

16

Maschinenbau
Lehrstuhl für
Umformtechnik
und Gießereiwesen

Georg Baumgartner

Das mikromechanische Verhalten von binären Aluminium-Silizium- Legierungen unter Last

*Schriftenreihe Umformtechnik
und Gießereiwesen*

Georg Baumgartner

Das mikromechanische Verhalten von binären Aluminium-Silizium- Legierungen unter Last

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen
der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen
Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigten Dissertation.

Vorsitzender:

Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart

Prüfer der Dissertation:

1. Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

2. Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Universität Rostock

Die Dissertation wurde am 20.12.2018 bei der Technischen
Universität München eingereicht und durch die Fakultät für
Maschinenwesen am 07.06.2019 angenommen.

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation
in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische
Daten sind im Internet über <https://portal.dnb.de> abrufbar.

Impressum

1. Auflage

Copyright © 2019 der vorliegenden Ausgabe: TUM.University Press
Copyright © 2019 Georg Baumgartner
Alle Rechte vorbehalten

Herausgeber: Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen (utg),
Fakultät für Maschinenwesen, Technische Universität München

Reihe: Schriftenreihe Umformtechnik und Gießereiwesen

Layout und Gestaltung: utg/TUM.University Press
Layoutrichtlinien der Umschlaggestaltung: Designbuero Josef Grillmeier Munich
Umschlaggestaltung: Caroline Ennemoser
Umschlagabbildung: Georg Baumgartner, Bearbeitung: Caroline Ennemoser

TUM.University Press
Verlag der Technischen Universität München
Arcisstraße 21
80333 München

ISSN: 2364-6942
ISBN: 978-3-95884-032-4
ISSN der digitalen Ausgabe: 2569-4928
DOI der digitalen Ausgabe: 10.14459/2019md1463441

www.tum.de

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München. Auf dem Weg zu meiner Dissertation haben mich viele Menschen begleitet, ohne deren Unterstützung das Gelingen dieser Arbeit nicht möglich gewesen wäre.

Mein Dank gilt der Bayerischen Forschungstiftung für die Förderung der dieser Arbeit zugrundeliegenden Forschungsprojekte. Ganz besonders möchte ich mich bei meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk bedanken, der mir die Freiheit gab, meine eigenen Ideen zu verfolgen und umzusetzen und in der ganzen Zeit immer ein offenes Ohr für meine Belange hatte. Gleichmaßen gilt mein Dank Prof. Dr.-Ing. Olaf Keßler für die Übernahme des Koreferats sowie Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart als Prüfungsvorsitzenden.

Bedanken möchte ich mich auch bei meinen Projektpartnern. Hervorzuheben sind hier Konrad Weiß und Christoph Honsel, die mir mit unzähligen Diskussionen halfen die Ergebnisse aus vielen Blickwinkeln zu sehen. Den Kollegen Michael Schöbel, Robert Koos und Michael Hofmann gilt ebenfalls mein Dank. Nur durch ihre tatkräftige Unterstützung und viele gemeinsame Stunden in den Messkabinen konnten die Ergebnisse dieser Arbeit erzielt werden.

Weiterhin möchte ich mich bei allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen für die Hilfsbereitschaft und Unterstützung im täglichen Lehrstuhlleben bedanken. Mein besonderer Dank gilt meinen Bürokollegen Robert und Benjamin sowie Matthias für viele fachliche Diskussionen und dafür, dass ich immer zu Freunden in die Arbeit fahren durfte.

Der größte Dank gilt meiner Familie. Bei ihnen fand ich immer die Unterstützung und den Rückhalt, die mir ein Gelingen dieser Arbeit ermöglichten. Meinen Eltern Franziska und Rudolf danke ich für ihre liebevolle Erziehung, durch die ich stets das Gefühl habe, allen Lebenssituationen gewachsen zu sein. Von ganzem Herzen danke ich Julia. Sie half mir mit ihrem Verständnis, ihrer liebevollen Geduld und ihren aufbauenden Worten. Durch sie sah ich immer ein Licht am Ende des Tunnels.

Für Julia

Abstract (Deutsch)

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung der Wirkzusammenhänge zwischen der Mikrostruktur und dem Verhalten binärer Aluminium-Silizium-Legierungen unter statischer Belastung. Die Variation der Erstarrungszeit bildet neben der Durchführung einer Wärmebehandlung die Basis für differierende mikroskopische Gefügestrukturen. Parallel zu der Analyse mittels konventioneller Methoden, wie dem Zugversuch oder der Metallographie, ermöglichen Experimente an Großforschungseinrichtungen vertiefte Einblicke in die während der Belastung ablaufenden Prozesse. Die Neutronendiffraktometrie erlaubt im Zuge dieser Arbeit eine In-situ-Untersuchung der Lastverteilung auf die vorhandenen Gefügephasen, die Synchrotrontomographie eine Bewertung der nach der Belastung vorliegenden Fehlstellen. Neben den experimentellen Methoden erfolgt der Aufbau eines Mikrostrukturmodells. Mit diesem bietet sich die Möglichkeit bei der Durchführung eines virtuellen, mikroskopischen Zugversuchs weitere Erkenntnisse bzgl. des Gefügeverhaltens und der die mechanischen Eigenschaften beeinflussenden Parameter zu erhalten. Abschließend erfolgt eine Betrachtung der Ergebnisse der verwendeten Methoden hinsichtlich der Einflussfaktoren Erstarrungszeit und Wärmebehandlung.

Abstract (Englisch)

The thesis focuses on the influence of the microstructure on the behaviour of binary aluminum-silicon alloys under static load. In addition to a heat treatment the variation of the solidification time forms the basis for the differing microscopic structures. Parallel to the analysis using conventional methods like tensile test or metallography, experiments on major research institutions allow deep insights into the processes during loading. In the course of that work, neutron diffraction allows an in-situ investigation of the load distribution on the existing microstructure, the synchrotron tomography an evaluation of the defects after loading. Additionally to the experimental methods a microstructure model was developed. By carrying out a virtual, microscopic tensile test this model enables to obtain further knowledge with regard to the characteristics of the structure and the parameters influencing the mechanical properties. Finally, the results of the used methods are examined concerning the influence of solidification time and heat treatment.

Inhaltsverzeichnis

Verzeichnis der Kurzzeichen.....	XII
Verzeichnis der Abkürzungen.....	XVI
1 Einleitung.....	1
2 Grundlagen und Stand der Technik	3
2.1 System Aluminium-Silizium.....	3
2.1.1 Phasendiagramm und Mikrostruktur.....	3
2.1.2 Beeinflussung der Mikrostruktur	5
2.1.3 Vorgänge bei der Erstarrung	8
2.1.4 Wärmebehandlung	12
2.1.5 Eigenschaften von Aluminiumlegierungen und Einfluss der Legierungselemente	15
2.2 Zugversuch	16
2.3 Neutronendiffraktometrie.....	17
2.3.1 Grundlagen der Neutronenstrahlung und -quellen.....	17
2.3.2 Prinzip der Neutronenbeugung an Kristallen.....	18
2.4 Synchrotrontomographie	22
2.4.1 Grundlagen der Tomographie	22
2.4.2 Röntgenquellen	23
2.4.3 Absorption von Strahlung	26
2.4.4 Rekonstruktion	29
2.5 Simulation im Ur- und Umformbereich	30
2.5.1 Grundlagen der Simulation und Anwendungsbereiche.....	30
2.5.2 Numerische Grundlagen.....	31
2.5.3 Ablauf und Lösung.....	36
2.6 Prognose von Werkstoff- und Bauteileigenschaften	39
3 Zielsetzung und Vorgehensweise.....	43

4	Methoden	47
4.1	Experimentelle Methoden	47
4.1.1	Gießversuch	47
4.1.2	Wärmebehandlung der Proben (T4)	50
4.1.3	Metallographische Untersuchungen	51
4.1.4	Ermittlung mechanischer Kennwerte	53
4.1.5	Neutronendiffraktometrie am Instrument STRESS-SPEC	55
4.1.6	Synchrotrontomographie an der Beamline ID19	58
4.2	Numerische Methoden	60
4.2.1	Geometrie und Diskretisierung des Modells	60
4.2.2	Interaktion und Grenzflächenversagen	62
4.2.3	Materialbeschreibung	63
4.2.4	Randbedingungen und Lastaufbringung	64
5	Ergebnisse	65
5.1	Analyse der Abkühlverhältnisse	65
5.1.1	Messung des Temperaturverlaufs	65
5.1.2	Thermische Analyse	70
5.2	Sekundärer Dendritenarmabstand und freie eutektische Weglänge	71
5.3	Eutektischer Phasenanteil	76
5.4	Mechanische Kennwerte	77
5.4.1	Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur	77
5.4.2	Mechanische Kennwerte bei erhöhten Temperaturen	81
5.5	In-situ Dehnungsmessung mittels Neutronendiffraktometrie	83
5.5.1	Elastische Dehnung bei Raumtemperatur	84
5.5.2	Elastische Dehnung bei erhöhten Temperaturen	87
5.6	Porenanalyse mittels Synchrotrontomographie	90
5.7	Mikrostruktursimulation	95

5.7.1	Kalibrierung und Validierung des Modells	95
5.7.2	Sensitivität des Modells	101
6	Diskussion	107
6.1	Diskussion methodenspezifischer Ergebnisse	107
6.1.1	Diskussion der Ergebnisse der Neutronendiffraktometrie	107
6.1.2	Diskussion der Ergebnisse der Mikrostruktursimulation	108
6.2	Einfluss der Erstarrungszeit	111
6.3	Einfluss der Wärmebehandlung	119
7	Zusammenfassung und Ausblick	127
A.	Abbildungsverzeichnis	133
B.	Tabellenverzeichnis	139
C.	Literaturverzeichnis	141
Anhang	149

Verzeichnis der Kurzzeichen

Formelzeichen ¹	Einheit	Bedeutung
A	%	Bruchdehnung
A	-	legierungsspezifische Konstante
A	m ²	Fläche
A _t	%	gesamte Dehnung bei Bruch
A _{gt}	%	gesamte Dehnung bei Höchstlast
c _X	-	Variable X
Crit _X	-	Simulationskriterium X
D	-	Differentialoperator
d	mm	Probendicke
d ₀	mm	Ausgangsquerschnitt der Zugprobe
d _{hkl}	Å	ebenesspezifischer Gitternetzebenenabstand
d _{0,hkl}	Å	spannungsfreier Gitternetzebenenabstand
d _{1,hkl}	Å	spannungsbelasteter Gitternetzebenenabstand
d	mm	Knotenverschiebung
d ₀	mm	Nenndurchmesser
e ⁻	-	Elektron
e ⁺	-	Positron
E	GPa	E-Modul
E _{Bindung}	eV	Bindungsenergie
E _{Elektron}	eV	Energie Elektron
E _{Proton}	eV	Energie Proton
E _{Photon}	eV	Energie Photon
f	N	Summe der anliegenden Kräfte
f _s	-	Festphasenanteil
F	-	Gusszustand
F	N	konzentrierte Einzellast
G	°C/μm	Gradient
G(2θ)	-	Geräteprofil
h	Js	Plancksches Wirkungsquantum

¹ Fett gedruckte Kurzzeichen beschreiben einen Vektor oder eine Matrix.

I	W/m^2	Intensität
I_0	-	Nettointensität
I_U	-	Untergrundintensität
\mathbf{k}	N/mm	Systemsteifigkeit
K_α	-	charakteristische Röntgenlinie bei einer Differenz von einer Schale
K_β	-	charakteristische Röntgenlinie bei einer Differenz von zwei Schalen
l	-	langsam erstarrt
l_{\min}	mm	minimale Elementkantenlänge
m	-	mittel erstarrt
M	Nm	Drehmoment
\mathbf{M}	-	Systemmassenmatrix
\mathbf{N}	-	Ansatzfunktion
n	-	Anzahl der Messungen
n	-	Beugungsordnung
L_0	mm	Ausgangsmesslänge
p	N	Volumenkraft
P	-	Porosität
P_{Eu}	%	eutektischer Phasenanteil
\vec{Q}	-	Streuvektor
$Q_{\text{Krist.}}$	kJ/mol	spezifische Kristallisationswärme
\dot{Q}	W	Wärmestrom
q	N	Oberflächenlast
\mathbf{R}	-	Residuum Zeitintegration
R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_m^0	MPa	Zugfestigkeit von porenfreiem Werkstoff
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
s	-	Rundheitsfaktor
s	-	Gangunterschied
s	-	schnell erstarrt
$S(2\theta)$	-	physikalisches Profil
t	s	Zeit
t_e	s	Erstarrungszeit
t_n	-	Zeitschritt n

T	-	wärmebehandelt
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
\dot{T}	$^{\circ}\text{C}/\text{s}$	lokale Abkühlgeschwindigkeit
T_{eq}	$^{\circ}\text{C}$	Eutektische Gleichgewichtstemperatur
\mathbf{u}	mm	Verschiebung
v	$\mu\text{m}/\text{s}$	Erstarrungsgeschwindigkeit
v_{s-l}	$\mu\text{m}/\text{s}$	Geschwindigkeit der Fest-Flüssig-Grenzfläche
δW_a	J	äußere virtuelle Arbeit
δW_i	J	innere virtuelle Arbeit
x	μm	Länge
x_t	mm	Probentischkoordinate
$Y(2\theta)$	-	reales Beugungsprofil
y_t	mm	Probentischkoordinate
z_t	mm	Probentischkoordinate
α	$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$	Wärmeübergangskoeffizient
ε_{hkl}	-	ebenesspezifische Dehnung
θ_{hkl}	$^{\circ}$	ebenesspezifischer Beugungswinkel
$\theta_{0,\text{hkl}}$	$^{\circ}$	Beugungswinkel bei spannungsfreiem Gitternetz- ebenenabstand
$\theta_{1,\text{hkl}}$	$^{\circ}$	Beugungswinkel bei spannungsbelastetem Gitter- netzebenenabstand
θ_M	$^{\circ}$	Monochromatorbeugungswinkel
λ	\AA	Wellenlänge
λ_e	μm	freie eutektische Weglänge
μ	$1/\text{cm}$	Röntgenschwächungskoeffizient
ν	$1/\text{s}$	Frequenz der Strahlung
ν	-	Poissonzahl
ρ	g/cm^3	Dichte
σ	MPa	Spannung
σ_{vM}	MPa	Fließspannung nach von Mises
σ_{φ_x}	MPa	Fließspannung bei einem Umformgrad φ_x
τ	MPa	Schubspannung
φ	-	Umformgrad
ψ	-	Sphärizität
ω_t	$^{\circ}$	Rotationswinkel des Probentisches

Verzeichnis der Abkürzungen

ac	as cast
BDG	Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie
CA-CFD	computer-aided - computational fluid dynamics
CCD	charge-coupled device
CERN	Conseil européen pour la recherche nucléaire
CMOS	Complementary Metal Oxide Semiconductor
CT	Computertomographie
DÄP	Dehnungsäquivalenzpunkt
DAS	Dendrite arm spacing
DCP	dendrite coherency point
DIN	Deutsches Institut für Normung e.V.
ESRF	European Synchrotron Radiation Facility
FE	Finite Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode
FDM	Finite-Differenzen-Methode
FRMII	Forschungsreaktor München II (Forschungs-Neutronenquelle Heinz Maier-Leibnitz)
FS	fracture strain
FWHM	full width at half maximum
GP I	Guinier-Preston(I)-Zone
GP II	Guinier-Preston(II)-Zone
ht	heat treated
PPI	pores per inch
psd	position-sensitive-detector
pyHST	High Speed Tomography in python version
RT	Raumtemperatur
utg	Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen

1 Einleitung

Im Rahmen der Verringerung von klimaschädlichen Treibhausgasen wie CO₂ wurden in der Verordnung (EG) Nr. 443/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates (Europäisches Parlament und Rat, 23. April 2009) Emissionsgrenzwerte für den Flottenverbrauch von Automobilherstellern bis 2020 gefordert. Um diese Zielwerte erreichen zu können, ist neben der Reduzierung der Fahrzeuggesamtmasse die Effizienzsteigerung des Motors hinsichtlich des Verbrauchs eine gängige Methode bei den führenden Herstellern. Da gleichzeitig weiterhin vom Kunden bei vielen Fahrzeugen aus dem Premiumsegment ein dynamisches Motorverhalten gewünscht wird, ergibt sich für die Motorkomponenten – vornehmlich zu nennen sind hier Zylinderkopf und Kurbelgehäuse – ein komplexes Spannungsfeld aus Verbrauch, Leistung und Gewicht. Die Komponenten unterliegen hierbei immer höheren Anforderungen, die sich aus den thermischen und mechanischen Belastungen durch den Verbrennungsvorgang im Motor sowie durch die Kraftübertragung an das Getriebe ergeben.

Für diese Motorkomponenten werden auf Grund ihres Leichtbaupotentials zunehmend Aluminiumlegierungen eingesetzt. Bedingt durch die hohe geometrische Komplexität der Bauteile ist Gießen das einzige wirtschaftlich sinnvolle Herstellungsverfahren für diese, weshalb vor allem Aluminium-Silizium-Legierungen anlässlich ihrer guten Gieß-, Fließ- und Formfähigkeit als Werkstoffe in den Fokus der Hersteller gerückt sind. Ihre mechanischen Kennwerte ergeben in der Kombination mit einer im Vergleich zu Stahl sehr geringen Dichte von nur 2,3 g/cm³ hohe spezifische Festigkeiten. Weiterhin zeichnen sich die Aluminium-Silizium-Werkstoffe durch ihre natürliche Korrosionsbeständigkeit sowie ihre Schweißbarkeit aus.

Das Verhalten dieser Legierungen auf der makroskopischen Ebene ist bereits sehr gut untersucht, aber über die mikrostrukturellen Abläufe besteht geringes Wissen. Um das volle Werkstoffpotenzial ausschöpfen zu können, ist allerdings ein vertieftes Verständnis der bei Belastung auf der Mikroebene ablaufenden Prozesse unerlässlich. Hierbei sind Fragen der Lastaufteilung und des Phasenversagens zu klären, um die Werkstoffe, den Herstellungsprozess und damit auch die Bauteile in Zukunft für ihren jeweiligen Einsatzbereich optimal auslegen zu können.

In dieser Arbeit werden deshalb für eine Reihe von Aluminium-Silizium-Legierungen mit verschiedenen Methoden Gefügeherstellungs- und -behandlungsparameter, mikrostrukturelle Eigenschaften und mechanisches Verhalten korreliert. Hierbei finden neben gängigen Methoden wie der Temperaturmessung, dem Standardzugversuch und der Metallographie auch die Neutronendiffraktometrie sowie die Synchrotrontomographie Anwendung. Erstere ermöglicht in-situ zeit-, temperatur- und elementspezifische Aussagen zu den unter Last im Gefüge ablaufenden Prozessen, letztere eine Analyse der Fehlstellenverteilung innerhalb des Gefüges.

2 Grundlagen und Stand der Technik

Dieses Kapitel liefert zunächst einen Überblick über das Legierungssystem Aluminium-Silizium, wobei ein Schwerpunkt auf den Mikrostrukturen und deren Entstehung liegt. Anschließend erfolgt eine Darstellung der Grundlagen der im Zuge dieser Arbeit angewandten Messmethoden, der Neutronendiffraktometrie sowie der Synchrotrontomographie. Nach einer Übersicht über die numerische Simulation und deren Wirkbereiche zeigt eine Zusammenfassung den derzeitigen Stand bei der Prognose der Werkstoff- und Bauteileigenschaften.

2.1 System Aluminium-Silizium

2.1.1 Phasendiagramm und Mikrostruktur

Aluminium-Silizium-Legierungen sind in der praktischen Anwendung weit verbreitet. Auf Grund ihrer meist guten Gießbarkeit und der spezifischen Festigkeit finden sie unter anderem im Automobilbau als Werkstoff für Motorkomponenten wie Kurbelgehäuse und Zylinderkopf, aber auch in Strukturbauteilen Anwendung (Ostermann, 2014, S. 12). Das Zweistoffsystem Aluminium-Silizium bildet ein Eutektikum bei 577 °C und ca. 12,5 % Siliziumgehalt (vgl. Abbildung 2-1).

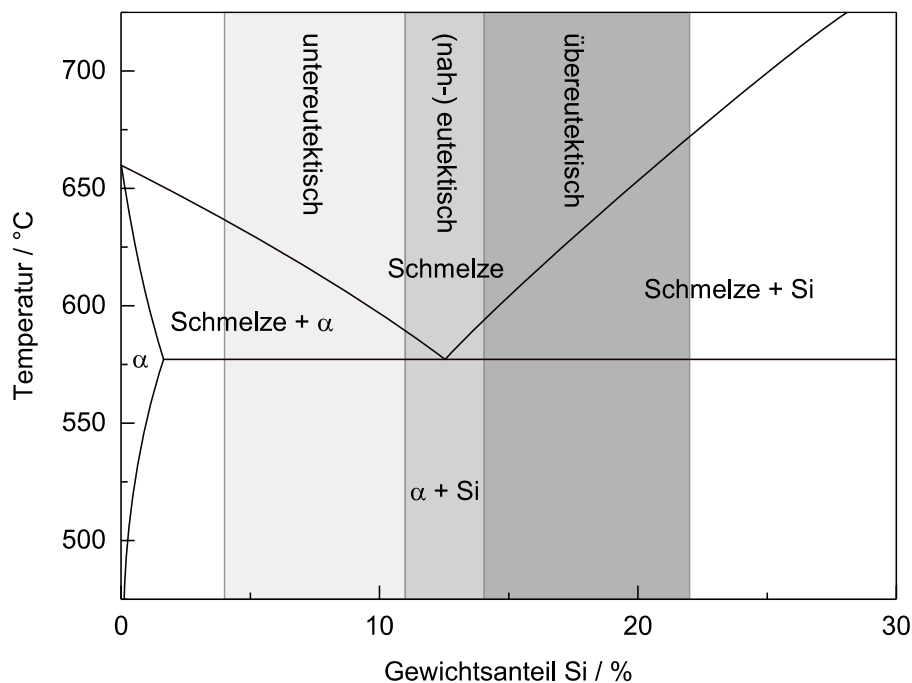


Abbildung 2-1: Binäres Phasendiagramm Aluminium-Silizium nach Bäckerud, Chai und Tamminen (1990, S. 79)

Anhand des Systems werden Legierungen mit weniger als 11 % Siliziumgehalt als untereutektisch, mit 11–14 % als naheutektisch oder eutektisch und Legierungen mit mehr als 14 % Sili-

ziumgehalt als übereutektisch bezeichnet. Das System bildet neben dem Eutektikum zwei weitere Phasen, den α -Mischkristall und primäres Silizium. Die maximale Löslichkeit des Siliziums im α -Mischkristall liegt, eine Erstarrung im Gleichgewicht vorausgesetzt, auf Höhe der eutektischen Temperatur bei 1,65 % und fällt zu niedrigeren Temperaturen hin deutlich ab. So beträgt sie bei 300 °C nur noch ca. 0,07 % (Klan, 2004, S. 24). Eine schnellere Erstarrung kann allerdings zu einer Abweichung des maximal gelösten Siliziumanteils im Mischkristall führen. Der Mischkristall sowie das Primärsilizium entstehen jeweils in der frühen Phase der Erstarrung und somit vor der eutektischen Resterstarrung. Erstgenannter erstarrt hierbei in Form von Dendriten mit einer Vielzahl von Dendritenarmen, der Primärkristall hingegen in einer groben polyedrischen Gestalt. Bei der Erstarrung einer untereutektischen Legierung bilden sich nach Unterschreiten der Liquiduslinie α -Mischkristalle. Bei Erreichen der Solidustemperatur erstarrt die Restschmelze in den Zwischenräumen der Mischkristalle und bildet dort eutektische Strukturen, sofern die Legierung mehr als die maximal im Mischkristall lösliche Menge an Silizium enthält. Das Eutektikum wiederum besteht aus Silizium-Platten², die – abhängig von den Randbedingungen – in unterschiedlicher Größe, eingebettet in einen α -Mischkristall, vorliegen. Erstarrt eine übereutektische Legierung, so scheiden sich zu Beginn des Erstarrungsprozesses anstelle des α -Mischkristalls primäre Siliziumkristalle aus. Mit Erreichen der eutektischen Temperatur setzt auch hier die eutektische Resterstarrung ein. Es bildet sich ein Gefüge, das aus den groben Primär-Silizium-Kristallen sowie dem Eutektikum besteht. Bei der Abkühlung einer eutektischen Legierung scheidet sich beinahe keine Primärphase vorzeitig aus. Hier entsteht aus der Schmelze bei Erreichen der eutektischen Temperatur direkt das Eutektikum, da hier die Solidus- mit der Liquidustemperatur zusammenfällt. Das grundlegend unterschiedliche Gefüge der drei Arten (unter- und übereutektisch sowie eutektisch) ist in Abbildung 2-2 dargestellt.

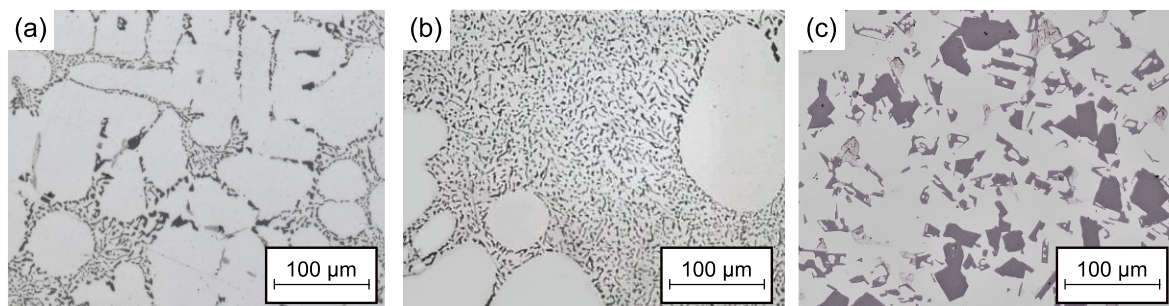


Abbildung 2-2: Darstellung einer untereutektischen (a), einer eutektischen (b) und einer übereutektischen (c) Aluminium-Silizium-Legierung

² Die Siliziumplatten sind im zweidimensionalen Schlifffbild als linienförmige Elemente erkennbar, weshalb hierfür auch der Begriff „Nadeln“ gebräuchlich ist.

2.1.2 Beeinflussung der Mikrostruktur

Die Bildung der Mikrostruktur in einem Bereich wird stark durch die Geschwindigkeit, mit der die Schmelze in diesem abkühlt, beeinflusst. Die Geschwindigkeit wiederum ist ein Produkt der während der Erstarrung der Schmelze vorherrschenden Randbedingungen. Hier sind vor allem die Faktoren und Parameter zu nennen, die Einfluss auf die Temperaturen der Gießform, der Schmelze und der Umgebung nehmen. Bei der Erstarrung von Aluminium-Silizium-Legierungen gilt die Regel: Je schneller eine Legierung erstarrt, desto feiner bildet sich die Mikrostruktur aus (Brunhuber, 1991, S. 173). Die Feinheit der Mikrostruktur wiederum hat Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften einer Legierung. Zur Messung der Feinheit einer Legierung wird in der Regel der sekundäre Dendritenarmabstand (*DAS*) verwendet. Dieser beschreibt den Abstand der sekundären Dendritenarme und lässt über den Zusammenhang in Gleichung 2-1 (Fuchs, 1982, S. 25) einen Rückschluss auf die Erstarrungszeit der Schmelze am Probenort zu.

$$t_e = \left(\frac{DAS}{A} \right)^3 \quad \text{Gleichung 2-1}$$

<i>A</i>	legierungsspezifische Konstante
<i>DAS</i>	sekundärer Dendritenarmabstand
<i>t_e</i>	Erstarrungszeit

Dabei beschreibt *A* eine legierungsspezifische Konstante, die für gängige Legierungen der Literatur entnommen werden kann. Die genormte Vorgehensweise zur Messung des *DAS* (*P 220:2011*, S. 4; Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013) wird im weiteren Verlauf der Arbeit genauer beschrieben. Nachdem man sich lange Zeit mit der Messung des *DAS* zur Bestimmung der Gefügefinesse und der Prognose von mechanischen Kennwerten zufrieden gegeben hatte, nahm Todte (Todte, 2002) in seiner Arbeit die freie eutektische Weglänge λ_e zur genaueren Kalkulation hinzu. Dieser Wert beschreibt den durchschnittlichen Abstand zweier eutektischer Siliziumkristalle und bildet eine Möglichkeit, die Feinheit des Eutektikums auf ähnliche Weise zu beschreiben, wie dies durch den *DAS* für die dendritische Struktur des α -Mischkristalls geschieht.

Bis zu einem gewissen Grad kann Silizium im Aluminiumgitter aufgenommen werden. Geschieht dies, wird das Produkt als α -Mischkristall bezeichnet. Dieser beinhaltet neben den Aluminiumatomen nun auch die substitutionell eingebrachten Siliziumatome. Der Mischkristall entsteht bei untereutektischen Aluminium-Silizium-Legierungen in der Regel durch ein spießartiges Wachstum der festen in die flüssige Phase hinein, was die typische Gestalt in Form von Dendritenarmen ergibt.

Das Eutektikum besteht, wie bereits beschrieben, aus einer Vielzahl von Siliziumnadeln bzw. -platten. Diese liegen in der Regel eng verzahnt in einer umgebenden α -Matrix vor. Die Mikrostruktur des Eutektikums hat einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Kennwerte einer Gussprobe, da das Eutektikum in seiner Grunderstarrungsform verspröden auf das Gefüge wirkt (Ostermann, 2007, S. 206). Proben derselben Legierung mit vergleichbarem *DAS* können durchaus sehr unterschiedliche mechanische Kennwerte wie Zugfestigkeit oder Bruchdehnung aufweisen, wenn sich die eutektischen Strukturen stark unterscheiden. Im Gegensatz zu vielen anderen Gusslegierungen gilt bei Aluminium-Silizium-Legierungen nicht die Korngröße als entscheidendes Kriterium für gute mechanische Eigenschaften, sondern der *DAS* und die Beschaffenheit des Eutektikums. Auch die Feinheit des Eutektikums wird dabei wie der *DAS* durch eine schnellere Erstarrung positiv beeinflusst.

Neben der Änderung der Temperaturbedingungen beeinflussen auch eine Kornfeinung oder Veredelung den Keimhaushalt der Schmelze oder auch die Morphologie des Eutektikums. Bei der Kornfeinung handelt es sich um eine Maßnahme zur Erzielung feiner Körner durch den Einsatz von Kornfeinungs- bzw. Impfmitteln. Durch die Zugabe der Fremdpartikel erhöht sich die Anzahl der vorhandenen Kristallisationskeime, was zu einem feinkörnigeren Wachstum der Primärphase (α -Mischkristall, Primärsilizium) führt. Als Impfmittel werden bei untereutektischen Legierungen vor allem Titan-, Titan-Bor-, Aluminiumborid- oder Titancarbid-haltige Vorlegierungen verwendet. Die Effektivität der Kornfeinung hängt unter anderem vom Anteil der Primärphase ab. Je mehr Primärphase eine Legierung bildet, umso effektiver ist eine Kornfeinung. Folglich findet diese vor allem bei niedrigsiliziumhaltigen untereutektischen oder bei stark übereutektischen Legierungen Anwendung. Für übereutektische Aluminium-Silizium-Legierungen kommt meist Phosphor als Feinungsmittel für die Primärkristalle zum Einsatz. Zur Einbringung des Phosphors werden hauptsächlich CuP-, FeP- und AlCuP-Vorlegierungen benutzt. Als Keimbildner wirkt dabei das sich bildende Aluminiumphosphid. Dieses ist in der AlCuP-Vorlegierung bereits enthalten bzw. bildet sich in der Schmelze bei der Verwendung von CuP / FeP. (Brunhuber, 1991, S. 593f.; Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 79f.)

Neben der Kornfeinung, die bei mittleren Siliziumgehalten weniger effektiv ist, können mit einer Veredelung durch die Veränderung der eutektischen Mikrostruktur die mechanischen Eigenschaften der Legierung beeinflusst werden. Die Veredelung einer Schmelze hat dabei das Ziel, eine anormale Erstarrung des eutektischen Siliziums zu verhindern. Bei dieser Erstarrung bilden sich in der Regel grobkörnige Siliziumprimärkristalle bzw. bei geringeren Siliziumgehalten grobe Siliziumplatten, was zu einer erheblichen Verschlechterung der mechanischen Kennwerte führt. Als Veredelungszusätze finden folglich Mittel Anwendung, die eine feine

Ausbildung des Eutektikums fördern. Hierbei werden vor allem Natrium und Strontium verwendet. Da diese allerdings die Porosität der Oxidhaut herabsetzen, geht eine Veredelung mit einer Erhöhung der Wasserstoffaufnahme der Schmelze einher. Bei einer sehr schnellen Erstarrung, wie sie beim Druckguss und sehr dünnwandigen Kokillenguss auftritt, kann eine Veredelung entfallen. Hier reicht die abschreckende Wirkung der Kokillenwand aus, um über die gesamte Wanddicke eine relative Kornfeinung herbeizuführen, die mit einer Feinung des eutektischen Siliziums verbunden ist. (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 82)

Grundsätzlich lassen sich drei unterschiedliche Erstarrungsarten bei der eutektischen Kristallisation bestimmen (vgl. Abbildung 2-3). Die lamellare Erstarrung findet sich nur bei phosphorfreien Legierungen. Legierungen mit diesem Kristallisationstyp verfügen über hohe Festigkeiten, aber auch über sehr schlechte Gießereigenschaften. Da in den verwendeten technischen Legierungen aber beinahe immer geringe Mengen Phosphor vorhanden sind, ist dieser Kristallisationstyp nicht sehr verbreitet. Die Phosphorbeimengungen vereinfachen die Entstehung von groben polyedrischen Primärkristallen bei eutektischen und übereutektischen Legierungen sowie die Bildung von grobnadeligen Siliziumkristallen bei untereutektischen Legierungen. Das Silizium kann sich hierbei auf Grund des schnelleren Wachstums frei ausbreiten. Dies führt zur Ausbildung des körnigen Kristallisationstyps, der eine starke Herabsetzung der mechanischen Eigenschaften nach sich zieht. Durch die Zugabe von Veredelungsmitteln wie Natrium oder Strontium kann die negative Wirkung des Phosphors unterdrückt werden, was eine Änderung der Erstarrungsmorphologie des eutektischen Siliziums zur Folge hat. Veredelte Aluminium-Silizium-Legierungen besitzen in der Regel gute mechanische Eigenschaften und weisen eine endogene schalenbildende Erstarrung auf. Allerdings ist ihr Fließvermögen im Vergleich zu unveredelten Legierungen reduziert (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 99ff.). (Bührig-Polaczek, Michaeli und Spur, 2014, S. 23f.)

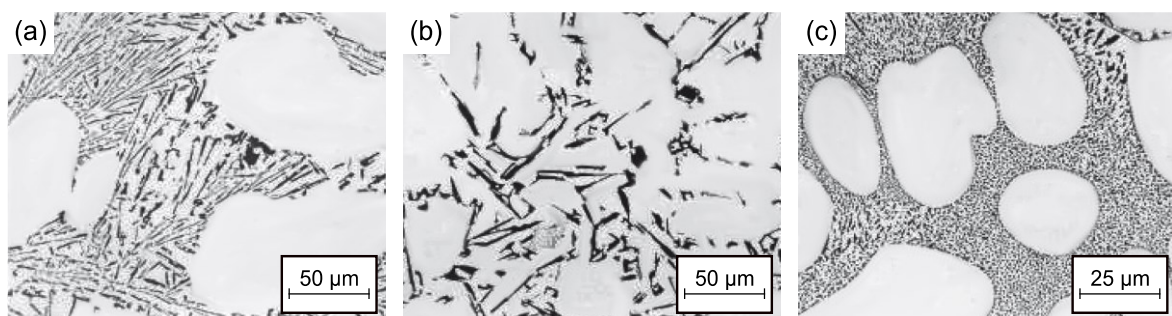


Abbildung 2-3: *Verschiedene Ausbildungsformen des eutektischen Siliziums: lamellar (a), körnig (b) und veredelt (c) (Bührig-Polaczek, Michaeli und Spur, 2014, S. 24)*

2.1.3 Vorgänge bei der Erstarrung

Thermophysikalische Betrachtung

Bei der Erstarrung wirken an der Grenzfläche zwischen der festen und der flüssigen Phase zwei entscheidende Mechanismen. Der erste bewirkt auf Grund des Temperaturunterschieds zwischen der flüssigen und der festen Phase eine Wärmeabfuhr von der noch flüssigen Schmelze als Wärmequelle hin zur Kokillen- oder Formstoffwand, die eine Wärmesenke bildet. Dieser Gradient wird von Kurz und Fisher (1992, S. 6f.) mit

$$G = \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad \text{Gleichung 2-2}$$

G	Gradient
T	Temperatur
x	Länge

beschrieben. Der zweite Mechanismus bewirkt durch den Energieentzug auf Grund des Temperaturgradienten eine Bewegung der Erstarrungsfront in die im Vergleich zur Wärmewanderrichtung entgegengesetzte Richtung mit der Erstarrungsgeschwindigkeit v (vgl. Gleichung 2-3) (Kurz und Fisher, 1992, S. 6f.).

$$v = \frac{\Delta x}{\Delta t} \quad \text{Gleichung 2-3}$$

t	Zeit
v	Erstarrungsgeschwindigkeit
x	Länge

Durch eine Multiplikation der Größen G und v kann die lokale Abkühlgeschwindigkeit \dot{T} errechnet werden.

$$\dot{T} = G \cdot v = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad \text{Gleichung 2-4}$$

\dot{T}	lokale Abkühlgeschwindigkeit
-----------	------------------------------

Bleibt während der Erstarrung das Verhältnis G/v konstant, so bleibt auch die Morphologie des Gefüges erhalten. Ändert sich hingegen das Verhältnis, so wandelt sich die Morphologie von der planaren zur dendritischen Erstarrung. (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 97; Kurz und Fisher, 1992, S. 51f.)

Keimbildung und Wachstum

Eine Kristallisation beschreibt nach Brunhuber (1991, S. 605) die „Bildung von Kristallen aus einer gesättigten Lösung bzw. bei der Erstarrung von Schmelzen“. Bei diesem Vorgang bilden sich hierbei Wachstumszentren in der Schmelze, die als Keime bezeichnet werden. Diese können durch Fremtteile, wie zum Beispiel Veredelungs- und Kornfeinungszusätze, aber auch Oxide und andere Verunreinigungen hervorgerufen werden. In diesem Fall wird der Keim als heterogen bezeichnet. Liegen hingegen wenige heterogene Keime als Wachstumszentren vor, so kann durch eine ausreichend große Unterkühlung der Schmelze ein stabiles Keimwachstum durch eine Cluster-Bildung von Atomen beginnen, was als homogene Keimbildung bezeichnet wird (Ostermann, 2014, S. 172). Die Kristallisation lässt sich nach dem Erstarrungstyp sowie dem Erstarrungsort unterteilen (vgl. Abbildung 2-4).

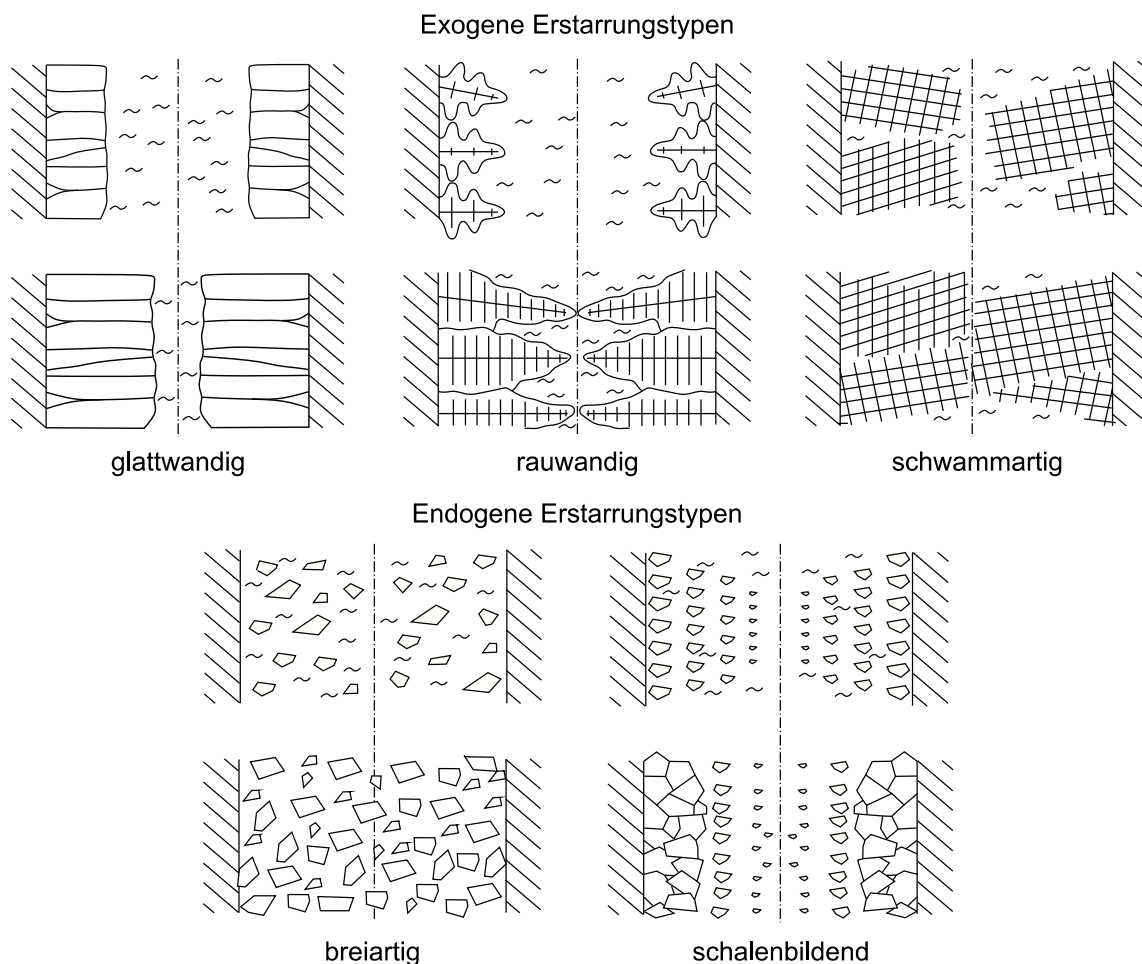


Abbildung 2-4: Typische Arten der Kristallisation nach Engler (1965, S. 329)

Hat die Kristallisation bei der Erstarrung ihren Ursprung an der Kokillenwand, spricht man von einer exogenen Erstarrung. Bilden sich hingegen die Kristalle zuerst im Inneren der Schmelze, so wird sie als endogen bezeichnet. Der exogene Erstarrungstyp lässt sich weiterhin in die Arten glattwandig, rauwandig und schwammartig unterteilen. Die glattwandige Erstarrung kommt nur

bei sehr niedrigen Legierungselementanteilen vor. Die dendritische rauwandige Erstarrung zeichnet viele technisch „reine“ Aluminiumlegierungen aus (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 94). Hierbei wachsen die Dendriten in die flüssige Phase hinein und bilden einen verästelten α -Mischkristall. Ein Großteil der gängigen Aluminiumlegierungen mit erhöhtem Legierungselementanteil bildet sein Gefüge durch eine schwammartige Erstarrung aus. Bei der endogenen Erstarrung differenziert man zwischen einer breiartigen und einer schalenbildenden Erstarrung, wobei erstgenannte bei den Aluminium-Silizium-Legierungen ebenfalls weit verbreitet ist. Hierbei wachsen meist globulitische Kristalle gut verteilt in der Schmelze. Die schalenbildende Erstarrung unterscheidet sich von der breiartigen durch ein Korngrößengefälle von der Kokillenwand hin ins Innere der Schmelze. Oft lässt sich in der Realität der Erstarrungstypus nicht genau bestimmen, da die meisten technischen Legierungen eine Übergangsform von verschiedenen Morphologien bilden. So zeigen sich Mischformen innerhalb der exogenen oder endogenen Typen, aber auch zwischen den beiden Kristallisationsarten. (Brunhuber, 1991, S. 288; Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, 93f.)

Anhand Abbildung 2-5, die schematisch den Temperaturverlauf während einer eutektischen Erstarrung zeigt, wird im Folgenden die Thematik der Keimbildung und des Wachstums eutektischer Körner näher erläutert. Hierbei werden zwei Prämissen beachtet, die Thevoz, Desbiolles und Rappaz (1989, S. 313) bei ihren Berechnungen der mikrostrukturellen Gefügebildung in Gusswerkstoffen verwenden:

1. In einer unterkühlten Schmelze tritt Keimbildung auf.
2. Wenn ein Keim gebildet wurde, wächst er.

Der erste Punkt stellt hierbei eine gewisse Vereinfachung dar, da z. B. Bäckerud, Chai und Tamminen (1990, S. 13) zeigen, dass für ein Keimwachstum eine kritische Aktivierungsenergie T_{krit} erreicht werden muss, um eine Keimbildung zu starten und keineswegs eine minimale Unterkühlung der Schmelze hierfür ausreichend ist.

Der Temperatur-Zeit-Verlauf in Abbildung 2-5(a) zeigt schematisch den Keimbildungs- und Wachstumsprozess der eutektischen Körner. Ein für diesen Verlauf typisches Verhalten der Geschwindigkeit der Fest-Flüssig-Grenzfläche v_{s-l} ist in Abbildung 2-5(b) über dem Kornradius aufgetragen. Die daraus resultierende Veränderung der Fest-Flüssig-Grenzfläche im Verhältnis zum Festphasenanteil f_s zeigt Abbildung 2-5(c). Der Temperatur-Zeit-Verlauf ist typisch für eine Position mit hoher Abkühlgeschwindigkeit, zum Beispiel nahe der Kokillenwand. Vor allem in diesem Bereich tritt zu Beginn der Abkühlung eine Unterkühlung auf, die groß genug ist ($T_{(eq)} - T_{(1)} > T_{krit}$), um eine Keimbildung hervorzurufen (1). Im weiteren Verlauf des Temperaturabfalls ($T_{(1)} \rightarrow T_{(2)}$) liegen sowohl Keimbildung als auch Keimwachstum in der

Schmelze vor. In diesem Abschnitt erfolgt durch die steigende Unterkühlung ein Anstieg der in Abbildung 2-5(b) dargestellten Wachstumsgeschwindigkeit v_{s-l} der Fest-Flüssig-Grenzfläche. Auf Grund der Bildung neuer Keime und des Wachstums der bereits vorhandenen vergrößert sich die Oberfläche der festen Phase in diesem Abschnitt stark (vgl. Abbildung 2-5(c)). Das Zusammenspiel der beiden Mechanismen Keimbildung und -wachstum setzt sich fort, bis die Temperatur auf das lokale Minimum (2) abgesunken ist. An diesem Punkt liegen die Wärmeleistung, die vor allem in Richtung Kokillenwand abgeführt wird, und die Rate der frei werdenden Kristallisationswärme im Gleichgewicht. Punkt (2) beschreibt somit ein lokales Maximum der Grenzflächenwachstumsgeschwindigkeit. (McDonald et al., 2004, S. 1835; Rappaz, 1989, S. 110; Timpel, 2012, S. 7)

Mit Erreichen von (2) beginnt die Rekaleszenz, die das Wiederansteigen der Temperatur beschreibt. In diesem Abschnitt werden bis zum Erreichen von (3) keine neuen Keime gebildet, da die Unterkühlung als Triebkraft nicht groß genug und somit ein Wachstum der bereits vorhandenen Keime energetisch günstiger ist. Die bereits vorhandenen Keime wachsen in diesem Abschnitt (2 → 3) „frei“ in der Schmelze, da das Volumen der vorhandenen Keime noch gering ist und somit kaum Zusammenstöße mit anderen Keimen auftreten. Mit Erreichen einer Unterkühlung ΔT läuft die eutektische Erstarrung über einen längeren Abschnitt hinweg fort, bis bei (3) das Zusammenstoßen der eutektischen Körner beginnt. Dieser Bereich ist durch einen Abfall von v_{s-l} gekennzeichnet. Durch das Fehlen der Keimbildung sowie einer zunehmenden Erschwernis des Keimwachstums durch Zusammenstöße mit zum Beispiel primär ausgeschiedenen Phasen verringert sich die Wachstumsgeschwindigkeit in diesem Abschnitt, bis v_{s-l} bei (3) ein Minimum erreicht. Die Grenzfläche Fest-Flüssig wächst bis zum Erreichen von (3) kontinuierlich weiter an, wenn auch etwas langsamer nach Einsetzen der Rekaleszenz. Mit dem starken Anstieg der Zusammenstöße der eutektischen Körner (3) hat die Fest-Flüssig-Grenzfläche ihr Maximum erreicht. (McDonald et al., 2004, S. 1835; Rappaz, 1989, S. 110; Timpel, 2012, S. 7)

Ab (3) fällt die Temperatur kontinuierlich bis zum Ende der Erstarrung (5) ab. Es wird immer weniger Kristallisationswärme frei, was zu einem beschleunigten Absinken der Temperatur führt. Mit Unterschreiten der Temperatur $T_{(4)}$ kann ein weiteres Intervall ($T_{(4)} \rightarrow T_{(5)}$) für die Bildung von eutektischen Körnern genutzt werden. Diese Phase wird als sekundäre Keimbildung bezeichnet. Da die Körner ab (3) beginnen, ein festes Netzwerk zu bilden und sich in ihrem Wachstum zu blockieren, verringert sich die Grenzfläche Fest-Flüssig zunehmend, bis sie zuletzt mit Abschluss der Erstarrung (5) den Wert Null erreicht. Der kontinuierliche Abfall

der Grenzfläche führt dazu, dass v_{s-l} im Abschnitt (3 → 5) einen durchgehenden Anstieg beschreibt, der mit dem Abschluss der Erstarrung sein Maximum erreicht. (McDonald et al., 2004, S. 1835; Rappaz, 1989, S. 110; Timpel, 2012, S. 7)

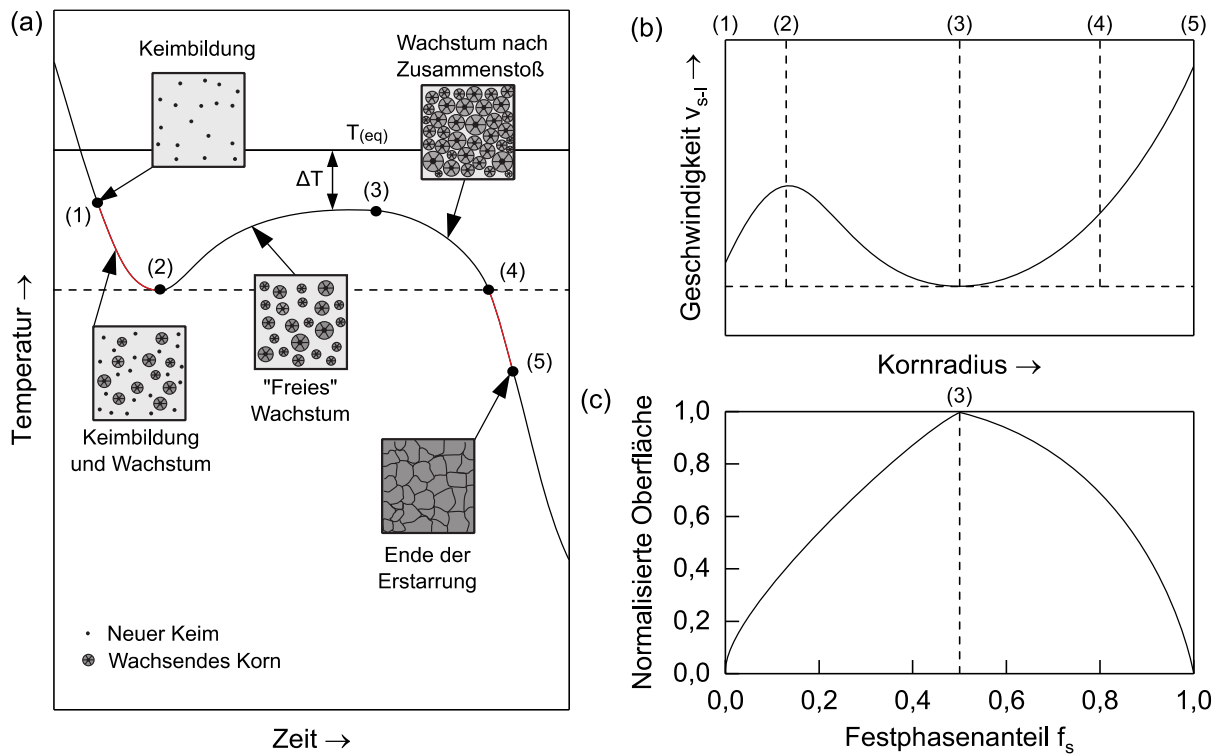


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung des Temperaturverlaufs einer eutektischen Erstarrung und des begleitenden Keimwachstums (a) nach Rappaz (1989, S. 110) sowie des berechneten Geschwindigkeitsverlaufs des Fest-Flüssig-Profiles (b) nach McDonald et al. (2004, S. 1835) und der normalisierten Oberfläche der eutektischen Körner in Abhängigkeit des Festphasenanteils (c) (Timpel, 2012, S. 7)

2.1.4 Wärmebehandlung

Die dreistufige Wärmebehandlung, auch Aushärtung genannt, spielt bei den Aluminiumgusslegierungen eine entscheidende Rolle bei der Einstellung der mechanischen Eigenschaften. Die Wirkung der Wärmebehandlung auf das Gussstück wird dabei vor allem durch die Parameter Legierungszusammensetzung, Gefügemodifikation (z. B. Veredelung) und geometrische Gussstückabmessungen bestimmt (Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2007, S. 12). Die Aushärtung ermöglicht neben der gezielten Einstellung der mechanischen Eigenschaften, wie Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung, auch die Reduzierung von Eigenspannungen und hilft dabei, nachträgliche Maßänderungen gering zu halten (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 169).

Die für Aluminiumgusslegierungen typische Wärmebehandlung besteht aus den drei Abschnitten Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern, wobei bei letztgenanntem zwischen Warm- und Kaltauslagern unterschieden wird (vgl. Abbildung 2-6). Voraussetzung für eine derartige Eigenschaftsverbesserung ist immer eine mit sinkender Temperatur geringer werdende Löslichkeit eines Legierungsbestandteils im festen Zustand, die auch als Randlöslichkeit bezeichnet wird (Keßler, 2001a, S. 7).

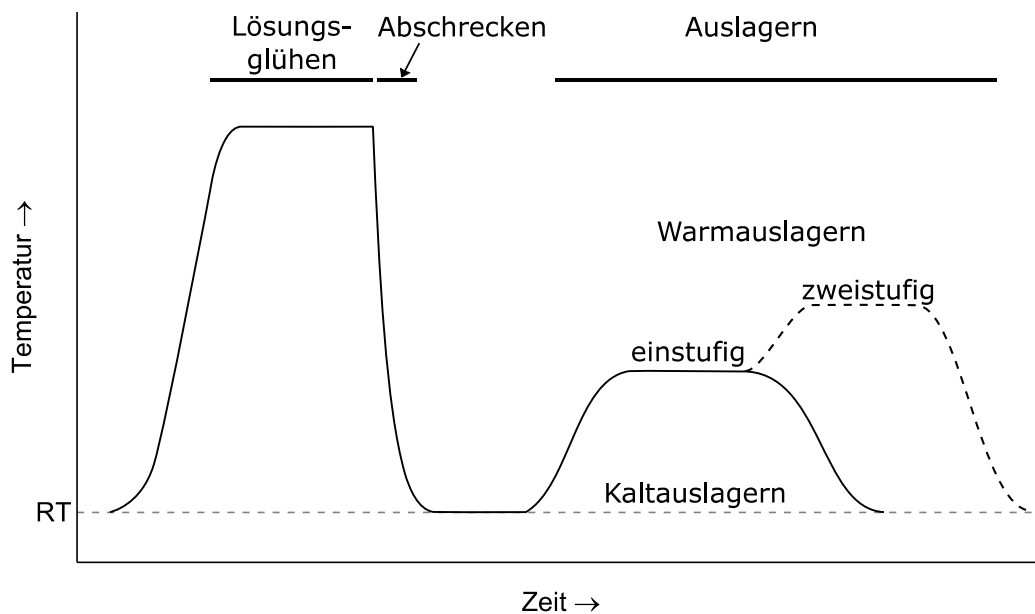


Abbildung 2-6: Schematischer Ablauf einer dreistufigen Wärmebehandlung für Aluminiumgusslegierungen nach Ostermann (2007, S. 174)

Das Ziel des Lösungsglühvorgangs ist es, die aushärtenden Phasen (Sekundärphasen) im α -Mischkristall zu lösen und eine homogene Verteilung dieser zu erreichen. Die Temperatur sowie die Zeit haben dabei einen entscheidenden Einfluss auf den Lösungsglühvorgang. So kann durch eine höhere Temperatur die Glühdauer reduziert werden. Hierbei ist aber ein Anschmelzen von Gefügebestandteilen, bei denen es sich in der Regel um Eutektikumsreste an den Korngrenzen handelt, unbedingt zu vermeiden, da dies zu irreversiblen Gefügeschädigungen führt. Die Glüh­temperatur liegt in der Regel ca. 10–15 °C unterhalb der eutektischen Temperatur, wobei die Glühdauer je nach den oben genannten Einflussfaktoren stark variieren kann. Der Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. empfiehlt beispielsweise für die Legierung AlSi7Mg0,3 ein Temperaturintervall von 525–535 °C, variiert aber bei der vorgeschlagenen Glühdauer zwischen 3 und 8 Stunden. (Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2007; Ostermann, 2014, S. 157f.)

Um ein Ausscheiden der Sekundärphasen im Gleichgewicht zu verhindern und einen möglichst stark an Fremdatomen übersättigten Mischkristall zu erzeugen, erfolgt im Anschluss an das Lösungsglühen mit dem Abschrecken eine sehr schnelle Abkühlung des Gussstücks. Diese hat

vor allem das Ziel, eine vorzeitige Ausscheidung der Sekundärphasen zu verhindern, die im Temperaturbereich von ca. 400–290 °C auf Grund der zunehmenden Übersättigung des α -Mischkristalls sowie der hohen Diffusivität eintritt. Gängige Methoden bilden hierbei das Abschrecken im Wasserbad sowie mit bewegter oder ruhender Luft. Prinzipiell haben große Abkühlgeschwindigkeiten positive Auswirkungen auf die erreichbaren Festigkeiten, die Duktilität und Korrosionseigenschaften. Allerdings erhöhen sie auch die Gefahr von Verzug und Eigenspannungen, weshalb in der Praxis teilweise durch erhöhte Wasserbadtemperaturen ein gangbarer Mittelweg gewählt wird (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 175f.). (Ostermann, 2014, S. 158f.)

Der durch den Abschreckvorgang erzeugte übersättigte Mischkristall bildet die Grundlage für die Steigerung bzw. gezielte Einstellung der mechanischen Eigenschaften während des Auslagerungsprozesses. Hierbei wird zwischen der Kalt- und Warmauslagerung unterschieden. Während erstere bei niedrigen Temperaturen (RT – ca. 50 °C) erfolgt, findet das Warmauslagern bei Temperaturen im Bereich von 100–200 °C statt (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 171; Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2007, S. 26). Auf Grund der meist langen Dauer (bis zu mehreren Tagen) und der im Vergleich zum Warmauslagern geringeren Zunahme von Festigkeit und Härte findet das Kaltauslagern nur wenig Anwendung. Bei diesem Vorgang bilden sich im α -Mischkristall sogenannte Cluster, bei denen es sich um eine örtliche Anhäufung von Legierungsatomen handelt. In der Folge entwickeln diese Cluster eine innere, z. B. plättchenförmige, Struktur und werden als Guinier-Preston-Zonen (GP) bezeichnet. Dieser Ausscheidungsablauf lässt sich wie folgt beschreiben. (Ostermann, 2014, S. 90ff.)

$\alpha \rightarrow$ Cluster \rightarrow kohärente GP(I)-Zonen

Die Warmauslagerung erfolgt durch die Zufuhr thermischer Energie und der damit verbundenen höheren Diffusionsgeschwindigkeit der Atome schneller als die Kaltauslagerung. Die Ausscheidungsfolge für die Warmauslagerung kann nach Ostermann (2007, S. 105) folgendermaßen beschrieben werden:

$\alpha \rightarrow$ Cluster \rightarrow kohärente GP(II)-Zonen \rightarrow teilkohärente metastabile Übergangsphase \rightarrow Gleichgewichtsphase

Die Ausscheidungen weisen dabei mit weiterem Fortschreiten eine zunehmende thermische Stabilität und eine abnehmende Löslichkeit im Mischkristall auf. Die Teilchen, die zu Beginn noch einen kohärenten Bezug zum Mischkristall zeigen, bilden nach der teilkohärenten Übergangsphase schließlich bei genügend großer Auslagerungstemperatur und -dauer eine inkohärente stabile Gleichgewichtsphase. Das Erreichen der letztgenannten Phasen (Überalterung) ist

in der Regel mit einem Festigkeitsabfall verbunden (Ostermann, 2007, S. 105f.). Für eine Warmauslagerung von Aluminiumlegierungen mit dem Ziel hoher Festigkeiten wird deshalb ein dauerhafter Zustand mit kohärenten GP(II)-Zonen angestrebt, da sich hierbei für die 0,2 %-Dehngrenze ein Maximum einstellt (Keßler, 2001b, S. 7).

2.1.5 Eigenschaften von Aluminiumlegierungen und Einfluss der Legierungselemente

Technisch reines Aluminium hat im Gussbereich nur eine sehr geringe Bedeutung, da seine mechanischen Eigenschaften ($R_m = 45$ MPa (Beer, 2005, S. 39)) im Vergleich zu Aluminiumlegierungen deutlich schlechter sind. Die Hauptlegierungselemente bei den Legierungen bilden Silizium, Magnesium und Kupfer.

Wie bereits in Kapitel 2.1 dargestellt, lassen sich Aluminium-Silizium-Legierungen in die Gruppen untereutktisch, eutektisch und übereutktisch einteilen. Alle drei Gruppen profitieren bei der Erstarrung von der Anomalie des Siliziums. Im Gegensatz zu den meisten anderen Elementen dehnt sich Silizium beim Übergang vom flüssigen in den festen Aggregatzustand aus und wirkt somit effektiv der Erstarrungsschwindung entgegen. Bei einer natriumveredelten eutektischen Legierung konnte ein Rückgang der Volumenschwindung von 7,1 % auf 4 % festgestellt werden. Darüber hinaus hat die Zugabe von Silizium einen positiven Effekt auf die Fließ- und Formfülleigenschaften von Aluminiumlegierungen (Beer, 2005, S. 40; Ostermann, 2014, S. 183). Erst bei Gehalten über der eutektischen Zusammensetzung wirkt sich eine weitere Erhöhung des Siliziumgehalts negativ auf die Formfülleigenschaften aus, was mit der frühen Bildung des Primärsiliziums erklärt werden kann. (Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013, S. 112f.)

Aluminium-Silizium-Legierungen werden auf Grund ihrer geringen Festigkeit selten in reinem Zustand vergossen, sondern weisen meist weitere Legierungselemente auf. Hierbei kommen zur Erhöhung der Festigkeit vor allem Kupfer und Magnesium zum Einsatz. Die Verwendung von Kupfer in Mengen von 0,5–4 % verbessert durch die Bildung metastabiler Zwischenphasen der Gleichgewichtsphase Al_2Cu bei der Aushärtung die Festigkeit (Schneider und Feikus, 1996, S. 24). Eine ähnliche Wirkung besitzt Magnesium bei Aluminium-Silizium-Legierungen. Bereits die Zugabe von geringen Mengen ($< 0,6$ %) sorgt für einen Anstieg der Festigkeit. Dies geschieht durch eine Aushärtung der Legierung unter Bildung der Phase Mg_2Si , die vor allem durch eine T6-Wärmebehandlung aus dem Mischkristall ausgeschieden wird (Schneider, Vogel und Baldering, 1990, S. 695).

2.2 Zugversuch

Die Werkstoffprüfung stellt seit langer Zeit einen wichtigen Aspekt bei der Ermittlung genauer Kenntnisse über den Werkstoff dar. Bei vielen Anwendungen steht die mechanische Festigkeit von Werkstoffen im Fokus. Wegen der vergleichsweise leichten Durchführbarkeit und des einfachen Versuchsaufbaus bildet dabei der Zugversuch nach DIN EN ISO 6892 (2009) die verbreitetste Methode zur Werkstoffcharakterisierung bei Halbzeugen. Die Durchführung des Versuchs ist bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen möglich. Bei letztgenannten kommt hierbei eine Heizeinheit, meist in Form eines die Probe umschließenden Ofens, zum Einsatz. Der Zugversuch kann sowohl für genormte Flach- als auch Rundzugproben durchgeführt werden. Die Probe wird für den Versuch zwischen Klemmbacken oder bei Rundzugproben mit einem Gewinde befestigt. Anschließend erfolgt die Lastaufbringung durch eine Verfahrbewegung der Aufnahmepunkte zueinander. Die Aufnahme der hierfür notwendigen Kraft erfolgt in der Regel über Kraftmessdosen, denen ein piezoelektrisches System zu Grunde liegt. Der Weg, aus dem die Dehnung der Probe abgeleitet wird, wird entweder über die zurückgelegte Strecke der Traverse oder mit taktilen oder optischen Wegaufnehmern detektiert. (Hoffmann, 2012, S. 70ff.)

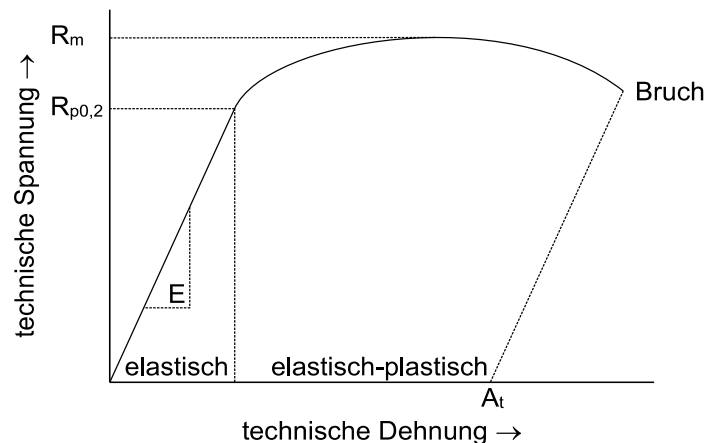


Abbildung 2-7: Spannungs-Dehnungs-Kurve

Mit dem Zugversuch wird eine für metallische Werkstoffe typische Kraft-Weg- bzw. Spannungs-Dehnungs-Kurve generiert, wie sie in Abbildung 2-7 zu sehen ist. Diese lässt sich in einen elastischen und einen elastisch-plastischen Abschnitt unterteilen. Maßgebende Kennwerte des elastischen Abschnitts sind dabei der E-Modul E und die Dehngrenze $R_{p0,2}$ die diesen begrenzt. Nach Überschreiten der Dehngrenze beginnt der Werkstoff sich plastisch zu verformen. Mit Erreichen des höchsten Spannungswertes, der Zugfestigkeit R_m , konzentriert sich die Dehnung, was zur Einschnürung der Probe führt. Bei weiterer Belastung erfährt die Einschnürzone näherungsweise die gesamte an der Probe auftretende Dehnung, bis hier Versagen in Form eines Bruchs eintritt.

Die Bedeutung des Zugversuchs ist neben den bereits genannten Aspekten auch in der Vielzahl der mechanischen Festigkeitskennwerten begründet, die damit ermittelt werden können. Beispielsweise zu nennen sind hierbei die Dehngrenze, die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung A_t und der E-Modul.

2.3 Neutronendiffraktometrie

2.3.1 Grundlagen der Neutronenstrahlung und -quellen

Die Neutronendiffraktometrie basiert auf der Beugung von Neutronen an einem Streu- oder Beugungszentrum. Dieses ist in der Regel ein Teil des Atomkerns. Sie bietet die Möglichkeit, Informationen über den Dehnungszustand in massiven Körpern zu erhalten, die auf keinem anderen Weg erzielt werden können, und wurde von Hutchings (1992, S. 18) mit den Worten „the engineer’s dream come true“ beschrieben. Als Hauptvorteile der Neutronenbeugung nennt er die folgenden Punkte (Hutchings, 2005, S. 7):

- Im Vergleich zur Röntgenstrahlung, die in Wechselwirkung mit der Elektronenhülle tritt und deshalb nur maximale Eindringtiefen von 150 μm in das Material erlaubt, ermöglichen Neutronen durch ihre Ladungsneutralität und der Wechselwirkung mit den Atomkernbestandteilen Eindringtiefen bis zu mehreren Zentimetern.
- Das Verfahren der Neutronendiffraktometrie ist nicht zerstörend und bietet somit die Möglichkeit, Eigendehnungen und -spannungen in realen Umgebungen und Belastungssituationen zu untersuchen.
- Die Neutronendiffraktometrie bietet eine räumliche und zeitliche Auflösung, die für die Ermittlung von Dehnungsgradienten in vielen Ingenieursfragestellungen ausreichend ist.
- Mit der Neutronenbeugung können in massiven Strukturen makroskopische, gemittelte, phasenspezifische sowie intergranulare Spannungen untersucht werden.

Die bei diesem Verfahren benötigten Neutronen stammen entweder aus Spallationsquellen oder Kernreaktoren mit Neutronenstrahlröhren. Bei beiden Arten von Neutronenquellen handelt es sich um Großforschungseinrichtungen. Bei erstgenannten werden Atomkerne (zum Beispiel der Elemente Wolfram oder Tantal) mit hochenergetischen Teilchen, meist Protonen ($E_{\text{Proton}} > 16 \text{ eV}$), beschossen, die aus einem Linear- oder Ringbeschleuniger (Synchrotron) stammen. Die Kerne des Targetmaterials spalten sich dabei in kleinere Bruchstücke und mehrere Neutronen auf. Nach Willis und Carlile (2009, S. 46) setzt das Auftreffen eines Protons ca. 20–40 Neutronen frei, die anschließend als gepulster, hoch intensiver Strahl für die

Diffraktometrie verwendet werden können. Beispielhaft kann als Spallationsquelle ISIS am Rutherford Appleton Laboratory (Oxfordshire, UK) genannt werden. (Hutchings, 2005, S. 74; Repper, 2010, S. 8f.)

Bei Forschungsreaktoren wird in der Regel ein speziell für diesen Zweck gestaltetes ^{235}U -Brennelement verwendet. Bei der Spaltung der ^{235}U -Kerne entstehen zwei Tochterkerne sowie hochenergetische Neutronen. Diese Neutronen werden in schwerem Wasser moderiert, was einer Reduzierung ihrer Energie entspricht. In der Folge können rückgestreute Neutronen weitere ^{235}U -Kerne spalten, was zu einer Kettenreaktion führt. Die Neutronen, die nicht zur Spaltung von weiteren Kernen führen, tragen zu einem stetigen Strom bei, der für Experimente an den einzelnen Instrumenten genutzt werden kann. Die Forschungs-Neutronenquelle Heinz Maier-Leibnitz (FRMII) in Garching, an der die neutronendiffraktometrischen Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden, kann als Beispiel für einen Forschungsreaktor zur Neutronenerzeugung aufgeführt werden. (Hutchings, 2005, S. 66; Krieger, 2009, S. 245f.; Repper, 2010, S. 9)

2.3.2 Prinzip der Neutronenbeugung an Kristallen

Trifft ein Neutronenstrahl einer bestimmten Wellenlänge λ unter dem Winkel θ_{hkl} auf einen Festkörper mit kristallinem Aufbau, so erfolgt die Beugung der Neutronen in verschiedenen Gitternetzebenen des Kristalls, die den Abstand d_{hkl} zueinander aufweisen (vgl. Abbildung 2-8). Bei dieser Beugung handelt es sich um eine elastische, kohärente Streuung an den Atomen der Kristallstruktur. Nach dem Reflexionsgesetz ist dabei der Einfallswinkel des Strahls gleich dem Ausfallwinkel (Lindner und Siebke, 2003, S. 234).

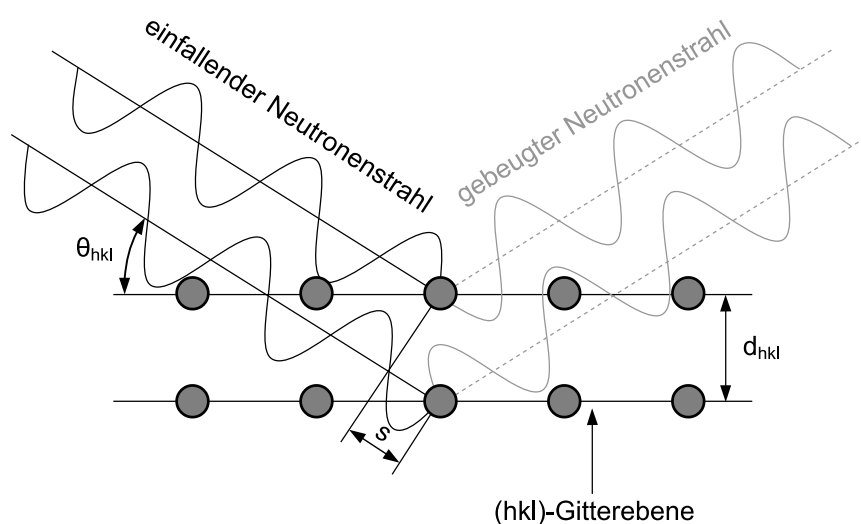


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der Neutronenbeugung an einer Kristallstruktur nach Hutchings (2005, S. 38) und Saal (2017, S. 18)

Im Vergleich der beiden dargestellten Neutronen legt ein Neutron eine größere Wegstrecke zurück. Diese Wegstrecke von $2s$, die auch als Gangunterschied bezeichnet wird, berechnet sich aus den gegebenen Größen zu $2s = 2d_{hkl} \cdot \sin \theta_{hkl}$. Ist nun der Gangunterschied ein ganzzahliges Vielfaches n der Wellenlänge λ , kommt es zur konstruktiven Interferenz. Dieser Zusammenhang wird auch als Bragg-Gleichung bezeichnet (vgl. Gleichung 2-5) (Bragg und Bragg, 1913, S. 436). Hierin beschreibt n die Streuordnung, die in der Literatur häufig den Wert 1 hat, und θ_{hkl} den Winkel zwischen einfallendem Strahl und der reflektierenden Gitterebene (hkl).

$$n \cdot \lambda = 2d_{hkl} \cdot \sin \theta_{hkl} \quad \text{Gleichung 2-5}$$

d_{hkl}	Gitternetzebenenabstand der Ebenen (hkl)
n	Beugungsordnung
λ	Wellenlänge der Strahlung
θ_{hkl}	Beugungswinkel der Ebenen (hkl)

Wird eine Probe mit Last beaufschlagt, so ändern sich die Gitternetzebenenabstände d_{hkl} . Unter Verwendung eines monochromatischen Neutronenstrahls mit der konstanten Wellenlänge λ variiert in gleichem Maße auch der Braggwinkel θ_{hkl} . Durch vergleichende Messungen einer „spannungsfreien“ (Index 0) und einer mit Last beaufschlagten Probe (Index 1) kann anhand Gleichung 2-6 die Dehnung ε_{hkl} senkrecht zur Ebenenschar (hkl) bestimmt werden.

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d_{1,hkl} - d_{0,hkl}}{d_{0,hkl}} = \frac{\sin \theta_{0,hkl}}{\sin \theta_{1,hkl}} - 1 \quad \text{Gleichung 2-6}$$

ε_{hkl}	Dehnung senkrecht zu den Gitternetzebenen (hkl)
---------------------	---

Kommt es zur konstruktiven Interferenz, so verstärken sich Minima und Maxima der Neutronenstrahlungswellen und es bilden sich die Intensitätsmaxima auf dem Detektor ab. Handelt es sich bei der Probe um einen Einkristall, so ist die Bragg-Bedingung für jede Gitterebene (hkl) nur für einen Winkel erfüllt. Bei einem Polykristall hingegen, wie er sich bei Gussproben ausbildet, besteht der Kristall aus einer Vielzahl von unterschiedlich orientierten Körnern. Somit wird für eine Vielzahl von Winkeln für verschiedene Gitterebenen (hkl) die Bragg-Gleichung erfüllt und es bilden sich Interferenzmuster auf dem Detektor ab. Da die planare Anordnung der Atome und Gitterebenen aus Abbildung 2-8 bei Betrachtung der Realität durch eine dreidimensionale ersetzt werden muss, bildet sich für jede Gitterebenenchar (hkl) das Maximum 1. Ordnung als räumlicher Kegel mit dem Öffnungswinkel $2\theta_{hkl}$ aus (vgl. Abbildung 2-9(a)). Diese Kegel werden als Debye-Scherrer-Ringe bezeichnet. Die Aufnahme der Maximaverteilung erfolgt entweder über die Schwärzung eines strahlungsempfindlichen Films oder über die Messung der Intensität durch axial angeordnete Flächendetektoren (Meier, 2016, S. 73). Da

jeweils nur ein in der Vertikalen begrenzter Ausschnitt des Kegels auf dem Film oder Detektor aufgenommen wird, erscheinen die Maxima der Ebenenscharen als gebeugte Linien auf dem abgewickelten Film bzw. auf dem Detektorschirm (vgl. Abbildung 2-9(b)).

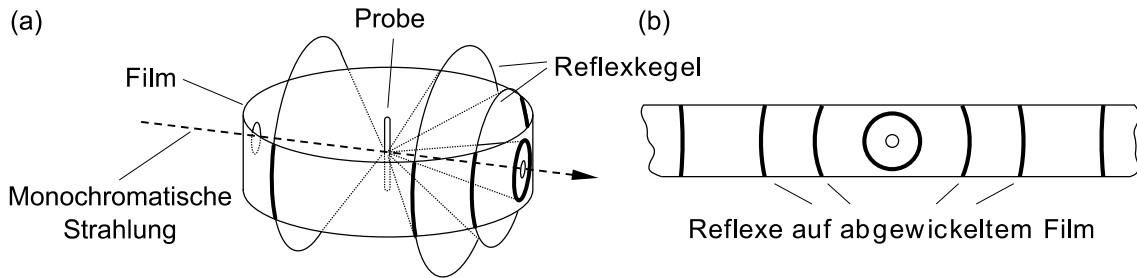


Abbildung 2-9: An einem Polykristall entstehende Debye-Scherer-Ringe (a) und deren Abbildung auf einem Detektorring (b) nach Meier (2016, S. 74)

Eine Integration der detektierten Intensität I_{hkl} , die in der Regel über dem doppelten Beugungswinkel $2\theta_{hkl}$ aufgetragen wird, führt zum Erhalt der sogenannten Braggreflexe. Ein durch die Zusammenführung mehrerer Braggreflexe erzeugtes Streubild wird auch als Diffraktogramm bezeichnet und ist für die Elemente Aluminium und Silizium schematisch in Abbildung 2-10 dargestellt.

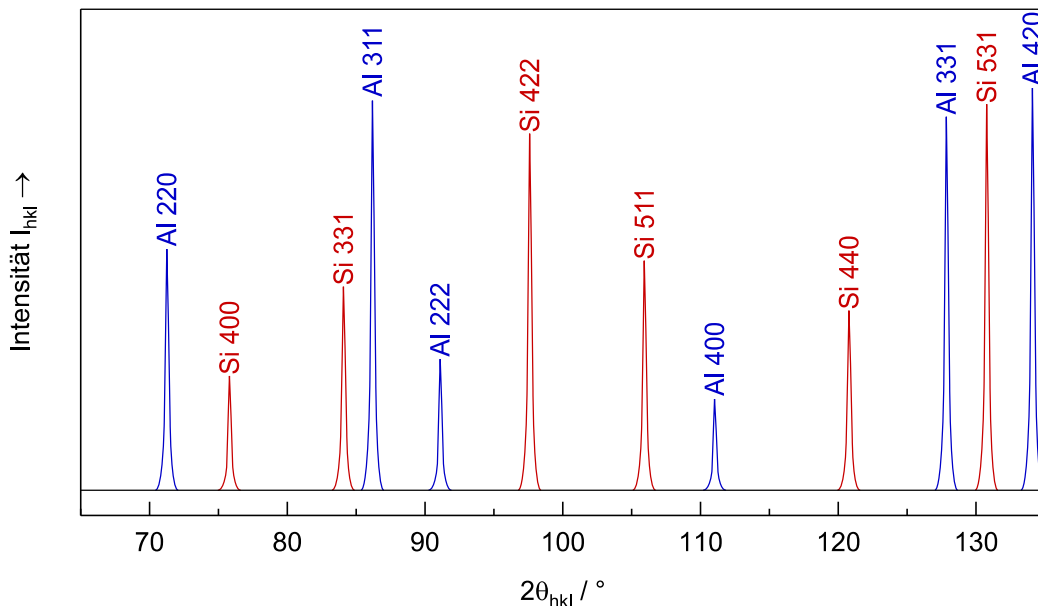


Abbildung 2-10: Diffraktogramm der Elemente Aluminium und Silizium (berechnet)

In der Theorie bildet jeder Reflex hkl bei einem Winkel von $2\theta_{hkl}$ eine exakte Linie. In der Praxis hingegen führen verschiedene Linienverbreiterungseffekte zu einer anderen Gestalt des Reflexes, dem realen Beugungsprofil $Y(2\theta)$ (vgl. Abbildung 2-11). Als Gründe hierfür sind Instrumenteneinflüsse zu nennen, wie eine nicht exakt definierte Wellenlänge, die zu einer Verschmierung der Reflexe führt, sowie die örtliche Genauigkeit bei der Detektion. Durch eine Messung einer spannungsfreien Probe mit einer Korngröße $> 2 \mu\text{m}$ kann das Geräteprofil

$G(2\theta)$ erfasst werden (vgl. Abbildung 2-11(a)). Das physikalische Profil $S(2\theta)$ hingegen enthält alle physikalischen Einflüsse, wie örtliche Gitterdefekte (Fremdatome, Fehlstellen) und Eigenspannungen III. Art. In der Regel können die Reflexe für die Auswertung und weitere Untersuchung mit einer Gaußkurve beschrieben werden. (Meier, 2016, S. 75; Repper, 2010, S. 20f.; Spieß et al., 2005, S. 70; Spieß et al., 2009, S. 78)

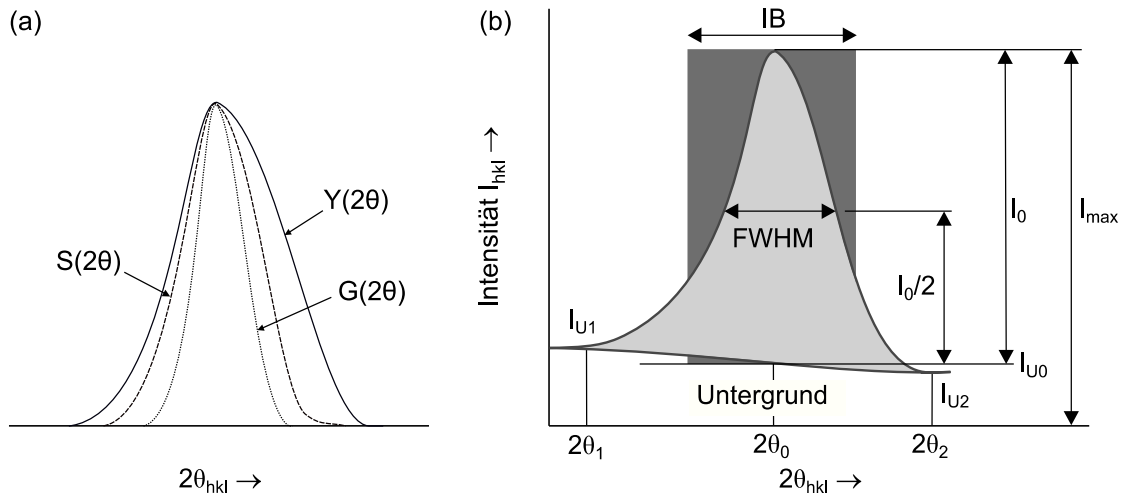


Abbildung 2-11: Peakprofil mit Untergrund (a) und Profilnormen eines Reflexes (b) nach Meier (2016, S. 74) und Spieß et al. (2009, S. 77)

Der in Abbildung 2-11(b) dargestellte Beugungsreflex (Peak) kann durch charakteristische Kenngrößen beschrieben werden. Die Auswirkungen eines Reflexes zeigen sich bei Betrachtung der Intensität I durch ein Abheben vom Untergrund im Intervall $\theta_2 - \theta_1$, das auch als Mess- oder Entwicklungsintervall L bezeichnet wird. Die Intensität beim Winkel $2\theta_0$ (Glanzwinkel oder Bragg-Winkel) wird als maximale Intensität I_{max} bezeichnet. Sie summiert sich aus der approximierten Untergrundintensität I_U und der Nettointensitätshöhe I_0 . Die Differenz zwischen dem links- und rechtsseitigen Intensitätsverlauf auf halber Nettointensitätshöhe wird auch als Halbwertsbreite FWHM (engl.: full width at half maximum) bezeichnet. Diese kann zu Aussagen bzgl. interkristallinen Dehnungen, Kristallgrößen oder Defektdichten verwendet werden (Saal, 2017, S. 19). Ein weiterer Grund für eine Vergrößerung der Halbwertsbreite stellen inhomogene Dehnungen in den einzelnen Kristalliten im Messvolumen dar. Um weitere Informationen aus der Gestalt des Beugungsreflexes zu gewinnen, wird oft die Fläche unter dem Reflex im Messbereich ermittelt und ein flächengleiches Rechteck mit der Höhe I_0 erstellt. Die Breite dieses Rechtecks bezeichnet man als Integralbreite IB. (Meier, 2016, S. 75f.; Spieß et al., 2005, S. 70; Spieß et al., 2009, S. 77)

2.4 Synchrotrontomographie

2.4.1 Grundlagen der Tomographie

Heutige Hochleistungswerkstoffe ermöglichen eine Vielzahl von Innovationen in verschiedensten Bereichen. Dabei hängen ihre thermischen, chemischen und funktionalen Eigenschaften maßgeblich von deren Gefüge ab. Die Beschreibung des Gefüges erfolgt im Gießereibereich auch heute noch üblicherweise durch zweidimensionale Aufnahmen von Licht- und Rasterelektronenmikroskopen. Folglich liefern derart gewonnene Abbildungen lediglich zweidimensionale quantitative Informationen. Da die Reduzierung der Darstellung von räumlichen Strukturen auf ebene Schnittbilder immer mit einem Informationsverlust einhergeht, wird teilweise versucht, durch den schichtweisen Abtrag zum Beispiel mittels Polier- oder Ätzverfahren den Informationsverlust zu begrenzen. Tewari und Gokhale (2000, S. 260ff.) führten beispielsweise in ihrer Arbeit 90 Schichten mit einer Schichtdicke von ca. 1–2 μm zu einer dreidimensionalen Struktur zusammen. Die Schichten erhielten sie aus dem mehrmaligen Polieren einer Probe. Zwischen den Poliervorgängen erfolgte die Einbringung eines Vickershärteeindrucks zur Analyse der Schichtdicke und die Aufnahme der Schicht durch ein Lichtmikroskop. Eine weitere Methode, dem Informationsverlust entgegenzuwirken, stellt die Verwendung von stereologischen Formeln dar. Allerdings liefern diese Formeln nur wenige statistische Parameter und auch diese nur für passende Modelle bezüglich bestimmter Formen wie Kugeln, Lamellen, Prismen, Zylinder, Rotationsellipsoide und Polyeder (Breitkreutz, 1995, S. 249). Für komplexere Partikelgeometrien sind bisher keine Modelle vorhanden. Trotz dieser Möglichkeiten bleibt festzuhalten, dass eine Beschreibung einer räumlichen Struktur anhand von zweidimensionalen Daten immer nur als Näherung erfolgen kann. (Biermann und Krüger, 2015, S. 353f.)

Um das Problem des Informationsverlusts zu vermeiden, wurde mit der Computer-Tomographie (CT) ein Verfahren aus der Humanmedizin an die Bedürfnisse der heutigen Werkstofftechnik angepasst. Bei der Computer-Tomographie handelt es sich um ein nicht zerstörendes dreidimensional bildgebendes Verfahren. Es bietet neben der Möglichkeit, räumliche Strukturen zu erfassen, den Vorteil, die zu untersuchenden Materialien in der Regel nicht zu beeinflussen und eignet sich somit auch für in-situ Experimente. Darüber hinaus können bei diesen Versuchen Vorgänge, die nur während des Versuchs auftreten (zum Beispiel das Öffnen von Rissen beim Zugversuch), erfasst werden, auch wenn sie nach Beendigung des Versuchs (Entlastung der Probe und Schließen des Risses) nicht mehr sichtbar sind (Beste, 2013).

Die Röntgentomographie verwendet die einfache Projektion. Hierbei wird die Probe aus einer Vielzahl von Richtungen durchstrahlt. Unter Nutzung der Strahlung und ihrer Wechselwirkung (Absorption) mit der durchstrahlten Probe entlang eines definierten Weges kann mit Hilfe der

Rekonstruktion eine physikalische Eigenschaft in ihrer dreidimensionalen Verteilung erfasst werden. (Banhart, 2008, S. 8; Biermann und Krüger, 2015, S. 356)

2.4.2 Röntgenquellen

Um die für die Röntgentomographie benötigte Strahlung zu erzeugen, sind bisher zwei Möglichkeiten bekannt. Bei der ersten wird nach der Abstoßung von kernnahen Elektronen bei der Neubesetzung der entstandenen Löcher durch Elektronen äußerer Schalen Röntgenstrahlung emittiert. Bei der zweiten entsteht die Strahlung durch das Abbremsen oder Beschleunigen geladener Teilchen. (Banhart, 2008, S. 114)

Unter Nutzung dieser beiden Erzeugungsmöglichkeiten haben sich zwei Verfahren der Strahlerzeugung etabliert. Röntgenröhren bilden von diesen beiden Verfahren die einfachere und kompaktere Bauweise. Hierfür genügt bei vielen Anwendungen ein speziell abgeschirmter Raum, der eine Ausbreitung der Röntgenstrahlung über seine Grenzen hinaus verhindert. Bei der Röntgenstrahlerzeugung mittels einer Röntgenröhre emittiert eine Kathode Elektronen, die als Projektile mit hoher kinetischer Energie auf ein metallisches Target (z. B. Wolfram), das die Anode bildet, treffen und aus diesem Elektronen aus tiefliegenden Schalen herausschießen. Die entstehenden Löcher werden anschließend durch Elektronen höherer Schalen unter Aussendung der charakteristischen Röntgenstrahlung wieder gefüllt. Beschleunigte Elektronen, die nicht auf ein Schalenelektron treffen, aber dem Atomkern sehr nahekommen, können durch diesen von ihrer Bahn abgelenkt werden. Da es sich hierbei um die Beschleunigung eines geladenen Teilchens handelt, geschieht dieser Vorgang unter Aussendung eines Röntgenquants, der sog. Bremsstrahlung. Die Elektronen können im Flug durch das Anodenmaterial bei ausreichend kinetischer Energie mehrmals zur Strahlungserzeugung beitragen. Durch die Überlagerung der Bremsstrahlung und der charakteristischen Strahlung ergibt sich ein Röntgenspektrum, das für das Anodenmaterial und die angelegte Beschleunigungsspannung charakteristisch ist (vgl. Abbildung 2-12). Hierbei zeigt sich die charakteristische Strahlung durch einzelne klar erkennbare Peaks und die Bremsstrahlung durch ein kontinuierliches Spektrum, das nach Erreichen eines Maximums zu höheren Photonenergien hin abnimmt. (Banhart, 2008, S. 114ff.)

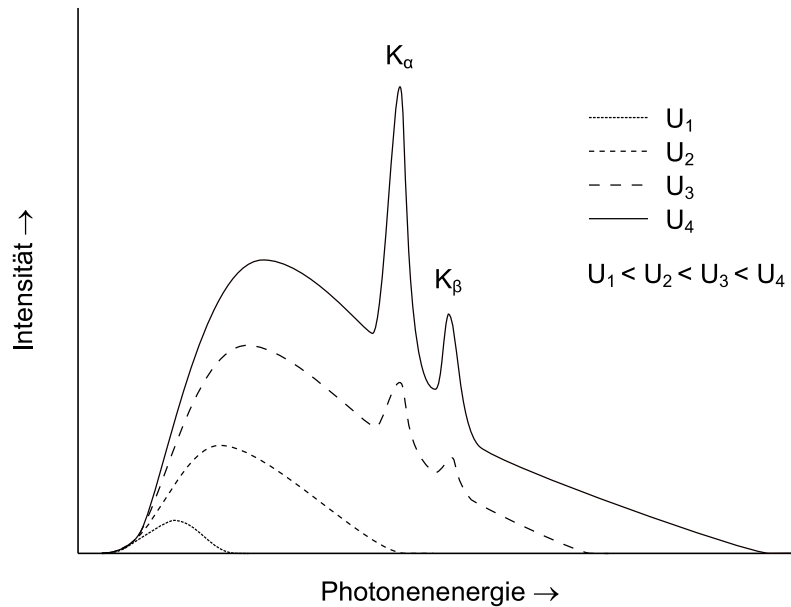


Abbildung 2-12: Schematisches Röntgenspektrum einer Wolframkathode bei vier unterschiedlichen Beschleunigungsspannungen ($U_1 < U_2 < U_3 < U_4$) nach Banhart (2008, S. 115)

Bei der zweiten genutzten Erzeugungsmöglichkeit für Röntgenstrahlung handelt es sich um das Synchrotron bzw. eine Sonderform davon, den Speicherring. Das Synchrotron wird derzeit als einer der modernsten Ringbeschleuniger angesehen. Aufgrund der enormen Kosten bei der Nutzung und Verbesserung werden Synchrotrons in der Regel in Großforschungseinrichtungen betrieben. Beispiele hierfür sind das ESRF (European Synchrotron Radiation Facility) in Grenoble oder auch das CERN (Conseil européen pour la recherche nucléaire) in Bern. Ein Synchrotron liefert sehr gute Strahleigenschaften bei gleichzeitig hohen Teilchenenergien. Diese Kombination und die Möglichkeit, verschieden geladene Teilchen gleichzeitig beschleunigen zu können, macht es für die Grundlagenforschung sehr interessant. In den letzten Jahren standen hier vor allem Elementarteilchenreaktionen, wie zum Beispiel die Kollision von Elektronen und Protonen bei hohen kinetischen Energien, im Fokus. Da die Elementarteilchen auf eine Kreisbahn gezwungen werden, was einer horizontalen Beschleunigung entspricht, emittieren sie elektromagnetische Strahlung (Jackson, 1962, S. 505f.). Diese Synchrotronstrahlung, die eigentlich als Abfallprodukt bei der Beschleunigung der Elementarteilchen anfällt, kann für weitere industriell und forschungsseitig interessante Anwendungen genutzt werden. Die Strahlungsausbeute steigt stark mit der Teilchenenergie an. Im Synchrotron wird auf Grund der Abhängigkeit der Strahlungsintensität von der Teilchenenergie nur am Ende des Beschleunigungsvorgangs kurz vor Erreichen der Maximalenergie Strahlung mit ausreichender Intensität erzeugt. Zur Erzeugung von Synchrotronstrahlung werden daher speziell hierfür abgestimmte Ringanlagen, sogenannte Speicherringe, verwendet (vgl. Abbildung 2-13). (Krieger, 2013, S. 301; 2013, S. 315)

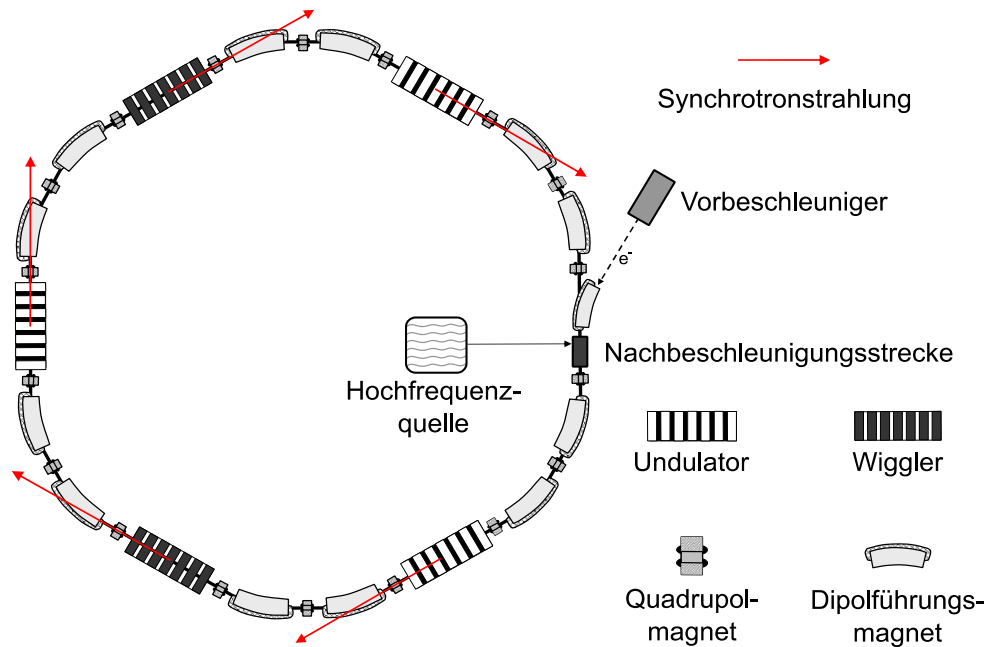


Abbildung 2-13: Schematischer Aufbau eines Speicherringes zur Erzeugung von Synchrotronstrahlung nach Krieger (2013, S. 317)

Die für die Strahlungserzeugung in einem Speicherring verwendeten Elektronen werden von sogenannten Elektronenkanonen emittiert, wobei es sich um einen ähnlichen Kathode-Anode-Aufbau wie in einer Röntgenröhre handelt (Krieger, 2013, S. 60). Die Beschleunigung der Elektronen geschieht anschließend durch einen konventionellen Elektronenbeschleuniger. Hierbei kommen sowohl Linearbeschleuniger als auch die Elektronen auf Kreisbahnen beschleunigende Mikrotrons zum Einsatz. Um die beschleunigten Teilchen in den Speicherring einzuschleusen, werden sehr schnell schaltende Magnete, sogenannte Kicker Magnete, verwendet. Magnetische Felder führen anschließend die Elektronen im Speicherring auf Ringbahnen. Zwischen den Umlenkmagneten, an denen die Teilchen in eine Kurve gezwungen werden, sind auf den geraden Teilstücken multiple Ablenkungssysteme (Wiggler und Undulatoren) installiert, die für die Erzeugung der Röntgenstrahlung sorgen. Dabei handelt es sich um eine Reihe von hintereinander angeordneten Permanent- oder Elektromagneten unterschiedlicher Polarität, die die Elektronen durch sich wiederholende Auslenkungen zur Emission von hochintensiver Synchrotronstrahlung in Form von Strahlungskeulen zwingen (vgl. Abbildung 2-14). Wiggler und Undulator unterscheiden sich bei Verwendung desselben Grundprinzips nur durch die Ablenkstärke. Der Wiggler erzeugt ein deutlich stärkeres kontinuierliches Strahlungsspektrum. Beim Undulator hingegen ist die durch die Magnetreihe erzeugte Elektronenbahn dahingehend gewählt, dass es zu einer Interferenz aller Strahlungskeulen kommt, was zu einem ausgeprägten Linienspektrum führt. Um eine hohe Verweildauer der Teilchen im Speicherring zu

ermöglichen, werden die durch die Synchrotronstrahlung auftretenden Energieverluste der Teilchen auf den Nachbeschleunigungsstrecken wieder ausgeglichen (Krieger, 2013, S. 318). (Krieger, 2005, 294ff.; Schöbel, 2011, S. 56f.)

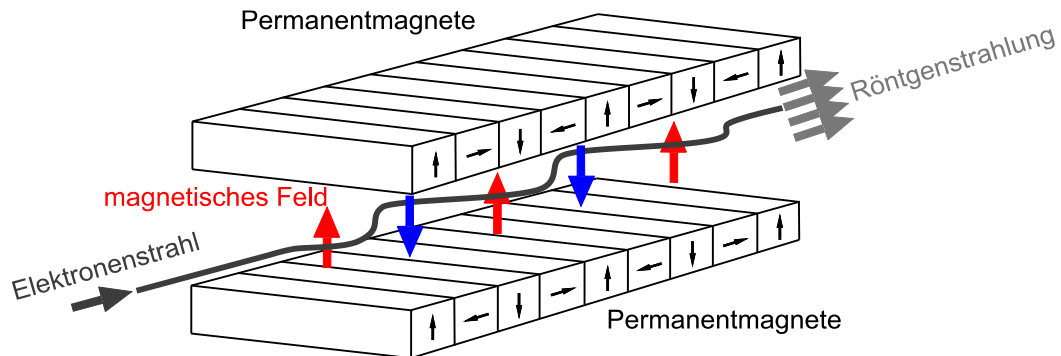


Abbildung 2-14: Darstellung der Teilchenbahn auf Grund der Auslenkung durch die Magnete in einem Wiggler oder Undulator nach Schöbel (2011, S. 55)

2.4.3 Absorption von Strahlung

Das Grundprinzip bei der Tomographie ist die Schwächung des Röntgenstrahls beim Durchleuchten der Probe. Auf die hierfür verantwortlichen Mechanismen wird im weiteren Verlauf der Arbeit noch näher eingegangen. Wie in Abbildung 2-15 dargestellt, wird bei der Durchstrahlung einer Probe der Strahl von n Volumenelementen mit der Kantenlänge Δx nacheinander abgeschwächt. Jedes dieser Volumenelemente weist einen eigenen Röntgenschwächungskoeffizienten μ_i auf (Biermann und Krüger, 2015, S. 357f.).

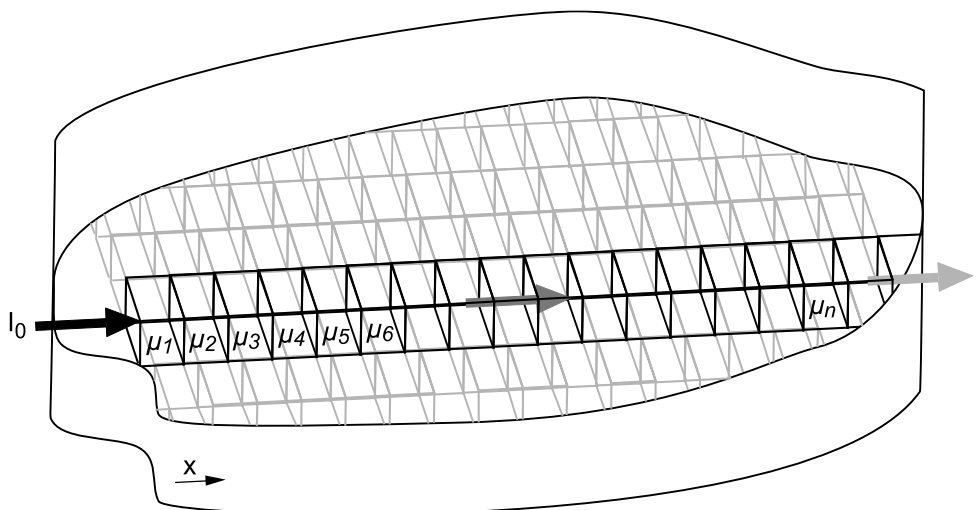


Abbildung 2-15: Durchstrahlung einer Probe mit n Röntgenschwächungskoeffizienten bei Verwendung eines Linienstrahls nach Biermann und Krüger (2015, S. 358)

Das Lambert-Beer'sche Gesetz (Biermann und Krüger, 2015, S. 358) beschreibt die Schwächung des Röntgenstrahls mit der Ausgangsintensität I_0 beim Durchstrahlen einer Probe der Dicke d und lässt sich für eine große Anzahl an Volumenelementen mit folgender Gleichung beschreiben:

$$I = I_0 \exp\left(-\int_0^d \mu(x) dx\right) \quad \text{Gleichung 2-7}$$

d	Probendicke
I	Intensität nach Austreten aus dem Material
I_0	Intensität vor Eindringen in das Material
$\mu(x)$	Röntgenschwächungskoeffizient an der Stelle x

Während der Messung erfolgt eine Rotation der Probe, wobei die Rotationsachse senkrecht zum einfallenden Röntgenstrahl steht, was die Detektion der Intensität über eine Vielzahl von Drehwinkeln erlaubt. Nach Lösung der Linienintegrale kann mit Hilfe der Rekonstruktion am Ende die Verteilung der Schwächungskoeffizienten μ_i in der durchstrahlten Ebene dargestellt werden. Dies geschieht in der Regel anhand von Grauwerten. (Biermann und Krüger, 2015, S. 358)

Zur Durchleuchtung der Proben sind unterschiedliche Strahlgeometrien im Einsatz (vgl. Abbildung 2-16). So finden sowohl die Kombination eines Fächerstrahls und eines Liniendetektors (a) als auch die eines Kegelstrahls und eines Flächendetektors (b) bei der Benutzung von Röntgenröhren Anwendung. Der Parallelstrahl in Verbindung mit einem Flächendetektor (c) wird in der Regel bei Teilchenbeschleunigern verwendet.

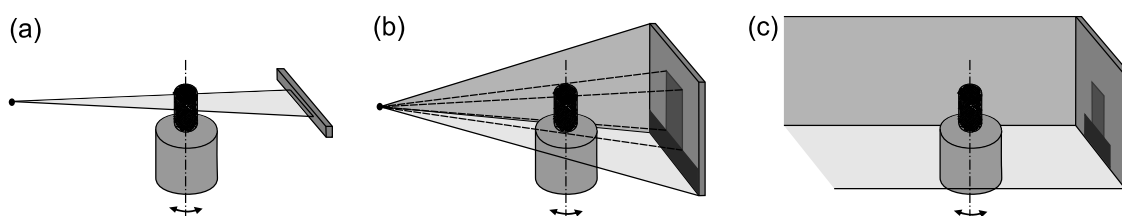


Abbildung 2-16: Unterschiedliche Strahl- und Detektorgeometrien: Fächerstrahl und Liniendetektor (a), Kegelstrahl und Flächendetektor (b) sowie Parallelstrahl und Flächendetektor (c) nach Biermann und Krüger (2015, S. 359)

Die Abbildungsmöglichkeit, die beim Durchstrahlen einer Probe entsteht, basiert auf der Schwächung der Strahlung beim Durchgang durch die Materie der Probe bzw. der Streuung von Photonen, was zu einer Nicht-Detektion dieser am Detektor führt. Die Reduzierung der Intensität erfolgt hierbei durch einen Beugungseffekt sowie drei maßgebliche Absorptionseffekte (vgl. Abbildung 2-17), die im Folgenden beschrieben werden:

- Rayleighstreuung (elastische Streuung): Bei niedrigen Photonenenergien können Photonen elastisch gestreut werden. Dies bedeutet die Änderung ihrer Flugrichtung unter Erhaltung ihrer kinetischen Energie.
- Paarbildung: Bei hohen Photonenenergien ($E_{\text{Photon}} > 1,022 \text{ MeV}$) können Elektron-Positron-Paare entstehen. Hierbei stößt das Positron im weiteren Verlauf mit einem Elektron zusammen und zerstrahlt unter Aussendung von zwei Röntgenquanten nach der folgenden Reaktionsgleichung: (Buzug, 2004, S. 18)



e^{-}	Elektron
e^{+}	Positron
h	Planksches Wirkungsquantum
ν	Frequenz der Strahlung

- Comptoneffekt (inelastische Streuung): Beim Zusammenstoß eines Röntgenquants mit einem quasifreien Elektron (z. B. einem Valenzelektron) geht ein Teil der Energie auf das Elektron über. Folglich geht aus dem Zusammenstoß ein Photon mit einer geringeren Energie hervor, das anschließend durch den photoelektrischen Effekt absorbiert werden kann. Da das Photon Energie verliert und seine Richtung ändert, wird der Prozess auch als inelastische Streuung bezeichnet. (Banhart, 2008, S. 122; Buzug, 2004, S. 18)
- Photoelektrischer Effekt: Beim Auftreffen eines Photons auf ein Elektron überträgt das Photon seine Energie auf das Elektron. Dieses wird aus der Schale herausgeschlagen und bewegt sich mit der Energie

$$E_{\text{Elektron}} = E_{\text{Photon}} - E_{\text{Bindung}} \quad \text{Gleichung 2-9}$$

E_{Bindung}	Bindungsenergie
E_{Elektron}	Energie Elektron
E_{Photon}	Energie Photon

weiter. Das in der Schale des Atoms entstandene Loch wird durch ein Elektron einer höheren Schale aufgefüllt. Reicht die hierbei freiwerdende Energie aus, um ein weiteres Elektron aus einer Schale herauszuschlagen, dann wird dieses als Auger-Elektron bezeichnet. Ist die Energie für diesen Vorgang zu gering, so erfolgt die Abgabe der beim Rekombinationsprozess freiwerdenden Energie in Form von Photonen. (Banhart, 2008, S. 120f.; Buzug, 2004, S. 18)

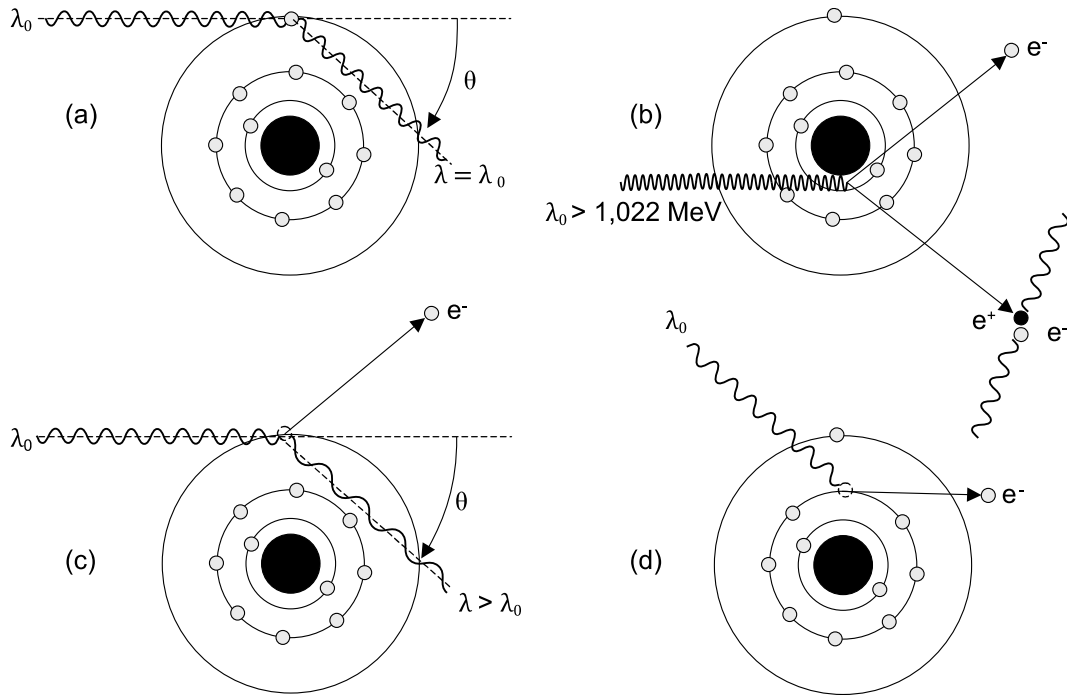


Abbildung 2-17: Wechselwirkungsprozesse der Röntgenstrahlung mit der Materie: Rayleigh-Streuung (a), Paarbildung (b), Comptoneffekt (c) und photoelektrischer Effekt (d) nach Banhart (2008, S. 121) und Buzug (2004, S. 19)

2.4.4 Rekonstruktion

Nach der Aufnahme der Projektionen aus verschiedenen Winkeln muss aus den Bildern eine dreidimensionale Anzeige der Schwächungskoeffizienten rekonstruiert werden. Hierfür wurden in der Vergangenheit eine Vielzahl an Verfahren entwickelt, wobei für viele davon die Radontransformation (Buzug, 2004, S. 107f.) die Grundlage bildet. Anwendung findet heutzutage in vielen Fällen die explizite und recheneffiziente Methode der gefilterten Rückprojektion. Die Vorgehensweise bei der Rückprojektion ist vereinfacht in Abbildung 2-18 dargestellt.

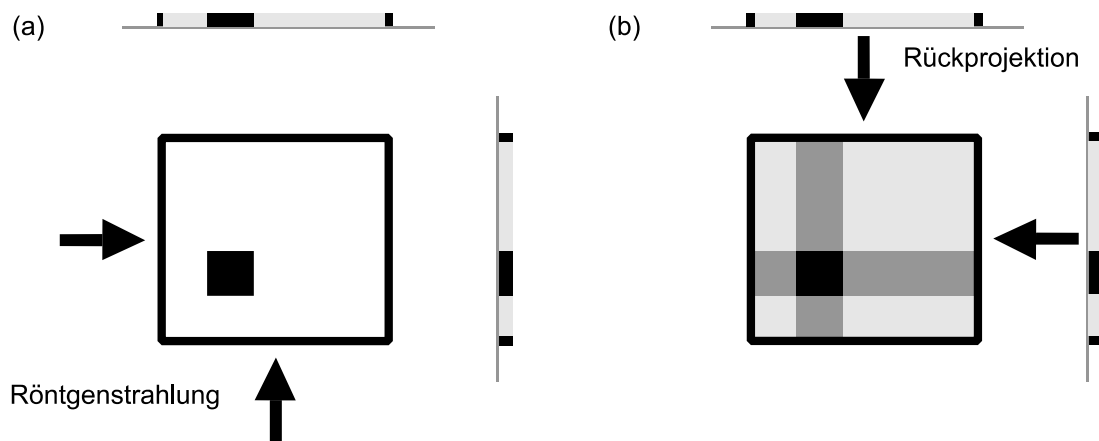


Abbildung 2-18: Schematische Darstellung der Rückprojektions-Methode: Projektion des Objekts aus zwei verschiedenen Richtungen (a) und Rekonstruktion des Objekts aus den Projektionen (b) nach Banhart (2008, S. 144)

Hierbei erfolgt nach der Aufnahme der Projektionen aus mehreren Richtungen (a) eine Rückprojektion der unter einem Winkel für jedes Detektorpixel gemessenen Intensität (b). Dies erlaubt die Rekonstruktion der Schwächungskoeffizienten, die mit den Massen korrelieren. Man kann das Vorgehen bei der gefilterten Rückprojektion im dreidimensionalen Raum für komplexe Strukturen in die folgenden Schritte einteilen (Banhart, 2008, S. 144):

- Zusammenfassung einer Anzahl von Projektionen zu sogenannten Sinogrammen, wobei es sich um die Gruppe der Linien bei einer bestimmten Höhe durch alle Projektionen handelt.
- Um Unschärfen zu vermeiden, müssen die Daten anschließend gefiltert werden. Als häufig verwendete Filter sind hierfür der Ram-Lak- und der Shepp-Logan-Filter zu nennen.
- Erstellung eines dreidimensionalen Datensets durch die Rückprojektion

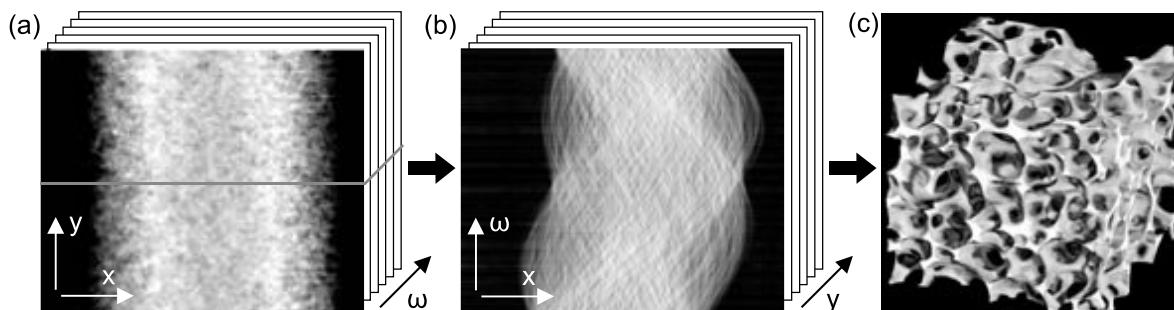


Abbildung 2-19: Ablauf der Rekonstruktion von Tomographiedaten: Projektionen der Intensitäten (a), Erzeugung von Sinogrammen (b) und Tomographiebild nach der Rekonstruktion (c) nach Banhart (2008, S. 145)

2.5 Simulation im Ur- und Umformbereich

2.5.1 Grundlagen der Simulation und Anwendungsbereiche

Der Begriff Simulation beschreibt nach der VDI Richtlinie 3633 (2014, S. 3) „das Nachbilden eines Systems mit seinen dynamischen Prozessen in einem experimentierbaren Modell, um zu Erkenntnissen zu gelangen, die auf die Wirklichkeit übertragbar sind.“ Angewandt auf naturwissenschaftliche und technische Bereiche bedeutet dies die Erstellung von Modellen, die sowohl die Geometrien als auch die chemischen, physikalischen oder thermodynamischen Gesetzmäßigkeiten abbilden (Bührig-Polaczek, Michaeli und Spur, 2014, S. 363).

Die numerische Berechnung von Fertigungsprozessen und Bauteileigenschaften hat im Laufe der letzten Jahrzehnte immer mehr an Bedeutung gewonnen. So findet sie ebenso in der Entwicklung wie auch in der Produktion Anwendung. Durch die Simulation stehen schon in der

frühen Phase der Produkt- bzw. Prozessentwicklung Informationen bezüglich der Realisierbarkeit des Prozesses oder der Herstellbarkeit eines Bauteils zur Verfügung, was eine Zeit- und Kostenreduzierung ermöglicht. Weiterhin erlaubt die Simulation die Ermittlung skalarer und vektorieller Größen, wie zum Beispiel Spannungen, Formänderungen oder Temperaturen, die in der Realität nicht oder nur mit großem Aufwand gemessen werden können. Die hierbei erlangten Erkenntnisse ermöglichen auf Grund des damit verbundenen tieferen Prozessverständnisses eine Verbesserung von Prozess und / oder Produkt. (Anglada et al., 2013, S. 76; Hoffmann, 2012, S. 55)

Die Simulation hilft speziell im Bereich der Ur- und Umformtechnik durch die Vorhersage von fertigungsbedingten Bauteilfehlern wie Lunkern oder Falten, durch die Optimierung von Produkten und Produktionsprozessen sowie durch eine Verbesserung der Prozessrobustheit. Als direkte Folge aus den genannten Punkten lassen sich die Maßhaltigkeit, die Produktqualität, die Wirtschaftlichkeit sowie die Energie- und Materialeffizienz des Herstellungsprozesses erhöhen. (Bührig-Polaczek, Michaeli und Spur, 2014, S. 363)

Im Bereich der Gießereitechnik ermöglicht die Simulation inzwischen in einer Vielzahl von Fertigungsschritten eine verbesserte Vorhersage bzgl. Produkt- und Prozessqualität. Zu nennen sind hierbei die numerische Berechnung der Formfüllung, der Erstarrung, des Bauteilverzugs, der Wärmebehandlung sowie der Eigenspannungen (Bührig-Polaczek, Michaeli und Spur, 2014, S. 363). In den letzten Jahren wurden zudem in den Bereichen der Kern- und Formherstellung sowie der Gefüge- und Eigenschaftsbildung große Fortschritte erzielt. Im Bereich der Umformtechnik liefert die Simulation speziell für die Fertigungsschritte Tiefziehen, Beschnitt, Abkanten und Falzen wichtige Ergebnisse in der frühen Phase (Hoffmann, 2012, S. 94). Die Anstrengungen der letzten Jahre wurden hierbei unter anderem auf die Rückfederung (Wein-schenk und Volk, 2014), eine verbesserte Materialbeschreibung (Banabic und Sester, 2012) sowie die Abbildung des Werkstoffverhaltens bei mehrachsigen Spannungszuständen (Jocham et al., 2017; Volk et al., 2012) fokussiert.

2.5.2 Numerische Grundlagen

Die Aufgabe der Kontinuumsmechanik, wie sie mit der numerischen Berechnung in dieser Arbeit Anwendung findet, ist die Kinematik und die Statik eines Kontinuums unter Einbezug der kinematischen und / oder statischen Randbedingungen zu beschreiben (Betten, 2004, S. 23). Hierbei wird ein Gleichungssystem verwendet, das aus partiellen Differentialgleichungen (DGL) sowie algebraischen Zusammenhängen besteht. Das Aufstellen einer exakten Lösung dafür ist selten möglich, weshalb in der Regel Näherungslösungen verwendet werden. Im weiteren Verlauf dieses Kapitels wird deshalb auf die Herleitung und die grundlegende Idee der

Numerik hinter der FEM sowie die gebräuchlichsten Verfahren zur Formulierung und Bearbeitung der DGL eingegangen. Da es sich hierbei nur um einen Auszug aus dem Fachbereich der Numerik und der FEM handelt, sei für detailliertere Informationen auf die tiefergehende Fachliteratur (Klein, 2007; Reddy, 1993; Zienkiewicz, Fox und Taylor, 2014) verwiesen.

Stellt man beispielhaft an einem infinitesimal kleinen Volumenelement (vgl. Abbildung 2-20) für den (quasi-)statischen Fall das Kräftegleichgewicht auf, so lässt sich anhand von diesem die Impulsbilanz in ihrer starken Form ableiten (vgl. Gleichung 2-10 (Klein, 2007, S. 27)). Fett gedruckte Kurzzeichen stellen im Folgenden Vektoren oder Matrizen dar.

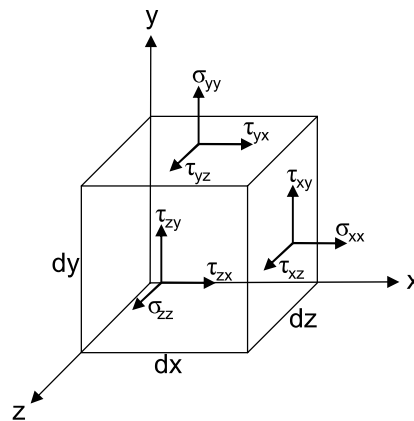


Abbildung 2-20: Infinitesimales Volumenelement (der Übersicht halber sind verdeckte Spannungen nicht eingezeichnet)

$$\mathbf{D}^t \cdot \boldsymbol{\sigma} - \mathbf{p} = 0 \quad \text{Gleichung 2-10}$$

\mathbf{D}	Differenzialoperator
\mathbf{p}	Volumenkraft
$\boldsymbol{\sigma}$	Spannung

Um diese näherungsweise lösen zu können, bestehen mehrere Möglichkeiten, um die Differentialgleichung von der starken in eine sogenannte schwache Form zu bringen. Eine der verbreitetsten, das Variationsprinzip, wird im Folgenden näher behandelt. Es nutzt hierfür das Prinzip der virtuellen Arbeit, das für einen elastischen Körper eine Ersatzgleichgewichtsbedingung darstellt. Es werden sowohl eine innere als auch eine äußere virtuelle Arbeit auf das System aufgebracht, die sich im Gleichgewicht befinden müssen: (Klein, 2007, S. 27)

$$\delta W_i = \delta W_a \quad \text{Gleichung 2-11}$$

δW_a	äußere virtuelle Arbeit
δW_i	innere virtuelle Arbeit

Die äußere Arbeit setzt sich aus den Anteilen der verteilten Oberflächenlasten q , den konzentrierten Einzellasten F_k und den Volumenkräften p zusammen, die innere beinhaltet lediglich die Arbeit der Verzerrungen an den zugehörigen Spannungen (vgl. Gleichung 2-12).

$$\int_V \delta \boldsymbol{\varepsilon}^t \cdot \boldsymbol{\sigma} dV = \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{F} + \int_V \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{p} dV + \int_O \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{q} dO \quad \text{Gleichung 2-12}$$

\mathbf{F}	konzentrierte Einzellast
\mathbf{q}	Oberflächenlast
\mathbf{u}	Verschiebung

Mit den Beziehungen $\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{E} \cdot \boldsymbol{\varepsilon} = \mathbf{E} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{u}$ und $\delta \boldsymbol{\varepsilon}^t = \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{D}^t$ lässt sich die linke Seite der Gleichung umwandeln in Gleichung 2-13. Dabei sind zwei Sonderfälle zu beachten: der ebene Spannungs-(ESZ) und der ebene Verzerrungszustand (EVZ).

$$\boldsymbol{\sigma}_{ESZ} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \boldsymbol{\varepsilon}_{EVZ} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & 0 \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

Ersterer beschreibt dabei den Fall, dass keine Spannungen in der dritten Raumrichtung wirken. Dies führt zur Spannungsmatrix $\boldsymbol{\sigma}_{ESZ}$. Der EVZ schränkt den allgemeinen Zustand dahingehend ein, dass keine Dehnung in die dritte Raumrichtung möglich ist, was durch die Verzerrungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}_{EVZ}$ dargestellt wird.

$$\begin{aligned} \int_V \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{D}^t \cdot \mathbf{E} \cdot \mathbf{D} dV \cdot \mathbf{u} &= \\ &= \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{F} + \int_V \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{p} dV + \int_O \delta \mathbf{u}^t \cdot \mathbf{q} dO \end{aligned} \quad \text{Gleichung 2-13}$$

Anschließend erfolgt die Reduzierung des Ansatzraums für die Lösung durch die Verwendung von Ansatzfunktionen (vgl. Gleichung 2-14) (nach Zienkiewicz, Fox und Taylor, 2014, S. 23). Diese können auch höhere Ordnungen aufweisen, verbreitet haben sich allerdings vor allem lineare und quadratische Ansatzfunktionen.

$$\mathbf{u} = \mathbf{N} \cdot \mathbf{d} \quad \text{Gleichung 2-14}$$

\mathbf{d}	Knotenverschiebung
\mathbf{N}	Ansatzfunktion

Unter Verwendung der Gleichung 2-13, der Gleichung 2-14 und des Zusammenhangs $\mathbf{B} = \mathbf{D} \cdot \mathbf{N}$ ergibt sich der finale Zusammenhang für das Variationsprinzip (vgl. Gleichung 2-15), in dem man die finite Gleichung $\mathbf{k} \cdot \mathbf{d} = \hat{\mathbf{p}}$ erkennt (Klein, 2007, S. 31).

$$\int_V \mathbf{B}^t \cdot \mathbf{E} \cdot \mathbf{B} \, dV \cdot \mathbf{d} = \mathbf{N}^t \cdot \mathbf{F} + \int_V \mathbf{N}^t \cdot \mathbf{p} \, dV + \int_O \mathbf{N}^t \cdot \mathbf{q} \, dO \quad \text{Gleichung 2-15}$$

Für die zusätzliche Betrachtung von dynamischen Anteilen müsste für die Gleichung 2-10 die rechte Seite um den Term $\rho \cdot \ddot{\mathbf{u}}$ erweitert werden.

Bei den Randbedingungen wird zwischen zwei Arten unterschieden. Die natürlichen, auch Kraft- oder Neumann-Randbedingung genannten Randbedingungen weisen dabei eine Struktur der Form $\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \mathbf{p}$ auf, wobei \mathbf{n} den Normalenvektor auf den Rand bildet. Wird auf den Rand des betrachteten Körpers eine Verschiebung ($\mathbf{u} = \mathbf{u}_0$) aufgebracht, so spricht man von einer wesentlichen, geometrischen oder Dirichlet-Randbedingung (Steinke, S 64).

Nach Aufstellung des globalen Gleichungssystems unter Verwendung der vorgestellten Verfahren erfolgt die Lösung desselben. Im Normalfall ist die Lösung des Gleichungssystems auf Grund der auftretenden Nichtlinearitäten nicht in einem Zeitschritt möglich (Hoffmann, 2012, S. 57). Folglich muss neben der örtlichen Diskretisierung auch eine zeitliche erfolgen. Für die Zeitintegration wurden deshalb mehrere effiziente Algorithmen entwickelt, die sich hinsichtlich des unterschiedlichen Übergangs von einem Zeitschritt zum nächsten in die expliziten und impliziten unterteilen lassen.

Die explizite Zeitintegration berechnet dabei den Zustand zum Zeitpunkt $t + \Delta t$ lediglich auf Basis des dynamischen Gleichgewichts zum Zeitpunkt t . Dabei sind mit expliziten Methoden in der Regel keine Gleichungssysteme zu lösen (Belytschko et al., 2014, S. 332). Sie finden vorwiegend bei nichtlinearen Vorgängen (schnelle Umformung, Kontaktbeschreibung, Crashverhalten, etc.) Anwendung und gelten wegen der Verwendung eines festen Zeitschritts als sehr stabil. Die Stabilität ist allerdings nur gewährleistet, wenn der verwendete Zeitschritt nicht größer als der kritische Zeitschritt ist, der durch die Vorgabe begrenzt wird, dass sich die Lösung nicht schneller ausbreiten darf als dies durch die Diskretisierung abgebildet werden kann (Dieterich, Sorescu und Eigenberger, 1992, S. 142). Der Ablauf einer expliziten Integration nach Belytschko et al. (2014, S. 330ff) ist anhand der Bewegungsgleichung für das zentrale Differenzen-Verfahren im Folgenden zusammengefasst.

$$\mathbf{M} \cdot \ddot{\mathbf{u}}^n = \mathbf{f}^n(\mathbf{u}^n, t^n) \quad \text{Gleichung 2-16}$$

\mathbf{f} Summe der anliegenden Kräfte
 \mathbf{M} Systemmassenmatrix

Für jeden neuen Zeitschritt werden dabei auf Basis von $\ddot{\mathbf{u}}^n$ aus Gleichung 2-16 die erste Ableitung der Verschiebung sowie die Verschiebung selbst nach dem Differenzenverfahren berechnet (vgl. Gleichung 2-17 und 2-18). Anschließend erfolgt die Ermittlung der Beschleunigung

für den nächsten Schritt und das finale Update der Geschwindigkeit (vgl. Gleichung 2-19 und 2-20). Zuletzt wird das Gleichgewicht zum neuen Zeitpunkt kontrolliert und die Berechnung für den nächsten Zeitschritt begonnen.

$$\dot{\mathbf{u}}^{n+\frac{1}{2}} = \mathbf{u}^n + \left(t^{n+\frac{1}{2}} - t^n \right) \cdot \ddot{\mathbf{u}}^n \quad \text{Gleichung 2-17}$$

$$\mathbf{u}^{n+1} = \mathbf{u}^n + \Delta t^{n+\frac{1}{2}} \cdot \dot{\mathbf{u}}^{n+\frac{1}{2}} \quad \text{Gleichung 2-18}$$

$$\ddot{\mathbf{u}}^{n+1} = \mathbf{M}^{-1} \cdot \mathbf{f}^n(\mathbf{u}^{n+1}, t^n) \quad \text{Gleichung 2-19}$$

$$\dot{\mathbf{u}}^{n+1} = \dot{\mathbf{u}}^{n+\frac{1}{2}} + \left(t^{n+1} - t^{n+\frac{1}{2}} \right) \cdot \ddot{\mathbf{u}}^{n+1} \quad \text{Gleichung 2-20}$$

Bei der impliziten Integration wird im Gegensatz zur expliziten kein starrer Zeitschritt vorgegeben. Dieser wird nur durch die Vorgabe der Konvergenz der Lösung innerhalb des Inkrements begrenzt. Die Berechnung des Zustands zu einem neuen Zeitpunkt $t + \Delta t$ erfolgt unter der Annahme des Gleichgewichts zu diesem Zeitpunkt. Das Gleichungssystem wird für diesen Zeitschritt gelöst. Anschließend erfolgt mit der Lösung eine Rückrechnung auf den Zeitschritt t und eine Konvergenzkontrolle. Die implizite Integration findet vorwiegend bei der Berechnung von statischen und quasistatischen Prozessen Anwendung. Beispielhaft für die implizite Zeitintegration kann das Verfahren nach Newton genannt werden. Unter Verwendung eines Startwerts \mathbf{u}^i lässt sich die Forderung einer Minimierung des Residuums für den Verschiebungsschritt \mathbf{u}^{i+1} gemäß Gleichung 2-21 schreiben. (Belytschko et al., 2014, S. 340)

$$\mathbf{R}(\mathbf{u}^{i+1}, t^{n+1}) = \mathbf{R}(\mathbf{u}^i, t^{n+1}) + \frac{\partial \mathbf{R}(\mathbf{u}^i, t^{n+1})}{\partial \mathbf{u}^i} \Delta \mathbf{u} = 0 \quad \text{Gleichung 2-21}$$

R Residuum Zeitintegration

Die Lösung für eine nichtlineare Gleichung wird mit dem Newton-Verfahren in einem iterativen Prozess gefunden. Hierfür wird in jeder neuen Iteration

$$\mathbf{u}^{i+1} = \mathbf{u}^i + \Delta \mathbf{u} \quad \text{Gleichung 2-22}$$

gesetzt, bis das Residuum in Gleichung 2-21 unterhalb eines kritischen Wertes gefallen ist. (Belytschko et al., 2014, S. 340)

Unabhängig von dem gewählten Verfahren können nach Lösen des Gleichungssystems durch eine Rückrechnung mit Hilfe der Stoffgesetze die benötigten Ergebnisse (Dehnungen, Spannungen, Energie, Reaktionskräfte, etc.) ermittelt und ausgegeben werden.

2.5.3 Ablauf und Lösung

Eine numerische Simulation setzt sich aus den drei Bausteinen Pre-, Main- und Postprocessing zusammen. Das Preprocessing beschreibt hierbei die Modellierung des Systems. Es wird versucht eine idealisierte Nachbildung des realen Prozesses mit physikalisch-mathematischen Zusammenhängen zu beschreiben. Dabei handelt es sich immer um eine idealisierte Nachbildung, weil es aktuell bei keinem Prozess möglich ist, ihn in seiner ganzen Tiefe zu beschreiben. In der Regel werden die Grenzen des zu beschreibenden Systems so gesetzt, dass eine Beschreibung realisiert werden kann. Weiterhin werden soweit wie möglich intelligente Vereinfachungen getroffen, um Modellierungsaufwand und Rechenzeit zu sparen (Bührig-Polaczek, Michaeli und Spur, 2014, S. 364). Das Mainprocessing bezeichnet die numerische Berechnung der Lösung und das Postprocessing die Auswertung und Interpretation der Ergebnisse.

Örtliche Diskretisierung (Preprocessing)

Im Preprocessing erfolgt neben der Geometrieerstellung die Diskretisierung derselben. Hierbei haben sich in der Gießprozesssimulation zwei Arten etabliert. Die Finite-Differenzen-Methode (FDM) arbeitet mit einem strukturierten Netz aus orthogonalen Hexaedern. Dies ermöglicht einen sehr hohen Automatisierungsgrad bei der Vernetzung und eine geringere Rechenzeit bei der Lösung des Gleichungssystems. Nachteilig wirkt sich hingegen die Unterteilung der Geometrien in Quader bei der benötigten Elementanzahl aus. Die FEM benötigt in der Regel zur Abbildung der Geometrien wesentlich weniger Elemente. Allerdings ist auf Grund des umfangreicheren Diskretisierungsprozesses bei komplexen Geometrien oftmals die Netzqualität nicht ausreichend, was einen zusätzlichen manuellen Aufwand bedingt. Bei beiden Verfahren gilt in der Regel, dass mit Erhöhung der Elementanzahl sowohl Rechenzeit als auch Ergebnisgenauigkeit steigen. Die Auswahl der Diskretisierungsmethode stellt auf Grund der genannten Punkte folglich immer einen Kompromiss aus Ergebnisqualität, Rechenzeit und numerischer Stabilität dar (Bührig-Polaczek, Michaeli und Spur, 2014, S. 367). In der Umformtechnik kommen in aktuellen Programmen fast nur FEM-basierte Codes zum Einsatz. Lediglich bei einigen Spezialfällen findet die Finite-Differenzen-Methode Anwendung (Lange, 1993, S. 395). Neben den beiden etablierten Methoden FEM und FDM existiert mit der Finite-Volumen-Methode eine weitere Art der Diskretisierung, die allerdings vorwiegend in der Strömungssimulation benutzt wird (Glöckler, 2014, S. 6).

Modellierung und Elementauswahl (Preprocessing)

Während sich in der Gießprozesssimulation bei der geometrischen Modellierung meist nur die Frage stellt, ob diese zwei- oder dreidimensional geschehen soll, hängt bei der Umformsimulation die Berechnungsgüte zusätzlich stark von der Wahl der verwendeten Elemente ab. Lange

(1993, S. 382) zeigt zu diesem Thema einen Vergleich der Spannungszustände von Membran- und Schalenelementen (vgl. Abbildung 2-21). Bei einem Membranelement erfolgt hierbei die Annahme, dass die Membranspannungen über die Blechdicke konstant und die Normal- und Schubspannungen in der Dickenrichtung nicht vorhanden sind. In der Praxis finden vor allem Schalenelemente Anwendung, da diese durch die Berücksichtigung des Biegeanteils die Ergebnisqualität deutlich erhöhen. Eine weitere Möglichkeit bildet die Wahl von Volumenelementen. Obwohl der Spannungszustand mit diesen Elementen sehr genau abgebildet werden kann, finden sie auf Grund der mit ihrer Verwendung deutlich gesteigerten Rechenzeit in der Blechumformung im Gegensatz zur Massivumformung nur selten Anwendung. Ursache für die höhere Rechenzeit ist dabei die Anzahl der verwendeten Elemente. Das Verhältnis zweier Seiten eines Elements soll nicht größer als 5–10 sein. Da aber Bleche im Vergleich zu ihrer Dicke eine sehr große Ausdehnung in Länge und Breite haben, wird bei der Erfassung des Spannungsverlaufs über die Blechdicke für die Geometrie im Gesamten eine große Anzahl an Elementen benötigt. (Hoffmann, 2012, S. 55; Lange, 1993, S. 381ff.)

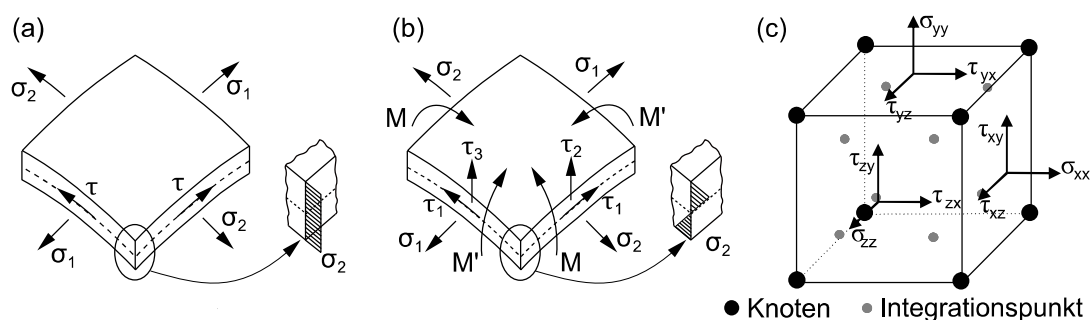


Abbildung 2-21: Spannungszustand an Membran- (a), Schalen- (b) und Volumenelement (c) (Lange, 1993, S. 382; Röcker, 2008, S. 107)

Randbedingungen (Preprocessing)

Da das in der Simulation betrachtete Gebiet/Volumen in der Regel endlich ist, muss dem Programm in den Randbereichen ein spezielles Verhalten vorgegeben werden. Dies geschieht über Randbedingungen. Neben den in Abschnitt 2.5.2 bereits erwähnten wesentlichen und natürlichen Randbedingungen finden periodische und zyklische Randbedingungen zur Abbildung und Vereinfachung von symmetrischen Fragestellungen Anwendung. Durch die Verwendung von Symmetrierandbedingungen kann die Rechenzeit und der benötigte Speicher meist deutlich reduziert werden, da die Lösung nur für eine deutlich geringere Anzahl an Elementen ermittelt werden muss. Darüber hinaus ermöglicht die Wahl geeigneter Randbedingungen eine realitätsnähere Abbildung des betrachteten Vorgangs in der Simulation. Neben den bereits erwähnten Zuständen der ebenen Spannung und der ebenen Verzerrung (vgl. Abschnitt 2.5.2) trägt auch die Rotationssymmetrie dazu bei.

Interaktion und Kontaktverhalten (Preprocessing)

Die Interaktion und das Kontaktverhalten zwischen Körpern oder unterschiedlichen Werkstoffen spielen in der Umformsimulation eine wichtige Rolle. Sind mehrere Körper in einer Simulation vorhanden, lassen sich verschiedene Fälle unterscheiden. Im ersten Fall haben die Körper keinen Zusammenhalt und treffen während der Simulation aufeinander. Je nach Zustand der Körper kann eine Verformung eines oder mehrerer der beteiligten Körper abgebildet werden. Dieser Fall ist auf Grund der großen Nichtlinearität beim Kontakt sehr rechenzeitintensiv. Im zweiten Fall wird ein Zusammenhalt und / oder eine Trennung zwischen zwei Körpern beschrieben. Beispielsweise kann somit die Haftreibung abgebildet werden. Ein weiterer Fall ist die Coulombsche Gleitreibung zwischen zwei Körpern. Diese tritt an den Außenflächen zweier sich aneinander bewegender Körper auf und erschwert die Bewegung auf Grund der Reibkraft, die überwunden werden muss. Neben den einzelnen Fällen sind auch eine Vielzahl von Kombination der Fälle miteinander möglich, um einen Vorgang realitätsnah abbilden zu können.

Werkstoffverhalten (Preprocessing)

Zur Modellierung im Preprocessing zählt neben den bereits genannten Punkten auch die Beschreibung des Werkstoffverhaltens. Dieses wird bestimmt durch ein Werkstoffmodell, die Fließbedingung sowie die Fließregel. Die Möglichkeit der Beschreibung der Werkstoffmodelle wird von Lange (1993, S. 342) anhand verschiedener Modelle aufgezeigt. Aus den grundlegenden Verhaltensarten elastisch, plastisch und viskos lassen sich beliebige Mischformen zur Beschreibung des Werkstoffs bilden. Weiterhin werden im Preprocessing die Eigenschaften der verwendeten Materialien (E-Modul, Poissonzahl, Wärmekapazität, etc.) festgelegt.

Lösen des Gleichungssystems (Mainprocessing)

Das Mainprocessing beschreibt die Arbeit des Solvers, das Lösen des Gleichungssystems, auf die bereits in Abschnitt 2.5.2 detailliert eingegangen ist. Hierbei gibt es eine Vielzahl an möglichen numerischen Verfahren. Diese unterscheiden sich hinsichtlich der Art der Zeitintegration (explizit oder implizit) sowie dem Vorgehen bei der Lösung des Gleichungssystems (direkt oder iterativ).

Auswertung und Interpretation (Postprocessing)

Im Rahmen des Postprocessings erfolgt die Auswertung und Interpretation der im Mainprocessing berechneten Ergebnisse. Hierbei kommen meist vorgefertigte, in den Simulationsprogrammen vorhandene Auswerte- und Analysemethoden sowie verschiedene graphische Darstellungsvarianten zum Einsatz.

2.6 Prognose von Werkstoff- und Bauteileigenschaften

In der frühen Entwicklungs- oder Produktionsphase bereits Wissen über die Eigenschaften des zu produzierenden Bauteils zu haben, bedeutet eine direkte Zeit- und Kostenersparnis. Daher findet sich eine Vielzahl von Arbeiten, die sich mit der Prognose von Bauteil- oder Werkstoffeigenschaften beschäftigen. Diese findet neben den Metallen auch bei anderen technischen Werkstoffen wie Polymeren und Keramiken sowie bei biologischen und geologischen Systemen Anwendung (Nestler, Selzer und Jainta, 2009, S. 37f.).

Defekte (Lunker, Gasporen, Einschlüsse, Oxide, etc.) besitzen einen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und das Versagen von Gussteilen, weshalb auch die Prognosearbeiten stark von der Defektvorhersage geprägt sind. So zeigen Kainzinger, Wohlfahrt und Eichlseder (2011) in ihrer Arbeit eine Vorgehensweise auf, die es ermöglicht, den Einfluss von Makrolunkern auf die Schwingfestigkeit von Gussproben abzuschätzen. Hepp, Lohne und Sanes (2003, S. 669ff.) beschreiben die Möglichkeiten, die ein aus Simulationsergebnissen und Variablen bestehendes Kriterium zur Vorhersage der Defektverteilung bietet. Dieses Kriterium bildet aus der Abweichung der Einzelzellen von der errechneten Lösung einen Fehlerterm für die gesamte Geometrie, der als Quality Defect Index bezeichnet wird. Anhand einer Variablenvariation kann anschließend das kombinierte Kriterium (vgl. Gleichung 2-23) an die experimentellen Ergebnisse angepasst werden.

$$\begin{aligned} \text{Quality Defect Index} = c_1 \cdot \text{Crit}_1^{c_2} + c_3 \cdot \text{Crit}_2^{c_4} + \\ + c_5 \cdot \text{Crit}_3^{c_6} + c_7 \cdot \text{Crit}_4^{c_8} \end{aligned} \quad \text{Gleichung 2-23}$$

c_x Variable x
 Crit_x Simulationskriterium x

Lee, Chirazi und See (2001, S. 17) beschreiben zusammenfassend eine Vielzahl an Möglichkeiten der Prognose der Porenentstehung und des Porenwachstums und kommen zu dem Schluss, dass ein Modell, das diese Vorgänge für Aluminium-Silizium-Legierungen gesamthaft beschreibt, die folgenden physikalischen Zusammenhänge berechnen muss:

- das Temperaturfeld,
- die Strömungsfelder für Druck, Wärme und Masse,
- die Konzentrationsverteilung von Silizium und Wasserstoff,
- den Festphasenanteil (Entstehung und Wachstum von Körnern und ihre Interaktion mit der Umgebung),

- die Entstehung und das Wachstum von Gasblasen,
- die Impulse, entstehend durch den Zusammenstoß von Poren und Körnern.

Nach Todte (2002, S. 28) beruhten zum Zeitpunkt seiner Forschung die Möglichkeiten und Tendenzen der Prognose von Bauteileigenschaften, wie mechanischen Kennwerten, in der Simulation meist auf empirisch ermittelten Korrelationen. Dabei mussten damals wie auch heute legierungsspezifische Konstanten (vgl. Gleichung 2-1) experimentell ermittelt werden, um eine präzise Vorhersage treffen zu können. Todte (2002) gelang es in seiner Arbeit einen formelmäßigen Zusammenhang zwischen Dehngrenze und Zugfestigkeit auf der einen und dem sekundären Dendritenarmabstand und der freien eutektischen Weglänge auf der anderen Seite herzustellen. Durch eine Zusammenführung der beiden erstgenannten Größen in einer weiteren Gleichung in Kombination mit den Ergebnissen aus dem Zugversuch (E-Modul und Verfestigungsexponent) konnte er zusätzlich auf die Bruchdehnung schließen. Darüber hinaus integrierte Todte die Porosität sowie einen Rundheitsfaktor der Poren in die Betrachtung der Zugfestigkeit (vgl. Gleichung 2-24) und Bruchdehnung. Allerdings benötigt auch er noch sechs legierungsspezifische Konstanten für die Gleichungen der Dehngrenze und Zugfestigkeit, die experimentell ermittelt werden müssen. Für eine präzisere Vorhersage und weiteren Erkenntnisgewinn in der Gießprozesssimulation sah Todte diese eng mit der Mikrostruktursimulation verknüpft. Allerdings befand sich zum damaligen Zeitpunkt letztgenannte noch in einem frühen Entwicklungsstadium. Zudem wäre nach Todte noch eine Implementierung in die Prozesssimulation nötig, um die wechselseitigen Einflüsse zwischen Mikrostruktur und makroskopischen Zustandsgrößen beschreiben zu können. (Todte, 2002)

$$R_m = R_m^0 \cdot (1 - s \cdot P) \quad \text{Gleichung 2-24}$$

P	Porosität
R_m	Zugfestigkeit von porösem Werkstoff
R_m^0	Zugfestigkeit von porenfreiem Werkstoff
s	Rundheitsfaktor

Eine weitere Arbeit zur empirischen Analyse und Prognose liefern Shabani und Mazahery (2011, S. 673ff.) bezüglich der Legierung A356. Sie bilden auf Basis eines umfassenden Satzes von experimentellen Daten (DAS , $R_{p0,2}$, R_m und A) Gleichungen im Bezug zum DAS . Diesen koppeln sie im Anschluss mit der Abkühlgeschwindigkeit, was ihnen zu sehr präzisen Vorhersagen der aufgeführten Kennwerte auf Basis der Abkühlgeschwindigkeit verhilft.

Im Gegensatz zu den bisher vorgestellten Arbeiten gingen Bayani et al. (2014, S. 56) einen Schritt weiter und entwickelten die für ihr Modell benötigten Geometrien selbst. Sie modellierten mit einer Kombination von CA-FV- und CFD-Simulation die Bildung von Körnern, um den

interdendritischen Materialfluss nachzubilden. Anschließend verwendeten Sie die Ergebnisse (Druck und Geschwindigkeitsverläufe) zur Berechnung der Diffusionsfähigkeit auf der Mikroebene. Ihr kombiniertes Verfahren der Prognose kann zur Vorhersage von Mikrodefekten, wie zum Beispiel Mikroporosität, Schwindung und Mikrosegrierung verwendet werden.

In einer aktuellen Arbeit berechnen Volk et al. (2017) Eigenschaften auf der Mikroebene unter Verwendung modellierter Sandstrukturen. Dieses Vorgehen ermöglicht die Prognose von Eigenschaften, die auf die Makroebene übertragen werden können. Beispielsweise kann hierfür die Gasdurchlässigkeit von anorganisch geschossenen Sandkernen genannt werden.

Wesenjak (2016) beschreibt in seiner Arbeit ebenfalls einen Mikro-Makro-Übertrag. Auf Basis von modellierten Stahlmikrostrukturen kommt er zur Abschätzung eines Grenzformänderungsdiagramms. Die Strukturen wurden hierbei virtuell mittels des Voronoï-Tesselierungsverfahrens gebildet. Nach einer Beschreibung der auf der Mikroebene beteiligten Subwerkstoffe (Ferrit und Martensit) konnten durch die Deformation von Einheitszellen das Materialversagen untersucht und Grenzformänderungskurven für die Makroebene ermittelt werden, die eine Prognose des Werkstoffversagens ermöglichen. Weiterhin erfolgte die Untersuchung des Einflusses des Dehnpfads auf die Ausprägung mikromechanischer Feldgrößen.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Das vorangegangene Kapitel zeigt, dass für das binäre Legierungssystem Aluminium-Silizium bisher keine systematisch strukturierte Untersuchung entlang des urformtechnischen Entstehungs- und Folgeprozesses über die Mikrostruktur und deren Wirkweise bis hin zu den mechanischen Eigenschaften sowie dem Verhalten der einzelnen Phasen unter Last und der Schädigung durchgeführt wurde. Die aktuell vorhandenen Arbeiten beschäftigen sich jeweils lediglich mit einem begrenzten Abschnitt der genannten Kausalitätskette. Die kombinierte Betrachtung dieser Arbeiten zeigt allerdings, dass bereits die Gefügemodifikationen (Abkühlgeschwindigkeit und Wärmebehandlung) in der frühen Phase der Prozesskette Einfluss auf das Schädigungsverhalten des Werkstoffs am Ende der Kette nehmen.

Übergeordnetes Ziel der vorliegenden Arbeit ist es daher, das Verständnis entlang der Kette Gießen und Wärmebehandlung → Mikrostruktur → mechanische Eigenschaften / Verhalten unter Last → Schädigung des Materials zu erhöhen. Hierbei sollen der Einfluss einer Gefügemodifikation durch die Abkühlgeschwindigkeit und durch eine Wärmebehandlung betrachtet werden. Für ein vertieftes Verständnis und eine umfassende Prognose der Zusammenhänge weist neben experimentellen Methoden eine numerische Berechnung der Vorgänge auf der mikrostrukturellen Ebene großes Potential auf. Der Übertrag der Gefügestruktur als Zusammenfassung der verschiedenen Einflussparameter auf den Gießbetrieb in ein Mikrostrukturmodell erscheint zielführend. So erlaubt das Mikrostrukturmodell die Prognose von Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Makroebene sowie die Untersuchung verschiedener Einflussparameter. Die Validierung auf der Makroebene erfolgt anhand weiterer Spannungs-Dehnungs-Kurven. Auf der Mikroebene geschieht die Validierung mit Hilfe der Neutronendiffraktometrie, da diese die Messung des Verhaltens einzelner Gefügephasen in dem Mehrphasengefüge erlaubt.

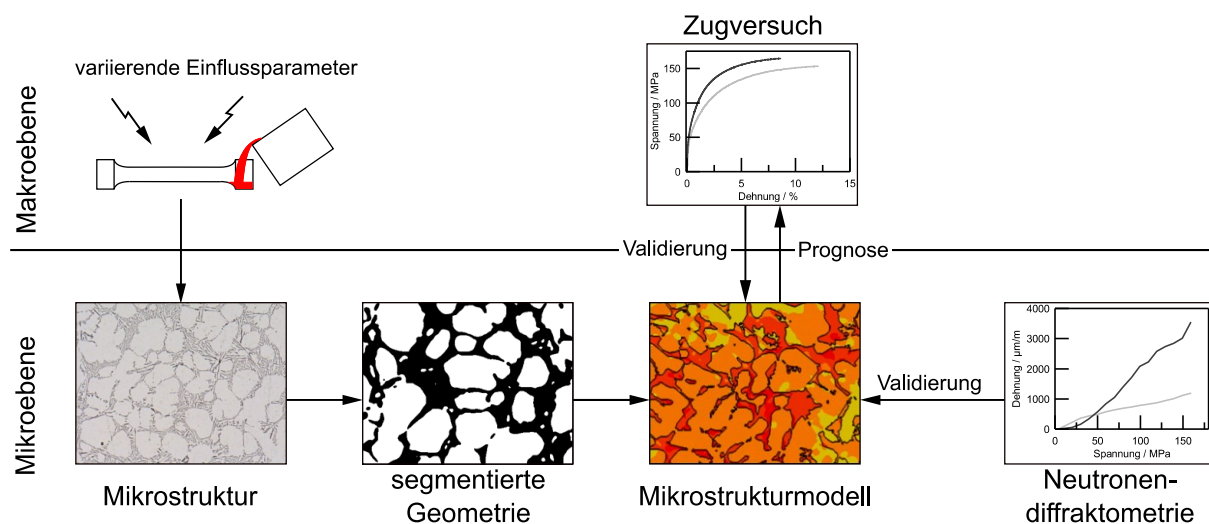


Abbildung 3-1: Vorgehensweise bei der Prognose von Spannungs-Dehnungs-Kurven mit dem Mikrostrukturmodell

Im Rahmen der Arbeit kommen binäre Aluminium-Silizium-Legierungen mit Siliziumanteilen von 5–12 % zur Anwendung, was neben den Einflussfaktoren Abkühlgeschwindigkeit und Wärmebehandlung eine Untersuchung des Einflusses des Siliziumgehalts auf die Mikrostruktur und die nachfolgenden Kettenglieder ermöglicht. Die Basis für die folgenden experimentellen Untersuchungen bildet die Herstellung der Gussproben. Hierzu erfolgt die Konzeption einer Versuchskokille, die mittels Heizelementen eine Variation der Kokillentemperatur und folglich auch der Erstarrungsbedingungen zulässt. Ein Teil der hiermit gefertigten Proben erfährt anschließend eine T4-Wärmebehandlung, bestehend aus einem Lösungsglühvorgang und einer Abschreckung im Wasserbad. Die Erstellung von Schlifffbildern der Gussproben ermöglicht eine Messung von verschiedenen bekannten mikrostrukturellen Kennwerten. Mit der Entwicklung eines Segmentierungsalgorithmus können die eutektischen Phasenanteile der Schlifffbilder bestimmt werden. Mittels Standard-Zugversuchen an aus den Gussteilen gefertigten Zugproben werden die Spannungs-Dehnungs-Verläufe sowie einige charakteristische mechanische Kennwerte ermittelt. Somit kann der Zusammenhang zwischen dem Temperaturverlauf, der entstehenden Mikrostruktur, dem eutektischen Phasenanteil und den makroskopischen Festigkeitskennwerten hergestellt werden.

Um ein besseres Verständnis der Vorgänge auf der mikrostrukturellen Ebene während der mechanischen Belastung zu erlangen, eignet sich die Neutronendiffraktometrie als Untersuchungsmethode. Sie erlaubt die zeitdiskrete Messung elementspezifischer Dehnungen und somit eine auf die Elemente Aluminium und Silizium konkretisierte Betrachtung der Abläufe während der stufenweisen Belastung im Zugversuch.

Auf Grund der erstarrungszeit- und wärmebehandlungsabhängigen Variation der Mikrostrukturen ist davon auszugehen, dass die Proben unterschiedliche Schädigungsverteilungen aufweisen. Um einen Zusammenhang zwischen der Schädigungsverteilung und den beim Abguss verwendeten Prozessparametern herstellen zu können, erfolgt nach der Belastung im Zugversuch eine Untersuchung der bruchflächennahen Bereiche der Proben mittels Synchrotrontomographie. Diese erlaubt eine Analyse der Form der geschädigten Strukturbereiche sowie deren Anzahl und Verteilung.

Als weitere Maßnahme zum Erkenntnisgewinn bzgl. des mikrostrukturellen Verhaltens erfolgt die Entwicklung eines Mikrostruktursimulationsmodells. Hierbei finden für die geometrische Abbildung die mit dem entwickelten Algorithmus segmentierten Strukturen Anwendung. Unter Verwendung der in den Zugversuchen ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven sowie der segmentierten Geometrien verschiedener Probenkonfigurationen erfolgt eine Kalibrierung sowie

Validierung des Simulationsmodells. Dieses bildet die Grundlage für die Prognose der Spannungs-Dehnungs-Kurven bei vorhandener Mikrostruktur und der anschließend durchgeführten Sensitivitätsanalyse hinsichtlich verschiedener Simulations- sowie Werkstoffparameter.

Abschließend ermöglichen die durchgeführten Experimente in Verbindung mit dem Mikrostrukturmodell eine durchgehende kausale Betrachtungsweise entlang der Prozesskette hinsichtlich der Einflussfaktoren Erstarrungszeit und Wärmebehandlung. Die untersuchten Wirkzusammenhänge erstrecken sich somit von den Temperaturverläufen über die entstehenden Mikrostrukturen und die phasenspezifischen Dehnungen bis hin zu den makroskopischen Festigkeiten sowie der Schädigungsverteilung in den gerissenen Proben. Eine Übersicht über die Vorgehensweise sowie die durchgeführten Untersuchungen ist in Abbildung 3-2 dargestellt.

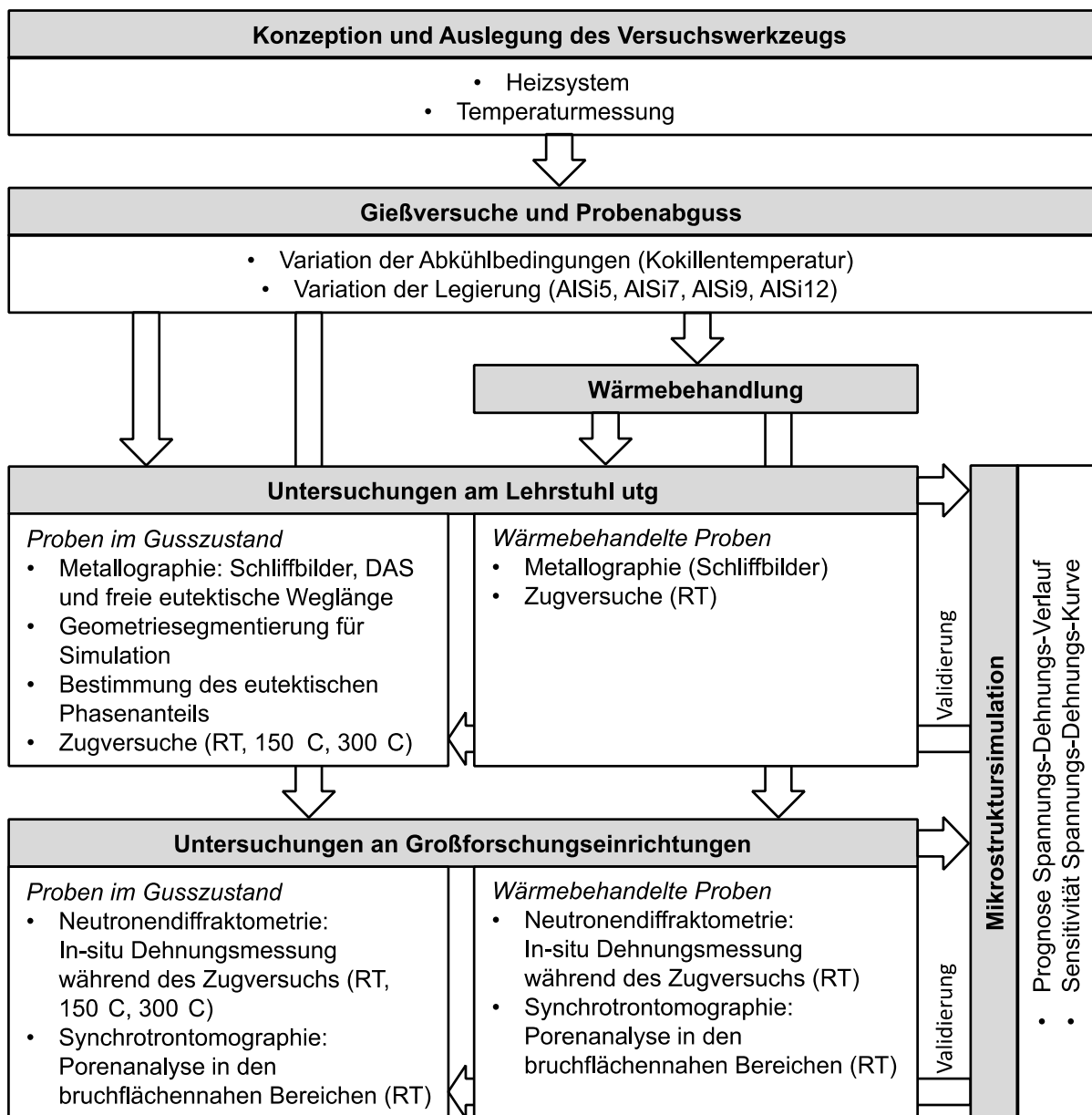


Abbildung 3-2: Durchgeführte Untersuchungen

4 Methoden

4.1 Experimentelle Methoden

Im Rahmen dieser Arbeit erfolgte die Untersuchung der in Tabelle 4-1 aufgeführten binären Legierungen. Durch das Abgießen bei verschiedenen Kokillentemperaturen konnten Proben mit unterschiedlichen Mikrostrukturen hergestellt werden. Ein Teil der aus den Gussteilen gefertigten Proben wurde anschließend wärmebehandelt. Die Zugprüfung erfolgte für Proben sämtlicher Konfigurationen ebenso wie die metallographischen, die neutronendiffraktometrischen und die tomographischen Untersuchungen. Im folgenden Kapitel werden die hierbei angewandten Messmethoden vorgestellt.

Tabelle 4-1: Auflistung der untersuchten Legierungen sowie der durchgeführten Experimente

Legierungen	AlSi5, AlSi7, AlSi9, AlSi12
Experimente	Gießversuch, Zugversuch, Metallographie, Neutronendiffraktometrie, Synchrotrontomographie

4.1.1 Gießversuch

Kokille und Heizeinheit

Für die Herstellung der Proben wurde im Zuge dieser Arbeit eine Kokille ausgelegt und gefertigt. Ziel bei der Konstruktion der Gießkokille war, die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze bzw. des Gussteils variieren zu können. Dies sollte zusätzlich unter der Bedingung möglichst gleichmäßiger Abkühlgeschwindigkeiten über die später zu entnehmenden Proben hinweg geschehen. Hierzu wurden die Proben auf Grund ihres großen Länge / Durchmesser-Verhältnisses quer zur Hauptstarrungsrichtung positioniert (vgl. Abbildung 4-1(a)). Die Kokille besitzt die Außenabmessungen 270 mm × 185 mm × 120 mm. Im Bereich des späteren Gussteils beträgt die Höhe der Kavität 89 mm, die Breite 100 mm und die Dicke im unteren Bereich 15 mm sowie an der Grenze zum Speiser 19 mm. Die Auslegung des Gießsystems der Kokille (vgl. Abbildung 4-1(b)) erfolgte zu Beginn nach Nielsen (1987) und wurde anschließend mit einer Simulationsstudie hinsichtlich einer möglichst turbulenzarmen Formfüllung optimiert. Dies führte besonders im Übergangsbereich Anschnitt - Kavität zu einer deutlichen Reduzierung der Turbulenzen auf Grund einer zunehmenden Verjüngung des Anschnitts in der Dicke mit größer werdender Breite. Um eine gerichtete Erstarrung zu begünstigen, ist die Kavität leicht und der Speiserbereich stark konisch ausgeführt. Eine sichere Positionierung der beiden Formhälften zueinander erfolgt mit Hilfe zweier Stifte sowie der passenden Gegenstücke. Die Entnahme des Gussteils wird durch 3°-Formschrägen im gesamten Gussteilbereich unterstützt. Auf der Rückseite sind fünf Bohrungen in die Kokille eingebracht. Vier davon dienen zur Aufnahme von

Thermoelementen zur Temperaturerfassung im Gussteil während des Erstarrungsvorgangs. Diese sind so angeordnet, dass die Thermoelemente jeweils auf Probenhöhe (10 mm und 40 mm Abstand von der Unterseite der Kavität) am Mittelpunkt und am Ende der späteren Ausgangsmesslänge l_0 ($l_0/2 = 20$ mm) der Zugproben die Temperaturen erfassen. Die fünfte Bohrung dient zur Aufnahme von Thermoelementen, um die Temperatur in der Kokille zu erfassen. Diese befindet sich in Längsrichtung an identischer Position mit den Messpunkten in der Mitte der Kavität und 30 mm über dem Kavitätenboden sowie einem Abstand von 2 mm zur inneren Stahlkontur der Kavität. Sie stellt ein Mittelmaß für die Kokillentemperatur im Bereich des Gussteils dar. Die Temperaturen wurden mit Mantelthermoelemente vom Typ K der Klasse 2 erfasst.

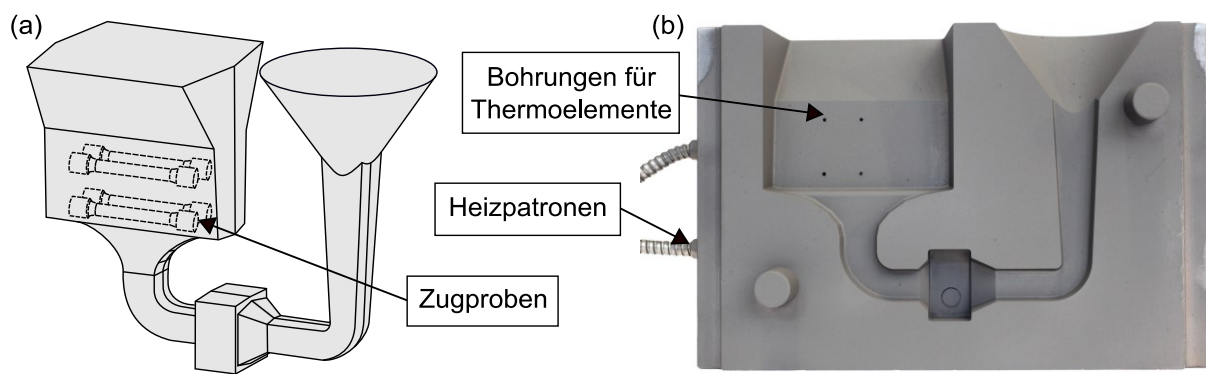


Abbildung 4-1: Gussteilmodell mit der Lage der später entnommenen Proben (a) sowie die zugehörige Kokillenhälfte (b)

Wie in Abschnitt 2.1.2 beschrieben kann auf die Mikrostruktur über eine Variation der Abkühlbedingungen Einfluss genommen werden. Dies kann unter anderem durch eine erhöhte Schmelzetemperatur oder durch eine Temperierung der Kokille realisiert werden. Da ein Überhitzen der Schmelze aufgrund der hohen Wasserstoffaffinität von Aluminiumschmelzen bei Temperaturen größer 750 °C (Talbot, 1975, S. 169) mit großer Wahrscheinlichkeit zum Auftreten von Poren führt, erfolgte die Variation der Abkühlbedingungen durch eine Beeinflussung der Temperatur des Gießwerkzeugs. Hierzu wurden in jede Kokillenhälfte zwei Heizpatronen mit einer beheizten Länge von 270 mm, einem Durchmesser von 12,5 mm sowie einer Leistung von je 1,25 kW eingebracht. Diese erlauben ein Aufheizen des Gießwerkzeugs auf Temperaturen > 500 °C und somit eine stufenlose Einstellung der Abkühlbedingungen für jede Legierung. Die Regelung der Heizpatronen erfolgte über ein Heißkanalregelgerät RH08 mit Reglereinschüben vom Typ RD2057 der Firma ESK-Electronic-GmbH, Wiesbaden.

Laborschmelzofen

Als Schmelz- und Warmhalteofen kam das Modell N 250/A der Nabertherm GmbH, Lilienthal, zum Einsatz. Der elektrisch beheizte Umluft-Kammerofen besitzt eine Leistung von 18 kW und

einen großen frontal zugänglichen Ofenraum. Er ermöglicht die Lagerung von bis zu sechs der verwendeten Graphittiegel mit einem jeweiligen Volumen von 2,2 l Aluminiumschmelze. Die Temperaturkontrolle erfolgte während der Absteckphase in der Schmelze, da sich eine reine Messung der Ofenraumtemperatur als unzureichend hinsichtlich der Genauigkeit herausstellte.

Temperaturmessgerät

Die Aufzeichnung der Temperaturen während der Gießversuche erfolgte mittels der Basiskomponente NI cDAQ-9174 mit zwei Thermoelement-Eingangsmodule des Typs NI 9213 der Firma National Instruments Corporation, Austin (USA). Jedes Modul erlaubt die Aufzeichnung von Temperaturen auf bis zu 16 Kanälen mit einer max. Summenabtastrate von 75 Hz. Weiterhin verfügen die Module über eine integrierte Kaltstellenkompensation. In der Messkette kamen zur Erfassung der Temperaturen Mantelthermoelemente vom Typ K (NiCr-Ni) mit einem Durchmesser von 1,5 mm zum Einsatz. Die Aufzeichnung der Temperaturen erfolgte bei den Versuchen mit einer Frequenz von 10 Hz.

Funkenemissionsspektrometer

Zur chemischen Analyse der Schmelze wurde ein Funkenemissionsspektrometer vom Typ Foundry Master der Worldwide Analytical Systems AG, Uedem, verwendet. Die Proben wurden vor der Messung überfräst, um eine ebene Anlagefläche für den Messvorgang zu erhalten. Die Zusammensetzung der verwendeten Gusslegierungen, die mittels Spektralanalyse ermittelt wurde, ist in Tabelle 4-2 als Mittelwert aus 5 Einzelmessungen dargestellt.

Tabelle 4-2: Zusammensetzung der Legierungen (Angaben in Gewichtsprozent, Mittelwerte aus 5 Einzelmessungen); die Elemente Cu, Mg und Mn weisen bei allen Legierungen einen Anteil von < 0,001 % auf

	Al	Si	Fe
AlSi5	94,9	4,97	0,10
AlSi7	92,9	6,94	0,09
AlSi9	90,9	8,96	0,09
AlSi12	87,9	11,85	0,09

Gießvorgang

Der Gießvorgang bei den Versuchen erfolgte manuell. Da für die kleine Tiegelgröße vom Typ A20 keine sinnvoll einsetzbare Entgasungseinheit verfügbar war, erfolgte die Reinigung der Schmelze durch eine Absteckbehandlung vor den Gießversuchen von 12 h bei 700 °C. Dies führt, je nach Dichte der Verunreinigungen, zu einem Absetzen derselben am Boden oder einem Aufsteigen in die Krätze, was für eine höhere Schmelzequalität sorgt. Um den Verschleiß und die Kaltlaufgefahr zu reduzieren, erfolgte vor dem Abgießen der Auftrag einer Graphitschichte

auf das Gießwerkzeug. Außerdem kamen Filter mit einer Feinheit von 10 ppi zum Einsatz, um Verunreinigungen in der Schmelze zurückzuhalten und die Füllgeschwindigkeit zu verringern. Die Temperaturmessung erfolgte jeweils mit einem Abstand von 7,5 mm in Dickenrichtung von der Mitte des Gussteils und von 10 mm zum Kavitätenboden (vgl. Abbildung 4-2). Diese Position ist der Durchmessermittepunkt der späteren Zugprobe. Neben dem Messpunkt in der Zugprobenmitte wurde ein weiterer mit einem Abstand von 20 mm in Längsrichtung verwendet, um den Temperaturgradienten über die Zugprobenlänge hinweg beurteilen zu können. Dieser Messpunkt stellt das Ende der Ausgangsmesslänge l_0 der Zugprobe dar. Darüber hinaus erfolgte die Temperaturaufzeichnung an zwei Messpunkten, die sich in gleicher Position 40 mm oberhalb des Kavitätenbodens befinden.

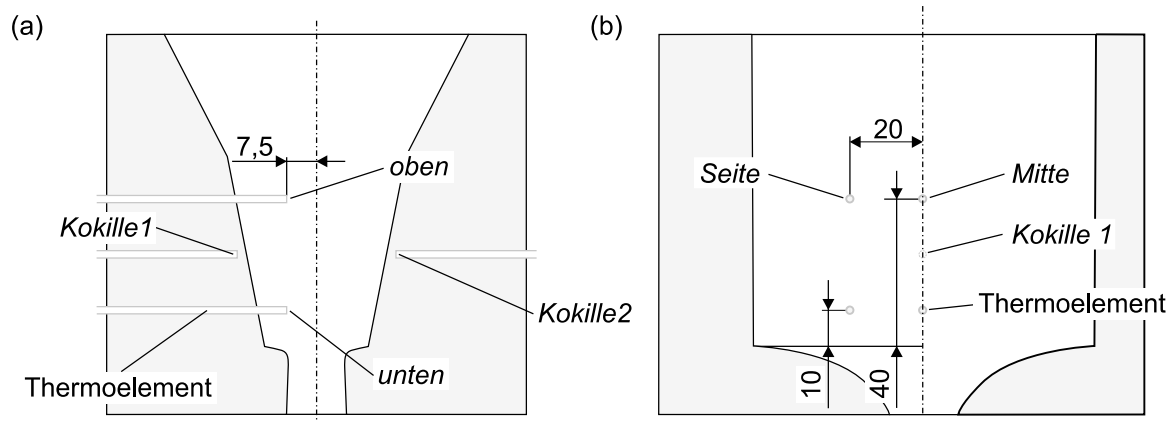


Abbildung 4-2: Lage der Messstellen im Quer- (a) und Längsschnitt (b) der Kavität der Kokille; Maße in mm

Der Abguss der Proben erfolgte mit einer Schmelzetemperatur von 700 °C. Die Kokillentemperatur wurde für eine schnelle Erstarrung und somit eine feine Mikrostruktur auf 60 °C, für eine mittlere Erstarrung (nur AlSi9) auf 250 °C und für eine langsame Erstarrung auf 400 °C geregelt. Für die Legierung AlSi5 mussten die Gießversuche für eine langsame Erstarrung bei einer Kokillentemperatur von 300 °C erfolgen, da bei höheren Kokillentemperaturen die Gussteile eine hohe Porosität aufwiesen.

4.1.2 Wärmebehandlung der Proben (T4)

Die Wärmebehandlung erfolgte an den aus dem Gussteil gefertigten Zugproben. Hierzu wurde ein Laborofen des Typs KLS 10/12 der Thermconcept GmbH, Bremen, verwendet. Die Kerntemperaturüberwachung der Proben erfolgte während des Glühvorgangs über eine Bohrung im Inneren einer Probe. Die Proben erwärmten sich im bereits vorgeheizten Ofenraum und wurden ab Erreichen einer Kerntemperatur von 520 °C vier Stunden auf dieser gehalten. Anschließend erfolgte eine Abschreckung im Wasserbad sowie eine Kaltauslagerung bei RT von mehr als sieben Tagen.

4.1.3 Metallographische Untersuchungen

Schliffbildaufnahme und -auswertung

Die metallographischen Untersuchungen wurden anhand von Schliffbildern durchgeführt. Die Proben hierzu wurden auf Höhe der Temperaturmesspositionen senkrecht zur Zugprobenlängsachse entnommen und anschließend mit Hilfe des Schleif- / Poliergeräts Saphir 560 der ATM GmbH, Mammelzen, mit Schleifpapier der Körnungen 120–2500 bearbeitet. Anschließend erfolgten zwei Poliervorgänge mit Poliersuspensionen der Feinheit 3 μm und 0,05 μm .

Die Schliffbildaufnahmen erfolgten mit dem Auflichtmikroskop Axioplan II der Firma Carl Zeiss AG, Oberkochen, in Verbindung mit der angeschlossenen Kamera AxioCam MRc5. Mit der verwendeten Software AxioVision4 war eine Auswertung der Schliffbilder hinsichtlich sekundärem Dendritenarmabstand und freier eutektischer Weglänge möglich. Die Aufnahmen für die spätere Segmentierung erfolgten mit einer Vergrößerung von 50:1, für die Messung des sekundären Dendritenarmabstands mit 100:1 und für die Messung der freien eutektischen Weglänge mit 1000:1. Für die Auswertung des DAS wurde dieser über mehrere Dendritenarme hinweg über mind. 20 Messstellen gemittelt. Die Messung des Dendritenarmabstands entspricht somit der BDG-Richtlinie P220 (2011). Eine beispielhafte Messung ist in Abbildung 4-3(a) zu sehen. Darüber hinaus zeigt Abbildung 4-3(b) die Messung der freien eutektischen Weglänge in Anlehnung an Todte (2002, S. 39).

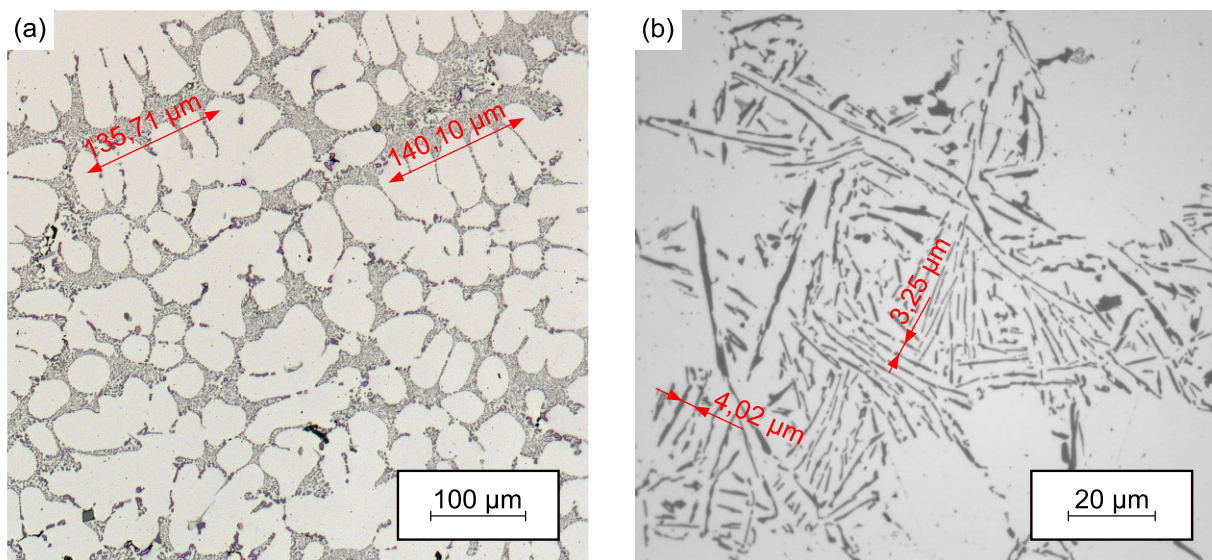


Abbildung 4-3: Messung des sekundären Dendritenarmabstands (a) und der freien eutektischen Weglänge (b)

Segmentierung

Für die spätere Verwendung der Geometrien in der Simulation sowie die Bestimmung der eutektischen Phasenanteile P_{Eu}^3 erfolgte eine computergestützte Segmentierung der Schlibfbilder für die Konfiguration F. Diese ermöglicht die klare Unterteilung des Schlibfbilds in eutektische Bereiche und Bereiche des α -Mischkristalls. Hierbei wurde unter Verwendung der open-source-Software ImageJ 1.51h mit dem Plugin Paket fiji die in Abbildung 4-4 dargestellte Vorgehensweise entwickelt.

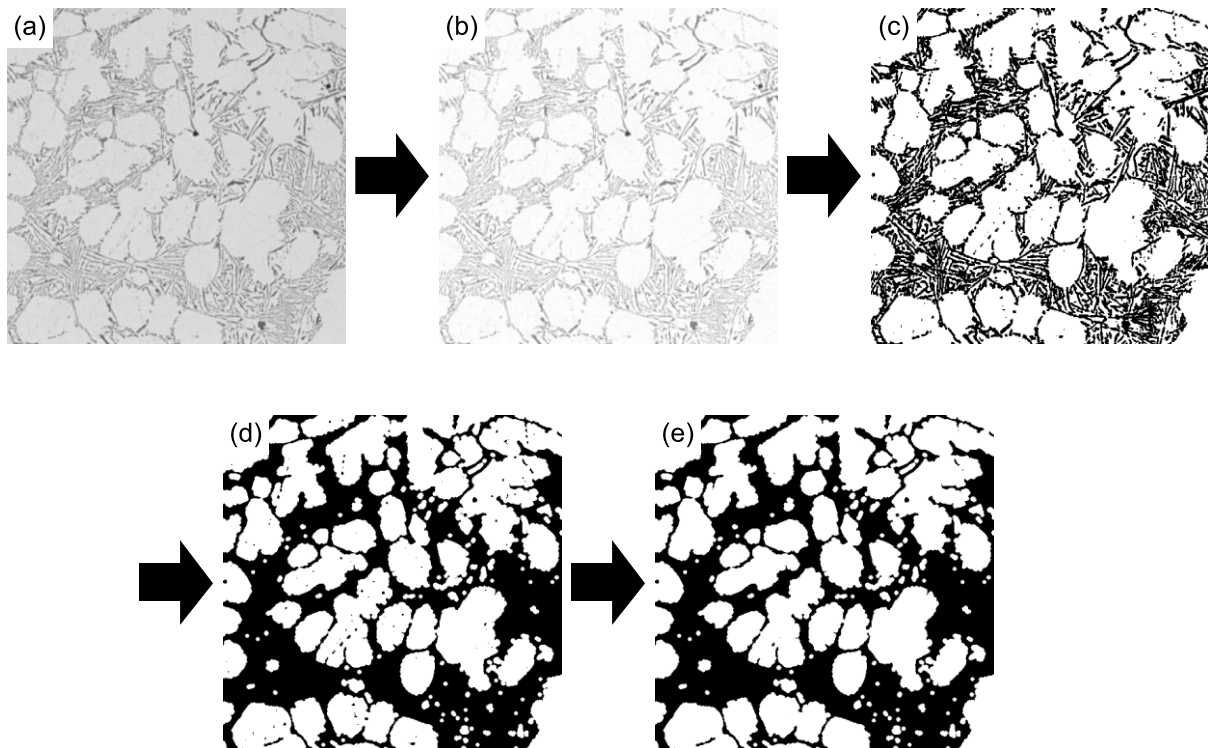


Abbildung 4-4: Schritte des Segmentierungsalgorithmus am Beispiel einer AlSi9 s-F Mikrostruktur: Ausgangszustand (a), nach Anwendung der Rolling Ball Background Subtraction (b), nach der grauwertbasierten Segmentierung (c), nach dem Opening (d) und nach der Eliminierung der Strukturen unterhalb der Minimalgröße (e) (Baumgartner, 2017)

Zu Beginn wurde das Hintergrundrauschen mittels einer Rolling Ball Background Subtraction reduziert (b). Anschließend erfolgte die grauwertbasierte Segmentierung des Bildes anhand eines Schwellwerts, der nach der Methode von Huang und Wang (1995) berechnet wurde (c). Um das Eutektikum als Kombination aus Siliziumnadeln und dazwischenliegender α -Matrix

³ Der eutektische Phasenanteil P_{Eu} bezeichnet das Verhältnis der Fläche des Eutektikums zu der gesamten betrachteten Fläche eines Schlibfbilds.

$$P_{Eu} = \frac{\text{Fläche des Eutektikums}}{\text{gesamte Fläche des Schlibfbilds}}$$

erfassen zu können, wurde die morphologische Basis-Operation Opening verwendet (d). Hierbei erfolgt zuerst eine Vergrößerung und anschließend eine Verkleinerung einer Struktur, in diesem Fall der dunklen Siliziumnadeln, an ihren am Rand liegenden Pixeln. Diese Operation ermöglicht die Verbindung der einzelnen Siliziumnadeln und damit die Eliminierung der innenliegenden α -Matrix. Um einzelne im α -Mischkristall liegende dunkle Pixel, die von Schleif- oder Polierrückständen herrühren, nicht in den eutektischen Anteil miteinzubeziehen, erfolgte zuletzt die Beseitigung aller Strukturen, die ein vorgegebenes Minimum an zusammenhängenden Pixeln unterschreiten (e).

4.1.4 Ermittlung mechanischer Kennwerte

Die Ermittlung der mechanischen Kennwerte Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung sowie der Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve erfolgte mit einer Universal-Prüfmaschine 1484/DUPS-M der Firma Zwick GmbH und Co.KG, Ulm (vgl. Abbildung 4-5). Diese besitzt zwei separate Prüfräume, die durch eine vertikal verfahrbare Traverse getrennt sind. Die beiden Prüfräume verfügen über Kraftaufnehmer mit den Messbereichen 0–20 kN bzw. 0–200 kN, die jeweils eine Auflösung von 0,25 % der Nennprüfkraft besitzen. Unter Verwendung des 20 kN-Kraftaufnehmers wird somit eine Auflösung von 50 N erreicht. Die Bedienung und Auswertung erfolgte über die Software testXpert II - V3.61. Diese liefert nach der Aufnahme der Kraft-Weg-Kurve automatisch voreingestellte Ergebnisse wie die 0,2 %-Dehngrenze, die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung.

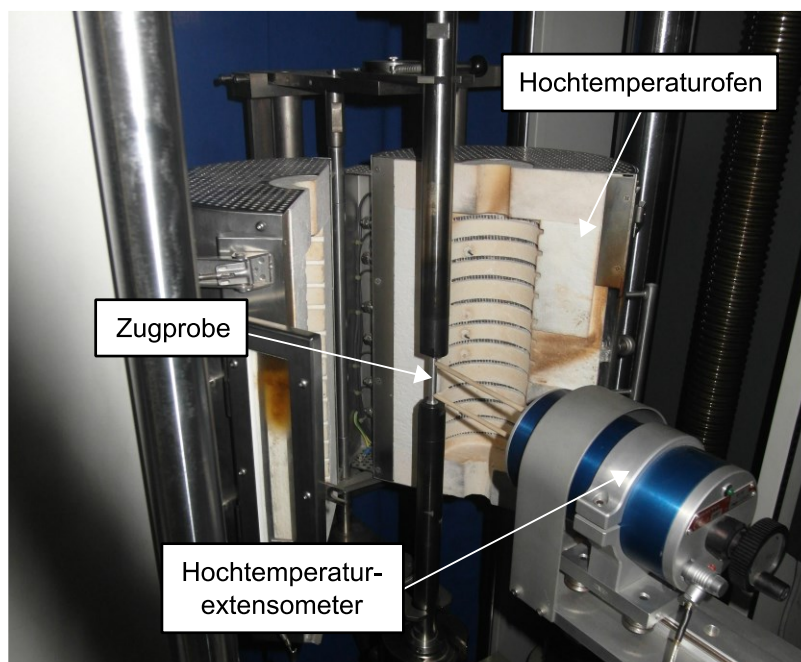


Abbildung 4-5: Zugprüfmaschine mit eingespannter Rundzugprobe und Hochtemperatur-Extensometer bei geöffnetem Hochtemperaturofen

Für die Versuche bei erhöhten Temperaturen kam weiterhin ein widerstandsbeheizter Hochtemperaturofen Typ HTO-08 der Firma MAYTEC Mess- und Regeltechnik GmbH, Singen, zum Einsatz. Er besitzt einen Arbeitsbereich bis 900 °C, wobei die Temperaturregelung mit drei im Ofenraum befindlichen Thermoelementen erfolgt. Bei den Versuchen mit erhöhter Temperatur wurde mittels eines Kontaktthermoelements die Proben­temperatur auf deren Oberfläche gemessen. Die Dehnungsmessung erfolgte sowohl bei erhöhten Temperaturen als auch bei Raumtemperatur (RT) mit dem Hochtemperatur-Extensometer PMA-12/V7/1 der Firma MAYTEC, da eine Dehnungsmessung anhand der Wegaufzeichnung der Traverse mit großen Unsicherheiten behaftet ist.

Die Zugversuche wurden nach den Normen DIN EN ISO 6892-1 (2009) bei Raumtemperatur und DIN EN ISO 6892-2 (2011) bei 150 °C und 300 °C mit einer Dehngeschwindigkeit von 0,00025 1/s durchgeführt. Zum Einsatz kamen Rundzugproben der Form B nach DIN EN 50125 (2009) mit einem Nenndurchmesser von $d_0 = 8$ mm. Die Entnahme der Zugproben aus dem Gussteil erfolgte an den in Abbildung 4-1(a) dargestellten Positionen im unteren Bereich. Lediglich die Proben der Legierung AlSi5 mit einer langsamen Erstarrung wurden aus dem oberen Bauteilbereich entnommen, um hierdurch einen größeren Unterschied in der Mikrostruktur sowie in den mechanischen Eigenschaften zwischen den schnell und langsam erstarrten Proben dieser Legierung zu erreichen.

4.1.5 Neutronendiffraktometrie am Instrument STRESS-SPEC

Aufbau STRESS-SPEC

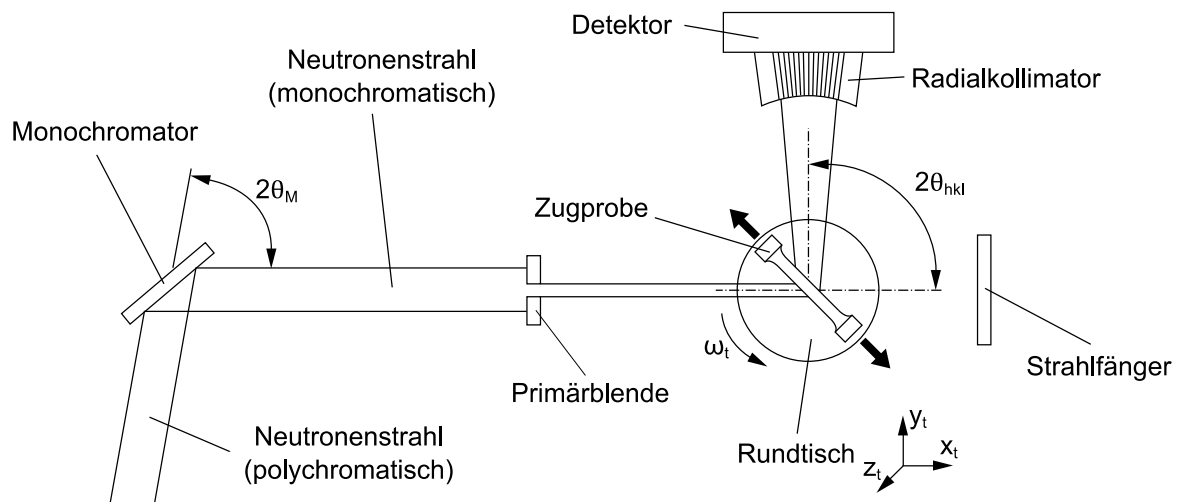


Abbildung 4-6: Schematischer Aufbau des Diffraktometers STRESS-SPECC für eine Zugprobenmessung in Längsrichtung am FRMII nach Saal (2017, S. 36)

Die Versuche zur Ermittlung der phasenspezifischen Dehnungen unter Last wurden am Instrument STRESS-SPEC (Hofmann et al., 2006, S. 1035ff.) der Forschungs-Neutronenquelle Heinz Maier-Leibnitz (FRMII) durchgeführt. Bei dieser Forschungseinrichtung werden die Neutronen von einem Brennelement emittiert. Die zu den Diffraktionsexperimenten benötigten Neutronen stammen aus dem Zerfall des Isotops Uran ^{235}U . Sie besitzen nach dem Zerfall eine Energie von ca. 2–3 MeV und sind mit diesem Energieniveau ungeeignet für Beugungsexperimente (Hutchings, 2005, S. 67). Um die Neutronen auf ein für die Diffraktion nutzbares Energieniveau zu senken, erfolgt eine Moderation mittels schwerem Wasser. Dadurch erlangen die Neutronen, die nun als thermisch bezeichnet werden, eine Energie von ca. 28 meV, was einer Wellenlänge von 1,7 Å entspricht. Der polychromatische Strahl moderierter Neutronen trifft anschließend auf einen einkristallinen Monochromator, für den am Instrument STRESS-SPECC verschiedene Materialien (Germanium, Graphit und Silizium) zur Verfügung stehen. Ziel bei der Wahl des Monochromators ist es, einen möglichst ähnlichen Gitternetzebenenabstand wie im Probenmaterial zu erreichen (Hutchings, 2005, S. 84). Darüber hinaus kann durch eine geeignete Wahl des Beugungswinkels am Monochromator θ_M ein Beugungswinkel $\theta_{hkl} \approx 90^\circ$ an der Probe realisiert werden. Dies hat nach Hofmann (2006, S. 1035f.) den Vorteil, dass vertikale Divergenzen auf Grund der Monochromatorfokussierung keinen Einfluss auf die räumliche Auflösung haben und das Messvolumen kubisch ist. Der Monochromator bildet aus dem polychromatischen einen monochromatischen Strahl mit einer Streuung von ca. $\pm 0,2$ Å. Dieser besitzt nur noch ungefähr 0,5 % der auf den Monochromatorkristall auftreffenden Neutronen (Hutchings, 2005, S. 80). Zur Probenmanipulation steht ein in den Raumrichtungen x_t , y_t und

z_t verfahrbarer und um den Winkel ω_t drehbarer Messtisch zur Verfügung, der eine exakte Positionierung der Probe im Neutronenstrahl ermöglicht. Die Probe kann in den translatorischen Richtungen mit einer Genauigkeit von ca. 0,01 mm und in der rotatorischen mit ca. $0,01^\circ$ verfahren werden. Der monochromatische Strahl wird vor dem Auftreffen auf die Probe durch eine Primärblende begrenzt, die die Höhe und Breite des Messvolumens festlegt. Die gebeugten Neutronen treffen durch einen Radialkollimator hindurch auf den Detektor, die nicht gebeugten auf einen Strahlfänger aus Borcarbid, boriiertem Polyethylen und Blei, der die Neutronen moderiert und die entstehende Gammastrahlung abschirmt (Saal, 2017, S. 37). Der Radialkollimator enthält einen Fächer aus Kanälen, die alle eine geradlinige Verbindung zwischen dem Detektor und der Probe darstellen. Durch die Oszillation des Kollimators während der Messung erfolgt eine gleichmäßige Ausleuchtung des Detektors. Der Kollimator mit seiner Brennfleckbreite begrenzt in Verbindung mit der Primärblende das Messvolumen. Bei den Experimenten fand ein ^3He -psd (position-sensitive-detector) Anwendung. Das Diffraktometer STRESS-SPEC bietet bei einem Detektorabstand von 1070 mm die Möglichkeit, einen Streuwinkelbereich von $\approx 14^\circ$ bei einer Messung zu erfassen. Weiterhin kann der Detektor in einem Winkelbereich von $2\theta_{hkl} \approx 10\text{--}120^\circ$ positioniert werden. Im Rahmen der Experimente wurden die Reflexe der Gitternetzebenen (311) für Aluminium⁴ und (331) für Silizium⁵ verwendet. Der Reflex Al(311) ist nach Aussage von Hutchings (2005, S. 155) und Empfehlung der Norm (21432:2009, S. 21) besonders für Rückschlüsse auf das makroskopische Bauteilverhalten geeignet, da dieser nur geringfügig durch intergranulare Spannungen beeinflusst wird. Somit lässt er einen guten Rückschluss auf das makroskopische Verhalten zu. Abbildung 2-10 zeigt, dass sich bei der Untersuchung des Reflexes Al(311) für das Silizium der Reflex der (331)-Ebene auf Grund seiner Nähe im Streuwinkelbereich anbietet. Die Beugungsuntersuchungen wurden mit einer Wellenlänge von $1,66 \text{ \AA}$ durchgeführt, da diese eine Messung der Intensitäten der zwei genannten Reflexe im Bereich von $2\theta_{hkl} \approx 84\text{--}92^\circ$ ermöglicht. Um einen geringen Approximationsfehler bei der Auswertung der Reflexe realisieren zu können, belief sich die Belichtungszeit pro Messstufe siliziumgehaltsabhängig auf 5–10 Minuten. Die kennzeichnenden Instrumenteinstellungen sind in Tabelle 4-3 zusammengefasst dargestellt. (Repper, 2010, S. 34; Saal, 2017, S. 37)

⁴ Der Reflex dieser Ebene wird im weiteren Verlauf mit Al(311) bezeichnet.

⁵ Der Reflex dieser Ebene wird im weiteren Verlauf mit Si(331) bezeichnet.

Tabelle 4-3: Bei der Dehnungsanalyse am Neutronendiffraktometer STRESS-SPEC verwendete Instrumenteinstellungen

Monochromator	Si(400)
Wellenlänge λ / Å	$\approx 1,66$
untersuchte Gitterebenen	Al(311) und Si(331)
Messvolumen (Länge x Breite x Höhe) / mm³	$5 \times 5 \times 7$

Zugprüfmaschine mit Ofeneinheit

Bei den Zugversuchen im Neutronenstrahl kam eine Zugprüfmaschine zum Einsatz, die am FRMII entwickelt und gefertigt wurde (Hoelzel et al., 2013). Diese in Abbildung 4-7 dargestellte Maschine ist speziell für die Anwendung im Neutronenstrahl konzipiert und erlaubt eine Rotation der gesamten Aufnahme um bis zu 90°. Durch diese Senkrechstellung der Probe kann neben der Messung der Gitternetzebenenabstände in Längsrichtung der Probe auch eine Messung in Dicken- bzw. Breitenrichtung erfolgen. Für die Versuchsdurchführung wurde die portable Maschine auf dem beschriebenen Messtisch montiert, was durch dessen Verfahrbarkeit eine exakte Positionierung der Probe im Strahl ermöglichte. Bei den Zugversuchen mit erhöhten Temperaturen kam ein speziell für diese Zugmaschine entwickelter Spiegelofen zur Anwendung. Um eine Aufheizung der Probenaufnahmen und damit verbundene Messungenauigkeiten zu vermeiden, verfügen die Probenaufnahmen über eine Wasserkühlung, sodass lediglich die Probe die gewünschte Temperaturerhöhung erfährt.

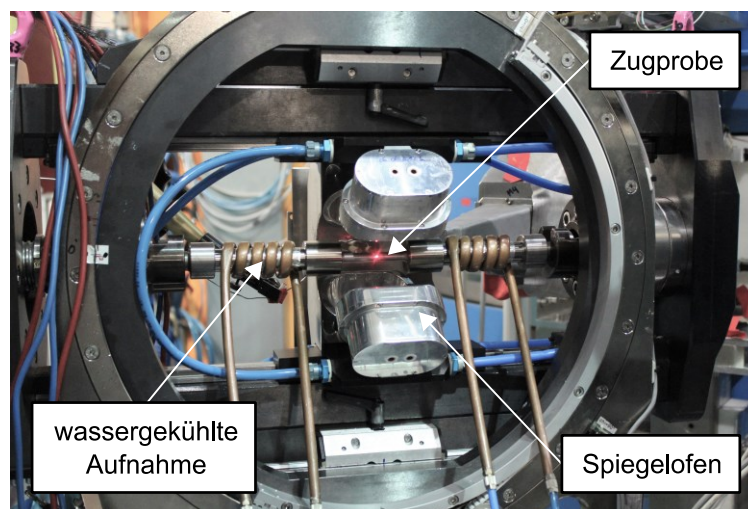


Abbildung 4-7: Zugprüfmaschine mit eingespannter Rundzugprobe am Instrument STRESS-SPECC mit Spiegelofen und wassergekühlten Aufnahmen für erhöhte Prüftemperaturen

Bei den Zugversuchen im Neutronenstrahl wurden zusätzlich zu der makroskopischen Gesamtdehnung die Positionen der Beugungsreflexe der Gitternetzebenen (hkl) in der Zugprobe erfasst (vgl. Abbildung 4-8(a)). Hierbei lag der Streuvektor \vec{Q} , der die Messrichtung beschreibt, parallel zur Kraftangriffsrichtung. Auf Grund der notwendigen Belichtungszeit erfolgte die Messung der Gitternetzebenen stufenweise, was die in Abbildung 4-8(b) dargestellte schematische Spannungs-Zeit-Kurve verdeutlicht. Auf die Lastbeaufschlagung der Probe folgte eine Haltezeit für die Messung. Anschließend wurde die Zugprobe mit der nächsthöheren Laststufe beaufschlagt. Die Zugprüfmaschine wurde während jeder Messung mit einer kontinuierlichen Oszillation von $\omega_t = \pm 4^\circ$ versehen, um die Kornstatistik zu erhöhen und somit das Messergebnis zu verbessern.

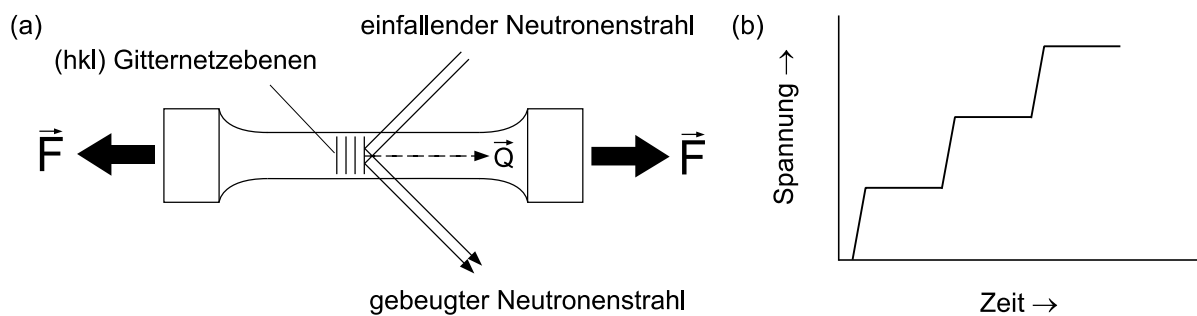


Abbildung 4-8: Diffraktometrische Messrichtung bei einem Zugversuch im Neutronenstrahl (a) und Spannungs-Zeit-Verlauf während des Versuchs (b)

4.1.6 Synchrotrontomographie an der Beamline ID19

Die tomographische Untersuchung der Proben erfolgte an der Beamline ID19 der European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) in Grenoble. Diese Beamline wird hauptsächlich für die Mikrotomographie und Laminographie verwendet. Hierbei können durch die Nutzung des Phasenkontrasts auch Proben mit geringen Kontrastverhältnissen gut dargestellt werden. (European Synchrotron Radiation Facility)

In Abbildung 4-9 ist der Aufbau der ID19-Beamline schematisch dargestellt. Die auf nahezu Lichtgeschwindigkeit beschleunigten Elektronen werden durch den Undulator kontinuierlich ausgelenkt, was zur Emission von hochenergetischer Röntgenstrahlung führt. Die Bandbreite der Energie der eingesetzten Strahlung reicht dabei von ca. 6–250 keV. Durch eine Reihe von Elementen (Blenden und Filter) kann der Strahl manipuliert werden, bevor er auf die Probe trifft. Hierbei kommt vor allem der Strahlgröße (Höhe \times Breite) entscheidende Bedeutung zu. Diese kann von 0,1 mm \times 0,1 mm bis zu 60 mm \times 15 mm variiert werden. Wenn die Röntgenstrahlen die Probe durchleuchtet haben, treffen sie auf einen Szintillator. Wird von dem Szintillatormaterial ein Röntgenquant absorbiert, so sendet es Photonen aus, die über eine Optik in

Richtung einer CCD/CMOS-Kamera gelenkt werden. Die Umlenkung ist unter anderem erforderlich, um ein direktes dauerhaftes Bestrahlen der Kamera zu vermeiden. Die CCD/CMOS-Kamera erfasst die eintreffenden Photonen und generiert hierzu die entsprechende Projektion. Durch die anschließende Rekonstruktion werden die Scans zu einem dreidimensionalen Abbild des vom Strahl durchleuchteten Bereichs zusammengefügt. Bei der Beamline ID19 kommt hierbei der Algorithmus pyHST (High Speed Tomography in python version) zum Einsatz.

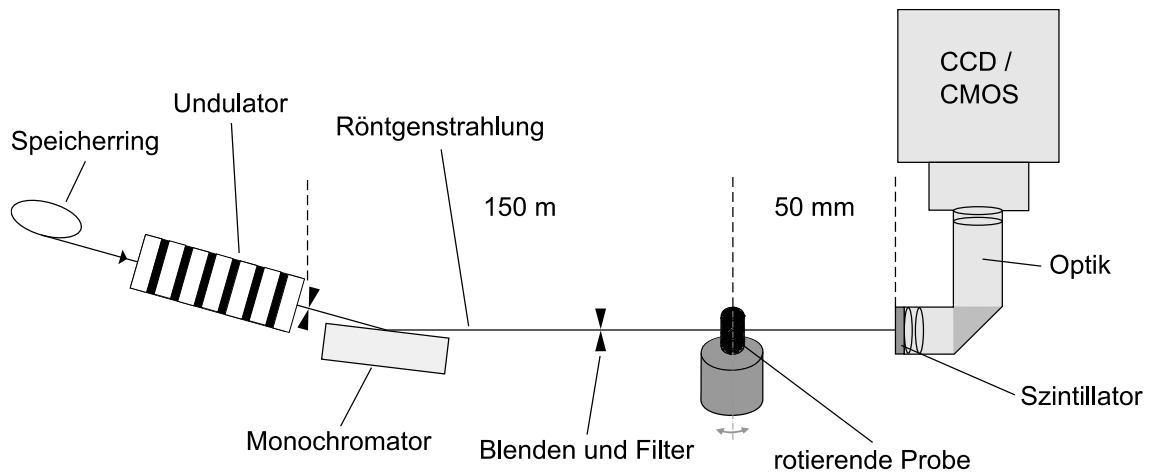


Abbildung 4-9: Schematische Darstellung der Beamline ID19 am ESRF nach Koos (2014, S. 37)

Die Fertigung der Proben für die Synchrotrontomographie erfolgte aus den in den konventionellen Zugversuchen sowie den Zugversuchen im Neutronenstrahl gerissenen Proben. Diese wurden an der Bruchfläche über eine Länge von 2 mm auf einen Durchmesser von 0,6 mm abgedreht. Die Stirnseite der Probe wurde hierbei nicht bearbeitet, sodass an dieser Stelle das Bruchgefüge vorliegt. Zur Befestigung der Probe schließt an den dünnen Hals ein breiterer, ebenfalls runder Korpus mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Höhe von 10 mm an. Die Strahlabmessungen wurden auf $1\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ festgelegt, da dies die Erfassung der gesamten Probe mit einer Messung ermöglichte. Um lediglich Schädigungen zu detektieren, die durch die Belastung im Zugversuch und nicht durch die anschließende mechanische Bearbeitung hervorgerufen wurden, erfolgte die Auswertung in einem zentralen Probenbereich mit den Abmessungen $350\text{ }\mu\text{m} \times 350\text{ }\mu\text{m} \times 350\text{ }\mu\text{m}$. Die Probe wurde so positioniert, dass die Bruchkante den oberen Abschnitt des durchstrahlten Bereichs bildete. Die Belichtungszeit bei jedem Scan betrug 0,02 Sekunden bei einer Energie von 17,6 keV. Ein Detektor-Probe-Abstand von 50 mm zeigte die besten Ergebnisse. Durch die Strahlgröße von 1 mm^2 lieferte die verwendete PCO-CMOS Kamera eine Voxelkantenlänge von $0,3\text{ }\mu\text{m}$. Bei der Rekonstruktion kam die gefilterte Rückprojektion zum Einsatz.

Tabelle 4-4: Bei der Tomographie verwendete Instrumenteinstellungen

Strahlenergie	17,6 keV
Abstand Detektor-Probe	50 mm
durchstrahlte Probendicke	Ø 0,6 mm
Strahlabmessungen	≈ 1,0 mm × 1,0 mm

4.2 Numerische Methoden

Für ein vertieftes Verständnis des mikrostrukturellen Verhaltens sowie einer Prognosemöglichkeit von mechanischen Eigenschaften auf Basis des Gefüges der untersuchten Aluminium-Silizium-Legierungen wurde ein Mikrostrukturmodell entwickelt. Dieses erlaubt die Berechnung einer klassischen Spannungs-Dehnungs-Kurve auf Basis eines Schliffbilds. Der Aufbau des Modells sowie die numerische Berechnung wurde mit dem Programm Abaqus 6.12-3 der Firma Dassault Systèmes, Vélizy-Villacoublay (Frankreich), unter Verwendung einer impliziten Lösungsmethode (Abaqus Standard) durchgeführt.

4.2.1 Geometrie und Diskretisierung des Modells

Die Geometrien für die Simulation konnten aus den Schliffbildern unter Verwendung des in Abschnitt 4.1.3 beschriebenen Algorithmus zur Segmentierung gewonnen werden. Es fanden Bereiche aus den Schliffbildern Anwendung, die die in Abschnitt 5.2 ermittelten Durchschnittswerte für den sekundären Dendritenarmabstand aufweisen. Das Programm ImageJ ermöglichte neben der Segmentierung der Proben auch den Export der Phasen (α -Mischkristall oder Eutektikum) als STL-File für die zweidimensionale Geometrie. Um eine lückenlose Kontaktfläche im späteren Verlauf der Modellentwicklung sicherzustellen, wurde lediglich eine Phase in Abaqus importiert und die zweite als Negativ der ersten modelliert. Die in der numerischen Berechnung betrachteten quadratischen Bereiche der Schliffbilder haben eine Kantenlänge von 500 Pixel. Das entspricht unter Berücksichtigung der Mikroskopvergrößerung einer realen Länge und Breite von ca. 0,7 mm.

Die geometrischen Informationen der Gefügestruktur lagen nur zweidimensional vor, weshalb eine deutliche Verbesserung der Ergebnisgenauigkeit durch die Verwendung von Volumenelementen bei der Modellierung der Geometrie ausgeschlossen wurde. Da eine derartige Modellierung darüber hinaus eine Erhöhung der Rechenzeit bedeutet hätte, wurde auf die Verwendung von Volumenelementen verzichtet. Mit einer Elementmodellierung für den ebenen Spannungszustand kann der festigkeitssteigernde Effekt durch die Stützwirkung des eutektischen Netzwerks, der im Folgenden als Strukturfestigkeit bezeichnet wird, in der dritten Raumrichtung nicht abgebildet werden. Folglich würde das Gefüge deutlich zu früh versagen, weshalb

eine solche Modellierung nicht als zielführend erachtet wird. Eine Verwendung des EVZ ermöglicht in begrenztem Maße die Abbildung des in der Realität vorhandenen Verfestigungseffekts in der dritten Raumrichtung. Allerdings erlauben Elemente dieser Art keine Dehnung in der dritten Richtung. Um die in den Experimenten verwendeten Rundzugproben auch in der Simulation in möglichst guter Näherung abzubilden, wurde deshalb die Modellierung in einem rotationssymmetrischen System vorgenommen. Die Elemente der Rotationssymmetrie ermöglichen dabei die festigkeitssteigernde Wirkung des Eutektikums abzubilden und lassen im Gegensatz zu den Elementen des ebenen Verzerrungszustands auch eine Dehnung in der dritten Richtung zu.

Für die automatische Vernetzung fanden Elemente mit drei Knoten und linearen Ansatzfunktionen für einen rotationssymmetrischen Körper vom Typ CAX3 (Dassault Systèmes Simulia, 2015) Anwendung. Auf eine Erweiterung der Rechnung hinsichtlich der Verwendung von Elementen mit quadratischen Ansatzfunktionen wurde verzichtet. Berechnungen zeigten, dass eine derartige Erweiterung in diesem Fall keinen deutlich positiven Einfluss auf die Qualität der Simulationsergebnisse hat, jedoch mit mehr Rechenzeit einhergeht. Der Diskretisierungsgrad wurde mit der durchschnittlichen Elementkantenlänge vorgegeben. Das Programm setzt die geforderte Elementkantenlänge bei im Inneren der Geometrie liegenden Elementen im Verlauf der Diskretisierung um.

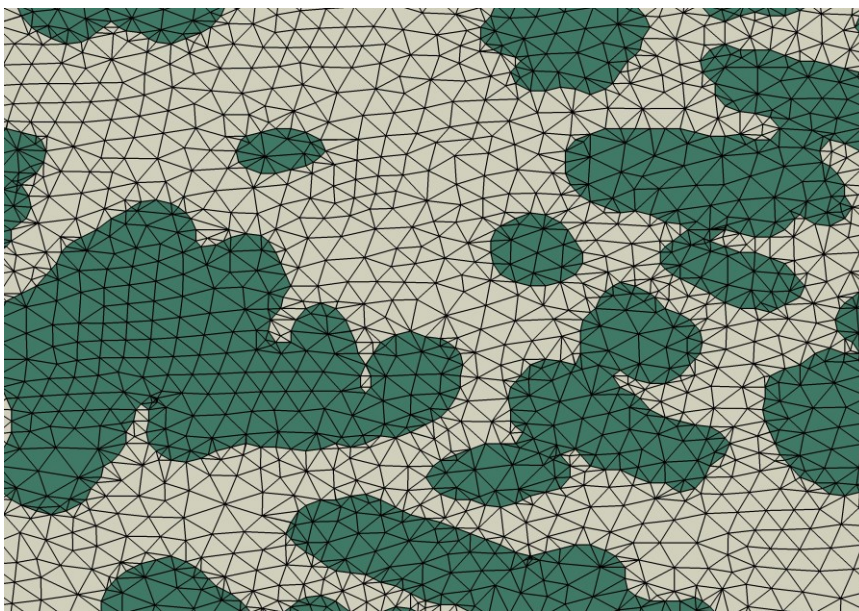


Abbildung 4-10: Vernetzte Mikrostruktur der Legierungskonfiguration AlSi9 s-F (Eutektikum: Weiß, α -Mischkristall: Grün)

Bei der Diskretisierung der Randabschnitte positioniert der Vernetzungsalgorithmus allerdings an jedem Punkt der STL-Punktwolke einen Knoten, um die Geometrie genau abzubilden. Da die STL-Punkte einen geringeren Abstand aufweisen als die vorgegebene Elementkantenlänge,

wird diese in den randnahen Bereichen unterschritten. Die Bereiche am Rand der Siliziumphase bilden somit an der späteren Phasengrenze einen feinmaschigen Bereich im Gegensatz zu den gröber diskretisierten Bereichen, die nicht in der Nähe der Phasenübergänge liegen (vgl. Abbildung 4-10).

4.2.2 Interaktion und Grenzflächenversagen

Bei den untersuchten Werkstoffen handelt es sich um untereutektische und eutektische Aluminium-Silizium-Legierungen. Diese weisen, wie in Abschnitt 2.1.1 beschrieben, die Gefügephasen α -Mischkristall und Eutektikum auf. Diese Phasen sind ohne anliegende Last fest miteinander verbunden. Wie sich diese Phasengrenze bei Belastung in der Realität verhält, ist derzeit nicht bekannt, weshalb die Implementierung einer Interaktionsmöglichkeit erfolgt. Diese soll primär eine feste Verbindung zwischen den Phasen bilden. Allerdings muss auch ein Versagen bei Überschreiten einer kritischen Belastung möglich sein, um eine Trennung der beteiligten Gefügepartner an der Phasengrenze in der Simulation abbilden zu können.

Da die zweite Phase als Negativ der ersten Phase in Abaqus modelliert wurde, weisen deren Randbereiche dieselbe Geometrie auf. Wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben werden die Knotenpunkte an den Phasengrenzen durch die STL-Punktwolke bestimmt. Dies führt bei einer kombinierten Vernetzung des α -Mischkristalls und des Eutektikums dazu, dass die Knoten für die beiden Phasen in den Randbereichen an denselben Stellen positioniert werden. Somit besteht bei Simulationsbeginn zwischen den beiden eine lückenlose Phasengrenze. Um den Zusammenhalt der beiden Phasen unterhalb einer kritischen Last zu gewährleisten, wurde zwischen den Oberflächen der Gefügephasen ein adhäsives Verhalten implementiert. Hierfür bietet die Software Abaqus ein traction-separation Modell. Die Beschreibung erfolgt dabei über eine einstellbare Steifigkeit zwischen den beiden Kontaktpartnern, ähnlich einer virtuellen Feder. Bisher wurde in der Literatur keine spezifische Grenzfläche zwischen den Phasen Eutektikum und α -Mischkristall beschrieben. Deshalb bildet der gemittelte Wert der Steifigkeiten der angrenzenden Phasen die virtuelle Kontaktsteifigkeit. Zusätzlich kann in dem traction-separation Modell die Trennung der Interaktionspartner gesteuert werden. Dabei erfolgt bei Überschreiten einer kritischen Normal- sowie Scherspannung eine virtuelle Trennung der beiden Kontaktpartner und die virtuelle Kontaktsteifigkeit reduziert sich auf den Wert Null. Durch die Verwendung dieser Option kann ein Versagen der Struktur an der Phasengrenze in der Simulation abgebildet werden. Für eine weitergehende Beschreibung der Wirkweise des Modells sei hier auf die Ausführungen des Softwareherstellers verwiesen (Dassault Systèmes Simulia, 2015).

4.2.3 Materialbeschreibung

Die Beschreibung der beiden verwendeten Werkstoffe α -Mischkristall und Eutektikum erfolgte mit einem elastoplastischen Materialmodell. Da die Herstellung von Proben mit einem reinen Gefüge aus α -Mischkristall oder Eutektikum sich als sehr schwierig erweist, fanden Werte aus der Literatur für das Materialmodell Anwendung. Für den Elastizitätsmodul des α -Mischkristalls wurde der in der Literatur für Reinaluminium gängige Wert von 70 GPa (Kuchling, 2014, S. 624) verwendet. Der Wert für die Phase Eutektikum wurde aus dem Mittelwert der nach den Schranken von Reuss (Reuss, 1929) und Voigt (Voigt, 1899) abgeschätzten Werte für eine Kombination aus Aluminium und Silizium zu 78,5 GPa berechnet. Reuss beschreibt dabei eine Abschätzung des E-Moduls für parallel liegende Materialien, die einer Belastung quer zu ihrer Orientierung unterliegen, und Voigt für Materialien, deren Belastungsrichtung längs zu ihrer Orientierung verläuft. Die Berechnung der Schranken erfolgte auf Basis der in der Literatur gängigen Werte von 70 GPa für Aluminium sowie 169 GPa für Silizium (Yi, Li und Kim, 2000, S. 175). Der berechnete Wert weist eine gute Übereinstimmung mit dem für die AlSi12-Legierung im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Zugversuche (76,8 GPa) auf. Für die Modellierung des plastischen Verhaltens fand für beide Materialien die Fließbedingung nach von Mises Anwendung. Zusätzlich erfolgte eine Erweiterung der verwendeten Werkstoffmodelle um eine isotrope Verfestigung. Dies erlaubt in Abaqus die Beschreibung der Fließkurve anhand der Wertepaare aus Fließspannung nach von Mises σ_{vM} und zugehörigem Umformgrad φ . Eine detaillierte Beschreibung des Fließkurvenverlaufs und dessen Auswirkungen finden sich in den Abschnitten 5.7.1 und 5.7.2.

Auf Grund der in Abschnitt 5.6 näher beschriebenen Erkenntnis, dass eine Schädigung der Gefügestruktur nach Belastung lediglich im Bereich des Eutektikums nachgewiesen werden konnte, wurde in dem verwendeten Modell die Möglichkeit des Materialversagens nur für die Phase Eutektikum implementiert. Hierbei wird über die Angabe eines kritischen Umformgrads unter einer bestimmten Triaxialität für jedes Element eine Versagensgrenze festgelegt. Ab dieser wird schrittweise die Steifigkeit des Elements mit Bezug zur weiteren plastischen Dehnung reduziert, bis erstgenannte den Wert Null erreicht. Die Schädigungsevolution des Elements wird durch den Parameter fracture strain (FS) beschrieben. Dieser steuert den Verlauf der Steifigkeitsreduktion des Elements sowie die plastische Dehnung des Elements ab Erreichen der Versagensgrenze bis hin zur vollständigen Reduktion der Steifigkeit.

4.2.4 Randbedingungen und Lastaufbringung

Bei Verwendung der achsensymmetrischen Elemente CAX3 erfolgt nach Festlegung einer Symmetrieachse die Berechnung der Randbedingungen und der Lasten in einem rotationssymmetrischen System (vgl. Abbildung 4-11).

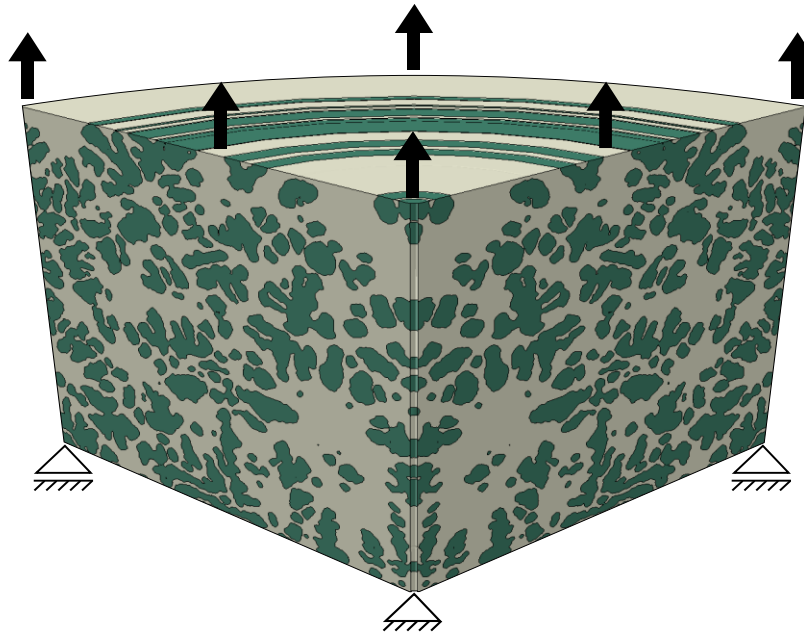


Abbildung 4-11: 90°-Ausschnitt der Simulationsgeometrie mit schematisch dargestellten Randbedingungen und Belastungsrichtung am Beispiel einer Mikrostruktur der Konfiguration AlSi5 s-F

Somit werden alle angreifenden Lasten, die in einem Schnitt der Geometrie definiert werden, als über den Umfang integrierte Kräfte betrachtet. Um Singularitäten zu vermeiden und damit auch die Stabilität der Simulation zu erhöhen, wurde die Geometrie geringfügig von der z-Achse in radialer Richtung verschoben, sodass keine Knoten direkt auf der z-Symmetrieachse zu liegen kommen. Für die numerische Berechnung des Zugversuchs erfolgte die Sperrung der Knoten auf dem unteren Rand sowie die zeitabhängige Verschiebung der Knoten des oberen Rands in z-Richtung. Die für den Aufbau des Modells verwendeten Parameterwerte sind in Tabelle 4-5 zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 4-5: Für die Modellierung des Zugversuchs auf der Mikroebene verwendete Parameterwerte

	α -Aluminium	Eutektikum
E-Modul / GPa	70	78,5
Querkontraktionszahl	0,34	0,34
angestrebte Elementkantenlänge / minimale Elementkantenlänge	7 / 5	
Ausschnittgröße Geometrie (Pixel / μm)	500 \times 500 / 670 \times 670	

5 Ergebnisse

Das folgende Kapitel umfasst die Ergebnisse der Temperaturmessungen während der Gießversuche, die aus den Gussproben gewonnenen Schlifffbilder sowie die zugehörigen Daten hinsichtlich des sekundären Dendritenarmabstands und der freien eutektischen Weglänge. Anschließend erfolgt die Darstellung der unter Verwendung des Segmentierungsalgorithmus bestimmten eutektischen Anteile der Gussproben sowie der mechanischen Kennwerte. Den Abschluss bilden die elementspezifische Verteilung der elastischen Dehnungen, die im Zugversuch im Neutronenstrahl ermittelt werden konnten, und die Porenanalyse aus der Synchrotron-tomographie.

Zur näheren Beschreibung der Probenkonfigurationen werden in den folgenden Kapiteln die Abkürzungen s (schnell), m (mittel) und l (langsam) für die Kennzeichnung der Abkühlgeschwindigkeit und die Abkürzungen F (Gusszustand) und T (wärmebehandelt) benutzt. Die Anzahl der Messungen aus denen die gezeigten Mittelwerte berechnet wurden wird in den Graphen mit dem Kurzzeichen n beschrieben.

5.1 Analyse der Abkühlverhältnisse

Vergleichende Gießversuche mit identischen Gießparametern zeigten, dass lediglich in den ersten vier Sekunden nach Erreichen der Maximaltemperatur an den Thermoelementen innerhalb der Kavität Temperaturdifferenzen vorliegen, die größer sind als die zulässige Grenzabweichung der Thermoelemente⁶. Im weiteren Verlauf lagen die Unterschiede innerhalb der zulässigen Abweichung. Dies belegt eine hohe Wiederholgenauigkeit der Temperaturmessung bei den Gießversuchen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird daher auf die Anzeige der Fehlerbalken der Temperaturlaufzeichnung in den in diesem Abschnitt folgenden Abbildungen verzichtet.

Die Lage der in den folgenden Abschnitten aufgeführten Temperaturmessstellen *unten*, *oben*, *Mitte* und *Seite* sowie *Kokille 1* und *Kokille 2* können der Beschreibung in Abschnitt 4.1.1 entnommen werden.

5.1.1 Messung des Temperaturverlaufs

In der folgenden Abbildung sind die Temperaturkurven für die Abkühlung der Schmelze bei einer Kokillentemperatur von 60 °C (Konfiguration s) dargestellt. Die vier Messpositionen be-

⁶ Die zulässige Grenzabweichung der Thermoelemente (Typ K, Klasse 1) berechnet sich nach DIN EN 60584 (2013) zu $\pm 2,5^\circ \text{C}$ bei einer Temperatur von 620°C .

fanden sich hierbei auf Höhe der in Abschnitt 4.1.1 beschriebenen Bohrungen zur Temperaturerfassung. Es zeigt sich, dass auf Grund der starken Wärmeabfuhr durch die kalte Stahlkokille die Schmelze trotz einer Gießtemperatur von 700 °C nur mit einer maximalen Temperatur von 620 °C an den unteren Messpunkten ankommt. Weiterhin weisen die Kurven der oberen Messpunkte bei der Füllung einen zeitlichen Verzug von ca. 2 Sekunden auf, da das Bauteil von unten steigend gefüllt wird und diese Messpunkte somit erst verzögert mit Schmelze in Kontakt kommen.

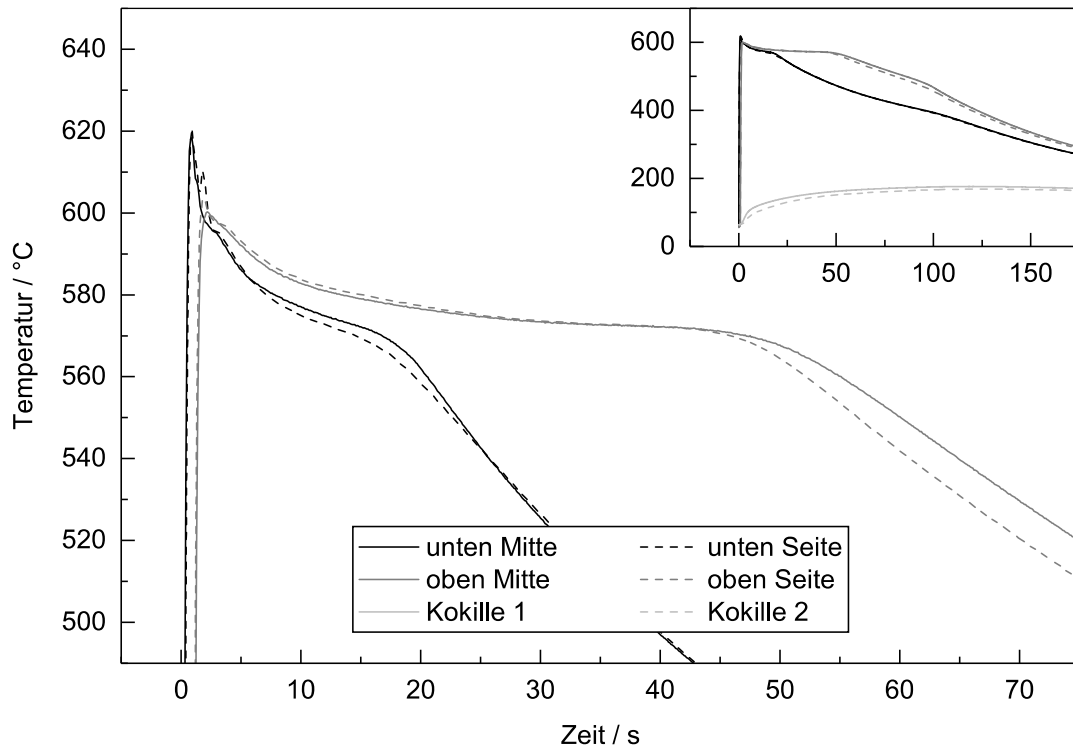


Abbildung 5-1: Temperaturverlauf⁷ der Legierung AlSi9 für die Konfiguration s an den Messstellen unten Mitte, unten Seite, oben Mitte, oben Seite sowie Kokille 1 und Kokille 2

Die Kurven *unten Mitte* und *unten Seite* zeigen einen schnellen Abfall bis zum Beginn der Primärerstarrung bei ca. 600 °C. Anschließend setzt sich die primäre Erstarrung fort, was sich durch eine nahezu lineare Abnahme der Temperatur zeigt, und wird ab ca. 580 °C von der eutektischen Resterstarrung abgelöst. Die deutliche Änderung der Krümmung bei etwa 570 °C stellt nach Bäckerud, Chai und Tamminen (1990) das Ende der eutektischen Erstarrung dar und liegt für die Messpunkte im unteren Gussteilbereich bei ca. 18 Sekunden. Anschließend kühlt das Gussteil weiter ab. Die Kurven *oben Mitte* und *oben Seite* weisen einen qualitativ ähnlichen

⁷ Übersichtsdiagramme, die im rechten oberen Eck des Detaildiagramms dargestellt sind, haben jeweils mit letztgenanntem übereinstimmende Achsentitel.

Verlauf wie die Kurven des unteren Bauteilbereichs auf. Allerdings wird die Liquidustemperatur von ca. 600 °C auf Grund der längeren Fließwege der Schmelze bis zu den Messpositionen nicht erreicht. Da mit einer langsameren Erstarrung und damit verbunden einer geringeren Unterkühlung auch die eutektische Erstarrungstemperatur im Vergleich zur Gleichgewichtserstarrung weniger stark erniedrigt wird, liegt das eutektische Plateau bei den oberen Messpunkten etwas höher bei 573 °C und endet nach ca. 47 Sekunden. Die Temperaturverläufe der Kokille weisen ab Gießbeginn einen leichten Anstieg bis zu einer maximalen Temperatur von 176 °C auf. Die Abweichung zwischen den beiden Kurven *Kokille 1* und *Kokille 2* ist auf eine unterschiedlich gute Anbindung der Temperatursensoren an den Kokillenstahl zurückzuführen.

Das deutlich unterschiedliche Temperaturniveau an den Messpositionen im unteren und oberen Bauteilbereich ist bedingt durch die keilförmige Gestaltung der Kavität und der damit verbundenen nach oben gerichteten Erstarrung. Sowohl bei den Temperaturkurven der oberen als auch der unteren Thermoelemente sind zwischen den mittleren und den seitlichen Messpositionen bis auf jeweils einen Bereich beinahe keine Unterschiede vorhanden. Bei den Kurven des unteren Bereichs zeigt sich zwischen 10 und 20 Sekunden eine Differenz von maximal 2 K zwischen den Positionen *unten Mitte* und *unten Seite*. Die Differenz bei den Temperaturkurven des oberen Bereichs ab ca. 50 Sekunden beträgt im Maximum 10 °C. Wegen der geringen Unterschiede zwischen den Messpunkten im mittleren und seitlichen Gussteilbereich sowie der Tatsache, dass alle Proben bis auf die der Legierung AlSi5 mit einer langsamen Erstarrung aus dem unteren Bereich entnommen wurden, genügt die Betrachtung jeweils einer Position für den Temperaturverlauf im Gussteil sowie in der Kokille. Daher beziehen sich die folgenden Angaben von Temperaturkurven im Bauteil bzw. in der Kokille stets auf die Messposition *unten Mitte* bzw. *Kokille 1*.

Abbildung 5-2 zeigt die Abkühlkurven für die Legierung AlSi9 mit den Konfigurationen s, m und l sowie die dazugehörigen Kokillentemperaturen. Die Kurven der drei Konfigurationen zeigen qualitativ einen sehr ähnlichen Verlauf. Allerdings weisen sie auf Grund der differierenden Kokillentemperaturen (60 °C, 250 °C und 400 °C) verschiedene Erstarrungs- und Abkühlzeiten auf. Nach dem Beginn der Erstarrung bei ca. 600 °C und dem Übergang in das eutektische Plateau, das bei den Konfigurationen unterschiedlich stark ausgeprägt ist, endet die eutektische Erstarrung zu den Zeitpunkten 19, 32 und 46 Sekunden. Die Kokillentemperaturen erhöhen sich während des Gießprozesses mit steigender Ausgangstemperatur immer weniger. Dies kann anhand Gleichung 5-1, die den Wärmestrom \dot{Q} beschreibt, erklärt werden. Diese zeigt, dass eine geringere Temperaturdifferenz zwischen den Kontaktpartnern Kokille und Schmelze zu einem kleineren Wärmestrom führt, was eine geringere Änderung der Kokillentemperatur und auch eine langsamere Abkühlung des Gussstücks in der Kokille bedingt.

$$\dot{Q} = \alpha \times A \times \Delta T$$

Gleichung 5-1

- A Für Wärmefluss zur Verfügung stehende Fläche
 \dot{Q} Wärmestrom
 ΔT Temperaturdifferenz zwischen den beteiligten Partnern
 α Wärmeübergangskoeffizient

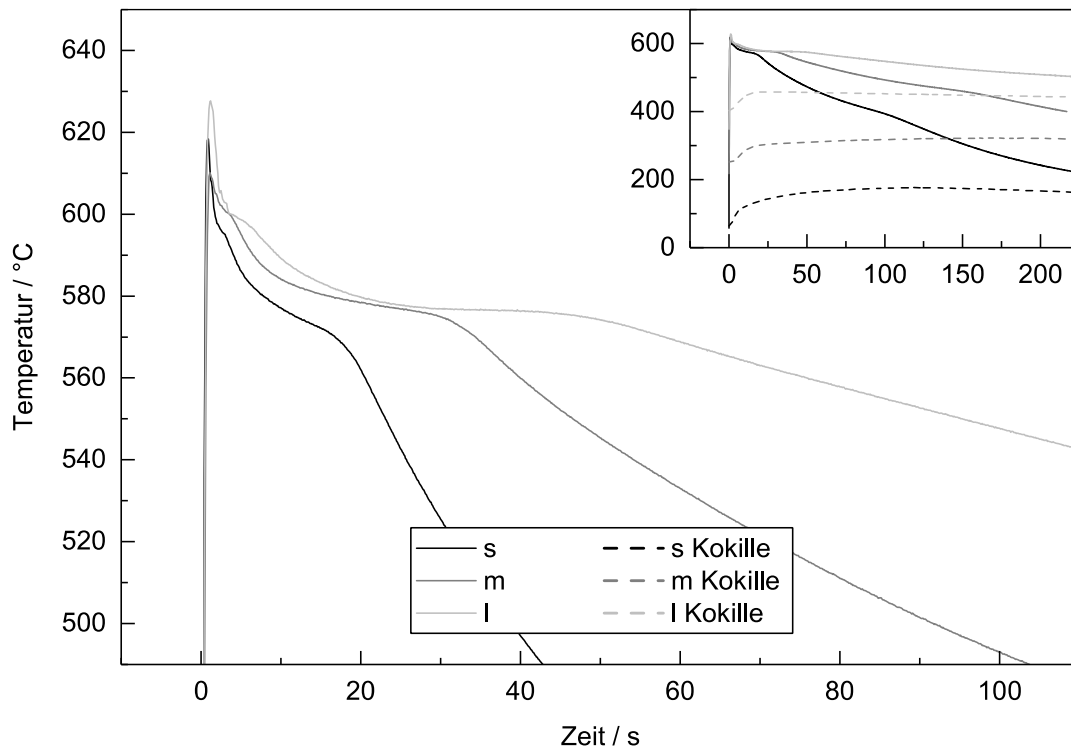


Abbildung 5-2: Temperaturverlauf der Legierung AlSi9 für die Konfigurationen s, m und l an der Messstelle unten Mitte sowie der zugehörigen Kokillentemperaturkurven an der Messstelle Kokille 1

Für alle Legierungen fanden Gießversuche mit einer niedrigen (60 °C) und einer hohen Kokillentemperatur (400 °C) statt. Die in Abbildung 5-3 für die schnelle Erstarrung dargestellten Kurven zeigen für alle vier Legierungen eine sehr zügige Abkühlung. Auf Grund des unterschiedlichen Siliziumgehalts ergeben sich für die vier Legierungen verschiedene Liquidustemperaturen. Dies kann anhand Abbildung 2-1 gut nachvollzogen werden. Je höher der Siliziumgehalt, desto kleiner ist das Erstarrungsintervall, desto früher beginnt die eutektische Erstarrung und desto ausgeprägter und länger ist das Plateau bei der eutektischen Temperatur. Nach abgeschlossener Erstarrung schreitet die Abkühlung des Gussstücks siliziumgehaltsabhängig unterschiedlich schnell voran. Auch die Kokillentemperaturen lassen in ihrem Verlauf einen Bezug zu dem Legierungsgehalt erkennen. Hier liegt die Temperaturkurve AlSi5 Kokille zu Beginn auf dem höchsten Niveau, fällt allerdings anschließend auch schneller ab. Dies kann mit der

Kristallisationswärme der Legierungen erklärt werden. Legt man als Näherung eine direkte Abhängigkeit der Energie von den Legierungsanteilen zu Grunde und vernachlässigt die Löslichkeit des Siliziums im α -Mischkristall, so ergibt sich bei Verwendung der Werte der spezifischen Kristallisationsenergie für Silizium von $Q_{Kрист. Si} = 50,2$ kJ/mol und für Aluminium von $Q_{Kрист. Al} = 10,7$ kJ/mol (Element Collection, 2017) eine um ca. 20 % höhere Kristallisationswärme für die Legierung AlSi12 im Vergleich zu der Legierung AlSi5. Folglich bringt eine an Silizium reichere Legierung während der Erstarrung mehr Energie in das System Gussteil - Kokille ein, was zu einer langsameren Erstarrung führt.

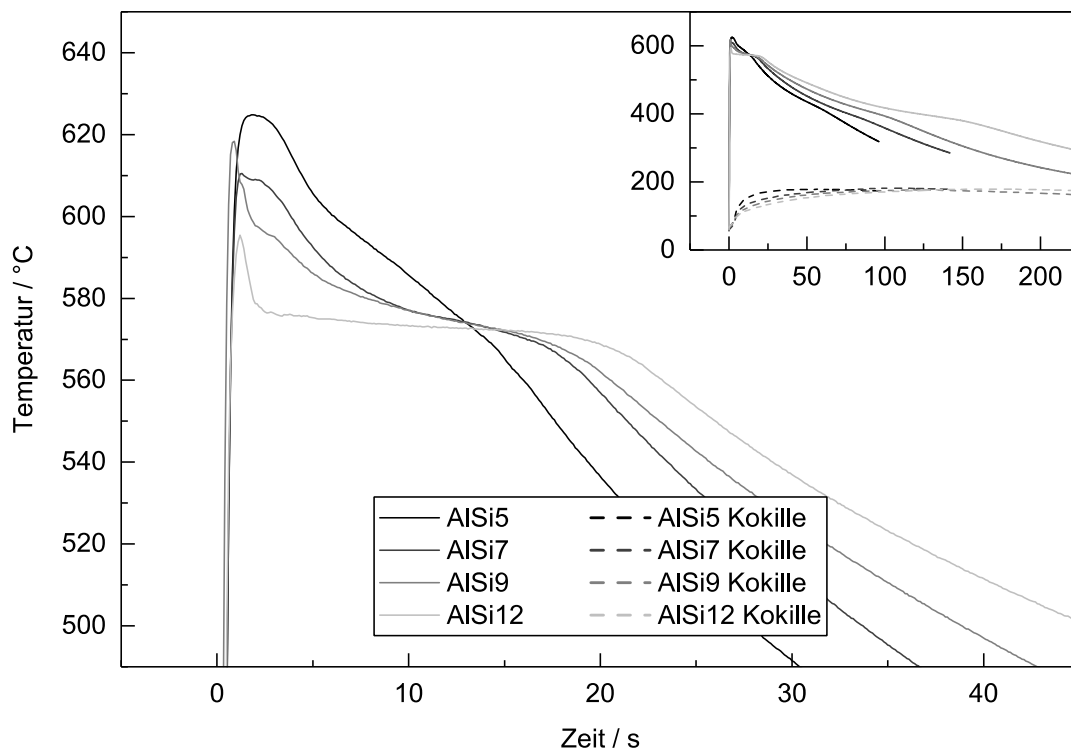


Abbildung 5-3: Temperaturverlauf der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 für die Konfiguration s an der Messstelle unten Mitte sowie der zugehörigen Kokillentemperaturkurven an der Messstelle Kokille 1

Vergleicht man die vier binären Legierungen für die Konfiguration 1 (vgl. Abbildung 5-4), so zeigt sich ein ähnliches Verhalten wie bei der Konfiguration s. Auf Grund der erhöhten Kokillentemperatur von 400 °C (AlSi7, AlSi9 und AlSi12) bzw. 300 °C (AlSi5) verschieben sich allerdings alle markanten Punkte (Beginn Primärerstarrung, Ende Primärerstarrung / Beginn eutektische Erstarrung, Ende eutektische Erstarrung) zu deutlich späteren Zeitpunkten. Die Abkühlung erfolgt auch bei dieser Konfiguration mit steigendem Siliziumgehalt bis zum Erreichen der eutektischen Temperatur schneller und anschließend deutlich langsamer. Neben der geringeren Kristallisationsenergie erklärt bei der Kurve AlSi5 auch die verringerte Kokillentemperatur den im Vergleich zu den anderen Legierungen unverhältnismäßig frühen und schnellen Temperaturabfall. Bei den drei Kokillentemperaturverläufen gleicher Ausgangstemperatur

zeigt sich ebenfalls ein mit der Konfiguration s vergleichbares Verhalten. Eine Erhöhung des Siliziumgehalts führt auch hier zu einem schnelleren Einsetzen der eutektischen Erstarrung und anschließend einer schnelleren Abnahme der Temperatur der Gießform.

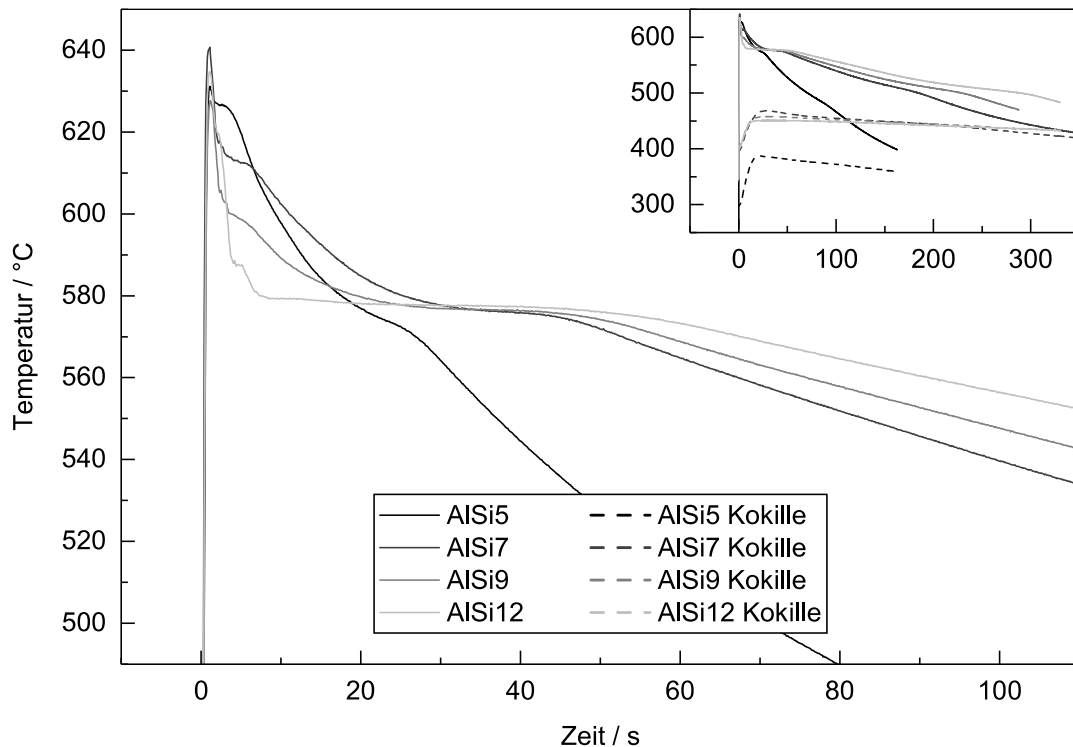


Abbildung 5-4: Temperaturverlauf der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 für die Konfiguration I an der Messstelle unten Mitte sowie der zugehörigen Kokillentemperaturkurven an der Messstelle Kokille I

5.1.2 Thermische Analyse

Bei einer detaillierten Betrachtung des Temperatur-Zeit-Verlaufs sowie der 1. Ableitung dT/dt zeigen sich im Verlauf der Kurven die während der Erstarrung ablaufenden Reaktionen. Deutlich wird dies bei näherer Betrachtung der 1. Ableitung. Hierbei können im Abgleich mit Aluminium-Silizium-Legierungen die markanten Bereiche der Kurve nach Bäckerud, Chai und Tamminen (1990) mit den chemischen Reaktionen während der Erstarrung abgeglichen werden. Alle auftretenden wesentlichen Verlaufsabschnitte der Kurve finden sich bei den genannten Autoren (Bäckerud, Chai und Tamminen, 1990) für diverse Aluminium-Silizium-Legierungen wieder. Sie verbinden mit den Bereichen I, II und III in Abbildung 5-5 die folgenden Vorgänge:

- Entwicklung des dendritischen Netzwerks (I),
- eutektische Hauptreaktion inklusive der Ausscheidung von Silizium und Mangan-Eisen-haltigen Phasen (II),
- Ausscheidung von Al_2Cu , Mg_2Si oder komplexer intermetallischer Phasen (III).

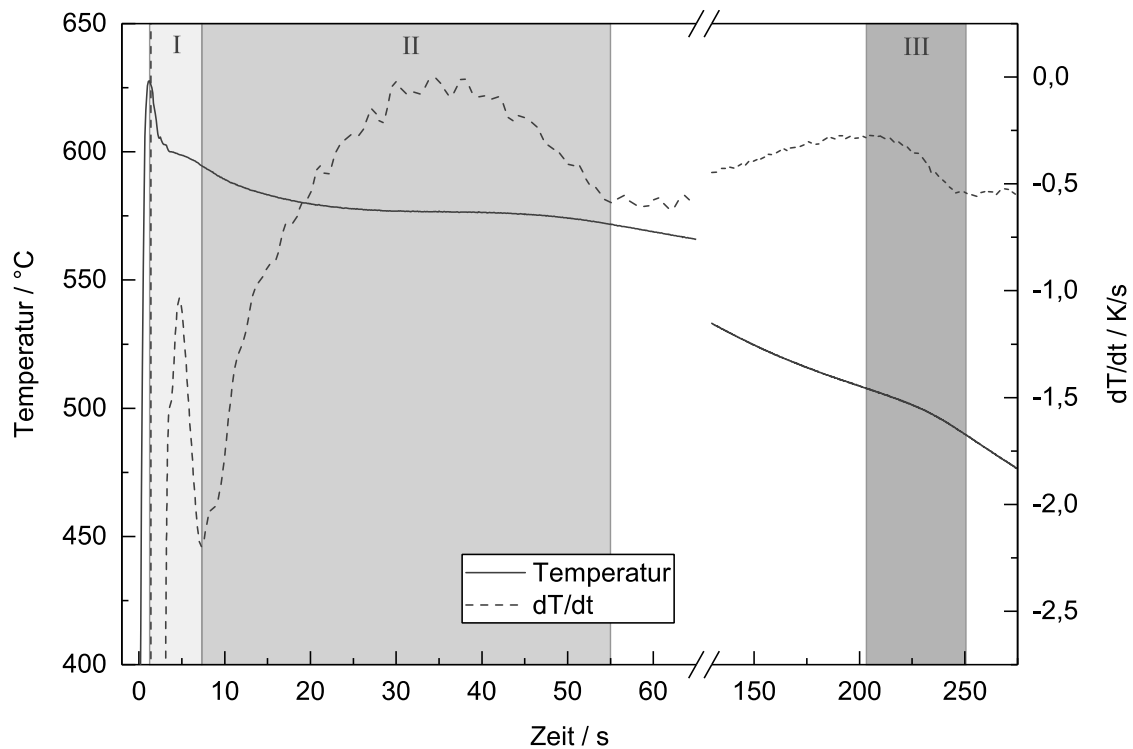


Abbildung 5-5: Temperaturverlauf und 1. Ableitung dT/dt für die Legierung AlSi9 mit der Konfiguration I sowie Markierung der Bereiche für die Entwicklung des dendritischen Netzwerks (I), der eutektischen Haupterstarrung (II) und der Al_2Cu - / Mg_2Si -Ausscheidung bzw. Ausscheidung komplexer intermetallischer Phasen (III)

Da sich die Phase Mg_2Si erst ab einem Mg-Gehalt von 0,2 % bildet (Bäckerud, Chai und Tamminen, 1990, S. 76) ist diese ebenso wie die Bildung der Phase Al_2Cu auf Grund des vernachlässigbaren Kupferanteils der verwendeten Legierungen nicht für den Bereich III verantwortlich. Dieser kann vielmehr mit Verweis auf die Untersuchungen von Schumacher et al. (2015, S. 66f.) mit der Ausscheidung von Silizium aus dem α -Mischkristall erklärt werden. Die Stärke der Ausprägung einzelner charakteristischer Kurvenmerkmale ist stark von der Zusammensetzung der verwendeten Legierung abhängig. So weisen die Ergebnisse von Ait El Haj, Bouayad und Alami (2015, S. 14), die ebenfalls eine AlSi9-Legierung thermisch analysiert haben, qualitativ einen sehr ähnlichen Verlauf der Temperaturkurve sowie der 1. Ableitung auf. Allerdings waren bei diesen Experimenten geringfügig andere Begleitelemente in der Legierung vorhanden sowie das Gussstück zur späteren Probenentnahme deutlich massiver ausgelegt. Dies führte zu wesentlich höheren Erstarrungszeiten, weshalb sich die Absolutwerte mit den hier gezeigten Ergebnissen nicht vergleichen lassen.

5.2 Sekundärer Dendritenarmabstand und freie eutektische Weglänge

Von den vier Legierungen (AlSi5, AlSi7, AlSi9, AlSi12) sind im folgenden Abschnitt für die Konfigurationen s und I Schliffbilder der Proben im Gusszustand dargestellt. Darüber hinaus

erfolgt die Darstellung der Aufnahmen für Proben, die nach den in Abschnitt 4.1.2 aufgeführten Parametern wärmebehandelt wurden. Diese dienen im weiteren Verlauf zur Bestimmung des sekundären Dendritenarmabstands, des Anteils der eutektischen Phase und der freien eutektischen Weglänge. Die Schlifffbilder wurden in der Zugprobenmitte senkrecht zur Probenlängsachse erstellt.

Der DAS ist für den Zustand F in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit in Abbildung 5-6 aufgeführt. Hierbei zeigt die linke Seite eine Gegenüberstellung der Ergebnisse für die Konfigurationen s-F und l-F für die vier untersuchten Legierungen. Für die spätere Validierung des Mikrostrukturmodells wurden die Ergebnisse für die Konfiguration m-F für eine Legierung benötigt. Hierfür wurden Proben der Legierung AlSi9 verwendet (vgl. Abbildung 5-6 rechts). Nach dem BDG (2013, S. 174) und Ostermann (2014, S. 157f.) kann davon ausgegangen werden, dass durch eine Wärmebehandlung, deren Haltetemperatur (520 °C) deutlich unterhalb der Solidustemperatur (577 °C) der Legierung liegt, die eutektischen Strukturen nicht aufgeschmolzen werden. Da sich somit auch der DAS nicht ändert, wurde auf eine Auflistung desselben für die Konfiguration T verzichtet. Die schnell erstarrten Proben weisen durchweg einen vergleichbaren DAS von $25,5 \pm 0,7 \mu\text{m}$ auf, die Ergebnisse der langsam erstarrten liegen in einem Bereich von $35,1 \pm 4,9 \mu\text{m}$. Dieses Verhalten deckt sich mit den Erkenntnissen, die in der Literatur zu finden sind. Beispielhaft für eine Vielzahl von Untersuchungen zu diesem Thema seien die Ergebnisse von Flemings (1998, S. 31f.) genannt.

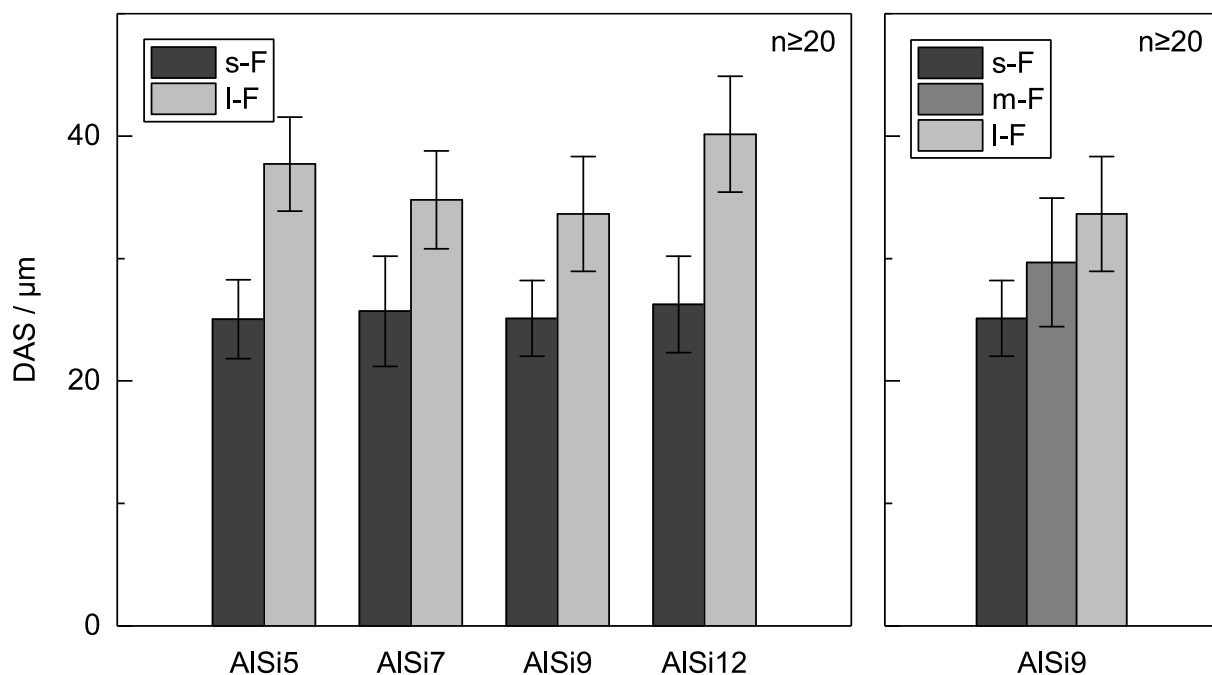


Abbildung 5-6: DAS der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 für die Konfigurationen s-F und l-F (links) sowie für die Konfigurationen s-F, m-F und l-F der Legierung AlSi9 (rechts)

Im Vergleich der Schlifffbilder der unterschiedlichen Konfigurationen s und l (vgl. Abbildung 5-7) zeigt sich auch optisch eine Vergrößerung der Mischkristallausprägung bei den langsam erstarrten Proben (rechte Spalte). Zudem stellt sich die Struktur des Eutektikums bei den langsam erstarrten Proben deutlich gröber in Form dickerer Nadeln und größerer Abstände zwischen den Nadeln dar. Das Eutektikum bildet darüber hinaus bei den schnell erstarrten Proben ein feiner verzweigtes Netzwerk. Es ist zu beobachten, dass mit steigendem Siliziumgehalt der Legierung auch der Anteil an Eutektikum deutlich zunimmt. Dies gilt sowohl für die schnell ((a), (c), (e) und (g)) als auch für die langsam erstarrten Proben ((b), (d), (f) und (h)).

Der Lösungsglühvorgang einer Wärmebehandlung führt nach Ostermann (2014, S. 157) bei Aluminium-Silizium-Legierungen in der Regel zu einem in Lösung Gehen der heterogenen Legierungsbestandteile. Diese können beim anschließenden Abschrecken und der Auslagerung fein verteilt ausgeschieden werden, was eine gezielte Einstellung der mechanischen Eigenschaften ermöglicht. Zusätzlich bewirkt die über einen längeren Zeitraum gehaltene hohe Temperatur der Probe eine verstärkte Aktivität des Aluminiums an den Kontaktflächen zu den eutektischen Siliziumstrukturen. Dies führt zu einem Auflösen oder Teilen der dünnen Nadeln und / oder einem Einformen der Spitzen und Kanten der Siliziumkristalle. Somit entsteht ein eutektisches Gefüge, das sich durch kleine, eher kreisförmige (3D: kugelförmige) Siliziumkristalle auszeichnet, die in einer Matrix aus α -Aluminium eingebettet sind (vgl. Abbildung 5-9). Wie bereits beschrieben führt das Lösungsglühen nicht zu einer Auflösung der Grundstruktur. Somit ergeben sich bei den wärmebehandelten Proben im Vergleich zu den Proben im Gusszustand optisch vergleichbare sekundäre Dendritenarmabstände.

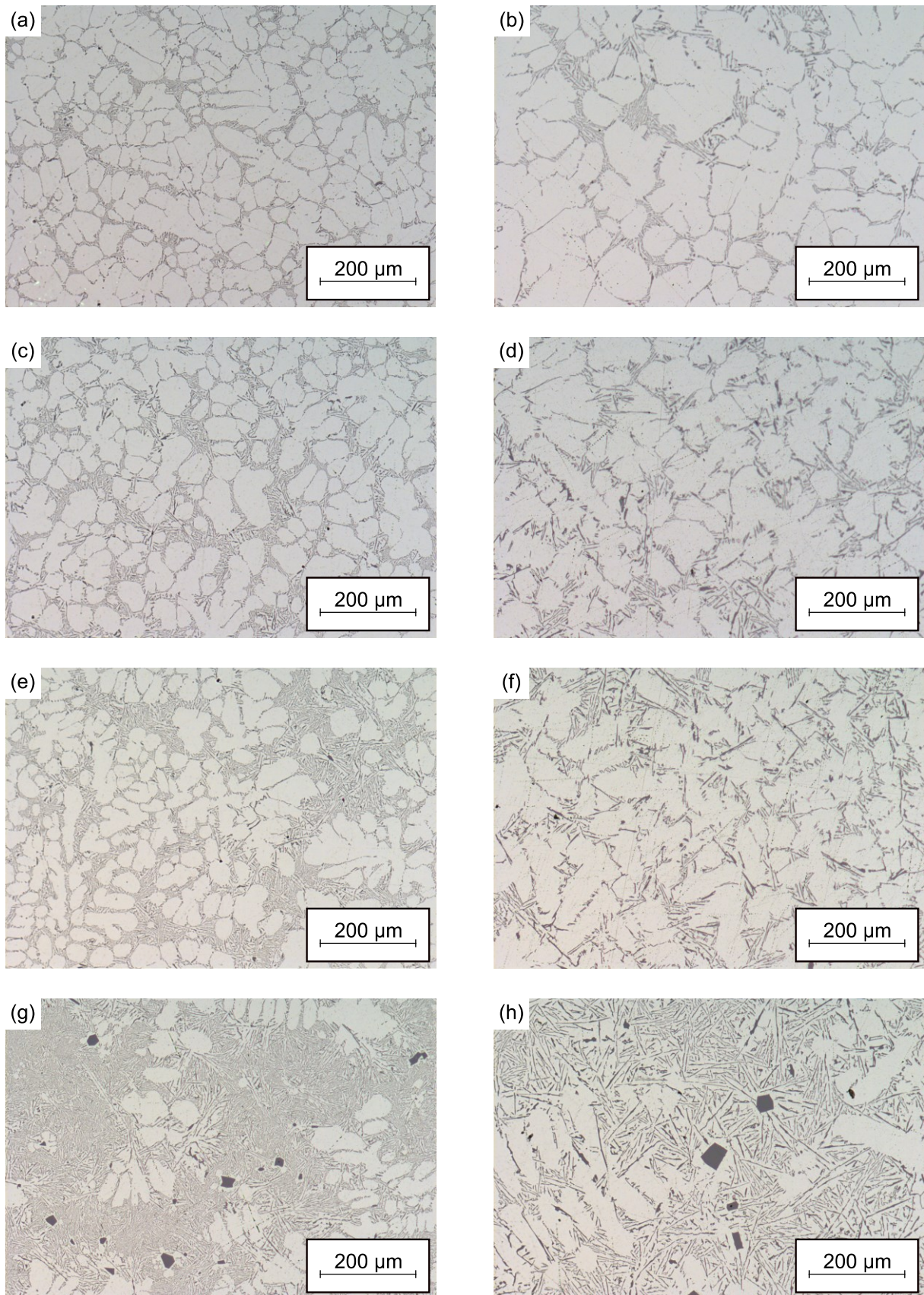


Abbildung 5-7: Mikrostrukturen der Proben im Gusszustand (F) der Legierungen AlSi5 (s(a), l(b)), AlSi7 (s(c), l(d)), AlSi9 (s(e), l(f)), und AlSi12 (s(g), l(h))

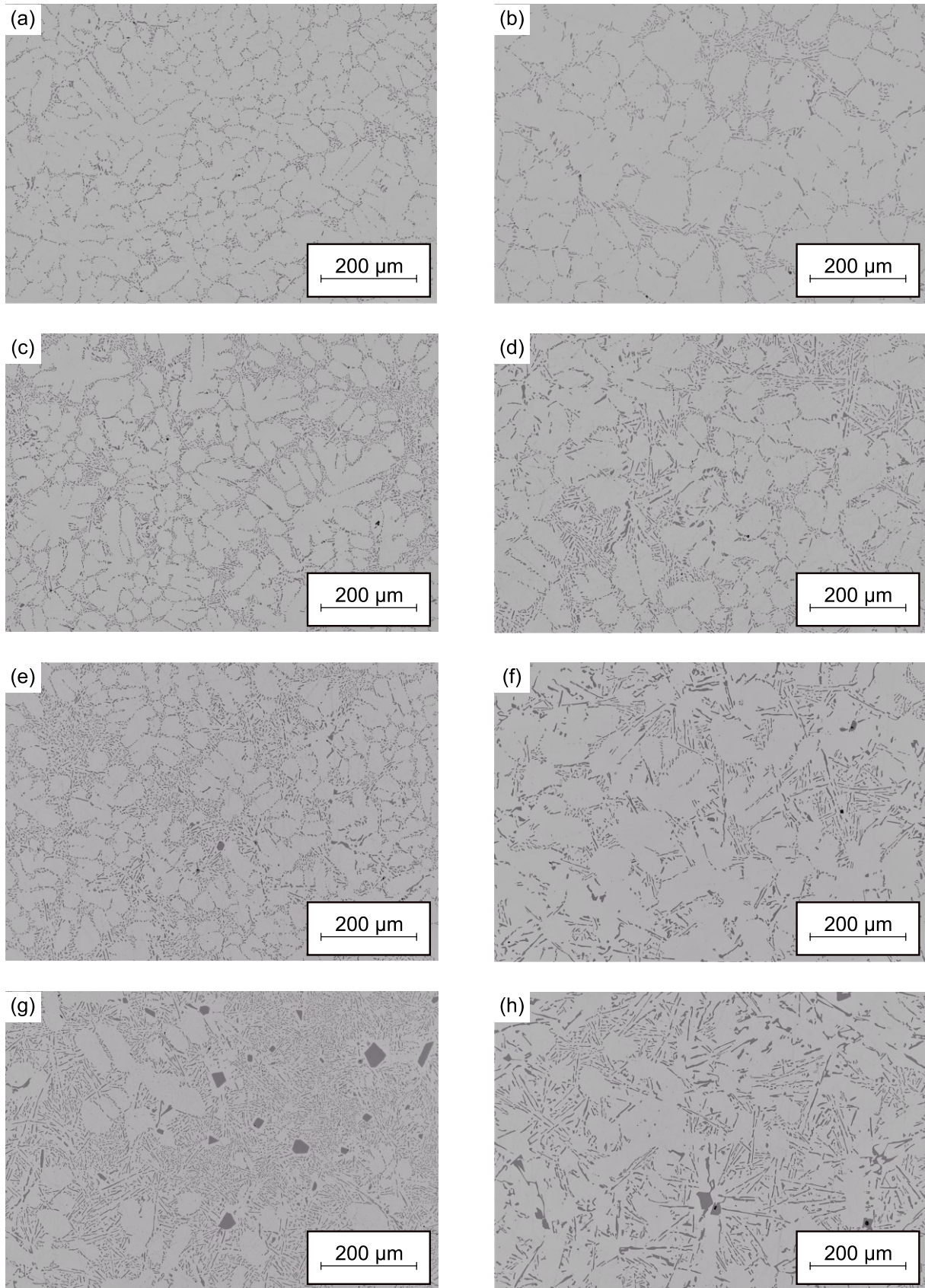


Abbildung 5-8: Mikrostrukturen der wärmebehandelten Proben (T) der Legierungen AlSi5 (s(a), l(b)), AlSi7 (s(c), l(d)), AlSi9 (s(e), l(f)), und AlSi12 (s(g), l(h))

Nach Fuchs (1982, S. 138) haben die Mikrostruktur und der Aufbau des Eutektikums einen wesentlichen Anteil an den mechanischen Eigenschaften einer Aluminium-Silizium-Legierung. Deshalb erfolgten für die Legierung AlSi9 in den Konfigurationen s-F, m-F, l-F sowie s-T detaillierte Aufnahmen des Eutektikums mit einer Vergrößerung von 500:1 (vgl. Abbildung 5-9). Die schnellere Abkühlung führt wie in Abschnitt 2.1.2 beschrieben auf Grund der stärkeren Unterkühlung zu einer feineren Ausbildung des Eutektikums. Diese zeigt sich in Form der Nadeldicke sowie der freien eutektischen Weglänge λ_e . In Anlehnung an die Arbeit von Todte (2002, S. 39) wurde λ_e für die drei genannten Konfigurationen bestimmt (vgl. Tabelle 5-1). Diese Messung bestätigt, dass eine schnelle Abkühlung zu einer Verfeinerung der eutektischen Strukturen in erheblichem Maße führt.

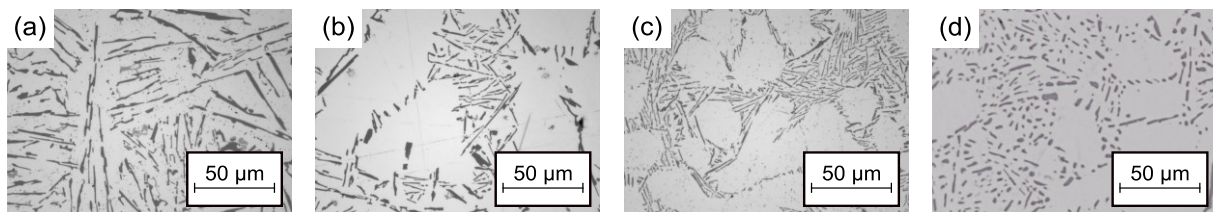


Abbildung 5-9: Vergleich der eutektischen Mikrostruktur für die Legierungskonfigurationen AlSi9 l-F (a), AlSi9 m-F (b), AlSi9 s-F (c) und AlSi9 s-T (d)

Tabelle 5-1: Freie eutektische Weglänge in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit

Konfiguration	$\lambda_e / \mu\text{m}$	n=20
AlSi9 s-F	2,62	
AlSi9 m-F	4,40	
AlSi9 l-F	5,52	

5.3 Eutektischer Phasenanteil

Der mit dem in Abschnitt 4.1.3 beschriebenen Algorithmus ermittelte eutektische Phasenanteil (vgl. Abbildung 5-10 links) liegt für die schnell erstarrten Proben im Vergleich zu den langsam erstarrten bei allen untersuchten Legierungen höher. Der Unterschied zwischen den Konfigurationen s und l liegt legierungsabhängig bei 8–12 %. Weiterhin ist erkennbar, dass ein höherer Siliziumgehalt zu einem größeren Anteil an eutektischer Struktur führt. Der Minimalwert an eutektischem Anteil liegt bei 25 % für die Konfiguration AlSi5 l-F, maximal wurde ein Wert von ca. 80 % bei der Konfiguration AlSi12 s-F gemessen. Das Ergebnis der Legierung AlSi9 für die Konfiguration m-F dient wie auch der DAS dieser Konfiguration der Validierung des Mikrostrukturmodells (vgl. Abbildung 5-10 rechts). Die Probe der Legierung AlSi9 mit einer mittleren Abkühlgeschwindigkeit fügt sich bzgl. ihres eutektischen Phasenanteils zwischen den Werten der schnell und langsam erstarrten Konfigurationen ein.

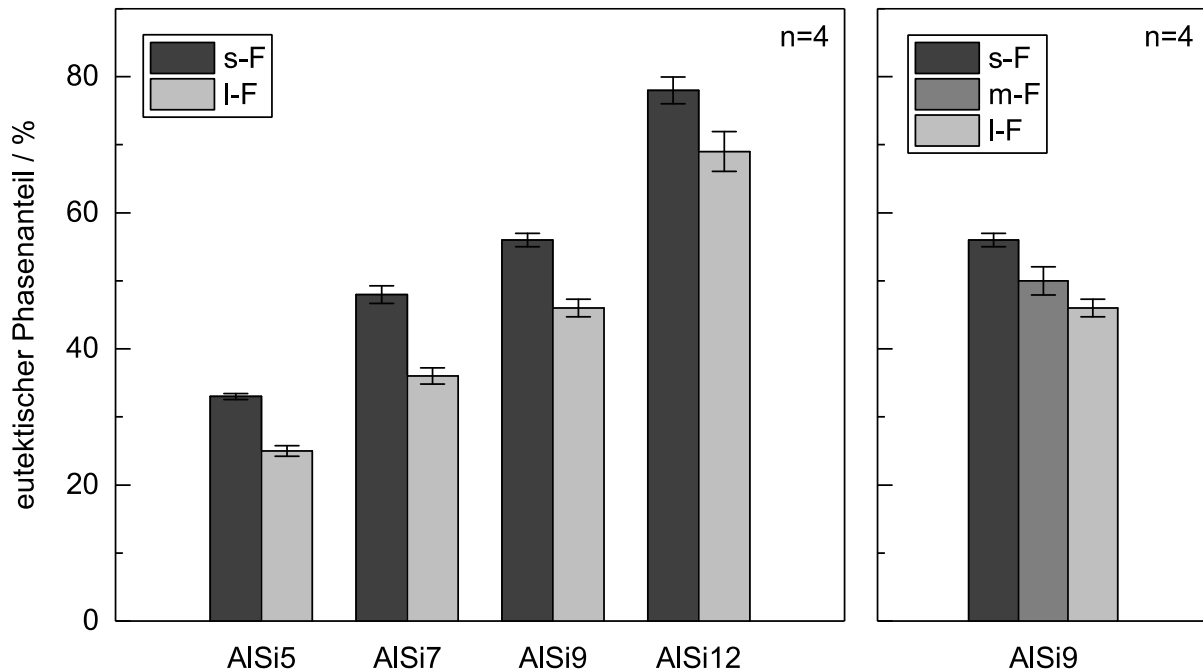


Abbildung 5-10: Anteile der eutektischen Struktur der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 für die Konfigurationen s-F und l-F (links) sowie für die Konfigurationen s-F, m-F und l-F der Legierung AlSi9 (rechts)

5.4 Mechanische Kennwerte

Bei den Zugversuchen kamen Rundproben der binären Legierungen mit und ohne Wärmebehandlung sowie jeweils mit schneller und langsamer Abkühlgeschwindigkeit zum Einsatz. Neben den Versuchen bei Raumtemperatur erfolgten diese auch bei Prüftemperaturen von 150 °C und 300 °C. Die Darstellung der Standardabweichung in den Graphen ermöglicht eine Aussage bzgl. der Streuung der Ergebnisse. Ist bei einer Konfiguration keine Standardabweichung gezeigt, so liegt für diese Konfiguration nur das Ergebnis einer Messung vor.

5.4.1 Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur

In den folgenden Abbildungen sind die Ergebnisse der Messungen für die Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung bei Raumtemperatur aller untersuchten Legierungen dargestellt. Es wurden Proben mit schneller und langsamer Abkühlung jeweils im Gusszustand sowie im wärmebehandelten Zustand geprüft.

Dehngrenze $R_{p0,2}$

Bei Betrachtung der Dehngrenze der vier Legierungen (vgl. Abbildung 5-11) zeigt sich, dass der Siliziumanteil der Legierungen sehr starken Einfluss auf die Ergebnisse hat. So steigt für die Konfiguration s-F der Mittelwert von $R_{p0,2} = 50,3$ MPa (AlSi5) bis auf $R_{p0,2} = 68,7$ MPa (AlSi12), was einer Zunahme von 37 % entspricht. Eine Zunahme ist auch bei den anderen dargestellten Konfigurationen erkennbar, sie liegt beim Vergleich der Legierungen AlSi5 und

AlSi12 im Bereich 25–37 %. Lediglich die wärmebehandelten Proben der Legierung AlSi7 weichen von dieser Tendenz ab, da deren Werte höher sind als die der Legierung AlSi9 ($\Delta R_{p0,2} = 1\text{--}2\text{ MPa}$). Dies kann auf die geringe Anzahl der untersuchten Proben pro Konfiguration und Legierung sowie das niedrige Spannungsniveau zurückgeführt werden.

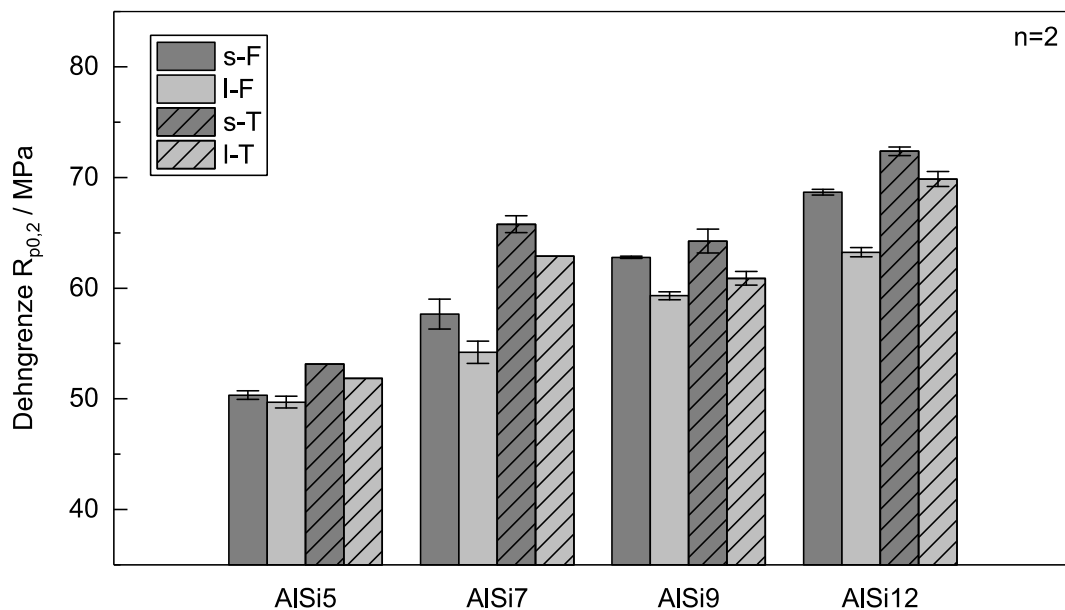


Abbildung 5-11: Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F, l-F, s-T und l-T bei Raumtemperatur

Der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit zeigt sich siliziumgehaltsabhängig bei einem Vergleich der jeweiligen Werte von s-F und l-F. Beträgt die Differenz der Mittelwerte der Konfigurationen bei der Legierung AlSi5 lediglich 0,6 MPa, so steigt sie mit zunehmendem Siliziumgehalt bis auf 5,5 MPa bei der Legierung AlSi12 an. Auch bei der Konfiguration T zeigt sich ein Unterschied in den Mittelwerten der 0,2 %-Dehngrenze zwischen den schnell und langsam erstarrten Proben. Dieser liegt allerdings mit einem Maximalwert von 3,4 MPa niedriger als bei den Proben im Gusszustand.

Ein Vergleich der Konfigurationen s-F und s-T bzw. l-F und l-T zeigt deutlich den Einfluss der Wärmebehandlung. Bei allen Legierungen ist eine Erhöhung der Dehngrenze nach der Wärmebehandlung festzustellen. Allerdings fällt diese unterschiedlich stark aus und liegt konfigurations- und legierungsabhängig zwischen 1,6 MPa und 8,7 MPa. Betrachtet man die Mittelwerte aller Konfigurationen der vier Legierungen, so lässt sich durch die Wärmebehandlung eine durchschnittliche Erhöhung der 0,2 %-Dehngrenze von 5 % realisieren. Eine unterschiedlich starke Wirkungsweise der Wärmebehandlung bei schnell und langsam erstarrten Proben ist nicht erkennbar.

Zugfestigkeit R_m

Vergleicht man die Mittelwerte der Zugfestigkeiten, die mit den zugehörigen Standardabweichungen in Abbildung 5-12 dargestellt sind, zeigt sich für die wärmebehandelten Konfigurationen ein Anstieg der Werte mit steigendem Siliziumgehalt (Ausnahme: AlSi9 l-F - AlSi12 l-F). Dieser beträgt im Maximum (AlSi5 s-F - AlSi12 s-F) 30,7 MPa, was einem Anstieg von 21 % entspricht. Bei den Proben im Gusszustand erfolgt für die langsam erstarrten Proben eine kontinuierliche Abnahme mit steigendem Siliziumgehalt, für die schnell erstarrten ein Anstieg, gefolgt von einem Abfall bei der Legierung AlSi12. Durch den erhöhten Siliziumanteil steigt die Zugfestigkeit auf Grund der größeren Mischkristallverfestigung und der erhöhten Strukturfestigkeit. Allerdings wirkt das eutektische Silizium vor allem in einer groben Morphologie, wie sie bei einer langsamen Erstarrung auftritt, versprödet. In der Folge versagen die Proben mit einer langsamen Erstarrung bei geringeren Dehnungswerten vor Erreichen des maximal möglichen Spannungswertes bei $d\sigma/d\varepsilon = 0$.

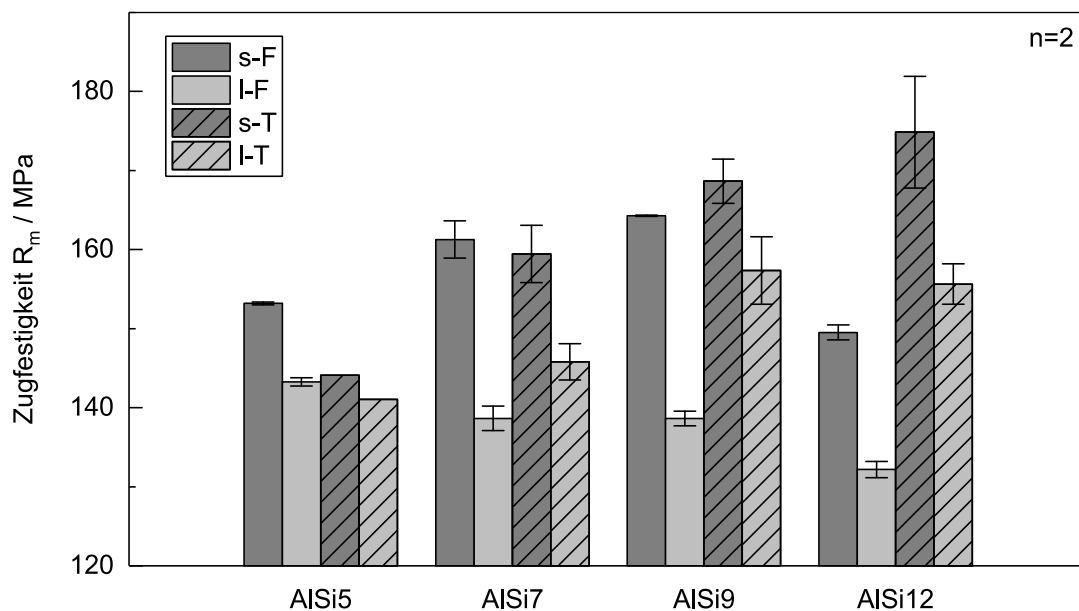


Abbildung 5-12: Zugfestigkeit R_m der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F, l-F, s-T und l-T bei Raumtemperatur

Der Unterschied zwischen den schnell und langsam erstarrten Konfigurationen, wie er für die Mittelwerte der Dehngrenze bereits beschrieben wurde, zeigt sich im Vergleich der Mittelwerte der Zugfestigkeit noch deutlicher. Liegt der maximale Unterschied für die Dehngrenze bei 5,5 MPa, so beträgt dieser für die Zugfestigkeit 25,7 MPa (AlSi9). Vergleicht man von allen Legierungen die Werte der Konfigurationen s-F und l-F, so ist durchgehend ein deutlicher Unterschied von mind. 10 MPa erkennbar. Auch bei den wärmebehandelten Proben ist eine Differenz zwischen den Konfigurationen s-T und l-T zu sehen. Diese fällt aber im Mittel über die Legierungen hinweg etwas geringer aus als bei den Proben im Gusszustand.

Der positive Einfluss der Wärmebehandlung auf die Zugfestigkeit zeigt sich vor allem bei den Legierungen AlSi9 und AlSi12. Die Werte der T-Proben übersteigen die der F-Proben. Für die Legierungen AlSi5 und AlSi7 zeigt sich die positive Wirkung der Wärmebehandlung nur bei einer Konfiguration, worauf in Abschnitt 6.3 detaillierter eingegangen wird.

Bruchdehnung A

Eine Gegenüberstellung der Mittelwerte der Bruchdehnung mit den zugehörigen Standardabweichungen zeigt eine starke Abhängigkeit der untersuchten Größe vom Siliziumgehalt (vgl. Abbildung 5-13). Beträgt diese für die Proben im Gusszustand bei der Legierung AlSi5 im Mittel noch 13 %, so fällt sie für die Proben der Legierung AlSi12 auf unter 3 %. Auch bei der Konfiguration T ist eine Abhängigkeit der Bruchdehnung vom Siliziumgehalt sichtbar.

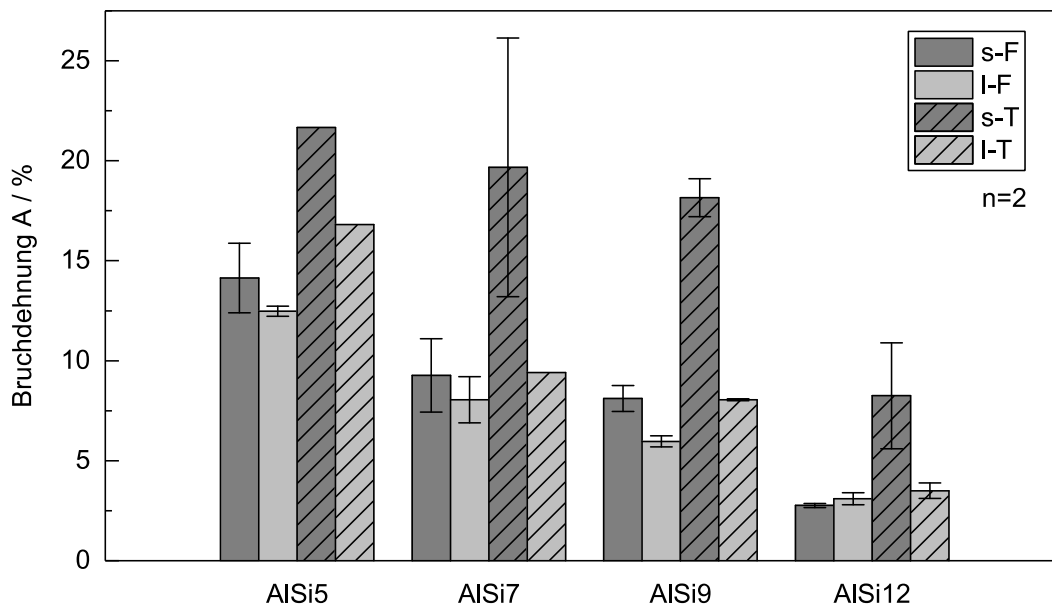


Abbildung 5-13: Bruchdehnung A der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F, l-F, s-T und l-T bei Raumtemperatur

Die Abkühlgeschwindigkeit zeigt vor allem bei den wärmebehandelten Proben einen sehr deutlichen Einfluss. So treten hier Unterschiede zwischen schnell und langsam erstarrter Probe von über 11 % Dehnung (AlSi7) auf. Bei den Mittelwerten der Proben im Gusszustand sind nur geringere Differenzen zwischen den unterschiedlich schnell erstarrten Proben vorhanden. Der geringfügig niedrigere Wert der Konfiguration AlSi12 s-F im Vergleich zur Konfiguration AlSi12 l-F ist auf die geringe Statistik durch die niedrige Anzahl an Versuchen verbunden mit einem sehr niedrigen Dehnungsniveau zurückzuführen.

Den größten Einfluss auf die Bruchdehnung hat von den betrachteten Parametern Siliziumgehalt, Abkühlgeschwindigkeit und Wärmebehandlung letztgenannter. So zeigt sich bei den Proben der Konfiguration s-F und s-T eine durchschnittliche Differenz von über 7,5 % Dehnung.

Für die langsam erstarrten Proben ist der positive Effekt der Wärmebehandlung auf die Duktilität des Materials mit Ausnahme der Legierung AlSi5 nur in geringem Maße vorhanden.

5.4.2 Mechanische Kennwerte bei erhöhten Temperaturen

Die folgenden Abbildungen zeigen die mechanischen Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung für die Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F und l-F bei Prüftemperaturen von 150 °C und 300 °C.

Dehngrenze $R_{p0,2}$

Auch bei einer Prüftemperatur von 150 °C zeigt sich eine Abhängigkeit der Dehngrenze vom Siliziumanteil der Legierung (vgl. Abbildung 5-14). Die Dehngrenze nimmt beispielsweise für die Konfiguration s-F mit steigendem Siliziumgehalt von 52 MPa (AlSi5) bis auf 68 MPa (AlSi12) zu. Hierbei stimmen die Werte beinahe mit den bei Raumtemperatur gemessenen überein. Bei einer Prüftemperatur von 300 °C hingegen lässt sich für die schnell erstarrten Proben kein systematischer Zusammenhang zwischen Siliziumanteil und Dehngrenze erkennen. Für die langsam erstarrten Proben ist ein Zuwachs mit steigendem Siliziumgehalt auf niedrigem Niveau erkennbar. Vergleicht man die Proben der Konfigurationen s-F und l-F bei 150 °C, so zeigt sich hier ebenso wie bei RT, dass die Differenz der Werte 10 MPa nicht überschreitet. Auch die Proben mit einer Prüftemperatur von 300 °C weisen einen Unterschied zwischen den Konfigurationen s-F und l-F auf. Allerdings schwankt dieser über die unterschiedlichen Legierungen hinweg und zeigt keinen mit dem Siliziumgehalt korrespondierenden Verlauf.

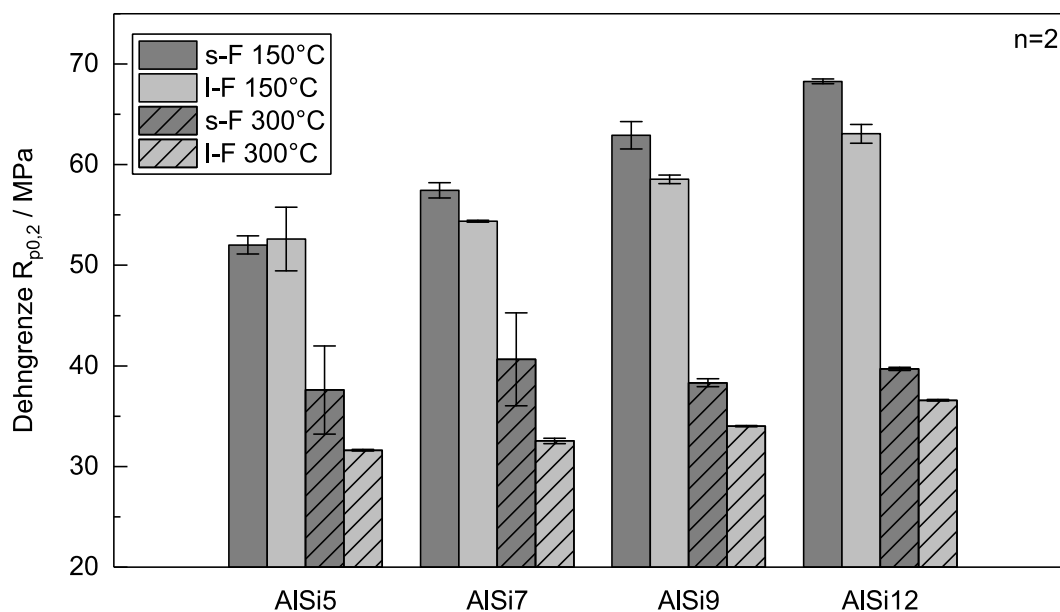


Abbildung 5-14: Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F und l-F bei 150 °C und 300 °C Prüftemperatur

Zugfestigkeit R_m

Betrachtet man die Ergebnisse der Zugversuche bei erhöhten Temperaturen hinsichtlich der Zugfestigkeit (vgl. Abbildung 5-15), so zeigt sich für eine Prüftemperatur von 150 °C ein Anstieg der R_m -Werte mit steigendem Siliziumgehalt. Allerdings liegen die Werte der 150 °C-Versuche im Vergleich zu den Versuchen bei Raumtemperatur deutlich niedriger. Dies gilt in verstärktem Maße auch für die 300 °C-Werte. Eine Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit ist für beide dargestellten Prüftemperaturen erkennbar. Wie bei der Dehngrenze zeigt sich auch bei der niedrigeren Prüftemperatur ein gleichmäßiger Zusammenhang zwischen der Differenz s-F - l-F und dem Siliziumgehalt der Legierung. Dieser ist bei der Temperatur 300 °C nicht mehr vorhanden.

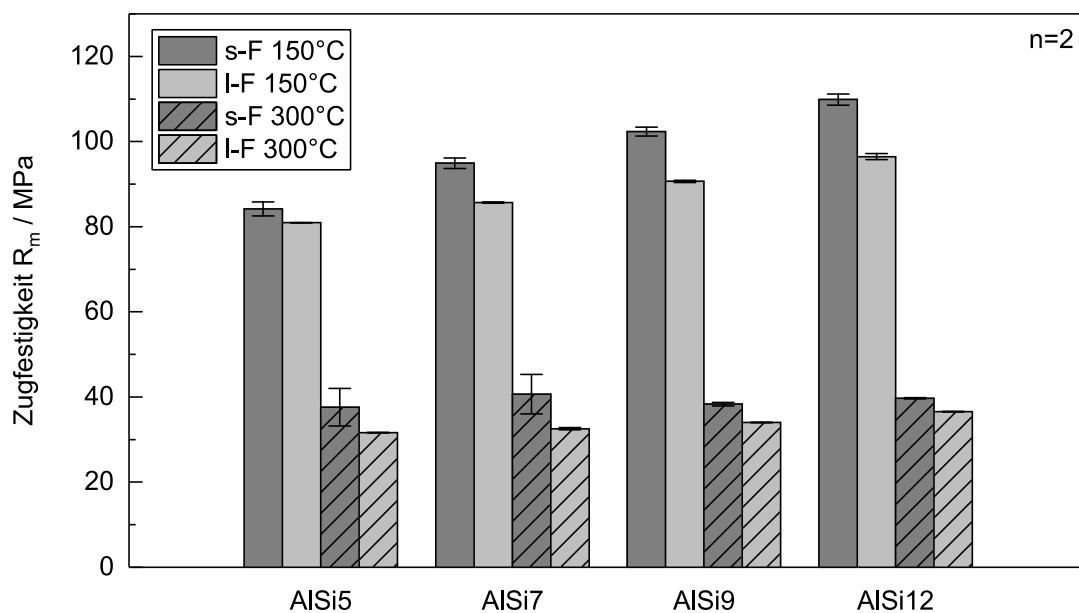


Abbildung 5-15: Zugfestigkeit R_m der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F und l-F bei 150 °C sowie 300 °C Prüftemperatur

Bruchdehnung A

Abbildung 5-16 zeigt die Bruchdehnung der Proben im Gusszustand für die Temperaturen 150 °C und 300 °C. Hierbei weisen die Proben der Konfigurationen s-F und l-F bei einer Temperatur von 150 °C noch ein vergleichbares Verhalten wie bei Raumtemperatur auf: ein Abfallen der Bruchdehnung mit steigendem Siliziumgehalt sowie, mit Ausnahme der Legierung AlSi5, eine verringerte Bruchdehnung bei der jeweils langsamer erstarrten Probe.

Bei den Ergebnissen der 300 °C-Versuche ist lediglich für die Konfiguration l-F ein Abfallen der Bruchdehnung bei einer Zunahme des Siliziumanteils vorhanden. Die Bruchdehnungswerte für die Konfiguration s-F weisen dagegen bei einer Prüftemperatur von 300 °C keine kontinuierliche Abhängigkeit vom Siliziumgehalt auf. Bei dieser Temperatur zeigen die Proben ein zu den Ergebnissen bei Raumtemperatur und 150 °C gegensätzliches Verhalten hinsichtlich der

Korrelation zwischen Erstarrungszeit und Bruchdehnung. Eine langsamere Erstarrung führt hier bei allen Legierungen zu einer größeren Bruchdehnung.

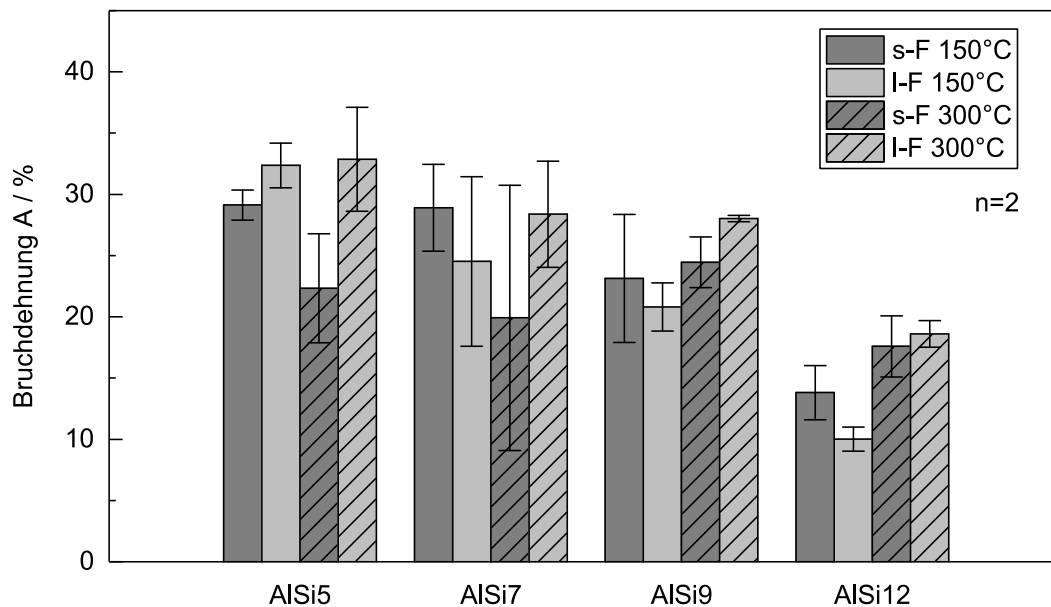


Abbildung 5-16: Bruchdehnung A der Legierungen $AlSi_5$, $AlSi_7$, $AlSi_9$ und $AlSi_{12}$ mit den Konfigurationen $s-F$ und $I-F$ bei 150 °C und 300 °C Prüftemperatur

5.5 In-situ Dehnungsmessung mittels Neutronendiffraktometrie

In diesem Abschnitt erfolgt die Darstellung der Ergebnisse der Zugversuche im Neutronenstrahl. Die Experimente wurden bei Raumtemperatur für die vier Legierungen mit den Konfigurationen F und T und bei Prüftemperaturen von 150 °C und 300 °C für die Konfiguration F durchgeführt. Den in den folgenden Graphen dargestellten elastischen Dehnungen, ermittelt nach Gleichung 2-5 und Gleichung 2-6, liegt jeweils der bei einer Belastung von 4 MPa gemessene Wert des Beugungswinkels als Basis zu Grunde. Da bei den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen der Fokus auf den durch die Belastung entstehenden Vorgängen liegt, entfällt eine Betrachtung der vor dem Experiment in der Probe vorhandenen Eigenspannungen.

Die Approximation der gemessenen Intensitäten durch eine Hüllkurve ist mit einer gewissen Unschärfe verbunden. Mittels einer Berechnung der Fehlerfortpflanzung konnten die Fehler für die dargestellten elastischen Dehnungen nach den im Anhang aufgeführten Zusammenhängen bestimmt werden. Die Berechnung kann dem Anhang entnommen werden. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird auf eine Darstellung der Fehlerbalken in den die Ergebnisse der Neutronendiffraktometrie betreffenden Abbildungen verzichtet. Das Fehlerintervall erstreckt sich für die Prüfungen bei Raumtemperatur sowie bei erhöhten Temperaturen auf maximal $\pm 53\text{ }\mu\text{m/m}$ für die $Al(311)$ -Ebene und $\pm 338\text{ }\mu\text{m/m}$ für die $Si(331)$ -Ebene.

5.5.1 Elastische Dehnung bei Raumtemperatur

Abbildung 5-17 zeigt die ermittelten elastischen Dehnungen aufgetragen über der durch die Zugprüfmaschine aufgebrachten Spannung für die Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 in den Konfigurationen s-F, l-F sowie s-T bei Raumtemperatur. Abschnitt I bezeichnet im Folgenden den Bereich von der minimal anliegenden Last bis zum Schnittpunkt der Kurven Si(331) und Al(311), der als Dehnungsäquivalenzpunkt (DÄP) bezeichnet wird. Der Bereich, der sich vom DÄP bis zum Versagen der Probe bei maximal anliegender Last erstreckt, trägt die Bezeichnung Abschnitt II.

Konfiguration s-F

Der Verlauf der Si(331)-Kurve (vgl. Abbildung 5-17(a)) zeigt für alle untersuchten Legierungen für die Konfiguration s-F ein qualitativ ähnliches Verhalten. In Abschnitt I liegt die Si(331)-Kurve zu Beginn niedriger als die Al(311)-Kurve. Zum DÄP hin nimmt die Steigung der Si(311)-Kurve stark zu. In Abschnitt II nehmen die elastischen Dehnungen des Siliziums weiter unvermindert stark zu, bis es ab ca. 100 MPa zu einem leichten Abflachen der Kurven kommt. Nach einer weiteren positiven Dehnungsentwicklung bei steigender Last versagen die Proben bei 150–160 MPa.

Weisen die Si(331)-Kurven näherungsweise einen s-förmigen Verlauf auf, so ist bei den Kurven der Al(311)-Ebenen ein gespiegelt s-förmiger Verlauf erkennbar. Die Dehnungen nehmen zu Beginn im Abschnitt I stärker zu und flachen zum DÄP hin etwas ab. Bei ca. 80 MPa weisen sie einen Umkehrpunkt auf und die elastische Dehnung nimmt in der Folge bis zum Versagen der Probe wieder stärker zu. Mit steigendem Siliziumanteil zeigen die Al(311)-Kurven ab dem DÄP einen flacheren Verlauf.

Die maximalen Dehnungswerte für die Si(311)-Ebene bewegen sich für die Legierungen AlSi7, AlSi9 und AlSi12 im Bereich $3550 \pm 30 \mu\text{m/m}$. Lediglich die Legierung AlSi5 erreicht dieses Niveau mit einem Maximalwert von $3235 \mu\text{m/m}$ nicht. Für die Al(311)-Ebene liegen die maximalen Dehnungswerte im Bereich von 1180–1880 $\mu\text{m/m}$, wobei mit steigendem Siliziumgehalt eine kontinuierliche Abnahme des maximalen Aluminium-Dehnungswertes einhergeht.

Die Kurven der Konfiguration s-F weisen bis auf wenige Ausnahmereiche durchgängig eine Zunahme der elastischen Dehnungen für die Al(311)- sowie die Si(331)-Ebene bei steigender Belastung der Probe auf. Lediglich bei einzelnen Messpunkten, vorwiegend im niedrigen Lastbereich, zeigt sich ein Absinken der Dehnungen bei steigender Last für die Legierungen AlSi5 und AlSi7, die allerdings im Rahmen der Fehlerunsicherheit liegen.

Konfiguration I-F

Sowohl die Kurven der Si(331)- als auch die der Al(311)-Ebene weisen für die Konfiguration I-F einen qualitativ ähnlichen Verlauf wie für die Konfiguration s-F auf (vgl. Abbildung 5-17(b)). Bis auf die Legierung AlSi5 zeigen alle Legierungen bis zum DÄP bei anliegender Last geringere Dehnungswerte für das Silizium im Vergleich zum Aluminium. Anschließend steigt die Dehnung der Si(331)-Ebene steil bis zu einem leichten Abflachen der Kurven und dem anschließenden Versagen. Die Al(311)-Kurven bilden auch hier einen gespiegelt s-förmigen Verlauf und weisen die gleiche Siliziumabhängigkeit wie die der Konfiguration s-F auf. Die maximalen Dehnungswerte für die Si(331)-Kurven liegen mit Ausnahme der Legierung AlSi5 (3060 $\mu\text{m}/\text{m}$) im Bereich von 2390–2740 $\mu\text{m}/\text{m}$. Die Verläufe der Al(311)-Kurven weisen ihre höchsten Werte im Intervall von 1100–1630 $\mu\text{m}/\text{m}$ auf.

Konfiguration s-T

Auch die Kurven der Konfiguration s-T zeigen qualitativ einen ähnlichen Verlauf wie die der bereits beschriebenen Konfigurationen (vgl. Abbildung 5-17(c)). So besitzen auch hier bei nahezu allen Legierungen die Si(311)-Kurven die geringeren Dehnungswerte in Abschnitt I. Kurz vor dem DÄP erfolgt eine starke Zunahme der Dehnung des Siliziums. Hin zu den maximalen Dehnungswerten weisen die Si(331)-Kurven eine leichte Verringerung der Steigung auf. Die Al(311)-Kurven verlaufen für diese Konfiguration nahezu linear, wobei sie sich mit steigendem Siliziumanteil dem in (a) und (b) dargestellten Verlauf der Konfiguration F annähern. Die Maximalwerte der elastischen Dehnungen erstrecken sich für die vier untersuchten Legierungen für die Si(331)-Ebene auf den Bereich von 2610–3360 $\mu\text{m}/\text{m}$. Die Werte der Al(311)-Ebenen liegen in einem schmalen Intervall von 1630–1960 $\mu\text{m}/\text{m}$.

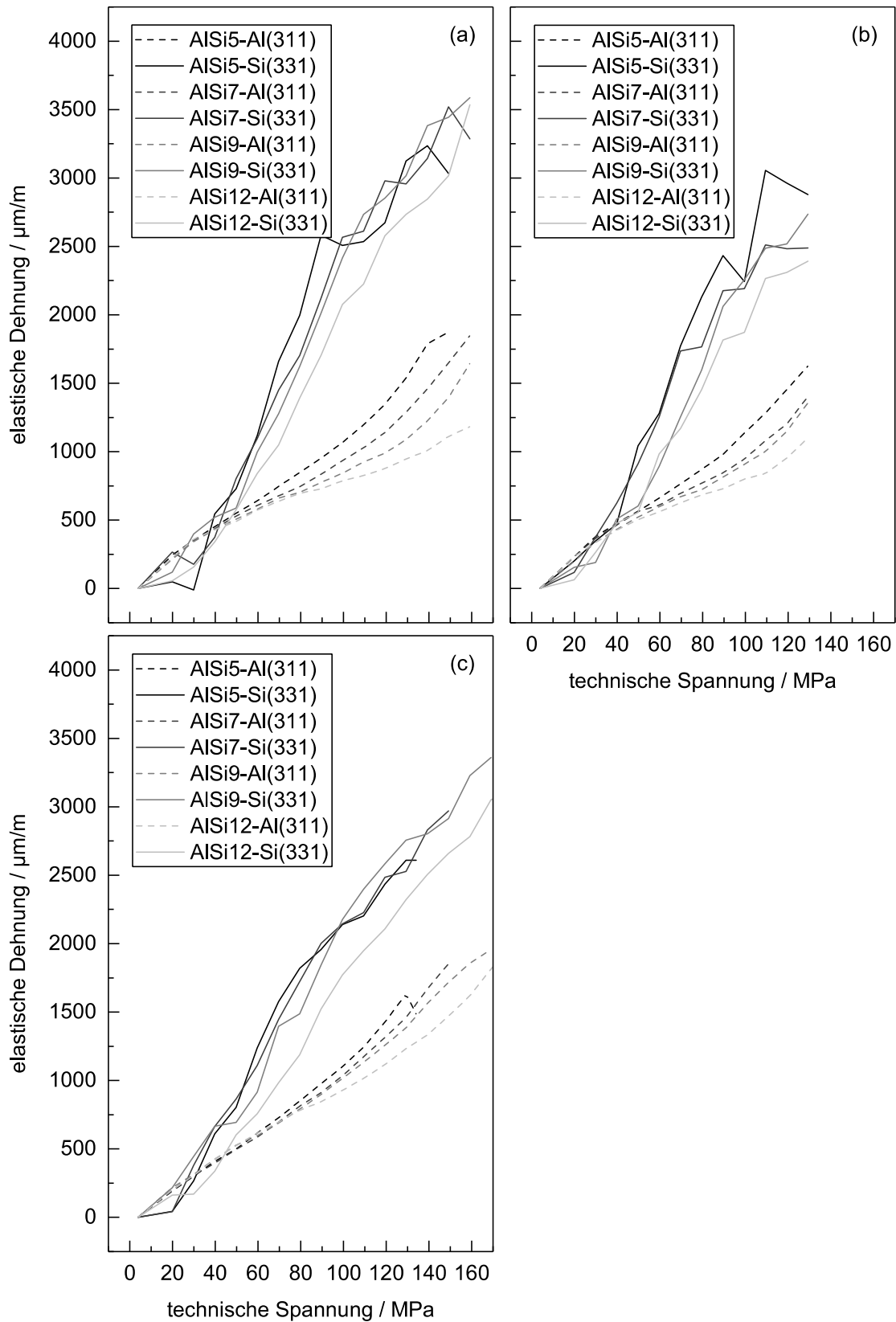


Abbildung 5-17: Elastische Dehnung über der angelegten Spannung für die Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 bei Raumtemperatur für die Konfigurationen s-F (a), l-F (b) und s-T (c)

5.5.2 Elastische Dehnung bei erhöhten Temperaturen

Neben den Messungen der elastischen Dehnungen im Neutronenstrahl bei Raumtemperatur erfolgten diese auch bei den Prüftemperaturen 150 °C und 300 °C (vgl. Abbildung 5-18). Hierbei wurde auf die Messung von wärmebehandelten Proben verzichtet, da nach Reihle (2015, S. 107) bei erhöhten Temperaturen ab 200 °C genügend Energie vorhanden ist, um die Ausscheidung von zwangsgelösten Fremdatomen im Mischkristall deutlich zu beschleunigen. Dies hätte wegen der notwendigen Belichtungszeit zu einer möglichen Variation des Gefüges, z. B. durch ein Wachsen der Siliziumkristalle, während des Versuchs geführt und somit die Korrelation dieser Ergebnisse mit den in den vorangegangenen Abschnitten gezeigten verhindert.

Konfiguration s-F bei 150 °C

In Abbildung 5-18(a) sind die Ergebnisse der Prüfung von Proben der Konfiguration s-F bei einer Prüftemperatur von 150 °C zu sehen. Die Si(331)-Kurven dieser Konfiguration weisen hierbei in Abschnitt I eine deutliche Differenz zu den Al(311)-Kurven auf und zeigen den bekannten s-förmigen Verlauf. Die Kurven der Al(311)-Ebene weisen den gespiegelt s-förmigen Verlauf auf. Der maximale Dehnungswert liegt für die Si(331)-Ebene für die Legierung AlSi5 bei 3040 $\mu\text{m}/\text{m}$, die sich dadurch deutlich von den drei weiteren Legierungen unterscheidet, deren Maximalwerte im Bereich von 1690–2130 $\mu\text{m}/\text{m}$ liegen. Auffällig bei den Al(311)-Kurven der Konfiguration s-F ist die Lage der AlSi5-Kurve, die im Vergleich zu den restlichen Legierungen signifikant höher liegt. Diese hebt sich auch mit einem Dehnungshöchstwert von 1930 $\mu\text{m}/\text{m}$ von den weiteren Legierungen (1060–1160 $\mu\text{m}/\text{m}$) ab. Im Gegensatz zu den Versuchen bei Raumtemperatur zeigt hier der Al(311)-Kurvenverlauf keine systematische Abhängigkeit vom Siliziumanteil der Legierung.

Konfiguration l-F bei 150 °C

Die Kurven der Konfiguration l-F weisen bei einer Prüftemperatur von 150 °C qualitativ mit den Kurven der Konfiguration s-F vergleichbare Verläufe auf (vgl. Abbildung 5-18(b)). Dies gilt sowohl für die Si(331)- als auch für die Al(311)-Ebene. Die maximalen elastischen Dehnungswerte belaufen sich für die Konfiguration l-F bei 150 °C für die Si(331)-Ebene auf 1540–2440 $\mu\text{m}/\text{m}$. Auffallend hierbei sind, wie auch bereits bei der Konfiguration s-F bei 150 °C Prüftemperatur, die deutlich höheren Werte der Legierungen AlSi5 und AlSi7 im Vergleich zu den höhersiliziumhaltigen Legierungen. Für die Al(311)-Ebene liegen die maximalen Werte der drei Legierungen mit höherem Siliziumanteil in einem engen Bereich von 1150–1280 $\mu\text{m}/\text{m}$. Lediglich die Legierung AlSi5 hebt sich mit einem maximalen Dehnungswert von 1580 $\mu\text{m}/\text{m}$ etwas ab.

Sowohl die Kurven der Konfiguration s-F als auch die Kurven der Konfiguration l-F weisen bei 150 °C ein deutlich niedrigeres Dehnungsniveau auf als bei Raumtemperatur.

Konfiguration s-F bei 300 °C

Die Kurven der Proben mit der Konfiguration s-F für eine Prüftemperatur von 300 °C sind in Abbildung 5-18(c) dargestellt. Auffallend ist das im Vergleich zu den Ergebnissen bei 150 °C nochmal gesunkene Dehnungsniveau der Kurven. Wie bereits bei einer Prüftemperatur von 150 °C weist die Legierung AlSi5 auch bei 300 °C mit 2070 $\mu\text{m/m}$ die mit Abstand höchste elastische Dehnung für die Si(331)-Ebene auf. Bei den weiteren Legierungen fällt die maximale Dehnung für diese Ebene mit steigendem Siliziumgehalt von 1500 $\mu\text{m/m}$ (AlSi7) über 1140 $\mu\text{m/m}$ (AlSi9) auf 1090 $\mu\text{m/m}$ (AlSi12) ab. Die maximalen Dehnungswerte der Al(311)-Ebene erstrecken sich von 790–1020 $\mu\text{m/m}$. Die Verläufe der Kurven liegen hierbei für die beiden niedrighiliziumhaltigen Legierungen höher als für die Legierungen AlSi9 und AlSi12.

Konfiguration l-F bei 300 °C

Abbildung 5-18(d) zeigt die Ergebnisse der Proben mit der Konfiguration l-F bei einer Prüftemperatur von 300 °C. Der Einfluss der erhöhten Temperatur ist hier deutlich zu erkennen. Lediglich die Kurven der Legierungen AlSi7 und AlSi9 weisen noch einen DÄP auf. Bei den beiden anderen Legierungen zeigen die Al(311)-Kurven einen so steilen Verlauf, dass kein Schnittpunkt mit den Si(331)-Kurven existiert. Die maximalen Dehnungswerte liegen für die Si(331)-Ebene im Intervall von 780–1100 $\mu\text{m/m}$, für die Al(311)-Ebene im Intervall von 850–1340 $\mu\text{m/m}$.

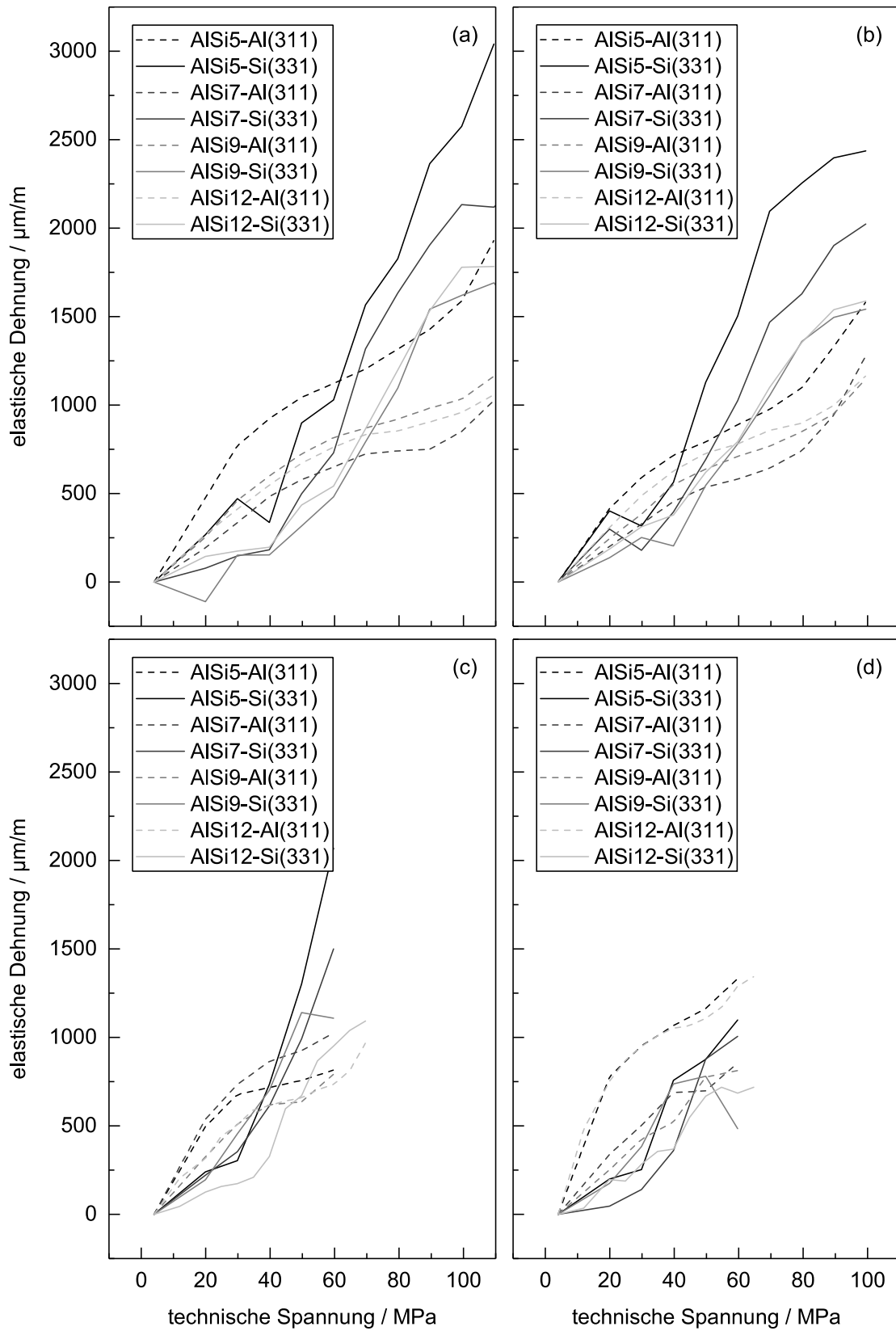


Abbildung 5-18: Elastische Dehnung über der angelegten Spannung für die Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 bei erhöhter Prüftemperatur; s-F (a) und l-F (b) bei 150 °C sowie s-F (c) und l-F (d) bei 300 °C

5.6 Porenanalyse mittels Synchrotrontomographie

In diesem Abschnitt erfolgt die Betrachtung der Schädigungsverteilung innerhalb der gerissenen Zugproben für die Legierungen AlSi7 und AlSi9. Für die Ergebnisauswertung erfolgt eine Betrachtung der Porenverteilung⁸ hinsichtlich Volumen und Sphärizität⁹ innerhalb des in Abschnitt 4.1.6 beschriebenen Messbereichs, die aus den Tomographieaufnahmen (vgl. Abbildung 5-19) gewonnen wurde. Bei der weiteren Betrachtung wird auf Basis der Ergebnisse aus Abschnitt 5.2 von einer vor dem Versuch porenfreien Probe ausgegangen.

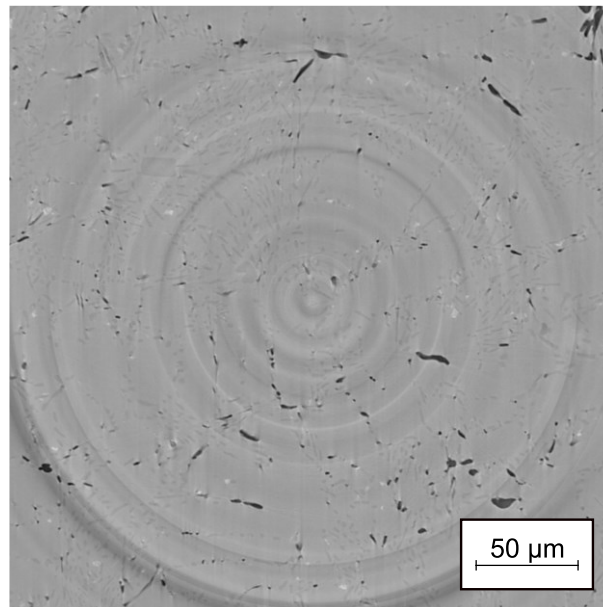


Abbildung 5-19: Tomographieschnittbild normal zur Probenlängsachse einer Probe der Konfiguration AlSi7 s-F

Das durchschnittliche Porenvolumen weist für die Konfiguration s-F die niedrigsten Werte auf (vgl. Tabelle 5-2). Diejenigen der Konfigurationen l-F und s-T liegen jeweils deutlich höher. Der Porenanteil am Gesamtvolumen liegt für beide untersuchten Legierungen für die Konfiguration l-F am niedrigsten (AlSi7: 0,32 % und AlSi9: 0,40 %) und für die Konfiguration s-T mit 0,76 % bzw. 1,31 % am höchsten. Darüber hinaus weisen beide Legierungen eine ähnliche Verteilung der Sphärizität im betrachteten Volumen auf. Die Konfiguration s-T besitzt jeweils die größte über alle Poren gemittelte Sphärizität gefolgt von den Konfigurationen s-F und l-F. Bei

⁸ Der Begriff Pore wird stellvertretend für alle in der Probe detektierten Hohlräume verwendet.

⁹ Die Sphärizität ist nach der Definition von Wadell (1935, S. 264) ein Formfaktor, der das Verhältnis aus der Oberfläche einer Kugel gleichen Volumens und der Oberfläche des betrachteten Partikels beschreibt.

$$\text{Sphärizität} = \frac{\text{Oberfläche der volumengleichen Kugel}}{\text{Oberfläche des Partikels}}$$

einer visuellen Analyse der Proben konnten zudem lediglich Poren im Bereich der Siliziumpartikel und nicht im Bereich des Mischkristalls detektiert werden.

Tabelle 5-2: Durchschnittliches Porenvolumen, durchschnittliche Sphärizität und Porenanteil am Gesamtvolumen für die Legierungen AlSi7 und AlSi9 für die Konfigurationen s-F, l-F und s-T

Konfiguration	Durchschnittliches Porenvolumen / μm^3	Porenanteil am Gesamtvolumen / %	Durchschnittliche Sphärizität
AlSi7 s-F	4,7	0,59	0,78
AlSi7 l-F	13,5	0,32	0,70
AlSi7 s-T	10,9	0,76	0,82
AlSi9 s-F	6,1	0,79	0,77
AlSi9 l-F	10,2	0,40	0,74
AlSi9 s-T	12,0	1,31	0,82

Die Poren wurden für die Legierungen AlSi7 und AlSi9 mit den Konfigurationen s-F, l-F und s-T hinsichtlich Volumen und Sphärizität analysiert. Für die Auswertung der Porengrößenverteilung erfolgte eine Einteilung der Poren in vier Größenkategorien, wie sie in Abbildung 5-20 zu sehen ist.

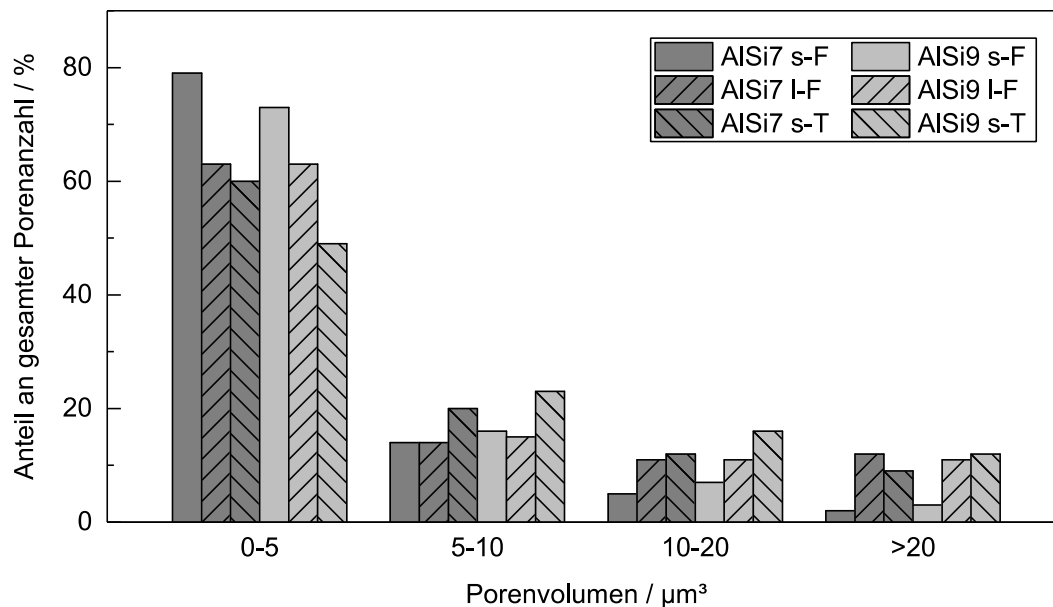


Abbildung 5-20: Prozentuale Verteilung der Porenvolumina bezogen auf die Gesamtanzahl aller Poren der jeweiligen Konfiguration für die Legierungen AlSi7 und AlSi9 mit den Konfigurationen s-F, l-F und s-T

Hierbei zeigte sich für beide Legierungen in allen Konfigurationen eine ähnliche Grundverteilung der Volumina. Den größten Anteil vereinigt die Kategorie $0-5 \mu\text{m}^3$ in sich. In dieses Intervall fallen je nach Konfiguration¹⁰ und Legierung 50–80 % aller Poren¹⁰. Mit zunehmendem Porenvolumen sinkt bei Betrachtung der Kategorien der prozentuale Anteil. Die Werte der Legierung AlSi7 liegen in der Kategorie $0-5 \mu\text{m}^3$ im Vergleich zu denen der Legierung AlSi9 etwas höher. Bei den größeren Porenvolumina tritt dieser Effekt nicht mehr auf. Die Konfigurationen l-F und s-T weisen im Vergleich zur Konfiguration s-F für beide Legierungen einen geringeren Porenanteil in der Kategorie $0-5 \mu\text{m}^3$ auf. Mit zunehmendem Porenvolumen dreht sich dieses Verhältnis um, sodass bei den Porenvolumina $> 20 \mu\text{m}^3$ die Konfigurationen l-F und s-T einen um mindestens 8 % größeren Anteil besitzen.

Die prozentuale Verteilung der Sphärizität der einzelnen Poren ist in Abbildung 5-21 dargestellt. Dabei zeigt sich, dass die Legierungen AlSi7 und AlSi9 für die untersuchten Konfigurationen kaum nennenswerte Anteile für Sphärizitätswerte $< 0,4$ aufweisen. Im Gegensatz zu den Konfigurationen s-F und l-F zeigen die Werte für die Poren der Konfiguration s-T für beide Legierungen eine kontinuierliche Zunahme bis zur Kategorie $> 0,8$, wo sie auch die höchsten Anteile mit ca. 60 % besitzen. Ein Einfluss des Siliziumanteils auf die Sphärizitätsverteilung ist nicht erkennbar.

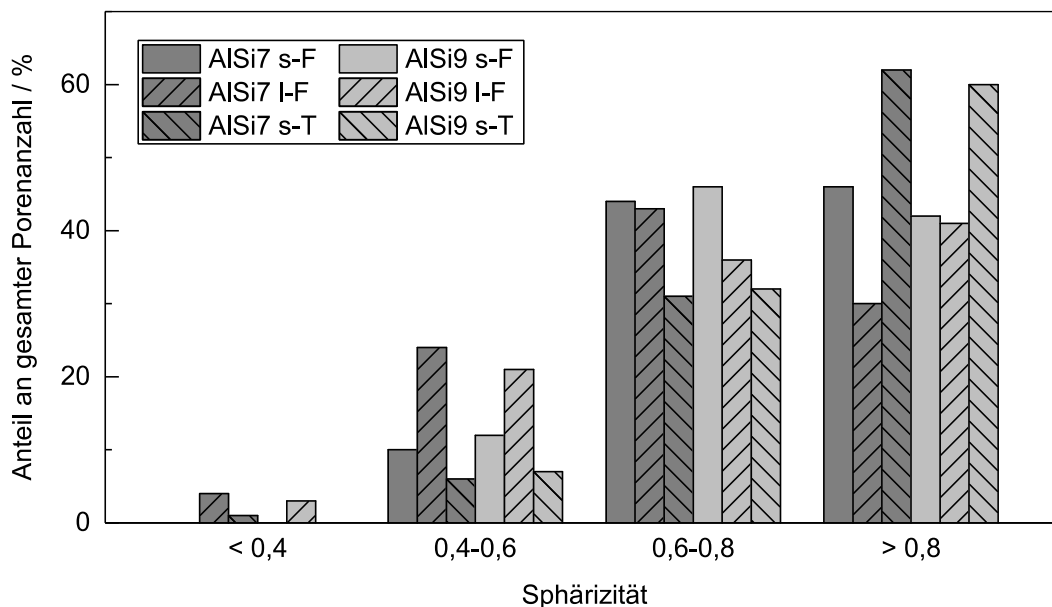


Abbildung 5-21: Prozentuale Verteilung der Sphärizität bezogen auf die Gesamtanzahl aller Poren der jeweiligen Konfiguration für die Legierungen AlSi7 und AlSi9 der Konfigurationen s-F, l-F und s-T

¹⁰ Die prozentualen Angaben beziehen sich hierbei stets auf die Gesamtanzahl der Poren der jeweiligen Konfiguration und Legierung in einer Probe. 100 % entsprechen folglich allen Poren einer Probe einer Konfiguration.

Eine kombinierte Betrachtungsweise (vgl. Abbildung 5-22 und Abbildung 5-23) der Größen Porenvolumen und Sphärizität zeigt, dass für beide Legierungen bei den betrachteten Konfigurationen s-F, l-F und s-T eine qualitativ ähnliche Verteilung vorliegt. Die Poren mit einem kleinen Volumen weisen im Mittel jeweils die größte Sphärizität auf. Mit steigendem Porenvolumen nimmt die Sphärizität der durch die Belastung entstandenen Hohlräume in starkem Maße ab. Die Proben der Konfiguration s-T besitzen im Vergleich zu denen der Konfigurationen s-F und l-F eine deutlich größere Anzahl an Poren mit einer höheren Sphärizität und einem großen Volumen.

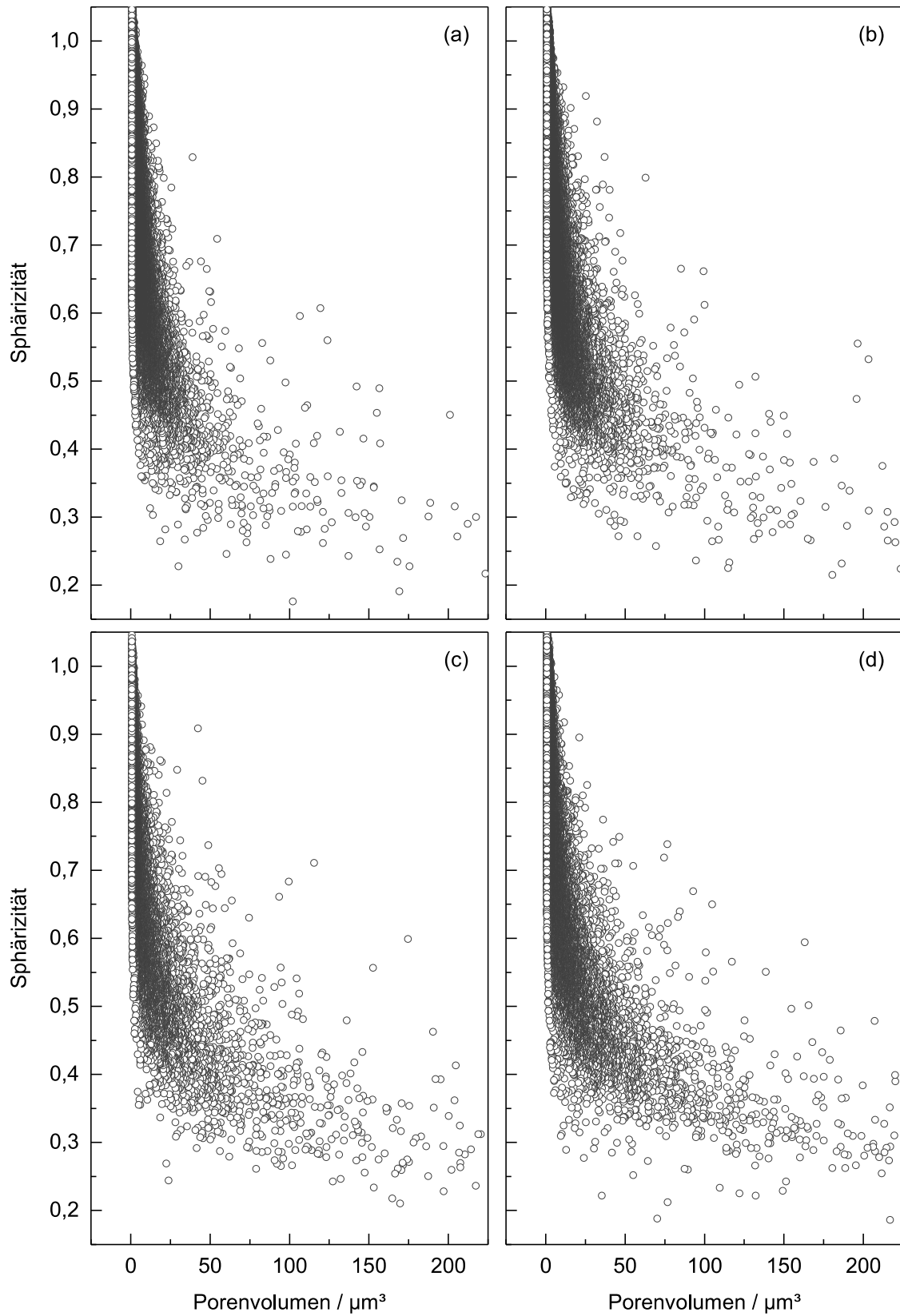


Abbildung 5-22: Beziehung zwischen Sphärizität und Porenvolumen für die Legierung AlSi7 mit den Konfigurationen s-F (a) und l-F (c) und AlSi9 mit den Konfigurationen s-F (b) und l-F (d); jeder Kreis entspricht einer Pore

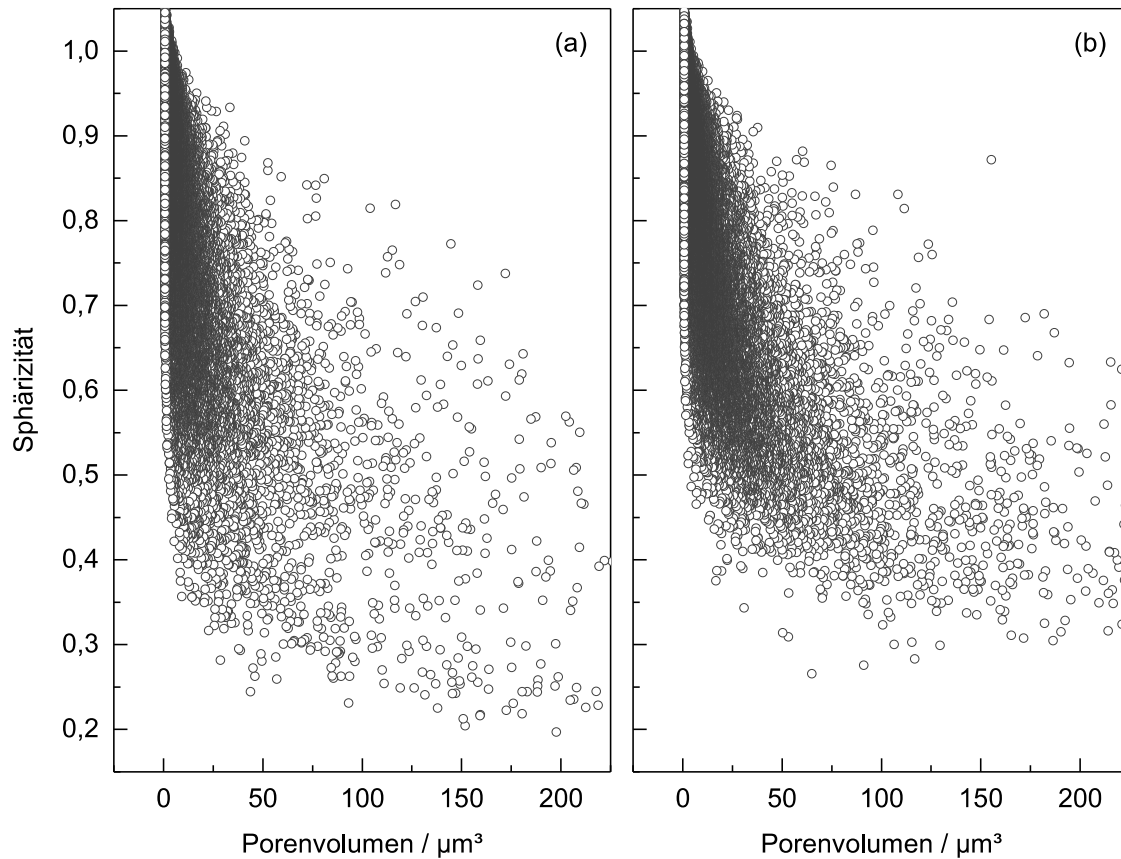


Abbildung 5-23: Beziehung zwischen Sphärizität und Porenvolumen der Legierungen AlSi7 (a) und AlSi9 (b) mit der Konfiguration s-T; jeder Kreis entspricht einer Pore

5.7 Mikrostruktursimulation

5.7.1 Kalibrierung und Validierung des Modells

Die Aussagekraft einer Simulation ist stark abhängig von der Qualität der Datenbasis, in diesem Fall der Daten der einzelnen Phasen. Speziell sind hierbei die Fließkurven des Eutektikums und des α -Mischkristalls zu nennen. Um diese experimentell bestimmen zu können, wäre die Herstellung von Proben bestehend aus reinem Eutektikum sowie reinem α -Mischkristall mit einem bestimmten Anteil an gelöstem Silizium notwendig. Dies ist in der Realität mit großen Schwierigkeiten verbunden und nur sehr aufwendig darstellbar. Daher erfolgte die Kalibrierung und Validierung des Modells auf Basis der experimentellen Ergebnisse der vorhandenen Standardzugversuche der Legierungen sowie inverser Simulationsrechnungen. Bei letztgenannten wurden die zu Beginn abgeschätzten Fließkurven der einzelnen Phasen schrittweise angepasst.

Auf Basis der in Abbildung 5-24 gezeigten Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Legierungen AlSi5 und AlSi9 mit den Konfigurationen s-F und l-F wurde das Modell kalibriert. Hierzu erfolgte für eine Konfiguration jeder Legierung eine simultane schrittweise Anpassung der Fließkurven der einzelnen Phasen unter Berücksichtigung folgender Annahmen:

- Die Fließkurve des α -Mischkristalls ist unabhängig vom Siliziumgehalt der Legierung, wenn dieser, wie bei den verwendeten Legierungen, deutlich über dem maximal im α -Mischkristall löslichen liegt.
- Die Fließkurve des α -Mischkristalls ist unabhängig von der Erstarrungszeit, wenn die Erstarrung, wie bei den verwendeten Konfigurationen, deutlich schneller als im Gleichgewicht abläuft.
- Die Fließkurve des Eutektikums ist unabhängig vom Siliziumgehalt der Legierung, da lediglich der Phasenanteil des Eutektikums, nicht aber dessen Zusammensetzung und Ausprägung durch den Siliziumanteil der Legierung beeinflusst wird, wenn dieser sich im Bereich der verwendeten Legierungen befindet.

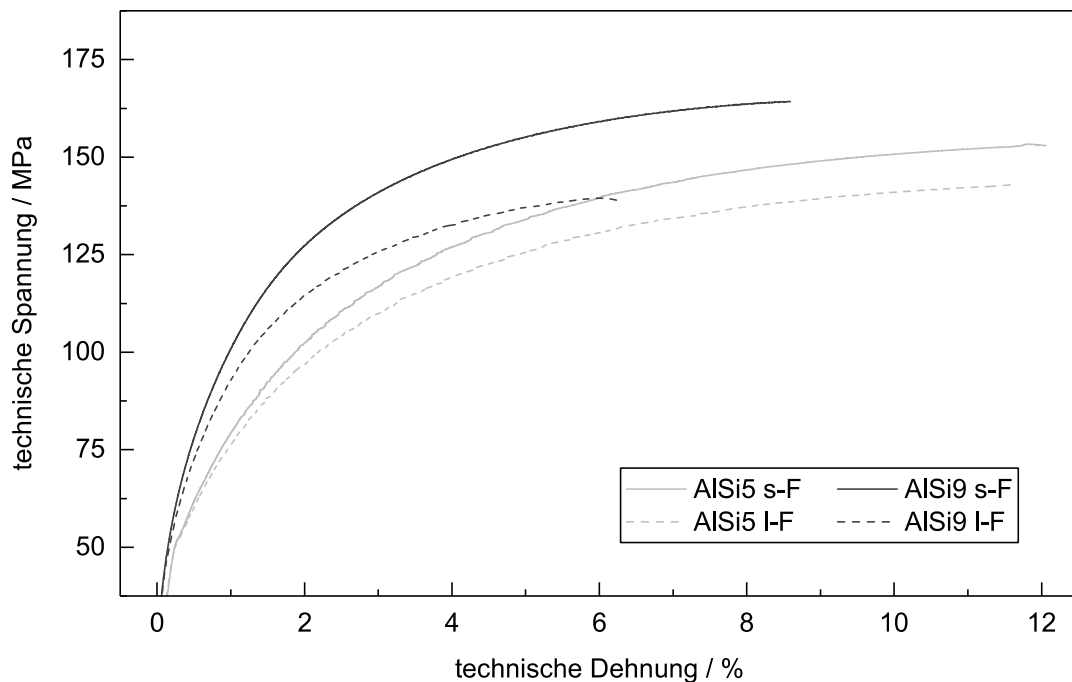


Abbildung 5-24: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Legierungen AlSi5 und AlSi9 für die Konfigurationen s-F und l-F

Die Legierungen AlSi5 und AlSi9 unterscheiden sich deutlich in den eutektischen Anteilen für die Konfigurationen s-F und l-F (Differenz > 20%). Diese Differenz ermöglichte unter Berücksichtigung der getroffenen Annahmen eine schrittweise Anpassung der Fließkurven des α -Mischkristalls und des Eutektikums für die Konfigurationen s-F und l-F. Die simultane Kalibrierung des Modells mit den identischen Fließkurven für verschiedene Legierungen und damit auch unterschiedliche eutektische Anteile verhindert, dass der positive Abgleich mit den experimentellen Spannungs-Dehnungs-Kurven lediglich eine zufällig passende Kombination der Fließkurven der beiden Phasen ist. Die entwickelten Fließkurven sind in Abbildung 5-25 dar-

gestellt. Dabei ist den genannten Annahmen geschuldet, dass für den α -Mischkristall nur eine abkühlgeschwindigkeitsunabhängige Fließkurve dargestellt ist, wohingegen für das Eutektikum jeweils eine Fließkurve für die Konfiguration s-F, m-F und l-F vorhanden ist.

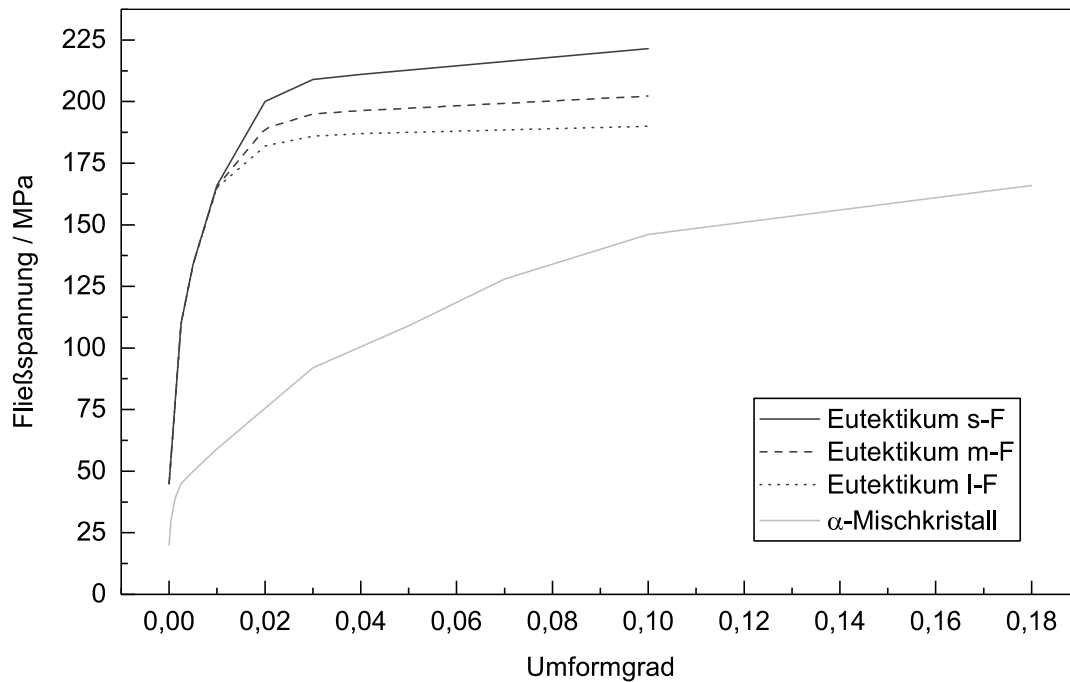


Abbildung 5-25: Fließkurven der Phasen α -Mischkristall (abkühlgeschwindigkeitsunabhängig) und Eutektikum (s-F, m-F und l-F)

Die Validierung der Simulation erfolgte anhand des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs einer Probe im Gusszustand der Konfiguration m-F für die Legierung AlSi9. Dabei fand als Fließkurve für den α -Mischkristall die kalibrierte abkühlgeschwindigkeitsunabhängige Fließkurve Anwendung. Für die methodische Abschätzung der Fließkurve des Eutektikums für die Konfiguration m-F wurde die freie eutektische Weglänge verwendet. Deren experimentell ermittelten Werte finden sich in Abschnitt 5.2. Den im Rahmen der Untersuchungen ermittelten Zusammenhang zwischen dem Verhältnis der freien eutektischen Weglänge λ_e der einzelnen Konfigurationen und der Fließspannung σ_φ bei einem Umformgrad φ beschreibt Gleichung 5-2. Mittels dieses Zusammenhangs konnten die Fließspannungswerte für die Phase Eutektikum für die Konfiguration m-F berechnet werden. Dabei erfolgte die Berechnung für alle Stützpunkte der Fließkurven, bei denen eine Differenz zwischen den Fließspannungswerten der Konfigurationen s-F und l-F vorhanden war.

$$\frac{\lambda_{e_{m-F}} - \lambda_{e_{s-F}}}{\lambda_{e_{l-F}} - \lambda_{e_{s-F}}} = \frac{\sigma_{\varphi_{s-F}} - \sigma_{\varphi_{m-F}}}{\sigma_{\varphi_{s-F}} - \sigma_{\varphi_{l-F}}} \quad \text{Gleichung 5-2}$$

- λ_{e_x} freie eutektische Weglänge der Konfiguration x
 σ_{φ_x} Fließspannung bei einem Umformgrad φ für die Konfiguration x

Das für die Ermittlung der Fließkurve angewandte Prinzip des Verhältnisses der λ_e -Differenzen fand neben den Fließspannungswerten auch bei dem Parameter fracture strain Anwendung. Aus den für die Konfigurationen s-F (0,08) und l-F (0,045) vorhandenen Werten konnte somit ein FS-Wert von 0,059 für die Konfiguration m-F berechnet werden.

Die mit Hilfe der kombinierten Betrachtungsweise der Konfigurationen s-F und l-F ermittelten Fließkurven- und FS-Werte führten zu der in Abbildung 5-26 dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurve *Sim. AlSi9 m-F*. Zusätzlich aufgeführt sind die Ergebnisse der Experimente sowie der Simulationen für die Legierungen AlSi5 und AlSi9 für die Konfigurationen s-F und l-F. Bereits optisch zeigt die Validierungskurve *Sim. AlSi9 m-F* und die Vergleichskurve *Exp. AlSi9 m-F* eine sehr gute Übereinstimmung.

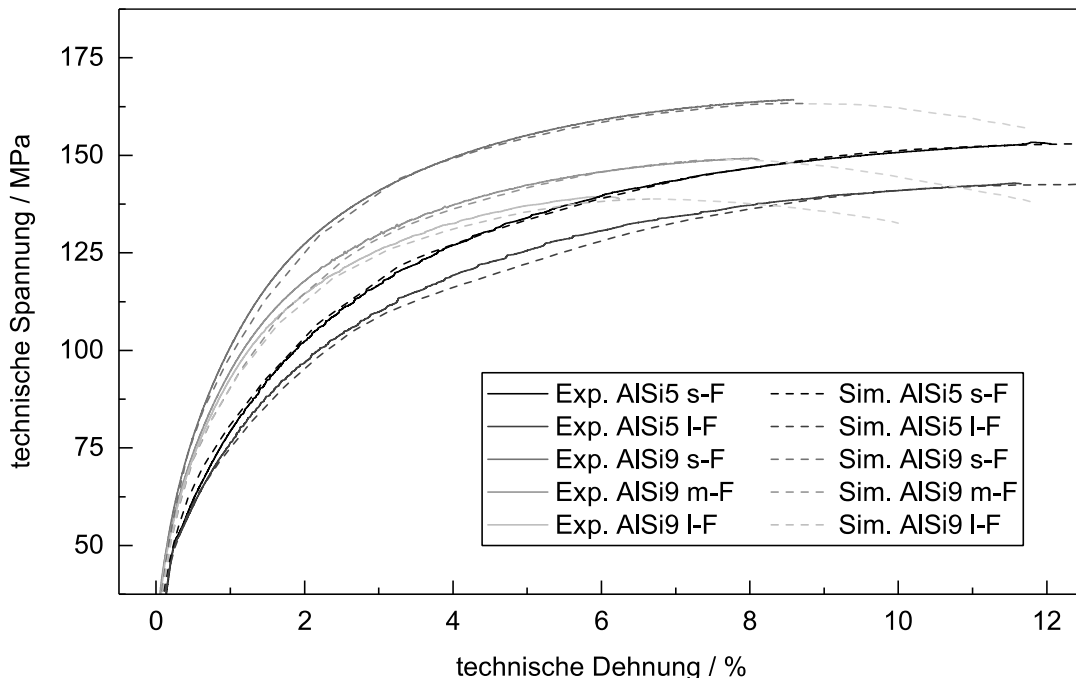


Abbildung 5-26: Vergleich der experimentell ermittelten und numerisch berechneten Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Konfigurationen s-F, m-F und l-F der Legierungen AlSi5 und AlSi9

Eine Betrachtung der Spannungsdifferenz bei gleichen Dehnungswerten von Experiment und Simulation zeigt für die Konfigurationen der Legierung AlSi9 eine gute Übereinstimmung. So beträgt bei den Basiskonfigurationen s-F und l-F die maximale Spannungsdifferenz lediglich

3 MPa bei einem Spannungswert von ca. 100 MPa, was einer prozentualen Abweichung von 3 % entspricht. Die maximale Differenz für die von den Basiskonfigurationen abgeleitete Validierungskurve der Konfiguration m-F beträgt 4,5 MPa bei einem Spannungswert von 105 MPa. Dies bedeutet eine Abweichung von nur 4 %.

Die numerisch berechneten Spannungs-Dehnungs-Verläufe zeigen nach Erreichen des Spannungsmaximums einen von den experimentell ermittelten Kurven abweichenden, sehr langsam abfallenden Verlauf (transparenter Kuvenabschnitt). Dieser ist dem für eine stabile Berechnung notwendigen hohen FS-Wert geschuldet. Um trotzdem einen Vergleich zwischen der maximalen Dehnung von Experiment und Simulation zu ermöglichen, erfolgt die Analyse des Kennwertes gesamte Dehnung bei Höchstlast A_{gt} . Diese stimmt, wie aus Abbildung 5-26 ersichtlich ist, für die experimentell ermittelten Kurven annähernd mit der Bruchdehnung überein. Der Vergleich der Kennwerte gesamte Dehnung bei Höchstlast A_{gt} und Zugfestigkeit R_m bestätigt die sehr gute Übereinstimmung der experimentell ermittelten und numerisch berechneten Kurven (vgl. Tabelle 5-3). So differieren die Werte der Zugfestigkeit um maximal 1 MPa und der gesamten Dehnung bei Höchstlast um maximal 0,6 %.

Tabelle 5-3: Gegenüberstellung der simulativ und experimentell ermittelten Werte für R_m und A_{gt} für die Legierung AlSi9 (Baumgartner, Koos und Volk, 2017, S. 188)

	Experiment		Simulation	
	R_m / MPa	A_{gt} / %	R_m / MPa	A_{gt} / %
AlSi9 s-F	164,3	8,6	163,3	8,8
AlSi9 m-F	149,2	8,0	148,9	7,7
AlSi9 l-F	139,5	6,1	138,8	6,7

Die Verteilung der Vergleichsspannung nach von Mises während eines virtuellen Zugversuchs mit den angegebenen Fließkurven kann anhand Abbildung 5-27 nachvollzogen werden. Zum Zeitpunkt des Erreichens der 0,2%-Dehngrenze (a) zeigen sich die Spannungsmaxima im Gefüge vor allem in dünnen eutektischen Bereichen in Zugrichtung. Über den dargestellten Zwischenschritt im frühen plastischen Bereich (b) bis hin zur Zugfestigkeit (c) erreichen sowohl die eutektische Struktur als auch der α -Mischkristall beinahe in allen Bereichen die maximalen Fließspannungen (vgl. Abbildung 5-25). Anschließend lokalisiert sich die Dehnung, das Material fließt weiter und die Vergleichsspannung der Gefügephasen nimmt vor allem in Bereichen der Schädigung der eutektischen Struktur deutlich ab (d).

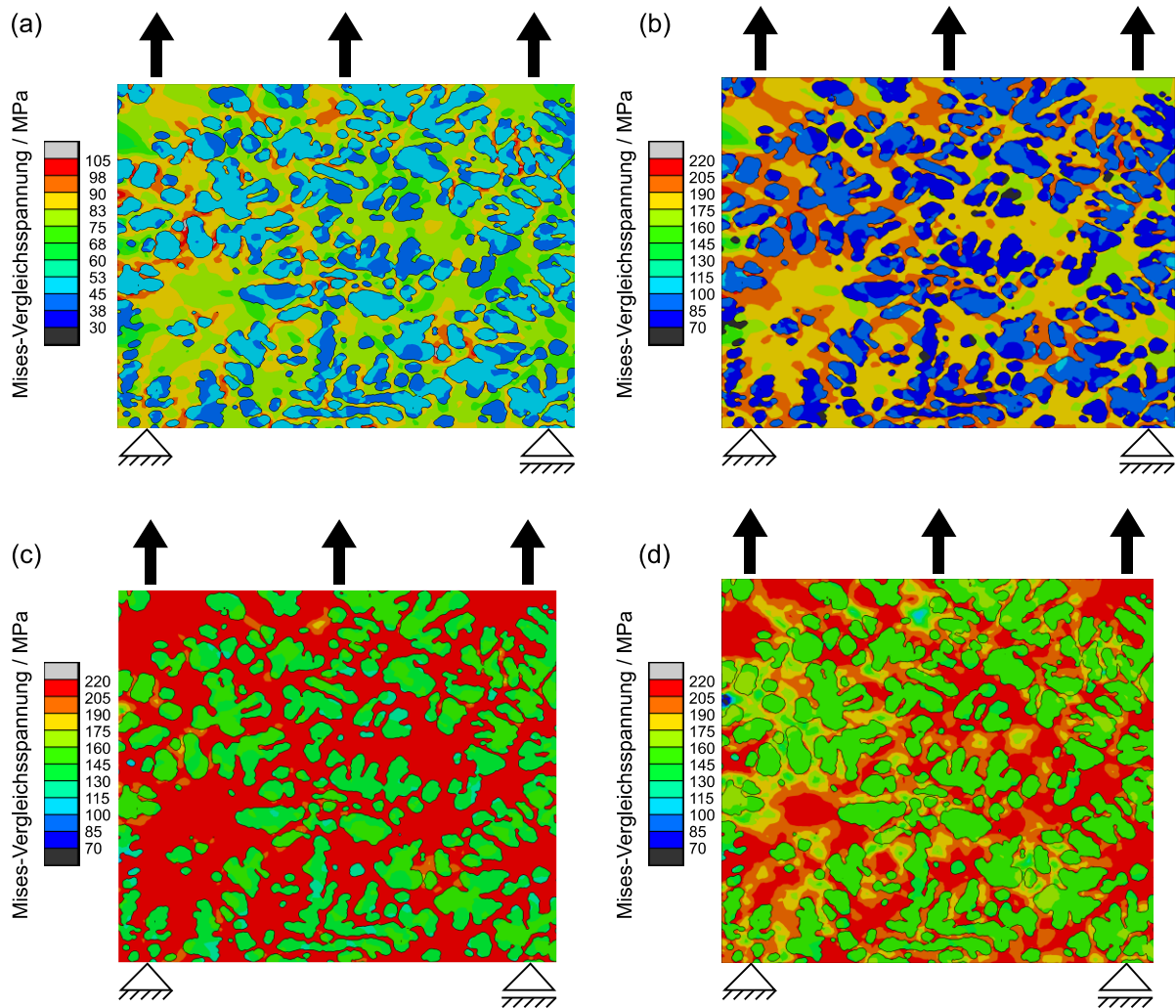


Abbildung 5-27: Verteilung der Mises-Vergleichsspannung der Probe der Legierung AlSi9 mit der Konfiguration s-F bei Erreichen der 0,2%-Dehngrenze (a), einer mittleren Dehnung (b), der Zugfestigkeit (c) und kurz vor Erreichen der Bruchdehnung (d)

Neben dem Abgleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe erfolgte eine Analyse der numerisch ermittelten elastischen Dehnungen. Hierfür sind in Abbildung 5-28 die Verläufe der elastischen Dehnungen für die Phasen α -Mischkristall und Eutektikum der Basissimulation (AlSi9 s-F) dargestellt. Beide Kurven zeigen bis 25 MPa angelegter Spannung einen identischen Verlauf. Die Kurve *Sim. Eutektikum* weist bei 25 MPa und 55 MPa angelegter Spannung eine Vergrößerung der Steigung auf, die Kurve *Sim. α -Mischkristall* eine Verringerung. Dies führt im Bereich 60–160 MPa angelegter Last zu einem deutlichen Unterschied der elastischen Dehnungswerte der Phasen Eutektikum und α -Mischkristall. Ab ca. 60 MPa verringert sich geringfügig die Steigung der Kurve *Sim. Eutektikum*, die der Kurve *Sim. α -Mischkristall* nimmt leicht zu, sodass die Differenz der elastischen Dehnungswerte der beiden Phasen bis zum Ende der Berechnung abnimmt.

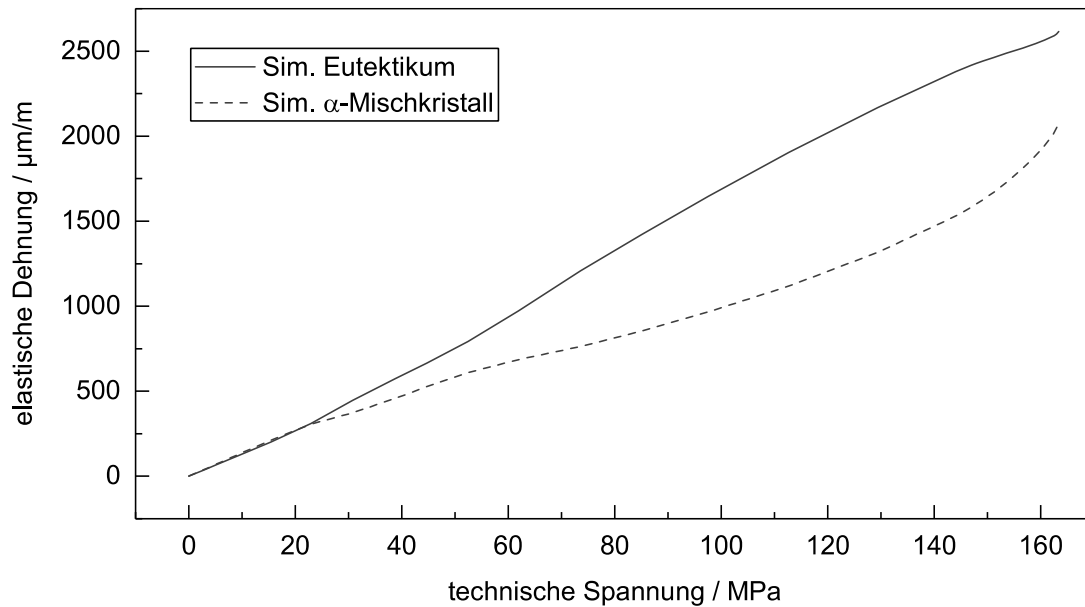


Abbildung 5-28: Numerisch berechnete elastische Dehnungen in Zugrichtung für die Phasen α -Mischkristall und Eutektikum für die Basissimulation (AlSi9 s-F)

5.7.2 Sensitivität des Modells

Im folgenden Abschnitt wird die Sensitivität des entwickelten Modells unter Betrachtung der Spannungs-Dehnungs-Kurve hinsichtlich des Diskretisierungsgrads sowie der Bildausschnittgröße, dem sekundären Dendritenarmabstand und der mechanischen Eigenschaften der einzelnen Phasen untersucht. Grundlage für die Analyse bildet, sofern nicht anders beschrieben, eine Struktur der Konfiguration AlSi9 s-F mit den in den Abschnitten 4.2 und 5.7.1 beschriebenen Parametern, die als Basissimulation bezeichnet wird.

Der Feinheit der Diskretisierung kommt in vielen Anwendungsbereichen der Simulation entscheidende Bedeutung zu. In der vorliegenden Arbeit wurde diese durch eine Variation der Elementgröße für eine Geometrie der Größe $670 \mu\text{m} \times 670 \mu\text{m}$ der Legierung AlSi5 s-F im Bereich von ca. $4\text{--}10 \mu\text{m}^2$ untersucht (vgl. Abbildung 5-29). Hierbei zeigt sich, dass im betrachteten Intervall die Zugfestigkeit bei Halbierung der durchschnittlichen Elementgröße lediglich um $0,5 \text{ MPa}$ zunimmt. Der Kennwert A_{gt} weist nahezu keine Abhängigkeit von der durchschnittlichen Elementgröße im betrachteten Intervall auf. Dieser variiert im genannten Bereich nur um $0,1 \%$ Dehnung. Das Modell zeigt sich folglich für die genannten Abmessungen und die vorhandene Gefügefinesheit hinsichtlich der betrachteten Ergebnisse R_m und A_{gt} gegenüber der durchschnittlichen Elementgröße im Bereich von $4\text{--}10 \mu\text{m}^2$ wenig sensitiv.

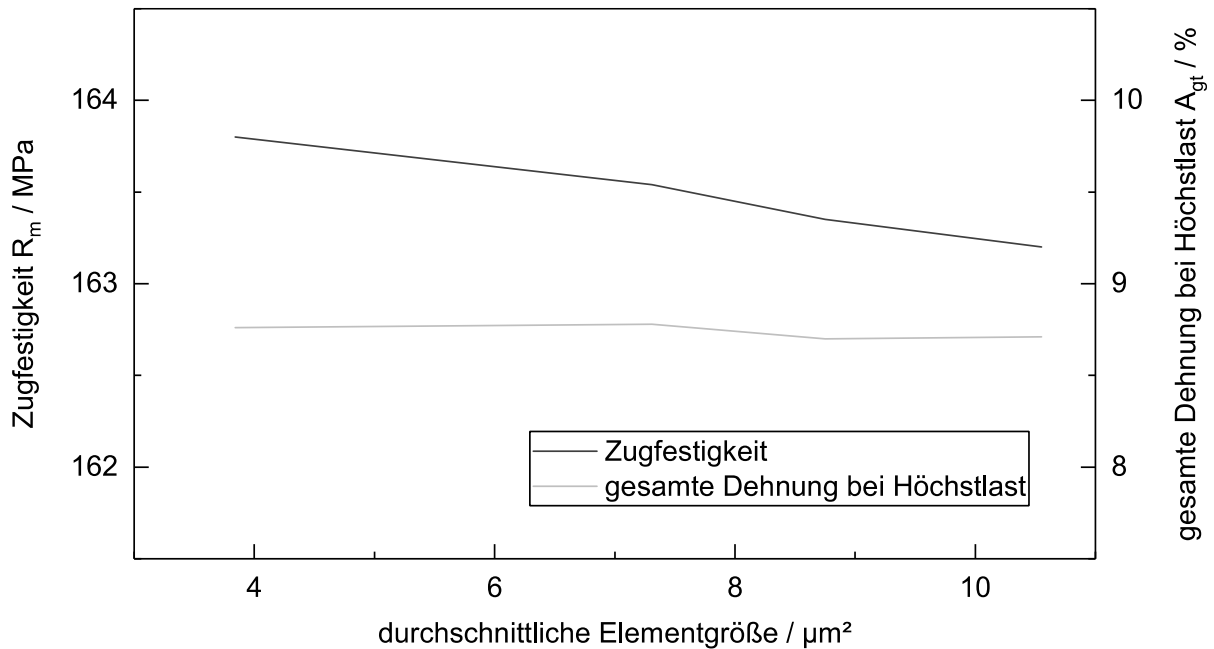


Abbildung 5-29: Zugfestigkeit R_m und gesamte Dehnung bei Höchstlast A_{gt} in Abhängigkeit der durchschnittlichen Elementgröße

Neben der Abhängigkeit der Ergebnisse von der Elementgröße erfolgte auch eine Betrachtung des Einflusses der Bildausschnittgröße. Ein Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe von vier unterschiedlich großen quadratischen Bildausschnitten mit Kantenlängen von 250, 375, 500 und 750 Pixel ist hierzu in Abbildung 5-30 dargestellt.

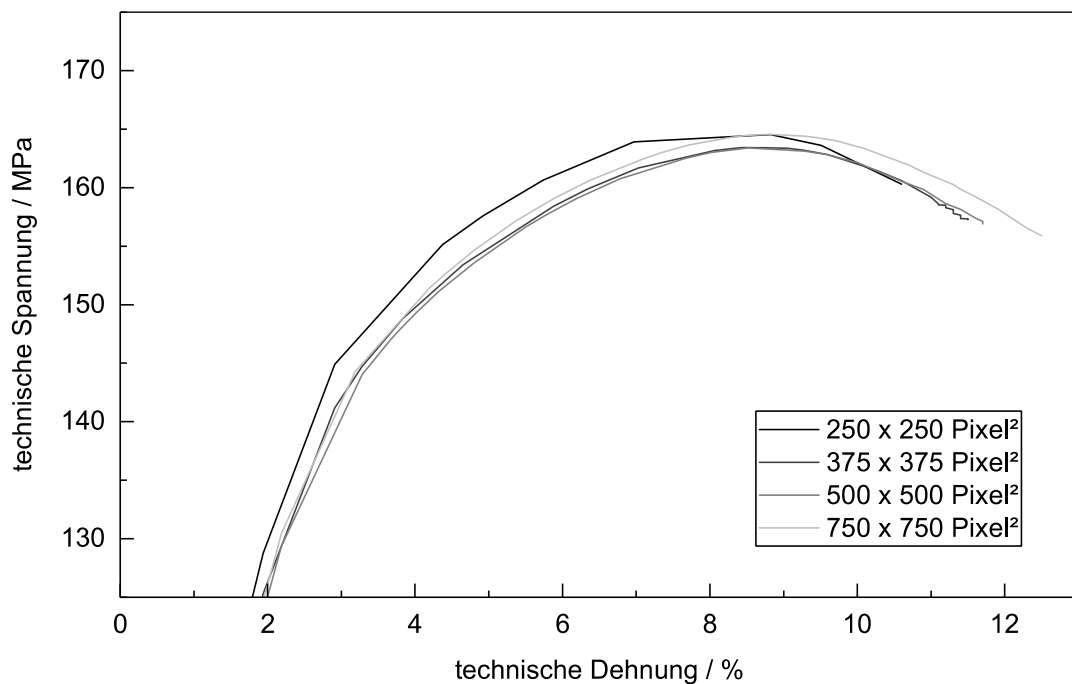


Abbildung 5-30: Numerisch berechnete Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Bildausschnittgrößen 250×250 , 375×375 , 500×500 und 750×750 Pixel²

Die realen Flächen der betrachteten Ausschnitte betragen $0,14 \text{ mm}^2$, $0,25 \text{ mm}^2$, $0,45 \text{ mm}^2$ und $1,01 \text{ mm}^2$. Die Spannungs-Dehnungs-Verläufe zeigen nur sehr geringe Unterschiede. So beträgt die Differenz der berechneten Spannungswerte bei gleichem Dehnungswert zwischen zwei Kurven im Maximum $4,5 \text{ MPa}$. Betrachtet man lediglich die Kurven für eine Ausschnittkantenlänge von 375, 500 und 750 Pixel, so beträgt die maximale Abweichung weniger als 2 MPa . Somit scheint eine Ausschnittgröße von 500×500 Pixel bei der auftretenden Gefügefeinheit einen guten Kompromiss zwischen Ergebnisgenauigkeit und Rechenzeit zu bilden. Bei Verwendung eines Bildausschnitts der beschriebenen Mindestgröße weist das Modell dementsprechend nur eine sehr geringe Sensitivität bzgl. der gewählten Bildausschnittgröße auf.

Die dritte Größe, auf deren Einfluss das entwickelte Mikrostrukturmodell untersucht wurde, ist der sekundäre Dendritenarmabstand. Hierzu wurden zwei Ausschnitte aus Schlibfbildern unterschiedlicher Konfigurationen der Legierung AlSi5 verwendet. Diese weisen einen DAS von $26,1 \mu\text{m}$ und $46,2 \mu\text{m}$ auf. Durch eine Anpassung des Segmentierungsalgorithmus konnte für beide Ausschnitte ein identischer eutektischer Phasenanteil von $28,2 \%$ erreicht werden, ohne dabei den DAS zu beeinflussen. Ein Vergleich der beiden resultierenden Kurven zeigt, dass diese eine Spannungsdifferenz von maximal $2,5 \text{ MPa}$ bei gleichem Dehnungswert aufweisen (vgl. Abbildung 5-31). Folglich ist die Sensitivität des Modells gegenüber dem sekundären Dendritenarmabstand der verwendeten Mikrostruktur als niedrig zu betrachten.

Als weiterer geometrischer Faktor wurde neben dem DAS der eutektische Anteil im verwendeten Bildausschnitt betrachtet (vgl. Abbildung 5-31). Dieser konnte ebenfalls durch eine Variation des Algorithmus gezielt verändert werden, ohne den DAS zu beeinflussen. So erfolgten Berechnungen für die identische Grundstruktur mit den eutektischen Phasenanteilen $46,4 \%$, $50,4 \%$, $55,6 \%$ und $60,9 \%$. Es zeigt sich, dass bereits eine Veränderung des eutektischen Anteils von wenigen Prozent einen deutlichen Unterschied in den Spannungs-Dehnungs-Verläufen bewirkt. So wird mit einer Differenz des eutektischen Phasenanteils von 14% – was nur geringfügig über der Differenz zwischen den Konfigurationen AlSi9 s-F und AlSi9 l-F liegt – bereits ein maximaler Spannungsunterschied von $16,5 \text{ MPa}$ bei gleichem Dehnungswert erreicht. Der eutektische Phasenanteil stellt somit einen wichtigen Sensitivitätsfaktor für das Modell bezüglich der Spannungs-Dehnungs-Kurve dar.

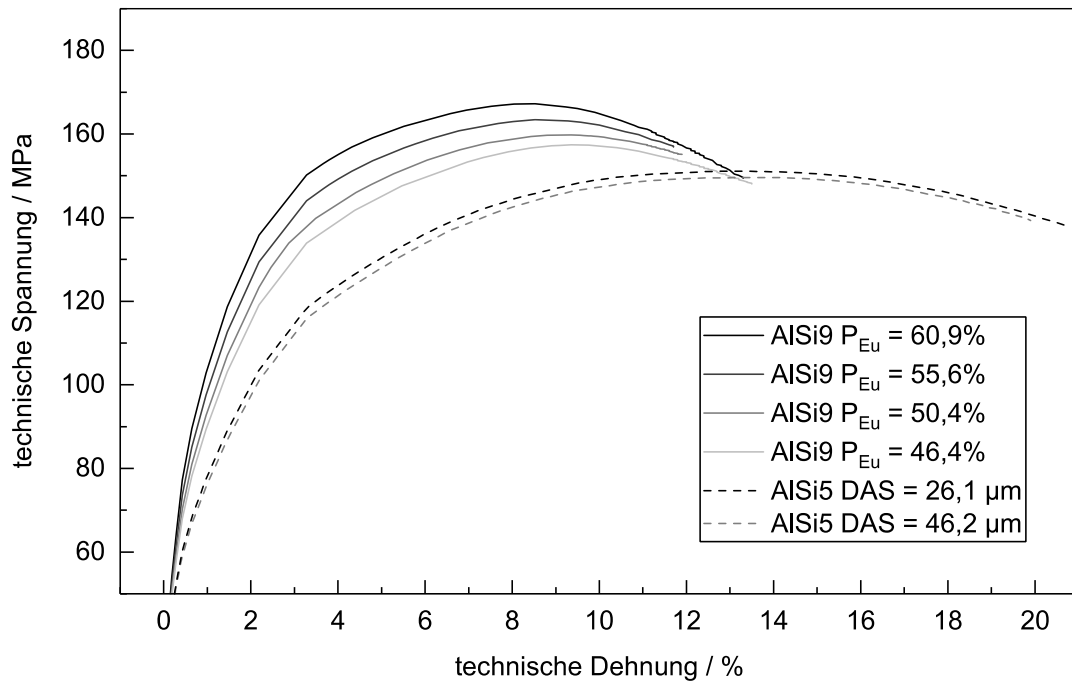


Abbildung 5-31: Numerisch berechnete Spannungs-Dehnungs-Kurven einer AlSi9-Struktur mit verschiedenen eutektischen Phasenanteilen (46,4 %, 50,4 %, 55,6 % und 60,9 %) sowie zweier AlSi5-Strukturen mit unterschiedlichem DAS (26,1 μm und 46,2 μm)

Zuletzt erfolgte eine Analyse der Sensitivität des Mikrostrukturmodells gegenüber den Fließkurven der einzelnen Phasen α -Mischkristall und Eutektikum. Die Variation des Eutektikums entspricht dabei einer virtuellen Änderung der Feinheit der eutektischen Strukturen. Die Spannungswerte der Fließkurven der Basissimulation variierten für beide Phasen um $\pm 10\%$. Ein Vergleich der so berechneten Spannungs-Dehnungs-Kurven ist in Abbildung 5-32 dargestellt. Dabei zeigt sich, dass sowohl eine Änderung der Werte des α -Mischkristalls als auch des Eutektikums zu einer deutlich erkennbaren Zu- bzw. Abnahme der Spannungswerte führt. So lässt sich mit einer Veränderung der eutektischen Fließkurve um 10 % der Spannungswert des Gesamtgefüges bei gleicher Dehnung um beinahe 10 MPa variieren. Bei einer Änderung der Fließkurve des α -Mischkristalls um denselben Prozentsatz beträgt die Zu- bzw. Abnahme maximal 7 MPa im Vergleich zur Basissimulation.

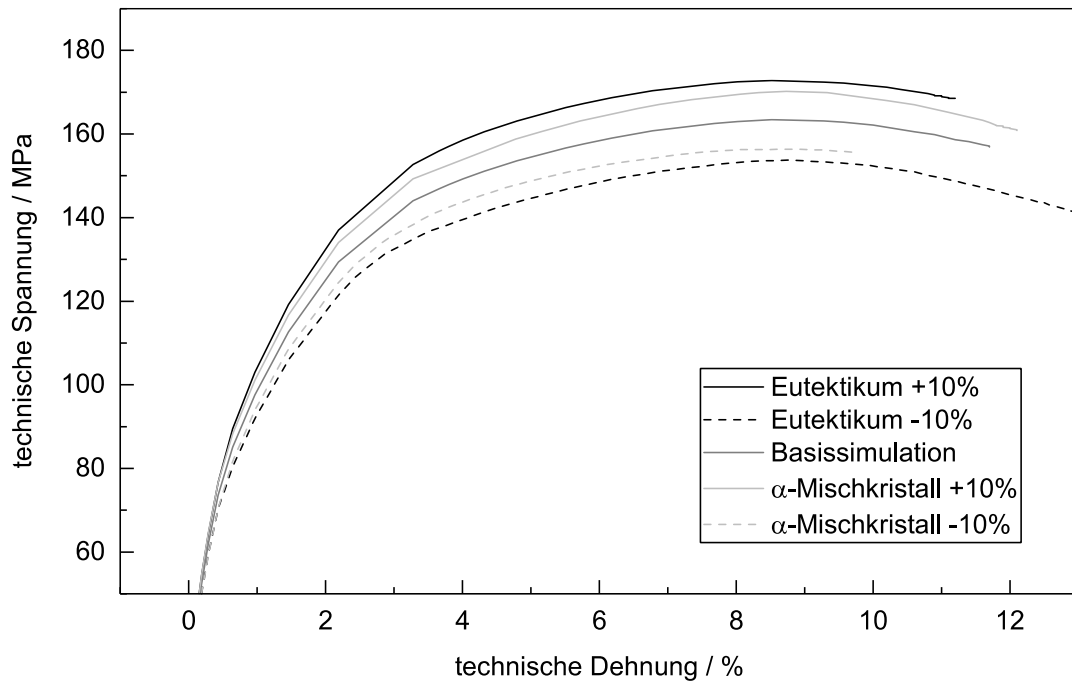


Abbildung 5-32: Numerisch berechnete Spannungs-Dehnungs-Kurven der Basissimulation sowie mit jeweils um 10 % erhöhter bzw. erniedrigter Fließkurve der Phasen α -Mischkristall und Eutektikum

Zusammenfassend zeigt sich das entwickelte Mikrostrukturmodell hinsichtlich der Spannungs-Dehnungs-Kurve wenig sensitiv gegenüber der Elementanzahl und dem Schliffbildausschnitt, sobald diese einen strukturabhängigen Grenzwert überschritten haben, sowie dem DAS. Sensitiv zeigt sich das Modell gegenüber dem eutektischen Phasenanteil und den Fließkurven der beteiligten Phasen.

6 Diskussion

Im folgenden Kapitel erfolgt die Diskussion methodenspezifischer Ergebnisse sowie der Einflüsse der Faktoren Erstarrungszeit und Wärmebehandlung auf die Ausbildung der Mikrostruktur, die mechanischen Kennwerte, das Verhalten der Strukturen unter Last sowie die Schädigungsverteilung.

6.1 Diskussion methodenspezifischer Ergebnisse

6.1.1 Diskussion der Ergebnisse der Neutronendiffraktometrie

Das im α -Mischkristall gelöste Silizium macht nur einen geringen Anteil (bei RT < 0,5 %) des gesamten Siliziumgehalts der Legierung aus. Da es außerdem nicht in kristalliner Form, sondern in der Aluminiummatrix in Form gelöster Fremdatome vorliegt, wird dieser Anteil bei der Diskussion der Si(331)-Kurven vernachlässigt. Im Folgenden wird davon ausgegangen, dass die Kurve der elastischen Dehnung der Si(331)-Ebene maßgeblich von der Dehnung des in kristalliner Form vorliegenden eutektischen Siliziums bestimmt wird. Die Kurve der elastischen Dehnung der Al(311)-Ebene stellt eine Mischung aus der Dehnung des α -Mischkristalls sowie des zwischen den eutektischen Nadeln liegenden α -Aluminiums dar.

Bei Betrachtung der gezeigten Ergebnisse der Neutronendiffraktometrie (vgl. Abbildung 5-17 und Abbildung 5-18) weisen beinahe alle Kurven der Si(331)- und der Al(311)-Ebene einen charakteristischen Verlauf auf. Die Si(331)-Kurven haben zu Beginn im Vergleich zu den Al(311)-Kurven jeweils einen flacheren Verlauf und steigen ab der Mitte von Abschnitt I steiler an. Bei einigen Si(331)-Kurven ist im hinteren Teil von Abschnitt II ein Abflachen der Kurve zu erkennen. Die Al(311)-Kurven zeigen zu Beginn einen steileren Verlauf, flachen im Mittelteil etwas ab, bevor sie zum Ende hin wieder einen stärkeren Anstieg der Dehnungswerte aufweisen. Die kombinierte Betrachtung dieser beiden charakteristischen Verläufe in Zusammenhang mit der angelegten Spannung lässt folgende Erklärung zu: Zu Beginn liegt ein rein elastisches Verhalten der Probe vor. Die Differenz der elastischen Dehnungen in Abschnitt I zwischen der Si(331)-Ebene und der Al(311)-Ebene weist auf eine heterogene Dehnung des gesamten Gefüges hin, die bereits hier eine Verspannung zwischen den einzelnen Gefügebestandteilen nach sich zieht. Die elastische Dehnung der Al(311)-Ebene liegt dabei im Rahmen der Fehlertoleranz im Bereich des 2–3-fachen der Dehnung der Si(331)-Ebene, was etwa dem Verhältnis der E-Moduln (Aluminium: 70 GPa (Kuchling, 2014, S. 624), Silizium: 169 GPa (Yi, Li und Kim, 2000, S. 175)) entspricht. Nach Überschreiten einer Spannung von ca. 30 MPa weisen die beiden Kurven keine näherungsweise lineare Dehnungssteigerung mehr auf, was auf eine plastische Verformung einer der Phasen schließen lässt. Für Silizium als Polykristall werden in der Literatur für die Bruchfestigkeit, die auf Grund des spröden Charakters des Siliziums

nahezu mit der Dehngrenze zusammenfällt, Werte im Bereich von 0,66–1,22 GPa (Yi, Li und Kim, 2000, S. 175) aufgeführt. Da die Werte zu diesem Zeitpunkt des Versuchs nicht erreicht werden, muss die beginnende Plastifizierung in der geringen Festigkeit des Aluminiums begründet sein. Logisch erscheint eine Plastifizierung des α -Mischkristalls, da dieser auf Grund der nur geringen Löslichkeit von Silizium kaum nennenswerte mechanische Festigkeiten aufweisen kann. Durch die Plastifizierung und die damit verbundene geringere Lastaufnahmefähigkeit pro zunehmendem Spannungsanteil erfolgt eine geringere Zunahme der elastischen Dehnung der Al(311)-Ebene. Die Plastifizierung des Aluminiums führt dazu, dass die zunehmende angelegte Last zu einem größeren Anteil als bisher von der eutektischen Struktur getragen werden muss. Dies hat eine stärkere Zunahme der Dehnungen der Si(331)-Ebene zur Folge. Das Abflachen der Si(331)-Kurve und das verstärkte Ansteigen der Dehnungen der Al(311)-Ebene im zweiten Teil von Abschnitt II kann nach Requena et al. (2009, S. 1010f.) mit dem Auftreten von Mikroschädigungen im Gefüge erklärt werden. Das Versagen von Siliziumnadeln führt dabei einerseits zu einer Verringerung des über das Messvolumen gemittelten elastischen Dehnungswertes für die Si(331)-Ebene und andererseits zu einer verstärkten Belastung des α -Mischkristalls in der Nähe der gebrochenen Nadeln, was den verstärkten Anstieg der Al(311)-Dehnung erklärt.

Auffällig für die Prüfung bei erhöhten Temperaturen ist der deutlichere Unterschied der Dehnungen der Si(331)- und der Al(311)-Ebene in Abschnitt I. Dieser beträgt für die Prüfungen bei Raumtemperatur für die Proben im Gusszustand im Durchschnitt nur ca. 130 $\mu\text{m/m}$ und im Maximum 300 $\mu\text{m/m}$. Für die Prüfungen bei 150 °C beträgt die Differenz der beiden Kurven im Durchschnitt 300 $\mu\text{m/m}$ und im Maximum bis zu 500 $\mu\text{m/m}$. Noch größer stellt sich die Differenz bei einer Prüftemperatur von 300 °C dar. Hier unterscheiden sich die Dehnungswerte im Durchschnitt um 380 $\mu\text{m/m}$ und im Maximum um 680 $\mu\text{m/m}$. Diese größere Differenz bei erhöhten Prüftemperaturen lässt auf eine schlechtere Verteilung der anliegenden Last und/oder eine höhere Duktilität des α -Mischkristalls bei erhöhten Temperaturen schließen.

6.1.2 Diskussion der Ergebnisse der Mikrostruktursimulation

Das entwickelte Simulationsmodell zeigt hinsichtlich der Spannungs-Dehnungs-Kurven eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Daten. Allerdings liegt bei Betrachtung der für die Phasen verwendeten Fließkurven die Kurve *Sim. α -Mischkristall* unverhältnismäßig hoch. Bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,1$ liegt der Wert der Fließspannung bei ca. 145 MPa. Ausgehend von der Fließkurve für 99,5 %-Reinaluminium (Ostermann, 2014, S. 107), die bei demselben Umformgrad einen Wert von ca. 75 MPa aufweist, bedeutet dies eine Steigerung von beinahe 100 %, die nur auf Grund eines zwangsgelösten Siliziumanteils

von max. 1,65 % vorhanden wäre. Auch ist bei $\varphi = 0,1$ die Differenz zwischen den Fließspannungswerten der Kurven *Sim. Eutektikum l-F* und *Sim. α -Mischkristall* mit 44 MPa entgegen der Erwartung relativ gering.

Ausgehend von den durchgeführten Zugversuchen mit der Legierung AlSi12, die näherungsweise eine eutektische Zusammensetzung aufweist, kann ein weiterer Vergleich getätigt werden. Mit einer Extrapolation nach Voce (Ostermann, 2014, S. 278), die bei Aluminiumlegierungen als die hierfür gängigste Methode gilt, wurde die Fließkurve *AlSi12 s-F* für den Bereich $0 < \varphi < 0,2$ berechnet (vgl. Abbildung 6-1). Es zeigt sich, dass die für das Eutektikum simulativ bestimmten Fließkurven bei deutlich höheren Werten liegen als die für die Legierung AlSi12 s-F experimentell ermittelte Kurve.

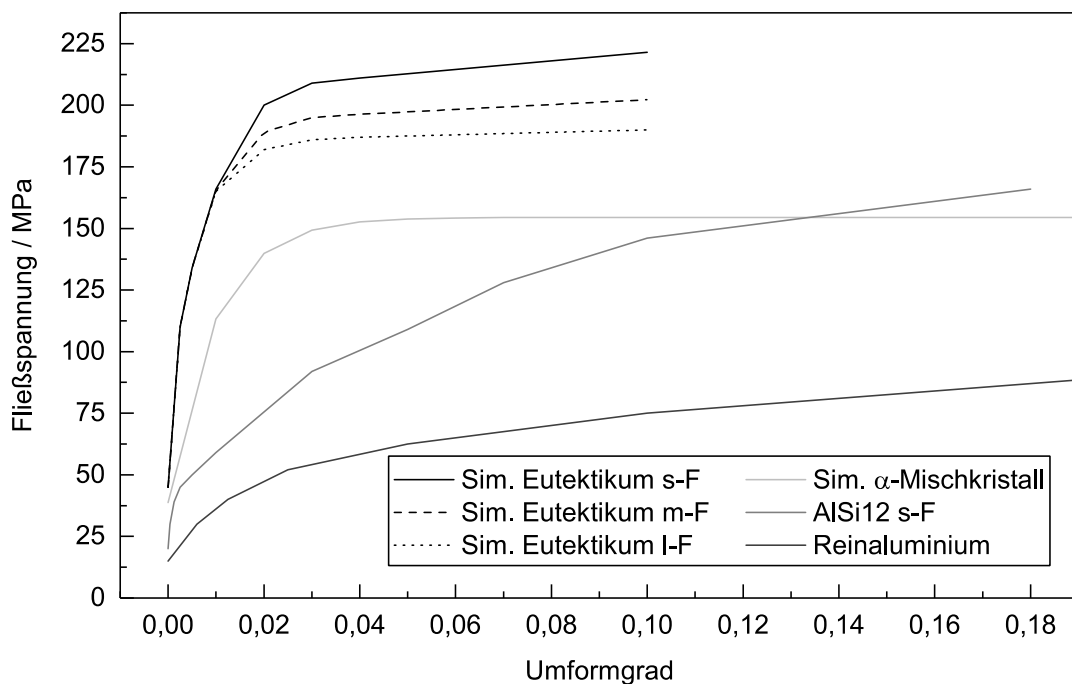


Abbildung 6-1: Darstellung der mit den inversen Simulationen bestimmten Fließkurven der Phasen α -Mischkristall und Eutektikum für die Legierung AlSi9, der experimentell ermittelten Fließkurve der Legierung AlSi12 s-F und der Fließkurve für 99,5 %-Reinaluminium nach Ostermann (2014, S. 107)

Wie in Abschnitt 5.7.1 gezeigt, ergeben sich sowohl für den α -Mischkristall als auch für das Eutektikum sehr hoch verlaufende Fließkurven für die Kalibrierung des Modells. Mit den hoch angesetzten Werten erfolgt die Kompensation eines Informationsverlusts bei der Geometrieaufnahme und Segmentierung. Mit dem entwickelten Mikrostrukturmodell wird versucht, eine in der Realität dreidimensionale Geometrie über eine zweidimensionale Ansicht unter Verwendung geeigneter Randbedingungen (Rotationssymmetrie) abzubilden. Der hierbei durch die Reduzierung auf zwei Raumrichtungen entstehende Informationsverlust ist verantwortlich für die Notwendigkeit der hohen Fließkurven beider Phasen. Bei der gewählten zweidimensionalen

Bilderfassung mittels Lichtmikroskop kann die Konnektivität des eutektischen Gefüges nicht voll abgebildet werden. Es fehlt eine Vernetzung der eutektischen Siliziumpartikel untereinander in der dritten Raumrichtung. Somit kann das eutektische Netzwerk seine verstärkende Wirkung nur über die in der Ebene und nicht über die in allen Raumrichtungen vorhandenen Verbindungen entfalten.

Ein Vergleich der elastischen Dehnungsverläufe für die experimentell ermittelten (Exp.) und die numerisch berechneten (Sim.) Werte ist in Abbildung 6-2 dargestellt. Dieser zeigt für die Kurven *Exp. AlSi9 Al(311)* und *Sim. α -Mischkristall*, dass die numerisch berechneten elastischen Dehnungen für den Mischkristall geringfügig höher liegen als die experimentell bestimmten. Die Ursache hierfür liegt in der unterschiedlichen Betrachtungsweise des Eutektikums. In der Simulation wird das Eutektikum als eigenständige Phase betrachtet, nicht wie im Experiment als kombinierte Phase aus Silizium und α -Mischkristall. Für die Berechnung der elastischen Dehnung wird somit in der Simulation lediglich der Anteil des α -Mischkristalls herangezogen, der sich nicht im Eutektikum befindet. Aufgrund der höheren Steifigkeit des Siliziums ist allerdings davon auszugehen, dass das α -Aluminium, das sich in der eutektischen Phase zwischen den Siliziumplatten befindet, im Vergleich zum restlichen α -Mischkristall bei Belastung eine geringere elastische Dehnung erfährt, was den niedrigeren Verlauf der Kurve *Exp. AlSi9 Al(311)* erklärt.

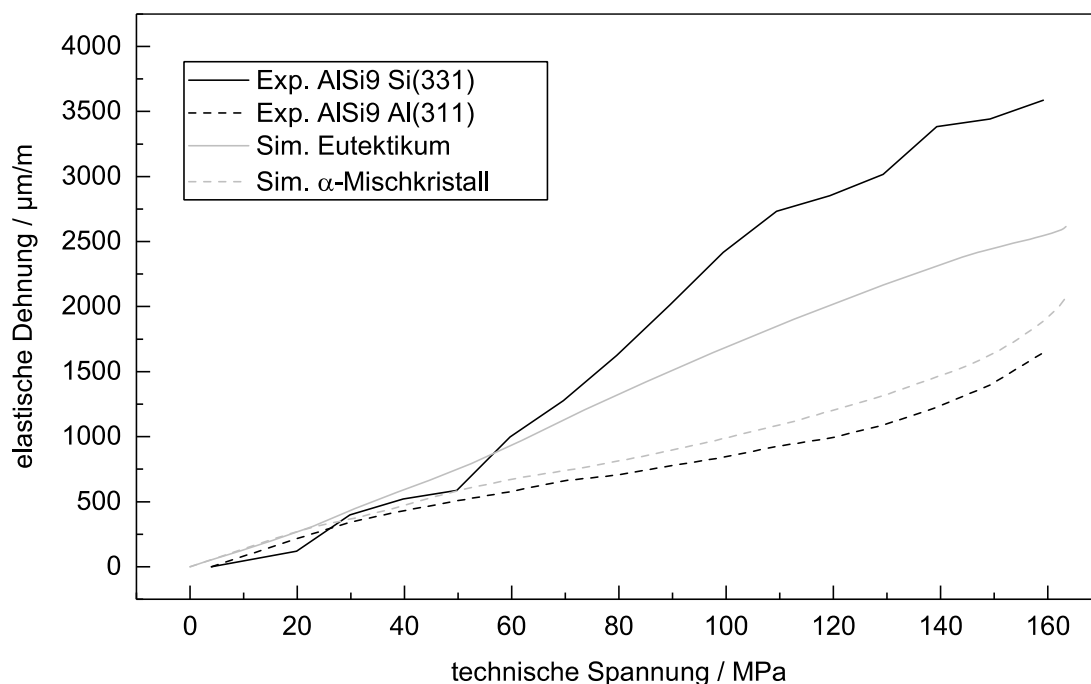


Abbildung 6-2: Vergleich der experimentell ermittelten elastischen Dehnungen für die Gitterebenen Al(311) und Si(331) mit den numerisch berechneten elastischen Dehnungen in Zugrichtung für die Phasen α -Mischkristall und Eutektikum für die Basissimulation (AlSi9 s-F)

Die bereits erwähnte Betrachtungsweise des Eutektikums als Einheit in der Simulation verhindert einen quantitativen Vergleich der Kurven *Exp. AlSi9 Si(331)* und *Sim. Eutektikum*. Hier kann lediglich für eine fiktive getrennte Betrachtungsweise der Phasen Silizium und α -Mischkristall im Eutektikum in der Simulation folgende Aussage getroffen werden: Das Silizium weist deutlich höhere Werte für Streckgrenze, Zugfestigkeit und E-Modul im Vergleich zum Eutektikum als Einheit auf. Folglich ist bei einer Aufteilung des Eutektikums in α -Mischkristall und Silizium mit einer höheren Lage einer Kurve *Sim. Silizium* im Vergleich zum jetzigen Verlauf der Kurve *Sim. Eutektikum* zu rechnen.

6.2 Einfluss der Erstarrungszeit

Die Diskussion des Einflusses der Erstarrungszeit orientiert sich an der in Abbildung 3-2 auf der linken Seite (*Proben im Gusszustand*) dargestellten Vorgehensweise. Es werden die Ergebnisse der Temperaturmessungen während der Gießversuche mit verschiedenen Kokillentemperaturen, der Untersuchungen am Lehrstuhl utg (Metallographie, Geometriesegmentierung, Zugversuche) sowie an Großforschungseinrichtungen (Neutronendiffraktometrie, Synchrotrontomographie) vergleichend betrachtet. Dabei erfolgt jeweils die Analyse der Unterschiede zwischen den Konfigurationen s-F und l-F.

Die Variation der Erstarrungszeit und damit auch die Voraussetzung für die in der Folge näher betrachteten unterschiedlichen Mikrostrukturen wurde im Gießversuch durch verschiedene Kokillentemperaturen realisiert. Abbildung 6-3 zeigt den Unterschied der Temperaturverläufe für die Konfigurationen s-F und l-F. Trotz der unterschiedlichen Abkühlraten weisen die Kurven einen qualitativ ähnlichen Verlauf auf.

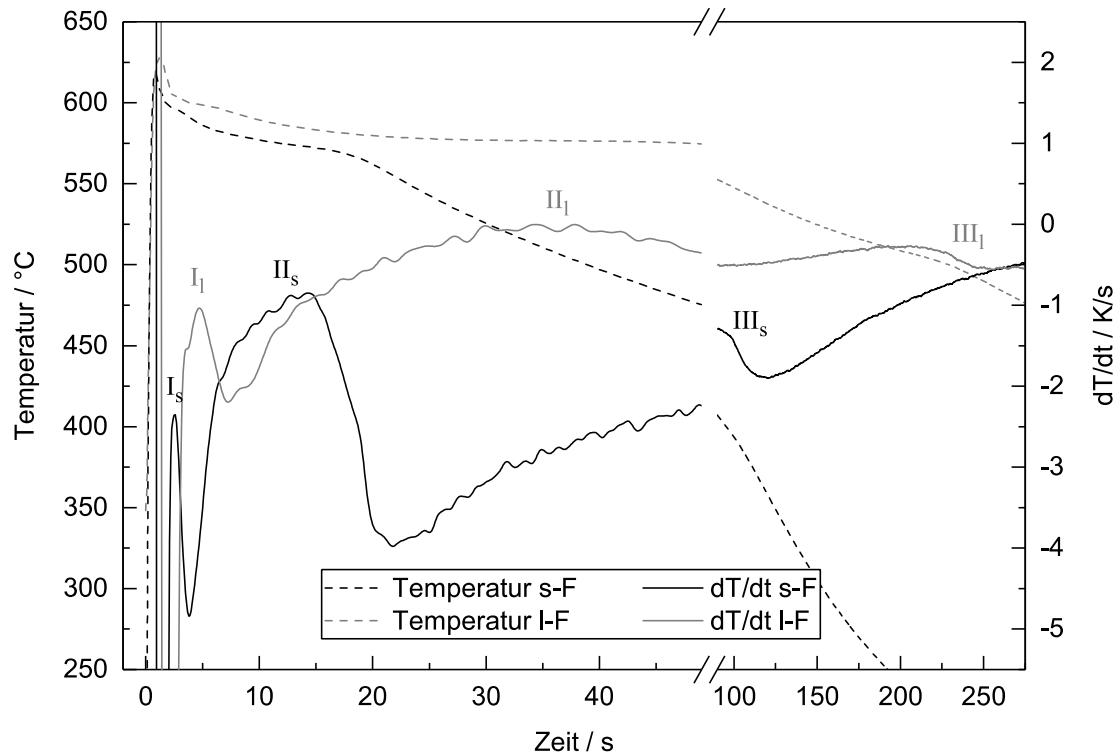


Abbildung 6-3: Vergleich der Temperatur-Zeit-Verläufe und der 1. Ableitung dT/dt für die Konfigurationen s-F und l-F der Legierung AlSi9 sowie der Bereiche für die Entwicklung des dendritischen Netzwerks (I), der eutektischen Haupterstarrung (II) und der Ausscheidung weiterer Phasen (III)

Bei Betrachtung der Temperaturkurven sowie der 1. Ableitung dT/dt zeigt sich, dass die Vorgänge I (Entwicklung des dendritischen Netzwerks), II (eutektische Haupterstarrung) und III (Ausscheidung weiterer Phasen) jeweils für die Konfiguration s-F bei niedrigeren Temperaturen ablaufen. Besonders auffällig ist dies bei Betrachtung des Bereichs III. Dieser beginnt jeweils beim dritten Maximum der 1. Ableitung und liegt für die Konfiguration s-F bei ca. 90 Sekunden und 405 °C sowie für die Konfiguration l-F bei ca. 200 Sekunden und 505 °C. Wie bereits beschrieben, deutet dieser Kurvenverlauf auf eine geringfügige Ausscheidung von Silizium hin. Das gleiche Phänomen wie im vorliegenden Fall beobachteten Bäckerud, Chai und Tamminen (1990) bei der Gegenüberstellung von Temperaturkurven verschiedener Abkühlgeschwindigkeiten, deren 1. Ableitungen sowie von markanten Punkten der Kurven. Für mehrere Legierungen (u.a. AlSi7Mg und AlSi9Cu3) zeigten sie, dass eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit zu einer Absenkung der Reaktionstemperaturen wie zum Beispiel für die erwähnten Ausscheidungen führt. Das Absinken der Reaktionstemperaturen der Bereiche I und II erklärt Sahm (1999, S. 209f.) mit den zwei die Konzentrationen an der Fest-Flüssig-Grenzfläche beschreibenden Response-Funktionen. Die erste Funktion beschreibt dabei den Zusammenhang zwischen den Konzentrationen in der Schmelze und im Festkörper unmittelbar an der Grenzfläche. Sie bedingt bei einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit eine Annäherung der

Liquidus- und Soliduslinien im Phasendiagramm. Die zweite Funktion beschreibt die Korrelation zwischen der Temperatur an der Phasengrenze und der Erstarrungsgeschwindigkeit bzw. den Konzentrationen in der Schmelze und im Festkörper. Diese führt bei einer Erhöhung der Geschwindigkeit zu einer Zunahme der Liquidussteigung. Die Kombination der beiden Funktionen führt in der Folge zu einem deutlichen Absinken der Reaktionstemperaturen.

Wie in den Abschnitten 2.1.2 und 5.2 gezeigt, führen unterschiedliche Abkühlbedingungen zu verschieden ausgeprägten Mikrostrukturen. Die Bildung des α -Mischkristalls und damit verbunden auch die Festlegung des sekundären Dendritenarmabstands findet vorwiegend in der primären Erstarrungsphase statt. Das Wachstum und vor allem die Anzahl der Keime, die zu einem feinen Gefüge führen, sind dabei stark von der Unterkühlung abhängig (vgl. Abschnitt 2.1.3). Diese ist für die Konfiguration s-F auf Grund der niedrigeren Kokillentemperatur und dem damit verbundenen größeren Wärmestrom aus der Schmelze in Richtung Kokille deutlich größer als für die Konfiguration l-F, was in der Folge zu dem feineren Gefüge führt. Das lässt sich auch an den im Rahmen dieser Arbeit für die Mikrostruktur ermittelten Kennwerten DAS (vgl. Abbildung 5-6) und λ_e (vgl. Tabelle 5-1) erkennen. Da der Zusammenhang, dass eine kürzere Erstarrungszeit zu einem kleineren sekundären Dendritenarmabstand und einer feineren Ausprägung des Eutektikums führt, in der Literatur vielfach beschrieben ist – u. a. bei Brunhuber (1991, S. 173) und Kaufmann (2004, S. 39f.) – wird auf eine detaillierte Darstellung der Vorgänge an dieser Stelle verzichtet.

Die Ergebnisse der Segmentierung zeigen, dass sich in der Folge einer schnelleren Erstarrung für alle betrachteten Legierungen ein größerer eutektischer Phasenanteil einstellt. Hierbei wirken zwei entgegengesetzte Mechanismen. Nach dem Modell, das Kurz und Trivedi (1991, S. 3052) in ihrer Arbeit darstellen, führt eine schnellere Abkühlgeschwindigkeit zu einem Absenken der eutektischen Temperatur. Die Absenkung bedingt eine Verschiebung der Berührungspunkte Soliduslinie Eutektikum - Gebiet α -Mischkristall und Soliduslinie Eutektikum - Gebiet Schmelze im Phasendiagramm (vgl. Abbildung 2-1) zu höheren Siliziumgehalten. Dies würde in der Folge einen geringeren eutektischen Anteil bei einer schnelleren Erstarrung bedeuten. Altenpohl (1994, S. 49f.) hingegen zeigt in seiner Arbeit, dass bei einer Erstarrung, die nicht im Gleichgewicht erfolgt, die Zeit nicht ausreicht, um während der Erstarrung genügend Fremdatome in das Zentrum der entstehenden α -Mischkristalle diffundieren zu lassen. Somit reichert sich die Wachstumszone der Kristalle, also ihre äußere Hülle, während der Erstarrung immer mehr mit Siliziumatomen an und überschreitet dabei deutlich die Konzentration der Legierung. Dies führt in der Folge zu einer Restschmelze, die nicht mehr die Gleichgewichtskonzentration, sondern eine deutlich höhere aufweist, was die Bildung eines größeren eutektischen

Anteils bewirkt. Die in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse zeigen, dass der Effekt, der von Al-tenpohl beschrieben wird, bei der schnelleren Erstarrung deutlich überwiegt.

Der Vergleich zwischen den Proben der Konfiguration s-F und l-F hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften zeichnet ein klares Bild. Über alle Legierungen hinweg weisen die schnell erstarrten Proben bis auf wenige Ausnahmen höhere Werte bei der Zugfestigkeit sowie bei der Dehngrenze auf (vgl. Abbildung 6-4), was der gängigen Lehrmeinung entspricht (Kaufman und Rooy, 2004, S. 40f.).

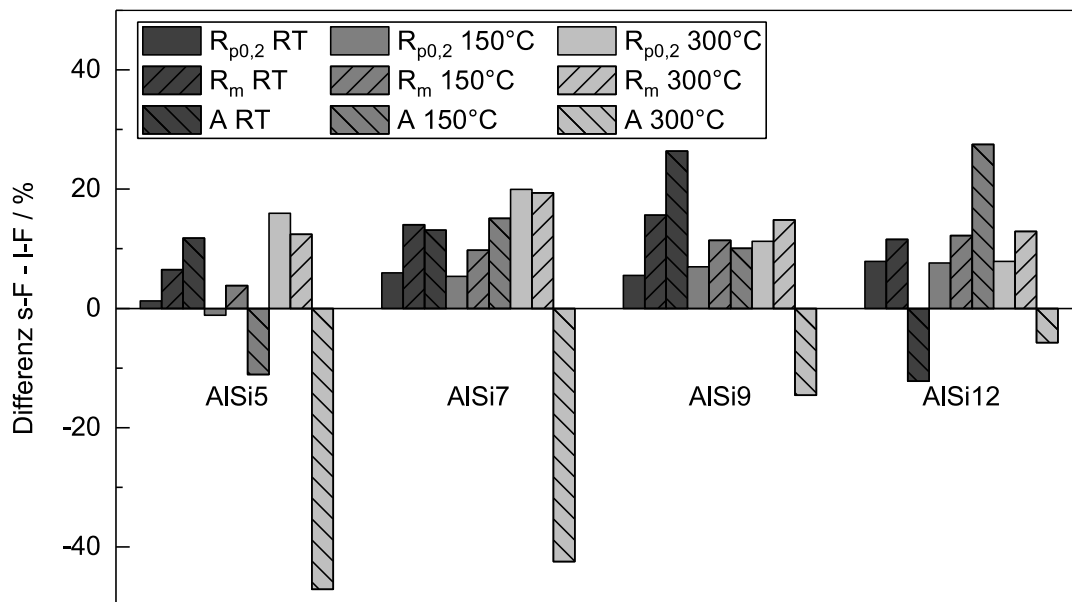


Abbildung 6-4: Prozentuale Differenz¹¹ s-F - l-F der Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A für die Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 bei Raumtemperatur, 150 °C und 300 °C

Auch die Werte für die Bruchdehnung liegen bei Raumtemperatur und 150 °C Prüftemperatur in den meisten Fällen bei den Proben der Konfiguration s-F höher als bei denen der Konfiguration l-F, was sich mit den Ergebnissen von Fuchs (1982, S. 156) deckt. Auch Dighe und Gokhale (1997, S. 1439) bestätigen diese Ergebnisse in ihrer Arbeit. Sie zeigen, dass das Versagen von Aluminium-Silizium-Legierungen maßgeblich von den größten Siliziumpartikeln beeinflusst wird und nicht von deren durchschnittlicher Größe. Die Wahrscheinlichkeit, dass Partikel mit einer für das Versagen kritischen Größe im betrachteten Messvolumen vorliegen, liegt bei langsam erstarrten Proben höher, was zu einem verfrühten Versagen des Gesamtgefüges führen kann. Bei einer Prüftemperatur von 300 °C weisen die Werte für die Bruchdehnung allerdings ein entgegengesetztes Verhalten auf. Hier zeigen die schnell erstarrten Proben bei allen Legierungen niedrigere Werte als die Proben der Konfiguration l-F. Wie Aufnahmen von gerissenen

¹¹ Basis für die prozentuale Berechnung bildet hierbei der Wert der Konfiguration s-F.

Aluminium-Silizium-Zugproben in der Arbeit von Schöbel et al. (2014, S. 405f.) und die Arbeiten von Michelfeit (2012, S. 75) und Ye (2003, S. 290) zeigen, versagt ein Großteil der Proben im oder an der Phasengrenze des Eutektikums. Dies wird auf die versprödende Wirkung des eutektischen Siliziums und dessen Form sowie die damit verbundenen Spannungsspitzen in deren Nähe zurückgeführt (Hafiz und Kobayashi, 1994, S. 476ff.; Michelfeit, 2012, S. 15). Bezogen auf die Ergebnisse für die Bruchdehnung bei einer Prüftemperatur von 300 °C bedeutet dies, dass die Proben der Konfiguration I-F geringere Spannungsspitzen im Bereich des Eutektikums aufweisen. Eine Ursache hierfür kann eine durch die erhöhte Prüftemperatur veränderte Morphologie des eutektischen Siliziums sein, die in Verbindung mit dem größeren sekundären Dendritenarmabstand zu der beobachteten höheren Bruchdehnung führt.

Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse der Neutronendiffraktometrie bei Raumtemperatur für die schnell und langsam erstarrten Proben der Legierung AlSi9 im Gusszustand zeigt für die Konfiguration I-F geringfügig niedrigere Dehnungswerte für die Si(331)-Ebene und geringfügig höhere Werte für die Ebene Al(311) in Abschnitt II (vgl. Abbildung 6-5). Der Unterschied zwischen den Konfigurationen zeigt sich ab ca. 90 MPa anliegender Last. Hier deutet der niedrigere Verlauf der Kurve *Si(331) I-F* auf ein früher beginnendes Versagen der Siliziumpartikel hin. Grund dafür kann das schlechter ausgebildete eutektische Netzwerk sowie die größere Gestalt der Siliziumpartikel sein. Durch eine inhomogenere Ausbildung des Netzwerks wird die anliegende Last ungleichmäßiger auf die verschiedenen Bereiche des Netzwerks verteilt. In der Folge müssen weniger Bereiche mehr Last aufnehmen, was eine erhöhte Belastung für die Siliziumpartikel in diesen Bereichen bedeutet. Hinzu kommt, dass die Siliziumpartikel bei der langsam erstarrten Probe deutlich größer ausgebildet sind. Dies begünstigt die Bildung von Rissen mit einer kritischen Länge, die nicht mehr im duktilen α -Mischkristall aufgefangen werden können, beim Versagen der Partikel (Fuchs, 1982, S. 157). Zusätzlich bedingen größere Partikel in ihrer Umgebung ein größeres Spannungseinflussfeld in der α -Matrix sowie höhere maximale Spannungswerte im Vergleich zu kleineren Partikeln. Da eine langsamere Erstarrung zu einem geringeren Verhältnis vom Abstand der Partikel zueinander zu ihrer Größe führt, wird hierdurch eine Überlappung der Spannungseinflusszonen verschiedener Partikel und somit eine leichtere Vereinigung von sich bildenden Poren bei niedrigen Dehnungen / Lasten begünstigt. (Hafiz und Kobayashi, 1994, S. 477)

Es ist davon auszugehen, dass der α -Mischkristall inklusive dem eutektischen α -Aluminium auf die veränderte Spannungsverteilung reagiert, die wegen des Versagens der Siliziumnadeln ab ca. 90 MPa anliegender Last vorliegt. Folglich weist die Kurve *Al(311) I-F* im Vergleich zur Kurve *Al(311) s-F* eine größere Dehnungsaufnahme im letzten Kurvendrittel auf.

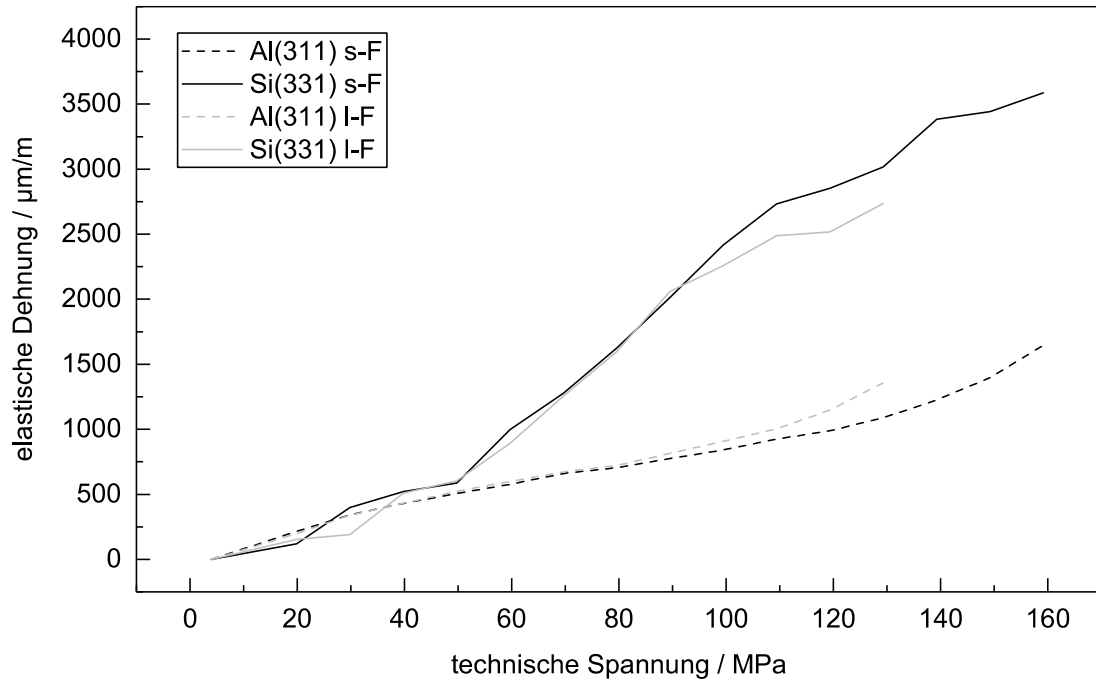


Abbildung 6-5: Elastische Dehnungen für Proben der Konfigurationen s-F und l-F der Legierung AlSi9 bei Raumtemperatur (Baumgartner, 2017)

Die Betrachtung der Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche von Proben der Konfigurationen s-F und l-F (vgl. Abbildung 6-6) zeigt erst ab ca. 50 MPa einen deutlich differierenden Verlauf zwischen den Konfigurationen. Vergleicht man die Ergebnisse der Neutronendiffraktometrie (vgl. Abbildung 6-5) und die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche, fällt auf, dass bei ersteren die Unterschiede zwischen den Konfigurationen s-F und l-F erst ab ca. 90 MPa, bei letzteren bereits ab ca. 50 MPa erkennbar sind. Dies lässt den Schluss zu, dass sich der unterschiedliche Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven auf Grund eines differierenden plastischen Verhaltens einstellt, da das elastische Verhalten durch die Neutronendiffraktometrie bis 90 MPa keine Unterschiede zeigt. Folglich verhalten sich die schnell und langsam erstarrten Strukturen bei Belastung im elastischen Bereich ähnlich, aber im plastischen unterschiedlich.

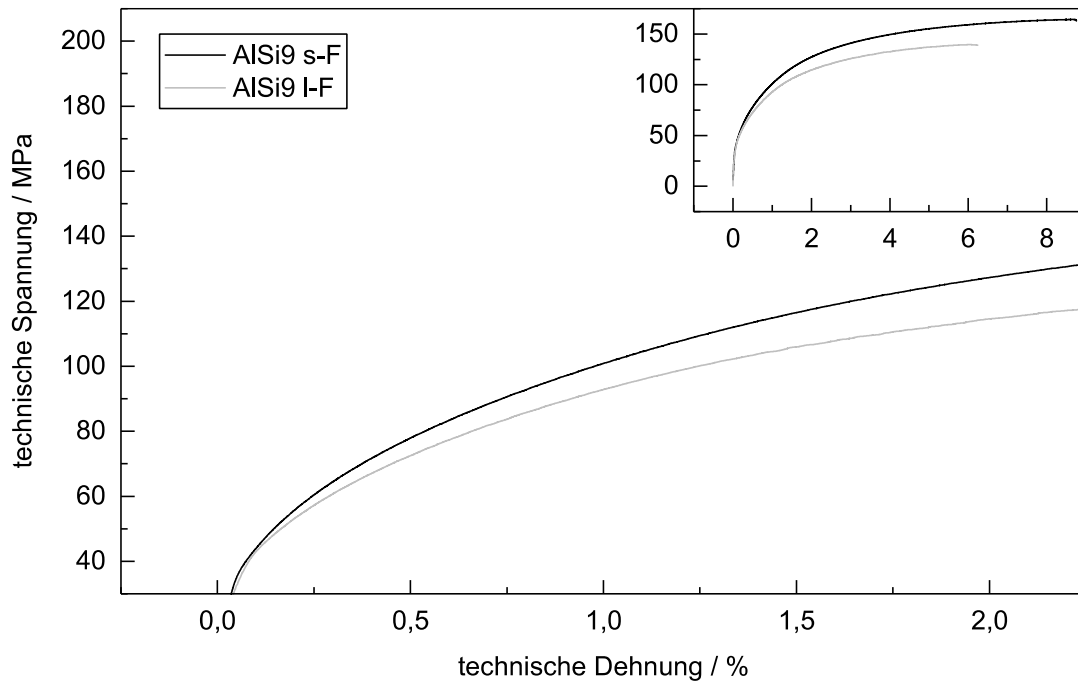


Abbildung 6-6: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Konfigurationen s-F und l-F für die Legierung AISi9 bei Raumtemperatur

Der Vergleich der durchschnittlichen Porenvolumina der Konfigurationen s-F und l-F für die Legierungen AISi7 und AISi9 zeigt, dass die schnell erstarrten Proben deutlich niedrigere Mittelwerte für das Porenvolumen aufweisen. Für eine detaillierte Gegenüberstellung der prozentualen Verteilung aller Poren (vgl. Abschnitt 5.6) wurde für die vier Kategorien des Porenvolumens die Differenz der Prozentpunkte der Konfigurationen s-F - l-F gebildet. Diese Differenz zeigt für die Legierungen AISi7 und AISi9 ein sehr ähnliches Verhalten (vgl. Abbildung 6-7(a)). Die Konfiguration s-F weist im Vergleich zu der Konfiguration l-F für den Volumenbereich $0\text{--}5\ \mu\text{m}^3$ einen deutlich größeren Anteil an Poren auf. Mit zunehmender Porengröße kehrt sich dieses Verhältnis um. Wie in Abschnitt 5.6 beschrieben, konnten bei einer visuellen Analyse der Tomographieaufnahmen für keine der untersuchten Proben Poren im α -Mischkristall gefunden werden. Folglich kann davon ausgegangen werden, dass sich der größte Teil der unter Belastung entstehenden Poren auf Grund des Versagens der Siliziumnadeln bildet. Dass die geringe Dehnbarkeit des Siliziums zu einem verfrühten Brechen der spröden Nadeln unter statischer Last führt, zeigten auch Requena et al. in ihrer Arbeit (2009, S. 1011).

Die langsam erstarrten Proben verfügen über einen kleineren Prozentsatz an kleinvolumigen und einen größeren Prozentsatz an großvolumigen Poren im Vergleich zu den schnell erstarrten Proben. Dies kann mit Bezug auf Abbildung 5-9 sowie auf die Ergebnisse in Tabelle 5-1 erklärt werden. Erstere verdeutlicht, dass eine langsamere Erstarrung zu erheblich größeren Siliziumnadeln führt. Letztgenannte belegen für die Konfiguration l-F eine deutlich größere freie eutektische Weglänge. Jede durch das Brechen einer Siliziumnadel entstehende Pore sorgt für eine

Inhomogenisierung der Spannungsverteilung in ihrem direkten Umfeld. Bei Proben der Konfiguration l-F begünstigen das geringere Verhältnis von freier eutektischer Weglänge zu ihrer Größe sowie die größere Gestalt der Siliziumnadeln und die damit verbundenen größeren Spannungsspitzen die Vereinigung von Poren. Dies zeigt sich in einem größeren Anteil an großvolumigen Poren (Hafiz und Kobayashi, 1994, S. 476).

Vergleicht man die durchschnittliche Sphärizität Ψ der Konfigurationen s-F und l-F, so zeigt sich für die Legierungen AlSi7 und AlSi9 jeweils eine geringfügig kleinere durchschnittliche Sphärizität ($\Delta\Psi = 0,03-0,18$) bei den langsam erstarrten Proben. Eine detaillierte, in vier Bereiche aufgegliederte Analyse ist in Abbildung 6-7(b) dargestellt. Diese zeigt anhand der Differenz der Prozentpunkte s-F - l-F, dass die Proben der Konfiguration l-F vor allem in den Bereichen geringer Sphärizität (0-0,6) im Vergleich zu denen der Konfiguration s-F einen größeren Anteil an Poren haben. Im Bereich $\Psi > 0,6$ weisen die Proben der Konfiguration l-F geringere Anteile auf, was mit dem größeren Durchmesser der Siliziumnadeln bei dieser Konfiguration erklärt werden kann. Versagen Partikel bei der Konfiguration l-F, so führt das zu Poren mit einem größeren Durchmesser als bei der Konfiguration s-F. Dies wiederum hat, eine ähnliche Aufweitung der Poren in Zugrichtung für beide Konfigurationen vorausgesetzt, einen höheren Anteil an Poren mit einer niedrigeren Sphärizität zur Folge.

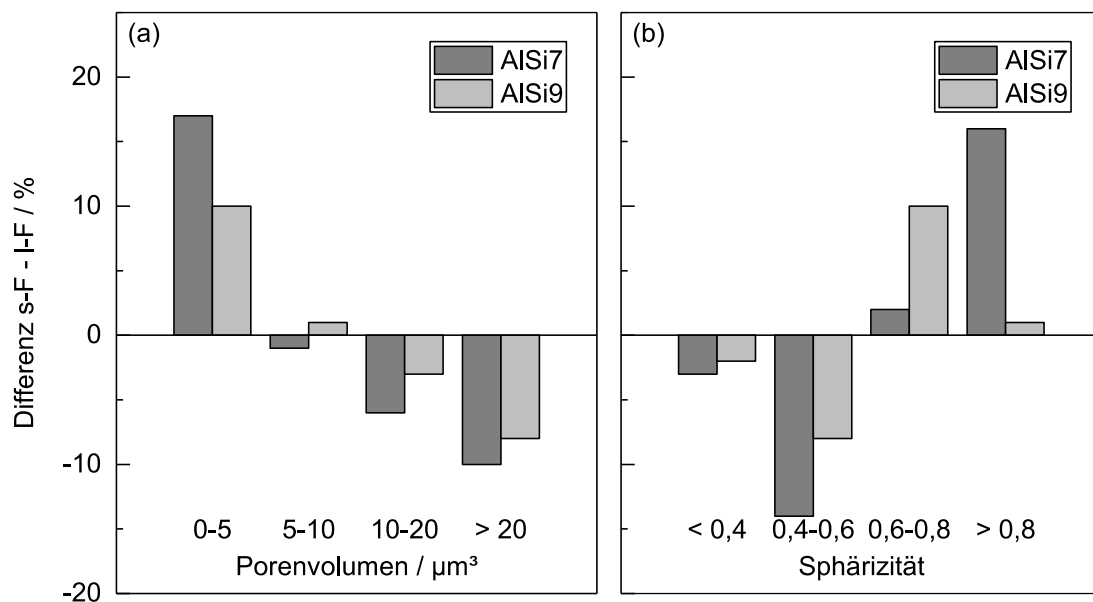


Abbildung 6-7: Differenz s-F - l-F der prozentualen Verteilungswerte (vgl. Abschnitt 5.6) der Porenvolumina (a) und der Sphärizität (b) für die Legierungen AlSi7 und AlSi9

Wie die Ergebnisse in Kapitel 5 zeigen, hat eine schnellere Erstarrung sowohl eine Verkleinerung des sekundären Dendritenarmabstands und der freien eutektischen Weglänge als auch eine Vergrößerung des eutektischen Phasenanteils zur Folge. Ein Vergleich der simulativen Ergebnisse der Variationen von DAS, λ_e und P_{Eu} zeigt, dass im Gegensatz zur freien eutektischen

Weglänge und dem eutektischen Phasenanteil der sekundäre Dendritenarmabstand nur eine sehr geringe Wirkung auf den Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve hat (vgl. Abbildung 5-31 und Abbildung 5-32). Die unterschiedlichen mechanischen Kennwerte der Konfigurationen s-F und l-F sind somit nur zu einem geringen Teil auf den differierenden DAS zurückzuführen. Den deutlich größeren Einfluss haben folglich die mit der schnelleren Erstarrung einhergehende Erhöhung des eutektischen Phasenanteils sowie die Feinheit des Eutektikums.

Zusammenfassend führt eine schnellere Erstarrung zu einem Absinken der Reaktionstemperaturen bei der Erstarrung, einem kleineren DAS, einer feineren Ausprägung des Eutektikums, einem höheren eutektischen Phasenanteil und in der Folge zu größeren Festigkeiten sowie einem Anstieg der Bruchdehnung. Eine Ausnahme bilden hierbei die Bruchdehnungswerte bei einer erhöhten Prüftemperatur. Die unter der Belastung entstehenden Hohlräume besitzen bei einer schnelleren Erstarrung im Mittel ein deutlich kleineres Volumen sowie eine rundere Gestalt, was zu dem duktileren Verhalten der schneller erstarrten Proben beiträgt.

6.3 Einfluss der Wärmebehandlung

Die Diskussion des Einflusses der Wärmebehandlung gliedert sich in Anlehnung an die in Abbildung 3-2 unter dem Feld Wärmebehandlung dargestellte Vorgehensweise. Dabei findet zuerst ein Vergleich der Ergebnisse der Konfigurationen s-F und s-T für die Untersuchungen am Lehrstuhl utg (Metallographie, Zugversuche) und anschließend für die Untersuchungen an Großforschungseinrichtungen (Neutronendiffraktometrie, Synchrotrontomographie) statt.

Neben den Abkühlbedingungen wurde als weiterer Einflussfaktor auf die Gefügestruktur, die mechanischen Eigenschaften und das Verhalten der Legierung unter Last die Wärmebehandlung betrachtet. Ein Vergleich der Proben im Gusszustand und im wärmebehandelten Zustand hinsichtlich der Ergebnisse der Temperaturaufzeichnung sowie den Mikrostrukturkennwerten entfällt. Entweder liegen hierzu keine differenzierten Ergebnisse vor (Temperaturverlauf) oder es wird davon ausgegangen, dass diese nicht durch den Vorgang der Wärmebehandlung beeinflusst werden (DAS, λ_e und P_{Eu}).

Bei der Wärmebehandlung unterliegen die Siliziumpartikel den Vorgängen der Fragmentierung, der Sphäroidisierung sowie der Vergrößerung, wobei letztgenannte erst bei einer Überalterung des Gefüges auftritt (Sjölander und Seifeddine, 2010, S. 1252). Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Mikrostruktur ist beispielhaft für die Legierung AlSi9 in Abbildung 6-8 dargestellt.

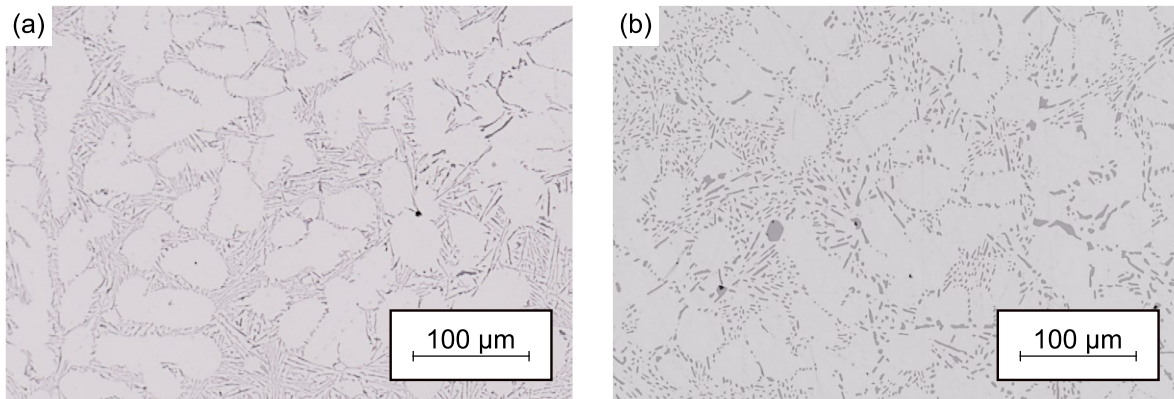


Abbildung 6-8: Mikrostrukturen der Konfigurationen s-F (a) und s-T (b) für die Legierung AlSi9

Es zeigt sich, dass die eutektischen Siliziumpartikel nach der Wärmebehandlung im Durchschnitt eine kleinere Fläche und rundere Form als im Gusszustand aufweisen. Vergleicht man die Mikrostrukturen der Konfigurationen F und T (vgl. Abbildung 5-7 und Abbildung 5-8), so fällt auf, dass die Fragmentierung und Sphäroidisierung bei den Proben mit langsamer Erstarungszeit weniger effektiv geschieht. Formen sich bei der Konfiguration AlSi9 s-T beinahe alle sichtbaren Siliziumpartikel mit der Wärmebehandlung ein, so sind bei der Konfiguration AlSi9 l-T noch mehrere lange Partikel sichtbar, deren Morphologie eher der des Gusszustands ähnelt.

Der Vergleich der mechanischen Festigkeitswerte zeigt den Einfluss der Wärmebehandlung sehr deutlich (vgl. Abbildung 6-9). Hier wird die prozentuale Differenz¹² zwischen den Proben im Gusszustand und den wärmebehandelten für eine schnelle Erstarrung gezeigt. Auf eine Darstellung der Fehlerbalken wurde aus Gründen der Übersichtlichkeit verzichtet. Diese sind bereits in Abschnitt 5.4.1 aufgeführt.

Die Wärmebehandlung führt bei den Aluminium-Silizium-Legierungen zu zwei Effekten, die einen erkennbaren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben. Durch die Fragmentierung und Sphäroidisierung des eutektischen Siliziums während der Wärmebehandlung werden die Spannungsspitzen durch die zuvor scharfkantigen Siliziumnadeln erheblich reduziert und das eutektische Gefüge zeigt eine deutlich geringere Vernetzung (Ahmed und Jones, 1990, S. 4940). Weiterhin erfolgt durch das Lösungsglühen und das anschließende Abschrecken eine Zwangslösung des Siliziums im α -Mischkristall.

¹² Basis für die prozentuale Berechnung bildet hierbei der jeweilige Wert der Konfiguration F.

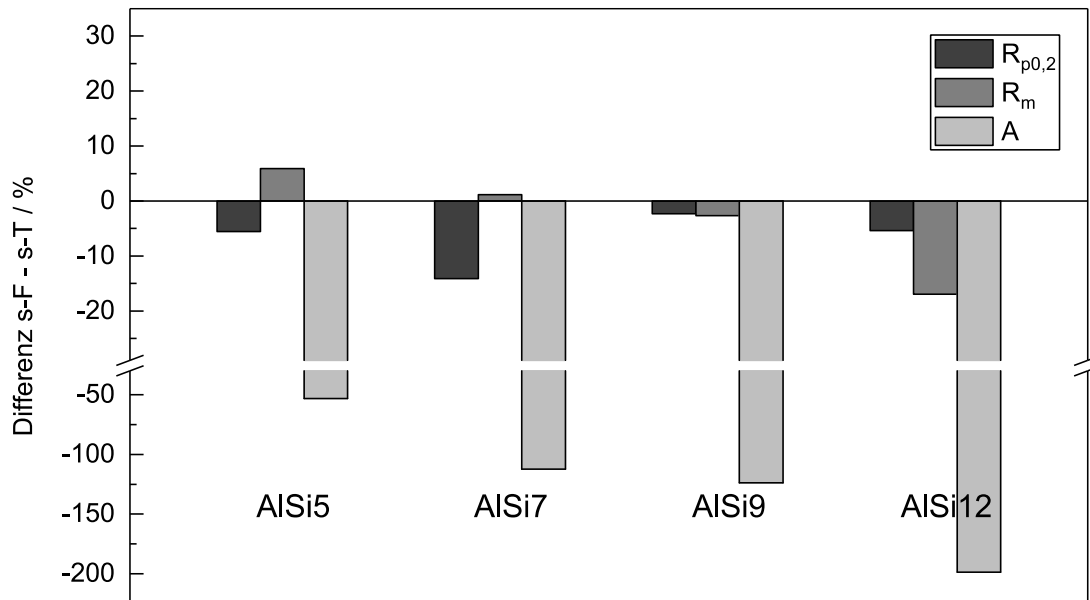


Abbildung 6-9: Prozentuale Differenz¹² $s-F - s-T$ der Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A zwischen den jeweiligen Konfigurationen der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12

Die 0,2 %-Dehngrenze nimmt für alle untersuchten Konfigurationen mit der Wärmebehandlung zu. Dies kann mit dem Effekt der Mischkristallverfestigung erklärt werden. Durch die Abschreckung bei der Wärmebehandlung wird, verglichen mit Proben im Gusszustand, ein höherer Anteil an Silizium im Mischkristall zwangsgelöst. Dies bedeutet eine Steigerung der Festigkeit des α -Mischkristalls und somit eine Erhöhung der 0,2 %-Dehngrenze.

Die Wärmebehandlung führt zu einem deutlichen Anstieg der Bruchdehnung und zeigt sich mit zunehmendem Siliziumgehalt der Legierung effektiver. Für das Versagen der Proben und die Rissentstehung werden bei Aluminium-Silizium-Legierungen unter anderem Spannungsspitzen an den Enden der Siliziumnadeln verantwortlich gemacht (Michelfeit, 2012, S. 15). Mit der Wärmebehandlung erfolgt nun durch das Einformen des Siliziums eine Homogenisierung der Spannungsverteilung und eine Reduktion der Spannungsspitzen. Weiterhin kann auf Grund der Unterbrechung des eutektischen Gefüges durch die Fragmentierung davon ausgegangen werden, dass sich die Ausbreitung von Mikrorissen erschwert, da sich diese in der Regel entlang der eutektischen Strukturen bewegen. Die Kombination dieser Effekte führt zu einem deutlichen Anstieg der Bruchdehnung mit der Wärmebehandlung. Der Trend einer größeren Dehnungszunahme mit steigendem Siliziumgehalt kann mit Bezug auf die versprödende Wirkung des eutektischen Siliziums im Gusszustand erklärt werden. Legierungen mit höherem Siliziumgehalt weisen in ihrer Gussstruktur mehr eutektisches Silizium auf, das in dieser Form die Bruchdehnung herabsetzt. Je höher der Siliziumgehalt der Legierung ist, desto größer ist folglich das Potential der Bruchdehnungszunahme durch die Reduktion der Spannungsspitzen.

Auch die Zugfestigkeit erhöht sich mit der Wärmebehandlung vor allem für die Legierungen mit höherem Siliziumgehalt. Steigt dieser, wird die prozentuale Zunahme größer. Beträgt diese für die Legierung AlSi5 bei den schnell erstarrten Proben noch - 5 %, so erhöht sie sich bis auf 18 % für die Legierung AlSi12. Hierbei wirken zwei Effekte teilweise gegensätzlich. Die erhöhte Mischkristallverfestigung durch die Wärmebehandlung führt zu einem Anstieg der Festigkeiten, was sich auch anhand der beschriebenen Zunahme der 0,2 %-Dehngrenze zeigt. Ab dieser weisen die Spannungs-Dehnungs-Kurven der wärmebehandelten Proben einen flacheren Verlauf als die der Konfiguration s-F auf (vgl. Abbildung 6-10), was eine Verringerung der Zugfestigkeit bedeutet. Requena et al. (2009, S. 1009f.) zeigten, dass die Fragmentierung und Sphäroidisierung die Konnektivität des eutektischen Netzwerks reduziert. Dies bedeutet in der Folge eine Reduzierung der Strukturfestigkeit, was den gezeigten flacheren Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven erklärt. Die Differenz zwischen den Kurven der Konfigurationen s-F und s-T wird mit steigendem Siliziumgehalt der Legierung geringer. Dies lässt darauf schließen, dass die Festigkeitszunahme durch die Mischkristallverfestigung mit Erhöhung des Siliziumgehalts ansteigt, was bedeutet, dass die maximale Löslichkeit des Siliziums im α -Mischkristall auch mit einer schnellen Erstarrung beim Abguss nicht erreicht wird.

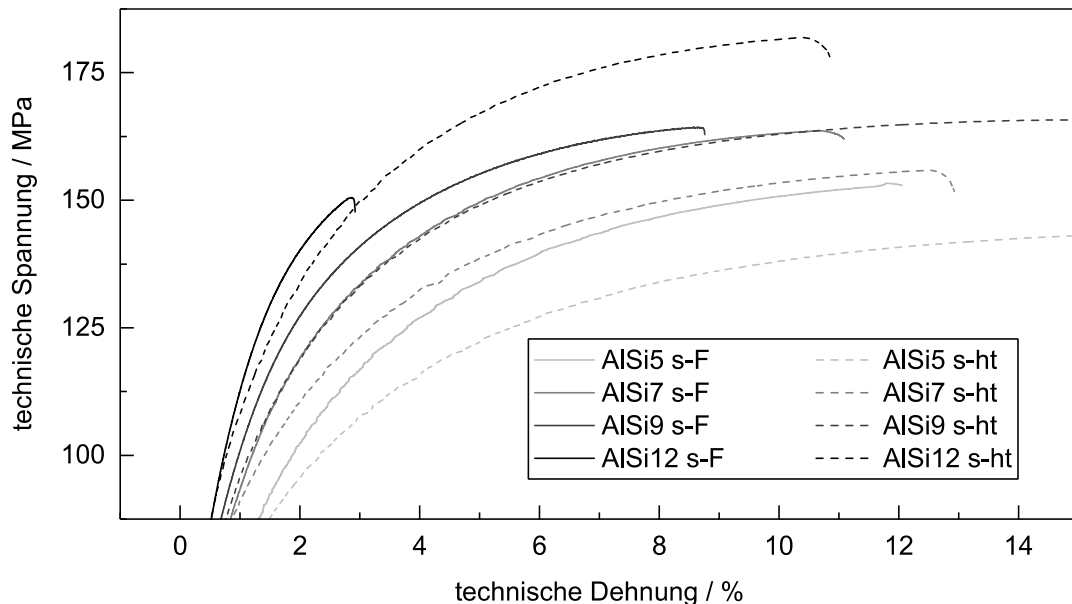


Abbildung 6-10: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Konfiguration s-F und s-T der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 bei Raumtemperatur

Bei Betrachtung der Kurven für Proben im Gusszustand (vgl. Abbildung 6-10) wird deutlich, dass mit höherem Siliziumgehalt der Legierung die Kurven der Konfiguration s-F teilweise deutlich vor Erreichen des maximalen Spannungswertes bei $d\sigma/d\varepsilon = 0$ versagen. Dies kann auf den versprödenden Charakter des eutektischen Siliziums zurückgeführt werden. Je höher

der Siliziumgehalt der Legierung ist, desto effektiver zeigt sich die Wärmebehandlung hinsichtlich der Steigerung der erreichbaren Dehnbarkeit. Dies führt auf Grund der größeren Steigung der Spannungs-Dehnungs-Kurve bei höhersiliziumhaltigen Legierungen und deren geringer Bruchdehnung im Gusszustand zu einem deutlicheren Anstieg der Zugfestigkeit mit der Wärmebehandlung.

Erreichen nun die Proben einer Legierung im Gusszustand bereits beinahe die Gleichmaßdehnung und weisen somit einen flachen Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve kurz vor Versagen der Probe auf, so kann, wenn der Effekt der Reduzierung der Strukturfestigkeit überwiegt, dieser auch zu einer Abnahme der Zugfestigkeit mit der Wärmebehandlung führen (vgl. Abbildung 6-9 AlSi5 und AlSi7).

Bei den Ergebnissen der Neutronendiffraktometrie zeigt die Wärmebehandlung einen ähnlichen Einfluss wie eine langsamere Erstarrungszeit (vgl. Abbildung 6-11).

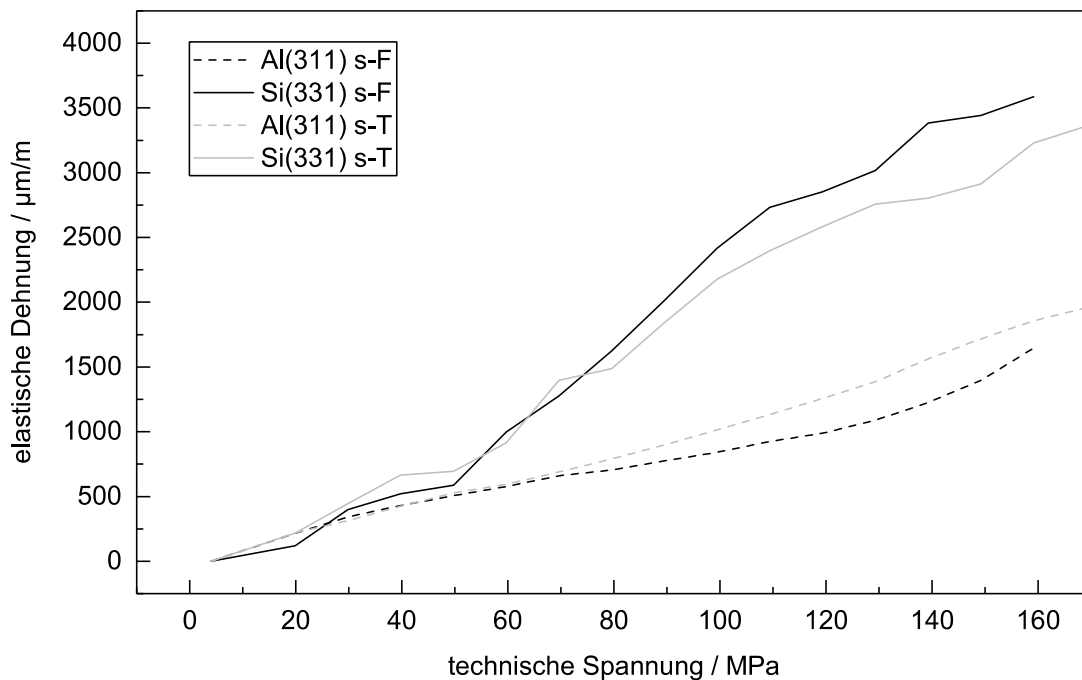


Abbildung 6-11: Elastische Dehnungen für Proben der Konfigurationen s-F und s-T für die Legierung AlSi9 bei Raumtemperatur

Die Si(331)-Kurve der wärmebehandelten Probe liegt zu Beginn bei vergleichbaren Dehnungswerten wie die der Gusszustandsprobe. Bei ca. 75 MPa beginnt die wärmebehandelte Probe weniger elastische Dehnung im Silizium aufzubauen, was sich bis zum Versagen der Probe fortsetzt. Die Al(311)-Kurve der Konfiguration s-T zeigt ein gespiegeltes Verhalten. Sie weist ab ca. 75 MPa eine größere Steigung im Vergleich zu der Probe im Gusszustand auf und verläuft bis zum Versagen bei höher gelegenen Dehnungswerten. Dieses Verhalten zeigt sich bei

allen untersuchten Legierungen. Die unterschiedliche Dehnungsverteilung bei den Konfigurationen s-F und s-T kann nach Requena et al. (2009, S. 1010ff.) auf die Konnektivität der Siliziumpartikel untereinander zurückgeführt werden. Sie zeigen in ihrem Beitrag, dass Lösungsglühungen über eine Dauer von vier Stunden bei einer Temperatur von 540 °C für die Legierung AlSi12 eine deutliche Reduzierung der Konnektivität der einzelnen Siliziumpartikel zueinander bedeutet (vgl. Abbildung 6-8). In einem Abgleich der Ergebnisse mit einem Druckversuch im Neutronenstrahl kommen die Autoren zu dem Schluss, dass die geringere Konnektivität nach dem Lösungsglühvorgang zu einer schlechteren Lastübertragung von der Matrix bestehend aus α -Aluminium auf das Siliziumnetzwerk führt. Somit überträgt die α -Matrix bei Proben im wärmebehandelten Zustand weniger von der angelegten Last auf das Silizium, wodurch das Silizium weniger und in der Folge das Aluminium mehr elastische Dehnung erfährt. Die Wärmebehandlung sorgt folglich für eine Homogenisierung der elastischen Dehnungen im Gefüge auf der Mikroebene, was auch deutlich weniger Eigenspannungen im Gefüge nach dem Entlasten der Probe zur Folge hat.

Der Vergleich der nach dem Versagen der Proben der Konfiguration s-F und s-T mit der Tomographie detektierten Poren hinsichtlich durchschnittlichem Porenvolumen zeigt für die Legierungen AlSi7 und AlSi9 deutliche Unterschiede. So liegt für beide Legierungen mit der Konfiguration s-F das durchschnittliche Porenvolumen deutlich niedriger als bei den wärmebehandelten Proben ($\Delta\text{AlSi7} = 6,2 \mu\text{m}^3$, $\Delta\text{AlSi9} = 5,9 \mu\text{m}^3$). Differenzen zeigt auch eine Gegenüberstellung der Werte des Porenanteils am Gesamtvolumen nach dem Versagen der Proben. So weisen die Proben mit der Konfiguration s-T (AlSi7: 1,0 %, AlSi9: 1,6 %) höhere Werte auf als die Proben der Konfiguration s-F (AlSi7: 0,8 %, AlSi9: 1,0 %). Eine Erklärung hierfür wird im Folgenden durch die detaillierte Gegenüberstellung der Poren hinsichtlich des Porenvolumens und der Sphärizität gegeben.

Bei Betrachtung der Verteilungsdifferenz der Porenvolumina zwischen den Konfigurationen s-F und s-T (vgl. Abbildung 6-12(a)) wird deutlich, dass bei den Proben im Gusszustand ca. 25 % mehr der Poren auf die kleinen Volumina (0–5 μm) entfallen. Hin zu größeren Porenvolumina liegt der größere prozentuale Anteil bei der Konfiguration s-T.

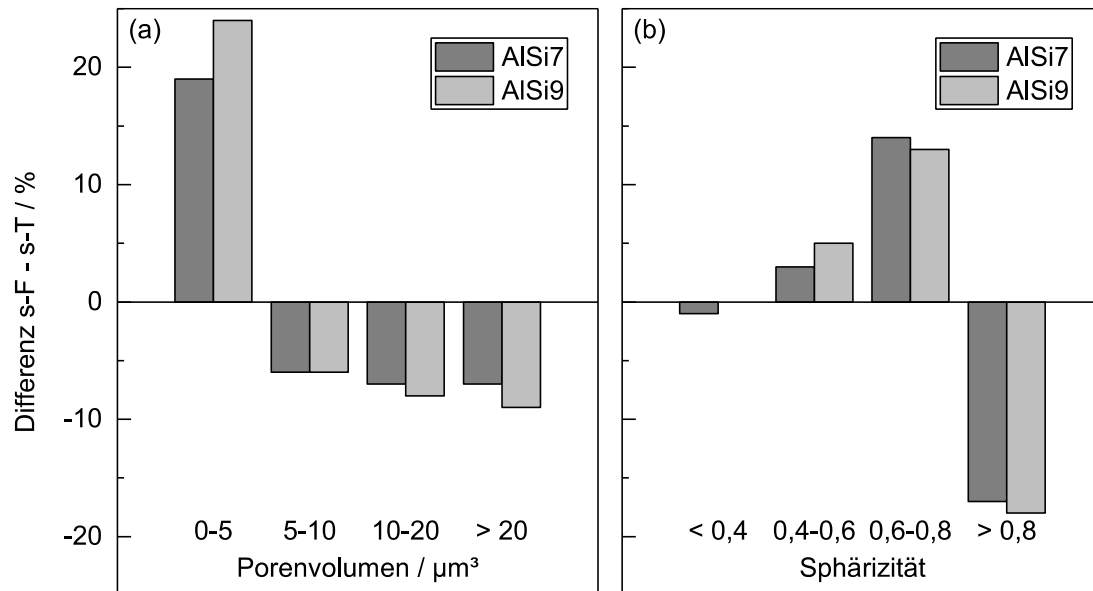


Abbildung 6-12: Differenz $s-F - s-T$ der prozentualen Verteilungswerte (vgl. Abschnitt 5.6) der Porenvolumina (a) und der Sphärizität (b) für die Legierungen AlSi7 und AlSi9

Wie in Abschnitt 6.2 gezeigt, wird der größte Teil der auf Grund der Belastung entstandenen Poren von dem Versagen der Siliziumnadeln verursacht. Die wärmebehandelten Proben besitzen auf Grund der Reduzierung der Spannungsspitzen deutlich größere Bruchdehnungswerte. Zusätzlich tritt bei diesen die Schädigung der Siliziumplatten früher ein (vgl. Abschnitt 6.1.1 und Abbildung 6-11), weshalb davon ausgegangen werden kann, dass die sich bildenden Poren im Anschluss noch eine wesentlich größere Dehnung erfahren, bis das makroskopische Versagen der Probe eintritt. Hinzu kommt, dass die Rissausbreitung durch die Unterbrechung des eutektischen Netzwerks nach der Wärmebehandlung gehemmt ist. Dies führt zu einem vergrößerten Volumen der Poren und erklärt den geringeren Anteil an kleinvolumigen Poren für die Konfiguration s-T.

Ein Vergleich der Sphärizität für die Konfigurationen s-F und s-T zeigt für beide betrachteten Legierungen ein übereinstimmendes Bild (vgl. Abbildung 6-12(b)). Die Wärmebehandlung führt zu einem deutlichen Anstieg des Porenanteils mit einer Sphärizität größer 0,8. Unterhalb dieses Wertes weisen hingegen die Proben mit Wärmebehandlung einen geringeren prozentualen Anteil auf. Dies bedeutet, dass eine vorangegangene Wärmebehandlung zu einer kugeligeren Gestalt der bei Belastung entstehenden Poren einer Probe führt. Da die Belastung gleichmäßig an der gesamten Probe anliegt, kann davon ausgegangen werden, dass die Poren zum größten Teil durch den Rissmodus I (Gross und Seelig, 2011, S. 65f.) entstehen. Dieser beschreibt eine Aufweitung der Rissflanken auf Grund einer Belastung normal zur Rissfront. Versagt unter der Belastung eine Siliziumstruktur, so bildet sich dadurch eine Pore mit einer bestimmten Sphärizität. In der Folge vergrößert dieser meist normal zur Zugrichtung verlaufende

Hohlraum durch die weitere Dehnung sein Volumen. Dies geschieht abhängig von dem umliegenden Gefüge, der Duktilität und Festigkeit der beteiligten Phasen sowie der anliegenden Belastung. Wie im vorangegangenen Absatz beschrieben, erfahren die wärmebehandelten Proben ab Beginn der Schädigung der Siliziumnadeln eine größere Dehnung, was auf eine Aufweitung der Poren in Zugrichtung und damit verbunden auf eine Erhöhung der Sphärizität schließen lässt.

Zusammenfassend führt die Wärmebehandlung zu einem Einformen der eutektischen Siliziumpartikel und in der Folge zu einem deutlichen Anstieg der Bruchdehnung sowie einem geringen Anstieg der mechanischen Festigkeiten. Weiterhin bedingt die Wärmebehandlung eine Annäherung der elastischen Dehnungswerte von Aluminium und Silizium, was auf eine geringere Verspannung des Mikrogefüges schließen lässt. Die Porenverteilung verschiebt sich mit der Wärmebehandlung hin zu größeren Werten und die Sphärizität der Poren nimmt deutlich zu, was zu dem duktileren Verhalten der wärmebehandelten Proben beiträgt.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Zusammenfassung

Das übergeordnete Ziel der im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen war ein besseres Verständnis des mikrostrukturellen Verhaltens von Aluminium-Silizium-Legierungen unter Last zu erhalten. Die dabei gewonnenen Kenntnisse über die bei Belastung auf der Mikroebene ablaufenden Prozesse bis hin zum Versagen des Materials können in Zukunft bei der Werkstoff- und Prozessentwicklung berücksichtigt werden.

Es erfolgte die systematische Untersuchung des Verhaltens von vier binären Aluminium-Silizium-Legierungen. Hierzu wurde eine kombinierte Betrachtungsweise der Temperaturverläufe, der Mikrostrukturen, der makroskopischen Festigkeitskennwerte, des Dehnungsverhaltens unter Last und der nach dem Bruch der Proben vorliegenden Fehlstellenverteilung gewählt. Die gewonnenen Erkenntnisse wurden um die aus einem Mikrostrukturmodell ermittelten Ergebnisse bzgl. der Sensitivität des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs ergänzt. Spezieller Fokus lag dabei auf dem Einfluss von Gefügemodifikationen, sei es durch eine Wärmebehandlung oder durch eine Variation der Abkühlgeschwindigkeit.

Eine Versuchskokille wurde konzipiert, ausgelegt und gefertigt. Sie verfügt über eine Heizeinheit und ermöglichte somit die gezielte Einstellung der Abkühlbedingungen für die Gießversuche. Darüber hinaus konnte an verschiedenen Positionen in der Stahlkontur sowie dem Gussteil die Temperatur während der Abgüsse erfasst werden. Die Gießversuche erfolgten je nach Legierung mit zwei bzw. drei unterschiedlichen Kokillentemperaturen. Um neben der Variation der Abkühlgeschwindigkeit eine weitere Gefügemodifikation zu realisieren, wurde ein Teil der gefertigten Proben einer Wärmebehandlung, bestehend aus einem Lösungsglüh- sowie einem Abschreckvorgang im Wasserbad, unterzogen.

Die Ermittlung der mikrostrukturellen Kennwerte sekundärer Dendritenarmabstand und freie eutektische Weglänge zeigte eine starke Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit. Wie auch in bestehenden Arbeiten nachgewiesen, führte eine schnelle Erstarrung zu einem feinen Gefüge, was anhand der benannten Kennwerte bestätigt werden konnte. Als weitere Kenngröße für das Gefüge der Legierungen konnte unter Verwendung eines Segmentierungsalgorithmus anhand von Schlibfbildern der eutektische Phasenanteil der Proben bestimmt werden. Dieser zeigte eine deutliche Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit: Eine schnelle Abkühlung der Probe führte zu einem starken Anstieg des eutektischen Phasenanteils.

Ein Vergleich der mechanischen Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung von schnell und langsam erstarrten Proben zeigte für beinahe alle Konfiguration für die Werte der schnell erstarrten eine deutliche Erhöhung gegenüber den langsam erstarrten. Dieses

Verhalten ist sowohl für die Proben im Gusszustand als auch für die wärmebehandelten sichtbar. Weiterhin führte die Wärmebehandlung zu einer Zunahme der 0,2 %-Dehngrenze, der Bruchdehnung sowie bei den höhersiliziumhaltigen Legierungen auch der Zugfestigkeit. Die Experimente zeigten ebenfalls, dass die Zunahme der Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze und Zugfestigkeit bei einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit auch bei erhöhten Prüftemperaturen vorhanden ist. Allerdings liegen die absoluten Werte hierbei auf einem deutlich niedrigeren Niveau.

Die Neutronendiffraktometrie ermöglichte die Detektion von zeit- und temperaturabhängigen Informationen. Mit dieser Methode war es möglich, über Beugungsphänomene elementspezifische Dehnungen während eines Zugversuchs zu ermitteln. Es wurde somit das differierende Verhalten von Proben mit verschiedenen Konfigurationen (schnell erstarrt, langsam erstarrt, wärmebehandelt, im Gusszustand) unter steigender stufenweiser Belastung untersucht. Hierbei zeigten sich für alle Konfigurationen qualitativ ähnliche Verläufe der elastischen Gitterdehnung. Diese konnten in Kombination mit den Abbildungen der Mikrostrukturen und den Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche hinsichtlich ihrer signifikanten Abschnitte erklärt werden. Der Einfluss einer langsamen Erstarrung führte im Mittel zu einem niedrigeren Dehnungsniveau für die Si(331)-Ebene und einem höheren Niveau für die Al(311)-Ebene. Die Differenz der Kurven zueinander trat bei erhöhten Lastspannungen auf und nahm mit steigender Last weiter zu. Folglich weisen vor allem die maximalen Dehnungswerte vor dem Versagen der Probe deutliche Differenzen auf. Ein Vergleich des Probenverhaltens für Proben mit und ohne Wärmebehandlung zeigte ähnliche Unterschiede. Allerdings begann hier der abweichende Verlauf der Kurven zueinander bereits bei niedrigeren Spannungswerten.

An den in den Zugversuchen gerissenen Proben wurde mittels Synchrotrontomographie das Volumen und die Gestalt der durch die mechanische Belastung entstandenen Poren untersucht. Das durchschnittliche Porenvolumen zeigte hierbei sowohl durch eine langsamere Erstarrung als auch durch die Wärmebehandlung eine deutliche Zunahme. Für den Porenanteil am Gesamtvolumen besaßen die wärmebehandelten Proben die höchsten Werte. Die detaillierte Analyse der Poren bezog sich auf das Volumen und die Sphärizität der Hohlräume. Eine langsamere Erstarrung führte hierbei zu einem Anstieg des Porenanteils mit großem Volumen sowie mit einer geringen Sphärizität. Die Wärmebehandlung der Proben zeigte sich in der Verschiebung der Anteile hin zu größeren Porenvolumina sowie höheren Sphärizitätswerten. Eine kombinierte Betrachtung zeigte, dass die Hohlräume mit einem kleinen Volumen meist eine hohe Sphärizität aufweisen und mit zunehmendem Volumen die Sphärizität deutlich abnimmt.

Neben den experimentellen Untersuchungen wurden mit einem Mikrostrukturmodell auf dem virtuellen Weg weitere Erkenntnisse bzgl. des mikromechanischen Verhaltens der Gefüge gewonnen. Hierzu wurde mit segmentierten Schlibfbildern als Geometrie sowie verschiedenen Ergebnissen aus den Zugversuchen und der Neutronendiffraktometrie ein Mikrostrukturmodell entwickelt, kalibriert und validiert. Durch die virtuelle Abbildung eines Zugversuchs auf der Mikroebene wurde eine Möglichkeit zur Analyse der Spannungsverteilung im Bereich des mikrostrukturellen Gefüges geschaffen. Das Modell ermöglicht im Gegensatz zu bisherigen Prognosemodellen für die mechanischen Festigkeitskennwerte nicht nur die Vorhersage einzelner Werte, sondern eines Großteils der Spannungs-Dehnungs-Kurve. In der Folge wurde die Sensitivität der Spannungs-Dehnungs-Kurve gegenüber wichtigen Parametern untersucht. Dabei zeigten sich folgende Erkenntnisse:

- Der Einfluss der durchschnittlichen Elementgröße ist im untersuchten Intervall von 4–10 μm^2 als gering zu betrachten. Bei einer Halbierung der durchschnittlichen Elementgröße in diesem Intervall zeigte sich lediglich eine Änderung der Zugfestigkeit von 0,5 MPa.
- Der Einfluss der Bildausschnittgröße ist ebenfalls ab Überschreiten eines bestimmten Grenzwertes als gering zu betrachten. Der Grenzwert für die Kantenlänge des quadratischen Ausschnitts konnte für Gefüge der in der Arbeit auftretenden Feinheit ($25 \mu\text{m} < \text{DAS} < 40 \mu\text{m}$) zwischen 500 μm und 670 μm lokalisiert werden.
- Der sekundäre Dendritenarmabstand zeigte nur geringen Einfluss auf die Werte der Spannungs-Dehnungs-Kurve. So führte näherungsweise eine Verdopplung des DAS lediglich zu einer Spannungsdifferenz von 2,5 MPa bei gleichen Dehnungswerten.
- Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf zeigte sich sehr sensitiv gegenüber dem eutektischen Phasenanteil. Hier führte eine Differenz des eutektischen Anteils von ca. 15 %, was näherungsweise der Differenz zwischen schnell und langsam erstarrten Proben der Legierung AlSi9 entspricht, zu einem deutlichen Unterschied der Spannungs-Dehnungs-Kurven von bis zu 16,5 MPa bei identischen Dehnungswerten.
- Die Sensitivität der Spannungs-Dehnungs-Kurve gegenüber den Fließkurven der einzelnen Gefügephasen ist ebenfalls als hoch zu betrachten. Sowohl eine Variation der Fließkurve des α -Mischkristalls als auch des Eutektikums um 10 % der Werte zeigte sich deutlich im Spannungsverlauf des Gesamtgefüges.

Ausblick

Die im Zuge dieser Arbeit auf Basis der experimentellen und virtuellen Experimente gewonnenen Erkenntnisse bilden eine gute Ausgangsbasis für eine Fortführung der Forschung und Entwicklung in diesem Bereich. Hierbei sind mit dem weiteren Erkenntnisgewinn in diesem Bereich und der Serienumsetzung der Methodik zwei grundsätzliche Zielrichtungen zu unterscheiden. Für den weiteren Erkenntnisgewinn lassen sich folgende Bereiche für eine Fortführung der Forschung nennen:

- Eine Verbesserung und Weiterentwicklung der bestehenden Messeinrichtungen könnte zu einem weiteren Erkenntnisgewinn führen. Speziell ist hierbei der Aufbau eines In-situ-CT-Zugversuchs zu nennen, der eine direkte Korrelation zwischen dem Spannungs-Dehnungs-Verlauf der Zugprobe sowie der auftretenden Schädigung im Gefüge ermöglichen würde.
- Eine Ausweitung des Simulationsmodells in den dreidimensionalen Raum ist für eine detaillierte Analyse anzustreben. Das auch für die nächsten Jahre erwartete exponentielle Wachstum der verfügbaren Rechenkapazität sowohl für stand-alone-Workstations als auch für Cluster wird dies deutlich erleichtern. Eine numerische Simulation auf mittels leistungsfähiger CT-Einrichtungen, wie an der ESRF, aufgenommenen hoch aufgelösten dreidimensionalen Abbildungen von Gefügen wird dadurch mit überschaubaren Rechenzeiten ermöglicht werden. Bei entsprechend aufgelösten Abbildungen könnte auch eine Aufspaltung des Eutektikums in den α -Mischkristall sowie das Silizium erfolgen. Dies würde zu einer besseren Vergleichbarkeit der berechneten Ergebnisse mit denen der Neutronendiffraktometrie führen. Darüber hinaus wird die Berücksichtigung der Konnektivität des Eutektikums in der dritten Raumrichtung zu einer weiteren deutlichen Verbesserung der Genauigkeit der Berechnungsergebnisse und damit auch des Verständnisses der ablaufenden Prozesse führen.

Die zweite Zielrichtung beschreibt die Weiterentwicklung der Prognosemöglichkeit aus dem Prototypenstadium in den Serienstand. Hierbei sind die folgenden Ansatzpunkte zu nennen:

- Da es sich bei den in dieser Arbeit verwendeten um binäre Legierungen handelt, ist für eine generelle Nutzung der Prognosemöglichkeit ein Übertrag der Methodik auf komplexere Serienlegierungen anzustreben. Hierfür muss der Effekt der Wärmebehandlung sowie der Einfluss der Veredelung und der damit verbundenen Änderung der λ_e -Werte in das Modell integriert werden. Dies kann in einem ersten Angang mit einer Anpassung der vorhandenen Parameter der Gefügepartner, wie Fließkurven und FS-Werte, geschehen. Weiterhin sind magnesium- und / oder kupferbasierte Ausscheidungen zu

beachten, die als weitere Gefügephasen in dem Modell berücksichtigt werden müssen. Anschließend können mit dem Modell eine Vielzahl von Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abhängigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit und der Wärmebehandlung ermittelt und in einem Gießsimulationsprogramm hinterlegt werden.

- Ein Übertrag der Methodik der Berechnung von mechanischen Eigenschaften mit dem Mikrostrukturmodell sowie der experimentellen Untersuchungen auf weitere Legierungssysteme erscheint sinnvoll. Dabei sind vor allem die Legierungen auf Basis des Systems Aluminium-Kupfer zu nennen. Auf Grund der weiter wachsenden Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Motorkomponenten bei erhöhten Temperaturen werden diese mehr und mehr in den Fokus der Hersteller rücken.

A. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1:	Binäres Phasendiagramm Aluminium-Silizium	3
Abbildung 2-2:	Darstellung einer untereutektischen (a), einer eutektischen (b) und einer übereutektischen (c) Aluminium-Silizium-Legierung	4
Abbildung 2-3:	Verschiedene Ausbildungsformen des eutektischen Siliziums.....	7
Abbildung 2-4:	Typische Arten der Kristallisation	9
Abbildung 2-5:	Schematische Darstellung des Temperaturverlaufs einer eutektischen Erstarrung und des begleitenden Keimwachstums	12
Abbildung 2-6:	Schematischer Ablauf einer dreistufigen Wärmebehandlung.....	13
Abbildung 2-7:	Spannungs-Dehnungs-Kurve	16
Abbildung 2-8:	Schematische Darstellung der Neutronenbeugung an einer Kristall-struktur	18
Abbildung 2-9:	An einem Polykristall entstehende Debye-Scherrer-Ringe (a) und deren Abbildung auf einem Detektorring (b).....	20
Abbildung 2-10:	Diffraktogramm der Elemente Aluminium und Silizium (berechnet).....	20
Abbildung 2-11:	Peakprofil mit Untergrund (a) und Profilmomen eines Reflexes (b).....	21
Abbildung 2-12:	Schematisches Röntgenspektrum einer Wolframkathode.....	24
Abbildung 2-13:	Schematischer Aufbau eines Speicherrings	25
Abbildung 2-14:	Darstellung der Teilchenbahn auf Grund der Auslenkung durch die Magnete in einem Wiggler oder Undulator	26
Abbildung 2-15:	Durchstrahlung einer Probe mit n Röntgenschwächungskoeffizienten bei Verwendung eines Linienstrahls.....	26
Abbildung 2-16:	Unterschiedliche Strahl- und Detektorgeometrien.....	27
Abbildung 2-17:	Wechselwirkungsprozesse der Röntgenstrahlung mit der Materie.....	29
Abbildung 2-18:	Schematische Darstellung der Rückprojektions-Methode.....	29
Abbildung 2-19:	Ablauf der Rekonstruktion von Tomographiedaten.....	30
Abbildung 2-20:	Infinitesimales Volumenelement	32
Abbildung 2-21:	Spannungszustand an Membran- (a), Schalen- (b) und Volumenele- ment (c)	37

Abbildung 3-1: Vorgehensweise bei der Prognose von Spannungs-Dehnungs-Kurven mit dem Mikrostrukturmodell	43
Abbildung 3-2: Durchgeführte Untersuchungen	45
Abbildung 4-1: Gussteilmodell mit der Lage der später entnommenen Proben (a) sowie die zugehörige Kokillenhälfte (b)	48
Abbildung 4-2: Lage der Messstellen im Quer- (a) und Längsschnitt (b) der Kavität der Kokille.....	50
Abbildung 4-3: Messung des sekundären Dendritenarmabstands (a) und der freien eutektischen Weglänge (b).....	51
Abbildung 4-4: Schritte des Segmentierungsalgorithmus	52
Abbildung 4-5: Zugprüfmaschine mit eingespannter Rundzugprobe und Hochtemperatur-Extensometer bei geöffnetem Hochtemperaturofen	53
Abbildung 4-6: Schematischer Aufbau des Diffraktometers STRESS-SPECC.....	55
Abbildung 4-7: Zugprüfmaschine mit eingespannter Rundzugprobe am Instrument STRESS-SPECC	57
Abbildung 4-8: Diffraktometrische Messrichtung bei einem Zugversuch im Neutronenstrahl (a) und Spannung-Zeit-Verlauf während des Versuchs (b)	58
Abbildung 4-9: Schematische Darstellung der Beamline ID19 am ESRF	59
Abbildung 4-10: Vernetzte Mikrostruktur der Legierungskonfiguration AlSi9 s-F	61
Abbildung 4-11: 90°-Ausschnitt der Simulationsgeometrie	64
Abbildung 5-1: Temperaturverlauf der Legierung AlSi9 für die Konfiguration s	66
Abbildung 5-2: Temperaturverlauf der Legierung AlSi9 für die Konfigurationen s, m und l	68
Abbildung 5-3: Temperaturverlauf der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 für die Konfiguration s	69
Abbildung 5-4: Temperaturverlauf der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 für die Konfiguration l.....	70
Abbildung 5-5: Temperaturverlauf und 1. Ableitung dT/dt für die Legierung AlSi9 mit der Konfiguration l.....	71
Abbildung 5-6: DAS der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12	72

Abbildung 5-7: Mikrostrukturen der Proben im Gusszustand (F).....	74
Abbildung 5-8: Mikrostrukturen der wärmebehandelten Proben (T).....	75
Abbildung 5-9: Vergleich der eutektischen Mikrostruktur	76
Abbildung 5-10: Anteile der eutektischen Struktur.....	77
Abbildung 5-11: Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F, l-F, s-T und l-T bei Raumtemperatur	78
Abbildung 5-12: Zugfestigkeit R_m der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F, l-F, s-T und l-T bei Raumtemperatur	79
Abbildung 5-13: Bruchdehnung A der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F, l-F, s-T und l-T bei Raumtemperatur	80
Abbildung 5-14: Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F und l-F bei 150 °C und 300 °C Prüftemperatur.....	81
Abbildung 5-15: Zugfestigkeit R_m der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F und l-F bei 150 °C sowie 300 °C Prüftemperatur	82
Abbildung 5-16: Bruchdehnung A der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 mit den Konfigurationen s-F und l-F bei 150 °C und 300 °C Prüftemperatur.....	83
Abbildung 5-17: Elastische Dehnung über der angelegten Spannung für die Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 bei Raumtemperatur	86
Abbildung 5-18: Elastische Dehnung über der angelegten Spannung für die Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 bei erhöhter Prüftemperatur.....	89
Abbildung 5-19: Tomographieschnittbild	90
Abbildung 5-20: Prozentuale Verteilung der Porenvolumina	91
Abbildung 5-21: Prozentuale Verteilung der Sphärizität	92
Abbildung 5-22: Beziehung zwischen Sphärizität und Porenvolumen für die Legierung AlSi7 mit den Konfigurationen s-F (a) und l-F (c) und AlSi9 mit den Konfigurationen s-F (b) und l-F (d)	94
Abbildung 5-23: Beziehung zwischen Sphärizität und Porenvolumen der Legierungen AlSi7 (a) und AlSi9 (b) mit der Konfiguration s-T.....	95
Abbildung 5-24: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Legierungen AlSi5 und AlSi9 für die Konfigurationen s-F und l-F	96

Abbildung 5-25: Fließkurven der Phasen α -Mischkristall (abkühlgeschwindigkeitsunabhängig) und Eutektikum.....	97
Abbildung 5-26: Vergleich der experimentell ermittelten und numerisch berechneten Spannungs-Dehnungs-Verläufe.....	98
Abbildung 5-27: Verteilung der Mises-Vergleichsspannung.....	100
Abbildung 5-28: Numerisch berechnete elastische Dehnungen.....	101
Abbildung 5-29: Zugfestigkeit R_m und gesamte Dehnung bei Höchstlast A_{gt} in Abhängigkeit der durchschnittlichen Elementgröße.....	102
Abbildung 5-30: Numerisch berechnete Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Bildausschnittgrößen.....	102
Abbildung 5-31: Numerisch berechnete Spannungs-Dehnungs-Kurven einer AlSi9-Struktur mit verschiedenen eutektischen Phasenanteilen (46,4 %, 50,4 %, 55,6 % und 60,9 %) sowie zweier AlSi5-Strukturen mit unterschiedlichem DAS (26,1 μm und 46,2 μm).....	104
Abbildung 5-32: Numerisch berechnete Spannungs-Dehnungs-Kurven der Basissimulation sowie mit jeweils um 10 % erhöhter bzw. erniedrigter Fließkurve der Phasen α -Mischkristall und Eutektikum.....	105
Abbildung 6-1: Darstellung der mit den inversen Simulationen bestimmten Fließkurven der Phasen α -Mischkristall und Eutektikum für die Legierung AlSi9, der experimentell ermittelten Fließkurve der Legierung AlSi12 s-F und der Fließkurve für 99,5 %-Reinaluminium nach Ostermann (2014, S. 107)...	109
Abbildung 6-2: Vergleich der experimentell ermittelten elastischen Dehnungen für die Gitterebenen Al(311) und Si(331) mit den numerisch berechneten elastischen Dehnungen.....	110
Abbildung 6-3: Vergleich der Temperatur-Zeit-Verläufe und der 1. Ableitung dT/dt für die Konfigurationen s-F und l-F der Legierung AlSi9.....	112
Abbildung 6-4: Prozentuale Differenz s-F - l-F der Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A	114
Abbildung 6-5: Elastische Dehnungen für Proben der Konfigurationen s-F und l-F.....	116
Abbildung 6-6: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Konfigurationen s-F und l-F für die Legierung AlSi9 bei Raumtemperatur.....	117

Abbildung 6-7: Differenz s-F - l-F der prozentualen Verteilungswerte (vgl. Abschnitt 5.6) der Porenvolumina (a) und der Sphärizität (b).....	118
Abbildung 6-8: Mikrostrukturen der Konfigurationen s-F (a) und s-T (b) für die Legierung AlSi9	120
Abbildung 6-9: Prozentuale Differenz ¹² s-F - s-T der Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A	121
Abbildung 6-10: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Konfiguration s-F und s-T der Legierungen AlSi5, AlSi7, AlSi9 und AlSi12 bei Raumtemperatur	122
Abbildung 6-11: Elastische Dehnungen für Proben der Konfigurationen s-F und s-T.....	123
Abbildung 6-12: Differenz s-F - s-T der prozentualen Verteilungswerte (vgl. Abschnitt 5.6) der Porenvolumina (a) und der Sphärizität (b).....	125

B. Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1:	Auflistung der untersuchten Legierungen sowie der durchgeführten Experimente	47
Tabelle 4-2:	Zusammensetzung der Legierungen	49
Tabelle 4-3:	Bei der Dehnungsanalyse am Neutronendiffraktometer STRESS-SPEC verwendete Instrumenteinstellungen.....	57
Tabelle 4-4:	Bei der Tomographie verwendete Instrumenteinstellungen	60
Tabelle 4-5:	Für die Modellierung des Zugversuchs auf der Mikroebene verwendete Parameterwerte.....	64
Tabelle 5-1:	Freie eutektische Weglänge in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit	76
Tabelle 5-2:	Durchschnittliches Porenvolumen, durchschnittliche Sphärizität und Porenanteil am Gesamtvolumen	91
Tabelle 5-3:	Gegenüberstellung der simulativ und experimentell ermittelten Werte für R_m und A_{gt}	99

C. Literaturverzeichnis

- AHMED, S. und F. R. JONES, 1990. A review of particulate reinforcement theories for polymer composites. In: *Journal of Materials Science*. **25**(12), 4933-4942. Journal of Materials Science
- AIT EL HAJ, B., A. BOUAYAD und M. ALAMI, 2015. Effect of Mould Temperature and Melt Treatment on Properties of an AlSi9 Cast Alloy - Thermal and Microstructural Investigations. In: *International Letters of Chemistry, Physics and Astronomy*. **55**, 12-18. ISSN 2299-3843
- ALTENPOHL, D.G., 1994. *Aluminium von innen - das Profil eines modernen Metalles*. 5. Auflage. Düsseldorf: Aluminium-Verl. ISBN 3-87017-235-5
- ANGLADA, E., A. MELÉNDEZ, L. MAESTRO und I. DOMIGUEZ, 2013. Adjustment of Numerical Simulation Model to the Investment Casting Process. In: *Procedia Engineering*. **63**, 75-83. ISSN 18777058
- BÄCKERUD, L., G. CHAI und J. TAMMINEN, 1990. *Solidification characteristics of aluminium alloys*. Oslo: Skanaluminium. ISBN 0-87433-119-6
- BANABIC, D. und M. SESTER, 2012. Influence of Material Models on the Accuracy of the Sheet Forming Simulation. In: *Materials and Manufacturing Processes*. **27**(3), 273-277. ISSN 1042-6914
- Banhart, J., 2008. *Advanced tomographic methods in materials research and engineering*. Oxford: Oxford University Press. Monographs on the physics and chemistry of materials. ISBN 978-0-19921-324-5
- BAUMGARTNER, G., 2017. *Das mikromechanische Verhalten von AlSi-Legierungen unter Last*. Garching. 12. Bayerische Barbara-Tagung
- BAUMGARTNER, G., R. KOOS und W. VOLK, 2017. Verhalten einer AlSi9-Mikrostruktur unter Last und Berechnung der mechanischen Eigenschaften auf Basis der Mikrostruktur. In: *METALL*. **71**(5), 185-192
- BAYANI, H., S. M. H. MIRBAGHERI, M. BARZEGARI und S. FIROOZI, 2014. Simulation of unconstrained solidification of A356 aluminum alloy on distribution of micro/macro shrinkage. In: *Journal of Materials Research and Technology*. **3**(1), 55-70. ISSN 22387854
- BEER, S., 2005. *Aluminium-Motorblöcke: Konstruktionen, Werkstoffe, Gießverfahren und Zylinderlaufflächen-Technologien für Leichtbau-Pkw-Motoren*. Landsberg/Lech: Verl. Moderne Industrie. Die Bibliothek der Technik. Bd. 278. ISBN 3-93788-918-3
- BELYTSCHKO, T., W.K. LIU, B. MORAN und K.I. ELKHODARY, 2014. *Nonlinear finite elements for continua and structures*. Second edition. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc. CourseSmart. ISBN 978-1-118-63270-3
- BESTE, D., 2013. *Computertomografie von Proben im realen Einsatz* [online]. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, [Zugriff am: 22. Oktober 2017]. Verfügbar unter: <https://www.springerprofessional.de/werkstofftechnik/werkstoffpruefung---materialanalyse/computertomografie-von-proben-im-realen-einsatz/6594354>

- BETTEN, J., 2004. *Finite Elemente für Ingenieure 2: Variationsrechnung, Energiemethoden, Näherungsverfahren, Nichtlinearitäten, Numerische Integrationen*. Zweite, neu bearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York. ISBN 3-540-20447-4. Verfügbar unter: <http://dx.doi.org/10.1007/3-540-35030-6>
- Biermann, H. und L. Krüger, 2015. *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. ISBN 978-3-52733-413-1
- BRAGG, W. H. und W. L. BRAGG, 1913. The Reflection of X-rays by Crystals. In: *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. **88**(605), 428-438. ISSN 1364-5021
- BREITKREUTZ, K., 1995. Quantitative Gefügeanalyse - Theoretische Grundlagen und Anwendungen. In: *Materials and Corrosion/Werkstoffe und Korrosion*. **46**(4), 199-257. ISSN 0947-5117
- Brunhuber, E., 1991. *Giesserei-Lexikon*. 15. Auflage. Berlin: Schiele & Schön. ISBN 3-79490-516-4
- BÜHRIG-POLACZEK, A., W. MICHAELI und G. SPUR, 2014. *Handbuch Urformen*. 2. Auflage. München: Hanser. Edition Handbuch der Fertigungstechnik. ISBN 978-3-44642-035-9
- Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie (BDG), 2011. *P 220: Bestimmung des Dendritenarmabstandes für Gussstücke aus Aluminium-Gusslegierungen*. Düsseldorf: Gießerei-Verlag
- Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 2013. *Aluminium-Guss: Grundlagen - Anwendungen - Legierungen - Beispiele*. Düsseldorf: Gießerei-Verlag. ISBN 978-3-87260-175-9
- BUZUG, T.M., 2004. *Einführung in die Computertomographie: Mathematisch-physikalische Grundlagen der Bildrekonstruktion*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-64262-184-0
- DASSAULT SYSTÈMES SIMULIA, 2015. *Abaqus 2016 Online Documentation* [online]: *Abaqus Analysis User's Guide*. Vélizy-Villacoublay, Frankreich, [Zugriff am: 5. Oktober 2018]. Verfügbar unter: <http://130.149.89.49/v2016/books/usb/default.htm>
- Deutsches Institut für Normung e. V. (DIN), 2009. *21432: Zerstörungsfreie Prüfung - Standardprüfverfahren zur Bestimmung von Eigenspannungen durch Neutronenbeugung*. Berlin: Beuth Verlag GmbH
- Deutsches Institut für Normung e. V. (DIN), 2009. *50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*. Berlin: Beuth Verlag GmbH
- Deutsches Institut für Normung e. V. (DIN), 2009. *6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Berlin: Beuth Verlag GmbH
- Deutsches Institut für Normung e. V. (DIN), 2011. *6892-2: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*. Berlin: Beuth Verlag GmbH
- Deutsches Institut für Normung e. V. (DIN), 2013. *60584: Thermoelemente - Teil 1: Thermo- spannungen und Grenzabweichungen*. Berlin: Beuth Verlag GmbH
- DIETERICH, E., G. SORESCU und G. EIGENBERGER, 1992. Numerische Methoden zur Simulation verfahrenstechnischer Prozesse. In: *Chemie Ingenieur Technik*. **64**(2), 136-147. Chemie Ingenieur Technik

- DIGHE, M. und A. GOKHALE, 1997. Relationship between microstructural extremum and fracture path in a cast Al-Si-Mg-Alloy. In: *Scripta Materialia*. **37**(9), 1435-1440. ISSN 1359-6462
- ELEMENT COLLECTION, I., 2017. *Heat of Fusion of the elements* [online], [Zugriff am: 19. November 2017]. Verfügbar unter: <http://periodictable.com/Properties/A/FusionHeat.st.html>
- ENGLER, S., 1965. Volumendefizit bei der Erstarrung metallischer Schmelzen. In: *Zeitschrift für Metallkunde*. **56**(6), 327-335
- EUROPÄISCHES PARLAMENT UND RAT, 23. April 2009. *Verordnung (EG) Nr. 443/2009*
- EUROPEAN SYNCHROTRON RADIATION FACILITY. *ID19 Microtomography beamline - Overview* [online]. Grenoble: European Synchrotron Radiation Facility, [Zugriff am: 25. Dezember 2017]. Verfügbar unter: <http://www.esrf.eu/home/UsersAndScience/Experiments/StructMaterials/ID19/over.html>
- FLEMINGS, M. C., 1998. Solidification Science and Engineering Practice. In: *MRS Bulletin*. **23**(05), 30-36. ISSN 0883-7694
- FUCHS, H.A., 1982. *Dendritenmorphologie* [Dissertation]. München: Technische Universität München
- GESAMTVERBAND DER ALUMINIUMINDUSTRIE E.V., 2007. *Wärmebehandlung von Aluminium-Legierungen: Merkblatt W7*. Überarbeitete Auflage. Düsseldorf: GDA. Merkblatt / Aluminium-Zentrale. 7. ISBN 978-3-93717-119-7
- GLÖCKLER, M., 2014. *Simulation mechatronischer Systeme*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-65805-383-3
- GROSS, D. und T. SEELIG, 2011. *Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik*. 5. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-642-10195-3
- HAFIZ, M. und T. KOBAYASHI, 1994. A study on the microstructure-fracture behavior relations in AlSi casting alloy. In: *Scripta Metallurgica at Materialia*. **30**, 475-480. ISSN 0036-9748
- HEPP, E., O. LOHNE und S. SANNES, 2003. Extended Casting Simulation for Improved Magnesium Die Casting. In: K.U. KAINER, Hrsg. *Magnesium: Proceedings of the 6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications*. 5. Auflage. Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 669-674. ISBN 978-3-52760-356-5
- HOELZEL, M., W. M. GAN, M. HOFMANN, C. RANDAU, G. SEIDL, P. JÜTTNER und W. W. SCHMAHL, 2013. Rotatable multifunctional load frames for neutron diffractometers at FRM II—design, specifications and applications. In: *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A*. **711**, 101-105. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A
- Hoffmann, H., 2012. *Handbuch Umformen*. 2. Auflage. München: Hanser. Edition Handbuch der Fertigungstechnik. ISBN 978-3-44642-778-5
- HOFMANN, M., R. SCHNEIDER, G. A. SEIDL, J. REBELO-KORNMEIER, R. C. WIMPORY, U. GARBE und H.-G. BROKMEIER, 2006. The new materials science diffractometer STRESS-SPEC at FRM-II. In: *Physica B: Condensed Matter*. **385-386**, 1035-1037. ISSN 09214526
- HUANG, L.-K. und M.-J. J. WANG, 1995. Image thresholding by minimizing the measures of fuzziness. In: *Pattern Recognition*. **28**(1), 41-51. ISSN 00313203

- HUTCHINGS, M. T., 1992. Neutron diffraction measurement of residual stress fields - the engineer's dream come true?. In: *Neutron News*. **3**(3), 14-19. ISSN 1044-8632
- HUTCHINGS, M.T., 2005. *Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction*. Boca Raton Fla. u.a.: CRC Press / Taylor & Francis. ISBN 0-41531-000-8
- JACKSON, J.D., 1962. *Classical Electrodynamics*. London: John Wiley & Sons, Inc. Library of Congress Catalog Card Number. 62-8774. ISBN 978-0-47143-131-2
- JOCHAM, D., C. GABER, O. BÖTTCHER, P. WIEDEMANN und W. VOLK, 2017. Experimental prediction of sheet metal formability of AW-5754 for non-linear strain paths by using a cruciform specimen and a blank holder with adjustable draw beads on a sheet metal testing machine. In: *International Journal of Material Forming*. **10**(4), 597-605. ISSN 1960-6206
- KAINZINGER, P., M. WOHLFAHRT und W. EICHLSEDER, 2011. Makrolunker in Gusseisen mit Kugelgraphit - Vorhersage durch Simulation und deren Einfluss auf die Schwingfestigkeit. In: *Giesserei-Rundschau*. **58**(5), 106-110
- KAUFMAN, J.G. und E.L. ROOY, 2004. *Aluminum alloy castings: Properties, processes, and applications*. Materials Park, Ohio: ASM International. ISBN 9780871708038
- KEBLER, O., 2001a. Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen: Teil 1. In: *Der Wärmebehandlungsmarkt*. **8**(2), 5-8
- KEBLER, O., 2001b. Ausscheidungshärtung von Aluminiumlegierungen: Teil 2. In: *Der Wärmebehandlungsmarkt*. **8**(3), 5-8
- KLAN, S., 2004. *Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen* [Dissertation]. Freiberg: Technische Universität Bergakademie Freiberg
- KLEIN, B., 2007. *FEM: Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau*. 7., verbesserte Auflage. Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag | GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden. Studium Technik. ISBN 978-3-8348-0296-5
- KOOS, R., 2014. *Correlation between 3D microstructure and thermo-mechanical behavior of near eutectic piston alloys* [Dissertation]. Wien: Technische Universität Wien
- KRIEGER, H., 2005. *Strahlungsquellen für Technik und Medizin*. Wiesbaden: Teubner. ISBN 978-3-83510-019-0
- KRIEGER, H., 2009. *Grundlagen der Strahlungsphysik und des Strahlenschutzes*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner. ISBN 978-3-83480-801-1
- KRIEGER, H., 2013. *Strahlungsquellen für Technik und Medizin*. 2., überarbeitete und erweiterte Auflage. Wiesbaden: Springer. ISBN 978-3-65800-589-4
- KUCHLING, H., 2014. *Taschenbuch der Physik: Mit zahlreichen Tabellen*. 21., aktualisierte Auflage. München: Fachbuchverl. Leipzig im Carl-Hanser-Verl. ISBN 3-44644-218-9
- KURZ, W. und D.J. FISHER, 1992. *Fundamentals of solidification*. 3. Auflage. Aedermannsdorf: Trans Tech Publications. ISBN 0-87849-522-3
- KURZ, W. und R. TRIVEDI, 1991. Eutectic growth under rapid solidification conditions. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*. **22**(12), 3051-3057. ISSN 1073-5623
- LANGE, K., 1993. *Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Band 4: Sonderverfahren, Prozesssimulation, Werkzeugtechnik, Produktion*. 2., völlig neubearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin: Springer. ISBN 978-3-642-63451-2

- LEE, P.D., A. CHIRAZI und D. SEE, 2001. Modeling microporosity in aluminum–silicon alloys: A review. In: *Journal of Light Metals*. **1**(1), 15-30. ISSN 14715317
- LINDNER, H. und W. SIEBKE, 2003. *Physik für Ingenieure: Mit Tabellen und Beispielen*. 16. Auflage. München: Fachbuchverl. Leipzig im Carl Hanser Verl. ISBN 3-44621-703-7
- MCDONALD, S. D., A. K. DAHLE, J. A. TAYLOR und D. H. STJOHN, 2004. Eutectic grains in unmodified and strontium-modified hypoeutectic aluminum-silicon alloys. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*. **35**(6), 1829-1837. ISSN 1073-5623
- MEIER, L., 2016. *In-situ-Messung der Phasenumwandlungskinetik von ausferritischem Guss-eisen* [Dissertation]. München: Technische Universität München
- MICHELFELT, S., 2012. *Werkstoffgesetze einer AlSi-Gusslegierung unter Hochtemperaturbeanspruchung in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes* [Dissertation]. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt
- NESTLER, B., M. SELZER und M. JAINTA, 2009. Mikrostruktursimulation in der Werkstofftechnik. In: *Werkstoffe in der Fertigung*, 37-38
- NIELSEN, F., 1987. *Giess- und Anschnittechnik: Grundlagen u. Anwendung einer Methode*. Düsseldorf: Giesserei-Verl. ISBN 3-87260-034-6
- OSTERMANN, F., 2007. *Anwendungstechnologie Aluminium*. 2., neu bearbeitete und aktualisierte Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg. VDI-Buch. ISBN 978-3-540-23882-9
- OSTERMANN, F., 2014. *Anwendungstechnologie Aluminium*. Berlin/Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-662-43806-0
- RAPPAZ, M., 1989. Modelling of microstructure formation in solidification processes. In: *International Materials Reviews*. **34**(3), 93-123. ISSN 0950-6608
- REDDY, J.N., 1993. *An introduction to the finite element method*. 2. ed. New York, NY: McGraw-Hill. McGraw-Hill series in mechanical engineering. ISBN 0070513554. Verfügbar unter: <http://www.loc.gov/catdir/description/mh022/92029532.html>
- REIHLE, M., 2015. *Entstehung und Ausprägung von Eigenspannungen in Verbundgussteilen* [Dissertation]. München: Technische Universität München
- REPPER, J., 2010. *Einfluss mikroskopischer Eigenspannungen auf die makroskopische Eigenspannungsanalyse mittels Neutronenbeugung* [Dissertation]. München: Technische Universität München
- REQUENA, G., G. GARCÉS, M. RODRÍGUEZ, T. PIRLING und P. CLOETENS, 2009. 3D Architecture and Load Partition in Eutectic Al-Si Alloys. In: *Advanced Engineering Materials*. (11), 1007-1014. ISSN 1527-2648
- REUSS, A., 1929. Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle. In: *ZAMM - Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*. **9**(1), 49-58. ISSN 00442267
- RÖCKER, O., 2008. *Untersuchungen zur Anwendung hoch- und höchstfester Stähle für walzprofilierte Fahrzeugstrukturkomponenten* [Dissertation]. Berlin: Technische Universität Berlin
- SAAL, P., 2017. *Quantitative Phasenanalyse von ausferritischem Gusseisen mithilfe der Neutronendiffraktometrie* [Dissertation]. München: Technische Universität München
- Sahm, P.R., 1999. *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen: Eine Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle*. Braunschweig: Vieweg. ISBN 3-52806-979-1

- SCHNEIDER, W. und F.-J. FEIKUS, 1996. Wärmebehandlung von Aluminium-Gusslegierungen für das Vakuum-Druckgießen. In: *Giesserei*. **83**(1), 20-24
- SCHNEIDER, W., W. VOGEL und H. BALDERING, 1990. Wärmebehandlung von Aluminium-Gusslegierungen für Druck- und Kokillenguss. In: *Giesserei*. **77**(22), 693-699
- SCHÖBEL, M., 2011. *Residual stresses and thermal fatigue damage in metal matrix composites for heat sink applications* [Dissertation]. Wien: Technische Universität Wien
- SCHÖBEL, M., G. BAUMGARTNER, S. GERTH, J. BERNARDI und M. HOFMANN, 2014. Microstresses and crack formation in AlSi7MgCu and AlSi17Cu4 alloys for engine components. In: *Acta Materialia*. **81**, 401-408. ISSN 13596454
- SCHUMACHER, P., S. POGATSCHER, M. STARINK, C. SCHICK, V. MOHLES und B. MILKEREIT, 2015. Quench-induced precipitates in Al–Si alloys: Calorimetric determination of solute content and characterisation of microstructure. In: *Thermochimica Acta*. **602**, 63-73. ISSN 00406031
- SHABANI, M. und A. MAZAHERY, 2011. Prediction of Mechanical Properties of Cast A356 Alloy as a Function of Microstructure and Cooling Rate. In: *Archives of Metallurgy and Materials*. **56**(3), 671-675. ISSN 1733-3490
- SJÖLANDER, E. und S. SEIFEDDINE, 2010. The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. In: *Journal of Materials Processing Technology*. **210**(10), 1249-1259. ISSN 09240136
- SPIEB, L., G. TEICHERT, R. SCHWARZER, H. BEHNKEN und C. GENZEL, 2009. *Moderne Röntgenbeugung: Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. 2., überarbeitete und erweiterte Auflage. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden. ISBN 978-3-83510-166-1. Verfügbar unter: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-8349-9434-9>
- SPIEB, L., R. SCHWARZER, H. BEHNKEN und G. TEICHER, 2005. *Moderne Röntgenbeugung: Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. Wiesbaden: Teubner. ISBN 978-3-519-00522-3
- TALBOT, D. E. J., 1975. Effects of Hydrogen in Aluminium, Magnesium, Copper, and Their Alloys. In: *International Metallurgical Reviews*. **20**(1), 166-184. ISSN 0367-9020
- TEWARI, A. und A. M. GOKHALE, 2000. Application of Three-Dimensional Digital Image Processing for Reconstruction of Microstructural Volume from Serial Sections. In: *Materials Characterization*. **44**(3), 259-269. ISSN 10445803
- THÉVOZ, P., J. L. DESBIOLLES und M. RAPPAZ, 1989. Modeling of equiaxed microstructure formation in casting. In: *Metallurgical Transactions A*. **20**(2), 311-322. ISSN 0360-2133
- TIMPEL, M., 2012. *Einfluss von Strontium auf die Mikrostruktur von Aluminium-Silizium Legierungen* [Dissertation]. Berlin: Helmholtz-Zentrum Berlin
- TODTE, M., 2002. *Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gußteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses* [Dissertation]. Magdeburg: Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg
- Verein Deutscher Ingenieure (VDI), 2014. *3633: Simulation von Logistik-, Materialfluss- und Produktionssystemen*. Berlin: Beuth Verlag GmbH
- VOIGT, W., 1899. Über die Beziehung zwischen den beiden Elastizitätskonstanten isotroper Körper. In: *Annalen der Physik*. **38**(274), 573-587

- VOLK, W., G. BAUMGARTNER, P. LECHNER und F. ETTEMEYER, 2017. *Prognose von Werkstoffeigenschaften mit Hilfe einer Mikrostrukturanalyse im Bereich des Kokillengusses und der anorganischen Formstoffe*. Düsseldorf. Deutscher Gießereitag 2017
- VOLK, W., H. HOFFMANN, J. SUH und J. KIM, 2012. Failure prediction for nonlinear strain paths in sheet metal forming. In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. **61**(1), 259-262. ISSN 00078506
- WADELL, H., 1935. Volume, Shape, and Roundness of Quartz Particles. In: *The Journal of Geology*. **43**(3), 250-280. ISSN 0022-1376
- WEINSCHENK, A. und W. VOLK, 2014. Decrease of Springback by Geometrical Modification of the Sheet Metal Part. In: *Advanced Materials Research*. **1018**, 277-284. ISSN 1662-8985
- WESENJAK, R., 2016. *Prognose des mechanischen Verhaltens von Dualphasen-Stählen mit Hilfe eines mikromechanischen Finite Elemente Modells*. München: Verlag Dr. Hut. Werkstoffwissenschaften. ISBN 3-84392-713-8
- WILLIS, B.T.M. und C.J. CARLILE, 2009. *Experimental neutron scattering*. Oxford: Oxford Univ. Press. ISBN 0-19851-970-2
- YE, H., 2003. An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications. In: *Journal of Materials Engineering and Performance*. **12**(3), 288-297. ISSN 1544-1024
- YI, T., L. LI und C.-J. KIM, 2000. Microscale material testing of single crystalline silicon: process effects on surface morphology and tensile strength. In: *Sensors and Actuators A: Physical*. **83**(1-3), 1-304. ISSN 0924-4247
- ZIENKIEWICZ, O.C., D. FOX und R.L. TAYLOR, 2014. *The finite element method for solid and structural mechanics*. Seventh edition. Oxford: Butterworth-Heinemann. ISBN 978-1-85617-634-7

Anhang

Spektralanalyse

Einzelmessungen der Spektralanalyse AlSi5:

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
Messung 1	94,8	4,97	0,11	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 2	94,9	4,95	0,10	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 3	94,9	4,92	0,10	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 4	94,8	5,04	0,10	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 5	94,8	4,97	0,10	< 0,001	< 0,001	< 0,001

Einzelmessungen der Spektralanalyse AlSi7:

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
Messung 1	92,9	6,88	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 2	93,1	6,74	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 3	92,8	7,03	0,08	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 4	92,7	7,10	0,08	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 5	92,9	6,94	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001

Einzelmessungen der Spektralanalyse AlSi9:

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
Messung 1	91,0	8,84	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 2	90,8	8,97	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 3	90,9	8,93	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 4	90,7	9,08	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 5	90,9	8,95	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001

Einzelmessungen der Spektralanalyse AlSi12:

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
Messung 1	88,0	11,8	0,10	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 2	87,7	12,0	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 3	88,2	11,6	0,10	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 4	87,7	12,0	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Messung 5	87,9	11,9	0,09	< 0,001	< 0,001	< 0,001

Fehlerfortpflanzung des Approximationsfehlers bei der Annäherung der Messwertverteilung durch eine Gaußkurve

Für die Fehlerfortpflanzung betrachtete Funktion:

$$f(\theta) = \frac{\lambda}{2 \times \sin \theta}$$

1. Ableitung der betrachteten Funktion:

$$\frac{df}{d\theta} = \frac{\lambda}{2} \times \sin^2 \theta \times \cos \theta$$

Berechnung Fehlerfortpflanzung:

$$f(\Delta\theta) = \frac{df}{d\theta} \times \Delta\theta = \frac{\lambda}{2} \times \sin^2 \theta \times \cos \theta \times \Delta\theta$$

Dissertationen des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen, Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

- 01 *Felix Zimmermann*
Generierung von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften in
PHS-Bauteilen durch Anlassen mittels Flamme; 2014;
ISBN: 978-3-95884-007-2
- 02 *Christopher Joseph Thoma*
Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit in der
Prozesskette Druckguss; 2015; ISBN: 978-3-73699-009-8
- 03 *Joung Sik Suh*
Verbesserung der Kaltumformbarkeit von AZ31 Mg-Blech
durch Equal Channel Angular Pressing (ECAP); 2015;
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20151215-1271570-1-8>
- 04 *Robert Ramakrishnan*
3-D-Drucken mit einem anorganischen Formstoffsystem; 2016;
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20160129-1276474-1-5>
- 05 *Patrick Saal*
Quantitative Phasenanalyse von ausferritischem Gusseisen
mithilfe der Neutronendiffraktometrie; 2017;
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20170125-1304161-1-8>
- 06 *Peter Sachnik*
Methodik für gratfreie Schnittflächen beim Scherschneiden; 2017;
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20160406-1304184-1-8>
- 07 *Thomas Martin Kopp*
Einfluss der Werkzeugsteifigkeit auf Scherschneidprozess
und Werkzeugverschleiß beim offenen Schnitt; 2017;
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20170426-1327352-1-7>
- 08 *Simon Josef Maier*
Inline-Qualitätsprüfung im Presswerk durch intelligente
Nachfolgewerkzeuge; 2018; ISBN: 978-3-95884-004-1
- 09 *David Jocham*
Bestimmung der lokalen Einschnürung nach linearer und
nichtlinearer Umformhistorie sowie Ermittlung dehnungs-
und geschwindigkeitsabhängiger Materialkennwerte; 2018;
ISBN: 978-3-95884-012-6

- 10 *Christoph Kaiser*
Effiziente Produkt- und Prozessabsicherung für
gefaltete Karosseriebauteile durch ein metamodellbasiertes
Assistenzsystem; 2018; ISBN: 978-3-95884-018-8
- 11 *Daniel Marian Opritescu*
Risikominimale Überbrückung von Kapazitätsengpässen
im Presswerksverbund der Automobilindustrie; 2018;
ISBN: 978-3-95884-020-1
- 12 *Maria Anna Hiller*
Fügen durch Clinchen mit rotierender Werkzeugbewegung;
2019; ISBN: 978-3-95884-024-9
- 13 *Hannes Alois Weiss*
Fertigung effizienter Elektromotoren; 2019;
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20190516-1463362-1-3>
- 14 *Wan-gi Cha*
Formability consideration in bead optimization to stiffen deep drawn parts; 2019;
Urn: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20190717-1469833-1-2>
- 15 *Sven Jansen*
Methodik zur Auslegung konturnaher Temperiersysteme
in Druckgusswerkzeugen; 2019; ISBN: 978-3-95884-035-5
- 16 *Georg Baumgartner*
Das mikromechanische Verhalten von binären
Aluminium-Silizium-Legierungen unter Last;
2019; ISBN: 978-3-95884-032-4