. Nach dem Vergießen der Schmelze in die Gießform führt die Wärmeabgabe der Schmelze an die Kokillenwände zu einer kontinuierlichen Abnahme der Schmelztemperatur. Durch das Unterschreiten der Liquidustemperatur setzt dann der Erstarrungsvorgang ein. Zu Beginn der Erstarrung und der damit verbundenen Zustandsänderung werden aufgrund der abnehmenden Temperatur neue Phasen gebildet. Sie entstehen durch den Zusammenschluss einiger weniger Atome in sehr kleinen lokal begrenzten Bereichen, die als Keime bezeichnet werden. Ein Keim beschreibt dabei ein begrenztes Volumen kristalliner Anordnung der Atome [13, 23].

### 2.1.1 Keimbildung

Die treibende Kraft hinter jeder Phasenänderung und somit auch des Erstarrungsprozesses (flüssig → fest) ist die Änderung der freien Energie. Die sogenannte Helmholtz-Energie  $F$  eines Stoffes kann dabei wie folgt ausgedrückt werden:

$$F = E + p \cdot v - T \cdot S \quad (2.1)$$

mit  $E$  als innere Energie, also die Höhe der Arbeit zur Trennung der Atome einer Phase,  $p$  als Druck,  $v$  als Volumen,  $T$  als Temperatur und  $S$  als Entropie. Thermodynamisch betrachtet kann

die freie Energie in einem System ohne Einflussnahme von außen nur sinken. Die Entropie wird als Maß für den Grad der Unordnung in der Struktur der Atome einer Phase herangezogen. Im schmelzflüssigen Zustand ist die Entropie aufgrund der hohen thermischen Energie des Systems im Vergleich zum erstarrten Festkörper hoch. Für den Schmelzprozess ist somit ein bestimmtes Maß an Wärme notwendig, die als Schmelzwärme bezeichnet wird. Dabei handelt es sich um die Menge Energie, die erforderlich ist, die Moleküle und Atome in Unordnung zu versetzen, also die Entropie zu erhöhen. Bei konstantem Druck wird die Helmholtz-Energie aus [Gleichung 2.1](#) zur Gibbsschen freien Energie, kurz Gibbs-Energie  $G$ :

$$G = H - T \cdot S \quad (2.2)$$

mit

$$H = E + p \cdot S \quad (2.3)$$

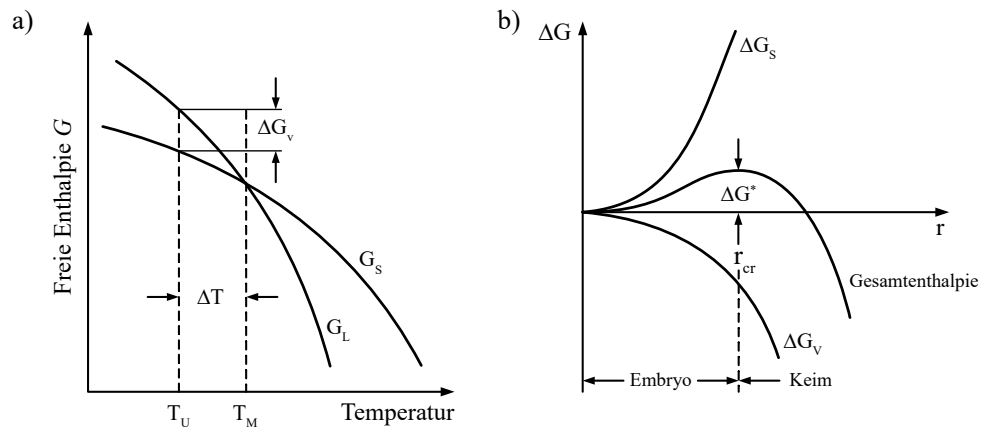
mit  $H$  als Enthalpie. Da mit Blick auf [Abbildung 2.2 a](#)) die Steigung der freien Energie der Flüssigphase gegenüber der festen Phase steiler ausgeprägt ist, also die Unordnung im flüssigen Zustand wie zuvor beschrieben größer ist ( $S_L > S_S$ ), gibt es einen Punkt, an dem sich die flüssige und feste Phase im thermodynamischen Gleichgewicht befinden. Dabei handelt es sich um die Schmelztemperatur, bei der keine Umwandlungsprozesse, also weder erwärmungsbedingtes Schmelzen noch eine abkühlbedingte Erstarrung, stattfinden. Die freien Enthalpien bzw. Gibbs-Energien von Schmelze  $G_L$  und Kristall  $G_S$  sind also gleich groß; die Änderung des chemischen Potentials oder der Gibbs-Energie ist Null. Es gilt:

$$G_L - G_S = 0 \quad (2.4)$$

Keime, die im Rahmen des Erstarrungsprozesses stabil genug und wachstumsfähig sind, entstehen erst bei einer Temperatur  $T_U$ , welche die thermodynamische Gleichgewichtstemperatur um einen Betrag  $\Delta T$  unterschreitet. Diese Unterkühlung bildet die treibende Kraft  $\Delta G_v$  (Änderung der volumetrischen freien Enthalpie), die zur Bildung stabiler Keime erforderlich ist ([Abbildung 2.2 a](#)):

$$\Delta G_v = G_L - G_S \quad (2.5)$$

Oberhalb der Schmelztemperatur lösen sich entstandene Cluster prinzipiell schneller auf als sie wachsen können; sie sind also instabil. Das Verhältnis von Wachstum und Wiedereinschmelzen verschiebt sich aufgrund der treibenden Kraft  $\Delta G$  mit abnehmender Temperatur zugunsten des Wachstums. Allerdings ist erst bei einem ausreichend hohen Betrag der Unterkühlung die Änderung der volumetrischen freien Enthalpie  $\Delta G_v$  groß genug, um die von der Schmelze ausgehenden Auflösprozesse bis zur Erreichung eines kritischen Keimradius zu kompensieren. Die Ursache hierfür ist, dass erst bei Erreichen einer bestimmten Unterkühlung die mit dem beginnenden Kristallisationsprozess freigesetzte latente Wärme die Schmelze zwar wieder aufheizt, aber nicht mehr die Schmelztemperatur erreicht. Mit Blick auf [Abbildung 2.2 b](#)) setzt sich die freie Gesamtent-



**Abbildung 2.2:** Theoretische Grundlagen der Keimbildung: Verläufe der freien Enthalpien von Fest und Flüssig, b) freie Enthalpie als Funktion des Keimradius, nach [26, 27].

halpie  $\Delta G^*$  in Abhängigkeit des Keimradius dabei aus einem Oberflächenanteil  $\Delta G_S$  und einem Volumenanteil  $\Delta G_V$  zusammen, die wie folgt beschrieben werden können:

$$\Delta G_S = 4\pi r^2 \gamma \quad (2.6)$$

und

$$\Delta G_V = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v \quad (2.7)$$

mit  $\gamma$  als Grenzflächenenergie. [Abbildung 2.2 b\)](#) zeigt, dass die Gesamtenthalpie  $\Delta G^*$  bei einem kritischen Keimradius  $r_{cr}$  ein Maximum erreicht. Dieses Maximum wird als Aktivierungsenergie bezeichnet:

$$\Delta G^* = \Delta G_r \quad (2.8)$$

Für einen sphärischen Keim mit definiertem Radius kann die freie Enthalpie beschrieben werden als:

$$\Delta G_r = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad (2.9)$$

Aus der Bedingung

$$\frac{\partial \Delta G_r}{\partial r} = -4\pi r^2 \Delta G_v + 8\pi r \gamma = 0 \quad (2.10)$$

leitet sich der kritische Keimradius  $r_{cr}$  ab:

$$r_{cr} = \frac{2\gamma_{cr}}{\Delta G_v} \quad (2.11)$$

mit

$$\Delta G_v = \Delta T \Delta S_F \quad (2.12)$$

Dabei entspricht  $\gamma_{cr}$  der kritischen Grenzflächenenergie, die mit der neu erzeugten Kornoberfläche verbunden ist, und  $\Delta S_F$  der Schmelzentropie. Der Beginn der Kristallisation ist somit von der Keimgröße abhängig. Aufgrund des Maximums der freien Enthalpie bei einem kritischen Radius  $r = r_{cr}$ , wird ein Cluster mit dem Radius  $r < r_{cr}$  (*Embryo*) höchstwahrscheinlich zerfallen, falls die überschüssige Energie nicht aus dem System abgeführt wird. Ein Cluster mit einem Radius  $r > r_{cr}$  (*Keim*) ist hingegen stabil; die freie Enthalpie sinkt durch das Wachstum des Keims, wodurch die Schmelze zu kristallisieren beginnt. Mit zunehmender Unterkühlung sinken die erforderliche Keimbildungsarbeit und die kritische Keimgröße, wodurch die Zahl stabiler Keime und somit die Feinkörnigkeit des Gefüges steigen. Dagegen entstehen beim Halten der Temperatur knapp unter der Liquidustemperatur nur wenige Keime, die bei langsamer Abkühlung weiter anwachsen und in einem grobkörnigen Gefüge resultieren [10, 26, 27, 28, 29, 30].

Wird angenommen, dass auf die Grenzfläche zwischen Flüssig und Fest oder auf das gesamte System Druck ausgeübt wird, kann in Anlehnung an [Gleichung 2.1](#) die Änderung der freien Energien der beiden Zustände folgendermaßen ausgedrückt werden:

$$\Delta F_L = v_L \Delta p - S_L \Delta T \quad (2.13)$$

$$\Delta F_S = v_S \Delta p - S_S \Delta T \quad (2.14)$$

Aufgrund der Gleichgewichtsbedingung  $\Delta F_L = \Delta F_S$  erfolgt aufgrund des angelegten Druckes eine Änderung der Gleichgewichtstemperatur, die ihren Ausdruck in der folgenden, als Clapeyron-Gleichung bekannten Gleichung findet:

$$\Delta T_P = \frac{\Delta p \Delta v}{\Delta S_f} \quad (2.15)$$

Ein Anstieg des Druckes ( $\Delta p > 0$ ) führt bei ansonsten konstanten  $\Delta v$  und  $\Delta S_f$  zu einem Anstieg der Unterkühlung. Für Metalle liegt der Grad der druckbedingten Unterkühlung bei ungefähr 0,1 K/atm, sodass enorme Drücke für eine folgenreiche Änderung der Gleichgewichtstemperatur erforderlich sind. Bei Differentialschreibweise von Gleichung 2.1 und bei konstanter Temperatur  $dT = 0$  folgt:

$$\left( \frac{\partial G}{\partial p} \right)_T = v \quad (2.16)$$

Bei konstanter Temperatur steigt mit zunehmendem Druck auch die freie Energie der Phasen. Die durch die Clapeyron-Gleichung beschriebene druckbedingte Änderung der Gleichgewichtstemperatur bedeutet somit auch, dass die schmelzbedingte volumetrische Expansion der meisten Metalle und Legierungen, gemäß [Gleichung 2.16](#)  $\Delta T_P / \Delta P > 0$ , üblicherweise einen Anstieg der Schmelztemperatur zur Folge hat [10, 31].

Grundsätzlich können zwei Keimbildungsvarianten unterschieden werden: die homogene und die heterogene Keimbildung. Beide können [Abbildung 2.3](#) entnommen werden. Die *homogene Keimbildung* ([Abbildung 2.3 a](#)) ist das Ergebnis der Bildung von Aluminium-Clustern aus der Schmelze heraus, ohne die Beteiligung von Fremdstoffen. Die *heterogene Keimbildung* ([Abbildung 2.3 b](#)) hingegen ist durch eine gezielte Förderung der Keimbildungsrate gekennzeichnet, die als Kornfeinung bezeichnet wird und Gegenstand von [Abschnitt 3.2.1.1](#) ist. Dazu werden der Schmelze unlösliche Fremdpartikel, im Fall von Aluminium-Gusslegierungen meistens Titandiborid ( $\text{TiB}_2$ ) oder Keimkristalle beigemischt, an denen sich die Atome anlagern können und an denen das Keimwachstum einsetzt. Die Keimbildung tritt durch zahlreich vorhandene Fremdkeime deutlich schneller und häufiger auf. Zudem wird auch die Formwand von der Schmelze für die heterogene Keimbildung genutzt.

Der in [Gleichung 2.11](#) beschriebene kritische Keimradius gilt prinzipiell sowohl für die homogene als auch für die heterogene Keimbildung. Jedoch unterscheiden sich die notwendigen Aktivierungsenergien  $\Delta G^*$  der beiden Varianten, die für die homogene Keimbildung

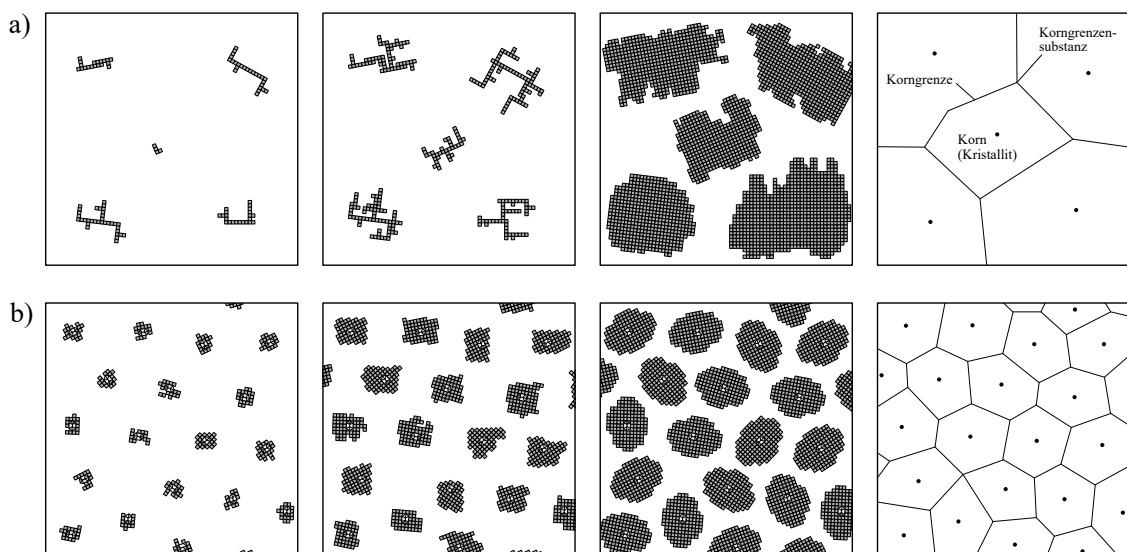
$$\Delta G_{\text{homogen}}^* = \frac{16\pi\gamma_{cr}^3}{3\Delta G_v^2} \quad (2.17)$$

beträgt und für die heterogene Keimbildung

$$\Delta G_{\text{homogen}}^* = \frac{16\pi\gamma_{cr}^3}{3\Delta G_v^2} \cdot f(\theta) = \Delta G_{\text{homogen}}^* \cdot f(\theta) \quad (2.18)$$

$f(\theta)$  entspricht hierbei der Funktion des Kontaktwinkels  $\theta$  der Schmelze auf dem Partikel oder dem Untergrund, auf dem die Keimbildung erfolgen soll, schematisch dargestellt in [Abbildung 2.4](#), die wie folgt definiert ist:

$$f(\theta) = \frac{1}{4}(2 - 3\cos(\theta) + \cos^3(\theta)) \quad (2.19)$$



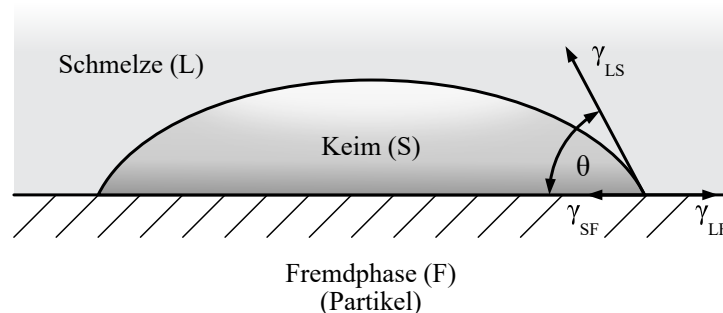
**Abbildung 2.3:** Schematische Darstellung a) der homogenen und b) heterogenen Keimbildung, nach [32].



mit

$$\cos(\theta) = \frac{\gamma_{LF} - \gamma_{SF}}{\gamma_{LS}} \quad (2.20)$$

$\gamma_{LF}$ ,  $\gamma_{SF}$  und  $\gamma_{LS}$  stehen hierbei jeweils für die Grenzflächenenergien zwischen Schmelze und Keim, zwischen Keim und Fremdphase sowie zwischen Schmelze und Fremdphase.  $f(\theta)$  kann Werte zwischen 0 ( $\theta = 0$ ) und 1 ( $\theta = \pi$ ) annehmen, wodurch deutlich wird, dass die erforderliche Aktivierungsenergie gegenüber der homogenen Keimbildung sinkt und die heterogene Keimbildung früher einsetzen kann.

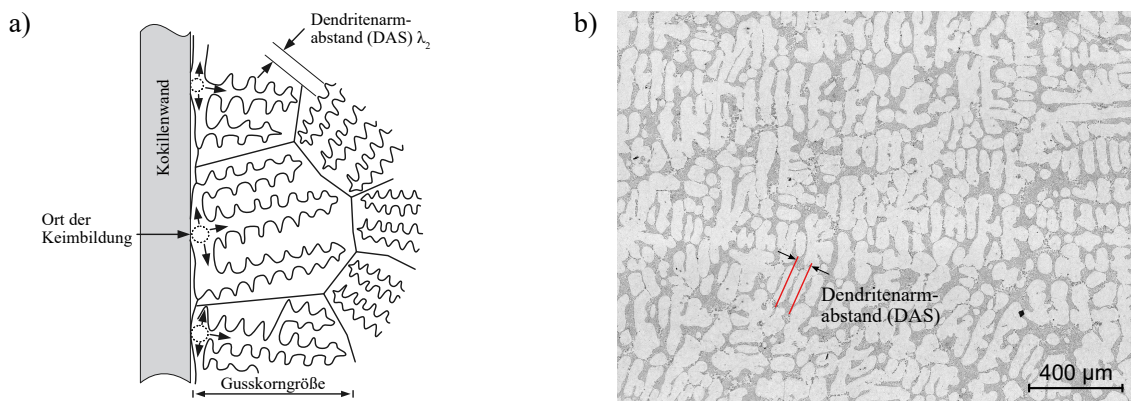


**Abbildung 2.4:** Schematische Darstellung der heterogenen Keimbildung.

Aus energetischen Gründen steigt also bei der heterogenen Keimbildung mit den zur Verfügung stehenden Oberflächen die Keimbildungsrate, weshalb im Vergleich zur homogenen Keimbildung ein geringeres Maß der Unterkühlung zur Keimbildung erforderlich ist. Ein Teil der für die Keimbildung erforderlichen Grenzflächenenergie kann somit eingespart werden; dieser Effekt kann durch geometrische Gegebenheiten, bspw. Kanten, unterstützt werden. Mit zunehmender Ab- und Unterkühlung steigen die Keimbildungsrate und die Keimbildungsgeschwindigkeit exponentiell an. Das fortschreitende Kristallwachstum hat zur Folge, dass die über das gesamte Schmelzvolumen verteilten Kristalle, auch Körner genannt, im Zuge der andauernden Erstarrung aneinanderstoßen und in den noch flüssigen Bereichen solange weiterwachsen, bis keine Schmelze mehr vorhanden ist. Die dabei entstehenden Grenzflächen der sich berührenden Kristalle werden als Korngrenzen bezeichnet. Am Beispiel einer von der Kokillenwand ausgehenden Erstarrung ist dieser Prozess in [Abbildung 2.5 a](#)) abgebildet. Das im erstarrten Gussteil vorliegende und aus all diesen Kristallen und Korngrenzen resultierende werkstoffcharakteristische Gesamtbild wird als Gefüge bezeichnet und ist Gegenstand des folgenden Abschnittes [13, 23, 29, 30, 33, 34, 35].

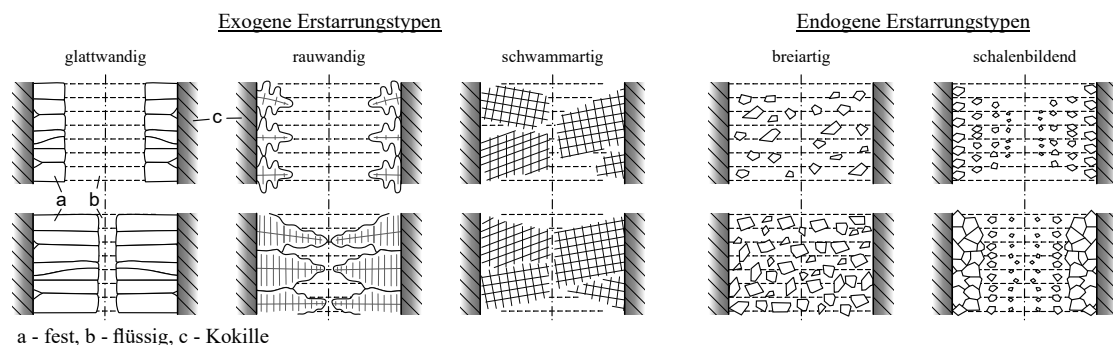
## 2.2 Gefügebildung

Im Laufe der Erstarrung wachsen aus den anfänglichen Keimen Kristalle. Die Gestalt bzw. Morphologie dieser Kristalle hat einen erheblichen Einfluss auf die späteren mechanischen Gussteileigenschaften. In Abhängigkeit der Erstarrungsbedingungen wachsen diese, ausgehend von der



**Abbildung 2.5:** a) Schematische Darstellung der dendritischen Entwicklungsstufen vom Keim zum Gusskorn mit Darstellung des primären und sekundären Dendritenarmabstandes, nach [23], b) Gefügebildung der Legierung AlSi7Mg0,3 mit eingezeichneten DAS.

Formwand, aufgrund der bevorzugten Wachstumsrichtung entgegen der Richtung des Wärmetransports gerichtet hin zum Gussteilzentrum. Dieser Prozess wird als exogene Erstarrung bezeichnet. Die dabei entstehenden Stängelkristalle werden als Dendriten (griech dendros = Baum) bezeichnet, weshalb häufig von einem dendritischen Gefüge die Sprache ist. In der Realität wachsen jedoch nur die nahe der Formwand befindlichen Dendriten gerichtet. Im übrigen Gussteil sind die dendritischen Wachstumsrichtungen ungeordnet (Abbildung 2.5 b)). Der exogenen Erstarrung steht die endogene, radial ungerichtete Erstarrung gegenüber. Diese tritt bei sehr hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten auf, bei denen sich keine Stängelkristalle ausbilden können. Das daraus hervorgehende radial ungerichtete Gefüge wird als globulitisch bezeichnet. Globulitische Gefüge treten jedoch häufig auch in den späteren Phasen der Erstarrung auf; aufgrund von vorhandener Restschmelze, Verunreinigungen und Partikel sowohl im Gussteilzentrum als auch bei der Ausbildung der interdendritischen Bereiche und des Eutektikums. Beide Erstarrungsformen können in ihren unterschiedlichen Ausprägungen [Abbildung 2.6](#) entnommen werden [13, 23, 36].



**Abbildung 2.6:** Erstarrungstypen, nach [37].

Die exogene Erstarrung ist die wesentliche Erstarrungsform technischer Al-Gusslegierungen. Ein Großteil der Aluminiumgusslegierungen erstarrt in Form primärer  $\alpha$ -Al-Dendriten. Wie bereits geschildert, hängt die Zahl der vorhandenen Dendriten bzw. Kristalle und somit ihre Größe von der

Zahl aktiver Keimbildungsstellen, kurz Kristallisatoren, ab. Aufgrund der legierungsübergreifenden höheren statistischen Aussagekraft wird als Qualitätsmerkmal der sogenannte Dendritenarmabstand (DAS)  $\lambda_2$  gemessen ([Abbildung 2.5](#)). Aufgrund der Korrelation zwischen lokaler Abkühl- bzw. Erstarrungsgeschwindigkeit und der Dendritengröße lässt sich der Dendritenarmabstand wie folgt berechnen:

$$\lambda_2 = k \cdot \sqrt[3]{t_f} \quad (2.21)$$

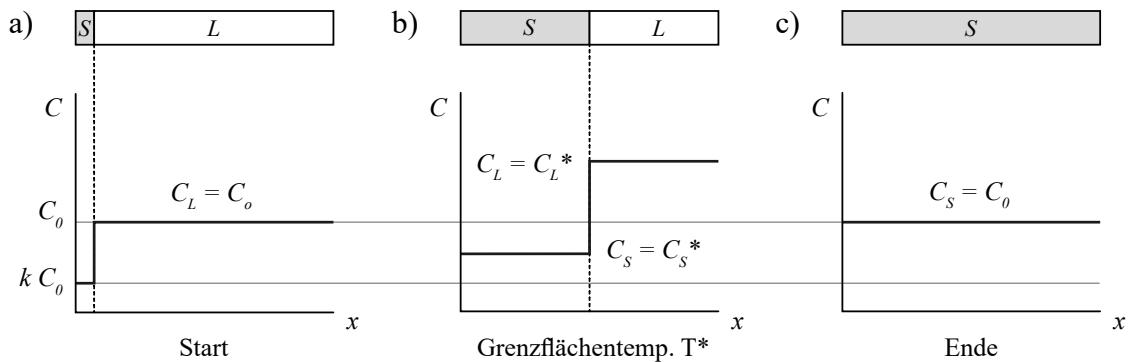
mit  $k$  als werkstoffabhängige Konstante (AlSi7Mg:  $k = 11,0 \mu\text{m s}^{-1/3}$ ) und  $t_f$  als Erstarrungszeit. Aus der Gleichung ist zu entnehmen, dass der DAS umso geringer ist, desto schneller die Abkühlung erfolgt. In der Praxis werden meist geringe Erstarrungszeiten zur Einstellung eines feinen Gefüges angestrebt, da dieses wiederum gute mechanische Eigenschaften begünstigt. In begrenztem Umfang können über den DAS quantitative Aussagen zu lokalen Abkühlgeschwindigkeiten gemacht werden. Generell gilt jedoch: je feiner das Gefüge ist, desto besser sind in der Regel die mechanischen Eigenschaften des Gussteils [[36](#), [38](#)].

Neben der erstarrungsbedingten Ausbildung der primären Aluminiumphasen spielt das sogenannte Eutektikum eine wesentliche Rolle bei der Ausprägung des Gefüges. Das Eutektikum entsteht vorrangig in den später erstarrenden interdendritischen Räumen. Aufgrund der fehlenden Mischbarkeit von Aluminium und Silizium trennen sich dort beide Werkstoffe im Zuge der Abkühlung. Im unbehandelten bzw. unveredelten Zustand liegt das eutektische Silizium im erstarrten Gussteil zumeist eingebettet in Aluminium in grober korallen-, nadel- oder plättchenförmiger Ausprägung vor. Bedingt durch die feste, spröde Beschaffenheit des Siliziums gegenüber Aluminium beeinträchtigt das Silizium die mechanischen Eigenschaften des Gussteils, vorrangig die Duktilität [[13](#), [23](#)]. [Abschnitt 3.2.1.2](#) befasst sich eingehend mit der Ausscheidung des eutektischen Siliziums sowie entsprechenden Gegenmaßnahmen.

## 2.3 Gleichgewichtserstarrung (Hebelgesetz)

Zur theoretischen, modellbasierten Beschreibung des Erstarrungsprozesses und zur Ermittlung der Legierungskonzentration während der Erstarrung wird häufig das Modell der gleichgewichtigen Erstarrung herangezogen, das mit Hilfe von [Abbildung 2.7](#) erläutert werden soll.

Steht während des Erstarrungsprozesses ausreichend Zeit für eine vollständige Diffusion der Legierungselemente zur Verfügung oder erfolgt sowohl im Flüssigen als auch im Festen eine ausreichend schnelle Diffusion, liegt nach einer abgeschlossenen Erstarrung über das gesamte Volumen eine homogene Legierungszusammensetzung vor. Im Hinblick auf die Praxis, werden in beiden Fällen zu hohe Erstarrungszeiten vorausgesetzt. Das Prinzip der langsamen, planaren Erstarrung nahe dem Gleichgewicht setzt in den flüssigen wie in den festen Bereichen einen vollkommenen Diffusionsausgleich voraus, also  $D_S = \infty$  und  $D_L = \infty$ . Ausgehend von einer anfänglichen Gesamtlegierungskonzentration des Hauptlegierungselementes  $C_0$  in einer Legierung, so beläuft sich zu Beginn der Erstarrung die Menge an Legierungselementen in der Schmelze auf  $C_L = C_0$



**Abbildung 2.7:** Umverteilung der Legierungselemente im Rahmen der Gleichgewichtserstarrung unter der Annahme des vollständigen Diffusionsausgleiches im Flüssigen und im Festen, also  $D_S = \infty$  und  $D_L = \infty$ : a) Erstarrensbeginn, b) Erstarren zu beliebigen Zeitpunkt vor vollständiger Erstarrung, c) Erstarrensende, nach [10].

(Abbildung 2.7 a)). Unter Berücksichtigung des vom Erstarrensfortschritt abhängigen Legierungskoeffizienten  $k$  verfügt der zuerst erstarrende Bereich über einen Legierungsgehalt von  $C_S = k \cdot C_0$ , da der verfestigte Bereich in Folge der Erstarrung eine Teilmenge des Legierungselementes an die Schmelze abgibt. Bei einer Grenzflächentemperatur  $T^*$  zwischen fest und flüssig zu einem beliebigen Zeitpunkt während des Erstarrensprozesses (Abbildung 2.7 b)), ist der Legierungsgehalt im Flüssigen auf  $C_L^* > C_0$  angestiegen und der im Festen liegt dadurch unter  $C_0$  ( $C_S^* > k \cdot C_0$ ). Durch Angabe des Massenanteils des Festkörpers  $f_S$  und der Schmelze  $f_L$  ( $f_L + f_S = 1$ ) kann der Konzentrationsverlauf bzw. Verteilung und Gesamtmenge des Legierungselements zum einen für den Festkörper  $C_S$  und zum anderen für die Schmelze  $C_L$  folgendermaßen berechnet werden:

$$C_S f_S + C_L f_L = C_0 \quad (2.22)$$

mit dem Legierungsgehalt im Festen  $C_S$  als:

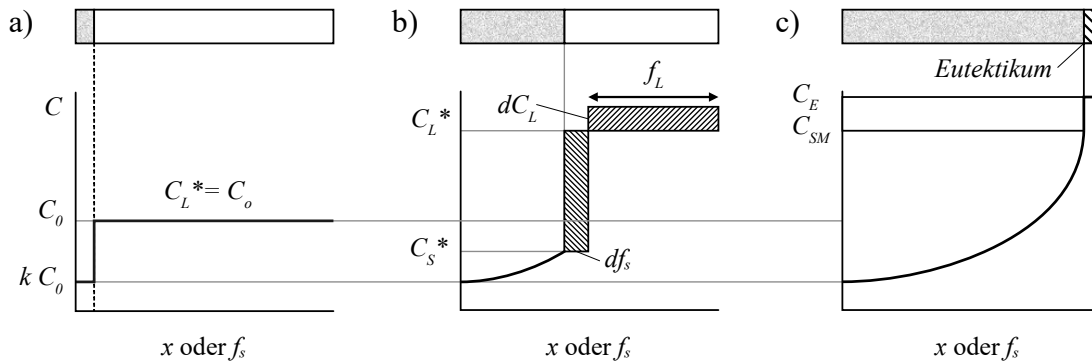
$$C_S = \frac{k C_0}{1 - (1 - k) f_S} \quad (2.23)$$

Letztere Gleichung wird als Hebelgesetz bezeichnet. Sie ist unter der Voraussetzung gültig, dass die Dichte im Flüssigen und Festen gleich bleibt, also  $\rho_L = \rho_S$  entspricht. Bedingt durch die schnelle Diffusion innerhalb des erstarrten Bereiches ist der dortige Legierungsgehalt nach Abschluss des Erstarrensprozesses über das gesamte Erstarrensvolumen gleich verteilt und entspricht dem Legierungsgehalt im Flüssigen zu Beginn der Erstarrung (Abbildung 2.7 c)). Trotz der gleichgewichtsorientierten Eigenschaften der Erstarrung erfolgt während der Erstarrung eine grundlegende Neuverteilung der Legierungselemente. Gemäß dem Fall, dass  $\rho_L$  von  $\rho_S$  abweicht, also  $\rho_L \neq \rho_S$  ist, tritt anstelle von Gleichung 2.23 eine allgemeinere, jedoch vergleichbare Gleichung, wenn die Volumenanteile  $g$  an die Stelle der Massenanteile  $f$  eingesetzt werden [10]:

$$C_S = \frac{1 - (1 - \rho_S/\rho_L) g_S}{1 - (1 - k \rho_S/\rho_L) g_S} k C_0 \quad (2.24)$$

## 2.4 Gulliver-Scheil-Modell

Während das Hebelgesetz von einer homogenen Verteilung der Legierungselemente ausgeht, erklärt das Gulliver-Scheil-Modell die Bildung von Seigerungen bis hin zur Entstehung des Eutektikums und soll daher hier, am Beispiel von [Abbildung 2.8](#), ebenfalls erläutert werden.



**Abbildung 2.8:** Umverteilung gelöster Legierungselemente bei einer ungleichgewichtigen Erstarrung für  $D_S = 0$  und  $D_L = \infty$ : a), b), c), nach [10].

Die Randbedingung des Modells, dass im Festkörper keine Diffusion erfolgen kann, also  $D_S = 0$  ist, hat zur Folge, dass die Legierungselemente, die nicht in den Festkörper eingefügt werden können, in die Schmelze ausgeschieden werden. Dort erfahren sie aufgrund der unendlichen Diffusion der Schmelze,  $D_L = \infty$ , eine sofortige homogene Verteilung. Obwohl also keine Diffusion im Festkörper möglich ist, besteht zwischen Festkörper und Schmelze dennoch ein Austausch von Elementen.

Die Ausgangssituation, also der Beginn der Erstarrung entspricht der des gleichgewichtigen Erstarrungsmodells ([Abbildung 2.7 a](#)). Zu diesem Zeitpunkt liegt die gesamte Legierungskonzentration in der Schmelze vor, was  $C_L = C_0$  entspricht. Aufgrund der Randbedingung, dass zwischen Festkörper und Schmelze keine Diffusion erfolgen kann, resultiert im Folgenden ein Konzentrationsgradient zwischen der Legierungszusammensetzung zu Beginn der Erstarrung im Festen ( $kC_0$ ) ([Abbildung 2.8 a](#)) und der zunehmenden Konzentration des Hauptlegierungselementes zu einem gewissen Zeitpunkt während der Erstarrung  $C_S^*$  ([Abbildung 2.8 b](#)). Die Ursache hierfür ist, dass die Löslichkeitsgrenze im Festen sinkt, wodurch die Legierungskonzentration in der Schmelze steigt. Die Diffusion innerhalb der Schmelze erfolgt rasch, sodass in der verbleibenden Schmelze eine homogene Legierungszusammensetzung vorliegt, die  $C_L = C_0$  entspricht. In den zunehmend später erstarrenden Bereichen der Schmelze steigt der Legierungsgehalt bis zur jeweiligen Löslichkeitsgrenze im Festen  $C_{SM}$  an. Gleichzeitig steigt die Löslichkeit der noch vorliegenden Schmelze bis zur eutektischen Legierungszusammensetzung  $C_E$  und erreicht letztlich die eutektische Zusammensetzung, aus der das Eutektikum hervorgeht ([Abbildung 2.8 c](#)). Als Resultat mathematischer Herleitung ergeben sich daraus die Scheil-Gleichungen

$$C_S = kC_0(1 - f_S)^{k-1} \quad (2.25)$$

und

$$C_L = C_0 f_L^{k-1} \quad (2.26)$$

mit

$$f_L = \left( \frac{C_L}{C_0} \right)^{1/(k-1)} \quad (2.27)$$

hervorgeht und zu

$$f_L = 1 - f_S = \left( \frac{T_m - T_L}{T_m - T} \right)^{1/(k-1)} \quad (2.28)$$

mit  $T_m$  als Schmelzpunkt des Basiswerkstoffes (bspw. Al) führt. Durch Letztere ist die Bestimmung des Feststoffanteils  $f_S$  bei einer bestimmten Temperatur  $T$  unterhalb der Liquidustemperatur  $T_L$  möglich [10, 39].

## 3 Gieß- und verfahrenstechnologische Aspekte

Im Hinblick auf die gießtechnologischen Gesichtspunkte wird aufgrund der Relevanz für die vorliegende Arbeit nach einer kurzen Einordnung im Folgenden lediglich auf das Schwerkraftgießen in Dauerformen eingegangen. Neben den verfahrensspezifischen Eigenschaften wird vor allem die Bedeutung und Funktion der Speisungstechnik näher betrachtet. Im Anschluss daran wird der Fokus der Ausführungen auf die bekannten chemischen und physikalischen Methoden zur Gefügemodifizierung gelegt.

### 3.1 Schwerkraftkokillengießen

#### 3.1.1 Einordnung

Das Schwerkraftkokillengießen ist ein Dauerformverfahren, bei dem sowohl Formfüllung als auch Erstarrung lediglich unter Einwirkung der Schwerkraft erfolgen. Insbesondere bei mittleren bis großen Produktionsserien kommt dieses Verfahren zum Einsatz, nicht zuletzt aufgrund des hohen potentiellen Automatisierungsgrades der Prozesskette [13, 40]. Die Einordnung des Verfahrens kann schematisch der Übersicht in [Abbildung 3.1](#) entnommen werden.

Kokillengießverfahren zeichnen sich durch eine sehr hohe Gestaltungsfreiheit hinsichtlich der Gussteilgeometrien aus, die unter Berücksichtigung von Schwindmaß, Konizität (für eine bessere Entformbarkeit) und Bearbeitungszugaben den Formhohlraum bilden. Somit können große Wanddickenunterschiede und komplizierte Innenkonturen innerhalb eines Bauteils umgesetzt werden. Zumeist werden sog. Vollkokillen und Gemischtkokillen verwendet, da sich durch die höhere Wärmeleitfähigkeit der metallischen Formen im Vergleich zum Gießen in verlorene Form und die damit schneller ablaufende Abkühlung (Erstarrung erfolgt in Kokillen drei- bis fünfmal so schnell wie in Formstoff) ein feineres und dichteres Gefüge ausprägt, was wiederum zu besseren mechanischen Eigenschaften führt. Auf diese Weise lassen sich Wandstärken reduzieren und Material einsparen. Darüber hinaus sind gegenüber dem Gießen in verlorene Form bessere Maßgenauigkeiten und Oberflächenqualitäten möglich [13, 40]. Hohlräume bzw. Innenkonturen werden entweder mit Hilfe von verlorenen Kernen (bspw. bei im Bauteil liegenden Hinterschneidungen) oder Dauerkernen (bspw. bei hohen mech. Beanspruchungen und ohne Hinterscheidungen für die Entnahme) realisiert. Die Verfahrensgrenzen werden zum einen durch die im Prozess realisierbaren Wandstärken als auch durch die hohen Kosten für die Werkzeugherstellung bestimmt. Bei besonders dünnwandigen Gussteilen sollten entweder das Niederdruck- oder das Druckgießen gewählt werden [13, 40, 42].

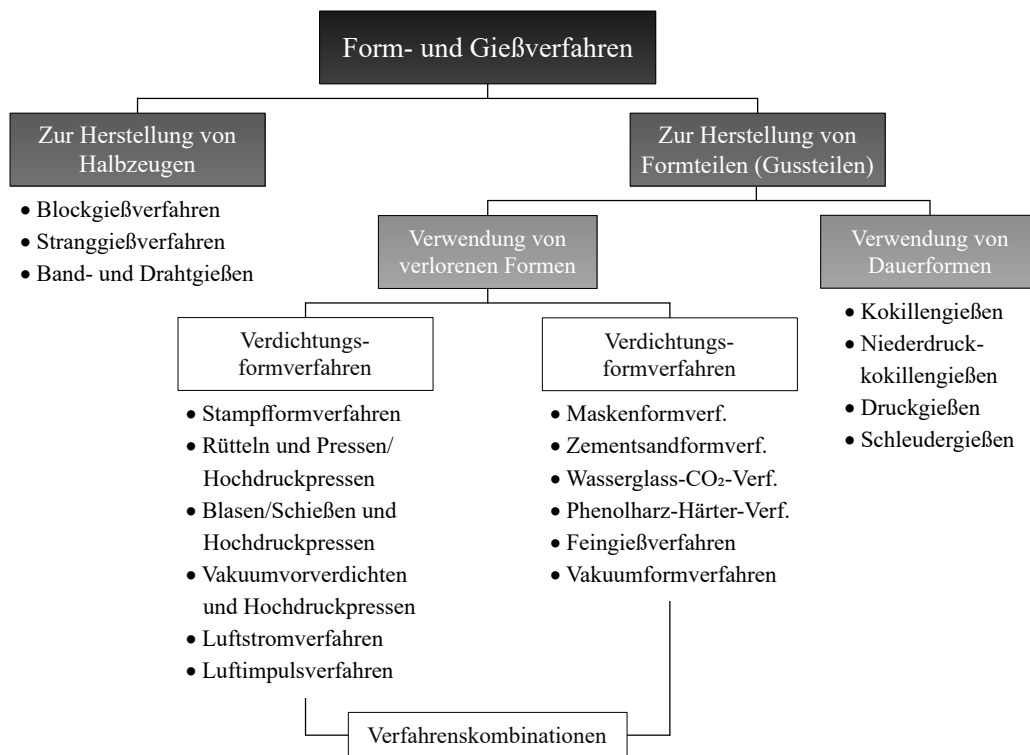


Abbildung 3.1: Form- und Gießverfahren für Aluminiumlegierungen, nach [41].

### 3.1.2 Verfahrensablauf

Die Formfüllung erfolgt durch den in der Kokille oben liegenden Einguss und das Anschnittsystem entweder mit fallender oder steigender Formfüllung. Vorteil der letzteren Variante ist zum einen eine laminare und spritzerfreie Formfüllung und zum anderen, dass Verunreinigungen während der Formfüllung mit in den Speiser aufsteigen. Diese Verfahrensvariante ist nur mit aufgesetztem Speiser (Abschnitt 3.1.4) möglich, um der Bildung von Erstarrungsfehlern wie Lunkern im Gussteil als Folge der mit der Erstarrung einhergehenden Volumenkontraktion vorzubeugen [34, 40]. Der prinzipielle Verfahrensablauf (Formfüllung, Erstarrung, Gussteilentnahme) ist in Abbildung 3.2 schematisch dargestellt.

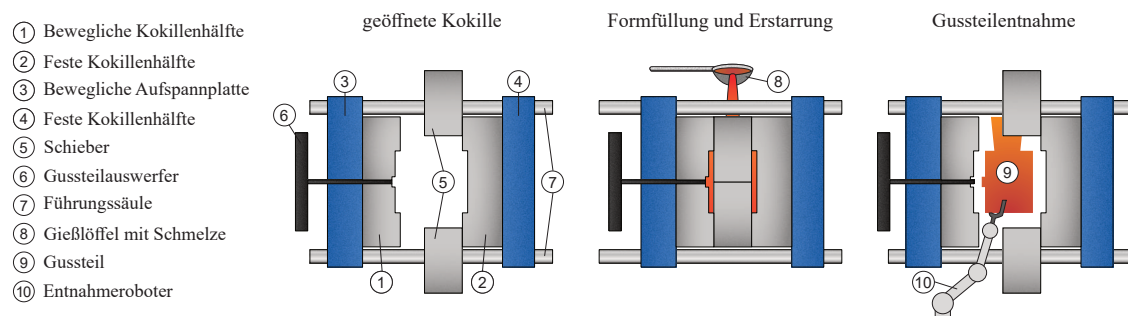


Abbildung 3.2: Prozessschritte beim Schwerkraftkokillengießen, nach [13].

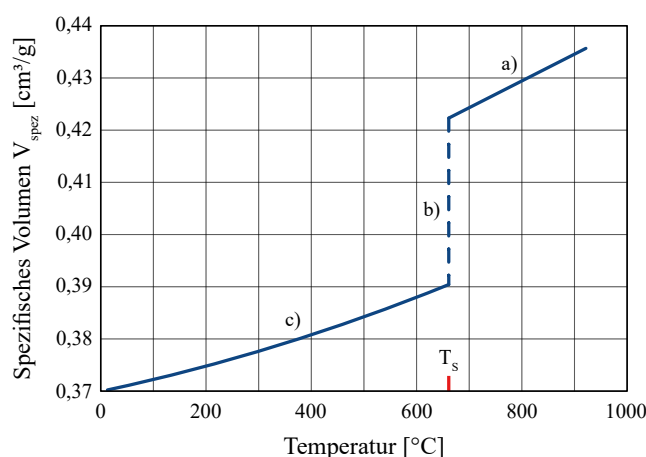


### 3.1.3 Kokillenauslegung

Bei der Auswahl eines geeigneten Kokillengerätes ist zu berücksichtigen, dass das Material über eine hohe Wärmeleitfähigkeit, Temperaturwechselbeständigkeit und geringe Wärmeausdehnung verfügt sowie möglichst verzugsfrei bleibt, um hohe Standzeiten zu begünstigen (Kokillen-Standzeit für Al-Gussteile liegt bei 50.000 bis 100.000 Abgüssen). Typische Kokillengeräte sind je nach zu vergießendem Material Gusseisen, Werkzeugstähle, Kupferlegierungen oder Graphit (bei hochschmelzenden Werkstoffen). Die Abkühlgeschwindigkeit kann neben der Wärmeabgabe an die Kokille durch Kühlkanäle innerhalb der Kokille zusätzlich erhöht werden. Die Erstarrung darf jedoch nicht so schnell erfolgen, dass Kaltläufe oder ungefüllte Bereiche innerhalb der Form auftreten. Aus diesem Grund und zur Reduzierung der Temperaturwechselbeanspruchungen werden Kokillen auf 250 bis 450 °C vorgewärmt. Zusätzlich kann die Abkühlgeschwindigkeit durch das Auftragen von wärmeisolierender („weißer“) oder wärmeleitender („schwarzer“) Schichte auf die Oberfläche des Formhohlraums beeinflusst werden, die den Kontakt zwischen Kokille und Schmelze verhindert und somit die Standzeit der Form verlängert. Zum Zweck der Entformbarkeit bestehen Kokillen aus mehreren, im einfachsten Fall zwei Teilen, die während den Gießens mittels Bügel oder Kokillenschließanlage zusammengehalten werden [13, 34, 40].

### 3.1.4 Gussteilspeisung

Die Qualität eines (im Schwerkraftgießverfahren) erzeugten Gussstückes hängt u.a. davon ab, wie gut die erstarrungsbedingte Volumenkontraktion durch den Speiser bzw. die darin vorgehaltene Schmelze ausgeglichen werden kann. Gemäß [Abbildung 3.3](#) kann die erstarrungsbedingte Volumenänderung dabei in drei charakteristische Phasen eingeteilt werden: Flüssigkeitskontraktion, Erstarrungskontraktion und Festkörperkontraktion. Das entstehende Volumendefizit gilt es mit Hilfe des Speisers zu kompensieren.



**Abbildung 3.3:** Änderung des spezifischen Volumens von Aluminium in Abhängigkeit seiner Temperatur: a) Flüssigkeitskontraktion, b) Erstarrungskontraktion und c) Festkörperkontraktion, nach [13].

In Abhängigkeit der unterschiedlichen Erstarrungsstadien und der damit einhergehenden Festkörperausbildung werden fünf grundsätzliche Speisungsarten unterschieden (Abbildung 3.4), die sich teils überschneiden und durch ein feinkörniges Gefüge begünstigt werden [10, 13, 43, 44, 45, 46]:

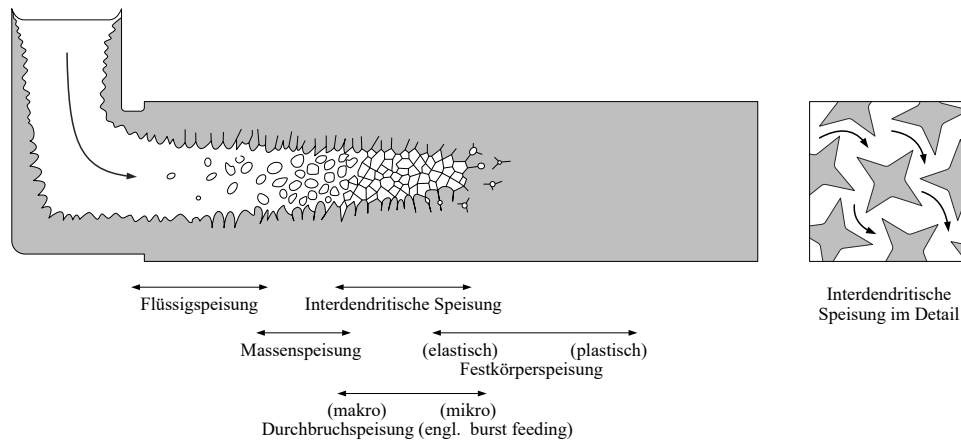


Abbildung 3.4: Speisungsmechanismen, nach [10, 13, 47].

- **Flüssigspeisung:** Der Erstarrungsprozess hat noch nicht eingesetzt, sodass sich die Schmelze ungehindert und mit maximaler Geschwindigkeit ausbreiten kann.
- **Massenspeisung:** Mit Beginn der Erstarrung bilden sich erste Körner in der Schmelze. Solange die Körner gegenseitig noch nicht miteinander in Berührung kommen, werden sie von der Schmelze schlicht mittransportiert. Der einsetzende Erstarrungsprozess führt jedoch zu einem Anstieg der Viskosität, was wiederum eine Reduzierung der Speisungsgeschwindigkeit zur Folge hat.
- **Interdendritische Speisung:** Mit fortschreitender Erstarrung kommen die wachsenden Kristalle in Berührung miteinander und bilden ein zusammenhängendes Netzwerk von Dendriten. Dieser früher oder später einsetzende Punkt wird als „*Dendrite Coherency Point* bzw. *Temperature*“ bezeichnet. Die sinkende Permeabilität, also abnehmende Durchlässigkeit des Dendritennetzwerks, hindert die Schmelze zusehends an der Speisung der innerhalb des Netzwerks noch flüssigen Bereiche. Die Temperatur, bei der die Permeabilität des dendritischen Netzwerkes erstarrungsbedingt praktisch auf null sinkt, wird als „*Rigidity (dt. Steifigkeit) Temperatur*“ oder im englischen auch als „*Maximum Packing Fraction*“ bezeichnet.
- **Durchbruchspeisung:** Eine Speisung über die Rigidity Temperatur hinaus erfordert eine Zerschlagung des entstandenen Dendritennetzwerkes. Interdendritische Schmelzflüsse können Spannungen hervorrufen, die über den in diesen Bereichen vorliegenden Scherfestigkeiten des interdendritischen Netzwerkes liegen. Dies hat eine Zerstörung des (noch fragilen) dendritischen Netzwerkes zur Folge, was wiederum zu einer Neuverteilung der flüssigen und festen Bereiche führt. Erhöhte Drücke (bspw. Gewichtskräfte, hydrostatischer Druck noch vorhandener Schmelze, Kapillarkräfte) begünstigen diesen Prozess. Eine Durchbruchspeisung wird bspw. beim Druckgießen erzwungen.

- **Festkörperspeisung:** Der Erstarrungsprozess endet mit Erreichen der Solidustemperatur, die den Übergang zur Festkörperspeisung darstellt.

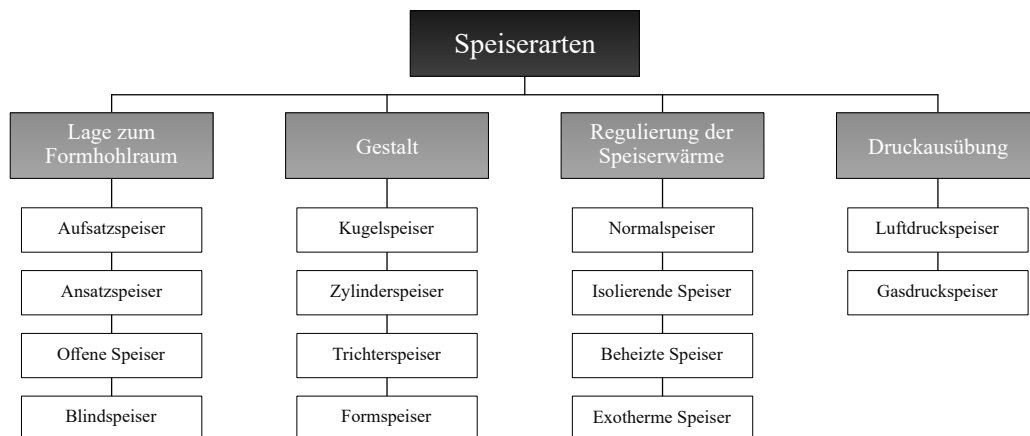
Das physikalische Volumen  $\Delta V_{phys}$  beschreibt das im Zuge der Erstarrung bis auf Raumtemperatur mit einem spezifischen Volumen  $V_{RT}$  auftretende Volumendefizit einer Schmelze mit dem spezifischen Volumen  $V_S$  wie folgt:

$$\Delta V_{phys} = \frac{V_S V_{RT}}{V_S} \cdot 100[\%] \quad (3.1)$$

Für die meisten Aluminiumlegierungen gilt dabei ein physikalisches Volumendefizit zwischen 11 und 13 %. Volumendefizite kommen dabei in verschiedenen Gussteilbereichen vor. Diese lassen sich in die Teildefizite Makrolunkervolumen ( $V_M$ ), Einfallvolumen ( $V_E$ ), kubische Schwindung ( $V_{KS}$ ) und Innendefizit ( $V_I$ ) einordnen, mit deren Hilfe unter Hinzunahme des Formvolumens ( $V_{Form}$ ) das technische Volumendefizit bestimmt werden kann [13]:

$$\Delta V_{techn} = \frac{V_M + V_E + V_{KS} + V_I}{V_{Form}} \cdot 100[\%] \quad (3.2)$$

Eine fehlerhafte Speisung kann zu Gussfehlern, vor allem zur Entstehung von Lunkern im Gussteil führen, die das Gusstück in den meisten Fällen zum Ausschussteil deklassieren. Bei der Auslegung der Gießform kommt dem Speiser somit eine entscheidende Rolle zu, da die korrekte Dimensionierung dieser Komponente einen hohen Einfluss auf die Vermeidung solcher Gussfehler hat [10, 48]. Wie in [Abbildung 3.5](#) dargestellt, können die unterschiedlichen Speiserarten u.a. nach ihrer Lage zum Formhohlraum, ihrer Gestalt, der Regulierung der Speiserwärme und der Art der Druckausübung eingeteilt werden.



**Abbildung 3.5:** Übersicht der Speiserarten, nach [49].

Eine Besonderheit stellt der von BMW entwickelte Zentralspeiser dar. Dieser basiert auf dem Einsatz anorganischer Sandkerne in Form von Speiserkernen im Zentrum des Gussteils, die gegenüber der früher eingesetzten mit organischen Bindersystemen gefertigten Kerne mit einer höheren chemischen und thermischen Stabilität sowie einer niedrigeren Kondensatbildung aufwarten. Auf Grundlage dieser Auslegung können die entsprechenden Gussteile ideal exogen von allen Seiten ins

Gussteilzentrum erstarren. Direkt oberhalb des im Gussteilzentrum entstehenden Hotspot befindet sich der Speiser. Zu den Vorteilen dieser Variante zählen eine homogenere Erstarrung, die von einer Reduzierung der Erstarrungszeit begleitet wird und damit einhergehend eine das gesamte Gussteil umfassende Senkung des DAS sowie eine entsprechende Festigkeitssteigerung ermöglicht [50].

Ungeachtet des Speisertyps gelten zur Gewährleistung einer ausreichenden Speisung ohne die Entstehung erstarrungsbedingter Fehlstellen für alle Speiserarten die folgenden grundlegenden Bedingungen [10, 13, 51]:

- **Wärmeinhaltsbedingung:** Der Speiser darf erst nach der zu speisenden Region erstarren.
- **Volumenbedingung:** Das Schmelzevolumen innerhalb des Speisers muss ausreichend groß sein, um die Schrumpfung ausgleichen zu können.
- **Speisungswegbedingung:** Vorliegen eines Speisungsweges, der den uneingeschränkten Schmelzefluss vom Speiser in die zu speisenden Bereiche ermöglicht.
- **Verbindungsbedingung:** Bei der Verbindung zwischen Gussteil und Speiser darf es sich nicht um ein Wärmezentrum handeln.
- **Druckgradientenbedingung:** Ausreichend hoher Druck(gradient) auf der Schmelze, um ihren Fluss zu den zu speisenden Regionen zu gewährleisten.
- **Druckbedingung:** Im gesamten Gussteil muss ausreichend hoher Druck vorliegen, um somit die Entstehung und Ausbreitung von Hohlräumen zu unterbinden.

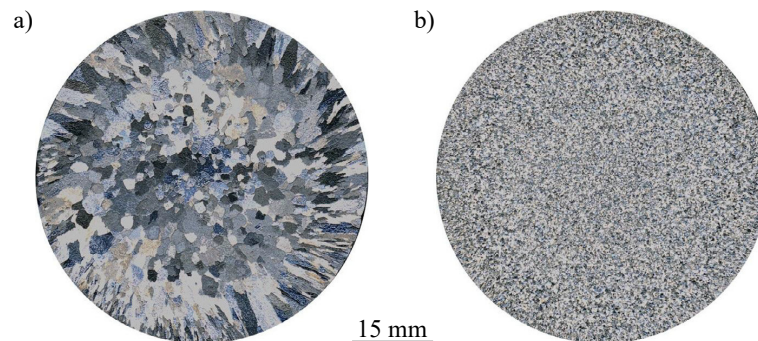
Bei der Einhaltung dieser Bedingungen oder Richtlinien, vor allem der Wärmeinhaltsbedingung als Basis, wird der sogenannte Modul herangezogen, der das Verhältnis des Volumens zu seiner wärmeabführenden Oberfläche beschreibt. Dabei weisen Gussteilbereiche mit dem gleichen Modul die gleiche Erstarrungszeit auf. Bei der Auslegung des Speisers wird üblicherweise ein Speiser-Modul empfohlen, der den 1,2-fachen Wert des Moduls des Gussteil-Wärmezentrums aufweist. Um in der Praxis sicherzustellen, dass der Speiser auch im Falle vergleichsweise hoher Erstarrungszeiten ausreichend lange über speisungsfähige Schmelze verfügt, können zudem weitere Hilfsmittel hinzugezogen werden. Dazu zählen bspw. exotherme Speiserhülsen oder exotherme Abdeckpulver; Ersterer wird in den Speiser eingesetzt und bildet die neue Wandung des Speisers; Letzteres wird auf die freie Oberfläche des Speisers gestreut und verhindert das schnelle Auskühlen der Schmelze.

## 3.2 Methoden der Geügemodifizierung

### 3.2.1 Chemische Verfahren

#### 3.2.1.1 Kornfeinung

Gemäß der Bezeichnung der Methode dient die Kornfeinung der Erhöhung der Kornzahl und somit der Erzeugung eines feineren Gefüges, zielt jedoch lediglich auf die Modifizierung der Primärphase des Gefüges ab. Dies erfolgt üblicherweise durch das Einbringen wenige  $\mu\text{m}$  großer höherschmelzender Fremdpartikel, die als erstarrungswirksame Grundlage eine heterogene Keimbildung und folglich einen Anstieg der Kornzahl / Reduzierung der durchschnittlichen Korngröße verursachen [13]. [Abbildung 3.6](#) zeigt exemplarisch die Gegenüberstellung makroskopischer Gefügaufnahmen von reinem Aluminium ohne und mit Kornfeinung.

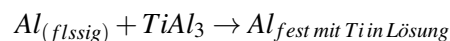


**Abbildung 3.6:** Makroskopische Aufnahmen des Gefüges von reinem Aluminium a) ohne und b) mit Kornfeiner (0.2% Al-5Ti-1B), nach [52].

Die genauen Mechanismen hinter der Kornfeinung sind noch nicht zur Gänze geklärt und über die Jahre wurden zahlreiche Ansätze zur Erklärung der Vorgänge die Kornfeinung von Al-Legierungen betreffend entwickelt, von denen sich zwei grundlegende Ansätze etabliert haben: Das *nucleant paradigm* und das *solute paradigm* [53].

#### Nucleant paradigm

Das *nucleant paradigm* führt die Wirkung der Kornfeinung maßgeblich auf die Keimpartikel zurück und betrachtet lediglich das Ereignis der Keimbildung selbst. Das nucleant paradigm umfasst dabei im Wesentlichen die folgenden Theorien: Die *Peritectic Theory* oder auch *Phasen-Diagramm-Theorie* (1) legt der heterogenen Keimbildung die durch zulegiertes Ti bedingte Verschiebung des Schmelzpunktes von reinem Al zu einem höheren Wert zugrunde – reines Al: ca. 660 °C, Al mit mind. 0,15 Gew.-% Ti: ca 665 °C – was durch einen veränderten Verlauf der Abkühlkurve nachvollzogen werden kann. Die Unterschreitung der Schmelztemperatur unter 665 °C führt dabei zur peritektischen Reaktion [54, 55]:



Bei einem ausreichend hohen Ti-Gehalt von mind. 0,15 Gew.-% erfolgt diese in einem Bereich zwischen peritektischer und Gleichgewichtstemperatur. In der Schmelze vorhandene  $\text{TiAl}_3$ -Kristalle beginnen dann sich bei Kontakt mit der Al-Schmelze zu lösen, wodurch die Al-Schmelze um das Aluminid herum mit Ti angereichert wird. Durch die höhere Ti-Konzentration steigt der Schmelzpunkt der Legierung, sodass die mit Ti angereicherte Al-Schmelze bei Kontakt mit  $\text{TiAl}_3$  beginnt zu erstarren und dies zur Keimbildung des Aluminiums auf der Oberfläche der  $\text{TiAl}_3$ -Partikel führt. Im weiteren Verlauf wächst der Al-Kristall um die Oberfläche des  $\text{TiAl}_3$ -Partikels herum, absorbiert das gelöste Ti in der Nähe des Partikels und stellt das Wachstum ein. Mit abnehmender Temperatur beginnt auf diesem Partikel dann das dendritische Wachstum [56, 57, 58]. Die *Hypernucleation Theory* (2), deren Nachweis bislang aussteht, geht davon aus, dass sich in der Schmelze gelöste (Ti-)Atome unter der Voraussetzung atomarer Kohärenz an der Grenzfläche zwischen Schmelze und ( $\text{TiB}_2$ -)Partikel ablagern. Dies kann zur Bildung stabiler Pseudokristalle führen, die auch oberhalb der Schmelztemperatur stabil sind und von denen aus bei Erreichung der Schmelztemperatur das Wachstum der  $\alpha$ -Al-Kristalle bei Vermeidung der Unterkühlung beginnt [59, 60]. Gemäß der *Borid-Theory* (3) führt Bor in einer mit Ti versetzten Al-Legierung zur Bildung unlöslicher  $\text{TiB}_2$  oder  $(\text{Al,Ti})\text{B}_2$  Partikel, die direkt für die Kornfeinung verantwortlich sind [60]. Die *Duplex Nucleation Theory* (4) letztlich führt die Kornfeinung auf einen potentiellen Ti-Überschuss zurück. Bei entsprechender hyperperitektischer Reaktion, möglicherweise auch bei einer unterperitektischen Reaktion, entstehen  $\text{TiB}_2$ -Partikel mit einer  $\text{TiAl}_3$ -Schicht, um die sich wiederum eine weitere Schicht aus  $\alpha$ -Al bildet, von der aus dann das Keimwachstum voranschreitet [54, 61]. Die aufgeführten Theorien zeigen viele Parallelen, Unterschiede treten häufig nur in einzelnen, jedoch ausschlaggebenden Aspekten auf.

### Solute paradigm

Das *solute paradigm* wird auch als Weiterentwicklung des nucleant paradigm angesehen, dem gegenüber es auch den Einfluss in der Schmelze gelöster Elemente auf das Kornwachstum berücksichtigt, als auch jener Elemente und Partikel, die im Zuge der Erstarrung aus der Mischkristallschmelze ausgeschieden werden. Als treibende Kraft hinter der Keimbildung gilt hierbei die thermische Unterkühlung der Schmelze. Durch die bei der Bildung erster Keime entstehende latente Wärme liegt keine thermische Unterkühlung mehr vor und die Keimbildung wird trotz vorhandener potentieller Keimbildungsstellen unterbrochen. Unter Berücksichtigung der während der Erstarrung in der Schmelze gelösten Elemente, die durch niedrige Diffusionsgeschwindigkeiten innerhalb der Schmelze im Mischkristall keinen Platz finden, somit vor der Erstarrungsfront transportiert werden und dort zur Bildung einer konstitutionellen Unterkühlung führen, können diese Partikel als Keimbildungsstellen fungieren. Derartig konstitutionell unterkühlte Bereiche werden durch Legierungselemente wie Ti, Si und Fe hervorgerufen, die letztlich das Keimwachstum stören und gleichzeitig die Keimbildung erleichtern. Der Grad der Wachstumsbehinderung eines gelösten Elementes auf einen Keim und die fest-flüssig-Phasengrenze wird für einfache binäre Legierungen über den grain-growth-restriction-Factor, kurz Q-Faktor, angegeben, der sich wie folgt berechnet:

$$Q = m_L(k - 1)C_0 \quad (3.3)$$

mit  $m_L$  als Steigung der Liquiduslinie,  $k$  als Verteilungskoeffizient und  $C_0$  als Konzentration des gelösten Elementes. Da während der Erstarrung insbesondere auch die Bildung intermetallischer Phasen von Bedeutung ist, wurde der  $Q_{true}$ -Faktor entwickelt, der den Einfluss der Elemente sowie ihre Interaktion untereinander auf die Kornfeinung möglichst realitätsgetreu abbilden soll:

$$Q_{true} = \left( \frac{\partial(T_{cs})}{\partial f_s} \right)_{f_s \rightarrow 0} \quad (3.4)$$

mit  $T_{cs}$ , das den Verlauf der konstitutionellen Unterkühlung berücksichtigt, und dem Phasenanteil an erstarrtem Feststoff  $f_s$ . Ein vergleichsweise hoher Q-Faktor, wie bspw. bei Ti, führt zu einem hohen Grad der konstitutionellen Unterkühlung, die wiederum zu einer höheren Zahl Partikel führt, die zu Keimbildungsstellen werden können. Eine möglichst effiziente Keimbildung erfordert somit neben heterogenen Keimbildungsstellen auch wachstumsbehindernde Elemente [55, 62, 63]. Ergänzt wird das solute paradigm durch das *free-growth-Modell*. Dieses berücksichtigt die Größe der eingesetzten kornfeinenden Partikel und das Wachstumsverhalten des Keims auf deren Oberfläche in Abhängigkeit von der Partikelgröße, der Schmelztemperatur und dem Grad der (erforderlichen) Unterkühlung [55, 64].

Das solute paradigm wird über die letzten Jahre zunehmend als treffender zur Beschreibung der Vorgänge bei der Kornfeinung erachtet. Ungeachtet dessen haben grundlegende Untersuchungen gezeigt, dass  $TiB_2$  sowohl in Al-Ti-B- als auch in Al-Si-Ti-B-Phasen für eine Vielzahl von Ti-B-Verhältnissen als stabile Phase und potentieller Keimbilder vorliegt, bei zu hohen Ti-Gehalten die Bildung von  $AlB_2$  als stabile Phase jedoch unterdrückt. Zudem scheint  $TiB_2$  thermodynamisch betrachtet deutlich stabiler als  $AlB_2$  zu sein. Darüber hinaus ist die Kornfeinung selbst wahrscheinlich jedoch nicht das Ergebnis einer Temperaturverschiebung. Das sogenannte Fading, also ein Abklingen der kornfeinenden Wirkung, wird häufig auf die Agglomeration für die Kornfeinung wichtiger Verbindungen oder ein Absetzen entsprechender Stoffe (bspw. durch zu langes Abstehen der Schmelze) zurückzuführen [53, 60].

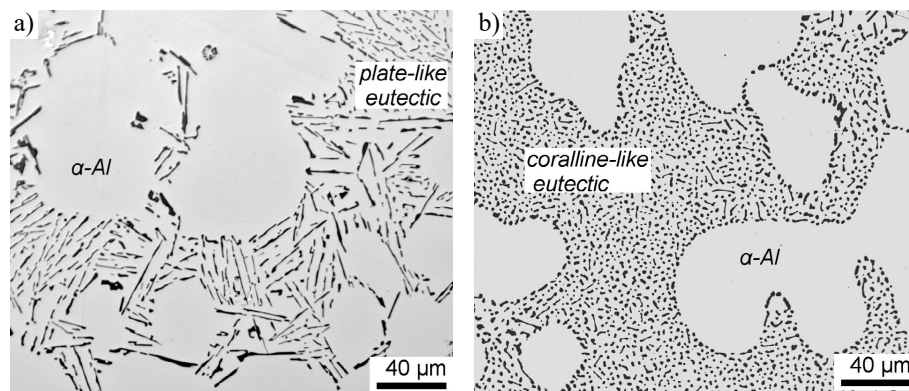
### Vergiftung (Poisoning Effect)

Zahlreiche Untersuchungen haben gezeigt, dass bei der Kornfeinung der in der Legierung vorhandene Si-Gehalt den Grad der Kornfeinung massiv beeinflusst. Bei der Kornfeinung mit Al-Ti-B-Vorlegierungen fördern geringe Mengen Si die Kornfeinung, höhere, konventionelle Mengen verschlechtern sie. Die sogenannte Vergiftung setzt, je nach Literatur, ab einem Si-Gehalt von 2 bis 3 oder von 6 bis 7 Gew.-% Si ein. Die Ursache liegt vermutlich in der Bildung Si-haltiger intermetallischer Phasen, bspw.  $TiAl_3$ ,  $TiSi$ ,  $TiSi_2$ , insbesondere aber der Verbindung  $Ti_5Si_3$ . Aufgrund einer gegenüber der Al-Matrix besseren kristallographischen Übereinstimmung bzw. Grenzflächen-übereinstimmung bilden sich diese auf der und um die Oberfläche der als Keimstelle fungierenden  $TiAl_3$ -Partikel und blockieren dort die Bildung von  $\alpha$ -Al-Körnern. Bedingt durch eine sehr geringe kristallographische Übereinstimmung (Fehlpassung) zwischen  $Ti_5Si_3$  und  $TiB_2$ , scheinen  $TiB_2$ -Partikel von diesem Effekt nicht betroffen zu sein. Der Effekt der Vergiftung wird vermutlich durch lange Haltezeiten der Schmelze, in denen sich die entsprechenden Phasen bilden können, begünstigt. Zur Vermeidung von Vergiftungserscheinungen empfehlen sich daher bspw. Vorlegierungen mit geringeren Ti- und höheren B-Gehalten [65, 66, 67, 68].



### 3.2.1.2 Veredelung

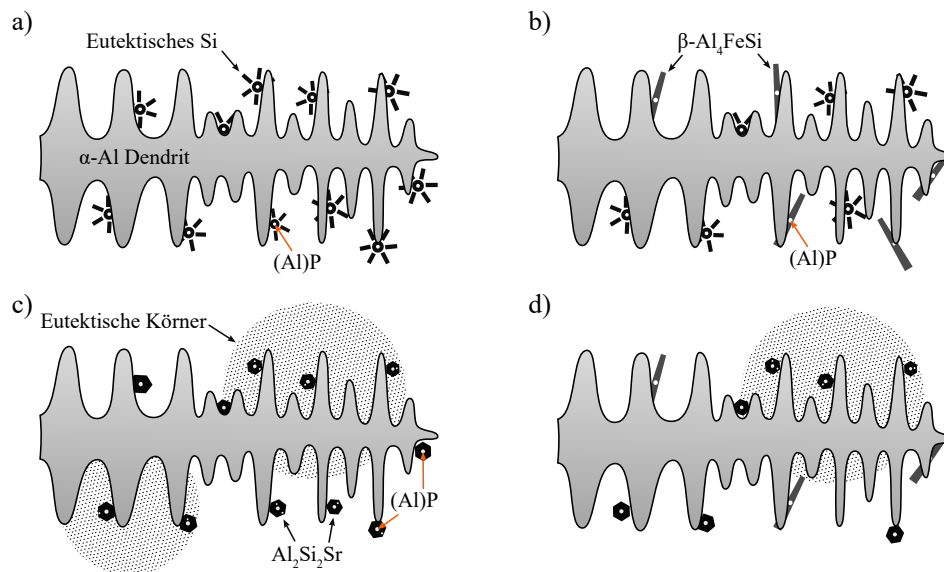
Während die Kornfeinung auf eine Modifizierung der  $\alpha$ -Al-Phasen des Gefüges abzielt, dient die Schmelze-Veredelung der Modifizierung der eutektischen Si-Phasen, die im unmodifizierten Zustand nadelig, plattenförmig auftreten, somit die mechanischen Eigenschaften beeinträchtigen, und infolge der Modifizierung eine feinfaserige Morphologie annehmen. Beide Ausprägungen sind in [Abbildung 3.7](#) exemplarisch dargestellt. Die Modifizierung wird in der Praxis durch geringe Mengen Natrium (Na) oder Strontium (Sr) erreicht, das aufgrund des gegenüber Natrium besseren Abbrandverhaltens häufiger für AlSi-Legierung bis ungefähr 11 % Si als Langzeit-Veredler eingesetzt wird [13, 20, 69].



**Abbildung 3.7:** Gefügeaufnahmen a) einer unveredelten AlSi7-Legierung mit plattenförmigen eutektischen Si-Phasen und b) einer mit 150 ppm Sr veredelten AlSi7-Legierung mit korallenartigen Si-Phasen [70].

Der Veredelungsmechanismus soll am Beispiel von Strontium als typischer Vertreter chemischer Veredelungselemente mit Hilfe von [Abbildung 3.8](#) erläutert werden. Im Fall unveredelter AlSi-Legierungen wird angenommen, dass unweigerlich als Verunreinigung in der Schmelze vorhandenes Phosphor mit Aluminium zu Aluminiumphosphid (AlP) reagiert, das während des Abkühlprozesses früh entsteht und sich erstarrungsbedingt an der Oberfläche der noch von Schmelze umgebenden Dendriten ablagert. Bedingt durch die hohe Übereinstimmung von Kristallstruktur und Gitterparametern wirkt AlP als wesentliche Keimbildungsgrundlage für das eutektische Silizium [71]. In den interdendritischen Bereichen mit ausreichend hohem Si-Gehalten läutet die voreutektische Bildung des AlP daher den Beginn der eutektischen Reaktion ein und führt zur nadel- oder plattenförmigen Morphologie des eutektischen Si ([Abbildung 3.8 a](#)). Im Falle ausreichend Fe-haltiger Schmelzen begünstigt AlP zudem die Bildung voreutektischer intermetallischer Phasen, wie bspw.  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ([Abbildung 3.8 b](#)), das sich aufgrund seiner plattenförmigen Morphologie ebenfalls negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt. Wird der Schmelze Strontium zugeführt (typische Mengen liegen zwischen 200 und 300 ppm [13]), entsteht vor der eutektischen Al-Si-Reaktion u.a. die intermetallische Phase Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr [72, 73]. Diese bildet sich auf der Oberfläche des vorher entstandenen AlP und umhüllt dieses. Dies führt dazu, dass in der Schmelze weniger (freies) AlP vorliegt, das andernfalls als potentielle Keimbildungsstelle für Si wirkt, und zur Folge hat, dass eine stärkere Unterkühlung zur Keimbildung des eutektischen Siliziums erforderlich ist und sich das Si feinfaserförmig bildet ([Abbildung 3.8 c](#)). Liegen in einer mit Sr veredelten Legierung ausreichend hohe





**Abbildung 3.8:** Schematische Darstellung des Mechanismus der Sr-Veredelung: a) unveredelt/Fe-freie Legierung: auf den Dendriten abgelagerte AlP-Phasen bilden eutektisches Silizium, b) unveredelt/ausreichend Fe-haltige Legierung: Bildung des eutektischen Si und der voreutektischen Phase  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  (weniger Si-Phasen), c) veredelt/Fe-freie Legierung:  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ -Phasen bilden sich auf den AlP-Phasen und mehr kleine eutektische Körner bilden sich in der interdendritischen Schmelze, d) veredelt/ausreichend Fe-haltige Legierung: sowohl  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  als auch  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  keimen auf den AlP-Phasen, sodass mehr feine eutektische Körner entstehen, nach [74].

Mengen Fe vor ((Abbildung 3.8 d)), wird das AIP nicht nur durch das strontiumhaltige  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ , sondern auch durch die Bildung der voreutektischen  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen gebunden. Das bedeutet, dass Sr in ausreichenden Mengen und bei entsprechender Besetzung des AIP nicht nur die frühzeitige Keimbildung des eutektischen Si, sondern auch die Entstehung (einiger) intermetallischer Phasen unterbindet. Umgekehrt wirkt  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  bei zu geringen Sr-Mengen unterstützend bei der Bindung des AIP [74, 75]. In diesem Zusammenhang wird die Unterveredelung weniger kritisch als die Überveredelung betrachtet. Bei zu hohen Sr-Mengen entstehen weitere intermetallische  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}_x$ -Phasen, die mitunter grobe, kantige Morphologien aufweisen und sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften des Gussteils auswirken [76]. Beim Einsatz von Na als Veredelungsmittel wird das Phosphor durch die Bildung von  $\text{Na}_3\text{P}$  gebunden und somit die heterogene Keimbildung des eutektischen Si unterbunden [77].

Nach [78] ist das AIP-Modell nicht ausreichend, um die Effekte der Veredelung hinreichend zu erklären. Einen weiteren verbreiteten Ansatz beschreibt das „Impurity Induced Twinning“-Modell (IIT). Dieses geht davon aus, dass einzelne Atome des veredelnden Elements bei geeigneter Atomgröße (als Hauptkriterium) sich auf der Oberfläche der Si-Phasen ablagern und dort die verunreinigungsbedingte Zwillingsbildung beim Wachstum der Si-Phasen provozieren, die letztlich die Bildung feinfaserigen Siliziums hervorruft. Das Mindestverhältnis der Atomradien zwischen Si und dem Veredelungselement liegt dabei bei etwa 1,65 ( $\text{Si} = 111 \text{ pm}$ ,  $\text{Sr} = 220 \text{ pm} \rightarrow \text{ca. } 1,8$ ) [79]. Erkenntnisse neueren Datum legen einen derartigen Mechanismus ebenfalls nahe, allerdings scheinen dazu intermetallische Phasen erforderlich zu sein. Atomsondentomographische Untersuchungen

haben am Beispiel von Europium (Eu) als Veredelungsmittel gezeigt, dass sich das Eu in Form heterogen gebildeter und wenige Nanometer großer kohärenter ternärer  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Eu}$ -Verbindungen ausbildet. Die Bildung dieser ternären Cluster auf den Si-Platten stört dort die konventionelle Zwillingsbildung beim Wachstum der Si-Phasen, was in einer höheren Zahl von Nanozwillingen resultiert. Dies führt wiederum zu einem Anstieg kristallographischer v-förmiger Defekte im Silizium und zur Ausbildung feinfaseriger Si-Phasen [70, 80].

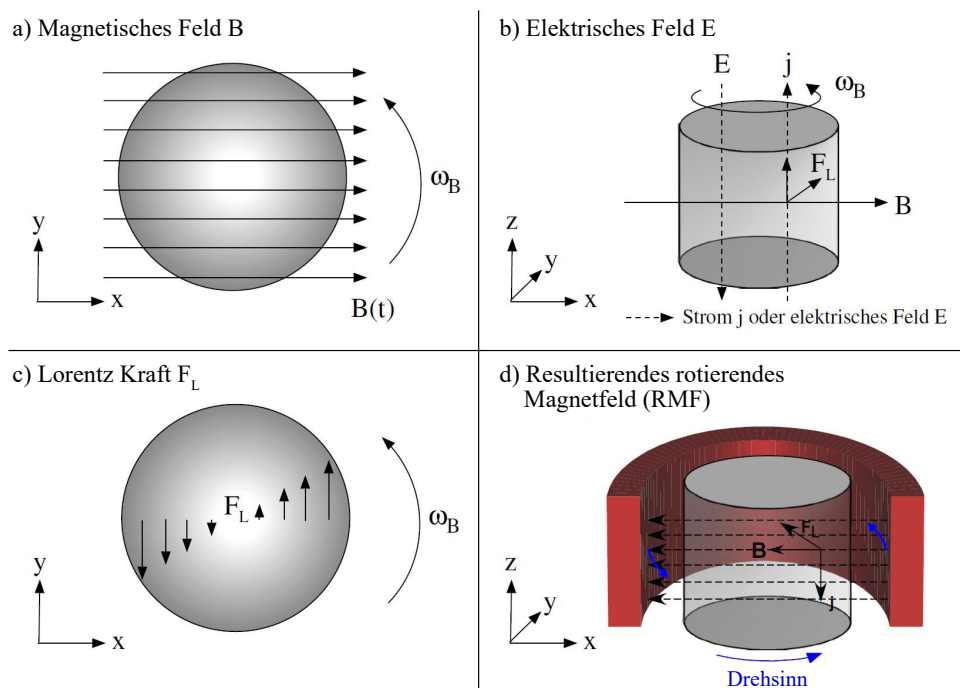
### 3.2.2 Physikalische Verfahren

#### 3.2.2.1 Elektromagnetische Schmelzebehandlung

Die elektromagnetische Schmelzebehandlung beschreibt i.d.R. das nicht-stationäre Magnetrühren metallischer Schmelzen. Über die Jahre haben sich unterschiedliche Varianten herauskristallisiert. Zu den gängigsten Verfahren zählen das Rotating Magnetic Fields (RMF)-, das Travelling Magnetic Fields (TMF), das Alternating Magnetic Fields (AMF)- und das Carousel Magnetic Fields (CMF)-Verfahren. Allen Varianten ist gemein, dass eine gezielte magnetische Konvektion erzeugt wird, bei der im Falle von elektrisch leitenden Schmelzen durch instationäre Lorentz-Kräfte  $F_L$  eine Fluidbewegung erzeugt wird [81, 82]. Das Verfahrensprinzip ist am Beispiel des RMF-Verfahrens in [Abbildung 3.9](#) abgebildet. Als Behandlungsziele sind die Durchmischung und Homogenisierung des Schmelzevolumens, die Homogenisierung der Schmelzetemperatur zur Vermeidung lokaler Hotspots und die Kornfeinung mit entsprechender Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zu nennen. Darüber hinaus werden Vorteile hinsichtlich der Ausscheidung von Verunreinigungen und eines ruhigeren Gießprozesses genannt [83, 84, 85, 86]. Die Kornfeinung beruht dabei auf der Zerstörung dendritischer Strukturen, die auf konvektive Strömungen und das teilweise Wiederaufschmelzen der Kristalle an der Erstarrungsfront sowie auf das strömungsbedingte und von der Strömungsgeschwindigkeit abhängige Herausbrechen von Dendritenarmen zurückzuführen ist [83, 87]. Für Aluminium hat sich die elektromagnetische Schmelzebehandlung auch in Kombination mit Zugaben von Strontium bewährt, aus der eine erhöhte Unterkühlung und Keimbildungstemperatur mit entsprechender Reduzierung der Korngröße hervorgeht [88]. Einen weiteren, nicht unumstrittenen Ansatz bietet das sogenannte Alloy Memory Structure (AMS)-Verfahren. Das Verfahren beruht auf dem Phänomen, dass die durch die magnetische Behandlung hervorgerufenen physikalischen und werkstofftechnischen Eigenschaften der Schmelze selbst dann noch bestehen, nachdem die Schmelze erstarrt ist und wieder eingeschmolzen wurde [89].

#### 3.2.2.2 Vibrationsbehandlung

Die Vibrationsbehandlung sieht vor, dass sich die Gießform während der Erstarrung auf einer Platte befindet, die in einem Frequenzbereich zwischen 0 und ungefähr 150 Hz mit einer wenige mm-betragenden Amplitude horizontal oder vertikal vibriert und diese Schwingungen auf das flüssige Metall überträgt. Da die Vibrationsbehandlung von verlorenen Formen zu deren Beschädigung führen kann, werden hierfür zumeist Dauerformen eingesetzt. Das Ziel der Behandlung ist eine auf die Schwingungsbehandlung zurückzuführende Kornfeinung bis hin zur Entstehung eines globuli-



**Abbildung 3.9:** Prinzipdarstellung der elektromagnetischen Feld-Behandlung.  $B$  - Magnetische Induktion,  $\omega_B$  - Winkelgeschwindigkeit des magnetisches Feldes,  $E$  - Elektrisches Feld,  $j$  - elektrische Stromdichte,  $F_L$  - Lorentzkraft [90].

tischen Gefüges. Neben anderen Theorien wird angenommen, dass die Vibrationen zu einer Durchmischung der noch schmelzflüssigen Bereiche führt, was wiederum eine Zerstörung der noch fragilen Kristallisationsfront zur Folge hat. Die dabei entstehenden Fragmente können dann als neue Körner vor der Erstarrungsfront weiterwachsen [13, 15, 91]. In anderen Untersuchungen wurde festgestellt, dass die Gussproben unter dem Einfluss der Vibration mit einer geringeren Unterkühlung und schneller erstarren, in dessen Folge ein feineres Gefüge entsteht [92, 93]. Weiterhin wird angenommen, dass auch die kavitationsbedingte Keimbildung und Kornfeinung eine Rolle bei der Vibrationsbehandlung spielt [94]. Neben der Kornfeinung werden als weitere Vorteile die Erhöhung der Dichte, die Entgasung der Schmelze, die Feinung nadelförmiger intermetallischer Fe-Phasen und letztlich eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften genannt. Zudem wird bei gleichzeitiger Vibration bzw. infolge dieser von einem verbesserten Formfüllungs- und Fließvermögen, einer Homogenisierung der Gussteilstruktur und -Eigenschaften sowie einer Senkung von Seigerungen berichtet [26, 95, 96].

### 3.2.2.3 Ultraschallbehandlung

Bei der Ultraschallbehandlung wird ein häufig zylindrischer oder stabförmiger Schallgeber, der als Sonotrode bezeichnet wird, in die Schmelze eingetaucht, der dort hochfrequente Schwingungen auf das Medium überträgt. In Abhängigkeit von fluid- und prozessspezifischen Eigenschaften entstehen dabei in der Schmelze enorme Druckschwankungen in der Größenordnung mehrerer MPa, die bei Unterschreitung eines fluidspezifischen Schwellwertes, der sogenannten Kavitationsschwelle, die

Entstehung zahlreicher  $\mu\text{m}$ -großer Kavitationsbläschen (Keime) hervorrufen. Innerhalb weniger  $\mu\text{s}$  wachsen die zahlreichen Kavitationskeime unter dem Einfluss der anhaltenden Druckschwankungen durch die gerichtete Diffusion von in der Schmelze enthaltenem Wasserstoff in die Kavitationsblasen oszillierend an, bis sie eine kritische Größe erreichen, instabil werden, unter dem Einfluss des höheren Umgebungsdruckes kollabieren und in zahlreiche neue kleine Kavitationsbläschen zerfallen, die die gleiche Entwicklung vollziehen (Kettenreaktion). Den sich beim Kollaps vollziehenden Implosionen folgt die Entstehung und Ausbreitung sog. Jets und Schockwellen, die in der kollabierenden Blasen zu massiven Druck- und Temperaturspitzen führen. Aufgrund der mit zunehmender Entfernung zur Ultraschallquelle exponentiell abnehmenden Druckamplitude der Schallwellen wird die Kavitationsschwelle lediglich in einem kleinen Volumen um die Sonotrodenpitze herum unterschritten, in dem der Kavitationslebenszyklus chaotisch in einer Vielzahl erfolgt. Dieser Bereich wird als Kavitationszone bezeichnet. Begleitet wird der Effekt der Kavitation von der Entstehung akustischer Strömung und konvektiver Strömungen, die zu einer Durchmischung des behandelten Mediums beitragen [15, 97, 98].

In der Gießereitechnik, insbesondere im Bereich der untereutektischen AlSi-Legierungen, findet diese Technologie drei wesentliche, vorrangig isotherme Anwendungen. Zu den isothermen Behandlungsmethoden gehört zum einen die Entgasung, bei der die Ultraschallparameter so angepasst werden, dass einerseits zwar Kavitationsbläschen entstehen, diese jedoch nicht zwangsläufig kollabieren sollen, sondern aufgrund der gegenüber der Schmelze geringeren Dichte des in ihnen enthaltenen Wasserstoffs an die Schmelzbadoberfläche aufsteigen. Dazu erfolgt die Behandlung häufig periodisch mit Phasen der Behandlung und Phasen, in denen den Kavitationsbläschen Zeit gegeben wird, an die Oberfläche aufzutreiben (begünstigt durch die konvektiven Strömungen der akustischen Strömung) [99, 100, 101]. Neben der Entgasung wird die isotherme Ultraschallbehandlung zur Gefügemodifizierung durch die Aktivierung heterogener Keimbildner [102] und zur Feinung des eutektischen Siliziums eingesetzt [103]. Der dritte Ansatz verfolgt die Ultraschallbehandlung während der Erstarrung, im Wesentlichen mit Unterschreitung der Liquidustemperatur. Oszillieren und kollabieren die Kavitationsbläschen in der Nähe entstehender dendritischer Strukturen, können kavitationsbedingt Fragmente, vor allem Sekundärdendriten, von diesen herausgebrochen werden, die dann mittels akustischer Strömung in der restlichen Schmelze verteilt werden und dort als kleinere Körner weiterwachsen [98, 104, 105, 106]. Neben den genannten Ansätzen existiert noch die sogenannte indirekte Ultraschallbehandlung. Dabei wird, ähnlich zur Vibration, die Gießform direkt auf den Schallgeber gesetzt und mit dem Ziel der Kornfeinung hochfrequenten Schwingungen im Frequenzbereich des Ultraschalls ausgesetzt [107, 108]. Das folgende [Kapitel 4](#) befasst sich ausführlich mit der (direkten) Ultraschallbehandlung, insbesondere den Aspekten der Gefügemodifizierung.

## 4 Ultraschallbehandlung von Al-Schmelzen

Als Schall werden mechanische Schwingungen elastischer Medien wie Gase, Flüssigkeiten oder Festkörper bezeichnet, die sich in diesen als Druckwellen bzw. Schallwellen ausbreiten [109]. In diesem Zusammenhang kann eine Schwingung als Vorgang betrachtet werden, „dessen Merkmale sich mehr oder weniger regelmäßig zeitlich wiederholen und dessen Richtung mit ähnlicher Regelmäßigkeit wechselt“ [110]. In Abhängigkeit der zugrundeliegenden Frequenz  $f$  wird Schall in folgende Frequenzbereiche eingeordnet <sup>1</sup> [109]:

**Tabelle 4.1:** Frequenzbereiche mechanischer Schwingungen [109, 110, 111, 112, 113, 114].

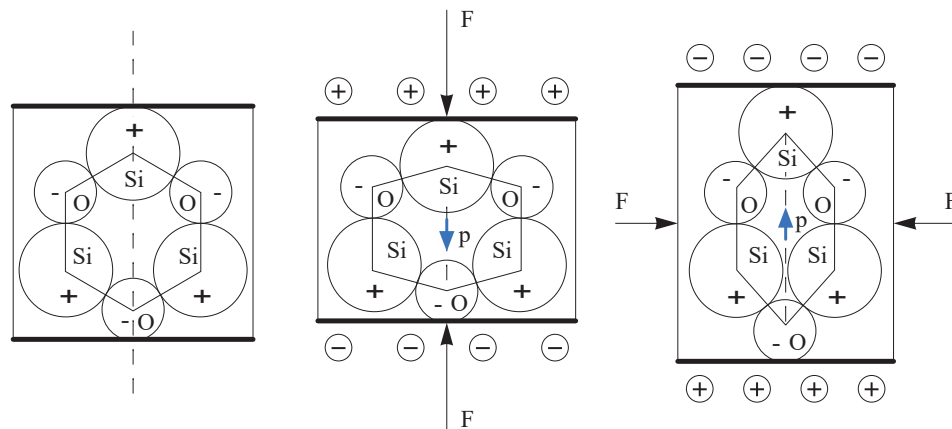
Frequenzbereich	Bezeichnung
0 bis 20 Hz	Infraschall
20 Hz bis 20 kHz	Hörschall
20 kHz bis 10 GHz	Ultraschall
10 GHz bis 10 THz	Hyperschall

Die bei der Ultraschallbehandlung von Leichtmetallschmelzen, vornehmlich Aluminium, auftretenden massiven Druckschwankungen und die daraus resultierenden Mechanismen, führen je nach Anwendung zu zwei grundlegenden metallurgischen Effekten. Im Falle einer vornehmlich isothermen Behandlung ist eine erhebliche Reduzierung des Wasserstoffgehaltes erzielbar. In den folgenden Abschnitten wird darauf nur am Rande eingegangen. Ausführliche Untersuchungen dazu finden sich u.a. bei [99, 16, 100, 101, 115, 116, 117, 118, 119, 17]. Im Mittelpunkt der nachfolgenden Ausführungen steht vielmehr die ultraschallbedingte Modifizierung des sich ausbildenden Gefüges, die zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften führen soll [15]. Dabei wird zwischen direkter und indirekter Ultraschall (US)-Behandlung unterschieden. Während bei der direkten US-Behandlung der Ultraschall über eine in die Schmelze eingetauchte Sonotrode erzeugt wird, werden im Falle der indirekten US-Behandlung die Schallwellen durch die Vibration der gesamten Form oder des Formbodens verursacht und auf die Schmelze übertragen [108, 17]. In den folgenden Abschnitten dieses Kapitels wird lediglich die direkte US-Behandlung thematisiert. Darüber hinaus kann die Ultraschallbehandlung für das Verbundgießen eingesetzt werden. Dabei wird die korrosive Wirkung der Kavitationszone genutzt, um die Oxidschicht des Basismetalls bzw. Einlegers, die andernfalls als Trennschicht zwischen den beiden Materialien wirken würde, zu zerstören und auf diese Weise einen Stoffschluss zu erzielen [120]. Auf diese Variante wird im Folgenden nicht weiter eingegangen. Eine schweißtechnologische Anwendung zur Modifizierung des Schweißnahtgefüges ist ebenfalls möglich [121].

<sup>1</sup> Abweichungen in den definierten Frequenzbereichen sind je nach Literaturquelle möglich.

## 4.1 Technische Erzeugung von Ultraschall

Die technische Erzeugung von Ultraschall basiert zumeist auf der Umwandlung elektromagnetischer Schwingungen in mechanische Schwingungen, die als Welle abgestrahlt werden [122]. Dies kann beispielsweise mit Hilfe des magnetostriktiven Effektes erfolgen, bei dem ein magnetisches Wechselfeld eine zeitlich periodische Längenänderung eines ferromagnetischen Körpers (häufig Nickellegierungen), also eine periodische elastische Deformierung hervorruft. In diesem Fall ist die Längenänderung von der Stärke des Magnetfeldes abhängig [113]. Eine weitere Variante zur Erzeugung von Ultraschall, die für die vorliegende Arbeit von vorrangiger Bedeutung ist, gründet auf dem sog. (umgekehrten) piezoelektrischen Effekt (griech. piezo: ich drücke). Dieser beschreibt das Phänomen, dass bei Materialien mit entsprechender kristallographischer Struktur im Zuge äußerer Krafteinwirkung (Druck oder Dehnung) Ladungen an der Kristalloberfläche und in folge dessen Spannungen entstehen, schematisch dargestellt in [Abbildung 4.1](#) [111, 112, 113, 123].



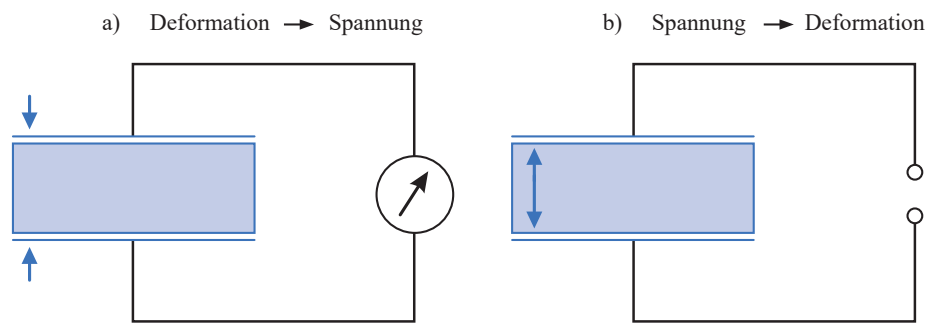
**Abbildung 4.1:** Schematische Darstellung eines piezoelektrischen  $\text{SiO}_2$ -Kristalls im Querschnitt, nach [109, 111].

Im unbelasteten Zustand fallen innerhalb des Kristalls die Schwerpunkte der positiven und negativen Ladungen zusammen. Durch die Deformation werden diese derart verschoben, dass Dipole entstehen, die Ladungen an der Kristalloberfläche hervorrufen [113, 123]. Die Ladung  $Q$  ist dabei proportional zur Kraft  $F$  und zum materialcharakteristischen Piezomodul  $k$  [111].

$$Q = k F \quad (4.1)$$

Dieser Zusammenhang ist umkehrbar, d.h. dass das Anlegen einer elektrischen Wechselspannung  $U_{\sim}$ , wie in [Abbildung 4.2](#) dargestellt, eine geometrische Deformation des Kristalls hervorruft, die je nach Lage der Kristallachse in Längs- oder Querrichtung ausfällt. In diesem Fall spricht man vom sog. umgekehrten, reziproken oder auch inversen piezoelektrischen Effekt. Geeignete Piezomaterialien sind je nach Einsatzgebiet u.a. Quarze, polykristalline Oxide oder Batriumtitanat [111, 112, 113, 114, 123].

Zu den zentralen Elementen eines Oszillationssystems zur Erzeugung von Ultraschall in einem Fluid bzw. in metallischen Schmelzen gehört ein *Generator* (Wechselspannung), welcher der



**Abbildung 4.2:** (a) Piezoelektrischer Effekt und (b) inverser piezoelektrischer Effekt, nach [113].

elektrischen Anregung der geometrischen Deformation des Piezokristalls dient. Dieser ist mit dem sog. *Schallwandler* verbunden, der über einen Piezokristall verfügt und in dem somit die Umwandlung von elektrischer in mechanische Energie bzw. Schwingungen erfolgt. Generator und Schallwandler bilden gemeinsam den *Ultraschallprozessor*. Über den *Booster*, der hinter den Schallwandler geschaltet ist, kann die erzeugte mechanische Amplitude verstärkt oder gemindert an die (Stab-) *Sonotrode* ( $\lambda/2$ -Schwinger) übertragen werden (die Verwendung sog. Plattensonotroden ist ebenfalls möglich). Die Sonotrode wird in das Medium eingetaucht und überträgt über die Stirnfläche den Großteil der mechanischen Schwingungen als Ultraschall an das Fluid. In der Vergangenheit waren Stahl, Titan, Molybdän und Niob typische Werkstoffe für die Fertigung der Sonotroden. Es hat sich jedoch gezeigt, dass diese aufgrund der erosiven Wirkung von Kavitation und flüssigem Aluminium und dem daraus resultierenden verschleißbedingten Ablösen von Materialpartikeln über längere Einsatzdauern hinweg zu Verunreinigungen der Schmelze führen können [15, 111, 113, 17, 124]. Um dies zu vermeiden, werden in neuerer Zeit häufig auch sog. Resonatoren eingesetzt. Diese können bspw. aus keramischen Werkstoffen mit geeigneteren Materialeigenschaften bestehen und anstelle der Sonotroden selbst als Schallgeber in das zu behandelnde Fluid eingetaucht werden. Der schematische Aufbau des Gesamtsystems ist in [Abbildung 4.3](#) dargestellt.

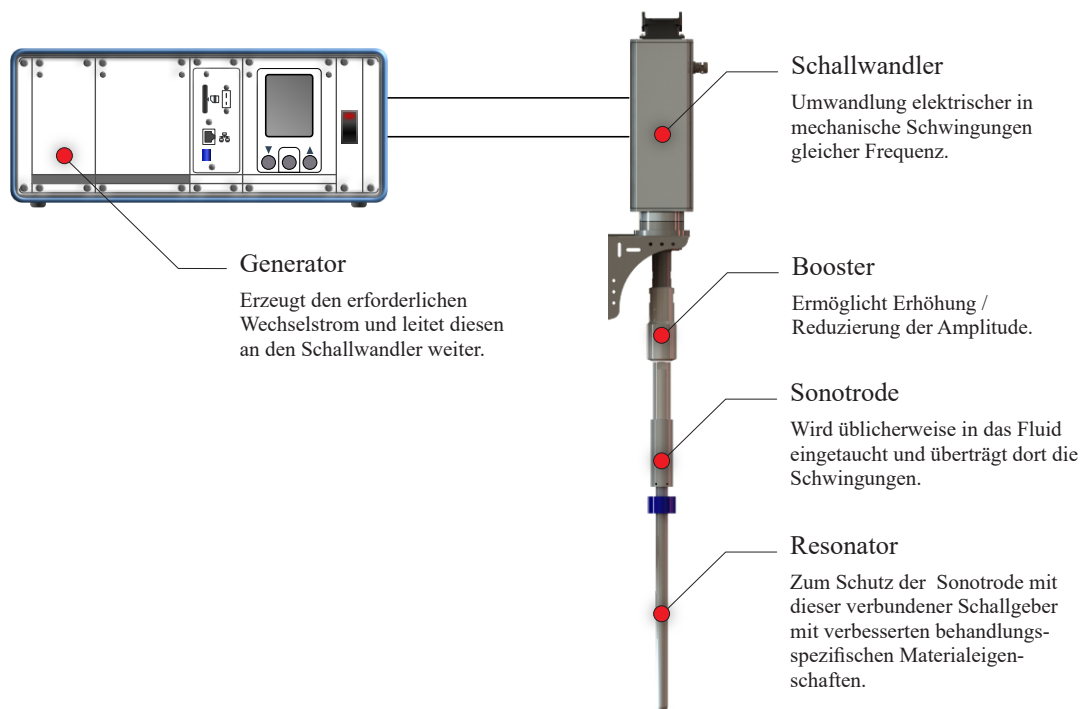
## 4.2 Ultraschallausbreitung

Den folgenden (mathematischen) Betrachtungen liegt im Wesentlichen die Sinusschwingung, auch harmonische Schwingung genannt, zugrunde. Nach dem Fourier'schen Satz kann jeder Vorgang in eine Vielzahl Sinusschwingungen unterteilt werden [110]. Dabei lässt sich eine physikalische Größe, die sich in Abhängigkeit der Zeit  $t$  sinusförmig ändert, durch folgende Gleichung beschreiben [110]:

$$y(t) = y_0 \sin(\omega t + \varphi) \quad (4.2)$$

$\hat{y}$  steht hierbei für die Amplitude, also die Auslenkung der Schwingung,  $\omega = 2\pi f = 2\pi/T$  für die Kreisfrequenz,  $T$  für die Perioden- oder Schwingungsdauer und  $\varphi$  für den (Null-) Phasenwinkel,





**Abbildung 4.3:** Typische Bestandteile eines US-Systems zur direkten US-Schmelzebehandlung, nach [15, 101, 125, 126, 127, 128].

der die Phase zum Zeitpunkt  $t = 0$  angibt. Der ermittelte Wert der physikalischen Größe zu einem bestimmten Zeitpunkt,  $y(t)$ , wird als Augenblicks- oder Momentanwert bezeichnet. Bei Schwingungen homogener Medien, die aus einer Vielzahl von untereinander gleichen oder ähnlichen Teilchen (Atome, Moleküle) bestehen, überträgt jedes dieser Teilchen seine innewohnende kinetische Energie mit einer bestimmten zeitlichen Verzögerung an seinen Nachbarn, infolgedessen sich eine Welle durch das Medium ausbreitet. Neben der zeitlichen Periodizität mit der Periodendauer  $T = 1/f$ , kommt im Fall streng periodischer Anregung zusätzlich eine räumliche Periodizität mit der Wellenlänge  $\lambda$  hinzu. Die Schallgeschwindigkeit im Medium ergibt sich dabei aus dem Produkt der Schallwellenlänge und der Frequenz, gemäß [110, 113, 122]

$$c = \lambda \cdot f = \frac{\lambda}{T} \quad (4.3)$$

In der Schallwelle schwingen somit die Atome und Moleküle im Material um ihre Ruhelage. Breitet sich eine longitudinale Welle in  $x$ -Richtung aus, schwingen die Teilchen ebenfalls in  $x$ -Richtung. Die Auslenkung  $A$  ist damit zeit- und richtungsabhängig und kann im Kontext der harmonischen Schwingung wie folgt beschrieben werden [15, 113]:

$$A(x, t) = A_0 \sin 2\pi \left( \frac{t}{T} - \frac{x}{\lambda} \right) = A_0 \sin \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.4)$$



wobei sich die Schallgeschwindigkeit  $c$  in Flüssigkeiten und Gasen als Quotient der adiabatischen Kompressibilität  $1/\kappa$  bzw. des Kompressionsmoduls  $\kappa$  des Mediums und dessen Dichte  $\rho$  ergibt [112, 113]:

$$c = \sqrt{\frac{\kappa}{\rho}} \quad (4.5)$$

Die Geschwindigkeit  $u$  der Teilchen innerhalb der Schallwelle wird beschrieben durch:

$$u(x,t) = \omega A_0 \cos \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) = u_0 \cos \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.6)$$

$u_0 = \omega A_0$  entspricht in diesem Zusammenhang der maximalen Geschwindigkeit der Teilchen und wird als Geschwindigkeitsamplitude oder Schallschnelle bezeichnet, ist jedoch nicht mit der Schallgeschwindigkeit zu verwechseln. Die in diesem Fall auftretende Beschleunigung kann durch folgenden Zusammenhang beschrieben werden [15, 113]:

$$j(x,t) = -A_0 \omega^2 \sin \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) = -\omega u_0 \sin \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) = -j_0 \sin \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.7)$$

Die sog. Beschleunigungsamplitude kann wie folgt ausgedrückt werden [113]

$$j_0 = \omega u_0 = \omega^2 A_0 \quad (4.8)$$

Die Ausbreitung von (Ultra-)Schall ruft im Medium Druckänderungen hervor, die einen zentralen Aspekt in Bezug auf die Wirkung des Ultraschalls darstellen. Ein Massenelement (ME)  $dm = \rho dV = \rho dx dy dz$  besitzt bei der Schallausbreitung eine Geschwindigkeit  $u$  und eine Beschleunigung  $b$ , die bewirken, dass das Massenelement (ME) mit einer Kraft  $dF = dm j(x,t)$  auf die umliegenden Teilchen wirkt. Der resultierende Druck in Ausbreitungsrichtung, im vorliegenden Fall der Betrachtungen in  $x$ -Richtung, kann somit folgendermaßen beschrieben werden:

$$\frac{dF}{dy dz} = dp = p dx \left( -\omega^2 A_0 \sin \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \right) \quad (4.9)$$

$$\frac{dp}{dx} = \rho j(x,t) = -\rho \omega^2 A_0 \sin \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.10)$$

Wird die Geschwindigkeit  $u$  (Gleichung 4.6) mit der akustischen Wirkwiderstand (Resistanz)  $\rho c$  des Mediums multipliziert, so ergibt sich der akustische Druck  $p_A$  einer ebenen, eindimensionalen Welle [15, 113, 122]

$$p_A = v \rho c = \rho c \omega A_0 \cos \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) = p_0 \cos \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.11)$$

Liegt ohne Schallausbreitung ein Druck  $p_0$  vor, kann durch Integration die Druckverteilung innerhalb der Schallwelle bzw. der Verlauf des Gesamtdruckes ermittelt werden [112, 113, 117, 122]:

$$p_{min/max}(x,t) = p_0 + \rho c \omega A_0 \cos \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.12)$$

Die Ergebnisse aus [Gleichung 4.6](#), [Gleichung 4.7](#) und [Gleichung 4.11](#) sind sowohl in zeitlicher als auch in räumlicher Hinsicht periodisch. Fixiert man die Gleichungen in Raum und Zeit, so können die jeweiligen Maximalwerte der entsprechenden Größen folgendermaßen berechnet werden [[15](#), [122](#)]:

$$u = A_0 \omega \quad (4.13)$$

$$j = -A_0 \omega^2 \quad (4.14)$$

$$p_A = A_0 \rho c \omega \quad (4.15)$$

Der rechnerische zeitliche Mittelwert des Druckes beträgt  $p_0$ , es entsteht also kein zusätzlicher statischer Druck auf eine gedachte Grenzfläche senkrecht zur Ausbreitungsrichtung. In praktischen Versuchen ist jedoch ein zusätzlicher statischer Druck nachweisbar, der als Schallstrahlungsdruck  $S_p$  bezeichnet wird und auf die Energiedichte  $E$  der Schallwelle zurückzuführen ist. Die kinetische Energie eines ME, das die Masse  $dm$  aufweist, ist gegeben durch [[113](#)]:

$$e_{kin} = \frac{1}{2} dm [u(x,t)]^2 = \frac{1}{2} dm u_0^2 \cos^2 \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.16)$$

In Bezug auf die Energiedichte (Energie pro Volumeneinheit (VE)) ist die Dichte anstelle der Masse  $dm$  zu setzen, woraus:

$$\frac{E_{kin}}{V} = \frac{e_{kin}}{dV} = \frac{1}{2} \rho u_0^2 \cos^2 \omega \left( t - \frac{x}{c} \right) \quad (4.17)$$

hervorgeht. Der zeitliche Mittelwert der (kinetischen) Energiedichte beläuft sich auf

$$\overline{E_{kin}}^t = \frac{1}{4} \rho u_0^2 \quad (4.18)$$

da das Integral der Kosinusquadratfunktion über eine Periodendauer  $1/2$  beträgt. Somit ergibt sich für die Gesamtenergiedichte innerhalb einer Schallwelle:

$$E = \overline{E_{kin}}^t + \overline{E_{pot}}^t = \frac{1}{2} \rho u_0^2 = \frac{1}{2} \rho \omega^2 A_0^2 \quad (4.19)$$

Die Energie eines Schallfeldes kann gemäß der Quantentheorie durch Energiequanten  $\hbar \omega$ , Phononen genannt, formuliert werden. Der Schallstrahlungsdruck wird in diesem Fall aus dem Phononen-Impuls  $\hbar \omega/c$  berechnet [[113](#)].

Ein weitere wesentliche Größe ist die US-Intensität  $I$  ( $\text{W}/\text{m}^2$ ). Sie ist das Verhältnis von elektrischer Leistung  $W_a$  zur Strahlfäche  $S$  und kann im einfachen Fall einer ebenen Welle folgendermaßen beschrieben werden [[15](#), [113](#)]:

$$I = \frac{W_a}{S} = \frac{1}{2} \rho c u^2 = \frac{1}{2} \rho c (A_0 \omega)^2 = \frac{1}{2} p_A u \quad (4.20)$$

Aus [Gleichung 4.20](#) geht hervor, dass die US-Intensität proportional zum Quadrat der Amplitude und der der Frequenz ist. Die Amplitude und die Frequenz sind somit maßgebliche Prozessparameter bei der US-Behandlung [\[15\]](#). Die beschriebenen Zusammenhänge und Gleichungen sind vereinfacht. In der Realität ist zu berücksichtigen, dass das Medium die US-Ausbreitung dämpft und dass Schallwandler und -geber ([Abschnitt 4.1](#)) durch mechanische innere Reibung verlustbehaftet sind. Intensität und Frequenz werden gemäß den folgenden Gleichungen bei der Berechnung der Schalldruckamplitude, der Geschwindigkeit, der Beschleunigung und des Schalldruckes berücksichtigt [\[15\]](#):

$$A = \frac{1}{2\pi f} \sqrt{\frac{2I}{\rho c}} \quad (4.21)$$

$$u = \sqrt{\frac{2I}{\rho c}} \quad (4.22)$$

$$j = 2\pi f \sqrt{\frac{2I}{\rho c}} \quad (4.23)$$

$$p_A = \sqrt{2I\rho c} \quad (4.24)$$

In flüssigen Medien breiten sich lediglich longitudinale Wellen aus. Dabei ist das Verhältnis von Strahlflächengröße (Sonotroden-Durchmesser)  $D_{rad}$  zur Wellenlänge  $\lambda$  mitentscheidend. Bei einem Verhältnis von  $D_{rad}/\lambda \ll 1$  kann die Schwingungsquelle als Punktquelle erachtet werden, die die Wellen (halb)kugelförmig ausstrahlt. Steigt  $D_{rad}$  weiter an und nimmt  $\lambda$  simultan ab, konzentriert sich die Wellenfront und damit die Schallenergie zunehmend in Schwingungsrichtung. Die Geometrie des Schallfeldes ähnelt zusehends einem Kegel, der mit steigenden Verhältnis von  $D_{rad}$  zu  $\lambda$  aufgrund der zunehmenden Absorption der Wellenenergie durch die Flüssigkeit kleine Nebenkegel erzeugt [\[15\]](#).

Neben Verlusten im Schallwandler- und Geber führen viskositätsbedingte innere Reibung, Wärmeleitung und molekulare Absorption zur Schallabsorption, sodass Amplitude und Intensität einer flachen US-Welle mit zunehmenden Abstand zur Strahlquelle in Ausbreitungsrichtung ( $x$ ) exponentiell abnehmen:

$$A = A_0 e^{-\alpha x} \quad (4.25)$$

$$I = I_0 e^{-\alpha x} \quad (4.26)$$

Dabei ist  $\alpha$  ein materialabhängiger Dämpfungsfaktor, auch Absorptionskoeffizient genannt. Durch Einsetzen in [Gleichung 4.11](#) bis [Gleichung 4.21](#) wird deutlich, dass mit zunehmender Distanz zur Strahlquelle (Sonotrode) Amplitude, Geschwindigkeit, Beschleunigung und Schalldruck der Welle sinken [\[15, 109, 118, 129\]](#). Darüber hinaus ist eine Temperaturabhängigkeit der

Schallgeschwindigkeit anzumerken. Diese sinkt mit abnehmender Temperatur des Fluids gemäß [Gleichung 4.27](#) [15]:

$$c = 4730 - 0,16(T - T_L) \quad (4.27)$$

### 4.3 Akustische Kavitation

Kavitation kann als „Entstehung, Wachstum und Kollaps von gas- und dampfgefüllten Blasen in einem Fluid“ definiert werden. „Bestrahlung von Flüssigkeiten mit Schall oder Ultraschall kann akustische Kavitation hervorrufen [...]“ [14]. Die Stadien der Kavitation - Keimbildung (Entstehung), Wachstum und Kollaps (Implosion) - sind Gegenstand der folgenden Abschnitte.

#### 4.3.1 Keimbildung

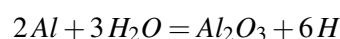
Kavitation kann neben möglicherweise bereits vorhandenen Bläschen im Wesentlichen auf zwei Arten entstehen: Entweder infolge starker Zugspannungen in den Unterdruckphasen der Schallausbreitung (homogene Keimbildung) oder auf der Oberfläche kleiner in der Schmelze vorhandener Partikel und fester Oberflächen (heterogene Keimbildung).

##### Homogene Keimbildung

Innerhalb des Mediums führt die Ausbreitung der Schallwellen zu periodischen Druck- und Dichteänderungen, wie anhand von [Abbildung 4.4](#) gezeigt werden soll. Bei erhöhtem Druck werden die Atome zusammengedrückt und ein lokaler Zustand der Fluidkompression tritt ein, was in einer Erhöhung der Dichte resultiert. Bei reduziertem Druck werden die Atome hingegen auseinandergezogen, wodurch ein Zustand der Fluidexpansion entsteht und die Dichte sinkt [113]. Letzterer Fall kann bei Erreichen eines bestimmten Unterdruckes, der Kavitationsschwelle  $p_c$  (für Aluminium ca. 0 Pa [130]), dazu führen, dass die auf das Fluid wirkenden lokalen Zugspannungen  $\sigma$  derart groß werden, dass die Schmelze aufreißt. Die „Zugfestigkeit“ reiner Flüssigkeiten wird auf theoretischer Basis durch die molekularen Bindungskräfte und die Oberflächenspannung gemäß nachstehender Formel bestimmt, wobei experimentell ermittelte Werte deutlich darunter liegen:

$$p_c = \frac{2\sigma}{R_{im}} \quad (4.28)$$

mit  $R_{im}$  als intermolekularer Abstand des Fluids. In die entstehenden Fehlstellen dringt Wasserstoff, der aufgrund der hohen Affinität von Aluminium zu Wasserstoff, der in der Umgebungsluft gebunden vorhanden ist, durch folgende Reaktion von der Schmelze aufgenommen wird:



Wasserstoff diffundiert aufgrund des sehr geringen Druckes gasförmig in die entstandenen Fehlstellen und bildet dort einen Kavitationskeim, der im Umfeld ausreichend starker Druckschwankungen

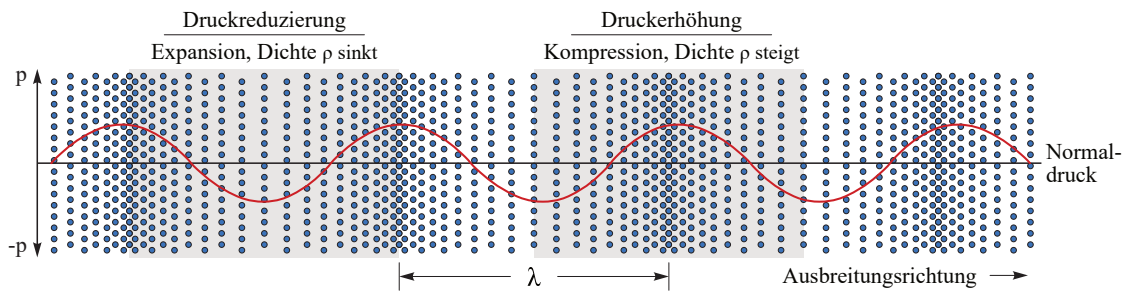


Abbildung 4.4: Schallbedingte Änderung der Fluidichte., nach [14].

zu einer Kavitationsblase heranwächst. Die Kavitationsintensität ist abhängig von der Oberflächenspannung  $\sigma$  und bei bereits vorhanden Gasblasen vom Anfangsradius  $R_0$ . Die dynamische Viskosität  $\mu$  bestimmt in großem Maße die Kavitationsfreudigkeit der Flüssigkeit. Mit steigender Viskosität, beispielsweise durch die fortschreitende Abkühlung einer Schmelze, erhöhen sich auch die Kavitationsschwelle und der kritische Resonanzradius vorhandener Kavitationsblasen. Da die Drücke unmittelbar unter der Sonotrode am höchsten sind, mit zunehmendem Abstand zu ihr exponentiell abnehmen und dadurch bereits in kurzem Abstand zur Strahlquelle über die Kavitationsschwelle steigen, findet Kavitation vorwiegend in einem kleinem Bereich unterhalb der bzw. um die Sonotrodespitze herum statt, wie durch [Abbildung 4.5 a\)](#) deutlich wird. Der gesamte Vorgang der Keimbildung dauert nur wenige  $\mu\text{s}$ . Die Zahl der entstehenden Kavitationskeime pro VE steigt, je weiter der Druck unter die Kavitationsschwelle fällt, veranschaulicht durch [Abbildung 4.5 b\)](#) [15, 131, 132].

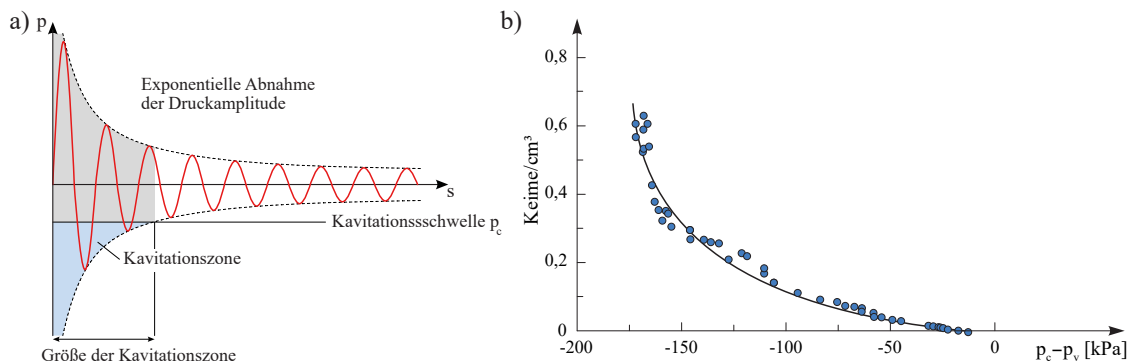
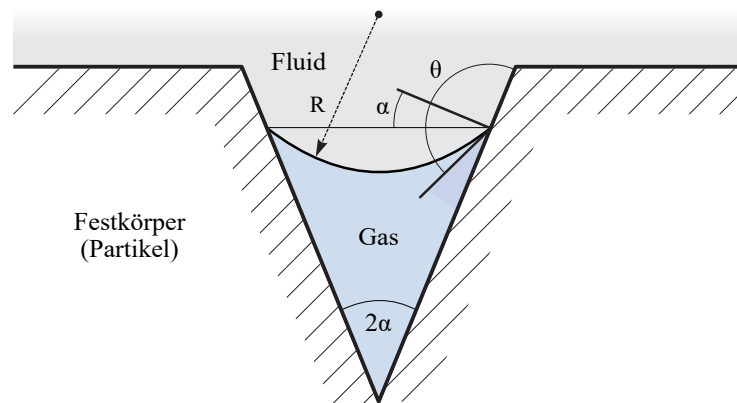


Abbildung 4.5: Schalldruckabhängige Entstehung der Kavitationszone und daraus resultierende Keimbildungsrate: a) Einordnung der Kavitationsschwelle, b) Keimbildungsrate in Abhängigkeit des kritischen Drucks, nach [109, 133, 134].

### Heterogene Keimbildung

Im Rahmen der in [Gleichung 4.3.1](#) dargestellten chemischen Reaktion entsteht neben Wasserstoff noch Al-Oxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ).  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , das in großen Mengen auf der Oberfläche von Al-Schmelzebädern vorliegt und die Schmelze bedeckt (Krätze), bildet sich auch in der Schmelze selbst in Form kleinster



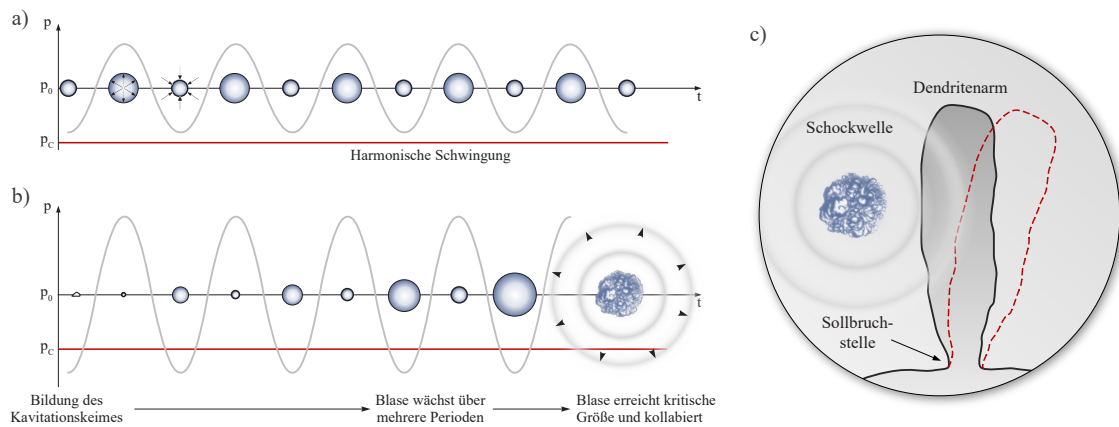
**Abbildung 4.6:** Prinzipdarstellung: Oberflächendefekt als heterogene Keimstelle für Kavitation, nach [15, 135].

Partikel ( $\leq 0,1 \mu\text{m}$ ). In Oberflächenfehlern derartiger Partikel (Kerben, Krater, Risse) lagern sich häufig Gasphasen an. Ist der Kontaktwinkel  $\theta$  größer als  $90^\circ$ , so wie in [Abbildung 4.6](#) abgebildet, ist der Gasdruck innerhalb des Defektes kleiner als der gleichgewichtige Gasdruck der Flüssigkeit, sodass die Gasblase in den Defekt gedrückt wird und stabil ist. Andernfalls ist die Gasblase instabil und das Gas diffundiert wieder in die Flüssigkeit. Stabile Blasen können sich dann unter dem Einfluss ausreichend starker Druckschwankungen zu Kavitationsbläschen entwickeln und somit aktiv am Kavitationsprozess teilnehmen. Sowohl das Vorhandensein derartiger kleiner Partikel als auch bereits im Fluid bzw. in der Schmelze existierende Gasblasen senken die Kavitationsschwelle  $p_c$  und erleichtern so das Auftreten akustischer Kavitation [15, 97, 135].

### 4.3.2 Wachstum

Die in der Schmelze vorhandenen Kavitationskeime verhalten sich unter dem Einfluss der anhalten periodischen Druckschwankungen auf zwei mögliche Arten: Ist der akustische Druck  $p_A$  kleiner als die Kavitationsschwelle  $p_c$ , expandiert und komprimiert die Blase in harmonischer Übereinstimmung mit den periodischen Druckschwankungen, ohne dabei Wasserstoff zu absorbieren und größer zu werden. Liegt  $p_A$  hingegen über  $p_c$ , tritt eine rapide Zunahme der Blasengröße um das 10 bis 100-fache innerhalb von zwei bis drei Oszillationsperioden ein (eine Oszillationsperiode  $\cong 50 \mu\text{s}$ ). Während der Expansionsphase nimmt die Oberfläche der Blase zu. Dabei wird die Grenzschicht der Blase dünner und es findet eine gerichtete Diffusion des Wasserstoffes aus der Schmelze in das Innere der Blase statt. Im Zuge der Druckerhöhung wird die Blase wieder komprimiert. Durch die damit verbundene Reduzierung der Blasenoberfläche und Zunahme der Interphasenschichtdicke wird der Wasserstoff am Austritt gehindert, wodurch die Blase in jeder Druckperiode größer wird und bei Erreichen einer kritischen Größe kollabiert [115, 116, 127, 136]. Beide Fälle sind in [Abbildung 4.7](#) schematisch dargestellt.

Die Oberflächenspannung  $\sigma$  verhindert einen vorzeitigen Kollaps der Blase, falls der Druck in der Flüssigkeit  $p_L$  den Gas- bzw. Dampfdruck  $p_v$  in der Blase übersteigt. Die Wachstumsrate



**Abbildung 4.7:** Blasendynamik und -wachstum in Abhängigkeit des akustischen Druckes (nicht maßstabsgetreu), a)  $p_A < p_C$ , b)  $p_A > p_C$ , c) Einfluss kollabierender Blase auf Dendritenarme, nach [97, 105, 134].

hängt üblicherweise vom Anfangsradius der Blase ab. Der Radius nimmt, ausgehend von einem normalisierten Anfangsradius  $R_{norm}$ , in einem Zeitraum  $\leq 1.000$  ms folgendermaßen zu [137]:

$$R_{norm}(t) = \alpha t^\beta \quad (4.29)$$

mit  $\alpha$  und  $\beta$  als empirisch ermittelte materialspezifische Größen.

### 4.3.3 Kollaps/Implosion

Unter der Wirkung alternierender Drücke bis unterhalb der Kavitationsschwelle erreicht die Blase nach einigen Zyklen eine kritische Größe (bei einem Radius von 60 - 70  $\mu\text{m}$ ) und kollabiert schlagartig unter der Wirkung des den Blasendruck  $p_v$  übersteigenden Umgebungsdruckes der Flüssigkeit  $p_L$ . Die Blase wird von der Flüssigkeit zusammengedrückt und setzt die während ihres Wachstums kumulierte Energie während ihres Kollapses in Form von Schockwellen wieder frei. Dabei zerfällt die Blase in eine Vielzahl neuer kleiner Kavitationsblasen bzw. Keime, die bei unveränderten Druckverhältnissen die gleiche Entwicklung wie die Ursprungsblase nehmen. Über die gesamte Dauer der US-Behandlung erfolgen somit eine Vielzahl von Kettenreaktionen. Die Stärke der während der Blasenimplosion auftretenden Schockwellen, neben denen noch sog. Microjets mit Geschwindigkeiten von 50 bis 100 m/s freigesetzt werden, kann mehrere MPa betragen und auf theoretischer Basis wie folgt berechnet werden:

$$p_{max} = \frac{p_0}{4^{-4/3}} \left( \frac{R_{max}}{R_{min}} \right) \quad (4.30)$$

mit  $p_0$  als statischer Druck in der Schmelze sowie  $R_{max}$  und  $R_{min}$  als maximaler expandierter bzw. kleinster komprimierter Radius der Kavitationsblase. Begleitet werden die Schockwellen von lokalen Temperaturspitzen in Höhe mehrerer tausend Grad, die sich gemäß

$$T_{max} = T_0 \frac{(p_0 + p_A)(\gamma_c - 1)}{p_0} \quad (4.31)$$

bestimmen lassen. Dabei entspricht  $T_0$  der ursprünglichen Schmelztemperatur unter Normalniveau,  $p_0$  und  $p_A$  dem statischen Druck der Schmelze und dem akustischen Druck und  $\gamma_c$  der Gaskonstanten der Kavitationsblase [103, 127, 137].

#### 4.3.4 Kavitationswolken

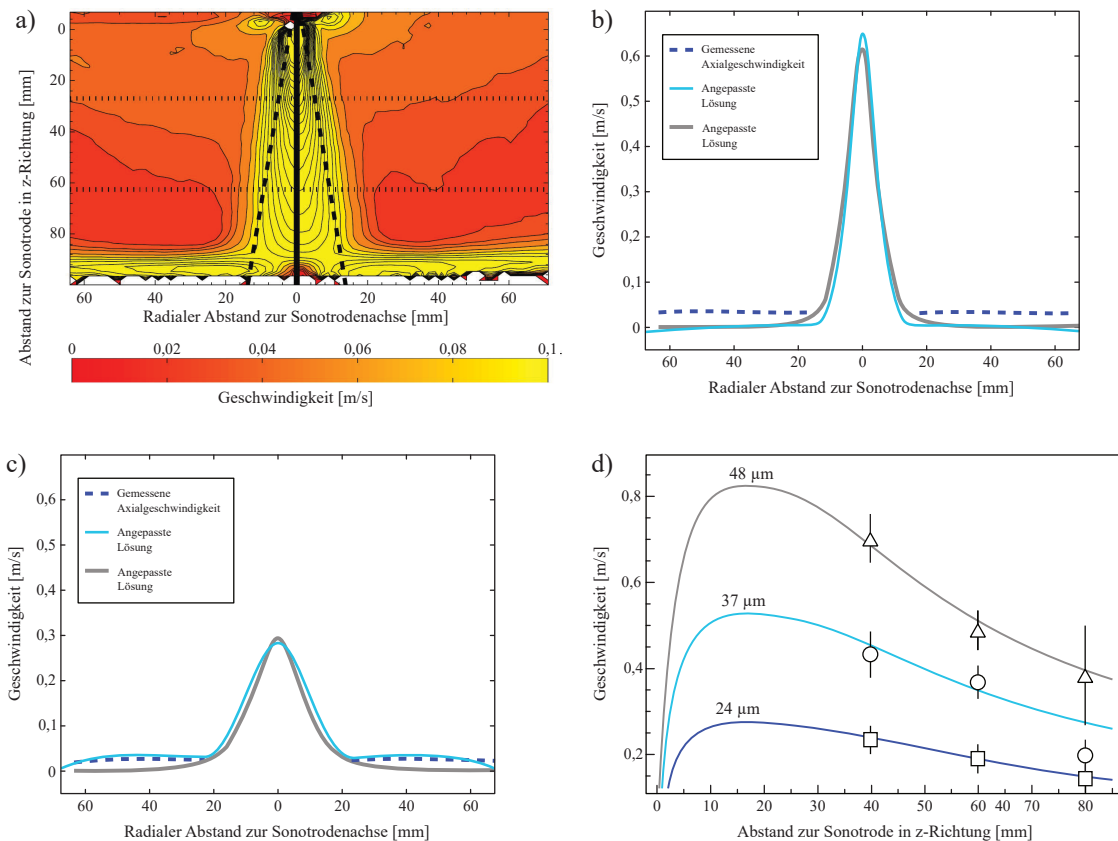
Im Zuge der US-Behandlung entstehen eine Vielzahl von Kavitationsblasen direkt unterhalb der Sonotrode, die gemeinsam Kavitationscluster bilden. Die Dichte dieser Cluster ist in Bezug auf eine mögliche Abschirmung der US-Wellen zunächst vernachlässigbar, da sich die Ausbreitung einfallender US-Wellen nahezu ungehindert vollzieht. Im Zuge einer weiteren Erhöhung der US-Leistung nimmt die Zahl der Kavitationscluster zu. Starke akustische Streamer entstehen direkt unterhalb der Sonotrode und drücken die entstandene Kavitationswolke tiefer in die Schmelze (-z-Richtung). In der bislang unbehandelten Flüssigkeit, die dadurch in den entstandenen kavitationsfreien Raum zwischen Sonotrode und Kavitationswolke strömt, bilden sich neue Kavitationscluster. Direkt unterhalb der Sonotrode entsteht infolgedessen eine große, dichte und stabile Kavitationswolke, die im Wesentlichen aus einer Vielzahl von Hohlräumen besteht. Da die Schallgeschwindigkeit in Wasserstoff (1.284 m/s bei 25 °C) deutlich geringer ist als in flüssigem Aluminium (4.600 m/s) absorbiert diese Kavitationswolke einen Großteil der mittels Ultraschall eingebrachten Energie und verhindert die Ausbreitung der US-Wellen über die Grenzen der Kavitationswolke hinaus. Dieser Effekt wird als „Shielding-Effect“ bezeichnet. Bei zu hoher Leistung kann auf diese Weise eine Trade-Off-Situation zwischen Schallerzeugung und ihrer Störung eintreten [15, 131, 138, 139].

### 4.4 Akustische Strömung

Neben der Kavitation formt sich in Ausbreitungsrichtung des Ultraschalls eine hydrodynamische Strömung, die als akustische Strömung bezeichnet wird. Sie tritt meist in Verbindung mit sekundären (erzwungenen) konvektiven Strömungen in viskosen Grenzschichten (Rayleigh-Strömungen) wie Gefäßwänden auf [15]. Das charakteristische Strömungsmuster in Ultraschall-Ausbreitungsrichtung, ausgehend von der Stirnfläche der Sonotrode, kann [Abbildung 4.8 a](#)) entnommen werden.

Die Strömung resultiert aus den hochfrequenten Schwingungen der Sonotrode und ist das Resultat der Energieabsorption durch die materialabhängige viskose Dämpfung der Schallwellen [141, 142, 143, 144, 145]. Wird bei entsprechend hoher US-Leistung ausreichend akustische Energie absorbiert, führt dies dazu, dass in nächster Nähe zur Sonotrode die Gesamtheit des durch die Vibration der Sonotrode eingebrachten Moments in ein hydrodynamisches Moment umgewandelt wird, woraus eine Strömung hervorgeht. Dieser Umwandlungsprozess findet innerhalb kurzer Distanz zur Sonotrode statt, nach der die Strömung ihre höchste Geschwindigkeit erreicht und die anschließend mit zunehmender Entfernung zur Sonotrode sinkt ([Abbildung 4.8 b-d](#)). Die Geschwindigkeit steigt bei ansonsten unveränderten Bedingungen mit zunehmender Amplitude oder Frequenz an und nimmt mit wachsender Entfernung zur Sonotrode und in horizontaler Richtung ab [15, 141, 145].





**Abbildung 4.8:** Strömungsmessungen der akustischen Strömung: a) Typisches Strömungsmuster akustischer Strömung (Sonotroden Durchmesser = 25 mm, Frequenz = 17,6 kHz, Amplitude = 35-40 µm), b) und c) horizontales Geschwindigkeitsprofil des in a) abgebildeten Strömungsmusters in 27 mm und 63 mm Abstand zur Sonotrode, nach [140], d) Geschwindigkeitsverlauf der akustischen Strömung (Sonotroden Durchmesser = 48 mm, in Ausbreitungsrichtung für unterschiedliche Amplituden, nach [141]).

Bei den sekundären konvektiven Strömungen sind üblicherweise geringere Geschwindigkeiten zu erwarten. Häufig sind bei akustischen Strömungen auch Strömungsrotationen in z-Richtung zu beobachten, die entweder auf eine Richtungsänderung rotierender Komponenten (Wirbel) durch die wachsende Entfernung zur Strahlquelle oder auf eine Asymmetrie der Sonotrode zurückzuführen sind. Ungeachtet dessen zeigen Vergleiche akustischer Strömung mit und ohne Kavitation turbulente Strömungen unter dem Einfluss von Kavitation und dass die Strömungsgeschwindigkeiten bis zu 30-mal höher liegen können. Bei  $p_A > p_c$  kann es zur Wechselwirkung akustischer Strömung mit den konvektiven Strömungen kommen, wodurch deutlich höhere Strömungsgeschwindigkeiten auftreten. Grund hierfür ist die stärkere Dämpfung der US-Energie und das daraus resultierende höhere hydrodynamische Moment [15, 132, 145].

Akustische Strömung führt zu einem Masse- und Wärmetransport, dem eine große Bedeutung bei der Dispersion von Fluidpartikeln und der Homogenisierung von Flüssigkeiten zukommt. Bei ausreichend kleinen Fluidvolumen treten Fluidzirkulationen auf, durch die ständig neue Flüssigkeit durch die Kavitationszone transportiert wird. Bei einer erstarrungsbegleitenden US-Behandlung (bspw. im Formhohlraum einer Kokille) interagiert die akustische Strömung mit der Erstarrungs-

front. Der Transport wärmerer Schmelze aus dem Bereich unterhalb der Sonotrode oder aus dem Gussteilzentrum an die Randbereiche führt zu einer erheblichen Senkung des  $\Delta T$  und des daraus resultierenden Gefüges. Im Rahmen der Entgasung fördert die akustische Strömung zudem den Auftrieb mit Wasserstoff gefüllter Kavitationsblasen an die Schmelzbadoberfläche und den Transport noch unbehandelter Schmelzevolumen in die Kavitationszone [15, 141, 143, 144, 145, 146, 147].

## 4.5 Gefüge- und Kornfeinung

Die zum großen Teil bereits nachgewiesenen Theorien zur Beeinflussung des entstehenden Gussgefüges basieren auf unterschiedlichen, sowohl auf die akustische Kavitation als auch auf die akustische Strömung, zurückzuführende Effekte. Zusammengenommen führen sie zu einem Anstieg verfügbarer Erstarrungskeime, was letztlich in einer Feinung des sich während der Erstarrung ausbildenden, häufig globulitischen Gefüges resultiert. Die wichtigsten Mechanismen im Überblick:

### Deagglomeration und Dispersion

Werden partikelförmige Substrate der Schmelze zugeführt, kann dies innerhalb der Schmelze zu unerwünschten Verklumpungen der Partikel führen. Unter dem Einfluss von Kavitation, genauer gesagt, durch die beim Kollaps entstehenden Druckwellen, können diese Partikelanhäufungen aufgelöst werden. In nächster Nähe zur kollabierten Blase übersteigt die den Schockwellen inwohnende Energie die Bindungskräfte zwischen Partikeln und bricht die Verbindung den zwischen diesen auf. Die auf diese Weise voneinander getrennten Partikel können dann durch die akustische Strömung im Fluid bzw. in der Schmelze verteilt werden [148].

### Benetzbarkeit unlöslicher Partikel

Auf der Oberfläche kleinster unlöslicher Partikel in der Schmelze lagert sich Wasserstoff ab, der die Benetzung dieser Partikel durch die Schmelze verhindert. Die aus dem Kollaps der Kavitationsblase resultierenden Druckwellen sind in der Lage, diese Wasserstoffablagerungen abzustreifen und die Partikel auf diese Weise dem Erstarrungsprozess zuzuführen [102, 136]. Zudem wird versucht, diesen Effekt für die Herstellung sog. Metal-Matrix-(Nano-)Composite (MM(N)C) Werkstoffe zu nutzen, bspw. bei der Einbindung von Siliziumcarbid-(SiC-)Partikeln in die Aluminium-Matrix [149, 150, 151, 152, 153, 154].

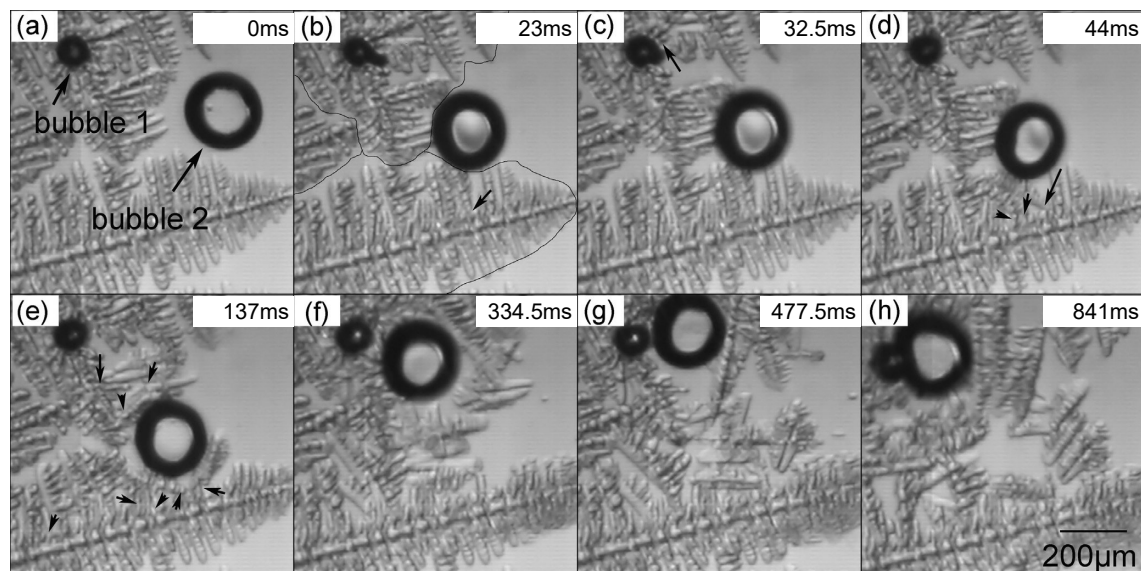
### (Sono)Kristallisation

Einige Publikationen beschreiben den Effekt, dass in nächster Nähe zu einer kollabierenden Kavitationsblase die durch die freigesetzte Druckwelle hervorgerufene enorme Druckveränderung einen Anstieg der legierungsspezifischen Schmelz- bzw. Liquidustemperatur bewirkt (siehe Clapeyron-Gleichung [Abschnitt 2.1](#)). In diesem lokal und zeitlich begrenzten Zustand sollen im Rahmen dynamischer Keimbildung Erstarrungskeime entstehen [155, 156, 157, 158]. Dieser Mechanismus müsste jedoch in einem Temperaturbereich zwischen (knapp unterhalb) der Liquidustemperatur und der Keimbildungstemperatur erfolgen. Nur innerhalb dieses Temperaturregimes wären die auf diese Weise entstehenden Keime bei Normalisierung der Druckverhältnisse thermodynamisch stabil

und könnten zu einem Anstieg der für die Erstarrung relevanten Keime führen, die dann durch die akustische Strömung in der Schmelze verteilt werden. Für einen lokal und zeitlich begrenzten Anstieg der Schmelztemperatur von bspw. 5 K müssten die beim Kollaps der Kavitationsblasen auftretenden Drücke Werte i.H.v. 5 MPa annehmen. Denkbar ist auch, dass die notwendigen Drücke nicht allein aus dem Kollaps der Kavitationsblasen resultieren, sondern auch durch die bei Beginn der Schallausbreitung im Fluid auftretenden enormen positiven Druckamplituden direkt unterhalb der Sonotrode. Der Nachweis der Sonokristallisation steht jedoch aus, da insbesondere die genauen Abläufe der potentiell erfolgenden physikalischen Mechanismen dahinter noch unklar sind [159].

### (Sono)Fragmentierung / Dendritenzerschlagung

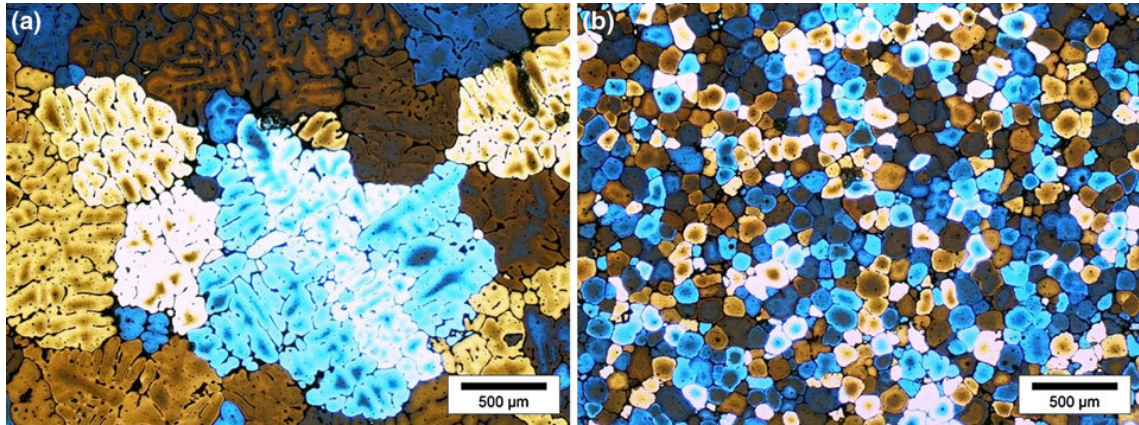
Dieser Mechanismus findet ausschließlich unterhalb der Liquidustemperatur statt, wenn die ersten primären und sekundären Dendritenarme entstehen bzw. bereits entstanden sind. Kavitationsblasen in nächster Nähe zu den Dendriten brechen durch ihr pulsierendes Wachstum und durch die beim Kollaps entstehenden Druckwellen Fragmente aus den Dendritenstrukturen heraus, schematisch in [Abbildung 4.7 c](#)) und exemplarisch in [Abbildung 4.9](#) dargestellt. Die mechanische Festigkeit der Dendriten ist nahe ihres Schmelzpunktes praktisch vernachlässigbar, sodass auch die akustische Strömung und entsprechende Konvektionsströmungen Fragmente von diesen herausbrechen können, wie am Beispiel von dargestellt ist. Beeinflusst wird dieser Vorgang durch Schmelzeströmungen während der Erstarrung, da diese Temperaturschwankungen hervorrufen, durch die Bereiche der Dendriten erneut aufgeschmolzen und Fragmente von den Dendriten abgetrennt werden können. Die Fragmente werden dann durch akustische Strömungen in der Schmelze verteilt und bewirken auf diese Weise einen Anstieg der Kornzahl [10, 87, 129, 143, 160, 161, 162, 163, 164].



**Abbildung 4.9:** Kavitationsbedingte Zerstörung von Dendriten in einer organisch transparenten Legierung [105].

Der Einfluss der Ultraschallbehandlung auf das Gefüge unterschiedlicher Aluminiumlegierungen in Abhängigkeit der Konzentration der Hauptlegierungselemente sowie der eingebrachten Ultraschalleistung wird ausführlich in [106] beschrieben. Die oben genannten und auf die Ultraschallbehandlung zurückzuführenden Mechanismen bewirken primär eine Reduzierung der durch-

schnittlichen Korngröße und damit einhergehend eine Erhöhung der Kornzahl [102, 165, 166, 167], wie [Abbildung 4.10](#) entnommen werden kann. Im Fall von AlSi-Legierungen kann ein weiteres Behandlungsziel auch die ultraschallbedingte dispersive Feinung des eutektischen Siliziums sein, die ebenfalls im Rahmen einer erstarrungsbegleitenden Behandlung erfolgen kann [168, 169].



**Abbildung 4.10:** Einfluss der Ultraschallbehandlung auf Korngröße und Morphologie der Legierung AlCu4: a) ohne Ultraschallbehandlung; b) mit Ultraschallbehandlung [102].

## 4.6 Simulation der Ultraschallbehandlung

An der Simulation der Ultraschallbehandlung und ihrer einzelnen Effekte wird bereits seit den 1990er Jahren gearbeitet. Bislang ist jedoch noch kein Ansatz bekannt, der die wesentlichen Mechanismen der Ultraschallbehandlung - allen voran die Schallwellenausbreitung, die Kavitation, die akustische Strömung sowie letztlich die Überlagerung mit gießtechnologischen Berechnungen wie der Erstarrung - in einem ganzheitlichen Modell zusammenführt. Vielmehr wurde in der Vergangenheit bevorzugt die Simulation einzelner Effekte mit Hilfe unterschiedlicher kommerzieller CFD-Simulationsprogramme (engl. commercial CFD code - CCC) sowie eigener Codes verfolgt. Auch hier stellt sich die Simulation herausfordernd dar, sodass häufig stark vereinfachte Lösungsansätze gewählt werden. Im Hinblick auf die Modellierung sind als problematisch vor allem die hohe Frequenz anzubringen, die eine an die entsprechenden Sinusverläufe angepasste Definition der Zeitschritte erforderlich macht, sowie die geringe Amplitude in der Größenordnung einiger  $\mu\text{m}$ , die wiederum eine feine Diskretisierung benötigt. Beide Faktoren zusammen sowie die zahlreichen physikalischen Modelle wirken sich unmittelbar auf die erforderlichen Rechenzeiten aus.

Neben der reinen Modellierung wird vor allem der Vergleich zwischen Simulation und tatsächlichen Messungen im flüssigen Aluminium als große Schwierigkeit angesehen, sowohl in Bezug auf die Erfassung der Kavitationszonengröße als auch auf die akustische Strömung. Zwar lässt sich der Einfluss der Ultraschallbehandlung auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften als Resultat der Behandlung ermitteln, jedoch wären u.a. Erkenntnisse über die während der Behandlung auftretenden Strömungsverhältnisse, vor allem für die Weiterentwicklung und Skalierung



der Technologie, wichtig. Für derartige Untersuchungen wird häufig Wasser, dessen physikalische Eigenschaften flüssigem Aluminium noch am nächsten kommen, als transparentes Vergleichsmedium herangezogen. Mit Hilfe des „Particle image velocimetry“ (PIV) Verfahren werden dann Strömungsmessungen unterhalb der Sonotrode durchgeführt und die Messresultate entsprechenden Simulationsergebnissen gegenübergestellt. Problematisch ist der Vergleich dennoch, da trotz der annähernd ähnlichen Eigenschaften aus den Versuchen lediglich (einige) qualitative Erkenntnisse für die Behandlung in Aluminiumschmelzen gezogen werden können. Neben der schwierigen Skalierbarkeit im industriellen Umfeld zählt die Prozesssimulation der Ultraschallbehandlung aus diesen Gründen zu einer der größten Herausforderungen für die Weiterentwicklung der Technologie [16, 98, 17]. Tabelle 4.2 führt eine Übersicht bisheriger Simulationsansätze, wobei zwischen den unterschiedlichen Effekten nach Schallwellenausbreitung, Kavitation, akustische Strömung und Einfluss auf die Erstarrung unterschieden wird.

#### 4.6.1 Einordnung bisheriger Ansätze

Die Aktivitäten und Veröffentlichungen, die sich mit der Simulation aller Aspekte der Ultraschallbehandlung befassen, besonders in jüngerer Zeit, zeugen von einem weitreichenden Interesse an dieser Technologie und den damit verbundenen Effekten. Derartige Bemühungen bilden stets die Grundlage für Weiterentwicklungen und Verbesserungen für zukünftige Modelle. Für die Gießereiindustrie ist insbesondere die Prognose der Behandlung von Metallschmelzen und ihrer Erstarrung, im Rahmen der Arbeit vor allem die von Al-Schmelzen, von besonderer Bedeutung. Die Simulation der mit der US-Behandlung verbundenen Effekte hat sich als ganzheitlicher Ansatz bislang als schwierig erwiesen, ist für eine umfassende Einbindung dieser Technologie in der Gießereiindustrie jedoch unabdingbar [16]. Ganzheitliche Ansätze erscheinen teils noch zu unausgereift, sodass die resultierenden Ergebnisse zwar einige quantitative Kriterien erfüllen mögen, jedoch noch stark vereinfacht ausfallen. In vielen Fällen werden bereits bei der Modellierung vereinfachte Annahmen getroffen, mit dem Ziel, den erforderlichen Rechenaufwand zu minimieren. Beispiele hierfür sind:

- eine vereinfachte Modellierung der US-Quelle (Sonotrode) in Bezug auf Ihren Wirkmechanismus, bspw. Modellierung als Düse, durch die Strömung hervorgerufen wird
- lineares Strömungsverhalten der akustischen Strömung
- die Simulation zweidimensionaler Modelle und/oder Modellierung nur einzelner Modellhälften (Nutzung von Symmetrieeffekten). Insbesondere in Bezug auf das turbulente Strömungsverhalten fehlt die komplexe Interaktion beider Modellhälften
- Vernachlässigung der Interaktion von akustischer Strömung und Kavitation

**Tabelle 4.2:** Publikationsübersicht zur Simulation der Ultraschallbehandlung, geordnet nach dem Jahr der Erscheinung.

<b>Autor</b>	<b>Jahr</b>	<b>Fluid/Legierung</b>	<b>Genutzte Software</b>	<b>Quelle</b>
<b>Schallwellenausbreitung / Druckentwicklung</b>				
Klima et al.	2007	Wasser	FEM LAB 3.1	[170]
Shu et al.	2012	Succinonitril	COMSOL Multiphysics	[129]
Huang et al.	2014	Reines Aluminium	COMSOL Multiphysics	[171]
Zhang et al.	2015	Rostfreier Stahl	ANSYS Fluent	[172]
Sajjadi et al.	2015	Unklar	Sonstiger CFD-Code	[173]
Lebon et al.	2015	Wasser/Aluminium	Sonstiger CFD-Code	[174]
Lebon et al.	2016	Wasser/Aluminium	ANSYS Fluent	[175]
Wang et al.	2016	Succinonitril	Sonstiger Code	[161]
<b>Kavitation</b>				
Jamshidi	2013	Unklar	COMSOL Multiphysics	[176]
Žnidarčič	2015	Wasser	ANSYS Fluent	[177]
Mottyll and Skoda	2016	Wasser	ANSYS ICEM CFD	[178]
Lebon et al.	2017	Aluminium	Sonstiger CFD-Code	[179]
Lebon et al.	2018	Wasser/Aluminium u.a.	Sonstiger Code	[180]
<b>Akustische Strömung</b>				
Dahlem et al.	1999	Wasser	Sysnoise /Fluent CFD	[181]
Kumar et al.	2006	Wasser	ANSYS Fluent	[182]
Trujillo und Knoerzer	2009	Wasser	COMSOL Multiphysics	[142]
Nastac	2011	Aluminium (AlSi7Mg)	Sonstiger CFD-Code	[183]
Ishiwata et al.	2012	Reines Aluminium	Sonstiger CFD-Code	[141]
Schenker et al.	2012	Wasser	ANSYS Fluent	[140]
Zhang und Nastac	2014	Aluminium (6061)	ANSYS Fluent	[184]
Kang et al.	2015	Wasser/Aluminium/Stahl	ANSYS Fluent	[185]
Jia et al.	2016	Aluminium (AlSi7Mg)	ANSYS Fluent	[148]
Rubiette et al.	2016	Aluminium/Wasser	COMSOL Multiphysics	[186]
Wang et al.	2017	Aluminium (AlCu2)	ProCAST (FEM)	[143]
Louisnard	2017	Wasser	COMSOL	[132]
Rahimi et al.	2017	Wasser	Sonstiger CFD-Code	[187]
Tzanakis	2018	Wasser	Open FOAM	[188]
Lebon et al.	2019	Wasser	Open FOAM	[189]
<b>Einfluss auf den Erstarrungsprozess</b>				
Nastac	2011	Aluminium (AlSi7Mg)	Sonstiger CFD-Code	[183]
Zhang et al.	2015	Rostfreier Stahl	ANSYS Fluent	[172]
Wang et al.	2017	Aluminium (AlCu2)	ProCAST (FEM)	[143]
Riedel et al.	2019	Aluminium (AlSi7Mg)	FLOW-3D	[190]

### **Schlussfolgerungen und Anforderungsprofil**

Aus den angeführten Kritikpunkten ergibt sich jedoch auch ein Anforderungsprofil, dem ein umfassendes Modell gerecht werden sollte. Das grundsätzliche Ziel muss der Aufbau eines Simulationsmodells sein, das folgende Kriterien erfüllt:

- Möglichkeit der dreidimensionalen Modellierung, Vernetzung und Auswertung
- Realitätsnahe Berechnung aller mit der Ultraschallbehandlung einhergehenden Effekte - Schwellenausbreitung, Kavitation, akustische Strömung
- Interaktion der genannten Effekte untereinander (vorwiegend zwischen Kavitation und akustischer Strömung) und mit der Erstarrung
- Abbildung des hochfrequenten (sinusförmigen) Bewegungsverlaufs der Sonotrode
- flexible und unproblematische Anpassung fluid- und ultraschallspezifischer Parameter
- Vertretbarer Rechenaufwand

Die Realisierung mit Hilfe eines in der Gießereiindustrie bereits etablierten Simulationstools, wie dies bspw. bei [143] zur Simulation der akustischen Strömung und ihrem Einfluss auf die Erstarrung erfolgt ist, scheint in diesem Zusammenhang naheliegend und vorteilhaft.

## 5 Ziele und Aufgabenstellung

### *Was genau soll untersucht werden?*

In den vorangegangenen Kapitel wurde herausgestellt, dass die Ultraschallbehandlung eine vergleichsweise saubere und zielführende Behandlung von Leichtmetallschmelzen ermöglicht. Die industrielle Implementierung dieser Technologie scheitert bislang jedoch zum einen an der fehlenden Skalierbarkeit der genannten Effekte, zum anderen an der Schwierigkeit, den Einfluss der Behandlung und der damit verbundenen Effekte der Kavitation und akustischen Strömung auf die Schmelze umfassend zu simulieren. Ein Teil dieser Arbeit beschäftigt sich daher mit dem Aufbau eines grundlegenden Simulationsmodells, das eine gussteilindividuelle Prognose der Ultraschallbehandlung ermöglichen soll und auf beliebige Gussteilgeometrien übertragbar ist. Der andere Teil der Arbeit konzentriert sich auf die Entwicklung einer gezielten, praxisorientierten Ultraschallbehandlung für die Fertigung qualitativ hochwertiger Gussteile aus Aluminium. Der Fokus liegt dabei auf der Fragestellung, inwieweit die Ultraschallbehandlung zur Stärkung der speisernahen, zuletzt erstarrenden Gussteilbereiche beim Schwerkraftkokillengießen sowie zur Homogenisierung des Gussteilgefüges beitragen kann.

### *Auf welche Weise (mit welchen Methoden, experimentell und/oder theoretisch)?*

Hinsichtlich des Simulationmodells ist die Nutzung eines bereits in der Gießerei-Industrie etablierten CFD-Programms sinnvoll, das jedoch ausreichend Möglichkeiten für unkonventionelle Modellierungen zulässt. Aus diesem Grund soll der Aufbau des Modells mit der Simulationssoftware FLOW-3D 11.2 erfolgen. Bei FLOW-3D handelt es sich nicht um ein reines Gießerei-Werkzeug; vielmehr dient FLOW-3D der Modellierung und Berechnung unterschiedlicher Strömungsprobleme wie bspw. der Auslegung von Filteranlagen und Staudämmen sowie gießtechnologischer Prozesse, bis hin zur Simulation biologischer Strömungsprozesse im menschlichen Körper. Diese Vielseitigkeit ermöglicht die individuelle Nutzung, Definition und Kombination zahlreicher physikalischer Berechnungsmodelle.

Die experimentellen Untersuchungen konzentrieren sich auf eine erstarrungsbegleitende Ultraschallbehandlung für das Schwerkraftkokillengießen, bei der die Sonotrode an zwei geometrisch unterschiedlichen Gussteilen über den Speiser direkt am/im Gussteil positioniert wird. Zu diesem Zweck erfolgt die Erprobung der Behandlung an zwei geometrisch gegensätzlichen Gussteilen, um auf diese Weise Erkenntnisse über den Einfluss der Gussteilgeometrie auf das Behandlungsverhalten ziehen zu können. Bei der Behandlung des einen Gussteils handelt es sich um ein großvolumiges, massives Gussteil (G1), dessen Behandlung in den Räumlichkeiten des IFQ's stattfinden. Das



andere Gussteil weist eine vergleichsweise schmalwandige Geometrie auf (G2). Die Behandlung dieses Teils erfolgt unter industriellen Rahmenbedingungen in einer mittelständigen Al-Gießerei. Untersuchungen des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften sollen Aufschluss über den Einfluss der Ultraschallbehandlung auf die Qualität der Gussteile geben. Darüber hinaus sollen die experimentellen Untersuchungen der Validierung des mit FLOW-3D erstellten Simulationsmodells dienen.

***Welche (disziplinären und praxisrelevanten) Ergebnisse werden dabei anvisiert?***

Das übergeordnete Ziel ist die Annäherung an einen industrietauglichen Einsatz der Ultraschallbehandlung durch eine praxisorientierte Gesamtlösung, die die Prozesssimulation, eine industrietaugliche Anwendung sowie eine Übersicht und Abschätzung des Einfluss auf Gefüge und mechanische Eigenschaften der mittels Ultraschall behandelten Gussteile umfasst.

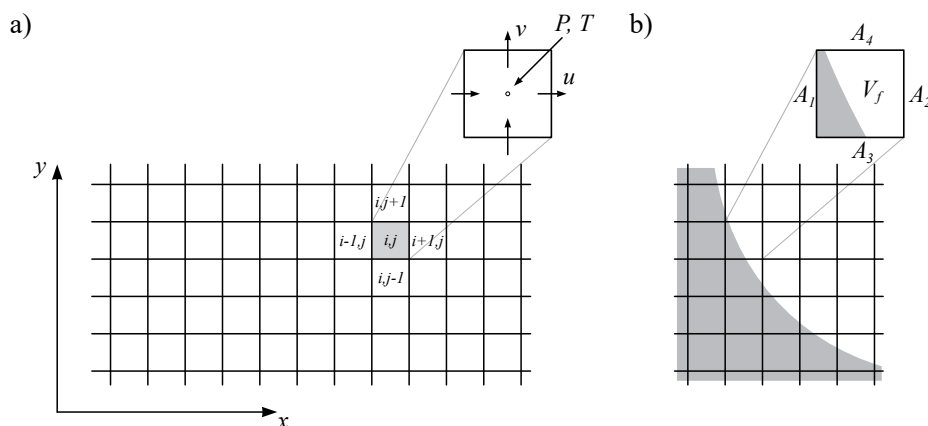
## 6 Numerische Vorbetrachtungen

Auf den folgenden Seiten wird sukzessiv der Aufbau eines grundlegenden Simulationsmodells für die Prognose der Ultraschallbehandlung erläutert. Die Beschreibung folgt dabei weitestgehend der für FLOW-3D v11.2 typischen Vorgehensweise, wie sie auch innerhalb des Programms angedacht ist. Nach der Ergebnisdarstellung, die zum überwiegenden Teil mit FlowSight v11.2 erfolgt, ist die Übertragung des Modells auf einen an die experimentellen Laborversuche angelehnten Erstarrungsprozess angedacht. Die daraus resultierenden Ergebnisse dienen im weiteren Verlauf der Untersuchungen dem Abgleich zwischen Simulation und Praxis und somit einer möglichen Validierung des Modells. Das Kapitel schließt mit einer kritischen Bewertung der erzielten Simulationsergebnisse. Im Vorfeld zu den hier beschriebenen Simulationsaktivitäten wurden Grundlagenstudien durchgeführt, um zu überprüfen, wie detailliert die mit der Ultraschallbehandlung einhergehenden Effekte mit Hilfe von FLOW-3D berechnet werden können. Da die Ergebnisse keinen direkten Bezug zu der hier konkret geschilderten gießtechnologischen Problemstellung haben, können diese [Anhang A](#) entnommen werden.

### 6.1 Das CFD-Simulationprogramm FLOW-3D

Für die Simulation der Ultraschallbehandlung wurde FLOW-3D v11.2 eingesetzt. Die Auswertung, das sog. Post-Processing, erfolgte mit FlowSight v11.2. Beide Programme wurden von Flow Science Inc. entwickelt. Bei dem Programm handelt es sich um eine universelle CFD-Software ohne branchenspezifisches Anwendungsgebiet. Das Programm weist aufgrund der Möglichkeit, in Abhängigkeit des zu berechnenden Problems die dafür erforderlichen numerischen Modelle individuell zusammenstellen und definieren zu können, eine hohe Flexibilität bei der Modellierung physikalisch anspruchsvoller Problemstellungen auf. Insbesondere im Bereich der Forschung und Entwicklung sind auf diese Weise unkonventionelle Modellierungen (*Preprocessing*) und Berechnungen (*Simulation*) möglich, die mit branchenüblichen Simulationstools wegen der Ausrichtung auf Standardprozesse nicht durchführbar sind. Die Software nutzt für die Diskretisierung in Abhängigkeit des zu modellierenden Problems und der ausgewählten physikalischen Modelle die Finite Differenzen Methode (FDM) und/oder Finite Volumen Methode (FVM). Die Diskretisierung erfolgt üblicherweise blockstrukturiert, d.h. der zu berechnende physikalische Raum wird in zahlreiche Quadrate unterteilt; je kleiner diese Quadrate sind, desto feiner ist die Vernetzung und desto genauer erfolgt die Berechnung. Wie in [Abbildung 6.1 a](#)) exemplarisch dargestellt, werden Größen wie Druck und Temperatur bei der von FLOW-3D verwendeten Methode im Zentrum der Zelle gespeichert. Die Speicherung anderer Größen wie bspw. den Geschwindigkeitsvektoren erfolgt hingegen an den Rändern. Der ganzheitliche Geschwindigkeitsvektor im Zellenzentrum

wird dann als Durchschnittswert aller Seiten berechnet. Die Vorteile dieser Methode liegen in der vergleichsweise einfachen Modellierung und Entwicklung physikalischer Modelle und vor allem in der Korrektheit und Stabilität der numerischen Lösung. Der sich bei blockstrukturierten Gittern üblicherweise negativ auswirkende Treppeneffekt, bei dem eine Zelle entweder voll oder leer ist und somit das numerische Ergebnis verzerrt, wird bei FLOW-3D durch eine Technologie namens Fractional Area Volume Obstacle Representation (FAVOR<sup>TM</sup>) aufgehoben. Durch Algorithmen wird bei der Berechnung berücksichtigt, wie viel Prozent jeder einzelnen Zelle tatsächlich belegt sind, schematisch [Abbildung 6.1 b\)](#) zu entnehmen. Mit dieser Methode ist somit aus der Vernetzung heraus eine sehr genaue Rückführung der originalen Geometrien für die Simulation und somit eine genaue Berechnung auch bei komplexen Geometrien möglich. Zudem verfügt FLOW-3D über die sog. TruVOF-Methodik, wobei VOF für Volume of Fluid steht. Gegenüber vielen anderen CFD-Codes besteht der Algorithmus aus drei Kernkomponenten, die so eine sehr realistische Berechnung Fluidverhaltens ermöglichen: (1) einem System zur Bestimmung der Oberfläche, (2) einem Algorithmus zur Ermittlung der Oberfläche als klare Grenze (zum umliegenden Gas), die sich durch eine Rechengitter bewegt und (3) einem Verfahren zur Anwendung von Randbedingungen auf die Fluidoberfläche [191, 192, 193, 194, 195].



**Abbildung 6.1:** Grundlegende Funktionsweise der Diskretisierung von FLOW-3D: a) Zellen-Indexierung und Zuordnung der Zellbereiche, in denen zu berechnende Größen gespeichert werden; b) Schematische Darstellung der Funktionsweise der „Fractional Area Volume Obstacle Representation“ (FAVOR<sup>TM</sup>) [192].

## 6.2 Basismodell

Die Erstellung des Basismodells dient gleichzeitig als Machbarkeitsstudie, ob FLOW-3D grundsätzlich dazu in der Lage ist, die Ultraschallbehandlung, insbesondere die Kavitation und akustische Strömung, im vorgesehenen abzubilden.

### 6.2.1 Modellierung (Presprocessing)

Die Simulation der Schallwellenausbreitung innerhalb des Fluids wurde für einen Zeitraum von 0,0001 s berechnet, was bei einer Frequenz von 20 kHz zwei vollständigen Oszillationszyklen entspricht. Die berechneten Zeitfenster für die Entwicklung der Kavitationszone und der Ausbildung der akustischen Strömung betragen 0,01 s und 5 s.

### 6.2.1.1 Fluid-Eigenschaften

Die Berechnung für das Basismodell erfolgen für eine isotherme Behandlung der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,3 bei 700 °C (973,15 K). Um dabei innerhalb des Fluids enorme Druckschwankungen berücksichtigen zu können, wie sie beispielsweise während der Ultraschallbehandlung auftreten, ist die Definition des sog. „(limited) compressibility“ Modells erforderlich; andernfalls gälte das Fluid während der Berechnung als inkompressibel eingestuft werden. Der Kompressibilitätskoeffizient  $\beta$  ist für FLOW-3D als

$$\beta = \frac{1}{\rho c^2} \quad (6.1)$$

definiert, was dem Kehrwert der in [Gleichung 4.5](#) beschriebenen Gleichung entspricht [191]. Alle weiteren auf das Fluid bezogenen Simulationsparameter sind in [Tabelle 6.1](#) aufgeführt.

**Tabelle 6.1:** In FLOW-3D hinterlegte physikalische Fluideigenschaften für AlSi7Mg0,3.

Parameter	AlSi7Mg0,3	SI-Einheit
Dichte	2.437	kg/m <sup>3</sup>
Dynamische Viskosität	0,0019	kg/m/s
Wärmekapazität	1.074	J/kg/K
Wärmeleitfähigkeit	86,9	W/m/K
Liquidustemperatur	881,15	K
Solidustemperatur	825,55	K
Schallgeschwindigkeit	4.600	m/s
Kompressibilität	1,94 x 10 <sup>-11</sup>	1/Pa
Oberflächenspannung	0,871	kg/s <sup>2</sup>
Temperatur (isotherm)	973,15	K

### 6.2.1.2 Auswahl physikalischer Modelle

Bei der Auswahl der für die Berechnung relevanten Modelle wurden die wichtigsten Einflussgrößen berücksichtigt, die nach bisherigem Kenntnisstand die fluidspezifische Entstehung von Kavitation mitbestimmen. Für eine möglichst umfassende und zielführende Simulation wurden bei der Modellierung des Prozesses daher die nachstehenden physikalischen Modelle ausgewählt und definiert. Die modellspezifischen Parameter und Werte sind in [Tabelle 6.2](#) aufgeführt.

- „Bubble and Phase Change“ (Nachverfolgung kollabierender Kavitationsblasen)
- „Cavitation“ (ermöglicht Berechnung der Kavitation)
- „Gravity and Non-inertial Reference Frame“ (definiert Schwerkraft)
- „Moving and Simple Deforming Objects“ (Bewegungssteuerung der Sonotrode)
- „Particles“ (Kontinuierliche Erzeugung von Partikeln)
- „Surface Tension“ (Berücksichtigung der Oberflächenspannung)
- „Viscosity and Turbulence“ (definiert Viskosität und Strömungsverhalten)

**Tabelle 6.2:** Zusammenfassung der ausgewählten physikalischen Modelle und der entsprechend definierten Parameter für *AlSi7Mg0,3*.

Modell	Parameter	AlSiMg0,3	SI-Einheit
Bubble and phase change with adiabatic bubble and dynamic nucleation with track collapsed bubbled with void particles activated	Gamma	1,4	-
	Druck	101325	Pa
	Kavitationsschwelle	0	Pa
	Oberflächenspannung	0,871	kg/s <sup>2</sup>
Cavitation with empirical model for cavitation control, active model for voids and activated cavitation potential model	Dichte	0,025	kg/m <sup>3</sup>
	Produktionskoeffizient	0,02	-
	Dissipationskoeffizient	0,01	-
	Oberflächenspannung	0,871	kg/s <sup>2</sup>
Surface tension model with explicit numerical approxi- mation for surface tension pressure	Temperaturabhängigkeit	0	kg/s <sup>2</sup> /K
	Berührungswinkel	90	Grad

Während der Simulation wird die Kavitation durch ein Transportgleichung gelöst, die Advektion, Produktion und Auflösung des Kavitation-Volumenanteils gemäß der folgenden Gleichungen berechnet [191]:

$$\frac{DV_{cav}}{Dt} = Cav_{\underline{production}} - Cav_{\underline{dissipation}} \quad (6.2)$$

mit

$$Cav_{\underline{production}} = C_e \frac{E_{turb}}{\sigma} \rho_l \rho_v \sqrt{\left[ \frac{2}{3} \frac{p_{cav} - p_l}{\rho_l} \right]} (1 - f_{cav}) \quad (6.3)$$

und

$$Cav_{\underline{dissipation}} = C_c \frac{E_{turb}}{\sigma} \rho_l^2 \sqrt{\left[ \frac{2}{3} \frac{p_l - p_{cav}}{\rho_l} \right]} f_{cav} \quad (6.4)$$

In den beschriebenen Formeln entspricht  $V_{cav}$  dem berechneten Kavitation-Volumenanteil,  $Cav_p$  dem Kavitation-Produktionskoeffizient,  $Cav_d$  dem Kavitation-Dissipationskoeffizient,  $C_e$  dem Verdampfungskoeffizienten,  $C_c$  dem Kondensationskoeffizienten,  $E_{turb}$  der turbulenten kinetischen Energie (falls kein Turbulenzmodell ausgewählt wurde, entspricht dieser alternativ 10% der gesamten kinetischen Energie),  $\sigma$  der Oberflächenspannung,  $p_{cav}$  dem spezifischen Kavitationsdruck (Kavitationsschwelle),  $p_l$  dem lokalen Fluiddruck und  $f_{cav}$  dem Kavitation-Massenanteil in der Zelle mit  $\rho_l$  und  $\rho_v$  als Fluid- und Dampfdichte. Hinsichtlich der Dichte der Kavitationsblasen wurde

angenommen, dass diese mit Wasserstoff gefüllt sind. Die Gasdichte wurde für eine Temperatur von 700 °C mit Hilfe der allgemeinen Gasgleichung gemäß

$$pV = nR_S T \longrightarrow \frac{n}{V} = \frac{p}{R_S T} \quad (6.5)$$

berechnet, mit  $p$  für den Gasdruck,  $V$  für das Volumen des Gases,  $n$  für die Stoffmenge des Gases,  $R_S$  für die universelle Gaskonstante und  $T$  für die thermodynamische Temperatur des Gases [196]. Unter Berücksichtigung der in [Tabelle 6.3](#) aufgeführten Werte für die molare Masse von Wasserstoff beträgt die Gasdichte innerhalb der Kavitationsblasen  $0,025 \text{ kg/m}^3$ . Bezüglich der Kavitationsblasen folgen Druck, Volumen und Temperatur sowie deren Verhältnis untereinander einem adiabatischen Gesetz. Der Druck  $p$  wird in jedem leeren Bereich anhand des isentropischen Modells der Expansion oder Kompression auf Basis dessen Volumens  $V$  bewertet, in der  $pV^\gamma$  konstant ist und  $\gamma$  dem isentropischen Exponenten entspricht. Zerschlagung, Verschmelzung sowie Aufnahme und Verlust von Masse und Energie an den Netzgrenzen werden mit Hilfe des „*bubble pressure model*“ (dt. Blasen-Druck-Modell) näherungsweise bestimmt. Der Druck in jeder Blase ist umgekehrt proportional zu dessen Volumen zur Kraft des isentropischen Exponenten  $\gamma$ . Sofern eine Blase weder geteilt wird noch mit einer anderen verschmilzt, wird der neue Druck durch die Beziehung  $pV^\gamma$  bestimmt. Für eine möglichst akkurate Berechnung muss die Blase mit mindestens drei Zellen im Durchmesser aufgelöst sein [191]. Zur Gewährleistung vertretbarer Rechenzeiten kann dieses Kriterium nicht erfüllt werden. Aus diesem Grund werden das Öffnen und Pulsieren der Blasen vernachlässigt. Hinsichtlich des Turbulenz-Modells wurde ein laminares Strömungsmodell ausgewählt, da bei der vorliegenden Zellgröße keine Unterschiede zu anderen Berechnungsmodellen (bspw.  $k - \varepsilon$  oder RNG) festgestellt werden konnten. Die akustische Strömung wird durch ein von FLOW-3D entwickeltes und implementiertes sog. „*micro-collision model*“ berechnet. Das Modell berechnet die durch die Sonotrode erzeugte kinetische Energie und ihre Übertragung auf das Fluid durch Impuls- und Masseerhaltung. Die Strömung wird durch die Schwingbewegung der Sonotrode verursacht, die wiederum durch eine sinusförmige translatorische Geschwindigkeitskomponente in z-Richtung hervorgerufen wird. Das Partikelmodell dient der Untersuchung des Einflusses der akustischen Strömung auf die Verteilung möglicher Partikel (Oxide, Al-Fragmente) innerhalb des Fluids. Zu diesem Zweck wurden zwei Arten von Partikeln definiert:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mit einer Partikelgröße von  $0,1 \text{ }\mu\text{m}$  [127] und einer Dichte von  $3.900 \text{ kg/m}^3$  sowie reine Aluminiumpartikel/-fragmente mit einer Größe von  $20 \text{ }\mu\text{m}$ <sup>1</sup> und einer Dichte von  $2.700 \text{ kg/m}^3$  [197].

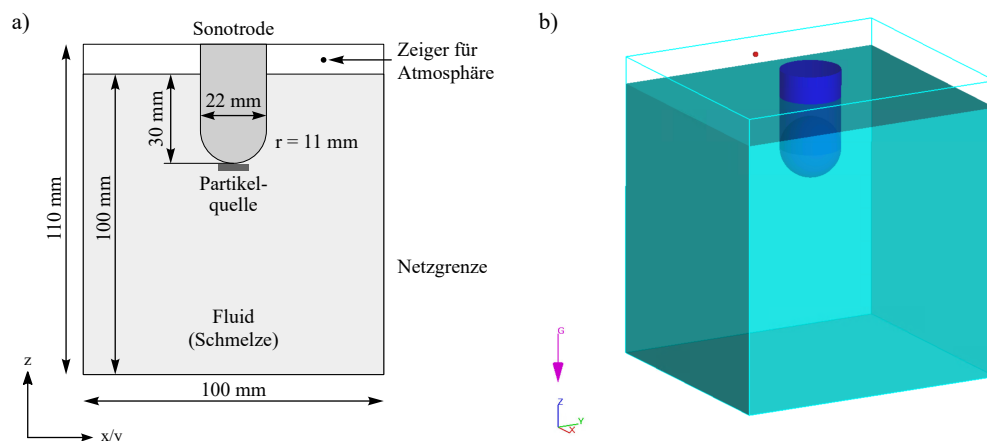
**Tabelle 6.3:** Gewählte Daten für die Berechnung der Wasserstoffdichte innerhalb der Kavitationsblasen.

Parameter	Wert	SI-Einheit
Gasdruck $p$	2.437	$\text{kg/m}^3$
Universelle Gaskonstante $R_m$	0,0019	$\text{kg/m/s}$
Temperatur $T$	1.074	$\text{J/kg/K}$
Molare Masse $M$ ( $\text{H}_2$ )	973,15	K

<sup>1</sup> Geschätzt auf Basis bisheriger Publikationen zum Thema Dendritenzerschlagung/-Fragmentierung.

### 6.2.1.3 Geometrische Modellierung

Um die Rechenzeiten für das Basismodells möglichst gering zu halten, wurden lediglich grundlegende Systemelemente modelliert. Die geometrischen Abmessungen für das Fluidvolumen betragen  $100 \times 100 \times 100$  mm (xyz), was einem Gesamtvolumen von  $1.000 \text{ cm}^3$  abzüglich der eingetauchten Sonotrode entspricht. Die eingestellte Schmelztemperatur lag bei  $700 \text{ °C}$  ( $973,15 \text{ K}$ ). Der Radius der Sonotrode und der Sonotrodenspitze betrug  $11 \text{ mm}$ ; als Material wurde Keramik definiert. Die Sonotrode wurde mit einer Eintauchtiefe von  $30 \text{ mm}$  in der Mitte des Modells positioniert. Die Schwingung entsprach einem Ultraschallsystem mit einer Frequenz von  $20 \text{ kHz}$  und einer peak-to-peak Amplitude von  $35 \mu\text{m}$  (Geschwindigkeitsamplitude von  $2,2 \text{ m/s}$ ). Atmosphärendruck und -Temperatur lagen bei  $101.325 \text{ Pa}$  und  $20 \text{ °C}$  ( $293 \text{ K}$ ). Unmittelbar unterhalb der Sonotrodenspitze wurde eine  $10 \times 10 \times 2$  mm große Partikelquelle platziert, die gleichmäßig  $800$  Partikel pro Sekunde erzeugt ( $400 \text{ Al}_2\text{O}_3$  und  $400 \text{ Al}$ ). Das Gesamtsystem wurde bei einer Zellgröße von  $1 \text{ mm}$  mit  $1.100.000$  Zellen diskretisiert. Das gesamte Modell kann [Abbildung 6.2](#) entnommen werden.



**Abbildung 6.2:** Basismodell für die Simulation der Ultraschallbehandlung: a) Schema und Abmessungen, b) Umsetzung in FLOW-3D.

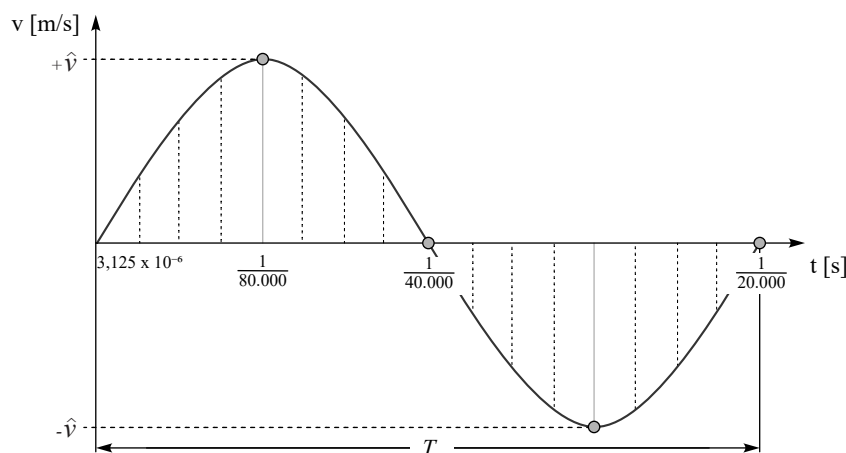
### 6.2.1.4 Randbedingungen

Um die Vernetzung zusätzlicher Elemente und somit einen unnötigen Rechenaufwand zu vermeiden, wurde das Gefäß nicht modelliert. Die Gefäßwände wurden anhand der Randbedingungen („*Boundary Conditions*“) für X Min, X Max, Y Min, Y Min und Z Min als Wand („*Wall*“) ohne Wärmeleitung definiert, Z Max als Symmetrieebene<sup>2</sup> („*Symmetry*“). Aufgrund des isothermen Charakters des Modells wurden keine weiteren Spezifikationen vorgenommen.

<sup>2</sup>Bei der Definition als Symmetrie-Ebene wird angenommen, dass auf beiden Seiten der Ebene die gleichen physikalischen Prozesse ablaufen; sie dient quasi als Spiegel.

### 6.2.1.5 Numerik (time step definition)

Im Hinblick auf die erforderlichen Berechnungszeiten für das Simulationsmodell ist der Definition der minimalen und maximalen Berechnungsschritte besondere Aufmerksamkeit zu schenken und dabei die Frequenz der Sonotrodenschwingung zu berücksichtigen. Dies soll mit Hilfe von [Abbildung 6.3](#) erläutert werden. Für eine adäquate Berechnung der sinusförmigen Bewegung der Sonotrode müssen die definierten Zeitschritte frequenzabhängig charakteristische und über die Sinuskurve gleichmäßig verteilte Punkte treffen. Eine Reduzierung der Berechnungsschritte ist weitestgehend unproblematisch, da, ausgehend vom Frequenzwert, die Genauigkeit der Berechnung mit jeder Halbierung der festgelegten Zeitschritte steigt (in [Abbildung 6.3](#) durch die vertikalen gestrichelten Linien angedeutet), die erforderliche Berechnungszeiten für die Simulation jedoch ebenfalls. Ohne eine akkurate Berechnung der Sonotrodenbewegung außer acht zu lassen, ist in Anbetracht längerer Simulationszeiten bei der Festlegung der Zeitschritte die Obergrenze durch die Frequenz der Bewegung vorgegeben. Für die vorliegende Frequenz von 20.000 Hz wurde aus diesem Grund mit einem festgelegten minimalen  $6,25 \times 10^{-6}$  s und maximalen Zeitschritt von  $1,25 \times 10^{-5}$  s gerechnet, um sicherzustellen, dass das Modell mit einem Minimum von 80.000 Berechnungsschritten pro simulierter Sekunde berechnet wird. Auf diese Weise wurden bei der Berechnung jeder Oszillation die vier wichtigsten Punkte der Sinuskurve berücksichtigt, in [Abbildung 6.3](#) dargestellt durch die grauen Punkte.



**Abbildung 6.3:** Schematische Veranschaulichung des Bewegungsverlaufs der Sonotrode zur Bestimmung der frequenzabhängigen Rechenschritte.

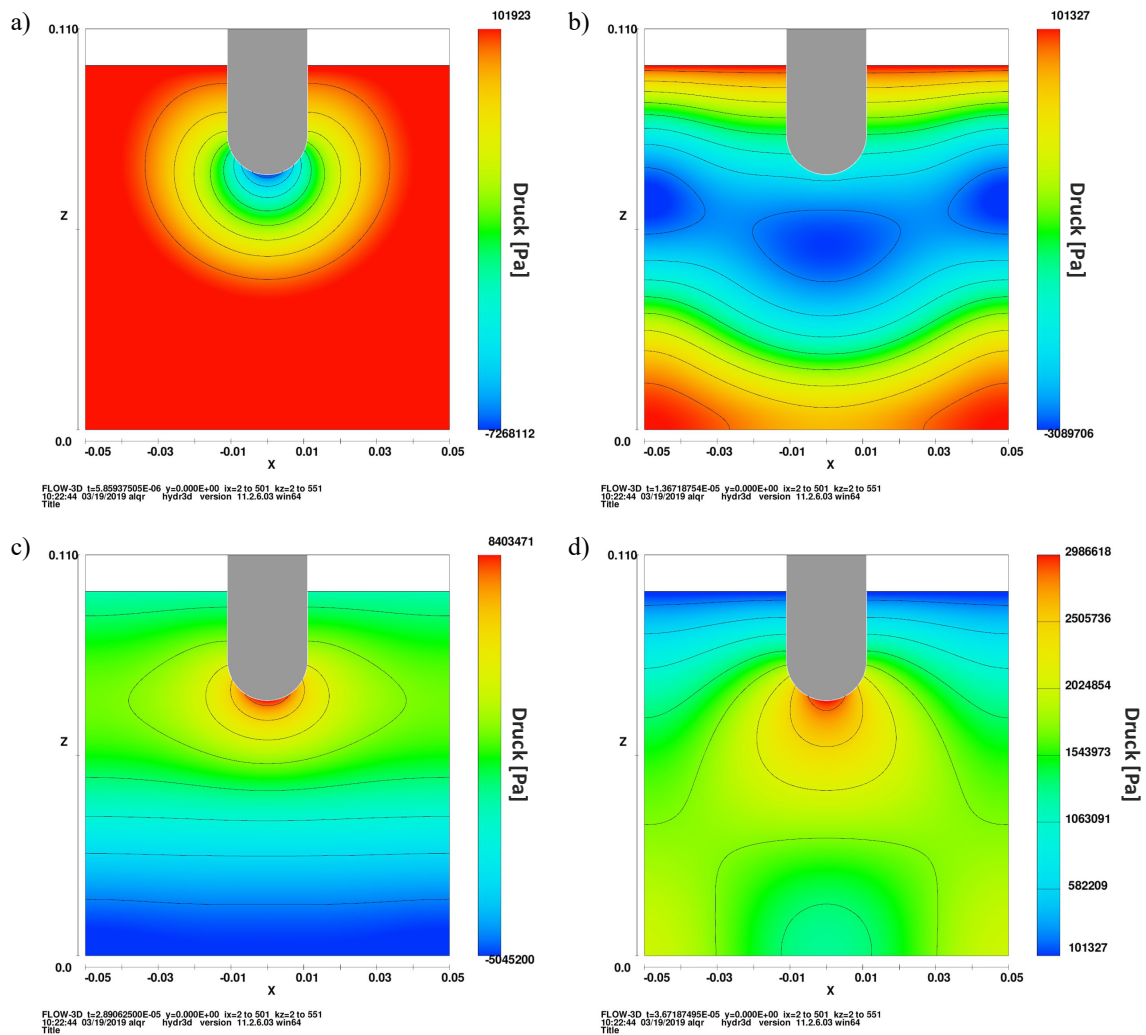
### 6.2.2 Ergebnisse (Postprocessing)

In den folgenden Abschnitten werden die Simulationsergebnisse des zuvor beschriebenen Ultraschallmodells vorgestellt. Die Reihenfolge der Ergebnisdarstellung baut dabei aufeinander auf, sodass zunächst die Ergebnisse der Schallwellenausbreitung, im Anschluss der Kavitation und zuletzt der akustischen Strömung sowie teilweise die Wechselwirkung zwischen den genannten Effekten beschrieben werden.



### 6.2.2.1 Schallwellenausbreitung

Die korrekte Simulation der Schallwellenausbreitung bildet die Grundlage für die Simulation der Ultraschallbehandlung. Sie ist ein Maß für die auf das Fluid übertragene Energiemenge und nur dort, wo die durch die Ultraschallbehandlung im Fluid auftretenden Druckverhältnisse korrekt berechnet und abgebildet werden, können Kavitation und akustische Strömung entsprechend genau prognostiziert werden. [Abbildung 6.4](#) zeigt für vier charakteristische Zustände der Schallwellenausbreitung die Druckverhältnisse in der Schmelze.

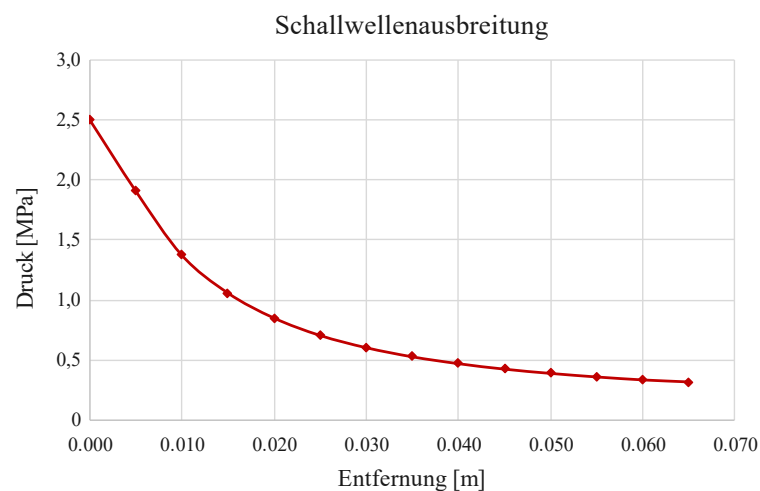


**Abbildung 6.4:** Simulationsergebnisse für unterschiedliche Phasen der Schallwellenausbreitung innerhalb der Schmelze: a) Entstehung negativer Druckamplitude, b) Ausbreitung der negativen Schallwelle und Reflexion an den Gefäßwänden, c) Entstehung positiver Druckamplitude, d) Ausbreitung, Reflexion und Interferenz der Schallwellen.

In [Abbildung 6.4 a\)](#) ist die Entstehung der negativen Druckamplitude unmittelbar unterhalb der Sonotrode zum Zeitpunkt der Druckspitze in der ansonsten noch unbeschallten Schmelze zu erkennen. Der erreichte Minimalwert liegt bei ungefähr -7,3 MPa. Aufgrund der runden Geometrie des Sonotrodenkopfes ist eine ausgeprägte radiale Schallausbreitung zu verzeichnen. [Abbildung 6.4 b\)](#) zeigt daraufhin das Fortschreiten der negativen Druckamplitude sowie erste Reflexionen an den

Gefäßwänden. Dabei ist bereits die Abnahme des minimalen Schallwellendruckes auf nur noch -3,1 MPa zu verzeichnen. Während die negative Druckamplitude am Gefäßboden ankommt, folgt in [Abbildung 6.4 c\)](#) auf die negative Druckspitze unterhalb der Sonotrode die positive Druckamplitude, die einen Maximalwert von ungefähr 8,4 MPa annimmt. Der gemessene Abstand zwischen simulierter negativer und positiver Druckamplitude beträgt 11,5 cm und entspricht nach [Gleichung 4.3](#) damit korrekterweise der halben fluid- und frequenzabhängigen Wellenlänge. [Abbildung 6.4 d\)](#) zeigt letztlich die Interferenz zwischen den beiden Druckamplituden, bei der die negative Druckamplitude infolge der Reflexion an den Gefäßwänden der positiven Druckamplitude entgegenwandert und deren weitere Ausbreitung beeinflusst.

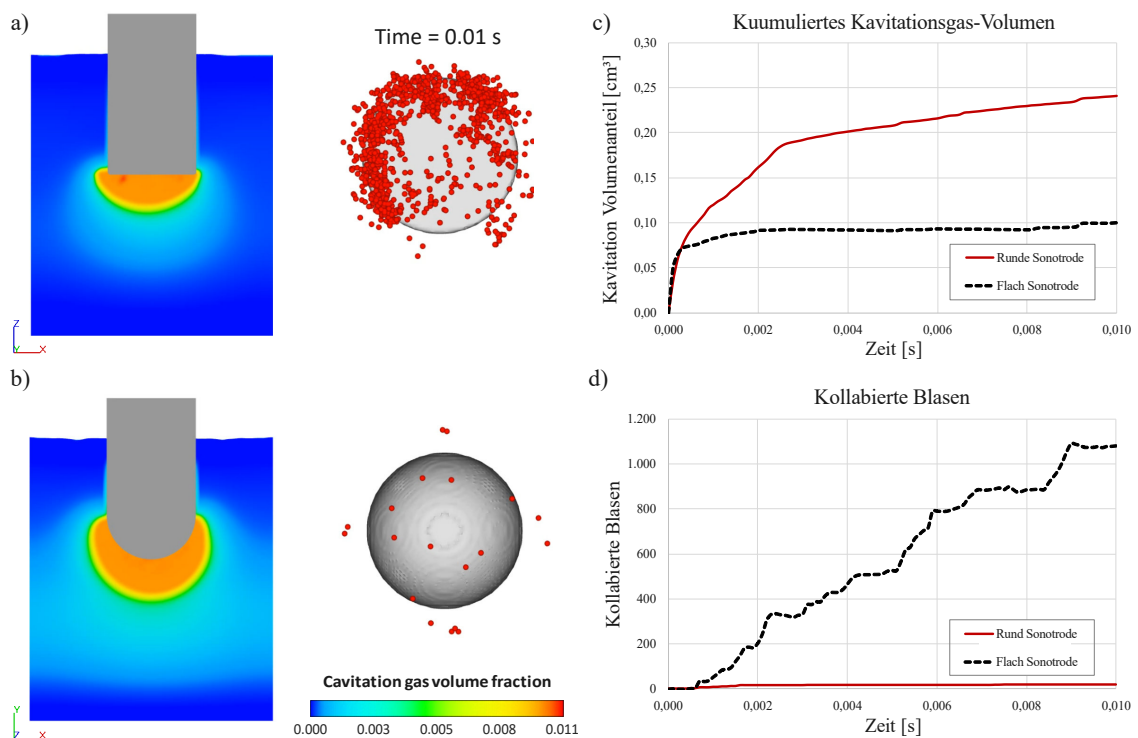
Neben der Überprüfung der Schallwellenausbreitung und -Interaktion wurde die Abnahme der Schallintensität in Abhängigkeit der Entfernung zur Sonotrode überprüft. Das Ergebnis ist in [Abbildung 6.5](#) zu sehen und zeigt mit wachsender Entfernung eine exponentielle Verringerung des Druckes. Der Kurvenverlauf entspricht damit der nach [\[15\]](#) beschriebenen und in [Gleichung 4.25](#) und [Gleichung 4.26](#) dargestellten Funktion zur Beschreibung der entfernungsabhängigen Schallintensität und spricht somit für eine qualitative Richtigkeit der Simulationsberechnungen.



**Abbildung 6.5:** Berechnete Schallintensität in Abhängigkeit der Entfernung zur Sonotrode (Strahlquelle).

### 6.2.2.2 Kavitation

Auf Grundlage der zuvor beschriebenen Schallwellenausbreitung tritt Kavitation dort auf, wo ein bestimmter Grenzwert des Druckes, die sog. Kavitationsschwelle, unterschritten wird. Das Ergebnis der Kavitationsberechnungen ist für zwei unterschiedliche Sonotrodengeometrien über einen Zeitraum von 0,01 s in [Abbildung 6.6](#) dargestellt. Neben den geometrischen Abmessungen der beiden Kavitationszonen werden als Ergebnisparameter das entstandene Kavitationsgasvolumen sowie die Kollapsintensität der beiden Kavitationszonen herangezogen und miteinander verglichen. Der Grund für die außerordentliche Gegenüberstellung der beiden Geometrien liegt zum einen in der Überprüfung, wie sich unterschiedliche Sonotrodengeometrien auf die Entwicklung und die



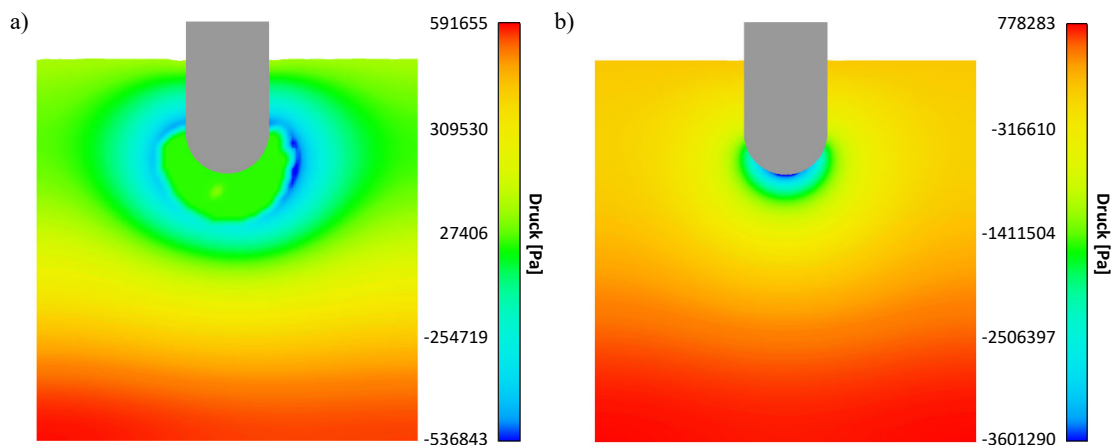
**Abbildung 6.6:** Einflussanalyse unterschiedlicher Sonotrodengeometrien auf die Bildung von Kavitationsblasen und deren Kollaps: a) Kavitation mit flacher Sonotrodenkopfgeometrie, b) Kavitation mit runder Sonotrodenkopfgeometrie, c) Auswertung der geometrieabhängigen Entwicklung der Kavitationsgasmenge, d) Auswertung der geometrieabhängigen Kollapsaktivität.

Dynamiken innerhalb der Kavitationszone auswirken. Zum anderen soll gezeigt werden, dass das Modell den Vergleich unterschiedlicher Systeme ermöglicht. Die in [Abbildung 6.6 a\)](#) und [b\)](#) dargestellten Kavitationszonen zeigen einen primären Zonenbereich mit einem Volumenanteil Kavitationsgas i.H.v. 1 %. An den Rändern der Primärbereiche ist eine Übergangszone von ungefähr 2,5 mm Dicke zu erkennen, innerhalb derer der Volumenanteil von 1 auf 0,3 % abfällt. Auffällig ist, dass die Kavitationszone im Fall der runden Sonotrode deutlich größer als im Vergleich zur flachen Sonotrode ist. Der Grund hierfür liegt vermutlich in der Richtung der Schallwellenausbreitung. Während im Fall der flachen Sonotrode die Schallausbreitung vornehmlich abwärts gerichtet ist, erfolgt im Fall der runden Sonotrode eine ausgeprägte radiale Schallausbreitung ([Abbildung 6.4](#)), durch die in einem größerem Fluidvolumen die Kavitationsschwelle unterschritten wird. Mit der Größe der Kavitationszone geht ein entsprechendes Volumen Kavitationsgas (Wasserstoff) einher, das, verglichen mit der flachen Sonotrode, im Fall der runden Sonotrode mehr als doppelt so hoch ist, wie [Abbildung 6.6 c\)](#) verdeutlicht.

Dem gebildeten Kavitationsgasvolumen steht die Menge kollabierter Kavitationsblasen gegenüber, die in [Abbildung 6.6 a\)](#) und [b\)](#) durch die rotgefärbten Partikel dargestellt sind. Wie un schwer zu erkennen ist, führt die flache Sonotrodengeometrie zu einer stärkeren Kollapsaktivität, wie auch den Graphenverläufen in [Abbildung 6.6 d\)](#) zu entnehmen ist. Da das Fluid bei der Abwärtsbewegung der flachen Sonotrode nicht entweichen kann, entstehen an den Kanten der flachen

Sonotrodenfläche extreme Druckspitzen, die den Kollaps der Kavitationsblasen hervorrufen. Im Fall der flachen Stirnfläche entsteht der maximale akustische Druck auf der gesamten Stirnfläche und nicht, wie bei der runden Sonotrode, nur am einem Punkt, wodurch eine höhere Kollapsaktivität hervorgerufen wird. Bei der Abwärtsbewegung der runden Sonotrode hingegen kann das Fluid entlang der Rundungen entweichen, wodurch die maximal auftretenden Druckwerte niedriger sind und die Kollapsaktivität deutlich geringer ausfällt. Mit einer hohen Kollapsaktivität geht in den meisten Fällen allerdings auch eine erhöhte Verschleißwirkung einher, sodass, basierend auf den Simulationsergebnissen, im Falle der runden Sonotrode mit geringeren Verschleißerscheinungen zu rechnen ist<sup>3</sup>. Die Resultate ausführlicher Untersuchungen zu den durch Kavitation verursachten Verschleißwirkungen an flachen Sonotroden können bspw. [198, 199, 200, 201] entnommen werden.

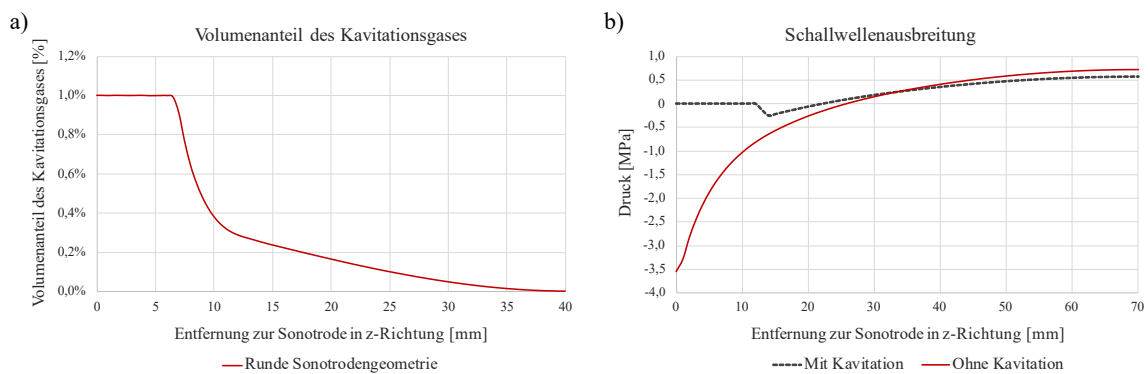
Ein weiterer wichtiger Aspekt ist die Frage, ob mit FLOW-3D der Einfluss der Kavitationszone auf die Schallwellenausbreitung berücksichtigt werden kann. Zur Beantwortung dieser Fragestellung wurden Berechnungen der Schallwellenausbreitung mit und ohne aktiviertes Kavitationsmodell durchgeführt, dessen Ergebnisse am Beispiel einer negativen Druckamplitude für  $t = 0,005$  s [Abbildung 6.7](#) entnommen werden kann.



**Abbildung 6.7:** Schallwellenausbreitung mit und ohne aktivierten Kavitationsmodell für  $t = 0,005$  s: a) Simulation mit aktivierten Kavitationsmodell, b) Simulation ohne Kavitationsmodell. Zur besseren Darstellung wurden unterschiedliche Skalen verwendet.

Wie in [Abbildung 6.7 a\)](#) zu erkennen, grenzt sich die Kavitationszone durch ein anderes Druckregime vom Rest des Fluids ab und ist durch einen Schild negativen Druckes von diesem getrennt. Die quantitative Größe der Kavitationszone und ihres Übergangs, die sich entsprechend auf die Schallwellenausbreitung auswirken, sind in dem in [Abbildung 6.8 a\)](#) dargestellten Verlauf erkennbar. [Abbildung 6.7 b\)](#) ist hingegen ein unbeeinflusster Druckverlauf, ausgehend von der Sonotroden spitze zum Rest des Fluids, zu entnehmen. Ein Vergleich der Druckwerte der Schallwellenausbreitung

<sup>3</sup>Die qualitative Richtigkeit der beschriebenen Zusammenhänge (flache Sonotrode: weniger Kavitationsgas, höhere Kollapsaktivität und somit höherer Verschleiß; runde Sonotrode: mehr Kavitationsgas, niedrigere Kollapsaktivität und somit geringerer Verschleiß) konnte durch die Fa. Hielscher im Rahmen einer persönlichen Rücksprache bestätigt werden.



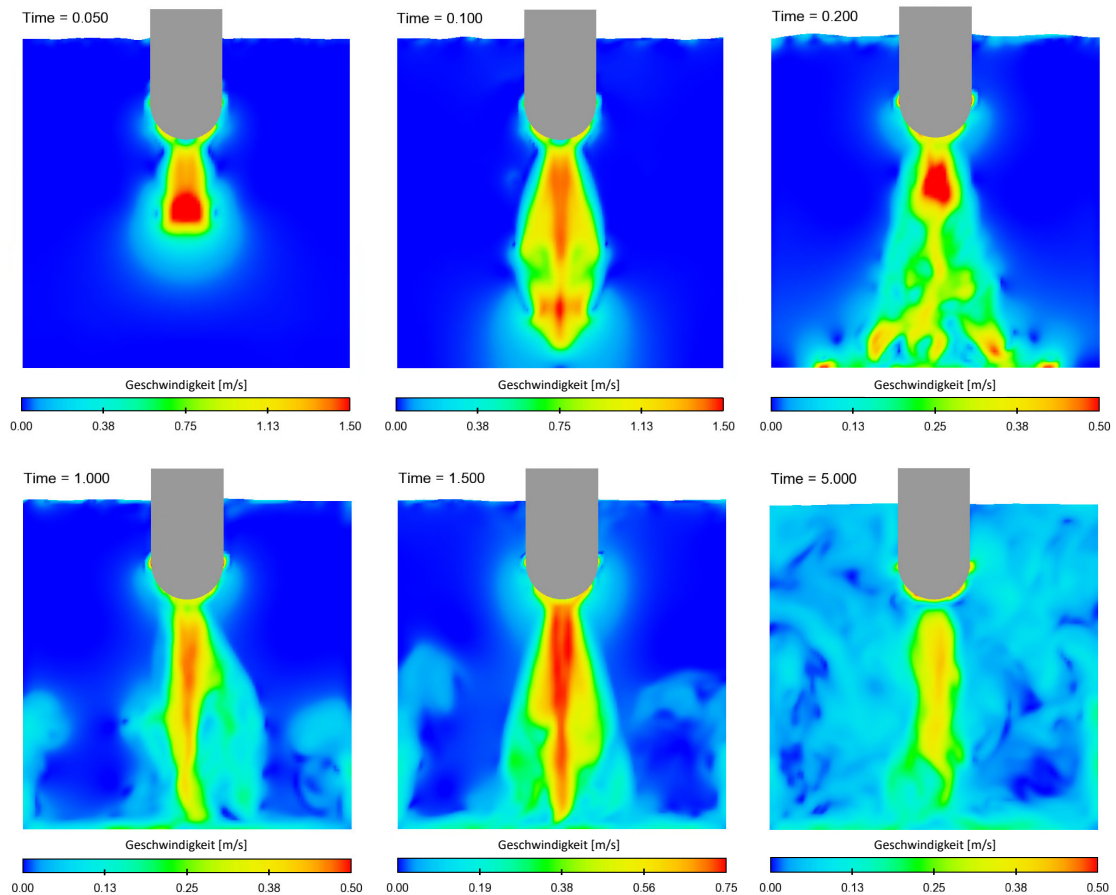
**Abbildung 6.8:** Analyse der Kavitationszone und ihr Einfluss auf die Schallwellenausbreitung: a) Volumenanteil des Kavitationsgases in der Kavitationszone und entlang der z-Achse, v) Einfluss der Kavitationszone auf die Schallwellenausbreitung.

beider Simulationen verrät, dass diese mit aktiviertem Kavitationsmodell deutlich geringer ausfallen. Mit ungefähr  $-0,5$  MPa gegenüber  $-3,6$  MPa geht von der Kavitationszone eine erhebliche Dämpfung der Schallwellenintensität aus, deren Verläufe ausgehend von der Sonotrode für beide Modelle in [Abbildung 6.8 b\)](#) aufgetragen sind. Das kavitationsfreie Modell zeigt darin den typischen, mit zunehmender Entfernung exponentiellen abnehmenden Verlauf der Druckintensität, wohingegen die Druckintensität mit aktiviertem Kavitationsmodell kavitationsbedingt nicht zum gleichen Spitzenwert gelangt. Aus den Ergebnissen kann geschlossen werden, dass das Simulationsmodell den durch die Kavitationszone hervorgerufenen sog. Shielding-Effect und die auf die Schallausbreitung wirkende Dämpfung berücksichtigt, wie sie bspw. bei [\[202\]](#) ausführlich untersucht und geschildert werden.

### 6.2.2.3 Akustische Strömung

Die akustische Strömung stellt aufgrund der mit dem Massetransport einhergehenden Umwälzung des Fluids einen wesentlichen Bestandteil der Ultraschallbehandlung dar, der im Rahmen einer umfassenden Simulation des Prozesses nicht fehlen darf. [Abbildung 6.9](#) zeigt die im Rahmen des Simulationsmodells berechnete Entstehung der Strömung über einen Zeitraum von 5 s.

Innerhalb der ersten 0,05 s bewegt sich die Strömungsfront, ausgehend von der Sonotrodenspitze, mit einer Geschwindigkeit von etwas mehr als 1,5 m/s in Richtung Gefäßboden und folgt damit der Schallausbreitung ([Abbildung 6.9](#)  $t = 0,05$  s), wobei auffällig ist, dass sich die Strömung erst in kurzer Distanz zur Sonotrode aufzubauen scheint. Nach ungefähr 0,1 s gelangt die Strömung am Gefäßboden an, wird abgebremst, horizontal umgeleitet und breitet sich daraufhin kreisförmig auf dem Gefäßboden aus. Die Entschleunigung der Strömung erfolgt dabei rückwirkend auf die Hauptströmung (Sonotrode  $\rightarrow$  Gefäßboden), für die im Verlauf einer anhaltenden Behandlung ein deutlicher Rückgang der Geschwindigkeit auf 0,3 bis 0,7 m/s zu verzeichnen ist. Trifft die Strömungsfront auf die Seitenwände des Gefäßes, wird sie erneut abgebremst, umgelenkt und durch die anhaltende Strömung die Wände hinauf geschoben. In einiger Distanz zum Gefäßboden stürzt sie ins Gefäßinnere, wobei sie dann von der Hauptströmung erfasst wird, sich eine Zirkulation des

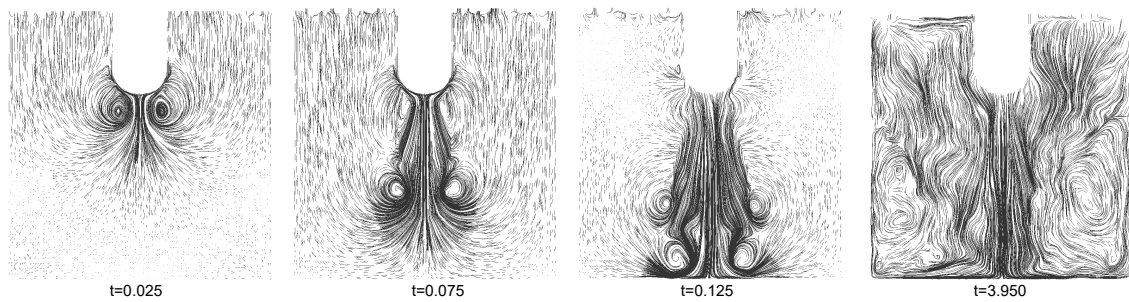


**Abbildung 6.9:** Entwicklung der akustischen Strömung über einen Zeitraum von 5s.

Fluids einstellt und eine Durchmischung des gesamten Fluidvolumens möglich wird. Es ist an dieser Stelle anzumerken, dass die Ausbreitungseigenschaften der Strömung von den geometrischen Gegebenheiten des Gefäßes abhängen, in dem die Behandlung durchgeführt wird. Bei besonders großen bzw. hohen Gefäßen ist je nach Position der Sonotrode davon auszugehen, dass sich lediglich partielle Zirkulationen einstellen.

Die Vektorauswertung des Strömungsprofils erlaubt weitere Einblicke in die charakteristischen Eigenschaften der Strömung, die [Abbildung 6.10](#) entnommen werden können. Dabei zeigt sich, dass die Strömung insbesondere bei ihrer Entstehung und anfänglichen Ausbreitung von Wirbeln flankiert wird ([Abbildung 6.10](#)  $t = 0,025$  bis  $0,125$  s), wie dies auch in [Abschnitt 4.4](#) beschrieben wird. Das Auftreten von Verwirbelung scheint dabei eine Erscheinung zu sein, die vorwiegend zu Beginn der Behandlung bzw. bei der anfänglichen Ausbreitung der akustischen Strömung auftritt. Je nach Gefäßgeometrie sind im weiteren Behandlungsverlauf zirkulare Strömungsmuster zu erkennen, dargestellt in [Abbildung 6.10](#)  $t = 3,950$  s,

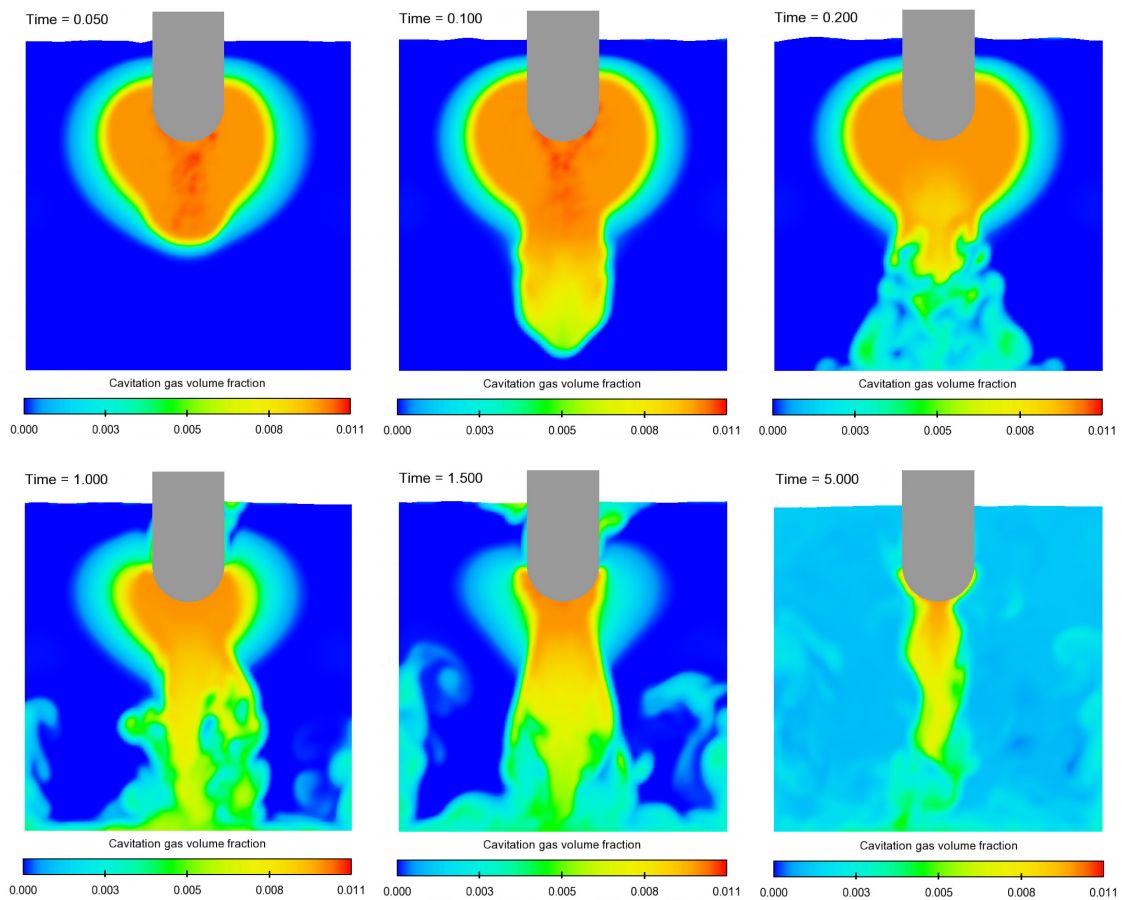




**Abbildung 6.10:** Vektorauswertung der akustischen Strömung zur Visualisierung der strömungsbedingten Wirbelbildung zu unterschiedlichen Zeitpunkten.

### Einfluss auf die Kavitationszone

Die Interaktion der akustischen Strömung mit der Kavitationszone ist in [Abbildung 6.11](#) dargestellt. Nach einer kontinuierlichen Expansion der Kavitationszone bis ungefähr  $t = 0,05$  s mit einem durchschnittlichen Kavitationsgasanteil von ca. 1,1 %, deutet sich zu diesem Zeitpunkt bereits die Entstehung der akustischen Strömung an. Diese durchbricht die unteren Grenzen der Kavitationszone und reißt dabei einen erheblichen Teil der Kavitationsblasen und des darin enthaltenen Kavitationsgases mit sich. Ein Effekt, der auch im Zuge der Untersuchungen in [203] beobachtet werden konnte. Dabei ist mit zunehmender Entfernung zur Sonotrode (Ultraschallquelle) eine Abnahme der Kavitation zu verzeichnen, was gemäß [Gleichung 4.25](#) und [Gleichung 4.26](#) auf die exponentielle Abnahme der Druckamplitude und eine erneutes Lösen des Wasserstoffs in die Schmelze zurückzuführen ist, durch die in diesen Bereichen die Kavitationsschwelle nicht mehr unterschritten wird. Nach dem Auftreffen der akustischen Strömung auf dem Gefäßboden zerstreuen sich die mittransportierten Kavitationsblasen, werden durch die Strömung jedoch teils weiterhin mitgerissen, bis die Strömung das gesamte Fluidvolumen erfasst hat und dort im Mittel ein Kavitationsgasanteil von 0,3 % herrscht. Aufgrund des anhaltenden Transportes von Kavitationsblasen nimmt die Größe der Kavitationszone kontinuierlich ab. Nach der Etablierung eines stabilen Strömungszustandes beschränkt sich die Kavitationszone nur noch auf die Sonotroden spitze, von wo aus, bedingt durch die akustische Strömung, permanent Kavitationsgas in Form von Kavitationsblasen im Fluid verteilt wird.

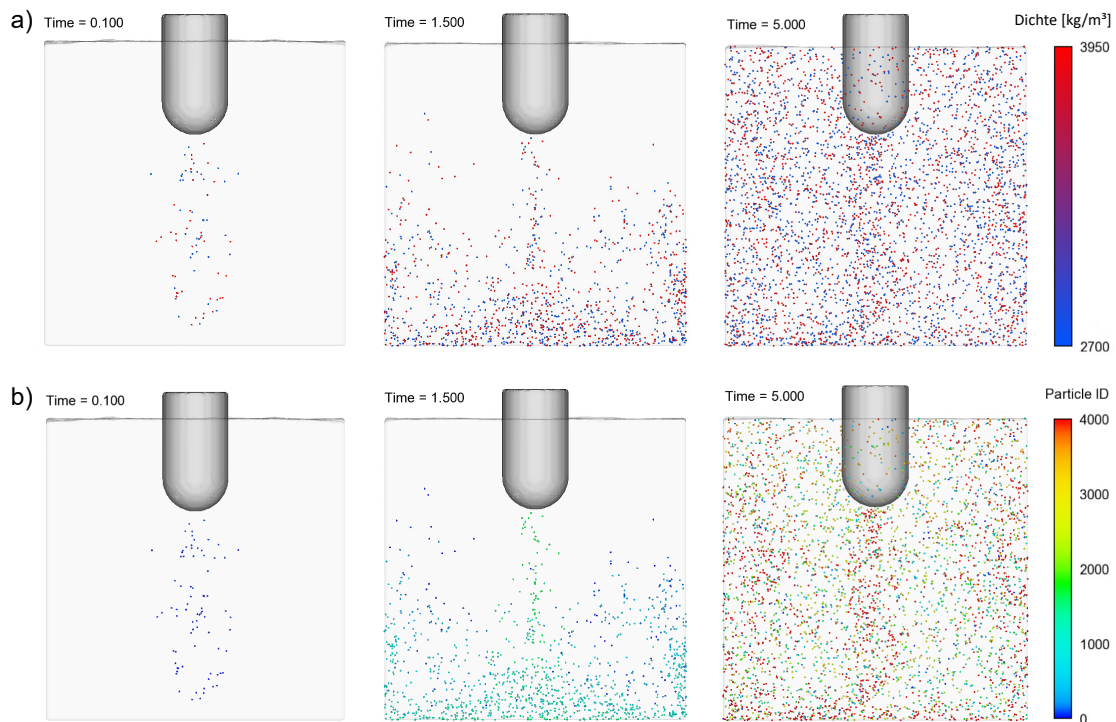


**Abbildung 6.11:** Einfluss der akustischen Strömung auf die Entwicklung der Kavitationszone.

### Einfluss auf die Partikelverteilung

Neben der Interaktion mit der Kavitationszone spielt die Homogenisierung und Verteilung von im Fluid enthaltenen Bestandteilen in Form von Partikeln eine wichtige Rolle, bspw. bei der Verteilung von Kornfeinern. Während [Abbildung 6.12 a](#)) die durch die Strömung verursachte Verteilung der beiden Partikeltypen Aluminium (blau) und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (rot) darstellt, zeigt [Abbildung 6.12 b](#)) die Partikel in Abhängigkeit der Reihenfolge ihrer Erscheinung. Dabei wird zum einen deutlich, dass unter Berücksichtigung der definierten Eigenschaften hinsichtlich der Verteilung kein Unterschied zwischen den beiden Partikelarten festzustellen ist und somit eine gleichmäßige Distribution derart kleiner Partikel erfolgt. Zum anderen zeigen sowohl [Abbildung 6.12 a](#)) als auch [Abbildung 6.12 b](#)), dass die Partikel vom Hauptstrom der akustischen Strömung transportiert werden und, wie in [Abbildung 6.12 b](#)) kenntlich wird, aufgrund der zirkularen Strömung teilweise wieder der primären Strömung zugeführt werden und sich dort mit den später erscheinenden Partikeln vermischen.





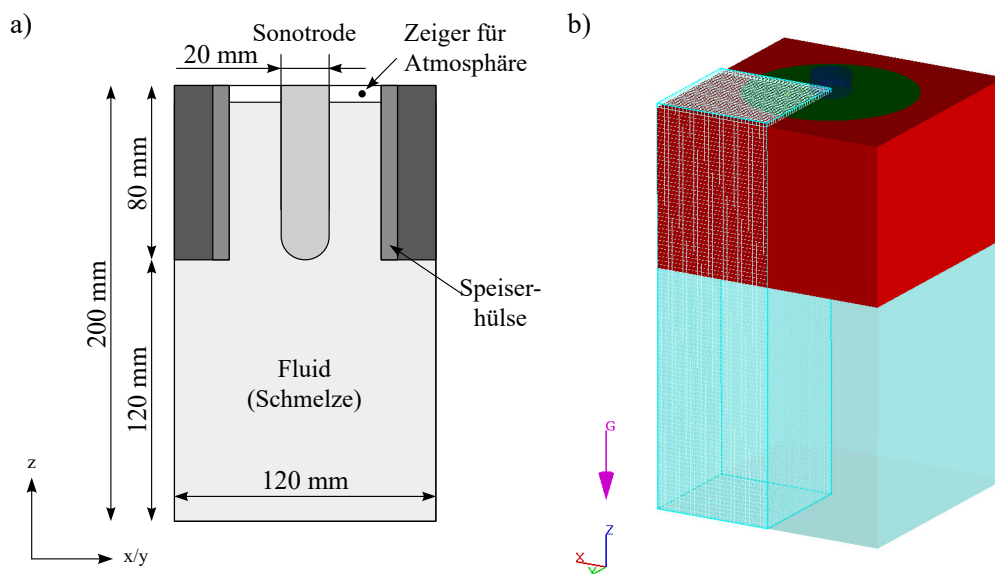
**Abbildung 6.12:** Einfluss der akustischen Strömung auf die Verteilung unterschiedlicher Partikel: a) Auswertung nach der Partikeldichte: rot =  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , blau = Al, b) Farbzuzuweisung in Abhängigkeit der Erscheinsreihenfolge.

## 6.3 Erstarrungsmodell

Auf Grundlage der oben dargestellten Ergebnisse wurde das Modell um die gießereitechnologische Komponente des Erstarrungsvorganges erweitert werden. Die entsprechenden Anpassungen und Erweiterungen werden in Folgendem kurz erläutert.

### 6.3.0.1 Geometrische Modellierung

Die geometrische Modellierung des zu berechnenden Volumens wurde vereinfacht an die Geometrie von Gussteil G1 angelehnt und kann [Abbildung 7.4](#) entnommen werden, die sowohl die Abmessungen des Modells ([Abbildung 7.4 a](#)) sowie dessen konkrete Umsetzung in FLOW-3D darstellt ([Abbildung 7.4 b](#)). Bei der Modellierung wurde der Einsatz einer Speiserhülse berücksichtigt, da diese im Rahmen der experimentellen Untersuchungen an Gussteil G1 ebenfalls zum Einsatz kamen. Aufgrund der höheren Berechnungszeit von 90 s und der Ergänzung des Basismodells um das Erstarrungsmodell waren deutlich höhere Rechenzeiten zu erwarten. Aus diesen Gründen wurde lediglich ein Viertel des Modells vernetzt. Über die entsprechende Definition der Randbedingungen (*Symmetry*) wurden die Ergebnisse auf den Rest des Modells übertragen. Zudem wurde die Zellgröße von 1,0 mm auf 2,0 mm angehoben, ebenfalls mit dem Ziel einer deutlichen Reduzierung der Rechenzeit.



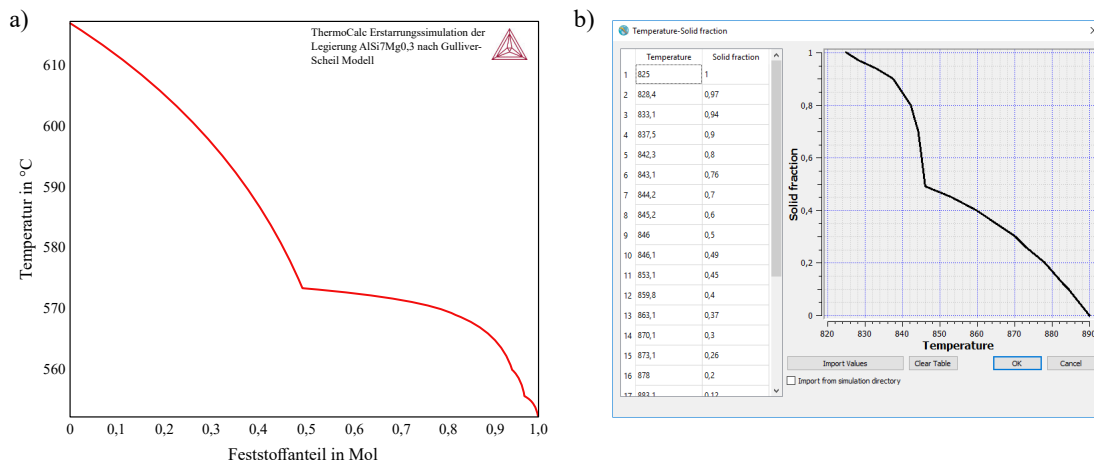
**Abbildung 6.13:** Mit FLOW-3D erstelltes Modell zur Simulation der erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung: a) Schema und Abmessungen, b) Umsetzung in FLOW-3D.

### 6.3.0.2 Anpassung der Randbedingungen

Im Rahmen der Neuvernetzung des Modells wurden auch die Randbedingungen geändert. Die Ränder X Max, Y Max und Z Min wurden als Wandung erhalten. Aufgrund des aktivierten Erstarrungsmodells wurde für die Wände eine Temperatur von 400 °C (673 K) definiert. Die Ränder X Min, Y Min und Z Min wurden hingegen wie bereits beschrieben als Symmetrieebenen definiert.

### 6.3.0.3 Zusätzliche physikalische Modelle

Das Gesamtmodell wurde im Wesentlichen um das physikalische Modell „Solidification“ zur Berechnung des Erstarrungsvorganges erweitert. Zum Zweck einer möglichst detaillierten Berücksichtigung des Erstarrungsverlaufs wurde dieser zuvor mit Hilfe der Software Thermo-Calc berechnet. Die resultierenden Daten wurden im Anschluss daran als Temperatur-Feststoffanteil-Diagramm in FLOW-3D hinterlegt. Sowohl das Ergebnis der Thermo-Calc Berechnung wie auch die Einbindung in FLOW-3D können [Abbildung 6.14](#) entnommen werden. Als Ausgangstemperatur für die Berechnung wurden 890 K (617 °C) und somit die von Thermo-Calc berechnete Liquidustemperatur der Legierung festgelegt. Neben den bereits beschriebenen Maßnahmen zur Reduzierung des Rechenaufwandes wurde im Bereich "Time-step controls" die zeitlichen Berechnungsschritte auf  $1,25 \times 10^{-5}$  festgelegt. Somit wurden die vier wichtigsten Punkte der Sinuskurve bei der Berechnung berücksichtigt (siehe dazu. [Abbildung 6.3](#)), kürzere Rechenschritte zugunsten einer verringerten Gesamtrechnenzeit jedoch vermieden. Als Referenz wurde die gleiche Simulation ohne Ultraschallbehandlung durchgeführt, um somit einen direkte Gegenüberstellung der beiden Prozesse zu ermöglichen.



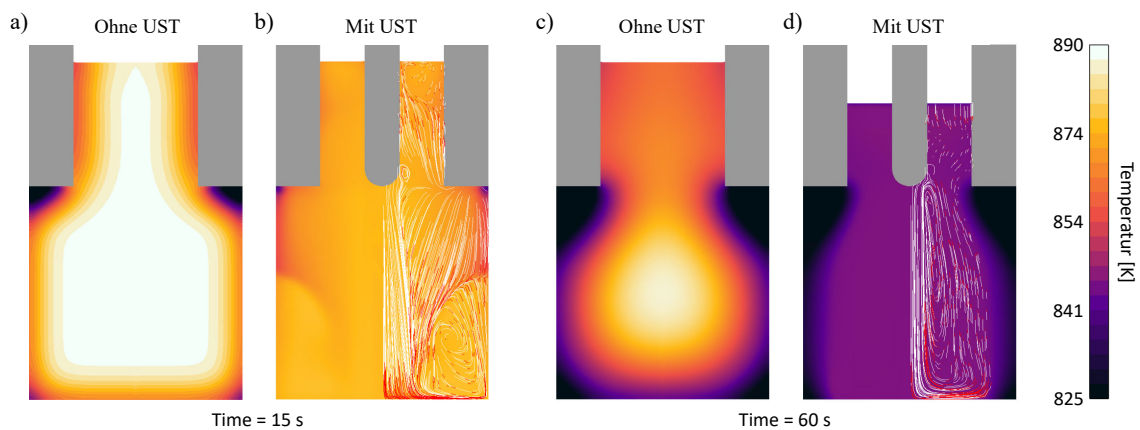
**Abbildung 6.14:** Thermo-*Calc*-Berechnung der Abkühlkurve von AlSi7Mg0,3 und Übertragung in FLOW-3D: a) von Thermo-*Calc* berechnete Abkühlkurve, b) Übertragung der Abkühlkurve in FLOW-3D.

### 6.3.1 Ergebnisse (Postprocessing)

#### 6.3.1.1 Erstarrungsprozess

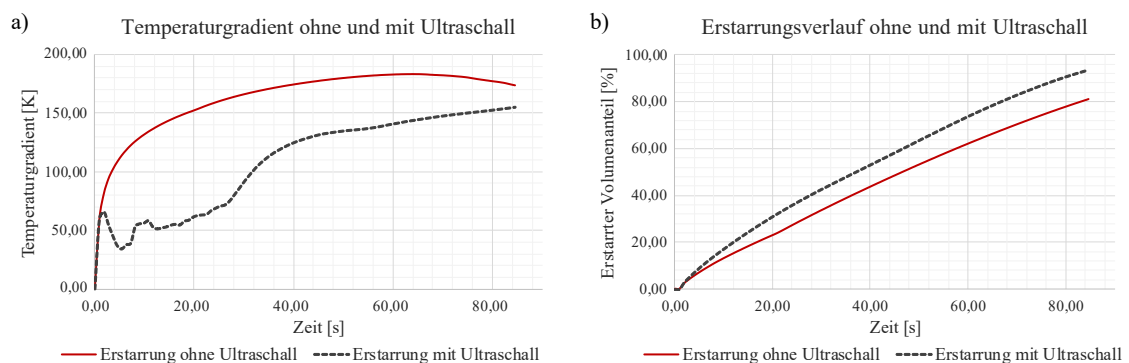
Abbildung 6.15 zeigt die Gegenüberstellung des Erstarrungsprozesses ohne und mit Ultraschallbehandlung kurz nach Beginn des Erstarrungsprozesses ( $t = 15$  s) und zum Zeitpunkt einer deutlich fortgeschrittenen Erstarrung ( $t = 60$  s). Die Temperaturskala zeigt dabei den kritischen Temperaturbereich zwischen Liquidus- und Solidustemperatur an. Im Fall der unbeeinflussten Erstarrung, dargestellt in Abbildung 6.15 a) und c), ist der typische exogene Erstarrungsverlauf zu erkennen. Ausgehend von der Kokillenwand verschiebt sich die Erstarrungsfront zunehmend in Richtung des Gussteilzentrums. Gegen Ende des Erstarrungsprozesses verbleibt ein vergleichsweise heißer und flüssiger Kern (Hotspot). Im Vergleich dazu führt die durch die Ultraschallbehandlung hervorgerufene akustische Strömung von Beginn der Erstarrung an zu einer Durchmischung der Schmelze, wie Abbildung 6.15 b) entnommen werden kann. Der damit verbundene Wärmetransport (jeweils dargestellt durch die Strömungsvektoren auf der rechten Seite der Grafik) führt zu einer Homogenisierung der Schmelztemperatur innerhalb des Gussteils. Auf diese Weise wird der Entstehung von Hotspots im Gussteilzentrum vorgebeugt. Trotz der erstarrungsbedingt steigenden Viskosität der Schmelze, die der Strömung zunehmend entgegenwirkt (Abbildung 6.17), ist die Schmelze dennoch in Bewegung und vermeidet weiterhin die Bildung eines Hotspots.

Aus Abbildung 6.15 d) geht jedoch hervor, dass auch trotz der Ultraschallbehandlung eine exogene Erstarrung einsetzt, die vor dem Hintergrund eines reduzierten  $\Delta T$  jedoch deutlich abgeschwächter eintritt. Ausgehend von der Simulation zeichnet sich somit ein entscheidender Vorteil einer erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung ab. Gegenüber einer konventionellen Erstarrung verläuft die  $\Delta T$ -Kurve deutlich flacher, wie Abbildung 6.16 a) entnommen werden kann. Die Auswertung der Kurven macht deutlich, dass die von Beginn einsetzende akustische Strömung zu einer beträchtlichen Reduzierung des  $\Delta T$  führt, die in den ersten Sekunden des Erstarrungsprozesses zwar deutlich zunimmt, durch die Strömung jedoch vergleichsweise gering gehalten wird. Erst



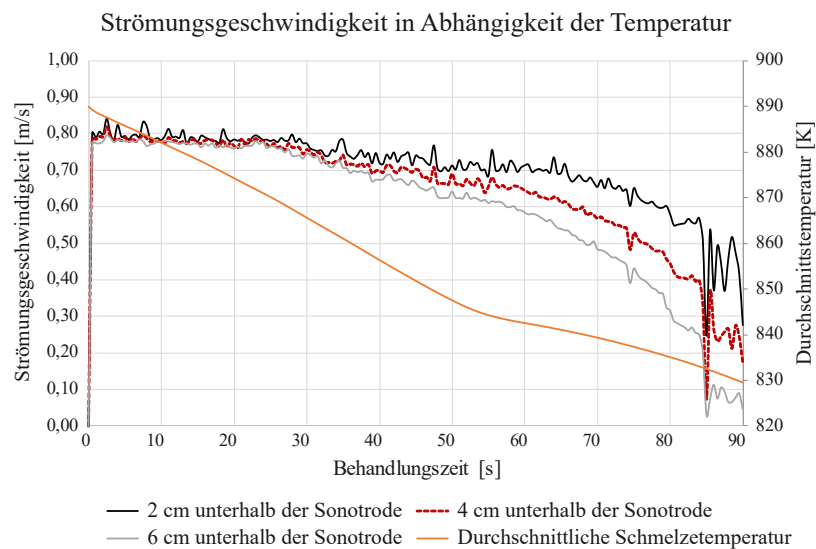
**Abbildung 6.15:** Ergebnisse der Erstarrungssimulation mit und ohne Ultraschall a) nach 15 s und b) nach 60 s.

gegen Ende des Erstarrungsprozesses nähert sich die Kurve der der unbeeinflussten Erstarrung an. Die in [Abbildung 6.16 b\)](#) dargestellten Kurven lassen erkennen, dass eine deutlich homogenere Temperaturverteilung und damit verbundene gleichmäßigere Abkühlung erfolgen, die aus dem niedrigeren Temperaturgradienten und der Abwesenheit lokaler Temperaturspitzen innerhalb des Bauteils folgen und letztlich in einer schnelleren Erstarrung des Gussteils resultieren.



**Abbildung 6.16:** Auswertung der Erstarrungssimulationen: a) Verlauf der Temperaturgradienten ohne und mit Ultraschallbehandlung, b) Vergleich der erstarrten Volumenanteile ohne und mit Ultraschallbehandlung.

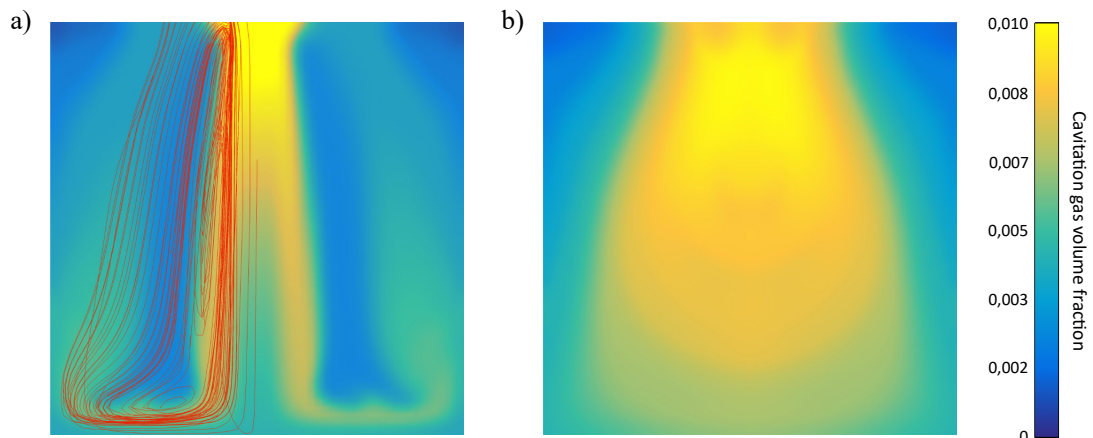
Aus [Abbildung 6.17](#) geht jedoch auch hervor, dass die Strömungsgeschwindigkeit, dargestellt für unterschiedliche Abstände zur Sonotrode, mit abnehmender Temperatur und somit steigender Viskosität ebenfalls sinkt. Der ultraschallbedingte Durchmischungsprozess wird zunehmend gehemmt. Dieser Umstand ist zum einen logisch, erklärt jedoch auch, warum im Gussteil trotz der Ultraschallbehandlung dennoch früher oder später eine, wenn auch abgeschwächte exogene Erstarrung einsetzt.



**Abbildung 6.17:** Strömungsgeschwindigkeit der akustischen Strömung für unterschiedliche Abstände zur Sonotrode in Abhängigkeit der Durchschnittstemperatur im Tiegel.

### 6.3.1.2 Kavitation

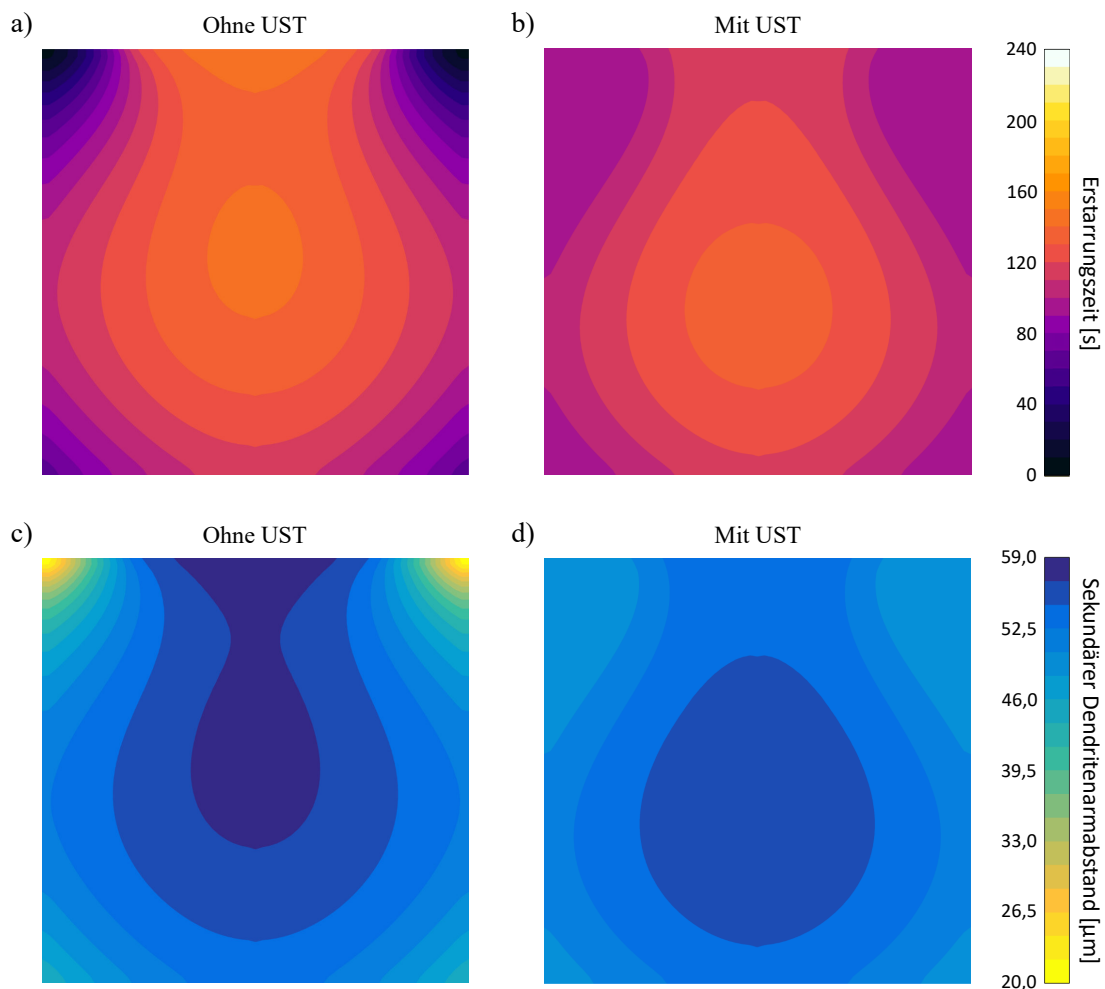
Abbildung 6.18 a) und b) zeigen den berechneten Kavitationsanteil in der Schmelze nach einer Behandlungsdauer von 66 s und 90 s. Dabei wird deutlich, dass die Kavitationsintensität zur Sonotrode hin am stärksten auftritt und sich von dort abwärts radial gerichtet im restlichen Schmelzevolumen ausbreitet. Ursache für die Ausbreitung ist die akustische Strömung, welche die Kavitationsbläschen in der Schmelze verteilt. Dieser Zusammenhang wird durch die in Abbildung 6.18 a) abgebildeten Strömungslinien verdeutlicht. In den oberen Ecken der Form auf Höhe der Sonotrode tritt demnach nahezu keine Kavitation auf. Vor dem Hintergrund der Strömungsbewegungen, die auch aus Abbildung 6.15 b) entnommen werden können, scheint dies auch schlüssig zu sein.



**Abbildung 6.18:** Ausbreitung der ultraschallbedingten (90s) Kavitation während der Erstarrung: a) Strömungsbedingte Verteilung der Kavitation im Schmelzevolumen, b) finale Verteilung von Kavitation nach Abschluss der Erstarrung.

### 6.3.1.3 Kalkuliertes Dendritenwachstum

Unter Anwendung von [Gleichung 2.21](#) kann auf Basis der Simulationsergebnisse der DAS berechnet werden, mit der von Flow-3D kalkultierten Erstarrungszeit als  $t_f$ . Obwohl die Gleichung mögliche kavitationsbedingte Einflüsse außer acht lässt, sollen mit der Rechnung dennoch grundsätzliche Einflüsse der Ultraschallbehandlung, vorrangig der akustischen Strömung, auf das Gussteilgefüge dargestellt und durch spätere Gegenüberstellungen überprüfbar gestaltet werden. Dabei ist anzumerken, dass strömungsbedingte Dendritenzerstörungen, wie diese bspw. bei [\[87\]](#) beschrieben werden, nicht berücksichtigt werden. [Abbildung 6.19](#) a) und b) stellen die Erstarrungszeiten ohne und mit Ultraschallbehandlung dar; [Abbildung 6.19](#) c) und d) die auf dessen Basis berechneten DAS gemäß [\[36\]](#). Im Falle der Simulation mit Ultraschallbehandlung sind gegenüber der konventionellen Erstarrung die gleichmäßigeren Erstarrungszeiten und entsprechend eine homogenere Verteilung der auftretenden DAS erkennbar. Dabei sind die ursprünglichen Maximalwerte von  $57,2 \mu\text{m}$  auf  $56,4 \mu\text{m}$  gesunken und die Minimalwerte durch die Behandlung von  $19,5 \mu\text{m}$  auf  $49,3 \mu\text{m}$  gestiegen.



**Abbildung 6.19:** Auswertung der Erstarrungssimulationen ohne und mit Ultraschall nach der Erstarrungszeit und die daraus resultierenden DAS: a) Erstarrung ohne Ultraschall, b) Erstarrung mit Ultraschall (90 s), c) DAS ohne Ultraschall, d) DAS mit Ultraschall/akustische Strömung (90 s).



## 6.4 Diskussion und Einordnung der Ergebnisse

Beginnend mit der Schallwellenausbreitung zeigen die Simulationsergebnisse gute qualitative Ergebnisse, bei denen sowohl die Reflexion an den Gefäßwänden, aber vor allem auch die Dämpfung der Schallwellenamplitude in Form der exponentiellen Abnahme gemäß [Gleichung 4.25](#) im Fluid berücksichtigt werden. Die von der Simulation berechneten Werte erreichen jedoch nicht die auf theoretischer Basis berechneten Werte, wie bspw. nach [Gleichung 4.15](#). Als Ursache hierfür kann sicherlich die gewählte Netzgröße mitverantwortlich gemacht werden. Ergänzende Untersuchungen, bei den in einem kleineren Maßstab und mit einer geringeren Netzgröße deutlich höhere Werte berechnet wurden, bestätigen diese Vermutung (siehe dazu [Anhang A](#)). Unter Berücksichtigung der exponentiellen Abnahme der Druckamplitude bei der Ultraschallausbreitung, der gewählten Zellengröße im Basismodell von 1 mm sowie der Tatsache, dass der Druck bei FLOW-3D als Mittelwert innerhalb der Zelle gespeichert wird, führen die mit der aktuellen Vernetzung generierten Werte dennoch zu realistischen Ergebnissen hinsichtlich übrigen, darauf aufbauenden ultraschallbedingten Phänomene, sodass die vorliegende Zellgröße einen guten Kompromiss zwischen aussagekräftigen Ergebnissen und vertretbaren Rechenzeiten darstellt.

Die berechneten Kavitationseffekte erscheinen sowohl qualitativ als auch quantitativ plausibel. Nach kurzer Zeit bildet sich in der Simulation eine Kavitationszone, die sich dämpfend auf die Schallwellenausbreitung auswirkt und damit den gängigen Beschreibungen entspricht, wie aus [Abbildung 6.7](#) und [Abbildung 6.8](#) hervorgeht. Auch die Größe der Kavitationszone ist plausibel. Detaillierte weiterführende Ergebnisse dazu sind als ergänzendes Material in [Anhang A](#) aufgeführt. Die Größenordnung der berechneten Werte entspricht zudem den Ergebnissen bei [\[176\]](#) und weist somit dahingehend eine gewisse Konsistenz auf.

Als sehr vielversprechend können vor allem die Ergebnisse hinsichtlich der akustischen Strömung eingeordnet werden. Das Post-Processing zeigt, dass das berechnete Strömungsprofil und die berechneten Strömungsgeschwindigkeiten eine sehr hohe Übereinstimmung mit den Beschreibungen und Messungen der bisherigen und aktuellen Literatur aufweisen. Dies wird durch Übereinstimmungen mit den Untersuchungen von [\[140\]](#) und [\[141\]](#), vorrangig jedoch durch die Ergebnisse der aktuellen Untersuchungen von [\[188\]](#) bestätigt. Die dort durchgeführten PIV-Messungen in Wasser als transparentes Vertretermedium zu Aluminium wurden mit einem vergleichbaren Ultraschallsystem durchgeführt, wie es im Rahmen der vorliegenden Experimente ebenfalls verwendet wurde. Zur direkten Gegenüberstellung dient [Abbildung 6.20](#). Zudem zeigt das in [Abbildung 6.10](#) dargestellte Strömungsprofil die gleichen charakteristischen Merkmale, die bspw. auch bei [\[15, 140, 181\]](#) und [\[204\]](#) beschrieben werden. Basierend auf den Simulationsergebnisse kann zum gegenwärtigen Augenblick davon ausgegangen werden, dass die Ultraschallbehandlung, allen voran die akustische Strömung, die homogeneres Gussteilgefüge begünstigt.

Letztlich bleibt anhand von tatsächlich behandelten Gussteilen zu klären, inwieweit sich die prognostizierten Einflüsse, vor allem der Kavitation und der akustischen Strömung, auf die Erstarrung auswirken. Gemäß der Erstarrungssimulation bewirkt die akustische Strömung konvektive Strömungen, die allesamt eine Homogenisierung der Schmelztemperatur und des daraus hervor-

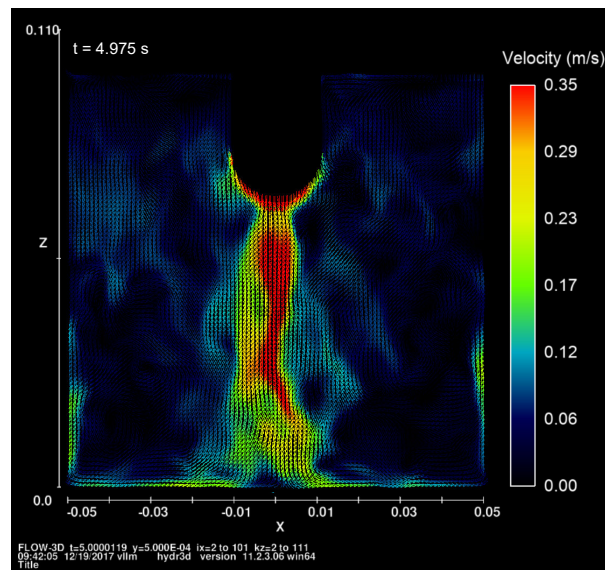


Abbildung 6.20: Berechnetes Strömungsprofil der akustischen Strömung.

gehenden Gefüges bewirken. Dieser Zusammenhang scheint nachvollziehbar und wurde in der Literatur bereits geschildert, bleibt im Rahmen der bevorstehenden experimentellen Untersuchungen jedoch noch zu überprüfen. Zudem sind auf Basis der experimentell erhobenen Ergebnisse Überlegungen anzustellen, inwieweit die für die Erstarrung berechnete Kavitation in die Prognose des Gesamtergebnisses (letztlich des Gefüges) mit einbezogen werden kann. Dies ist Aufgabe der folgenden Kapitel.



# 7 Experimentelle Untersuchungen

Dieses Kapitel befasst sich mit dem praktischen Versuchsaufbau, der Versuchsdurchführung und der anschließenden Untersuchungen und Auswertung der ultraschallbehandelten Gussteile. Mit der Durchführung der im Folgenden beschriebenen Untersuchungen wurden dabei im Wesentlichen zwei Ziele verfolgt: Zum einen die Untersuchung, inwieweit eine durch den Speiser erfolgende erstarrungsbegleitende Ultraschallbehandlung zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaft von Gussteilen der Legierung AlSi7Mg0,3 führt, die im klassischen Schwerkraftgießverfahren gefertigt werden. Dieser Frage wird maßgeblich durch Gefügeanalysen und der Untersuchung der mechanischen Eigenschaften nachgegangen. Zum anderen dienen die Versuche der Überprüfung der in [Kapitel 6](#) dargestellten und beschriebenen Simulationsergebnisse.

## 7.1 Ultraschallanlage

### Ultraschallsystem

Hinsichtlich der Ultraschallanlage wurde mit einem System Typ UIP1000hdT-230 der Fa. Hielscher gearbeitet. Wie die Modellbezeichnung bereits verrät, stand mit dem Generator eine Leistung von 1.000 W zur Verfügung. Die maximale potentielle Frequenz betrug 20 kHz, lag in der Praxis jedoch konstant bei 19,6 kHz. Über den Generator wurde die Frequenz über den sogenannten „autoscan“ dauerhaft überwacht und ggf. mit zusätzlicher Leistung aufrecht erhalten, bspw. bei zunehmender Viskosität des Fluids. Der Generator konnte direkt betrieben oder über einen per Ethernet-Kabel verbundenen Computer und eine entsprechende Java-basierte Browser-Oberfläche gesteuert werden. Der Schallwandler war per Koaxialkabel mit dem Generator verbunden und enthielt ein Piezoelement für die Umwandlung der elektrischen in mechanische Schwingungen. Beim Booster handelte es sich um ein Modell des Typs B4-1.4 zur mechanischen Verstärkung der Sonotrodenamplitude mit einem Amplitudenverhältnis von 1:1,4. Als Sonotrode wurde eine Titan-Blocksonotrode Typ BS4d22L3C mit einem verschleißfesten Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Keramik-Resonator und Druckluftkühlung zum Schutz der Sonotrode und des Resonators eingesetzt. Der Resonator wurde zur Behandlung in das Fluid eingetaucht, war also die (direkte) behandelnde Komponente des US-Systems. Sonotrode und Resonator bilden dabei eine Einheit. Das Gesamtsystem ermöglichte eine max. Betriebsamplitude von 35 µm, die zwischen 20 und 100 % einstellbar war, während der Versuche jedoch ausnahmslos bei 100 % bzw. 35 µm lag. Der Resonator besaß einen Durchmesser von 22 mm mit abgerundete Stirngeometrie, die einen Radius von 11 mm aufwies. Die Auswahl des Resonatormaterials und dessen Geometrie erfolgten vor dem Hintergrund eines industriellen Einsatzes unter Berücksichtigung eines besseren Verschleißverhaltens. Wie sich bereits bei den Simulationsergebnissen in [Abbildung 6.6](#) gezeigt hat, geht mit einer flachen Stirnfläche der Sonotrode

zwar eine erhöhte Kollaps-Aktivität in unmittelbarer Nähe zur Sonotrode einher, allerdings wird auf diese Weise die Sonotrode deutlich höher beansprucht, wie auch bei [178, 198, 199, 200] und [201] nachgelesen werden kann. Um Irritationen zu vermeiden und bei der Wortwahl in Übereinstimmung mit anderen Publikationen auf diesem Gebiet zu bleiben, werden Sonotrode und Resonator im weiteren Verlauf der Ausführungen gemeinsam lediglich als Sonotrode bezeichnet.

### Vorschubsystem

Aufgrund der erstarrungsbegleitenden Schmelzebehandlung war gegen Ende des vorgesehenen Behandlungsprozesses die Entfernung der Sonotrode aus dem noch flüssigen Metall sicherzustellen, um ein mögliches „festfrieren“ der Sonotrode zu verhindern. Aus diesem Grund war die Bewegung und Steuerung der Behandlungseinheit erforderlich, die mit Blick auf einen industriellen Einsatz weitestgehend automatisch erfolgen sollte. Zu diesem Zweck wurde eine spezielle Vorschubvorrichtung eingesetzt<sup>1</sup>, die eine vertikale Positionierung der Ultraschallanlage, den Generator ausgenommen, ermöglichte. Über eine von der Ultraschallanlage unabhängige Steuerung konnten auf diese Weise eine genaue und wiederholbare Positionierung der Sonotrode sowie die Regulierung der Verfahrrichtung und -Geschwindigkeit erfolgen. Das Vorschubsystem ist in [Abbildung 7.1](#) schematisch dargestellt. Eine genaue Zeichnung liegt [Anhang 4](#) bei.

## 7.2 Versuchsaufbau

Um die Behandlung der vorgesehenen Gussteile G1 und G2 und den dafür notwendigen Versuchsaufbau sowohl unter Laborbedingungen als auch später möglichst praxisnah erproben zu können, wurden die Kokillen jeweils in Kokillenschließanlagen eingesetzt, über die das Öffnen und Schließen der beiden Kokillenhälften gesteuert werden konnte. Da die Vorschubvorrichtung für die Ultraschallanlage lediglich ein vertikales Verfahren der Sonotrode ermöglichte, wurde das Vorschubsystem derart neben der Kokillenschließanlage angebracht, dass die horizontale Ausrichtung der Sonotrode über dem Speiser möglich war: Im Falle der Untersuchungen im Labor über ein speziell für diesen Zweck angefertigtes U-Blech aus Stahl mit einer zusätzlichen vertikalen Befestigungsmöglichkeit, das die sichere Montage der Anlage ermöglichte; im Falle der Untersuchungen in der Gießerei mit Hilfe eines Wagens, auf dem die Anlage angebracht war. Die Prozesssteuerung erfolgte über einen Arbeitsplatz, auf dem sowohl die Steuereinheit für das Vorschubsystem als auch ein mit dem US-Generator verbundener Computer eingerichtet waren. Der gesamte Aufbau ist schematisch in [Abbildung 7.2](#) dargestellt.

Der Computer diente der Steuerung des Ultraschallsystems. Mittels IP-Adresse wurde die Verbindung zum Generator hergestellt und eine javabasierte Nutzeroberfläche im Internetbrowser des Rechners aufgerufen. Die Oberfläche, dargestellt in [Abbildung 7.3](#), ermöglichte das Ein- und Ausschalten des Systems, die Variation der Amplitude sowie die Überwachung der eingebrachten Leistung. Dabei konnten durch den dargestellten Graphenverlauf über den Behandlungszeitraum hinweg sowohl die Amplitude, die aufgebrachte Gesamtleistung („Power (Total)“) als auch die

<sup>1</sup>Entwickelt und realisiert von der Fa. ENA - Elektrotechnologien und Anlagenbau GmbH.



**Abbildung 7.1:** CAD-Konstruktion der Vorschubvorrichtung zur Positionierung der Sonotrode, einschließlich Schallwandler, Booster, Sonotrode und Resonator. Beschriftung entsprechend [Abbildung 7.2](#).

tatsächlich auf das Medium übertragene Leistung („Power (Net)“) überwacht werden. Zudem erfasste das System den kumulierten Leistungsbedarf. Mit Blick auf die Leistungskurve konnten auf diese Weise charakteristische Zustände der Anlage wie die Aktivierung, Leerlauf sowie Beginn, Verlauf und Ende der Behandlung in Echtzeit nachvollzogen werden.

## 7.3 Ultraschallbehandlung großvolumigen Gussteils (G1)

### 7.3.1 Versuchskokille

Die für die Laborversuche verwendete Kokille sollte so ausgelegt sein, dass eine Positionierung der Sonotrode und somit Behandlung im Speiser möglich war. [Abbildung 7.4](#) zeigt eine gerenderte Darstellung der eingesetzten Laborkokille, für deren Fertigung C45-Warmarbeitsstahl verwendet wurde. Der grundsätzliche Aufbau der Kokille wurde einfach gehalten, um grundlegende Behandlungseffekte mit möglichst wenigen Einflussgrößen wie bspw. komplexer Gussteilgeometrien untersuchen

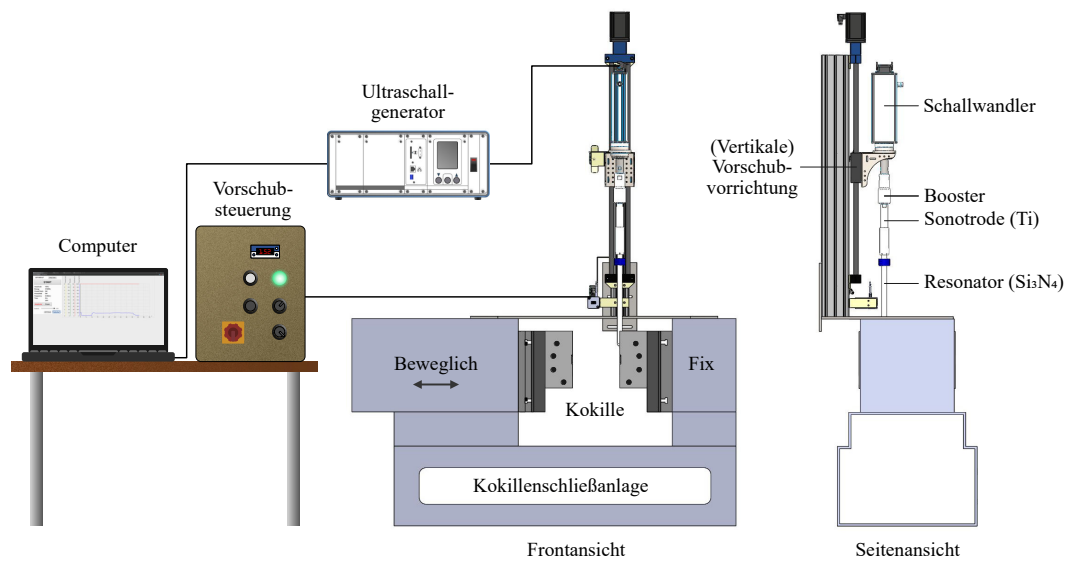


Abbildung 7.2: Schematischer Versuchsaufbau für die Laborversuche.

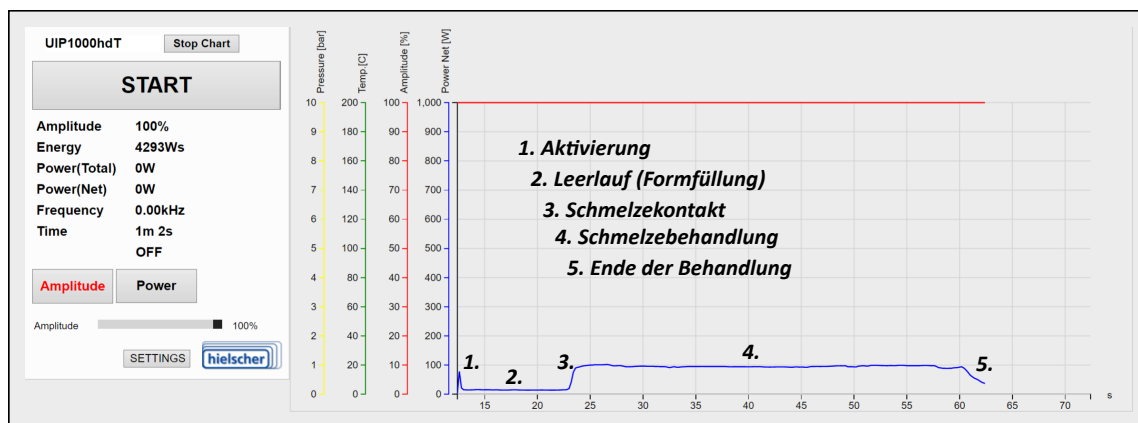
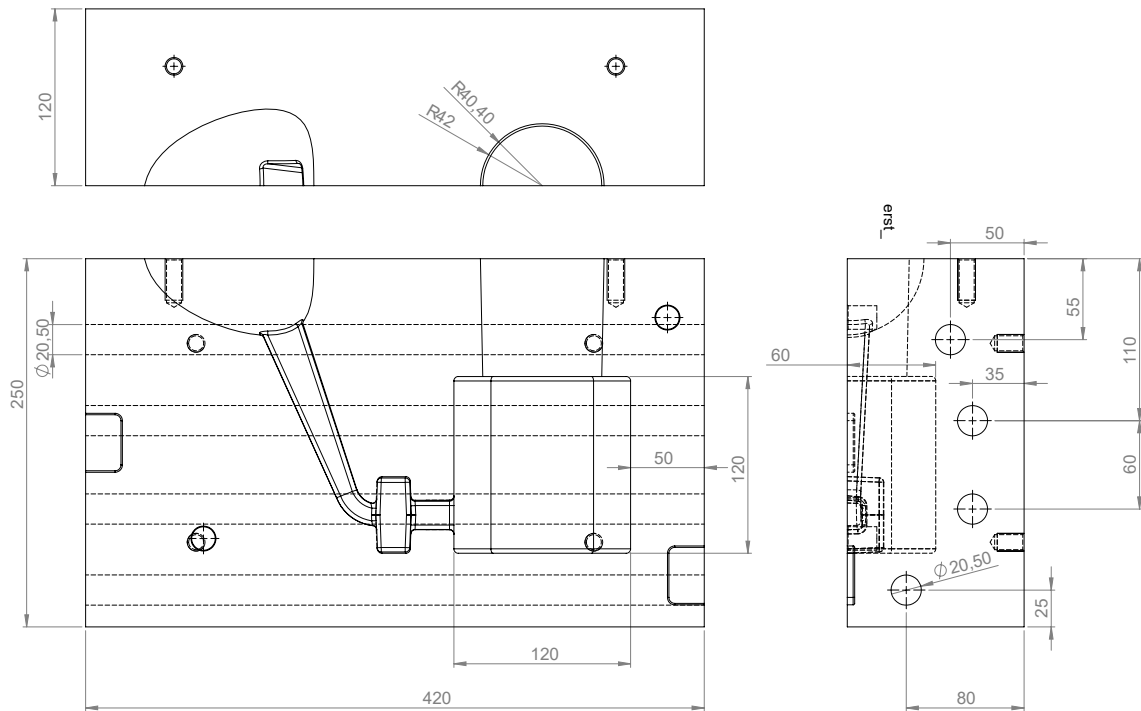


Abbildung 7.3: Benutzeroberfläche für die Steuerung des Ultraschallsystems.

zu können. Bei der Auslegung wurde vor allem Wert auf eine steigende und somit vergleichsweise turbulenzarme Formfüllung gelegt. Die Abmessungen des Formhohlraums betragen  $120 \times 120 \times 120$  mm; Speiser, Formschrägen, und Rundungen ausgenommen. Mit dem Ziel einer möglichst homogenen Vorwärmung wurden pro Kokillenhälfte vier Tieflochbohrungen für die Aufnahme von Heizpatronen vorgesehen, die den Formhohlraum einschließlich Speiserbereich umgaben. Die Speisergröße wurde so ausgelegt, dass wärmeisolierende Speiserhülsen eingesetzt werden konnten, durch die der Abkühlungsprozess soweit hinausgezögert werden sollte, dass eine möglichst lange Ultraschallbehandlung erfolgen konnte. Eine detaillierte Konstruktionszeichnung der Kokille kann [Anhang 3](#) entnommen werden.

### 7.3.2 Versuchsreihen

Bei der Planung der Versuchsreihen stand die US-Behandlung aus dem Speiser heraus im Vordergrund. Aus diesem Grund lag bei dieser Variante ein wesentlicher Schwerpunkt auf der Untersu-



**Abbildung 7.4:** Konstruktionszeichnung der Versuchskokille von Gussteil G1.

chung unterschiedlicher Behandlungszeiten. Die Sonotrode wurde dabei im Speiser an der Grenze zum Formhohlraum positioniert, da ein möglichst großer Teil der Kavitationszone im Formhohlraum liegen, dieser jedoch durch die Behandlungseinheit nicht beeinträchtigt werden sollte. Im Verlauf der Untersuchungen wurde das Gussteil dann für 30 s, 60 s und 90 s mit Ultraschall behandelt. Eine Behandlungsdauer von 90 s kennzeichnete zudem die erstarrungsbedingte Obergrenze der möglichen Behandlungszeit für das vorliegende Gussteil. Eine Variation der Ultraschallparameter wurde nicht vorgenommen. Zum einen, da das System auf eine unverstellbare Frequenz von 20 kHz ausgelegt war; zum anderen, da mit der Maximalamplitude des Systems i.H.v.  $35 \mu\text{m}$  das Ziel eines möglichst umfassenden Feinungseffektes erreicht werden sollte. Eine Übersicht des Versuchsplans mit den entsprechenden Behandlungszeiten und -Positionen ist in [Tabelle 7.1](#) zusammengefasst.

**Tabelle 7.1:** Planung der Versuchsreihen für die experimentelle Untersuchung der US-Behandlung bei Gussteil G1.

Versuchsreihe	Gießtemp. [°C]	Behandlungszeit [s]	Position	Abgüsse
1.0.X	730	entfällt	entfällt	5
1.1.X	730	30	Speiser (Position P1)	5
1.2.X	730	60	Speiser (Position P1)	5
1.3.X	730	90	Speiser (Position P1)	5

### 7.3.3 Versuchsdurchführung

#### Schmelzevorbereitung

Für die Fertigung jeder Probe wurden zunächst 10 kg AlSi7Mg0,3 eingeschmolzen, deren chemische Zusammensetzung [Tabelle 7.2](#) entnommen werden kann. Im Rahmen der Versuche wurden für die vorgestellte Legierung kein Kornfeiner eingesetzt. Im Anschluss daran wurde die Schmelztemperatur bei 720 °C gehalten, um die Schmelze durch den Einsatz von Reinigungstabletten zu behandeln. Die dabei entstandene Schlacke wurde anschließend abgeschöpft. Im Anschluss an die Reinigung wurde gemäß BDG-Richtlinie P230 der Dichteindex mittels Unterdruck-Dichteproofung bestimmt. Um industriellen Maßstäben gerecht zu werden, lag das Kriterium für den Dichteindex bei < 2 %. Wurde der Zielwert erreicht, konnte mit den Vorbereitungen für den Abguss begonnen werden, andernfalls erfolgte die Schmelzereinigung erneut.

**Tabelle 7.2:** Chemische Zusammensetzung der für Gussteil G1 verwendeten Legierung AlSi7Mg0,3 in Gew.-%, Rest Aluminium.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ca
6,99	0,075	0,002	0,001	0,31	0,003	0,096	0,0011
Na	Ni	Sr	Pb	Sn	Li	Cr	Bi
0,0011	0,003	<0,022	0,001	0,0003	0,0001	0,001	0,0001

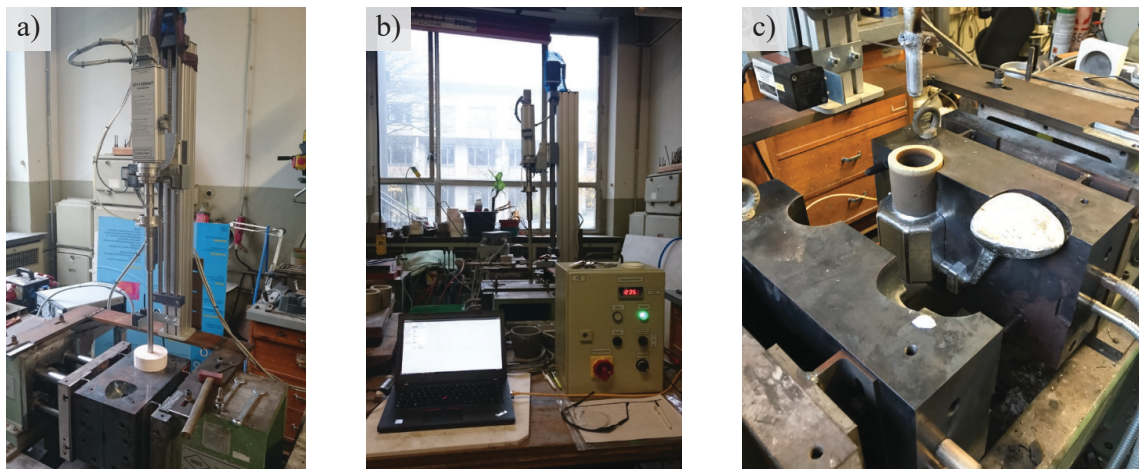
#### Abguss

Vor Beginn der Versuchsdurchführung wurde die Kokille mit vier Hochleistungsheizpatronen (je zwei pro Kokillenhälfte) auf 400 °C vorgewärmt. Vor jedem Abguss wurde die Sonotrode zum Vorwärmen in den Formhohlraum gefahren. Zum Zeitpunkt des Abgusses lag die Temperatur der Sonotrode bei 250 °C. Alle Temperaturmessungen wurden mittels Typ-K-Thermoelement und einem Datenlogger erfasst. Sofern Kokillen- und Sonotrodentemperatur die Zielwerte erreicht haben und eine Schmelztemperatur von 750 °C vorlag, wurde die Sonotrode aus der Kokille herausgefahren, eine Speiserhülse eingesetzt und die Sonotrode in Zielposition gebracht. Bei Beginn der Formfüllung lag die Schmelztemperatur bei 730 °C. Das Ultraschallsystem wurde bereits zu Beginn der Formfüllung aktiviert, um die Schmelze unmittelbar bei Berührung mit der Sonotrode zu behandeln. Nach Beendigung der vorgesehenen Behandlungszeiten wurde die noch oszillierende Sonotrode aus der Kokille herausgefahren und das System erst dann deaktiviert, als die Sonotrode keinen Kontakt mehr mit der Schmelze hatte. Die Versuchsdurchführung endete mit der vollständigen Erstarrung des Gussteils, dessen anschließenden Entnahme aus der Kokille und der vollständigen Abkühlung bei Raumtemperatur. [Abbildung 7.5](#) zeigt beispielhaft einige Aufnahmen von der Versuchsdurchführung.

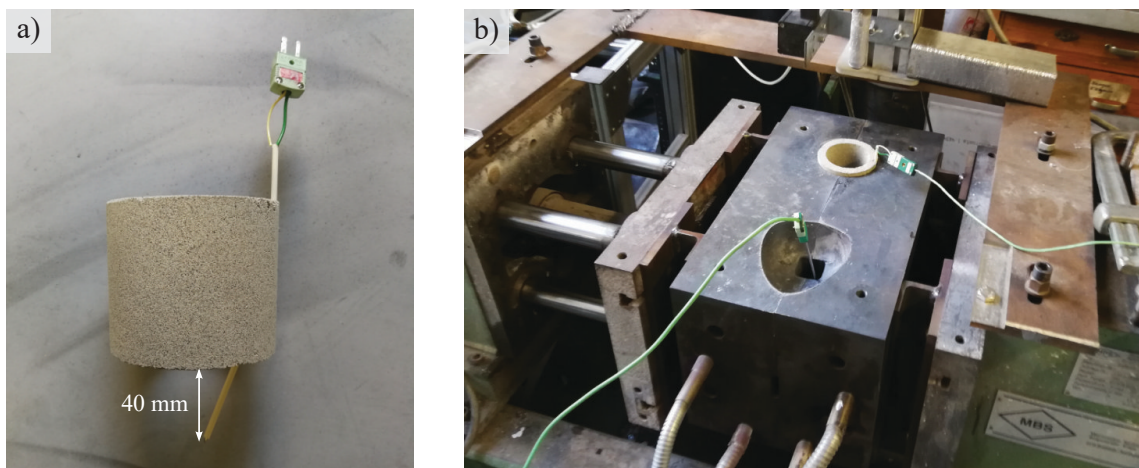
Neben den Abgüssen für die späteren werkstoffbezogenen Auswertungen der Gussteile zielte eine weitere Versuchsreihe auf die Messung der Temperaturverläufe ohne und mit Ultraschallbehandlung ab, u.a. als Maßnahme zur Validierung der Simulationsergebnisse. Zu diesem Zweck wurden Speiserhülsen, wie in [Abbildung 7.6](#) dargestellt, mit Typ-K Thermoelementen mit entsprechend



kurzen Ansprechzeiten versehen, die mittig 40 mm in den Formhohlraum hineinragten. Über einen Datenlogger wurde der Verlauf mit 1 Hz aufgezeichnet.



**Abbildung 7.5:** *Impressionen der Versuchsdurchführung mit Gussteil G1: a) Versuchsaufbau (noch ohne Heizpatronen), b) Versuchsaufbau, einschließlich Überblick über die Prozesssteuerung, c) behandeltes Gussteil bei der Entnahme aus der Kokille.*



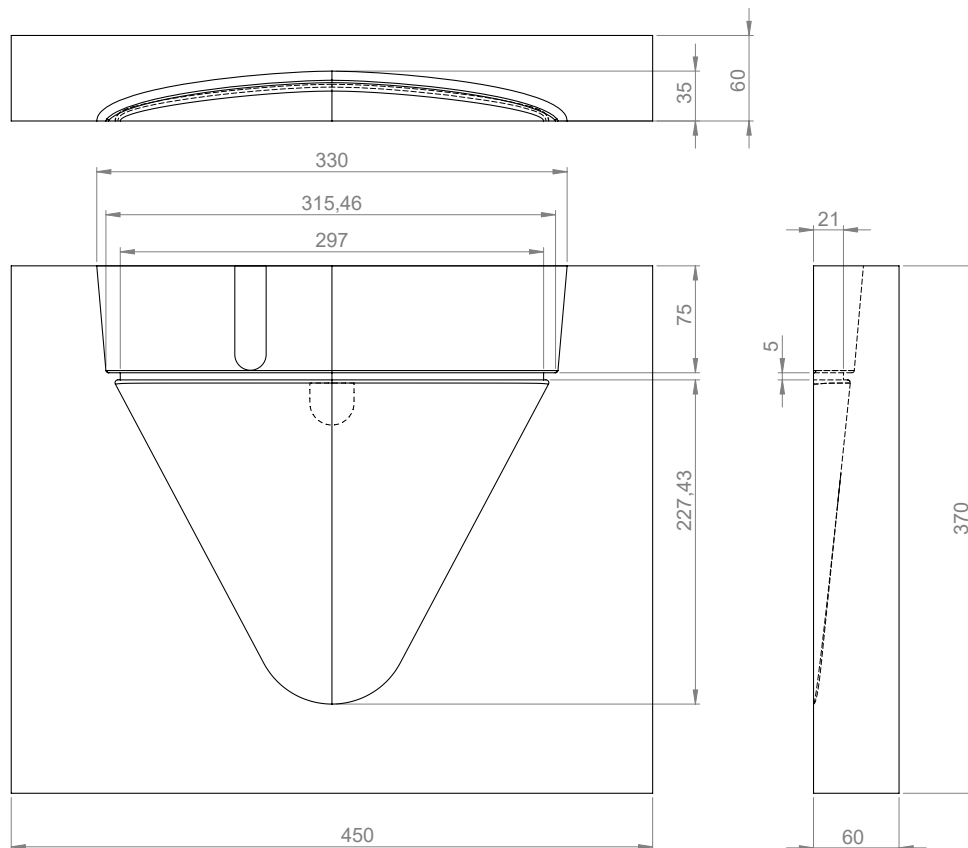
**Abbildung 7.6:** *Maßnahmen zur Temperaturmessung des Gussteils während der Erstarrung ohne und mit Ultraschallbehandlung: a) Mit Typ-K Thermoelement versehene Speiserhülse; b) in Kokille eingesetzte präparierte Speiserhülse.*

## 7.4 Ultraschallbehandlung dünnwandigen Gussteils (G2)

### 7.4.1 Versuchskokille

Wie bereits zuvor beschrieben, wurde in der zweiten Phase der Versuchsdurchführung ein dünnwandigeres Gussteil für die Untersuchungen ausgewählt. Da es sich dabei um ein relevantes Gussteil für die Industrie handelte, wurde dieses für die nachfolgenden Darstellungen zum Zwecke der Anonymisierung vereinfacht, ohne dabei jedoch die wesentlichen geometrischen Eigenschaften

des Gussteils zu vernachlässigen. Die Konstruktionszeichnung des Gussteils G2 bzw. der dazugehörigen Kokille kann [Abbildung 7.7](#) entnommen werden. Das Gussteil verfügte über einen ausreichend großen Speiser für die Behandlung und die Positionierung der Sonotrode. Die Sonotrode wurde aufgrund einer zentral gelegenen Montagenut unterhalb des Speisers 60 mm entlang der Längsachse versetzt und wie zuvor auch an der Grenze zum Formhohlraum positioniert, ebenfalls in [Abbildung 7.7](#) dargestellt.



**Abbildung 7.7:** Konstruktionszeichnung der Versuchskokille von Gussteil G2.

#### 7.4.2 Versuchsreihen

Analog zu den Versuchsreihen 1.0 bis 1.3 zur Behandlung von Gussteil G1 erfolgte die Behandlung direkt aus dem Speiser heraus für unterschiedliche Behandlungszeiten. Ausgehend von unbehandelten Referenzproben wurde erneut für 30 s, 60 s und 90 s mittels Ultraschall behandelt. Auch hier kennzeichnete eine Behandlungsdauer von 90 s die erstarrungsbedingte Obergrenze der möglichen Behandlungszeit für das vorliegende Gussteil. Zur besseren Übersicht sind die veranschlagten Versuchsreihen in [Tabelle 7.3](#) aufgeführt.



**Tabelle 7.3:** Planung der Versuchsreihen für die experimentelle Untersuchung der US-Behandlung bei Gussteil G2.

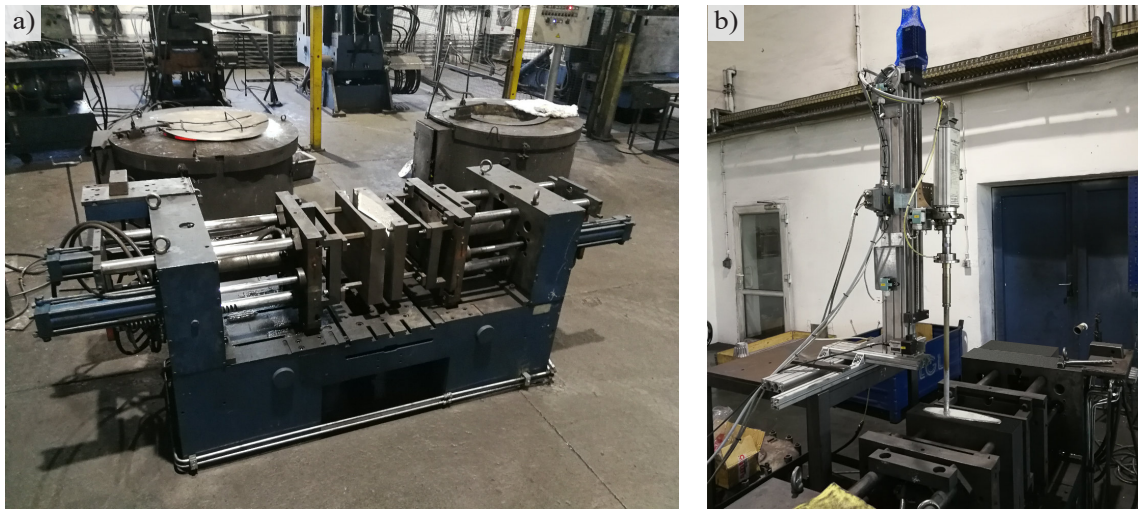
Versuchsreihe	Gießtemp. [°C]	Behandlungszeit [s]	Position	Abgüsse
2.0.X	730	entfällt	entfällt	5
2.1.X	730	30	Speiser	5
2.2.X	730	60	Speiser	5
2.3.X	730	90	Speiser	5

### 7.4.3 Versuchsdurchführung

Der für die Versuchsdurchführung erfolgte Versuchsaufbau ist in [Abbildung 7.8](#) dargestellt. Die Kokille wurde mit Hilfe eines Gasbrenners derart vorgewärmt, dass diese zum Zeitpunkt des Abgusses eine Temperatur von 420 °C vorwies. Während dieser Zeit wurde die Schmelze in dem direkt neben der Kokillenschließanlage befindlichen Warmhalteofen ([Abbildung 7.8 a](#)) konstant auf einer Temperatur von 740 °C gehalten. Die chemische Zusammensetzung der Legierung ist [Tabelle 7.4](#) zu entnehmen. Auch in diesem Fall wurde keine Kornfeiner verwendet. Vor dem Abguss wurden beide Kokillenhälften in zwei Schritten geschichtet: Zunächst wurde eine Dycote ES 34 Grundschihte aufgetragen, gefolgt von Graphitschihte des Typs Bagras KS20. Die Graphitschihte wurde während der Versuchsreihen bei Bedarf nach Expertise des Facharbeiters erneuert. Für die Versuchsdurchführung wurde der Gasbrenner abgeschaltet und die auf 250 °C vorgewärmte Sonotrode auf Position gefahren ([Abbildung 7.8 b](#)). Parallel dazu wurde mittels Schöpfkelle Schmelze aus dem Warmhalteofen zum Versuchsstand transportiert. Vor dem Abschöpfen verweilte die Kelle für einige Zeit im Schmelzebad, um die Kelle durchzuwärmen und ein rapides, ungewolltes Abkühlen der im Folgenden darin befindlichen Schmelze zu verhindern. Wie bei der Behandlung von Gussteil G1 wurde das Ultraschallsystem vor der Formfüllung aktiviert, damit die Schmelze direkt bei Kontakt mit der Sonotrode behandelt wird und wurde erst nach dem Herausfahren aus der Schmelze nach Abschluss der vorgesehenen Behandlungszeit deaktiviert. Die Formfüllung erfolgte bei einer Schmelzetemperatur von 730 °C.

**Tabelle 7.4:** Chemische Zusammensetzung der für Gussteil G2 verwendeten Legierung AlSi7Mg0,3 in Gew.-%, Rest Aluminium.

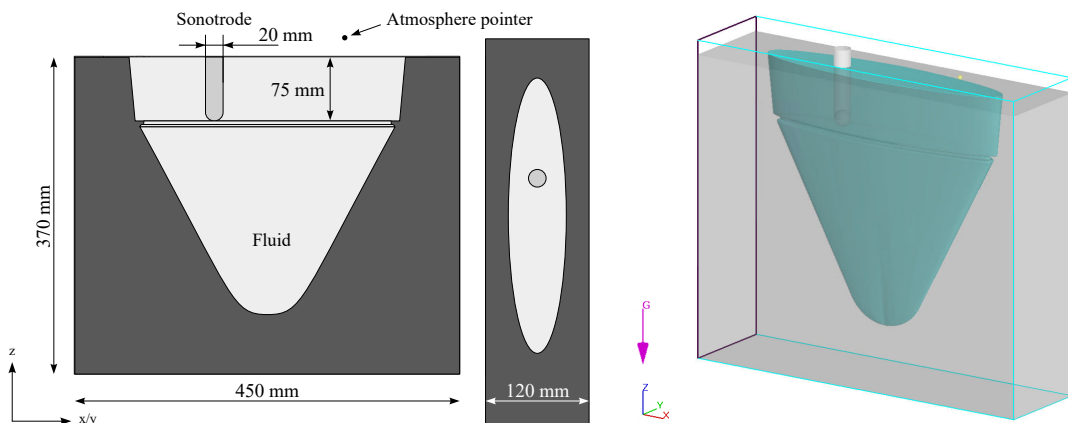
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb
6,76	0,1124	0,0030	0,0206	0,3117	0,0086	0,0063	0,0020	<0,0020
Sn	Ti	Ag	B	Be	Bi	Ca	Cd	Na
<0,0020	0,1344	0,0013	0,0011	0,0002	<0,0025	0,0007	<0,0003	0,0004
P	Sr	Li	Zr	Co	V	Ga		
<0,0004	0,0218	<0,0001	0,0011	<0,0010	<0,0122	0,0124		



**Abbildung 7.8:** Impressionen der Versuchsdurchführung mit Gussteil G2: a) Kokillenschließanlage mit Versuchskokille, b) Versuchsaufbau für die gezielte Behandlung.

#### 7.4.4 Modellierung

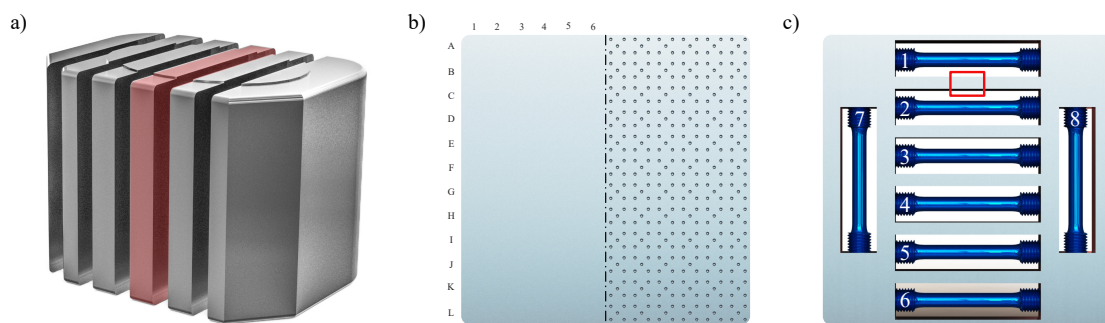
Um bessere Einblicke in mögliche Zusammenhänge und evtl. weitere Ansatzpunkte zur Validierung des in [Abschnitt 6.3](#) beschriebene Simulationsmodells zu erhalten, wurde die Ultraschallbehandlung des Gussteils G2 ebenfalls berechnet. Die entsprechende geometrische Modellierung ist in [Abbildung 7.9](#) dargestellt. Sowohl die numerische Einstellungen als auch die Auswahl und Spezifikation der entsprechenden physikalischen Modelle entsprechen den Beschreibungen und Spezifikationen in [Abschnitt 6.3](#) und wurden nicht geändert. Aufgrund der höheren geometrischen Komplexität und Abmessungen wurde die Behandlung in diesem Fall jedoch lediglich qualitativ, also für einen kürzeren Zeitraum berechnet, um auf diese Weise den Rechenaufwand zu reduzieren. Neben der in [Abschnitt 7.4.4](#) beschriebenen Modellierung wurden zu diesem Zweck noch Simulationen berechnet, bei denen die Sonotrode sich im Zentrum des Speisers befindet.



**Abbildung 7.9:** Mit FLOW-3D erstelltes Modell zur Simulation der erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung des Probekörpers G2.

## 7.5 Probenpräparation

Nach den Versuchsdurchführungen wurden die Gussteile/Proben auf einer Industriesäge von Anschnitt- und Speisersystem befreit. Im Fall von Gussteil G1 wurde dieses im Anschluss daran in 15 mm dicke Scheiben geschnitten (**Abbildung 7.10 a**). Die mittlere Scheibe (rot hervorgehoben) wurde für die Auswertung der Gussteile genutzt. Aufgrund der schmalen Geometrie von Gussteil G2 wurde dieses auf den in **Abbildung 7.11 a**) gekennzeichneten Bereich zugeschnitten und von beiden Seiten gleichmäßig plangefräst, sodass ebenfalls eine 15 mm starke Scheibe aus dem Zentrum des Gussteils für die Auswertungen zur Verfügung stand.



**Abbildung 7.10:** Probenentnahme bei Gussteil G1: a) a) Bereich der Probenentnahme im Gussteil; b) Härtemapping; c) Zug- und Metallographieprobenbereiche.

### Härteproben

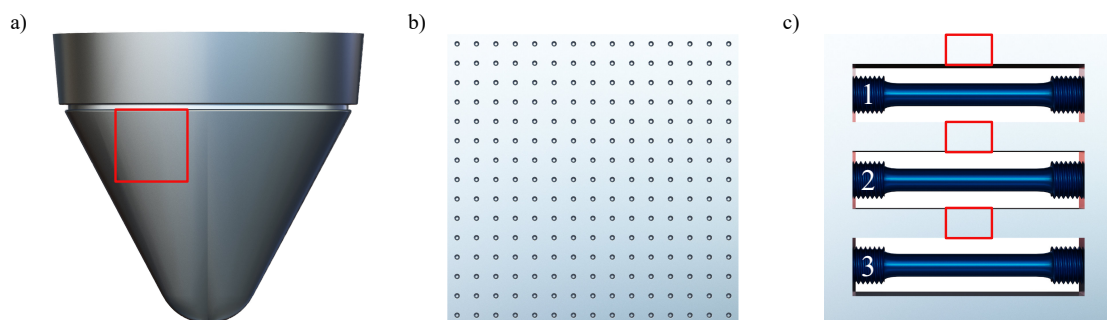
Um erste Erkenntnisse über die behandlungsdauerabhängige Wirkung und Reichweite der Ultraschallbehandlung auf die mechanischen Eigenschaften zu erhalten, sollte durch ein Härtemapping der Härteverlauf innerhalb der Gussteile nachvollzogen werden, insbesondere bei Gussteil G1. Zur Vorbereitung auf die Härtemessungen wurde dazu aus jeder Versuchsreihe eine der zugeschnittenen, zentralgelegenen Scheiben aus den Probekörpern zunächst plangefräst, um eine saubere und ebene Fläche zu schaffen und das korrekte Ablesen der Härteeindrücke sicherzustellen. Im Anschluss daran wurde aufgrund der symmetrischen Auslegung des Gussteils eine Hälfte der Scheiben gerastert und in  $6 \times 12$   $1 \text{ cm}^2$  große Felder unterteilt (**Abbildung 7.10 b**); die Symmetrieannahme wurde im Vorfeld durch Stichprobenmessungen geprüft. In jedem Feld wurde mit einem Universal-Härteprüfgerät (Kugeldurchmesser 2,5 mm, Prüfkraft 62,5 kN, Einwirkzeit 15 s) die Brinell-Härte gemäß DIN EN ISO 6506-1 bestimmt. Das Messergebnis wurde daraufhin mit Excel 2016 und MATLAB R2016b ausgewertet. Eine ähnliche Vorgehensweise hat bei Gussteil G2 stattgefunden, jedoch lediglich bezogen auf das aus dem Gussteil entnommene Probestück (**Abbildung 7.11 b**). Zudem erfolgt das Härtemapping aufgrund der kleineren Dimensionierung mit einem Messpunkt je  $25 \text{ mm}^2$  ( $5 \times 5 \text{ mm}$ ).

### Zugproben

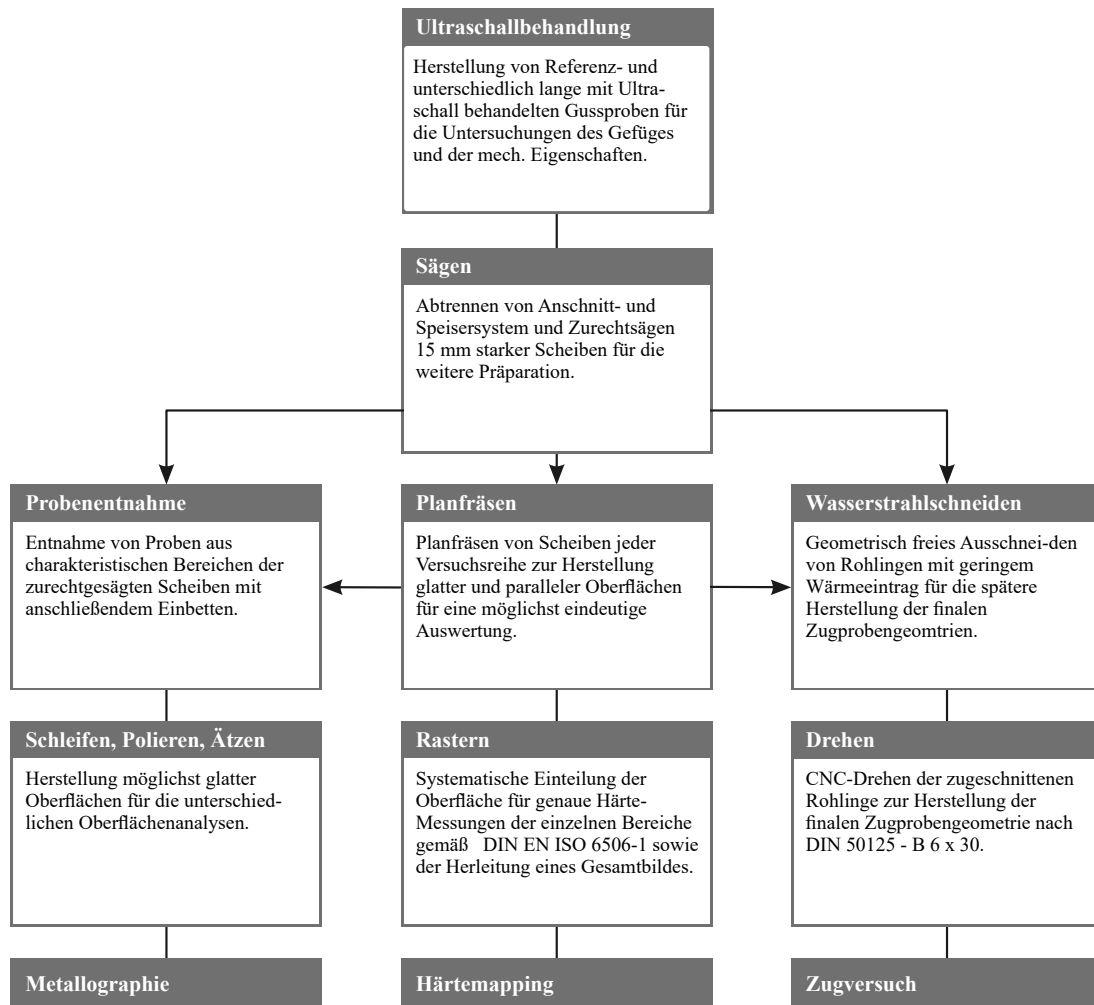
Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften wurden, wie [Abbildung 7.10 c\)](#) und [Abbildung 7.11 c\)](#) zu entnehmen ist, über den gesamten Proben- bzw. Scheibenquerschnitt mit Hilfe einer Wasserstrahlschneidanlage Zugprobenrohlinge aus den Scheiben geschnitten. Anschließend wurde auf einer CNC-Drehmaschine die Endgeometrie der Zugproben gemäß DIN 50125 - B 6 × 30 gefertigt. Die in den Abbildungen [Abbildung 7.10 c\)](#) und [Abbildung 7.11 c\)](#) aufgetragenen Nummerierungen dienen der Zuordnung der Proben im Rahmen der Auswertung. Die Zugversuche wurden gemäß DIN EN ISO 6892-1 bei Raumtemperatur durchgeführt.

### Metallographie

Vorbereitend auf die metallographischen Analysen wurden aus den nach der Entnahme der Zugproben übriggebliebenen Stege ([Abbildung 7.10 c\)](#) und [Abbildung 7.11 c\)](#)) Proben mittels Trennschleifer herausgeschnitten, eingebettet, geschliffen und (OP-S-)poliert. Die AlSi-Proben von Gussteil G1 wurden für Korngrenzenätzungen für eine Dauer von 2,5 Minuten elektrolytisch mit einem Ätzmittel nach Barker (1.8 % Fluoroborsäure in Wasser) geätzt. Die Korngrenzenanalysen erfolgten mit dem Linienschnittverfahren. Gussteil G1 betreffend wurden zudem die Härtemappingproben in vier gleich große Elemente zerteilt und eingebettet. Das Ziel waren Gefügeanalysen über den gesamten Querschnitt, um möglicherweise Zusammenhänge zwischen Gefüge und Härte und auf diese Weise konkrete Gefügemodifizierungen erkennen zu können. Wie auch bei der Rasterung für das Härtemapping wurden die Metallographieproben in dieselben Kontrollbereiche eingeteilt, um diese später den gemessenen Härtewerten zuordnen zu können. Die gesamte Prozesskette der Probenpräparation ist in [Abbildung 7.12](#) zusammengefasst dargestellt. Eine Übersicht der gesamten für die Versuchsdurchführung, Präparation und Auswertung genutzten Anlagentechnik kann [Anhang B](#) entnommen werden.



**Abbildung 7.11:** Probenentnahme bei Gussteil G2: a) Bereich der Probenentnahme im Gussteil; b) Härtemapping; c) Zug- und Metallographieprobenbereiche.



**Abbildung 7.12:** Schematischer Überblick der Probenpräparation von der Gussteilherstellung bis zur Auswertung.

# 8 Versuchsauswertung und Diskussion

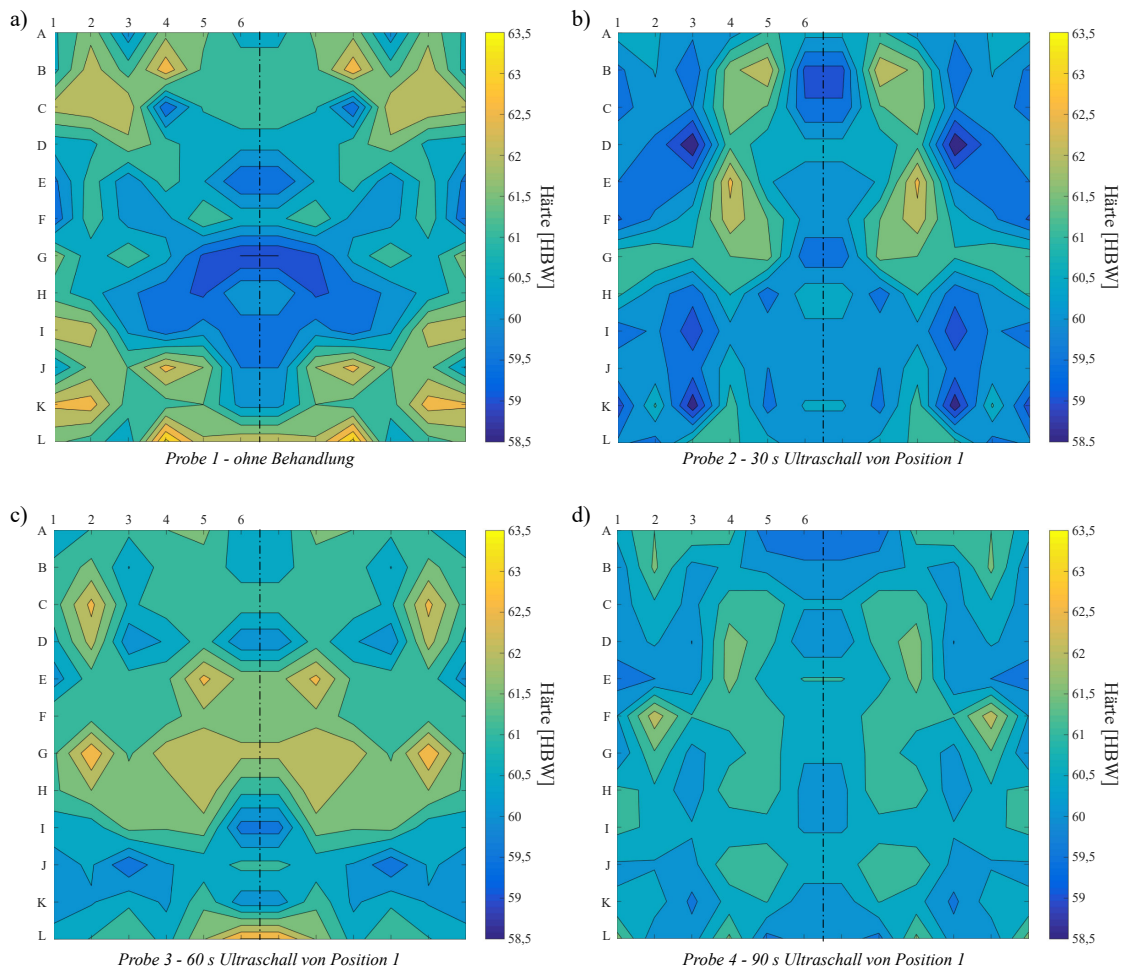
## 8.1 Ergebnisse: Großvolumiges Gussteil (G1)

### 8.1.1 Härtemapping

Abbildung 8.1 zeigt die ermittelten Härteverteilungen der unterschiedlich mit Ultraschall behandelten AlSi-Proben im Vergleich zur unbehandelten Referenzprobe. Dabei wird deutlich, dass die Ultraschallbehandlung innerhalb des Gussteils zu einer erkennbaren Modifizierung des Härteverlaufs geführt hat, mit der eine sukzessive Reduzierung des Härtegradienten einhergeht. Bei der Auswertung der dargestellten Versuchsergebnisse lässt sich festhalten, dass die unbehandelte Referenzprobe a) den typischen Härteverlauf eines exogenen erstarrten Gussteils widerspiegelt. Ausgehend von den Randzonen, an denen aufgrund der im Vergleich zur Schmelze kälteren Kokillenwand und einer damit verbundenen schnelleren Abkühlung eine raschere Erstarrung der Schmelze einsetzt und infolge dessen hier die höchsten Härtewerte feststellbar sind, nimmt die Härte zu den zuletzt erstarrenden, im Zentrum gelegenen Bereichen hin ab. Aus den gemessenen minimalen/maximalen Härtewerten in Höhe von 58,99 und 63,66 HBW resultiert ein  $\Delta$ HBW von 4,66 HBW. Im Vergleich dazu zeigen Probe 2 (Abbildung 8.1 b)), Probe 3 (Abbildung 8.1 c)) und Probe 4 (Abbildung 8.1 d)) hingegen, dass durch die aus dem Speiser heraus erfolgte Ultraschallbehandlung nunmehr kein „weicher“ Gussteilkern, sondern ein zunehmend gleichmäßiges Härteprofil vorliegt. Bedingt durch einen kontinuierlichen Anstieg der Min- und Abfall der Max-Werte haben die gemessenen  $\Delta$  HBW der behandelten Proben gegenüber der Referenzprobe dabei um 13 % (30 s US), 25 % (60 s US) und 41 % (90 s) kontinuierlich abgenommen.

Abbildung 8.2 stellt den Verlauf der in Tabelle 8.1 aufgelisteten Min/max-Härte sowie der Härtegradienten nochmal grafisch dar und macht deutlich, dass die anhaltende Ultraschallbehandlung zu einer kontinuierlichen Reduzierung des Härtegradienten führt. Die Härteanalyse deutet zudem auf eine generelle, durch die Ultraschallbehandlung hervorgerufene Härtesteigerung des Gefüges unterhalb der Sonotrode hin, die nicht von der akustischen Strömung her resultieren kann. Die für 30 s behandelte Probe zeigt dort neben der Homogenisierung des Gesamtgefüges einen deutlich verstärkten Bereich, der nach einer Behandlungszeit von 60 s weiter ausgeprägt ist. Nach 90 s Ultraschallbehandlung weist Probe 4 kaum noch Härtepeaks auf, sondern vielmehr ein gleichmäßiges Profil über den gesamten Gussteilquerschnitt.

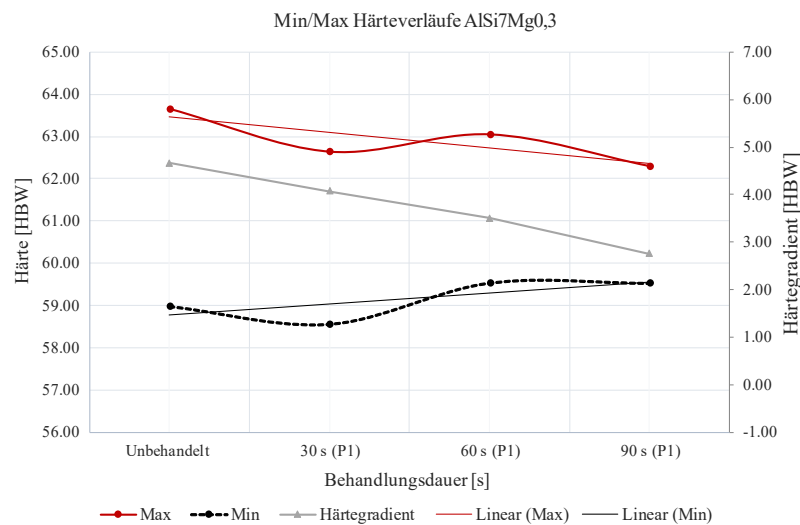




**Abbildung 8.1:** MATLAB-Auswertung des Härtemappings der ohne/mit Ultraschall erstarrungsbegleitend behandelten AlSi7Mg0,3-Proben: a) Probe 1 - ohne Ultraschall, b) Probe 2 - 30 s US-Behandlung Position 1, c) Probe 3 - 60 s US-Behandlung Position 1, d) Probe 4 - 90 s US-Behandlung Position 1.

**Tabelle 8.1:** Entwicklung der Härte von G1 (ausgehend von der unbehandelten Probe) in Abhängigkeit unterschiedlicher US-Behandlungsdauern.

	Behandlung	Min	Max	$\Delta$ HBW	Reduzierung
		[HBW]	[HBW]	[HBW]	$\Delta$ HBW [%]
a)	Unbehandelt	$58,99 \pm 1,05$	$63,66 \pm 0,39$	4,66	0
b)	30 s P1	$58,57 \pm 0,45$	$62,64 \pm 0,29$	4,07	13
c)	60 s P1	$59,55 \pm 0,79$	$63,05 \pm 0,87$	3,51	25
d)	90 s P1	$59,56 \pm 1,43$	$62,30 \pm 0,78$	2,76	41



**Abbildung 8.2:** Graphenverlauf zur Entwicklung der Härte von G1 in Abhängigkeit unterschiedlicher US-Behandlungsdauern.

Die hier dargestellten Ergebnisse sind lediglich als Tendenz der Auswirkungen der Ultraschallbehandlung auf die über den Gussteil-Querschnitt verteilten Härteeigenschaften zu verstehen. Unter Berücksichtigung der üblichen, in diesem Bereich geltenden Standardabweichungen liegen die Werte der unterschiedlichen gemessenen Proben zu dicht beieinander, als das sie eine belastbare Aussage ermöglichen.

### 8.1.2 Metallographie

[Abbildung 8.3](#) stellt am Beispiel der Sektoren A6/B6 die Proben gegenüber. Während [Abbildung 8.3 a](#)) als exemplarisch für die unbehandelten Proben ein grobkörniges, typisch dendritisches Gefüge aufweist, das höchstwahrscheinlich aus der langen Erstarrungszeit in diesem Bereich resultiert, weisen die übrigen, ultraschallbehandelten Proben ein vergleichsweise feinkörniges Gefüge auf. In [Abbildung 8.3 b](#)) herrscht zwar trotz der Behandlung ein dendritisches Gefüge vor, allerdings sind neben der offensichtlichen Kornfeinung schon erste Ansätze einer Gefügemodifizierung erkennbar. Betrachtet man das Gefüge nach einer Behandlungszeit von 60 s in [Abbildung 8.3 c](#)), so zeigen sich keinerlei dendritische Strukturen mehr, sondern ausschließlich ein endogenes, globulitisches Gefüge. Fast identisch verhält sich das Gefüge nach zusätzlichen 30 s Ultraschallbehandlung, dargestellt in [Abbildung 8.3 d](#)). Auch hier hat sich ein globulitisches Gefüge durchgesetzt, das keine dendritischen Spuren mehr enthält. Zieht man das Ergebnis der mittels Linienschnittverfahren durchgeführten Kornzahlmessung hinzu, abgebildet in [Abbildung 8.4](#), wird deutlich, dass die anhaltende Ultraschallbehandlung zu einem sukzessiven Anstieg der Kornzahl geführt hat. Die Reichweite der Modifizierung scheint dabei für alle Proben weitestgehend gleich zu sein, hingegen unterscheidet sich der Grad der Modifizierung. Je länger die Behandlung andauert, desto stärker ist die Modifizierung zu den zentral, zum Speiser hin gelegenen Bereiche ausgeprägt. Ein wichtiges Gefügemerkmal geht aus [Abbildung 8.3](#) jedoch nicht klar hervor. Neben den offensichtlichen Ausprägungen der Gefügemorphologie weist vor allem das Eutektikum eine auffällige Veränderung vor, die mit Hilfe von Konfokalmikroskopanalysen sehr gut deutlich wird. Die in



Abbildung 8.5 dargelegten Aufnahmen zeigen eine Entartung des Eutektikums, die im Zuge der Auswertung bei allen ultraschallbehandelten Proben, weitestgehend unabhängig von der Behandlungszeit festgestellt werden konnte. Während die unbehandelte Probe ein veredeltes, faserförmiges Eutektikum vorweist, fallen die eutektischen Siliziumphasen in den behandelten Proben vor allem durch ihre Lamellenform auf, die sonst nur aus unveredelten Legierungen bekannt ist. Mit Hilfe von Rasterelektronenmikroskopaufnahmen (Abbildung 8.7) und EDX-Analysen (Abbildung 8.6)

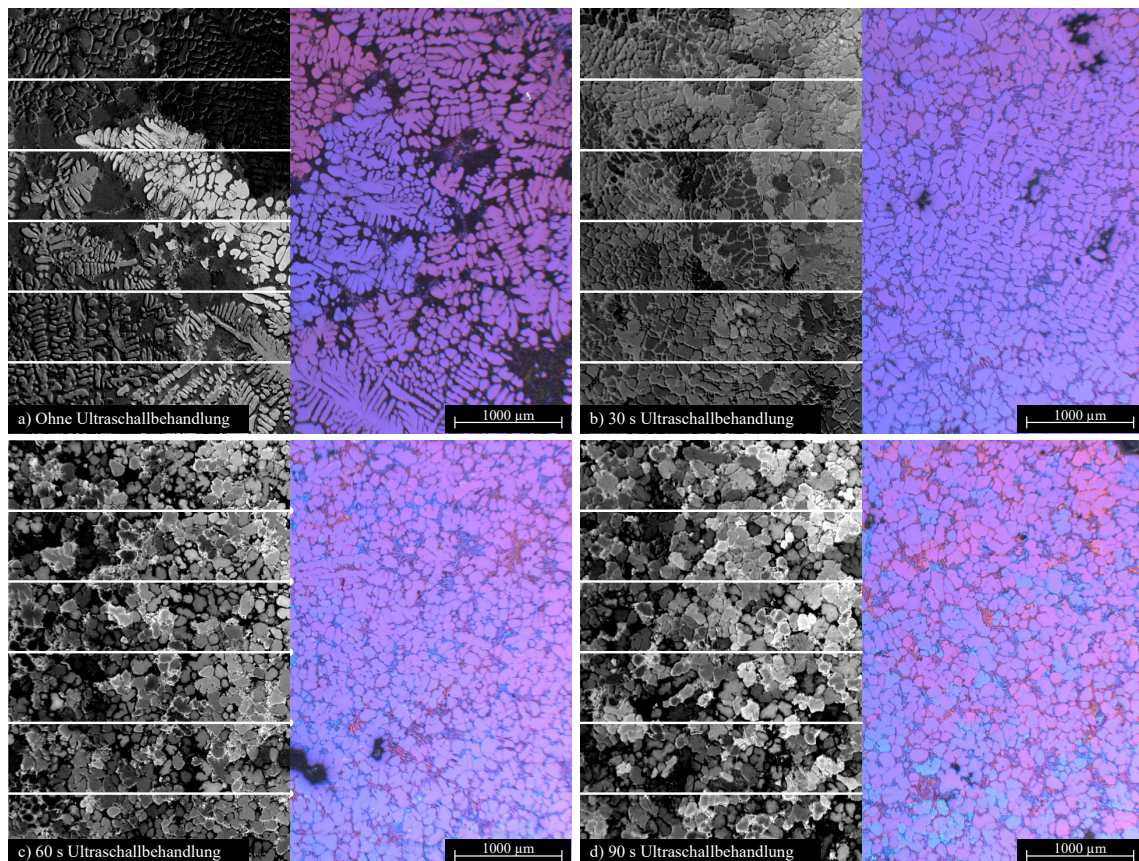


Abbildung 8.3: Gefügeanalyse für die a) unbehandelten Proben, b) mit 30 s UST, c) 60 s UST und d) 90 s UST.

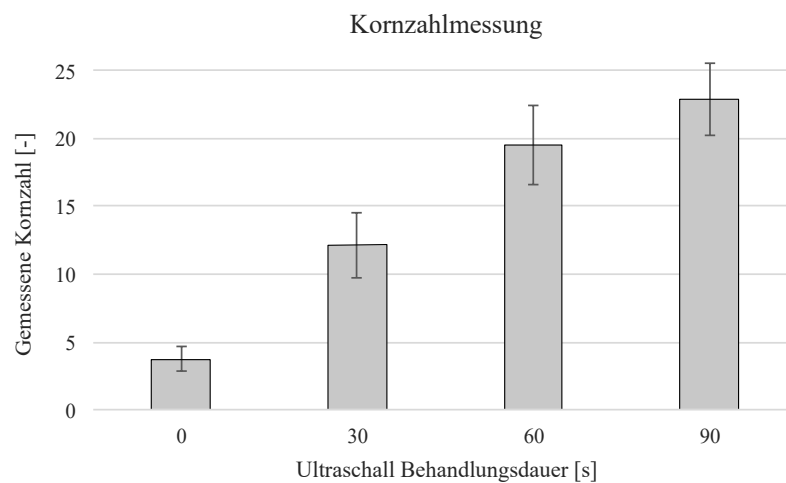
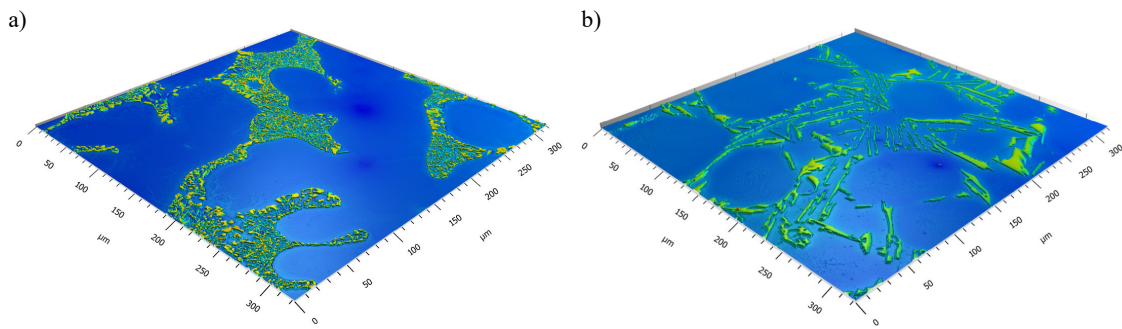
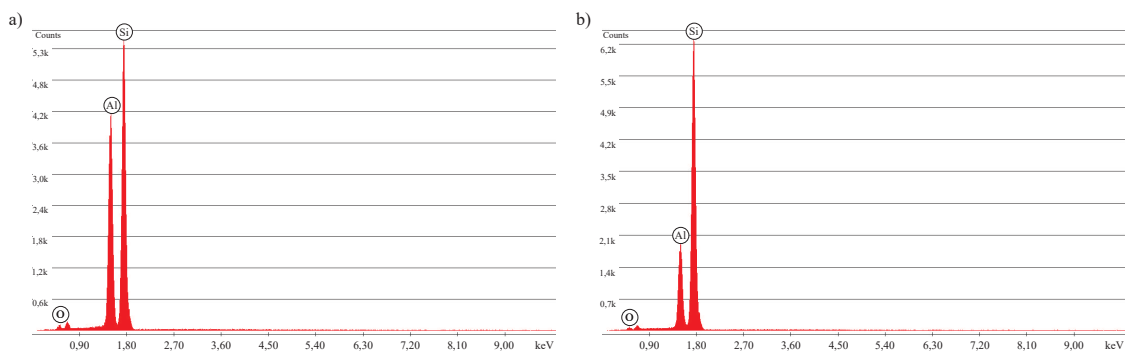


Abbildung 8.4: Kornzahl in Abhängigkeit der Ultraschall-Behandlungsdauer.



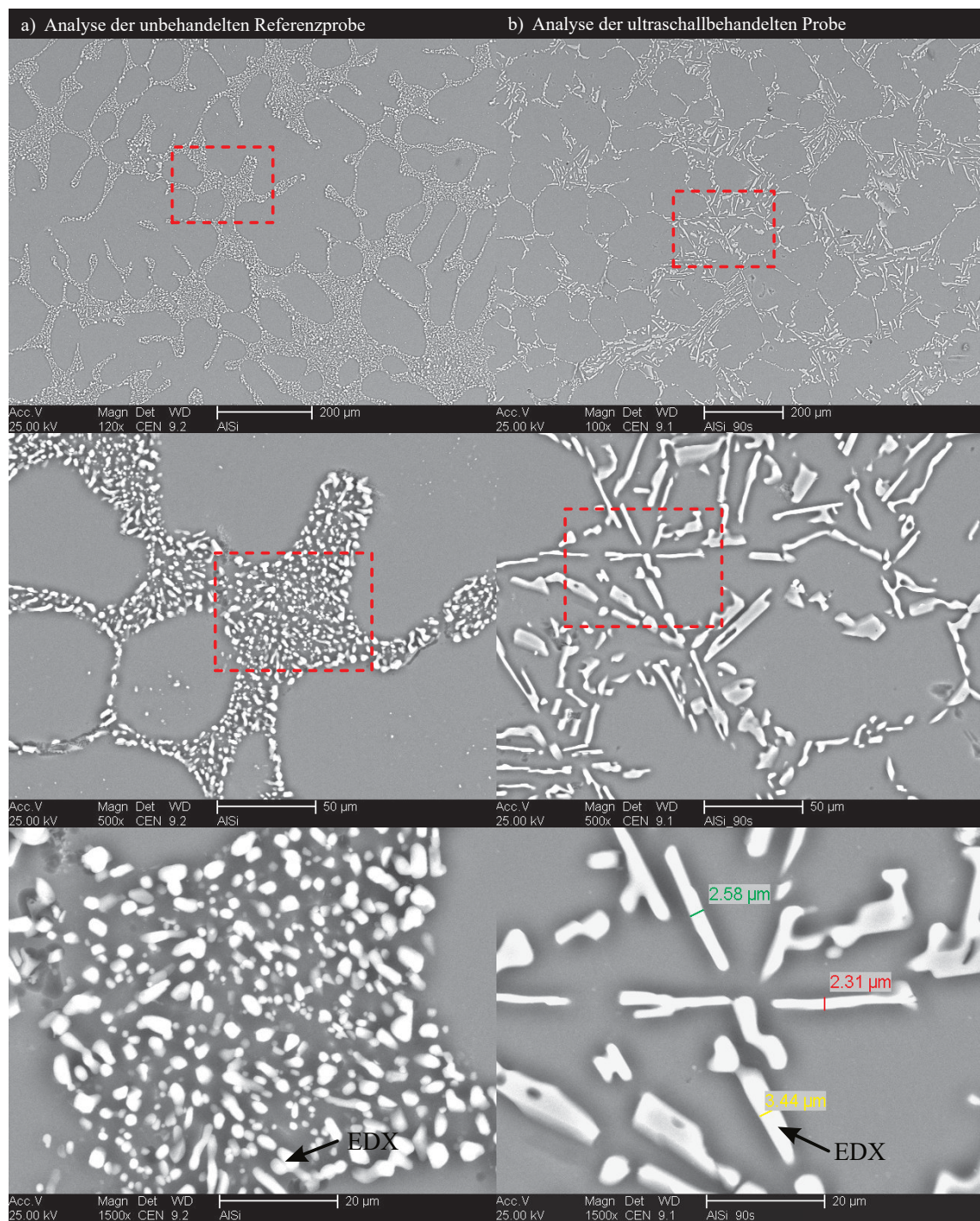
**Abbildung 8.5:** Konfokalmikroskopische Aufnahme des Gefüges ohne und mit Ultraschallbehandlung mit 2 % Überhöhung: a) Unbehandelte Probe, b) behandelte Probe.



**Abbildung 8.6:** EDX-Analyse der a) der unbehandelten und b) der mit Ultraschall behandelten Proben.

wurde versucht, weitere Einblicke in die Ursache der Entartung des eutektischen Siliziums zu erlangen. Wie insbesondere [Abbildung 8.7 b\)](#) entnommen werden kann, wurden sowohl Messungen hinsichtlich der geometrischen Ausdehnung der Lamellen vorgenommen, die aber kaum Aufschluss über deren Wachstumsverhalten liefern, als auch EDX-Messungen der Phasen selbst durchgeführt. Hintergrund der EDX-Analyse war die Untersuchung, ob in irgendeiner Weise Veränderungen hinsichtlich der Beschaffenheit oder Verfügbarkeit der zur Veredelung eingesetzten Strontiummengen festgestellt werden können. Die daraus hervorgegangenen EDX-Analysen, die in [Abbildung 8.6](#) dargestellt sind, haben diesbezüglich jedoch keinen Aufschluss geben können. Über die mögliche Ursache für das Auftreten dieses Effektes wird sich ausführlich in [Abschnitt 9.3](#) auseinandergesetzt.

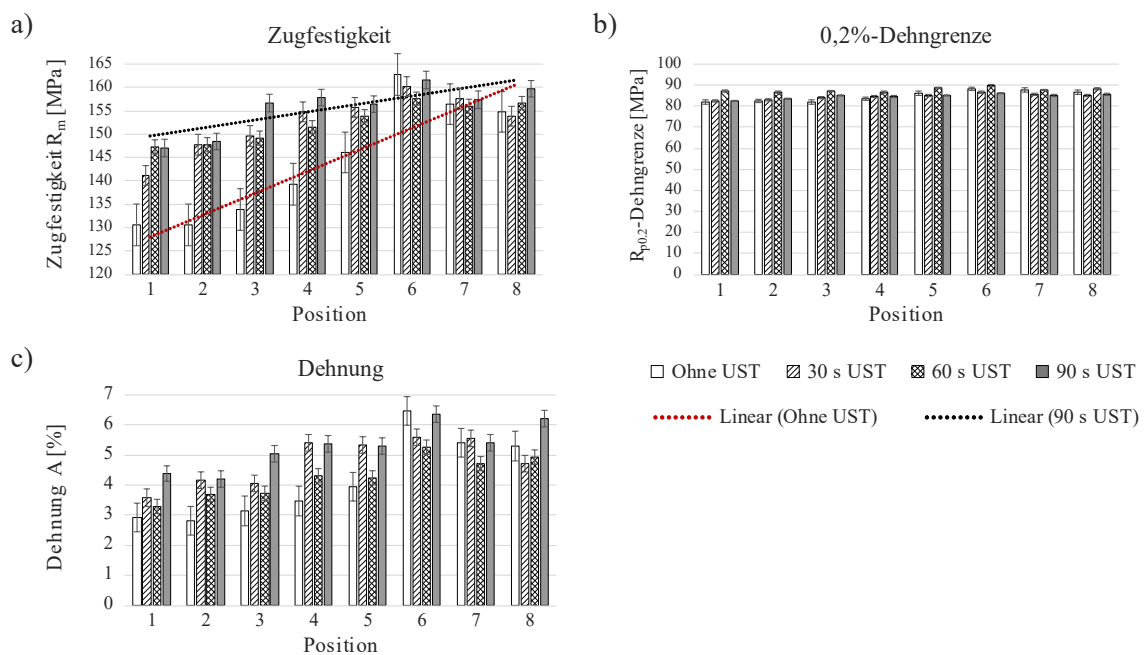




**Abbildung 8.7:** Rasterelektronenmikroskop-Analyse der a) unbehandelten und b) der mit Ultraschall behandelten Proben.

### 8.1.3 Mechanische Gussteileigenschaften

Im Hinblick auf die mittels Zugversuch ermittelten mechanischen Eigenschaften, deren Verläufe in [Abbildung 8.8](#) dargestellt sind, ist in Bezug auf die Zugfestigkeit ein deutlicher, auf die Behandlung zurückzuführender Anstieg zu verzeichnen. Insbesondere für die innenliegenden und speisernahen Gussteilektoren steigt mit zunehmender Behandlungsdauer auch die Zugfestigkeit, die für die Positionen 1 bis 4 je nach Behandlungsdauer zwischen 15 und 20 MPa angehoben werden konnte. Diese Entwicklung nimmt ausgehend von Probe 5 (Anstieg nach 90 s US nur noch 10 MPa) wieder ab und ist für die am Rand gelegenen Proben 6, 7 und 8 kaum noch zu verzeichnen. Eine Behandlungsdauer von 90 s führt in diesen Bereichen lediglich noch zu einem vergleichbaren Ergebnis wie die unbehandelten Proben.



**Abbildung 8.8:** Mechanischen Eigenschaften des großvolumigen Gussteils in Abhängigkeit der Dauer der Ultraschallbehandlung.

Die Beeinflussung der Dehngrenze fällt dazu vergleichsweise gering aus. Die größte Veränderung konnte mit einem Anstieg von 5 MPa für Probe 1 nach einer 60 s andauernden Behandlung festgestellt werden. Obwohl auch eine Behandlungsdauer von 30 oder 90 s für die Proben ein bis vier zu einem geringfügigen Anstieg führt, ist dieser praktisch zu vernachlässigen. Bei ganzheitlicher Betrachtung aller Proben führt die Ultraschallbehandlung weder zu einem Anstieg, noch zu einer Verschlechterung der Dehngrenze.

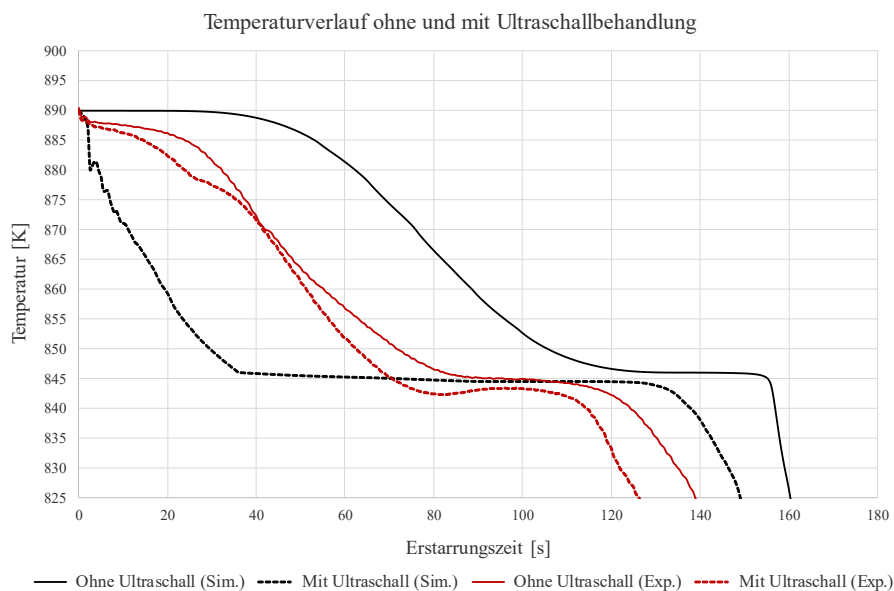
Bei der Ergebnisauswertung für die Dehnung sind die durch die Ultraschallbehandlung herbeigeführten Veränderungen offensichtlicher und weisen eine vergleichbare Entwicklung wie die Zugfestigkeit auf. Hierbei führte eine Behandlung von 90 s zu den besten Ergebnissen. Hervorzuheben ist, dass eine Behandlungsdauer von 30 s für die Proben 1 bis 5 zu ähnlich guten Ergebnissen führt und eine 60-sekündige Behandlung zunächst zu einer Verschlechterung der Dehnung, deren Werte jedoch, verglichen mit denen der unbehandelten Proben, immer noch höher sind. Hinsichtlich

der Proben 6 bis 8 verhält es sich wie bereits erwähnt ähnlich wie bei der Zugfestigkeit: Die unbehandelte Probe erreicht dort ganzheitlich betrachtet die besten Ergebnisse. Lediglich eine möglichst lange Behandlung reicht dabei an die Dehnungswerte der unbehandelten Proben heran oder kann diese noch überbieten.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass die Ultraschallbehandlung je nach Behandlungsdauer zu einem Anstieg der mechanischen Kennwerte geführt hat. Vor allem aber ist in Übereinstimmung mit der Auswertung der Härte eine Reduzierung der Differenzen zwischen den minimalen und maximalen Werten der unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften festzuhalten.

### 8.1.4 Erstarrungsverlauf

Abbildung 8.9 zeigt die von der Simulation berechneten und die während der experimentellen Untersuchungen gemessenen Temperaturverläufe ohne und mit 90 s Ultraschallbehandlung 4 cm unterhalb der Sonotrode, dargestellt in [Abbildung 7.6](#).



**Abbildung 8.9:** Berechnete und gemessene Temperaturverläufe ohne und mit 90 s Ultraschallbehandlung 4 cm unterhalb der Sonotrode.

Bei der Analyse der Kurvenverläufe fällt zunächst die Abweichung zwischen Simulationsergebnis und tatsächlicher Messung auf, wobei dennoch qualitative und quantitative Parallelen vorliegen, die Ausprägungen dieser Merkmale fallen beim Messergebnis jedoch deutlich niedriger aus. Ausgehend von der mittels ThermoCalc berechneten Liquidustemperatur führt die Ultraschallbehandlung im Rahmen der Simulation zu einem ausgeprägten regressiven Erstarrungsverlauf bis zu einer Temperatur von ungefähr 845 K (572 °C), der auf die ultraschallbedingte Durchmischung zurückgeführt werden kann. Danach weist die Abkühlkurve, wahrscheinlich aufgrund der steigenden Viskosität und der daraus resultierenden geringeren Strömungsgeschwindigkeiten der akustischen Strömung, die klassischen Charakteristika auf, nähert sich der Kurve der konventionellen Erstarrung an und führt gegenüber der konventionellen Erstarrung letztlich zu einer 11 s schnelleren Abkühlung. Mit

Blick auf die gemessenen Temperaturverläufe ist im Falle der Ultraschallbehandlung ebenfalls eine Abweichung vom typischen Verlauf ohne Ultraschallbehandlung erkennbar, bei der ebenfalls die Tendenz zu einem regressiven Kurvenverlauf interpretiert werden kann, für eine derartige klare Zuordnung jedoch zu schwach ausgeprägt ist. Die während der Ultraschallbehandlung erfasste Abkühlkurve folgt dem qualitativen Verlauf der konventionellen Erstarrung, weist jedoch eine stärkere Unterkühlung und ganzheitlich betrachtet einen schnelleren Temperaturabfall auf, der gegenüber dem unbehandelten Gussteil letztlich in einer 13 s rascheren Erstarrung resultiert und damit eine gewisse Übereinstimmung mit dem Simulationsergebnis aufweist.

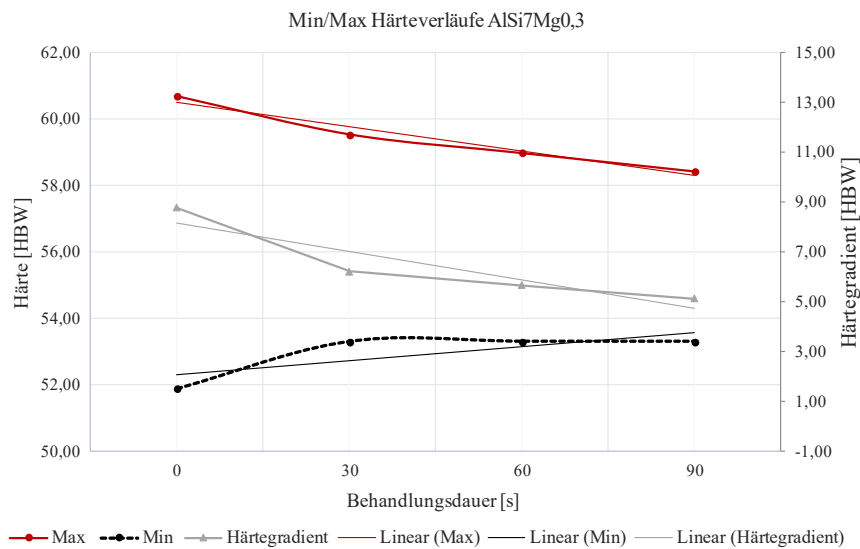
## 8.2 Ergebnisse: Dünnwandiges Gussteil (G2)

### 8.2.1 Härtemapping

Aufgrund der geringen Aussagekraft bei der Visualisierung der Messungen mittels MATLAB wird auf eine entsprechende Darstellung in Anlehnung an [Abbildung 8.1](#) verzichtet. [Tabelle 8.2](#) und [Abbildung 8.10](#) zeigen jedoch eine vergleichbare Entwicklung wie im Fall von Gussteil G1. Die Ultraschallbehandlung führt, je länger sie durchgeführt wird, zu einer sukzessiven Reduzierung des Härtegradienten. Auffallend ist an dieser Stelle, dass dies maßgeblich durch eine kontinuierliche, behandlungsdauerabhängige Senkung der maximalen Härtewerte erreicht wird. Ein Anstieg der minimalen Härtewerte findet lediglich als Sprung von „unbehandelt“ zu einer 30-sekündigen Behandlung statt; jede längere Behandlungsdauer führt also zu keiner weiteren Er-

**Tabelle 8.2:** Entwicklung der Härte von G2 (ausgehend von der unbehandelten Probe) in Abhängigkeit unterschiedlicher US-Behandlungsdauern. Aufgrund von Einzelpunktmessungen konnte hier leider keine Standardabweichung mit angegeben werden.

Behandlung	Min	Max	$\Delta$ HBW	Reduzierung
	[HBW]	[HBW]	[HBW]	$\Delta$ HBW [%]
a) Unbehandelt	51,89	60,67	8,78	0
b) 30 s	53,31	59,54	6,23	29
c) 60 s	53,31	58,98	5,67	35
d) 90 s	53,31	58,43	5,12	42



**Abbildung 8.10:** Graphenverlauf zur Entwicklung der Härte von G2 in Abhängigkeit unterschiedlicher US-Behandlungsdauern.



höhung der minimalen Härte. Während die Reduzierung der maximalen Härtewerte vermutlich auf die strömungsbedingte Verzögerung des Erstarrungsprozesses zurückzuführen ist, bleibt zu klären, was die Ursache für die unveränderlichen minimalen Härtewerte ab einer Behandlungszeit von 30 s ist.

## 8.2.2 Metallographie

Wie bei der Untersuchung des Probekörpers G1 ist auch hier eine kontinuierliche Veränderung des Gefüges zu verzeichnen, die umso stärker ausfällt, je länger die US-Behandlung anhält. Während der DAS bei den unbehandelten Proben im gekennzeichneten Messbereich einen durchschnittlichen Wert von  $44 \mu\text{m}$  aufweist (Abbildung 8.11 a1)), fällt eine statistisch abgesicherte Messung aufgrund der ultraschallbedingten Gefügemodifizierung schwer (Abbildung 8.11 b1), c1) und d1)). Ebenfalls identisch ist die feststellbare Entartung des Eutektikums, bei der insbesondere die eutektischen Siliziumsphasen nadelig auftreten (Abbildung 8.11 a2) bis d2)). Beim vorliegenden Gussteil konnte jedoch festgestellt werden, dass die Entartung umso stärker ausfällt, je näher sich der vermessene Bereich an der Ultraschallquelle, also der Sonotrode, befand. Wichtig ist vor allem die Tatsache, dass bei den Versuchsreihen der Behandlung von Gussteil G2 eine andere AlSi-Charge verwendet wurde, der Effekt der ultraschallbedingten eutektischen Entartung damit möglicherweise keine Ausnahme war und für den verwendeten Legierungstypen nicht untypisch sein könnte.

## 8.2.3 Statische Gussteileigenschaften

Die Ultraschallbehandlung führt im Fall des schmalwandigeren Gussstückes G2 nicht zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, vielmehr verschlechtern sich diese im Zuge der Behandlung geringfügig. Angefangen mit der Zugfestigkeit (Abbildung 8.12) ist festzustellen, dass sich mit einer Behandlung von lediglich 30 s die schlechteste Festigkeit einstellt. Mit zunehmender Behandlungsdauer nimmt die Festigkeit wieder zu, erreicht jedoch auch nicht nach 90 s Ultraschallbehandlung die gleichen Festigkeitswerte wie im Falle der unbeeinflussten Erstarrung. Darüber hinaus scheint die Festigkeit aller Proben (unbehandelt und behandelt) mit zunehmender Entfernung zur Sonotrode, also von Probe 1 hin zu Probe 3, anzusteigen.

## 8.2.4 Simulationsergebnisse

### 8.2.4.1 Akustische Strömung

Die Simulationsergebnisse zur Ultraschallbehandlung von Gussteil G2 können dabei helfen, Erkenntnisse über die teils geometrieabhängigen Wirkmechanismen zu gewinnen, die zu den gemessenen Gussteileigenschaften geführt haben. Bei der Messung der mechanischen Gussteileigenschaften wurde festgestellt, dass die Ultraschallbehandlung gegenüber der Referenzprobe zu einer minimalen Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere der Zugfestigkeit, geführt hat. Mit anhaltender Behandlungsdauer ist jedoch ein erneuter Anstieg der Zugfestigkeit zu verzeichnen. Die Simulationsergebnisse der konventionellen Erstarrung in [Abbildung 8.14](#) links zeigen, dass das Gussteil aufgrund seiner dünnwandigen Geometrie rasch exogen erstarrt und die Erstarrungsfront



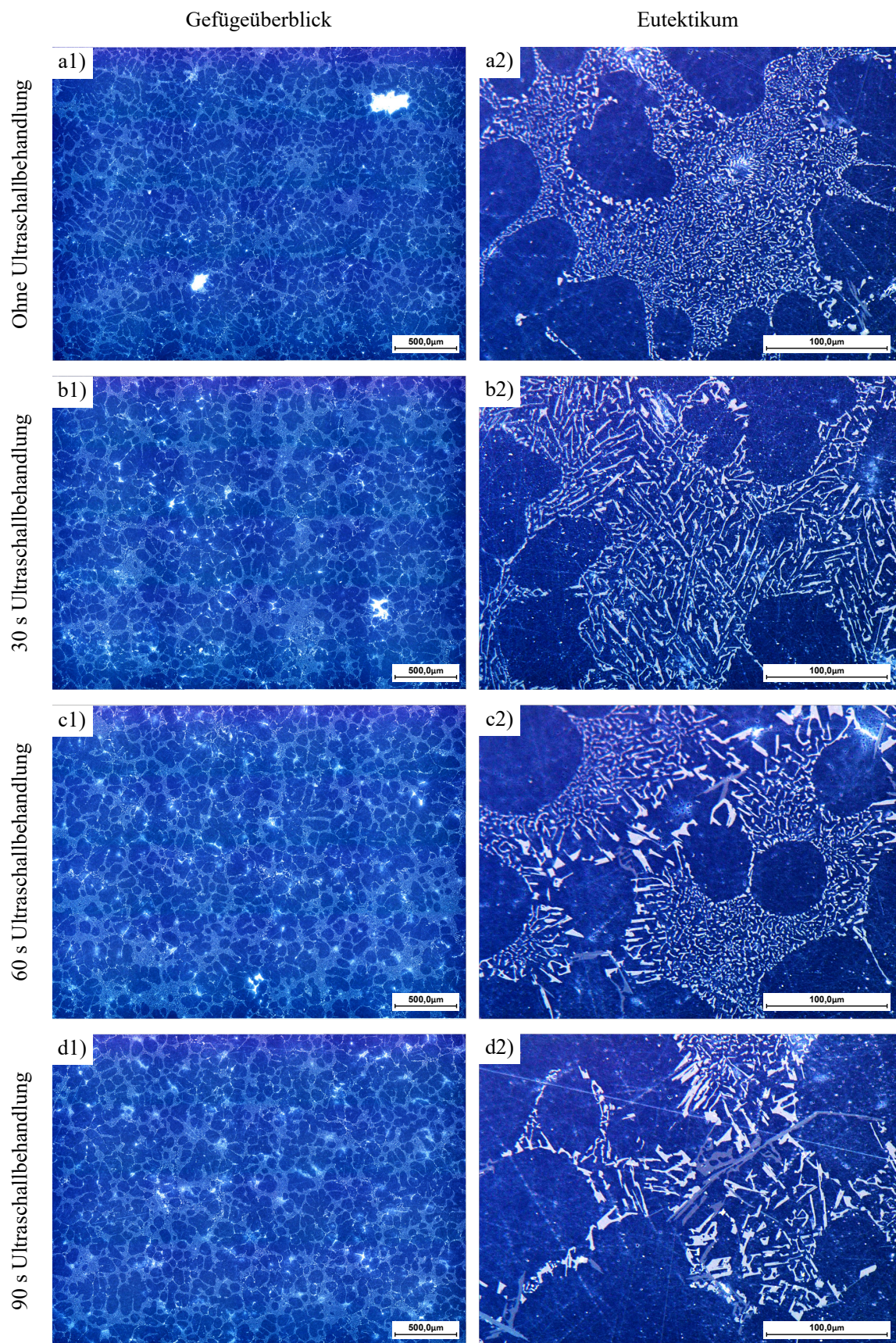
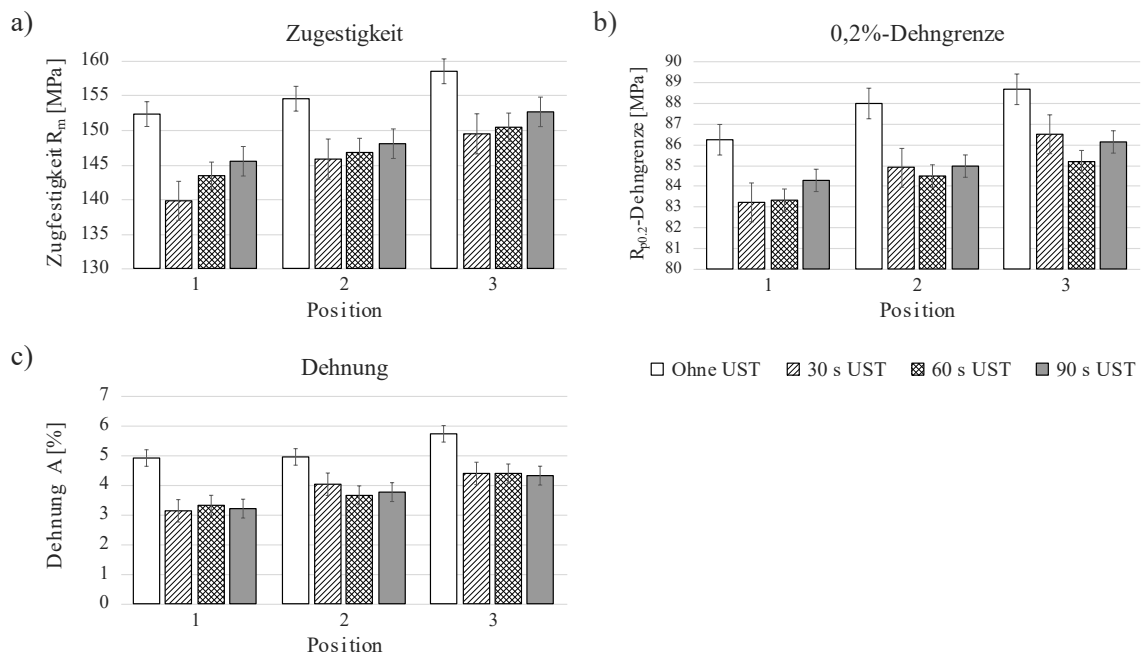


Abbildung 8.11: Gefügevergleich der unterschiedliche lange behandelten Gussteile G2.



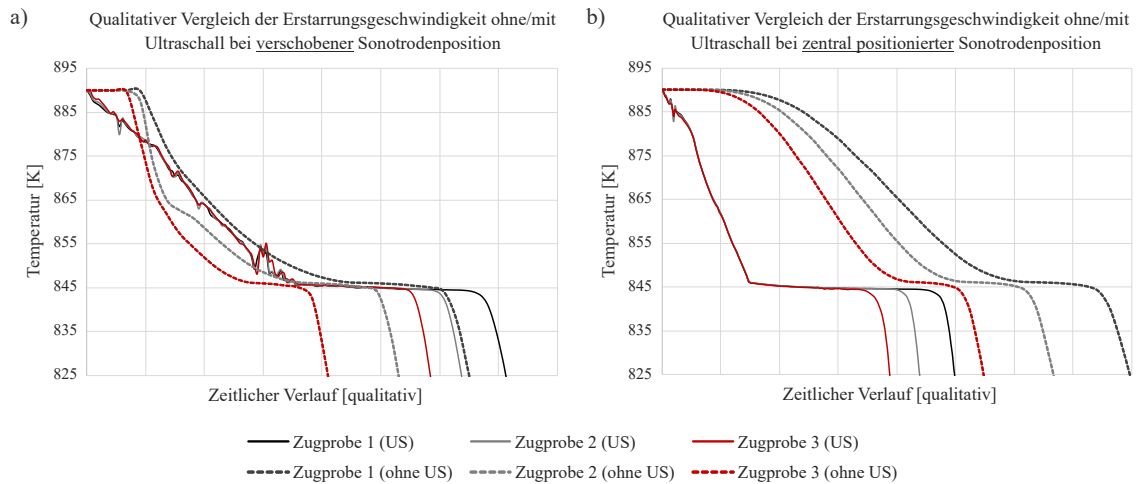


**Abbildung 8.12:** Mechanischen Eigenschaften des schmalwandigen Gussteils in Abhängigkeit der Dauer der Ultraschallbehandlung.

zum Speiserzentrum fortschreitet. Insbesondere von den dünnwandigen Ausläufern des Gussteils ist ein schneller Erstarrungsfortschritt zum Gussteilzentrum zu erwarten. Wird diesem Vorgang der ultraschallbeeinflusste Erstarrungsvorgang gegenübergestellt, dargestellt in [Abbildung 8.14](#) rechts, ist erkennbar, dass die gewählte Position der Sonotrode und somit auch der akustischen Strömung dem klassischen Erstarrungsvorgang massiv entgegenzuwirken scheint. Dies führt dazu, dass die entsprechenden Schmelzebereiche länger als gewöhnlich flüssig bleiben bzw. langsamer erstarren. Die auftretende konvektive Strömung verursacht scheinbar einen für dieses symmetrische Gussteil unausgewogenen Erstarrungsverlauf. Die damit verbundene zirkuläre Strömung verzögert auch das Fortschreiten der gegenüberliegenden Erstarrungsfront durch den ständigen Transport wärmerer Schmelze in die dort gelegenen Schmelzebereiche. Ab einer Temperatur von ca. 845 K (572 °C) führt die steigende Viskosität zu einer Reduzierung der Strömungsgeschwindigkeit, sodass nur noch die Erstarrungsfront unterhalb der Sonotrode beeinflusst wird. Die in [Abbildung 8.13 a](#)) dargestellte simulationsbasierte Auswertung der für die ausgewählten Zugprobenpositionen zugrundeliegenden Erstarrungsverläufe ohne und mit Ultraschall macht deutlich, dass die gewählte Sonotrodenposition eine Ausdehnung der Erstarrungszeit verursacht. Aufgrund des in [Gleichung 2.21](#) dargestellten Zusammenhangs zwischen der Erstarrungsgeschwindigkeit und dem DAS, der sich wiederum auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt, ist auf Basis der Simulationsergebnisse davon auszugehen, dass sich mit der gewählten Sonotrodenposition (geringfügig) schlechtere mechanische Gussteileigenschaften einstellen.

Die Simulationsergebnisse zur Erstarrung mit im Speiser zentral positionierter Sonotrode in [Abbildung 8.13](#) zeigen jedoch auch, dass bei geeigneter Lage der Ultraschallquelle mit einem positiven Einfluss der Ultraschallbehandlung auf das Gussteil zu rechnen ist. Die ausgewogene

Durchmischung des Schmelzevolumens führt in diesem Fall zu einer Homogenisierung der Temperaturverteilung, die letztlich in einer schnelleren Erstarrung des Gesamtgussteils und einem entsprechenden Gefüge resultiert, wie auch den Erstarrungsverläufen in [Abbildung 8.13 b\)](#) zu entnehmen ist.



**Abbildung 8.13:** Mittels Simulation berechneter Erstarrungsverlauf ohne und mit Ultraschall für die Sonotrodenpositionen, an denen am Realgussteil die Zugproben entnommen wurden: a) Sonotrode entlang Längsachse verschoben, b) Sonotrode zentral im Speiser positioniert.

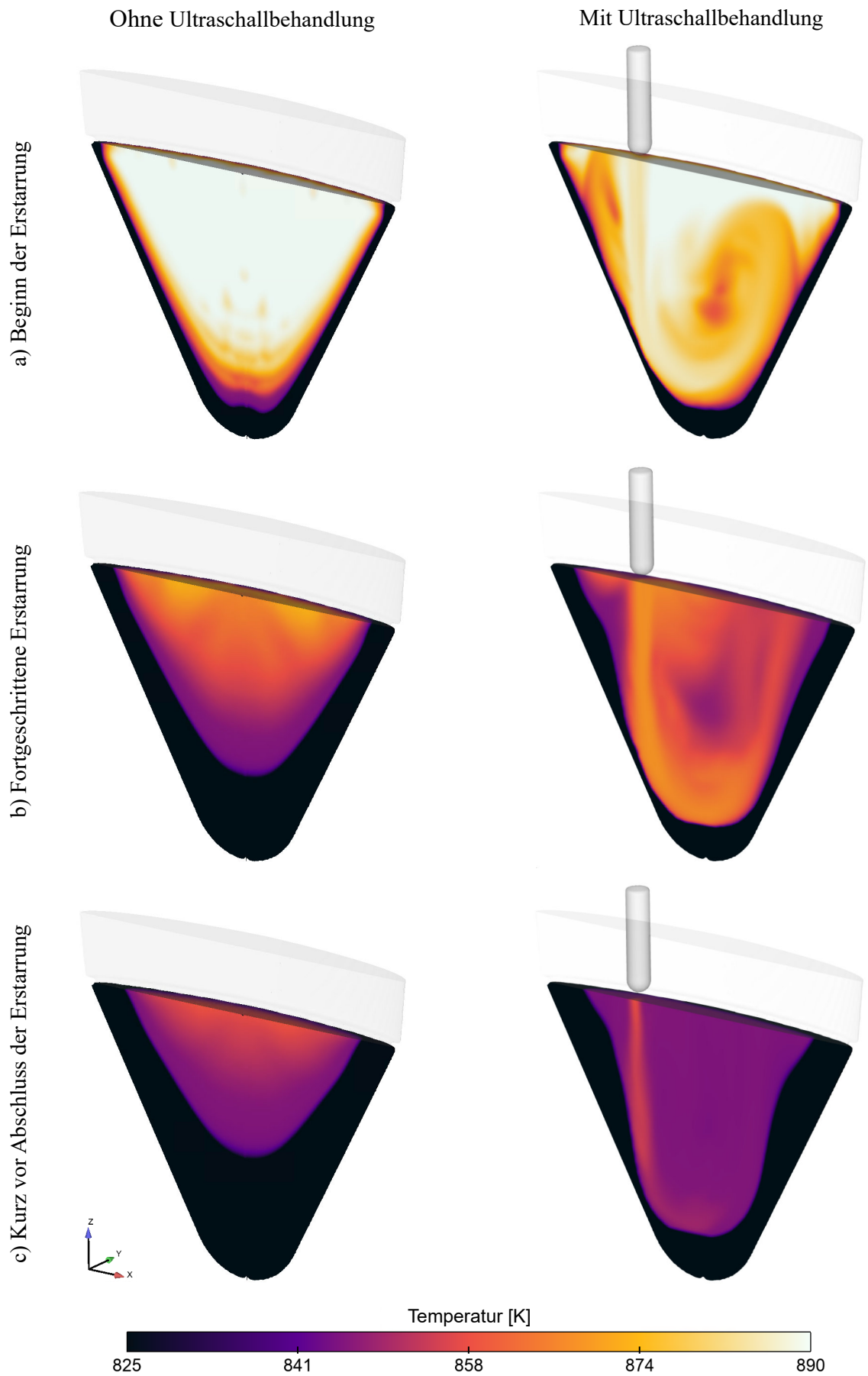


Abbildung 8.14: Einfluss der versetzten Sonotrodenposition auf den Erstarrungsprozess.

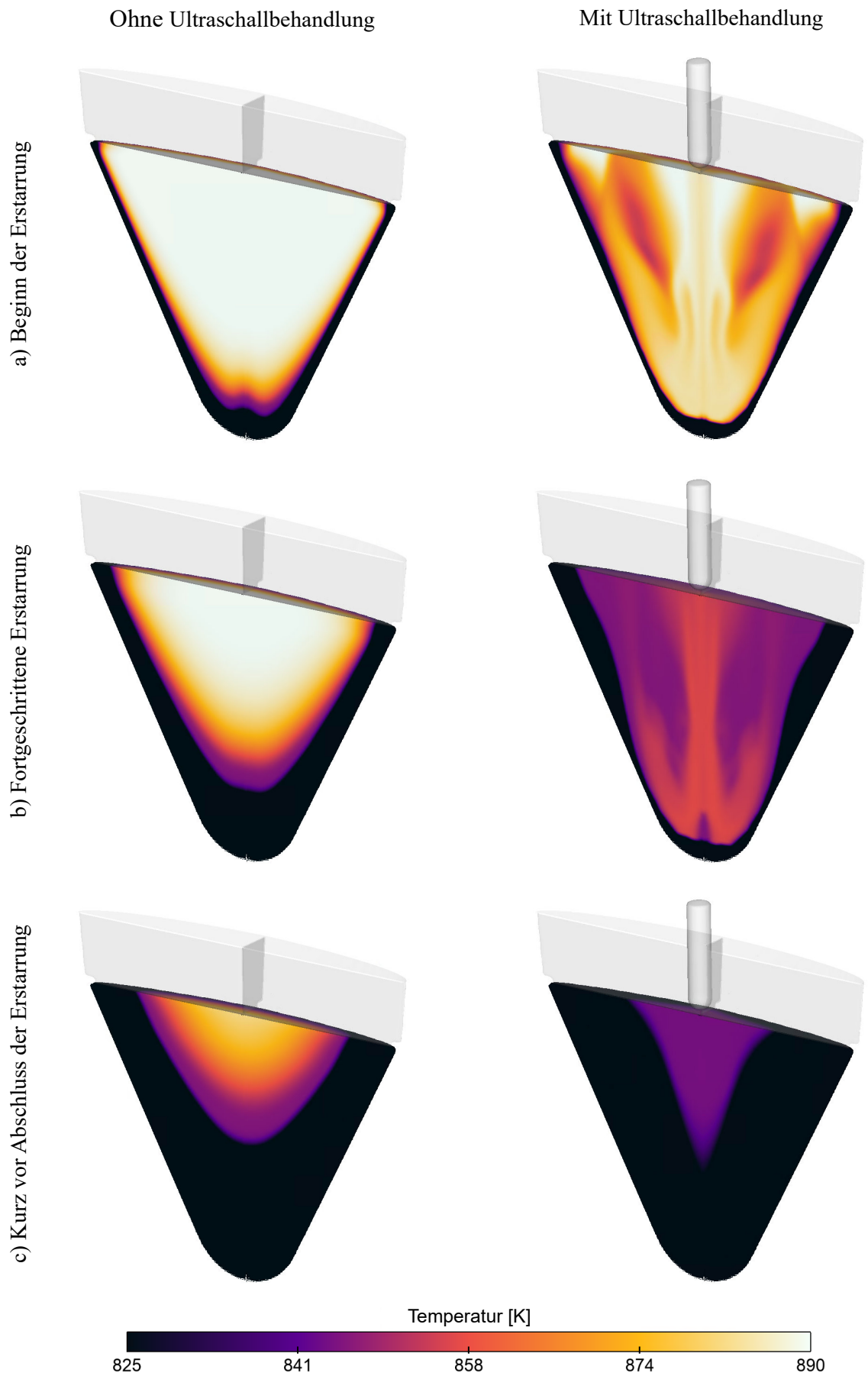
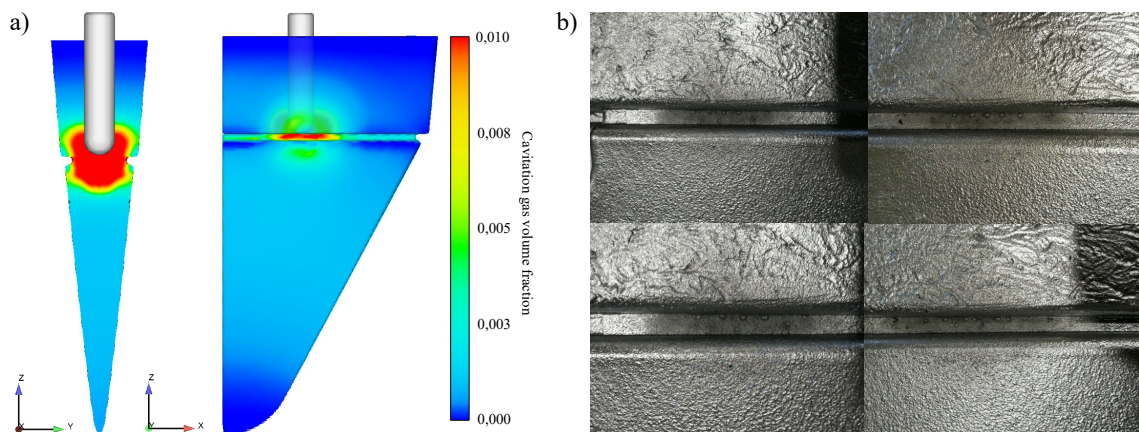


Abbildung 8.15: Einfluss der zentralen Sonotrodenposition auf den Erstarrungsprozess.

### 8.2.4.2 Kavitation

Die Auswertung der experimentellen Ergebnisse und der Abgleich dieser mit den Simulationsergebnissen stellt die Frage nach der Wirkung der Kavitation. Die Simulationsergebnisse in [Abbildung 8.16 a\)](#) zeigen die Entwicklung der Kavitationszone in der Anfangsphase der Behandlung. Mit der gewählten Sonotrodenposition und -Geometrie bildet sich die bereits bekannte radiale Kavitationszone um die Sonotroden spitze. Dabei erreicht die Kavitationszone eine Größe, sodass diese in Kontakt mit der Kokillenwand des Gussteilabschnitts in Berührung kommt, der Gussteil und Speiser miteinander verbindet. Bei der Untersuchung der realen Gussteile konnten in diesen Bereichen erstarrte Bläschen an der Gussteiloberfläche ermittelt werden. Aufnahmen davon sind in [Abbildung 8.16 b\)](#) dargestellt. Das Auftreten dieser Bläschen konnte lediglich bei den ultraschallbehandelten Gussteilen festgestellt werden.



**Abbildung 8.16:** Vergleich des Simulationsergebnisses mit dem Realbauteil G2 hinsichtlich der Kavitation: a) Simulationsergebnis, b) reales Gussteil.

## 8.3 Empirischer Bewertungsansatz

Nach Darlegung der Simulations- und Versuchsergebnisse stellt sich die Frage nach einer adäquaten Bewertung der Simulationsergebnisse in Bezug auf den Einfluss der Kavitationsintensität auf das daraus resultierende Gefüge. Die Auswertung der Kavitation in [Abbildung 6.18 b\)](#) zeigt Kavitation vor allem in den zentralen Gussteilregionen, in denen aufgrund exogener Erstarrungsmechanismen das größte Gefüge auftritt, wie [Abbildung 6.19 d\)](#) zu entnehmen ist. Im folgenden soll ein simpler empirischer Ansatz vorgestellt werden, wie eine Bewertung des Einflusses der Kavitation auf das finale Gefüge grundlegend erfolgen kann. Hierbei ist zunächst hervorzuheben, dass bei der Modellierung des Simulationsmodells bereits alle Kennwerte berücksichtigt werden, die für die Berechnung der Kavitation erforderlich sind (bspw. Fluid- und Kavitationsblasendichte, Kavitationsschwelle, Schallgeschwindigkeit, akustischer Druck, Amplitude, Frequenz). In Anlehnung an die in der BDG-Richtlinie P220 enthaltene [Gleichung 2.21](#), die einen legierungsspezifischen Zusammenhang zwischen der Erstarrungszeit und dem daraus hervorgehenden Gefüge aufstellt, soll



dies ebenfalls für die von der Simulation prognostizierten Kavitationsintensitäten und deren Einfluss auf den DAS erfolgen. [Gleichung 2.21](#) soll zu diesem Zweck nur noch Teil einer Gesamtgleichung sein, die die Kavitation mit berücksichtigt und wie folgt aussehen könnte:

$$\lambda_2 = \lambda_{2,t} - \lambda_{2,c} \quad (8.1)$$

mit  $\lambda_2$  als finaler DAS,  $\lambda_{2,t}$  als die bisher bekannte [Gleichung 2.21](#) und  $\lambda_{2,c}$  als

$$\lambda_{2,c} = k_c \cdot \text{cavitation gas volume fraction}_{sim} \quad (8.2)$$

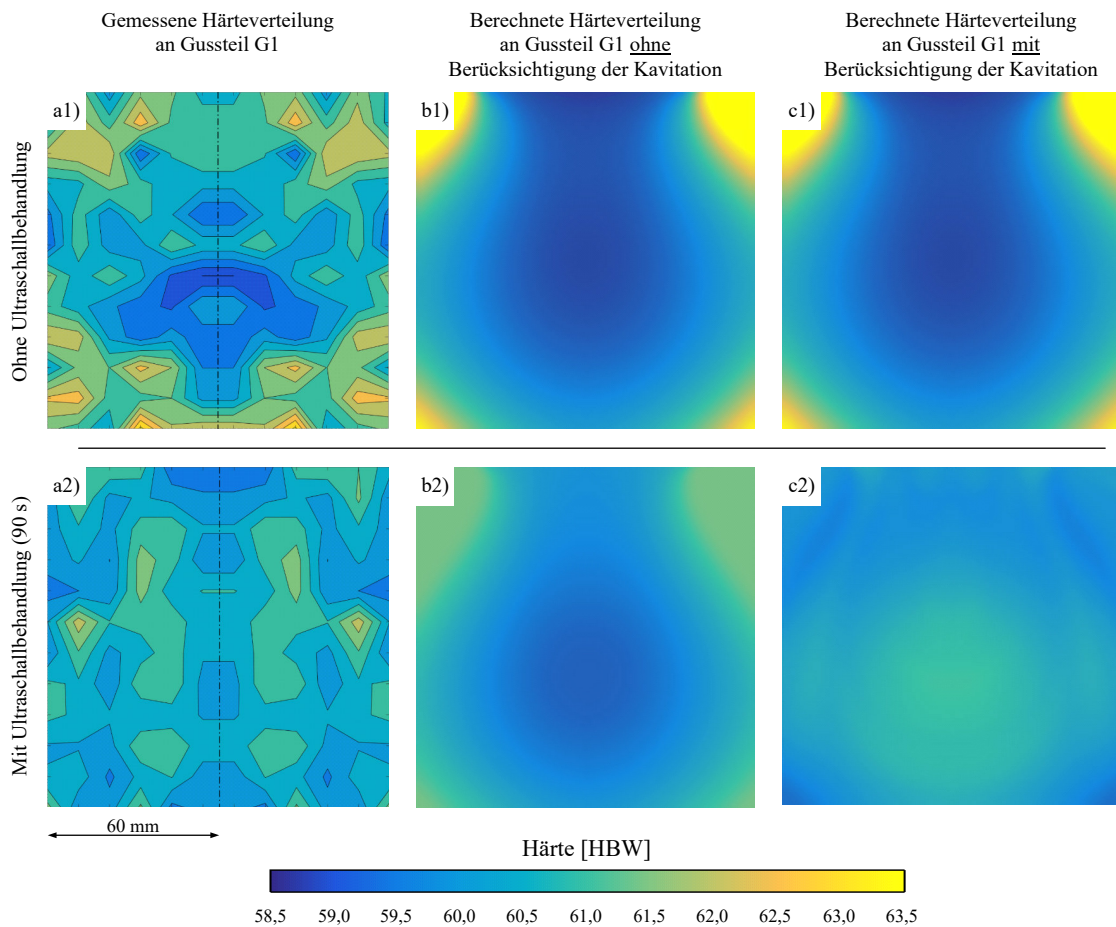
mit  $k_c$  als legierungsspezifischer Kavitationskoeffizient und somit Pendant zu  $k$  in [Gleichung 2.21](#). Aufgrund der kornfeinenden und -multiplizierenden Wirkung der akustischen Kavitation muss [Gleichung 8.2](#) von [Gleichung 2.21](#) subtrahiert werden. Um zu überprüfen, ob die hieraus hervorgehenden Ergebnisse mit denen realen Werten übereinstimmen und mit den Messergebnissen vergleichen zu können, werden die Ergebnisse der Härtemessungen von Gussteil G1 nach einer Behandlung von 90 s aus [Abbildung 8.1 d](#)) herangezogen. Zu diesem Zweck ist eine weitere Umrechnung erforderlich. In Anlehnung an [205] und mit einer Umrechnung von Vickers in Brinell-Härte gemäß

$$HBW \approx 0,95 \cdot HV \quad (8.3)$$

wurde folgende Gleichung aufgestellt:

$$HBW = 0,95[186 \cdot \lambda_2^{-0,271}] \quad (8.4)$$

Den aktuellen Fall betreffend wurde für den Parameter  $k_{cav}$  ein legierungsspezifischer Wert von 700  $\mu\text{m}$  bestimmt. Mit  $k = 11,0 \mu\text{m s}^{-1/3}$  wurden auf Basis der Simulationsergebnisse die Härteverteilungen ohne und mit Berücksichtigung der berechneten Kavitation kalkuliert und den Messergebnissen des Härtemappings an Gussteil G1 gegenübergestellt. Das Ergebnis kann [Abbildung 8.17](#) entnommen werden. [Abbildung 8.17 a1\)](#) und [a2\)](#) zeigen die bereits vorgestellten Messergebnisse des Härtemappings ohne und mit 90 s Ultraschallbehandlung. [Abbildung 8.17 b1\)](#) zeigt das Simulationsergebnis der konventionellen exogenen Erstarrung, wie sie auch in [Abbildung 8.17 a1\)](#) zu erkennen ist. [Abbildung 8.17 b2\)](#) hingegen zeigt auf Grundlage der Simulationsergebnisse bereits eine deutliche Homogenisierung der Härteverteilung, die bislang jedoch nur auf die akustische Strömung zurückzuführen ist, und die kavitationsbedingte Erhöhung der Härte im Gussteilzentrum außer acht lässt und daher dennoch ein geschwächtes Gussteilzentrum aufweist. Wird nun wie zuvor durch [Gleichung 8.4](#) beschrieben die Kavitation mit in die Auswertung der Simulationsergebnisse mit einbezogen, bleibt die berechnete Härteverteilung im Fall der konventionellen Erstarrung unverändert, weshalb [Abbildung 8.17 c1\)](#) [Abbildung 8.17 b1\)](#) entspricht. Für [Abbildung 8.17 c2\)](#) ergibt sich gegenüber [Abbildung 8.17 b1\)](#) jedoch ein völlig neues Bild, das sich dem Messergebnis in [Abbildung 8.17 a2\)](#) deutlich annähert und nun auch die kavitationsbedingte Erhöhung des Härte im Gussteilzentrum berücksichtigt. Die zu den Abbildungen zugehörigen Härtewerte liegen in [Tabelle 8.3](#) vor.



**Abbildung 8.17:** Abgleich der an Gussteil G1 gemessenen Härteverteilung mit den Simulationsergebnissen ohne und mit Berücksichtigung der Kavitation (90 s Ultraschallbehandlung): a1) Gemessene Härteverteilung an Gussteil G1 ohne Ultraschallbehandlung, a2) gemessene Härteverteilung an Gussteil G1 mit Ultraschallbehandlung, b1) Simulationsergebnis der Härteverteilung ohne Ultraschallbehandlung, b2) Simulationsergebnis der Härteverteilung mit Ultraschallbehandlung, aber ohne Berücksichtigung der Kavitation, c1) entspricht b1), c2) Simulationsergebnis der Härteverteilung mit Ultraschallbehandlung und mit Berücksichtigung der Kavitation.

**Tabelle 8.3:** Übersicht der Min/Max-Härten: gemessen und berechnet.

Dauer der Ultraschall- behandlung		Gemessene Gussteilhärte	Berechnete	Berechnete
			Gussteilhärte (ohne Kavitation)	Gussteilhärte (mit Kavitation)
[s]		[HBW]	[HBW]	[HBW]
0	Max	63,66	63,50	63,50
	Min	58,99	58,82	58,82
90	Max	62,30	61,44	62,57
	Min	59,54	59,25	60,96

## 9 Diskussion und Schlussfolgerungen

Die erstarrungsbegleitende Ultraschallbehandlung hat zu vielseitigen Modifizierungen der entsprechenden Gussteile geführt. Hinsichtlich des Verständnisses der mit der Ultraschallbehandlung verbundenen Mechanismen konnten die Simulationsergebnisse einen hohen Beitrag leisten. Im Folgenden soll gezielt auf die Simulations- und Untersuchungsergebnisse eingegangen werden.

### 9.1 Simulation

Angefangen mit dem isothermen Simulationsmodell zeigten die berechneten Strömungsgeschwindigkeiten sowie die Strömungsmuster eine hohe Übereinstimmung mit früheren Beschreibungen (z.B. [140]) und den in [188] durchgeführten PIV-Messungen mit vergleichbaren Systemen und Versuchsaufbauten. Das um den Erstarrungsprozess erweiterte Modell ermöglichte Einblicke in die Homogenisierungsmechanismen, die auch bei den Messungen der realen Gussteile festgestellt werden konnten. Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass während der Ultraschallbehandlung innerhalb des Gussteils eine strömungsbedingte Reduzierung der maximalen  $\Delta T$  erfolgt. Vor dem Hintergrund der fortschreitenden Erstarrung bewirken die akustischen Strömungen einen permanenten Schmelzetransport innerhalb des Gussteils, durch den konstant wärmere Schmelze vom Gussteilzentrum zu den Randbereichen transportiert wird. Die daraus resultierende permanente Durchmischung führt zu einer grundlegenden Homogenisierung der Schmelztemperaturen und des resultierenden Gefüges, wie auch anhand der Härtmessungen über die Gussteilquerschnitte der Proben gezeigt wurde. Aus den in [Abbildung 6.15](#) dargestellten Simulationsergebnissen ist dieser Effekt deutlich zu erkennen; diese zeigen eine gute Übereinstimmung zwischen der Simulation und den gemessenen Härtewerten. Zum einen verhindern die Strömungen eine frühzeitige Erstarrung an den Außenbereichen bzw. den Kokillenwänden, aus denen somit eine Reduzierung der maximalen Härtewerte resultiert. Zum anderen sorgt dieselbe Strömung dafür, dass die Bildung von Hotspots im Gussteilzentrum deutlich reduziert wird und führt so zur Erhöhung der Mindesthärte. Diese Effekte führen zu einer behandlungsdauerabhängigen Verringerung des  $\Delta HBW$ . Je früher die Behandlung abgebrochen wird, desto mehr Zeit bleibt für eine klassische exogene Erstarrung auf Grundlage des durch die Behandlung verursachten Temperaturregimes. Trotz der geringen Veränderungen die Härtewerte betreffend, so gibt das Härtemapping doch Aufschluss über die grundlegenden Auswirkungen der Ultraschallbehandlung.

Die Überprüfung der Kavitationsprognosen gestaltet sich nach wie vor als sehr schwierig und ist nur mit spezieller Ausrüstung zu bewerkstelligen. Rücksprachen mit der Fa. Hielscher als Entwickler der eingesetzten Ultraschallanlage haben jedoch gezeigt, dass die hervorgebrachten Kavitationsergebnisse qualitativ zutreffend sind.

Zur Validierung der Simulation der ultraschallbegleitenden Erstarrung können letztlich die Versuchsergebnisse der Gussteile G1 und G2 herangezogen werden. In beiden Fällen lassen sich die ermittelten Ergebnisse durch die Simulation schlüssig nachvollziehen. Besonders die durch die Behandlung von Gussteil G2 hervorgerufene Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften konnte mit Hilfe der Simulation auf die Versetzung der Sonotrode zurückgeführt und somit nachvollzogen werden. Darüber hinaus stimmt der für Gussteil G2 berechnete Kavitationsbereich mit den an realen Gussteilen festgestellten Oberflächenmerkmalen (Abbildung 8.16) überein. Als weitere zumindest qualitative Validierung kann der an Gussteil G1 (4 cm) unterhalb der Sonotrode gemessene Erstarrungsverlauf betrachtet werden. Obwohl sich die akustische Strömung in der Simulation stärker auf die Abkühlkurve zwischen Liquidus- und Solidustemperatur auswirkt, so zeigen die Messungen doch einen deutlichen Einfluss der Ultraschallbehandlung bzw. der akustischen Strömung auf die Erstarrungsgeschwindigkeit.

Die hohen Rechenzeiten bei der Simulation der Ultraschallbehandlung stellen weiterhin eine große Schwierigkeit dar. Im Zuge der Berechnungen des isothermen Simulationsmodells wurden realistisch wirkende Ergebnisse bei einer Zellgröße von  $1 \text{ mm}^3$  ( $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$ ) erzielt, bei gleichzeitiger Berücksichtigung der hinterlegten Sinuskurven durch eine entsprechende Festlegung der Rechenschritte. Als maßgebliche Einflussfaktoren auf die Berechnungszeiten werden die hohe Frequenz und die geringe Amplitude erachtet, die sehr geringe Rechenschritte und eine sehr feine Diskretisierung erfordern. Die notwendigen Berechnungszeiten für dieses Modell (5 s Behandlungsdauer) lagen zu Anfang des Projektes bei 30 Tagen; mit neuerer Rechentechnik konnte die erforderliche Simulationsdauer auf fünf Tage gesenkt werden. Entsprechend aufwändig gestalteten sich die Simulationen zur Berechnung von Behandlungsdauern von bis zu 90 s, bei gleichzeitiger Einbindung des Erstarrungsmodells. In beiden Fällen wurde zugunsten der Rechenzeit die Zellgröße auf  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$  erhöht, wodurch die Rechenzeiten massiv gesenkt werden konnten, allerdings auch (nur) vereinfachte Simulationsergebnisse gewonnen wurden. Aufgrund der symmetrischen Auslegung von Gussteil G1 konnten zudem zusätzlich Symmetrieeffekte genutzt werden, was bei Gussteil G2 so nicht möglich war. Die komplexe(re) Geometrie sowie das größere Volumen haben letztlich zu der Entscheidung geführt, die Erstarrungssimulationen für Gussteil G2 nur noch qualitativ durchzuführen, d.h. mit verkürzten Erstarrungszeiten. Auf diese Weise sollten qualitative Rückschlüsse auf die Behandlung möglich werden, deren quantitative Aussagekraft letztlich jedoch zugunsten vertretbarer Rechenzeiten vernachlässigt wurde. Dennoch betrug die Rechenzeit unter Verwendung neuerer Rechentechnik immerhin noch acht Tage; ein Zeitraum, der im Bereich der Forschung tragbar, in Anbetracht industrieller Rahmenbedingungen jedoch inakzeptabel ist. Es konnte dennoch gezeigt werden, dass mit dem Modell die Ultraschallbehandlung umfassend berechnet werden kann und die Rechendauer der Simulation letztlich (nur) noch potentere Rechentechnik erfordert. Darüber hinaus wirkt es sich vorteilhaft aus, dass es sich bei dem verwendeten CFD-Programm um eine bereits am Markt und auch in der Gießereibranche etablierte Software handelt, die bereits für die Berechnung gießtechnologischer Fragestellungen im Bereich der Forschung und Entwicklung eingesetzt wird. Dadurch kann das Modell von Verwendern des Programms problemlos nachgebildet und bspw. bei der Prozessoptimierung von

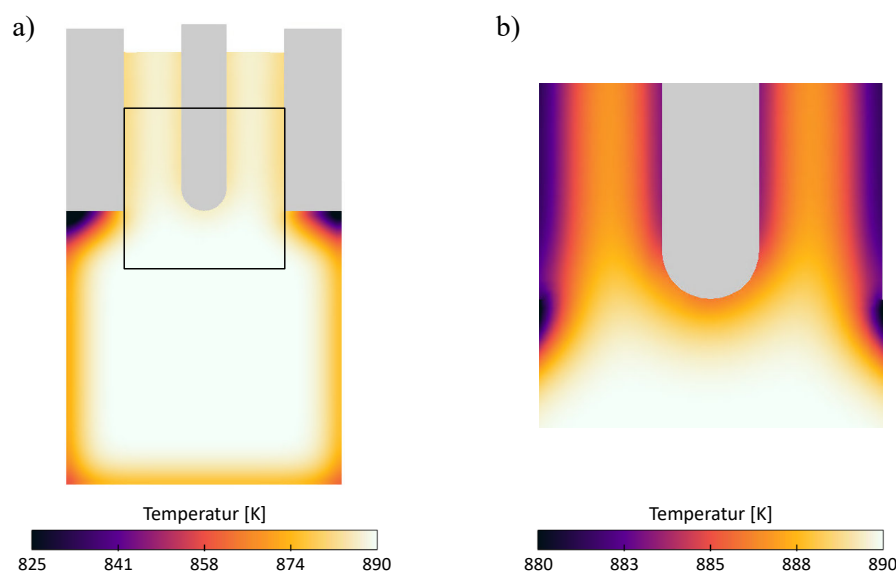
Ultraschallbehandlungen oder der Untersuchung unterschiedlicher Sonotrodengeometrien (Prozess- und Komponentendesign) herangezogen werden. Interessant gestalten sich zudem Simulationsuntersuchungen in kleineren Maßstäben und mit deutlich kleinerer Zellgröße, wie sie bspw. in [Anhang A](#) dargestellt sind, mit deren Hilfe grundlegende Untersuchungen möglich werden und in deren Zuge auch die Kavitationsaktivitäten (Entstehung, Wachstum, Kollaps der Blasen) genauer betrachtet werden können.

## 9.2 Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen

Die durchgeführten Untersuchungen haben gezeigt, dass die über den Speiser erfolgte erstarrungsbegleitende Ultraschallbehandlung zu einer Modifizierung des Gefüges mit begleitender Verbesserung der mechanischen Eigenschaften führen kann, was sich maßgeblich in einer Zunahme der Zugfestigkeit und Dehnung ausdrückt. Gleichzeitig haben die Untersuchungen gezeigt, dass die geometrischen und erstarrungsspezifischen Gegebenheiten des jeweiligen Gussteils einen hohen Einfluss auf das Behandlungsergebnis haben. Im Fall von Gussteil G1 wurden die gesetzten Zielstellungen umfassend erfüllt. Die Behandlung hat eine endogene-exogene Erstarrung hervorgerufen, die in einer Modifizierung des sonst dendritischen zu einem globulitischen Gefüge resultierte, deren Ausmaß von der Dauer der Ultraschallbehandlung abhängt und von einer entsprechenden Erhöhung der Kornzahl begleitet wurde. Eine 30-sekündige Behandlung bringt zwar ein verfeinertes, dennoch dendritische Gefüge hervor, dessen Entstehung vor dem Hintergrund der im Anschluss an die Ultraschallbehandlung noch übrigen langen Erstarrungszeit nachvollziehbar ist. In diesem Fall steht auch trotz der höheren Kornzahl mehr Zeit für deren Wachstum und deren dendritische Entwicklung zur Verfügung. Wird die Behandlungszeit auf 60 s angehoben und sinkt dadurch die anschließende behandlungsfreie Erstarrungszeit, steigt, wie [Abbildung 8.3 c\)](#) zu entnehmen ist, zum einen die Kornzahl an, zum anderen verbleibt weniger Zeit für deren Wachstum. Dieser Effekt wird scheinbar davon begleitet, dass im Zuge der Erstarrung bei einer höheren Keimzahl letztlich auch weniger Platz in der Nachbarschaft der Keime vorhanden und somit der freie Raum als Wachstumskapazität deutlich eingeschränkt ist. Dieser Zusammenhang findet seinen Höhepunkt bei einer Behandlungsdauer von 90 s, dessen Ergebnis in [Abbildung 8.3 d\)](#) abgebildet ist. Beim Herausfahren der Sonotrode konnte häufig beobachtet werden, dass sich die Schmelze bereits in einem zähflüssigen Zustand befand, der mit Blick auf das Phasendiagramm auch als „mushy zone“ bezeichnet wird. Im Falle einer bis zu diesem Zustand andauernden Behandlung und unter Einbeziehung der Dendritenzerschlagung ([Abschnitt 4.5](#)) verbleibt für die entstandenen/vorliegenden Körner kaum noch Zeit für ein ungestörtes, entfaltendes, dendritisches Wachstum. Dendriten werden bis weit in den Erstarrungsprozess hinein zerschlagen und so bis zum Ende der Erstarrung die Kornzahl erhöht. Begleitet von einem massiven Anstieg der Kornzahl, weist die Probe ein globulitisches Gefüge ohne erkennbare dendritische Strukturen auf. Ergänzt wird das Ganze möglicherweise noch durch Sonokristallisationseffekte zwischen Liquidus- und Keimbildungstemperatur. Ausgehend von den Ergebnissen der Simulation, die bisweilen Druckspitzen i.H.v. bis zu 8 MPa bei der Schallausbreitung prognostiziert, was gemäß [Abschnitt 2.1.1](#) einen Temperaturunterschied von ca. 8

K entspräche, wäre die Sonokristallisation in den entsprechenden Temperaturgrenzen auch bei deutlich geringen Druckspitzen durchaus denkbar.

Ein weiterer, in diesem Zusammenhang insbesondere zu Beginn der Erstarrung auftretender Effekt könnte eine von der Sonotrode ausgehende Kühlwirkung sein, die in anderen Untersuchungen ebenfalls mit in Betracht gezogen wurde [143]. Ein entsprechender Auszug aus den in [Abschnitt 6.3.1.1](#) aufgeführten Ergebnissen, hier nochmals genauer dargestellt in [Abbildung 9.1](#), bekräftigt diesen Ansatz. Dabei kann angenommen werden, dass sich während der Erstarrung an der vergleichsweise kühlen Sonotrode stabile Keime bilden, die sich durch die Oszillation der Sonotrode von dieser lösen, von der akustischen Strömung in der abkühlenden Schmelze verteilt werden und dort die Entstehung eines feinkörnigeren Gefüges begünstigen.

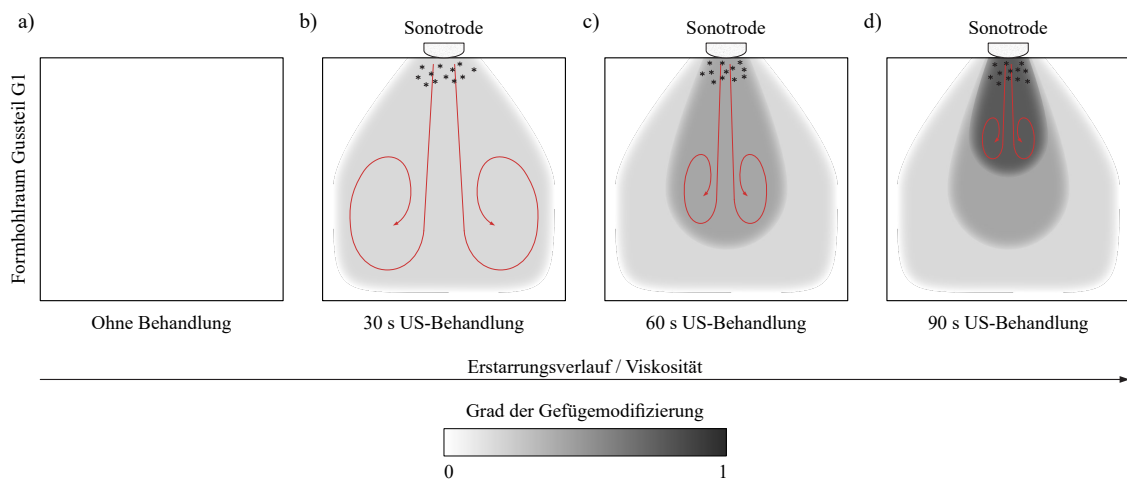


**Abbildung 9.1:** Darstellung der mittels Simulation berechneten Kühlwirkung der Sonotrode: a) Gesamter Querschnitt im Temperaturbereich zwischen Liquidus- und Solidustemperatur, b) Auszug aus a) mit engeren Temperaturbereich zwischen 880 und 890 K zur besseren Darstellung der von der Sonotrode ausgehenden Kühlwirkung.

Die mit zunehmender Behandlungsdauer steigende Ausprägung der Modifizierung ist unter Berücksichtigung der zuvor geschilderten Abläufe wahrscheinlich auf folgenden Mechanismus zurückzuführen: Bei einer Behandlungszeit von 30 s ([Abbildung 9.2 b](#)) werden entstehende Fragmente und Keime aufgrund der geringen Viskosität zwar über das nahezu gesamte Schmelzvolumen verteilt, durch das frühe Ende der Behandlung hat sich jedoch lediglich eine umfassende Basismodifizierung eingestellt. Bei längeren Behandlungsdauern und damit einhergehend fortschreitender Erstarrung sowie steigender Viskosität ([Abbildung 9.2 c](#)) und d)) nimmt das Volumen der noch flüssigen Bereiche jedoch ab. Diese Bereiche sind den kornfeinenden und -verteilenden Mechanismen am längsten und stärksten ausgesetzt, sodass die zentral zum Speiser hin gelegenen Bereiche die stärkste Behandlung erfahren und somit auch eine sukzessiv steigende, deutlich ausgeprägtere Modifizierung des Gefüges aufweisen.

Die beschriebenen Gefügemodifizierungen führen wiederum zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, die sich besonders in einem Zuwachs der Zugfestigkeit und Dehnung ausdrückte, die 0,2%-Dehngrenze aber weitestgehend unberührt ließ. Diese massive Beeinflussung des Gussteils





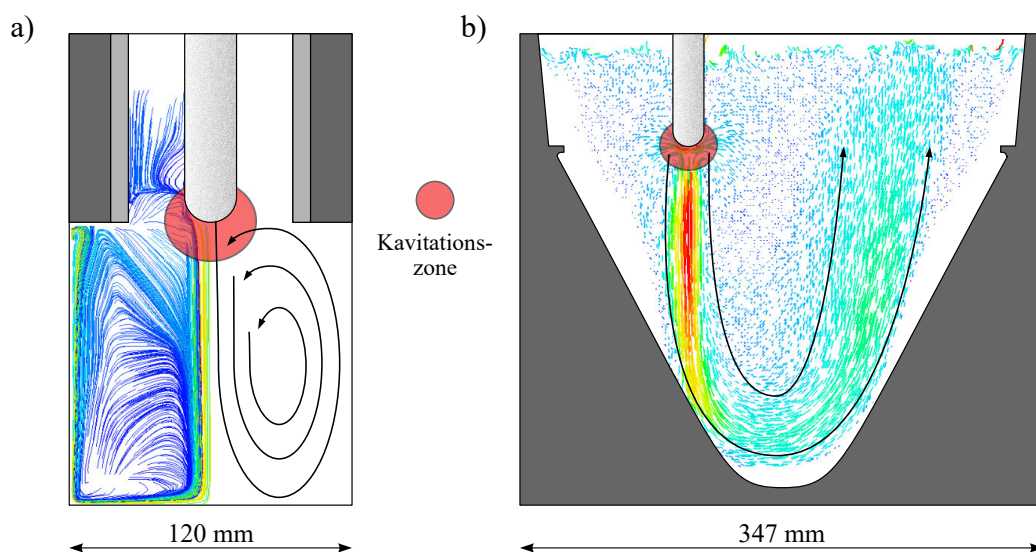
**Abbildung 9.2:** Schematische Darstellung der mit anhaltender US-Behandlung zunehmenden Gefügemodifizierung.

wurde besonders bei der Analyse der speisernen Bereiche deutlich, deren Optimierung eines der übergeordneten Ziele der durchgeführten Untersuchungen darstellte. Die angestrebte Verbesserung ging soweit, dass für Gussteil G1 die Härte, Zugfestigkeit und Dehnung betreffend eine Reduzierung der  $\Delta$ 's der entsprechenden Min- und Max-Werte, also eine Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften über den gesamten Gussteilquerschnitt ermittelt wurde. Die gemessene Erhöhung der Zugfestigkeit und Dehnung deutet darauf hin, dass neben der strömungsbedingten Homogenisierung auch eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch die kavitationsbedingte Modifizierung des Gefüges eingetreten ist, die zu dem besagten globulitischen Gefüge geführt hat. Insbesondere die zentralen und zuletzt erstarrenden Gussteilbereiche (Probenpositionen 1 bis 5), in denen die Gefügeveränderungen festgestellt wurden, zeigen einen massiven Anstieg der Zugfestigkeit und Dehnung. Dabei ist die Verbesserung der Positionen 3 bis 5 gegenüber den Positionen 1 und 2, insbesondere für 90 s UST, auf die, vermutlich ultraschallbedingte, früher eingetretene Erstarrung in diesen Bereichen zurückzuführen. Zur Vermeidung eines potentiellen „Festfrierens“ der Sonotrode, muss diese rechtzeitig aus dem Gussteil entfernt werden. Infolgedessen erstarren die bis dahin noch nicht verfestigten Bereiche (Position 1 und 2) ohne erstarrungsbegleitende Ultraschallbehandlung, wodurch den vorliegenden Dendriten und ihren Fragmenten Zeit für ihr weiteres Wachstum (ohne Zerschlagung) bleibt, was in einer eingeschränkten Verbesserung dieser Sektoren resultiert. In den Randbereichen (Positionen 6 bis 8) war der Anstieg der Zugfestigkeit kaum messbar. Der Grund dafür liegt in der exogenen Erstarrung der unbehandelten Proben, durch welche die Grenzbereiche rasch zuerst erstarren und somit ohnehin ein feines Gefüge mit guten Festigkeitseigenschaften entsteht. Im Fall der behandelten Proben werden diese Bereiche infolge der akustischen Strömung an dieser schnellen Erstarrung gehindert (Abbildung 6.15 b)). Dies hat sich vor allem bei der Untersuchung von Gussteil G2 geäußert.

Die im Rahmen der Untersuchungen ermittelten Ergebnisse für Gussteil G2 zeigen, dass das angesetzte Behandlungsziel durch falsch gewählte Parameter verfehlt werden kann. Die, wie sich im Nachgang herausstellte, ungeeignete Position der Sonotrode, hat zu einer geringfügigen Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften geführt. Die Ursache dafür konnte anhand



des Simulationsmodells ermittelt werden. Der durch die gewählte Sonotrodenposition bestimmte Strömungsverlauf der akustischen Strömung hat der aufgrund der geringen Wandstärke schnell fortschreitenden Erstarrung(sfront) unterhalb der Sonotrode massiv entgegengewirkt, sodass diese untersuchten Bereiche später als gewöhnlich erstarrt sind. Dieser Effekt konnte auch durch die Kavitation nicht ausgeglichen werden. Im Gegensatz zu Gussteil G1 haben sich innerhalb eines begrenzten Formhohlraum-Volumens keine zirkularen Strömungen eingestellt, die eine stetige Behandlung der Schmelze begünstigen. Die Geometrie von Gussteil G2 hat dazu geführt, dass die akustische Strömung zwar mit einer Durchmischung des Schmelzevolumens beginnt, die Strömung aufgrund der größeren Abmessungen des Gussteils jedoch auf der gegenüberliegenden Gussteilseite ausläuft (Abbildung 9.3 b)). In diesem Zusammenhang ist es wahrscheinlich, dass die durch die Kavitationszone erzeugten Dendritenfragmente strömungsbedingt in der gesamten Schmelze (vorwiegend auf der gegenüberliegenden Gussteilhälfte) verteilt wurden und die messbare Gefügemodifizierung infolgedessen weniger stark ausgeprägt war. Diese Annahme wird durch die in [Abbildung 9.3](#) dargestellte Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse gestützt. Die Untersuchung des gewählten Bereiches von Gussteil G2 zielte auf die Auswertung der speiser- und sonotrodennahen Bereiche und war für eine gesamtheitliche Bewertung des Gussteils zu gering. Auf Grundlage der Simulationsergebnisse, die erst später vorlagen, scheint eine umfassende Untersuchung des Gussteils sinnvoll und notwendig. Aus den aufgeführten Gründen ist festzuhalten, dass die Optimierung der ausgewählten speisernahen Bereiche des Gussteils G2 nicht erfolgreich war, die Gründe dafür jedoch bekannt sind und eine zentrale Positionierung der Sonotrode aller Wahrscheinlichkeit nach zu einer Verbesserung der dortigen Bereiche führen kann. Die Ergebnisse hinsichtlich der unterschiedlichen Sonotrodenpositionen, aber auch der verschiedenen Gussteilgeometrien, machen deutlich, dass bei der Auslegung von Prozessen zur erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung wesentliche Faktoren zu berücksichtigen sind, wobei die Simulation ein überaus wichtiges und nützliches Werkzeug darstellt.



**Abbildung 9.3:** Simuliertes Strömungsverhalten (qualitativ) für die Gussteile a) G1 und b) G2.

### 9.3 Eutektikum

Neben den bereits erwähnten Gefügemodifizierungen konnte eine Entartung des Eutektikums ermittelt werden, die im Fall von Gussteil G1 das gesamte Volumen zu erfassen und bei Gussteil G2 eine Abhängigkeit vom Abstand zur Sonotrode aufzuweisen scheint. Dieser Effekt ist in Zusammenhang mit der Ultraschallbehandlung in der Literatur weitestgehend unbekannt; vielmehr wird häufig von einer ultraschallbedingten Dispersion der eutektischen Si-Phasen berichtet. Ein strömungsbedingter Einfluss kann als Grund für die Entartung selbst ausgeschlossen werden, sodass letztlich nur die Kavitation(szone) als Ursache in Frage kommt. Die mit der Kavitation, vor allem mit dem Kollaps der Blasen, einhergehenden lokalen extremen Druck- und Temperaturspitzen könnten durchaus Einfluss auf bestimmte Legierungselemente und ihre Verbindung untereinander genommen haben. Die Simulationsergebnisse legen nahe, dass sich im Fall von Gussteil G1 aufgrund der kompakten Gussteilgeometrie zirkuläre akustische Strömungen etabliert haben, durch welche die Schmelze häufiger und umfassender der Kavitationszone und ihrer Wirkung ausgesetzt war, insbesondere bei der 90 Sekunden andauernden Behandlung ([Abbildung 9.3 a](#)). Bei Gussteil G2 hingegen hat sich zwar ebenfalls ein akustischer Strom eingestellt, der jedoch nicht mehr zur Kavitationszone zurückführte und aufgrund der Gussteilhöhe und -Breite auf der gegenüberliegenden Gussteilseite deutlich an Geschwindigkeit verloren hat ([Abbildung 9.3 b](#)).

Für die Veredlung des Eutektikums wurde der Legierung wie branchenüblich Strontium hinzulegiert, das seine Wirkung bei den Referenzproben auch entfalten konnte, im Fall der ultraschallbehandelten Proben hingegen nicht. Die Strontiumgehalte konnten im Rahmen der Untersuchungen und unter Einsatz von REM/EDX wegen der sehr geringen Mengen weder bei der unbehandelten noch bei den behandelten Proben nachgewiesen werden. Auf Grundlage der dargelegten Erkenntnisse aus [Abschnitt 3.2.1.2](#) besteht daher Grund zur Annahme, dass das in der Schmelze enthaltene Sr kavitationsbedingt daran gehindert wurde, die Verbindung  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  einzugehen und/oder diese Verbindung unter dem Einfluss der Kavitation aufgelöst wurde. Die in der Kavitationszone herrschenden enormen Druck- und Temperaturspitzen könnte auch die Bildung sehr unüblicher Sr-haltiger Verbindungen ermöglicht haben, oder aber eine der zahlreichen anderen ternären Al-Si-Sr-Verbindungen könnte entstanden sein. Unabhängig davon, welche Verbindung das Strontium letztlich eingegangen ist (oder nicht), so werden zwei mögliche Szenarien in Betracht gezogen:

- (1) Das Strontium war nicht in der Lage, das AIP als wichtigen Keimbildner eutektischen Siliziums umfassend zu binden
- (2) Zieht man die Ergebnisse aktuellerer Untersuchungen zum IIT-Modell heran, so wurde das Strontium daran gehindert, sich in Verbindung ternärer Cluster auf den Oberflächen der wachsenden Si-Phasen zu bilden, die konventionelle Zwillingsbildung zu behindern und somit die Bildung einer höheren Zahl von Nanozwillingen hervorzurufen.

Letztere Möglichkeit wird aufgrund der jüngsten Veröffentlichungen [[80](#), [206](#)] und der offenen Fragen das AIP-Modell betreffend [[78](#)] als wahrscheinlicher erachtet.

## 9.4 Handlungsempfehlung („Lessons Learned“)

Auf Grundlage der Versuchs- und Simulationsergebnisse können die folgenden Handlungsempfehlungen für den Einsatz einer erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung gegeben werden:

- Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchte Ultraschallbehandlung zur Verbesserung der speisernahen Gussteilbereiche kommt vorrangig für großvolumige (dennoch kompakte) Gussteile oder solcher mit ausreichend langen Erstarrungszeiten zum tragen (interessant wären in diesem Zusammenhang weiterführende Untersuchungen mit schneller erstarrenden Gussteilen).
- Ähnlich der Auslegung des Speisers sollte die Sonotrode oberhalb des zuletzt erstarrenden Gussteilbereiches positioniert werden. Dies gilt grundlegend auch bei großen Speisern (ähnlich Gussteil G2).
- Sollte bei der gießtechnologischen Auslegung des Gussteils bereits klar sein, dass das betreffende Gussteil während der Erstarrung mit Ultraschall behandelt werden soll, empfiehlt sich eine Anpassung des Speiservolumens, um die Bildung sonotrodenbedingter Fehlstellen zu vermeiden. Die in den Speiser eingetauchte Sonotrode blockiert im Speiser wichtiges Speiservolumen, das ursprünglich für die Schmelze gedacht ist. Obwohl im Rahmen der Untersuchungen eine verbesserte Speisungswirkung festgestellt werden konnte, die vermutlich auf die kornfeinungsbedingte Reduzierung des dendritischen Kohärenzpunktes und/oder eine verbesserte ultraschall- oder akustische-strömungsbedingte Durchbruchspeisung ([Abschnitt 3.1.4](#)) zurückzuführen ist, sollte das von der Sonotrode blockierte Volumen bei der Speiserauslegung dem Gesamtspeiservolumen hinzuaddiert werden, um die Gefahr möglicher Speisungsdefizite von vornherein auszuschließen. Bei Gussteilen mit ohnehin ausreichend großem Speiser, wie bei Gussteil G2, kann dieser Punkt vernachlässigt werden.
- Bei Verschiebung der Sonotrode von der Idealposition, bspw. bei ausreichend großen Speiserdimensionen, ist eine umfassende numerische Vorbetrachtung erforderlich, um negative Behandlungseffekte zu vermeiden. Die Untersuchungen an Gussteil G2 haben dies gezeigt.
- Die Sonotrode sollte im Speiser am oberen Rand, evtl. leicht oberhalb der Gussteilkavität platziert werden, um auf diese Weise die Bildung erstarrungs- und sonotrodenbedingter Fehlstellen ausschließen zu können.
- Die Positionierung der Sonotrode innerhalb des Gussteils ist zumindest bei den gegebenen Ultraschallparametern nicht zu empfehlen. Die späte Entnahme bzw. das Herausfahren der Sonotrode durch den mit Schmelze gefüllten Formhohlraum hinterlässt Leerräume, die besonders bei fortgeschrittener Erstarrung nicht mehr oder aber nur mäßig in Verbindung mit schlechten mechanischen Eigenschaften mit Schmelze gefüllt werden können. Die Behandlung führt in diesem Fall zu einer erheblichen Verschlechterung der Gussteileigenschaften.
- Bei Behandlungsdauern, die in Bezug auf den Erstarrungsfortschritt bis nah an die Solidustemperatur heranreichen, besteht theoretisch die Gefahr, dass die Sonotrode von der erstarrenden

Schmelze aufgrund der Volumenkontraktion eingeschlossen wird, also „festfriert“. Die Sonotrode konnte allerdings in zwei Fällen, bei denen sich diese bei der Versuchsdurchführung auch nach Unterschreiten der Solidustemperatur noch im Gussteil befand, problemlos über den Fahrweg aus dem Gussteil entfernt werden. Die anhaltende Vibration der Sonotrode scheint die Bildung einer dauerhaften Verbindung mit der Schmelze zu verhindern. Dennoch sollte das Risiko aus wirtschaftlichen Gründen, die Neuanschaffung der Sonotroden betreffend, vermieden werden.

- Der eingesetzte Keramik-Resonator macht aufgrund der Fügeverbindung zur Sonotrode eine entsprechende Kühlung erforderlich. Anlagenseitig wird diese Notwendigkeit durch eine Druckluftkühlung bedient. Für einen regelmäßigen oder dauerhaften Einsatz unter den thermischen Bedingungen einer Aluminiumgießerei bzw. kurz oberhalb eines erstarrenden Aluminiumgussteils empfiehlt sich zusätzlich ein Hitzeschild, der den betreffenden Lötbereich abschirmt. Darüber hinaus konnten an dem Resonator bislang keine die Lebensdauer beeinträchtigenden Merkmale ermittelt werden.

Die mit Ultraschall erzielten Effekte sind mit einem hohen Potenzial für höhere Belastungen und Materialeinsparungen bei der Herstellung von Al-Gussteilen verbunden, insbesondere bei großvolumigen Gussteilen. Inwieweit sich das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften ändern, hängt vom Bauteilvolumen, dessen Komplexität, der Legierung und den Erstarrungsbedingungen sowie dem verwendeten Ultraschallsystem ab. Die dargestellten Simulationsergebnisse enthalten bislang noch keine Prognose über den Bereich und das Ausmaß der strukturellen Veränderungen, die durch die Gefügeuntersuchungen nachgewiesen werden konnten und die bereits aus früheren Untersuchungen bekannt sind. Das aufgestellte Simulationsmodell kann die Entwicklung der Kavitation während der Ultraschallbehandlung simulieren, bislang jedoch nicht ihren Einfluss auf das Gefüge. Einen einfachen Ansatz, wie dies erfolgen könnte, stellt das in [Abschnitt 8.3](#) vorgestellte empirische Modell dar. Die Weiterentwicklung des Simulationsmodells zur Prognose des Einflusses der Ultraschallbehandlung auf das Gussteilgefüge und damit auf deren mechanische Eigenschaften sollte eines der wesentlichen Entwicklungsziele sein. Das demonstrierte Potenzial zur Simulation der komplexen Mechanismen der Ultraschallbehandlung zeigt, wie wichtig die Möglichkeit zur Simulation dieses Prozesses für individuelle Behandlungsvorhersagen sowie die gezielte (Weiter-)Entwicklung von Ultraschallsystemen ist. Da aus unternehmerischer Sicht zudem auch immer die Kosten einer Technologie und ihres Einsatzes von Bedeutung sind, wurden diesbezüglich in [Anhang C](#) einige monetäre Betrachtungen durchgeführt.

## 10 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit hat sich mit der Untersuchung einer erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung der Legierung AlSi7Mg0,3 befasst, die durch numerische CFD-Betrachtungen begleitet wurde. Nach einer kurzen Einleitung, die die Motivation zur Bearbeitung des vorliegenden Thema umfasste, wurde sich zunächst mit dem Stand der Technik befasst. Dieser umfasste sowohl die Auseinandersetzung mit den (erstarrungsspezifischen) Gegebenheiten der Aluminium-Gusslegierung AlSi7Mg0,3 als auch die Darlegung gießtechnologischer Aspekte, wie dem Schwerkraftkokillengießen sowie der Beschreibung chemischer und physikalischer Methoden zur Gefügemodifizierung. Der Theorie-Schwerpunkt lag jedoch auf einer umfassenden Einarbeitung in die Thematik der ultraschallbasierten Schmelzebehandlung von Aluminiumgusslegierungen, zu der auch eine Übersicht bisheriger Simulationsansätze zählte, mit der gleichzeitig der Theorie-Abschnitt abschloss.

Auf Basis der dadurch gewonnenen Erkenntnisse wurden die Ziele und Aufgaben der Arbeit abgeleitet, die im ersten Schritt zu einer numerischen Vorbetrachtung geführt haben. Unter der Prämisse, ein umfassendes Simulationsmodell für die Ultraschallbehandlung zu erstellen, erfolgten unter Nutzung der CFD-Software FLOW-3D Untersuchungen zur Ultraschallbehandlung in den Kernbereichen Schallwellenausbreitung, Kavitation und akustische Strömung, die letztlich in einem Erstarrungsmodell mündeten und umfassende, aufschlussreiche Betrachtungen zu den Vorgängen während der Ultraschallbehandlung ermöglichten.

Die folgenden experimentellen Untersuchungen dienten im Wesentlichen zwei Zielen: Zum einen sollte grundlegend überprüft werden, ob eine für das Schwerkraftkokillengießen über den Speiser durchgeführte erstarrungsbegleitende Ultraschallbehandlung zu einer Verbesserung der speisernahen, zuletzt erstarrenden Bereiche und damit zu einer Homogenisierung des Gussteils in Bezug auf dessen mechanische Eigenschaften führen kann. Zum anderen sollten die daraus hervorgehenden Erkenntnisse der Validierung der Simulationsergebnisse dienen. Die Untersuchungen wurden zu diesem Zweck an zwei geometrisch unterschiedlichen Gussteilen durchgeführt.

Im Zuge der Untersuchungen konnte für das erste der beiden Gussteile, G1, eine umfassende Gefügemodifizierung von dendritisch zu globulitisch, vor allem der speisernahen Bereiche, erzielt werden, die von einer entsprechenden Verbesserung der mechanischen Gussteileigenschaften, vorwiegend der Zugfestigkeit und Dehnung, begleitet wurde. Grad und Reichweite der Modifizierung waren dabei das Resultat der Kombination aus Behandlungsdauer und Erstarrungsfortschritt sowie der mit der Erstarrung einhergehenden Entwicklung der Viskosität. Die Optimierung der mechanischen Eigenschaften resultierte in einer Homogenisierung der Gussteileigenschaften, die mit Hilfe des Simulationsmodells nachvollzogen werden konnte und aller Wahrscheinlichkeit nach auf das Zusammenspiel von Kavitation und akustischer Strömung zurückzuführen ist. Die Untersuchungen an dem zweiten Gussteil G2 hingegen haben wichtige Grenzen und somit Regeln für den Einsatz

einer erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung aufgezeigt. Aufgrund einer gussteilspezifischen Montagenut wurde die Sonotrode entlang der Längsachse des Speisers verschoben. Die von dort aus erfolgte Behandlung hat zwar zu einer Gefügemodifizierung, jedoch auch zu einer geringfügigen Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften geführt. Mit Hilfe der Simulation konnte die an der Kokillenwand der Erstarrungsfront entgegenwirkende akustische Strömung als Ursache ausgemacht werden, die eine rasche Erstarrung der dortigen Bereiche verhinderte. Im Fall der gewählten Sonotrodenposition kam es infolge der akustischen Strömung nicht zu einer Schmelzezirkulation, die sonst zu einer Reduzierung des Temperaturgradienten führt. Vielmehr verlor die akustische Strömung, bedingt durch die Gussteilgeometrie, auf der gegenüberliegenden Gussteilseite an Geschwindigkeit.

Neben der Veränderung der dendritischen Gefügemorphologie wurde für alle ultraschallbehandelten Gussteile eine Entartung des eutektischen Siliziums, von feinfaserig hin zu nadelig-plattenförmig, festgestellt. Die genaue Ursache konnte im Rahmen der Untersuchungen nicht ermittelt werden. Es besteht jedoch Grund zur Annahme, dass das für die Veredelung verantwortliche Strontium durch Kavitationseffekte (kollapsbedingte Druck- und Temperaturspitzen) daran gehindert wurde, die für die Veredelung wichtige Al-Si-Sr-Verbindung einzugehen. Auf Grundlage neuester Erkenntnisse auf diesem Gebiet wird es als am wahrscheinlichsten erachtet, dass die konventionelle Zwillingbildung des Si somit nicht mehr gestört werden konnte, die ansonsten in einer Auffächerung der Wachstumsrichtungen resultiert und somit eine feinfaserige Morphologie des veredelten eutektischen Siliziums verursacht. Der Effekt tritt bei Gussteil G1 im gesamten Gussteilvolumen auf, da sich dort zirkulare Strömungen etabliert haben, durch die bereits bei einer Behandlungsdauer von 30 s ein Großteil der Schmelze der Kavitationszone und den dortigen Wirkmechanismen (wiederholt) ausgesetzt war. Durch die nicht-zirkulare, weitläufig-ausufernde akustische Strömung und dem entsprechenden Schmelzestrom war im Fall von Gussteil G2 anteilig deutlich weniger Schmelzevolumen der Kavitationszone ausgesetzt und wurde zudem im übrigen Schmelzevolumen verteilt, weshalb die Entartung bei Gussteil G2 mit zunehmender Entfernung zur Sonotrode abnimmt.

Im Anschluss an die Vorstellung eines simplen empirischen Ansatzes, der die von der Simulation berechnete Kavitation als Einflussfaktor auf das Gefüge und die daraus hervorgehenden Härteeigenschaften berücksichtigt, erfolgte eine kritische Auseinandersetzung mit den verschiedenen Aspekten der Simulation, der durchgeführten Ultraschallbehandlung und ihrem Einfluss auf die Gussteileigenschaften sowie eine Auflistung wichtiger, bei der Prozessgestaltung zu beachtender Aspekte.

Die durchgeführten Untersuchungen sind als Beitrag für das industriell nutzbare Verständnis der Ultraschallbehandlung zu verstehen. Die Ergebnisse zeigen, dass die Ultraschallbehandlung, die aufgrund des rein physikalischen Wirkprinzips als umweltfreundliche Technologie einzuordnen ist, bei geeigneter Prozessgestaltung zu einer erheblichen Verbesserung der speisernahen Gussteilbereiche und ihrer mechanischen Eigenschaften im Schwerkraftgießverfahren hergestellter Gussteile führen kann. Der bei der industriell etablierten Kornfeinung kommerzieller AlSi-Legierungen mit Ti-haltigen Vorlegierungen häufig auftretende Vergiftungseffekt könnte mit Hilfe der Ultraschallbe-

handlung auf diese Weise vermieden werden. Die Nutzung des CFD-Programms FLOW-3D für die Simulation der Ultraschallbehandlung erweist sich vor allen dahingehend als vorteilhaft, dass FLOW-3D eine in der Gießereibranche bereits etablierte Softwarelösung darstellt und aufgrund seines universellen Charakters für die gezielte Prozessgestaltung der Ultraschallbehandlung genutzt werden kann. Das aufgestellte Modell entfaltet seinen Nutzen bei der gussteilindividuellen Prozessgestaltung, wodurch bspw. unterschiedliche Ultraschallapplikationen (bspw. isotherme oder erstarrungsbegleitende Ultraschallbehandlung, kontinuierliche Schmelzflussbehandlung) modelliert und ausgelegt werden können.

## 10.1 Ausblick

Auf Grundlage der abgeschlossenen Untersuchungen konnten eine Vielzahl weiterer Untersuchungsschwerpunkte identifiziert werden, denen im Zuge weiterführender Betrachtungen weitere Aufmerksamkeit geschenkt werden sollte. Die Relevantesten zählen weiterführende Aktivitäten in Bezug auf die:

- **Erstarrungsgeschwindigkeit:** Bei den für die Untersuchungen genutzten Probekörpern handelte es sich um Gussteile mit sehr langen Erstarrungszeiten, in deren Verlauf der Ultraschallbehandlung viel Zeit für die Entfaltung ihrer Wirkung zur Verfügung stand. In diesem Kontext sind Testreihen erforderlich, die für dasselbe Gussteil den Einfluss der Ultraschallbehandlung in Abhängigkeit verschiedener Erstarrungsgeschwindigkeiten untersuchen. Auf diese Weise können Einblicke hinsichtlich einer Mindestbehandlungsdauer und des entsprechenden Einflusses der Behandlungsdauer auf den Wirkungsgrad der Modifizierung gewonnen werden.
- **Gefügemorphologie:** Die Ursache für die Entartung des Eutektikums ist bislang nicht geklärt. Daher sind diesbezüglich tiefergehende werkstoffwissenschaftliche Analysen der entsprechenden Phasen erforderlich, die den Verbleib des für die Veredelung verantwortlichen Strontiums klären. Auf diese Weise können Lösungsansätze oder Vorkehrungen zur Vermeidung dieses Effektes getroffen werden. Zudem haben insbesondere die Simulationsergebnisse zur Behandlung von Gussteil G2 gezeigt, dass eine Untersuchung weiterer Gussteilbereiche durchaus berechtigt ist. Zum einen, um die Simulationsergebnisse weiter zu validieren; zum anderen, um belastbare Messwerte zu den Auswirkungen der Ultraschallbehandlung und der daraus hervorgehenden komplexen Mechanismen auf das gesamte Gussteil zu erhalten.
- **Simulation:** Die eingesetzte Software bietet zahlreiche Funktionen für eine umfassende Prozesssimulation der Ultraschallbehandlung und ihrer Mechanismen. Der Einfluss der Kavitation auf die Gefügemorphologie wird jedoch bislang nicht berechnet. Daher empfiehlt sich die Erarbeitung eines numerischen Algorithmus, der dies legierungsspezifisch gewährleisten kann. Eine umfassende Auseinandersetzung mit dem Einfluss der Ultraschallbehandlung auf das Gefüge und letztlich auf die mechanischen Eigenschaften der Gussteile könnten auf Basis der Arbeit von [207] erfolgen, die sich detailliert mit diesen Zusammenhängen befasst.



- **Wärmebehandlung:** Voruntersuchungen an den behandelten Gussteilen haben gezeigt, dass eine nachgelagerte Wärmebehandlung der ultraschallbehandelten Gussteile die Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften und des Gussteils weiter begünstigt. Insbesondere die von der Gefügemodifizierung betroffenen speisernahen Bereiche haben dabei einen hohen Anstieg der Zugfestigkeit in den jeweiligen Bereichen gezeigt. Es ist möglich, dass durch das feinere Gefüge die Lösung der für die Aushärtung verantwortlichen  $Mg_2Si$ -( $\beta$ -)Phasen während des Lösungsglühens erleichtert und auf dieser Grundlage eine schnellere und feinere Ausscheidung während des Warmauslagerns ermöglicht wird (Verkürzung der Diffusionswege). Sollte sich dies Bewahrheiten, könnte die Wärmebehandlung ultraschallbehandelter Gussteile (Lösungsglühens und (Warm-)Auslagern) verkürzt und auf diese Weise der Energieverbrauch bei der Wärmebehandlung derartiger Gussteile gesenkt werden. Sollte die Entartung des Eutektikums sich als typischer Nebeneffekt herausstellen, wäre die Wärmebehandlung zudem bei der Behandlung der eutektischen Si-Phasen dienlich und könnte deren negativen Einfluss reduzieren.
- **Zyklische Bauteilprüfung:** Die meisten in der Literatur aufgeführten Untersuchungen, welche die mechanischen Eigenschaften ultraschallbehandelter Gussteile betrachten, befassen sich lediglich mit den statischen mechanischen Eigenschaften der Gussteile. Vor dem Hintergrund, dass eine Vielzahl erzeugter Al-Gussteile dauerhaften und wechselnden Beanspruchungen ausgesetzt sind, erweisen sich Dauerschwingversuche als sinnvoll und wichtig. Die daraus hervorgehende(n) Wöhler-Kurve(n) können darlegen, welchen Einfluss die Ultraschallbehandlung auf die Lebensdauer derart behandelter Gussteile hat.
- **Legierungsvielfalt:** Bei der Aluminium-Gusslegierung AlSi7Mg0,3 handelt sich um eine vielseitig einsetzbare Legierung, die jedoch nur einen kleinen Teil des Legierungsspektrums aluminiumbasierter Gusslegierungen darstellt. Aus diesem Grund sind Untersuchungen an weiteren Al-Legierungen erforderlich. Voruntersuchungen an der Legierung AlCu4Ti haben gezeigt, dass die Effekte der Ultraschallbehandlung unter ansonsten vergleichbaren Bedingungen bei dieser Legierung weniger deutlich zum tragen kommen. Dies zeigt, dass die ermittelten Ergebnisse keine Allgemeingültigkeit aufweisen, sondern von einer Vielzahl von Faktoren abhängen. Das Verständnis über die Ursachen von Wirkung und nicht-Wirkung sind für die Weiterentwicklung der Technologie und passender Anwendungsfälle essentiell.

# Literaturverzeichnis

- [1] HOLTZER, M. ; DÁNKO, R. ; KUMON, S. Żymankowska: Foundry industry - current state and future development. In: *Metalurgija* 51 (2012), Nr. 3, S. 337–340
- [2] BUNDESVERBAND DER DEUTSCHEN GIESSEREI-INDUSTRIE (BDG): Die Gießerei-Industrie. Eine starke Branche in Zahlen. (2018)
- [3] STATISTISCHES BUNDESAMT - DESTATIS: Gießerei-Industrie in Deutschland - Code: 42111-0003. In: *Statista Dossier* (2019)
- [4] EUROPEAN FOUNDRY ASSOCIATION AND AMERICAN FOUNDRY SOCIETY: Census of world casting production - Global casting production expands. In: *Modern Casting - A publication of the american foundry society* (2019)
- [5] INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE: Primary aluminium production - global data for Jan 1973 to Jun 2019. (2019)
- [6] BÜCHNER, H. ; HEIDRICH, R.: Rohstoffpreis-Information. In: *IKB Deutsche Industriebank - Information* (2018)
- [7] STATISTISCHES BUNDESAMT - DESTATIS: Engagement deutscher Unternehmen im Ausland. In: *Verflechtungen deutscher Unternehmen im Ausland* (2009)
- [8] EUROSTAT: Strompreise für Industriekunden in ausgewählten europäischen Ländern nach Verbrauchsmenge im Jahr 2017 (in Euro-Cent pro Kilowattstunde). In: *Bundesministerium für Wirtschaft und Energie - Energiedaten, Tabelle 29a* (2019)
- [9] MERKEL, A.: 125 Jahre Automobil: Deutschland muss Innovationstreiber bleiben. In: *Video-Podcast der Bundeskanzlerin #04/11merkel* (2011)
- [10] STEFANESCU, Doru M.: *Science and Engineering of Casting Solidification*. Springer-Verlag GmbH, 2015 <https://doi.org/10.1007/978-3-319-15693-4>
- [11] TOTTEN, G. ; FUNATANI, K. ; XIE, L.: *Handbook of Metallurgical Process Design*. CRC Press, 2004
- [12] AUER, J.: Mittelständische Gießereien meistern Herausforderungen - Mittelfristig aufwärts trotz vieler Herausforderungen. In: *Deutsche Bank Research* (2016)
- [13] BÜHRIG-POLACZEK, A. (Hrsg.) ; MICHAELI, W. (Hrsg.) ; SPUR, G. (Hrsg.): *Handbuch Urformen*. Hanser Fachbuchverlag, 2013
- [14] SUSLICK, K. ; MEYERS, R. (Hrsg.): *Encyclopedia of Physical Science and Technology, Third Edition*. Academic Press, 2001. – 363–376 S.
- [15] ESKIN, G. ; ESKIN, D.: *Ultrasonic treatment of light alloy melts*. CRC Press, 2014 (2nd Edition). – ISBN 978-1-4665-7798-5

- [16] ESKIN, D.: Ultrasonic melt processing: achievements and challenges. In: *Materials Science Forum* 828-829 (2015), aug, 112–118. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.828-829.112>
- [17] ESKIN, D.: Ultrasonic processing of molten and solidifying aluminium alloys: overview and outlook. In: *Materials Science and Technology* 33 (2017), Nr. 6, 636-645. <http://dx.doi.org/10.1080/02670836.2016.1162415>
- [18] ALUMINIUM RHEINFELDEN: Die eisenarme Universallegierung für den Sand- und Kokillenguss. 2006. – Forschungsbericht
- [19] SCHARF, S. ; RIEDEL, E. ; BÄHR, R.: Developments to an innovative and sustainable heat treatment process for aluminum based casting components. In: *Livarski vestnik: glasilo Društva Livarjev Slovenije* 63 (2016), S. 58–59
- [20] DAVIS, J.: *Alloying: Understanding the Basics*. ASM International, 2001
- [21] HESSE, Werner: *Aluminium-Werkstoff-Datenblätter*. Beuth Verlag, 2016
- [22] PABEL, T. ; BOZORGI, S. ; KNEISSL, C. ; HABERL, K. ; SCHUMACHER, P.: Warmrissneigung bei Aluminiumgusslegierungen in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung. In: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 156 (2011), jul, Nr. 7, 261–268. <http://dx.doi.org/10.1007/s00501-011-0005-4>
- [23] OSTERMANN, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. Springer Berlin Heidelberg, 2014. – ISBN 978-3-662-43806-0
- [24] *Kapitel Al-Si (Aluminum-Silicon)*. In: PREDEL, B.: *Madelung O. (eds) Ac-Au – Au-Zr: Landolt-Börnstein - Group IV Physical Chemistry (Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology)*. Springer, Berlin, Heidelberg, 1991, 1–7
- [25] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: DIN EN 1706:2013-12: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften; Deutsche Fassung EN 1706:2010. Version: 2010. <https://dx.doi.org/10.31030/2070234>. Beuth publishing DIN, 2010
- [26] DOMMASCHK, C.: *Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Metallschmelzen durch Vibration*, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Diss., 2003. <https://d-nb.info/968681638/34>
- [27] KURZ, W. ; FISHER, D.: *Fundamentals of Solidification*. CRC Press, 1998. – ISBN 0878498044
- [28] GOTTSTEIN, G.: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Springer Berlin Heidelberg, 2014. – ISBN 978-3-642-36602-4
- [29] ILSCHNER, B. ; SINGER, R.: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik*. Springer Berlin Heidelberg, 2010
- [30] SAHM, P. ; EGRY, I. ; VOLKMANN, T. (Hrsg.): *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen: Eine Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle (German Edition)*. Springer, 2001. – ISBN 978-3-540-41566-4

- [31] SOBCZAK, J. ; DRENCEV, L. ; ASTHANA, R.: Effect of pressure on solidification of metallic materials. In: *International Journal of Cast Metals Research* 25 (2012), jan, Nr. 1, 1–14. <https://doi.org/10.1179/1743133611Y.0000000016>
- [32] SEIDEL, W. ; HAHN, F.: *Werkstofftechnik*. Hanser Fachbuchverlag, 2014. – ISBN 978–3–446–44142–2
- [33] MACHERAUCH, E. ; ZOCH, H.: *Praktikum in Werkstoffkunde: 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. Vieweg+Teubner Verlag, 2011. – ISBN 978–3–8348–0343–6
- [34] FRITZ, A. (Hrsg.) ; SCHULZE, G. (Hrsg.): *Fertigungstechnik*. Springer Berlin Heidelberg, 2010. – ISBN 978–3–642–12878–3
- [35] KASHYAP, K. ; CHANDRASHEKAR, T.: Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys. In: *Bulletin of Materials Science* 24 (2001), aug, Nr. 4, 345–353. <https://doi.org/10.1007/BF02708630>
- [36] BDG-RICHTLINIE VDG-MERKBLATT P220: Bestimmung des Dendritenarmabstandes für Gussstücke aus Aluminium-Gusslegierungen. Version: 2011. [https://www.bdguss.de/fileadmin/content\\_bdguss/Der\\_BDG/Richtlinien/P\\_220.pdf](https://www.bdguss.de/fileadmin/content_bdguss/Der_BDG/Richtlinien/P_220.pdf). 2011
- [37] ENGLER, S.: Zur Morphologie erstarrender Eisen-Kohlenstoff-Gußlegierungen. In: *Giesserei - Technisch-wissenschaftliche Beihefte* 17 (1965), Nr. 4
- [38] HALL, E.: The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. In: *Proceedings of the Physical Society. Section B* 64 (1951), sep, Nr. 9, 747–753. <https://doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303>
- [39] KOU, S.: *Welding Metallurgy*. John Wiley & Sons, 2002. – ISBN 0–471–43491–4
- [40] BÄHR, R. ; MOLITOR, M. (Hrsg.) ; GROTE, K. (Hrsg.) ; HEROLD, H. (Hrsg.) ; KARPUSCHEWSKI, B. (Hrsg.): *Einführung in die Fertigungslehre*. Bd. 8. Shaker Verlag, 2008. – ISBN 978–3–8322–6647–9
- [41] BÄHR, R. ; GROTE, K. (Hrsg.) ; BENDER, B. (Hrsg.) ; GÖHLICH, D. (Hrsg.): *Dubbel*. Springer-Verlag GmbH, 2018. – ISBN 978–3–662–54804–2
- [42] HERING, E. (Hrsg.): *Taschenbuch für Wirtschaftsingenieure*. 3., aktualisierte Auflage. Hanser Fachbuchverlag, 2013. – ISBN 978–3–446–43252–9
- [43] ESKIN, D. ; SUYITNO ; KATGERMAN, L.: Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. In: *Progress in Materials Science* 49 (2004), jan, Nr. 5, 629–711. [https://doi.org/10.1016/s0079-6425\(03\)00037-9](https://doi.org/10.1016/s0079-6425(03)00037-9)
- [44] HUBER, G. ; DJURDJEVIC, M.: Erweiterte Thermoanalyse mit Dendrite Coherency und Rigidity Punkt und deren mögliche neue Anwendungsgebiete. In: *Giesserei Rundschau (Österreich)* 7/8 (2014), Nr. 61, 223–234. [https://www.proguss-austria.at/wp-content/uploads/2017/11/Giesserei\\_7\\_8\\_2014.pdf](https://www.proguss-austria.at/wp-content/uploads/2017/11/Giesserei_7_8_2014.pdf)
- [45] DJURDJEVIC, M. ; SOKOLOWSKI, J. ; ODANOVIC, Z.: Determination of dendrite coherency point characteristics using first derivative curve versus temperature. In: *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* 109 (2012), jun, Nr. 2, 875–882. <https://doi.org/10.1007/s10973-012-2490-4>

- [46] CHAI, G. ; BÄCKERUD, L. ; RØLLAND, T. ; ARNBERG, L.: Dendrite coherency during equiaxed solidification in binary aluminum alloys. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 26 (1995), apr, Nr. 4, 965–970. <https://doi.org/10.1007/BF02649093>
- [47] CAMPBELL, J.: *Complete Casting Handbook*. Elsevier, 2015 <https://doi.org/10.1016/C2014-0-01548-1>
- [48] KAUFMAN, J. ; ROOY, E.: *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes And Applications*. ASM International, 2004. – ISBN 978-0-87170-803-8
- [49] OTREMBA, M.: *Standardisierungsaspekte bei der Gießtechnologieauswahl von Zylinderköpfen*, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Diss., 2015
- [50] WEISSENBEK, E. ; ZABERN, B. ; STASTNY, J. ; FENT, A. ; HÖGL, C.: Konstruktion und Gießtechnik des Aluminium-Kurbelgehäuses der neuen Spitzenmotorisierung des BMW M550xd unter Einsatz der anorganischen Sandkernfertigung. In: *Giesserei-Rundschau* 60 (2013), Nr. 3/4, S. 78–84
- [51] CAMPBELL, J.: *Castings*. Butterworth-Heinemann, 2003. – ISBN 9780750647908
- [52] FAN, Z. ; WANG, Y. ; ZHANG, Y. ; QIN, T. ; ZHOU, X. ; THOMPSON, G. ; PENNYCOOK, T. ; HASHIMOTO, T.: Grain refining mechanism in the Al/Al–Ti–B system. In: *Acta Materialia* 84 (2015), feb, 292–304. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.055>
- [53] GRÖBNER, J. ; MIRKOVIĆ, D. ; SCHMID-FETZER, R.: Thermodynamic aspects of grain refinement of Al–Si alloys using Ti and B. In: *Materials Science and Engineering: A* 395 (2005), mar, Nr. 1-2, 10–21. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.11.048>
- [54] MOHANTY, P. ; GRUZLESKI, J.: Mechanism of grain refinement in aluminium. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 43 (1995), may, Nr. 5, 2001–2012. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00405-7](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00405-7)
- [55] QUESTED, T.: Understanding mechanisms of grain refinement of aluminium alloys by inoculation. In: *Materials Science and Technology* 20 (2004), nov, Nr. 11, 1357–1369. <https://doi.org/10.1179/026708304225022359>
- [56] SIGWORTH, G. ; KUHN, T.: Grain refinement of aluminum casting alloys. In: *International Journal of Metalcasting* 1 (2007), jan, Nr. 1, 31–40. <https://doi.org/10.1007/BF03355416>
- [57] SIGWORTH, G.: The grain refining of aluminum and phase relationships in the Al–Ti–B system. In: *Metallurgical Transactions A* 15 (1984), feb, Nr. 2, 277–282. <https://doi.org/10.1007/BF02645112>
- [58] CROSSLEY, F. ; MONDOLFO, L.: Mechanism of grain refinement in aluminum alloys. In: *JOM* 3 (1951), dec, Nr. 12, 1143–1148. <https://doi.org/10.1007/BF03397424>
- [59] JONES, G. ; PEARSON, J.: Factors affecting the grain-refinement of aluminum using titanium and boron additives. In: *Metallurgical Transactions B* 7 (1976), jun, Nr. 2, 223–234. <https://doi.org/10.1007/BF02654921>
- [60] IBARRA, D.: *Control of grain refinement of Al–Si alloys by thermal analysis*, Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, Canada, Diss., 1999

- [61] SCHUMACHER, P. ; GREER, A.: Heterogeneously nucleated *alpha*-Al in amorphous aluminium alloys. In: *Materials Science and Engineering: A* 178 (1994), apr, Nr. 1-2, 309–313. [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90559-2](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(94)90559-2)
- [62] SCHIFFL, A. ; RENGNER, K. ; SIMON, R. ; KÄTTLITZ, W.: Kornfeinung der Al-Mg-Legierung AZ91 mit Nucleant 5000, eines auf Kohlenstoff basierenden Kornfeiners. In: *Giesserei-Rundschau* 56 (2009), Nr. 3/4, S. 44–49
- [63] KOZLOV, A. ; SCHMID-FETZER, R.: Growth restriction factor in Al-Si-Mg-Cu alloys. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 27 (2012), jan, 012001. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/27/1/012001>
- [64] GREER, A. ; BUNN, A. ; TRONCHE, A. ; EVANS, P. ; BRISTOW, D.: Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B. In: *Acta Materialia* 48 (2000), jun, Nr. 11, 2823–2835. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00094-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00094-X)
- [65] CANTOR, B. ; O'REILLY, K.: *Solidification and Casting: (Materials Science and Engineering)*. CRC Press, 2002. – ISBN 9780750308434
- [66] QUESTED, T. ; DINSDALE, A. ; GREER, A.: Thermodynamic evidence for a poisoning mechanism in the Al-Si-Ti system. In: *Materials Science and Technology* 22 (2006), sep, Nr. 9, 1126–1134. <http://dx.doi.org/10.1179/174328406x114234>
- [67] QIU, D. ; TAYLOR, J. ; ZHANG, M. ; KELLY, P.: A mechanism for the poisoning effect of silicon on the grain refinement of Al-Si alloys. In: *Acta Materialia* 55 (2007), feb, Nr. 4, 1447–1456. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2006.09.046>
- [68] KORI, S. ; MURTY, B. ; CHAKRABORTY, M.: Influence of silicon and magnesium on grain refinement in aluminium alloys. In: *Materials Science and Technology* 15 (1999), sep, Nr. 9, 986–992. <https://doi.org/10.1179/026708399101506823>
- [69] DAHLE, A. ; NOGITA, K. ; MCDONALD, S. ; DINNIS, C. ; LU, L.: Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys. In: *Materials Science and Engineering: A* 413-414 (2005), dec, 243–248. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.055>
- [70] BARRIRERO, J. ; ENGSTLER, M. ; GHAFOOR, N. ; JONGE, N. de ; ODÉN, M. ; MÜCKLICH, F.: Comparison of segregations formed in unmodified and Sr-modified Al-Si alloys studied by atom probe tomography and transmission electron microscopy. In: *Journal of Alloys and Compounds* 611 (2014), oct, 410–421. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.05.121>
- [71] NOGITA, K. ; MCDONALD, S. ; TSUJIMOTO, K. ; DAHLE, K. Yasuda A.: Aluminium phosphide as a eutectic grain nucleus in hypoeutectic Al-Si alloys. In: *Journal of Electron Microscopy* 53 (2004), aug, Nr. 4, 361–369. <https://doi.org/10.1093/jmicro/dfh048>
- [72] KRAL, M.: A crystallographic identification of intermetallic phases in Al-Si alloys. In: *Materials Letters* 59 (2005), aug, Nr. 18, 2271–2276. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2004.05.091>
- [73] GARAY-TAPIA, A. ; ROMERO, A. ; TRAPAGA, G. ; ARRÓYAVE, R.: First-principles investigation of the Al-Si-Sr ternary system: Ground state determination and mechanical properties. In: *Intermetallics* 21 (2012), feb, Nr. 1, 31–44. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.09.001>



- [74] CHO, Y. ; LEE, H. ; OH, K. ; DAHLE, A.: Effect of strontium and phosphorus on eutectic Al-Si nucleation and formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi in hypoeutectic Al-Si foundry alloys. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 39 (2008), jul, Nr. 10, 2435–2448. <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9580-8>
- [75] ZARIF, M. ; MCKAY, B. ; SCHUMACHER, P.: Study of heterogeneous nucleation of eutectic Si in high-purity Al-Si alloys with Sr addition. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 42 (2010), dec, Nr. 6, 1684–1691. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0553-3>
- [76] CLOSSET, B. ; GRUZLESKI, J.: Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium. In: *Metallurgical Transactions A* 13 (1982), jun, Nr. 6, 945–951. <https://doi.org/10.1007/bf02643389>
- [77] HO, C. ; CANTOR, B.: Modification of hypoeutectic Al-Si alloys. In: *Journal of Materials Science* 30 (1995), Nr. 8, 1912–1920. <https://doi.org/10.1007/BF00353013>
- [78] SIGWORTH, G. ; CAMPBELL, J. ; JORSTAD, J.: The modification of Al-Si casting alloys: important practical and theoretical aspects. In: *International Journal of Metalcasting* 3 (2009), jan, Nr. 1, 65–78. <https://doi.org/10.1007/bf03355442>
- [79] LU, S. ; HELLAWELL, A.: The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning. In: *Metallurgical Transactions A* 18 (1987), oct, Nr. 10, 1721–1733. <https://doi.org/10.1007/BF02646204>
- [80] BARRIRERO, J. ; PAULY, C. ; ENGSTLER, M. ; GHANBAJA, J. ; GHAFOOR, N. ; LI, J. ; SCHUMACHER, P. ; ODÉN, M. ; MÜCKLICH, F.: Eutectic modification by ternary compound cluster formation in Al-Si alloys. In: *Scientific Reports* 9 (2019), apr, Nr. 1. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-41919-2>
- [81] DROPKA, N. ; FRANK-ROTSCH, C. ; RUDOLPH, P.: Comparison of stirring efficiency of various non-steady magnetic fields during unidirectional solidification of large silicon melts. In: *Journal of Crystal Growth* 365 (2013), feb, 64–72. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2012.12.009>
- [82] RÄBIGER, D. ; ZHANG, Y. ; GALINDO, V. ; FRANKE, S. ; WILLERS, B. ; ECKERT, S.: The relevance of melt convection to grain refinement in Al-Si alloys solidified under the impact of electric currents. In: *Acta Materialia* 79 (2014), oct, 327–338. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.037>
- [83] BAAKE, E. ; SPITANS, S. ; STEINBERG, T.: Simulation der elektromagnetischen Strömungsbeeinflussung beim Schmelzen und Gießen. In: *Symposium 18: Stranggiessen von NE-Metallen, Hannover*, 2015
- [84] RÄBIGER, D. ; WILLERS, B. ; ECKERT, S.: Flow control during solidification of AlSi-alloys by means of tailored AC magnetic fields and the impact on the mechanical properties. In: *Materials Science Forum* 790-791 (2014), may, 384–389. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.790-791.384>
- [85] WILLERS, B. ; ECKERT, S. ; NIKRITYUK, P. ; RÄBIGER, D. ; DONG, J. ; ECKERT, K. ; GERBETH, G.: Efficient melt stirring using pulse sequences of a rotating magnetic field: Part II. Application to solidification of Al-Si alloys. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 39 (2008), mar, Nr. 2, 304–316. <https://doi.org/10.1007/s11663-008-9126-x>

- [86] ORTH, A.: *Gerichtete Erstarrung von Al-Si und Al-Si-Mn Legierungen unter dem Einfluss von magnetischen Wechselfeldern*, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Diss., 2013. <http://publications.rwth-aachen.de/record/228639/files/4562.pdf>
- [87] HELLAWELL, A. ; LIU, S. ; LU, S.: Dendrite fragmentation and the effects of fluid flow in castings. In: *JOM* 49 (1997), mar, Nr. 3, 18–20. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02914650>
- [88] METAN, V. ; EIGENFELD, K. ; RÄBIGER, D. ; LEONHARDT, M. ; ECKERT, S.: Grain size control in Al–Si alloys by grain refinement and electromagnetic stirring. In: *Journal of Alloys and Compounds* 487 (2009), nov, Nr. 1-2, 163–172. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.032>
- [89] SYDORENKO, S.: *Verbesserung der Qualität von Gussstücken durch elektromagnetische Schmelzbehandlung*, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Diss., 2009. <https://d-nb.info/996537767/34>
- [90] STEINBACH, S.: *Einfluss von Strömungen auf die Entwicklung des Mikrogefüges bei der gerichteten Erstarrung von Al-Si und Al-Si-Mg Legierungen*, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Diss., 2005
- [91] GENCALP, S. ; SAKLAKOGLU, N.: Effects of low-frequency mechanical vibration and casting temperatures on microstructure of semisolid AlSi8Cu3Fe alloy. In: *Arabian Journal for Science and Engineering* 37 (2012), jun, Nr. 8, 2255–2267. <https://doi.org/10.1007/s13369-012-0316-0>
- [92] BAST, J. ; HÜBLER, J. ; DOMMASCHK, C.: Influence of vibration during solidification of molten metals on structure and casting properties. In: *Advanced Engineering Materials* 6 (2004), jul, Nr. 7, 550–554. <https://doi.org/10.1002/adem.200400412>
- [93] OMURA, N. ; MURAKAMI, Y. ; LI, M. ; TAMURA, T. ; MIWA, K. ; FURUKAWA, H. ; HARADA, M.: Effects of mechanical vibration on cooling Rate and DAS of AC4C aluminum alloy gravity die castings. In: *Materials Transactions* 50 (2009), Nr. 11, 2604–2608. <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans.m2009247>
- [94] BUXMANN, K.: Auswirkung von Schock, Vibration und Strömung auf die Erstarrung von Metallen. In: *Metallkunde* 63 (1972)
- [95] CAMPBELL, J.: Effects of vibration during solidification. In: *International Metals Reviews* 26 (1981), jan, Nr. 1, 71–108. <https://doi.org/10.1179/imtr.1981.26.1.71>
- [96] CHIRITA, G. ; STEFANESCU, I. ; SOARES, D. ; SILVA, F.: Influence of vibration on the solidification behaviour and tensile properties of an Al–18wt%Si alloy. In: *Materials & Design* 30 (2009), may, Nr. 5, 1575–1580. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.07.045>
- [97] BRENNEN, C.: *Cavitation and Bubble Dynamics*. Oxford University Press, 1995. – ISBN 0–19–509409–3
- [98] ESKIN, D. ; TZANAKIS, I. ; WANG, F. ; LEBON, G. ; SUBROTO, T. ; PERICLEOUS, K. ; MI, J.: Fundamental studies of ultrasonic melt processing. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 52 (2019), apr, 455–467. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2018.12.028>
- [99] ESKIN, D. ; ALBA-BAENA, N. ; PABEL, T. ; SILVA, M. da: Ultrasonic degassing of aluminium alloys: basic studies and practical implementation. In: *Materials Science and Technology* 31 (2014), jun, Nr. 1, 79–84. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284714y.0000000587>

- [100] PUGA, H. ; BARBOSA, J. ; GABRIEL, J. ; SEABRA, E. ; RIBEIRO, S. ; PROKIC, M.: Evaluation of ultrasonic aluminium degassing by piezoelectric sensor. In: *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011), jun, Nr. 6, 1026–1033. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.003>
- [101] XU, H. ; MEEK, T. ; HAN, Q.: Effects of ultrasonic field and vacuum on degassing of molten aluminum alloy. In: *Materials Letters* 61 (2007), feb, Nr. 4-5, 1246–1250. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2006.07.012>
- [102] ATAMANENKO, T. ; ESKIN, D. ; ZHANG, L. ; KATGERMAN, L.: Criteria of grain refinement induced by ultrasonic melt treatment of aluminum alloys containing Zr and Ti. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 41 (2010), may, Nr. 8, 2056–2066. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-010-0232-4>
- [103] ZHANG, S. ; ZHAO, Y. ; CHENG, X. ; CHEN, G. ; DAI, Q.: High-energy ultrasonic field effects on the microstructure and mechanical behaviors of A356 alloy. In: *Journal of Alloys and Compounds* 470 (2009), feb, Nr. 1-2, 168–172. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.02.091>
- [104] WANG, G. ; DARGUSCH, M. ; QIAN, M. ; ESKIN, D. ; STJOHN, D.: The role of ultrasonic treatment in refining the as-cast grain structure during the solidification of an Al–2Cu alloy. In: *Journal of Crystal Growth* 408 (2014), 119–124. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2014.09.018>
- [105] WANG, S. ; KANG, J. ; ZHANG, X. ; GUO, Z.: Dendrites fragmentation induced by oscillating cavitation bubbles in ultrasound field. In: *Ultrasonics* 83 (2017), aug, 26-32. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultras.2017.08.004>
- [106] SRIVASTAVA, N. ; CHAUDHARI, G. ; QIAN, M.: Grain refinement of binary Al-Si, Al-Cu and Al-Ni alloys by ultrasonication. In: *Journal of Materials Processing Technology* 249 (2017), nov, 367–378. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.06.024>
- [107] WU, S. ; LÜ, S. ; AN, P. ; NAKAE, H.: Microstructure and property of rheocasting aluminum-alloy made with indirect ultrasonic vibration process. In: *Materials Letters* 73 (2012), apr, 150–153. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.01.040>
- [108] PUGA, H. ; BARBOSA, J. ; COSTA, S. ; RIBEIRO, S. ; PINTO, A. ; PROKIC, M.: Influence of indirect ultrasonic vibration on the microstructure and mechanical behavior of Al–Si–Cu alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 560 (2013), jan, 589–595. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.106>
- [109] LERCH, R. ; SESSLER, G. ; WOLF, D.: *Technische Akustik: Grundlagen und Anwendungen*. Springer-Verlag, 2009. – ISBN 978–3–540–23430–2
- [110] GUICKING, D.: *Schwingungen*. Gabler, Betriebswirt.-Vlg, 2016. – ISBN 9783658141356
- [111] EICHLER, J.: *Physik für das Ingenieurstudium*. Vieweg+Teubner Verlag, 2014. – ISBN 978–3–658–04625–5
- [112] HERING, E.: *Physik für Ingenieure*. Springer, 2012. – ISBN 978–3–642–22568–0
- [113] EICHLER, H. ; KRONFELDT, H. ; SAHM, J.: *Das Neue Physikalische Grundpraktikum*. Springer, 2005. – ISBN 978–3–540–21453–3

- [114] MESCHÉDE, D. (Hrsg.): *Gerthsen Physik*. Springer-Verlag GmbH, 2015. – ISBN 978–3–662–45976–8
- [115] ESKIN, G.: Cavitation mechanism of ultrasonic melt degassing. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 2 (1995), jan, Nr. 2, S137–S141. [http://dx.doi.org/10.1016/1350-4177\(95\)00020-7](http://dx.doi.org/10.1016/1350-4177(95)00020-7)
- [116] XU, H. ; JIAN, X. ; MEEK, T. ; HAN, Q.: Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration. In: *Materials Letters* 58 (2004), nov, Nr. 29, 3669–3673. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2004.02.055>
- [117] XU, H. ; HAN, Q. ; MEEK, T.: Effects of ultrasonic vibration on degassing of aluminum alloys. In: *Materials Science and Engineering: A* 473 (2008), jan, Nr. 1-2, 96–104. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.04.040>
- [118] PUGA, H. ; TEIXEIRA, J. ; BARBOSA, J. ; SEABRA, E. ; RIBEIRO, S. ; PROKIC, M.: The combined effect of melt stirring and ultrasonic agitation on the degassing efficiency of AlSi9Cu3 alloy. In: *Materials Letters* 63 (2009), oct, Nr. 24-25, 2089–2092. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2009.06.059>
- [119] HAGHAYEGHI, R. ; KAPRANOS, P.: The effect of processing parameters on ultrasonic degassing efficiency. In: *Materials Letters* 116 (2014), 399–401. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2013.11.068>
- [120] DEMMINGER, C. ; FREYTAG, P. ; KLOSE, C. ; MAIER, H.: *Verbundguss von Aluminium und Kupfer*. In: *Deutscher Gießereitag, Düsseldorf*, 2017
- [121] CHEN, Q. ; LIN, S. ; YANG, C. ; FAN, C.: Effect of ultrasonic impact on the microstructure of welded joint of 2195 Al–Li alloy. In: *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 29 (2016), mar, Nr. 4, 367–372. <https://doi.org/10.1007/s40195-016-0396-z>
- [122] DOBRINSKI, P. ; KRAKAU, G. ; VOGEL, A.: *Physik für Ingenieure*. Vieweg+Teubner Verlag, 2009. – ISBN 978–3–8348–0580–5
- [123] MÖSER, M.: *Technische Akustik*. Springer Berlin Heidelberg, 2015. – ISBN 9783662477045
- [124] ESKIN, D. ; AL-HELAL, K. ; TZANAKIS, I.: Application of a plate sonotrode to ultrasonic degassing of aluminum melt: acoustic measurements and feasibility study. In: *Journal of Materials Processing Technology* 222 (2015), 148–154. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.03.006>
- [125] ULTRASCHALL-TECHNOLOGIE, Hielscher: *UIP500hdT - UIP4000hdT Bedienungsanleitung*
- [126] PUGA, H. ; COSTA, S. ; BARBOSA, J. ; RIBEIRO, S. ; PROKIC, M.: Influence of ultrasonic melt treatment on microstructure and mechanical properties of AlSi9Cu3 alloy. In: *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011), nov, Nr. 11, 1729–1735. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.05.012>
- [127] ESKIN, G.: Influence of cavitation treatment of melts on the processes of nucleation and growth of crystals during solidification of ingots and castings from light alloys. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 1 (1994), mar, Nr. 1, S59–S63. [http://dx.doi.org/10.1016/1350-4177\(94\)90029-9](http://dx.doi.org/10.1016/1350-4177(94)90029-9)

- [128] YOUN, J. ; KIM, Y.: Nucleation enhancement of Al alloys by high intensity ultrasound. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 48 (2009), jul, Nr. 7, 07GM14. <http://dx.doi.org/10.1143/jjap.48.07gm14>
- [129] SHU, D. ; SUN, B. ; MI, J. ; GRANT, P.: A high-speed imaging and modeling study of dendrite fragmentation caused by ultrasonic cavitation. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 43 (2012), Nr. 10, 3755–3766. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-012-1188-3>
- [130] TZANAKIS, I. ; LEBON, G. ; ESKIN, D. ; PERICLEOUS, K.: Characterizing the cavitation development and acoustic spectrum in various liquids. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 34 (2017), 651–662. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2016.06.034>
- [131] TZANAKIS, I. ; LEBON, G. ; ESKIN, D. ; PERICLEOUS, K.: Investigation of the factors influencing cavitation intensity during the ultrasonic treatment of molten aluminium. In: *Materials & Design* 90 (2016), 979–983. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.11.010>
- [132] LOUISNARD, O.: A viable method to predict acoustic streaming in presence of cavitation. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 35 (2017), mar, 518–524. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2016.09.013>
- [133] ABRAMOV, O.: *High-Intensity Ultrasonics: Theory and Industrial Applications*. CRC Press, 1999. – ISBN 90–5699–041–1
- [134] LEONG, T. ; ASHOKKUMAR, M. ; KENTISH, S.: The fundamentals of power ultrasound - a review. In: *Acoustics Australia* 39 (2011), Nr. 2, 54–63. [https://www.acoustics.asn.au/journal/2011/2011\\_39\\_2\\_Leong.pdf](https://www.acoustics.asn.au/journal/2011/2011_39_2_Leong.pdf)
- [135] FRANC, J. ; MICHEL, J.: *Fundamentals of Cavitation*. Springer Netherlands, 2006. – ISBN 1–4020–2233–6
- [136] ESKIN, G.: Principles of ultrasonic treatment: Application for light alloy melts. In: *Advanced Performance Materials* 4 (1997), Nr. 2, 223–232. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1008603815525>
- [137] XU, W. ; TZANAKIS, I. ; SRIRANGAM, P. ; MIRIHANAGE, W. ; ESKIN, D. ; BODEY, A. ; LEE, P.: Synchrotron quantification of ultrasound cavitation and bubble dynamics in Al–10Cu melts. In: *Ultrasonics sonochemistry* 31 (2016), 355–361. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2016.01.017>
- [138] IERSEL, M. van ; BENES, N. ; KEURENTJES, J.: Importance of acoustic shielding in sonochemistry. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 15 (2008), apr, Nr. 4, 294–300. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2007.09.015>
- [139] DUNN, F. ; HARTMANN, W. ; CAMPBELL, D. ; FLETCHER, N.: *Springer Handbook of Acoustics*. Springer-Verlag New York Inc., 2014. – ISBN 978–1–4939–0754–0
- [140] SCHENKER, M. ; ESKIN, M. Pourquoiéand D. ; BOERSMA, B.: PIV quantification of the flow induced by an ultrasonic horn and numerical modeling of the flow and related processing times. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 20 (2012), 502–509. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2012.04.014>
- [141] ISHIWATA, Y. ; KOMAROV, S. ; TAKEDA, Y.: Investigation of acoustic streaming in aluminum melts exposed to high-intensity ultrasonic irradiation. Version: 2012. <http://dx.doi.org/10.1002/9781118495292.ch28>. In: *ICAA13 Pittsburgh*. Springer International Publishing, 2012, 183–188

- [142] TRUJILLO, F. ; KNOERZER, K.: CFD modelling of the acoustic streaming induced by an ultrasonic horn reactor. In: *Seventh International Conference on CFD in the Minerals and Process Industries* (2009). [http://www.cfd.com.au/cfd\\_conf09/PDFs/069TRU.pdf](http://www.cfd.com.au/cfd_conf09/PDFs/069TRU.pdf)
- [143] WANG, G. ; CROAKER, P. ; DARGUSCH, M. ; MCGUCKIN, D. ; STJOHN, D.: Simulation of convective flow and thermal conditions during ultrasonic treatment of an Al-2Cu alloy. In: *Computational Materials Science* 134 (2017), jun, 116–125. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2017.03.041>
- [144] RILEY, N.: Acoustic Streaming. In: *Theoretical and Computational Fluid Dynamics* 10 (1998), jan, Nr. 1-4, 349–356. <http://dx.doi.org/10.1007/s001620050068>
- [145] NOWAK, T. ; THIEMANN, A. ; HOLSTEYNS, F. ; LIPPERT, A. ; METTIN, R.: Messung der akustischen Strömungen mit und ohne Kavitation. In: *DAGA 2011 - Düsseldorf* (2011), 923–924. [http://www.physik3.gwdg.de/~robert/paper\\_pdf/DAGA2011\\_Nowak.pdf](http://www.physik3.gwdg.de/~robert/paper_pdf/DAGA2011_Nowak.pdf)
- [146] MOZURKEWICH, G.: Heat transport by acoustic streaming within a cylindrical resonator. In: *Applied Acoustics* 63 (2002), jul, Nr. 7, 713–735. [http://dx.doi.org/10.1016/s0003-682x\(01\)00077-9](http://dx.doi.org/10.1016/s0003-682x(01)00077-9)
- [147] YOUN, J. ; LEE, Y. ; KIM, Y. ; KOO, J.: Effect of acoustic streaming on degassing level of A356 Al alloy by ultrasonic melt treatment. Version: 2019. [https://doi.org/10.1007/978-3-030-05864-7\\_204](https://doi.org/10.1007/978-3-030-05864-7_204). In: *Light Metals 2019*. Springer International Publishing, 2019, 1611–1615
- [148] JIA, S. ; ZHANG, D. ; XUAN, Y. ; NASTAC, L.: An experimental and modeling investigation of aluminum-based alloys and nanocomposites processed by ultrasonic cavitation processing. In: *Applied Acoustics* 103 (2016), 226–231. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apacoust.2015.07.016>
- [149] YANG, Y. ; LAN, J. ; LI, X.: Study on bulk aluminum matrix nano-composite fabricated by ultrasonic dispersion of nano-sized SiC particles in molten aluminum alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 380 (2004), aug, Nr. 1-2, 378–383. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.03.073>
- [150] YANG, Y. ; LI, X.: Ultrasonic cavitation based nanomanufacturing of bulk aluminum matrix nanocomposites. In: *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 129 (2007), Nr. 3, 497. <http://dx.doi.org/10.1115/1.2714583>
- [151] LI, X. ; YANG, Y. ; WEISS, D.: Theoretical and experimental study on ultrasonic dispersion of nanoparticles for strengthening cast aluminum alloy A356. In: *Metallurgical Science and Technology* 26 (2008), S. 12–20
- [152] VOROZHTSOV, S. ; KHRUSTALYOV, A. ; ESKIN, D. ; KULKOV, S. ; ALBA-BAENA, N.: The physical-mechanical and electrical properties of cast aluminum-based alloys reinforced with diamond nanoparticles. In: *Russian Physics Journal* 57 (2015), mar, Nr. 11, 1485–1490. <http://dx.doi.org/10.1007/s11182-015-0412-1>
- [153] DOLATA, A. ; DYZIA, M. ; BOCZKAL, S.: Influence of the Sr and Mg alloying additions on the bonding between matrix and reinforcing particles in the AlSi7Mg/SiC-Cg hybrid composite. In: *Archives of Metallurgy and Materials* 61 (2016), jun, Nr. 2, 651–656. <https://doi.org/10.1515/amm-2016-0111>



- [154] JIA, S. ; ALLISON, P. ; RUSHING, T. ; NASTAC, L.: Ultrasonic processing of 6061-based nanocomposites for high performance applications. In: *Advances in the Science and Engineering of Casting Solidification*. Springer Nature, 2016
- [155] JIAN, X. ; XU, H. ; MEEK, T. ; HAN, Q.: Effect of power ultrasound on solidification of aluminum A356 alloy. In: *Materials Letters* 59 (2005), feb, Nr. 2-3, 190–193. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2004.09.027>
- [156] KORDYLLA, A. ; KOCH, S. ; TUMAKAKA, F. ; SCHEMBECKER, G.: Towards an optimized crystallization with ultrasound: Effect of solvent properties and ultrasonic process parameters. In: *Journal of Crystal Growth* 310 (2008), 4177-4184. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2008.06.057>
- [157] CHOW, R. ; BLINDT, R. ; CHIVERS, R. ; POVEY, M.: The sonocrystallisation of ice in sucrose solutions: primary and secondary nucleation. In: *Ultrasonics* 41 (2003), Nr. 8, 595-604. <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2003.08.001>
- [158] PUGA, H. ; BARBOSA, J. ; MACHADO, J. ; VILARINHO, C.: Ultrasonic grain refinement of die cast copper alloys. In: *Journal of Materials Processing Technology* 263 (2019), jan, 336–342. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.034>
- [159] NALESSO, S. ; BUSSEMAKER, M. ; SEAR, R. ; HODNETT, M. ; LEE, J.: A review on possible mechanisms of sonocrystallisation in solution. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 57 (2019), oct, 125–138. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2019.04.020>
- [160] WANG, F. ; TZANAKIS, I. ; ESKIN, D. ; MI, J. ; CONNOLLEY, T.: In situ observation of ultrasonic cavitation-induced fragmentation of the primary crystals formed in Al alloys. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 39 (2017), nov, 66–76. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2017.03.057>
- [161] WANG, S. ; KANG, J. ; GUO, Z. ; LEE, T. ; ZHANG, X. ; WANG, Q. ; DENG, C. ; MI, J.: In situ high speed imaging study and modelling of the fatigue fragmentation of dendritic structures in ultrasonic fields. In: *Acta Materialia* 165 (2019), feb, 388–397. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2018.11.053>
- [162] WANG, S. ; GUO, Z. ; ZHANG, X. ; ZHANG, A. ; KANG, J.: On the mechanism of dendritic fragmentation by ultrasound induced cavitation. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 51 (2019), mar, 160–165. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2018.10.031>
- [163] O'HARA, S. ; TILLER, W.: On the mechanisms of crystal multiplication during solidification in the presence of fluid motion. In: *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 239 (1967), Nr. 497
- [164] WANG, F. ; ESKIN, D. ; MI, J. ; WANG, C. ; KOE, B. ; KING, A. ; REINHARD, C. ; CONNOLLEY, T.: A synchrotron X-radiography study of the fragmentation and refinement of primary intermetallic particles in an Al-35 Cu alloy induced by ultrasonic melt processing. In: *Acta Materialia* 141 (2017), dec, 142–153. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.010>
- [165] WANG, E. ; WANG, G. ; DARGUSCH, M. ; QIAN, M. ; ESKIN, D. ; ST.JOHN, D.: Grain refinement of an Al-2 wt% Cu Alloy by Al<sub>3</sub>Ti<sub>1</sub>B master alloy and ultrasonic treatment. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* Bd. 117, IOP Publishing, 2016, 012050
- [166] TUAN, N. ; PUGA, H. ; BARBOSA, J. ; PINTO, A.: Grain refinement of Al-Mg-Sc alloy by ultrasonic treatment. In: *Metals and Materials International* 21 (2015), jan, Nr. 1, 72–78. <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-015-1008-6>

- [167] WANG, G. ; WANG, E. ; PRASAD, A. ; UU'GUSCH, M. ; ST.JOHN, U.: Grain refinement of Al-Si hypoeutectic alloys by Al<sub>3</sub>Ti<sub>1</sub>B master alloy and ultrasonic treatment. In: TIRYAKIOGLU, M. (Hrsg.) ; JOLLY, M. (Hrsg.) ; BYCZYNSKI, G. (Hrsg.): *Shape Casting: 6th International Symposium*, Springer, Berlin, 2016. – ISBN 3319486225
- [168] JIAN, X. ; MEEK, T. ; HAN, Q.: Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration. In: *Scripta Materialia* 54 (2006), mar, Nr. 5, 893–896. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.11.004>
- [169] KOTADIA, H. ; DAS, A.: Modification of solidification microstructure in hypo- and hyper-eutectic Al–Si alloys under high-intensity ultrasonic irradiation. In: *Journal of Alloys and Compounds* 620 (2015), jan, 1–4. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.09.089>
- [170] KLIMA, J. ; FRIASFERRER, A. ; GONZALEZGARCIA, J. ; LUDVIK, J. ; SAEZ, V. ; INIESTA, J.: Optimisation of 20kHz sonoreactor geometry on the basis of numerical simulation of local ultrasonic intensity and qualitative comparison with experimental results. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 14 (2007), jan, Nr. 1, 19–28. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2006.01.001>
- [171] HUANG, H. ; XU, Y. ; DA, S. ; HAN, Y. ; JUN, W. ; SUN, B.: Effect of ultrasonic melt treatment on structure refinement of solidified high purity aluminum. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 24 (2014), Nr. 7, 2414–2419. [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63365-3](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63365-3)
- [172] ZHANG, X. ; KANG, J. ; WANG, S. ; MA, J. ; HUANG, T.: The effect of ultrasonic processing on solidification microstructure and heat transfer in stainless steel melt. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 27 (2015), nov, 307–315. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2015.05.041>
- [173] SAJJADI, B. ; RAMAN, A. ; IBRAHIM, S.: Influence of ultrasound power on acoustic streaming and micro-bubbles formations in a low frequency sono-reactor: Mathematical and 3D computational simulation. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 24 (2015), may, 193–203. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2014.11.013>
- [174] LEBON, G. ; PERICLEOUS, K. ; TZANAKIS, I. ; ESKIN, D.: Application of the "Full Cavitation Model" to the fundamental study of cavitation in liquid metal processing. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 72 (2015), jan, Nr. 5, 052050. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/72/5/052050>
- [175] LEBON, G. ; PERICLEOUS, K. ; TZANAKIS, I. ; ESKIN, D.: A model of cavitation for the treatment of a moving liquid metal volume. Version: 2016. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48117-3\\_4](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48117-3_4). In: *Advances in the Science and Engineering of casting solidification*. Springer Nature, 2016
- [176] JAMSHIDI, R.: *Modeling and Numerical Investigation of Acoustic Cavitation with Applications in Sonochemistry*, Technische Universität Clausthal, Diss., 2013
- [177] ŽNIDARČIČ, Anton ; METTIN, Robert ; DULAR, Matevž: Modeling cavitation in a rapidly changing pressure field – Application to a small ultrasonic horn. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 22 (2015), jan, 482–492. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2014.05.011>
- [178] MOTTYLL, S. ; SKODA, R.: Numerical 3D flow simulation of ultrasonic horns with attached cavitation structures and assessment of flow aggressiveness and cavitation erosion sensitive wall zones. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 31 (2016), jul, 570–589. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2016.01.025>

- [179] LEBON, G. ; TZANAKIS, I. ; DJAMBAZOV, G. ; PERICLEOUS, K. ; ESKIN, D.: Numerical modelling of ultrasonic waves in a bubbly Newtonian liquid using a high-order acoustic cavitation model. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 37 (2017), 660-668. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2017.02.031>
- [180] LEBON, G. ; TZANAKIS, I. ; PERICLEOUS, K. ; ESKIN, D.: Experimental and numerical investigation of acoustic pressures in different liquids. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 42 (2018), apr, 411-421. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2017.12.002>
- [181] DAHLEM, O. ; REISSE, J. ; HALLOIN, V.: The radially vibrating horn: A scaling-up possibility for sonochemical reactions. In: *Chemical Engineering Science* 54 (1999), jul, Nr. 13-14, 2829-2838. [https://doi.org/10.1016/S0009-2509\(98\)00356-X](https://doi.org/10.1016/S0009-2509(98)00356-X)
- [182] KUMAR, A. ; KUMARESAN, T. ; PANDIT, A. ; JOSHI, J.: Characterization of flow phenomena induced by ultrasonic horn. In: *Chemical Engineering Science* 61 (2006), nov, Nr. 22, 7410-7420. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ces.2006.08.038>
- [183] NASTAC, L.: Mathematical modeling of the solidification structure evolution in the presence of ultrasonic stirring. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 42 (2011), December, Nr. 6, 1297-1305. <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-011-9539-9>
- [184] ZHANG, D. ; NASTAC, L.: Numerical modeling of the dispersion of ceramic nanoparticles during ultrasonic processing of aluminum-based nanocomposites. In: *Journal of Materials Research and Technology* 3 (2014), oct, Nr. 4, 296-302. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.09.001>
- [185] KANG, J. ; ZHANG, X. ; WANG, S. ; MA, J. ; HUANG, T.: The comparison of ultrasonic effects in different metal melts. In: *Ultrasonics* 57 (2015), mar, 11-17. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultras.2014.10.004>
- [186] RUBINETTE, D. ; WEISS, D. ; MÜLLER, J. ; WAHLEN, A.: Numerical modeling and validation concept for acoustic streaming induced by ultrasonic treatment. In: *Comsol Conference 2016 Munich* (2016). [https://www.comsol.com/paper/download/357161/rubinetti\\_paper.pdf](https://www.comsol.com/paper/download/357161/rubinetti_paper.pdf)
- [187] RAHIMI, M. ; MOVAHEDIRAD, S. ; SHAHHOSSEINI, S.: CFD study of the flow pattern in an ultrasonic horn reactor: Introducing a realistic vibrating boundary condition. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 35 (2017), mar, 359-374. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2016.10.014>
- [188] TZANAKIS, I. ; LEBON, G. ; ESKIN, D. ; HYDE, M. ; GRANT, P.: Investigation of acoustic streaming and cavitation intensity in water as an analogue for liquid metal. In: *10th International Symposium on Cavitation* (2018). <https://cav2018.jhu.edu/wp-content/uploads/Tzanakis-Iakovos.pdf>
- [189] LEBON, G. ; TZANAKIS, I. ; PERICLEOUS, K. ; ESKIN, D. ; GRANT, P.: Ultrasonic liquid metal processing: The essential role of cavitation bubbles in controlling acoustic streaming. In: *Ultrasonics Sonochemistry* 55 (2019), jul, 243-255. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2019.01.021>
- [190] RIEDEL, E. ; HORN, I. ; STEIN, N. ; STEIN, H. ; BÄHR, R. ; SCHARF, S.: Ultrasonic treatment: a clean technology that supports sustainability in casting processes. In: *Procedia CIRP* 80 (2019), 101-107. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2019.01.110>
- [191] *FLOW-3D v11.2 Users Manual*. : *FLOW-3D v11.2 Users Manual*, 2017

- [192] REIKHER, A. ; BARKHUDAROV, M.: *Casting: an analytical approach*. Springer-Verlag GmbH, 2007. – ISBN 978–1–84628–849–4
- [193] FERZIGER, J. ; PERIC, M.: *Numerische Strömungsmechanik*. Springer Berlin Heidelberg, 2008. – ISBN 978–3–540–67586–0
- [194] NICHOLS, B. ; HIRT, C.: Methods for calculating multi-dimensional, transient free surface flows past bodies. (1975)
- [195] HIRT, C. ; NICHOLS, B.: Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries. In: *Journal of Computational Physics* 39 (1981), jan, Nr. 1, 201–225. [https://doi.org/10.1016/0021-9991\(81\)90145-5](https://doi.org/10.1016/0021-9991(81)90145-5)
- [196] BÖCKH, P. von ; STRIPF, M.: *Technische Thermodynamik*. Springer Berlin Heidelberg, 2015. – ISBN 978–3–662–46889–0
- [197] MOELLER, E. (Hrsg.): *Handbuch Konstruktionswerkstoffe*. Hanser Fachbuchverlag, 2013. – ISBN 978–3–446–43169–0
- [198] LAGUNA-CAMACHO, J. ; LEWIS, R. ; VITE-TORRES, M. ; MENDEZ-MENDEZ, J.: A study of cavitation erosion on engineering materials. In: *Wear* 301 (2013), Nr. 1, 467–476. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.026>
- [199] KOMAROV, S. ; KUZNETSOV, D.: Erosion resistance and performance characteristics of niobium ultrasonic sonotrodes in molten aluminum. In: *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 35 (2012), 76–83. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.04.004>
- [200] JING, L. ; JIAN, L.: Erosion characteristics in ultrasonic cavitation. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology* 223 (2009), jun, Nr. 7, 985–991. <http://dx.doi.org/10.1243/13506501jet593>
- [201] HATTORI, S. ; OGISO, T. ; MINAMI, Y. ; YAMADA, I.: Formation and progression of cavitation erosion surface for long exposure. In: *Wear* 265 (2008), Nr. 11, 1619–1625. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2008.03.012>
- [202] TZANAKIS, I. ; LEBON, G. ; ESKIN, D. ; PERICLEOUS, K.: Characterisation of the ultrasonic acoustic spectrum and pressure field in aluminium melt with an advanced cavitometer. In: *Journal of Materials Processing Technology* 229 (2016), 582–586. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.10.009>
- [203] BARTHÈS, M. ; MAZUE, G. ; BONNET, D. ; VIENNET, R. ; HIHN, J.-Y. ; BAILLY, Y.: Characterization of the activity of ultrasound emitted in a perpendicular liquid flow using Particle Image Velocimetry (PIV) and electrochemical mass transfer measurements. In: *Ultrasonics* 59 (2015), may, 72–78. <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2015.01.015>
- [204] ABRAMOV, O.: Action of high intensity ultrasound on solidifying metal. In: *Ultrasonics* 25 (1987), mar, Nr. 2, 73–82. [http://dx.doi.org/10.1016/0041-624x\(87\)90063-1](http://dx.doi.org/10.1016/0041-624x(87)90063-1)
- [205] SALES, R. ; FELIPE, P. ; PARADELA, K. ; GARÇÃO, W. ; FERREIRA, A.: Effect of solidification processing parameters and silicon content on the dendritic spacing and hardness in hypoeutectic Al-Si alloys. In: *Materials Research* 21 (2018), sep, Nr. 6. <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2018-0333>

- 
- [206] BARRIRERO, J.: *Eutectic modification of Al-Si casting alloys*, Linköpings University, Sweden, Diss., 2019
- [207] TODTE, M.: *Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gußteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses*, Otto-von-Guericke-Universität, Diss., 2003

# Abbildungsverzeichnis

2.1	Auszug aus dem binären AlSi-Phasendiagramm . . . . .	6
2.2	Theoretische Grundlagen der Keimbildung . . . . .	8
2.3	Schematische Darstellung der homogenen und heterogenen Keimbildung . . . . .	10
2.4	Schematische Darstellung der heterogenen Keimbildung . . . . .	11
2.5	Schematische Darstellung der dendritischen Entwicklungsstufen . . . . .	12
2.6	Erstarrungstypen . . . . .	12
2.7	Umverteilung der Legierungselemente im Rahmen der Gleichgewichtserstarrung . . . . .	14
2.8	Umverteilung gelöster Legierungselemente bei einer ungleichgewichtigen Erstarrung . . . . .	15
3.1	Form- und Gießverfahren für Aluminiumlegierungen . . . . .	18
3.2	Prozessschritte beim Schwerkraftkokillengießen . . . . .	18
3.3	Änderung des spezifischen Volumens von Aluminium in Abhängigkeit seiner Temperatur . . . . .	19
3.4	Speisungsmechanismen . . . . .	20
3.5	Übersicht der Speiserarten . . . . .	21
3.6	Makroskopische Aufnahmen des Gefüges von reinem Aluminium ohne und mit Kornfeiner . . . . .	23
3.7	Gefügaufnahmen einer unveredelten und einer veredelten AlSi7-Legierung . . . . .	26
3.8	Schematische Darstellung des Mechanismus der Sr-Veredelung . . . . .	27
3.9	Prinzipdarstellung der elektromagnetischen Feld-Behandlung . . . . .	29
4.1	Schematische Darstellung eines piezoelektrischen SiO <sub>2</sub> -Kristalls im Querschnitt . . . . .	32
4.2	Piezoelektrischer und inverser piezoelektrischer Effekt . . . . .	33
4.3	Typische Bestandteile eines US-Systems zur direkten US-Schmelzebehandlung . . . . .	34
4.4	Schallbedingte Änderung der Fluidichte . . . . .	39
4.5	Schalldruckabhängige Entstehung der Kavitationszone und daraus resultierende Keimbildungsrate . . . . .	39
4.6	Prinzipdarstellung: Oberflächendefekt als heterogene Keimstelle für Kavitation . . . . .	40
4.7	Blasendynamik und -wachstum in Abhängigkeit des akustischen Druckes . . . . .	41
4.8	Strömungsmessungen der akustischen Strömung . . . . .	43
4.9	Kavitationsbedingte Zerstörung von Dendriten . . . . .	45
4.10	Einfluss der Ultraschallbehandlung auf Korngröße und Morphologie . . . . .	46
6.1	Grundlegende Funktionsweise der Diskretisierung von FLOW-3D . . . . .	53



6.2	Basismodell für die Simulation der Ultraschallbehandlung . . . . .	57
6.3	Schematische Veranschaulichung des Bewegungsverlaufs der Sonotrode zur Bestimmung der frequenzabhängigen Rechenschritte . . . . .	58
6.4	Simulationsergebnisse für unterschiedliche Phasen der Schallwellenausbreitung innerhalb der Schmelze . . . . .	59
6.5	Berechnete Schallintensität in Abhängigkeit der Entfernung zur Sonotrode (Strahlquelle) . . . . .	60
6.6	Einflussanalyse unterschiedlicher Sonotrodengeometrien auf die Bildung von Kavitationsblasen und deren Kollaps . . . . .	61
6.7	Schallwellenausbreitung mit und ohne aktivierten Kavitationsmodell . . . . .	62
6.8	Analyse der Kavitationszone und ihr Einfluss auf die Schallwellenausbreitung . .	63
6.9	Entwicklung der akustischen Strömung über einen Zeitraum von 5 s . . . . .	64
6.10	Vektorauswertung der akustischen Strömung zur Visualisierung der strömungsbedingten Wirbelbildung . . . . .	65
6.11	Einfluss der akustischen Strömung auf die Entwicklung der Kavitationszone . . .	66
6.12	Einfluss der akustischen Strömung auf die Verteilung unterschiedlicher Partikel .	67
6.13	Mit FLOW-3D erstelltes Modell zur Simulation der erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung . . . . .	68
6.14	Thermo-Calc-Berechnung der Abkühlkurve von AlSi7Mg0,3 und Übertragung in FLOW-3D . . . . .	69
6.15	Ergebnisse der Erstarrungssimulation mit und ohne Ultraschall . . . . .	70
6.16	Auswertung der Erstarrungssimulationen ohne und mit Ultraschallbehandlung . .	70
6.17	Strömungsgeschwindigkeit der akustischen Strömung in Abhängigkeit der Temperatur . . . . .	71
6.18	Ausbreitung der ultraschallbedingten (90s) Kavitation während der Erstarrung . .	71
6.19	Auswertung der Erstarrungssimulationen ohne und mit Ultraschall nach der Erstarrungszeit und die daraus resultierenden DAS . . . . .	72
6.20	Berechnetes Strömungsprofil der akustischen Strömung . . . . .	74
7.1	CAD-Konstruktion der Vorschubvorrichtung zur Positionierung der Sonotrode . .	77
7.2	Schematischer Versuchsaufbau für die Laborversuche . . . . .	78
7.3	Benutzeroberfläche für die Steuerung des Ultraschallsystems . . . . .	78
7.4	Konstruktionszeichnung der Versuchskokille von Gussteil G1 . . . . .	79
7.5	Impressionen der Versuchsdurchführung mit Gussteil G1 . . . . .	81
7.6	Maßnahmen zur Temperaturmessung des Gussteils während der Erstarrung . . .	81
7.7	Konstruktionszeichnung der Versuchskokille von Gussteil G2 . . . . .	82
7.8	Impressionen der Versuchsdurchführung mit Gussteil G2 . . . . .	84
7.9	Mit FLOW-3D erstelltes Modell zur Simulation der erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung des Probekörpers G2 . . . . .	84
7.10	Probenentnahme bei Gussteil G1 . . . . .	85
7.11	Probenentnahme bei Gussteil G2 . . . . .	86

7.12	Schematischer Überblick der Probenpräparation . . . . .	87
8.1	MATLAB-Auswertung des Härtemappings der ohne/mit Ultraschall erstarrungsbe- gleitend behandelten AlSi7Mg0,3-Proben . . . . .	89
8.2	Graphenverlauf zur Entwicklung der Härte von G1 in Abhängigkeit unterschiedli- cher US-Behandlungsdauern . . . . .	90
8.3	Gefügeanalyse ohne und mit Ultraschallbehandlung . . . . .	91
8.4	Kornzahl in Abhängigkeit der Ultraschall-Behandlungsdauer . . . . .	91
8.5	Konfokalmikroskopaufnahme des Gefüges ohne und mit Ultraschallbehandlung . . . . .	92
8.6	EDX-Analyse der (un-)behandelten Proben . . . . .	92
8.7	Rasterelektronenmikroskop-Analyse der(un-)behandelten Proben . . . . .	93
8.8	Mechanischen Eigenschaften des großvolumigen Gussteils . . . . .	94
8.9	Berechnete und gemessene Temperaturverläufe ohne und mit US-Behandlung . . . . .	95
8.10	Graphenverlauf zur Entwicklung der Härte von G2 in Abhängigkeit unterschiedli- cher US-Behandlungsdauern . . . . .	97
8.11	Gefügevergleich der unterschiedliche lange behandelten Gussteile G2 . . . . .	99
8.12	Mechanischen Eigenschaften des schmalwandigen Gussteils . . . . .	100
8.13	Mittels Simulation berechneter Erstarrungsverlauf ohne und mit Ultraschall für unterschiedliche Sonotrodenpositionen . . . . .	101
8.14	Einfluss der versetzten Sonotrodenposition auf den Erstarrungsprozess . . . . .	102
8.15	Einfluss der zentralen Sonotrodenposition auf den Erstarrungsprozess . . . . .	103
8.16	Vergleich des Simulationsergebnisses mit dem Realbauteil G2 hinsichtlich der Kavitation . . . . .	104
8.17	Abgleich der an Gussteil G1 gemessenen Härteverteilung mit den Simulationser- gebnissen ohne und mit Berücksichtigung der Kavitation . . . . .	106
9.1	Darstellung der mittels Simulation berechneten Kühlwirkung der Sonotrode . . . . .	110
9.2	Schematische Darstellung der mit anhaltender US-Behandlung zunehmenden Ge- fügemodifizierung . . . . .	111
9.3	Simuliertes Strömungsverhalten (qualitativ) für die Gussteile G1 und G2 . . . . .	112
A.1	Mit FLOW-3D erstelltes Grundlagenmodell für die Simulation der Ultraschallbe- handlung . . . . .	149
A.2	Auswertung der von FLOW-3D berechneten Amplitude, Geschwindigkeitsampli- tude und Frequenz . . . . .	149
A.3	Entwicklung der Kavitationszone auf der Oberfläche der Sonotrode . . . . .	150
A.4	Größe der Kavitationszone unterhalb der Sonotroden-Stirnfläche bei $t=0,001$ s . . . . .	151
A.5	Wachstum und Kollaps einer Kavitationsblase . . . . .	151
A.6	Entwicklung der Kavitationszone während der ersten 0,001 s und ihr Einfluss auf die Entstehenden Druckwerte . . . . .	151
A.7	Ausweitung der Kavitationszone auf der Stirnfläche der Sonotrode . . . . .	152
A.8	Auswertung der mit den kollabierenden Blasen einhergehenden Drücken . . . . .	153

---

A.9 Auswertung der Druckamplituden mit und ohne Kavitation . . . . .	153
A.10 Präpariertes Wasser zur visuellen Hervorhebung der Ultraschalleffekte . . . . .	153
A.11 Versuchsaufbau des Wassermodells . . . . .	154

# Tabellenverzeichnis

2.1	Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften der Legierung AlSi7Mg0,3 hergestellt im Kokillengießverfahren . . . . .	5
2.2	Chemische Zusammensetzung der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg0,3 . . . . .	6
4.1	Frequenzbereiche mechanischer Schwingungen . . . . .	31
4.2	Publikationsübersicht zur Simulation der Ultraschallbehandlung . . . . .	48
6.1	In FLOW-3D hinterlegte physikalische Fluideigenschaften für AlSi7Mg0,3 . . . . .	54
6.2	Zusammenfassung der ausgewählten physikalischen Modelle und der entsprechend definierten Parameter für AlSi7Mg0,3 . . . . .	55
6.3	Gewählte Daten für die Berechnung der Wasserstoffdichte innerhalb der Kavitationsblasen . . . . .	56
7.1	Planung der Versuchsreihen für die experimentelle Untersuchung der US-Behandlung bei Gussteil G1 . . . . .	79
7.2	Chemische Zusammensetzung der für Gussteil G1 verwendeten Legierung AlSi7Mg0,3. . . . .	80
7.3	Planung der Versuchsreihen für die experimentelle Untersuchung der US-Behandlung bei Gussteil G2 . . . . .	83
7.4	Chemische Zusammensetzung der für Gussteil G2 verwendeten Legierung AlSi7Mg0,3 . . . . .	83
8.1	Entwicklung der Härte von G1 in Abhängigkeit unterschiedlicher US-Behandlungsdauern . . . . .	89
8.2	Entwicklung der Härte von G2 in Abhängigkeit unterschiedlicher US-Behandlungsdauern . . . . .	97
8.3	Übersicht der Min/Max-Härten: gemessen und berechnet . . . . .	106
C.1	Investitionskosten der einzelnen Anlagenkomponenten und der Gesamtanlage . . . . .	156
C.2	Für die Behandlung anzusetzende Anlagenleistung . . . . .	156
C.3	Für die Berechnungen angesetzter Industriestrompreis 2019 . . . . .	157
C.4	Berechnung der behandlungsdauerabhängigen Energiekosten . . . . .	157
C.5	Berechnung der Behandlungskosten ohne Berücksichtigung der Anlagenkosten . . . . .	157
C.6	Berechnung der Behandlungskosten mit Berücksichtigung der Anlagenkosten . . . . .	158

# Abkürzungsverzeichnis

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
Al	Aluminium
AlP	Aluminiumphosphid
AMF	Alternating Magnetic Fields
AMS	Alloy Memory Structure
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Aluminiumoxid
BDG	Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie
B	Bor
C	Kohlenstoff
CCC	Commercial CFD Code
CFD	Computational Fluid Dynamics
CMF	Carousel Magnetic Fields
Cu	Kupfer
DAS	Dendritenarmabstand
DIN	Deutsche Industrienorm
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie, engl. energy dispersive X-ray spectroscopy)
Eu	Europium
EU	Europäische Union
FDM	Finite Differenzen Methode
Fe	Eisen
FVM	Finite Volumen Methode
Gew.-%	Gewichtsprozent
G1	Gusskörper 1 - großvolumig
G2	Gusskörper 2 - schmalwandig

---

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
H	Wasserstoff
H <sub>2</sub> O	Wasser
IFQ	Institut für Fertigungstechnik und Qualitätssicherung
IIT	Impurity Induced Twinning, dt. verunreinigungsbedingte Zwillingsbildung
L	Liquid, dt. flüssig
ME	Massenelement
Mg	Magnesium
MM(N)C	Metal-Matrix-(Nano-)Composite
Mn	Mangan
Na	Natrium
O	Sauerstoff
P	Phosphor
PIV	Particle image velocimetry, dt. Partikelbild-Velocimetrie
REM	Rasterelektronenmikroskop
RMF	Rotating Magnetic Fields
S	Solid, dt. fest
Sb	Antimon
Si	Silizium
SiC	Siliziumcarbid
Sr	Strontium
T	Temperatur
Ti	Titan
TiAl <sub>3</sub>	Titanaluminid
TiB <sub>2</sub>	Titandiborid
TMF	Travelling Magnetic Fields
US	Ultraschall
UST	Ultraschall-Behandlung, engl. Ultrasonic Treatment
V	Volumen
VOF	Volume of Fluid - Fluidvolumen



---

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
VE	Volumeneinheit
ZIM	Zentrales Innovationsprogramm Mittelstand
Zn	Zink

# Formelzeichen und Symbole

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
$atm$	$Pa = kg\ m^{-1}\ s^{-2}$	Physikalische Atmosphäre 1 atm = 101.325 Pa
$A$	m	Auslenkung
$A$	%	Dehnung
$A$	$Pa = kg\ m^{-1}\ s^{-2}$	Schalldruckamplitude
$c$	$m\ s^{-1}$	Schallgeschwindigkeit
$C_c$		Kondensationskoeffizient
$C_e$		Verdampfungskoeffizient
$C_L$	Gew – %	Legierungselement-Konzentration in der Schmelze
$C_p$		Kavitations-Produktionskoeffizient
$C_S$	Gew – %	Legierungselement-Konzentration im Festen
$C_0$	Gew – %	Gesamtkonzentration des (Haupt-)Legierungselements
$Cav_d$		Kavitation-Dissipationskoeffizient
$Cav_p$		Kavitation-Produktionskoeffizient
$D$	m	Korndurchmesser
$D_L$	$cm^2/s$	Diffusionskoeffizient in der Schmelze
$D_S$	$cm^2/s$	Diffusionskoeffizient im Festen
$E$	$J = kg\ m^2\ s^{-2}$	Innere Energie
$E_{kin}$	$J = kg\ m^2\ s^{-2}$	Kinetische Energie
$E_{pot}$	$J = kg\ m^2\ s^{-2}$	Potentielle Energie
$E_{turb}$	$J = kg\ m^2\ s^{-2}$	Turbulente kinetische Energie
$f$	$Hz = s^{-1}$	Frequenz
$f_{cav}$	%	Kavitationsmassenanteil
$f_L$	%	Massenanteil der Schmelze

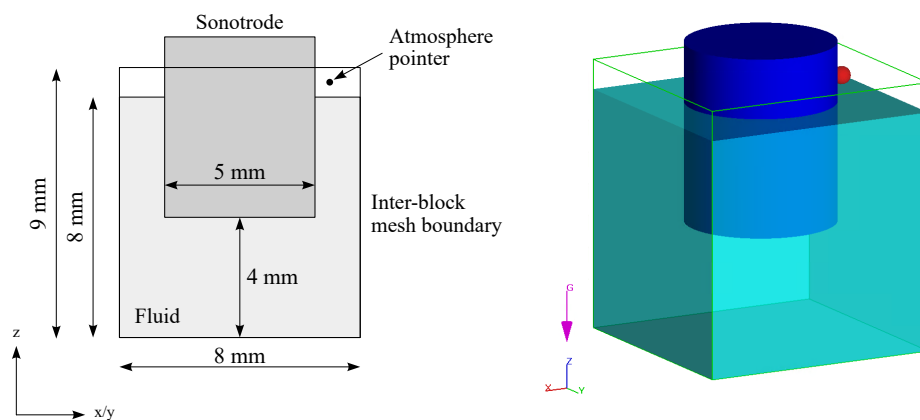
<b>Symbol</b>	<b>SI-Einheit</b>	<b>Bedeutung</b>
$f_S$	%	Massenanteil des Festkörpers
$F$	$\text{N} = \text{kg m s}^{-2}$	Kraft
$F$	$\text{J m}^{-3}$	Helmholtz-Energie pro Volumeneinheit
$g_S$	%	Volumenanteil des Festkörpers
$G$	$\text{J m}^{-3}$	Gibbs-Energie oder freie Enthalpie pro Volumeneinheit
$G_L$	$\text{J m}^{-3}$	Gibbs-Energie der Schmelze
$G_S$	$\text{J m}^{-3}$	Gibbs-Energie des Festkörpers
$\hbar$	eV/s	Phononen-Impuls
$H$	$\text{J} = \text{kg m}^2 \text{s}^{-2}$	Enthalpie
$HBW$	$\text{N/m}^2$	Brinell-Härte
$HV$	$\text{N/m}^2$	Vickers-Härte
$I$	$\text{W m}^{-1}$	Intensität
$j$	$\text{m s}^{-1}$	Schallwellen-Beschleunigung
$k$		Verteilungskoeffizient
$k$		Piezo-Modul
$k_c$		Legierungsspezifischer Kavitationskoeffizient
$K$	$\text{kg m}^{-1} \text{s}^{-1}$	Kinemtaisches Moment
$m$	kg	Masse
$m_L$		Steigung der Liquiduslinie
$n$	mol	Stoffmenge eines ausgewählten Gases
$p$	$\text{Pa} = \text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	(Schall-)Druck
$p_0$	$\text{Pa} = \text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Statischer Atmosphärendruck
$p_{cav}$	$\text{Pa} = \text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Kavitationsschwelle
$p_A$	$\text{Pa} = \text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Akustischer Druck
$p_{l,L}$	$\text{Pa} = \text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Druck des Fluids
$p_v$	$\text{Pa} = \text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Dampfdruck
$Q$	As	Elektrische Ladung
$Q$		Grain-growth-restriction-factor, kurz Q-Faktor
$Q_{true}$		True grain-growth-restriction-factor, kurz $Q_{true}$ -Faktor

<b>Symbol</b>	<b>SI-Einheit</b>	<b>Bedeutung</b>
$r_{cr}$	m	Kritischer Keimradius (Schmelze)
$R_0$	m	Anfangsradius einer Kavitationsblase
$R_{im}$	m	Intermolekularer Abstand
$R_m$	MPa = $\text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Zugfestigkeit
$R_{norm}$	Pa = m	Normalisierter Anfangsradius einer Kavitationsblase
$R_{p0.2}$	MPa = $\text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	0,2%-Dehngrenze
$R_S$		Universelle Gaskonstante
$S$	$\text{J K}^{-1}$	Entropie
$S$	$\text{m}^2$	Strahlfäche der Sonotrode
$S_F$	$\text{J m}^{-3} \text{K}^{-1}$	Schmelzentropie
$S_p$	Pa = $\text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Schallstrahlungsdruck
$t$	s	Zeit
$T$	s	Perioden-/Schwingungsdauer
$T$	K	Temperatur
$T_{CS}$	K	Verlauf der konstitutionellen Unterkühlung
$T_L$	K	Liquidustemperatur
$T_S$	K	Solidustemperatur
$T_0$	K	Anfangstemperatur unter Normalniveau
$u$	$\text{m s}^{-1}$	Schallwellen-Geschwindigkeit
$U$	$\text{V} = \text{kg m}^2 \text{A}^{-1} \text{s}^{-2}$	Elektrische Spannung
$\nu$	$\text{m}^2 \text{s}^{-1}$	Kinematische Viskosität
$V, v$	$\text{m}^3$	Volumen
$V_{cav}$	%	Kavitations-Volumentanteil
$W$	$\text{W} = \text{kg m}^2 \text{s}^{-3}$	Leistung
$x$	m	Weg
$y$	m	Amplitude
$\alpha$	$\text{m}^{-1}$	Materialspezifischer Dämpfungsfaktor
$\beta$		Kompressibilitätskoeffizient

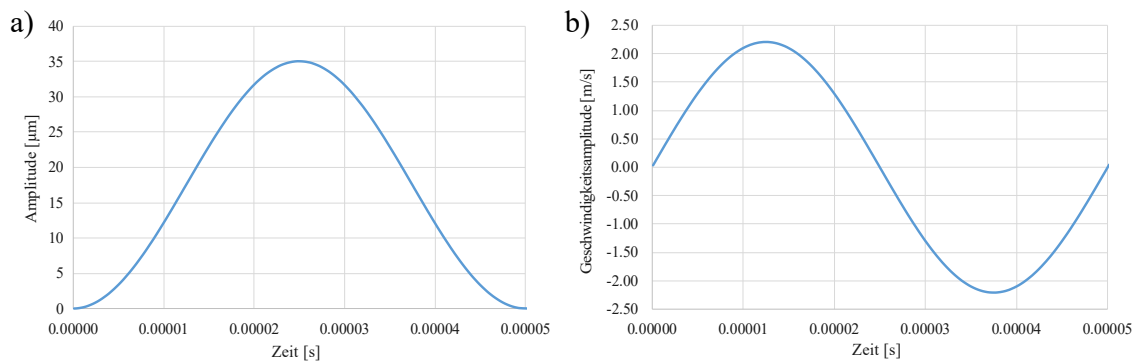
<b>Symbol</b>	<b>SI-Einheit</b>	<b>Bedeutung</b>
$\gamma$		Isentropenexponent
$\gamma$	$\text{J m}^{-2}$	Grenzflächenenergie
$\gamma_c$		Gaskonstante der Kavitationsblase
$\gamma_{cr}$	$\text{J m}^{-2}$	Grenzflächenenergie der neu erzeugten Kornoberfläche
$\kappa$		Kompressionsmodul des Mediums
$\lambda$	m	Wellenlänge
$\lambda_2$	$\mu\text{ m}$	Sekundärer Dendritenarmabstand
$\lambda_{2,c}$	$\mu\text{ m}$	Sekundärer Dendritenarmabstand (kavitationsabhängig)
$\lambda_{2,t}$	$\mu\text{ m}$	Sekundärer Dendritenarmabstand (Erstarrungstemperaturabhängig)
$\mu$	$\text{Pa s} = \text{kg m}^{-1} \text{s}^{-1}$	Dynamische Viskosität
$\rho$	$\text{kg m}^{-3}$	Dichte
$\rho_L$	$\text{kg m}^{-3}$	Dichte der Schmelze
$\rho_S$	$\text{kg m}^{-3}$	Dichte des Festkörpers
$\sigma$	$\text{N m}^{-1} = \text{kg s}^{-2}$	Oberflächenspannung
$\sigma_0$	$\text{N m}^{-1} = \text{kg s}^{-2}$	Anfangsspannung
$\theta$	rad	Kontaktwinkel
$\varphi$	rad	(Null-)Phasenwinkel
$\omega$	$\text{s}^{-1}$	Winkelgeschwindigkeit

# Anhang

## A Weiterführende Simulationsergebnisse

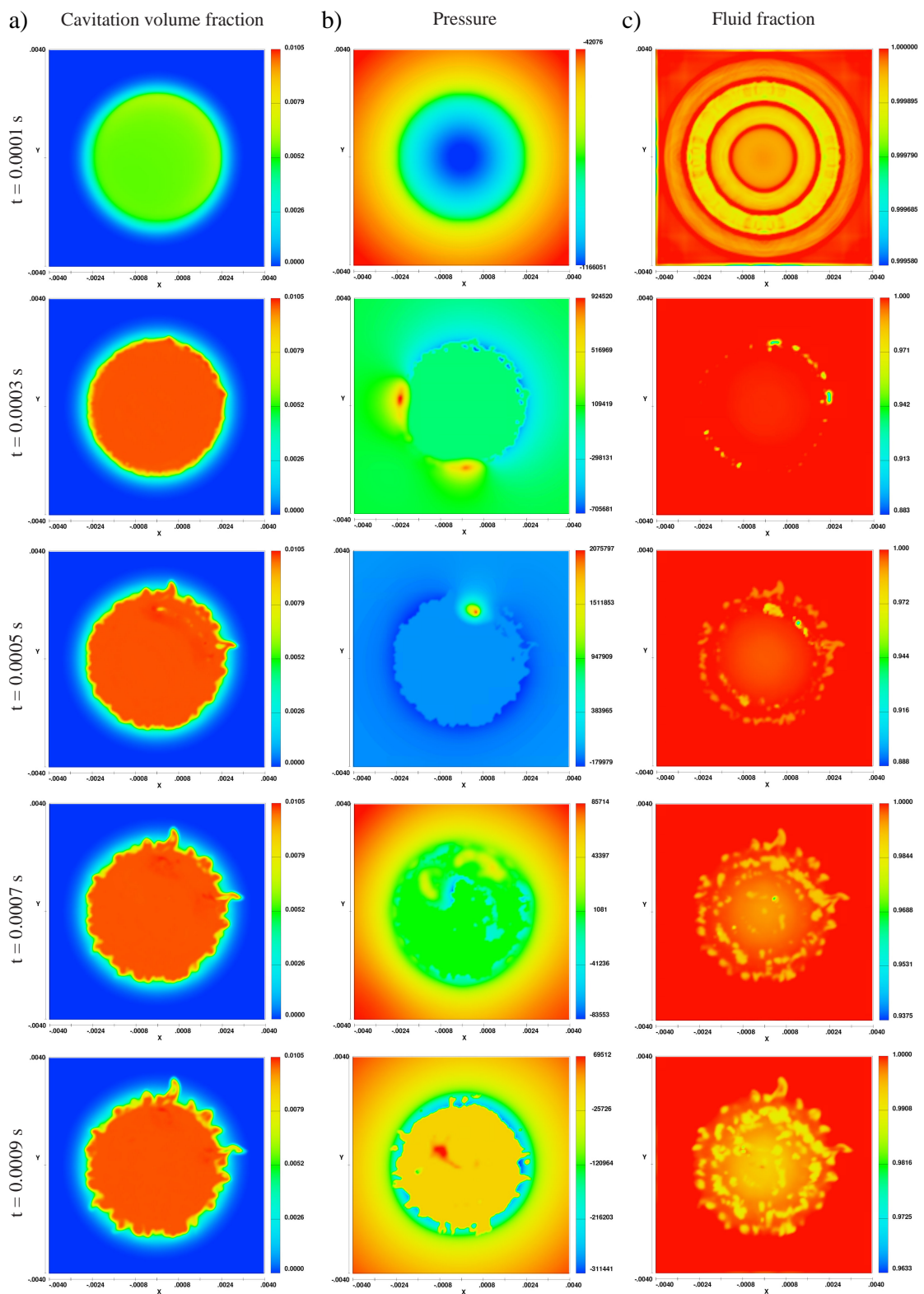


**Abbildung A.1:** Mit FLOW-3D erstelltes Grundlagenmodell zur Untersuchung, ob die grundlegenden, mit der Ultraschallbehandlung einhergehenden Effekte simuliert werden können. Zum Zweck einer besseren Auswertung wurde eine flache Sonotrodenstirnfläche gewählt. Die Zellgröße lag bei  $50\ \mu\text{m}$  (insgesamt 4.608.000 Zellen).



**Abbildung A.2:** Auswertung der von FLOW-3D berechneten a) Amplitude; b) Geschwindigkeitsamplitude und Frequenz.





**Abbildung A.3:** Entwicklung der Kavitationszone auf der Oberfläche der Sonotrode zu unterschiedlichen Zeiten: a) Anteil des Kavitationsvolumens; b) Druck; c) Fluidanteil.

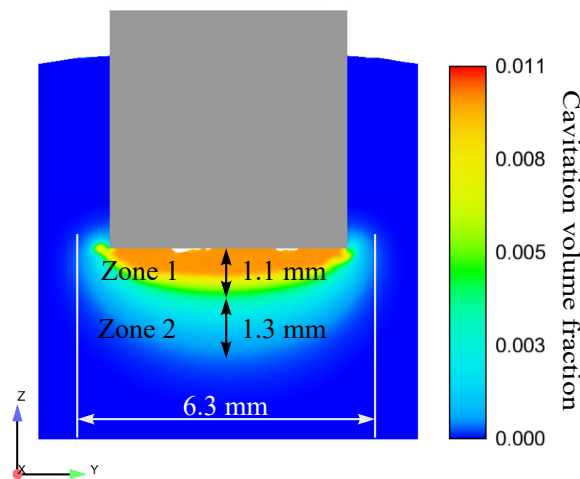


Abbildung A.4: Größe der Kavitationszone unterhalb der Sonotroden-Stirnfläche bei  $t=0,001$  s.

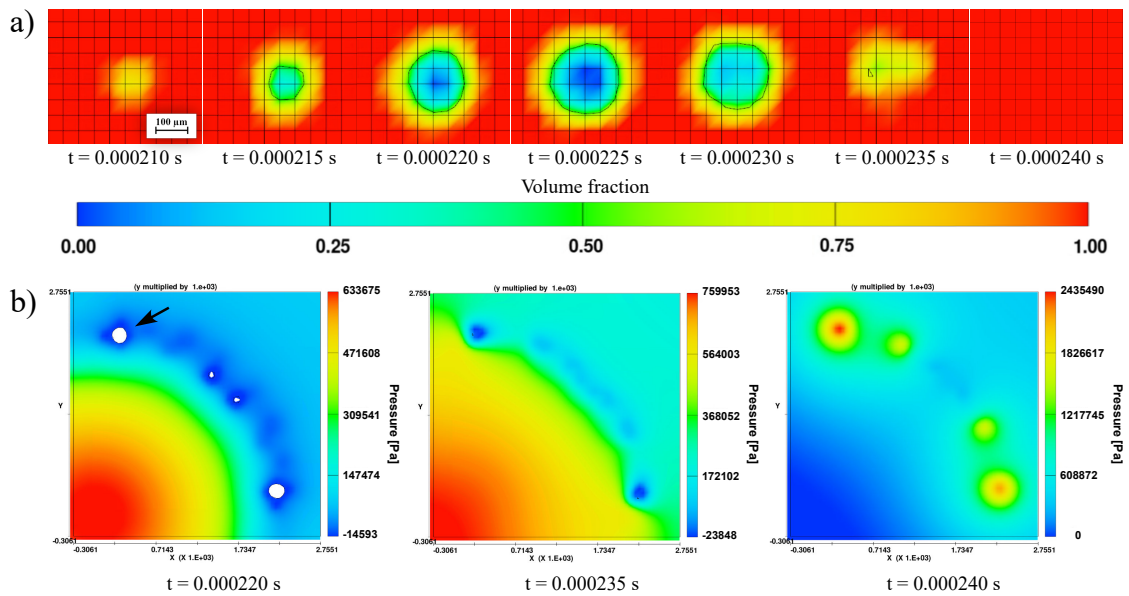


Abbildung A.5: Wachstum und Kollaps einer Kavitationsblase: a) Fluidanteil in und um die Blase herum; b) Druckverhältnisse im Bereich um die Blase und nach dem Kollaps.

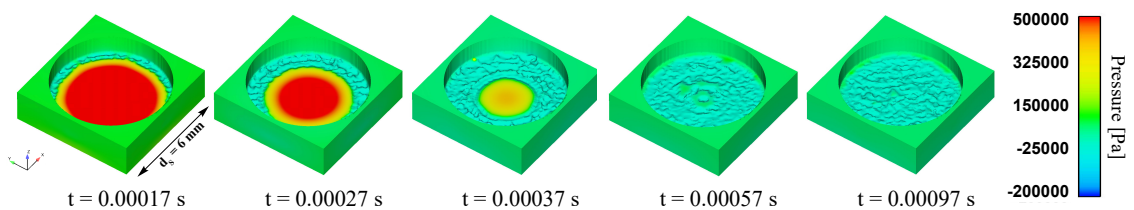
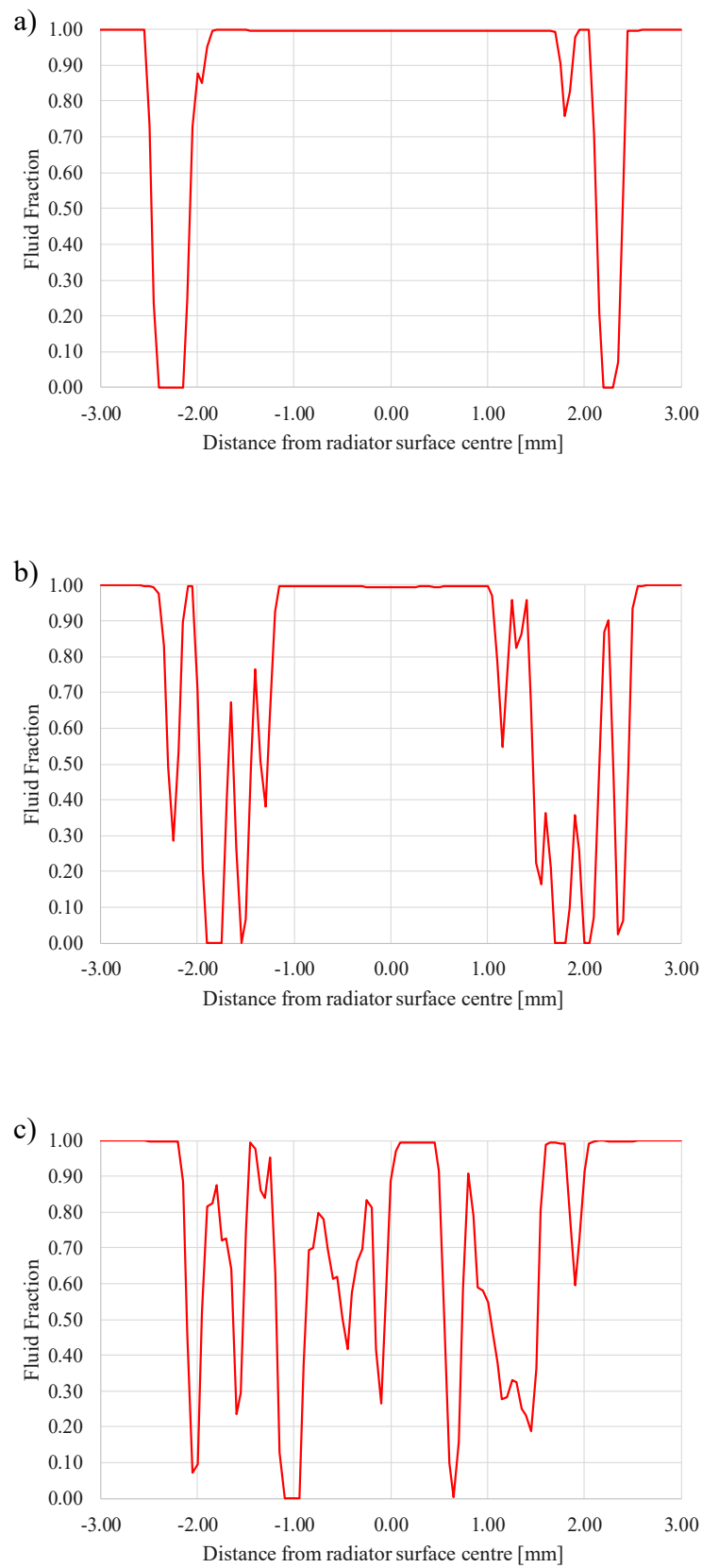
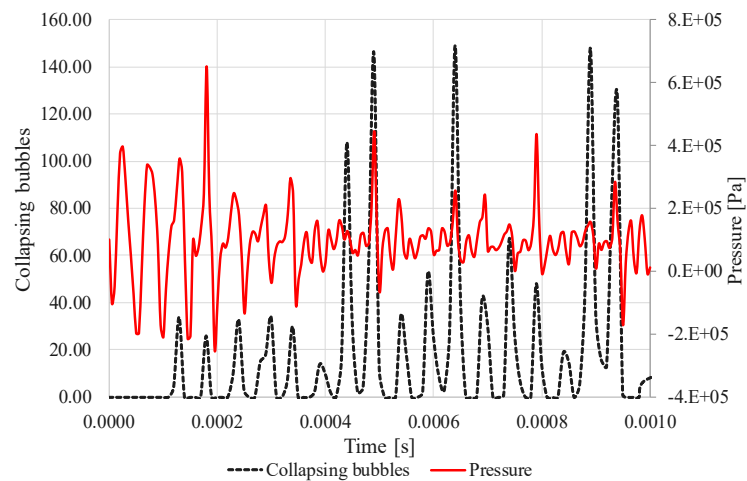


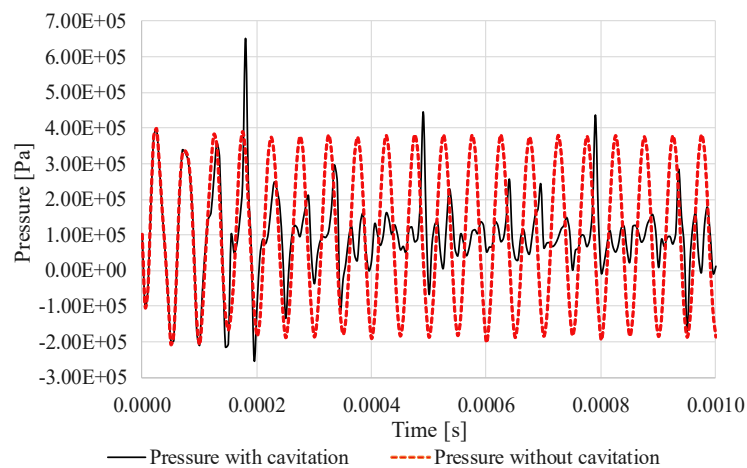
Abbildung A.6: Entwicklung der Kavitationszone während der ersten 0,001 s und ihr Einfluss auf die Entstehenden Druckwerte.



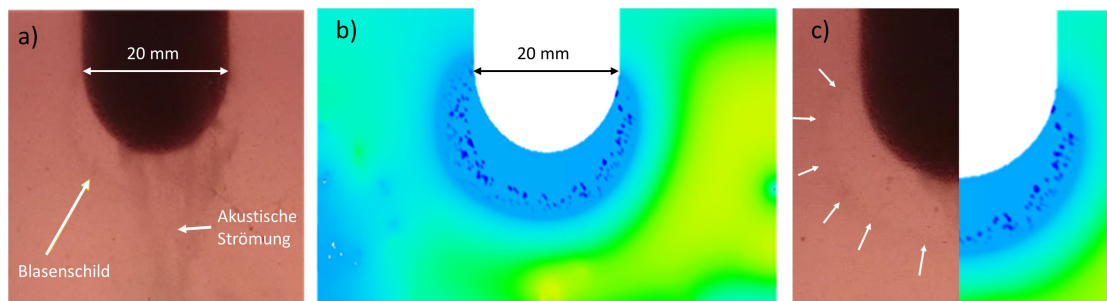
**Abbildung A.7:** Ausweitung der Kavitationszone (hier dargestellt durch den Fluidanteil) auf der Stirnfläche der Sonotrode: a)  $t=0,00027$  s.; b)  $t=0,00037$  s; c)  $0,00097$  s.



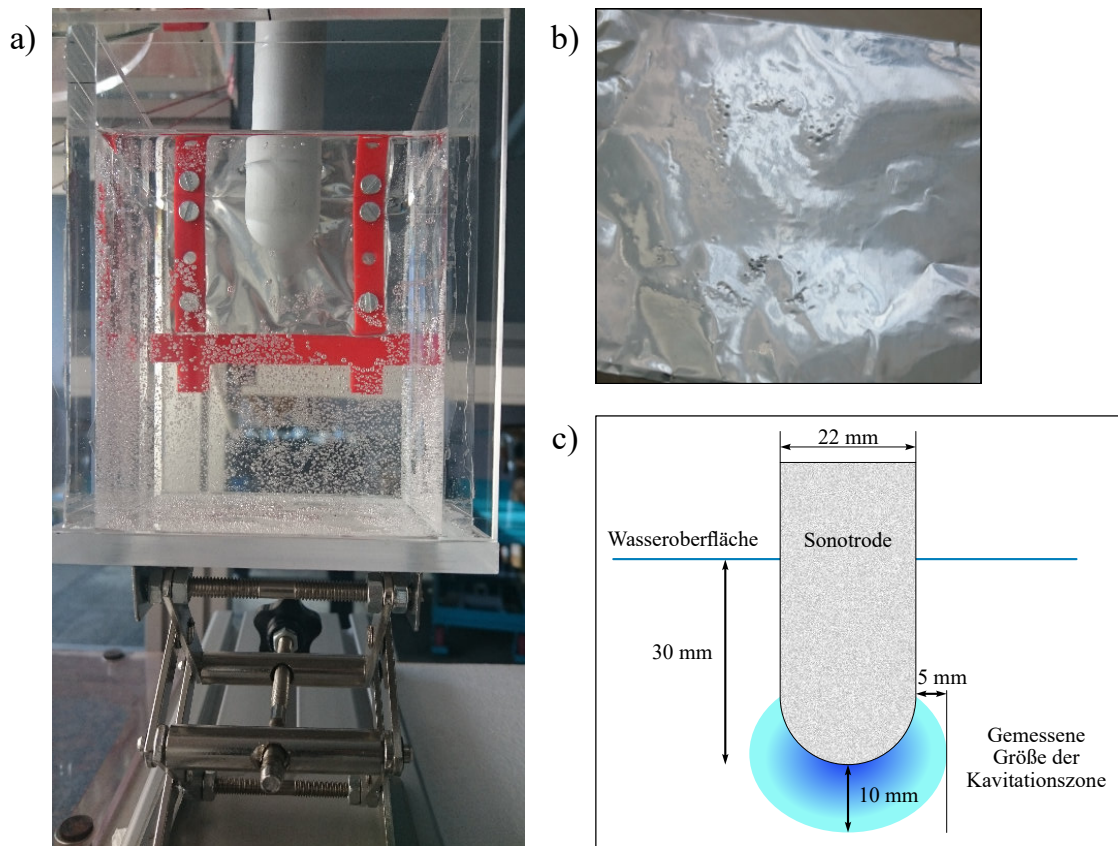
**Abbildung A.8:** Auswertung der mit den kollabierenden Blasen einhergehenden Drücken.



**Abbildung A.9:** Auswertung der Druckamplituden mit und ohne Kavitation 4 mm zentral unterhalb der Sonotrode.



**Abbildung A.10:** Präpariertes Wasser zur visuellen Hervorhebung der Ultraschalleffekte und Abgleich mit den Simulationsergebnisse: a) Kameraaufnahme der Kavitationszone und der akustischen Strömung; b) mit FLOW-3D berechnete Größe der Kavitationszone, gerendert nach Druckverhältnissen; c) Gegenüberstellung von Kameraaufnahme und Simulation.



**Abbildung A.11:** Versuchsaufbau des Wassermodells zur Validierung der Simulation: a) Versuchsaufbau einschließlich Folienhalter für den Aluminiumfolientest zur Bestimmung der Größe der Kavitationszone nach [15]; b) durch kollabierende Blasen verursachte Einschläge auf der Alufolie; c) Ableitung der Kavitationszonengröße.

## B Verzeichnis verwendeter Anlagentechnik

Prozessschritt	Verwendete Anlagentechnik	Hersteller/Typ
<b>Probenherstellung</b>		
Einschmelzen	Induktionstiegelofen	Inducal Göllingen GmbH Typ IMUP 60/8/600/R
Schmelzevorbehandlung	Reinigungstabletten	Foseco Nitral 10
Dichteindex-Prüfung	Unterdruck-Dichteprüfung	Industrievertretungen GmbH Unterdruckdichteprobe-Gerät MK
	Dichteindex-Waage	Industrievertretungen GmbH MK2200
Gießen	Kokillenschließanlage	Eigenanfertigung
Kokillenvorwärmung	Hochleistungsheizpatronen	HEWID
Schmelzebehandlung	Ultraschallanlage	Hielscher Typ UIP1000hdT
Sonotrodensteuerung	Vertikale Vorschubvorrichtung	ENA - Elektrotechnologien und Anlagenbau GmbH Sonderanfertigung
Temperaturmessung	Typ-K Thermoelemente und Datenlogger	Omega Handheld-Datenlogger RDXL6SD
Thermische Speiserisolierung	Speiserhülsen	ASK Chemicals Exactcast KT60/150 SRPLUS IN2
Lösungsglühen	Umluft-Kammerofen	Nabertherm N500/65HA
Warmauslagern	Umluft-Kammerofen	
<b>Probenpräparation</b>		
Entfernung Speiser- und Anschnittsystem	Industriesäge	
Vorbearbeitung der Gussrohnteile	Industriesäge	
Probenpräparation Härtemessung	Fräsmaschine	OPTimill F150 TC
Probenpräparation Zug- und Dauerschwingproben	Wasserstrahlschneidanlage	FLOW Mach 2
	Drehmaschine	OPTIturn L44
Probenpräparation Metallographie	Schleif- und Polierautomat	Schleifen und (OP-S)Polieren
	AlCu4Ti: NaOH	Eigenanfertigung
	AlSi7Mg0,3: Elektrolytisches Ätzen	
<b>Probenauswertung</b>		
Härteprüfung	Universal-Härteprüfgerät	Hegewald und Peschke HPO 250
Zugversuch	Universalprüfmaschine	Hegewald und Peschke Inspekt 250
Dauerfestigkeitsuntersuchungen	Resonanz-Prüfmaschine	Rumul TESTRONIC 8601
Gefügeanalysen	Digital- und Auflichtmikroskop	Keyence Modellreihe VHX-6000
		Nikon EPIPHOT 200
	REM	FEI XL30 ESEM

## C Monetäre Aspekte

### Investitionskosten (genutzte) Anlage

**Tabelle C.1:** Investitionskosten (gerundet) der einzelnen Anlagenkomponenten und der Gesamtanlage.

Anlagenkomponente	Parameter	Brutto-Preis gerundet
Ultraschallprozessor (Generator und Schallwandler)	Leistung: 1.000 W	9.760,00 €
	Frequenz: 20.000 Hz	
	Amplitude variabel: 20 – 100%	
Blocksonotrode	Material: Titan	3.210,00 €
	Max. Betriebsamplitude: 35 µm	
	Pressluftkühlung	
Keramikresonator	Material: Si3N4	
	Druchmesser: 22 mm	
	Amplitudenverhältnis 1:1	
Booster	Max. Eintauchtiefe: 50 mm	3.930,00 €
	Material: Titan	
<b>Gesamt</b>	Amplitudenverhältnis: 1:1.4	<b>16.900,00 €</b>

### Energiebedarf

**Tabelle C.2:** Für die Behandlung anzusetzende Anlagenleistung.

Durchschnittlicher Energiebedarf der US-Anlage während der Behandlung [W/s]	
(Legierung: AlSi7Mg0,3; Frequenz = 20 kHz; Amplitude p-p = 35 µm)	
Netto-Power = 0,095 kW	<b>Total-Power = 0,175 kW</b>



## Angesetzter Industriestrompreis

**Tabelle C.3:** Für die Berechnungen angesetzter Industriestrompreis 2019.

Quelle	BDEW; Bundesverband der Energie-Abnehmer
Titel der Veröffentlichung	Industriestrompreise (inklusive Stromsteuer) in Deutschland in den Jahren 1998 bis 2019 (in Euro-Cent pro Kilowattstunde)
Gültigkeitszeitraum	2019
Strompreis	<b>0,19 €/kWh</b>

## Behandlungsdauerabhängige Kosten (ohne Anlagenkosten)

$$\text{Behandlungsdauer}[h] \times \text{Anlagenleistung}[kW] \times \text{Strompreis}[€/kWh] = \text{GesamtkostenderBehandlung}$$

**Tabelle C.4:** Berechnung der behandlungsdauerabhängigen Energiekosten.

Behandlungsdauer		Erforderliche Leistung	Gesamtleistung	Strompreis	Gesamtkosten der Behandlung
[s]	[h]	[kW]	[kWh]	[€/kWh]	[€]
10	0,0028	0,175	0,0005	0,19	0,00001
20	0,0056	0,175	0,0001	0,19	0,00002
30	0,0083	0,175	0,0015	0,19	0,00003
...		...	...	...	
100	0,0278	0,175	0,0050	0,19	0,00010

## Fallbeispiele:

### Fallbeispiel 1: Keine Berücksichtigung der Anlagenkosten

**Tabelle C.5:** Berechnung der Behandlungskosten ohne Berücksichtigung der Anlagenkosten.

Produktionsumfang Gussteile	[Stk.]	20.000
Angesetzte Behandlungsdauer	[s]	50
Kosten der Behandlung / Gussstück	[€]	0,00005
<b>Gesamtkosten der Behandlung</b>	<b>[€]</b>	<b>1,00</b>

**Fallbeispiel 2: Keine Berücksichtigung der Anlagenkosten****Tabelle C.6:** Berechnung der Behandlungskosten mit Berücksichtigung der Anlagenkosten.

Produktionsumfang Gussteile	[Stk.]	20.000
Angesetzte Behandlungsdauer	[s]	50
Reine Behandlungskosten / Gussstück	[€]	0,00005
Anlagenkosten	[€]	16.900,00
Anlagenkosten anteilig je Gussstück	[€]	0,845
Gesamtkosten der Behandlung /Gussstück	[€]	0,84505
<b>Gesamtkosten der Behandlung</b>	<b>[€]</b>	<b>16.901,00</b>

## Während der Promotionszeit betreute studentische Arbeiten

Merz, B., 2019, „*Untersuchung der Festigkeitseigenschaften beim roboterbasierten 3D-Andrucken auf konventionell gefertigten Bauteilen*“, Bachelorarbeit.

Vopel, K., 2018, „*Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften ultraschall-behandelter AlSi7Mg0,3 und AlCu4Ti Gussproben*“, Bachelorarbeit.

Münzer, J., 2018, „*Untersuchungen zu porositätsbedingten Undichtheit an Gussbauteilen für den Automobilbau*“, Bachelorarbeit.

Arnold, J., Bock, M., Grobe, K., Hansmann, L., Schmidt, R., 2016, „*Erzeugung eines Gussmodells mit Hilfe von Rapid Prototyping Verfahren unter dem Aspekt gießgerechter Gestaltung*“, PaTe-Projektarbeit (Bachelorstudium).

# Publikationsübersicht

Stand: 5. November 2019

## Schriftliche Beiträge

Riedel, E., Horn, I., Stein, N., Stein, H., Bähr, R., Scharf, S., 2019, „*Ultrasonic treatment: a clean technology that supports sustainability in casting processes*“, *Procedia CIRP - Amsterdam* [u.a.]: Elsevier, Bd. 80.2019, S. 101–107. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2019.01.110>.

Scharf, S. et al., 2019, „*Innovatives Technologie- und Anlagenkonzept für eine nachhaltige Prozessgestaltung in Gießereien*“, *Giesserei Special*, 01/2019, 78–85.

Bach, W., Riedel, E., 2019, „*Development of a new process for fast electrical hardening of inorganic sand cores*“, *CASTING Plant & Technology International*, 01/2019, 20–25.

Bach, W., Riedel, E., 2019, „*Entwicklung eines neuen Verfahrens zum elektrischen Aushärten von anorganischen Sandkernen und –Formen*“, *GIESSEREI 106* 01/2019, 32–35.

Scharf, S., Riedel, E., Stein, N., Bähr, R., 2017, „*Fe–Al/AlSi compound casting based on a targeted oxide removal*“, *Journal of Materials Processing Technology* 248, 31–38.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.004>.

Riedel, E., Liepe, M., Scharf, S., 2017, „*Simulation und Anwendung von Ultraschall zur aktiven Gefügebeeinflussung von hochbelastbaren Al-Gussteilen*“, 13. Magdeburger Maschinenbau-Tage 2017, 485-494. <http://dx.doi.org/10.25673/5098>.

Scharf, S., Riedel, E., Bähr, R., 2016, „*Developments of an innovative and sustainable heat treatment process for aluminum based casting components*“, *Livarski vestnik: glasilo Društva Livarjev Slovenije*, Ljubljana, 63-2016, 58-59.

Bähr, R., Scharf, S., Riedel, E., 2016, „*Mit VR und AR zur Gießerei 4.0*“, *Fertigungstechnisches Kolloquium Magdeburg*, Magdeburg.

Bähr, R., Scharf, S., Riedel, E., 2014, „*Urformen - Das generative Verfahren*“, *Fertigungstechnisches Kolloquium Magdeburg*, Magdeburg.

## Kurzbeiträge

Riedel, E., Horn, I., Stein, N., 2019, „*Fertigung hochbelastbarer Aluminium-Gussteile durch den gezielten Einsatz von Ultraschall*“, *Innovation & Markt (VIU)* 02/19, 5.

Bach, W., Riedel, E., 2019, „*Schnellere und effizientere Fertigung von verlorenen Kernen für die Großserie*“, Mitteldeutsche Mitteilungen (VDI) 01/19, 7.

Riedel, E., Horn, I., Stein, N., Scharf, S., 2019, „*Hochbelastbare Aluminium-Gussteile durch den gezielten Einsatz von Ultraschall*“, Mitteldeutsche Mitteilungen (VDI) 01/19, 18.

Scharf, S., Riedel, E., Volkert, J., Kujath, M., Stein, N., Stein, H., 2019, „*Lösungen für eine energieeffiziente Fertigung in Leichtmetall-Gießereien*“, Mitteldeutsche Mitteilungen (VDI) 01/19, 20.

## Vorträge

Gawert, C., Riedel, E., 2019, „*Potential of numerical supported ultrasonic treatment for the production of aluminium matrix composites*“, WFO-TECHNICAL FORUM and 59TH IFC Portoroz 2019, Portoroz, Slovenien.

Bähr, R., Michaelis, C., Riedel, E., Scharf, S., Gawert, C., 2019, „*Aluminium casting: processes, applications, quality*“, WFO-TECHNICAL FORUM and 59TH IFC Portoroz 2019, Portoroz, Slovenien.

Riedel, E., 2019, „*Results and validation in simulation of ultrasonic treatment of aluminum A356*“, 2019 FLOW-3D European Users Conference, Milan, Italy.

Riedel, E., 2019, „*Ultrasonic treatment: a clean technology that supports sustainability in casting processes*“, 26th CIRP Life Cycle Engineering Conference, West Lafayette, IN, USA.

Riedel, E., 2019, „*Numerisch gestützte Untersuchung einer erstarrungsbegleitenden Ultraschallbehandlung der Legierung AlSi7Mg0,3*“, 11. Doktorandenseminar im Rahmen des 45. Aachen Gießereikolloquiums Gießerei-Institut, RWTH Aachen, Aachen.

Riedel, E., 2018, „*Feasibility study on the simulation of ultrasonic treatment of liquid and solidifying Aluminium A356 using FLOW-3D*“, 2018 FLOW-3D European Users Conference, Stuttgart.

Riedel, E., 2017, „*Simulation der Ultraschallbehandlung von Wasser und flüssigem Aluminium für den Einsatz in der Gießereiindustrie*“, 17. FLOW-3D Nutzertreffen, Böblingen.

Riedel, E., 2017, „*Simulation und Anwendung von Ultraschall zur aktiven Gefügebeeinflussung von hochbelastbaren Al-Gussteilen*“, Workshop des Fachausschusses Ultraschall der DEGA (Deutsche Gesellschaft für Akustik) e.V., Drübeck.

Riedel, E., 2017, „*Simulation und spezifische Anwendung von Ultraschall in der Gießtechnik*“, 10. Doktorandenseminar im Rahmen des 43. Aachen Gießereikolloquiums Gießerei-Institut, RWTH Aachen, Aachen.

Riedel, E., 2017, „*Simulation and specific application of ultrasonic vibration in casting technology*“, Central Metallurgical Research & Development Institute (CMRDI), Kairo.

Bähr, R., Riedel E., 2016, „*Zur Lage der deutschen Gießereiindustrie*“, Tschechischer Gießereitag, Brno.

Scharf, S., Riedel E., 2016, „*Developments to an innovative and sustainable heat treatment process for aluminium based casting components*“, 56th International Foundry Conference, Portoroz.

### **Sonstige**

Riedel, E., 2019, „*Gießereitechnik an der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg*“, Mitteldeutsche Mitteilungen (VDI) 01/19, 15-17.

Stefan, S., Riedel, E., 2019, „*Gießereitechnik am Institut für Fertigungstechnik und Qualitätssicherung (IFQ) der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg*“, GIESSEREI 105, 07/2018, 30-33.