

Einfluss der Temperaturführung beim Gießen und bei der integrierten Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Druckgussbauteilen

Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.) der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik der Universität Rostock

vorgelegt von Jan Elias Biroth

geboren am 09.05.1991 in Bad Kreuznach

Erstgutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler
Universität Rostock
Lehrstuhl für Werkstofftechnik
18059 Rostock

Zweitgutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge
Fraunhofer IGP
Lehrstuhl für Fertigungstechnik
18059 Rostock

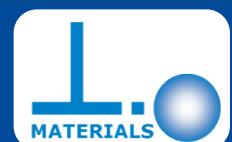
Drittgutachter:

Dr. rer. nat. Robert Behr
Mercedes-Benz Group AG
71059 Sindelfingen

Abgabe: 30.04.2024, Verteidigung: 22.01.2025

Lehrstuhl für Werkstofftechnik

Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik



Kurzfassung

Untersuchungsgegenstand dieser Dissertation ist die Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe) in Form eines Zylinderkurbelgehäuses gegossen im laminaren Druckguss. In dieser Arbeit werden die grundlegenden Werkstoffeigenschaften im Zusammenhang mit den Temperatur-Zeit-Verläufen der Prozesskette und dem Ausscheidungsverhalten beleuchtet. Dazu finden unterschiedliche Untersuchungsmethoden Anwendung. Die Analysemethodik der Kalorimetrie weist ergänzend zur Härte die Abschreckempfindlichkeit sowie das Kalt- und Warmauslagerungsverhalten aus. Die erweiterte Phasenanalyse mittels REM, EDX, XRD und der Simulationssoftware JMatPro® beschreibt das Ausscheidungsverhalten der Legierung.

Der Urformprozess wird durch eine in-situ Temperatur-Zeit-Messung vom Eingießen der Schmelze bis zur Entformung des Bauteils abgebildet und anhand eines Prüfstandaufbaus um das Abkühlverhalten nach der Entformung erweitert. Die anschließende Verifizierung einer numerischen Gießsimulation in Magmasoft® anhand der Temperaturmessungen ermöglicht die Bestimmung der positionsabhängigen Temperatur-Zeit-Verläufe.

Eine Kurzzeitlösungsglühung mittels Diodenlaser auf ein Probenformat in Zugprobengröße ermöglicht die Reproduktion des urformprozessnahen Werkstoffzustandes und stellt den Zusammenhang zwischen Abschreckempfindlichkeit und erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze dar.

Das Zusammenwirken von Gießsimulation, Laser-Kurzzeit-Lösungsglühung und Zugversuche an Proben aus dem Kurbelgehäuse zeigen erstmalig die erzielbare $R_{p0,2}$ -Dehngrenze im kausalen Zusammenhang mit der Abschreckempfindlichkeit und den relevanten Prozessparametern beim laminaren Druckguss.

Abstract

In this thesis the precipitation behaviour of the aluminium alloy AlSi9Cu3(Fe) is investigated by a four-cylinder in-line engine cast by laminar die casting. The fundamental opportunities for influencing the material behaviour with regard to the temperature-time-history along the entire production line are evaluated. Therefore different examination methods are applied. The differential scanning calorimetry and the hardness measurements are used to estimate the quenching sensitivity and to determine the behaviour of natural and artificial aging of the aluminium alloy. For the deeper understanding and evaluation of the phase transformation, the examination methods of REM, EDX, XRD and the simulation software JMatPro® are appropriated.

By implementing a thermocouple into the casting mould, the temperature-time-profile during the casting process is measured in-situ from filling the mould to demoulding the unit. The temperature-time-profile of the process operation after demoulding is simulated in an additional experimental set up.

Based on the temperature measurements, the casting simulation with Magmasoft® can be verified and as a consequence the divergence of the local temperature constitution in the crankcase is designated.

The established specific short-time solution annealing of tensile samples by laser procedure facilitates a minimized influence on the cast structure and implies the reproduction of cooling during the casting process. This offers the opportunity to ascertain the relationship between the quenching sensitivity and the reachable $R_{p0,2}$ yield strength after artificial aging.

The results of the tensile samples from the crankcase are correlated with the established cooling rates of the simulation, weighted according to the precipitation behaviour. By comparing these with the results of the solution annealing by laser procedure, the connection of the temperature-time-profile and the realizable $R_{p0,2}$ yield strength of the specific application of the laminar die casting is extrapolated.

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung	1
2.	Stand der Technik	3
2.1.	Herstellungsverfahren von Gussbauteilen mit metallischer Dauerform	3
2.1.1.	Kokillenguss	3
2.1.2.	Druckguss	3
2.1.3.	Laminarer Druckguss	3
2.2.	Einfluss der Legierungselemente in Aluminiumlegierungen	4
2.3.	Mechanismen der Festigkeitssteigerung in metallischen Werkstoffen	8
2.3.1.	Mischkristallverfestigung	9
2.3.2.	Ausscheidungshärtung	9
2.4.	Aluminiumgusslegierung: AlSi9Cu3(Fe) (EN AC 46000)	15
2.4.1.	Normgerechte Zusammensetzung	16
2.4.2.	Legierungsspezifische Phasenbildung	16
2.5.	Grundlagen der Differential Scanning Calorimetry	19
2.5.1.	Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm	20
2.6.	Modelle zur Beschreibung der Kinetik von Festphasenumwandlungen	21
2.6.1.	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK)	21
2.6.2.	Starink und Zahra (SZ)	22
2.6.3.	Quench Faktor Analysis (QFA)	23
2.6.4.	Anwendungsbezug der Modellbeschreibung	24
3.	Werkstoffe, Methoden und Fertigungsprozesserläuterungen	26
3.1.	Charakterisierung des laminar gegossenen Kurbelgehäuses	26
3.1.1.	Prozessabfolge des Gießprozesses	29
3.1.2.	Kühlsysteme	31
3.1.3.	Untersuchungsumfang am Kurbelgehäuse	32
3.1.4.	Temperaturmessungen im Urformprozess	34
3.1.5.	Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug	36
3.1.6.	Erstarrungs- und Abkühlsimulation mit Magmasoft®	40
3.1.7.	Wiedererwärmens eines unzureichend abgeschreckten Bauteils	42
3.2.	Kurzzeitlösungsglühen mittels Laserverfahrens und variierenden Abkühlraten	42
3.2.1.	Probenpräparation	42
3.2.2.	Aufbau und Versuchsdurchführung	43
3.3.	Wärmebehandlung im Ofen	46

3.4.	Werkstoffsimulation mit der Software JMatPro®	50
3.4.1.	Gleichgewichtsnahe Erstarrung	50
3.4.2.	Erstarrung nach „Scheil“	52
3.4.3.	Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm	53
3.5.	Kalorimetrische Untersuchungen	54
3.5.1.	Versuchsdurchführung	54
3.5.2.	Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit	55
3.5.3.	Kalorimetrische Erwärmversuche	57
3.5.4.	Rohdatenaufbereitung	58
3.6.	Werkstoff- und Gefügeuntersuchungen	60
3.6.1.	Chemische Analyse	60
3.6.2.	Probenpräparation für Metallographie	61
3.6.3.	Lichtmikroskopie	61
3.6.4.	Rasterelektronenmikroskopie und energiedispersive Röntgenspektroskopie	61
3.6.5.	Röntgendiffraktometrie	61
3.7.	Mechanische Werkstoffkennwerte	62
3.7.1.	Härteprüfung	62
3.7.2.	Zugprüfung	62
4.	Ergebnisse	63
4.1.	Experimentelle Ergebnisse am Kurbelgehäuse	63
4.1.1.	Mechanische Eigenschaften	63
4.1.2.	Temperaturmessungen	67
4.1.3.	Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug	69
4.1.4.	Erstarrungs- und Abkühlsimulation mit Magmasoft®	73
4.2.	Kalorimetrische Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit	77
4.2.1.	Excesswärmekapazität vs. Übersättigung des Mischkristallzustandes	77
4.2.2.	Gefügeuntersuchungen (EDX, SEM, XRD, JMatPro®)	80
4.3.	Konventionelles Lösungsglühen im Ofen	90
4.4.	Kurzzeitlösungsglühen mittels Laserverfahrens und variierenden Abkühlraten	91
4.4.1.	Dehngrenzen nach Wärmebehandlung	92
4.4.2.	Dehngrenzen nach Kalt- und Warmauslagerung	93
4.5.	Modellerstellung: $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abhängigkeit des Abkühlgradienten	94
4.6.	Auslagerungsverhalten	96
4.6.1.	Kalorimetrische Untersuchungen zur Kaltauslagerung	101
4.6.2.	Warmauslagerung	103

5.	Diskussion	110
5.1.	Abkühlverläufe am Kurbelgehäuse	110
5.1.1.	In-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses	110
5.1.2.	Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug	110
5.1.3.	Erstarrungs- und Abkühlsimulation mit Magmasoft®.....	111
5.2.	Abschreckempfindlichkeit.....	113
5.2.1.	Kalorimetrische Messungen	113
5.2.2.	Metallographische Analyseergebnisse	114
5.2.3.	Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm.....	115
5.3.	Kurzzeitlösungsglühen mittels Laser und variierenden Abkühlungen	117
5.3.1.	Modellerstellung: $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abhängigkeit des Abkühlgradienten.....	118
5.4.	Korrelation zwischen lokalen Abkühlverläufen und Festigkeit im Kurbelgehäuse	121
5.5.	Auslagerungsverhalten	127
5.5.1.	Kaltauslagerung	128
5.5.2.	Warmauslagerung	129
5.5.3.	Wiedererwärmen eines unzureichend abgeschreckten Bauteils	131
5.6.	Ausblick	132
6.	Zusammenfassung.....	134
	Danksagung.....	I
	Literaturverzeichnis.....	II
	Abkürzungsverzeichnis	VIII
	Abbildungsverzeichnis	XI
	Tabellenverzeichnis	XXIII
	Anhang	XXV
	Eidesstattliche Versicherung.....	XLIV

1. Einleitung

Aluminiumwerkstoffe spielen in vielen Bereichen des Verkehrsmittelbaus aufgrund der Leichtbaueigenschaften und kostengünstigen gießtechnischen Herstellung eine wichtige Rolle. Gerade vor dem Hintergrund der ökonomischen und ökologischen Aspekte bei begrenzter Verfügbarkeit liegt ein besonderes Augenmerk auf recycelbaren Materialien. Aluminiumsekundärlegierungen finden deshalb einen hohen Anwendungsbedarf auch im Automobilbereich. Vor dem Hintergrund einer CO₂-neutralen Mobilität und Betrachtung des vollständigen Produktlebenszyklus wird nach immer emissionsärmeren und effizienteren Verbrennungsverfahren, Motorauslegungen und Herstellungsverfahren gestrebt. Eine zukunftsorientierte Ausrichtung der Produktion ermöglicht, dass Modelle zu einer Plattform vereinheitlicht und durch eine geeignete Auswahl des Werkstoffes variabel auf die bedarfsabhängigen Lasten und Anwendungsfälle zugeschnitten werden können. Die mit dem Begriff des „Downsizings“ verbundenen zunehmenden Verbrennungsdrücke und den daraus resultierenden steigenden Belastungen bei gleichzeitig abnehmender Wandstärke bedingen höhere lastenheftspezifische Anforderungen und erfordern ein umfassendes Verständnis des Werkstoffverhaltens, um das Herstellungsverfahren bauteilabhängig auszulegen. Die Eigenschaften der Aluminiumwerkstoffe werden dabei durch eine Vielzahl an Prozessparametern bestimmt, die sich gegenseitig bedingen und beeinflussen.

Das grundsätzliche Verständnis der zu Tragen kommenden werkstoffwissenschaftlichen Mechanismen und Zusammenhänge sind nicht auf den Verbrennungsmotor begrenzt. Unter Anpassung der definierten Rahmenbedingungen und Grundvoraussetzungen lässt sich das Wissen anwendungsbezogen auf andere Bauteile übertragen. Die in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse finden somit ebenfalls in dem transformationsgesteuerten Prozess der e-Mobilität des e-Drives und der Bauteilauslegung unter Nutzung von e-Fuels Anwendung und vermittelt ein tieferes Verständnis des Werkstoffverhaltens.

Reines Aluminium kann durch das Zulegieren bestimmter Elemente hinsichtlich seiner Eigenschaften signifikant verändert werden. Dies betrifft die chemischen und physikalischen Eigenschaften des Festkörpers und damit auch die Eignung für ein spezifisches Herstellungsverfahren. Thematiken wie Korrosionsbeständigkeit, mechanische und dynamische Festigkeit sind in der industriellen Anwendung und Auslegung von hoher Relevanz. Die thermische Behandlung hat hierbei essenziellen Einfluss auf die Festkörperstruktur des Aluminiumwerkstoffs und damit auf die Eigenschaft

In der vorliegenden Arbeit wird das grundsätzliche Werkstoffverhalten der Legierung AlSi9Cu3(Fe) untersucht. Grundgegenstand der Untersuchung ist der laminare Druckguss in Form eines Vier-Zylinder-Kurbelgehäuses, dessen Werkstoffverhalten, geprägt durch das Herstellungsverfahren und die lokalen Gegebenheiten, werkstoffwissenschaftliche Grundvoraussetzungen schafft und den direkten Bezug zur industriellen Anwendung herstellt. Hauptaugenmerk der Untersuchungen ist die Validierung des Werkstoffverhaltens hinsichtlich der mechanischen Festigkeit und des zugrundeliegenden Mechanismus der Teilchenhärtung.

2. Stand der Technik

2.1. Herstellungsverfahren von Gussbauteilen mit metallischer Dauerform

Die Urformverfahren mit metallischer Dauerform erfordern ein hohes Investment zur Formherstellung; jedoch sind sie bei entsprechender Produktionsauslastung und Stückzahl rentabel und ermöglichen geringe Produktionskosten. Das Endprodukt zeichnet sich durch eine hohe Konturgenauigkeit, Oberflächengüte und Maßgenauigkeit aus, wobei mit zunehmender Stückzahl der Verschleiß an der Gießform unter dem Gesichtspunkt der einzuhaltenden Toleranzen berücksichtigt werden muss. Die Implementierung von konturnahen Kühlsystemen, gepaart mit der hohen Wärmeleitfähigkeit des Formwerkstoffs und dem hohen Wärmeübergang zur Schmelze, ermöglicht hohe Abkühl- und Erstarrungsgeschwindigkeiten und im Resultat, ein feinkörniges Gefüge.

2.1.1. Kokillenguss

Das Kokillengussverfahren zeichnet sich durch die Anwendung einer metallischen Dauerform aus, welche die Kontur des Bauteils prägt. Die turbulenzarme Formfüllung auf Basis des Schwerkraft- oder Niederdruckkokillengusses reduziert die Anzahl an auftretenden Gussfehlern und eignet sich sehr gut für ein anschließendes Lösungsglühen nahe der Soliduslinie, da die Blisterbildung (Öffnen von Poren an der Oberfläche) verfahrensbedingt mit einer verminderten Wahrscheinlichkeit zum Tragen kommt. Ein leichter Nachteil ist die zunehmende Taktzeit des Gießzyklus, der sich in der Stückzahl niederschlägt. (Franke, 2019)

2.1.2. Druckguss

Das Druckgussverfahren zeichnet sich durch die Anwendung einer metallischen Dauerform aus, bei welchem unter hohen Geschwindigkeiten und Drücken die Schmelze in die konturgebende Form gepresst wird. Dieses Urformverfahren weist sehr geringe Taktzeiten des Gießzyklus auf und definiert sich über hohe Wirtschaftlichkeit und Kostenreduktion. Die gegenüber dem Kokillenguss vermehrt auftretenden Gussfehler, sind ein Resultat der turbulenten Formfüllung und eine Begleiterscheinung, welche nicht vollständig unterbunden werden kann. (Callister & Rethwisch, 2013)

2.1.3. Laminarer Druckguss

Das laminare Druckgussverfahren oder auch Poralguss® ist ein modifiziertes Druckgussverfahren, welches mittels eines speziellen Angusssystems und geringeren Formfüllgeschwindigkeiten die Schmelze turbulenzarm in die metallische Dauerform führt. In Kombination mit der Umsetzung einer langen Nachdruckphase können Gussfehler reduziert und hinsichtlich der Schweißeignung und der

Blisterbildung eine höhere Performance bei geringer Taktzykluszeit und schnellen Erstarrungsgeschwindigkeiten umgesetzt werden. (Franken Guss Kitzingen GmbH & Co. KG, 2015)

2.2. Einfluss der Legierungselemente in Aluminiumlegierungen

Die Zugabe definierter Legierungselemente zu reinem Aluminium stellt einen wesentlichen Beitrag zur Veränderung der physikalischen und chemischen Eigenschaften des Werkstoffzustandes dar. Entsprechend der unterschiedlichen Legierungselemente greifen unterschiedliche Mechanismen, die direkten Einfluss auf das Werkstoffverhalten haben und sich gegenseitig beeinflussen. Während des Erstarrungs- und Abkühlprozesses sowie durch anschließende Wärmebehandlungen lassen sich in Abhängigkeit des Temperatur-Zeit-Verlaufs und den damit verbundenen Diffusions- und Ausscheidungsprozessen die Ausbildung spezifischer Phasen realisieren. Diese Vorgänge sind an die temperaturabhängige Löslichkeit der Legierungselemente im Basisgitter des Aluminiumwerkstoffs geknüpft, die sich mit abnehmender Temperatur verringert.

Silizium

Die eutektische Konzentration im Legierungssystem Al-Si beträgt 12,5 Ma.% (siehe Abbildung 1, (Feikus, 2013)). Al-Si-Gusslegierungen weisen typische Si-Gehalte von 7-10 Ma.%.

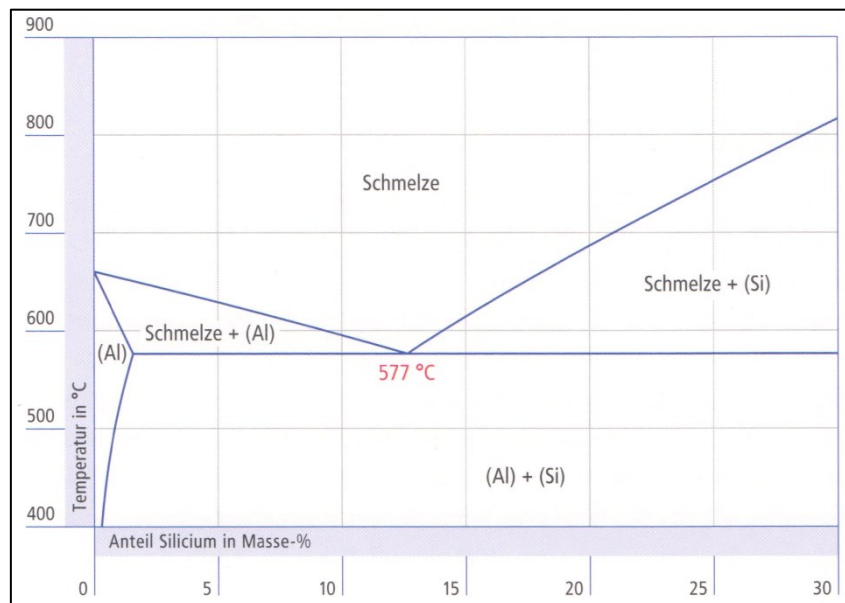


Abbildung 1: Legierungssystem Al-Si. (Feikus, 2013)

Der wesentlichste Beitrag des Siliziums im Bereich der Druckgusslegierung besteht in den verbesserten Fließ- und Formfülleigenschaften der Schmelze, der Minimierung der Erstarrungsschrumpfung und der reduzierten Bildung von Lunkern (Franke, 2019, p. 532f).

Eine zu hohe Siliziumkonzentration fördert die Bildung von Al_5FeSi -Phasen und von Primärsilizium, welche verspröden wirken und die Zugfestigkeit verringern. (Tucan, et al., 2014)

Kupfer

Kupfer ist eines der am häufigsten verwendeten Legierungselemente, die einer Aluminiumlegierung hinzugegeben werden, um die Festigkeit mittels der Teilchenhärtung zu erhöhen. Grund hierfür ist der große Festigkeitsbeitrag durch intermetallische Ausscheidungen, die sich durch die Kalt- oder Warmauslagerung gezielt einstellen lassen. In Abhängigkeit der Legierungselemente und der spezifischen Temperatur-Zeit-Verläufe bilden sich unterschiedliche intermetallische Phasen, die in Abhängigkeit ihrer Morphologie, Größe, Verteilung und Kohärenz zum Aluminiumgitter, einen unterschiedlichen Beitrag zu Festigkeit leisten.

Vgl. (Franke, 2019, p. 534f) vergrößert sich durch die Zugabe von Kupfer das Erstarrungsintervall der Aluminiumlegierung, was eine Minderung der Innenlunker zur Folge hat. Die zunehmende Rissgefahr an Querschnittsübergängen infolge der Erstarrungsschrumpfung und die abnehmende Korrosionsbeständigkeit sind stark an den Konzentrationsgehalt der Legierungselemente gebunden und müssen bei der Auslegung und Einsatzdefinition berücksichtigt werden.

Magnesium

Das Zulegieren von Magnesium zum Al-Si-System ermöglicht die gezielte Ausscheidungshärtung durch die Bildung von intermetallischen Phasen. Dies ermöglicht durch ein definiertes Temperatur-Zeit-Profil die zweckgerichtete Veränderung der Werkstoffeigenschaften. Hohe Konzentration von Magnesium bedürfen gewisser Vorsicht beim Vergießen des Werkstoffs, da die hohe Affinität zu Sauerstoff ein Gefahrenpotenzial hinsichtlich der Brandgefahr darstellt. Die erhöhte Neigung des Magnesiums zu Wasserstoff erfordert bei der Aufbewahrung der Schmelze im Warmhalteofen der Gießmaschine die Verwendung und das Spülen mit inerten Gasen.

Vgl. (Franke, 2019, p. 535f) steigt mit zunehmender Magnesiumkonzentration die Bildung von Mikrolunkern, Warmrissen und Oxiden.

Zink

Das Legierungselement Zink, häufig als Begleiterscheinung einer zur Anwendung kommenden Sekundäraluminiumlegierung, bildet mit anderen Legierungselementen intermetallische Phasen und kann einen Beitrag zur Teilchenhärtung liefern. Vgl. (Feikus, 2013, p. 124f) besteht die Möglichkeit der Bildung von Zink-Magnesium-Verbindungen, wobei in der Wechselwirkung mit Silizium bevorzugt Mg-Si-Phasen entstehen, sodass Zink ungebunden im Mischkristall gelöst bleibt. Nach (Feikus, 2013, p. 124f) verbessert eine Zugabe von Zink die Fließ-, Formfülleigenschaften und Klebeignung einer Aluminiumlegierung. Ein erhöhter Zinkanteil vergrößert das Erstarrungsintervall und die Affinität zur Grobkornbildung und erhöht die Wahrscheinlichkeit von Warmrissen.

Eisen

Das Element Eisen findet aufgrund der verringerten Klebeineigung des Aluminiumwerkstoffs an der Gießform und der damit verbundenen Optimierung der Gießeigenschaften bevorzugt im Bereich der Druckgusslegierung Anwendung. Im Zusammenhang mit siliziumreichen Aluminiumlegierungen stellt die Bildung von spröden intermetallischen Phasen einen kritischen Faktor hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften dar, welche aufgrund ihrer Morphologie die Duktilität und Festigkeit des Bauteilzustandes verringern kann. Diese sind von der Erstarrungs- und Abkühlgeschwindigkeit und den weiteren Begleitelementen der Aluminiumlegierung abhängig.

Vgl. (Pabel, et al., 2006) verbessert bereits ein Eisengehalt von 0,5-0,6 % wesentlich die Klebeineigung. Der Masseanteil sollte jedoch aufgrund der negativen Auswirkungen auf die übrigen Werkstoffeigenschaften auf das Nötigste reduziert werden.

Im Falle eine Al-Si-Legierung scheiden sich vgl. (Taylor, 2004) bevorzugt die nadel-, plättchenförmige α –Phase $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ und die β –Phase Al_5FeSi aus, was nach (Tucan, et al., 2014, p. 309) zu einer Erhöhung der Warmriss- und der Lunkerbildung führt. Durch das Zulegieren definierter Elemente lassen sich diese spröden Phasen bevorzugt in günstigere Ausprägungen überführen. So bildet sich vgl. (Taylor, 2004) mit der Zugabe des Legierungselements Mangan die α –Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ und unter Anwesenheit von Magnesium die π –Phase $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$.

Mangan

Das Legierungselement Mangan findet Anwendung bei Aluminiumlegierungen mit erhöhtem Eisengehalt. Es beeinflusst die auftretenden spröden eisenhaltigen Phasen in ihrer Umsatzrate und Morphologie und schafft günstigere Werkstoffzustände.

Vgl. (Seifeddine, et al., 2008) können die auftretenden β – Al_5FeSi Phasen, welche aufgrund ihrer spröden Eigenschaften die Duktilität und Festigkeit des Werkstoffs reduzieren, vermindert und in die günstigere $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ Phase überführt werden. Diese zeichnet sich durch eine polyedrische oder „Chinese scripts“ Erscheinungsform aus.

Ein typisches Mengenverhältnis von Mangan zu Eisen beträgt nach (Seifeddine, et al., 2008) etwa 1:2.

Strontium

Das Legierungselement Strontium wird zur Modifikation des eutektischen Siliziums verwendet. Dem Element wird eine feinende Eigenschaft auf die Ausprägung und Verteilung des Siliziums zugeschrieben.

Vgl. (Liao, et al., 2002) lässt sich durch die Zugabe von Strontium die Ausprägung des dendritischen Aluminiummischkristalls in eine stängelige, feingliedrige Morphologie überführen, während das

eutektische Silizium sich als feine Faserstruktur ausprägt. Dies führt zu einer Erhöhung der Bruchdehnung, als auch der Zugfestigkeit.

Nach (Derin, et al., 2017) konnte bis zu einem Anteil von 0,02 wt% Strontium ein positiver Effekt auf die Modifikation und Feinung des Siliziums beobachtet werden; höhere Zugaben führten zu keiner signifikanten Verbesserung. Nach (Derin, et al., 2017) kann durch die Zugabe von Strontium der Umsatz von der nadelförmigen Phase $\beta - \text{Al}_5\text{FeSi}$ reduziert und in eine günstigere Morphologie überführt werden, die einen weniger spröden Charakter aufweist. Gleichzeitig steigt mit höherem Strontiumgehalt die Bildung von Poren und die Korngröße während des Erstarrungsprozesses.

Titan

Das Legierungselement Titan trägt zur Kornfeinung während des Erstarrungsprozesses der Aluminiumlegierung bei, indem dieses als Keimbilder fungiert und entsprechend der Verteilung, die Keimanzahl erhöht. Nach (Feikus, 2013, p. 128f) finden hierbei zwei unterschiedliche Keimbildungsmechanismen Anwendung. Die Kornfeinung mittels im Mischkristall des Basisgitters gelösten Titans ist bei etwa 0,1 wt% am wirkungsvollsten und die Einbringung von Fremdkeimen (z.B.: TiB_2 , TiC) bei einem Legierungsanteil von 0,01-0,02 wt%.

Die mit der Sekundärlegierung prozessbedingte Wiederaufschmelzung des Metalls negiert nach (Feikus, 2013, p. 128) die Effektivität der Fremdkeimbildung enorm und legt einen Schwerpunkt auf den ersteren Keimbildungsmechanismus.

Zirkon

Das Legierungselement Zirkon ist ein bewährtes Mittel, um die Gussstruktur der Aluminiumlegierung zu feinen, indem dieses Element der Schmelze hinzugegeben wird. Zirkon und dessen Dispersoide fungieren während des Erstarrungsprozesses als Keimstellenbildner für den entstehenden Aluminiummischkristall.

Als bekannte Stöchiometrie eines Zirkon-Dispersoids gilt vgl. (Ostermann, 2014, p. 88f) die Bildung von Al_3Zr , welches kohärent im Basisgitter des Aluminiums vorliegt und temperaturstabil ist.

Mit zunehmendem Zirkongehalt steigt nach (Feikus, 2013, p. 133) die Affinität zur Lochfraßbildung, was gerade bei dynamisch hochbelasteten Bauteilen einen nicht zu vernachlässigenden Aspekt darstellt und eine spezifische, möglichst effiziente Abstimmung des notwendigen Zirkongehalts gegenüber einer effektiven Wirkungsweise bedingt.

Vgl. (Kilinc, et al., 2019, p. 143) verbessert die Zirkonzugabe die Beständigkeit des definierten Ausscheidungszustandes hinsichtlich der Zeit, indem die reduzierte Diffusionsgeschwindigkeit von Zirkon den Alterungsprozess hemmt.

Vanadium

Das Legierungselement Vanadium findet Anwendung zur Erhöhung der Fremdkeimbildung während des Erstarrungsprozesses von Aluminiumlegierungen und fungiert als Impfmittel der Schmelze zur Modifizierung der Kristallisation. Dies impliziert die Bildung feiner Kornstrukturen und sorgt für eine feinere Mikrostruktur. Vgl. (Kilinc, et al., 2019, p. 142f) bewirkt die Zugabe von Vanadium die feindisperse Ausscheidung der eisenreiche α –Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ und führt bei zulegiertem Zirkon zu einer geringeren Löslichkeit dieses Elements im Aluminiummischkristall. Dies führt zu einer erhöhten Umsatzrate von zirkonhaltigen Primärausscheidungen und steigert die Effektivität der Kornfeinung durch die heterogene Fremdkeimbildung.

2.3. Mechanismen der Festigkeitssteigerung in metallischen Werkstoffen

Die Festigkeit eines Metalls, insbesondere der Widerstand gegenüber der plastischen Verformung wird anhand seines intrinsischen Widerstands gegenüber dem Versetzungsgleiten definiert. Der hierfür aufzubringende energetische Aufwand ist stark von den zu überwindenden inneren Spannungsfeldern und den Gegebenheiten auf atomarer Gitterebene abhängig. Bei der Anwendung von Aluminiumwerkstoffen werden vier wesentliche Verfestigungsmechanismen aufgeführt, welche eine Modifikation des Werkstoffverhaltens ermöglichen.

Die vier Härtungsmechanismen, klassifiziert nach der Art der Hindernisse, sind im folgendem beschrieben und in Tabelle 1 schematisch dargestellt. (Macherauch & Zoch, 2014, p. 209)

Tabelle 1: Erläuterung der möglichen Verfestigungsmechanismen. (Macherauch & Zoch, 2014, p. 209)

Verfestigungsmechanismen		Werkstoffwiderstandsanteil	Oberflächenmerkmale
Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit	Schematische Darstellung		
1. Versetzung		$\Delta R_1 = R_{\text{Vers}} = \alpha_1 G b \sqrt{\rho_{\text{ges}}}$	Gleitlinien und Gleitbänder und/oder Zwillingslamellen
2. Korngrößen		$\Delta R_2 = R_{\text{KG}} = \frac{k}{\sqrt{d}}$	Mehrfachgleitung
3. gelösten Fremdatomen		$\Delta R_3 = R_{\text{MK}} = \alpha_2 G c^n$ $0,5 \leq n \leq 1$	Schärfer ausgeprägte Gleitbänder infolge kleiner Stapelfehlerenergie
4. Teilchen		$\Delta R_4^{(a)} = R_{\text{Aus}} = \alpha_3 \gamma_{\text{eff}}^m \frac{r^m}{l + 2r}$ $m = 1 \text{ bzw. } 1,5$	Grobleitung
a) kohärente Ausscheidungen			
b) inkohärente Ausscheidungen bzw. Dispersionen		$\Delta R_4^{(b)} = R_{\text{Teil}} = \alpha_3 \frac{Gb}{l} \ln \frac{r}{b}$	Feingleitung
c) körnige Anordnung 2. Phasen		$\Delta R_4^{(c)} = R_{\text{P,k}} = \frac{k'}{\sqrt{\lambda}}$	Inhomogene Gleitung
d) lamellare Anordnung 2. Phasen		$\Delta R_4^{(d)} = R_{\text{P,l}} = \frac{\alpha_5}{\lambda}$	
e) grobe Zweiphasigkeit		$\Delta R_4^{(e)} = R_{\text{P,g}} = (R_B - R_A)f_b$	

Zwei der wesentlichen Verfestigungsmechanismen, auf welche in dieser Arbeit eingegangen wird, sind die Mischkristallverfestigung und die Teilchenhärtung. Beide Mechanismen basieren auf dem Prinzip, nach dem die eingebrachten gelösten Fremdatome oder Phasenbildungen im Aluminiumwerkstoff

Gitterverspannungen und zu überwindende Phasengrenzen ausbilden, die einen höheren energetischen Aufwand hinsichtlich des Versetzungsgleitens erfordern.

2.3.1. Mischkristallverfestigung

Die Mischkristallverfestigung beruht auf dem Prinzip, dass die Atome der zulegierten Elemente im Basisgitter des Aluminiumwerkstoffs gelöst werden. Hierbei ergeben sich zwei Möglichkeiten, die in Abhängigkeit der Größe der Fremd- gegenüber den Aluminiumatomen und der damit verbundenen Effektivität einer Gitterverspannung zu betrachten sind: Die interstitielle und die substitutionelle Eingliederung. Die typischen Legierungselemente des Aluminiums sind Substitutionsatome.

Vgl. (Pabel, et al., 2006) tragen insbesondere die Atome mit größerem Atomradius als die des Aluminiumbasisgitters einen Beitrag zur Behinderung des Versetzungsgleitens bei, wie etwa Magnesium und Kupfer, welche durch eine substitutionelle Mischkristallverfestigung eine Festigkeitssteigerung herbeiführen.

2.3.2. Ausscheidungshärtung

Die Ausscheidungshärtung ist ein diffusionsgesteuerter Prozess, welcher stark von der Legierungszusammensetzung und von der Zeit und der Temperatur abhängig ist. Grundvoraussetzung ist die abnehmende Löslichkeit der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente im Aluminiummischkristall mit sinkender Temperatur. Dies ermöglicht in Abhängigkeit des Abkühlgradienten aus der Schmelzhitze oder nach dem Lösungsglühprozess, die Einstellung eines übersättigten Nichtgleichgewichtszustandes. Dieser wird charakterisiert durch den Grad der Übersättigung des Mischkristalls und der Leerstellenkonzentration. Die Teilchenhärtung beruht auf dem Streben des Systems nach einem energetisch günstigeren Zustand und den damit verbundenen auslösenden Entmischungsvorgängen im Aluminiummischkristall zum Erreichen eines gleichgewichtsnäheren Zustandes. Die dafür notwendige Aktivierungs- und Bildungsenergie der Teilchen definiert sich je nach Grad der Übersättigung, der Leerstellkonzentration und der Legierungszusammensetzung in Abhängigkeit der Zeit und Temperatur. Die sich bildenden Ausscheidungen weisen einen erhöhten Widerstand des Werkstoffs hinsichtlich des Versetzungsgleitens und somit gegenüber der plastischen Verformung auf. Der sich einstellende Werkstoffzustand definiert sich anhand der Verteilung, der Größe und der Kohärenz der Teilchen in die Werkstoffmatrix des Basiswerkstoffs.

Die Wirkungsweise der entstandenen Teilchen stehen im direkten Zusammenhang mit der Anbindung zum Basisgitter des Grundwerkstoffs.

Die drei möglichen Ansätze untergliedern sich in verschiedene Ausprägungen der Gitterstruktur im Vergleich zum Basiswerkstoff, graphisch dargestellt in Abbildung 2 von (Macherauch & Zoch, 2014, p. 321):

- Kohärent: die Anbindung an das Basisgitter ist noch vollständig vorhanden, einzig und allein durch die fremdatombedingte Ausscheidung werden Gitterverspannungen hervorgerufen
- Teilkohärent: die Gitterverspannungen behindern das Versetzungsgleiten und weisen eine teilweise bestehende Anbindung zu Basisgitter auf
- Inkohärent: die entstandenen Teilchen sind von der Gitterstruktur des Basisgitters vollständig gelöst und werden deshalb bezüglich des Versetzungsgleitens umgangen

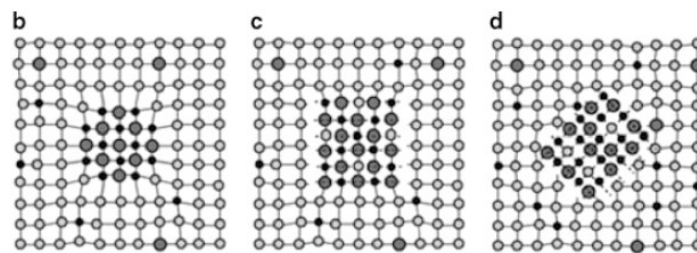


Abbildung 2: Dargestellt sind die drei potenziellen Einbindungsmöglichkeiten von Ausscheidungen in das Aluminiumbasisgitter: [b] kohärent, [c] teilkohärent, [d] inkohärent. (Macherauch & Zoch, 2014, p. 321)

Die Wirkungsweise der Teilchen bezüglich der Behinderung des Versetzungsgleitens lässt sich in zwei mögliche Mechanismen untergliedern: Den sogenannten „Friedeleffekt“ und dem „Orowan-Mechanismus“. Diese beschreiben das Schneiden und Umgehen der Teilchen während des Versetzungsgleitens. Aufgrund des geringsten Widerstands beschreibt der Zustand der höchsten Festigkeit des Werkstoffs den Teilchenzustand, nachdem vgl. (Pabel, et al., 2006) die Wahrscheinlichkeit des Scheidens und des Umgehens gleich wahrscheinlich ist (siehe Abbildung 3).

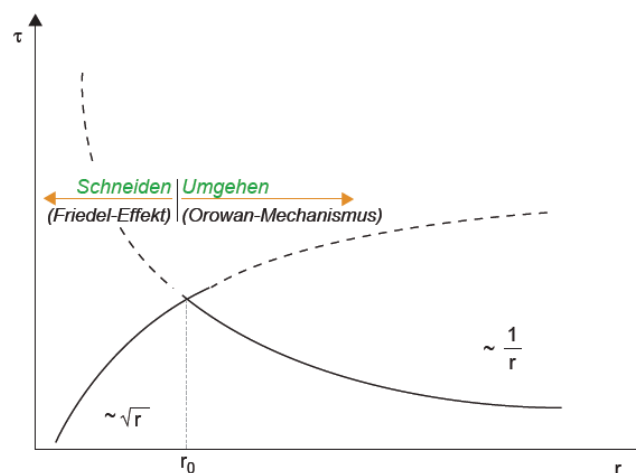


Abbildung 3: Einflussnahme auf die Versetzungsbewegung in Abhängigkeit des Friedel-Effekts und des Orowan-Mechanismus am kritischen Teilchendurchmesser. (Petkov, et al., 2013)

Kleine kohärente Teilchen werden bevorzugt geschnitten und große inkohärente Ausscheidungen werden vorzugsweise umgangen.

2.3.2.1. Lösungsglühen

Grundvoraussetzung für die Initiierung einer ausscheidungsbedingten Teilchenhärtung, ist das Bestehen eines Nichtgleichgewichtszustandes, welcher sich durch die Übersättigung des Mischkristallzustandes und der Leerstellenkonzentration des Aluminiumwerkstoffes äußert. Dieser ist direkt an den Abkühlgradienten während des Herstellungsprozesses aus der Schmelzhitze bzw. von der Lösungsglühtemperatur geknüpft. Liegen die entsprechenden Rahmenbedingungen aufgrund einer unzureichenden Umsetzung des Kühlvorgangs während des Herstellungsverfahrens nicht vor, muss durch den anschließenden Prozessschritt des Lösungsglühens und Abschreckens der notwendige Übersättigungsgrad nachträglich hergestellt werden. Dieser beschreibt einen zusätzlichen Wärmebehandlungsschritt nach der Erstarrung, bei dem das Bauteil auf eine definierte Temperatur unterhalb der Solidustemperatur gebracht wird. Die Parametrisierung des Prozessschrittes nach Temperatur und Zeit ist entscheidend und steht im direkten Zusammenhang mit dem auftretenden Phänomen des lokalen Anschmelzens und der möglichen Ausscheidungsinitiierung, welche stark an die Anzahl der gelösten ausscheidungswirksamen Legierungselemente und Leerstellenkonzentrationen geknüpft ist. Eine Irreversibilität betrifft insbesondere die starke temperatur- und zeitabhängige Beeinflussung der vorliegenden Gussstruktur, insbesondere des Al-Si-Eutektikums.

Die während des Lösungsglühprozesses einsetzende Fragmentierung und Sphäroidisierung konnte in entsprechenden REM-Untersuchungen an geätzten Proben einer AlSi10-Gusslegierung in der Arbeit von (Stürzel, 2013) gezeigt werden und ist stark von der Temperatur, Zeit und Modifikation des veredelten eutektischen Siliziums abhängig, siehe Abbildung 4.

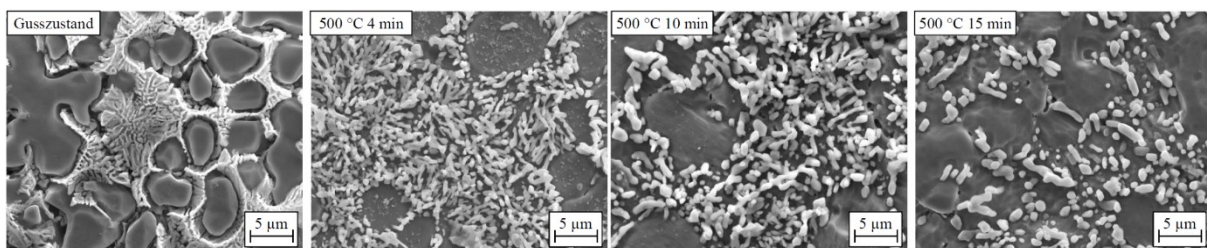


Abbildung 4: Visualisierung der Fragmentierung der Siliziumstruktur einer Al-Si10-Legierung in Abhängigkeit der Lösungsglühzeit bei 500 °C anhand von REM-Untersuchungen; Schliffe tiefegeätzt. (Stürzel, 2013)

Vgl. (Hurtalová, et al., 2013) kann das Einformen des Siliziums bis zu einem gewissen Maße vorteilhaft hinsichtlich der Reduktion der plattenförmigen eutektischen Siliziumsausprägung sein, bevor, kontinuierlich mit der Zeit, die Zunahme der Bruchdehnung mit einer Abnahme der Festigkeit einhergeht. Nach (Wang, et al., 2016) konnte ebenfalls durch den Lösungsglühprozess in Abhängigkeit der Temperatur und Zeit die irreversible Modifizierung der β -AlFeSi-Phase beobachtet werden.

2.3.2.2. Abschrecken

Das Abschreckverfahren ist der ausschlaggebende Prozessschritt zur Erreichung eines stark übersättigten Mischkristallzustandes und einer entsprechenden Anzahl an Leerstellen. Es kann direkt aus der Schmelzhitze oder nach dem Lösungsglühprozess erfolgen. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit nimmt die Anzahl der übersättigt gelösten Legierungselemente und Leerstellenkonzentration bis zu einem definierten Punkt (der kritischen Abkühlgeschwindigkeit) zu. Abkühlungen unterhalb der kritischen Abkühlgeschwindigkeit führen zu Vorausscheidungen, welche eine anschließende, gezielte Ausscheidungsinitiierung in ihrer Umsatzrate reduzieren. Unter dem Aspekt großer Wandstärken und der Thematik geringer Bauteilverzüge, ist dieser Kühlbereich in der industriellen Anwendung dennoch relevant. Eine entsprechend an die Abkühlbedingung zeitlich angepasste Wärmebehandlung ist somit von Nöten. Dieser ausgesprochen wichtige Prozessbestandteil wird hinsichtlich der umsetzbaren Kühlwirkung eines Bauteils durch zahlreiche Faktoren beeinflusst.

Ein wesentlicher Einflussfaktor der Kühlwirkung, bildet nach (Jeschar, et al., 1996) die Kühltechnik ab. Das bei verdampfenden Flüssigkeiten zum Tragen kommende Phänomen des „Leidenfrosteffekts“ tritt bei hohen Bauteiltemperaturen und dem Eintauchen in ein Fluid auf.

Grundlage ist der Phasenübergang des Kühlmediums von der flüssigen in den dampfförmigen Aggregatzustand bei definierter Temperatur. Taucht man ein Bauteil, welches eine Temperatur oberhalb der Siedetemperatur der Kühlflüssigkeit aufweist, in ein Bad ein, ist die Kühlwirkung und der damit implizierte Wärmeübergangskoeffizient von unterschiedlichen Stadien der Dampffilmbildung zwischen dem Bauteil und dem Kühlmedium geprägt. Wie durch (Nukiyama, 1934), (Nukiyama, 1966) beschrieben, setzt sich das Phänomen aus verschiedenen Stadien zusammen, geprägt von unterschiedlichen Wärmeübergangskoeffizienten. Vgl. der Ausführung von (Liscic, et al., 2010), (Jeschar, et al., 1996), lässt sich dieser Prozess in verschiedene Ausprägungsstadien des Dampffilms klassifizieren, siehe Abbildung 5: Filmsieden, Übergangssieden, Blasensieden und Konvektion.

Der „Leidenfrost-Punkt“ beschreibt hierbei das Stadium, nach welchem der stabile Dampffilm zusammenfällt und die Oberfläche des Bauteils teilweise mit dem umgebenden Fluid in Kontakt kommt. (Jeschar, et al., 1996)

Die Kühlwirkung und Ausprägung des „Leidenfrost-Effektes“ lässt sich nach (Kozlov, 2017) durch anwendungsspezifische Maßnahmen modifizieren, die von der Bearbeitung der Oberflächenstruktur, einer Veränderung der physikalischen und chemischen Eigenschaften des Kühlmediums, dem Einsatz von Druckluft und bewegten Medien, bis zur Anwendung von Ultraschall reichen.

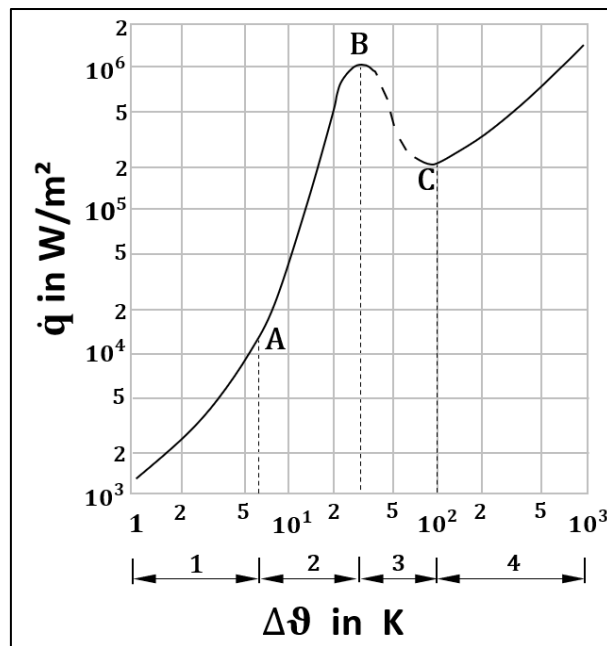
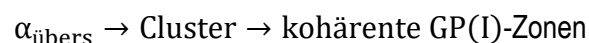


Abbildung 5: „Boiling diagram“: Dargestellt ist der Zusammenhang der Wärmestromdichte von Wasser in Abhängigkeit der Temperaturdifferenz zwischen der Bauteiloberfläche und kochendem Wasser, aufgeschlüsselt nach den sich ergebenden, charakteristischen Kühlstadien während des Tauchvorgangs: (1) Konvektion, (2) Blasensieden, (3) Übergangssieden, (4) Filmsieden, (C) Leidenfrostpunkt. (Jeschar, et al., 1996)

2.3.2.3. Kaltauslagerung

Der Begriff der Kaltauslagerung beschreibt einen Entmischungsvorgang bei niedrigen Temperaturen (vorzugsweise Raumtemperatur), nach welchem sich die Legierungselemente, unter der Voraussetzung eines übersättigten Mischkristallzustandes ($\alpha_{\text{übers}}$) und einer entsprechenden Anzahl an Leerstellen, aus dem Mischkristall ausscheiden. Die vereinfachte Darstellung in Gleichung 2.1 (Ostermann, 2014) beschreibt den sequenziellen Ablauf einer Kaltauslagerung in Al-Cu-Legierungen. Das Streben nach einem energetisch günstigeren Zustand und der niedrigeren Bildungsenthalpie der Cluster und metastabilen Phasen hinsichtlich der Ausbildung der Phasengrenzfläche gegenüber der Gleichgewichtsphase, führen zu einer modifizierten, legierungsabhängigen Ausscheidungssequenz. (Ostermann, 2014)



Gleichung 2.1

Vgl. (Lorimer, 1966) lässt sich, entsprechend eines Legierungssystems, eine kritische Temperatur definieren, unterhalb welcher die Keimbildung vorzugsweise homogen verläuft und eine näherungsweise gleichverteilte, feinere Verteilung besteht. Insbesondere die ausscheidungsfreien Zonen, beispielsweise in der Nähe von Korngrenzen (verringerte Leerstellenkonzentration), welche aufgrund einer verringerten Diffusion der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente bei erhöhter Temperatur gegenüber den Bereichen heterogener Keimbildung und großen Wachstums nicht konkurrieren können, weisen bei niedriger Temperatur eine zunehmende Keimbildung auf.

2.3.2.4. Warmauslagerung

Die Warmauslagerung ist ein diffusionsgesteuerter, thermisch induzierter Prozess bei erhöhten Temperaturen, welcher die Entmischung des Aluminiummischkristalls herbeiführt und die notwendige Bildungsenthalpie bereitstellt, um entsprechende Phasengrenzflächen auszubauen. In Abhängigkeit der Zeit und der sequenziellen Ausscheidungsreihenfolge der Teilchenhärtung, wachsen die bereits bestehenden Keime und Phasen weiter, indem sich kleinere Ausscheidung zu Gunsten größerer auflösen. In Abhängigkeit der Temperatur und Zeit ist die schlussendliche Überführung der bestehenden Zustände in die inkohärente Gleichgewichtsphase die logische Konsequenz. Dieser Zustand wird als „Überaltern“ bezeichnet, leistet einen verminderten Festigkeitsbeitrag und beschreibt einen Werkstoffzustand, bei dem die Versetzungsbewegung die Teilchen bevorzugt umgeht, statt sie zu schneiden.

Die allgemeingültige Definition einer Ausscheidungssequenz einer Warmauslagerung wird nach (Ostermann, 2014) in Gleichung 2.2 wie folgt aufgeführt.

$$\alpha_{\text{übers}} \rightarrow \text{Cluster} \rightarrow \text{kohärente GP(II)-Zonen} \rightarrow \text{teilkohärente metastabile Übergangsphase} \rightarrow \text{Gleichgewichtsphase} \quad \text{Gleichung 2.2}$$

Im Falle einer sequenziellen Kalt- und Warmauslagerung, nach welcher sich bei höheren Temperaturen die Cluster und kohärenten Ausscheidungen zu Gunsten der stabileren Phasen auflösen oder umwandeln, kann vgl. (Ostermann, 2014) eine Steigerung der Festigkeit erzielt werden.

Nach (Marioara, et al., 2003) an dem Beispiel einer Al-Mg-Si-Legierung kann sich der Kaltauslagerungseffekt auch negativ auf die erzielbare Härte eines Werkstoffs nach Warmauslagerung auswirken, wenn die sich bildenden Cluster die Leerstellenkonzentration und den Grad der Übersättigung des Mischkristalls reduzieren, nicht aber sich zu Gunsten der weiteren Phasenbildung auflösen.

Für das Legierungssystem Al-Cu ist in Abbildung 6 die Ausscheidungssequenz schematisch dargestellt. Diese zeigt, dass sich mit dem Streben nach dem Gleichgewichtszustand, sowohl die Anbindung an die Basismatrix, die Ausprägung und Morphologie, als auch die Größe der Ausscheidung ändert. Entsprechend definierter Werkstoffzustände und Legierungsanteile lässt sich die Ausscheidungssequenz modifizieren, wodurch bestimmte Phasen unterdrückt und andere bevorzugt gebildet werden. Eine Ausscheidungsbildung über die strikten Legierungssysteme hinaus ist möglich. Gerade die heterogene Keimbildung durch bereits existierende Phasen und Dispersoiden verändert die initiiierende Ausscheidungssequenz der Legierung.

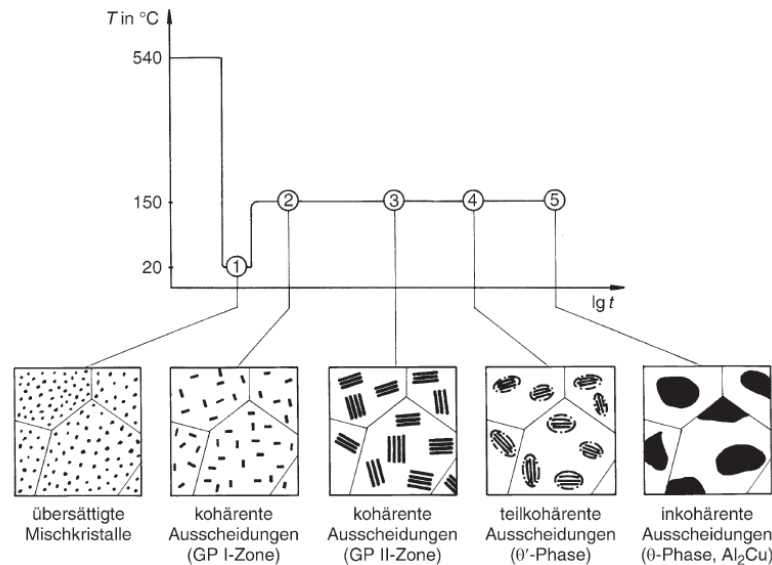


Abbildung 6: Illustration der Ausscheidungssequenz der Al_2Cu -Teilchenhärtung in Abhängigkeit der Zeit unter dem Gesichtspunkt der Kalt- und Warmauslagerung. (Macherauch & Zoch, 2014, p. 319)

2.4. Aluminiumgusslegierung: AlSi9Cu3(Fe) (EN AC 46000)

Die Druckgusslegierung AlSi9Cu3(Fe) ist eine Sekundärlegierung und weist entsprechend der Norm eine Vielzahl an Legierungselementen auf. Bezeichnend ist der relativ hohe Anteil an Kupfer, der einen wesentlichen Beitrag hinsichtlich der Teilchenhärtung liefert.

„Aufgrund des guten Fließ- bzw. Formfüllungsvermögens bei gleichzeitig guten mechanischen Eigenschaften ist die Legierung AlSi9Cu3(Fe) (VDS 226) die meistverwendete Aluminium-Druckgusslegierung.“ vgl. (Pabel, et al., 2006)

Dies zeigt, welche große Relevanz und Anwendungsbezug diese Legierung im industriellen Umfeld hat und welche möglichen Einflussnahmen durch die Vielzahl an Legierungselementen berücksichtigt werden müssen. Typische Werkstoffeigenschaften sind aufgrund des hohen Anwendungsbedarf gut dokumentiert, siehe Tabelle 2.

Tabelle 2: Materialkennwerte der Legierung AlSi9Cu3(Fe) . (Franke, 2019, pp. 230, 239, 240, 242)

Gusszustand				
$R_{p0,2}$ in MPa		140	19,6	
R_m in MPa		240		
A in %		<1		
Härte in HB		80		

	T in $^{\circ}\text{C}$	Wärmeleitfähigkeit in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$	Dichte in kg/m^3
RT	20	96	2705
T_{solidus}	521	139	2585
T_{liquidus}	593	65	2445

T in $^{\circ}\text{C}$	E-Modul in GPa	α in $10^{-6}/\text{K}$
20	75,8	19,6
100	73,3	
150	71,5	
200	69,6	20,4
250	67,5	21,2
300	65,3	
350	62,6	
400	60	22
450	56,8	22,9
500	53,5	

2.4.1. Normgerechte Zusammensetzung

Die Zusammensetzung der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe) definiert sich nach der Norm DIN EN 1706 wie folgt:

Tabelle 3: Zusammensetzung der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe) nach der Norm DIN EN 1706 in Ma. %.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	weitere Anteile		Al
											einzel	gesamt	
8-11	0,6-1,1	2-4	≤0,55	0,15-0,55	≤0,15	≤0,55	≤1,2	≤0,35	≤0,25	≤0,2	≤0,05	≤0,25	Rest

2.4.2. Legierungsspezifische Phasenbildung

Die Sekundärlegierung AlSi9Cu3(Fe) zeichnet sich durch eine Vielzahl an Legierungselementen aus. Dies impliziert zahlreiche sich bildende intermetallische Phasen. Einige der Elemente der Aluminiumlegierung sind eine ungewollte Begleiterscheinung des anwendungsbedingten Recyclingverfahrens. Dies setzt ein vollumfängliches Verständnis der unterschiedlichen Legierungselemente und Einflussnahme auf die Phasenbildung voraus, da die Wirkungsweise und das Ausscheidungsverhalten der Hauptlegierungselemente durch die Zusätze und Begleiterscheinungen modifiziert werden. Insbesondere die ausscheidungshärtewirksamen Legierungselemente, deren spezifisches Ausscheidungsvermögen sich durch eine nachträglich gezielte Wärmebehandlung zu Nutze gemacht wird, sollen nicht durch die anderweitige Bildung intermetallischer Phasen gebunden werden. Das Hauptaugenmerk der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe) liegt auf den Legierungselementen Kupfer, Magnesium, Silizium und Zink.

Die gegenseitige Beeinflussung und Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung für die Gleichgewichtsphasen ist graphisch in Abbildung 7 nach (Chakrabarti & Laughlin, 2004, p. 393) veranschaulicht dargestellt und weist die bevorzugte Phasenbildung in Abhängigkeit der Legierungselemente und Zusammensetzungsverhältnisse auf.

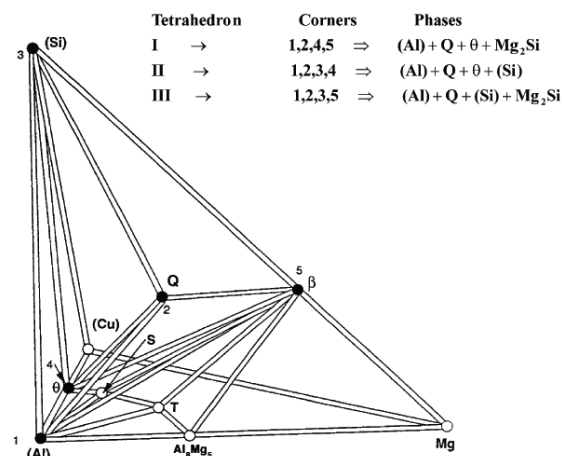


Abbildung 7: Veranschaulichung der bevorzugten Phasenbildung unter Gleichgewichtsbedingungen in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung durch Definition von spezifischen Phasenfeldern. (Chakrabarti & Laughlin, 2004)

Die sequenziellen Ausscheidungsreaktionen der wichtigsten härtewirksamen Phasen der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente der AlSi9Cu3(Fe) -Legierung sind im Folgen entsprechend ihrer Legierungssysteme aufgeschlüsselt und dargestellt, siehe Tabelle 4 bis Tabelle 8. Die sich bildenden Phasen unterscheiden sich sowohl in ihrer Morphologie als auch in der Einbindung in das Basisgitter des Aluminiumwerkstoffs und leisten unterschiedliche Beiträge zur Festigkeit.

Tabelle 4: Ausscheidungssequenz des Al-Cu-Legierungssystems.

Legierungssystem:	Al-Cu	
Ausscheidungssequenz:	$\alpha_{\text{übers}} \rightarrow GPI \rightarrow GPII / \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta(Al_2Cu)$	
(Silcock, et al., 1953-54)		
Phasenbezeichnung	Anbindung an die Werkstoffmatrix	Morphologie
GPI	kohärent	plättchenförmig
$GPII / \theta''$		
θ'	teilkohärent	globular
θ	inkohärent	
(Zschech, 1996)		

Tabelle 5: Ausscheidungssequenz des Al-Mg-Si-Legierungssystems.

Legierungssystem:	Al-Mg-Si	
Ausscheidungssequenz:	$\alpha_{\text{übers}} \rightarrow Si Mg\text{-Cluster} \rightarrow GP \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta'/B' \rightarrow \beta(Mg_2Si)$	
(Marioara, et al., 2003), (Murayama, et al., 1998), (Zhen & Fei, 1997)		
Phasenbezeichnung	Anbindung an die Werkstoffmatrix	Morphologie
<i>Cluster</i>		undefiniert
<i>GP</i>	kohärent	kugelförmig
β''		nadelförmig
β'	teilkohärent	stäbchenförmig
B'		lattenförmig
β	inkohärent	plättchenförmig
(Polmear, 2005, pp. 45, 58)		

Tabelle 6: Ausscheidungssequenz des Al-Mg-Si-Cu-Legierungssystems.

Legierungssystem:	Al-Mg-Si-Cu	
Ausscheidungssequenz:	$\alpha_{\text{übers}} \rightarrow QP \rightarrow QC \rightarrow Q(Al_5Cu_2Mg_8Si_6)$	
Phasenbezeichnung	Anbindung an die Werkstoffmatrix	Morphologie
QP	kohärent	lattenförmig
QC		
Q	Inkohärent	
(Cayron, et al., 1999), (Cayron & Buffat, 2000)		

Tabelle 7: Ausscheidungssequenz des Al-Zn-Mg-Legierungssystems.

Legierungssystem:	Al-Zn-Mg	
Ausscheidungssequenz:	$\alpha_{\text{übers}} \rightarrow GP \rightarrow \eta' \rightarrow \eta(MgZn_2)$	Zn:Mg > 3:1
	$\alpha_{\text{übers}} \rightarrow GP \rightarrow T' \rightarrow T(Mg_{32}(Al, Zn)_{49})$	Mg:Zn hoch
T -Bildung ebenfalls aus η möglich, wenn $T_{WA} > 190^\circ C$ (Polmear, 2005, p. 59), (Schmalzried & Gerold, 1958)		
Phasenbezeichnung	Anbindung an die Werkstoffmatrix	Morphologie
GP	kohärent	kugelförmig
(Lyman & Vander Sande, 1976), (Graf, 1957-58)		
η'	teilkohärent	Platten
η	inkohärent	Platten/Stäbchen
(Gjønnes & Simensen, 1970)		
T'	teilkohärent	globular
T	inkohärent	kugelartig
(Polmear, 2005, p. 59), (Zou, et al., 2020), (Wang, et al., 2022)		

Tabelle 8: Ausscheidungssequenz des Al-Cu-Mg-Legierungssystems.

Legierungssystem:	Al-Cu-Mg	
Ausscheidungssequenz:	$\alpha_{\text{übers}} \rightarrow GPB \rightarrow S'' \rightarrow S' \rightarrow S(Al_2CuMg)$	
(Ratchev, et al., 1998), (Bagaryatsky, 1952)		
Phasenbezeichnung	Anbindung an die Werkstoffmatrix	Morphologie
GPB	kohärent	
S''		stäbchenförmig
S'	teilkohärent	
S	inkohärent	
(Ostermann, 2014, p. 121f), (Eskin, 2003)		

2.5. Grundlagen der Differential Scanning Calorimetry

Zwei grundsätzliche Ausführungsmöglichkeiten hinsichtlich des „Differential Scanning Calorimeters (DSCs)“ werden nach (Höhne, et al., 2003, p. 9) charakterisiert, die Wärmestrom- und die leistungskompensierenden DSCs. Grundgedanke und entsprechende Ausgestaltung der Untersuchungsapparaturen ist das „twin-type design“ (Höhne, et al., 2003, p. 9), nachdem eintretende Veränderungen durch einen direkten Abgleich zweier Messgrößen charakterisiert werden, welche denselben Randbedingungen unterworfen sind und das Messsignal proportional zur Wärmestromrate ins Verhältnis setzen. Entsprechend dem dargestellten Aufbau in Abbildung 8 (Höhne, et al., 2003) befinden sich die Referenzprobe und die zu untersuchende Probe beim Wärmestrom-DSC im gleichen Ofen. Das leistungskompensierende DSC hingegen weist zwei Öfen mit separater Ansteuerung auf.

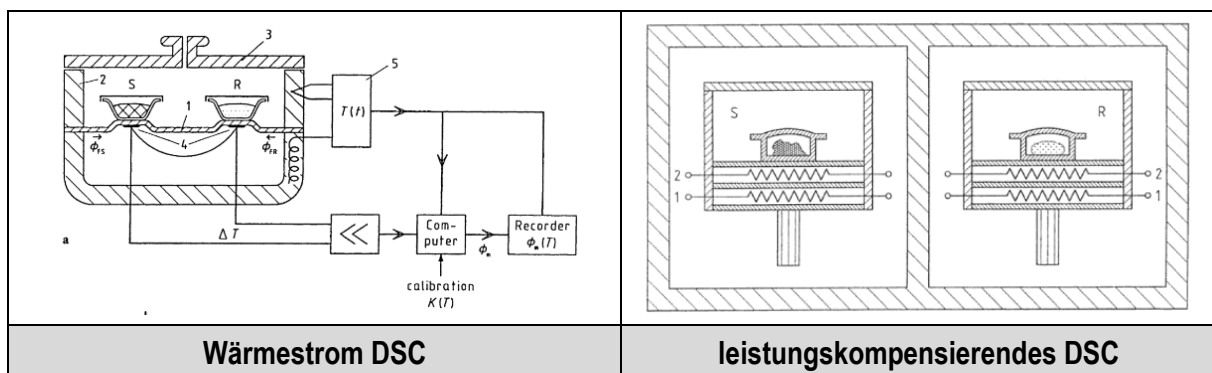


Abbildung 8: Prinzipskizze des Wärmestrom- und des leistungskompensierenden DSCs. (Höhne, et al., 2003)

Das Wärmestrom DSC detektiert die Temperaturdifferenz der beiden Proben gegenüber der Ofenumgebung und gleicht die beiden Messgrößen ab. Eine entsprechend auftretende Differenz der beiden Eingänge verhält sich proportional zum Wärmestrom (Höhne, et al., 2003, p. 10f).

Das leistungskompensierende DSC ermittelt die Temperaturdifferenz der beiden Proben und regelt auf Seite der zu untersuchenden Proben mit dem entsprechenden Aufwand in Form elektrischer Leistung nach. Eine sich ergebende zusätzliche Erwärmungsleistung ist proportional zur Temperaturdifferenz und über die definierte Zeit, proportional zum Wärmestrom (Höhne, et al., 2003, p. 17ff).

Die DSC ermöglicht die in-situ Messung von Auflösung- und Ausscheidungsreaktionen eines Werkstoffs hinsichtlich der Zeit und der Temperatur. Indikator ist die Ausscheidungswärme, welche das Ausscheidungsverhalten charakterisiert. Da bei Aluminium im Gegensatz zu Stählen keine allotrope Phasenumwandlung stattfindet, sondern nur ein geringer Anteil der Legierungselemente einen ausscheidungsrelevanten Beitrag zur Teilchenhärtung liefert, erfordert die Auswertung und Versuchsdurchführung ein hohes Maß an Akribie und Expertise.

Entsprechende Weiterentwicklungen der Kalorimetrie und der Auswertetechniken von Messkurven werden beschrieben in (Milkereit, et al., 2009), (Fröck, et al., 2018), (Milkereit & Schick, 2010), (Milkereit, et al., 2012), (Milkereit, 2019).

2.5.1. Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm

Die Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme definieren das Ausscheidungsverhalten einer Aluminiumlegierung in Abhängigkeit der kontinuierlichen Abkühlgeschwindigkeit von einer spezifischen Lösungsglüh-temperatur. Mittels kalorimetrischer Messungen wird während des Abkühlprozesses die in-situ stattfindenden Änderungen der Ausscheidungswärme ermittelt und daraus auf das Ausscheidungsverhalten einer Legierung geschlossen.

Nach (Milkereit, et al., 2009) können die exothermen Reaktionen in Hoch- und Niedertemperatur-Reaktionen entsprechend ihrer Start- und Endtemperatur und dem damit verbundenen Temperaturbereich des lokalen Maximums untergliedert werden, siehe Abbildung 9.

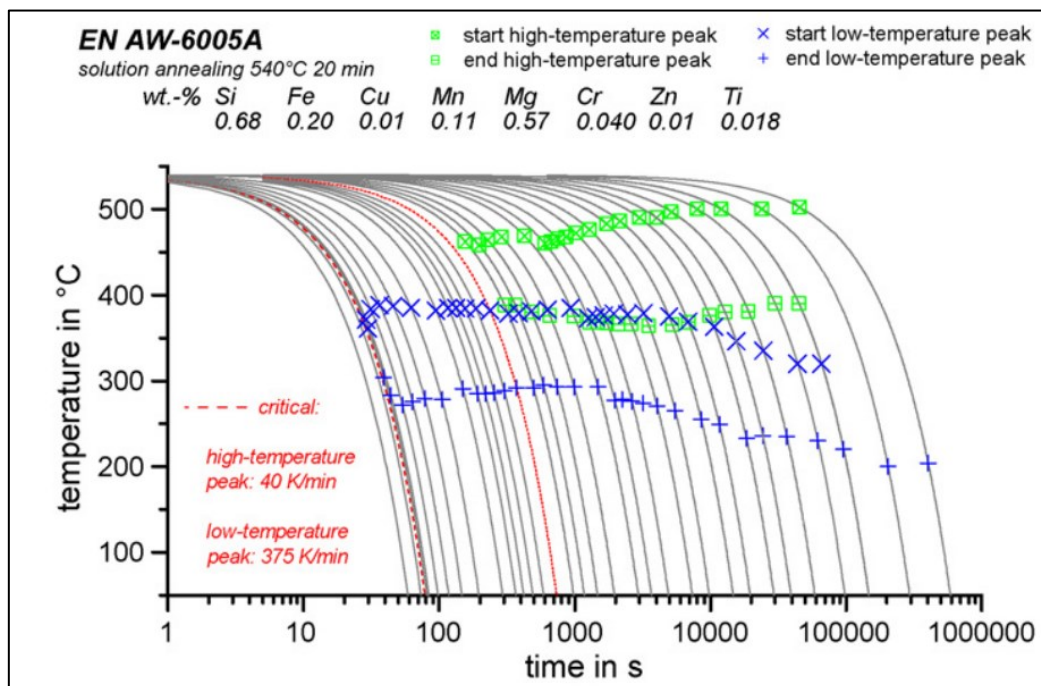


Abbildung 9: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm EN AW-6005A. (Milkereit, et al., 2009)

Begrenzt wird die Änderung des Ausscheidungsverhaltens durch die kritische Abkühlgeschwindigkeit, bei welcher alle Ausscheidungen vollständig unterdrückt werden, und ein maximal übersättigter Mischkristallzustand existiert; weiterhin durch die gleichgewichtsnahe Abkühlung, bei welcher keine weitere Änderung der Umsatzrate zu erwarten ist, da bereits alle ausscheidungsrelevanten Legierungselemente ausgeschieden sind. Die Kenntnis der gleichgewichtsnahen Abkühlung ist essenziell zur Beurteilung der Ausscheidungssequenz einer spezifischen Legierungszusammensetzung, da die simultane Umsetzung von Phasen und die veränderte Phasenbildung mit steigendem Abkühlgradienten die Interpretation der ermittelten Messkurven erschwert. (Milkereit, et al., 2009)

Wie in (Milkereit, et al., 2012) beschrieben, existiert ein proportionales Verhältnis zwischen dem Messsignal und den beiden Einflussgrößen Probenmasse und Abkühlgeschwindigkeit, was eine Skalierung hinsichtlich der Vergleichbarkeit der Messgrößen erfordert.

Die Excesswärmekapazität $C_{P_{excess}}$ definiert sich somit aus dem gemessenen Wärmestrom der Probenmessung $\dot{Q}_P$ in Differenz zur Basislinienmessung $\dot{Q}_{BL}$, normiert auf die Probenmasse m_p und die entsprechende Abkühlgeschwindigkeit β_A (siehe Gleichung 2.3, (Milkereit, 2010)).

$$C_{P_{excess}} = \frac{\dot{Q}_P - \dot{Q}_{BL}}{m_p * \beta_A} \text{ in } J g^{-1} K^{-1} \quad \text{Gleichung 2.3}$$

Führt man die einzelnen Messverläufe, untergliedert nach den auftretenden Phasen, entsprechend ihren Zeit-Temperatur-Verläufe zusammen, lässt sich das Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm mit der charakteristischen Verlaufsausprägung realisieren. (Milkereit, et al., 2012)

Gemäß den Untersuchungen (Keßler, et al., kein Datum), (Milkereit, et al., 2012), (Milkereit, 2019) existiert ein Zusammenhang zwischen der Menge der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente und der damit verbundenen zunehmenden kritischen Abschreckgeschwindigkeit.

Dies führt vgl. (Zohrabyan, et al., 2012) dazu, dass hochlegierte Aluminiumlegierungen mit konventionellen DSC-Geräten über den Abkühlbereich nicht vollständig erfasst werden können und dass das Verfahren des Wiedererwärmens Anwendung findet. Dabei wird der vorliegende Werkstoffzustand nach rascher Abkühlung auf Raumtemperatur indirekt aus den Auflösungs- und Ausscheidungsreaktionen des Wiedererwärmens erschlossen.

2.6. Modelle zur Beschreibung der Kinetik von Festphasenumwandlungen

Intention der Modellbildung ist die vereinfachte Beschreibung der Kinetik der Festphasenumwandlungen im Hinblick auf die Abschätzung des Ausscheidungsverhaltens und Beurteilung der Umsatzrate der Phasenbildung eines Werkstoffes in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit. Aussagen über den umgewandelten Phasenanteil bezogen auf die Legierungselemente lassen Rückschlüsse auf den Grad der Übersättigung des Mischkristallzustandes zu und ermöglichen eine Bewertung der Einflussnahme durch eine anschließende Wärmebehandlung. Die hierfür zu tätigen Annahmen spiegeln das reale Werkstoffverhalten nur so gut wider, wie das Modell an die spezifischen Gegebenheiten angepasst wird und welche definierten Rahmenbedingungen berücksichtigt werden.

2.6.1. Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK)

Die Definition der Kinetik der isothermen Festphasenumwandlung kann durch die „JMAK-Gleichung“ mathematisch beschrieben werden und geht auf folgende Veröffentlichungen zurück (Kolmogorov, 1937), (Johnson & Mehl, 1939), (Avrami, 1939), (Avrami, 1940), (Avrami, 1941). Die klassische „JMAK-Gleichung“ zur Bestimmung des umgesetzten Festphasenanteils α einer isothermen Festphasenumwandlung ergibt sich danach wie folgt (Starink, 2001):

$$\alpha = 1 - e^{-(k(T)*t)^n} \quad \text{Gleichung 2.4}$$

Der temperaturabhängige Faktor $k(T)$ beschreibt die Keimbildungs- und Wachstumsrate und kann mittels der Arrhenius-Gleichung beschrieben werden. (Cumbrera & Sánchez-Bajo, 1995)

Die Definition des „Avrami-Exponents“ n , lässt sich in Abhängigkeit der geometrischen Dimension der Phasen N_{dim} (Dimension 1,2,3), dem entsprechenden Wachstumsprozess g (0,5 parabolisch/diffusionskontrolliert; 1 linear) und der Keimbildungsart B (0 heterogene; 1 homogene Keimbildung) definieren (Starink, 2001), (Cumbrera & Sánchez-Bajo, 1995):

$$n = N_{dim} * g + B \quad \text{Gleichung 2.5}$$

Definitionsgemäß nach Gleichung 2.5 ergibt sich der „Avrami-Exponent“ n im vorliegenden Fall hinsichtlich einer heterogenen Keimbildung wie folgt:

$$n = 3 * 0,5 + 0 = 1,5 \quad \text{Gleichung 2.6}$$

2.6.2. Starink und Zahra (SZ)

Eine auf empirischen Studien basierende, individuell anpassungsfähige Approximation wurde durch „Starink und Zahra“ (Starink, 2001), (Starink & Zahra, 1997), (Starink, 1997) definiert, welche den anwendungsspezifischen Parameter „Impingementfaktor“ η_i einführen, der die veränderlichen Wachstumsraten in Abhängigkeit von Position und Zeit einschließt und den Einfluss von Leerstellen auf die Kinetik berücksichtigt.

Das definierte Modell setzt sich wie Folgt zusammen (Starink, 2001):

$$\alpha = 1 - \left[\frac{(k(T)t)^n}{\eta_i} + 1 \right]^{-\eta_i} \quad \text{Gleichung 2.7}$$

Anhand der in empirischen Versuchsreihen ermittelten Parametersätze kann das Modell auf den spezifischen Anwendungsfall des Werkstoffverhaltens adaptiert werden. (Starink & Zahra, 1997)

Eine Berücksichtigung weiterer werkstoffrelevanter Effekte, wie der „Gibbs-Thomson Effekt“, die Leerstellenannihilation, das anisotrope Wachstum, die Ausbildung von lokalen Bereichen veränderter Ausprägung von Ausscheidung aufgrund einer zeitlich abweichenden Wachstumsgeschwindigkeit und die Berücksichtigung von im Werkstoff vorliegenden Spannungsgradienten und Defekten, wird dadurch ermöglicht. Die Gesamtsumme der greifenden Effekte kann durch die Einführung des „Impingementfaktors“ nach dem Prinzip der Superposition in einem Parameter berücksichtigt werden. (Starink, 2001)

2.6.3. Quench Faktor Analysis (QFA)

Die „QFA-Methode“ prognostiziert das Werkstoffverhalten bei kontinuierlicher Abkühlung gemäß dem integralen Grundsatz auf Basis der isothermen Teilprozesse mit infinitesimal kleiner Zeitdauer. (Rometsch, et al., 2003)

Wie in (Evancho & Staley, 1974) beschrieben, konnte (Cahn, 1956, pp. 572-575) unter der Annahme, dass die Reaktionsgeschwindigkeit eine ausschließliche Funktion des Phasenumsatzes und der Temperatur ist, den Anteil an Ausscheidungen während einer kontinuierlichen Abkühlung durch einen integralen Ansatz nachweisen. Die Ausscheidungsrate definiert sich nach (Evancho & Staley, 1974) durch einen charakteristischen C-förmigen Verlauf, welcher aus der Beschreibung der Keimbildungsrate nach (Cahn, 1956) resultiert und an den Grad der Übersättigung des Mischkristallzustandes und die Diffusionsrate geknüpft ist.

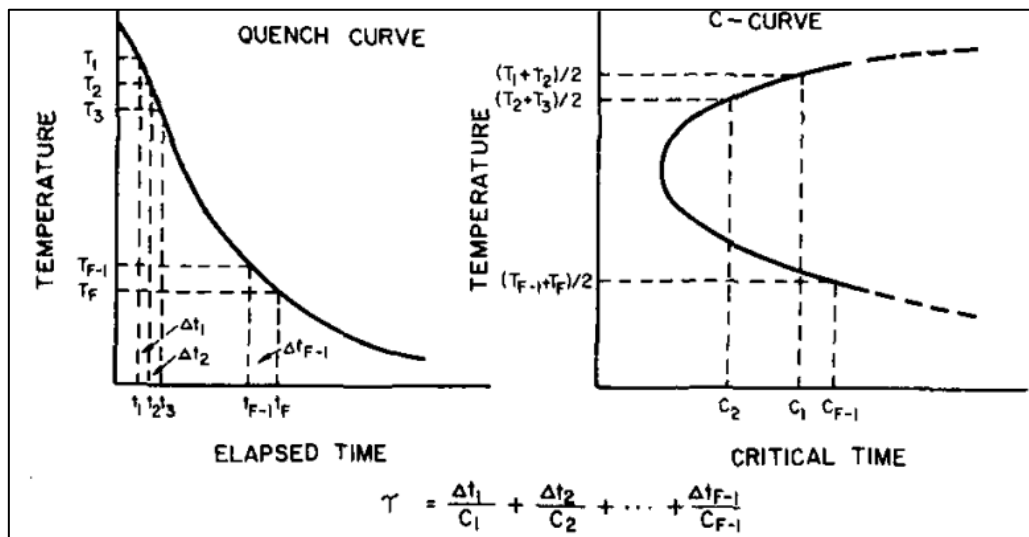


Abbildung 10: Methode zur Bestimmung des Quenchfaktors aus der Abkühlkurve und der C-Kurve. (Evancho & Staley, 1974)

Der sich durch die Abkühlung einstellende Werkstoffzustand und die sich daraus ergebende umsetzbare Festigkeit durch eine anschließende Auslagerung, ist nach (Evancho & Staley, 1974) eine Funktion in Abhängigkeit der gelösten ausscheidungsrelevanten Legierungselemente und kann durch die Gleichung 2.8 (Evancho & Staley, 1974) mathematisch gefasst werden.

$$\frac{\sigma - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}} = e^{(k_1 \tau)} \quad \text{Gleichung 2.8}$$

$\tau \triangleq Q$: Quench-Faktor

k_1 : Konstante = $\ln(1 - \text{Phasenumsatz entsprechend der C-Kurve})$

σ : Festigkeit

σ_{min} : weichgeglühte Festigkeit

σ_{max} : maximal erreichbare Festigkeit

Da sich die Behinderung des Versetzungsgleitens nach „Orowan und Friedel“ (siehe Kapitel 2.3.2) proportional zur Quadratwurzel des ausgeschiedenen Phasenvolumens verhält, ist nach (Rometsch, et al., 2003) die Annahme eines linearen Zusammenhangs nicht zulässig, sondern muss gemäß Gleichung 2.9 mathematisch berücksichtigt werden.

$$\frac{\sigma - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}} = \sqrt{e^{(k_1 Q)}} \quad \text{Gleichung 2.9}$$

Unter Berücksichtigung der „QFA-Methode“ und Überführung der isothermen Festphasenumwandlung in einen Ausdruck der kontinuierlichen Abkühlung und erzielbaren Festigkeit nach (Evancho & Staley, 1974) (siehe Gleichung 2.8), der Relevanz eines individuell anpassbaren „Impigementfaktors“ nach (Starink, 2001) (siehe Gleichung 2.7) und das Einbeziehen der Einflussnahme der Ausscheidungen auf das Versetzungsgleiten in Abhängigkeit der greifenden Mechanismen, können die Zusammenhänge in einer Formel nach (Rometsch, et al., 2003) erfasst werden (siehe Gleichung 2.10).

$$\frac{\sigma - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}} = \left[\frac{(-k_1 Q)^n}{\eta_i} + 1 \right]^{\frac{-\eta_i}{2}} \quad \text{Gleichung 2.10}$$

2.6.4. Anwendungsbezug der Modellbeschreibung

Das bestehende Modell (siehe Gleichung 2.10, nach (Rometsch, et al., 2003)) zur Beschreibung der erzielbaren Festigkeit unter Anwendung der „QFA-Methode“, der Berücksichtigung der Kinetik der Festphasenumwandlung nach (Starink & Zahra, 1997) und der Annahme nach (Schumacher, 2018, p. 133), dass sich der „Quench-Faktor“ hinsichtlich einer kontinuierliche Abkühlung antiproportional zu der Abkühlgeschwindigkeit $\dot{T}$ verhält, kann in Analogie des Spannungsverhältnisses in eine äquivalenten Beschreibung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze überführt werden. Der Faktor k_M berücksichtigt hierbei den legierungsabhängigen Einfluss der Konstante k_1 und inkludiert das antiproportionale Verhältnis zur Abkühlgeschwindigkeit, siehe Gleichung 2.11.

$$R_{p0,2}(\dot{T}) = \left\{ (R_{p0,2_{max}} - R_{p0,2_{min}}) \left[\frac{\left(\frac{-k_M}{\dot{T}} \right)^n}{\eta_i} + 1 \right]^{\frac{-\eta_i}{2}} \right\} + R_{p0,2_{min}} \quad \text{Gleichung 2.11}$$

Diese Annahme impliziert eine einheitliche Ausgangssituation des Grundwerkstoffs, welche eine gleichwertige Erstarrungsstruktur und Lösungsglühbedingung aufweist und eine Definition des Beitrags der Festigkeit ausschließlich über den Grad der Übersättigung des Mischkristallzustandes voraussetzt.

Die Formulierung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze bezieht sich auf eine auf den Zustand T6 ausgelegte Wärmebehandlung bei spezifischer Auslagerungstemperatur T_{WA} .

Demnach ist eine überkritische Abschreckung, bei welcher sich keine Vorausscheidungen bilden, gleichzusetzen mit einem maximal übersättigten Mischkristallzustand. Dieser ermöglicht eine maximale Ausscheidungshärtung und Festigkeit durch eine anschließende Auslagerung.

Im Gegensatz dazu zeichnet sich eine nahezu gleichgewichtsnaher Abkühlung, geprägt von vielen Vorausscheidungen durch einen minimal übersättigten Mischkristallzustand aus. Eine anschließende Teilchenhärtung zum Erreichen einer höheren Festigkeit ist nicht zielführend, da die ausscheidungsrelevanten Legierungselemente bereits gebunden sind und es ausschließlich zu weiteren Vergrößerungen der Teilchen kommt.

Unter der Voraussetzung der Lösungsglüh-temperatur, -zeit und dem Ausgangszustand des Werkstoffs vor dem Lösungsglühen, besteht die Eventualität nicht vollständig aufgelöster Phasen. Insbesondere im Fall der zur Anwendung kommenden Sekundärlegierungen, welche geprägt sind von einer Vielzahl an Dispersoiden und hochtemperaturstabilen, intermetallischen Phasen, ist die Annahme einer homogenen, gleichverteilten Keimbildung, unrealistisch. Die Annahme einer heterogenen Keimbildung ist naheliegend.

3. Werkstoffe, Methoden und Fertigungsverfahren

3.1. Charakterisierung des laminar gegossenen Kurbelgehäuses

Das Kurbelgehäuse, eines der größten und wesentlichsten Bestandteile eines Verbrennungsmotors, umfasst den Verbrennungsraum. Die mit der Verbrennung einhergehenden alternierenden, dynamisch wirkenden Kräfte implizieren eine hohe Belastung des Bauteils und stellen die Konstruktion, bei immer geringer werdenden Wandstärken und zunehmenden Leistungsansprüchen, vor große Herausforderungen.

Das in dieser Arbeit zum Tragen kommende Kurbelgehäuse ist ein funktionstüchtiger Prototyp, kein Serienbauteil und wurde unter einem spezifischen Druckgussverfahren, dem laminaren Druckguss, hergestellt. Das Kurbelgehäuse, dargestellt in Abbildung 11, zeichnet sich durch zwei wesentliche Bauteilbereiche, den Zylindersteg und den Lagerstuhl, aus, die im Lastenheft hinsichtlich der Anforderung stark reglementiert sind.

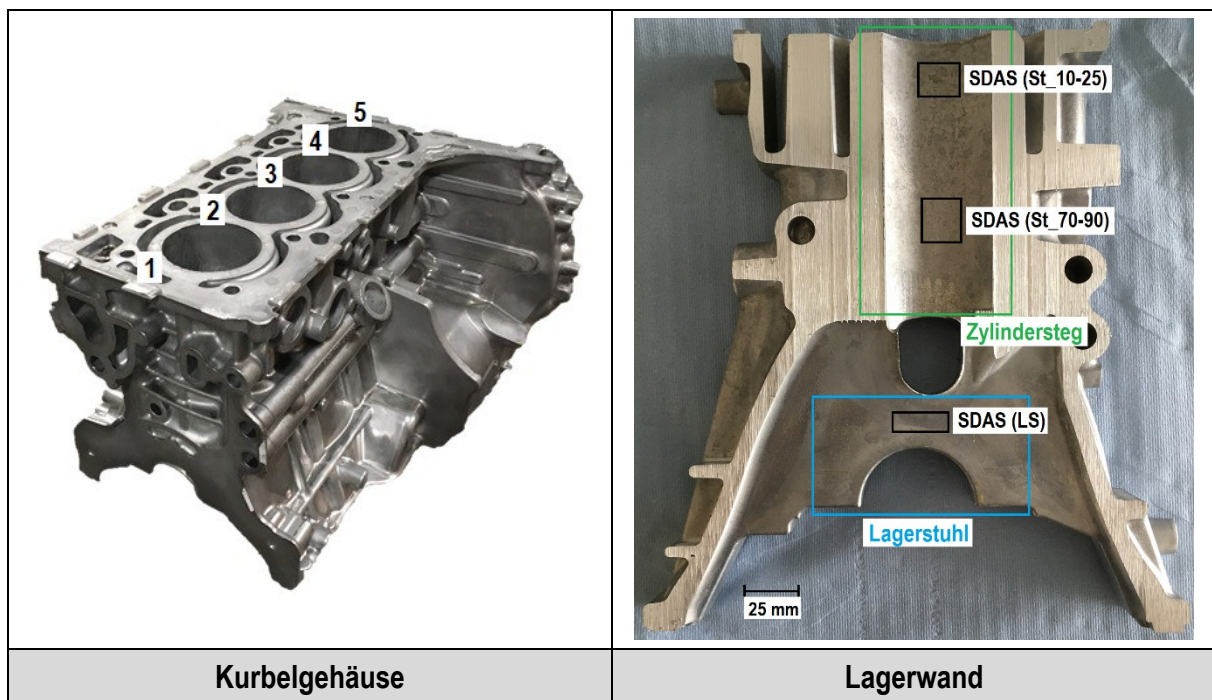


Abbildung 11: Foto des Kurbelgehäuses abgegossen im laminaren Druckgussverfahren (links) und Charakterisierung der spezifischen Bauteilbereiche an einer herausgetrennten Lagerwand (rechts).

Der Lagerstuhl wird dynamisch durch die Kurbelwellenbewegung sowie je nach Zündreihenfolge und Kurbelwellengestaltung durch die Massenunwucht und oszillierenden Kräfte belastet. Die Kurbelwellenlagerdeckel bringen über die Schraubenverbindung lokal die Kräfte in das Bauteil ein und erfordern explizit in diesem Bereich hohe Anforderungen gegenüber einer alternierenden, dynamischen Belastung.

Der Zylindersteg ist stark von den Verbrennungsdrücken und der daraus resultierenden, zyklusbedingten thermomechanischen Belastung geprägt. Der Verbund mit dem Zylinderkopf und den entsprechend zum Einsatz kommenden Schrauben versetzt im Bereich der Zylinderkopfdeckfläche das Kurbelgehäuse unter eine schwellende Zug-Belastung.

Die Definition der Zugprobenentnahme steht im direkten Zusammenhang mit den hochbelasteten Bereichen des Kurbelgehäuses und deren Anforderungen. Die Entnahmepositionen aus einer Lagerwand sind in der folgenden Abbildung 12 dargestellt, hierbei entspricht die Lage der Hohlzugproben der vorgegebenen Struktur der JetCooler-Kerne der Druckgussform.

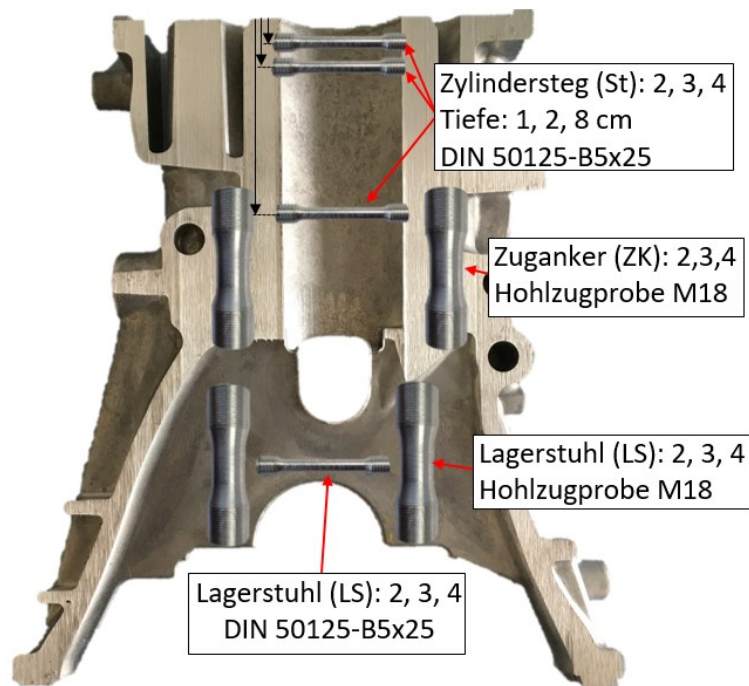


Abbildung 12: Übersicht der Zugprobenentnahmen aus der Lagerwand des KGHs.

Die Beurteilung des Ausscheidungsverhaltens und den damit implizierten Mischkristallzustand erfordert die Bestimmung des Gusszustandes. Dieser ist stark geprägt von den lokalen Abkühlverhalten während des Urformprozesses. Ein großes Interesse ergibt sich somit hinsichtlich der lokalen Temperaturgradienten im Bauteil, welche lokale Inhomogenitäten im Gussgefüge, Seigerungen und Vorausscheidungen der Sekundärphasen spezifizieren. Große Relevanz haben die Erstarrungsstrukturen der unterschiedlichen Bauteilbereiche in Abhängigkeit der zeitintervallgeprägten Formfüllung. Lichtmikroskopische Untersuchungen der Bauteilbereiche zeigen eine veränderte Dendritenstruktur des α -Mischkristalls (siehe Abbildung 13).

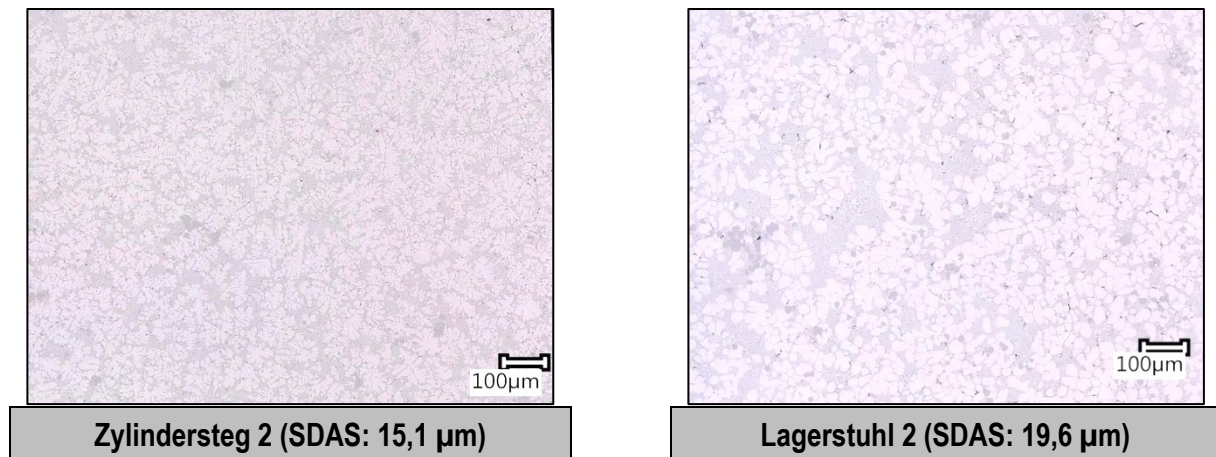


Abbildung 13: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Erstarrungsstruktur im KGH der Legierung AlSi9Cu3(Fe) im Zylindersteg- und Lagerstuhlbereich gepaart mit den vermessenen SDAS-Werten; Status quo: Abguss 2018.

Eine entsprechende Auswertung der „SDAS“-Werte (secondary dendrite arm spacing) in µm nach der „BDG-Richtlinie P220“ (BUNDESVERBAND DER DEUTSCHEN GIESSEREI-INDUSTRIE (BDG), 2011) ist in Tabelle 9 aufgeführt. Die Entnahmepositionen sind in Abbildung 11 eingezeichnet.

Tabelle 9: Vergleich der SDAS-Werte der beiden Abgüsse aus dem Jahr 2019 und 2020, aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse.

	Jahr des Abgusses	
	2019	2020
St2_10-25	10,0	12,8
St2_70-90	13,1	14,3
LS2	20,1	16,1
St3_10-25	9,2	10,0
St3_70-90	12,8	13,1
LS3	20,2	15,0
St4_10-25	9,5	12,5
St4_70-90	12,6	13,4
LS4	18,1	15,5

In Abhängigkeit zu den SDAS-Werten lässt sich im Hinblick auf die Erstarrungsgradienten ein deutlicher Zusammenhang ermitteln, nachdem das Gefüge im Zylinderstegbereich feiner, im Lagerstuhl etwas gröber ausfällt, was eine schnellere Erstarrung im Zylinderstegbereich impliziert.

Die Analyse der „Funken-Emissions-Spektroskopie“ hinsichtlich der lokalen Verteilung der Legierungselemente im Bauteil durch die Einflussnahme des Urformprozesses, durchgeführt in der „chemischen Analytik“ der „PT/PWT“ von „Mercedes-Benz Group AG“, zeigt eine steigende Konzentration der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente zum Lagerstuhl hin (siehe Tabelle 10).

Tabelle 10: Spektralanalyse Abguss 2020: Lokale Zusammensetzung der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente.

	Si	Cu	Mg	Zn	Ni
St2_10-25	9,34	2,869	0,278	0,793	0,082
St2_70-90	9,45	2,875	0,281	0,805	0,082
LS2	9,52	2,926	0,282	0,803	0,084
St3_10-25	9,33	2,83	0,277	0,795	0,079
St3_70-90	9,44	2,892	0,279	0,798	0,082
LS3	9,55	2,926	0,292	0,812	0,082
St4_10-25	9,24	2,814	0,273	0,798	0,079
St4_70-90	9,39	2,865	0,273	0,799	0,081
LS4	9,55	2,974	0,285	0,804	0,085

Diese lässt eine mit dem Erstarrungsgradienten korrespondierende Abhängigkeit der Legierungselemente von den lokalen Bauteilbereichen vermuten und hat einen direkten Einfluss auf die Ausscheidungskinetik.

Die sich ergebende Anreicherung der Legierungselemente führt zu einer lokal veränderten Grundvoraussetzung hinsichtlich des Mischkristallzustandes und der daraus resultierenden Ausscheidungskinetik. (Milkereit, et al., 2012)

Eine anerkannte Möglichkeit, den Werkstoffzustand und das Ausscheidungsverhalten des Bauteils zu qualifizieren, stellen die Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme dar. Diese lassen in Abhängigkeit einer kontinuierlichen Abkühlung die in-situ auftretenden Ausscheidungen verifizieren und die kritische Abschreckgeschwindigkeit quantifizieren, bei welcher keine Ausscheidung während des Abkühlprozesses auftritt. Die Kühlung der Bauteilbereiche ist den Gegebenheiten des Herstellungsprozesses und den Kühlsystemen des Gießwerkzeuges unterworfen und hinsichtlich den gegebenen Kriterien der Bauteilgeometrie, der Wanddicken, dem reglementiert zulässigen Verzug und den eingebrachten Spannungen beschränkt. Daher ist die Realisierung einer überkritischen Abkühlung am Bauteil einer hochlegierten Aluminiumgusslegierung sehr anspruchsvoll.

Einflussmöglichkeiten einer Steigerung der Festigkeit bei gleichwertigem Abguss und Kühlung liegen in der produktionsbedingten Prozesskette.

3.1.1. Prozessabfolge des Gießprozesses

Der Gießprozess des laminaren Druckgusses zeichnet sich durch eine strömungsarme Formfüllung aus. Wie in Kapitel 2.1.3 beschrieben kann dadurch ein porenarmes Gefüge realisiert werden, was insbesondere die dynamische Festigkeit und die Eventualität einer Lösungsglühung ermöglicht. Entsprechend der Anforderung ist ein spezifisches Angusssystem etabliert, welches eine gerichtete

Formfüllung von der Lagerwand eins zu fünf umsetzt (siehe Abbildung 11). Die Prozesskette des Urformprozesses in der Gießform ist in Abbildung 14 schematisch illustriert.

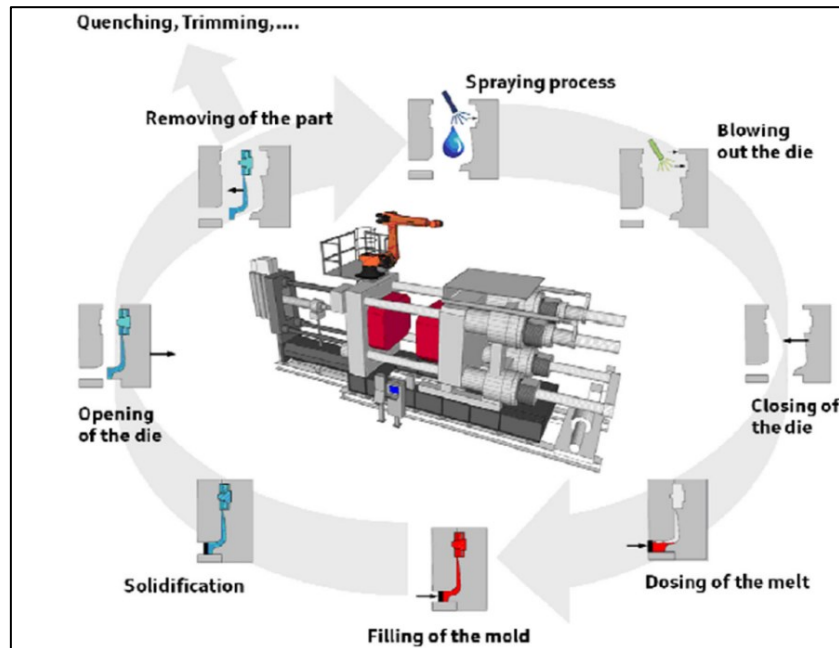


Abbildung 14: Illustration des Druckgussverfahrens gegliedert nach den sequenziellen Prozesszyklen. (Bonollo, et al., 2015)

Hiernach wird die Schmelze aus dem Warmhalteofen bei 710 °C über die Gießrinne in die Gießkammer geleitet. Nach erfolgter Formfüllung wird mittels des internen Kühlsystems und aufgrund der Temperaturdifferenz zwischen Schmelze und der metallischen Gießform der Schmelze Wärme entzogen und das Bauteil erstarrt. Entsprechend der geteilten Gussform werden nach einer definierten Zeit und Reihenfolge die Formhälften geöffnet, bis das Kurbelgehäuse sich nur noch auf den Kühlpinolen der Zylinderlaufbahnen und der Formhälfte der Zylinderkopfdeckfläche befindet. Die Entnahme des Kurbelgehäuses erfolgt von Seite des Lagerstuhls aus durch einen Roboterarm mit entsprechender Greifervorrichtung. An diesem befinden sich definierte Düsen, welche unter hohem Druck mit Wasser auf die Lagerwände des Lagerstuhls sprühen, um das Bauteil weiter zu kühlen. Bei der Teilekontrolle wird überprüft, ob die Entnahme des Bauteils vollständig vonstattenging und keine Überlaufbohlen oder Gießreste sich in der Gießform befinden. Nach Freigabe erfolgt der Transport des Kurbelgehäuses zum Tauchbecken. Dort werden die Gießbleche zwischen Lagerstuhl und Zylinderlaufbahn durchstoßen und es erfolgt ein teilweiser Tauchvorgang bis zehn Zentimeter Tiefe von der Zylinderkopfdeckfläche entfernt. Gleichzeitig wird der Lagerstuhl erneut besprüht. Das Tauchbecken hat eine Wassertemperatur von 30-40 °C. Die Wasserumwälzung wird durch einen Lufteintrag vom Beckenboden aus umgesetzt. In Nähe der Wasseroberfläche befindet sich ein Temperatursensor, welcher bei Temperaturen über 40 °C eine Störmeldung ausgibt. Nach einer Minute Kühlzeit werden die Überlaufbohlen entfernt und das Kurbelgehäuse landet mit Anguss auf einem Transportband. Sobald die Kurbelgehäuse etwa Raumtemperatur erreicht haben, wird der Anguss entfernt.

3.1.2. Kühlsysteme

Die zur Anwendung kommenden Kühlsysteme in der metallischen Dauerform der Druckgussmaschine sind zahlreich und variierend in Abhängigkeit der Bauteilposition. Eine möglichst konturnahe Implementierung wird angestrebt, um der Schmelze und dem Bauteil möglichst effektiv und schnell Wärme zu entziehen. Die Minimierung von Materialunstetigkeiten bei gleichzeitig effizienter Umsetzung hinsichtlich der Taktzeit steht im Vordergrund. Der Effekt auf die Erstarrungsstruktur unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Wanddicken und Geometrien des Bauteils ist hierbei wesentlich und erfordert angepasste Kühlkonzepte.

Zwei wesentliche Kühlausgestaltungen, auf welche ein besonderes Augenmerk in dieser Arbeit gelegt wird und welche Gegenstand der nachträglichen Implementierung von Thermoelementen sind, werden in der folgenden Abbildung 15 schematisch dargestellt.

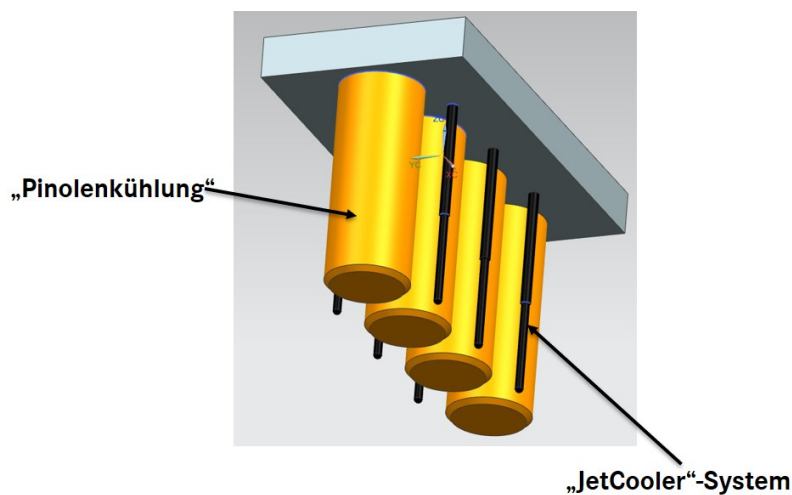


Abbildung 15: Schematische Abbildung der vorherrschenden Kühlsysteme der Formhälfte der Zylinderkopfdeckfläche.

Hierbei handelt es sich um die Kühlung über die „Kühlpinolen“ und die der „JetCooler“, welche beide auf einer Formhälfte der geteilten Druckgussdauerform installiert sind.

Die Pinolenkühlung ist eine lokale Kühlung der Zylinderlaufbahnen des Kurbelgehäuses und prägt wesentlich die Erstarrungsgeschwindigkeit und den Abkühlgradienten im Zylindersteg. Insbesondere im Hinblick auf die Kühlzeit und der Taktung des Kühldurchflusses muss die Thematik der Erstarrungsschrumpfung und die damit verbundene Problematik einer frühzeitigen Entnahme des Bauteils berücksichtigt werden.

Das „JetCooler-System“ der Firma „Lethiguel“ ist eine Umsetzung der möglichst oberflächennahen Kühlung von dickwandigen Teilbereichen des Bauteils.

Wie in Abbildung 16 dargestellt, umfasst das JetCooler-System sogenannte Kaskaden, welche sich in den formgegebenen Kernen befinden, die im Inneren kaltes Wasser bis zur Spitze des Kerns führen und zwischen Kaskade und Kern das Zurückströmen des Fluides ermöglichen. Die dadurch bewerkstelligte Kühlung des Kerns zeichnet sich durch einen gerichteten Kühlgradienten aus. An der Spitze des Kerns

ist die geringste Temperatur vorzufinden, da dort das Wasser eingespeist wird. Während des Rücklaufs im Inneren des Kerns erwärmt sich dieses. Ein anliegender Druck sorgt für einen entsprechenden Durchfluss und am Ende eines jeden Zyklus werden die Zulaufe mit Druckluft von erwärmtem Wasser befreit und von gegebenenfalls vorhandenen Rückständen gereinigt.

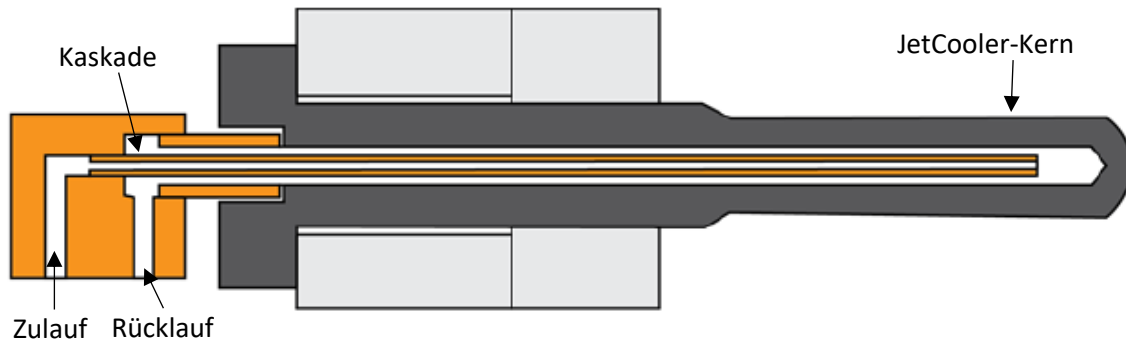


Abbildung 16: Schnittzeichnung des JetCooler-Systems der Firma „Lethiguel“. (Ambos, et al., 2011)

Während des Gießverfahrens und den dabei implizierten hohen Temperaturen kommt es zur Verdampfung des Wassers aufgrund der hohen Temperaturdifferenz zwischen der Kerntemperatur und dem Wasser, wodurch dem Werkzeug Wärme entzogen wird. Dadurch entstehen in Abhängigkeit der Entfernung zum Kern unterschiedliche Bereiche der Erstarrung und eine differenzierende Porenverteilung. Insbesondere der unmittelbar angrenzende Bereich am JetCooler ist geprägt von einer schnellen Erstarrung und somit einem vorliegenden feineren Primärgefüge. Die sogenannte „Speckschicht“ ist besonders porenarm und grenzt sich aufgrund der schnellen Abkühlung vom Rest des Gefüges ab. Hier gilt es insbesondere die Schaltung des Kühlsystems hinsichtlich des restlichen Bauteils zu berücksichtigen, um auftretende Gießfehler zu vermeiden wie etwa Kaltläufe. (Ambos, et al., 2011)

3.1.3. Untersuchungsumfang am Kurbelgehäuse

Eine Bewertung des Werkstoffzustandes am vollständigen Bauteil erfordert eine differenzierte Betrachtung der unterschiedlichen Bereiche und deren gegenseitige Einflussnahme beim Herstellungsprozess im Hinblick auf Temperatur, Formfüllung und Erstarrung. Hierbei sind insbesondere die hochbelasteten Bereiche von großem Interesse. Die zu berücksichtigenden lokalen Bereiche sind geprägt von den prozessbedingten Abschreckvorgängen und somit den differenzierenden Kühlgradienten im Bauteil. Diese haben, entsprechend der daraus resultierenden Leerstellenkonzentration und dem Grad der Übersättigung des Mischkristalls, eine abweichende Ausscheidungskinetik, die sich in den Festigkeitsverläufen widerspiegelt. Der Status Quo des Gießprozesses ist vereinfacht dargestellt in Abbildung 17 entsprechend dem schematischen Temperaturverlauf, bezogen auf die zeitliche Abfolge der Prozesszyklen.

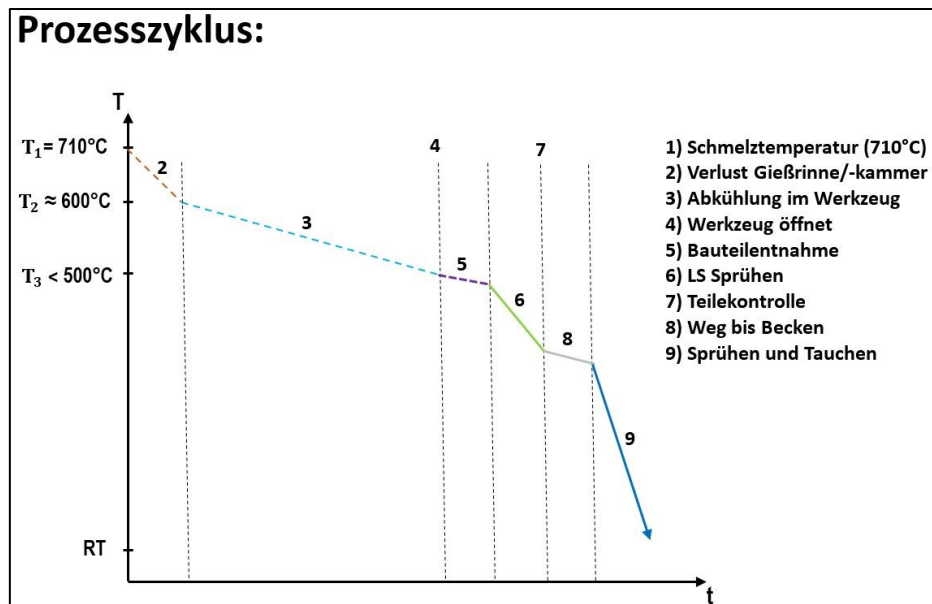


Abbildung 17: Schematische Darstellung der sequenziellen Prozesszyklen des laminaren Druckgusses aufgeschlüsselt nach dem Temperatur-Zeit-Verlauf; Status quo: Abguss 2018.

Um sowohl den Zustand des Mischkristalls als auch die Keimbildung zu berücksichtigen, wurde bei der AlSi9Cu3(Fe)-Legierung sowohl der Zustand direkt nach dem Gießprozess (eine Kaltauslagerung kleiner 12 Stunden) als auch der Einfluss der keimbildungsfördernden Kaltauslagerung größer 72 Stunden untersucht. Die 72 Stunden resultieren aus den Kaltauslagerungsuntersuchungen (siehe Kapitel 4.6.1) dieser Arbeit und basieren auf der Annahme, dass ab dieser Kaltauslagerungsdauer der Unterschied zwischen den unterschiedlichen Gießzuständen gering ist. Als Standardwärmebehandlungsparameter wurde eine Kaltauslagerung von maximal zwölf Stunden, eine Warmauslagerung von 210 °C und eine Wärmebehandlungsdauer von 150 Minuten festgelegt. Um die Einflussnahme der unterschiedlichen Mischkristallzustände auf die Festigkeit fassen zu können, wurde das Warmauslagerungsmaximum im Hinblick auf die Warmauslagerungsdauer in Abhängigkeit des Kaltauslagerungseinflusses und des Abkühlgradienten untersucht. Hierzu wurden die in Tabelle 11 aufgeführten weiteren Wärmebehandlungsparameter definiert, die schematisch in Abbildung 18 wiedergegeben sind.

Tabelle 11: Aufgelistet sind die umgesetzten Prozessparameter der Wärmebehandlungen der Versuchsreihen am KGH.

		KA [<12h] + WA [210°C/t_{WA}]	KA [>72h] + WA [210°C/t_{WA}]
t_{WA}	30 min	nicht durchgeführt	1 KGH
	60 min	1 KGH	1 KGH
	90 min	1 KGH	1 KGH
	120 min	1 KGH	nicht durchgeführt
	150 min	1 KGH	1 KGH

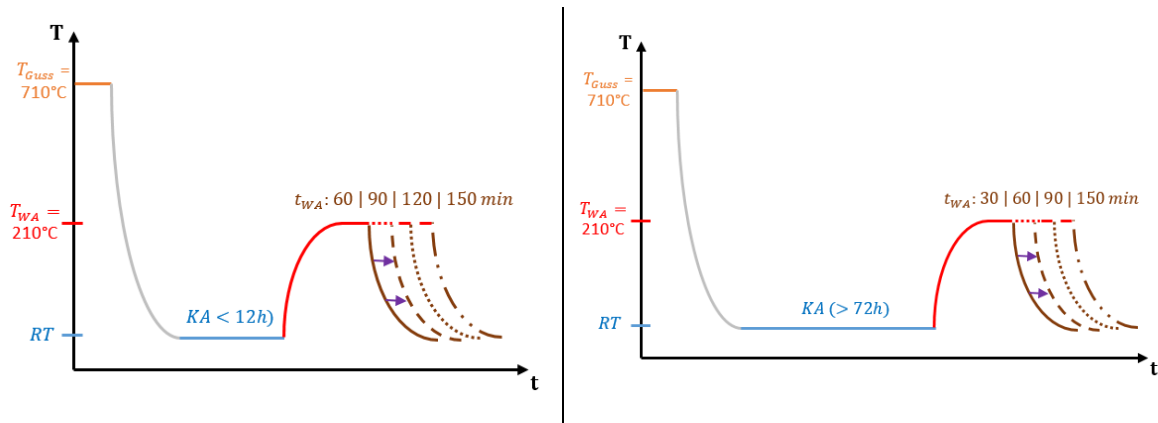


Abbildung 18: Visualisierung der Prozessparameter der Versuchsreihen am KGH.

3.1.4. Temperaturmessungen im Urformprozess

Grundlegend für die Einordnung der ablaufenden werkstoffphysikalischen Effekte eines im Urformprozess hergestellten Bauteils sind die real vorliegenden Temperatur-Zeit-Verhältnisse. Da hinsichtlich des laminaren Druckgusses ausschließlich Näherungen und simulative Modelle existierten, ist ein wesentlicher Bestandteil dieser Arbeit die in-situ Temperaturmessung während des Gießprozesses. Aufgrund der einzuhaltenden vorschriftsgebundenen Sicherheitsmaßnahmen ist die Einbringung von Thermoelementen an viele Regelungen geknüpft, sehr aufwendig und schwierig zu realisieren. Die kontaktlose Messung mittels Pyrometer stellt im Hinblick auf Aluminium und der damit verbundenen hohen Reflektion der Oberflächen und der urformprozessbedingten beschwerlichen Produktionsumgebung eine nicht mit ausreichender Sicherheit realisierbare Option der Temperaturmessung am Bauteil dar. Maßnahmen wie das Eingießen eines Thermoelements und Herausführen durch die Trennfuge des geteilten Werkzeugs sind aufgrund der Sicherheitsaspekte im Umgang mit schmelzflüssigem Material nicht realisierbar. Klebstoffe und sonstige nicht für den internen Einsatz klassifizierte Stoffe sind im Bereich der Produktionsprozesse untersagt. Als möglicher Lösungsansatz wurde die Implementierung eines Thermoelements über den JetCooler-Kern in die Schmelze definiert, wohl wissend, dass hierdurch eine leicht veränderte lokale Kühlung aufgrund eines inaktiven JetCoolers auftreten wird, da an der definierten Position die Kaskade (Wasserkühlung) aus dem JetCooler-Kern entfernt werden musste. Aufgrund der Zugänglichkeit zu den Bereichen des Zylinderstegs und Lagerstuhls wurden die Kerne der JetCooler ausgewählt, die über die Zylinderkopfdeckfläche eingeführt werden (siehe Abbildung 19).

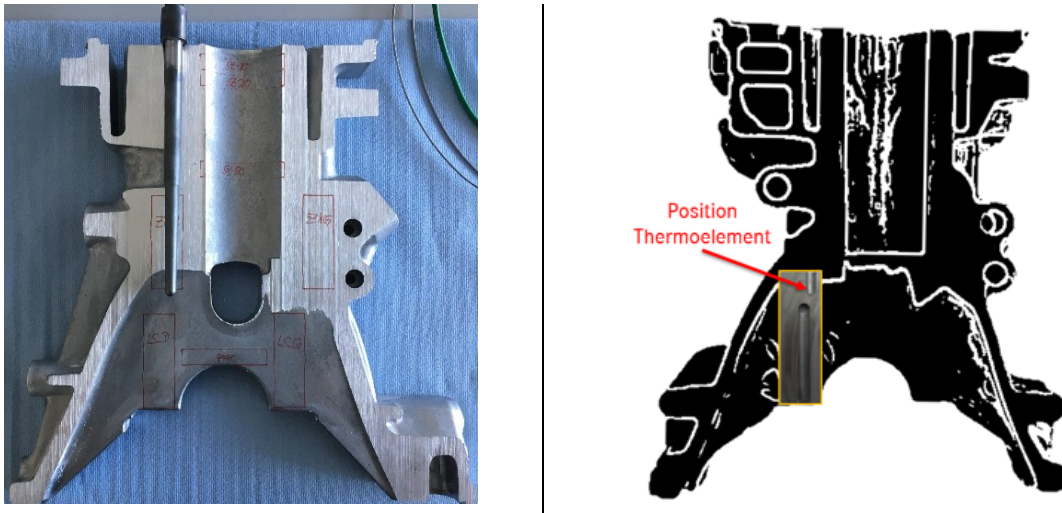


Abbildung 19: Position des implementierten Thermoelements in der Gießform über die Spitze des JetCooler-Kerns.

Hinsichtlich der Thermoelementimplementierung wurden die JetCooler-Kerne erodiert, die Thermoelemente des „Typs K“, „Klasse 1“ mit einem Durchmesser von zwei Millimetern so positioniert, dass ein möglichst direkter Kontakt zur Schmelze stattfindet und anschließend mit einem Messinglot verlötet (siehe Abbildung 20). Im Gegensatz zu der Implementierung des Thermoelements an der Spitze des JetCooler-Kerns befindet sich das Thermoelement in der Nähe der Zylinderkopfdeckfläche nicht direkt in der Schmelze. Dies ist ein Resultat der ausschließlichen Zuführungsmöglichkeit des Thermoelements von etwa 45° in Bezug zur Kernoberfläche und der zur beachtenden Entformungsrichtung des Bauteils.

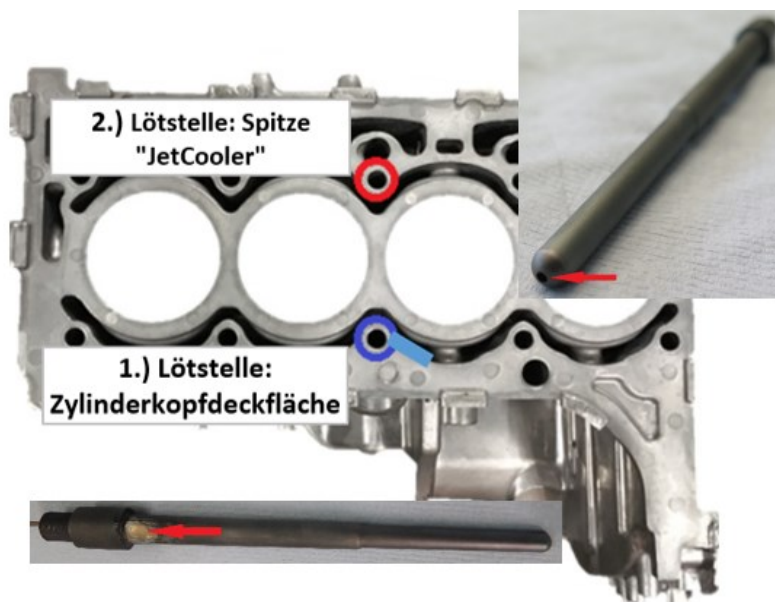


Abbildung 20: Abgebildet sind die Ausführungen der Thermoelementimplementierungen und die Positionen im KGH der JetCooler-Kerne, welche für die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses Anwendung fanden.

Nach dem Einsatz im Gießwerkzeug wurden das Thermoelement samt Kern in einen kalibrierten Warmkammerumluftofen gelegt und auf die entsprechende Einsatztemperatur gebracht, um das

Thermoelement hinsichtlich einer Schädigung durch den Lötprozess oder im Einsatz des Gießwerkzeuges zu überprüfen. Da die vorgegebene Ofentemperatur der Thermoelementtemperatur entsprach (siehe Anhang Abbildung 125), konnte keine mechanische oder thermische Beschädigung des Thermoelements im Produktionseinsatz verifiziert werden.

3.1.5. Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug

Die Abkühlung nach der Entnahme aus dem Gießwerkzeug oberhalb der kritischen Ausscheidungstemperatur ist essenziell für die Einstellung eines übersättigten Mischkristallzustandes und die Kenntnis über die Temperatur-Zeit-Verläufe ist wesentlich für die Beurteilung des Werkstoffzustandes des Bauteils. Entsprechend der definierten Taktzeit des Urformprozesses und der anschließenden Kühlprozesse ist für den laminaren Druckguss ein definierter zyklischer Ablauf vorgeschrieben, welcher in Kapitel 3.1.1 erläutert ist. Das eingestellte Temperaturniveau und die Konsequenzen einer lokal differenzierenden Kühlvariation im Zusammenhang mit einer hohen Wärmeleitfähigkeit von Aluminium sind hinsichtlich des Herstellungsprozesses nicht vollständig abgebildet und die Kenntnis darüber nicht vorhanden. Dies ist der Grund für die Implementierung des Thermoelements in die Gießform (Kapitel 3.1.4), als auch für den folgenden Versuchsaufbau, welcher den partiellen Tauchprozess des Kurbelgehäuses im Wasserbecken nachstellt.

Hierzu wird das Kurbelgehäuse wieder auf Entnahmetemperatur aus der Gießform erwärmt und anschließend definiert abgekühlt. Der Versuchsaufbau zeichnet sich durch das zu untersuchende Kurbelgehäuse mit Anguss nach Abbildung 21 aus, welches implementierte Thermoelemente des Typs K mit einem Durchmesser von 1,5 mm im Lagerstuhl und 15 mm entfernt von der Zylinderkopfdeckfläche aufweist. Aufgrund der Thermoelementimplementierung enthält das KGH entgegen des realen Bauteils im Prozess keine Gießbleche zwischen dem Lagerstuhl und den Zylinderlaufbahnen. Der Bohrungsdurchmesser am Kurbelgehäuse für die Thermoelemente beträgt 1,6 mm, eine Bohrungstiefe im Lagerstuhl von 15 mm und im Zylindersteg von 10 mm. Zum Verkleben der Thermoelemente im oberen Bereich der Bohrung wurde Härtefolie des Herstellers „Schröder“ verwendet, um einem Lösen der Thermoelemente während des Versuches entgegenzuwirken.

Die Thermoelementplatzierungen entsprechend der Entnahmepositionen der Zugproben kommen den im Lastenheft definierten mechanischen Anforderungen an das Kurbelgehäuse nach. Die Thermoelementanordnung im Kurbelraum ist senkrecht zum maximalen Temperaturgradienten realisiert. Die Thermoelemente im Bereich des Zylinderstegs sind parallel zum maximalen Temperaturgradienten orientiert und sind ein Resultat aus der begrenzten Umsetzungsmöglichkeit des Versuchsaufbaus, nachdem die Entnahme des Kurbelgehäuses aus dem Ofen auf der Zylinderkopfdeckfläche vollzogen

wird. Der verwendete Datenlogger ist vom Hersteller „PhoenixTM“, Model „PTM1-010-K-HT“ und besitzt eine maximale Abtastrate von 0,5 Sekunden.

Ein weiteres Thermoelement befindet sich im Anguss, um die differenzierte Betrachtung der wärmsten Stelle im Kurbelgehäuse zum gekühlten Bereich aufzuzeigen und unter dem Aspekt der hohen Wärmeleitfähigkeit des Aluminiumwerkstoffs die gegenseitige Beeinflussung abzubilden.

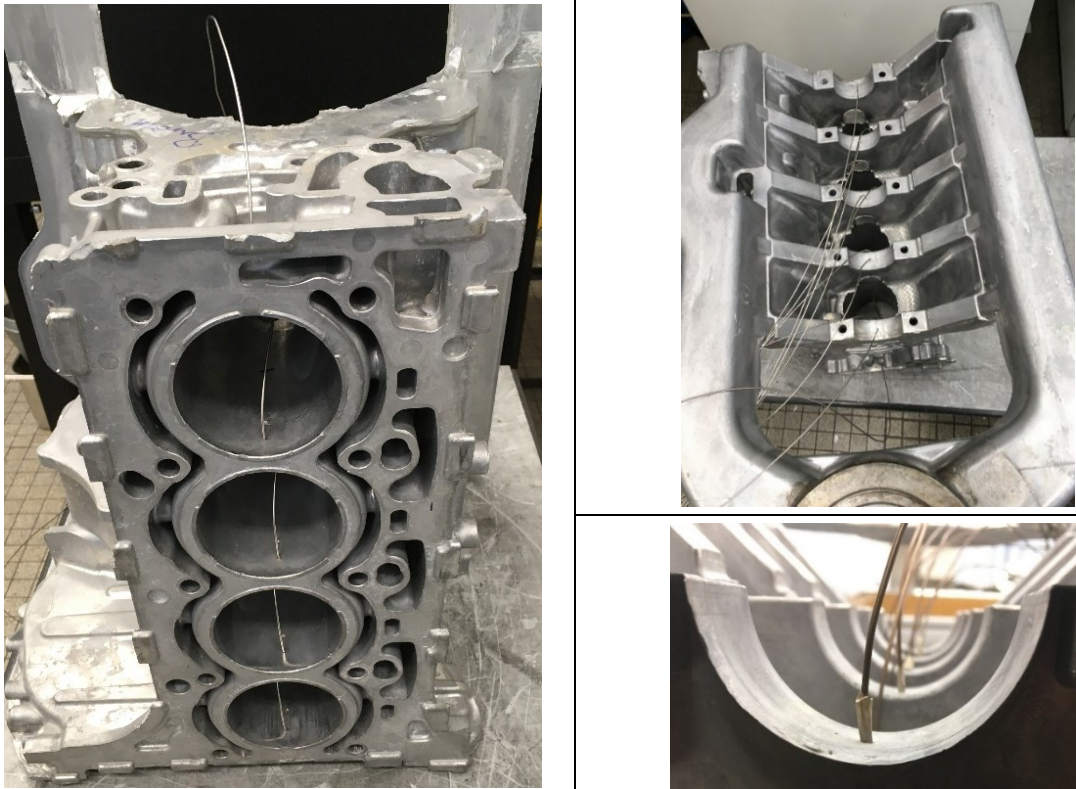


Abbildung 21: Umsetzung der Thermoelementimplementierung (Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug).

Die Bodenfläche des verwendeten Ofens ist mit Aluminiumplatten ausgelegt und der Ofen wird mit einer Temperatur von 300 °C temperiert (siehe Abbildung 22).



Abbildung 22: Umsetzung der Temperierung des KGHs und Aufbau der Ofenfahrt (Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug).

Anschließend wird das Kurbelgehäuse nach definiertem Ansatz in ein Wasser befülltes Becken gehoben, welches ein Wasserbeckenvolumen von etwa 118,32 Liter aufweist (siehe Abbildung 23).



Abbildung 23: Wasserbecken (Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug).

Entsprechend des industriellen Anwendungsbezuges wurde der Einfluss des Wasserabschreckens bei den Wassertemperaturen von 21 °C und 35 °C untersucht. Wie bereits zuvor beschrieben, erfolgt der Tauchvorgang des Kurbelgehäuses nicht vollständig im Becken, sondern in eine Tiefe von 10 cm von der Zylinderkopfdeckfläche. Der Lagerstuhl wird zur gleichen Zeit besprüht und ein Lufteintrag vom Beckenboden realisiert die Wasserumwälzung. Um diese Rahmenbedingungen möglichst prozessnah abzubilden, wurden entsprechende Vorrichtungen gefertigt, die im Folgenden beschrieben werden.

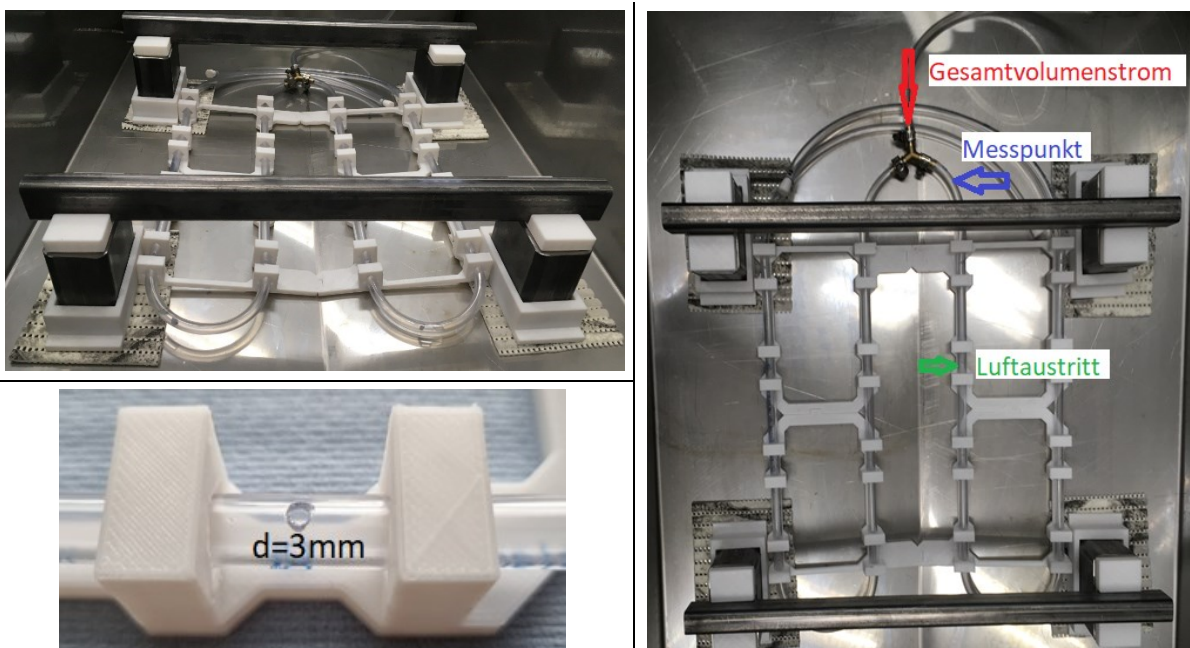


Abbildung 24: Dargestellt ist die additiv gefertigte Vorrichtung zur Indizierung einer Wasserumwälzung mittels Lufteintrag und die produzierte Stützkonstruktion, um eine Positionierung des KGHs im Becken zu gewährleisten.

Die Einhaltung der Tauchtiefe des Kurbelgehäuses im Wasserbecken wird durch eine Stützkonstruktion aus Stahl (S235 JR) gewahrt, welche durch Halterungen aus additiv gefertigtem, weißem „PLA“ die Ausrichtung und Formstabilität der Stützkonstruktion garantiert. Das auf dem Boden installierte Führungssystem aus „PLA“ beinhaltet das Schlauchsystem aus „PVC“ mit einem Innendurchmesser von 6 mm, welches den Lufteintrag ermöglicht, indem an 16 Stellen durch nach oben gerichtete 3 mm Bohrungen Luft entweichen kann (siehe Abbildung 24). Das Ende des Schlauchsystems ist geschlossen, sodass der vollständige Luft-Volumenstrom durch die 3 mm Bohrungen entweicht.

Da der Volumeneintrag der Luft in der Gießerei nicht bekannt ist, wurde dieser nach qualitativen Gesichtspunkten reproduziert und zwei unterschiedliche Volumenströme von 7,5 und 29 l/min untersucht. Der Messpunkt des Volumenstroms ist in Abbildung 24 aufgezeigt. Die Messung der Durchflussmenge erfolgte mittels des Gasdurchflussmessers des Herstellers „Zunate“ mit einer Genauigkeit von 5 % nach Herstellerangaben. Die optische Auswirkung auf die Dynamik im Wasserbecken ist in Abbildung 25 visualisiert.

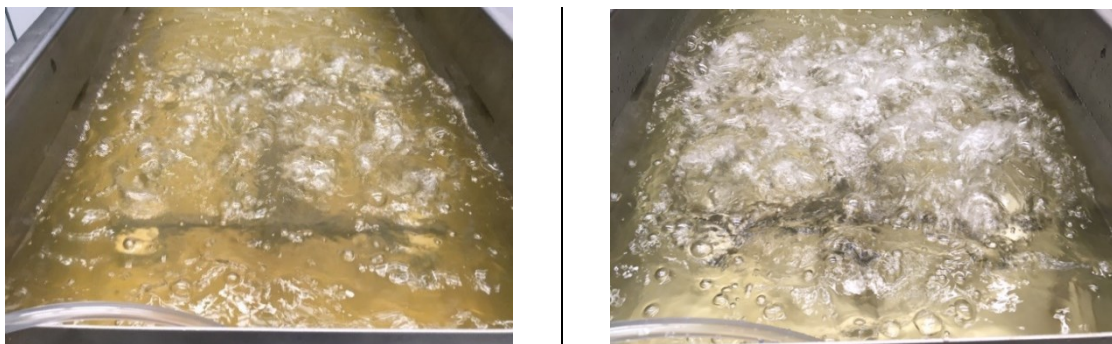


Abbildung 25: Visuelle Darstellung der Einflussnahme der unterschiedlichen Volumenströme auf die Dynamik der Luftumwälzung im Wasserbecken: 7,5 l/min (links) und 29 l/min (rechts).

Hinsichtlich der Lagerstuhlsprühung liegen keine Angabe zu der definierten Tröpfchengröße, der Durchflussmenge und der Druckverhältnisse des Wasser-Luftgemisches vor. Um dennoch der konzeptionellen Umsetzung einer lokalen Kühlung nachzukommen, wurde wie in Abbildung 26 dargestellt die Lagerstuhlsprühung durch eine additivgefertigte „PLA“-Konstruktion mit einem geführten Schlauchsystem aus „PVC“ realisiert.

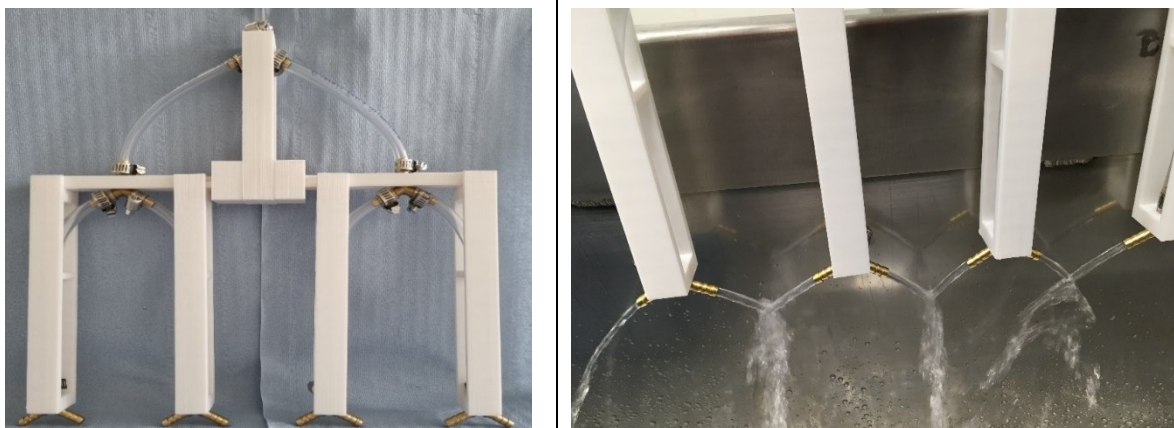


Abbildung 26: Bild der konstruktiven Realisierung der Lagerstuhlsprühung.

Um die zugeführte Wassermenge zu kompensieren und einen annäherungsweise gleichmäßigen Wasserstand im Wasserbecken zu garantieren, wurde das zugeführte Wasservolumen der Lagerstuhlkühlung ermittelt und auf die Ausflussmenge an der Unterseite des Wasserbeckens übertragen. Die Durchflussrate beträgt $6 \frac{l}{min}$ und ermöglicht durch eine regulierte Wasserzu- und Abfuhr eine gleichbleibende Tauchtiefe des Kurbelgehäuses von 10 cm (siehe Abbildung 23). Die Umsetzung der Lagerstuhlsprühung und der lokal wasserbenetzte Kühlbereich im Lagerstuhl sind in Abbildung 27 wiedergegeben. Zusätzlich wurde in einem weiteren Ansatz der Einfluss einer abgeschalteten Wasserzirkulation untersucht.

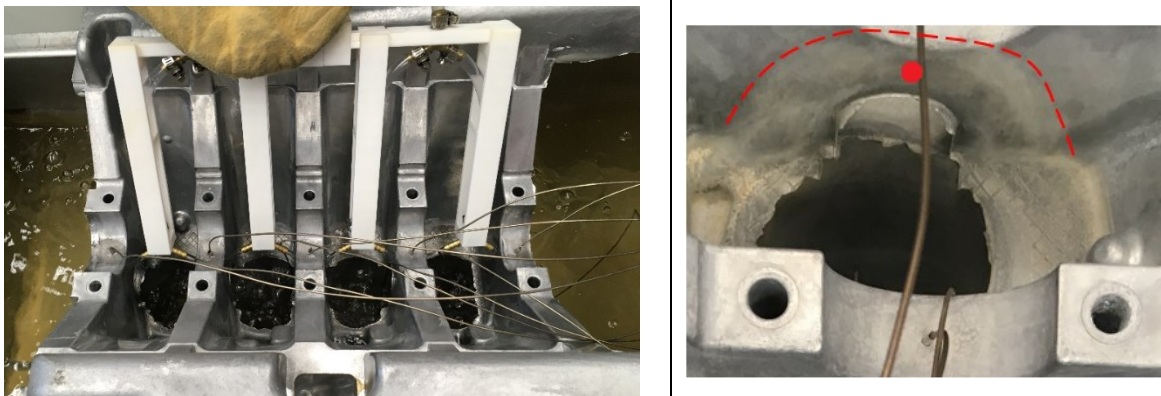


Abbildung 27: Dargestellt ist die vollständige Umsetzung des Kühlprozesses während des Tauchvorgangs (Lagerstuhlsprühen und gleichzeitiges Tauchen im Wasserbecken; links) und der wasserbenetzte, lokale Kühlbereich der Lagerstuhlsprühung (rechts). Das Wasser trifft am roten Punkt unter einem Winkel von 60° auf den Lagerstuhl und strömt dann über den eingezeichneten Bereich (gestrichelte, rote Linie).

3.1.6. Erstarrungs- und Abkühlsimulation mit Magmasoft®

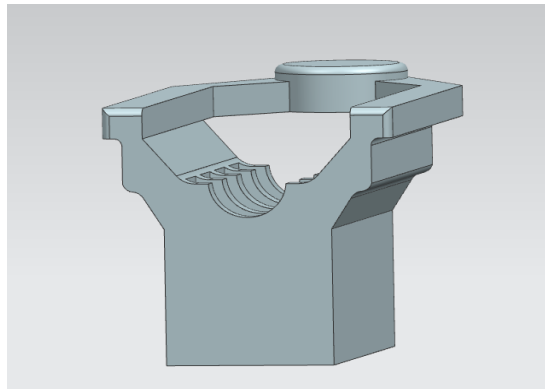
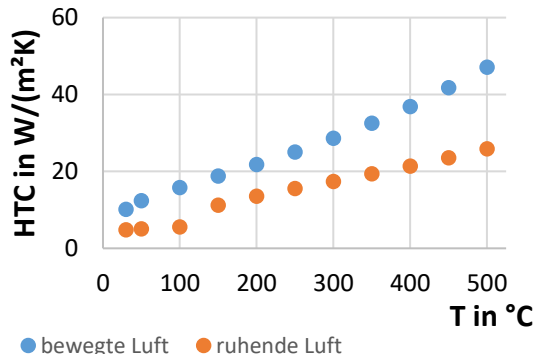
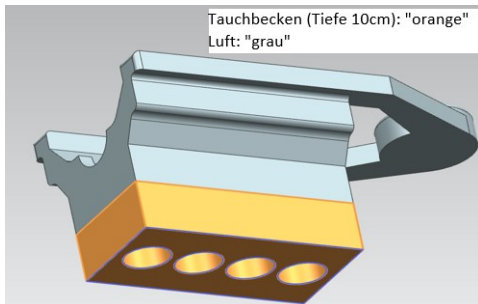
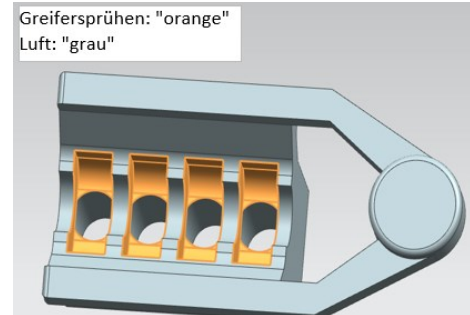
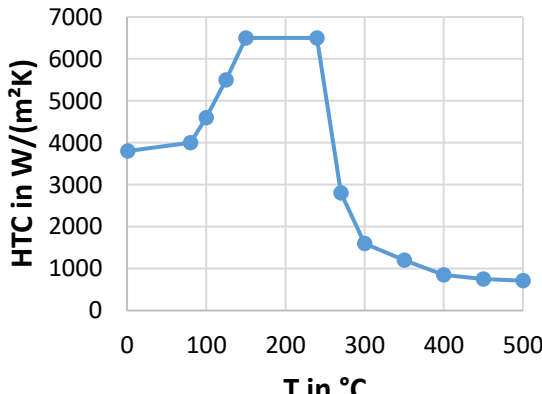
Das Simulationswerkzeug Magmasoft® findet im Bereich der Druckgusssimulation Anwendung. Ein entsprechendes Modell in Bezug zum anwendungsbezogenen Kurbelgehäuse wurde in der „Gießerei Mettingen“ von „Mercedes-Benz Group AG“¹ aufgebaut. Entsprechende Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Form, Schmelze und Einflussnahme durch implementierte Kühlkonzepte wurden im Simulationstool hinterlegt. Der ursprüngliche Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Form und der Schmelze stammt aus der Datenbank von Magmasoft® und ist auf $10.000 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ deklariert.

Die Implementierung eines Thermoelements in dieser Arbeit über den JetCooler-Kern (siehe Kapitel 3.1.4) liefert erstmalig eine reale Temperaturmessung in der Schmelze. Resultierend aus den Abweichungen zwischen der Simulation und den realen Temperaturmessungen wurde der Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Form und der Schmelze in allen Bereichen (außer in der

¹ Das ursprüngliche Modell der Gießsimulation des laminaren Druckgusses stammt von dem Doktoranden Christian Hirsch. Die Modellanpassungen, validiert an den Temperaturmessungen und erweiterten Annahmen nach der Entnahme des KGHs aus dem Gießwerkzeug, wurden von Johannes Liebhäuser durchgeführt. Die Neudefinition der getätigten Ansätze, Auswertung und Diskussion der Ergebnisse erfolgten gemeinsam mit Johannes Liebhäuser und dem Verfasser dieser Dissertation.

Gießkammer, am Kolbenkontakt und an der Kühlpinole) anhand der Temperaturmessungen validiert und neu definiert. Der neue Wärmeübergangskoeffizient wurde auf $23.500 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ deklariert. Die bestehende Annahme für den Bereich der Kühlpinole resultiert aus der stattfindenden Erstarrungsschrumpfung und dem damit verbundenen reduzierten Kontakt zwischen Bauteil und Form, resultierend aus der senkrechten Ausrichtung der Kühlpinole hinsichtlich der Formdruckrichtung. Eine anschließende Bewertung des Temperaturprofils des KGHs nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug wurde mit vereinfachten Annahmen getroffen. Hierzu zählt die Kühlung an bewegter Luft für 19 Sekunden, das Tauchen im Wasserbecken der Temperatur von 30 °C der Zylinderkopfdeckfläche bei gleichzeitiger Kühlung des Lagerstuhlbereiches für eine Minute und das anschließende Verweilen an unbewegter Luft bis zum Erreichen der Raumtemperatur. Die Bereichsdefinitionen und die hinterlegten HTC's der Magmasoft®-Simulation sind in folgender Tabelle 12 aufgeführt.

Tabelle 12: HTC's und Bereichsdefinitionen hinsichtlich der Magmasoft®-Simulation.

Bereichsdefinition	HTC aus Magmasoft®																																	
	HTC-Luft <table><caption>Approximate data for HTC-Luft</caption><thead><tr><th>T in °C</th><th>bewegte Luft (W/(m²K))</th><th>ruhende Luft (W/(m²K))</th></tr></thead><tbody><tr><td>50</td><td>10</td><td>5</td></tr><tr><td>100</td><td>15</td><td>10</td></tr><tr><td>150</td><td>20</td><td>15</td></tr><tr><td>200</td><td>25</td><td>20</td></tr><tr><td>250</td><td>30</td><td>25</td></tr><tr><td>300</td><td>35</td><td>30</td></tr><tr><td>350</td><td>40</td><td>35</td></tr><tr><td>400</td><td>45</td><td>40</td></tr><tr><td>450</td><td>50</td><td>45</td></tr><tr><td>500</td><td>55</td><td>50</td></tr></tbody></table>	T in °C	bewegte Luft (W/(m²K))	ruhende Luft (W/(m²K))	50	10	5	100	15	10	150	20	15	200	25	20	250	30	25	300	35	30	350	40	35	400	45	40	450	50	45	500	55	50
T in °C	bewegte Luft (W/(m²K))	ruhende Luft (W/(m²K))																																
50	10	5																																
100	15	10																																
150	20	15																																
200	25	20																																
250	30	25																																
300	35	30																																
350	40	35																																
400	45	40																																
450	50	45																																
500	55	50																																
Tauchbecken (Tiefe 10cm): "orange" Luft: "grau"  Greifersprühen: "orange" Luft: "grau" 	HTC-Wasserkühlung <table><caption>Approximate data for HTC-Wasserkühlung</caption><thead><tr><th>T in °C</th><th>HTC in W/(m²K)</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>3800</td></tr><tr><td>50</td><td>4000</td></tr><tr><td>100</td><td>4500</td></tr><tr><td>150</td><td>6500</td></tr><tr><td>200</td><td>6500</td></tr><tr><td>250</td><td>6500</td></tr><tr><td>300</td><td>2800</td></tr><tr><td>350</td><td>1500</td></tr><tr><td>400</td><td>1200</td></tr><tr><td>450</td><td>1000</td></tr><tr><td>500</td><td>800</td></tr></tbody></table>	T in °C	HTC in W/(m²K)	0	3800	50	4000	100	4500	150	6500	200	6500	250	6500	300	2800	350	1500	400	1200	450	1000	500	800									
T in °C	HTC in W/(m²K)																																	
0	3800																																	
50	4000																																	
100	4500																																	
150	6500																																	
200	6500																																	
250	6500																																	
300	2800																																	
350	1500																																	
400	1200																																	
450	1000																																	
500	800																																	

3.1.7. Wiedererwärmens eines unzureichend abgeschreckten Bauteils

Die Untersuchungen zur Stufenauslagerung auf den Temperaturen von 80 °C und 210 °C sollen das Wiedererwärmen des Gusszustandes nach dem Ufomprozess nachstellen. Die dafür verwendeten Bauteile wurden aus dem Kurbelgehäuse aus dem Zylindersteg 75-135 cm von der Zylinderkopfdeckfläche entnommen und weisen eine Geometrie von 4x10x10mm auf. Die Proben wurden bei 500 °C über einen Zeitraum von 10 Minuten lösungsgeglüht und in Wasser der Temperatur von 21 °C abgeschreckt. Anschließend erfolgte eine Wärmebehandlung bei 80 °C über den Zeitraum von 30 Minuten und eine zweite, direkt anschließende Wärmebehandlung bei 210 °C mit variierender Warmauslagerungsdauer (Kapitel 3.3). Die unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände wurden hinsichtlich Härte normgerecht vermessen (HBW 1/10) und mit der ursprünglichen T6-Wärmebehandlung von 210 °C verglichen.

3.2. Kurzzeitlösungsglühen mittels Laserverfahrens und variierenden Abkühlraten

Die Umsetzung der Kurzzeitlösungsglühung mittels Diodenlaser ist eine Erwärmung von Geometrien in Zugprobenformat, welche schnelle Aufheizgeschwindigkeiten ermöglicht und aufgrund des offenen, gut zugänglichen Arbeitsraums eine direkte Kühlung mit unterschiedlichen Medien zulässt. Zur Bewertung der Temperatur-Zeit-Verläufe ist eine in-situ Temperaturmessung essenziell und die Sicherstellung einer möglichst homogenen Temperaturverteilung grundlegend.

3.2.1. Probenpräparation

Die Proben der Laserversuche wurden aus dem Zylinderstegbereich und aus dem Lagerstuhl zwei bis fünf entnommen (siehe Abbildung 11). Die Lagerwände wurden an der Bandsäge 140 mm von der Zylinderkopfdeckfläche getrennt und anschließend an der Nasstrennmaschine segmentiert. Alle Proben weisen eine rechteckförmige Geometrie von 13x10x65 mm auf. Die Oberseite des Quaders ist mit Schleifpapier der Körnung 800 leicht angeschliffen, um leichte Unebenheiten zu entfernen und anschließend mit Korund der Bezeichnung „MSZ 500B“ des Herstellers „iepc“ gestrahlt. Dies sorgt für eine einheitliche Oberflächenqualität, ermöglicht die Reproduzierbarkeit und optimiert den Einkoppelvorgang des Diodenlasers.

Im ersten Ansatz wurden zur Überprüfung der Temperaturverteilung Proben verwendet, welche eine Thermoelementbohrung (Durchmesser: 1,2 mm) zwei Millimeter sowohl von der unteren als auch von der oberen Oberfläche aufweisen.

Die Proben erhielten eine Thermoelementbohrung auf der abgewandten Seite des Wärmeeintrags, die bis zu Bauteilmitte reicht (siehe Abbildung 28, rechts). Um die zentrische Zugprobenbearbeitung zu garantieren und eine mögliche Bauraumüberschneidung der Thermoelementbohrung mit der

Zugprobenentnahme zu unterbinden, wurde nach der Laserwärmebehandlung und anschließend erfolgten Warmauslagerung der Probekörper entsprechend der roten Linie mit der Nasstrennmaschine auf die Maße 10x10x65 mm reduziert und die Thermoelementbohrung negiert.

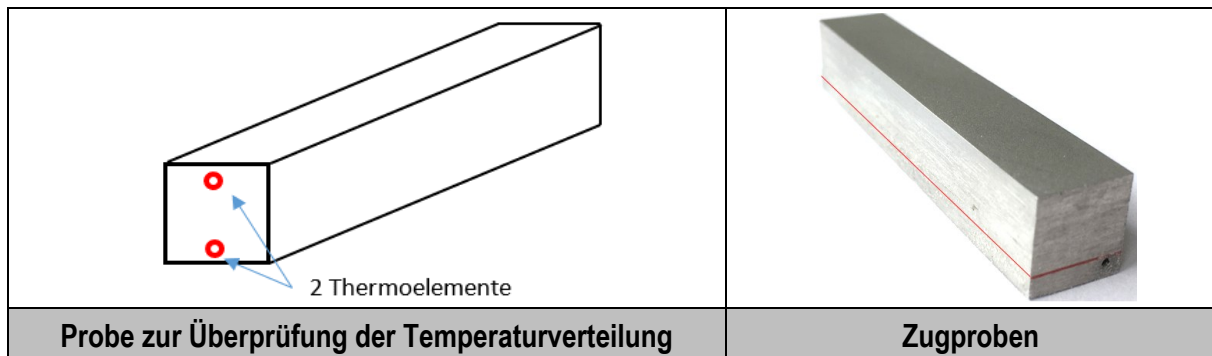


Abbildung 28: Ausgestaltung der präparierten Proben für die Laserversuche.

3.2.2. Aufbau und Versuchsdurchführung²

Der Aufbau des Versuchsansatzes zeichnet sich durch einen Spannstock aus, welcher die Proben aufnimmt. Zwischen Proben und Spannstock wurde im zweiten Ansatz eine isolierende Matte des Herstellers „Mitsubishi Chemical Functional Products Inc.“ der Bezeichnung „MAFTEC OBM-P“ zwischengeschaltet. Oberhalb der Probe befindet sich ein Zweifarbenpyrometer (Quotienten-Pyrometer) des Herstellers „Dr. Mergenthaler GmbH & Co.KG“, Typ „LPC03“, welches die Oberflächentemperatur misst und über ein Regelsystem Einfluss auf den Diodenlaser nimmt. Schematisch ist der Aufbau in Abbildung 29 dargestellt.

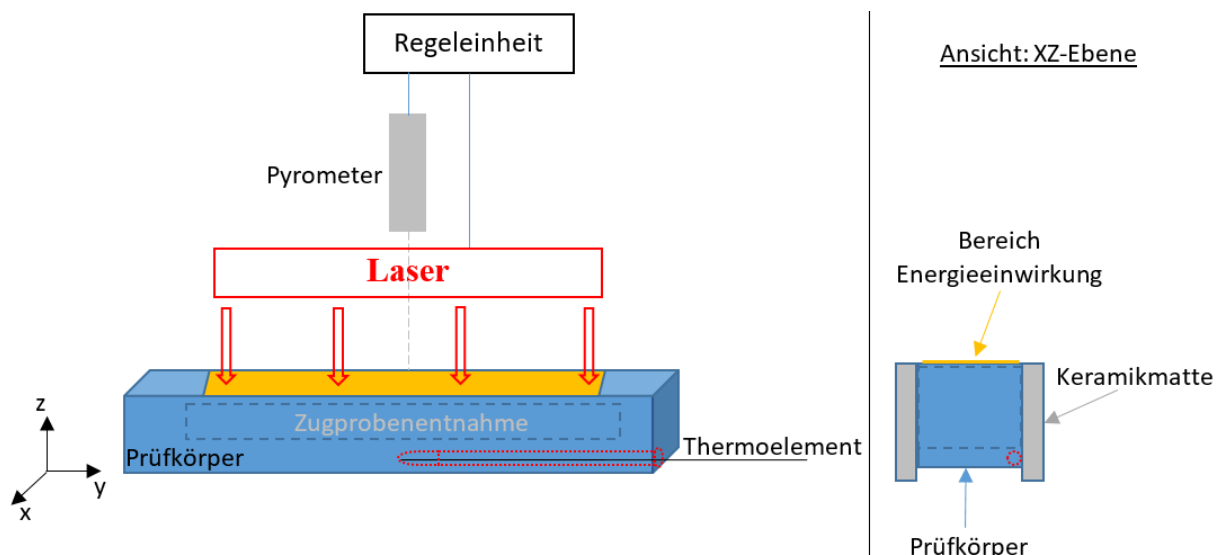


Abbildung 29: Skizziert ist der schematische Versuchsaufbau der Laserkurzzeitlösungs- und Glühung mit dem implementierten Thermoelement hinsichtlich der in-situ Temperaturmessung und dem verwendeten Regelsystem, welches sich entsprechend des Zweifarbenpyrometers reguliert.

²Die Durchführung der Kurzzeitlösungs- und Glühung mittels des Laserverfahrens erfolgte im Bereich „Lasertechnologie und Zelltechnikum“ der „Mercedes-Benz Group AG“. Die Probenpräparation, Bereitstellung und anschließenden Versuchsdurchführungen wurden vom Verfasser der Dissertation initiiert.

Der Hochleistungsdiodenlaser ist von dem Hersteller „Laserline GmbH“, Typ „LDF 4000-60“. Die verwendete „OTZ Zoomoptik“ ist ebenfalls von dem Hersteller „Laserline GmbH“ und ermöglicht eine bauteilabhängige Fokussierung und Anpassung der Zoomfeldgröße. Der Laser induziert lokal einen Wärmeeintrag in die Probenoberfläche, das Thermoelement (Typ K; Durchmesser: 1mm) misst die Temperatur im Bauteil und der Datenlogger nimmt mit einer Frequenz von einer zehntel Sekunde den Messschrieb auf. Die Temperaturoaufzeichnung erfolgt mittels des Messverstärkersystems „ESAM Traveller 1CF“ des Anbieters „ESA Messtechnik GmbH“ und zeichnet sich durch eine Abtastrate von 0,1 Sekunde und einer Temperaturoaufzeichnung von 0,1 °C aus. Wie in Abbildung 30 dargestellt, fand die Abkühlung mittels Druckluft, Wasser und an ruhender Luft statt. Die unterschiedlichen Abkühlvariationen werden durch den Volumenstrom, das Abkühlmedium und die Tröpfchengröße realisiert. Die variierenden Tröpfchengrößen der Wasseranwendung wurden anhand der „Gartenschlauch-Spritzpistole“ des Herstellers „FANHAO“ und den drei Einstellungen („Mist“, „Cone“ und „Shower“) ausgeführt.

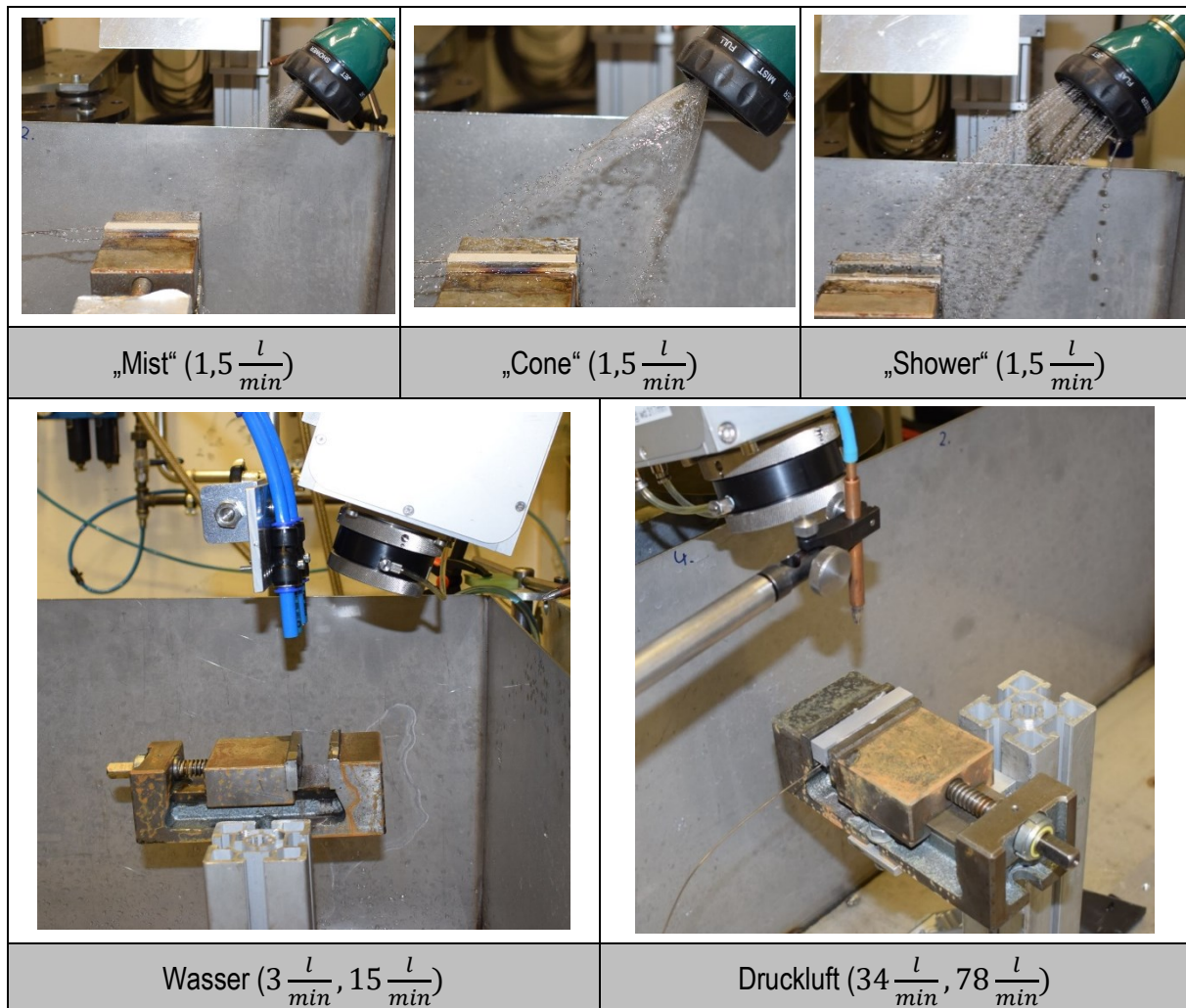


Abbildung 30: Dargestellt sind die umgesetzten Abkühlvariationen nach zuvor erfolgter Laserkurzzeitlösungsglühung in Abhängigkeit von unterschiedlich eingesetzten Medien, den Durchflussmengen und der Tröpfchengröße.

Der Arbeitsabstand des Lasers betrug 138 mm unter einem Winkel von 20°. Die Zoomfeldgröße (Länge x Breite) wurde auf 36 x 8,33 mm definiert. Der Arbeitsabstand des Pyrometers entsprach 400 mm. Die

Lösungsglühtemperatur wurde auf 510 °C, die Aufheizgeschwindigkeit auf etwa 5 °C/s und die Haltezeit auf 120 Sekunden festgelegt, korrespondierend zu den kalorimetrischen Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit (siehe Kapitel 3.5.2). Ansätze mit schnellerer Aufheizgeschwindigkeit von 15 °C/s und der angepassten Lösungsglühzeit von 60 Sekunden wurden ebenfalls durchgeführt.

Die Pyrometerregelung setzt erst ab 300 °C ein, sodass durch Vorversuche eine statische Laserleistung von 6 % und eine Aufwärmzeit von 70 Sekunden bis 350 °C ermittelt wurde. Die Gesamt-Aufheizzeit betrug 100 Sekunden.

Ein wesentlicher Aspekt der Umsetzung und Effektivität der Lösungsglühung ist eine homogene Temperaturverteilung im Bauteil. Hierzu wurde der ursprüngliche Aufbau, nach welcher die Proben ohne jegliche Isolierung in einen Spannstock gespannt wurden, verworfen, da die definierte Lösungsglühtemperatur nur mit hohen Leistungseinträgen realisiert werden konnte und starke Temperaturabweichungen im Bauteil zu verzeichnen waren. Mit der Verwendung der Isolation zwischen Probe und Spannstock konnte die Temperaturabweichung auf etwa 5 °C minimiert und die notwendige Leistung zum Erwärmen und Regeln während des isothermen Prozessschrittes auf ein Zehntel reduziert werden. Ohne Isolierung konnte bei gleicher Leistung während des Erwärmvorgangs durch die bedingt hohe Wärmeabfuhr über den Spannstock die definierte Lösungsglühtemperatur nicht erreicht werden (siehe Abbildung 31), sodass alle Versuche mit Wärmeisolierung durchgeführt wurden.

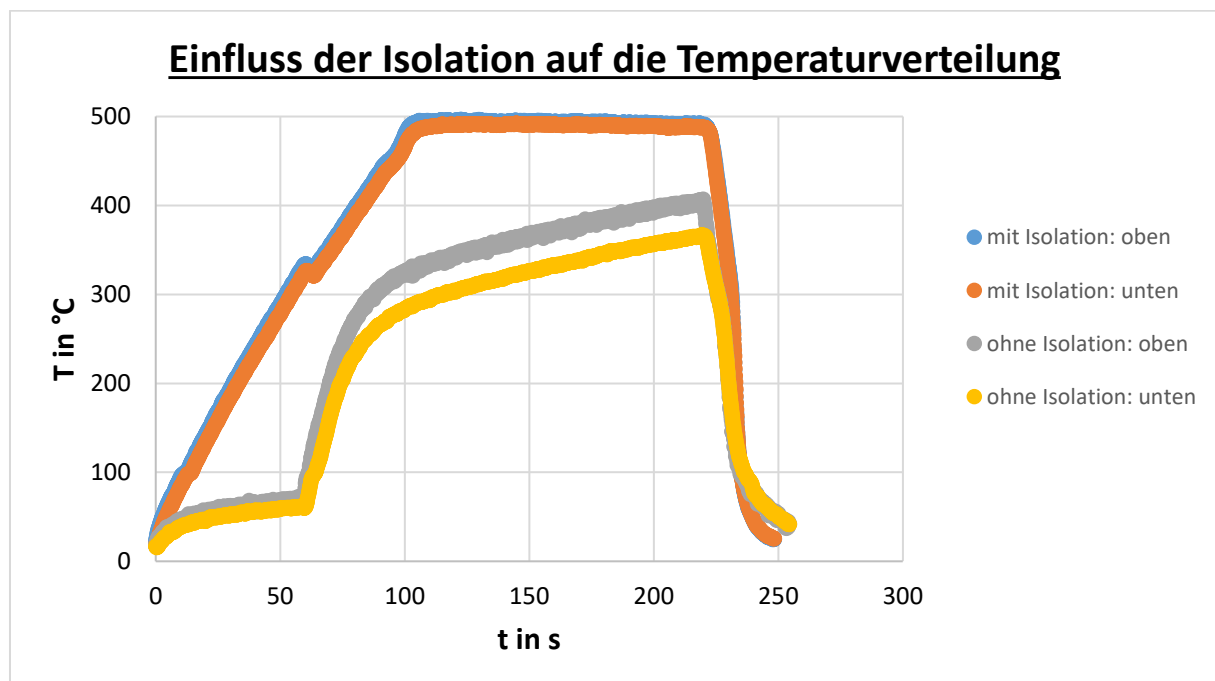


Abbildung 31: Gemessene Temperaturdifferenz innerhalb der Probe an den beiden definierten Positionen („oben“ und „unten“), ohne und mit Isolierung unter Anwendung der Laserkurzzeitlösungsglühung bei konstanter Laserleistung.

Der Versuchsaufbau ist für eine Lösungsglühung ausschließlich einer Probe ausgelegt. Da es bei den Versuchsdurchläufen leichte Änderungen hinsichtlich der Temperatur gab, wurde eine minimal und maximal zulässig gemessene Temperatur mittels implementierten Thermoelements definiert. Die obere

maximal zulässige Temperatur wurde auf 520 °C deklariert, welche mit einer etwa 5 °C großen Differenz zur Solidustemperatur ein Anschmelzen lokaler Bereiche unterbinden soll. Die untere annehmbare Temperatur wurde anhand der Auswertung von JMatPro® auf 500 °C festgelegt, da ab dieser Temperatur die Änderung der in Lösung gehenden ausscheidungsrelevanten Legierungselemente (insbesondere Kupfer) gering ist. Die mittlere gemessene Temperatur lag zwischen 505 und 515 °C.

Eine Einflussnahme der unterschiedlichen Entnahmepositionen am Bauteil auf die realisierbaren Ergebnisse der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze konnte nicht festgestellt werden und wurde anhand der kalorimetrischen Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit (siehe Kapitel 4.2) bestätigt.

Die Auswertung des Abkühlgradienten jeder einzelnen Probe erfolgte individuell gemäß dem Messschrieb. Hierzu wurde der Temperaturbereich zwischen 500 °C und 200 °C linear interpoliert.

3.3. Wärmebehandlung im Ofen

Für die unterschiedlichen Bauteile und Proben wurden unterschiedliche Warmauslagerungsöfen verwendet. Alle basieren auf dem Prinzip der Konvektion, weisen aufgrund der Heizleistung, Bauraumgröße, Anordnung der Heizelemente und Umsetzung einer Luftumwälzung unterschiedliche Aufheizgeschwindigkeiten und Temperaturverteilungen auf.

Röhrenofen (Pyrolyseofen):

Der Röhrenofen des Herstellers „Heraeus“ wurde in dieser Arbeit zur Lösungsglühung von DSC-Proben angewandt. Der Aufbau zeichnet sich wie in Abbildung 32 durch eine horizontale Gestaltung aus.



Abbildung 32: Pyrolyseofen (links) und Probekörper mit Thermoelement und Datenlogger des Herstellers „Testo“ (rechts).

Der fast vollständig geschlossene Ofenraum ist an der Stirnfläche durch eine kreisförmige Öffnung zugänglich und ermöglicht die Zuführung eines Reagenzglases. Verwendet wurde das „Duran“-Glas (Borosilikatglas) der Firma „Schott“, welches einen hohen Temperatur-Einsatzbereich bietet und die

gewünschte Lösungsglühtemperatur von 500 °C zulässt. Der hinzugefügte Transformator und das Netzteil stammen von der Firma „Eurotherm“. Zur Bestimmung der Erwärmkurve wurde das Reagenzglas mit dem Ofen aufgeheizt und die Temperatur am Ende des Glases im Inneren durch die dargestellte Proben-Thermoelementpaarung gemessen. Die anschließende Abschreckung der Aluminiumprobe in Wasser und die Entnahme im Reagenzglas wurde mit selbigem Aufbau durchgeführt (siehe Temperaturverläufe Abbildung 33).

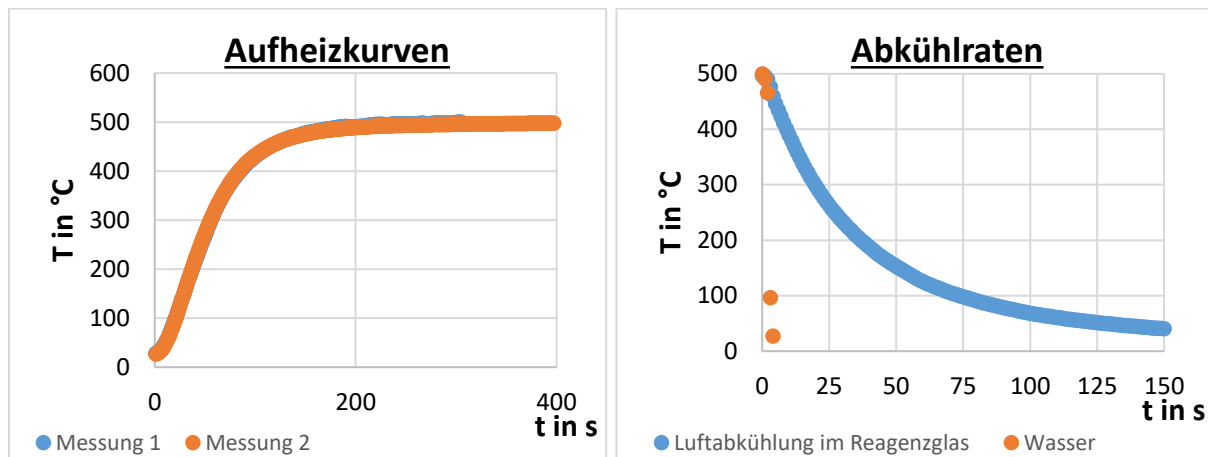


Abbildung 33: Aufheiz- und Abkühlverlauf hinsichtlich der Anwendung des Pyrolyseofens.

Aus den gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen wurde eine Lösungsglühung von 10 Minuten Ofenzeit bei 500 °C definiert. Die Aufheizgeschwindigkeit von Raumtemperatur auf 500 °C entspricht 4,5 Minuten. Der Abkühlgradient wurde aus dem Temperaturintervall zwischen 500 °C und 200 °C linear interpoliert.

Lösungsglühofen (Warmkammerofen):

Der Ofen des Herstellers „LAC GmbH“, Typ „PP 540/65“ mit integrierter Luftumwälzung weist eine gute Temperaturkonstanz bei großem Bauraumvolumen (74 x 80,5 x 90,5 cm) auf. Das implementierte Regelsystem ermöglicht eine definierte Aufheiz- und Abkühlrate, solange die notwendige Kühlleistung nicht überschritten und keine zusätzlichen Aggregate notwendig werden.

Anwendung fand dieser Ofen für zwei Versuchsdurchführungen.

- *Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug* (Kapitel 3.1.5, 4.1.3):
Ein KGH mit Anguss wurde auf 300 °C erwärmt und anschließend produktionsnah abgekühlt.
- *Konventionelles Lösungsglühen im Ofen* (Kapitel 4.3)
Quader aus dem KGH der Maße 10x10x65 mm wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt oder im Ofen mit einer definierten Abkühlgeschwindigkeit von etwa 0,01 K/s abgekühlt.

Die Aufheizkurve der Quader bei bereits temperiertem Ofen und die anschließenden Abkühlvariationen sind in Abbildung 34 dargestellt. Entsprechend der Temperatur-Zeit-Verläufe wurde eine Aufheizgeschwindigkeit auf 500 °C in 13 Minuten definiert.

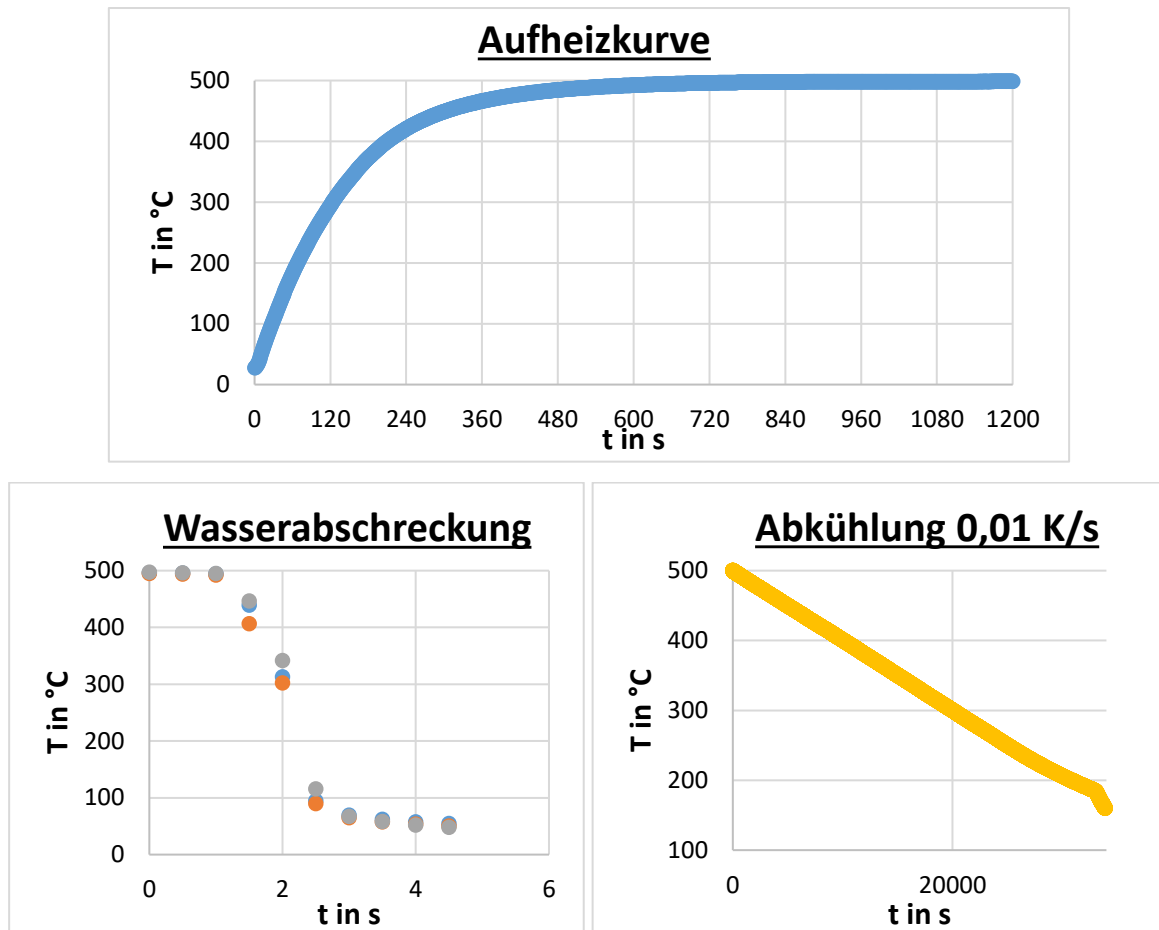


Abbildung 34: Aufheiz- und Abkühlverlauf hinsichtlich der Anwendung des Lösungsglühofens (Warmkammerofen).

Trockenschränke:

Die Warmauslagerungsschränke des Herstellers „Thermo Scientific“ der Modelklasse „Heratherm OGH100“ werden nach Herstellerangaben mit einer Temperaturabweichung von $\pm 2,5\text{ °C}$ betrieben. Entsprechend der Nachmessung mittels Thermoelements des „Typs K“ wurden die Schränke auf zwei Temperaturen eingestellt (80 °C und 210 °C). Anwendung fanden diese Trockenschränke in dieser Arbeit zur Untersuchung der Eigenschaften einer stufenweisen Warmauslagerung von 80 °C über den Zeitraum von 30 min, mit direkt anschließender Warmauslagerung bei 210 °C und unterschiedlichen Warmauslagerungsdauern. Die Temperaturmessungen erfolgen mittels einer Dummyprobe (Geometrie: 5x10x15 mm; Bohrung: Durchmesser 1,6 mm, Tiefe 10 mm) und einem Thermoelement des „Typs K“ (Durchmesser: 1,5 mm). Ein Stück der Härtefolie des Herstellers „Schröder“ wurde zur Fixierung des Thermoelements verwendet (siehe Abbildung 35).

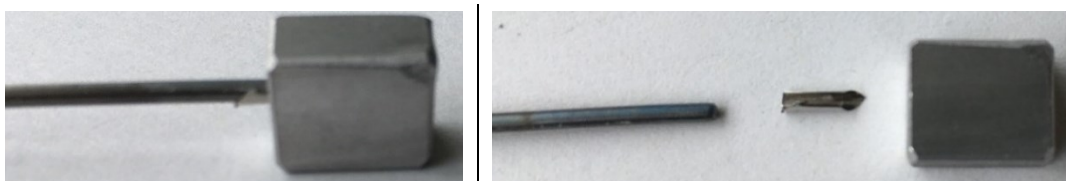


Abbildung 35: Dargestellt ist die Umsetzung der Thermoelementimplementierung an einer Dummyprobe bezüglich der Versuchsansätze einer Stufenauslagerung.

Nach dem Temperatur-Zeit-Profil ergibt sich eine Aufheizzeit auf 80 °C von 12 Minuten und auf 210 °C von 16 Minuten.

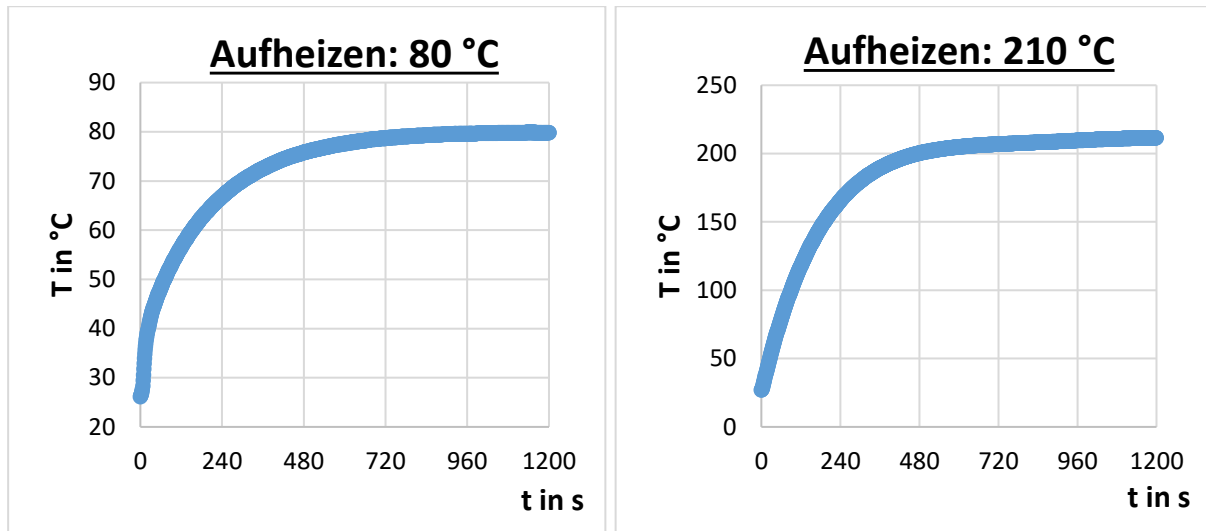


Abbildung 36: Aufheizkurven der Trockenschränke zur Realisierung der Stufenauslagerung bei 80 °C und 210 °C.

Warmauslagerungsöfen:

Die Öfen des Herstellers „Heraeus Kendro“, Typ „UT 6060“ weisen eine integrierte Luftumwälzung auf und sind thermisch geregelt. Angewendet wurden diese Öfen bei der Warmauslagerung der Proben, welche anschließend zu M8-Zugproben verarbeitet wurden. Entsprechend der Laserversuche und dem klassischen Lösungsglühen wurden zwei Temperaturen definiert, 180 °C und 210 °C.

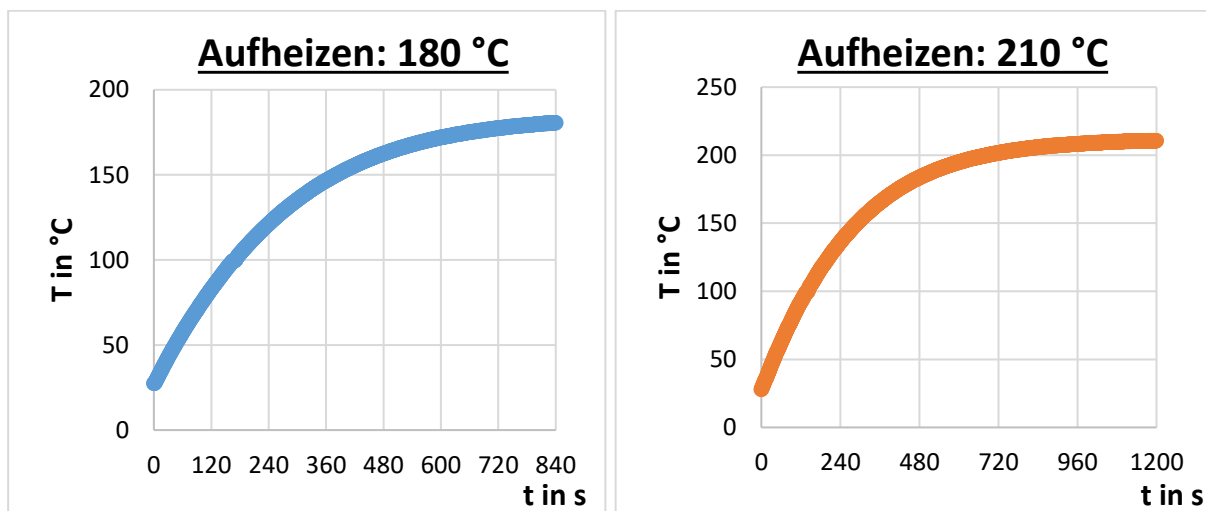


Abbildung 37: Aufheizkurven des WarmauslagerungsOfens für Wärmebehandlung der Zugproben M8.

Diese wurden mit Thermoelement und einer entsprechenden Dummyprobe überprüft und folgende Temperatur-Zeit-Verläufe aufgezeichnet. Entsprechend der Temperaturmessung wurde eine Aufheizgeschwindigkeit auf 180 °C in 13 Minuten und auf 210 °C in 18 Minuten definiert.

Padelttherm Ofen:

Der Warmauslagerungs-ofen des Herstellers „Padelttherm GmbH“ wurde aufgrund der produktionsnahen Temperaturverteilung, Aufheizgeschwindigkeit und verbundenen Möglichkeit, ganze Kurbelgehäuse warmauszulagern, herangezogen. Die Ofenbeladung erfolgt mittels eines Gabelstaplers in Ladungsträger des Herstellers. Nach der DIN 17052 ist die Temperaturverteilung im Ofen deklariert und die Temperaturregelung erfolgt mittels implementierten Regelsystems. Die Aufheizzeit auf 210 °C ist mit einer Stunde vorgegeben und durch regelmäßige Messfahrten eindeutig spezifiziert. Die durchgeführten Wärmebehandlungen erfolgten bei gleichbleibender Ofenposition bei definierter Warmauslagerungsdauer.

Datenlogger:

Die Aufzeichnung der Temperaturmessungen der Ofenwärmebehandlung erfolgte mit folgenden Datenloggern:

- Datenlogger des Herstellers „Testo“, Typ „176T4“ mit einer Abtastrate von einer Sekunde, verwendet für die Messung der Aufheizrate
- Datenlogger des Herstellers „PhoenixTM“, Model „PTM1-010-K-HT“ mit einer Abtastrate von 0,5 Sekunde, verwendet für die Abkühlverläufe

3.4. Werkstoffsimulation mit der Software JMatPro®

Das Werkstofftool „JMatPro®“ ist ein Simulationsprogramm, welches auf thermodynamischen und physikalischen Prinzipien basiert und die Phasenbildung von Aluminiumwerkstoffen während der Erstarrung, als auch im Bereich der Festkörperumwandlung beschreibt. Entsprechend spezifischen Annahmen und Rahmenbedingungen können, zugeschnitten auf eine chemische Zusammensetzung, die Eigenschaften des Werkstoffs ermittelt werden. Die berechneten Werte werden stellenweise mit den empirischen Daten verschiedener Versuchsreihen abgeglichen und validiert. (Saunders, et al., 2003)

Die Simulation und Berechnung der Daten erfolgte mit der Version 12.4, ausschließlich das isotherme Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm wurde mit der Version 13.2 realisiert.

3.4.1. Gleichgewichtsnähe Erstarrung

Das Phasendiagramm geht von einer gleichgewichtsnahen Erstarrung und Abkühlung von der definierten Schmelztemperatur von 710 °C aus. Entsprechend der Legierungszusammensetzung und der sich im Gleichgewicht einstellenden Anteile ist im folgenden Diagramm der Phasenumsatz über die Temperatur definiert.

Nach (Saunders, 2001) basiert die Berechnung der gleichgewichtsnahen Abkühlung auf der „CALPHAD“ Methode und beschreibt nach dem Zustand der geringsten Gibbs'schen Energie für das Gesamtsystem die ideale Phasenzusammensetzung.

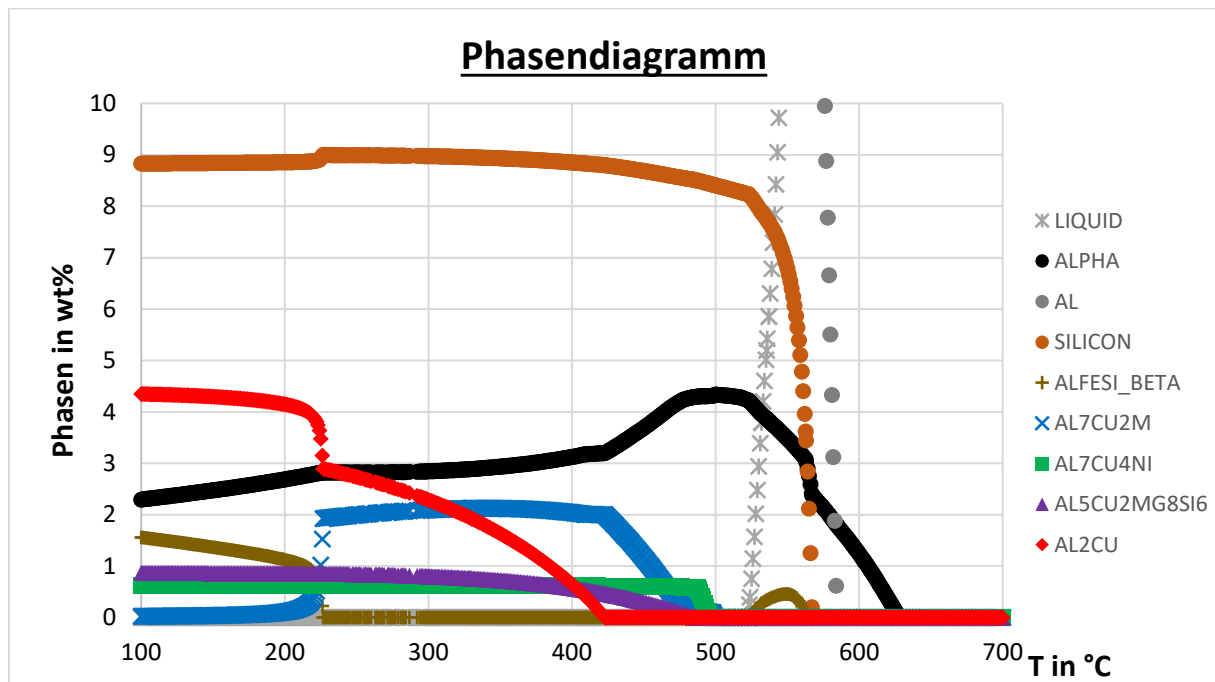


Abbildung 38: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung und das sich daraus ergebende Phasendiagramm. Phasenumsatz > 1 wt%.

Entsprechend dieser Annahme lässt sich ebenfalls mit zunehmender Temperatur die in Lösung gehenden Legierungselemente im Alpha-Mischkristall des Aluminiums abbilden (siehe Abbildung 39).

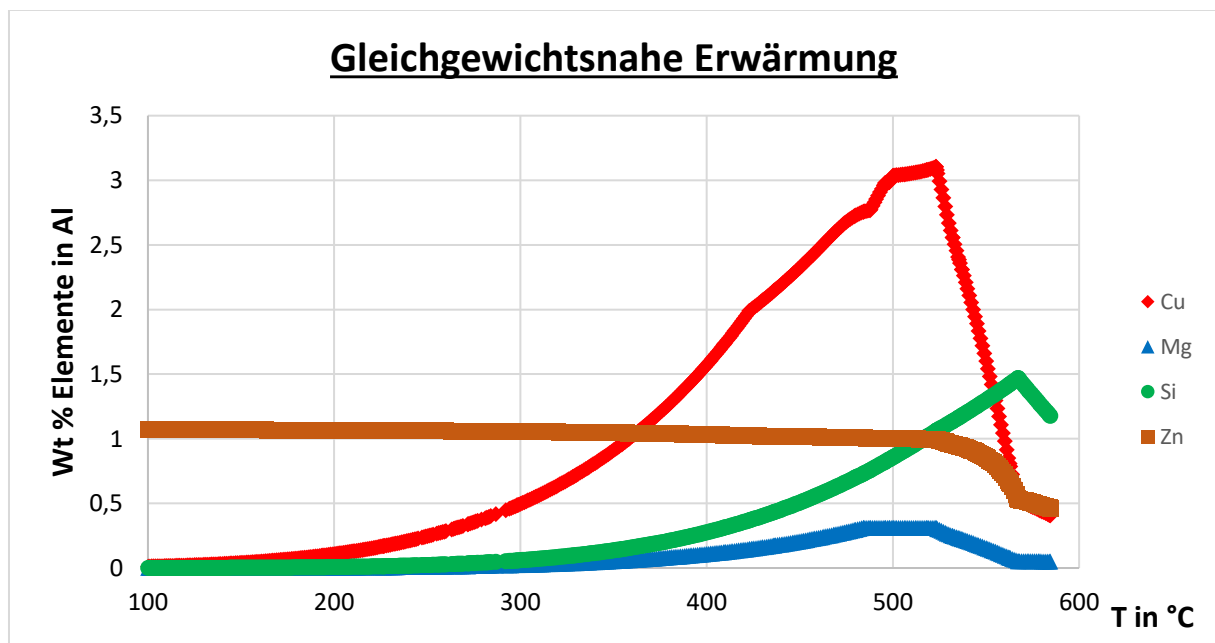


Abbildung 39: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Erwärmung: Abgebildet ist der Masseanteil der Legierungselemente, die in Abhängigkeit einer steigenden Temperatur in Lösung gehen und ungebunden im Alpha-Mischkristall vorliegen. Selektive Ansicht (Cu, Mg, Si, Zn).

3.4.2. Erstarrung nach „Scheil“

Für die definierte Legierungszusammensetzung der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe) wurde mit dem Werkstofftool JMatPro® die Erstarrung nach „Scheil“ nach dem „Scheil-Gulliver-Modell“ (Scheil, 1942), (Gulliver, 1913) ohne Rückdiffusion ermittelt und entsprechend der Temperatur und Phasenanteile in Abbildung 40 dargestellt. Die thermodynamischen Kalkulationen basieren auf der „CALPHAD“ Methode. Gemäß dem Modellansatz findet nach der Erstarrung nach „Scheil“ keine Diffusion der Legierungselemente im Festkörper statt. (Saunders, et al., 2003)

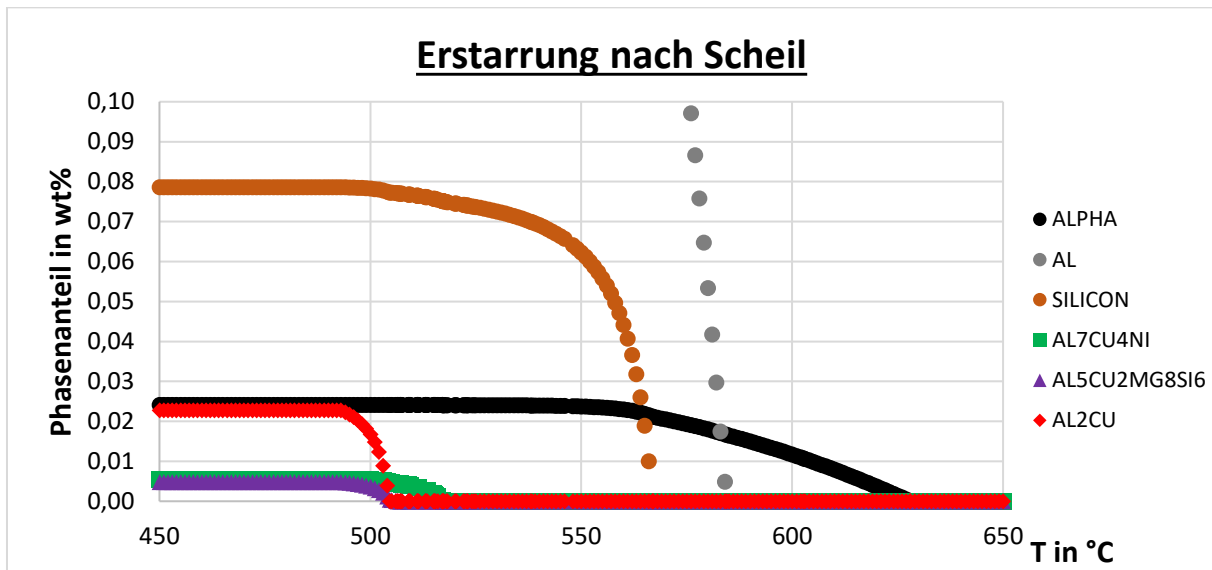


Abbildung 40: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme der Erstarrung nach Scheil; selektierte Phasenansicht.

Entsprechend des Ansatzes einer Erstarrung bis 0,01 Masseprozent Restschmelze lassen sich Seigerungen und Konzentrationsinhomogenitäten im Werkstoff abbilden. Dies ist insbesondere für den zuletzt erstarrten Bereich des Eutektikums von großem Interesse, da dort aufgrund einer veränderten chemischen Zusammensetzung eine abweichende Phasenbildung vonstattengeht.

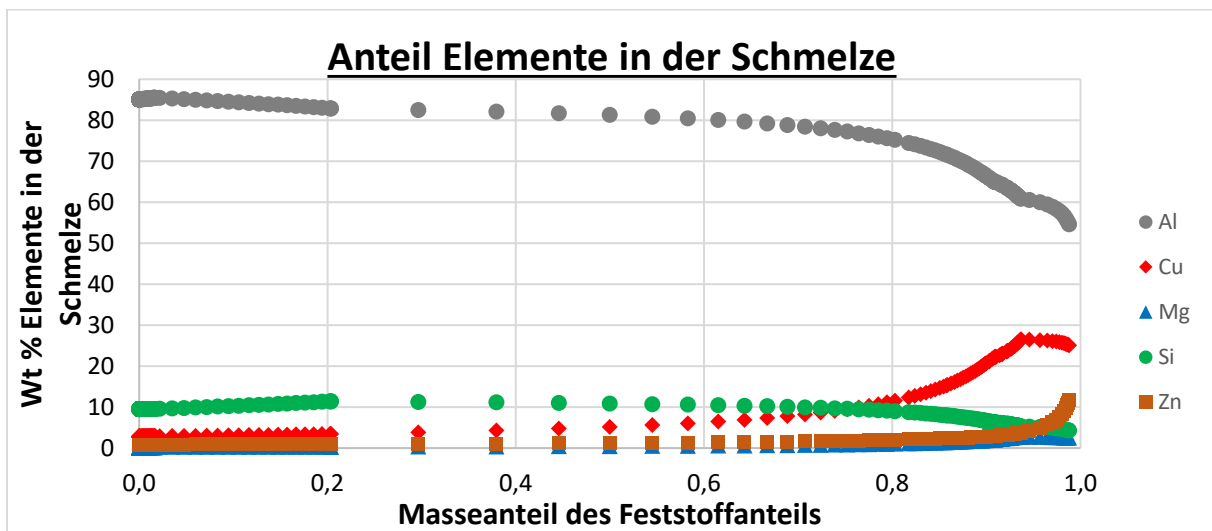


Abbildung 41: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme der Erstarrung nach Scheil: Dargestellt ist der Masseanteil der ungebundenen Legierungselemente in der Schmelze in Abhängigkeit des bereits erstarrten Festphasenanteils (> 1 %).

3.4.3. Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm

Das kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm definiert sich nach der Variation verschiedener kontinuierlicher Abkühlungen und beschreibt die sich dabei ergebenden Phasenbildungszeitpunkte bei definierter Temperatur einer festgelegten Umsatzrate. Vorselektiert sind die bekannten sekundären Ausscheidungen dieser Legierung.

Gemäß (Saunders, et al., 2003) basiert das Diagramm auf der Grundgleichung nach „Johnson-Mehl-Avrami“ (Porter & Easterling, 1992) und wurde durch den Ansatz nach (Martin, et al., 1997) erweitert. Bei der Berechnung wird die Koexistenz mehrerer Phasen angenommen. Ein Konkurrieren der Phasen hinsichtlich der für das Wachstum notwendigen ausscheidungsrelevanten Legierungselemente wird nicht mit einbezogen. (Sente Software, 2024) Die Bestimmung der für die Modelle notwendigen Parameter wurden empirisch aus Versuchsreihen evaluiert. (Saunders, et al., 2003)

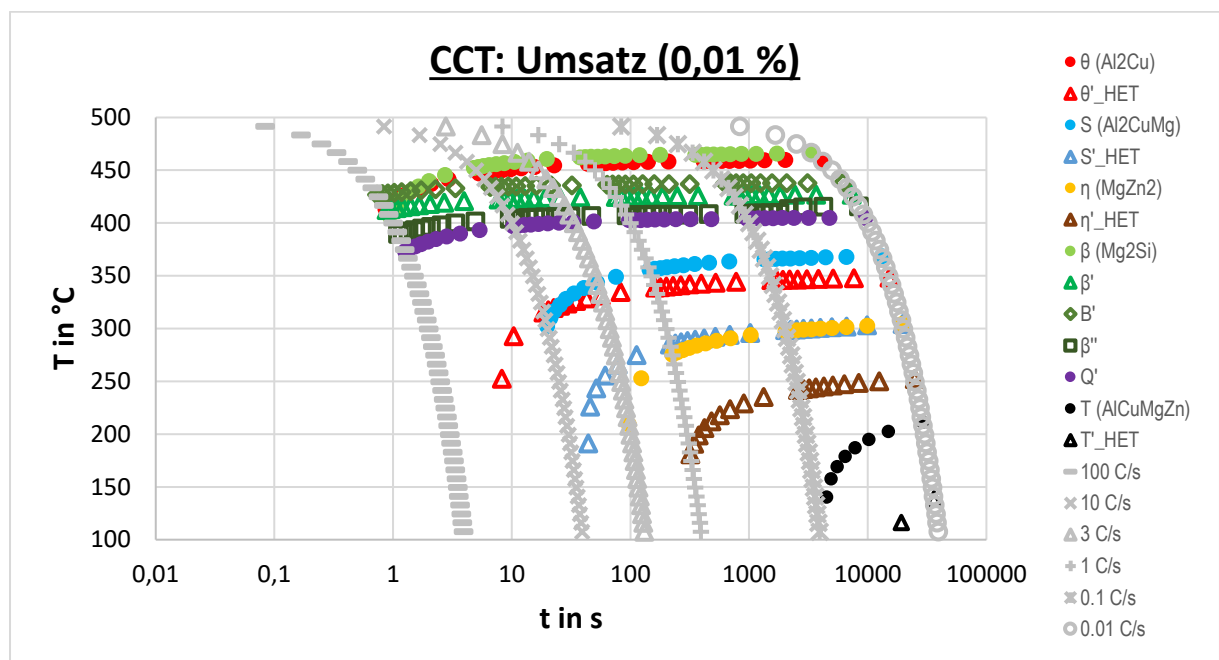


Abbildung 42: Simulationsergebnis von JMatPro® hinsichtlich der Berechnung eines Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramms mit definierter Umsatzrate von 0,01 %: Dargestellt sind die sich bildenden Ausscheidungen in Abhängigkeit der kontinuierlichen Abkühlungen von der vorgegebenen Lösungsglühtemperatur 500 $^{\circ}\text{C}$.

Das isotherme Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm zeichnet sich durch eine überkritische Abschreckung von der Lösungsglühtemperatur auf eine definierte, zu haltende Temperatur aus, auf welcher isotherm das temperaturabhängige Ausscheidungsverhalten untersucht wird. Die Zeit, bis erstmalig eine Umsatzrate detektiert wird, wird als die kritische Zeit beschrieben. Die Gesamtsumme der temperaturabhängigen Ausscheidungsbildung ergibt das TTT-Diagramm, siehe Abbildung 43.

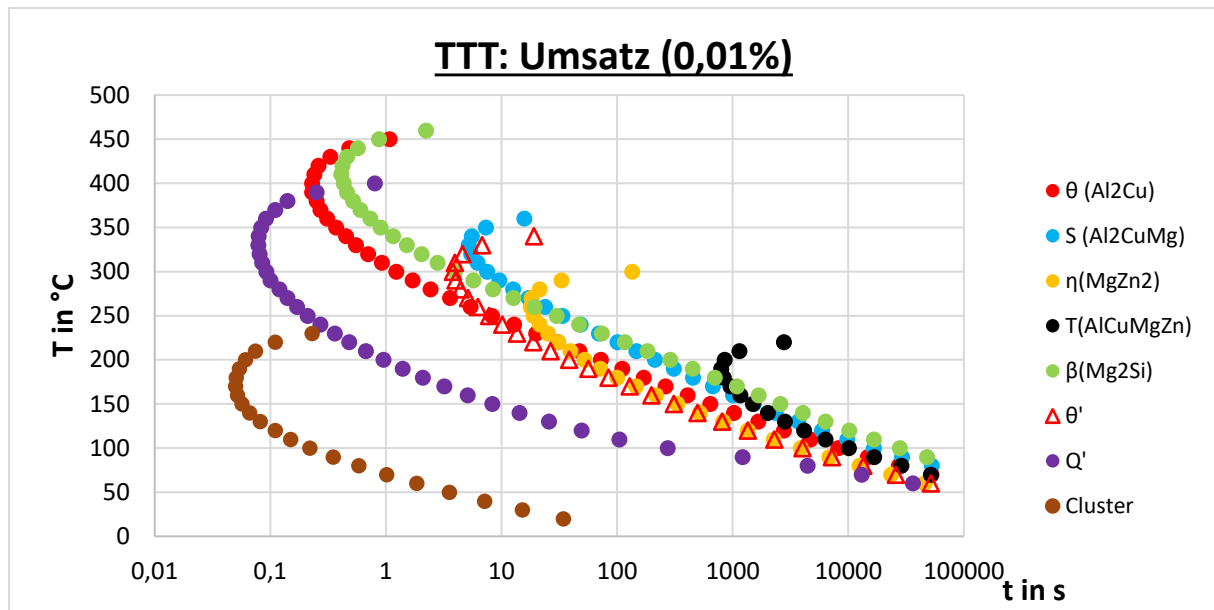


Abbildung 43: Simulationsergebnis von JMatPro® Version 13.2 hinsichtlich der Berechnung eines isothermen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramms mit definierter Umsatzrate von 0,01 %: Dargestellt sind die sich bildenden Ausscheidungen in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Lösungsglüh-temperatur von 500 °C und einer anschließenden Abkühlung von 1000 °C/s auf die zu haltende Temperatur.

3.5. Kalorimetrische Untersuchungen

3.5.1. Versuchsdurchführung

Zur Versuchsdurchführung der Kalorimetrie gibt es wesentliche Randbedingungen und Aspekte zu beachten, welche die Qualität der Ergebnisse maßgebend prägen. Wie bereits im Kapitel 2.5 beschrieben, handelt es sich bei der Teilchenhärtung von Aluminiumlegierung um relativ wenige Legierungselemente, die eine Phasenbildung initiieren. Auf das Gesamtvolumen gesehen ist der Anteil der Ausscheidungen relativ gering. Dies impliziert eine schwache Ausprägung der ausscheidungsbedingten Messsignale, die verbundene Schwierigkeit der Detektion und die notwendige Akribie der Versuchsdurchführung und Auswertung.

Wie durch (Milkereit, 2010) ausführlich analysiert, erfordert die differenzierte Betrachtung der ausscheidungsspezifischen Reaktionen der Legierungselemente gegenüber der Wärmekapazität des Aluminiums über den Temperatur-Zeit-Verlauf eine möglichst reine Aluminiumprobe (mit möglichst demselben Gewicht wie die zu untersuchenden Proben) auf der Referenzseite des Kalorimeters. Eine direkt nach dem Messdurchlauf folgende Basislinienmessung mit reinem Aluminium minimiert die geräte- und umgebungsbedingten Störgrößen.

Die spezifische Excesswärmekapazität normiert das Ausscheidungsverhalten der Aluminiumlegierung in Form des detektierten Wärmestroms hinsichtlich des Gewichts und des definierten Auf- oder Abkühlgradienten, wie bereits durch (Höhne, et al., 2003, p. 12) beschrieben.

3.5.2. Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit

Die kalorimetrischen in-situ Messungen zur Beurteilung des Ausscheidungsverhaltens während des Abkühlprozesses wurden im „Kompetenzzentrum °Calor“ der Universität Rostock durchgeführt.³ Die Untersuchungen der AlSi9Cu3(Fe)-Legierung wurde entsprechend der unterschiedlichen Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse (dem Zylindersteg und dem Lagerstuhl) umgesetzt. Grund dieser Differenzierung sind die leicht veränderten lokalen Zusammensetzungen der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente und die unterschiedliche Erstarrungsstruktur im Hinblick auf das gebildete Dendritennetzwerk (siehe Abbildung 13), die einen Einfluss auf das Ausscheidungsverhalten haben könnten. Da eine kalorimetrische Messung nicht während des Urformprozesses durchgeführt werden kann, eine nachträglich im Gerät nachgestellte Erstarrung aus dem schmelzflüssigen Zustand schwer zu realisieren ist und gegebenenfalls einen veränderten Ausgangszustand schafft, wurden die Untersuchungen des Abkühlverhaltens in Zusammenhang mit einem zuvor durchgeführten Lösungsglühprozess realisiert. Hierzu wurde mittels Schmelzversuchen am „Perkin Elmer Pyris C“ in Abhängigkeit der Aufheizrate und Entnahmeposition aus dem Kurbelgehäuse der Schmelzbeginn der Aluminiumlegierung bestimmt und mit einem notwendigen Sicherheitsfaktor eine entsprechend niedrigere Lösungsglühtemperatur definiert, um die Gefahr von lokalen Anschmelzungen zu negieren.

Tabelle 13: Kalorimetrische Schmelzbeginnbestimmung AlSi9Cu3(Fe).

Probenposition	Masse in mg	Heizrate in K/s	Onset Schmelzpeak in °C
Lagerstuhl	26,541	0,3	525,82
		0,1	523,45
Zylindersteg	32,968	0,3	525,72
		0,1	522,68

Da mit zunehmender Lösungsglühtemperatur in Abhängigkeit der Zeit eine Veränderung des urformprozessbedingten Gefüges zu erwarten ist, wurde eine schnellstmögliche Aufheizrate gewählt, gepaart mit einer möglichst kurzen Lösungsglühzeit (siehe Kapitel 2.3.2.1). Die Lösungsglühparameter richten sich nach den zur Anwendung kommenden DSC-Geräten unter der Voraussetzung, dass eine ausreichende Menge ausscheidungswirksamer Legierungselemente gelöst und anschließend im Abkühlprozess wieder ausgeschieden werden können. Dadurch soll ein dem Urformprozess ähnliches Ausscheidungsverhalten während des Abkühlprozesses nachgebildet werden.

Die Lösungsglühtemperatur der AlSi9Cu3(Fe)-Legierung wurde auf 500 °C definiert. Realisiert wurden Kühlraten von 0,01 bis 5 K/s. Entsprechend der Kühlbereiche kamen zwei DSC-Geräte zum Einsatz. Das

³ Die Durchführung der Experimente erfolgte durch Mitarbeitende des Kompetenzzentrums °CALOR. Die Festlegung der Versuchsparameter sowie die Auswertung der Ergebnisse erfolgte durch den Verfasser der Arbeit gemeinsam mit Mitarbeitenden des Kompetenzzentrums °CALOR.

„Setaram DSC 121“ für den Kühlbereich von 0,01 bis 0,1 K/s und das „PE Pyris“ für den Kühlbereich von 0,3 bis 5 K/s. Entsprechend der zur Anwendung kommenden DSC wurde die Aufheizrate und die Lösungsglühzeit angepasst (siehe Tabelle 14).

Tabelle 14: Gerätespezifische Parameter und Probengeometrien hinsichtlich der Umsetzung der kalorimetrischen Messungen zur Abschreckempfindlichkeit.

Gerät	Aufheizparameter	Glühparameter	Kühlraten	Probengeometrie
Setaram DSC 121	0,1 K/s	500 °C 5 min	0,01-0,1 K/s	Ø 6,0 x 21,65 mm
Perkin Elmer Pyris Diamond	5 K/s	500 °C 2 min	0,3-5 K/s	Ø 6,4 x 1,0 mm

Die Bewertung und Einordnung des Ausscheidungsverhaltens der Aluminiumlegierung erfolgt anhand der Excesswärmekapazität. Diese offeriert einen direkten Vergleich der unterschiedlichen Abkühlraten. Die Ermittlung der Excesswärmekapazität basiert auf möglichst einheitlichen Probenmassen sowohl auf der Proben- als auch auf der Referenzseite. Die Bestückung der Referenzseite und die notwendige Probe für die Basislinienmessung wurden mittels möglichst reinen Aluminiumproben (Al > 99,99 %) durchgeführt. Korrespondierend zu den kalorimetrischen Messungen wurden, entsprechend den Abkühlbedingungen und den damit einhergehenden Mischkristallzuständen, Warmauslagerungen durchgeführt und anschließend die Härte vermessen. Die hierfür verwendeten Proben wurden in einem Abschreckdilatometer „TA Instruments DIL 805A/D“ wärmebehandelt und anschließend bei 180 °C über den Zeitraum von vier Stunden warmausgelagert und die Härte „HV1“ mit dem „Shimadzu HMV-2 Mikrohärteprüfer“ vermessen (Tabelle 15).

Tabelle 15: Gerätespezifische Parameter am Abschreckdilatometer; die Proben wurden anschließend Härte vermessen.

Gerät	Glühparameter	Kühlrate	Kaltauslagerung	Warmauslagerung
TA Instruments 805A/D Abschreckdilatometer	500 °C 2min	0,01-300 K/s	30 °C 5 min	180 °C 4 h

Die Wärmebehandlungstemperatur von 180 °C wurde aufgrund der charakteristischen Ausprägung der Aushärtungskurve (siehe (Pabel, et al., 2006); Ausprägung des Härtemaximums in Abhängigkeit der Warmauslagerungstemperatur) gewählt. Die zu erwartende Verschiebung des Maximums durch einen abkühlbedingten, stärker übersättigten Mischkristallzustand im Hinblick auf die ideale Wärmebehandlungsdauer, ist aufgrund des relativ breiten Plateaus hinsichtlich der Zeit gering. Dadurch kann die Wärmebehandlungsdauer konstant auf vier Stunden gehalten werden.

3.5.3. Kalorimetrische Erwärmversuche

Erwärmversuche zur Charakterisierung zuvor eingestellter Wärmebehandlungszustände wurden in einem Wärmestrom DSC „Q100“ mit Zweistufenkühler von „TA-Instruments“ durchgeführt (siehe Abbildung 44). Der Einsatz des inerten Gases Stickstoff während des Prozesses reduziert die Wahrscheinlichkeit einer Oxidation. Die verwendeten Proben Tiegel sind aus Aluminium. Die Probengeometrie ist zylindrisch mit einem Durchmesser von 6 mm und eine Höhe von etwa 1 mm. Das Gewicht der Proben betrug ca. 75 mg, das der Aluminiumtiegel 11,12 mg. Auf der Referenzseite wurde eine Aluminiumprobe (Al > 99,5 %) verwendet, dessen Zusammensetzung in Tabelle 19 aufgeführt ist. Die Aufheizgeschwindigkeit wurde auf 10 K/min festgelegt und für alle Erwärmversuche einheitlich gehalten.

Dies ist für die Interpretation der Ergebnisse wesentlich, da nach (Rowolt, et al., 2018, p. 322) mit zunehmender Aufheizrate eine Verschiebung der endothermen, als auch der exothermen Reaktionen zu höheren Temperaturen zu verzeichnen ist.



TZERO Cell Design:

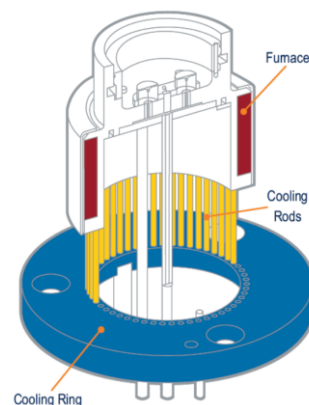
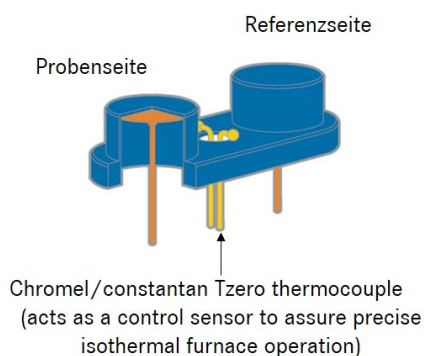


Abbildung 44: Konzeptioneller Aufbau des Wärmestrom-DSCs von TA-Instruments: Dieses Gerät wurde für die kalorimetrischen Messungen der Wiedererwärmung verwendet. (TA INSTRUMENTS, kein Datum)

In dieser Arbeit wurde das Wärmestrom DSC zur Beurteilung eines Werkstoffzustandes über die indirekte Methode des Wiedererwärmens verwendet. Diese ermöglicht die Beurteilung des Ausscheidungszustandes und den damit verbundenen Grad der Übersättigung des Mischkristalls anhand der endo- und exothermen Reaktionen während des Erwärmens einer Probe bis zur Solidustemperatur. Das durchlaufende Temperatur-Zeit-Profil ist in Tabelle 16 schematisch dargestellt.

Die definierte Haltezeit der beiden isothermen Schritte am Anfang und Ende des Erwärmvorgangs begrenzt den Auswertebereich der relevanten Untersuchungsdatensätze und reduziert die Einschwingvorgänge des DSCs. Die untersuchten Proben wurden auf eine zylindrische Geometrie gedreht, abgestochen und anschließend mit einer Präzisionswaage des Herstellers „Sartorius Lab Instruments GmbH Co. KG“ der Genauigkeit $\pm 0,001$ mg gewogen. Mittels Schleifpapiers der Körnung 800 und 1000 erfolgten notwendige Gewichtsanpassungen. Die anschließende Reinigung der Proben fand in einem Ultraschallbecken mit Ethanol statt. Die Lösungsglühung wurde im „Pyrolyseofen“ vollzogen mit anschließender Abkühlung in unterschiedlichen Medien und folgender Wiedererwärmung im DSC.

Tabelle 16: Skizzierte Versuchsmethodik und Parametrisierung der Wiedererwärmung der Versuchsreihen am Wärmestrom-DSC: Die Proben wurden im *Pyrolyseofen* lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und anschließend mit definierter Vorlaufphase von 3 min im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizgeschwindigkeit (10 K/min) von 0 °C auf eine spezifische Lösungsglüh Temperatur erwärmt.

AlSi9Cu3(Fe)	Programm: DSC	
KA	0°C_3min 10 $\frac{K}{min}$ 500°C_1min	
WA	0°C_3min 10 $\frac{K}{min}$ 490°C_1min	

Aufgrund minimaler Abweichungen der Probenmasse zwischen den zu untersuchenden Proben und der Referenzprobe im Bereich von $< 0,1$ mg ist die Excesswärmekapazität entsprechend Gleichung 3.1 berechnet.

$$\text{Excesswärmekapazität} = \frac{\dot{Q}_P}{m_P * \frac{dT}{dt}} - \frac{\dot{Q}_{Ref}}{m_{Ref} * \frac{dT}{dt}} \quad \text{Gleichung 3.1}$$

3.5.4. Rohdatenaufbereitung

Ein wesentlicher Bestandteil der Detektion der Ausscheidungsreaktion ist die separierte Betrachtung der temperaturabhängigen Wärmekapazität des Basiswerkstoffes Aluminium und der durch die Ausscheidungsreaktion initiierte Anteil durch die Legierungselemente. Um dies zu bewerkstelligen, wurde für die kalorimetrischen Untersuchungen auf die Referenzseite des DSCs der Grundwerkstoff in möglichst reiner Form gegeben. Die umgebungs- und gerätebedingten Einflussfaktoren wurden durch eine berücksichtigte Basislinienmessung reduziert, sodass zu jedem Probendurchlauf eine direkt folgende Basisliniemesung existiert. Hierfür wurde statt der zu untersuchenden Probe der AlSi9Cu3(Fe)-Legierung im selbigen Aluminiumtiegel eine Aluminiumprobe in möglichst reiner Form verwendet und das

gleiche Temperaturprofil durchlaufen. Die Normierung auf das Probengewicht und die spezifische Aufheizrate oder Abkühlgeschwindigkeit liefert die unter diesen Randbedingungen sich äussernde ausscheidungsbedingte Excesswärmekapazität.

Die Ausrichtung der Messkurve und die damit verbundene vertikale Translation nach einem ausscheidungsfreien Bereich ermöglicht den temperaturabhängigen Ausscheidungsvorgang zu quantifizieren.

Die Auswertung und Aufbereitung der Daten erfolgte mittels „Origin“. Exemplarisch sind für eine Messung in Abbildung 45 die einzelnen Schritte der Auswertung aufgeführt, beginnend mit der Probenmessung.

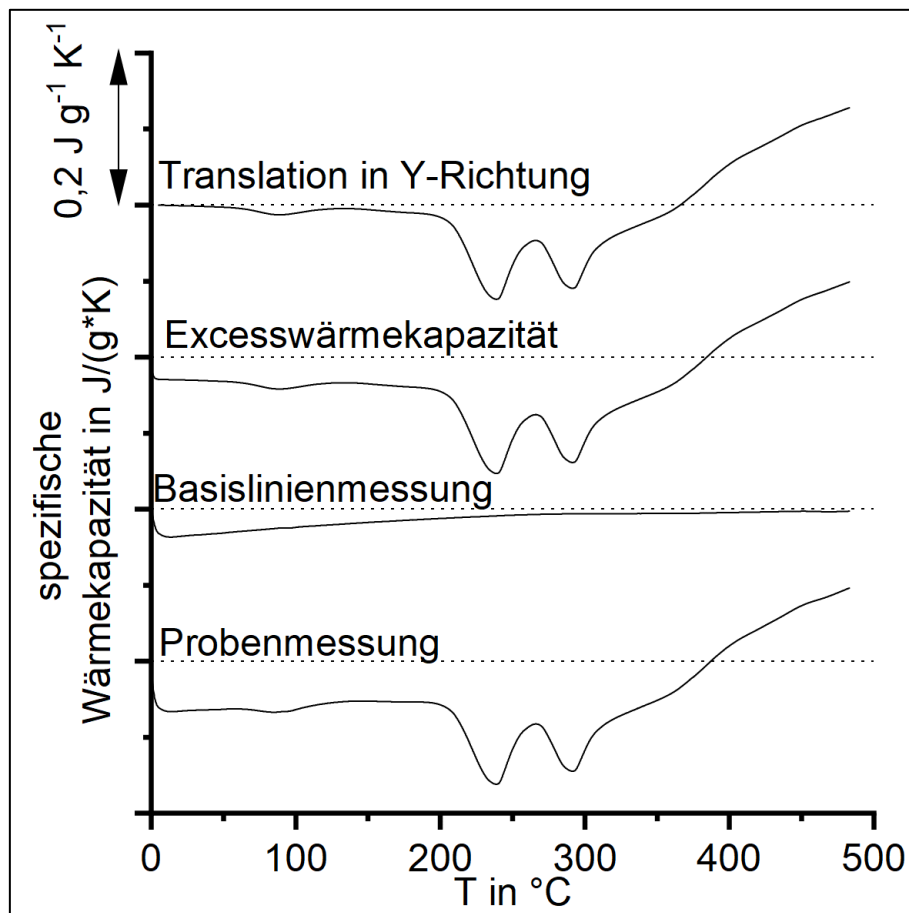


Abbildung 45: Abgebildet ist die vollzogene Auswertungsmethodik der kalorimetrischen Messungen bezüglich den Ansätzen des Wiedererwärmens im Wärmestrom-DSC: Zu jeder vermessenen Probe (AlSi9Cu3(Fe)) erfolgt eine direkt anschließende Basislinienmessung (Al > 99,5 %) mit möglichst selbigem Gewicht; nach Gleichung 3.1 ergibt sich die Excesswärmekapazität; eine anschließende Ausrichtung anhand des ausscheidungsfreien Bereichs ermöglicht das Referenzieren auf den Nullwert.

3.6. Werkstoff- und Gefügeuntersuchungen

3.6.1. Chemische Analyse

Die zur Bestimmung der anteiligen Legierungszusammensetzung verwendete Analyseverfahren, ist die „Funken-Emissions-Spektroskopie“. Ergebnisse der Ofenfüllung aus der „Gießerei Mettingen“ von „Mercedes-Benz Group AG“ für den laminaren Abguss des Kurbelgehäuses aus dem Jahr 2019 ist in Tabelle 17 aufgeführt. Die Analyseergebnisse des Abgusses aus dem Jahr 2020 sind in Tabelle 18 gelistet.

Tabelle 17: Spektralanalyse, Abguss 2019.

Si	Fe	Mg	Sr	Ti	Cu	Zr	P	Zn
9,379	0,835	0,259	0,0119	0,0434	2,816	0,0066	0,0019	0,827
Mn	Ni	Ca	Na	Sb	Cr	Pb	V	
0,288	0,073	0,0005	0,0006	0,0022	0,0622	0,0497	0,0094	

Tabelle 18: Spektralanalyse, Abguss 2020.

Si	Fe	Mg	Sr	Ti	Cu	Sn	P	Zn
9,573	0,915	0,269	0,0089	0,056	2,891	0,017	0,002	0,798
Mn	Ni	Ca	Na	Sb	Cr	Pb	Bi	
0,311	0,099	0,0006	0,001	0,001	0,067	0,044	0,008	

Zusätzliche Untersuchungsumfänge hinsichtlich lokaler Abweichungen am Bauteil, resultierend aus der Erstarrungsstruktur und der abweichenden Elementenverteilung, befinden sich im Anhang (Tabelle 24). Die „Funken-Emissions-Spektroskopie“ wurde ebenfalls zur Überprüfung des Werkstoffs der Referenzproben (Al > 99,5 %) der kalorimetrischen Erwärmversuche verwendet, da die Reinheit der Aluminiumprobe essenziell für die Qualität der Ergebnisse ist (siehe Tabelle 19).

Tabelle 19: Spektralanalyse, Al > 99,5 %.

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B
99.602	0.05	0.262	0.003	0.005	0.003	0.0012	0.003	0.012	0.026	0.0081
Bi	Ce	Co	Ga	La	Mo	P	Pb	Sb	V	Zr
0.0002	0.0011	0.0004	0.0172	0.0003	0.0006	0.001	0.0013	0.0006	0.0012	0.0001

3.6.2. Probenpräparation für Metallographie

Die Proben wurden mit dem „EpoFix-Kit“ des Herstellers „Struers“ kalteingebettet, einem Epoxidharz. Die Probenpräparation erfolgte mittels der Schleif- und Poliermaschine „Tegramin-30“ des Herstellers „Struers“. Die Präparationsabfolge setzt sich aus dem Schleifvorgang mittels SIC-Nassschleifpapier der Körnung P500, 1000, den anschließenden Polierschritten 9, 3, 1 μm und der Endpolitur mit OPS (0,5 μm) zusammen.

Für den spezifischen Schritt der Betrachtung der Siliziumstruktur wurden die Proben mit einer 10 %igen-Natriumhydroxid-Lösung behandelt.

3.6.3. Lichtmikroskopie

Die lichtmikroskopische Bewertung des Gefüges erfolgte an dem Lichtmikroskop „VHX 6000“ des Herstellers „Keyence“. Vergrößerungen zwischen 50 und 1000 wurden herangezogen. Die koaxiale Belichtung wurde für die Gefügeuntersuchung und das Ringlicht für die Bruchflächenanalyse verwendet.

3.6.4. Rasterelektronenmikroskopie und energiedispersive Röntgenspektroskopie

Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen und die energiedispersive Röntgenspektroskopie wurden an einem „scanning electron microscope“ (SEM) des Herstellers „TESCAN“, Typ „MIRA3“ mit einer Spannung von 15 kV betrieben. Detektion von „backscattered electrons“ (BSE) und „secondary electrons“ (SE) sowie der Arbeitsabstand der SEM-Analysen sind in den entsprechenden Abbildungen spezifisch hinterlegt. Die EDX-Untersuchungen wurden mit einem Arbeitsabstand von 15 mm betrieben. Im „SE“-Mode wurden die Siliziumstrukturen des eutektischen als auch die veränderte Si-Ausscheidung im dendritischen Bereich analysiert.

REM-Untersuchungen im „BSE“-Mode wurden für die temperaturgradientabhängigen Ausscheidungen der kalorimetrischen Proben für die beiden Zustände 3 K/s und 0,01 K/s angewandt.

3.6.5. Röntgendiffraktometrie

Die Abschreckzustände mit einer kontinuierlichen Abkühlgeschwindigkeit von 0,01 K/s und 3 K/s von der Lösungsglühtemperatur 500 °C aus den kalorimetrischen Untersuchungen (siehe Kapitel 3.5.2) wurden röntgendiffraktographisch untersucht. Hierzu wurden die Proben kalteingebettet, geschliffen, poliert und mit Korund der Bezeichnung „MSZ 500B“ des Herstellers „Jepco“ gestrahlt, da die polierten Flächen eine Auswertung erschwerten. Verwendet wurde eine Cu-K α -Strahlung der Wellenlänge 0,15406 nm. Der untersuchte Brennfleck betrug 1x4 mm und der Goniometer-Radius 285 mm. Der Probenzustand 0,01 K/s wurde mit einer Winkelschrittweite von 100 Sekunden pro Winkelschritt von 0,02° und der Zustand 3 K/s mit einer Winkelschrittweite von 110 Sekunden pro Winkelschritt von 0,025° untersucht.

3.7. Mechanische Werkstoffkennwerte

3.7.1. Härteprüfung

Das Härtemessgerät „Q10 A+“ des Herstellers „Qness GmbH“ wurde für die Härteprüfung der Zugproben und der DSC-Proben genutzt. Zur Auswertung wurde das Programm „OPix Control2“ herangezogen.

Zwei Prüfverfahren fanden Anwendung:

- Angewandt wurde die Härteprüfung nach „Brinell“ (Hartmetall-Kugel: 1 mm; Prüfkraft: 98,07 N; Prüfzeit 10 Sekunden) entsprechend der Norm DIN EN ISO 6506-1.
Diese Prüfmethode wurde bevorzugt eingesetzt, da durch die größer zu prüfende Fläche repräsentativere Ergebnisse des Gesamtvolumens generiert werden.
- Verwendet wurde die Härteprüfung nach „Vickers“ (Eindringkörper: pyramidenförmig, aus Diamant; Prüfkraft: 9,807N; Prüfzeit: 10 Sekunden) nach der Norm „DIN EN ISO 6507-1“ gemäß „HV1“ der Vickers-Kleinkrafthärteprüfung.

An jeder Probe wurden mindestens fünf Messungen durchgeführt. Hinsichtlich der Minimierung des systematischen Fehlers wurden vor den durchgeführten Messungen entsprechende Härteeindrücke in „HV1“ und „HB 1/10“ an Härtevergleichsplatten vorgenommen.

3.7.2. Zugprüfung

Die Zugprüfung wurde an der Zugprüfmaschine des Herstellers „Zwick GmbH & Co. KG“ des Typs „Z100“ nach der Norm „DIN ISO 6892-1“ durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 0,008 1/s. Verwendet wurde der Wegaufnehmer „MakroXtense“. Die anschließende Auswertung des Prüfprotokolls erfolgt mit der Prüfsoftware „TextXpert“. Geprüft wurden zwei Arten von Zugproben.

Die M8-Rundzugprobe „B5x25“ ist angelehnt an die „DIN ISO 50125“ und die M18-Hohlzugprobe wurde erstmalig in (Behr & Monda, 2016) veröffentlicht und an das die dieser Arbeit untersuchte Kurbelgehäuse angepasst. Die technischen Zeichnungen der Zugproben sind in Abbildung 46 dargestellt.

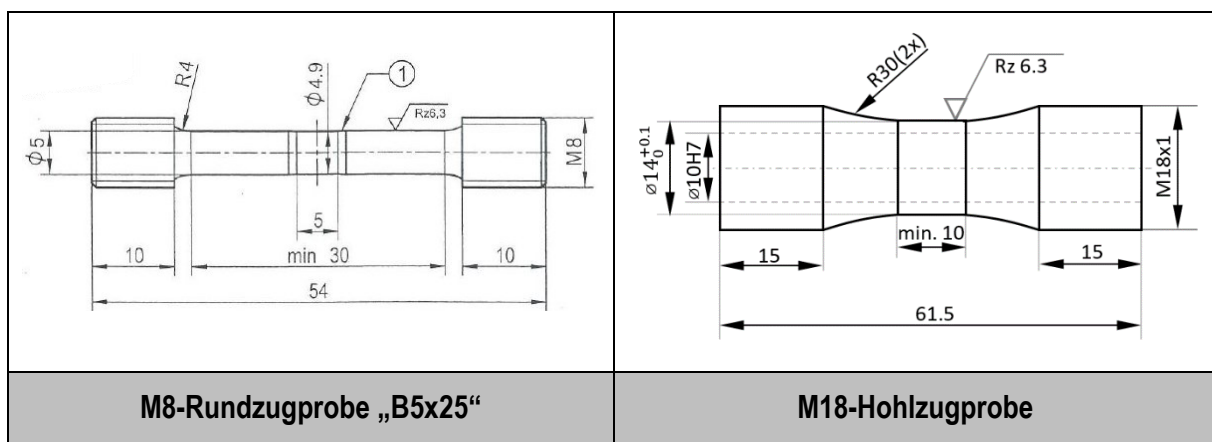


Abbildung 46: Technische Zeichnungen der Zugproben.

4. Ergebnisse

Die Ergebnisse in diesem Kapitel beziehen sich auf die Legierung AlSi9Cu3(Fe). Alle durchgeführten Analysen ab Kapitel 4.2 wurden an dem Werkstoffzustand des laminaren Druckgusses am Kurbelgehäuse aus dem Jahr 2019 durchgeführt. Dies ermöglicht eine einheitliche Erstarrungsstruktur (Kapitel 3.1) und Legierungszusammensetzung (Kapitel 3.6.1).

4.1. Experimentelle Ergebnisse am Kurbelgehäuse

4.1.1. Mechanische Eigenschaften

Das im laminaren Druckgussverfahren hergestellte Kurbelgehäuse wurde im ersten Schritt hinsichtlich lokal differenzierender Eigenschaften untersucht. Aufgrund der erhöhten Anzahl an Gießfehlern und Materialunstetigkeiten, die einen direkten Einfluss auf die Streuung der Ergebnisse der Bruchdehnung und der Festigkeit haben (siehe Abbildung 47), wurde als Indikator des Werkstoffzustandes und Grad der Übersättigung des Mischkristalls die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze herangezogen.

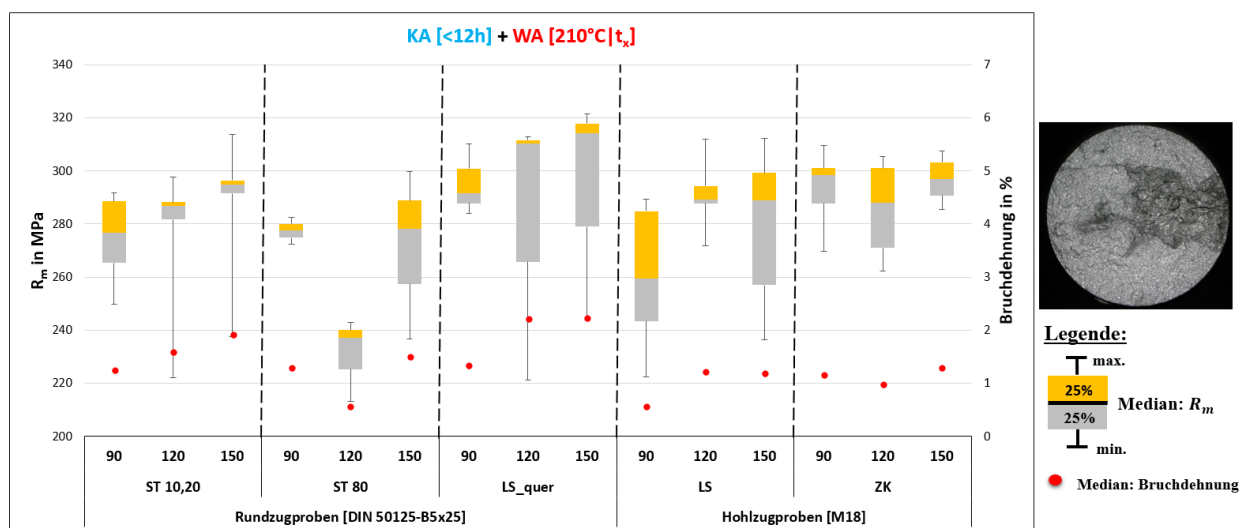


Abbildung 47: Ergebnisse der Zugversuche; Status quo: Abguss 2018: Zu sehen sind die ermittelten Festigkeiten, aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C (Boxplotdiagramme) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen unter Verweis auf die Problematik und Einflussnahme durch Gießfehler.

Zur Beurteilung des Ausscheidungsvermögens wurden Wärmebehandlungsuntersuchungen zu den beiden kaltausgelagerten Zuständen von kleiner 12 Stunden und größer 72 Stunden mit anschließender Wärmebehandlung bei 210 °C bei variierender Warmauslagerungsdauern durchgeführt. Aufgrund von Änderungen in der Formgestaltung und der Schmelztemperatur sind die durchgeführten Abgüsse entsprechend der Produktionsjahre aufgeschlüsselt.

4.1.1.1. Abguss 2019: Zugversuchsergebnisse

Der Abguss von 2019 wurde mit einer Schmelztemperatur von 710 °C vergossen. Die Ergebnisse in Abbildung 48 zeigen eine starke Positionsabhängigkeit der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze, die zu dem Erstarrungsgradienten des Bauteils korrespondiert, der im Wesentlichen durch die Konfiguration des Kühlsystems geprägt wird und sich von der Zylinderkopfdeckfläche zum Lagerstuhl und Anguss erstreckt. Der Mittelwert der Bruchdehnung (als blauer Punkt dargestellt) zeigt insgesamt ein relativ niedriges Niveau, weist stark schwankende Werte auf und wird von den Materialunstetigkeiten, resultierend aus Gussfehlern und den spezifischen Aushärtungszuständen der Legierung AlSi9Cu3(Fe), geprägt.

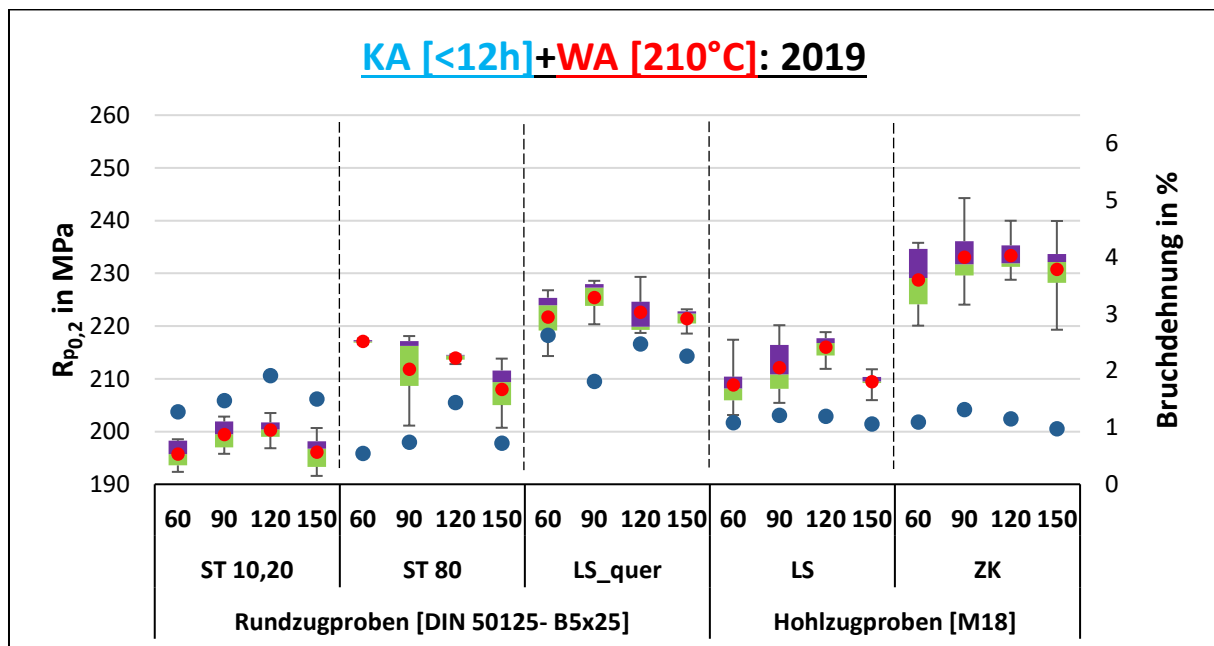


Abbildung 48: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2019, KA<12h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.

Die durchgeführten Zugprüfungen suggerieren an bestimmten Entnahmepositionen des Kurbelgehäuses eine Ausprägung des Maximums bei geringeren Warmauslagerungsdauern als die vorgeschriebenen 150 Minuten. Die Hohlzugproben des Zugankerbereichs „ZK“ liegen auf einem etwas höheren Niveau als die Rundzugproben M8.

Werden die Kurbelgehäuse 72 Stunden kaltausgelagert und anschließend bei 210 °C wärmebehandelt, lässt sich eine Verschiebung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze zu höheren Werten und ein früheres Maximum hinsichtlich der Wärmebehandlungsdauer feststellen. Der gradientenabhängige Trend der lokal im Bauteil erreichbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze setzt sich fort. Die Bruchdehnung weist weiterhin ein relativ niedriges Bruchdehnungsniveau auf.

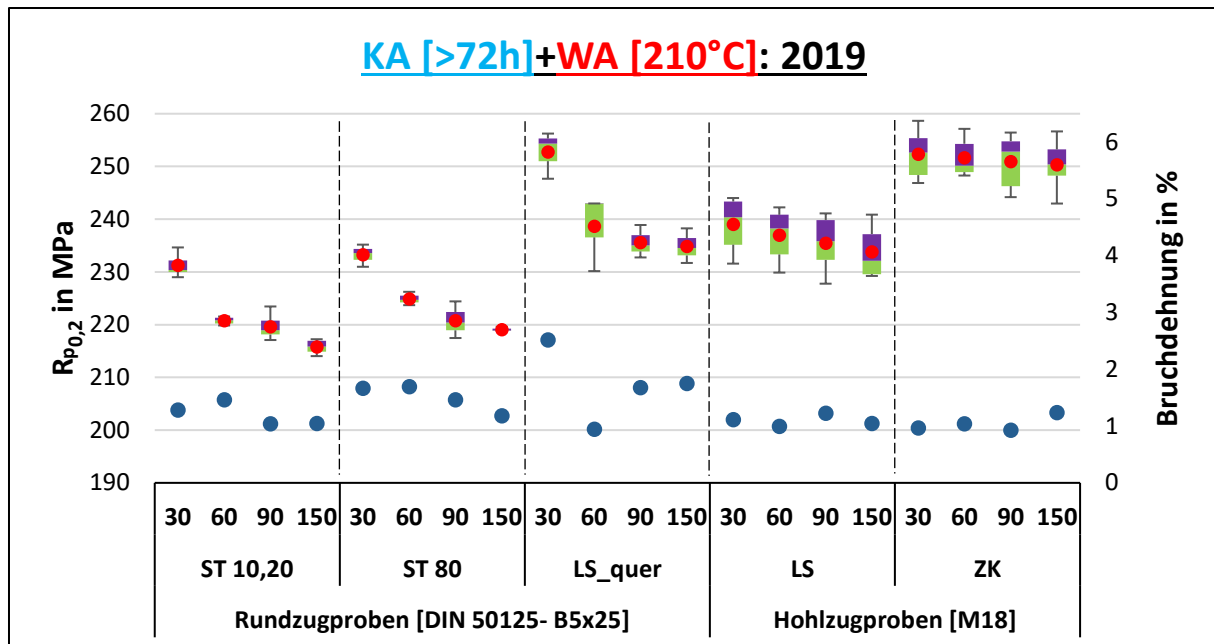


Abbildung 49: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2019, KA>72h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.

Aufgrund einer Entnahmetemperatur in Relation zur kritischen Ausscheidungstemperatur ist die Evaluierung der Kühlwirkung außerhalb des Gießwerkzeuges hinsichtlich der Bewertung des Mischkristallzustandes von Nöten. Daraus resultiert ein gesonderter Ansatz, welcher die Kühlwirkung nach der Entnahme des Bauteils aus dem Gießwerkzeug abbildet. Hierzu wird das Sprühen des Lagerstuhls während der Entnahme ausgesetzt und ein zeitnahes Tauchen von einer Minute im Wasserbecken bei gleichzeitig aktivierter Lagerstuhlsprühung vollzogen. Durch die Prozesszyklen der Entformung und die Notwendigkeit des Durchstoßens der Gießbleche, ergibt sich hierbei ein Verweilen an Luft von 16 Sekunden. Die im Prozesszyklus vorgesehene Teilekontrolle erfolgt anschließend. Die Ergebnisse nach 72 Stunden Kaltauslagerung und einer anschließenden Wärmebehandlung von 210 °C sind in Abbildung 50 dargestellt. Diese zeigen weiterhin die Bauteilpositionsabhängigkeit der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze korrelierend zu dem Erstarrungsgradienten im Kurbelgehäuse, bei relativ niedrigen Bruchdehnungswerten. Im Vergleich zu dem ursprünglichen Ansatz des Prozesszyklus (siehe Abbildung 17) treten die Maxima in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer zu späteren Zeiten und weisen einen geringere $R_{p0,2}$ -Dehngrenze auf.

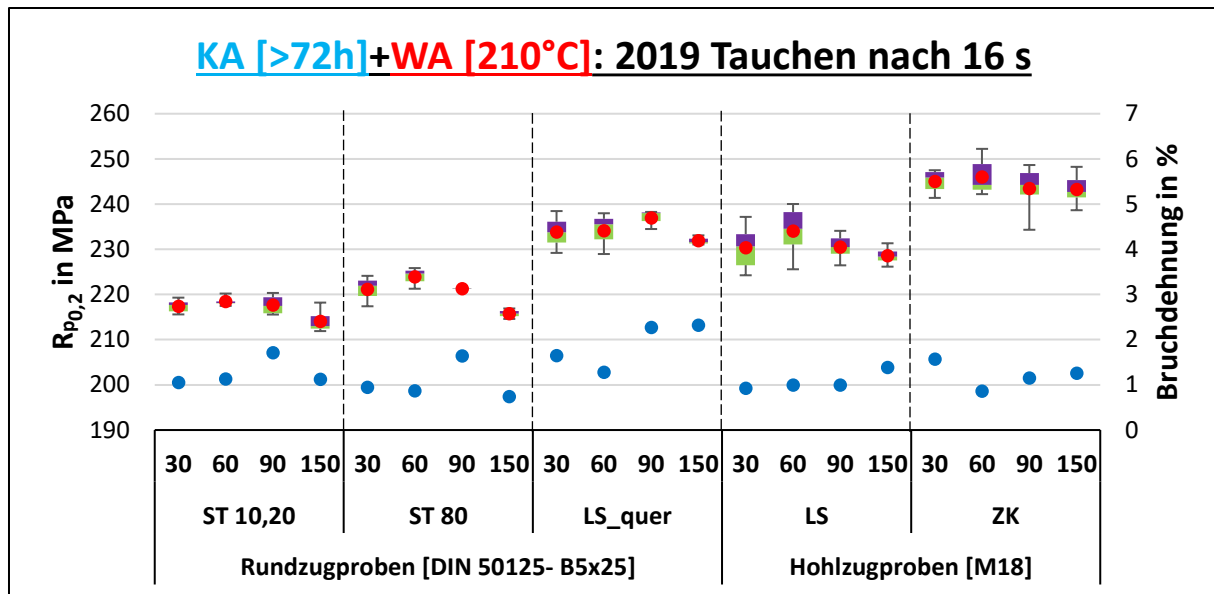


Abbildung 50: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2019 ohne Lagerstuhlsprühung bei Entnahme des KGHs, KA>72h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.

4.1.1.2. Abguss 2020: Zugversuchsergebnisse

Der Abguss von 2020 wurde mit einer Schmelztemperatur von 710 °C vergossen. Hinsichtlich der Untersuchungen der dynamischen Bauteilfestigkeit wurde die Notwendigkeit höherer Werkstoffkennwerte ermittelt und im Zusammenhang mit einer verbesserten Schmelzföhrung, der Anguss lagerstuhlseitig aufgedickt und eine zusätzliche Kühlung im Lagerstuhl im Bereich der Kurbelwellenlagerung implementiert. Unter diesen veränderten Rahmenbedingungen des Urformprozesses ergeben sich die in Abbildung 51 aufgeführten $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen.

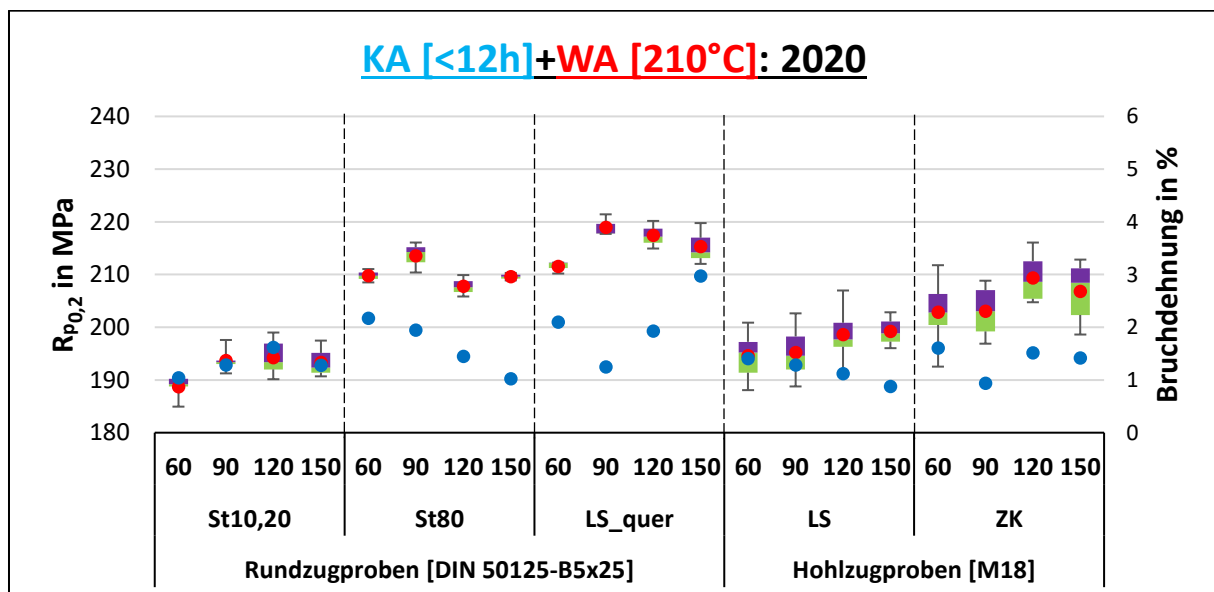


Abbildung 51: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2020, KA<12h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.

Die Rundzugproben M8 weisen den definierten gradientabhängigen Einfluss der Erstarrungsstruktur und der Kühlsysteme auf. Die Hohlzugproben im Zugankerbereich liegen gegenüber dem vorherigen Abguss unterhalb der Lagerstuhlproben der Rundzugproben M8. Im Vergleich zu dem Abguss 2019 weisen die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen geringere Kennwerte auf.

Betrachtet man die Ergebnisse der Bauteile, welche 72 Stunden kaltausgelagert wurden und anschließend bei 210 °C wärmebehandelt (siehe Abbildung 52), lässt sich eine Angleichung der Spannungsunterschiede der Lagerstuhlproben M8 gegenüber den Hohlzugproben erkennen. Die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen befinden sich auf einem nahezu einheitlichen Niveau. Innerhalb der Zugprobenauführung M8 bleibt der Trend einer Bauteilgradientabhängigkeit der Zugkennwerte erhalten. Ein Einfluss der Kaltauslagerungsdauer im Hinblick auf die Verschiebung des Warmauslagerungsmaximums zu höheren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen bei kürzeren Warmauslagerungsdauern hat weiterhin Bestand.

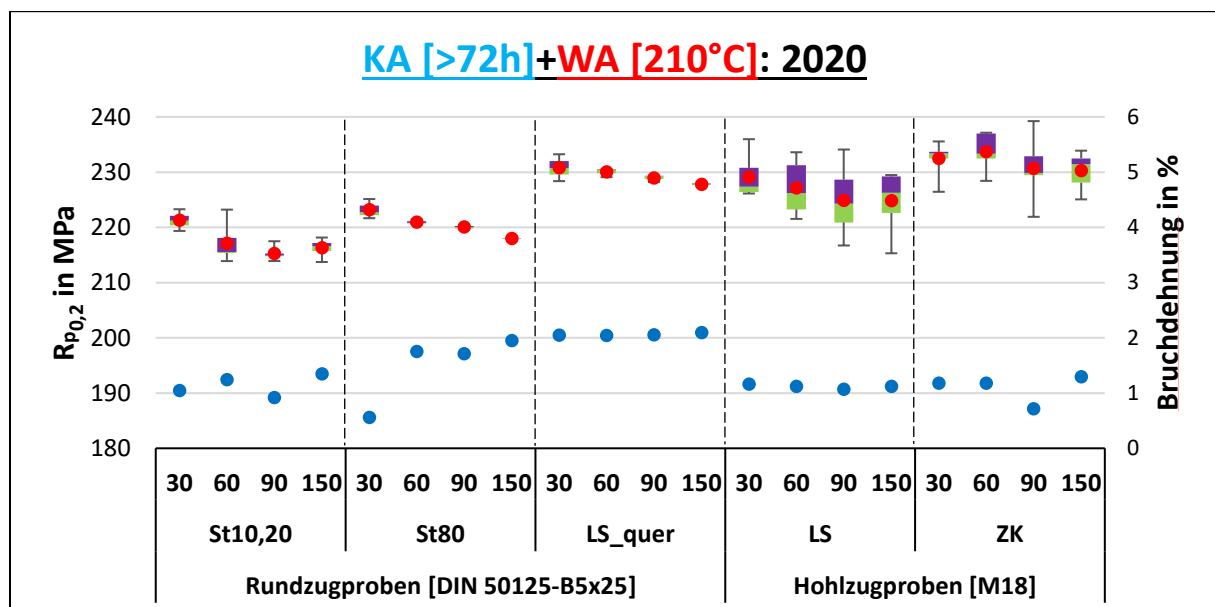


Abbildung 52: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2020, KA>72h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.

4.1.2. Temperaturmessungen

4.1.2.1. Abguss 2019: Temperaturmessungen

Das implementierte Thermoelement an der Spitze des JetCooler-Kerns (siehe Kapitel 3.1.4, Abbildung 19) gibt die in-situ Temperaturmessung während des Urformprozesses in der Gießform von der Schmelzfüllung bis zur Entformung des Bauteils aus. Die Temperaturmessungen im Lagerstuhl zeigen repetitiv einen charakteristischen Verlauf (siehe Abbildung 53).

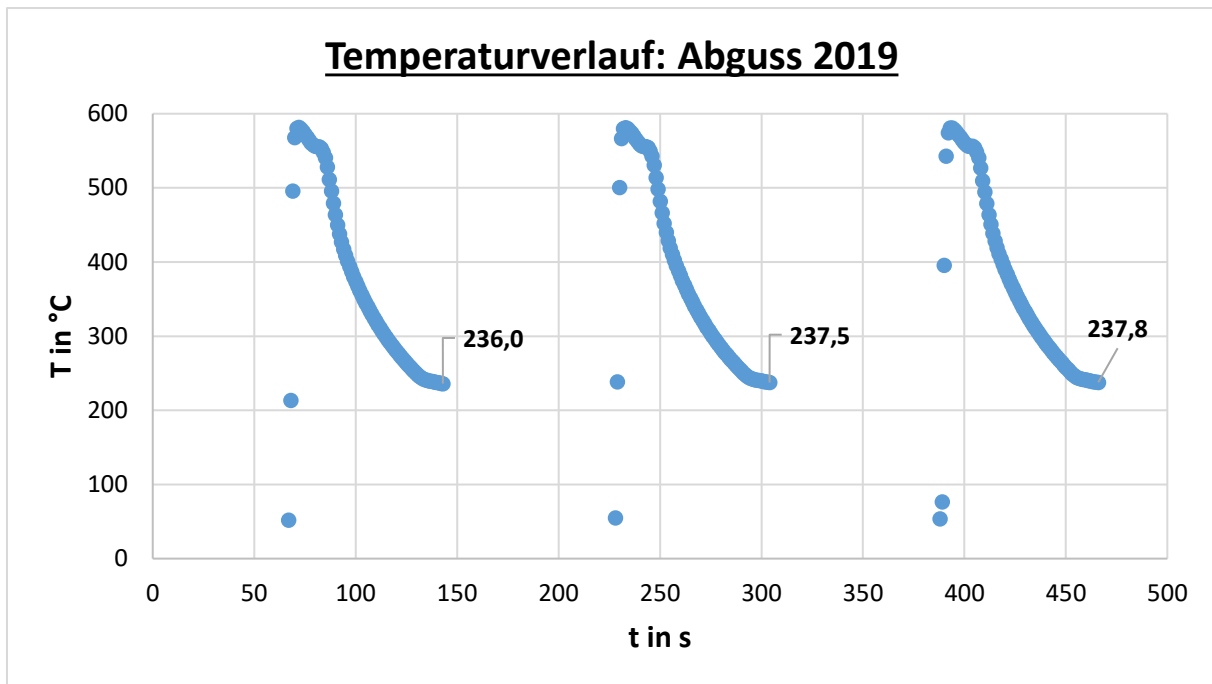


Abbildung 53: Abgebildet sind die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses, Abguss 2019.

Mit beginnender Formfüllung registriert das Thermoelement den maximalen Wert, entsprechend der Temperatur der Schmelze und die Erstarrungsphase wird eingeleitet. Die nachströmende Schmelze und das noch nicht vollständig aktivierte Kühlsystem sorgen anfangs für eine verminderte Kühlwirkung und die Temperatur verharrt auf einem leichten Plateau. Mit der gestaffelten, sukzessiven Schaltung der Kühlsysteme im Gießwerkzeug wird die Wärmeabfuhr erhöht und dem Bauteil über die Formwand zunehmend Wärme entzogen.

Die einsetzende Entformung des Bauteils erfolgt in mehreren Phasen, nach welchen sich die Formhälften des Gießwerkzeug zeitversetzt öffnen und somit an freiliegenden Stellen die Kühlung an Luft greift. Durch die Bauteilentnahme verliert das Thermoelement den Flächenkontakt und die gemessene Temperatur wird durch die Umgebung geprägt, bis das Formsprühen für das nächste Gussteil einsetzt, das Auftragen des Formstoffes erfolgt und folglich die Temperatur am Thermoelement abrupt absinkt. Entscheidend ist die Messung der Entnahmetemperatur (siehe Abbildung 53, ca. 237 °C) in Relation zur kritischen Ausscheidungstemperatur. Zur Bewertung des Mischkristallzustandes ist das Einbeziehen der anschließenden Kühlwirkung außerhalb des Gießwerkzeuges notwendig.

4.1.2.2. Abguss 2020: Temperaturmessungen

Die begleitenden Temperaturmessungen zu dem Abguss 2020 weisen gegenüber 2019 eine höhere Entnahmetemperatur auf. Der charakteristische Temperaturverlauf des Urformprozesses lässt sich weiterhin identifizieren (siehe Abbildung 54). Die zusätzliche Implementierung eines Thermoelements im Bereich der „Zylinderkopfdeckfläche“ (Abbildung 54, „blau“) zeigt eine geringere Formfülltemperatur, erreicht allerdings eine nahezu gleiche Entformungstemperatur.

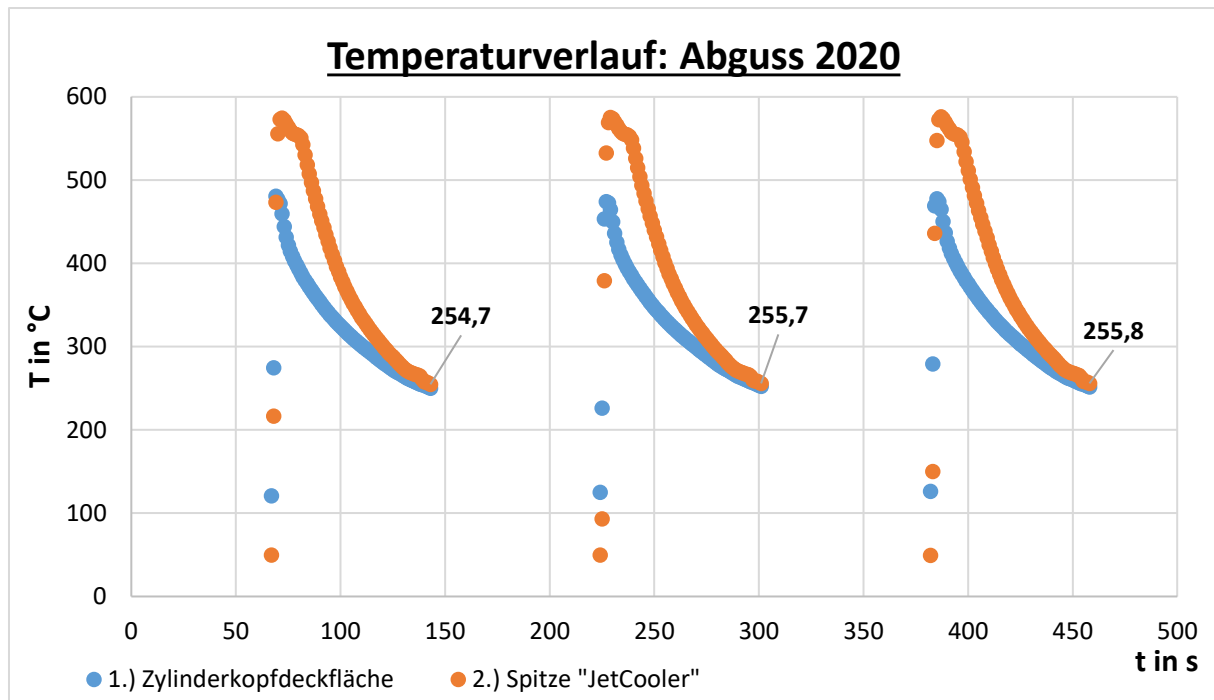


Abbildung 54: Abgebildet sind die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses, Abguss 2020.

4.1.3. Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug

Wie in Kapitel 3.1.5 beschrieben, wurden durch einen separaten Versuchsansatz die Abkühlbedingungen und Temperaturverläufe nach der Bauteilentnahme des Kurbelgehäuses aus dem Gießwerkzeug nachgebildet. Intension ist die Erweiterung des Temperaturverlaufs bis zur Unterschreitung der ausscheidungskritischen Temperatur und das Abbilden der Einflussfaktoren unterschiedlich lokaler Temperaturniveaus und Kühlsysteme in Zusammenhang mit einem Werkstoff mit hoher Wärmeleitfähigkeit wie Aluminium, um somit das Werkstoffverhalten und den damit verbundenen Grad der Übersättigung des Mischkristallzustandes zu bestimmen.

In Abhängigkeit von den Einflussfaktoren der Luftumwälzung, Wasserbeckentemperatur, unterschiedlichen Kühlkonzepten und Prozesszyklen wurden verschiedene Zustände untersucht. Die wichtigsten Ergebnisse sind im Folgenden zusammengefasst. Die vollständigen Untersuchungsumfänge und Temperaturverläufe sind im Anhang (Abbildung 130 bis Abbildung 133) hinterlegt.

Die in Abbildung 55 gemessenen Temperaturverläufe stellen den Prozessschritt der Entnahme des Bauteils aus dem Gießwerkzeug dar und die damit verbundene neun-sekündige Sprühung des Lagerstuhls. Die Thermoelemente im Lagerstuhl zeigen eine direkte Temperaturabnahme durch den Einfluss der Wasserkühlung, wobei Lagerstuhl Eins und Zwei (siehe Abbildung 11) eine verminderte Kühlwirkung aufweisen. Die Zylinderstege Zwei bis Fünf zeigen ebenfalls eine Temperaturabnahme, während Zylindersteg Eins auf einem gleichwertigen Temperaturniveau verbleibt.

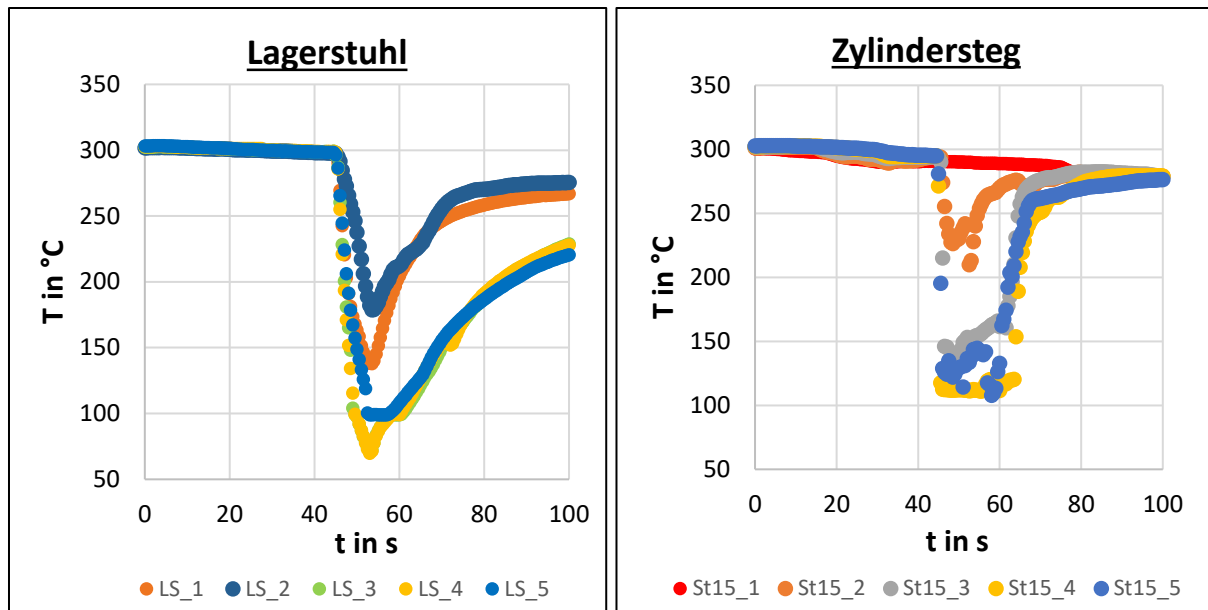


Abbildung 55: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Dargestellt sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente im Lagerstuhl (links) und im Zylindersteg (rechts) bei einer ausschließlichen Lagerstuhlsprühung von neun Sekunden.

Dies ist ein Indiz dafür, dass bei diesem Versuchsaufbau die Zylinderstege ebenfalls durch die Lagerstuhlkühlung gekühlt werden. Im Gegensatz zu den realen Gegebenheiten, befinden sich im Kurbelgehäuse keine Gießbleche, sodass das Wasser über die Zylinderlaufbahnen in den Zylindersteg gelangen kann. Mit der Annahme abgegrenzter Bereiche, ist dies unter realen Gießbedingungen nicht der Fall und der Zylindersteg Eins stellt für das Gesamttemperaturverhalten des Zylinderstegs einen repräsentativeren Verlauf dar.

Ein weiteres Experiment, nachdem eine einzelne Lagerwand in den Bereichen 15 und 80 Millimeter von der Zylinderkopfdeckfläche entfernt und im Lagerstuhl mit Thermoelementen versehen wurde, bestätigt bei der ausschließlichen Kühlung des Lagerstuhls diese Annahme, siehe Abbildung 56.

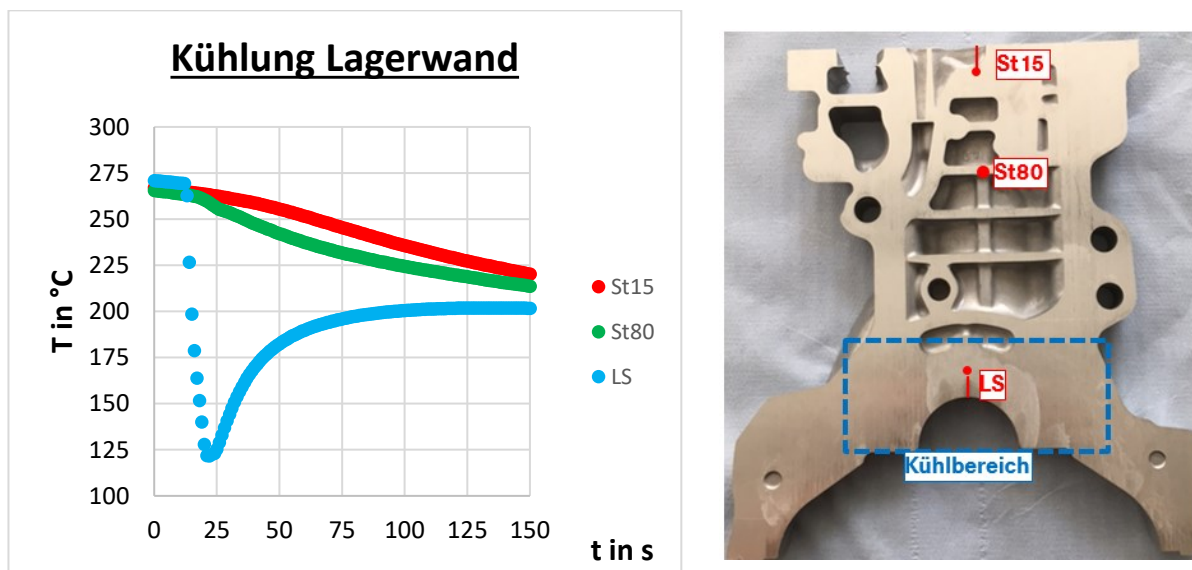


Abbildung 56: Abkühlversuche an einer Lagerwand aus dem KGH: Zu sehen sind die Temperaturmessungen an den definierten Positionen in der Lagerwand bei einer ausschließlichen Lagerstuhlkühlung von neun Sekunden.

Die Temperatur im Lagerstuhl verringert sich durch die lokale Wasserkühlung direkt, während mit zunehmendem Abstand im Bereich des Zylinderstegs die Wirkung einer indirekten Kühlung abnimmt und ausschließlich von dem Wärmeübergangskoeffizienten an Luft geprägt wird. Eindeutig zu identifizieren ist in beiden Ansätzen das Wiedererwärmen der Bauteilbereiche nach Abschaltung der Kühlsysteme.

Das zweite wesentliche Kühlkonzept des Prozesszyklus ist das Tauchbecken. Dieses beinhaltet das Tauchen des Zylinderstegs im Wasserbecken zuzüglich des Lagerstuhlsprühens und der Luftabkühlung der übrigen Bereiche. Es lassen sich die drei in Abbildung 57 gezeigten charakteristischen Temperaturverläufe spezifizieren.

Demnach erfahren alle getauchten Zylinderstege eine gleichwertige Abkühlung. Ab etwa 100 °C ist eine Änderung der Kühlrate zu erkennen, die eine verminderte Wärmeabfuhr ausweist. Der Anguss weist eine stark verminderte Kühlwirkung auf, die durch den Wärmeübergangskoeffizienten an Luft geprägt ist. Die Lagerstühle Zwei bis Vier erfahren eine einheitliche Kühlwirkung, Lagerstuhl Fünf eine verminderte und Lagerstuhl Eins weist den geringsten Abkühlgradienten auf.

Die Wassertemperatur erhöht sich während des Tauchvorgangs um etwa 5 °C, ist durch den Lufteintrag und die dadurch angeregte Wasserzirkulation im vollständigen Becken jedoch einheitlich verteilt.

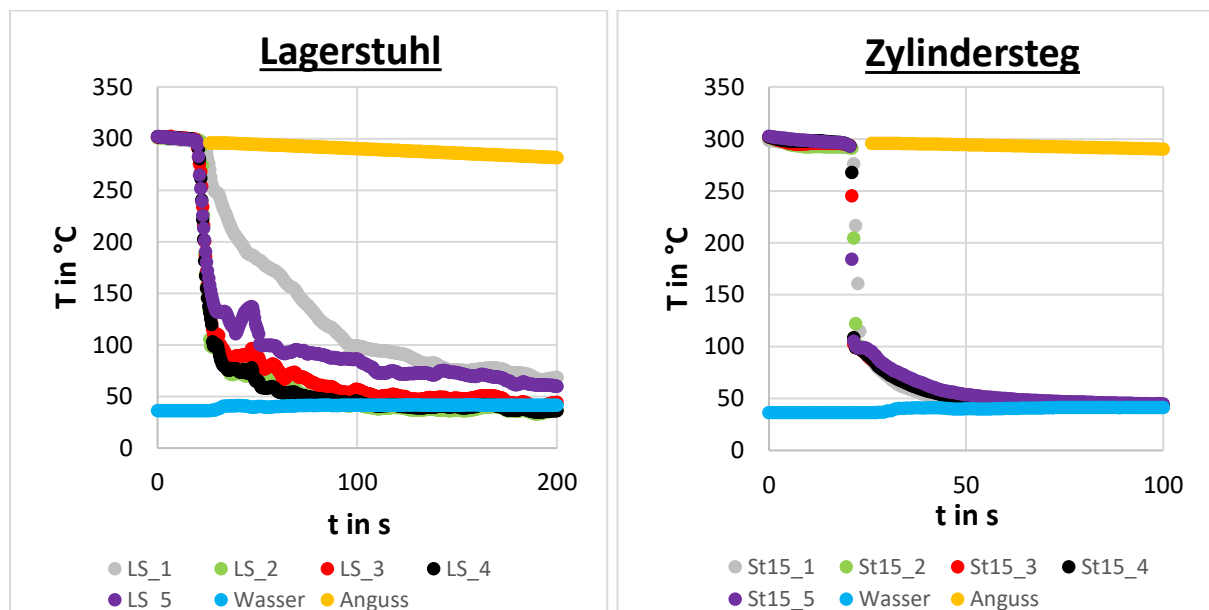


Abbildung 57: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Dargestellt sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente, während der Lagerstuhl (links) mit Wasser besprüht und der Zylindersteg (rechts) getaucht wird; $T_{\text{W-Becken}} = 35^\circ\text{C}$, Lufteintrag der Wasserumwälzung gering.

Wie in Abbildung 58 dargestellt, besteht eine Abhängigkeit der Wasserbeckentemperatur und Wasserzirkulation bezüglich der Kühlwirkung des Zylinderstegs. Mit steigender Wassertemperatur und abnehmender Homogenität der Wasserbeckentemperatur verringert sich die Kühlwirkung des Tauchvorgangs des Zylinderstegbereichs. Diese macht sich ab einer Bauteiltemperatur von etwa 100 °C bemerkbar.

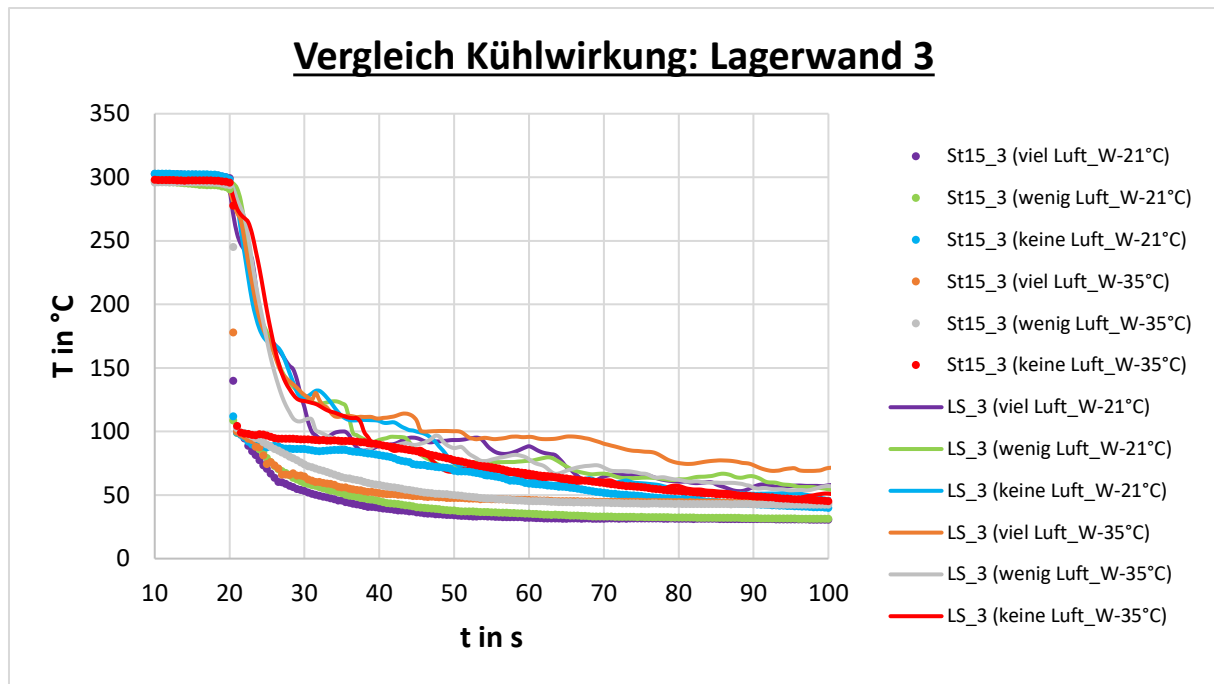


Abbildung 58: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Vergleichend sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente in der Lagerwand drei abgebildet, während der Lagerstuhl (links) mit Wasser besprüht und der Zylindersteg (rechts) getaucht wird; $T_{\text{W-Becken}}$ und der Lufteintrag der Wassermwälzung wurden variiert.

Ohne Wasserbewegung im Becken lassen sich, nach dem Tauchvorgang in Abhängigkeit der Tiefe, unterschiedliche Temperaturniveaus quantifizieren (siehe Tabelle 20). Die Inhomogenität der Temperaturverteilung nimmt zu und ist, insbesondere unter dem Gesichtspunkt eines sich wiederholenden Prozesszyklus der Abschreckung, kritisch zu betrachten.

Tabelle 20: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Tabelliert sind die sich einstellenden Temperaturniveaus im Wasserbecken nach dem Tauchen des KGHs bei ausbleibender Wasserkirkulation.

	Wassertemperatur in $^{\circ}\text{C}$ ohne Luftumwälzung		
Beckentemperatur (Startzustand)	21		35,6
Endzustand nach einer Minute tauchen			
2 cm vom Beckenboden	22,2		33,8
10 cm vom Beckenboden (Höhe Auflage Zylinderkopfdeckfläche)	29,9		39,4
2 cm unterm Wasserspiegel	36,9		46,8

Der in Abbildung 59 dargestellte Verlauf beschreibt die Kühlwirkung nach den prozessnahen Rahmenbedingungen, welcher ein Abschrecken des Kurbelgehäuses für eine Minute im Wasserbecken bei moderater Zirkulation und das anschließende Verweilen des Bauteils an Luft vorsieht. Entsprechend der definierten Rahmenbedingungen lässt sich eine Wiedererwärmung der bereits gekühlten Bereiche des Lagerstuhls und des Zylinderstegs nach der Entnahme aus dem Bad feststellen. Ein spezifischer

Unterschied lässt sich in der Höhe der Temperatur zur Nähe des ungekühlten Angusses erkennen und bildet den temperaturgradientbedingten Einfluss des Wiedererwärmens ab. Insbesondere im Bereich des Lagerstuhls lässt sich eine Temperatur von über 100 °C über einen Zeitraum von mehreren Minuten verifizieren.

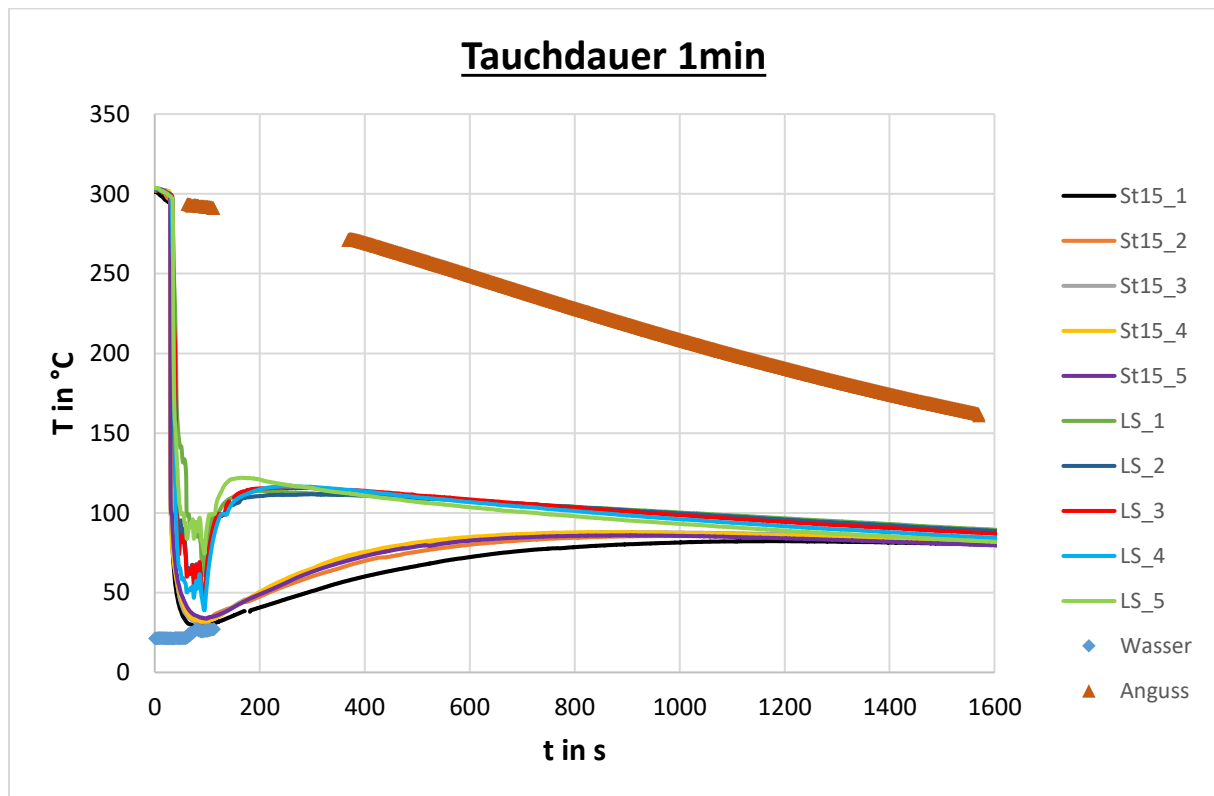


Abbildung 59: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss; Ansatz: Tauchen des Zylinderstegs bei gleichzeitiger Lagerstuhlsprühung von einer Minute ($T_{W-Becken} = 21\text{ °C}$, geringer Lufteintrag bezüglich der Wassermwälzung) mit anschließendem Verweilen an der Luft. Dargestellt sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente.

4.1.4. Erstarrungs- und Abkühlsimulation mit Magmasoft®

4.1.4.1. Kühlung im Gießwerkzeug

Ein wesentlicher Bestandteil zur Bewertung des vollständigen Zyklus des Urformprozesses und des damit verbundenen Werkstoffzustandes des Bauteils stellt die Simulation des Erstarrungs- und Abkühlprozesses dar. Wie in Kapitel 3.1.6 beschrieben, wurde das existierende Simulationsmodell des laminaren Druckgusses herangezogen und entsprechend der an den Gießchargen durchgeführten Temperaturmessungen und Schaltung der Kühlsysteme angepasst. Die hinterlegten Parameter ergaben an der Stelle des implementierten Thermoelements mit abgeschalteten JetCooler-Kern den in Abbildung 60 (blaue Kurve) gezeigten Temperaturverlauf. Zur Verifikation des Temperatur-Zeit-Profiles wurde die Temperaturmessung (Abbildung 53) aus dem realen Gießprozess herangezogen. Wie zu sehen, ist die Übereinstimmung gut, leichte Unterschiede lassen sich bezüglich der Abkühlbedingung identifizieren.

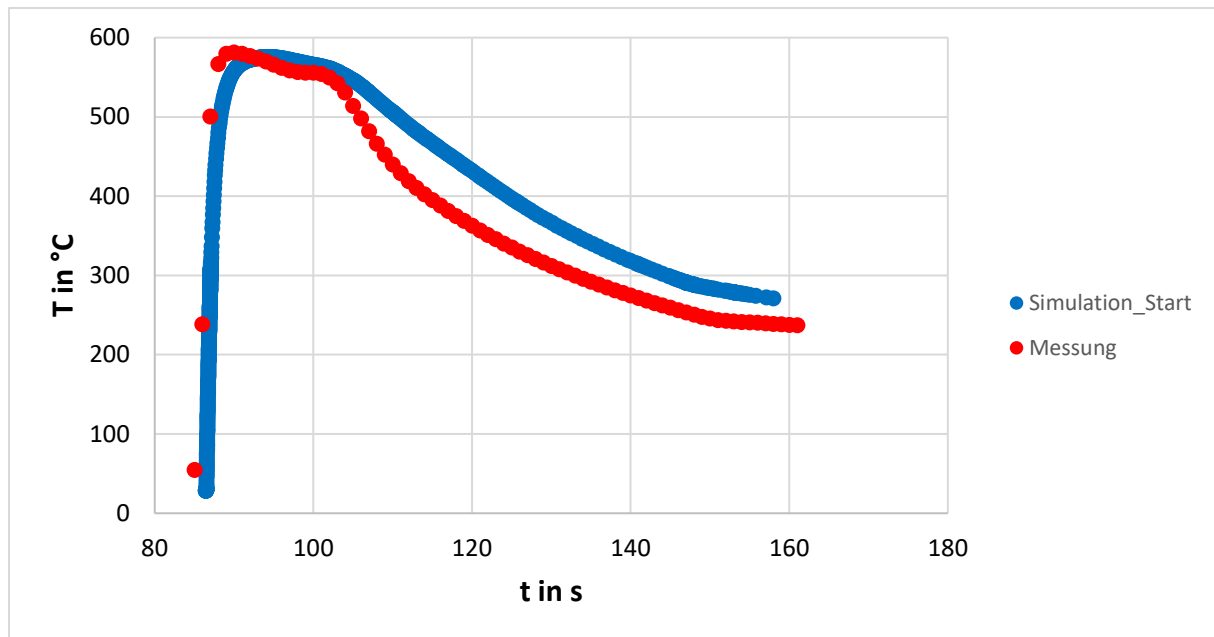


Abbildung 60: Vergleich Temperaturverlauf (Abguss 2019): Simulation vs. Thermoelementmessung; aufgetragen ist das Temperatur-Zeit-Verhalten des implementierten Thermoelements (rot) und die Simulationsergebnisse von Magmasoft® des Ausgangsmodells (blau) an selbiger Position im KGH während eines Gießzyklus bis zur Entformung.

Das Simulationsmodell weist entsprechend dieser Annahmen höhere Bauteiltemperaturen nach der Entnahme des Kurbelgehäuses gegenüber der Temperaturmessung auf. Im Anhang (Abbildung 134) befinden sich für die Positionen der Zugproben M8 im Zylindersteg und Lagerstuhl die korrespondierenden Temperaturverläufe. Diese zeigen, dass über alle diese Bereiche hinweg die Entnahmetemperatur unterhalb von 300 °C liegt.

Das Simulationsmodell offeriert eine größere Anzahl an Randbedingungen und Parameterdefinitionen, welche ein Angleichen der Temperaturunterschiede erlaubt. Um den Änderungsumfang möglichst gering zu halten, wurde auf Grundlage der Temperaturmessungen ausschließlich der Wärmeübergangskoeffizient (HTC) zwischen Bauteil und Form modifiziert. Die Ergebnisse sind in Abbildung 61 dargestellt. Die Änderung des HTC über den vollständigen Bereich der Gießform (inklusive Gießkammer; siehe Abbildung 61, links) zu höheren Werten liefert eine niedrigere Entnahmetemperatur des Bauteils. Insbesondere der Abkühlgradient im Hochtemperaturbereich nach vollständig erfolgter Formfüllung kann dadurch erhöht werden. Leichte Abweichungen ergeben sich zwischen dem Prozesszyklus der Formfüllung und der Schaltung der vollständigen Kühlsysteme. Hier wird nach der Simulation dem Bauteil mehr Wärme entzogen, als die realen Temperaturmessungen suggerieren. Auf Grundlage einer spezifischen Anpassung und separaten Betrachtung der Gießform, der Gießkammer und dem Einfluss der Bauteilschwindung bezogen auf die Formausrichtung (siehe Kapitel 3.1.6), wurde ein ortsabhängiger HTC definiert, welcher zu einer größeren Übereinstimmung in den relevanten Zyklen der Temperaturmessung führt (siehe Abbildung 61, rechts).

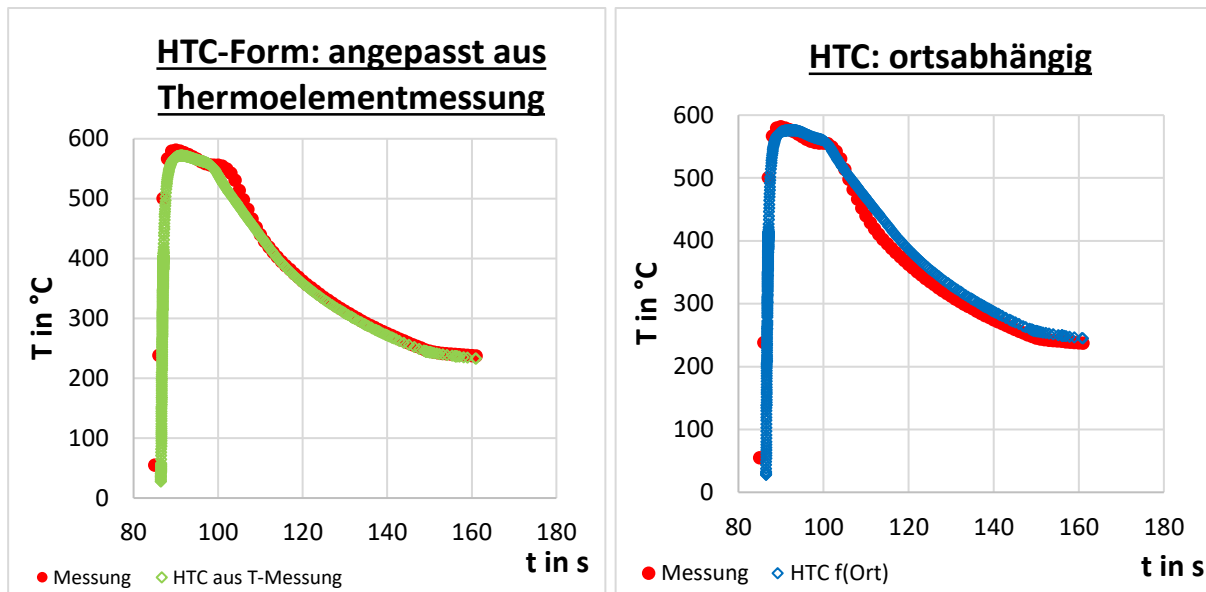


Abbildung 61: Temperatur-Zeit-Verlauf (Abguss 2019): Dargestellt sind die Ergebnisse der Neudefinition der HTC's zwischen Gießform und Schmelze im Simulationsmodell Magmasoft® auf Grundlage der in-situ Temperaturmessung des implementierten Thermoelements (rot). Validierung anhand der Thermoelementmessung und Änderung der HTC's an allen Flächen der Gießform (links, grün); Exkludiert: Kühlpinole und Gießkammer (rechts, blau).

Alle weiteren Untersuchungen und Modellansätze wurden auf diesen ortsabhängigen HTC aufgebaut und entsprechend der Entnahmepositionen der Zugproben ausgewertet (siehe Anhang Abbildung 135). Für die Lagerwand Drei ist in Abbildung 62 auszugsweise das Temperaturverhalten bis zur Entnahme des Kurbelgehäuses für die unterschiedlichen Entnahmepositionen der Zugproben dargestellt.

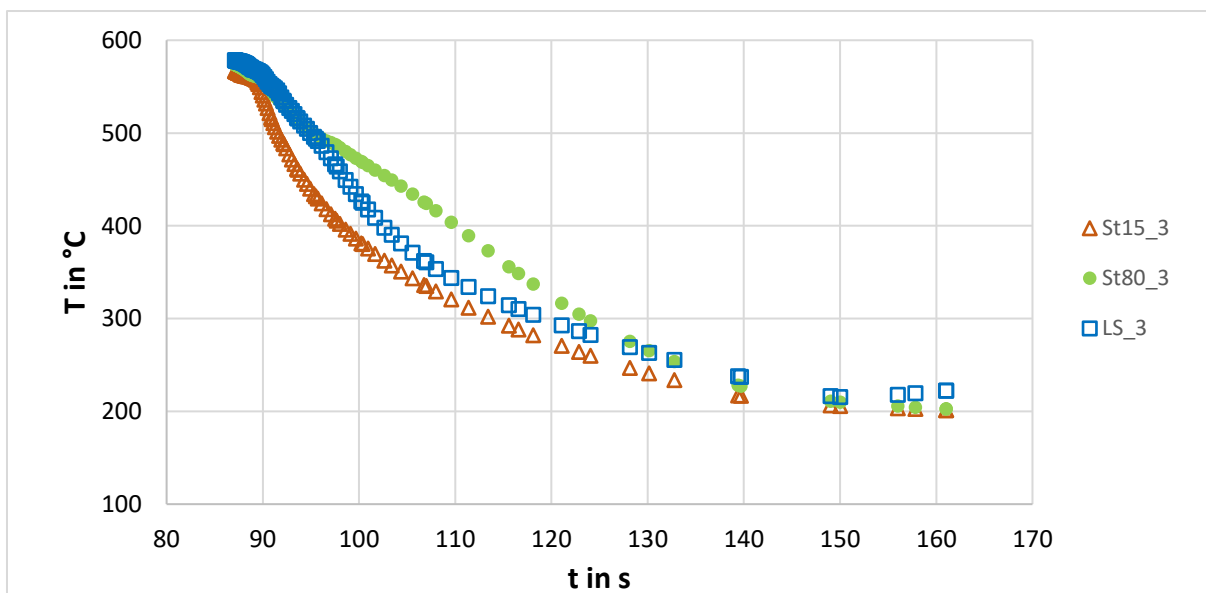


Abbildung 62: Positionsabhängige Auswertung der Simulationsergebnisse von Magmasoft®: Abgebildet ist der Temperatur-Zeit-Verlauf der Abkühlung bis zur Entformung an drei Positionen in der Lagerwand_3; Anwendung fand der validierte Ansatz der HTC's auf Grundlage der Thermoelementmessung, exkludiert: Kühlpinole und Gießkammer (ortsabhängige HTC's).

Die Auswertung zeigt im Temperaturbereich der Erstarrung an der Position „St15“ (15mm von der Zylinderkopfdeckfläche entfernt) gegenüber den anderen Positionen einen höheren Temperaturgradienten. Unterhalb des Solidustemperatur von 523 °C (siehe Kapitel 3.4) bis zu der

ausscheidungskritischen Temperatur von 200 °C vgl. (Feikus, 2013, p. 175), nimmt die Abkühlgeschwindigkeit ab. Die Bauteilbereiche „St80“ des Zylinderstegs (80mm von der Zylinderkopfdeckfläche entfernt) und im Lagerstuhl „LS“ weisen im Temperaturbereich der Erstarrung einen gleichwertigen Gradienten auf, ab der Soliduslinie einen abweichenden. Bis zu Entformungstemperatur findet näherungsweise ein Temperatenausgleich im Bauteil statt, sodass sich die Entnahmetemperaturen der unterschiedlichen Bauteilbereiche angleichen und sich nur wenige Grad Celsius unterscheiden.

4.1.4.2. Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug

Eine Entnahmetemperatur oberhalb der kritischen Ausscheidungstemperatur von 200 °C nach (Feikus, 2013, p. 175) wurde sowohl simulativ als auch durch die Thermoelementmessung im Bauteil nachgewiesen, weshalb zur Bewertung des Werkstoffzustandes das Temperaturprofil auch nach der Entformung von Interesse ist. Unter den in Kapitel 3.1.6 beschriebenen Rahmenbedingungen wurden die in Abbildung 63 dargestellten Temperaturverläufe der Abkühlung nach der Entformung mittels Magmasoft® simuliert. Die Temperaturverläufe zeigen lokale Temperaturmaxima nach der Entformung (Abbildung 63, „Pfeil 1“) und nach dem nicht ausreichend langen Tauchvorgang im Wasserbecken (Abbildung 63, „Pfeil 2“). Diese beiden Prozessabschnitte sind durch eine verminderte Kühlwirkung an Luft geprägt und zeichnen sich durch eine Wiedererwärmung der Bauteilbereiche aus. Insbesondere der Lagerstuhl, welcher räumlich gesehen direkt an den nicht eingetauchten Bauteilabschnitt des Angusses anschließt, erfährt die stärkste Wiedererwärmung durch Wärmeleitung innerhalb des Kurbelgehäuses.

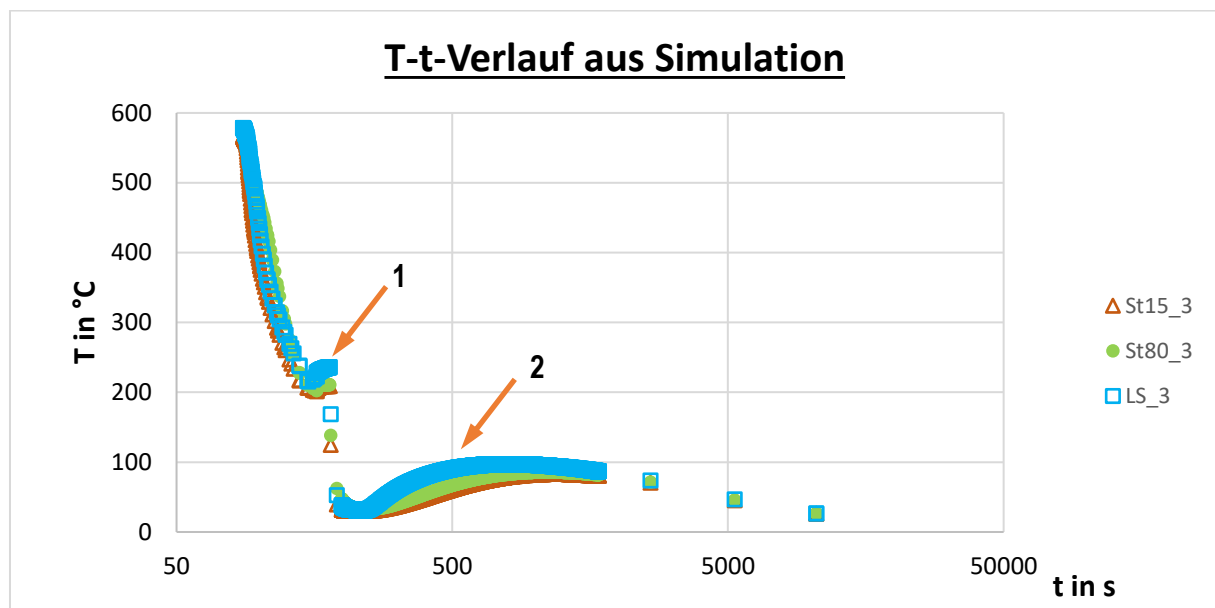


Abbildung 63: Visualisierung des vollständigen Abkühlprozesses in Magmasoft® (Abguss 2019): Abgebildet ist der Temperatur-Zeit-Verlauf an drei Positionen in der Lagerwand_3; Ansatz in der Gießform: Validierung der HTC's auf Grundlage der Thermoelementmessung, exkludiert: Kühlpinole und Gießkammer (ortsabhängige HTC's). Erweiterung des Simulationsmodells um den Abkühlprozess nach der Entnahme des Bauteils.

Betrachtet man das vollständige Temperaturprofil, ergeben sich definierte Prozessschritte, welche in Abhängigkeit der Temperatur und Zeit Einfluss auf den Werkstoffzustand nehmen und bedingt dadurch die Grundvoraussetzung des Werkstoffverhaltens für den Folgeprozess definieren.

4.2. Kalorimetrische Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit

Entsprechend der unterschiedlichen Entnahmepositionen wurden Analysen im Zylindersteg und im Lagerstuhl umgesetzt. Die Lösungsglühtemperatur der AlSi9Cu3(Fe)-Legierung wurde festgelegt auf 500 °C (siehe Tabelle 13). Realisiert wurden Kühlraten von 0,01 bis 5 Kelvin pro Sekunde. Entsprechend der definierten Abkühlgeschwindigkeiten wurden zwei unterschiedliche Messeinrichtungen verwendet (siehe Tabelle 14).

4.2.1. Excesswärmekapazität vs. Übersättigung des Mischkristallzustandes

Zylindersteg:

Das Diagramm der Abbildung 64 zeigt die Excesswärmekapazität in $Jg^{-1}K^{-1}$ bei variierter Abkühlgeschwindigkeit (0,01 bis 5 K/s) der AlSi9Cu3(Fe)-Legierung. Die detektierten Ausscheidungsreaktionen sind chronologisch übereinander mit abnehmender Kühlrate dargestellt. Die Abkühlgeschwindigkeiten 0,01 bis 0,1 K/s zeigen zwei Ausscheidungsreaktionen. Eine im Hochtemperatur- und eine im Niedertemperaturbereich. Mit zunehmender Kühlgeschwindigkeit verschwimmt die klare Abgrenzung dieser beiden Reaktionen, sodass eine eindeutige Differenzierung nicht mehr möglich ist. Generell lässt sich der Trend erkennen, dass mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit die Intensität der Reaktionen abnimmt und das Maximum sich zu niedrigeren Temperaturen verschiebt. Prägnant ist das sofortige Einsetzen der Ausscheidung der Hochtemperaturreaktion durch das Einleiten des Abkühlprozesses. Es ist kein reaktionsfreier Bereich bei hohen Temperaturen identifizierbar. Im unteren Temperaturbereich ist dies der Fall. Bei langsamen Abkühlraten befindet sich das Ende der Niedertemperaturreaktion bei etwa 200 °C. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit verschiebt sich dieses zu höheren Temperaturen, sodass bei 5 K/s ein Großteil der Ausscheidungen unterdrückt wird und ein ausscheidungsfreier Bereich ab etwa 275 °C erkennbar ist.

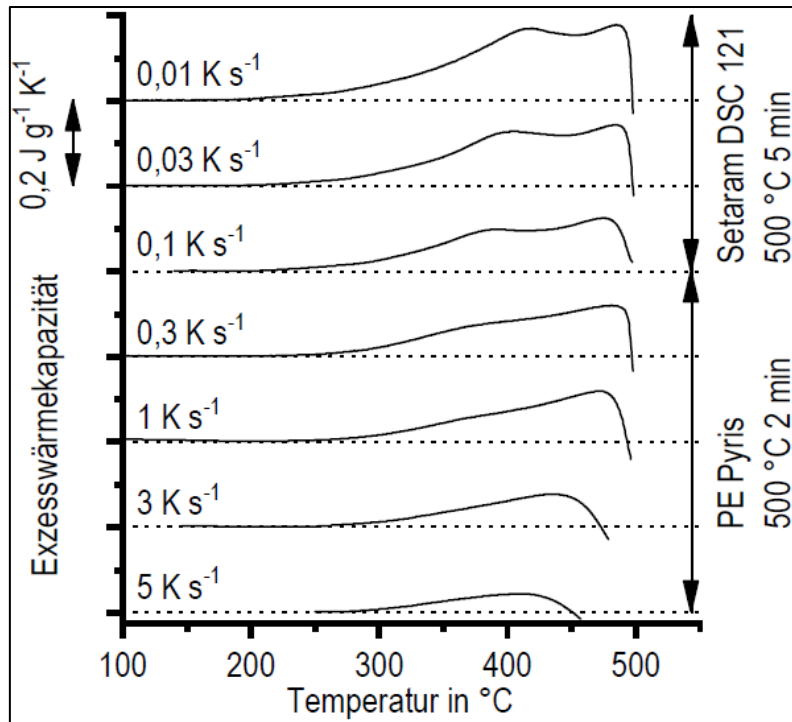


Abbildung 64: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe), Zylindersteg: Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Exzesswärmekapazität, welche mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit abnimmt.

In Abbildung 65 sind, entsprechend den unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten und einer anschließenden Warmaushärtung bei 180 °C und 4 Stunden, die realisierten Härtewerte aufgezeigt. Diese weisen einen Härteanstieg mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit auf, wobei ab einer Abkühlrate von 30 K/s sich ein Plateau zu etablieren scheint. Die ebenfalls in dem Diagramm aufgezeigte spezifische Ausscheidungswärme verhält sich entgegengesetzt zu den ermittelten Härtewerten.

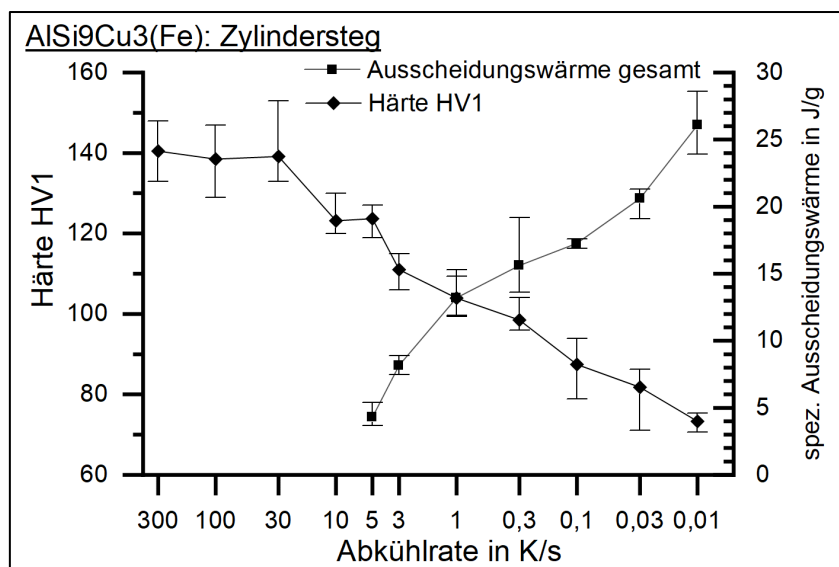


Abbildung 65: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe), Zylindersteg: Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Ausscheidungswärme und die gemessene Härte der Zustände nach einer Warmauslagerung bei 180 °C über vier Stunden.

Umso höher die detektierte spezifische Ausscheidungswärme ist, umso niedriger sind die generierten Härtewerte. Ab einer Kühlrate größer 5 K/s kann gerätebedingt mittels der direkten Methode der kalorimetrischen Messungen keine spezifische Wärmekapazität bestimmt werden.

Lagerstuhl

Korrespondierend zu den kalorimetrischen Messungen am Zylindersteg, wurden Untersuchungen hinsichtlich des Lagerstuhls durchgeführt. Das Diagramm in Abbildung 66 zeigt die Excesswärmekapazität in $\text{J g}^{-1} \text{K}^{-1}$ in Abhängigkeit der Temperatur bei entsprechend unterschiedlichen Abkühlraten angeordnet von 0,01 K/s absteigend bis zur höchsten realisierbaren Abkühlrate von 5 K/s. Bei sehr langsamen Kühlraten von 0,01 bis 0,1 K/s lassen sich zwei klare Peaks erkennen, welche die Hochtemperatur- und die Niedertemperaturreaktion beschreiben. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit nimmt die Excesswärmekapazität ab und die Differenzierung der Anteile der unterschiedlichen Reaktionen ist nicht mehr ohne weiteres möglich. Mit zunehmender Abkühlrate wird die Niedertemperaturreaktion unterdrückt und das Ende des ausscheidungsfreien Bereichs verschiebt sich von etwa 200 °C (0,01 K/s) zu 275 °C (5 K/s). Mit dem Einsetzen des Abkühlprozesses ist eine direkte Initiierung des Ausscheidungsprozesses der Hochtemperaturreaktion zu verzeichnen. Ein ausscheidungsfreier Bereich bei hohen Temperaturen unterhalb der Lösungsglüh Temperatur von 500 °C ist nicht ersichtlich.

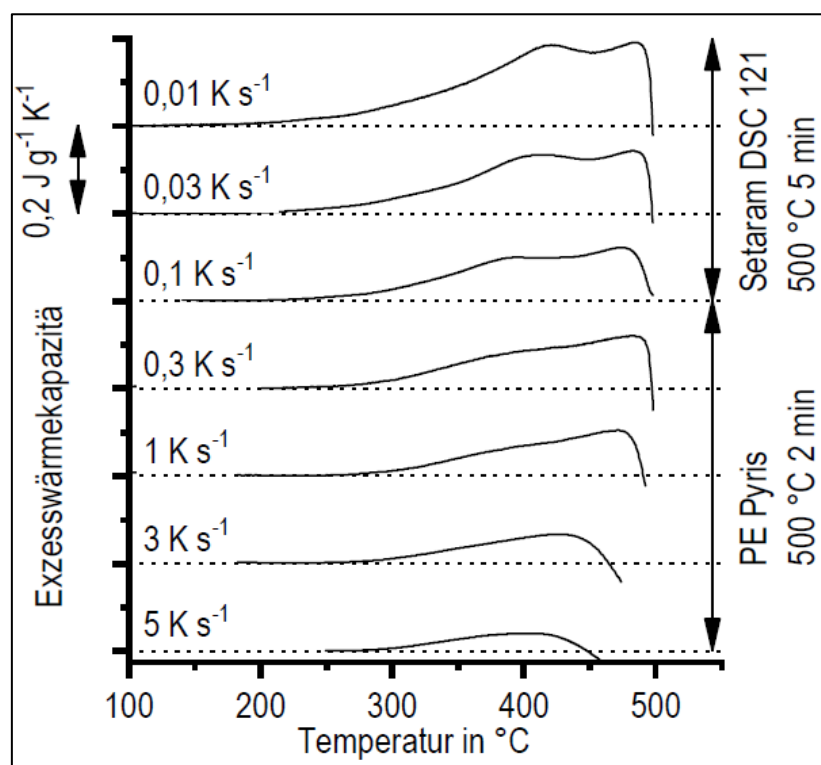


Abbildung 66: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe) , Lagerstuhl: Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Excesswärmekapazität, welche mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit abnimmt.

Die in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit und einer anschließenden Wärmebehandlung von 180 °C für vier Stunden realisierten Härteverläufe sind in Abbildung 67 aufgezeigt. Die ermittelten Härteverläufe weisen einen mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit steigenden Härteverlauf auf, der bis zu der maximal realisierten Abkühlrate von 300 K/s kein Plateau ausprägt. Die detektierte spezifische Ausscheidungswärme nimmt für den definierten Bereich von 0,01 bis 5 K/s mit zunehmender Abkühlrate ab.

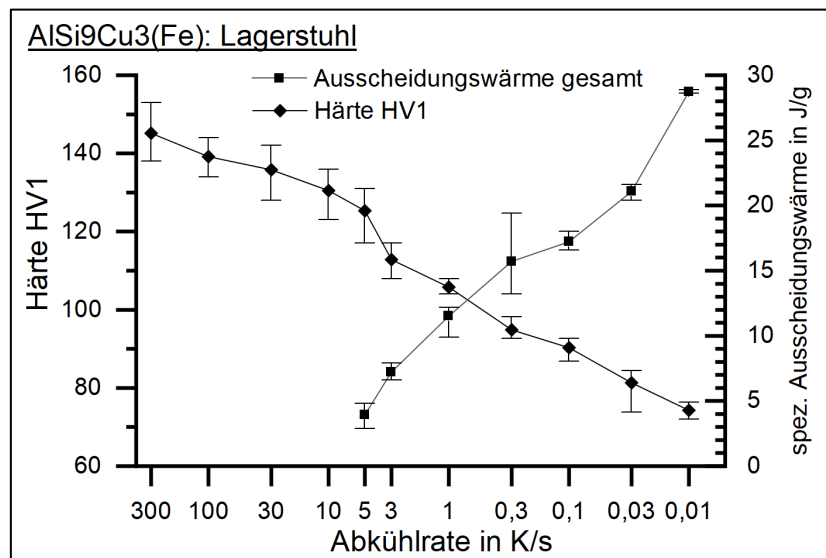


Abbildung 67: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe), Lagerstuhl: Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Ausscheidungswärme und die gemessene Härte der Zustände nach einer Warmauslagerung bei 180 °C über vier Stunden.

4.2.2. Gefügeuntersuchungen (EDX, SEM, XRD, JMatPro®)⁴

Die beiden Zustände aus den *Kalorimetrischen Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit* (Kapitel 4.2.1 aus dem Lagerstuhl) bei einer kontinuierlichen Abkühlung mit 0,01 und 3 K/s nach einer Lösungsglühung mit 500 °C wurden im Folgenden hinsichtlich der auftretenden Phasen analysiert. Um die auftretenden Phasen zu identifizieren wurden lichtmikroskopische Aufnahmen, XRD-Untersuchungen und EDX- und REM- Analysen durchgeführt. Eine simulative Berechnung der entstehenden Phasen mittels JMatPro® (siehe Kapitel 3.4) wurde mit den Analyseergebnissen korreliert und eine Bewertung der Phasenumsetzung getroffen. In Abhängigkeit der temperaturspezifischen Phasenbildung wurde nach Primär- und Sekundärphasen unterschieden. Die Primärphasen, welche sich während der Erstarrung bilden und die sogenannten Sekundärphasen, dessen Umsatzrate stark von der Übersättigung des Mischkristallzustandes und von der Abkühlbedingung geprägt wird.

⁴ Die EDX-, REM-Analysen wurden im Bereich der „Materialographie“, die XRD-Untersuchungen im Bereich der „physikalischen Analytik“ der „PT/PWT“ von „Mercedes-Benz Group AG“ realisiert. Die Auswertung erfolgte durch die entsprechende fachliche Kompetenz. Die Proben und Präparation wurden vom Verfasser der Dissertation durchgeführt und bereitgestellt. Die Diskussion der Ergebnisse erfolgte in Zusammenarbeit.

4.2.2.1. Abkühlbedingung 0,01 K/s

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen weisen auf ein Einformen des eutektischen Siliziums durch den Lösungsglühprozess hin. Das zuvor existierende Siliziumnetzwerk entwickelt sich mit der Lösungsglühzeit zu größeren, globularen Ausscheidungen.

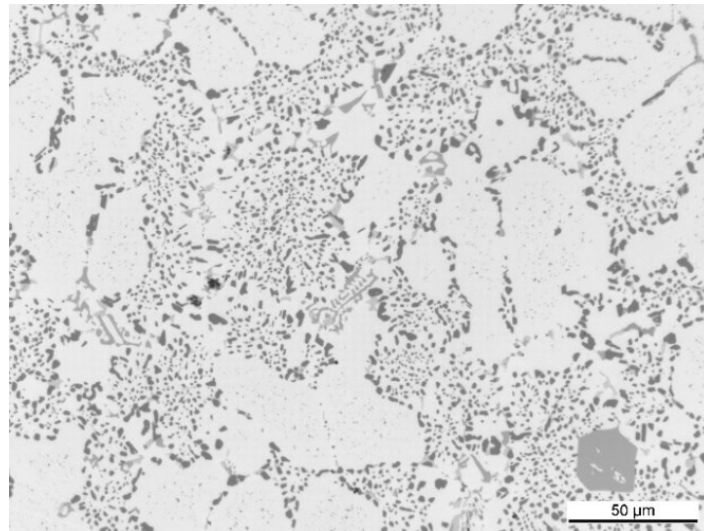


Abbildung 68: Lichtmikroskopische Gefügaufnahme (Abkühlung 0,01 K/s): Einfluss der Lösungsglühung auf die Siliziumstruktur.

Die materialkontrastbetonte BSE-Aufnahme (siehe Abbildung 69) im REM zeigt eine Vielzahl an Ausscheidungen auf, die sich geometrisch und in der Häufigkeit ihres Auftretens unterscheiden.

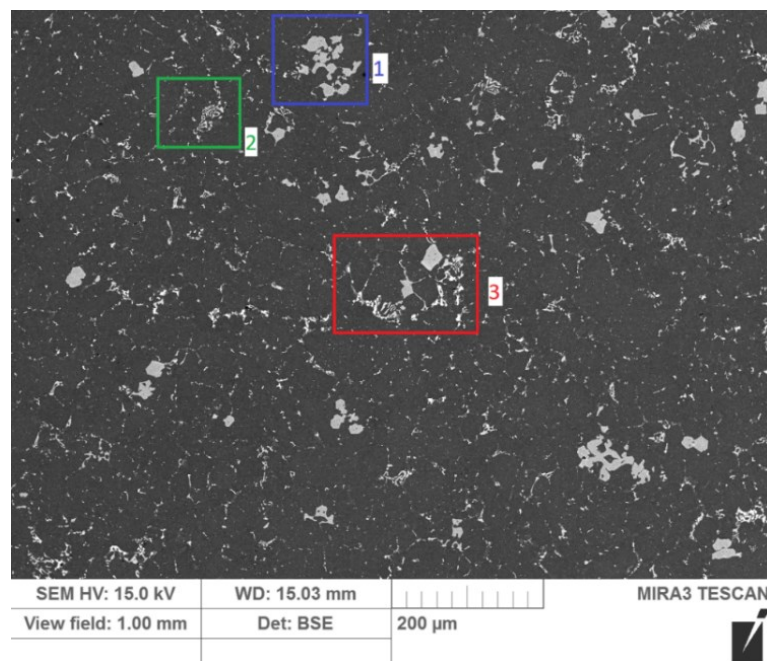


Abbildung 69: Materialkontrastbetonte REM-Aufnahme (Abkühlung 0,01 K/s): Zu sehen sind die verschiedenen Phasen differenzierender Morphologie und Kontrastausprägung.

Die relativ häufig auftretende polyedrische Phase (siehe Abbildung 70) ist regellos über die betrachtete Fläche verteilt. Diese weist im EDX die Legierungselemente Al, Si, Fe, Mn, Cr und Cu auf.

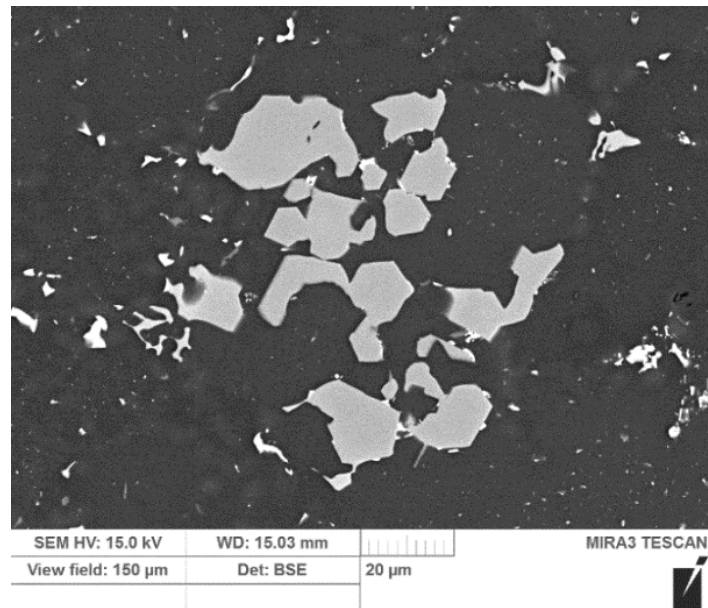


Abbildung 70: Abgebildet sind die detektierten Phasen im REM polyedrischer Ausprägung, die im EDX die Zusammensetzung Al+Si+Fe+Mn+Cr+Cu aufweisen, Abkühlung 0,01 K/s.

Die fiederkristallartige Phase (siehe Abbildung 71) zeigt in der EDX-Analyse selbige Legierungszusammensetzung, ausschließlich die Ausprägung unterscheidet sich.

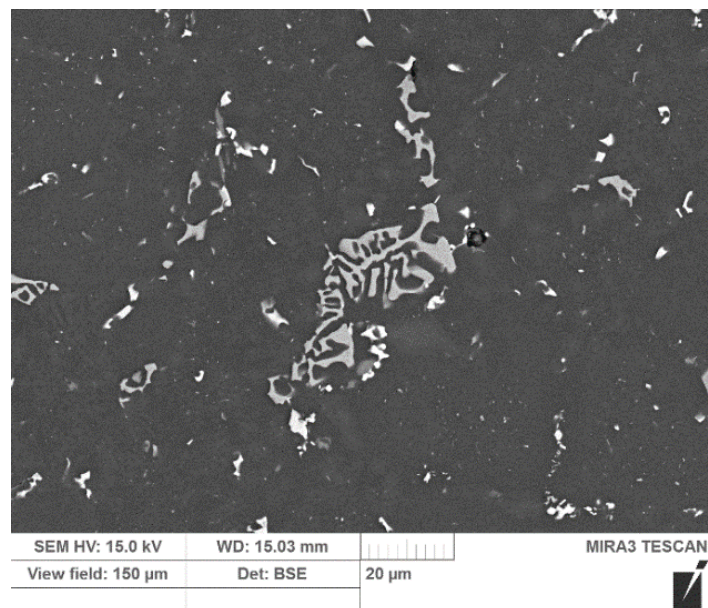


Abbildung 71: Illustriert ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen mit fiederkristallartiger Morphologie aufweist, die im EDX die Zusammensetzung Al+Si+Fe+Mn+Cr+Cu haben, Abkühlung 0,01 K/s.

Entsprechend der Legierungszusammensetzung wurden die Simulationsergebnisse für die Legierung AlSi9Cu3(Fe) aus Kapitel 3.4 der JMatPro®-Berechnung herangezogen und mit den EDX-Analyseergebnisse abgeglichen. Die α -Phase (AlFeMnSi) weist im Hinblick auf die Legierungszusammensetzung die höchste Übereinstimmung auf (siehe Abbildung 72) und zeichnet sich durch einer Phasenbildung während der Erstarrung aus. Durchgeführte Lösungsglühversuche bei 500 °C und die mikroskopische Erfassung des Gefüges der selbigen Position einer Probe vor und nach dem

thermischen Eintrag zeigen keinerlei Auswirkung auf die Ausprägung dieser Phasen (siehe Anhang; Abbildung 129), was die These einer Phasenbildung oberhalb der Soliduslinie bestärkt und für die Ausprägung während der Erstarrung spricht.

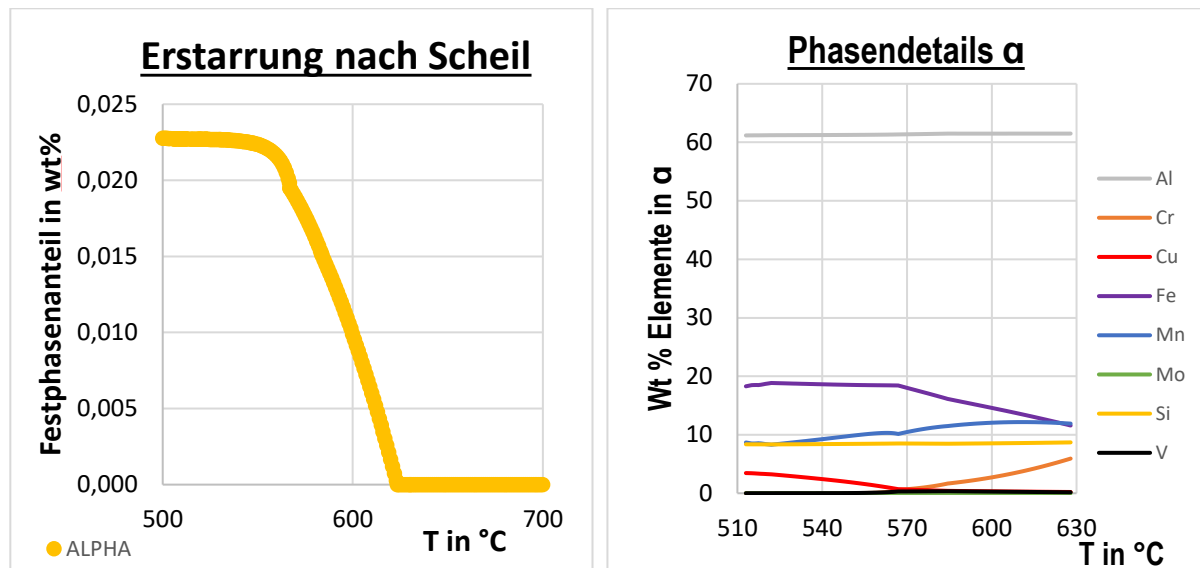


Abbildung 72: Simulationsergebnisse aus JMatPro® unter der Annahme einer Erstarrung nach Scheil: Dargestellt ist das temperaturabhängige Erstarrungsintervall (links) und die Phasenzusammensetzung (rechts) der α -Phase.

Die in den BSE-Aufnahmen in Abbildung 73 nachweisbaren helleren Phasen (roter Pfeil) zeigen einen hohen Legierungsanteil der Elemente Al, Cu und treten regellos im Gesamtvolumen der Probe auf. Die etwas dunklere Phasen in Abbildung 73 (rechts, blauer Pfeil) weisen einen hohen Legierungsanteil der Elemente Al, Cu, Mg, Si auf.

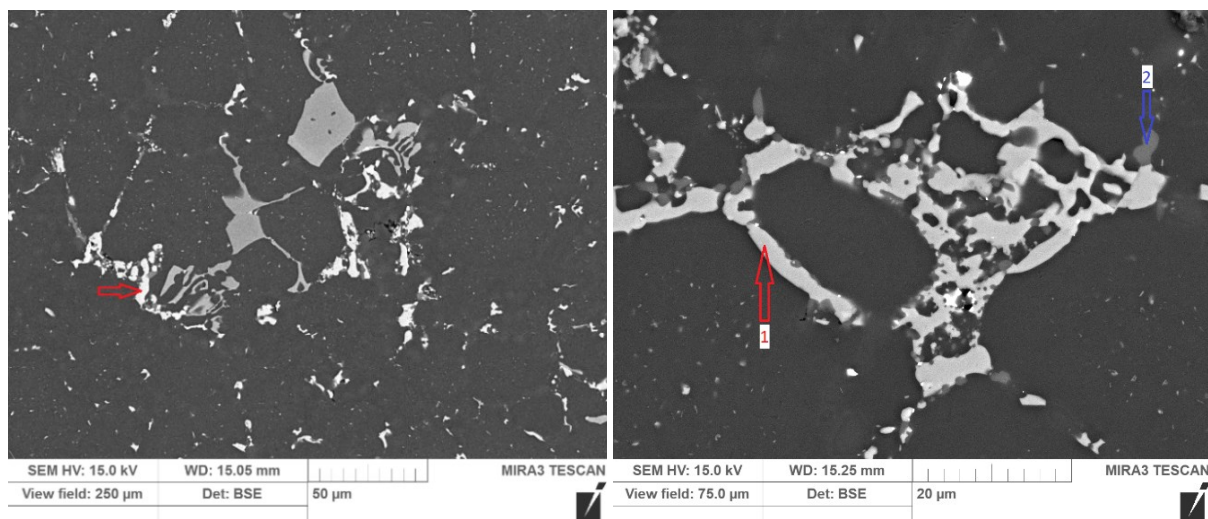


Abbildung 73: Dargestellt ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen unterschiedlichen Kontrasts aufweist, die im EDX die Zusammensetzung Al+Cu und Al+Mg+Si+Cu haben, Abkühlung 0,01 K/s.

Diese Phasen wurden mit den Simulationsergebnissen von JMatPro® hinsichtlich ihrer Legierungszusammensetzung korreliert und als Sekundärphasen identifiziert. Entsprechend der Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme und der gleichgewichtsnahen Erstarrung mittels JMatPro®,

kommt die Al_2Cu -Phase, die $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -Phase oder eine der metastabilen Vorphasen in Frage. Lösungsglühversuche bei 500 °C und die mikroskopische Erfassung des Gefüges der selbigen Position einer Probe vor und nach dem thermischen Eintrag (siehe Anhang Abbildung 129) zeigen eine Auflösung, was qualitativ mit der definierten temperaturabhängigen Phasenbildung unterhalb der Solidustemperatur nach JMatPro® übereinstimmt (siehe Abbildung 124). Die weitere Identifizierung von Phasen anderer Zusammensetzung im Volumenkörper und die Verteilung der Legierungselemente im Werkstoff erfolgte mittels des EDX-Mappings (siehe Abbildung 74).

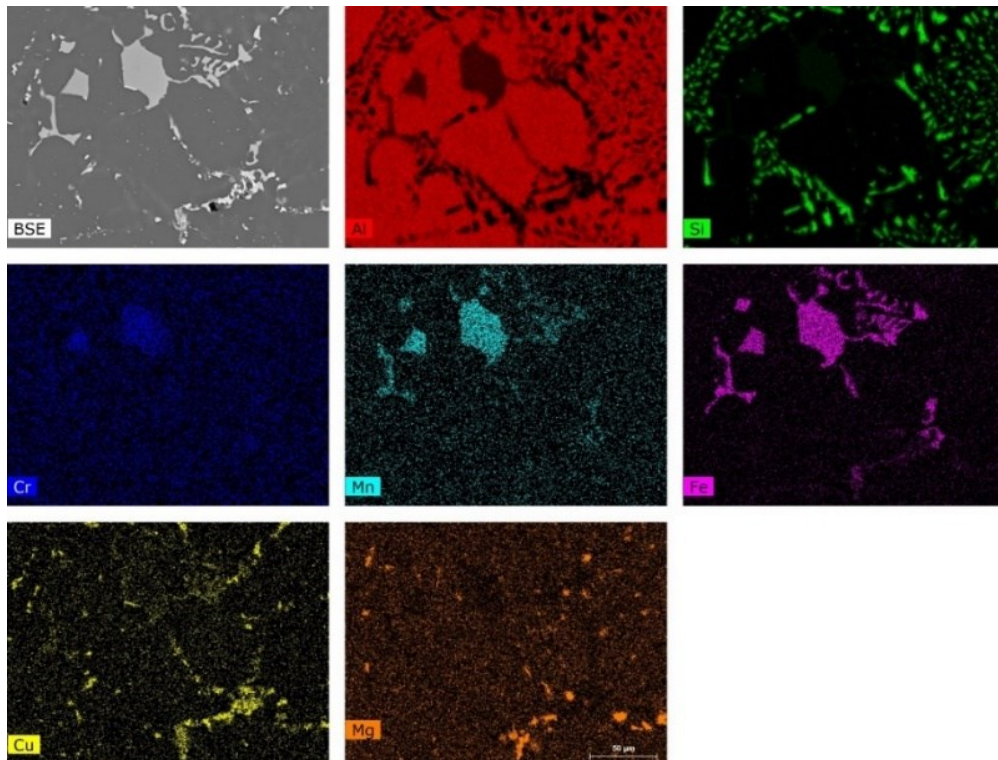


Abbildung 74: EDX-Mapping (Abkühlung 0,01 K/s): Zu sehen ist das Untersuchungsergebnis einer größeren Probenfläche im EDX, welche hinsichtlich der auftretenden Elemente abgerastert wurde.

Diesbezüglich konnten die in Abbildung 75 dargestellten Phasen detektiert werden. Eine höhere Vergrößerung und lokale EDX-Analyse lieferte eine Spezifizierung der Phasenzusammensetzung der Legierungselemente $\text{Al}+\text{Cu}+\text{Ni}$ und $\text{Al}+\text{Cu}+\text{Fe}$.

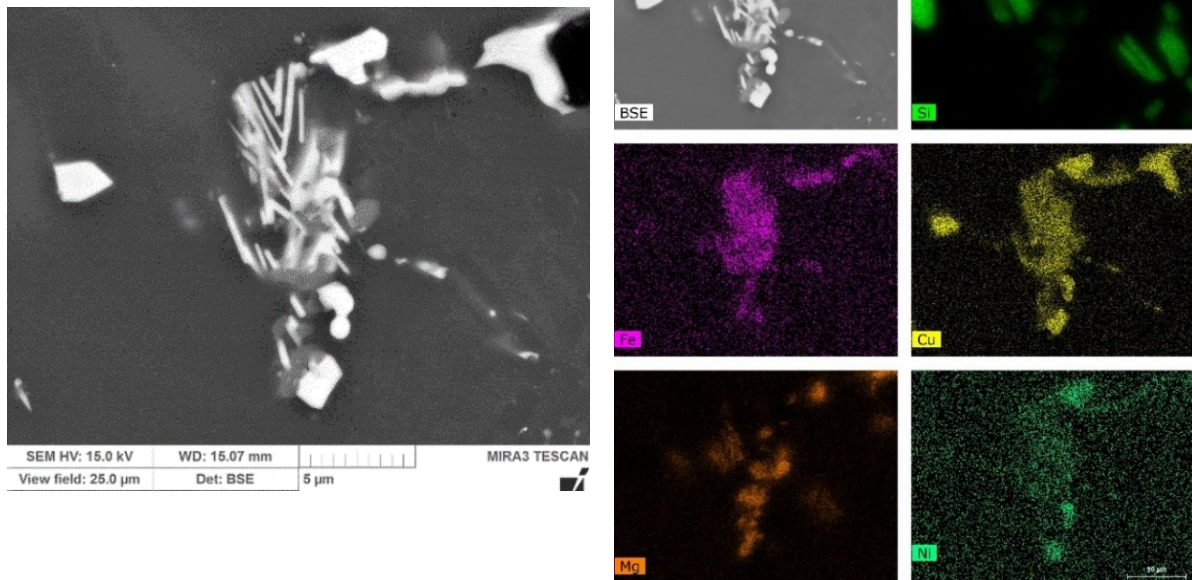


Abbildung 75: Abgebildet ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen unterschiedlichen Kontrasts aufzeigt, die im EDX die Zusammensetzung Al+Cu+Ni und Al+Fe+Cu haben, Abkühlung 0,01 K/s.

Korrelierende zu den Ergebnissen einer gleichgewichtsnahen Abkühlung mittels JMatPro® konnten zwei Phasen ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ und $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$) mit diesen Legierungsanteilen erfasst werden (siehe Abbildung 76). Der dargestellte Temperaturbereich der Phasenbildung suggeriert die Kategorisierung der Phasen unter Sekundärausscheidungen.

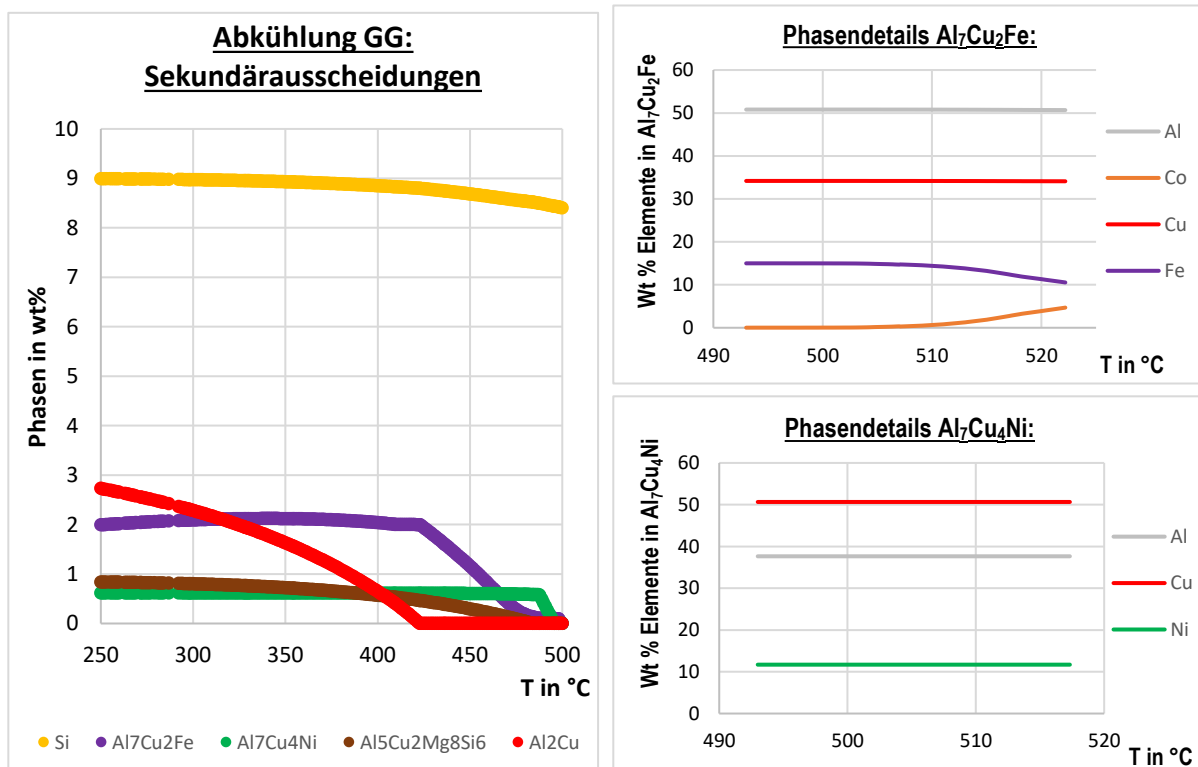
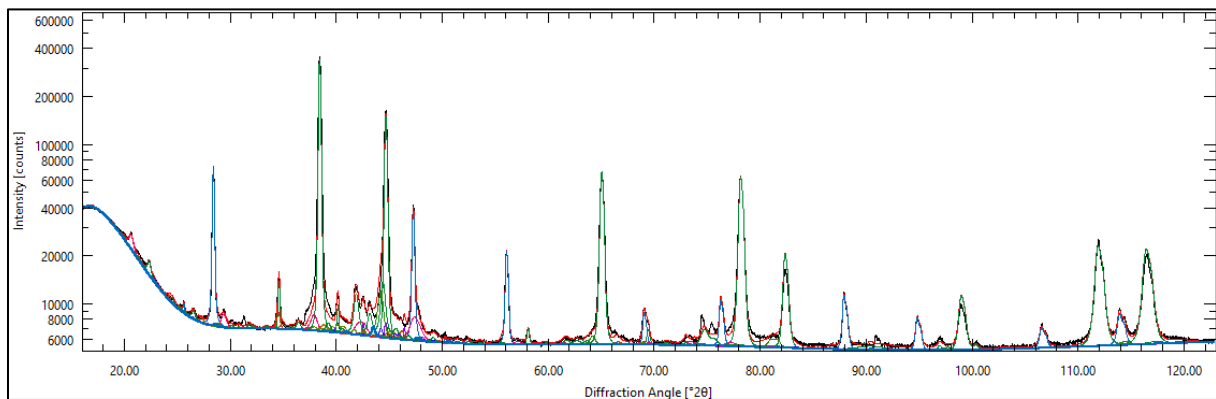


Abbildung 76: Simulationsergebnisse aus JMatPro® unter der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung (Phasendiagramm): Dargestellt ist das Temperaturintervall der Phasenbildung (links) und die Phasenzusammensetzung (rechts) der Phasen $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

Komplementär zu den EDX-Analysen wurden Untersuchungen der Röntgendiffraktometrie durchgeführt. Orientierend an den Simulationsergebnissen durch JMatPro® wurde eine Vorauswahl möglich auftretender Phasen getroffen. Die Ergebnisse zeigen eine Vielzahl detektierter Bezugsmaxima (siehe Abbildung 77).



R_{wp}:	4,73	R_{exp}:	1,06	X^2:	19,91	GOF:	4,46
-----------------------------	------	------------------------------	------	--------------------------	-------	-------------	------

Abbildung 77: XRD-Analyse (Abkühlung 0,01 K/s).

Die Simulationsergebnisse und die detektierten Phasenanteile der XRD-Untersuchungen sind in Tabelle 21 aufgeführt. Phasenanteile kleiner 1 % sind qualitativ zu betrachten. Zwei kleine Peaks des Interferenzmusters der XRD-Analyse konnten weder einer der vorausgewählten Phasen noch einer der hinterlegten Phase in der Datenbank zugeordnet werden. Zwischen Simulation und XRD ist eine Vielzahl an Übereinstimmung zu erkennen.

Tabelle 21: Korrelation Phasenanteile XRD vs. JMatPro® in wt%, Abkühlung 0,01 K/s.

	JMatPro®		XRD	
	GG bei 25 °C	Scheil bei 25 °C		
Al	80,9	84,5	Al	71,9
SILICON	8,8	7,9	Si	11,7
α	2,1-4,3*	2,4	Al ₁₇ Fe ₃ MnSi ₂	6,9
β-AlFeSi	1,8	1,7	Al ₉ Fe ₂ Si ₂	0,1
			Al ₃ Fe ₂ Si	0,4
Θ(Al ₂ Cu)	4,4	2,3	Al ₂ Cu	2,8
Q(Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆)	0,9	0,5	Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇	1,1
Al ₇ Cu ₂ M	0,02-2.1*	0,1	Al ₇ Cu ₂ Fe	0,8
Al ₇ Cu ₄ Ni	0,6	0,5	Al _{1,11} Cu _{2,74} Ni _{0,15}	0,4
η(MgZn ₂)			Mg ₄ Zn ₇	0,9
S(Al ₂ CuMg)			Al ₂ CuMg	1,1
			Al _{4,2} Cu _{3,2} Zn _{0,7}	2
*Umsatz _{max} bei höherer Temperatur				

4.2.2.2. Abkühlbedingung 3 K/s

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen weisen auf ein Einformen des eutektischen Siliziums durch den Lösungsglühprozess hin. Es ist eine Tendenz zu erkennen, nachdem sich das zuvor existierende Siliziumnetzwerk zu größeren, globularen Ausscheidungen entwickelt.

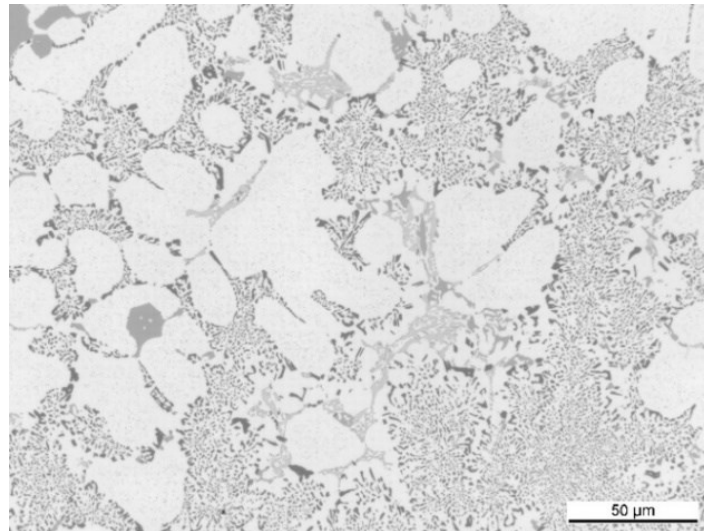


Abbildung 78: Lichtmikroskopische Gefügeaufnahme (Abkühlung 3 K/s): Einfluss der Lösungsglühung auf die Siliziumstruktur.

Die materialkontrastbetone BSE-Aufnahme (siehe Abbildung 79) der Abkühlbedingung von 3 K/s im REM weist korrespondierend zu der Abkühlbedingung 0,01 K/s eine Vielzahl an Ausscheidungen auf, die sich geometrisch und in ihrer Häufigkeit des Auftretens unterscheiden.

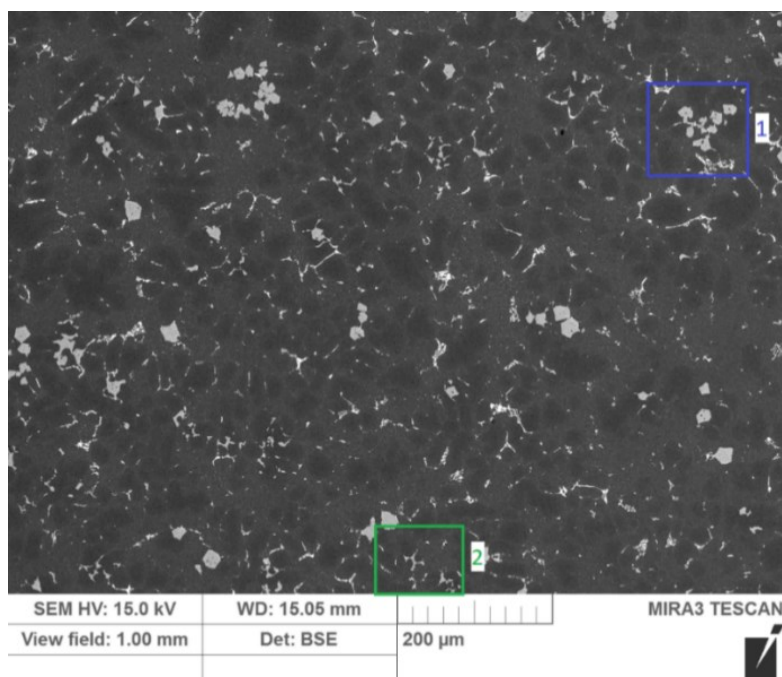


Abbildung 79: Materialkontrastbetonte REM-Aufnahme (Abkühlung 3 K/s): Zu sehen sind die verschiedenen Phasen differenzierender Morphologie und Kontrastausprägung.

Die relativ häufig auftretende polyedrische Phase und die fiederkristallartige Phase (siehe Abbildung 80) sind regellos über die betrachtete Fläche verteilt. Beide weisen im EDX die Legierungselemente Al, Si,

Fe, Mn, Cr und Cu auf und konnten bereits unter der Abkühlbedingung von 0,01 K/s nachgewiesen und aufgrund der vorliegenden Simulationsergebnisse von JMatPro® der α -Phase zugeordnet werden.

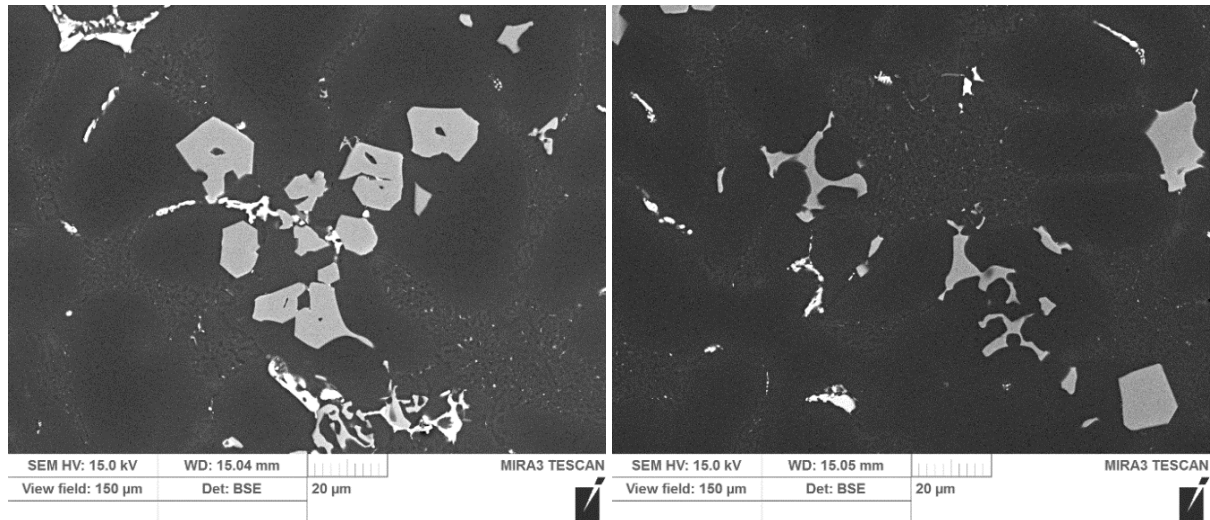


Abbildung 80: Abgebildet sind die detektierten Phasen im REM polyedrischer (links) und fiederkristallartiger Morphologie (rechts), die im EDX die Zusammensetzung Al+Si+Fe+Mn+Cr+Cu aufweisen, Abkühlung 3 K/s.

Die Al, Cu (roter Pfeil, Abbildung 81) und Al, Cu, Mg, Si-Phasen (blauer Pfeil, Abbildung 81) konnten korrespondierend zu dem Abkühlzustand von 0,01 K/s ebenfalls an der Probe der Abkühlbedingung 3 K/s detektiert werden und durch die Korrelation mit den Simulationsergebnissen von JMatPro® der Al_2Cu -Phase, $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -Phase oder einer der metastabilen Vorphasen zugewiesen werden.

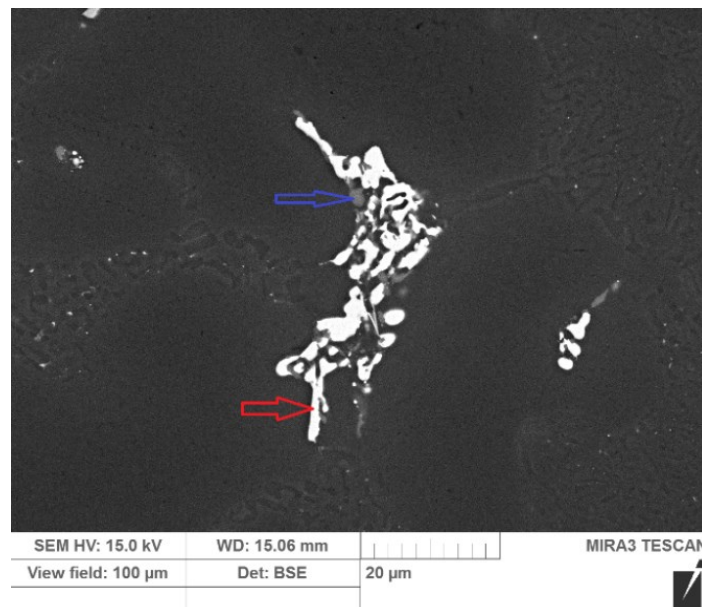


Abbildung 81: Dargestellt ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen unterschiedlichen Kontrasts aufweist, die im EDX die Zusammensetzung Al+Cu und Al+Mg+Si+Cu haben, Abkühlung 3 K/s.

Das durchgeführte EDX-Mapping lieferte keine Ergebnisse, die ein weiteres Auftreten zusätzlicher Phasen vermuten lässt (siehe Abbildung 82).

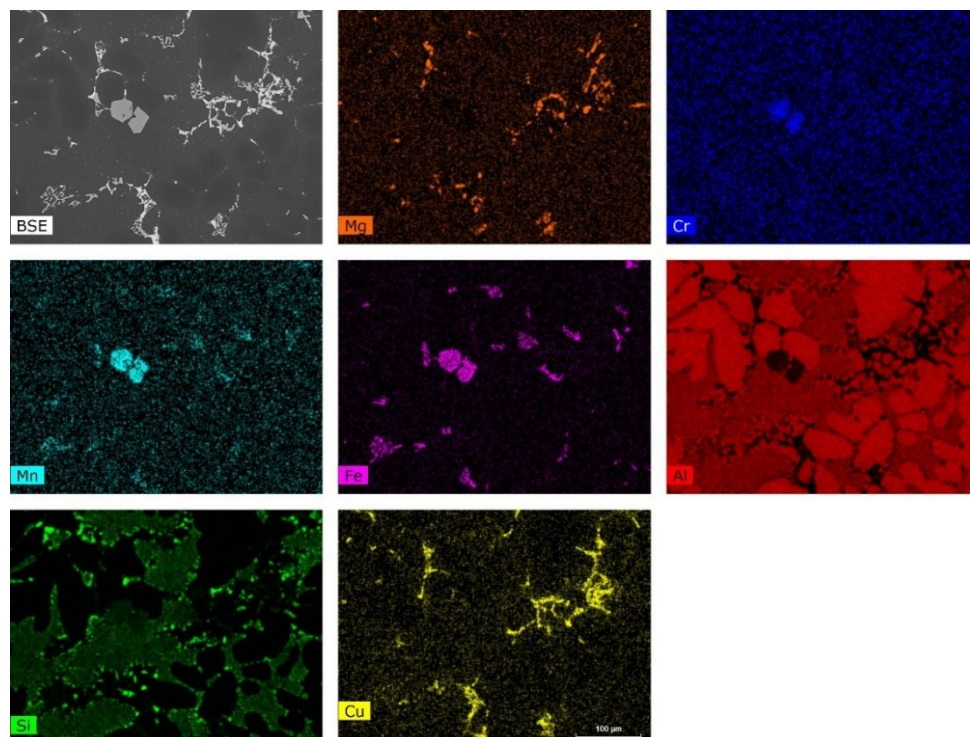


Abbildung 82: EDX-Mapping (Abkühlung 3 K/s): Zu sehen ist das Untersuchungsergebnis einer größeren Probenfläche im EDX, welche hinsichtlich der auftretenden Elemente abgerastert wurde.

Die Untersuchungen der Röntgendiffraktometrie (siehe Abbildung 83, Abbildung 77) zeigen eine Vielzahl an auftretenden Beugungsmaxima. In Orientierung an den Simulationsergebnissen nach JMatPro® und den Analyseergebnissen des bereits untersuchten Werkstoffzustandes bei einer Abkühlung von 0,01 K/s wurde die selbige Vorauswahl der Phasen getroffen.

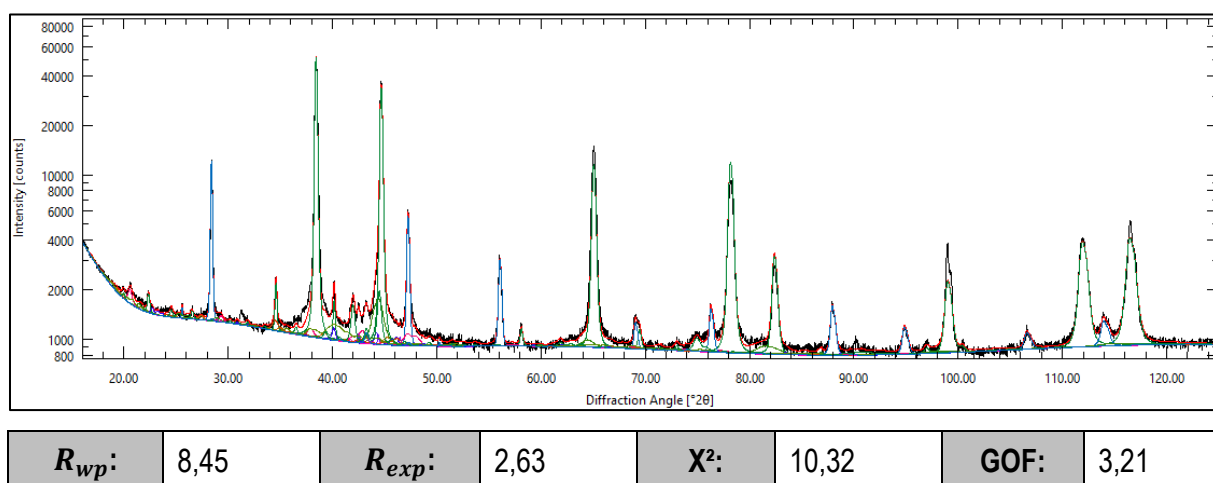


Abbildung 83: XRD-Analyse (Abkühlung 3 K/s).

Die Simulationsergebnisse und die detektierten Phasenanteile der XRD-Untersuchungen sind in Tabelle 22 aufgeführt. Phasenanteile kleiner 1 % sind qualitativ zu betrachten. Zwei kleine Peaks des Interferenzmusters der XRD-Analyse konnten weder einer der vorausgewählten Phasen noch einer der hinterlegten Phase in der Datenbank zugeordnet werden. Im Vergleich Simulation vs. XRD ist eine Vielzahl an Übereinstimmung zu erkennen.

Tabelle 22: Korrelation Phasenanteile XRD vs. JMatPro® in wt%, Abkühlung 3 K/s.

	JMatPro®		XRD	
	GG bei 25 °C	Scheil bei 25 °C		
Al	80,9	84,5	Al	77,9
SILICON	8,8	7,9	Si	8,6
α	2,1-4,3*	2,4	Al ₁₇ Fe ₃ MnSi ₂	3,9
β-AlFeSi	1,8	1,7	Al ₉ Fe ₂ Si ₂	0,2
			Al ₃ Fe ₂ Si	0,3
Θ(Al ₂ Cu)	4,4	2,3	Al ₂ Cu	1,4
Q(Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆)	0,9	0,5	Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇	1,3
Al ₇ Cu ₂ M	0,02-2.1*	0,1	Al ₇ Cu ₂ Fe	0,9
Al ₇ Cu ₄ Ni	0,6	0,5	Al _{1,11} Cu _{2,74} Ni _{0,15}	0,2
η(MgZn ₂)			Mg ₄ Zn ₇	1,7
S(Al ₂ CuMg)			Al ₂ CuMg	0,9
			Al _{4,2} Cu _{3,2} Zn _{0,7}	2,8
*Umsatz _{max} bei höherer Temperatur				

4.3. Konventionelles Lösungsglühen im Ofen

Die Durchführung des konventionellen Lösungsglühverfahrens anhand einer Ofenwärmebehandlung (siehe Kapitel 3.3) wurde in dieser Arbeit als Ausgangszustand und Referenz der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen angeführt und ein direkter Vergleich zum Kurzzeitzuglösungsglühen mittels Laserverfahren gezogen. Die Auswertung ist in Abbildung 84 illustriert.

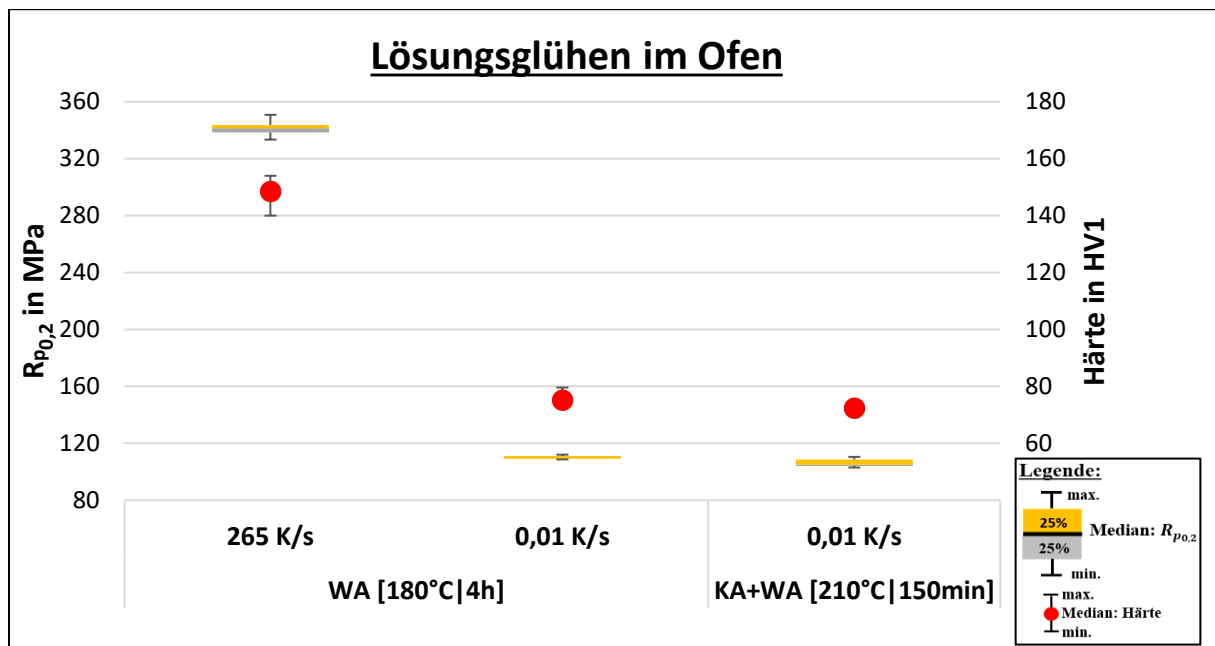


Abbildung 84: Ergebnisse der Ofenlösungsglühung: $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplot) und der Median der Härten in HV1 (roter Punkt); die Proben wurden bei 500 °C zwei Stunden lang lösungsgeglüht, anschließend mit definierter Abkühlrate (0,01 und 265 K/s) abgeschreckt und ausgelagert.

Die Einzelergebnisse der unterschiedlichen Abschreckbedingungen und Warmauslagerungen sind im Anhang (Tabelle 27, Tabelle 28) aufgeführt.

Die wasserabgeschreckten Proben (265 K/s) mit einer anschließenden Warmauslagerung bei 180 °C über den Zeitraum von vier Stunden, zeigen einen Median der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze von 341 MPa.

Eine sehr langsame Abkühlung von 0,01 K/s bei gleichen Warmauslagerungsbedingungen liefert einen Median der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze von 108 MPa.

Eine Abkühlung von 0,01 K/s mit einer anschließenden Kaltauslagerung von 72 Stunden und einer folgenden Wärmebehandlung bei 210 °C über den Zeitraum von 150 Minuten, generiert einen Median der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze von 105 MPa.

4.4. Kurzzeitlösungsglühen mittels Laserverfahrens und variierenden Abkühlraten

Intention der Kurzzeitlösungsglühung unter Anwendung des Laserverfahrens ist die Umsetzung der Möglichkeit, die Proben schnellstmöglich auf die definierte Lösungsglühtemperatur zu bringen, Vorausscheidungen während des Aufheizvorgangs zu unterdrücken und kurze Lösungsglühzeiten zu realisieren. Dies minimiert den Einfluss der Lösungsglühung auf das ursprüngliche Werkstoffgefüge, insbesondere die Eiformung der eutektischen Siliziumstruktur. Des Weiteren kann vgl. (Altenpohl & Burgmann, 1968) durch das schnelle Aufheizen die Rekristallisationstemperatur zu höheren Temperaturen verschoben werden. Die Parametrisierung erfolgt angelehnt an die kalorimetrischen Untersuchungen der Abschreckempfindlichkeit (siehe Kapitel 3.5.2).

Die in Abbildung 85 dargestellten REM-Untersuchungen wurden angesetzt, um die irreversible Beeinflussung der Siliziumstruktur durch den Lösungsglühprozess gegenüber der Gussstruktur zu visualisieren und die damit verbundene Einflussnahme auf den Festigkeitsbeitrag zu bewerten.

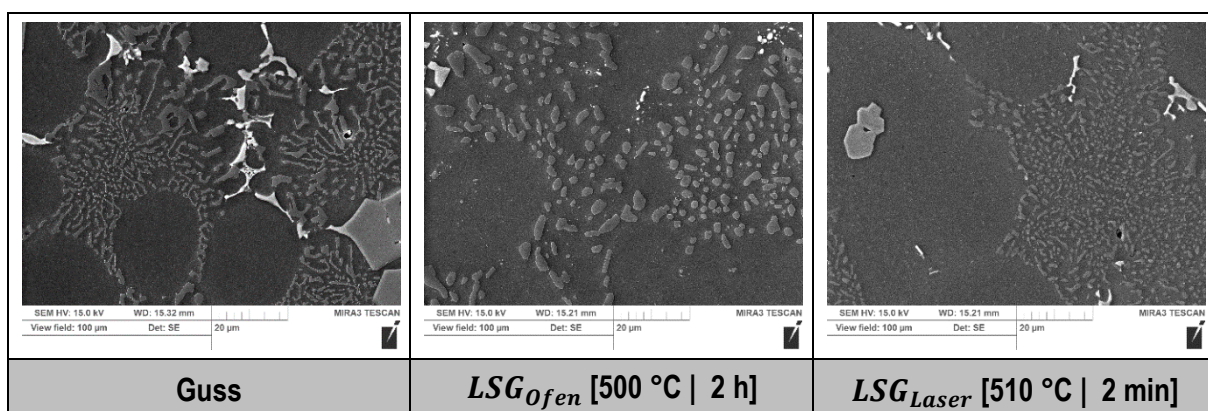


Abbildung 85: REM-Analysen: Zu sehen sind geätzte Proben, die im REM hinsichtlich der Einflussnahme der Umsetzung der Lösungsglühung auf die Siliziumstruktur gegenüber dem Gusszustand untersucht wurden.

Gegenüber dem klassischen Verfahren der Lösungsglühung im Ofen, nach welchem das eutektische Silizium sich stark vergrößert und das Siliziumnetzwerk sphäroidisiert, ist hinsichtlich der Laserlösungsglühung ein minimierter Einfluss auf die Siliziumstruktur zu erkennen.

4.4.1. Dehngrenzen nach Wärmebehandlung

Die Auswertung der Kurzzeitlösungsglühung mit nachfolgender Abschreckung erfolgte gemäß der in-situ aufgenommenen Temperaturprofile. Die sich daraus ergebenden Abkühlgeschwindigkeiten sind im Anhang (siehe Tabelle 25) aufgeführt. Die Proben wurden nach der Laserbehandlung mit einer maximalen Kaltauslagerung von zwei Stunden bei 180 °C über den Zeitraum von vier Stunden warmausgelagert. Die Ergebnisse sind in Abbildung 86 dargestellt. Es lässt sich eine definierte Reduzierung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abhängigkeit einer abnehmenden Abkühlgeschwindigkeit identifizieren. Diese weist kein lineares Verhalten über den vollständigen Kühlbereich auf, sondern zeigt bei sehr schnellen Abkühlungen >30 K/s eine plateauförmige Charakteristik, nach welcher die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze gleichwertig sind.

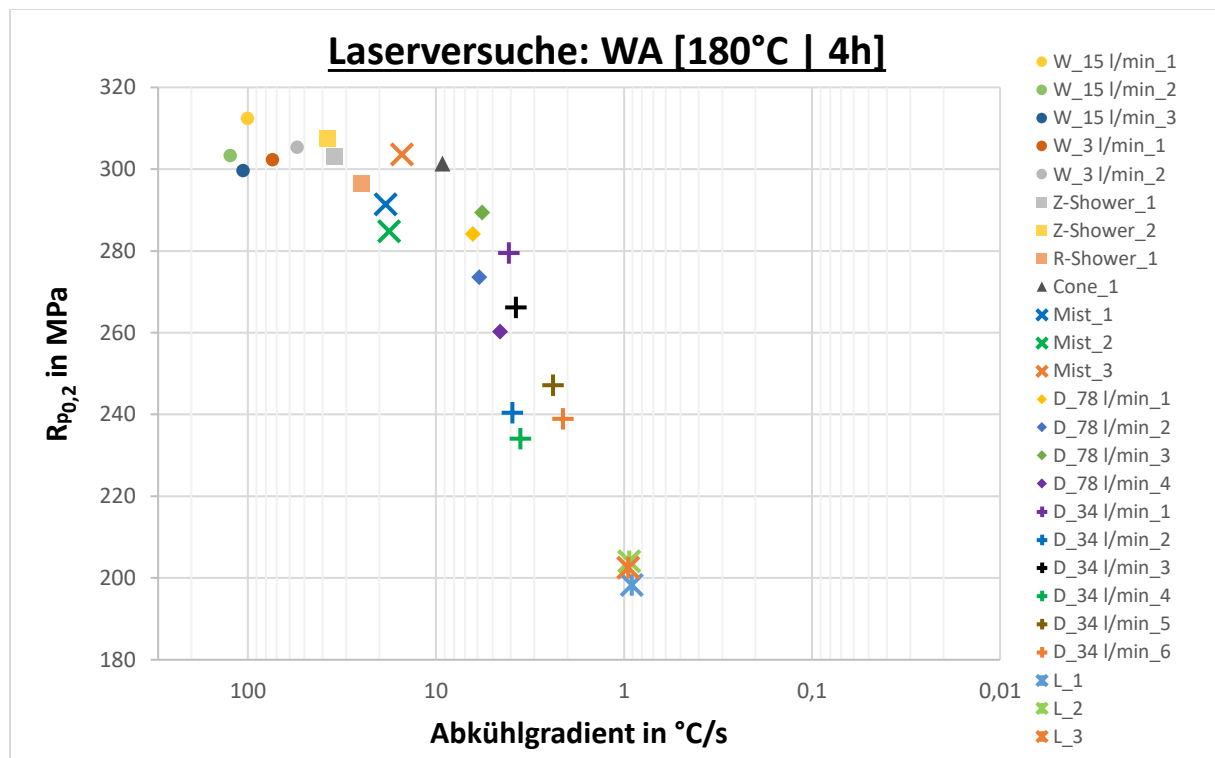


Abbildung 86: Ergebnisse Kurzzeitlösungsglühung mittels Laserverfahren: Dargestellt sind die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der lösungsgeglühten Proben (Aufheizrate: ≈ 5 K/s; LSG: 510 °C | 2 min) in Abhängigkeit der realisierten Abschreckgeschwindigkeiten mit anschließender Warmauslagerung (180 °C | 4 h).

Ansätze mit einer höheren Aufheizrate von 15 K/s und kürzere Lösungsglühzeiten von 60 Sekunden führten zu niedrigeren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (siehe Abbildung 87 im Vergleich zu Abbildung 86).

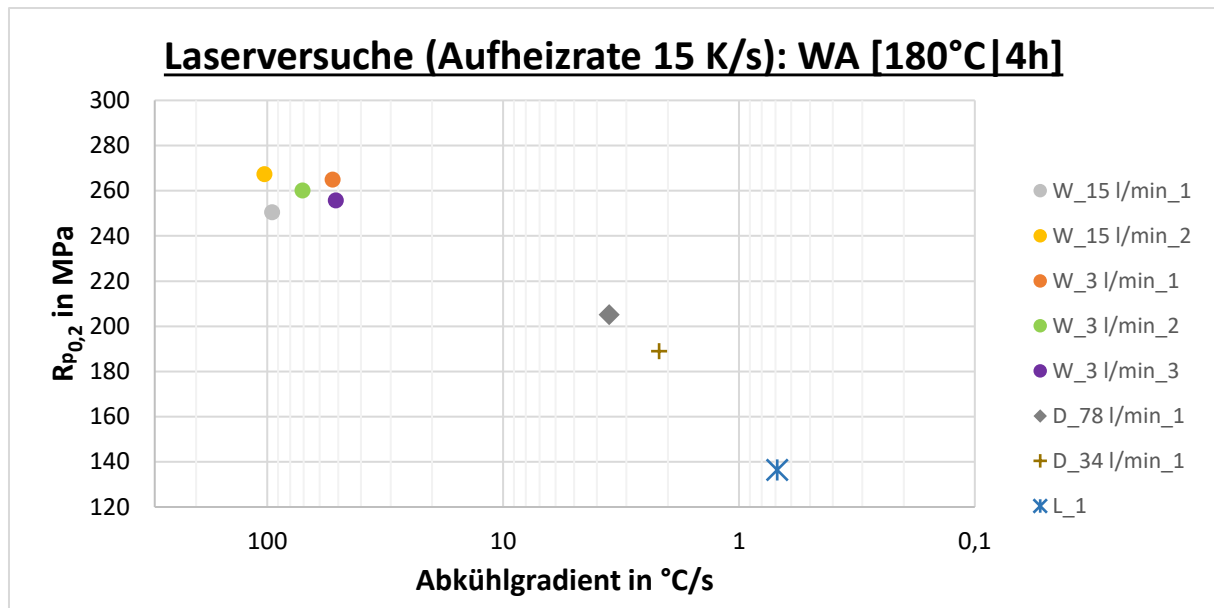


Abbildung 87: Ergebnisse Kurzzeitlösungsglühung mittels Laserverfahren: Dargestellt sind die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der lösungsgeglühten Proben (Aufheizrate: ≈ 15 K/s; LSG: 510°C | 1 min) in Abhängigkeit der realisierten Abschreckgeschwindigkeiten mit anschließender Warmauslagerung (180°C | 4 h).

4.4.2. Dehngrenzen nach Kalt- und Warmauslagerung

Die Auswertung der Kurzzeitlösungsglühung erfolgte auch hier entsprechend des in-situ aufgenommenen Temperaturprofils. Die Proben wurden nach der Laserbehandlung mindestens 72_0^{+2} Stunden kaltausgelagert und anschließend bei 210°C über den Zeitraum von 150 Minuten warmausgelagert. Die Ergebnisse sind in Abbildung 88 dargestellt.

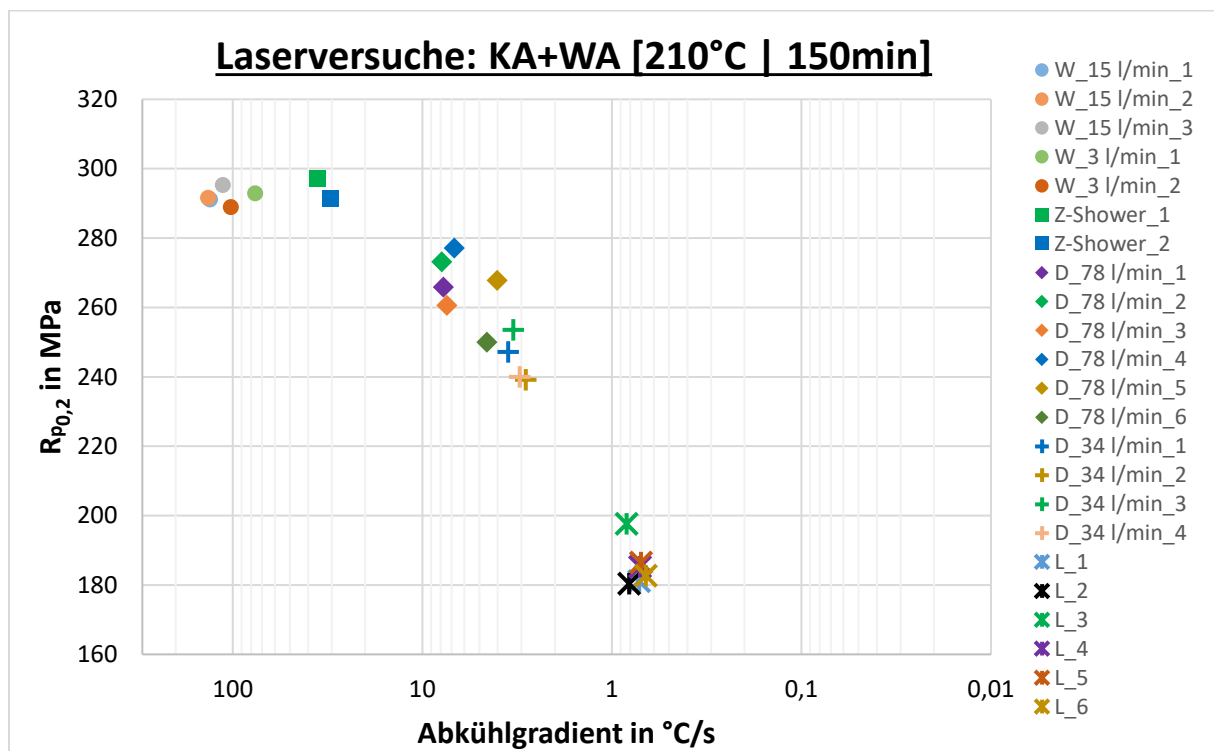


Abbildung 88: Ergebnisse Kurzzeitlösungsglühung mittels Laserverfahren: Dargestellt sind die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der lösungsgeglühten Proben (Aufheizrate: ≈ 5 K/s; LSG: 510°C | 2 min) in Abhängigkeit der realisierten Abschreckgeschwindigkeiten mit anschließender Wärmebehandlung (KA [72 h] + WA [210°C | 150 min]).

Die sich ergebenden Abkühlgeschwindigkeiten sind im Anhang (siehe Tabelle 26) aufgeführt.

Es lässt sich eine definierte Abnahme der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abhängigkeit einer abnehmenden Abkühlgeschwindigkeit identifizieren. Diese weist kein lineares Verhalten über den vollständigen Kühlbereich auf, sondern zeigt bei sehr schnellen Abkühlungen >30 K/s eine plateauförmige Charakteristik, nach welcher die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen gleichwertig sind.

Im Vergleich zu der durchgeführten Wärmebehandlung von 180 °C, liegen die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der kaltausgelagerten Proben mit anschließender Warmauslagerung von 210 °C etwas niedriger.

4.5. Modellerstellung: $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abhängigkeit des Abkühlgradienten

Die Parametrisierung und Modellauslegung erfolgt unter den in Kapitel 2.6 beschriebenen physikalischen Randbedingungen und Anwendungsvoraussetzungen. Die unabhängige Variable $\dot{T}$ der Gleichung 2.11 beschreibt die Abkühlrate von einer definierten Lösungsglühtemperatur. Der „Avrami-Exponent“ $n := 1,5$ einer heterogenen Keimbildung lässt sich als Konstante deklarieren, siehe Gleichung 2.6. Die übrigen Parameter aus Gleichung 2.11 wurden durch eine Funktionsanpassung anhand der empirischen Messwerte aus den Laserversuchen (Abbildung 86, Abbildung 88) und dem klassischen Lösungsglühen für Abkühlraten von $0,01$ K/s (Abbildung 84) bestimmt. Hierzu wurde Chi-Quadrat als die Summe der varianzgewichteten Residuenquadrate numerisch minimiert. Der spezifische Formalismus von Chi-Quadrat definiert sich nach Gleichung 4.1 und setzt sich aus Gleichung 2.11 und Gleichung 5.1 zusammen.

$$\chi^2 = \sum_{i=1}^N \chi_i^2 = \sum_{i=1}^N \left(\frac{R_{p0,2,i} - R_{p0,2}(\dot{T}_i)}{\Delta R_{p0,2,i}} \right)^2 \quad \text{Gleichung 4.1}$$

Abbildung 89 zeigt das Modell, angepasst an die Warmauslagerung von 180 °C und einer Warmauslagerungsdauer von 4 Stunden, über den vollständigen Kühlbereich. Die berechneten Fitparameter sind in der inkludierten Tabelle aufgeführt. Der charakteristische s-förmige Verlauf, nach welchem die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze mit dem abnehmenden Abkühlgradient sinkt, lässt sich sowohl in den berechneten Werten als auch in den Laserversuchen mit hoher Übereinstimmung identifizieren.

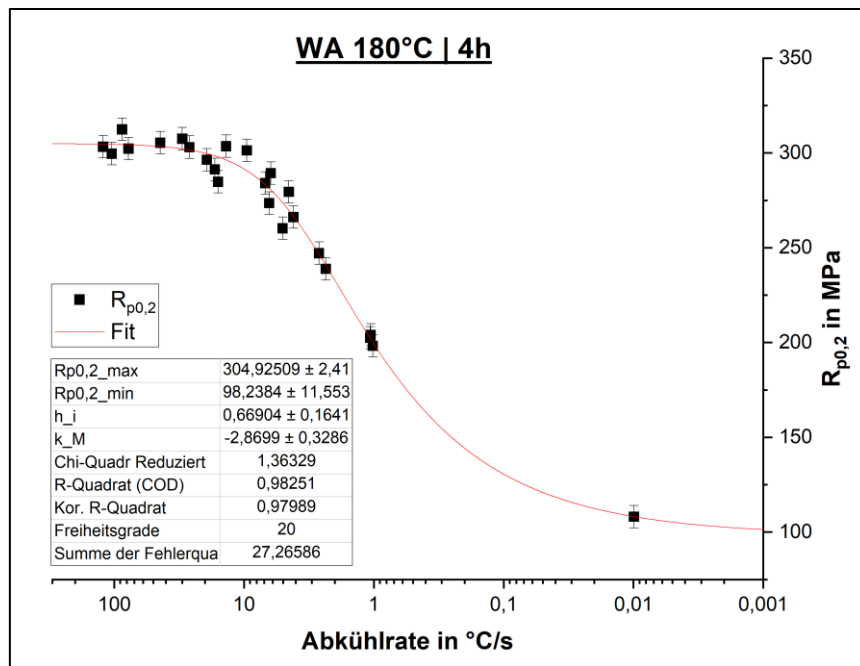


Abbildung 89: Ergebnisse des Kurvenfittings: Darstellung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze nach einer Warmauslagerung (180 °C | 4 h) in Abhängigkeit von der Abschreckgeschwindigkeit aus dem Lösungsglühprozess bei 500 °C. Die Zugversuche setzen sich aus den Ansätzen der Laserkurzzeit- und der Ofenlösungsglühung zusammen (Datenpunkte, schwarz). Die numerische Lösung von Chi-Quadrat als die Summe der varianzgewichteten Residuenquadrate ist als rote Linie dargestellt. Berechnete Fitparameter sind in der inkludierten Tabelle aufgeführt.

In Abbildung 90 ist der Ansatz für eine Kaltauslagerung von 72 Stunden mit anschließender Warmauslagerung von 210 °C und einer Warmauslagerungsdauer von 150 Minuten dargestellt.

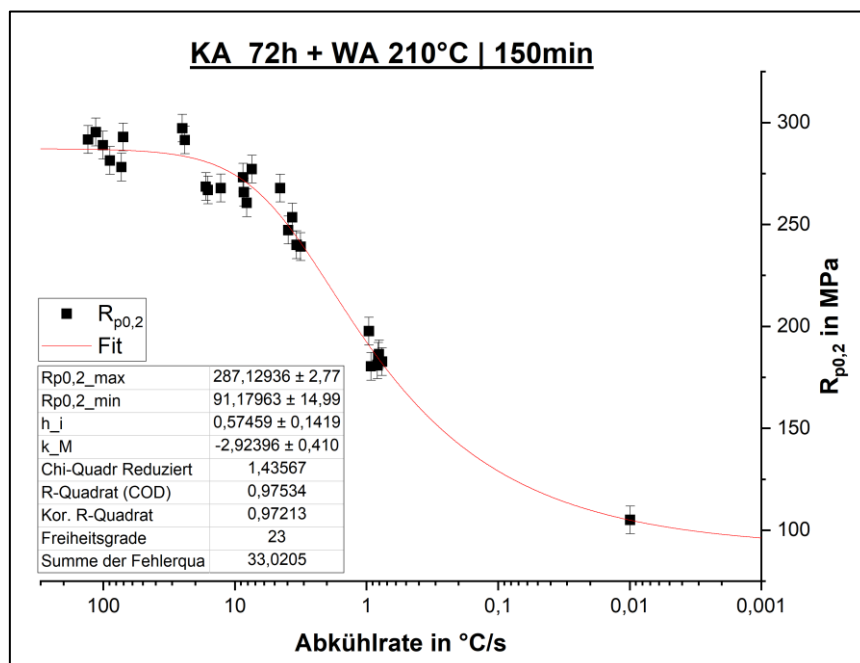


Abbildung 90: Ergebnisse des Kurvenfittings: Darstellung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze nach einer Wärmebehandlung (KA[72 h]+WA[210 °C| 150 min]) in Abhängigkeit von der Abschreckgeschwindigkeit aus dem Lösungsglühprozess bei 500 °C. Die Zugversuche setzen sich aus den Ansätzen der Laserkurzzeit- und der Ofenlösungsglühung zusammen (Datenpunkte, schwarz). Die numerische Lösung von Chi-Quadrat als die Summe der varianzgewichteten Residuenquadrate ist als rote Linie dargestellt. Berechnete Fitparameter sind in der inkludierten Tabelle aufgeführt.

Die korrespondierenden Fitparameter sind in der inkludierten Tabelle aufgeführt. Die berechneten Ergebnisse korrelierend zu den $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der Laserversuche. Der charakteristische s-förmige Verlauf, nach welchem die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze mit dem abnehmenden Abkühlgradient sinkt, lässt sich sowohl in den berechneten Werten als auch in den Laserversuchen mit hoher Übereinstimmung identifizieren.

4.6. Auslagerungsverhalten

REM-Untersuchungen an den geätzten Proben des Gusszustandes und an einem lösungsgeglühten Zustand mit anschließender Wasserabschreckung wurden hinsichtlich der Veränderung der Siliziumstruktur angesetzt. Vergrößerungen im eutektischen Bereich konnten identifiziert werden, siehe Abbildung 91.

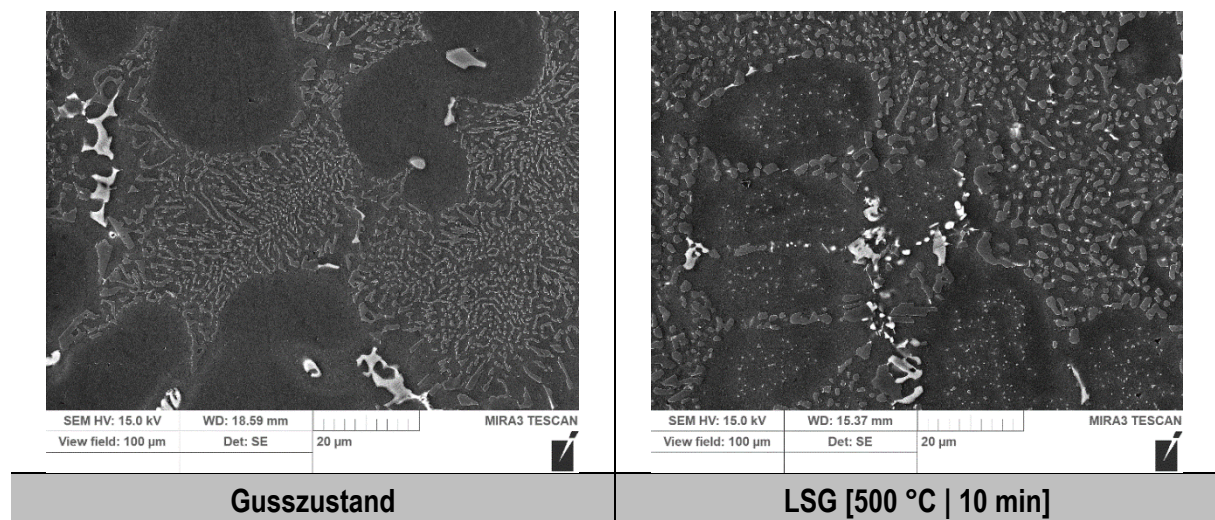


Abbildung 91: REM-Analysen: Zu sehen sind geätzte Proben, die im REM hinsichtlich der Einflussnahme der Lösungsglühung im Pyrolyseofen (rechts) auf die Siliziumstruktur gegenüber dem Gusszustand (links) untersucht wurden.

Selbiges Lösungsglühverfahren wurde auf die Proben der kalorimetrischen Untersuchungen des Auslagerungsverhaltens übertragen. Die Proben wurden lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und anschließend nach einer maximalen Kaltauslagerungsdauer von zwei Minuten im Wärmestrom-DSC wieder erwärmt. Entsprechend der in Abbildung 92 detektierten Excesswärmekapazität, lässt sich eine Vielzahl an exothermen und endothermen Reaktionen identifizieren. Das Einsetzen der ersten deutlichen Ausscheidungsreaktion „a“ (Peak: ca. 85 °C) ist bereits ab einer Temperatur von etwa 36 °C zu erkennen. Ab 157 °C ist eine Auflösungsreaktion „b“ (Peak: ca. 201 °C) zu identifizieren, welche bei 214 °C in zwei überlagernde Ausscheidungsreaktionen „c“ (Peak: ca. 232 °C) und „d“ (Peak: ca. 244 °C) übergeht. Bei einer Temperatur von etwa 262 °C ist die endotherme Auflösungsreaktion „e“ dominierend, bis die beiden exothermen Reaktionen „f“ (Peak: ca. 285 °C) und „g“ (Peak: ca. 310 °C) ausschlaggebend sind. Anschließend weist die Excesswärmekapazität eine vollumfassende Auflösungsreaktion auf, die bei 349 °C die X-Achse schneidet, sich bis zu der Solidustemperatur erstreckt und den Temperaturbereich

der Lösungsglühung umfasst. Eine leichte Änderung des Gradienten ist bei ca. 462 °C zu erkennen, die für eine Überlagerung einer zusätzlichen exothermen Reaktion während der Auflösungsreaktion spricht.

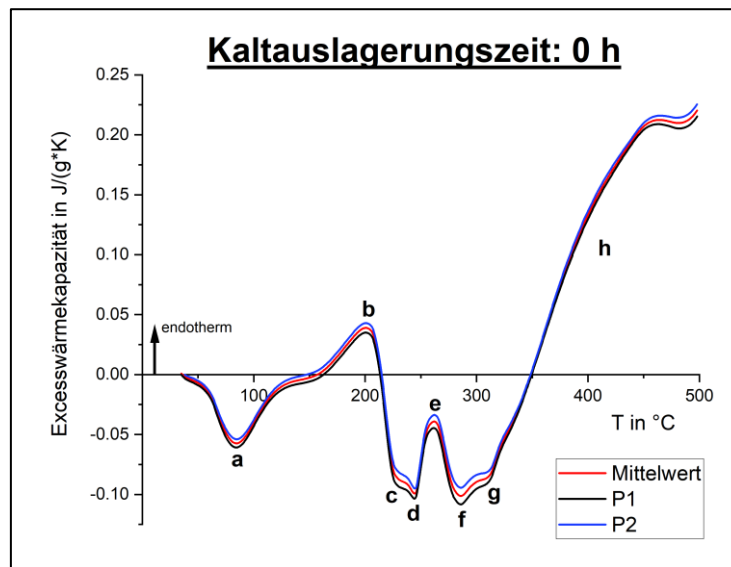


Abbildung 92: Kalorimetrische Untersuchung der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt und unverzüglich ($t < 5$ min Kaltauslagerung) mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min im DSC erwärmt. Abgebildet ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur.

In einem weiteren Schritt wurden vier Zustände des Gusszustandes nach einer Kaltauslagerungsdauer von über zwei Jahren im Hinblick auf definierte Alterungszustände überprüft.

- der Gusszustand (Kaltauslagerungsdauer größer zwei Jahre)
- Warmauslagerung (210 °C | 100 h)
- Warmauslagerung (325 °C | 100 h)
- Lösungsglühung mit Wasserabschreckung und einer Warmauslagerung (210 °C | 100 h)

Diese dienen der Referenzierung und ermöglichen die erweiterte Interpretation des Ausscheidungsverhaltens und Spezifizierung der Phasenbildung in Abhängigkeit des thermischen Eintrags.

Der warmausgelagerte Gusszustand bei 210 °C über den Zeitraum von 100 Stunden (Abbildung 93) beschreibt einen stark überalterten Werkstoffzustand, welcher weitere Ausscheidungsreaktionen nahezu negiert, da diese durch die vorgeschaltete Wärmebehandlung bereits umgesetzt werden. Entsprechend dieser Annahme lassen sich bis zu den Temperaturen von ca. 200 °C keinerlei Reaktionen detektieren. Anschließend lassen sich Auflösungsreaktionen anhand der Excesswärmekapazität identifizieren.

Im warmausgelagerte Gusszustand bei 325 °C scheint ein Zustand vorzuliegen, nach welchem durch die Überalterung die Ausscheidungsreaktion bereits umgesetzt wurde und eine ausschließliche Auflösungsreaktion erst ab einer Temperatur > 300 °C abläuft.

Auch nach einer Kurzzeitlösungsglühung im Pyrolyseofen und einer anschließenden Alterung bei 210 °C über den Zeitraum von 100 Stunden dominieren die Auflösungsreaktionen.

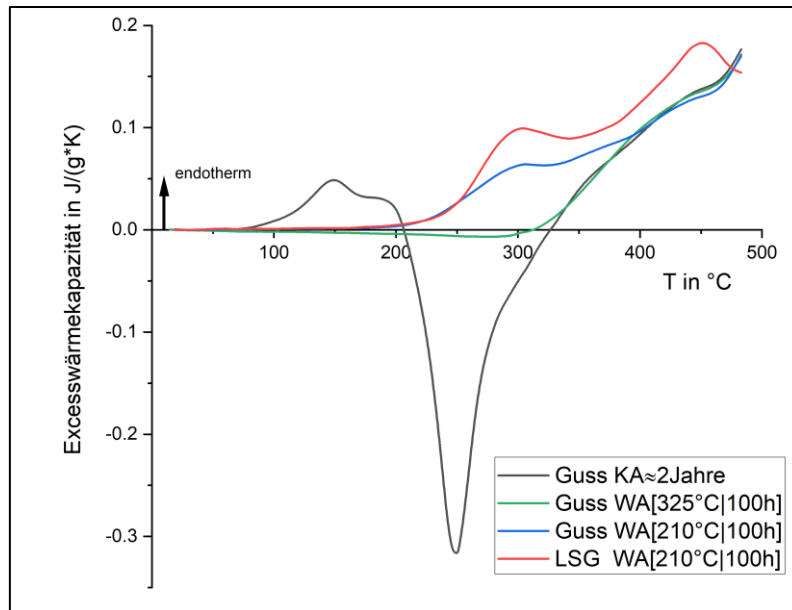


Abbildung 93: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min. Analysiert wurden zwei Probenzustände: Gusszustand KA $\approx$ 2 Jahre; lösungsgeglüht im Pyrolyseofen (500 °C | 10 min) mit anschließender Wasserabschreckung. Die darauffolgenden Wärmebehandlungen variierten (Überalterung bei 210 °C und 325 °C für 100 Stunden). Abgebildet ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur.

Abbildung 94 vergleicht den lösungsgeglühten und abgeschreckten Zustand mit dem warmausgelagerten Zustand. Im warmausgelagerten Zustand fehlen die exotherme Reaktion „a“ und die endotherme Reaktion „b“. In Analogie zu den folgenden Literaturquellen lässt sich eine Korrelation der detektierten Excesswärmekapazität gegenüber der Phasenbildung realisieren und eine Peakzuweisung vornehmen.

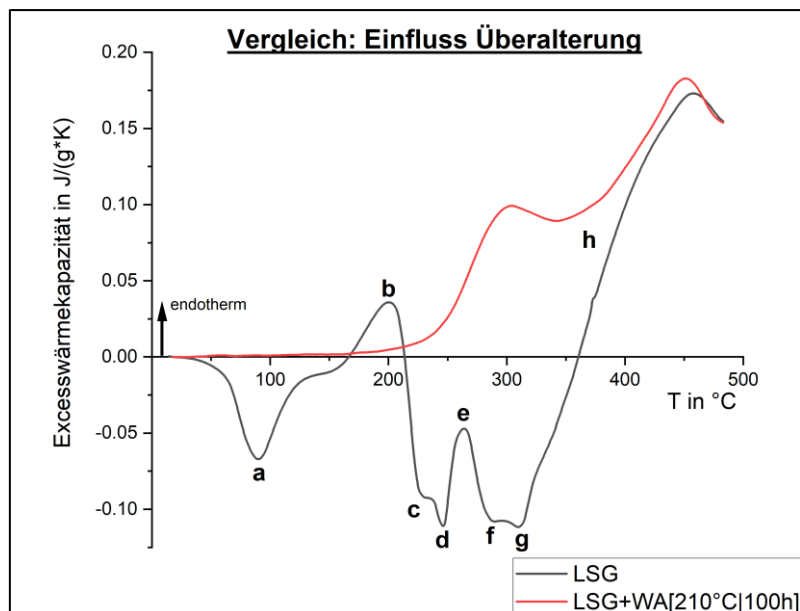


Abbildung 94: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Abgebildet sind zwei Probenzustände: Beide Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min) und in Wasser abgeschreckt, nur eine davon wurde anschließend bei 210 °C für 100 Stunden warmausgelagert. Dargestellt ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur.

In Anlehnung an die Ausscheidungssequenz von (Wang, et al., 2004) (siehe Gleichung 4.2) und den durchgeführten TEM-Untersuchungen an der Legierung AlSi11Cu3Mg0,3 wird der erste endotherme Peak in Abbildung 95 (Quelle modifiziert übernommen aus (Wang, et al., 2004)) der Auflösung der GPI Zone zugeordnet, der zweite Peak der Bildung der GPII Zone und der dritte Peak der θ' | λ' -Phasenumsetzung. Die Proben wurden bei 500 °C über den Zeitraum von 12 Stunden lösungsgeglüht und anschließend wasserabgeschreckt. Angaben zur Kaltauslagerung sind nicht bekannt. Das Erwärmen mit einer Aufheizrate 10 K/min unter Argon-Atmosphäre zeigt einen endothermen Peak bei 140 °C und zwei überlappende Ausscheidungsreaktionen bei 235 und 280 °C.

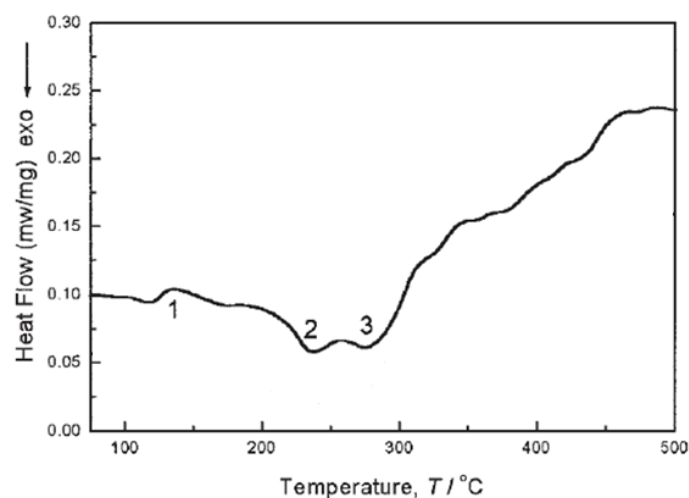
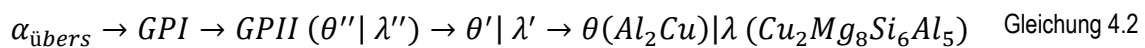


Abbildung 95: DSC-Erwärmkurve, Legierung AlSi11Cu3Mg0,3: Die Proben wurden lösungsgeglüht (500 °C | 12 h), in Wasser abgeschreckt und mit konstanter Aufheizgeschwindigkeit (10K/min) erwärmt. (Wang, et al., 2004)

Korrespondierend zu den Untersuchungen von (Wang, et al., 2004) zeigen die kalorimetrischen Untersuchungen von (Schmidt, et al., 1995) an der AlCu4,5-Legierungen mit vier unterschiedlichen Magnesiumanteilen (0 | 0,23 | 0,56 | 0,98 wt%) selbiges Phänomen. Die Proben wurden über den Zeitraum von acht Stunden bei 500 °C lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und mit 20 K/min erwärmt. Die Zuweisung der unterschiedlichen Auflösungs- und Ausscheidungsreaktionen (siehe Abbildung 96) basieren auf den Erkenntnissen nach (Schülbe & Schmidt, 1987).

In Bezug auf die eigens ermittelten kalorimetrischen Messungen im Vergleich zu den beiden Literaturquellen, ist eine Übereinstimmung der auftretenden Verlaufscharakteristika zu erkennen. Der in Abbildung 95 verzeichnete Verlauf mit einer Kaltauslagerungsdauer von 12 Stunden korreliert sehr gut mit den ermittelten Messungen zu den Kaltauslagerungseffekten dieser Arbeit (siehe Abbildung 97), sodass sowohl die kalorimetrische Messung als auch die metallographischen Untersuchungen hinsichtlich der Phasenbildung von (Wang, et al., 2004) und (Schmidt, et al., 1995) interpretiert werden können und die Phasenbildung auf die eigenen kalorimetrischen Messungen übertragen wurde (siehe Abbildung 94 und Tabelle 23).

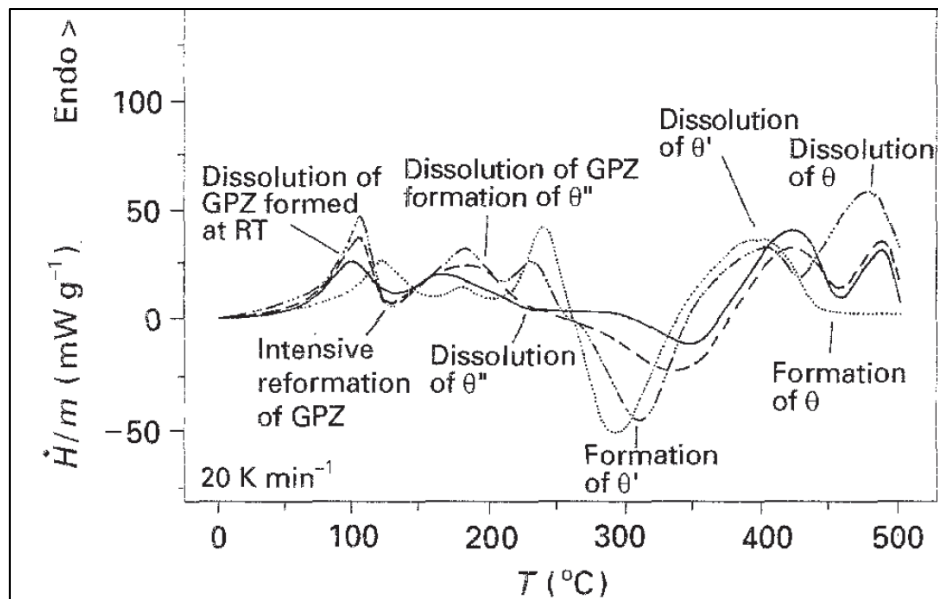


Abbildung 96: DSC-Erwärmkurven, Legierung AlCu_{4,5} mit variierendem Magnesiumanteil ([-]0 | [-]0,23 | [-]0,56 | [-]0,98): Die Proben wurden lösungsgeglüht (500 °C | 8 h), in Wasser abgeschreckt und mit konstanter Aufheizgeschwindigkeit (20 K/min) erwärmt. (Schmidt, et al., 1995)

Auflösungs- und Ausscheidungsreaktionen, insbesondere im Temperaturbereich unterhalb von 200 °C, deuten sowohl aufgrund der elementaren Prinzipien einer selbstaushärtenden Legierung und auftretenden Phänomen des Kaltauslagerungseffektes als auch aufgrund der Erkenntnisse nach (Schülbe & Schmidt, 1987) (siehe Abbildung 96) auf eine Umsetzung der GP-|GPZ-Zonen hin.

Setzt man die ermittelten kalorimetrischen Messungen der über 100 Stunden bei 210 °C und 325 °C warmausgelagerten Proben im Gusszustand und im lösungsgeglühten Zustand (siehe Abbildung 93, Abbildung 94) ins Verhältnis, lässt sich die Deutung der Bildung der metastabilen Vorphasen der nach Gleichung 4.2 im Temperaturbereich kleiner 300 °C bestätigen. Die starke Überalterung von 100 Stunden führt zu keinen exothermen Ausscheidungen in diesem Temperaturintervall. Es ist von einer nahezu vollständigen Überführung und Umsetzung in die Gleichgewichtsphasen auszugehen.

Tabelle 23: Zuweisung der Phasenbildung anhand der durchgeführten kalorimetrischen Messungen auf Grundlage von der aufgeführten Literatur.

Peak	exotherm: Ausscheidung	endotherm: Auflösung	Quelle
a	GP, Bildung bei ca. 100 °C		(Schmidt, et al., 1995), (Wang, et al., 2004)
b		GP, gebildet bei ca. 100 °C	
c/d	(θ'' λ'')		
e		(θ'' λ'')	
f, g	(θ' λ')		
h	<u>Überlagerung</u> Ausscheidung θ/λ Auflösung θ'/λ' , θ/λ , Si		
x		GP, gebildet bei Raumtemperatur beim vorherigen Kaltauslagern	(Schmidt, et al., 1995)

Aus der wissenschaftlichen Erkenntnis, dass stark vergrößerte Ausscheidungen während eines Lösungsglühprozesses eine längere Zeit benötigen, um sich wieder aufzulösen, ist auch von einer reduzierten oder gar ausbleibenden Auflösung während der Aufheizphase auszugehen, was sich nach (Samuel, et al., 1996), (Li, et al., 2003) anhand der Untersuchungen zur Auflösung der Al_2Cu -Phase in Abhängigkeit der Ausprägung bestätigt. Dies ist in den kalorimetrischen Messungen zu erkennen, nachwelchen der Gusszustand, geprägt von einigen Vorausscheidungen und bereits existierenden Vergrößerungen, gegenüber dem lösungsgeglühten Zustand eine geringere Auflösungsreaktion aufweist, trotz selbiger Wärmebehandlung bei 210 °C über den Zeitraum von 100 Stunden. Bekräftigt wird diese Annahme durch das vollständige Ausbleiben der Auflösungsreaktion unterhalb der Temperatur von 300 °C bei dem über 100 Stunden bei 325 °C warmausgelagerten Zustand, welcher temperaturbedingt von höheren Diffusionsgeschwindigkeiten während der Wärmebehandlung geprägt ist. Bezeichnend ist, dass beide warmausgelagerten Proben bei 210 °C die exotherme Reaktion bei Temperaturen größer 300 °C umfassen, jedoch der lösungsgeglühte Zustand eine deutlich frühere und umfangreichere endotherme Reaktion und damit eine deutlichere Ausprägung der exothermen Reaktion zeigt.

Die geringe Ausprägung der exothermen Reaktion unterhalb von 300 °C des Probenzustandes (325 °C | 100 h) könnte dementsprechend ein Resultat bereits wieder in Lösung gehender Legierungselemente von Kupfer und Magnesium sein, welche an der Ausscheidungssequenz der Ofenwärmebehandlung bei 325 °C nicht teilnehmen.

4.6.1. Kalorimetrische Untersuchungen zur Kaltauslagerung

Die Kaltauslagerungsuntersuchungen erfolgen an dem Zustand kurzzeidlösungsgeglühter Proben, welche in Wasser abgeschreckt und anschließend unterschiedlich lang bei Raumtemperatur kaltausgelagert werden, bevor die Wiedererwärmung im Wärmestrom-DSC stattfindet. In Abbildung 97 ist die Excesswärmekapazität der Proben mit variierender Kaltauslagerungsdauer (Null Stunden bis drei Wochen) dargestellt. Es lassen sich, wie bereits in Abbildung 92 beschrieben, fünf wesentliche Ausscheidungsreaktionen (a, c, d, f, g) detektieren. Mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer verändert sich die dargestellte Ausscheidungssequenz.

Die ausgeprägte Ausscheidungsreaktion „a“ nimmt mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer ab, stattdessen ist eine früher einsetzende Auflösungsreaktion zu sehen. Gleichzeitig nimmt die endotherme Reaktion „b“ bis zu einer Kaltauslagerungsdauer von 12 Stunden zu.

Das Einsetzen der Ausscheidungsreaktion „c“ ist unabhängig von der Kaltauslagerungsdauer etwa bei gleichbleibender Reaktionstemperatur. Der Zeitpunkt der einsetzenden Ausscheidungsreaktion nach der endothermen Reaktion „b“ scheint bei derselben Temperatur zu verbleiben. Mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer ist eine Translation der exothermen Peaks „c“ und „d“ zu vernehmen, was eine eindeutige Differenzierung erschwert. Selbiges ist bei den Ausscheidungsreaktionen „f und g“ zu

beobachten. Ab einer Kaltauslagerungsdauer von etwa 24 Stunden führt das Ausbleiben der Ausscheidungsreaktion „g“ und die Überlagerung der Ausscheidungsreaktionen „c, d, f, g“ zu einer erschwerten Abgrenzung dieser Reaktionen. Die Einflussnahme der Kaltauslagerungsdauer lässt sich nur noch über die Gesamtwärmemenge identifizieren.

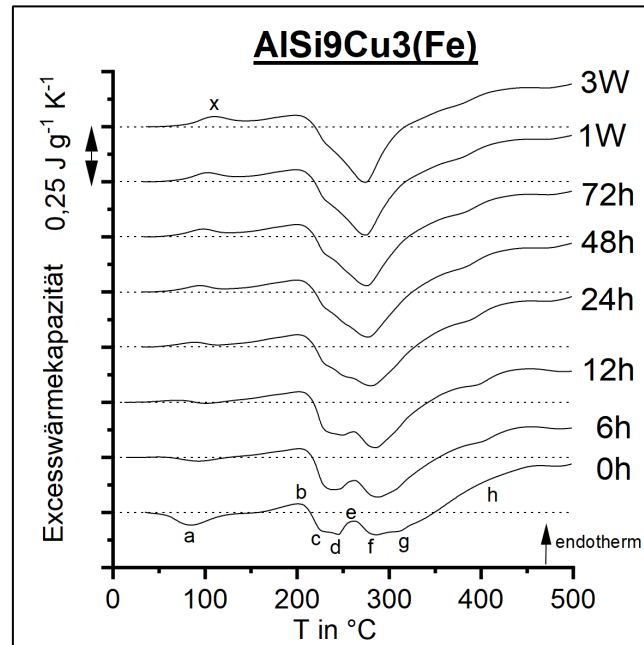


Abbildung 97: Kalorimetrische Untersuchungen hinsichtlich des Kaltauslagerungseinflusses: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt und nach unterschiedlichen Kaltauslagerungsdauern bei RT mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min im Wärmestrom-DSC erwärmt. Abgebildet ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur während des Erwärmvorgangs.

Durchgeführte Härtemessungen an je zwei Proben mit jeweils fünf Messungen gemäß HBW1/10 nach dem Lösungsglühprozess, Wasserabschreckung und definierter Kaltauslagerungsdauer deuten auf eine zeitabhängige Zunahme der Härte hin, siehe Abbildung 98.

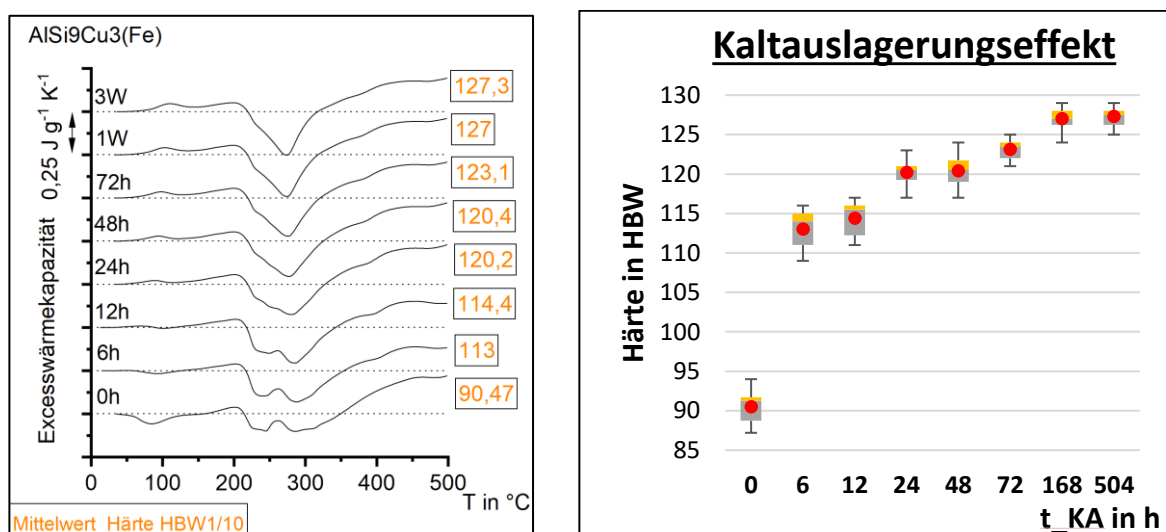


Abbildung 98: Dargestellt sind die Ergebnisse der kalorimetrischen Untersuchungen hinsichtlich des Kaltauslagerungseinflusses mit korrespondierenden Mittelwerten der Härte (links), welche im rechten Diagramm hinsichtlich der Kaltauslagerungsdauer als Boxplot illustriert sind. Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt und haben unterschiedliche Kaltauslagerungsdauern bei RT erfahren.

Entsprechend der gewählten Intervallschritte reduziert sich die Änderung der Härte mit zunehmender Zeit und konvergiert. Korrelierend mit der im Wärmestrom-DSC ermittelten Excesswärmekapazität, lässt sich ein Zusammenhang zwischen der umgesetzten Wärmemenge der zunehmenden Auflösungsreaktion „b“ (siehe Abbildung 94, Abbildung 97, Abbildung 99) und der Zunahme der Härte erkennen.

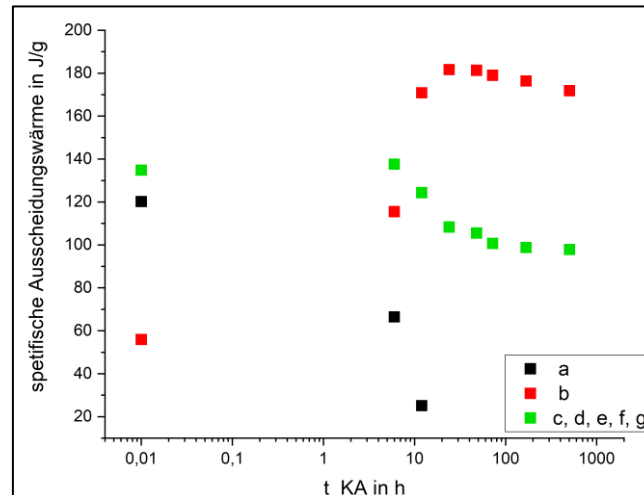


Abbildung 99: Dargestellt ist die spezifische Ausscheidungswärme der sich ergebenden Reaktionen im Hinblick auf eine differenzierende Kaltauslagerungsdauer.

4.6.2. Warmauslagerung

Die Untersuchungen in diesem Kapitel beleuchten die möglichen sich einstellenden Werkstoffzustände, welche sich aus dem produktionsnahen Umfeld ergeben und erläutern die sich daraus ergebenden Wirkungsweisen auf das Werkstoffverhalten der Ausscheidungshärtung im Hinblick auf das Warmauslagerungsverhalten. Entsprechend der Härtewerte werden Tendenzen und Einflussfaktoren aufgezeigt, welche anhand von kalorimetrischen Messungen für spezifische Zustände ergänzt werden.

4.6.2.1. Wärmebehandlungstemperatur T_{WA} 180 °C

Die Härtewerte für den spezifischen Werkstoffzustand nach einer Lösungsglühung, Wasserabschreckung und anschließenden Wärmebehandlung bei 180 °C weisen den charakteristischen Verlauf auf, nach welchem sich die Ausprägung des Härtemaximums über ein größeres Zeitintervall erstreckt und sich bei einer Warmauslagerungsdauer von ca. drei Stunden niederschlägt, siehe Abbildung 100.

Die Härte bei Luftabschreckung und Warmauslagerung liegen darunter, erreicht aber dennoch ca. 130 HBW. Dies liegt an der relativ hohen Abkühlrate 2,75 K/s der kleinen Proben an Luft.

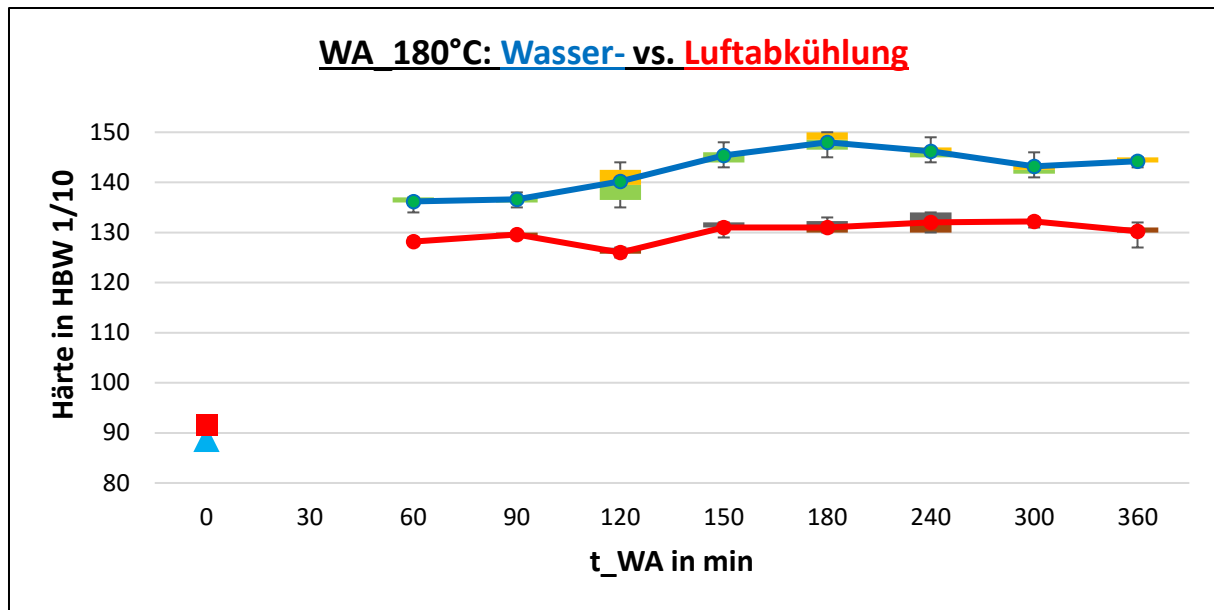


Abbildung 100: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser (blau) oder Luft (rot) abgeschreckt und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.

Betrachtet man hierzu die unterschiedlichen Werkstoffzustände im Wärmestrom-DSC in Abbildung 101, lassen sich Zusammenhänge erkennen. Die Probe, welche lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und anschließend im DSC erwärmt wurde, weist relativ starke exotherme Reaktionen auf. Schreckt man hingegen die Proben an Luft ab, reduziert sich die Intensität dieser Peaks, was für eine verringerte Ausscheidungsreaktion spricht und impliziert, dass diese Reaktionen beim Abkühlen bereits erfolgt sind; die Auflösungsreaktionen größer 350 °C sind wiederum gleichwertig.

Zieht man die Excesswärmekapazität der lösungsgeglühten Proben mit anschließender Wasserabschreckung und Warmauslagerung heran, lässt sich eine veränderte Ausprägung der exothermen Peaks erkennen. Die durch die Wärmebehandlung ablaufenden Ausscheidungsreaktionen „a, c, d“ sind in Abbildung 101 nicht mehr zu identifizieren. Dies impliziert eine vollständige Umsetzung dieser durch die vorgeschaltete Wärmebehandlung von 180 °C. Stattdessen lassen sich ausschließlich die Reaktionen „f“ und „g“ detektieren. Längere Warmauslagerungsdauern reduzieren diese exothermen Reaktionen, was für eine Überalterung und weitere Umsetzung dieser Phasen bereits durch die Wärmebehandlung größer 180 Minuten spricht.

Prägnant ist die gleiche Intensität und der identische Ausscheidungsumfang dieser bei dem Werkstoffzustand der maximalen Peakhärte („WA[180 °C | 180 min]“). Korrespondierend zu der angenommenen Ausscheidungssequenz in Gleichung 4.2 nach (Wang, et al., 2004), den entsprechenden Zuweisungen der Phasenbildung an kalorimetrischen Messungen nach Abbildung 95 und dem illustrierten Zusammenhang einer maximalen Festigkeit bei vollständiger Umsetzung der GP-II-Zonen an einer AlCu₄-Legierung nach (Zschech, 1996), lässt sich die getätigte Zuweisung der Ausscheidungssequenz der Reaktionspeaks „c, d“ bestätigen.

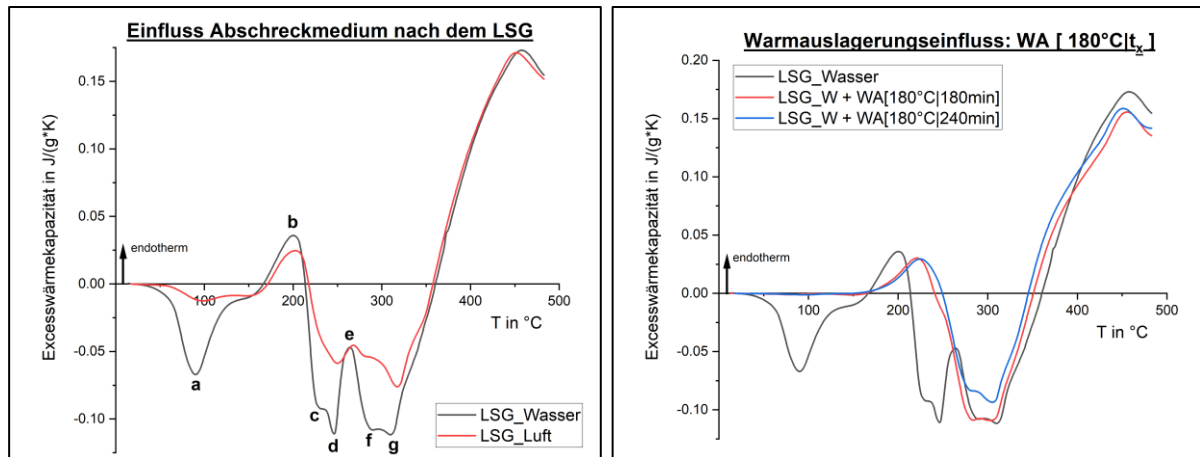


Abbildung 101: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Linkes Diagramm: Beide Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min) und anschließend unterschiedlich abgekühlt (Wasser und Luft). Rechtes Diagramm: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt. Dargestellt ist die Exzesswärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur.

Werden die Proben nach der Lösungsglühung und Wasserabschreckung kaltausgelagert, lässt sich bei der Warmauslagerungstemperatur von 180 °C eine geringe Verschiebung des Aushärtemaximums zu kürzeren Warmauslagerungsdauern identifizieren, siehe Abbildung 102. Im Gegensatz zu den direkt wärmebehandelten Proben lässt sich bei geringen Warmauslagerungsdauern anfangs eine verminderte Härte feststellen; im unteralterten Zustand wird jedoch früher ein höheres Härteniveau erreicht und das Maximum weist über ein größeres Zeitintervall eine plateauähnliche Ausprägung auf.

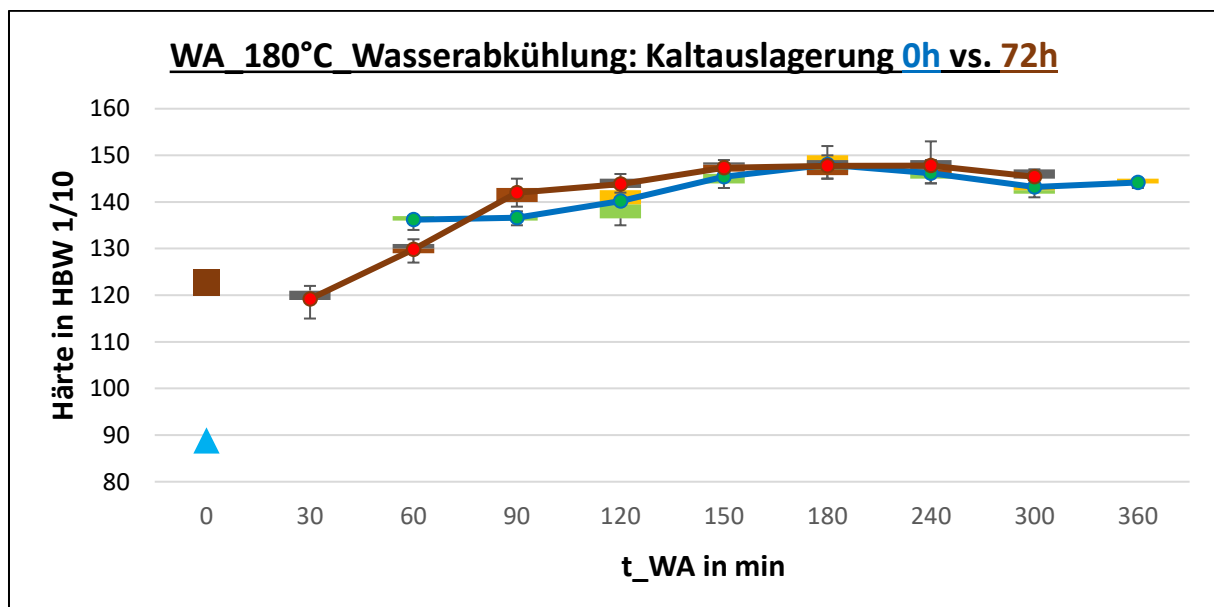


Abbildung 102: Härteverlauf: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt, unterschiedlich lange bei RT kaltausgelagert (0h (blau) und 72h (braun)) und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.

Betrachtet man die unterschiedlichen Werkstoffzustände im Wärmestrom-DSC (siehe Abbildung 103), lässt sich bei den kaltausgelagerten Proben das in Abbildung 97 dargestellte Phänomen erkennen, dass

sich mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer die exothermen Reaktionen zu geringeren Temperaturen verschieben. Dies impliziert eine frühere Ausscheidungsbildung. Eine klare Abgrenzung der unterschiedlichen Reaktionen wird dadurch erschwert.

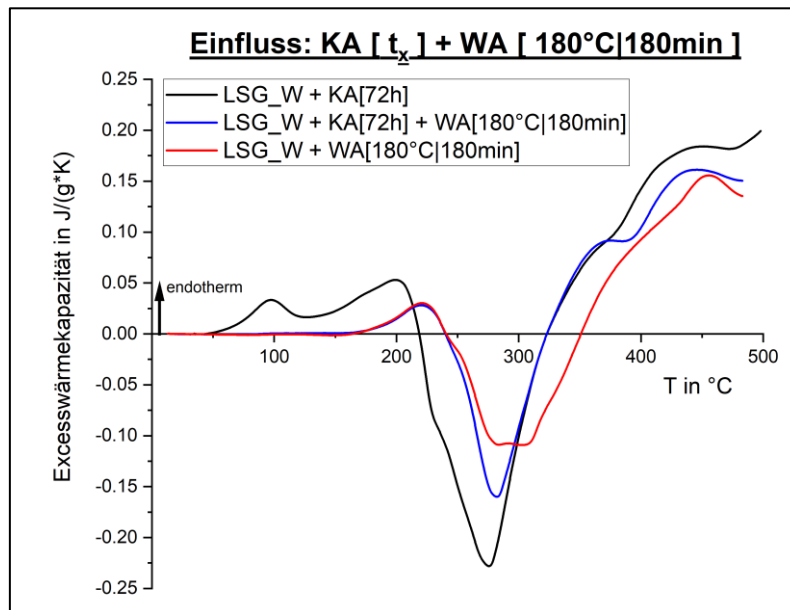


Abbildung 103: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt, gegebenenfalls kaltausgelagert und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt. Dargestellt ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur.

Mit zunehmender Warmauslagerungsdauer lässt sich eine verminderte Ausprägung der exothermen Reaktion erkennen (siehe Abbildung 103, schwarze vs. blaue Kurve). Des Weiteren lässt sich durch eine Warmauslagerung (blaue und rote Kurve) keine weitere exotherme Reaktion kleiner 240 °C identifizieren. Der erste Peak bei ca. 225 °C (schwarze Kurve) entfällt. Der Warmauslagerungszustand 180 °C ohne Kaltauslagerung (rote Kurve) zeigt gegenüber dem Ansatz mit Kaltauslagerung (blaue Kurve) zwei separate Peaks bei Temperaturen größer 250 °C auf.

4.6.2.2. Wärmebehandlungstemperatur T_{WA} 210 °C

Betrachtet man die ermittelten Härteverläufe der lösungsgeglühten Proben mit anschließender Wasser- und Luftabschreckung und folgender Warmauslagerung bei 210 °C (siehe Abbildung 104), lassen sich im Gegensatz zu der Wärmebehandlungstemperatur von 180 °C (siehe Abbildung 100) markante Unterschiede erkennen.

Die wasserabgeschreckten Proben zeigen ein Härtemaximum von ca. 140 HBW nach einer Auslagerungsdauer von etwa 60 Minuten. Der Härteverlauf der luftabgeschreckten Proben zeigt bei 120 min ein schwach ausgeprägtes Maximum von ca. 130 HBW.

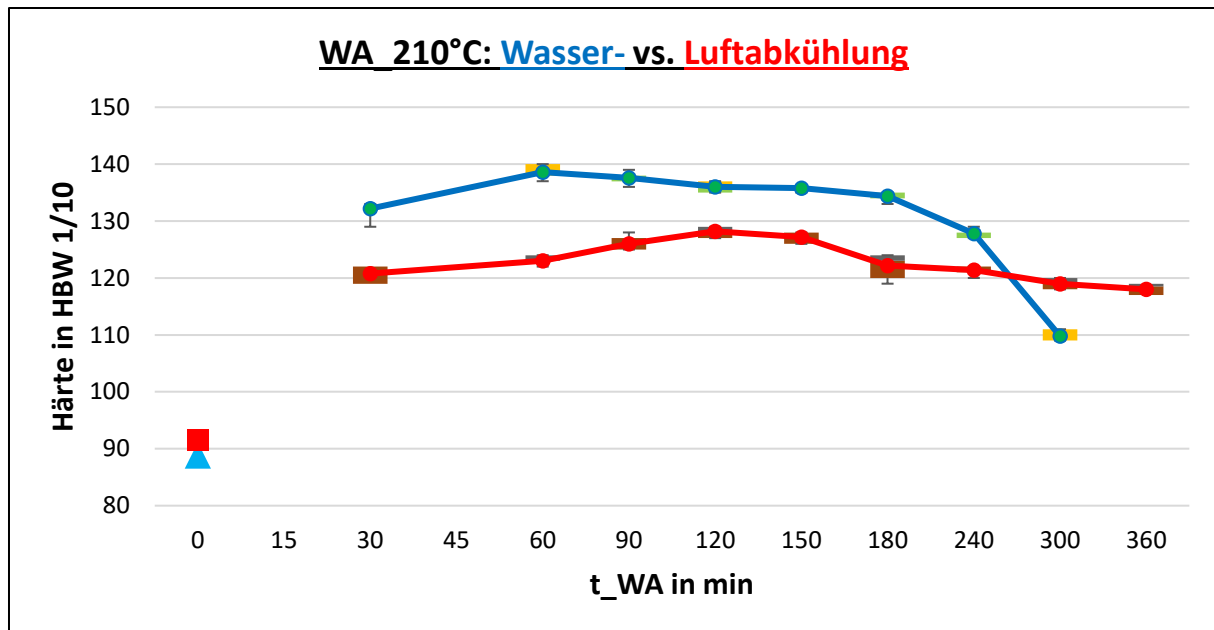


Abbildung 104: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser (blau) oder Luft (rot) abgeschreckt und anschließend bei 210 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.

Werden die Proben 72 Stunden kaltausgelagert und anschließend bei 210 °C wärmebehandelt lässt sich eine Verschiebung des Aushärtemaximums zu kürzeren Warmauslagerungsdauern von 30 Minuten identifizieren; gleichzeitig steigt das Härtemaximum zu höheren Werten (siehe Abbildung 105). Bei einer Warmauslagerungsdauer von etwa 60 Minuten weisen beide Werkstoffzustände eine gleichwertige Härte auf. Mit zunehmender Warmauslagerungsdauer liegen die Härtewerte der Proben ohne über denen mit Kaltauslagerung.

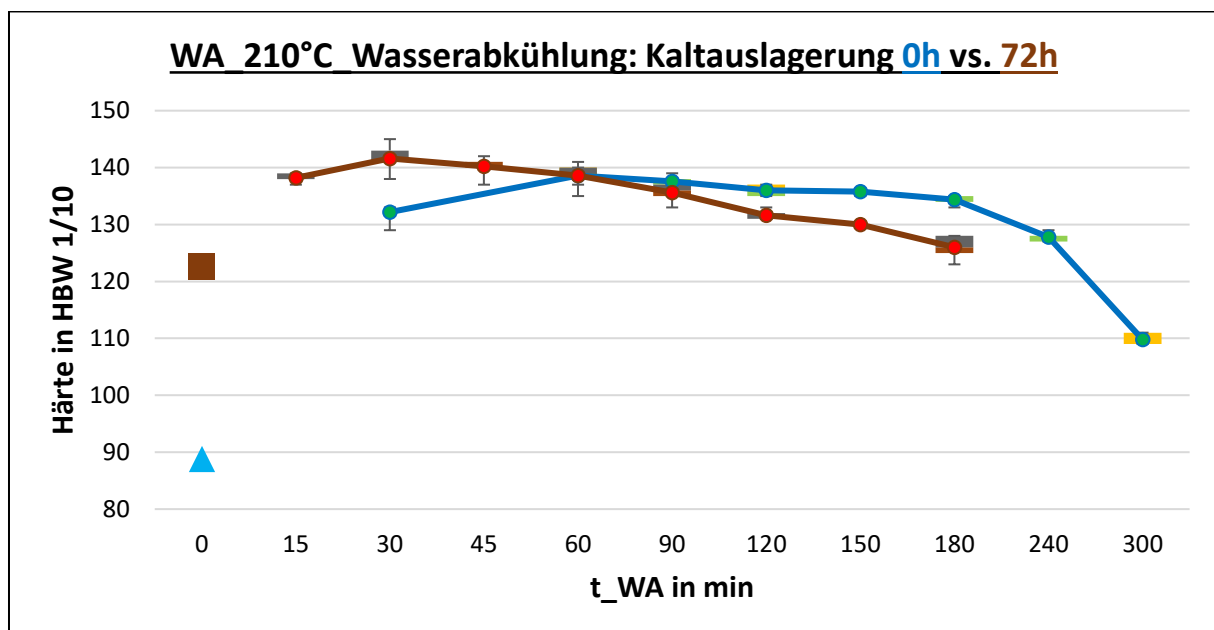


Abbildung 105: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt, unterschiedlich lange bei RT kaltausgelagert (0h (blau) und 72 h (braun)) und anschließend bei 210 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.

Die Ergebnisse aus dem Wärmestrom-DSC sind in Abbildung 106 dargestellt. Wie bereits bei der Warmauslagerungstemperatur von 180 °C treten durch eine vorherige Wärmebehandlung die Ausscheidungen kleiner 240 °C nicht mehr auf. Mit zunehmender Warmauslagerungsdauer nimmt die Intensität der exothermen Reaktion ab (siehe Abbildung 106, schwarze vs. blaue Kurve). Diese tritt erst bei Temperaturen größer ca. 275 °C auf.

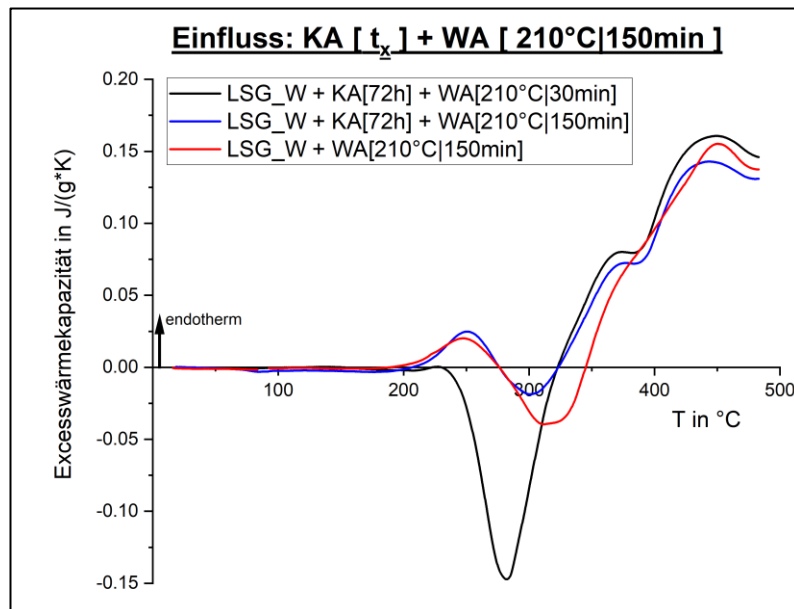


Abbildung 106: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt, gegebenenfalls kaltausgelagert und anschließend bei 210 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt. Dargestellt ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur.

Der Warmauslagerungszustand (210 °C | 150 min) ohne Kaltauslagerung (rote Kurve) zeigt, gegenüber dem Ansatz mit Kaltauslagerung (blaue Kurve), eine größere exotherme Reaktion. Korrespondierend zur Höhe der gemessenen Härtewerte (Abbildung 105) nimmt chronologisch die Intensität der Excesswärmekapazität zu.

4.6.2.3. Stufenauslagerung: Betrachtung der Einflussnahme des Phänomens des Wiedererwärmens eines unzureichend abgeschreckten Bauteils

Die Versuche zur Kurzzeitauslagerung bei 80 °C sind angelehnt an das Wiedererwärmen des Kurbelgehäuses nach dem Abkühlprozess im Wasserbecken. Es verursacht eine vorgezogene Ausscheidung durch eine thermische Aktivität bei 80 °C. Alle gemessenen Härtewerte nach Kurzzeitauslagerung bei 80 °C und anschließender Warmauslagerung bei 210 °C liegen unterhalb der Härte der Proben, welche in Wasser abgeschreckt und anschließend direkt bei 210 °C ausgelagert wurden. Das Härtemaximum bei 60 min verringert sich um ca. 5 HBW (siehe Abbildung 107).

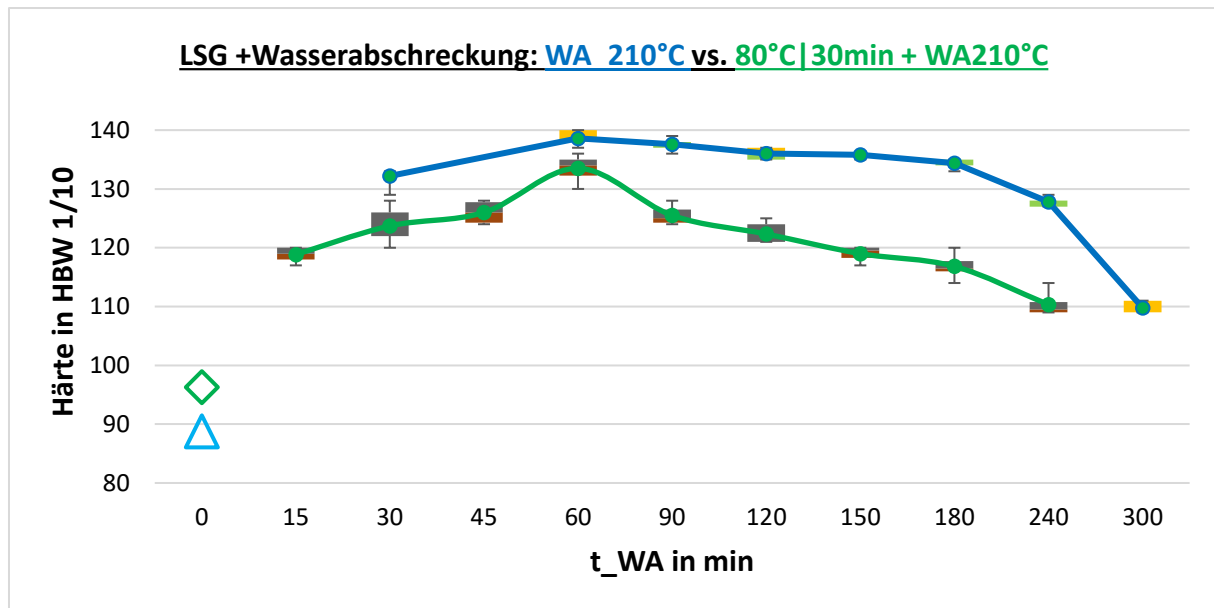


Abbildung 107: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt und anschließend unterschiedlich wärmebehandelt: Warmauslagerung bei 210 °C mit variierender t_{WA} (blau); Stufenauslagerung bei 80 °C über den Zeitraum von 30 min und darauffolgend bei 210 °C mit unterschiedlichen t_{WA} (grün); blaue Dreieck: LSG + Wasserabschreckung; grüne Raute: LSG + Wasserabschreckung + WA 80 °C | 30 min.

Direkt nach dem Abschrecken liegt eine Härte von ca. 89 HBW vor (blaues Dreieck). Eine anschließende Warmauslagerung von 30 Minuten bei 80°C erhöht den mittleren Härtewert auf etwa 96 HBW (grüne Raute).

5. Diskussion

5.1. Abkühlverläufe am Kurbelgehäuse

5.1.1. In-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses

Die implementierten Thermoelemente im JetCooler-Kern weisen einen Durchmesser von zwei Millimetern auf. Diese Dimension, gepaart mit einer verhältnismäßig geringen Abtastrate von einer Messung je Sekunde, sind für den schnellen Erstarrungsprozess und Formfüllvorgang nur bedingt geeignet, sodass, gerade im Prozessschritt der Erstarrung, Abweichungen von der wahren Temperatur zu erwarten sind. Die durch die Thermoelementdimension in Kauf zu nehmende Trägheit resultiert aus der Forderung nach einer zyklischen Robustheit in einer thermisch und mechanisch anspruchsvollen Umgebung. Die moderate Abtastfrequenz ist der Verfügbarkeit eines portablen Datenloggers geschuldet, welcher in der erhöhten Umgebungstemperatur und -feuchtigkeit in der Gießmaschine installiert werden konnte. Aufgrund der relativ langen Verweilzeit des Bauteils in der Gießform und dem zu erwartenden Temperatenausgleich in weiten Bereichen des Kurbelgehäuses aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit des Aluminiumwerkstoffes ist insbesondere die Entnahmetemperatur am aussagekräftigsten. Der sich über zehn Gießprozesse zyklisch wiederholende Temperaturverlauf steht für eine reproduzierbare, realitätsnahe Erfassung des Urformprozesses und bildet über das Temperatur-Zeit-Intervall des Gießzyklus den lokalen Abkühlgradienten im Bauteil ab, siehe Abbildung 53. Der stark abweichende Temperaturverlauf während der Füll- und Erstarrungsphase am Thermoelement in der Nähe der Zylinderkopfdeckfläche (siehe Abbildung 54) ist die Konsequenz des nur indirekt stattfindenden Kontaktes zu der Schmelze, da sich aufgrund des 45° Winkels zur Kernoberfläche nur eine Implementierung unterhalb dieser umsetzen ließ. Der Wiederanstieg der Temperatur nach der Auftragung des Trennstoffes auf der Form ist ein Resultat der Formgestaltung und Nähe dieses Thermoelements zur Form, welche vor der Formfüllung temperiert wird.

5.1.2. Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug

Die Notwendigkeit der Prognose der Kühlleistung außerhalb der Form resultiert aus den relativ hohen Entnahmetemperaturen von ca. 235 °C bis ca. 255 °C (Abbildung 53 und Abbildung 54). Angaben aus der industriellen Fertigung hinsichtlich des Volumenstroms der Wassenumwälzung im Tauchbecken und der Tröpfchengröße, Druck- und Volumenstromverhältnisse der Lagerstuhlsprühung liegen nicht vor. Die hohe Kühlwirkung bei Wasserkontakt ist das Resultat des spezifischen Kühlmediums Wasser und der vorherrschenden Bauteiltemperatur, welche unterhalb des Leidenfrostpunktes liegt, der bei den gegebenen Rahmenbedingungen oberhalb einer Temperatur von 300°C zu erwarten ist. (Güneren & Dokumaci, 2020), (Maniruzzaman, et al., 2009)

Die verminderte Kühlwirkung des Lagerstuhlprühens in Lagerstuhl Eins und Fünf (siehe Abbildung 57) ist die Konsequenz einer unterschiedlich lokalen Gestaltung des Kurbelgehäuses zur Erfüllung seiner Bauteilfunktionen und der daraus resultierenden Gestaltung des Kühlkonzepts unter den Rahmenbedingungen einer begrenzten Zugänglichkeit. Beide Lagerstühle haben eine etwas dickere Wandstärke und werden nur einseitig gekühlt. Wie in Abbildung 11 und Abbildung 21 ersichtlich, zeichnen sich Lagerstuhl Zwei bis Fünf durch eine Entlüftungsbohrung der Zylinder aus, welche das Gesamtvolumen dieser Bereiche reduziert, sodass Lagerstuhl Eins das größte zusammenhängende Volumen besitzt. Die ermittelten, abweichenden Temperaturverläufe im Lagerstuhl korrespondieren zu der Ausgestaltung des Kurbelgehäuses und des Kühlkonzeptes.

Wie (Maniruzzaman, et al., 2009) anhand unterschiedlicher Wassertemperaturen und Wasserbewegungen im Tauchbecken experimentell nachgewiesen hat, kann mit zunehmender Wasserströmung und abnehmender Wassertemperatur der Wärmeübergangskoeffizient erhöht und die Kühlwirkung am Bauteil gesteigert werden.

Die nachgewiesenen Unterschiede im Temperaturverlauf unterhalb von 100 °C, insbesondere zwischen einer existierenden und einer ausbleibenden Wasserzirkulation im Wasserbecken bei einer zunehmenden Wassertemperatur (siehe Abbildung 58), lassen sich vgl. (Jeschar, et al., 1996) damit erklären, dass ab einer Bauteiltemperatur nahe dem Siedepunkt des Kühlmediums das Stadium der reinen Konvektion greift.

Das Phänomen des Wiedererwärmens nach dem Tauchkühlen (siehe Abbildung 59) ist die logische Konsequenz des nur teilweisen Eintauchens der Kurbelgehäuse. Der nicht eingetauchte Anguss trägt einen hohen Anteil der Bauteilmasse, was sich in den lokalen Temperaturverläufen niederschlägt, die mit dem Abstandsverhältnis zum Anguss skalieren. Dies ist ein wesentlicher Einflussfaktor, welcher das Werkstoffverhalten modifiziert und in die Bewertung des Mischkristallzustandes und der Ausscheidungsbildung einfließen muss.

5.1.3. Erstarrungs- und Abkühlsimulation mit Magmasoft®

Die Ergebnisse der Gießsimulation mit der Software Magmasoft® konnten mittels des in der Gießform implementierten Thermoelements validiert werden, siehe Abbildung 60 und Abbildung 61. Der Temperaturverlauf, die hierzu in Korrelation gesetzten $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (siehe Abbildung 119), die berechneten Temperaturintervalle der Phasenbildung mittels JMatPro® und die mikroskopisch aus dem Guss ermittelten SDAS-Werte ermöglichen eine Plausibilitätsprüfung, die auf eine gute Übereinstimmung und Konsistenz der unterschiedlichen Analysemethoden untereinander hindeutet.

Die Ergebnisse der Abkühlsimulation von der Entformung bis zum Tauchen des Kurbelgehäuses im Wasserbecken (Abbildung 63) sind von einer verminderten Kühlung im Lagerstuhl geprägt, da der

Sprühvorgang des Lagerstuhls von neun Sekunden (Entformung bis Teilekontrolle) in der Simulation nicht abgebildet werden konnte. Der zu erwartende Temperaturverlauf im Lagerstuhl der Prozesssequenz (Bauteilentnahme bis zum Tauchen des Kurbelgehäuses) ist anhand des Versuchsansatzes (siehe Abbildung 56) an einer einzelnen Lagerwand aufgezeigt. Wie in Abbildung 108 dargestellt, resultiert aus dem Sprühvorgang (von der Entformung bis zur Teilekontrolle: 0 bis 21 s) ein Temperaturabfall im Lagerstuhl. Das zwischenzeitliche Aussetzen der Lagerstuhlkühlung (von der Teilekontrolle bis zum Tauchvorgang: 21 s bis t_x) hat eine Wiedererwärmung zur Folge.

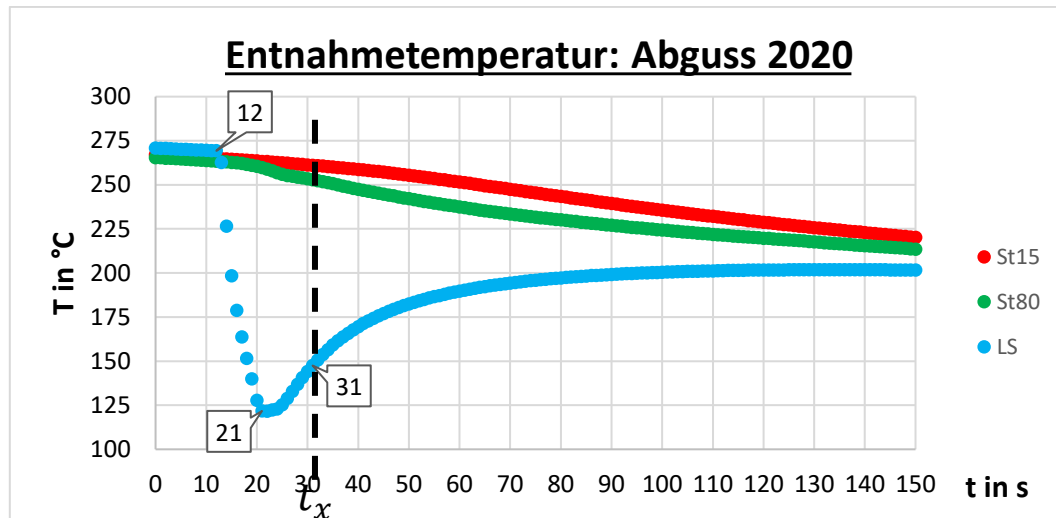


Abbildung 108: Abkühlversuche an einer Lagerwand aus dem KGH: Zu sehen sind die Temperaturmessungen an den definierten Positionen in der Lagerwand bei einer ausschließlichen Lagerstuhlkühlung von neun Sekunden. Der Zeitpunkt t_x markiert das Einsetzen des Kühlvorgangs im Wasserbecken (Zylindersteg getaucht; Lagerstuhl besprüht), welcher das Phänomen des Wiedererwärmens an Luft unterbricht.

Dementsprechend entspricht der eigentliche Temperaturverlauf im Lagerstuhl erst ab dem Zeitpunkt t_x (Beginn des Tauchvorgangs) der Abkühlsimulation (siehe Abbildung 63), sodass der anzunehmende Temperatur-Zeit-Verlauf im Lagerstuhl durch die Ergebnisse in Abbildung 109 beschrieben wird.

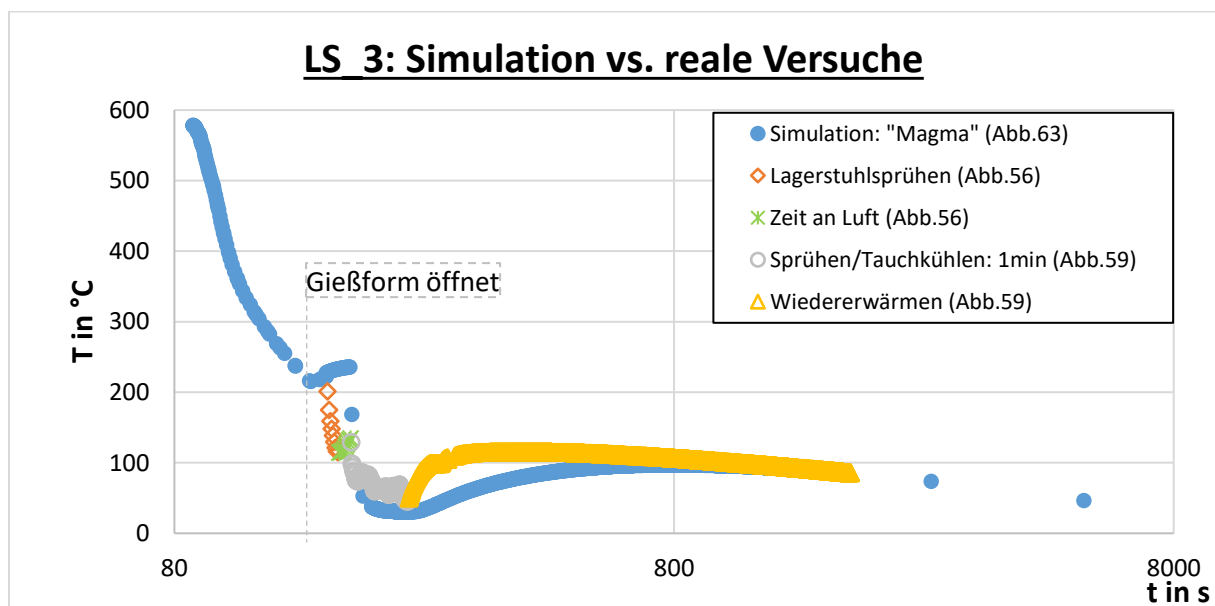


Abbildung 109: Vergleich Simulation MagmaSoft® vs. reale Temperaturmessungen; LS_3.

Die getätigte Simulationsannahme einer gleichwertigen Kühlwirkung im Lagerstuhl und im Zylinderstegbereich unabhängig vom Kühlkonzept (Sprühen vs. Tauchen) resultiert aus der eingeschränkten Umsetzungsmöglichkeit im Modellansatz, lässt sich jedoch anhand der Messergebnisse in Kapitel 4.1.3 vertreten. Im ausscheidungskritischen Temperaturbereich ist eine näherungsweise gleichwertig schnelle Abkühlung zu verzeichnen, welche eine vereinfachte Annahme der gleichwertigen Kühlwirkung in beiden Bereichen legitimiert.

Die hohe Übereinstimmung zu dem Phänomen des Wiedererwärmens korrespondierend zu den Ergebnissen des nachgestellten Tauchvorgangs am ganzen Kurbelgehäuse (siehe Kapitel 4.1.3 und Kapitel 4.1.4) deutet auf eine realitätsnahe Simulation und Wiedergabe des Temperaturverhaltens des Kurbelgehäuses nach der Entnahme aus dem Gießwerkzeug hin (siehe Abbildung 110 und Abbildung 109).

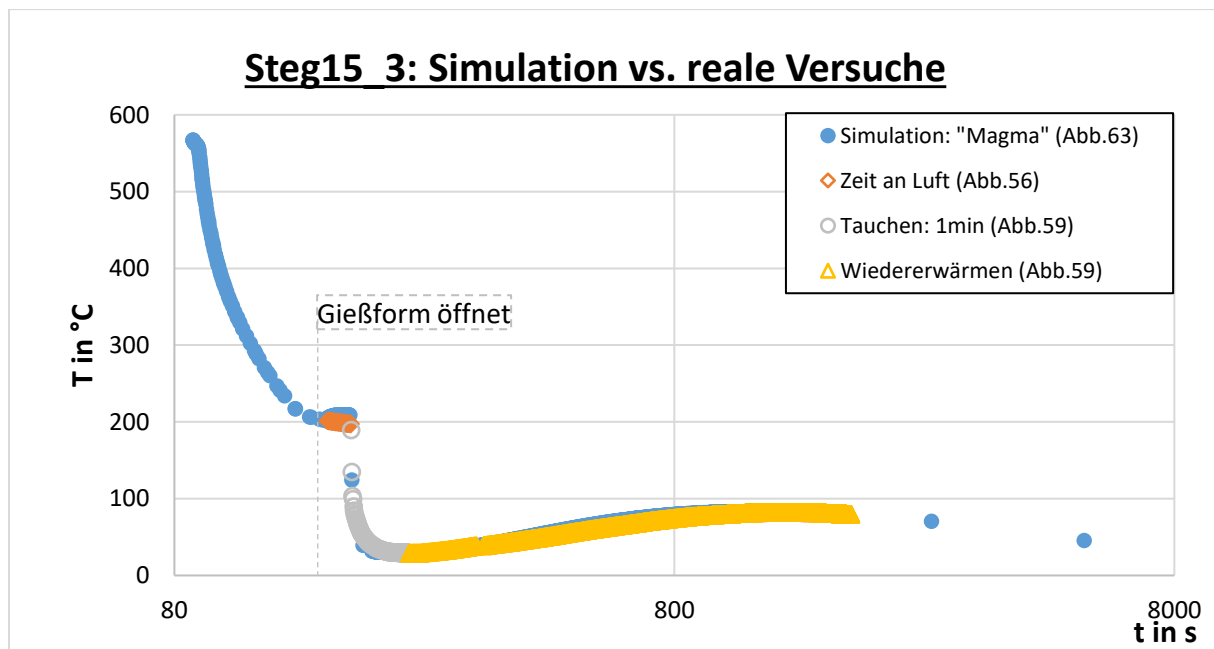


Abbildung 110: Vergleich Simulation Magmasoft® vs. reale Temperaturmessungen; St15_3.

5.2. Abschreckempfindlichkeit

5.2.1. Kalorimetrische Messungen

Werden die ermittelten Excesswärmekapazitäten in Abhängigkeit der unterschiedlichen Kühlraten sowie der Bauteilentnahmeposition des Zylinderstegs und des Lagerstuhls verglichen, lässt sich ein nahezu analoger Verlauf identifizieren, siehe Abbildung 111. Unter Berücksichtigung der resultierenden Härtewerte, lässt sich ebenfalls ein nahezu gleicher Verlauf erkennen. Minimale Unterschiede könnten aus dem leicht erhöhten Kupfergehalt im Lagerstuhl resultieren, jedoch befinden sich die abweichenden Härtewerte im Bereich der Streuung (siehe Abbildung 111).

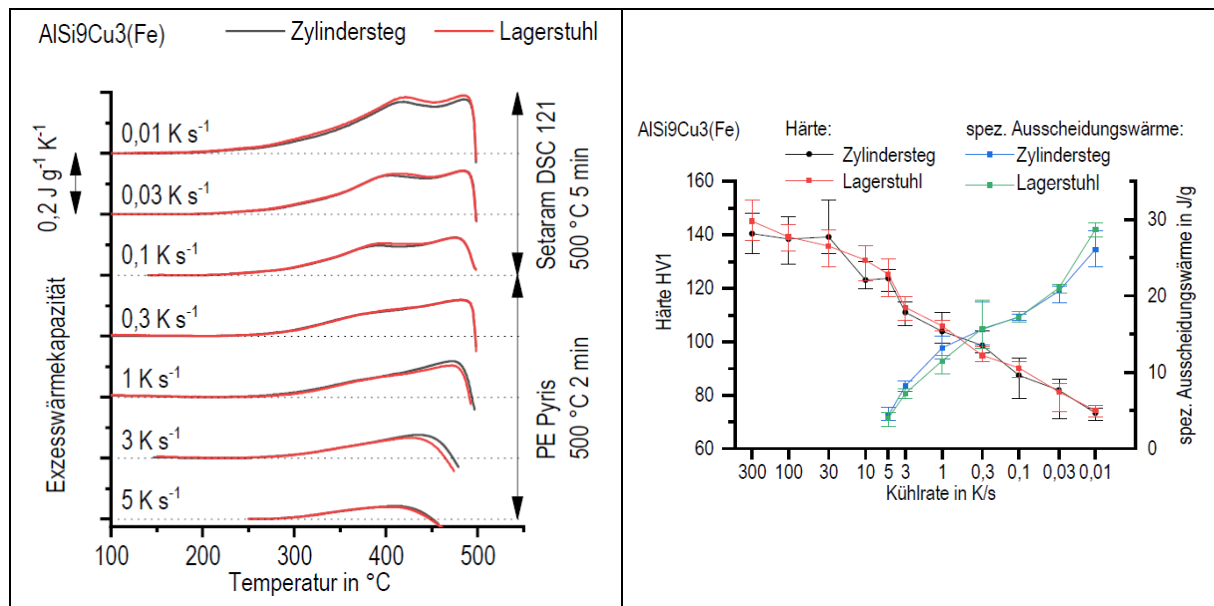


Abbildung 111: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe): Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgekühlt: Vergleich der Proben aus den unterschiedlichen Entnahmepositionen des KGHs (Zylindersteg und Lagerstuhl) hinsichtlich der detektierten Exzesswärmekapazität (links), der erzielbaren Härte nach einer Warmauslagerung (180 °C | 4 h) und der gemessenen Ausscheidungswärme (rechts) in Abhängigkeit der umgesetzten Abkühlgeschwindigkeit.

Nach (Sjölander & Seifeddine, 2010) sollten für unterschiedliche Erstarrungsgeschwindigkeiten und damit einhergehende, unterschiedlich feine Ausprägungen des Dendritennetzwerks (hier Zylindersteg vs. Lagerstuhl) bei nachfolgender Lösungsgeglühung die Legierungselemente unterschiedlich schnell in Lösung gehen. Dies konnte für die vorliegenden Zustände und Morphologie anhand der kalorimetrischen Messungen nicht nachgewiesen werden, sodass unter den definierten Parametern von einer gleichwertigen Lösungsgeglühung auszugehen ist.

In Bezug auf die bereits durchgeführten, detaillierten Untersuchungen des Ausscheidungsverhaltens an Al-Si-Mg-Legierungen durch (Milkereit, 2010) wurde die Nachweisgrenze der spezifischen Ausscheidungswärme von 0,1 J/g (Milkereit, 2010, p. 75) übernommen und ins Verhältnis zu der maximalen Ausscheidungswärme von 28,7 J/g (siehe Abbildung 66, Abbildung 67) im Lagerstuhl gesetzt. Daraus resultiert im Lagerstuhl eine nachweisbare Umsatzrate von etwa 0,35 % der maximalen Ausscheidungsmenge.

5.2.2. Metallographische Analyseergebnisse

Die Ergebnisse der metallographischen Analysen (Kapitel 4.2.2) weisen sowohl auf Grund der Legierungselementanteile im EDX, der Morphologie im REM und der Beugungsmuster im XRD (Abbildung 77 und Abbildung 83) auf definierte Ausscheidungsreihenfolgen hin. Die gewonnenen Ergebnisse korrespondieren zu den mittels JMatPro® berechneten Phasenumwandlungen.

Korrespondierend zu bereits vorliegenden metallographischen Untersuchungen lässt sich nach (Toschi, 2016, p. 85f) die blockartige und feingliedrige Ausprägung der θ -Phase und die blockartige Q-Phase

nachweisen (Samuel, et al., 1997). Dies deckt sich mit den metallographischen Ergebnissen in Abbildung 73 und Abbildung 81.

Wie in Abbildung 7 ersichtlich, wird nach (Chakrabarti & Laughlin, 2004) für die Legierungszusammensetzung AlSi9Cu3(Fe) eine bevorzugte Bildung der Ausscheidungen Q, θ und Si angenommen. Da vgl. (Sjölander & Seifeddine, 2014) die Q-Phase durch den Lösungsglühprozess bei 495 °C einer Al-8Si-3Cu-0.5Mg Legierung nicht vollständig gelöst werden kann, ist die detektierte Umsatzrate unter diesem Gesichtspunkt einzuordnen. Der Umstand, dass bei einer höheren Abkühlrate aber geringeren Lösungsglühzeit eine höhere Umsatzrate der Q-Phase detektiert wird, bekräftigt diese Hypothese. Der Nachweis der Q-Phase in dieser Arbeit könnte somit teilweise ein Resultat einer nicht vollständigen Auflösung aus dem Gusszustand sein. Dies könnte die Ausscheidungssequenz modifizieren und ein Grund für die Detektion der S-Phase (Al_2CuMg) sein.

Korrelierend zu den Ergebnissen nach JMatPro® und den XRD und REM-Untersuchung in dieser Arbeit lässt sich vgl. (Zamani, et al., 2019), (Roy, et al., 2017), in Abhängigkeit unterschiedlicher Erstarrungsgeschwindigkeiten, die Phase $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ bestätigen, welche eine längliche Morphologie aufweist und nach (Sjölander & Seifeddine, 2010) während des Lösungsglühprozess aus der Phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ entstehen kann. Der detektierte gleichwertige Gehalt der AlFeSi -Phase und der $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (Tabelle 21 und Tabelle 22) scheinen somit kein ausschließliches Ergebnis der Abkühlraten zu sein, sondern durch die Lösungsglühzeit beeinflusst zu werden.

Durch (Niu, et al., 2018) konnte nachgewiesen werden, dass eine zunehmende Abkühlrate die Umsetzungsrate von Al_2Cu reduziert und eine höhere Phasenumsetzung von $\text{Al}_{4,2}\text{Cu}_{3,2}\text{Zn}_{0,7}$ von staten geht. Dies spiegelt sich in den Ergebnissen der XRD-Analyse wider.

Der endgültige Nachweis anhand von EBSD- und TEM-Untersuchungen ist jedoch noch zu erbringen.

5.2.3. Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm

Unter der Berücksichtigung der unteren Nachweisgrenze der kalorimetrischen Messungen von 0,35 % der maximalen Ausscheidungsmenge (siehe Kapitel 5.2.1) wurde diese untere Nachweisgrenze in den JMatPro®-Berechnungen eingepflegt. Hierbei ergeben sich zwei anwendungsbedingte Problematiken.

- Der prozentuale Umsatz, bezogen auf die spezifische Ausscheidungswärme der kalorimetrischen Messungen, lässt keine Differenzierung der einzelnen Phasen hinsichtlich der Ausscheidungswärme zu.
- Der hinterlegte numerische Algorithmus in JMatPro® berücksichtigt keine Verarmung des Mischkristallzustandes durch die Phasenbildung einer anderen Phase (Sente Software, 2024), sodass der Einfluss der konkurrierenden Phasen nicht gefasst werden kann.

Die folgende Betrachtung der Phasenbildung beruht auf den Ergebnissen der gleichgewichtsnahen Abkühlung mittels JMatPro® (siehe Abbildung 38), den EDX- und XRD-Analysen (siehe Kapitel 4.2.2). Werden die gewonnenen Ergebnisse aus den kalorimetrischen Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit und die JMatPro®-Berechnungen mit definierter Umsatzrate von 0,35 % ins Verhältnis gesetzt, lässt sich sowohl im Hinblick auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit als auch auf die Temperaturbereiche der Phasenbildungen eine gute Übereinstimmung im Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm feststellen (siehe Abbildung 112).

Die kalorimetrischen Untersuchungen weisen auf eine überkritische Abschreckung ab ca. 30 K/s hin. Der unmittelbare Ausscheidungsbeginn mit einsetzender Abkühlung und das detektierte Ende umfassen den Temperatur-Zeit-Bereich der berechneten Ausscheidungsbildung nach JMatPro®. Die verschiedenen Al-Cu-Mg-Si Ausscheidungen lassen sich anhand der metallographischen Untersuchungen (siehe Kapitel 4.2.2) nachweisen und zeigen eine Abnahme der Umsatzrate mit zunehmender Abkühlrate in den XRD-Analysen (Tabelle 21 und Tabelle 22). Der kritische Ausscheidungsbereich zwischen der Lösungsglüh-temperatur und einer Temperatur von 200 °C nach (Feikus, 2013, p. 175) lässt sich anhand der kalorimetrischen Untersuchungen bestätigen. Für Abkühlgeschwindigkeit größer 0,1 K/s, was den meisten industriellen Anwendungsbezügen entspricht, lässt sich der ausscheidungsfreie Bereich unterhalb der kritischen Temperatur von 200 °C identifizieren (siehe Abbildung 112). Die gewonnenen Erkenntnisse sind ausschließlich innerhalb der definierten Rahmenbedingungen (chemische Zusammensetzung, Erstarrungsstruktur, Lösungsglühparameter) der Untersuchungen zu sehen.

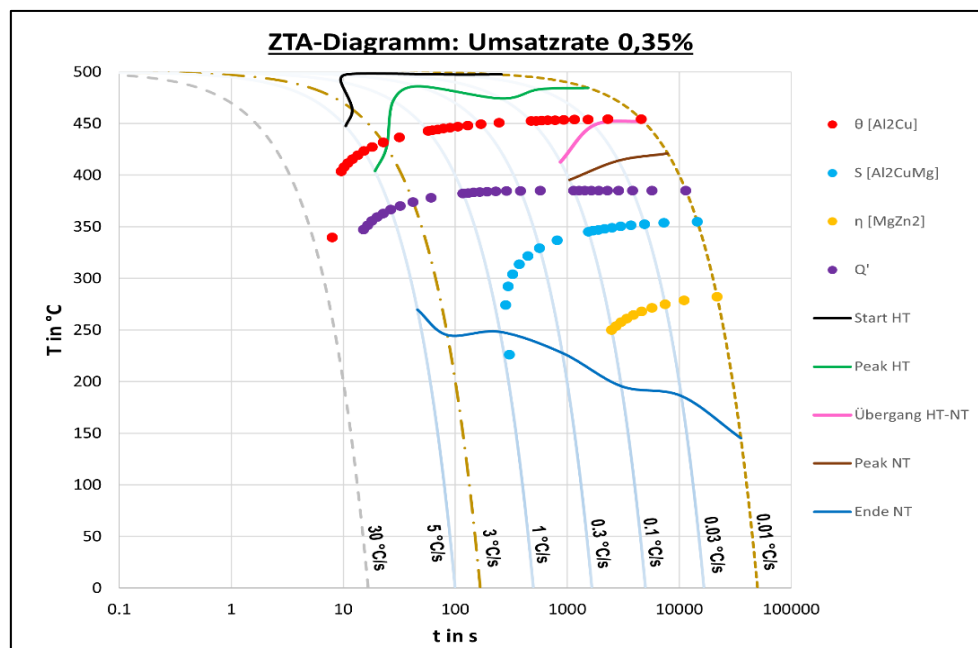


Abbildung 112: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe), Lagerstuhl: Dargestellt sind die Ergebnisse der Kalorimetrie hinsichtlich der temperatur-, zeitabhängigen Ausprägung der Excesswärmekapazität (Linien) korrespondierend zu den Simulationsergebnissen mittels JMatPro® (Punkte); berücksichtigt wurden die Sekundärausscheidungen der XRD- und EDX-Analysen; Randbedingung der Simulation bildet die Umsatzrate, sich zusammensetzend aus der minimal möglichen Detektion der Ausscheidungs-wärme in Vergleich zu der maximal gemessenen.

Wie anhand der Untersuchungen von (Fröck, et al., 2018) gezeigt wurde, fungieren Dispersoide und nicht aufgelöste Phasen als Keimbildner, ermöglichen ein direktes Phasenwachstum bereits bei hohen Temperaturen und fördern ein epitaktisches Kristallwachstum. Dies hat einen direkten Einfluss auf die Abkühlsensitivität und äußert sich in einer früheren Ausscheidungsbildung.

Dies impliziert, dass die hier ermittelten ratenabhängige Phasenumsetzungen sich im Hinblick auf den Startzeitpunkt bei kontinuierlicher Abkühlung von Lösungsglühbedingungen von denen direkt nach dem Urformprozess unterscheiden können.

5.3. Kurzzeitlösungsglühlen mittels Laser und variierenden Abkühlungen

Intention der Laserversuche ist die weitergehende Untersuchung der Abschreckempfindlichkeit und dem damit einhergehenden Grad der Übersättigung des Mischkristallzustandes in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit mittels Kenngrößen des Zugversuchs.

Die durchgeführten REM-Untersuchungen weisen auf eine geringe Beeinflussung der Siliziumstruktur hin (Abbildung 85). Das Lösungsglühlen erfolgte zur Wahrung der Vergleichbarkeit angelehnt an die kalorimetrischen Untersuchungen der Abschreckempfindlichkeit. Weiterhin wurde, basierend auf den Erkenntnissen von (Fröck, et al., 2018), berücksichtigt, dass sich die Auflösungsreaktionen mit Erhöhung der Aufheizgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen verschieben und eine effektive Lösungsglühlung hinsichtlich der Temperatur und Zeit angepasst werden muss.

Eine nicht ausreichende Lösungsglühzeit führt zu geringeren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (siehe Abbildung 87), nach welcher eine geringere Anzahl an ausscheidungsrelevanten Legierungselementen in Lösung geht. Die unzulängliche Lösungsglühlung hat trotz der Realisierung einer überkritischen Abschreckgeschwindigkeit einen verminderten Grad der Übersättigung des Mischkristalls zur Folge. Daraus resultierend, verringerte sich die Umsatzrate und der Beitrag der Teilchenhärtung durch eine anschließende Auslagerung.

Eine Lösungsglühlung im Ofen verändert irreversibel den Gusszustand, ermöglicht in Abhängigkeit der Zeit jedoch eine vollumfassendere Auflösung der bereits gebildeten Phasen entsprechend der Lösungsglühtemperatur. Unter der Annahme einer leichten Abnahme der Festigkeit durch das Einformen der Siliziumstruktur lässt sich gegenüber der Kurzzeitlösungsglühlung eine größere Anzahl an ausscheidungsrelevanten Legierungselemente in Lösung bringen und der Grad der Übersättigung des Mischkristalls durch eine überkritische Abschreckung erhöhen. Eine anschließend realisierte Auslagerung führt damit zu einer höheren Umsatzrate der ausscheidungsrelevanten Phasen und impliziert einen höheren Beitrag hinsichtlich der Teilchenhärtung (Abbildung 84 und Abbildung 86).

Wie durch (Wang, et al., 2016) beschrieben, lässt sich in Abhängigkeit der Lösungsglühzeit und Temperatur einer Veränderung der β -AlFeSi-Phasen zu α -AlFeSi-Phase beobachten. Diese Änderung

ist mit einer Verringerung der spannungsüberhöhenden Sprödphasen β -AlFeSi verbunden und erhöht die Festigkeit und Bruchdehnung. Dies legt nahe, dass eine Lösungsglühung im Ofen nicht nur eine Veränderung der Siliziumstruktur zur Folge hat, sondern ebenfalls die eisenhaltigen Phasen des Gusszustandes modifiziert. Dies ist hinsichtlich der Betrachtung der mechanischen Werkstoffkennwerte zu berücksichtigen.

5.3.1. Modellerstellung: $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abhängigkeit des Abkühlgradienten

Die Modellerstellung und Referenzierung auf die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen wird gewählt, weil die Zugfestigkeit (siehe Abbildung 47), resultierend aus einem von Gussfehlern geprägten Werkstoffzustand relativ stark streut. Hinsichtlich der Ermittlung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit fanden zwei unterschiedliche Lösungsglühungen Anwendung. Die Lösungsglühung mittels des Laserverfahrens (Abbildung 86) und nach dem konventionellen Prinzip der Ofenlösungsglühung (Abbildung 84). Das Laserverfahren wurde nur für kurze Lösungsglühdauer und schnelle Abkühlung verwendet, während die Ofenlösungsglühung nur für lange Lösungsglühdauer und langsame Abkühlung genutzt wurde. Die Vergleichbarkeit basiert auf der Annahme, dass im Hinblick auf sehr langsame Abkühlgeschwindigkeiten, das klassische Lösungsglühen gleichwertig mit der Kurzzeitlösungsglühung anzusehen ist, da die Verweildauer im Hochtemperaturbereich in Folge der Abkühlung den Einfluss der Lösungszeit relativiert. Der Gusszustand wird aufgrund der langsamen Abkühlung in beiden Fällen verändert und die unterschiedliche Lösungsglühdauer ist vernachlässigbar, siehe Abbildung 113.

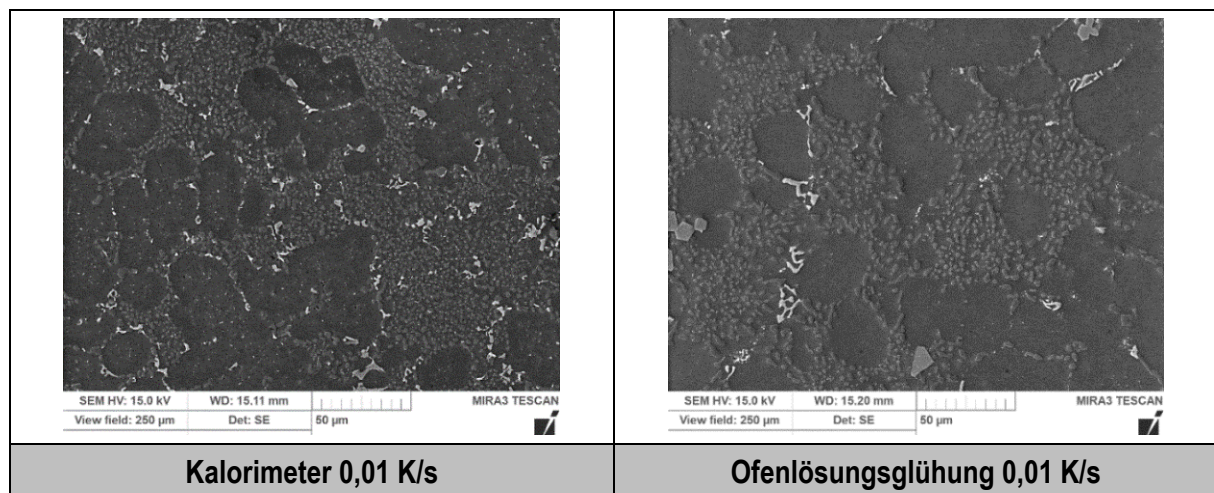


Abbildung 113: REM-Analysen (Vergleich 0,01 K/s Kalorimeter vs. Ofenlösungsglühung): Zu sehen sind geätzte Proben, die im REM hinsichtlich der Einflussnahme der Lösungsglühung auf die Siliziumstruktur untersucht wurden.

Unter der Annahme einer heterogenen Keimbildung konnten anhand der experimentellen Daten die Parameter der Gleichung 2.11 bestimmt und ein Modell zur Abschätzung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit über den vollständigen Kühlbereich realisiert werden (siehe Abbildung 89 und Abbildung 90).

5.3.1.1. Fehlerabschätzung

Eine Kurvenanpassung erfolgte entsprechend der Minimierung von „Chi-Quadrat“ (Gleichung 4.1) unter Annahme normalverteilter Messfehler, die im Folgenden abgeschätzt werden.

Der Messfehler des Abkühlgradienten ist relevant im Temperaturintervall 500-200 °C und beinhaltet die statistischen Unsicherheiten der Temperaturmessungen sowie der Abtastezeit. Der verwendete Datenlogger arbeitet quartzgenau, sodass der relative Zeitfehler bei einer gewählten Abtastezeit von 0,01 Sekunde vernachlässigt werden kann. Der effektive Temperaturfehler setzt sich zum einen aus der Messgenauigkeit des Datenloggers von $\pm 0,3$ °C und zum anderen aus der Genauigkeit des verwendeten Thermoelements vom Typ K von $\pm 1,5$ °C zusammen. Die Temperatur-Zeit-Verhältnisse wurden mittels linearer Regression unter Berücksichtigung des effektiven Temperaturfehlers von ca. 1,53 °C berechnet. Die Fehlerabschätzung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen berücksichtigt die relative Messunsicherheit δ von 0,22 % aus dem Kalibrierungszertifikat der Zugprüfmaschine, die Abweichung durch Gussfehler, die Einflussnahme durch die Teilchenhärtung und den gegebenenfalls leicht abweichenden Beitrag des Primärgefüges zur Festigkeit.

Die Einflussnahme der Gussfehlerdefekte kann durch die experimentelle Standardabweichung des Zustandes nach einer Abkühlung mit 0,01 °C/s erfasst werden (siehe Kapitel 4.3), da dieser nur geringfügig von dem Mechanismus der Teilchenhärtung beeinflusst wird. Der bei 180 °C über den Zeitraum von vier Stunden wärmebehandelte Werkstoffzustand weist in 12 Zugproben eine Standardabweichung von ca. 2 MPa auf (siehe Anhang: Tabelle 27). Die über 72 Stunden kaltausgelagerten Proben mit einer anschließenden Warmauslagerung über 150 Minuten bei 210 °C zeigen in sieben Zugproben eine Standardabweichung von ca. 2,9 MPa (siehe Anhang: Tabelle 27).

Die Abschätzung der Einflussnahme der Teilchenhärtung und des Beitrags des Primärgefüges lässt sich anhand der lösungsgeglühten Proben im Ofen mit anschließend maximaler Abschreckung definieren (siehe Kapitel 4.3). Der Zustand eines maximal übersättigten Mischkristalls hat eine maximal wirksame Teilchenhärtung zur Folge. Die Einflussnahme von Gussfehlern, der Beitrag des leicht abweichenden Anteils des Primärgefüges und des systematischen Fehlers der Zugprüfmaschine kann in diesem Zustand nicht separat hinsichtlich der Wirkungsweise der Ausscheidungshärtung betrachtet werden und wird als inkludiert angesehen. Die Standardabweichung von sieben Zugproben (WA 180 °C | 4 h) beträgt ca. 5,9 MPa (siehe Anhang: Tabelle 27). Eine stärker gewichtete Einflussnahme der Gussfehlerdefekte in Abhängigkeit des Teilchenaushärtungszustandes konnte nicht vollständig in Abhängigkeit des Abkühlgradienten gefasst werden, weswegen für alle Zustände die maximale empirische Standardabweichung der lösungsgeglühten und dann wasserabgeschreckten Proben angenommen wurde ($\overline{S_{max}} = 5,9$ MPa; $\overline{R_{p0,2max}} = 341,5$ MPa).

Der gesamt anzunehmende Fehler $\Delta R_{p_{0,2,i}}$ der $R_{p_{0,2,i}}$ -Dehngrenze des Abkühlzustandes „i“ nach der Wärmebehandlung (WA 180 °C | 4 h) setzt sich somit wie folgt zusammen:

$$\Delta R_{p_{0,2,i}} = \sqrt{(\overline{S_{max}})^2 - (\overline{R_{p_{0,2,max}}} * \delta)^2 + (R_{p_{0,2,i}} * \delta)^2} \quad \text{Gleichung 5.1}$$

Für den Zustand (KA 72 h + WA 210 °C | 150 min) lagen keine Zugproben für die Ofenlösungsglühung mit anschließender Wasserabschreckung vor. Hinsichtlich des Kaltauslagerungseffektes und der stärkeren Gewichtung der Abschreckgeschwindigkeit auf die Ausprägung des Maximums durch die Warmauslagerungstemperatur von 210 °C (siehe Abbildung 102, Abbildung 105), welches sich mit zunehmender Abkühlrate zu kürzeren Warmauslagerungsdauern verschiebt, ist mit einer höheren Abweichung des statistischen Fehlers der erzielbaren $R_{p_{0,2}}$ -Dehngrenze zu rechnen. Die Ausprägung der Keimstellendichte, welche bei 180 °C höher als bei 210 °C ist, wird durch den Kaltauslagerungsprozess von 72 Stunden näherungsweise kompensiert (siehe Kapitel 4.6). Da jedoch bereits Abweichungen von der experimentellen Standardabweichung des Abkühlzustandes 0,01 °C/s von unterschiedlichen Wärmebehandlungen festgestellt werden konnten, wurde der Beitrag $\overline{S_{max}}$ um die Differenz von 0,9 MPa erhöht. Die in Origin berechneten Messunsicherheiten sind im Anhang aufgeführt (siehe Tabelle 25, Tabelle 26).

5.3.1.2. Chi-Quadrat-Test

Der Chi-Quadrat-Verteilungstest liefert für die beiden Warmauslagerungszustände (WA 180 °C | 4 h) und (KA 72 h + WA 210 | 150 min) χ^2 -Werte, welche kleiner als das definierte Signifikanzniveau von 5 % sind (siehe Abbildung 89, Abbildung 90). Die getätigten Fits bilden die experimentellen Daten unter Berücksichtigung aller relevanten Messfehler und der Annahme einer Normalverteilung gut ab.

5.3.1.3. Vertrauensintervall

Die Definition eines symmetrischen Konfidenzintervalls zur Beschreibung der zu erwartenden Abweichung der $R_{p_{0,2}}$ -Dehngrenzen legt eine Überprüfung der Ergebnisse auf statistische Konsistenz mit einer Normalverteilung nahe. Hierzu wurde der Kolmogorov-Smirnov-Test mittels „Origin“ sowohl die auf $R_{p_{0,2}}$ -Dehngrenze als auch auf die Härte in HV1 der jeweiligen drei Zustände der Ofenlösungsglühung (siehe Tabelle 27, Tabelle 28) angewandt. Grundgedanke der Betrachtung beider Werkstoffkennwerte ist, dass die Ergebnisse der Zugprüfung eine stärkere Gewichtung der Gussfehler beinhalten, während die Härte aufgrund der geringen zu prüfenden Fläche eine reduzierte Sensitivität für Gussfehler impliziert und eine stärkere Gewichtung der Teilchenhärtung darstellt.

Eine Normalverteilung konnte in allen Fällen nicht widerlegt werden (siehe Tabelle 29), sodass unabhängig vom Warmauslagerungszustand die Annahme einer Normalverteilung auf alle Zugproben

übertragen wurde und ein Konfidenzintervall von 95 % definiert werden konnte (siehe Anhang: Abbildung 140, Abbildung 141).

5.4. Korrelation zwischen lokalen Abkühlverläufen und Festigkeit im Kurbelgehäuse

Die Ergebnisse der Zugprüfung am Kurbelgehäuse der jeweiligen Abgüsse aus den Jahren 2019 und 2020 zeigen einen wesentlichen Einfluss des Abkühlgradienten und der Kaltauslagerungsdauer auf die Ausprägung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze (Abbildung 48 bis Abbildung 52). Dies deutet auf einen Werkstoffzustand hin, der nicht im gesamten Bauteil die maximal mögliche Festigkeit erreicht. Die Einflussfaktoren der Gießformgestaltung und Schaltung der Kühlsysteme wirken sich auf die Erstarrungsstruktur und den Abkühlgradienten im Bauteil aus, was sich in den SDAS-Werten niederschlägt (siehe Tabelle 9) und anhand der Temperaturmessungen nachvollzogen werden kann. Um die Einflussgrößen zu verifizieren, müssen die prozessbedingten Einflussmöglichkeiten während des Herstellungsverfahrens betrachtet werden. Insbesondere die Temperatur-Zeit-Verhältnisse sind ausschlaggebend. Dabei lassen sich zwei relevante Temperaturbereiche identifizieren: der Temperaturbereich der Erstarrung (628 °C - 523 °C) und der ausscheidungskritische Bereich der Teilchenhärtung (523 °C - 200 °C), siehe Abbildung 114.

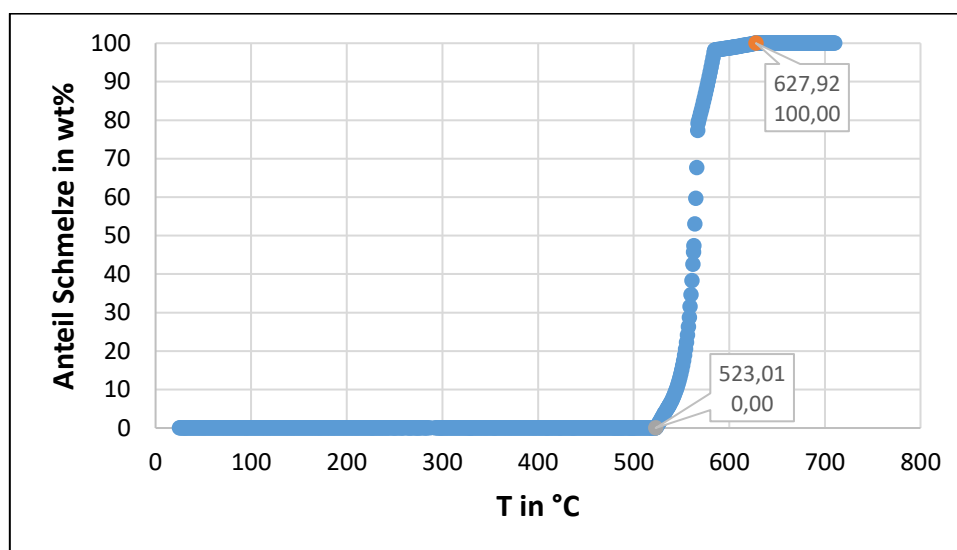


Abbildung 114: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung: Dargestellt ist der Anteil der Schmelze in Abhängigkeit der Temperatur. Hervorgehoben sind die Liquidus- und die Solidustemperatur.

Die lokalen Gegebenheiten des Temperatur-Zeit-Verhältnisses im Urformprozess sind ein Resultat der unterschiedlichen Prozessabschnitte des Verfahrens. Dazu zählen die lokal abweichenden Kühlbedingungen des Gießwerkzeugs, Füllrichtung und Abstand zum Anguss, sowie die Wandstärke der Bauteilgeometrie.

Die Kühlwirkung im Zylindersteg ist ein Resultat der Formfüllung: Die gerichtete Schaltung der Kühlsysteme von der Zylinderkopfdeckfläche zum Lagerstuhl hin und die zeitliche Verzögerung der Kühlsysteme von innen nach außen sollen eine lange Nachdruckphase ermöglichen. Gepaart mit den geringen Wandstärken und dem frühen Schaltzeitpunkt der Kühlpinole, erfolgt eine schnelle Erstarrung. Die mit zunehmendem Abstand von der Zylinderkopfdeckfläche abnehmende Kühlwirkung, ist ein Resultat einer gerichteten Strömung in der Kühlpinole, welche sich von der Zylinderkopfdeckfläche in Richtung des Lagerstuhls ergibt. Die Abschaltung der Kühlpinole bereits nach 50 Sekunden ist zur Vermeidung der Aufschumpfung des Kurbelgehäuses auf den Kühlpinolen durch die Erstarrungsschrumpfung unumgänglich. Dies führt zusätzlich zu einer lokal verminderten Kühlleistung und zu einem eintretenden Temperatenausgleich im Bauteil.

Die Lagerstuhlproben und die durch das JetCooler-System lokal gekühlten Bereiche („LS und ZK“) weisen die höchsten $R_{p0,2}$ -Dehngrenze auf und zeigen weiteres Potenzial hinsichtlich einer Wärmebehandlungsverbesserung, siehe Abbildung 48.

Nach dem Entformen ist das Bauteil zunächst einer Kühlung an Luft unterworfen. Erst durch das anschließende Lagerstuhlsprühen kommt eine weitere lokal kühlende Komponente hinzu. Hierbei wird aufgrund der technischen Umsetzung des Sprühkopfes und der Kurbelgehäuseaufnahme durch den Greifer der Bereich der Zuganker stärker gekühlt als der Lagerstuhl. Die darauffolgende Teilekontrolle stellt einen weiteren zeitlichen Versatz verminderter Kühlung an Luft dar, bevor das Bauteil in das Wassertauchbecken geführt wird.

Die beschriebenen Kühlkonzepte und verbundenen Abkühlgradienten spiegeln sich in den Zugprobenergebnissen aus dem Kurbelgehäuse wider (siehe Abbildung 48).

Die gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe der implementierten Thermoelemente (Abbildung 115), lassen korrelierend zu den SDAS-Werten eine schnellere Erstarrung des Abgusses von 2020 gegenüber 2019 erkennen, welche auf einen früheren Schaltpunkt der Kühlsysteme und höhere Volumenströme im Bereich der Kühlpinole zurückzuführen sind. Unterhalb der Solidustemperatur erfährt der Abguss von 2020 eine geringere Kühlleistung. Die Abschaltung der Kühlpinole und die höhere Masse aufgrund der Aufdickung des Lagerstuhls, führen zu einer höheren Entnahmetemperatur von 271 °C.

Die sich dadurch ergebende verminderte Kühlwirkung im ausscheidungskritischen Temperaturbereich ist für die geringeren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen verantwortlich. Insbesondere die Entnahmetemperatur und die zeitliche Verzögerung, resultierend aus einer verringerten Kühlwirkung an Luft, können den Grad der Übersättigung des Mischkristalls stark verändern.

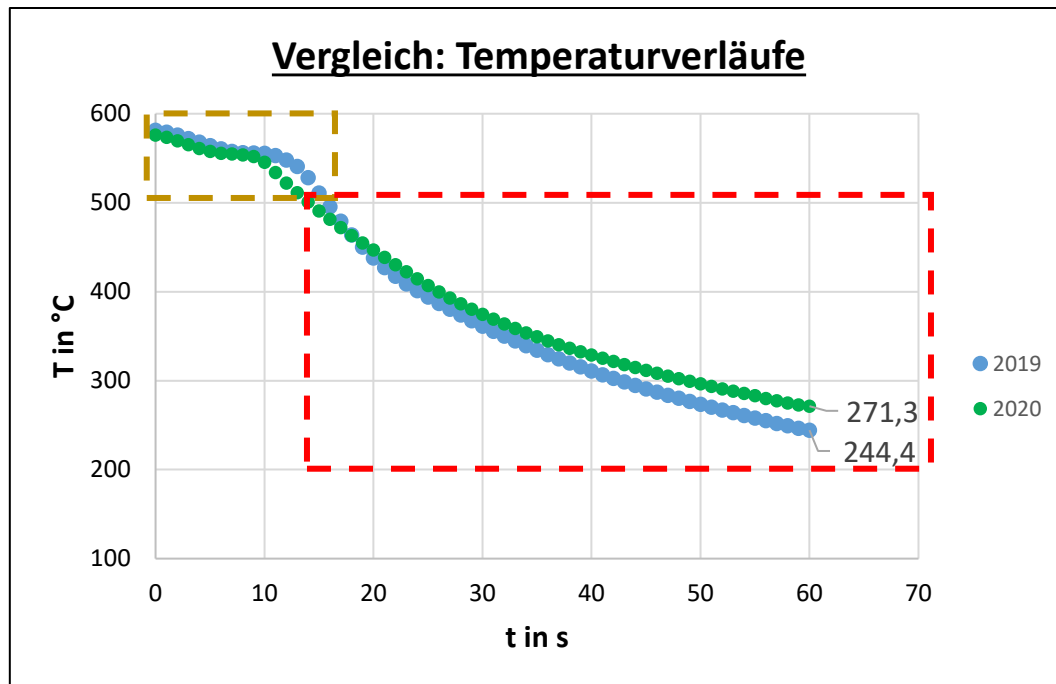


Abbildung 115: Abgebildet sind die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses der Abgüsse 2019 (blau) und 2020 (grün) bis zur Entformung. Die beiden Temperaturintervalle der Erstarrung (braun) und der weiteren Abkühlung im festen Zustand (rot) sind halbquantitativ anhand der gestrichelten Umrandungen illustriert.

Diskutieren lässt sich dieser Zusammenhang durch isotherme Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme, welche in Abhängigkeit der Zeit entsprechend einer definierten Temperatur die Ausscheidungsbildung wiedergibt. Dies ist nach (Davydov, et al., 2001) in Abbildung 116 am Beispiel einer Al-Cu-Mg-Legierung dargestellt, wo sich die Ausscheidungsinitiierung unter den gegebenen Bedingungen des Temperatur-Zeit-Verhältnisses und dem damit einhergehenden Grad der Übersättigung des Mischkristallzustandes, der temperaturabhängigen Diffusionsgeschwindigkeit und der bevorzugten Keimbildungsart und Phasenbildung verändert. Eine hohe Temperatur impliziert eine hohe Diffusionsgeschwindigkeit, aber einen geringen Übersättigungsgrad des Mischkristallzustandes. Bei niedriger Temperatur nimmt dieser zu, gleichzeitig nimmt die Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente ab. Dazwischen existiert ein Temperaturbereich, in dem die Keimbildungsrate und die Diffusionsgeschwindigkeit in einem günstigen Verhältnis zueinanderstehen und bereits kurze, isotherme Temperaturschritte mit einer hohen Umsatzrate an Ausscheidungen verbunden sind.

Ein Verweilen an Luft im gleichen Zeitintervall ist in Abhängigkeit der Temperatur unterschiedlich zu bewerten, da sich die Umsatzrate der Ausscheidungen entsprechend der Diffusionsgeschwindigkeit und Keimbildungsrate verändert.

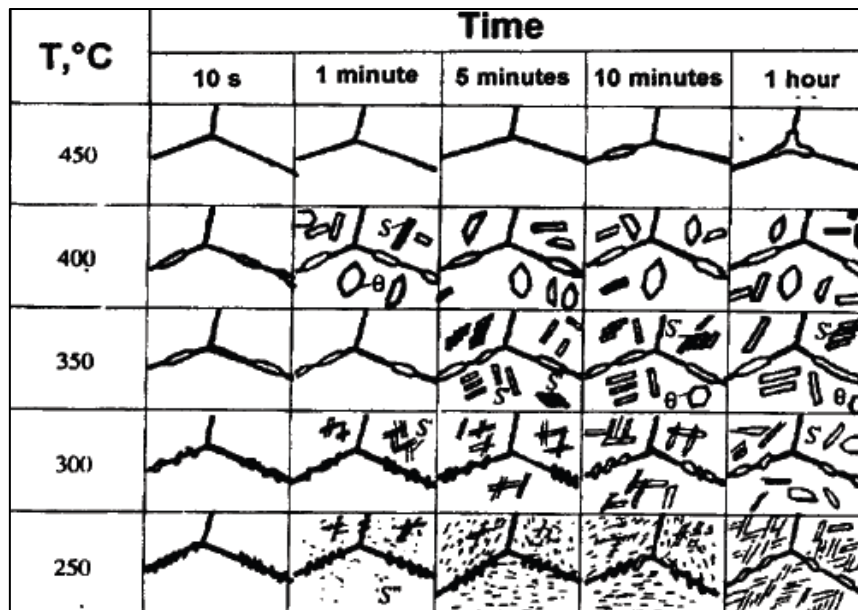


Abbildung 116: Schematische Darstellung einer TEM-Aufnahme der temperatur- und zeitabhängigen Keim-, Phasenbildung in Folge eines isothermen Stufenschritts während der Abkühlung einer Al-Cu-Mg Legierung (Davydov, et al., 2001, p. 221).

Ein Zusammenhang zwischen der Leerstellenkonzentration und dem Grad der Übersättigung des Mischkristallzustandes und der damit implizite Einfluss auf die Diffusionsgeschwindigkeit der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente, konnte bereits in den Untersuchungen nach (Irretier, et al., 2002) an der Aluminiumlegierung A357.0 nachgewiesen werden. Abbildung 117 lässt einen Zusammenhang zwischen dem sich ergebenden Härtemaximum einer Warmauslagerung bei 160 °C und den zuvor vorherrschenden Abschreckbedingungen herstellen.

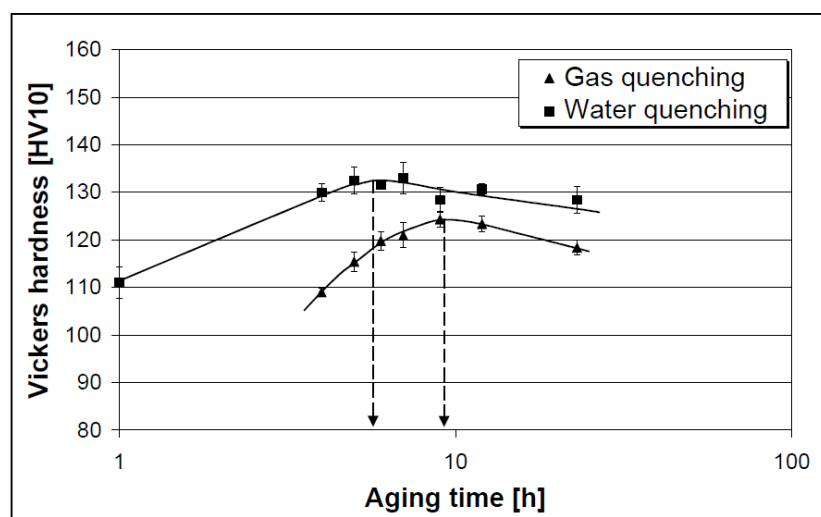


Abbildung 117: Aufgeführt ist die Einflussnahme der Abkühlbedingung auf das Aushärtemaximum anhand der empirischen Daten der Al-Legierung A357.0 bei 160 °C. (Irretier, et al., 2002)

Dieser Zusammenhang spiegelt sich in Abbildung 104 wider und liefert eine Erklärung für die unterschiedlich realisierten $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen in Abhängigkeit der verschiedenen Entnahmeposition am Bauteil (siehe Abbildung 48).

Die zunächst isotherm beschriebenen Zusammenhänge lassen sich sowohl mittels Quench Faktor Analyse (Kapitel 2.6.3) als auch mittels des entwickelten abkühlratenabhängigen Modells (Kapitel 2.6.4) auf kontinuierliche Abkühlungen übertragen. Intention ist das Verständnis und die Vorhersage der positionsabhängigen Werkstoffeigenschaft im Kurbelgehäuse. Die Temperatur-Zeit-Verläufe konnten sowohl experimentell als auch mittels des validierten Simulationsmodell in Magmasoft® an oder nahe bei den Positionen der Zugprobenentnahme im Kurbelgehäuse ermittelt werden, siehe Kapitel 4.1.4. Korrespondierend dazu liegen für den definierten Warmauslagerungszustand (KA 72h + WA 210°C|150min) für die selbigen Positionen Zugversuche vor, siehe Kapitel 4.1.1.

Da im realen Fertigungsprozess die diskontinuierlichen Abkühlverläufe nicht den linearen Abkühlraten eines kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramms entsprechen, muss hinsichtlich der Bewertung des Mischkristallzustandes die temperatur- und zeitabhängige Keim- und Phasenbildung berücksichtigt werden. Die notwendige Abschätzung des Ausscheidungsverhaltens einer diskontinuierlichen Abkühlung erfordert eine Gewichtung verschiedener durchlaufenden Temperaturintervalle entsprechend ihrer Zeitkomponente. Dazu wurden folgende Schritte unternommen:

- Quench-Faktor-Analyse (siehe Kapitel 2.6.3):
Die positionsabhängigen Temperatur-Zeit-Verläufe im Kurbelgehäuse, ermittelt aus den Simulationsergebnisse in Magmasoft®, wurden mit Polynomen 5. Grades genähert (siehe Anhang Abbildung 142). Anschließend wurden die Abkühlverläufe inkrementell in Temperaturintervalle von 10 °C, von der Lösungsglühtemperatur 500 °C bis zu dem Zeitpunkt des Tauchens oder Lagerstuhlsprühens, nach welchem die Bauteiltemperatur unter 200 °C fällt, unterteilt.
- Die Gewichtungsfunktion verschiedener Temperaturintervalle wurde aus der kritischen Zeit ($t_{kritisch}$, siehe Abbildung 118) des mittels JMatPro® berechneten isothermen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramms (Abbildung 43) abgeleitet. Dabei wurde angenommen, dass es sich um eine gleichwertige Einflussnahme der sich ausscheidenden Phasen auf die Übersättigung des Mischkristalls handelt, unabhängig von der Art der Phasenbildung. Die mittlere Dauer $\bar{t}_{kritisch_i}$ beschreibt hierbei den Mittelwert der kritischen Zeit für das betrachtete Temperaturintervall ΔT_i .

In Anlehnung an die Quench Faktor Analyse ergibt sich eine gewichtete mittlere Abkühlrate λ in Abhängigkeit der Bauteilpositionen nach Gleichung 5.2.

$$\lambda = \sum_{i=200}^{500} \left[\frac{\Delta T_i}{\Delta t_i} * \frac{\Delta t_i}{\bar{t}_{kritisch_i}} \right] / \sum_{i=200}^{500} \frac{\Delta t_i}{\bar{t}_{kritisch_i}} \quad \text{Gleichung 5.2}$$

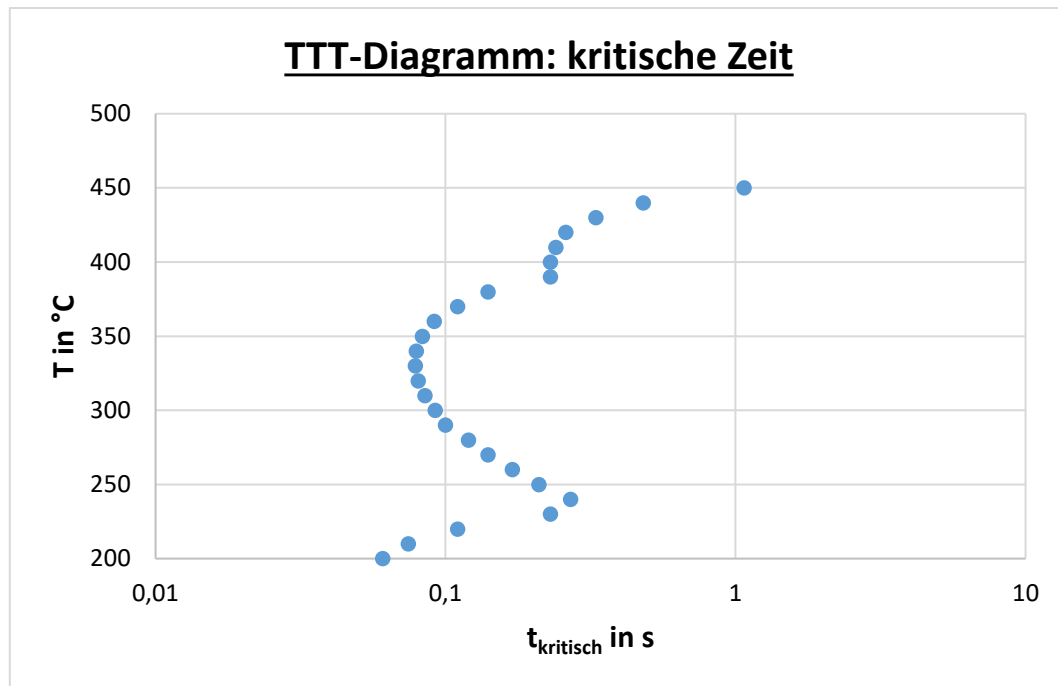


Abbildung 118: Temperaturabhängige kritische Zeit im isothermen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm von JMatPro® Version 13.2.

Nachfolgend werden für die Temperatur-Zeit-Verläufe aus dem validierten Simulationsmodell in Magmasoft® an den Positionen der Zugprobenentnahme aus dem Kurbelgehäuse (Anhang: Abbildung 142) die mittlere gewichtete Abkühlrate λ nach (Gleichung 5.2) berechnet. Diese mittleren gewichteten Abkühlraten werden in den entwickelten Modellansatz für die Dehngrenze (Abbildung 90) implementiert und mit den Zugprobenergebnissen aus dem realen Bauteil verglichen. Daraus ergeben sich die folgenden Zusammenhänge, siehe Abbildung 119. Die lokal unterschiedlichen Dehngrenzen lassen sich mit dem entwickelten Modell erklären und vorhersagen. Die Ergebnisse zeigen, dass durch die gemittelte gewichtete Abkühlrate eine gute Korrelation zu den Zugprobenergebnissen aus dem Kurbelgehäuse besteht und der diskontinuierliche Abkühlverlauf des Fertigungsprozesses mittels der getätigten Gewichtung beschrieben werden kann.

Das angepasste Modell ermöglicht eine ortsabhängige und damit temperaturgradientabhängige Berechnung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze mit guter Übereinstimmung, gegenüber den realen Zugkennwerten aus dem Kurbelgehäuse. Unter Berücksichtigung der Modellerstellung und den realen Zugproben aus dem Kurbelgehäuse, gepaart mit den validierten Abkühlraten aus dem Simulationsmodell, lassen sich die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen am Kurbelgehäuse mit einem Vertrauensintervall von 95% vorhersagen.

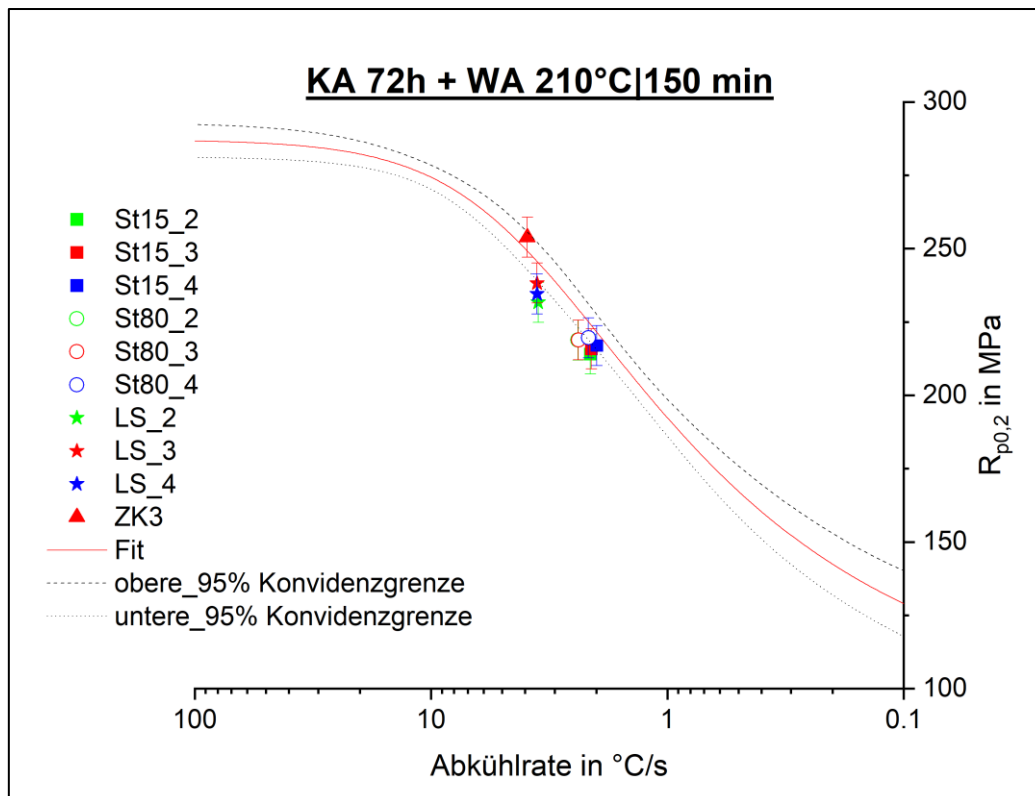


Abbildung 119: Darstellung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze nach einer Wärmebehandlung (KA[72 h] + WA[210 °C|150 min]) in Abhängigkeit von der Abschreckgeschwindigkeit aus dem Lösungsglühprozess bei 500 °C. Die Zugversuche setzen sich aus den Ansätzen der Laserkurzzeit- und der Ofenlösungsglühung zusammen (Datenpunkte, schwarz). Die numerische Lösung von Chi-Quadrat als die Summe der varianzgewichteten Residuenquadrate ist als rote Linie dargestellt, welche von dem 95 % Konfidenzintervall umgeben wird. Vergleichend sind aus dem KGH positionsbezogen die Ergebnisse der $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen in Abhängigkeit der gewichteten mittleren Abkühlraten λ aufgeführt.

Wesentlich für die Interpretation und Einordnung der vorliegenden Zugversuche ist der Hinweis, dass die Kurbelgehäuse gegenüber den Laserversuchen einer zusätzlichen thermischen Beeinflussung im Fertigungsprozess unterworfen sind, welche sich durch ein Wiedererwärmen des Kurbelgehäuses nach der Wasserabschreckung im Tauchbecken äußert (siehe Abbildung 59). Dies beeinflusst die Keim- und Phasenbildung und somit den Mischkristallzustand (Abbildung 107). Inwieweit die anschließend erfolgte Kaltauslagerung über den Zeitraum von 72 Stunden diesen Effekt kompensiert, lässt sich aus den getätigten Untersuchungen nicht endgültig abschätzen.

5.5. Auslagerungsverhalten

In den vorherigen Kapiteln wurde der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit bei konstanter Auslagerung diskutiert. In diesem Kapitel sollen Variationen der Auslagerung diskutiert werden. Die kalorimetrischen Untersuchungen zum Kaltauslagerungseffekt und hinsichtlich des Warmauslagerungsverhalten anhand des Wiedererwärmens im Wärmestrom DSCs zeigen bei einer gerätebedingten Aufheizrate von 10 K/min eine gute Reproduzierbarkeit der Messkurven bei geringen gerätespezifischen Fehlern (siehe Anhang Abbildung 136, Abbildung 137). Der ausscheidungsfreie Bereich bei niedrigen Temperaturen konnte klar

identifiziert und die Messkurven entsprechend referenziert werden. Bezüglich der Interpretation des detektierten Ausscheidungsverhaltens und der Bewertung der Qualität der kalorimetrischen Untersuchungen wurden aus der Literatur vergleichbare Untersuchungen zur Beurteilung herangezogen.

5.5.1. Kaltauslagerung

Die Ergebnisse von (Wang, et al., 2004) Abbildung 95 und (Schmidt, et al., 1995) Abbildung 96 bestätigen, den auch in dieser Arbeit detektierten Verlauf der kalorimetrischen Messungen. Mit zunehmender Kaltauslagerungsdauer bei Raumtemperatur schreitet die Bildung von GP-Zonen voran. Nach (Bauer & Gerold, 1966) nimmt hierbei mit der Zeit die Zonenanzahl und der Anteil an Kupfer in diesen zu, bis eine kritische Dichte erreicht wird und sich schließlich die kleineren zu Gunsten der größeren auflösen und diese nur noch wachsen.

Der erste exotherme Peak „a“ beim Wiedererwärmen wird der weiteren Bildung von GP-Zonen zugewiesen und ab einer vorherigen Kaltauslagerungsdauer größer 12 Stunden nicht mehr detektiert (siehe Abbildung 97). Die mit zunehmender vorheriger Kaltauslagerung ab 12 Stunden unterhalb von 100 °C einsetzende endotherme Reaktion „x“ deutet auf eine Auflösung von zuvor gebildeten GP-Zonen bei Raumtemperatur hin (siehe Abbildung 97), die weniger temperaturstabil sind. Die DSC-Wiedererwärmkurven vermitteln das Kaltauslagerungsverhalten und korrelieren mit der Zunahme der Härte mit der Kaltauslagerungsdauer (siehe Abbildung 98, Abbildung 99). Nach ca. 72 h tritt eine Sättigung des Kaltauslagerungseffektes auf.

Der Kaltauslagerungseinfluss lässt sich sowohl an der Änderung des Aushärtemaximums der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze gegenüber der Warmauslagerungsdauer (Abbildung 49), als auch an den Kaltauslagerungsuntersuchungen am Wärmestrom DSC (Abbildung 97) identifizieren und wurde bereits durch (Pabel, et al., 2006) empirisch in den in Abbildung 120 dargestellten Studien untersucht.

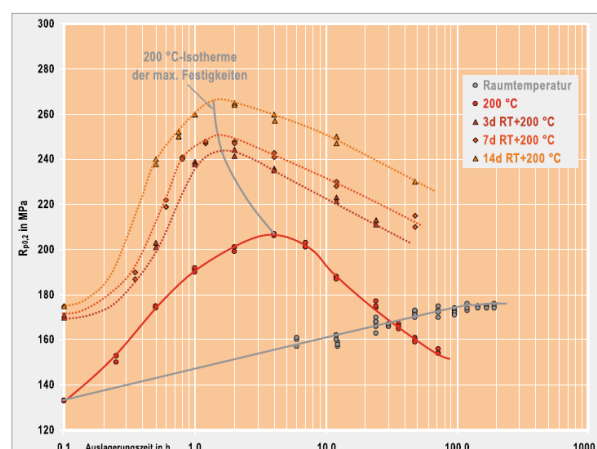


Abbildung 120: Einflussnahme der Kaltauslagerung auf die Ausprägung des Warmauslagerungsmaximums der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze der Legierung AISI9Cu3(Fe). (Pabel, et al., 2006)

Die Verschiebung des Warmauslagerungsmaximums ist ein Resultat einer veränderten Keimstellendichte und Keimbildung, die aufgrund einer sequenziellen Ausscheidungsreihenfolge (siehe Tabelle 4), dem hohen Kupferanteil und den damit implizierten, dominierenden Kupferausscheidungen einen Teil der Keimbildung und Phasenbildung vorwegnimmt. Der fortgeschrittene Keimbildungszustand und die bereits gebildeten GP-Zonen führen bei einem anschließenden, thermischen Eintrag zu einem weiteren Wachstum und Bildung der sequenziell vorgesehenen Phasen, was die Warmauslagerungsdauer reduziert. Die mit der Kaltauslagerungsdauer zunehmende Umsatzrate und steigende Anzahl an feinst dispersen Ausscheidungen, führt zu einer Erhöhung der Festigkeit (siehe Kapitel 2.3.2).

5.5.2. Warmauslagerung

Die Härtemessungen hinsichtlich des Warmauslagerungsverhaltens (Abbildung 100, Abbildung 104) und der Einflussnahme der Kaltauslagerung (Abbildung 105) zeigen ein Verhalten, welches bereits (Pabel, et al., 2006) an der Legierung AlSi9Cu3(Fe) identifiziert hat (siehe Abbildung 121). Mit zunehmender Warmauslagerungstemperatur erfolgt das Härtemaximum früher, fällt jedoch geringer aus. Mit zunehmender vorheriger Kaltauslagerungsdauer lässt sich bei gleicher Warmauslagerungstemperatur eine Verschiebung des Maximums zu kürzeren Zeiten erkennen und eine Härtesteigerung ist zu verzeichnen.

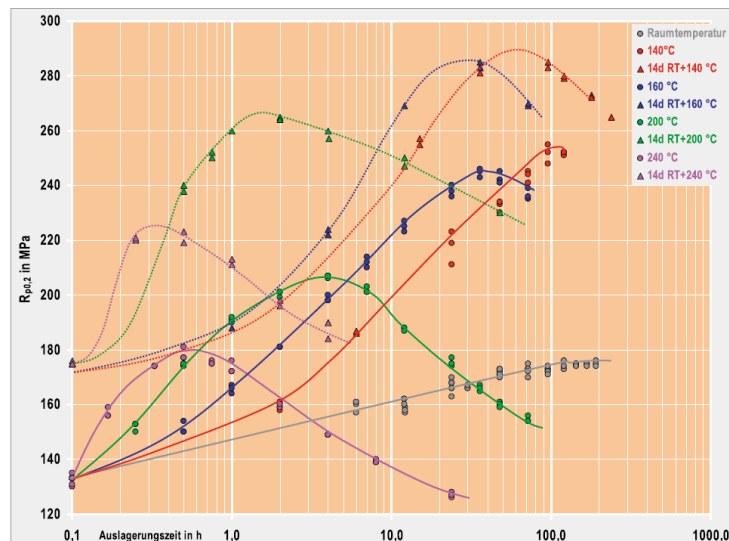


Abbildung 121: Temperaturabhängiges Auslagerungsverhalten und die Einflussnahme der Kaltauslagerung auf die Ausprägung des Warmauslagerungsmaximums der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze der Legierung AlSi9Cu3(Fe) . (Pabel, et al., 2006)

Nach (Kelly & Nicholson, 1961) werden mit zunehmender Temperatur, größere Ausscheidungen und per se größere Abstände zwischen diesen generiert. Demnach sind die niedrigeren Härte- und Festigkeitswerte der lösungsgeglühten, wasserabgeschreckten und anschließend warmausgelagerten Proben bei 210 °C (Abbildung 104) gegenüber einer Warmauslagerungstemperatur von 180 °C (Abbildung 100) eine Folge der Verteilung und der Ausprägung von größeren Ausscheidungen. Das Härtemaximum bei der

Warmauslagerungstemperatur von 210 °C wird früher erreicht (Abbildung 104), da mit der Temperatur die Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente in Aluminium zunimmt.

Eine vorgeschaltete Kaltauslagerung sollte eine effektivere, feinstverteilte Keimbildung bewirken. Vergleicht man die dargestellte Einflussnahme des Kaltauslagerungseffektes aus Abbildung 121 in Abhängigkeit der anschließenden Warmauslagerungstemperatur, lässt sich bei einer Warmauslagerungstemperatur von 180°C (Abbildung 102) gegenüber der Warmauslagerungstemperatur von 210°C (Abbildung 105) der beschriebene Effekt nicht bestätigen. Die Härtewerte aus Abbildung 102 zeigen durch eine vorgeschaltete Kaltauslagerung von 72 h keine messbare Steigerung der maximalen Härte.

Dies lässt sich anhand der Ergebnisse nach (Jacobs, 1999, p. 18) interpretieren. Mit abnehmender Warmauslagerungstemperatur nimmt die Keimbildungsrate zu, wohingegen die Atommobilität sich verringert. Dies wurde für die Legierung AlSi9Cu3(Fe) von (Pabel, et al., 2006) umgesetzt, welche für den Temperaturbereich von 140-180 °C die höchste Keimbildungsrate ausgibt (siehe Abbildung 122, grau gestrichelte Kurve).

Referenzierend auf diese Quellen ist davon auszugehen, dass eine Warmauslagerungstemperatur von 180 °C eine hohe Keimbildungsrate für den spezifischen Fall der Legierung AlSi9Cu3(Fe) zur Folge hat (siehe Abbildung 122), sodass eine vorgeschaltete Kaltauslagerung keine wesentliche Festigkeitssteigerung erzielt (siehe Abbildung 102).

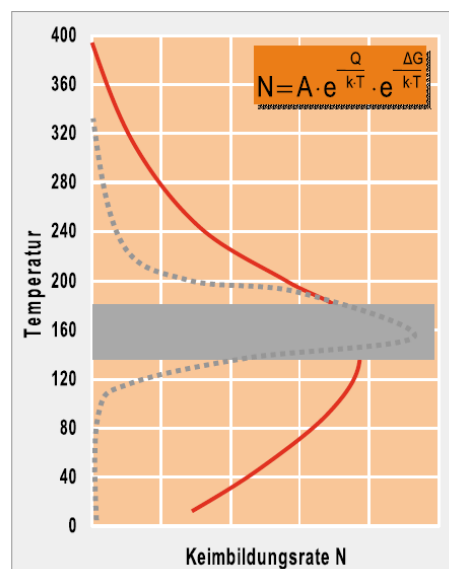


Abbildung 122: Dargestellt ist die temperaturabhängige Keimbildungsrate (grau gestrichelte Kurve) der Legierung AlSi9Cu3(Fe) mit maximaler Ausscheidungsrate. (Pabel, et al., 2006)

Wie in Abbildung 104 und Abbildung 105 zu erkennen ist, hat eine veränderte Keimbildung (Kalttauslagerung von 72 h) und eine stärkere Übersättigung des Mischkristallzustandes (Wasser- vs. Luftabschreckung) bei einer anschließenden Warmauslagerung von 210 °C nicht nur eine Verschiebung des Maximums zur Folge, sondern es lässt sich ebenfalls ein verändertes Ausscheidungswachstum

verzeichnen. Es wird ein schnelleres Durchschreiten des Maximums hinsichtlich der Warmauslagerungszeit identifiziert.

5.5.3. Wiedererwärmen eines unzureichend abgeschreckten Bauteils

Die ermittelten Härten der Kurzzeitauslagerung bei 80 °C mit anschließender Warmauslagerung bei 210 °C (siehe Kapitel 4.6.2.3) weisen gegenüber den Proben, welche in Wasser abgeschreckt und anschließend direkt bei 210 °C ausgelagert wurden, geringere Werte auf (siehe Abbildung 107).

Selbiges Phänomen konnte (Zhuang, et al., 2001) anhand des Ausscheidungsverhaltens an der Aluminiumlegierung EN AW-6016 identifizieren. Ein lösungsgeglühter, abgeschreckter Mischkristallzustand mit unverzüglich erfolgter Warmauslagerung erzielt höhere $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen, als selbiger Mischkristallzustand mit erfolgter Kombination aus Vorauslagerung und anschließender Warmauslagerung (siehe Abbildung 123, rote Pfeile). Betrachtet man hingegen den Zustand nach Abschreckung gegenüber dem Zustand abgeschreckt und anschließend vorausgelagert (Abbildung 123, grüner Pfeile), liegen die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen des vorausgelagerten Zustandes höher. Was mit dem Ergebnis aus Abbildung 107 korreliert.

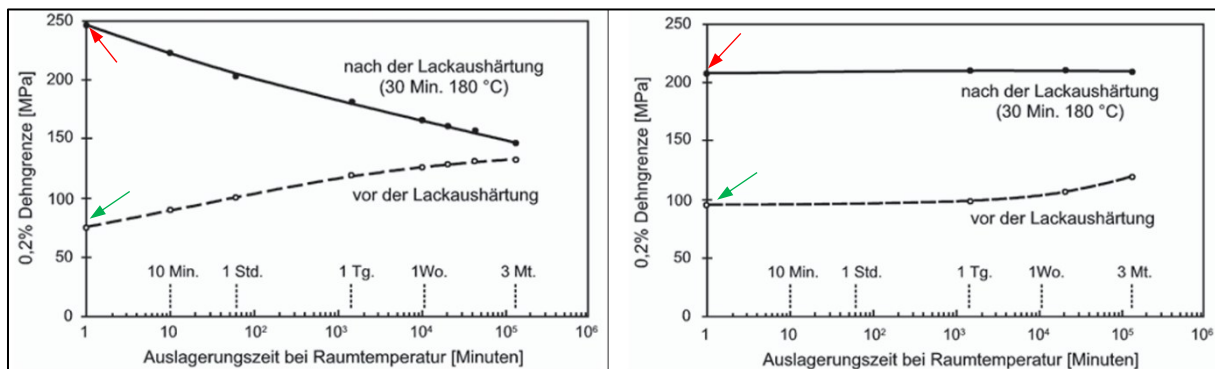


Abbildung 123: EN AW-6016: Einfluss des Kaltauslagerungseffektes auf den anschließenden Lackeinbrennprozess (180 °C | 30 min), linkes Bild. Einfluss einer Vorauslagerung mit anschließendem Lackeinbrennprozess (180 °C | 30 min), rechtes Bild. (Zhuang, et al., 2001) modifiziert von (Osternann, 2014)

Den negativen Effekt der Kaltauslagerung bei dem AlMgSi-System führt (Ried, et al., 1977) auf die Bildung von stabilen Clustern zurück, welche den Sättigungsgrad des Mischkristallzustandes reduzieren, aber bei einer anschließenden Wärmebehandlung sich erschwert auflösen.

Unter der Annahme, dass sich bei der AlSi9Cu3(Fe)-Aluminiumlegierung beim Wiedererwärmen auf 80 °C vergleichbare GP-Zonen bilden, die sich bei der anschließenden Wärmebehandlung von 210 °C erschwert auflösen, lassen sich die Ergebnisse aus Abbildung 107 selbigen Ausscheidungsverhalten zuordnen.

5.6. Ausblick

Ein wesentlicher Ansatzpunkt zur Bewertung des Werkstoffzustandes eines im Urformprozess hergestellten Bauteils ist die Kenntnis der lokalen Temperatur-Zeit-Verläufe während des Herstellungsprozesses. Die quantitative Auswertung der durchlaufenden Temperaturintervalle ermöglicht bei Aluminiumlegierungen eine Abschätzung des Grades der Übersättigung des Mischkristalls. Die Implementierung eines Thermoelements in die Schmelze gestattet sowohl die Bewertung des realen Temperaturverhaltens in der Gießform als auch die Validierung von Simulationsmodellen, welche eine lokale Auswertung im Bauteil hinsichtlich des Temperatur-Zeit-Verhaltens bieten. Die Erstellung eines abkühlratenabhängigen mechanischen Modells offeriert eine Abschätzung der erzielbaren Zugversuchskennwerte in Abhängigkeit des Kühlgradienten und sind unerlässlich für eine simulativ gestützte Abschätzung und Anpassung des Herstellungsprozesses. Aufgrund der enormen Vorteile einer bauteilnahen, werkstoffspezifischen Auslegung eines Herstellungsverfahrens bietet sich die beschriebene Vorgehensweise als zukünftige Standard-Prozedur an.

Durchzuführende in-situ Temperaturmessungen sollten mit einem minimalen Thermoelementdurchmesser und möglichst nahe an der Schmelze sowie mit einer hohen Abtastrate realisiert werden. Die bisher verwendete Thermoelementdimension von zwei Millimetern, gepaart mit einer verhältnismäßig geringen Abtastrate von einer Sekunde, sind für den schnellen Erstarrungsprozess und Formfüllvorgang hinsichtlich einer hochaufgelösten Temperaturmessung nur bedingt geeignet, sodass, gerade im Prozessschritt der Erstarrung, Abweichungen von der wahren Temperatur zu erwarten sind.

Unter dem Aspekt der hohen lastenheftspezifischen Anforderungen bezüglich der erzielbaren mechanischen Festigkeit, bei gleichzeitig hinreichender dynamischer Festigkeit und Duktilität, ist im Hinblick auf die Verwendung der AlSi9Cu3(Fe) -Legierung mit zunehmend maximalem Aushärtungszustand mit einer Abnahme der Bruchdehnung zu rechnen. Aufgrund der relativ dicken Wandstärken und nachgewiesenen moderaten Abkühlgradienten während des Urformprozesses ist, im Zusammenhang mit der steigenden Abkühlempfindlichkeit einer hochlegierten Aluminiumlegierung, die Verwendung einer Legierung mit geringerem Kupfergehalt zu erwägen. Dies sollte gleichwertige $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen bei gleichzeitig höheren Bruchdehnungen liefern.

Die Thematik des Wiedererwärmens des Kurbelgehäuses nach dem teilweisen Eintauchen in ein Wasserbad legt entweder eine verlängerte Tauchkühlung oder Abtrennung des Angusses nahe, da die Restwärme den eingestellten Werkstoffzustand undefiniert beeinflusst und, nach den Härtewerten zu urteilen, die Ausscheidungshärtung verschlechtert. Vorteilhaft sollte eine Verlängerung der Tauchzeit des Kurbelgehäuses im Wasserbecken sein, welche bei gleichbleibender Taktzeit des Urformprozesses,

beispielsweise durch ein geteiltes Konzept eines zusätzlichen Roboters und eines zusätzlichen Abschreckbades, umgesetzt werden müsste.

6. Zusammenfassung

Sekundäre Aluminiumlegierungen wie AlSi9Cu3(Fe) spielen vor dem Hintergrund der ökonomischen und ökologischen Aspekte in weiten Bereichen der gießtechnologischen Herstellung eine wichtige Rolle. Für eine bedarfsgerechte und effiziente Umsetzung ist eine bauteil- und herstellungsspezifische Auslegung des Werkstoffs von Nöten. Grundvoraussetzung hierfür ist das Verständnis der in diesem Zusammenhang Einfluss nehmenden Verfestigungsmechanismen. In dieser Dissertation wurden die Einflussfaktoren auf die Temperatur-Zeit-Verläufe sowohl während des Urformprozesses als auch der nachfolgenden Wärmebehandlung mittels unterschiedlicher Analysemethoden beleuchtet und in Bezug auf den festigkeitssteigernden Mechanismus der Teilchenhärtung bewertet.

Erstmalig konnte ein Thermoelement in die Gießform des laminaren Druckgusses am Beispiel eines Kurbelgehäuses implementiert werden, welches die realen Temperaturverhältnisse während des Urformprozesses erfasst. Dies ermöglichte die Validierung einer Gießsimulation in Magmasoft® und die Untersuchung der Temperatur-Zeit-Verläufe an den hochbelasteten Bauteilbereichen, die im Lastenheft stark reglementiert sind.

Mittels eines Diodenlasers konnte zum ersten Mal ein Kurzzeitlösungsglügen von Zugproben mit anschließend definierter Abschreckung realisiert werden, welches eine gute Temperaturhomogenität im Probekörper aufweist. Entsprechend der unterschiedlichen Abkühlbedingungen wurde der Zusammenhang zwischen dem Grad der Übersättigung des Mischkristalls und der durch eine Wärmebehandlung umsetzbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze unter minimalen Änderungen des Gusszustandes hinsichtlich des Primärgefüges hergestellt. Das weiterführende mechanische Werkstoffmodell konnte den übersättigten Mischkristallzustand in den mechanischen Werkstoffkennwert der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze überführen. Anhand einer Kurvenanpassung durch Minimierung der quadratischen Abweichung und unter Berücksichtigung der auftretenden Messabweichungen wurde die Abkühlgeschwindigkeit ins Verhältnis zur erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze gesetzt und auf einen breiteren Kühlbereich erweitert. Demnach stellt sich ab einer überkritischen Abschreckgeschwindigkeit eine plateauähnliche Ausprägung ein, innerhalb welcher eine Veränderung der Abkühlgeschwindigkeit eine gleichwertige $R_{p0,2}$ -Dehngrenze liefert.

Eine besondere Herausforderung stellt die diskontinuierliche Abkühlung des Kurbelgehäuses dar. Hier konnte erstmalig durch die Berechnung einer gewichteten mittleren Abkühlgeschwindigkeit anhand der temperaturabhängigen kritischen Zeit aus dem isothermen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm unter Berücksichtigung der Quench-Faktor-Analyse einer Bewertung ermöglicht werden.

Detaillierte Erkenntnisse konnten bezüglich der Phasenbildung in Abhängigkeit der Abkühlrate gewonnen werden. Kalorimetrische Messungen der Excesswärmekapazität und die Modifikation der erzielbaren Härte durch Variation der Abschreckgeschwindigkeit im Abschreckdilatometer wurden durch

metallographische Analysen (EDX, REM, XRD) ergänzt und mit Simulationen auf Basis thermodynamischer Prinzipien in JMatPro® verknüpft.

Die Ergebnisse dieser Arbeit liefern bezüglich der Legierung AISi9Cu3(Fe) ein besseres Verständnis des Ausscheidungsverhaltens im Hinblick auf die Einflussnahme der Abkühlgeschwindigkeit, der Kaltauslagerung und die sich dadurch ergebenden Auswirkungen auf die Ausprägung des Härtemaximums durch eine Wärmebehandlung. Die Übertragung der werkstoffwissenschaftlichen Untersuchungen auf ein konkretes Kurbelgehäuse, hergestellt im Verfahren des laminaren Druckgusses, schafft einen direkten industriellen Anwendungsbezug, ist auf diesen jedoch nicht beschränkt. Die werkstoffwissenschaftlichen Erkenntnisse lassen sich durch eine Anpassung der Randbedingungen auf andere Bauteile oder andere Aluminiumlegierungen übertragen. Das Potenzial der neu entwickelten Methode motiviert eine Neubewertung des gesamten Prozesszyklus unter Berücksichtigung der in dieser Dissertation gewonnenen werkstoffwissenschaftlichen Erkenntnisse.

Danksagung

Diese Dissertation entstand während meiner Tätigkeit bei der „Mercedes-Benz Group AG“ im Team „Werkstoffe Drive Systems“ und wurde von Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Leiter des Lehrstuhls für Werkstofftechnik der Universität Rostock, betreut. Zum Erfolg dieser Arbeit haben viele Menschen beigetragen, welchen ich hiermit danken möchte.

An erster Stelle danke ich Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler für die Betreuung meiner Arbeit, die maßgebenden Impulse und Expertise. Die mit der Unterstützung Ihrer Arbeitsgruppe erlernte Methodik der Kalorimetrie war Grundvoraussetzung, das gewonnene Wissen auf eigene Versuchsreihen zu übertragen und prägend für meine Arbeit.

Mein besonderer Dank gilt Dr. R. Behr für die Möglichkeit, meine Arbeit bei der „Mercedes-Benz Group AG“ durchzuführen, die gewährten Freiräume und das entgegengebrachte Vertrauen. Zusammen mit Dr. B. Schietinger standen Sie mir jeder Zeit mit Ihrer wissenschaftlichen Akribie zur Seite. Durch Ihren methodischen und wissenschaftlichen Rat bereicherten Sie meine Arbeit und darüber hinaus meine persönliche Entwicklung.

Der Abteilung „Werkstofftechnik“, insbesondere meinen Kolleg:innen und Teamleitern Dr. J. Güttler und Dr. R. Joos des Teams „Werkstoffe Drive Systems“, möchte ich für die Jahre gegenseitigen Respekts, Förderung und guter Zusammenarbeit danken.

Dem Technikum der Gießerei in Mettingen der „Mercedes-Benz Group AG“ danke ich für die tatkräftige Unterstützung bei der Realisierung der Versuche hinsichtlich des laminaren Druckgusses. Der fachliche Austausch und die Versuchsdurchführungen waren maßgebend.

Herrn Liebhäuser danke ich für die Umsetzung und erweiterte Adaption der Erstarrungs- und Abkühlsimulation, die eine positionsabhängige Betrachtung der lokalen Gegebenheiten im Bauteil gestattet.

Ganz herzlich möchte ich meinen Eltern und meinen beiden Geschwistern danken, die mich all die Zeit unterstützt haben und mir stets zur Seite standen.

Literaturverzeichnis

- (Altenpohl & Burgmann, 1968) Altenpohl, D. & Burgmann, W., 1968. Überlegungen über den Zusammenhang zwischen Korngröße und Aufheizgeschwindigkeit. *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 59, Heft 5, pp. 364-371.
- (Ambos, et al., 2011) Ambos, E. P. i. R. D.-I. et al., 2011. JetCooling-Arbeitsweise, Wirkung und Ergebnisse. *Giesserei-Rundschau* 58, Heft 3/4, pp. 57-61.
- (Avrami, 1939) Avrami, M., 1939. Kinetics of Phase Change. I General Theory. *The Journal of Chemical Physics*, Band 7, pp. 1103-1112.
- (Avrami, 1940) Avrami, M., 1940. Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei. *The Journal of Chemical Physics*, Band 8, pp. 212-224.
- (Avrami, 1941) Avrami, M., 1941. Kinetics of Phase Change. III Granulation, Phase Change, and Microstructure. *The Journal of Chemical Physics*, Band 9, pp. 177-184.
- (Bagaryatsky, 1952) Bagaryatsky, Y., 1952. Structural changes on aging Al-Cu-Mg alloys. *Doklady Akademii Nauk SSSR*, Volume 87, Issue 3, pp. 397-401, 559-562.
- (Bauer & Gerold, 1966) Bauer, R. & Gerold, V., 1966. Entmischungsvorgänge im System Aluminium-Kupfer: I. Quantitative röntgenographische Bestimmung der Größe und Menge von Guinier-Preston-Zonen I. *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 57, Heft 3, pp. 181-186.
- (Behr & Monda, 2016) Behr, R. & Monda, R., 2016. *Probenstab für eine Belastungsprüfung*. Deutschland, Patentnr. DE 10 2015 012 219 A1 2016.03.31.
- (Bonollo, et al., 2015) Bonollo, F., Gramegna, N. & Timelli, G., 2015. High-Pressure Die-Casting: Contradictions and Challenges. *JOM*, Vol.67, No. 5, pp. 901-908.
- (BUNDESVERBAND DER DEUTSCHEN GIESSEREI-INDUSTRIE (BDG), 2011) BUNDESVERBAND DER DEUTSCHEN GIESSEREI-INDUSTRIE (BDG), 2011. *Bestimmung des Dendritenarmabstandes für Gussstücke aus Aluminium-Gusslegierungen*. Deutschland: s.n.
- (Cahn, 1956) Cahn, J., 1956. The kinetics of grain boundary nucleated reactions. *Acta Metallurgica*, Volume 4, Issue 5, September, pp. 449-459.
- (Cahn, 1956, pp. 572-575) Cahn, J., 1956. Transformation kinetics during continuous cooling. *Acta Metallurgica*, Volume 4, Issue 6, pp. 572-575.
- (Callister & Rethwisch, 2013) Callister, W. D. & Rethwisch, J. a. D. G., 2013. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Eine einföhrung*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA.
- (Cayron & Buffat, 2000) Cayron, C. & Buffat, P., 2000. TRANSMISSION ELECTRON MICROSCOPY STUDY OF THE β' PHASE (Al-Mg-Si ALLOYS) and QC PHASE (Al-Cu-Mg-Si ALLOYS): ORDERING MECHANISM AND CRYSTALLOGRAPHIC STRUCTURE. *Acta Materialia* 48, pp. 2639-2653.
- (Cayron, et al., 1999) Cayron, C., Sagalowicz, L., Beffort, O. & Buffat, P., 1999. Structural phase transition in Al-Cu-Mg-Si alloys by transmission electron microscopy study on an Al-4 wt% Cu-1 wt% Mg-Ag alloy reinforced by Sic particles. *Philosophical Magazine A*, Vol.79, No.11, pp. 2833-2851.
- (Chakrabarti & Laughlin, 2004) Chakrabarti, D. & Laughlin, D. E., 2004. Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions. *Progress in Materials Science* 49, pp. 389-410.

- (Cumbrera & Sánchez-Bajo, 1995) Cumbrera, F. & Sánchez-Bajo, F., 1995. The use of the JMAK kinetic equation for analysis of solid-state reactions: critical considerations and recent interpretations. *Thermochimica Acta*, pp. 315-330.
- (Davydov, et al., 2001) Davydov, V., Ber, L. & Komov, V., 2001. The TTT and TTP Diagrams of Commercial Aluminium Alloys Used for Quenching Cooling and Ageing Regimes Optimization. *ASM International: Materials Solutions Conference*, pp. 219-228.
- (Derin, et al., 2017) Derin, S., Birol, Y. & Aybarç, U., 2017. EFFECT OF STRONTIUM ADDITION ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AISi7Mg0.3 ALLOY. *International Journal of Metalcasting Volume 11, Issue 4*, pp. 688-695.
- (Eskin, 2003) Eskin, D., 2003. Decomposition of supersaturated solid solutions in Al-Cu-Mg-Si alloys. *Journal of Materials Science* 38, pp. 279-290.
- (Evancho & Staley, 1974) Evancho, J. W. & Staley, J. T., 1974. Kinetics of Precipitation in Aluminium Alloys During Continuous Cooling. *Metallurgical Transactions Volume 5*, Januar, pp. 43-47.
- (Feikus, 2013) Feikus, F. J., 2013. *Aluminium-Guss: Grundlagen-Anwendungen-Legierungen-Beispiele*. Düsseldorf: Giesserei-Verlag.
- (Franke, 2019) Franke, D.-I. S. Hrsg., 2019. *Taschenbuch der Giesserei Praxis*. Berlin: Fachverlag Schiele & Schön GmbH.
- (Franken Guss Kitzingen GmbH & Co. KG, 2015) Franken Guss Kitzingen GmbH & Co. KG, 2015. Im Dialog zur Lösung. *Ingenieurwissenschaften - Im Fokus: akaGuss*, Juni, pp. 68-69.
- (Fröck, et al., 2018) Fröck, H. et al., 2018. Influence of Solution-Annealing Parameters on the Continuous Cooling Precipitation of Aluminium Alloy 6082. *Metals* 8, 265, pp. 1-16.
- (Gjonnes & Simensen, 1970) Gjonnes, J. & Simensen, C. J., 1970. An electron microscope investigation of the microstructure in an aluminium-zinc-magnesium alloy. *Acta Metallurgica, Vol. 18, No. 7*, pp. 881-890.
- (Graf, 1957-58) Graf, R., 1957-58. Discussion: "The Ageing Characteristics of Ternary Aluminium-Zinc-Magnesium Alloys" by I.J. Polmear. *The Journal of the Institute of Metals, Volume 86*, pp. 535-538.
- (Gulliver, 1913) Gulliver, G. H., 1913. The quantitative effect of rapid cooling upon the constitution of binary alloys. *Journal of Institute of Metals, vol 9(1)*, p. 120-157.
- (Güneren & Dokumaci, 2020) Güneren, A. & Dokumaci, E., 2020. Cooling behavior of A356 alloy in surfactant quenching medium. *International Journal of Metalcasting, Volume 14, Issue 2*, pp. 580-588.
- (Höhne, et al., 2003) Höhne, G., Hemminger, W. F. & Flammersheim, H.-J., 2003. *Differential Scanning Calorimetry*. 2 Hrsg. s.l.:Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- (Hurtalová, et al., 2013) Hurtalová, L., Tillová, E. & Chalupová, M., 2013. The Structure Analysis of Secondary (Recycled) AlSi9Cu3 Cast Alloy with and without Heat Treatment. *Engineering Transactions* 61, pp. 197-218.
- (Irretier, et al., 2002) Irretier, A., Kessler, O., Hoffmann, F. & Mayr, P., 2002. *Dry and Clean Age Hardening of Aluminium Alloys by High-Pressure Gas Quenching*. Columbus, Ohio, ASM International, pp. 402-409.
- (Jacobs, 1999) Jacobs, M., 1999. Precipitation Hardening. *Talal Lecture 1204*, pp. 1-47.

- (Jeschar, et al., 1996) Jeschar, R., Kraushaar, H. & Griebel, H., 1996. Influence of gases dissolved in cooling water on heat transfer during stable film boiling. *Steel Research, Volume 67, No.6*, pp. 227-234.
- (Johnson & Mehl, 1939) Johnson, W. & Mehl, R., 1939. Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth. *American Institute of Mining and Metallurgical Engineers Aime, Band 135*, pp. 416-442.
- (Kelly & Nicholson, 1961) Kelly, A. & Nicholson, R., 1961. Precipitation hardening. *Progress in materials science, vol. 10, no.3*, pp. 149-391.
- (Keßler, et al., kein Datum) Keßler, O., Milkereit, B. & Schick, C., kein Datum *Zeit-Temperatur-Auflösungs- und Zeit Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Aluminiumlegierungen*, Rostock: Universität Rostock.
- (Kilinc, et al., 2019) Kilinc, E., Kiremitci, N., Birol, Y. & Dokumaci, E., 2019. EFFEKT OF VANADIUM AND ZIRCONIUM ADDITIONS ON MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF GRAVITY DIE-CAST ALSI9CU2 ALLOY CYLINDER HEADS. *International Journal of Metalcastin Volume 13, Issue 1*, pp. 137-145.
- (Kolmogorov, 1937) Kolmogorov, A., 1937. Statistical theory of crystallization of metals. *Izvestiya Akademi Nauk SSSR Seriya Mathemeticheskaya, Band 1*, pp. 355-359.
- (Kozlov, 2017) Kozlov, N., 2017. *Dissertation*. Rostock: Universität Rostock.
- (Liao, et al., 2002) Liao, H., Sun, Y. & Sun, G., 2002. Correlation between mechanical properties and amount of dendritic α -Al phase in as-cast near-eutectic Al-11.6% Si alloys modified with strontium. *Materials Science an Engineering A335*, pp. 62-66.
- (Liscic, et al., 2010) Liscic, B., Tensi, H. M., Canale, L. C. & Totten, G. E., 2010. *Quenching Theory and Technology*. 2 Hrsg. s.l.:Taylor & Francis.
- (Li, et al., 2003) Li, Z. et al., 2003. Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of Al₂Cu phase in Al-Si-Cu 319 alloys. *Journal of Materials Science* 38, pp. 1203-1218.
- (Lorimer, 1966) Lorimer, G., 1966. Further results on the nucleation of precipitates in the Al Zn system. *Acta Metallurgica* 14, pp. 1009-1013.
- (Lyman & Vander Sande, 1976) Lyman, C. & Vander Sande, J., 1976. A Transmission Electron Microscopy Investigation of the Early Stages of Precipitation in an Al-Zn-Mg Alloy. *Metallurgical Transactions A, Volume 7A*, pp. 1211-1216.
- (Macherauch & Zoch, 2014) Macherauch, E. & Zoch, H.-W., 2014. *Praktikum in Werkstoffkunde: 95 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. 12 Hrsg. Wiesbaden: Springer Vieweg.
- (Maniruzzaman, et al., 2009) Maniruzzaman, M., Fontecchio, M. & Sisson, R. D., 2009. The Effect of Agitation and Quenchant Temperature on the Heat Transfer Coefficients for 6061 Aluminium Alloy Quenched in Distilled Water. *Journal of ASTM International, Volume 7, No. 1*, pp. 1-8.
- (Marioara, et al., 2003) Marioara, C., Andersen, S., Jansen, J. & Zandbergen, H., 2003. The influence of tmperature and storage time at RT on nucleation of the β " phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy. *Acta Materialia, Volume 51, Issue 3, 7 February*, pp. 789-796.
- (Martin, et al., 1997) Martin, J., Doherty, R. & Cantor, B., 1997. *Stability of Microstructure in Metallic Systems*. Cambridge: Cambridge University Press.
- (Milkereit, 2010) Milkereit, B., 2010. *Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen*, Rostock: s.n.

- (Milkereit, 2019) Milkereit, B., 2019. *Quench sensitivity of aluminium alloys: Analysis of the kinetics and nature of quench-induced precipitation*. Rostock: University of Rostock.
- (Milkereit, et al., 2009) Milkereit, B., Kessler, O. & Schick, C., 2009. Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys. *Thermochimica Acta* 492, pp. 73-78.
- (Milkereit & Schick, 2010) Milkereit, B. & Schick, C., 2010. Das kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm einer Aluminiumlegierung EN AW-6005A. *HTM - Journal of Heat Treatment and Materials* 65, Juni, pp. 159-171.
- (Milkereit, et al., 2012) Milkereit, B., Wanderka, N., Schick, C. & Kessler, O., 2012. Continuous cooling precipitation diagrams of Al-Mg-Si alloys. *Material Science and Engineering A550*, pp. 87-96.
- (Murayama, et al., 1998) Murayama, M., Hono, K., Saga, M. & Kikuchi, M., 1998. Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al-Mg-Si alloys. *Materials Science and Engineering A250*, pp. 127-132.
- (Niu, et al., 2018) Niu, Z. et al., 2018. Interfacial structure and properties of Cu/Al joints brazed with Zn-Al filler metals. *Materials Characterization, Volume 138*, pp. 78-88.
- (Nukiyama, 1934) Nukiyama, S., 1934. The Maximum and Minimum Values of the Heat Q Transmitted from Metal to Boiling Water under Atmospheric Pressure. *Journal Japan Society of Mechanical Engineers* 37, pp. 367-374.
- (Nukiyama, 1966) Nukiyama, S., 1966. The Maximum and Minimum Values of the Heat Q Transmitted from Metal to Boiling Water under Atmospheric Pressure. *International Journal of Heat and Mass Transfer, Volume 9, Issue 12*, pp. 1419-1433.
- (Ostermann, 2014) Ostermann, F., 2014. *Anwendungstechnologie Aluminium*. Heidelberg: Springer Vieweg.
- (Pabel, et al., 2006) Pabel, T. D.-I., Rockenschaub, H. D.-I., Geier, G. D.-I. & Hopfinger, M. D.-I., 2006. Erhöhte mechanische Eigenschaften der Druckgusslegierung AlSi9Cu3(Fe) durch optimierte Ausscheidungsverteilung infolge Kombination von Kalt- und Warmauslagerung. *Giesserei-Rundschau* 53, Band Heft 9/10, pp. 175-185.
- (Petkov, et al., 2013) Petkov, T. et al., 2013. Erweiterung des Eigenschaftspotentials der Legierung Al Mg5Si2Mn durch eine gezielte Wärmebehandlung. *BHM, Vol. 158, Heft 3*, pp. 104-112.
- (Polmear, 2005) Polmear, I., 2005. *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*. Melbourne: Butterworth-Heinemann.
- (Porter & Easterling, 1992) Porter, D. A. & Easterling, K. E., 1992. *Phase transformations in metals and alloys*. s.l.:Chapman & Hall.
- (Ratchev, et al., 1998) Ratchev, P., Verlinden, B., De Smet, P. & Van Houtte, P., 1998. Effect of cooling rate and predeformation on the precipitation hardening of an Al-4.2wt.%Mg-0.6wt.%Cu Alloy. *Scripta Materialia, Vol. 38, No. 8*, pp. 1195-1201.
- (Ried, et al., 1977) Ried, A., Schwellinger, P. & Bichsel, H., 1977. Untersuchungen über den Zwischenlagerungseffekt bei AlMgSi-Legierungen. *Aluminium. Aluminium*. 53, p. 595-599.
- (Rometsch, et al., 2003) Rometsch, P., Starink, M. & Gregson, P., 2003. Improvements in quench factor modelling. *Materials Science and Engineering A* 339, pp. 255-264.
- (Rowolt, et al., 2018) Rowolt, C., Gebauer, M., Milkereit, B. & Mueller, B., 2018. In-Situ Phase Transition Analysis of Conventional and Laser Beam Melted AlSi10Mg and X5CrNiCuNb16-4 Alloys. *HTM- Journal of Heat Treatment and Materials* 73-6, pp. 317-334.

- (Roy, et al., 2017) Roy, S. et al., 2017. Comparative Evaluation of Cast Aluminium Alloys for Automotive Cylinder Heads: Part I - Microstructure Evolution. *Metallurgical and materials Transactions A, Volume 48A*, pp. 2529-2542.
- (Samuel, et al., 1996) Samuel, A., Gauthier, J. & Samuel, F., 1996. Microstructural Aspects of the Dissolution and Melting of Al₂Cu Phase in Al-Si Alloys during Solution Heat Treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 27A*, pp. 1785-1798.
- (Samuel, et al., 1997) Samuel, A., Ouellet, P., Samuel, F. & Doty, H., 1997. Microstructural interpretation of thermal analysis of commercial 319 Al alloy with Mg and Sr additions. *AFS Transactions 1997 Volume 105*, pp. 951-962.
- (Saunders, 2001) Saunders, N., 2001. Science and Technology of Light Metals in the 21st Century; The Application of Calculated Phase Equilibria to Multi-Component Aluminium Alloys. *Journal-Japan Institute of Light Metals 51*, pp. 141-150.
- (Saunders, et al., 2003) Saunders, N. et al., 2003. Using JMATPRO to Model Materials Properties and Behavior. *JOM*, pp. 60-65.
- (Scheil, 1942) Scheil, E., 1942. Bemerkungen zur Schichtkristallbildung. *Zeitschrift für Metallkunde*, vol 34(3), p. 70-72.
- (Schmalzried & Gerold, 1958) Schmalzried, H. & Gerold, V., 1958. Röntgenographische Untersuchung über die Aushärtung einer Aluminium-Magnesium-Zink-Legierung. *Zeitschrift für Metallkunde*, pp. 291-301.
- (Schmidt, et al., 1995) Schmidt, U., Unger, R. & Gerloff, R., 1995. Investigation of the connection between the microstructure and thermomechanical properties in structured AlCu-based alloys. *Journal of Materials Science 30*, pp. 3265-3273.
- (Schülbe & Schmidt, 1987) Schülbe, R. & Schmidt, U., 1987. Compilation of the Results of Reversion Investigations of Al-1.87 at% Cu Alloys. *Physica Status solidi (a), Volume 103, Issue 1*, pp. 29-38.
- (Schumacher, 2018) Schumacher, P., 2018. *Dissertation: "Plastisches Verformungsverhalten unterkühlter Aluminiumlegierungen im System Al-Mg-Si"*. Rostock: Universität Rostock.
- (Seifeddine, et al., 2008) Seifeddine, S., Johansson, S. & Svensson, I. L., 2008. The influence of cooling rate and manganese content on the β -Al₅FeSi phase formation and mechanical properties of Al-Si-based alloys. *Materials Science and Engineering A 490*, pp. 385-390.
- (Sente Software, 2024) Sente Software, 2024. *age-hardening-quench-al* ([sentesoftware.co.uk](https://www.sentesoftware.co.uk)). [Online] Available at: <https://www.sentesoftware.co.uk/site-media/age-hardening-quench-al> [Zugriff am 24 Februar 2024].
- (Silcock, et al., 1953-54) Silcock, J., Heal, T. & Hardy, H., 1953-54. Structural Ageing Characteristics of binary Aluminium-Copper Alloys. *The Journal of the Institute of Metals, Volume 82*, pp. 239-248.
- (Sjölander & Seifeddine, 2010) Sjölander, E. & Seifeddine, S., 2010. Optimisation of solution treatment of cast Al-Si-Cu alloys. *Materials and Design 31*, pp. 544-549.
- (Sjölander & Seifeddine, 2014) Sjölander, E. & Seifeddine, S., 2014. Optimization of Solution Treatment of Cast Al-7Si-0.3Mg and Al-8Si-3Cu-0.5Mg Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 45A*, pp. 1916-1927.
- (Starink, 1997) Starink, M., 1997. Kinetic equations for diffusion-controlled precipitation reactions. *Journal of Materials Science 32*, pp. 4061-4070.
- (Starink, 2001) Starink, M., 2001. On the meaning of the impingement parameter in kinetic equations for nucleation and growth reactions. *Journal of Materials Science 36*, pp. 4433-4441.

- (Starink & Zahra, 1997) Starink, M. & Zahra, A.-M., 1997. An analysis method for nucleation and growth controlled reactions at constant heating rate. *Thermochimica Acta* 292, pp. 159-168.
- (Stürzel, 2013) Stürzel, T., 2013. *Einfluss der Cu-, Mg- und Mn-Variation auf Aushärtungsverhalten und mechanische Eigenschaften von zinkhaltigen AlSi-Druckgusslegierungen*. Ilmenau: Technische Universität Ilmenau.
- (TA INSTRUMENTS, kein Datum) TA INSTRUMENTS, kein Datum [Online] Available at: <http://www.tainstruments.com/pdf/oldDSC.pdf> [Zugriff am 15 Dezember 2020].
- (Taylor, 2004) Taylor, J. A., 2004. *The effect of iron in Al-Si casting alloys*. Adelaide, South Australia, s.n., pp. 148-157.
- (Toschi, 2016) Toschi, S., 2016. *Cast Aluminium Alloys and Al-Based Nanocomposites with Enhanced Mechanical Properties at Room and High Temperature: Production and Characterization*. Bologna: University of Bologna.
- (Tucan, et al., 2014) Tucan, K.-P. et al., 2014. Untersuchung der Wirkung der Hauptlegierungselemente bei konventionellen Druckgusslegierungen. *Giesserei Rundschau* 61, Issue Heft 9/10, pp. 303-310.
- (Wang, et al., 2004) Wang, G., Bian, X., Qiao, J. & Zhang, J., 2004. Effect of Be on Aging Behavior of an Al-Si-Cu-Mg Cast Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 13(1), Februar, pp. 99-102.
- (Wang, et al., 2016) Wang, M., Xu, W. & Han, Q., 2016. EFFECT OF HEAT TREATMENT ON CONTROLLING THE MORPHOLOGY OF AlFeSi PHASE IN A380 ALLOY. *International Journal of Metalcasting*, Volume 10, Issue 4, pp. 516-523.
- (Wang, et al., 2022) Wang, X., Liu, S. & Lin, Y., 2022. Effect of Zn and Cu Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Al-10wt%Mg Alloy. *Metals*, Volume 12, Issue 6, 1037, pp. 1-13.
- (Zamani, et al., 2019) Zamani, M. et al., 2019. Optimisation of heat treatment of Al-Cu-(Mg-Ag) cast alloys. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*.
- (Zhen & Fei, 1997) Zhen, L. & Fei, W., 1997. Precipitation behaviour of Al-Mg-Si alloys with high silicon content. *Journal of Materials Science* 32, pp. 1895-1902.
- (Zhuang, et al., 2001) Zhuang, L. et al., 2001. Natural ageing effect on the bake hardening response in Al-Si-Mg alloys. *Aluminium 2001 - Proceedings of the TMS 2001; Annual Meeting: Aluminium Automotive and Joining Sessions*, pp. 77-91.
- (Zohrabyan, et al., 2012) Zohrabyan, D., Milkereit, B., Kessler, O. & Schick, C., 2012. Precipitation enthalpy during cooling of aluminium alloys obtained from calorimetric reheating experiments. *Thermochimica Acta* 529, pp. 51-58.
- (Zou, et al., 2020) Zou, Y. et al., 2020. Co-precipitation of T' and η' phase in Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Materials Characterization*, Volume 169, Article 110610, pp. 1-10.
- (Zschech, 1996) Zschech, E., 1996. *Metallkundliche Prozesse bei der Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen*. s.l., Carl Hanser Verlag, pp. 137-144.

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung:	Definition:
MK	Mischkristall
LSG	Lösungsglühen
WA	Warmauslagerung
KA	Kaltauslagerung
T_{WA}	Warmauslagerungstemperatur
t_{WA}	Warmauslagerungsdauer
t_{KA}	Kaltauslagerungsdauer
RT	Raumtemperatur
$\alpha_{\text{übers}}$	übersättigten Mischkristallzustand
GG	Gleichgewicht
α	Wärmeausdehnungskoeffizient in $10^{-6}/K$
$R_{p0,2}$	Dehngrenze von 0,2% in MPa
R_m	Festigkeit in MPa
A	Bruchdehnung in %
GP	Guinier-Preston-Zone
GPB	Guinier-Preston-Bagaryatsky-Zone
θ	GG-Phase Al_2Cu
β	GG-Phase Mg_2Si
Q	GG-Phase $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$
η	GG-Phase $MgZn_2$
T	GG-Phase $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$
S	GG-Phase Al_2CuMg
JMAK	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
$k(T)$	temperaturabhängiger Faktor (Keimbildungs- und Wachstumsrate)
n	Avrami-Exponent
N_{dim}	n-Dimensionen
g	Faktor Wachstumsprozess (0,5 parabolisch, diffusionskontrolliert; 1 linear)
T	Temperatur
t	Zeit
B	Keimbildungsart (0 heterogen, 1 homogen)
η_i	Impingementfaktor (Fitparameter: veränderliche Wachstumsrate)

QFA	Quench Factor Analysis
$\tau \triangleq Q$	Quench-Faktor
k_1	Konstante = $\ln(1 - \text{Phasenumsatz entsprechend der C-Kurve})$
σ	Festigkeit
σ_{min}	weichgeglühte Festigkeit
σ_{max}	maximal erreichbare Festigkeit
$\dot{T}$	kontinuierliche Abkühlrate
k_M	Konstante hinsichtlich der Modellbildung des Ausscheidungsverhaltens
T_{LSG}	Lösungsglühtemperatur
t_{LSG}	Lösungsglühzeit
$T_{W-Becken}$	Wassertemperatur im Tauchbecken
χ^2	Chi-Quadrat
$R_{p_{0,2,i}}$	Im Zugversuch ermittelte Dehngrenze von 0,2% bei der Abkühlrate $\dot{T}_i$
$\Delta R_{p_{0,2,i}}$	Messfehler der Dehngrenze von 0,2% bei der Abkühlrate $\dot{T}_i$
$\overline{R_{p_{0,2,max}}}$	empirischer Mittelwert der $R_{p_{0,2}}$ -Dehngrenze (Ofenlösungsglühung mit anschließender überkritischer Abschreckung und Warmauslagerung)
$\overline{s_{max}}$	empirische Standardabweichung (Ofenlösungsglühung mit anschließender überkritischer Abschreckung und Warmauslagerung)
δ	relative Messunsicherheit der Zugprüfmaschine
p	„upper tail significance level“
λ	gewichtete mittlere Abkühlrate
KGH	Kurbelgehäuse
SDAS	Sekundärdedritenarmabstand
St	Zylindersteg
LS	Lagerstuhl
ZK	Zuganker
PLA	Polylactid (Kunststoff)
PVC	Polyvinylchlorid (Polymer)
HTC	High-Temperature-Coefficient (Wärmeübergangskoeffizient)
HB	Härte nach Brinell
HV	Härte nach Vickers
DSC	Differential Scanning Calorimeter
$\dot{Q}_P$	Wärmestrom der zu untersuchenden Probe
$\dot{Q}_{Ref}, \dot{Q}_{BL}$	Wärmestrom der Basislinienmessung

m_P	Masse der zu untersuchenden Probe
m_{Ref}	Masse der Referenzprobe der Basisliniemessung
$C_{P_{excess}}$	Excesswärmekapazität in $Jg^{-1}K^{-1}$
β_A	Aufheizrate
REM	Rasterelektronenmikroskop
SEM	scanning electron microscope
BSE	backscattered electrons
SE	secondary electrons
EDX	Energiedispersive Röntgenmikrobereichsanalyse
XRD	Röntgendiffraktometrie
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
W_15 l/min	Abkühlung mittels Wasser (Durchfluss: 15 l/min)
W_3 l/min	Abkühlung mittels Wasser (Durchfluss: 3 l/min)
D_78 l/min	Abkühlung mittels Druckluft (Durchfluss: 78 l/min)
D_34 l/min	Abkühlung mittels Druckluft (Durchfluss: 34 l/min)
L	Abkühlung an Luft
Z-Shower	Abkühlung mittels Wasser: Einstellung „Shower“ an der „Gartenschlauch-Spritzpistole“ des Herstellers „FANHAO“ mit zentraler Ausrichtung (Probe befindet sich mittig im Wasserstrahl)
R-Shower	Abkühlung mittels Wasser: Einstellung „Shower“ an der „Gartenschlauch-Spritzpistole“ des Herstellers „FANHAO“ mit radialer Ausrichtung (Probe befindet sich im Kreisumfang des Wasserstrahls)

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Legierungssystem Al-Si. (Feikus, 2013).....	4
Abbildung 2: Dargestellt sind die drei potenziellen Einbindungsmöglichkeiten von Ausscheidungen in das Aluminiumbasisgitter: [b] kohärent, [c] teilkohärent, [d] inkohärent. (Macherauch & Zoch, 2014, p. 321)	10
Abbildung 3: Einflussnahme auf die Versetzungsbewegung in Abhängigkeit des Friedel-Effekts und des Orowan-Mechanismus am kritischen Teilchendurchmesser. (Petkov, et al., 2013)	10
Abbildung 4: Visualisierung der Fragmentierung der Siliziumstruktur einer Al-Si ₁₀ -Legierung in Abhängigkeit der Lösungsglühzeit bei 500 °C anhand von REM-Untersuchungen; Schliffe tiefegeätzt. (Stürzel, 2013)	11
Abbildung 5: „Boiling diagram“: Dargestellt ist der Zusammenhang der Wärmestromdichte von Wasser in Abhängigkeit der Temperaturdifferenz zwischen der Bauteiloberfläche und kochendem Wasser, aufgeschlüsselt nach den sich ergebenden, charakteristischen Kühlstadien während des Tauchvorgangs: (1) Konvektion, (2) Blasensieden, (3) Übergangssieden, (4) Filmsieden, (C) Leidenfrostpunkt. (Jeschar, et al., 1996)	13
Abbildung 6: Illustration der Ausscheidungssequenz der Al ₂ Cu-Teilchenhärtung in Abhängigkeit der Zeit unter dem Gesichtspunkt der Kalt- und Warmauslagerung. (Macherauch & Zoch, 2014, p. 319)	15
Abbildung 7: Veranschaulichung der bevorzugten Phasenbildung unter Gleichgewichtsbedingungen in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung durch Definition von spezifischen Phasenfeldern. (Chakrabarti & Laughlin, 2004).....	16
Abbildung 8: Prinzipskizze des Wärmestrom- und des leistungskompensierenden DSCs. (Höhne, et al., 2003)	19
Abbildung 9: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm EN AW-6005A. (Milkereit, et al., 2009).....	20
Abbildung 10: Methode zur Bestimmung des Quenchfaktors aus der Abkühlkurve und der C-Kurve.(Evancho & Staley, 1974)	23
Abbildung 11: Foto des Kurbelgehäuses abgegossen im laminaren Druckgussverfahren (links) und Charakterisierung der spezifischen Bauteilbereiche an einer herausgetrennten Lagerwand (rechts).	26
Abbildung 12: Übersicht der Zugprobenentnahmen aus der Lagerwand des KGHs.	27
Abbildung 13: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Erstarrungsstruktur im KGH der Legierung AlSi9Cu3(Fe) im Zylindersteg- und Lagerstuhlbereich gepaart mit den vermessenen SDAS-Werten; Status quo: Abguss 2018.....	28
Abbildung 14: Illustration des Druckgussverfahrens gegliedert nach den sequenziellen Prozesszyklen. (Bonollo, et al., 2015)	30
Abbildung 15: Schematische Abbildung der vorherrschenden Kühlsysteme der Formhälfte der Zylinderkopfdeckfläche.	31

Abbildung 16: Schnittzeichnung des JetCooler-Systems der Firma „Lethiguel“. (Ambos, et al., 2011) ..	32
Abbildung 17: Schematische Darstellung der sequenziellen Prozesszyklen des laminaren Druckgusses aufgeschlüsselt nach dem Temperatur-Zeit-Verlauf; Status quo: Abguss 2018.....	33
Abbildung 18: Visualisierung der Prozessparameter der Versuchsreihen am KGH.	34
Abbildung 19: Position des implementierten Thermoelements in der Gießform über die Spitze des JetCooler-Kerns.	35
Abbildung 20: Abgebildet sind die Ausführungen der Thermoelementimplementierungen und die Positionen im KGH der JetCooler-Kerne, welche für die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses Anwendung fanden.	35
Abbildung 21: Umsetzung der Thermoelementimplementierung (<i>Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug</i>).....	37
Abbildung 22: Umsetzung der Temperierung des KGHs und Aufbau der Ofenfahrt (<i>Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug</i>).....	37
Abbildung 23: Wasserbecken (<i>Kühlung nach Entnahme aus dem Gießwerkzeug</i>).	38
Abbildung 24: Dargestellt ist die additiv gefertigte Vorrichtung zur Indizierung einer Wasserumwälzung mittels Lufteintrag und die produzierte Stützkonstruktion, um eine Positionierung des KGHs im Becken zu gewährleisten.....	38
Abbildung 25: Visuelle Darstellung der Einflussnahme der unterschiedlichen Volumenströme auf die Dynamik der Luftumwälzung im Wasserbecken: 7,5 l/min (links) und 29 l/min (rechts). .	39
Abbildung 26: Bild der konstruktiven Realisierung der Lagerstuhlsprühung.....	39
Abbildung 27: Dargestellt ist die vollständige Umsetzung des Kühlprozesses während des Tauchvorgangs (Lagerstuhlsprühen und gleichzeitiges Tauchen im Wasserbecken; links) und der wasserbenetzte, lokale Kühlbereich der Lagerstuhlsprühung (rechts). Das Wasser trifft am roten Punkt unter einem Winkel von 60° auf den Lagerstuhl und strömt dann über den eingezeichneten Bereich (gestrichelte, rote Linie).....	40
Abbildung 28: Ausgestaltung der präparierten Proben für die Laserversuche.	43
Abbildung 29: Skizziert ist der schematische Versuchsaufbau der Laserkurzzeitlösungsglühung mit dem implementierten Thermoelement hinsichtlich der in-situ Temperaturmessung und dem verwendeten Regelsystem, welches sich entsprechend des Zweifarbenpyrometers reguliert.	43
Abbildung 30: Dargestellt sind die umgesetzten Abkühlvariationen nach zuvor erfolgter Laserkurzzeitlösungsglühung in Abhängigkeit von unterschiedlich eingesetzten Medien, den Durchflussmengen und der Tröpfchengröße.	44
Abbildung 31: Gemessene Temperaturdifferenz innerhalb der Probe an den beiden definierten Positionen („oben“ und „unten“), ohne und mit Isolierung unter Anwendung der Laserkurzzeitlösungsglühung bei konstanter Laserleistung.	45

Abbildung 32: Pyrolyseofen (links) und Probekörper mit Thermoelement und Datenlogger des Herstellers „Testo“ (rechts).	46
Abbildung 33: Aufheiz- und Abkühlverlauf hinsichtlich der Anwendung des Pyrolyseofens.	47
Abbildung 34: Aufheiz- und Abkühlverlauf hinsichtlich der Anwendung des Lösungsglühofens (Warmkammerofen).	48
Abbildung 35: Dargestellt ist die Umsetzung der Thermoelementimplementierung an einer Dummyprobe bezüglich der Versuchsansätze einer Stufenauslagerung.	48
Abbildung 36: Aufheizkurven der Trockenschränke zur Realisierung der Stufenauslagerung bei 80 °C und 210 °C.	49
Abbildung 37: Aufheizkurven des Warmauslagerungsofens für Wärmebehandlung der Zugproben M8.	49
Abbildung 38: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung und das sich daraus ergebende Phasendiagramm. Phasenumsatz > 1 wt%.	51
Abbildung 39: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Erwärmung: Abgebildet ist der Masseanteil der Legierungselemente, die in Abhängigkeit einer steigenden Temperatur in Lösung gehen und ungebunden im Alpha-Mischkristall vorliegen. Selektive Ansicht (Cu, Mg, Si, Zn).	51
Abbildung 40: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme der Erstarrung nach Scheil; selektierte Phasenansicht.	52
Abbildung 41: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme der Erstarrung nach Scheil: Dargestellt ist der Masseanteil der ungebundenen Legierungselemente in der Schmelze in Abhängigkeit des bereits erstarrten Festphasenanteils (> 1 %).	52
Abbildung 42: Simulationsergebnis von JMatPro® hinsichtlich der Berechnung eines Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramms mit definierter Umsatzrate von 0,01 %: Dargestellt sind die sich bildenden Ausscheidungen in Abhängigkeit der kontinuierlichen Abkühlungen von der vorgegebenen Lösungsglühtemperatur 500 °C.	53
Abbildung 43: Simulationsergebnis von JMatPro® Version 13.2 hinsichtlich der Berechnung eines isothermen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramms mit definierter Umsatzrate von 0,01 %: Dargestellt sind die sich bildenden Ausscheidungen in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Lösungsglühtemperatur von 500 °C und einer anschließenden Abkühlung von 1000 °C/s auf die zu haltende Temperatur.	54
Abbildung 44: Konzeptioneller Aufbau des Wärmestrom-DSCs von TA-Instruments: Dieses Gerät wurde für die kalorimetrischen Messungen der Wiedererwärmung verwendet. (TA INSTRUMENTS, kein Datum).	57

Abbildung 45: Abgebildet ist die vollzogene Auswertungsmethodik der kalorimetrischen Messungen bezüglich den Ansätzen des Wiedererwärmens im Wärmestrom-DSC: Zu jeder vermessenen Probe (AlSi9Cu3(Fe)) erfolgt eine direkt anschließende Basislinienmessung (Al > 99,5 %) mit möglichst selbigem Gewicht; nach Gleichung 3.1 ergibt sich die Excesswärmekapazität; eine anschließende Ausrichtung anhand des ausscheidungsfreien Bereichs ermöglicht das Referenzieren auf den Nullwert.	59
Abbildung 46: Technische Zeichnungen der Zugproben.	62
Abbildung 47: Ergebnisse der Zugversuche; Status quo: Abguss 2018: Zu sehen sind die ermittelten Festigkeiten, aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C (Boxplotdiagramme) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen unter Verweis auf die Problematik und Einflussnahme durch Gießfehler.	63
Abbildung 48: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2019, KA<12h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.	64
Abbildung 49: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2019, KA>72h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.	65
Abbildung 50: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2019 ohne Lagerstuhlsprühung bei Entnahme des KGHs, KA>72h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.	66
Abbildung 51: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2020, KA<12h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.	66
Abbildung 52: Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses 2020, KA>72h: Dargestellt sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplotdiagramme und Mittelwerte (rote Punkte)) und die korrespondierenden Mediane der Bruchdehnungen (blaue Punkte), aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse, unter Berücksichtigung variierender Warmauslagerungsdauern bei 210 °C.	67
Abbildung 53: Abgebildet sind die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses, Abguss 2019.	68
Abbildung 54: Abgebildet sind die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses, Abguss 2020.	69

- Abbildung 55: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Dargestellt sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente im Lagerstuhl (links) und im Zylindersteg (rechts) bei einer ausschließlichen Lagerstuhlsprühung von neun Sekunden..... 70
- Abbildung 56: Abkühlversuche an einer Lagerwand aus dem KGH: Zu sehen sind die Temperaturmessungen an den definierten Positionen in der Lagerwand bei einer ausschließlichen Lagerstuhlkühlung von neun Sekunden..... 70
- Abbildung 57: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Dargestellt sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente, während der Lagerstuhl (links) mit Wasser besprüht und der Zylindersteg (rechts) getaucht wird; $T_{W\text{-Becken}} = 35^\circ\text{C}$, Lufteintrag der Wasserumwälzung gering. 71
- Abbildung 58: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Vergleichend sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente in der Lagerwand drei abgebildet, während der Lagerstuhl (links) mit Wasser besprüht und der Zylindersteg (rechts) getaucht wird; $T_{W\text{-Becken}}$ und der Lufteintrag der Wasserumwälzung wurden variiert. 72
- Abbildung 59: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss; Ansatz: Tauchen des Zylinderstegs bei gleichzeitiger Lagerstuhlsprühung von einer Minute ($T_{W\text{-Becken}} = 21^\circ\text{C}$, geringer Lufteintrag bezüglich der Wasserumwälzung) mit anschließendem Verweilen an der Luft. Dargestellt sind die Temperaturmessungen der implementierten Thermoelemente..... 73
- Abbildung 60: Vergleich Temperaturverlauf (Abguss 2019): Simulation vs. Thermoelementmessung; aufgetragen ist das Temperatur-Zeit-Verhalten des implementierten Thermoelements (rot) und die Simulationsergebnisse von Magmasoft® des Ausgangsmodells (blau) an selbiger Position im KGH während eines Gießzyklus bis zur Entformung. 74
- Abbildung 61: Temperatur-Zeit-Verlauf (Abguss 2019): Dargestellt sind die Ergebnisse der Neudefinition der HTC's zwischen Gießform und Schmelze im Simulationsmodell Magmasoft® auf Grundlage der in-situ Temperaturmessung des implementierten Thermoelements (rot). Validierung anhand der Thermoelementmessung und Änderung der HTC's an allen Flächen der Gießform (links, grün); Exkludiert: Kühlpinole und Gießkammer (rechts, blau). 75
- Abbildung 62: Positionsabhängige Auswertung der Simulationsergebnisse von Magmasoft®: Abgebildet ist der Temperatur-Zeit-Verlauf der Abkühlung bis zur Entformung an drei Positionen in der Lagerwand_3; Anwendung fand der validierte Ansatz der HTC's auf Grundlage der Thermoelementmessung, exkludiert: Kühlpinole und Gießkammer (ortsabhängige HTC's)..... 75
- Abbildung 63: Visualisierung des vollständigen Abkühlprozesses in Magmasoft® (Abguss 2019): Abgebildet ist der Temperatur-Zeit-Verlauf an drei Positionen in der Lagerwand_3; Ansatz in der Gießform: Validierung der HTC's auf Grundlage der Thermoelementmessung, exkludiert: Kühlpinole und Gießkammer (ortsabhängige HTC's). Erweiterung des Simulationsmodells um den Abkühlprozess nach der Entnahme des Bauteils. 76

- Abbildung 64: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe), Zylindersteg:
Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Excesswärmekapazität, welche mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit abnimmt. 78
- Abbildung 65: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe), Zylindersteg:
Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Ausscheidungswärme und die gemessene Härte der Zustände nach einer Warmauslagerung bei 180 °C über vier Stunden. 78
- Abbildung 66: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe), Lagerstuhl:
Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Excesswärmekapazität, welche mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit abnimmt. 79
- Abbildung 67: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe), Lagerstuhl:
Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgeschreckt. Dargestellt ist die detektierte Ausscheidungswärme und die gemessene Härte der Zustände nach einer Warmauslagerung bei 180 °C über vier Stunden. 80
- Abbildung 68: Lichtmikroskopische Gefügaufnahme (Abkühlung 0,01 K/s): Einfluss der Lösungsglühung auf die Silizium-struktur..... 81
- Abbildung 69: Materialkontrastbetonte REM-Aufnahme (Abkühlung 0,01 K/s): Zu sehen sind die verschiedenen Phasen differenzierender Morphologie und Kontrastausprägung. 81
- Abbildung 70: Abgebildet sind die detektierten Phasen im REM polyedrischer Ausprägung, die im EDX die Zusammensetzung Al+Si+Fe+Mn+Cr+Cu aufweisen, Abkühlung 0,01 K/s..... 82
- Abbildung 71: Illustriert ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen mit fiederkristallartiger Morphologie aufweist, die im EDX die Zusammensetzung Al+Si+Fe+Mn+Cr+Cu haben, Abkühlung 0,01 K/s..... 82
- Abbildung 72: Simulationsergebnisse aus JMatPro® unter der Annahme einer Erstarrung nach Scheil:
Dargestellt ist das temperaturabhängige Erstarrungsintervall (links) und die Phasenzusammensetzung (rechts) der α -Phase..... 83
- Abbildung 73: Dargestellt ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen unterschiedlichen Kontrasts aufweist, die im EDX die Zusammensetzung Al+Cu und Al+Mg+Si+Cu haben, Abkühlung 0,01 K/s..... 83
- Abbildung 74: EDX-Mapping (Abkühlung 0,01 K/s): Zu sehen ist das Untersuchungsergebnis einer größeren Probenfläche im EDX, welche hinsichtlich der auftretenden Elemente abgerastert wurde. 84
- Abbildung 75: Abgebildet ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen unterschiedlichen Kontrasts aufzeigt, die im EDX die Zusammensetzung Al+Cu+Ni und Al+Fe+Cu haben, Abkühlung 0,01 K/s..... 85

Abbildung 76: Simulationsergebnisse aus JMatPro® unter der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung (Phasendiagramm): Dargestellt ist das Temperaturintervall der Phasenbildung (links) und die Phasenzusammensetzung (rechts) der Phasen $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.	85
Abbildung 77: XRD-Analyse (Abkühlung 0,01 K/s).	86
Abbildung 78: Lichtmikroskopische Gefügaufnahme (Abkühlung 3 K/s): Einfluss der Lösungsglühung auf die Siliziumstruktur.	87
Abbildung 79: Materialkontrastbetonte REM-Aufnahme (Abkühlung 3 K/s): Zu sehen sind die verschiedenen Phasen differenzierender Morphologie und Kontrastausprägung.	87
Abbildung 80: Abgebildet sind die detektierten Phasen im REM polyedrischer (links) und fiederkristallartiger Morphologie (rechts), die im EDX die Zusammensetzung $\text{Al}+\text{Si}+\text{Fe}+\text{Mn}+\text{Cr}+\text{Cu}$ aufweisen, Abkühlung 3 K/s.	88
Abbildung 81: Dargestellt ist das Ergebnis der REM-Analyse, welche Phasen unterschiedlichen Kontrasts aufweist, die im EDX die Zusammensetzung $\text{Al}+\text{Cu}$ und $\text{Al}+\text{Mg}+\text{Si}+\text{Cu}$ haben, Abkühlung 3 K/s.	88
Abbildung 82: EDX-Mapping (Abkühlung 3 K/s): Zu sehen ist das Untersuchungsergebnis einer größeren Probenfläche im EDX, welche hinsichtlich der auftretenden Elemente abgerastert wurde.	89
Abbildung 83: XRD-Analyse (Abkühlung 3 K/s).	89
Abbildung 84: Ergebnisse der Ofenlösungsglühung: $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen (Boxplot) und der Median der Härten in HV1 (roter Punkt); die Proben wurden bei 500 °C zwei Stunden lang lösungsgeglüht, anschließend mit definierter Abkühlrate (0,01 und 265 K/s) abgeschreckt und ausgelagert.	90
Abbildung 85: REM-Analysen: Zu sehen sind geätzte Proben, die im REM hinsichtlich der Einflussnahme der Umsetzung der Lösungsglühung auf die Siliziumstruktur gegenüber dem Gusszustand untersucht wurden.	91
Abbildung 86: Ergebnisse Kurzzeitleösungsglühung mittels Laserverfahren: Dargestellt sind die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der lösungsgeglühten Proben (Aufheizrate: ≈ 5 K/s; LSG: 510 °C 2 min) in Abhängigkeit der realisierten Abschreckgeschwindigkeiten mit anschließender Warmauslagerung (180 °C 4 h).	92
Abbildung 87: Ergebnisse Kurzzeitleösungsglühung mittels Laserverfahren: Dargestellt sind die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der lösungsgeglühten Proben (Aufheizrate: ≈ 15 K/s; LSG: 510 °C 1 min) in Abhängigkeit der realisierten Abschreckgeschwindigkeiten mit anschließender Warmauslagerung (180 °C 4 h).	93
Abbildung 88: Ergebnisse Kurzzeitleösungsglühung mittels Laserverfahren: Dargestellt sind die erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen der lösungsgeglühten Proben (Aufheizrate: ≈ 5 K/s; LSG: 510 °C 2 min) in Abhängigkeit der realisierten Abschreckgeschwindigkeiten mit anschließender Wärmebehandlung (KA [72 h] + WA [210 °C 150 min]).	93

- Abbildung 89: Ergebnisse des Kurvenfittings: Darstellung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze nach einer Warmauslagerung (180 °C | 4 h) in Abhängigkeit von der Abschreckgeschwindigkeit aus dem Lösungsglühprozess bei 500 °C. Die Zugversuche setzen sich aus den Ansätzen der Laserkurzzeit- und der Ofenlösungsglühung zusammen (Datenpunkte, schwarz). Die numerische Lösung von Chi-Quadrat als die Summe der varianzgewichteten Residuenquadrate ist als rote Linie dargestellt. Berechnete Fitparameter sind in der inkludierten Tabelle aufgeführt. 95
- Abbildung 90: Ergebnisse des Kurvenfittings: Darstellung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze nach einer Wärmebehandlung (KA[72 h]+WA[210 °C| 150 min]) in Abhängigkeit von der Abschreckgeschwindigkeit aus dem Lösungsglühprozess bei 500 °C. Die Zugversuche setzen sich aus den Ansätzen der Laserkurzzeit- und der Ofenlösungsglühung zusammen (Datenpunkte, schwarz). Die numerische Lösung von Chi-Quadrat als die Summe der varianzgewichteten Residuenquadrate ist als rote Linie dargestellt. Berechnete Fitparameter sind in der inkludierten Tabelle aufgeführt. 95
- Abbildung 91: REM-Analysen: Zu sehen sind geätzte Proben, die im REM hinsichtlich der Einflussnahme der Lösungsglühung im Pyrolyseofen (rechts) auf die Siliziumstruktur gegenüber dem Gusszustand (links) untersucht wurden. 96
- Abbildung 92: Kalorimetrische Untersuchung der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C| 10 min), in Wasser abgeschreckt und unverzüglich ($t < 5$ min Kaltauslagerung) mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min im DSC erwärmt. Abgebildet ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur. 97
- Abbildung 93: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min. Analysiert wurden zwei Probenzustände: Gusszustand KA $\approx$ 2 Jahre; lösungsgeglüht im Pyrolyseofen (500 °C | 10 min) mit anschließender Wasserabschreckung. Die darauffolgenden Wärmebehandlungen variierten (Überalterung bei 210 °C und 325 °C für 100 Stunden). Abgebildet ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur. 98
- Abbildung 94: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Abgebildet sind zwei Probenzustände: Beide Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min) und in Wasser abgeschreckt, nur eine davon wurde anschließend bei 210 °C für 100 Stunden warmausgelagert. Dargestellt ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur..... 98
- Abbildung 95: DSC-Erwärmkurve, Legierung AlSi11Cu3Mg0,3: Die Proben wurden lösungsgeglüht (500 °C | 12 h), in Wasser abgeschreckt und mit konstanter Aufheizgeschwindigkeit (10K/min) erwärmt. (Wang, et al., 2004) 99
- Abbildung 96: DSC-Erwärmkurven, Legierung AlCu4,5 mit variierendem Magnesiumanteil ([-]0 | [- -]0,23 | [- - -]0,56 | [- - - -]0,98): Die Proben wurden lösungsgeglüht (500 °C | 8 h), in Wasser abgeschreckt und mit konstanter Aufheizgeschwindigkeit (20 K/min) erwärmt. (Schmidt, et al., 1995) 100

Abbildung 97: Kalorimetrische Untersuchungen hinsichtlich des Kaltauslagerungseinflusses: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser abgeschreckt und nach unterschiedlichen Kaltauslagerungsdauern bei RT mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min im Wärmestrom-DSC erwärmt. Abgebildet ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur während des Erwärmvorgangs.	102
Abbildung 98: Dargestellt sind die Ergebnisse der kalorimetrischen Untersuchungen hinsichtlich des Kaltauslagerungseinflusses mit korrespondierenden Mittelwerten der Härte (links), welche im rechten Diagramm hinsichtlich der Kaltauslagerungsdauer als Boxplot illustriert sind. Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser abgeschreckt und haben unterschiedliche Kaltauslagerungsdauern bei RT erfahren.	102
Abbildung 99: Dargestellt ist die spezifische Ausscheidungswärme der sich ergebenden Reaktionen im Hinblick auf eine differenzierende Kaltauslagerungsdauer.	103
Abbildung 100: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser (blau) oder Luft (rot) abgeschreckt und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.	104
Abbildung 101: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Linkes Diagramm: Beide Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min) und anschließend unterschiedlich abgekühlt (Wasser und Luft). Rechtes Diagramm: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser abgeschreckt und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt. Dargestellt ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur.	105
Abbildung 102: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser abgeschreckt, unterschiedlich lange bei RT kaltausgelagert (0h (blau) und 72h (braun)) und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.	105
Abbildung 103: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser abgeschreckt, gegebenenfalls kaltausgelagert und anschließend bei 180 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt. Dargestellt ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur.	106
Abbildung 104: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser (blau) oder Luft (rot) abgeschreckt und anschließend bei 210 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.	107
Abbildung 105: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C 10 min), in Wasser abgeschreckt, unterschiedlich lange bei RT kaltausgelagert (0h (blau) und 72 h (braun)) und anschließend bei 210 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt.	107

- Abbildung 106: Kalorimetrische Untersuchungen der Ausscheidungsreaktionen während des Erwärmens im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizrate von 10 K/min: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt, gegebenenfalls kaltausgelagert und anschließend bei 210 °C und unterschiedlichen t_{WA} wärmebehandelt. Dargestellt ist die Excesswärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur. 108
- Abbildung 107: Härtewerte: Die Proben wurden im Pyrolyseofen lösungsgeglüht (500 °C | 10 min), in Wasser abgeschreckt und anschließend unterschiedlich wärmebehandelt: Warmauslagerung bei 210 °C mit variierender t_{WA} (blau); Stufenauslagerung bei 80 °C über den Zeitraum von 30 min und darauffolgend bei 210 °C mit unterschiedlichen t_{WA} (grün); blaue Dreieck: LSG + Wasserabschreckung; grüne Raute: LSG + Wasserabschreckung + WA 80 °C | 30 min..... 109
- Abbildung 108: Abkühlversuche an einer Lagerwand aus dem KGH: Zu sehen sind die Temperaturmessungen an den definierten Positionen in der Lagerwand bei einer ausschließlichen Lagerstuhlkühlung von neun Sekunden. Der Zeitpunkt t_x markiert das Einsetzen des Kühlvorgangs im Wasserbecken (Zylindersteg getaucht; Lagerstuhl besprüht), welcher das Phänomen des Wiedererwärmens an Luft unterbricht. 112
- Abbildung 109: Vergleich Simulation Magmasoft® vs. reale Temperaturmessungen; LS_3..... 112
- Abbildung 110: Vergleich Simulation Magmasoft® vs. reale Temperaturmessungen; St15_3..... 113
- Abbildung 111: Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, AlSi9Cu3(Fe): Die Proben wurden bei 500 °C lösungsgeglüht und anschließend mit variierend kontinuierlichen Abkühlraten abgekühlt: Vergleich der Proben aus den unterschiedlichen Entnahmepositionen des KGHs (Zylindersteg und Lagerstuhl) hinsichtlich der detektierten Excesswärmekapazität (links), der erzielbaren Härte nach einer Warmauslagerung (180 °C | 4 h) und der gemessenen Ausscheidungswärme (rechts) in Abhängigkeit der umgesetzten Abkühlgeschwindigkeit. 114
- Abbildung 112: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe), Lagerstuhl: Dargestellt sind die Ergebnisse der Kalorimetrie hinsichtlich der temperatur-, zeitabhängigen Ausprägung der Excesswärmekapazität (Linien) korrespondierend zu den Simulationsergebnissen mittels JMatPro® (Punkte); berücksichtigt wurden die Sekundärausscheidungen der XRD- und EDX-Analysen; Randbedingung der Simulation bildet die Umsatzrate, sich zusammensetzend aus der minimal möglichen Detektion der Ausscheidungswärme in Vergleich zu der maximal gemessenen. 116
- Abbildung 113: REM-Analysen (Vergleich 0,01 K/s Kalorimeter vs. Ofenlösungsgeglüht): Zu sehen sind geätzte Proben, die im REM hinsichtlich der Einflussnahme der Lösungsgeglühtung auf die Siliziumstruktur untersucht wurden. 118
- Abbildung 114: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung: Dargestellt ist der Anteil der Schmelze in Abhängigkeit der Temperatur. Hervorgehoben sind die Liquidus- und die Solidustemperatur. 121

- Abbildung 115: Abgebildet sind die in-situ Temperaturmessungen während des Urformprozesses der Abgüsse 2019 (blau) und 2020 (grün) bis zur Entformung. Die beiden Temperaturintervalle der Erstarrung (braun) und der weiteren Abkühlung im festen Zustand (rot) sind halbquantitativ anhand der gestrichelten Umrandungen illustriert. 123
- Abbildung 116: Schematische Darstellung einer TEM-Aufnahme der temperatur- und zeitabhängigen Keim-, Phasenbildung in Folge eines isothermen Stufenschritts während der Abkühlung einer Al-Cu-Mg Legierung (Davydov, et al., 2001, p. 221)..... 124
- Abbildung 117: Aufgeführt ist die Einflussnahme der Abkühlbedingung auf das Aushärtemaximum anhand der empirischen Daten der Al-Legierung A357.0 bei 160 °C. (Irretier, et al., 2002) 124
- Abbildung 118: Temperaturabhängige kritische Zeit im isothermen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm von JMatPro® Version 13.2. 126
- Abbildung 119: Darstellung der erzielbaren $R_{p0,2}$ -Dehngrenze nach einer Wärmebehandlung (KA[72 h] + WA[210 °C|150 min]) in Abhängigkeit von der Abschreckgeschwindigkeit aus dem Lösungsglühprozess bei 500 °C. Die Zugversuche setzen sich aus den Ansätzen der Laserkurzzeit- und der Ofenlösungsglühung zusammen (Datenpunkte, schwarz). Die numerische Lösung von Chi-Quadrat als die Summe der varianzgewichteten Residuenquadrate ist als rote Linie dargestellt, welche von dem 95 % Konfidenzintervall umgeben wird. Vergleichend sind aus dem KGH positionsbezogen die Ergebnisse der $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen in Abhängigkeit der gewichteten mittleren Abkühlraten λ aufgeführt..... 127
- Abbildung 120: Einflussnahme der Kaltauslagerung auf die Ausprägung des Warmauslagerungsmaximums der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze der Legierung AISI9Cu3(Fe). (Pabel, et al., 2006) 128
- Abbildung 121: Temperaturabhängiges Auslagerungsverhalten und die Einflussnahme der Kaltauslagerung auf die Ausprägung des Warmauslagerungsmaximums der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze der Legierung AISI9Cu3(Fe). (Pabel, et al., 2006) 129
- Abbildung 122: Dargestellt ist die temperaturabhängige Keimbildungsrate (grau gestrichelte Kurve) der Legierung AISI9Cu3(Fe) mit maximaler Ausscheidungsrate. (Pabel, et al., 2006) 130
- Abbildung 123: EN AW-6016: Einfluss des Kaltauslagerungseffektes auf den anschließenden Lackeinbrennprozess (180 °C | 30 min), linkes Bild. Einfluss einer Vorauslagerung mit anschließendem Lackeinbrennprozess (180 °C | 30 min), rechtes Bild. (Zhuang, et al., 2001) modifiziert von (Ostermann, 2014) 131
- Abbildung 124: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung und der sich daraus ergebende Phasenumsatz der Phasen θ und Q in Volumenprozent. XXV
- Abbildung 125: Abgebildet ist das Temperaturprofil des Thermoelements, welches an der Spitze des JetCooler-Kerns verlötet und nachträglich in den kalibrierten Warmkammerofen gelegt wurde, um eine gegebenenfalls entstandene Schädigung durch den Lötprozess oder durch den Einsatz im Urformprozess festzustellen. XXV

Abbildung 126: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C 5 min (rechts).	XXVI
Abbildung 127: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C 10 min (rechts).	XXVI
Abbildung 128: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C 20 min (rechts).	XXVII
Abbildung 129: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C 120 min (rechts).	XXVII
Abbildung 130: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 21 °C mit variierendem Lufteintrag, Zylindersteg.	XXIX
Abbildung 131: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 21 °C mit variierendem Lufteintrag, Lagerstuhl.	XXIX
Abbildung 132: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 35 °C mit variierendem Lufteintrag, Zylindersteg.	XXX
Abbildung 133: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 35 °C mit variierendem Lufteintrag, Lagerstuhl.	XXX
Abbildung 134: Positionsbezogene Simulationsergebnisse Magmasoft® in der Form; HTC_Start.	XXXI
Abbildung 135: Positionsbezogene Simulationsergebnisse Magmasoft® ab T_max für den kompletten Prozess; HTC_f(Ort).	XXXII
Abbildung 136: Kalorimetrische Untersuchungen im Wärmestrom-DSC: Gusszustand und Alterungszustände.	XXXIII
Abbildung 137: Kaltauslagerungsuntersuchung AlSi9Cu3(Fe) im Wärmestrom-DSC.	XXXIV
Abbildung 138: Kalorimetrische Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit; Zylindersteg.	XXXV
Abbildung 139: Kalorimetrische Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit; Lagerstuhl.	XXXVI
Abbildung 140: Konfidenzintervall von 95 %; Fit WA 180 °C.	XXXIX
Abbildung 141: Konfidenzintervall von 95 %; Fit KA + WA 210 °C.	XXXIX
Abbildung 142: Ergebnisse Polynom 5. Grades der simulierten Abkühlraten im Kurbelgehäuse aus Magmasoft®.	XLIII

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Erläuterung der möglichen Verfestigungsmechanismen. (Macherauch & Zoch, 2014, p. 209)	8
Tabelle 2: Materialkennwerte der Legierung AlSi9Cu3(Fe). (Franke, 2019, pp. 230, 239, 240, 242).....	15
Tabelle 3: Zusammensetzung der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3(Fe) nach der Norm DIN EN 1706 in Ma.%.	16
Tabelle 4: Ausscheidungssequenz des Al-Cu-Legierungssystems.	17
Tabelle 5: Ausscheidungssequenz des Al-Mg-Si-Legierungssystems.	17
Tabelle 6: Ausscheidungssequenz des Al-Mg-Si-Cu-Legierungssystems.....	18
Tabelle 7: Ausscheidungssequenz des Al-Zn-Mg-Legierungssystems.	18
Tabelle 8: Ausscheidungssequenz des Al-Cu-Mg-Legierungssystems.	18
Tabelle 9: Vergleich der SDAS-Werte der beiden Abgüsse aus dem Jahr 2019 und 2020, aufgeschlüsselt nach den Entnahmepositionen im Kurbelgehäuse.	28
Tabelle 10: Spektralanalyse Abguss 2020: Lokale Zusammensetzung der ausscheidungsrelevanten Legierungselemente.	29
Tabelle 11: Aufgelistet sind die umgesetzten Prozessparameter der Wärmebehandlungen der Versuchsreihen am KGH.	33
Tabelle 12: HTC's und Bereichsdefinitionen hinsichtlich der Magmasoft®-Simulation.	41
Tabelle 13: Kalorimetrische Schmelzbeginnbestimmung AlSi9Cu3(Fe).	55
Tabelle 14: Gerätespezifische Parameter und Probengeometrien hinsichtlich der Umsetzung der kalorimetrischen Messungen zur Abschreckempfindlichkeit.	56
Tabelle 15: Gerätespezifische Parameter am Abschreckdilatometer; die Proben wurden anschließend Härte vermessen.	56
Tabelle 16: Skizzierte Versuchsmethodik und Parametrisierung der Wiedererwärmung der Versuchsreihen am Wärmestrom-DSC: Die Proben wurden im <i>Pyrolyseofen</i> lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und anschließend mit definierter Vorlaufphase von 3 min im Wärmestrom-DSC mit konstanter Aufheizgeschwindigkeit (10 K/min) von 0 °C auf eine spezifische Lösungsglüh-temperatur erwärmt.	58
Tabelle 17: Spektralanalyse, Abguss 2019.	60
Tabelle 18: Spektralanalyse, Abguss 2020.	60
Tabelle 19: Spektralanalyse, Al > 99,5 %.	60

Tabelle 20: Abkühlversuche am ganzen Kurbelgehäuse mit Anguss: Tabelliert sind die sich einstellenden Temperaturniveaus im Wasserbecken nach dem Tauchen des KGHs bei ausbleibender Wasserzirkulation.....	72
Tabelle 21: Korrelation Phasenanteile XRD vs. JMatPro® in wt%, Abkühlung 0,01 K/s.....	86
Tabelle 22: Korrelation Phasenanteile XRD vs. JMatPro® in wt%, Abkühlung 3 K/s.....	90
Tabelle 23: Zuweisung der Phasenbildung anhand der durchgeführten kalorimetrischen Messungen auf Grundlage von der aufgeführten Literatur.....	100
Tabelle 24: Positionsabhängige Spektralanalyse am KGH, Abguss 2020.	XXVIII
Tabelle 25: Fitparameter WA 180 °C.	XXXVII
Tabelle 26: Fitparameter KA + WA 210 °C.	XXXVIII
Tabelle 27: R _{p0,2} -Dehngrenzen: Proben LSG (500°C 2h) + Abschreckung + WA (180°C 4h) und KA (72h)+WA (210°C 150min).	XL
Tabelle 28: Härte in HV1: Proben LSG (500°C 2h) + Abschreckung + WA (180°C 4h) und KA (72h)+WA (210°C 150min).	XL
Tabelle 29: Ergebnisse p-Wert Kolmogorov-Smirnov-Test.	XLI

Anhang

A. Ergebnisse: JMatPro®

AlSi9Cu3(Fe)_2019 Physical properties

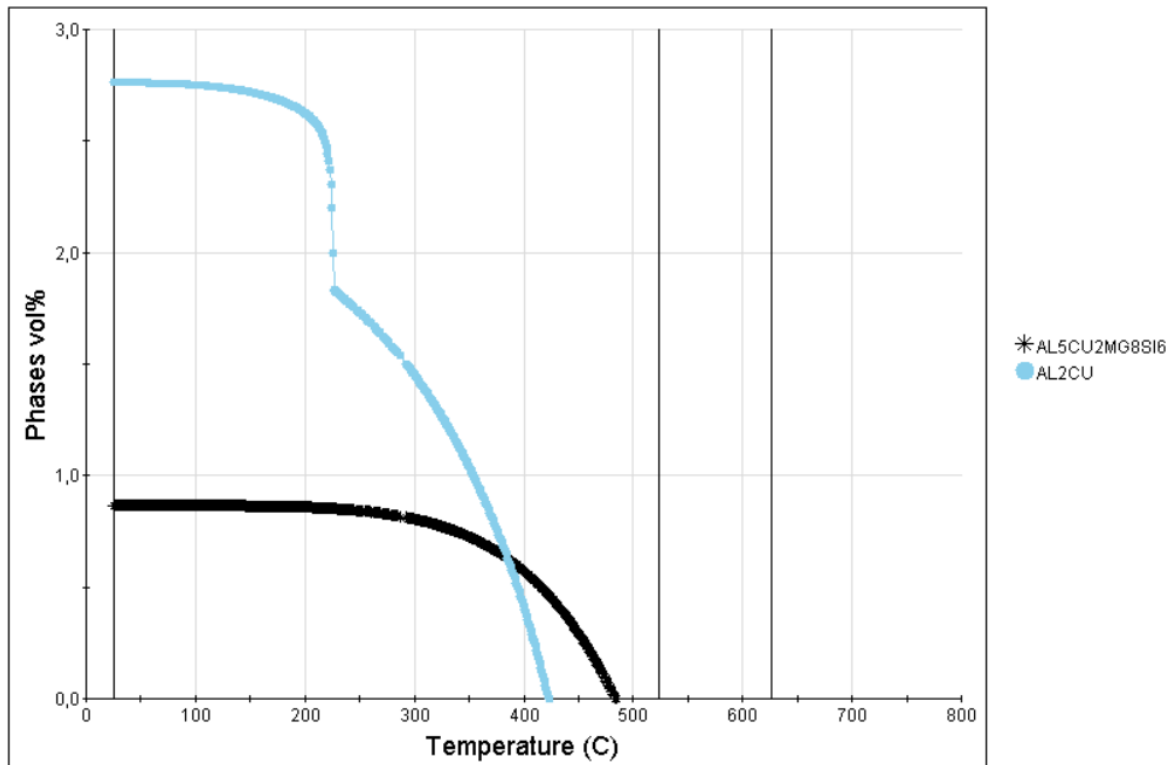


Abbildung 124: Simulationsergebnis von JMatPro® mit der Annahme einer gleichgewichtsnahen Abkühlung und der sich daraus ergebende Phasenumsatz der Phasen θ und Q in Volumenprozent.

B. Temperaturmessungen im Urformprozess

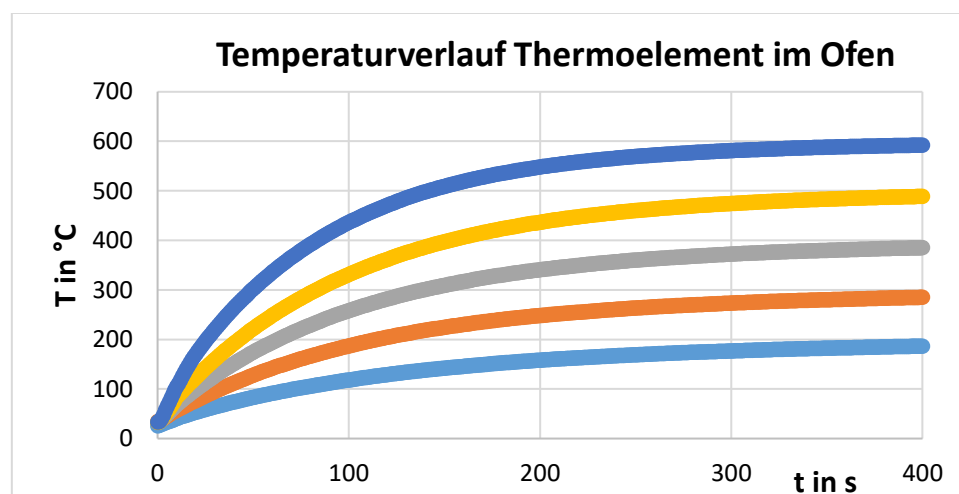


Abbildung 125: Abgebildet ist das Temperaturprofil des Thermoelements, welches an der Spitze des JetCooler-Kerns verlötet und nachträglich in den kalibrierten *Warmkammerofen* gelegt wurde, um eine gegebenenfalls entstandene Schädigung durch den Lötprozess oder durch den Einsatz im Urformprozess festzustellen.

C. Mikroskopische Gefügeuntersuchung: Einfluss der Lösungsglühung im Pyrolyseofen

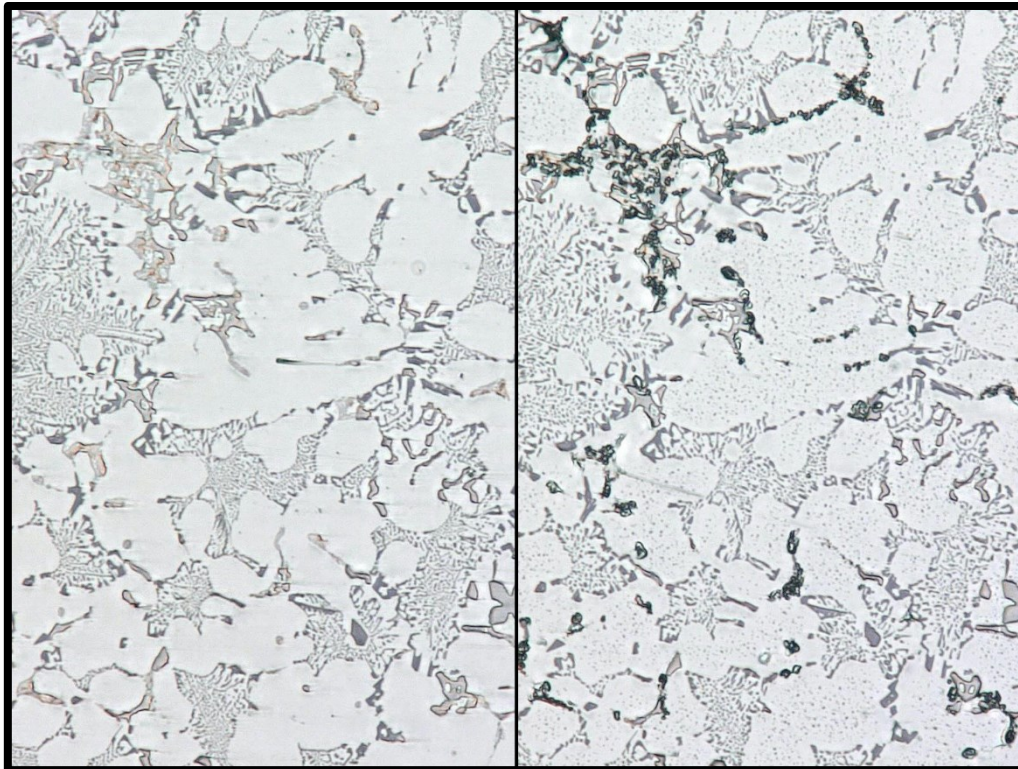


Abbildung 126: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C | 5 min (rechts).

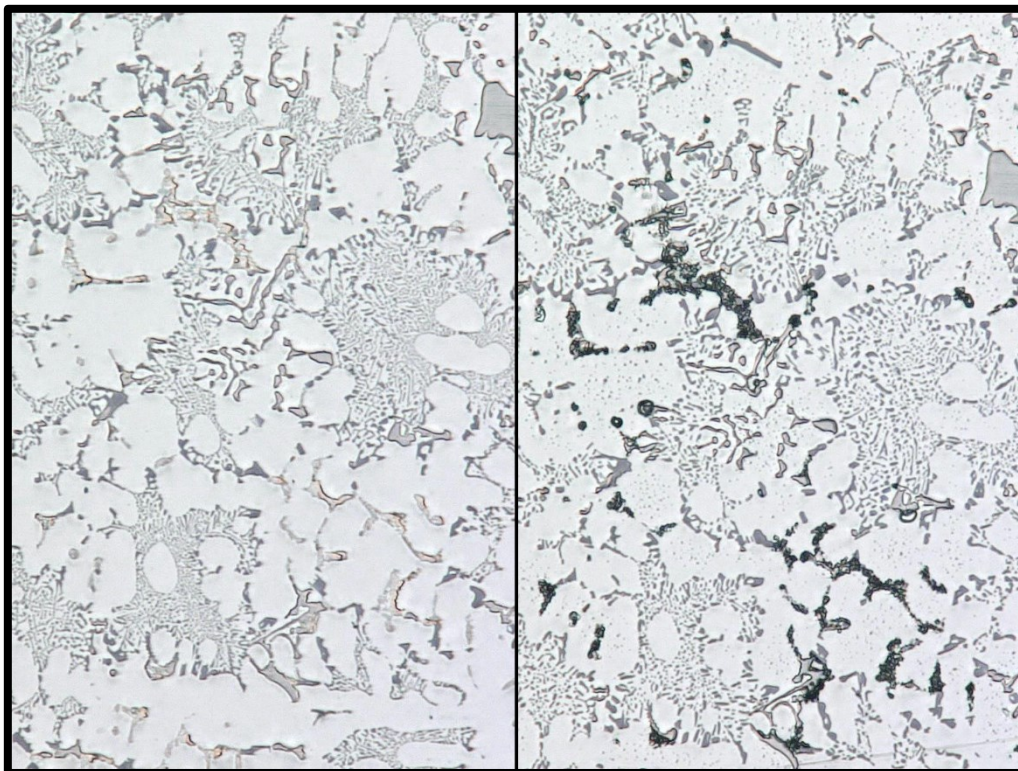


Abbildung 127: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C | 10 min (rechts).

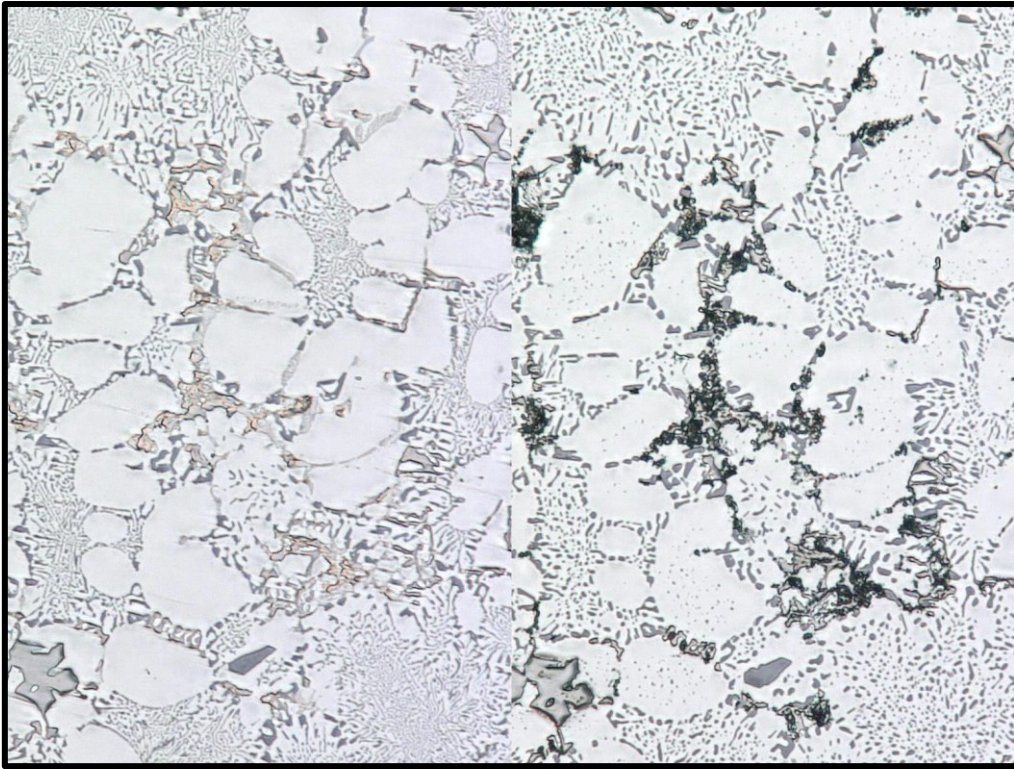


Abbildung 128: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C | 20 min (rechts).

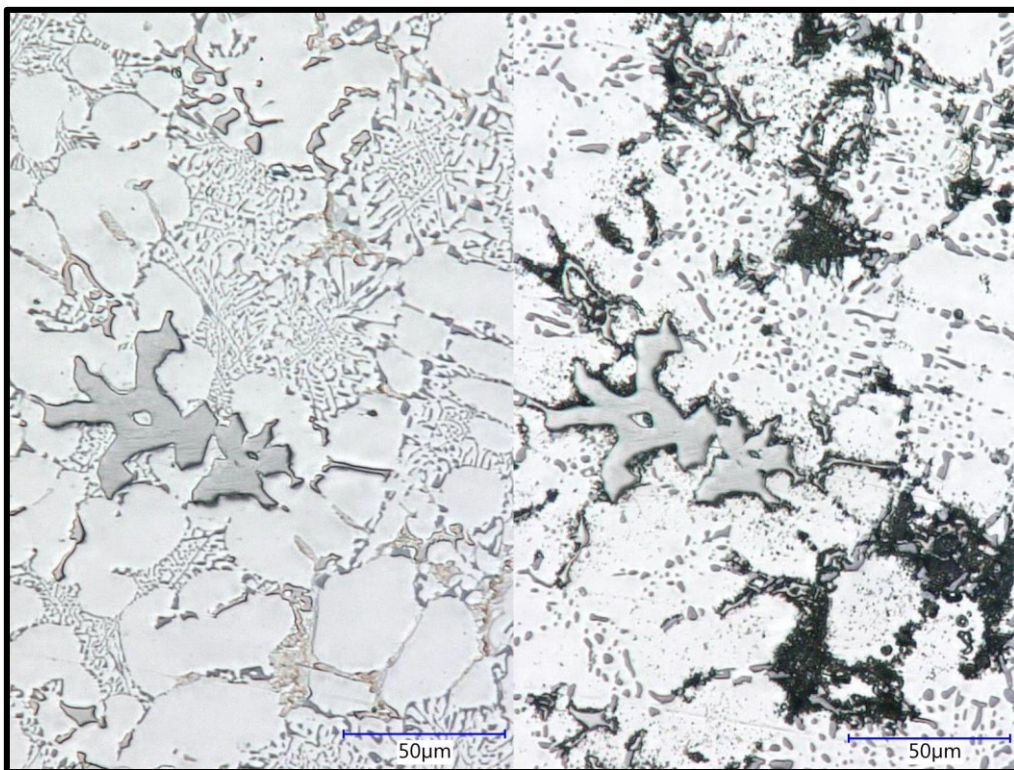


Abbildung 129: Mikroskopische Untersuchung: Gusszustand (links), lösungsgeglüht 500 °C | 120 min (rechts).

D. Spektralanalyse:

Tabelle 24: Positionsabhängige Spektralanalyse am KGH, Abguss 2020.

	St2_10	St2_80	LS2_quer		St3_10	St3_80	LS3_quer		St4_10	St4_80	LS4_quer
Si	9,34	9,45	9,52		9,33	9,44	9,55		9,24	9,39	9,55
Cu	2,869	2,875	2,926		2,83	2,892	2,926		2,814	2,865	2,974
Mg	0,278	0,281	0,282		0,277	0,279	0,292		0,273	0,273	0,285
Zn	0,793	0,805	0,803		0,795	0,798	0,812		0,798	0,799	0,804
Ni	0,082	0,082	0,084		0,079	0,082	0,082		0,079	0,081	0,085
Fe	0,847	0,844	0,869		0,856	0,849	0,866		0,853	0,849	0,888
Mn	0,295	0,296	0,302		0,299	0,293	0,307		0,293	0,287	0,303
Mo	0,0026	0,0027	0,0026		0,0027	0,0026	0,0028		0,0027	0,0024	0,0026
Ti	0,049	0,048	0,048		0,049	0,048	0,048		0,05	0,049	0,048
Sr	0,0079	0,0079	0,0079		0,0079	0,0079	0,008		0,0076	0,0077	0,0079
V	0,0094	0,0094	0,0094		0,0098	0,0093	0,0097		0,0095	0,0092	0,0096
Zr	0,0098	0,0098	0,0097		0,0095	0,0097	0,0097		0,0096	0,0098	0,01
Sn	0,0172	0,0172	0,0179		0,0171	0,0175	0,0176		0,0169	0,0173	0,018
Cr	0,0611	0,0602	0,0626		0,0637	0,0598	0,0632		0,063	0,0612	0,064
Pb	0,0452	0,464	0,0462		0,0451	0,0461	0,0464		0,0439	0,0453	0,0498
B	0,0002	0,0002	0,0002		0,0002	0,0002	0,0002		0,0002	0,0002	0,0002
Bi	0,0102	0,0104	0,0105		0,0102	0,0104	0,0103		0,01	0,0102	0,0104
Na	0,0003	0,0003	0,0003		0,0003	0,0003	0,0003		0,0003	0,0003	0,0003
P	0,0024	0,0023	0,0021		0,0023	0,0021	0,0022		0,0023	0,002	0,0022
Ca	0,0005	0,0008	0,0009		0,0008	0,0007	0,0008		0,0008	0,0008	0,0009
Cd	0,0004	0,0004	0,0004		0,0004	0,0004	0,0004		0,0026	0,0004	0,0004
Ce	0,0008	0,0007	0,0007		0,0007	0,0008	0,0008		0,0077	0,0009	0,0009
Co	0,0027	0,0027	0,0027		0,0024	0,0026	0,0028		0,0027	0,0026	0,0025
Ga	0,007	0,0075	0,0077		0,007	0,0077	0,0081		0,0077	0,0078	0,0078

E. Abkühlversuche am Kurbelgehäuse mit Anguss:

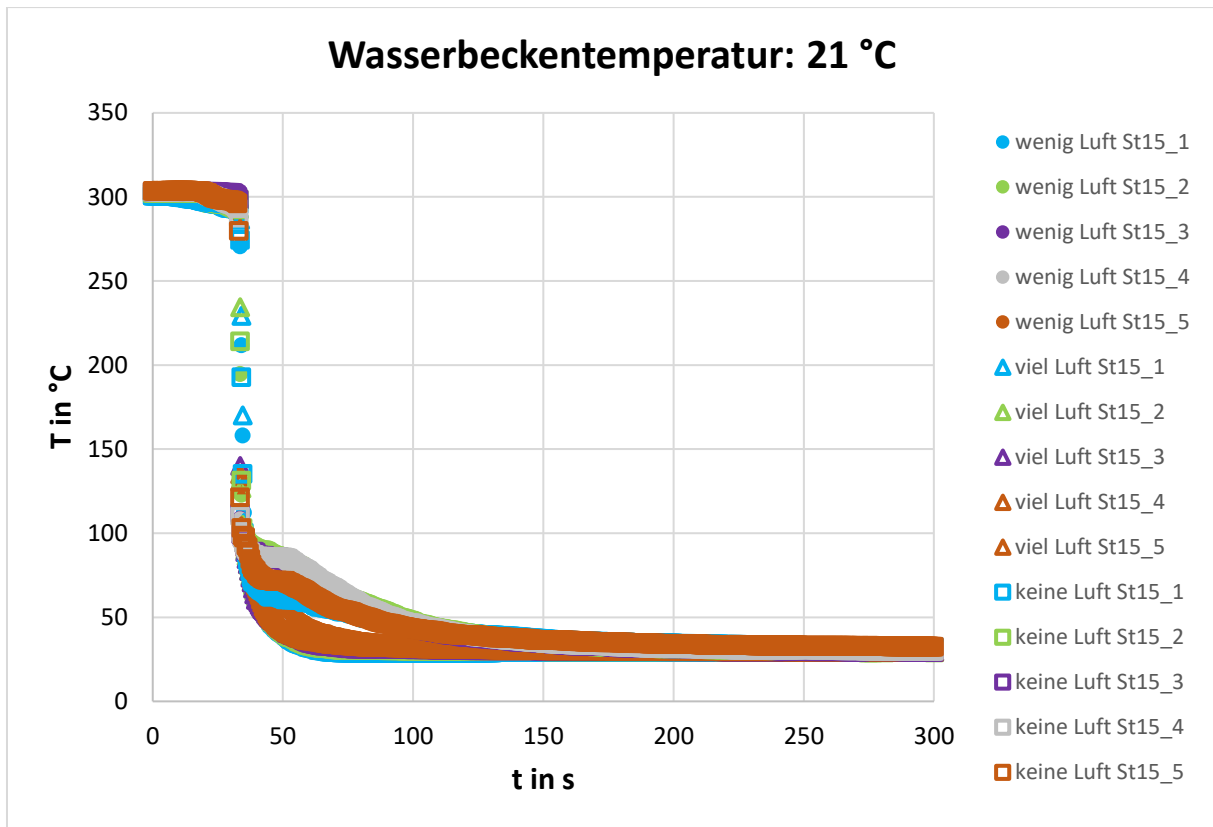


Abbildung 130: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 21 °C mit variierendem Lufteintrag, Zylindersteg.

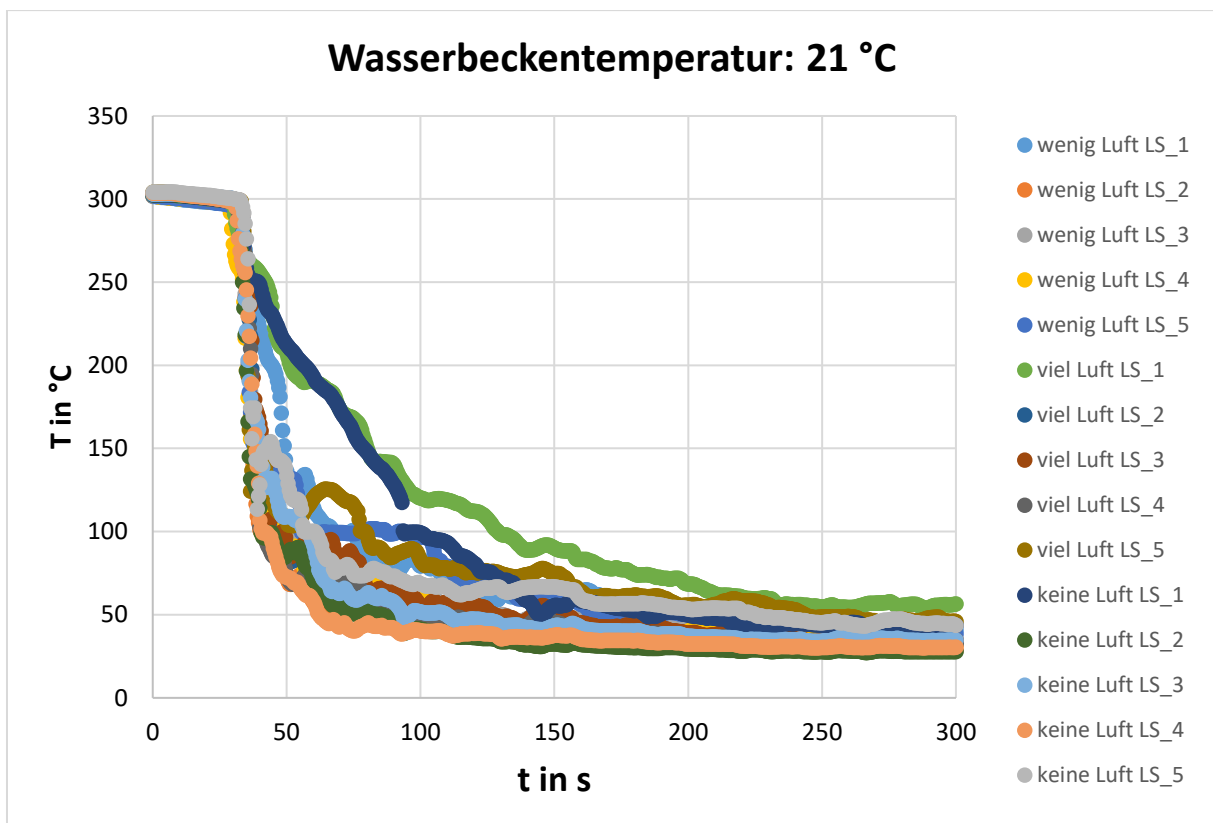


Abbildung 131: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 21 °C mit variierendem Lufteintrag, Lagerstuhl.

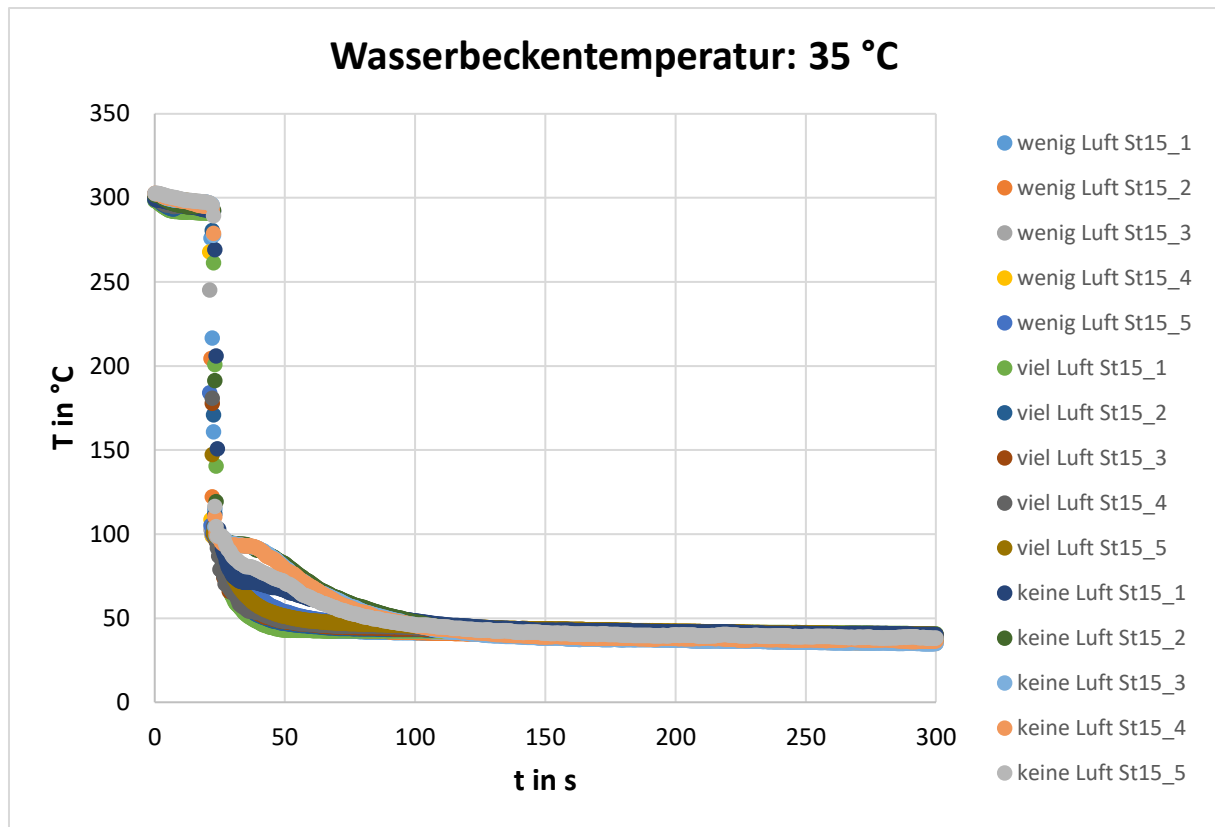


Abbildung 132: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 35 °C mit variierendem Lufteintrag, Zylindersteg.

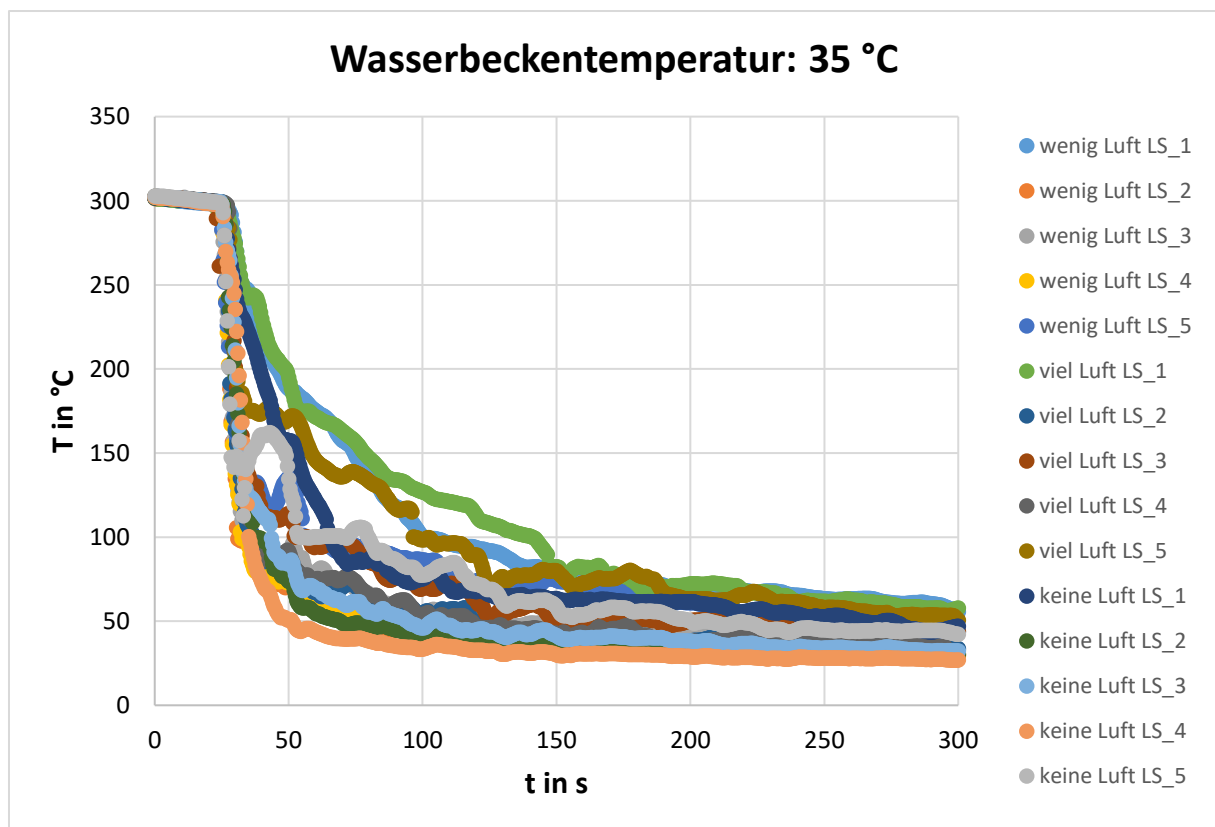


Abbildung 133: Abschreckversuche am KGH mit Anguss im Wasserbecken 35 °C mit variierendem Lufteintrag, Lagerstuhl.

F. Simulation mit Magmasoft®

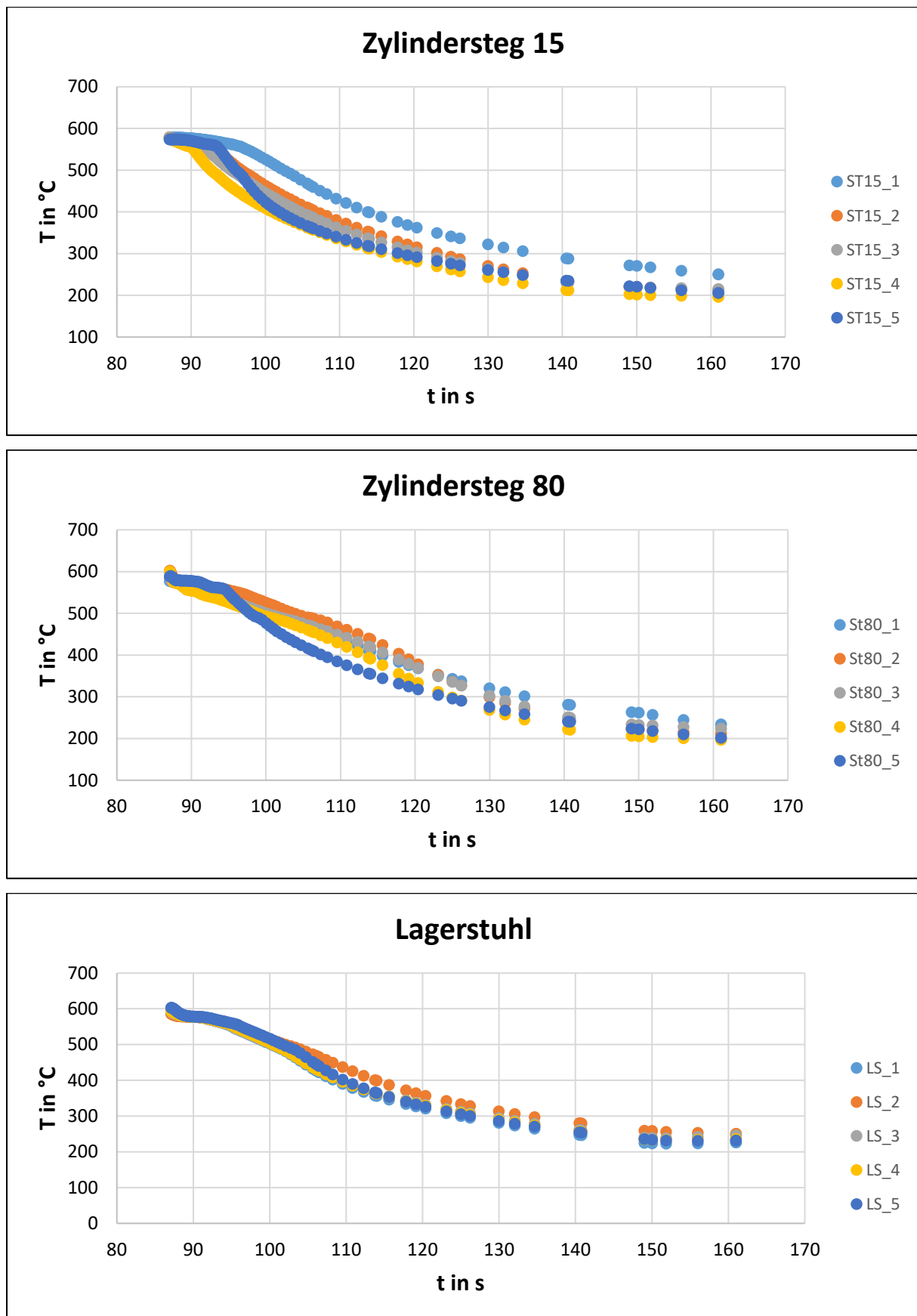
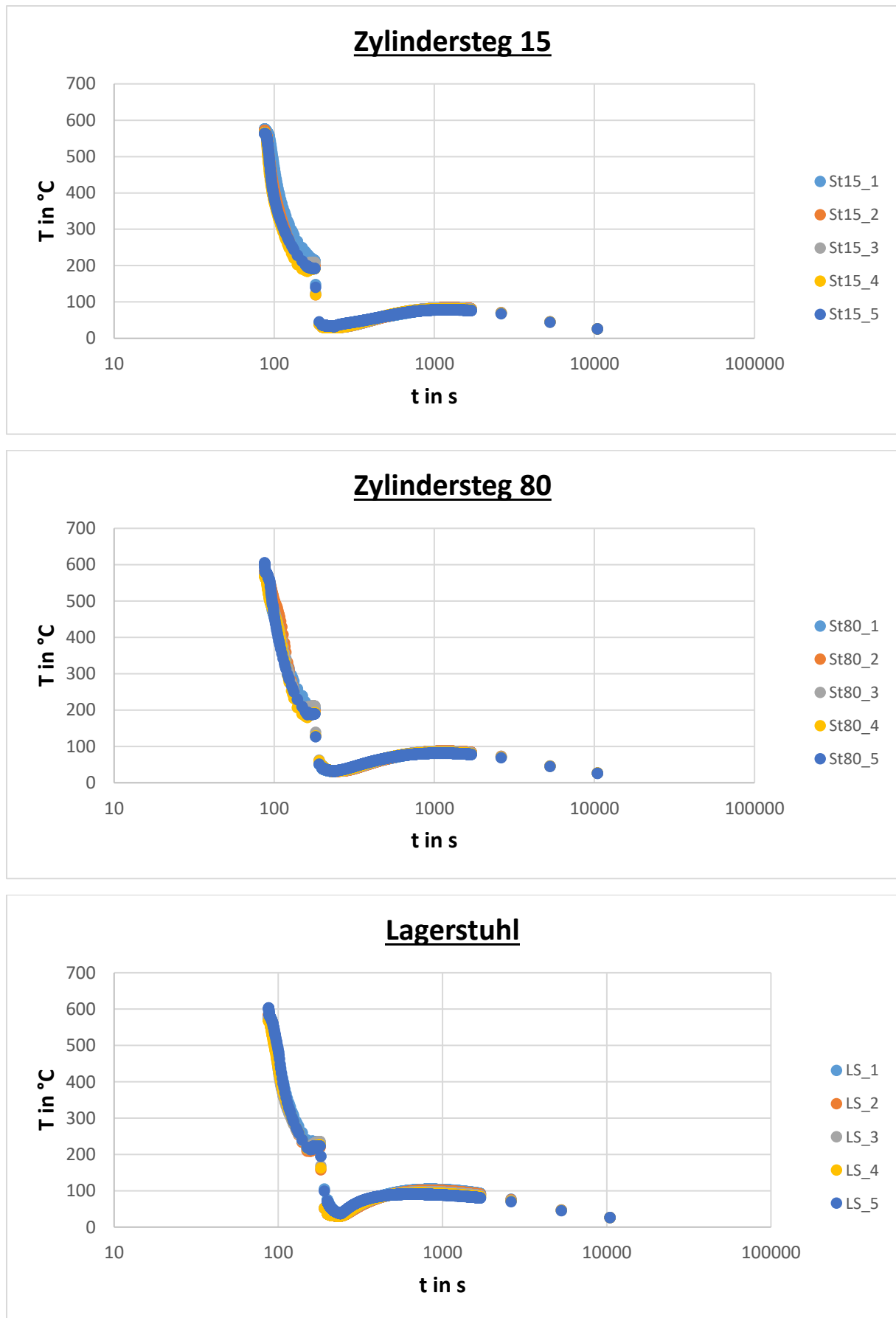


Abbildung 134: Positionsbezogene Simulationsergebnisse Magmasoft® in der Form; HTC_Start.

Abbildung 135: Positionsbezogene Simulationsergebnisse Magmasoft® ab T_{max} für den kompletten Prozess; $\text{HTC}_f(\text{Ort})$.

G. Kalorimetrische Untersuchungen: Erwärmversuche

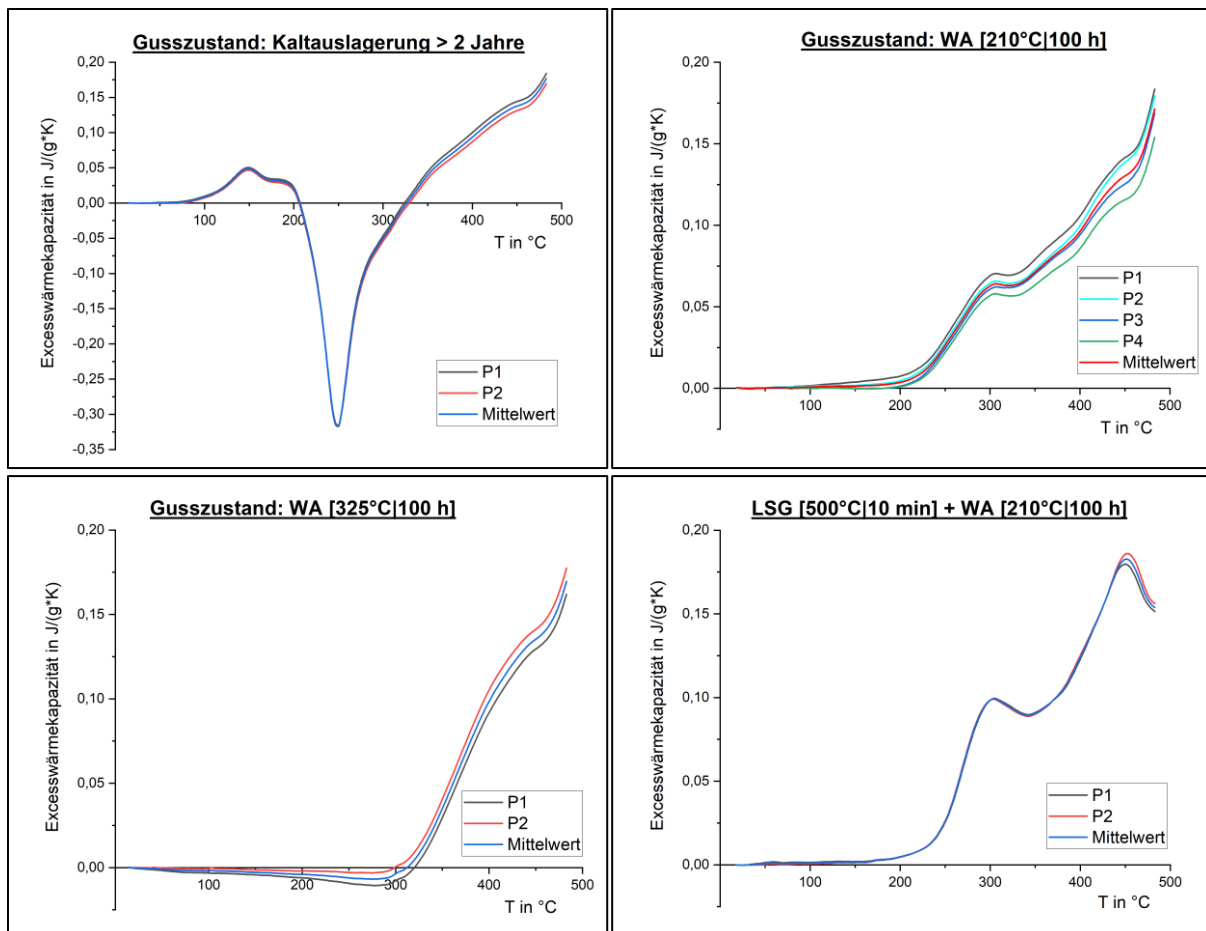


Abbildung 136: Kalorimetrische Untersuchungen im Wärmestrom-DSC: Gusszustand und Alterungszustände.

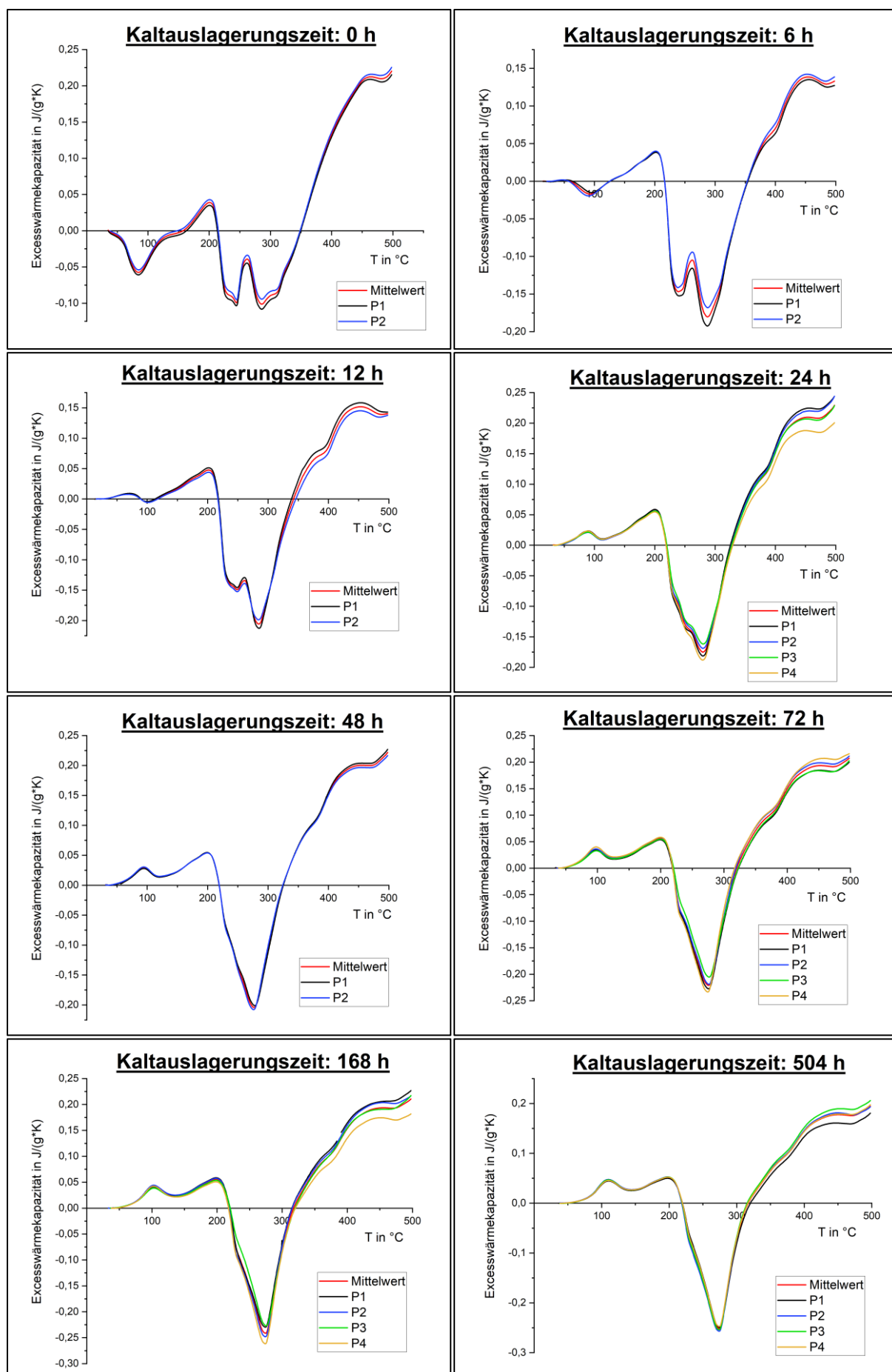


Abbildung 137: Kaltauslagerungsuntersuchung AlSi9Cu3(Fe) im Wärmestrom-DSC.

H. Kalorimetrische Untersuchungen: Abschreckempfindlichkeit

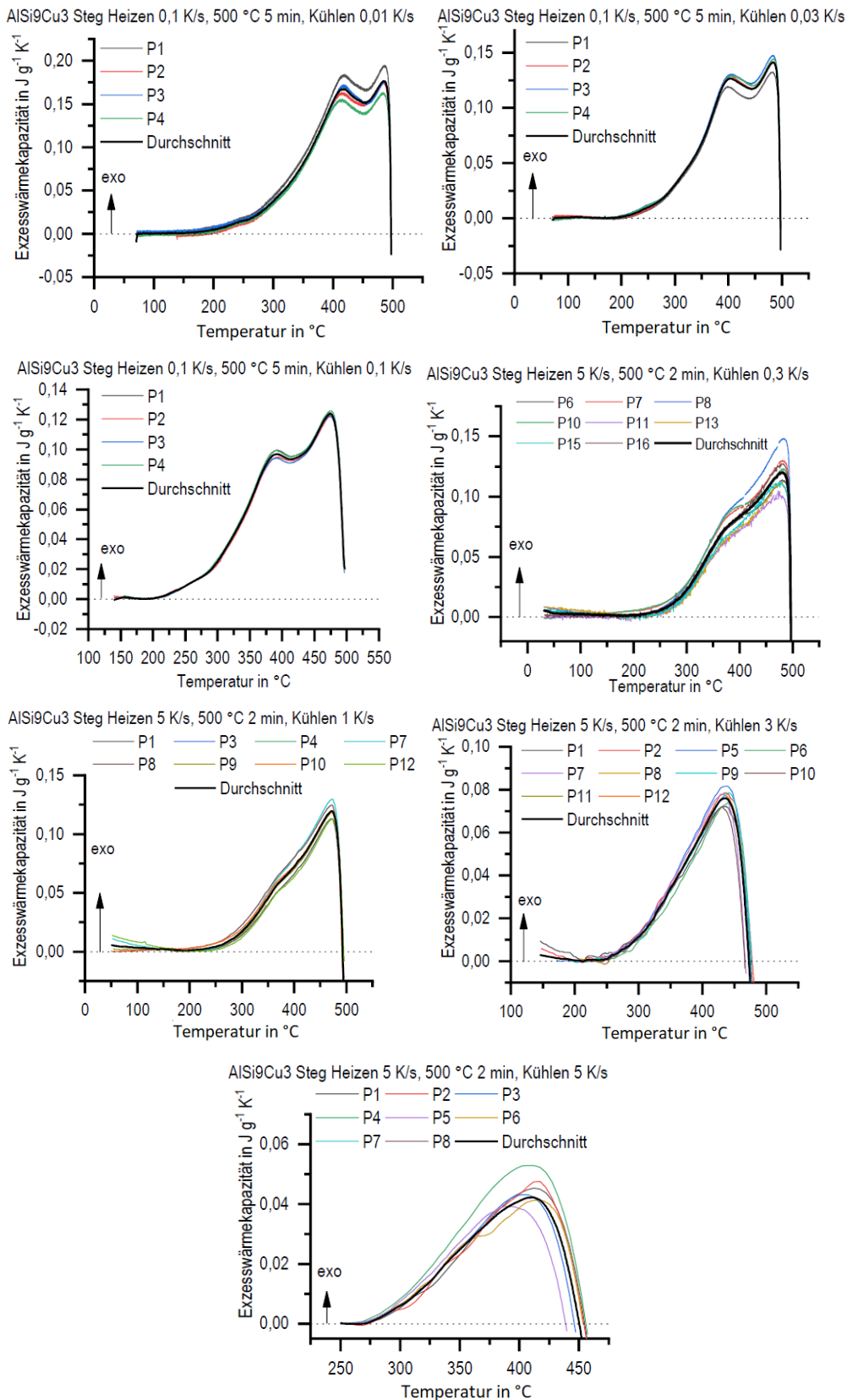
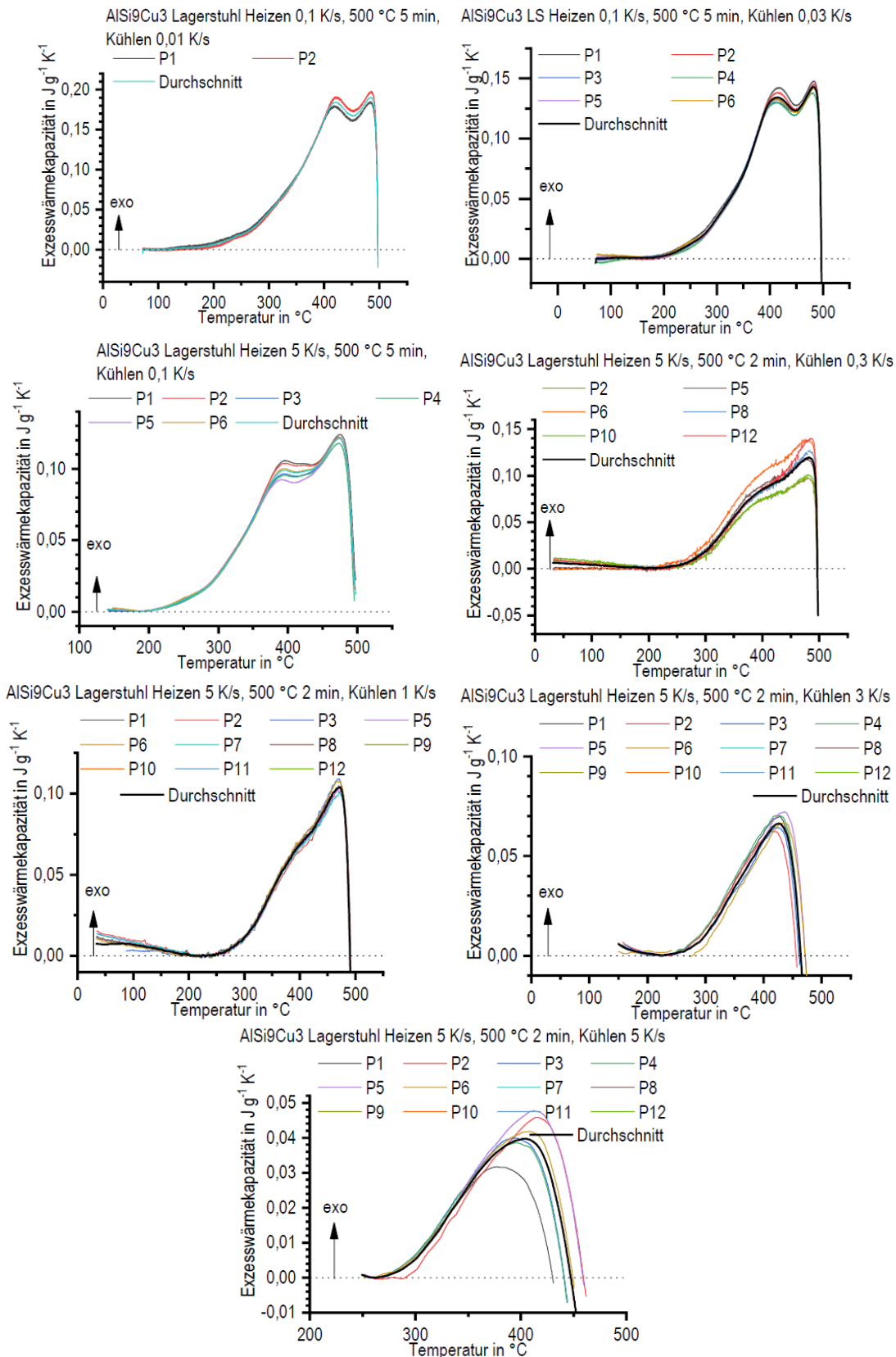


Abbildung 138: Kalorimetrische Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit; Zylindersteg. ⁵

⁵ Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, Versuchsdurchführung und Auswertung wurde im Kompetenzzentrum °Calor von Philipp Wiechmann durchgeführt. Die wärmebehandelten Proben wurden vom Verfasser der Dissertation bereitgestellt.

Abbildung 139: Kalorimetrische Untersuchungen zur Abschreckempfindlichkeit; Lagerstuhl. ⁶

⁶ Kalorimetrische Messungen zur Abschreckempfindlichkeit, Versuchsdurchführung und Auswertung wurde im Kompetenzzentrum °Calor von Philipp Wiechmann durchgeführt. Die wärmebehandelten Proben wurden vom Verfasser der Dissertation bereitgestellt.

I. Fitparameter

Tabelle 25: Fitparameter WA 180 °C.

Abkühlrate in °C/s	$R_{p_{0,2}}$ in MPa	Fehler der Abkühlrate in °C/s	Fehler der $R_{p_{0,2}}$ in MPa
104,57154	299,59922	0,48353	5,93565
87,13597	312,41682	2,09821	5,93885
122,03722	303,27809	1,57807	5,93656
44,23644	305,34497	1,05062	5,93707
77,76943	302,2867	0,38641	5,93631
26,39362	303,07266	0,42848	5,93651
29,88499	307,48777	0,49549	5,9376
19,35332	296,39177	0,21311	5,93487
9,5156	301,3295	0,02035	5,93608
16,79031	291,33207	0,04434	5,93366
15,8638	284,76395	0,04582	5,93212
13,74367	303,56418	0,04101	5,93663
6,8777	284,10411	0,01072	5,93196
6,40932	273,58042	0,00963	5,92957
6,21929	289,3269	0,01041	5,93319
5,0503	260,21527	0,0155	5,92666
4,52113	279,49435	0,01337	5,9309
4,16593	266,18154	0,01183	5,92794
2,64685	247,13076	0,0061	5,92395
2,34525	238,90046	0,00516	5,92231
1,01936	198,26266	9,85327E-4	5,91505
1,05874	204,06956	0,00106	5,916
1,06652	202,51772	0,00109	5,91575
0,00992	108,14774	6,35856E-7	5,90385

Tabelle 26: Fitparameter KA + WA 210 °C.

Abkühlrate in °C/s	$R_{p_{0,2}}$ in MPa	Fehler der Abkühlrate in °C/s	Fehler der $R_{p_{0,2}}$ in MPa
130,63876	291,67992	2,31158	6,8102
114,07179	295,34108	0,96451	6,81096
70,74112	292,93228	1,16355	6,81046
72,88679	278,13536	0,69977	6,80745
100,7828	288,94582	1,25298	6,80963
89,11345	281,39772	1,12847	6,8081
25,1126	297,24181	0,50641	6,81136
24,02933	291,46405	0,25295	6,81015
16,06533	266,91002	0,19472	6,80528
12,81996	267,85869	0,08455	6,80546
16,65413	268,5904	0,06985	6,8056
8,54519	265,85374	0,03449	6,80508
8,66517	273,17622	0,03281	6,80648
8,14754	260,64316	0,0301	6,8041
7,44898	277,16898	0,02635	6,80726
4,53259	267,83175	0,01862	6,80545
3,93665	247,24291	0,01212	6,80168
3,16633	239,14063	0,00804	6,80028
3,67308	253,53522	0,0103	6,8028
3,40284	240,00548	0,00908	6,80042
0,82524	181,13824	0,00146	6,7916
0,92675	180,39663	0,00172	6,7915
0,9601	197,68604	0,00183	6,79383
0,81748	185,26838	0,00144	6,79214
0,80462	186,4502	0,00141	6,79229
0,76319	182,71921	0,00132	6,7918
0,00995	105,09118	4,26307E-7	6,78393

J. Definition des Konfidenzintervalls

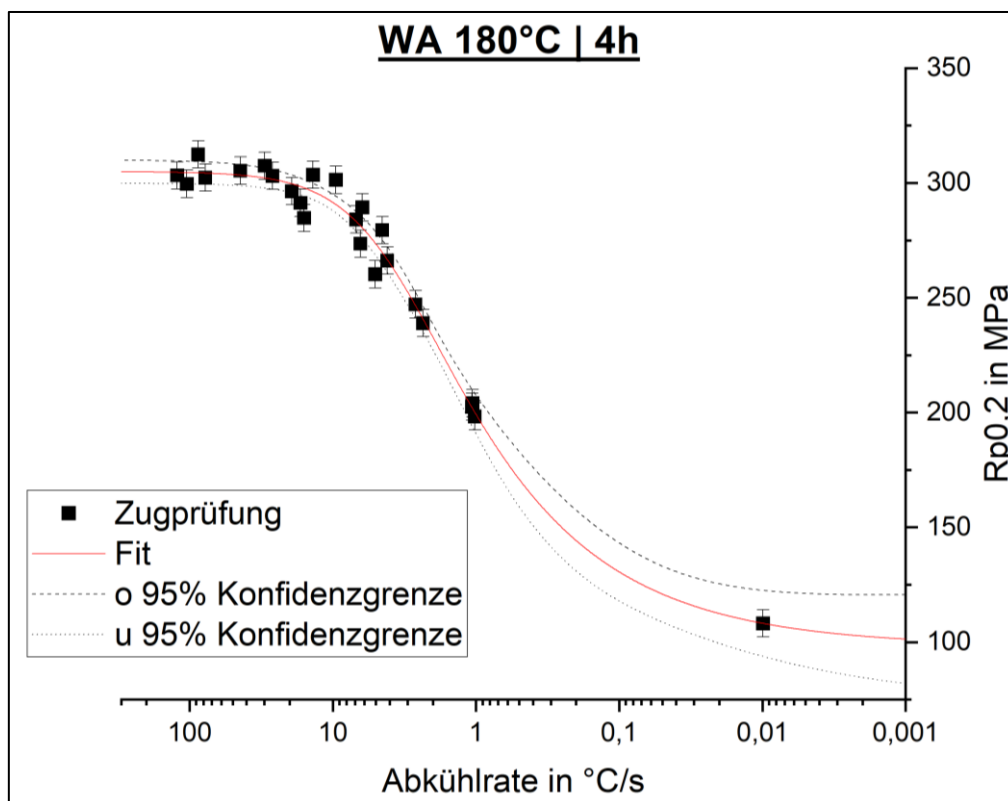


Abbildung 140: Konfidenzintervall von 95 %; Fit WA 180 °C.

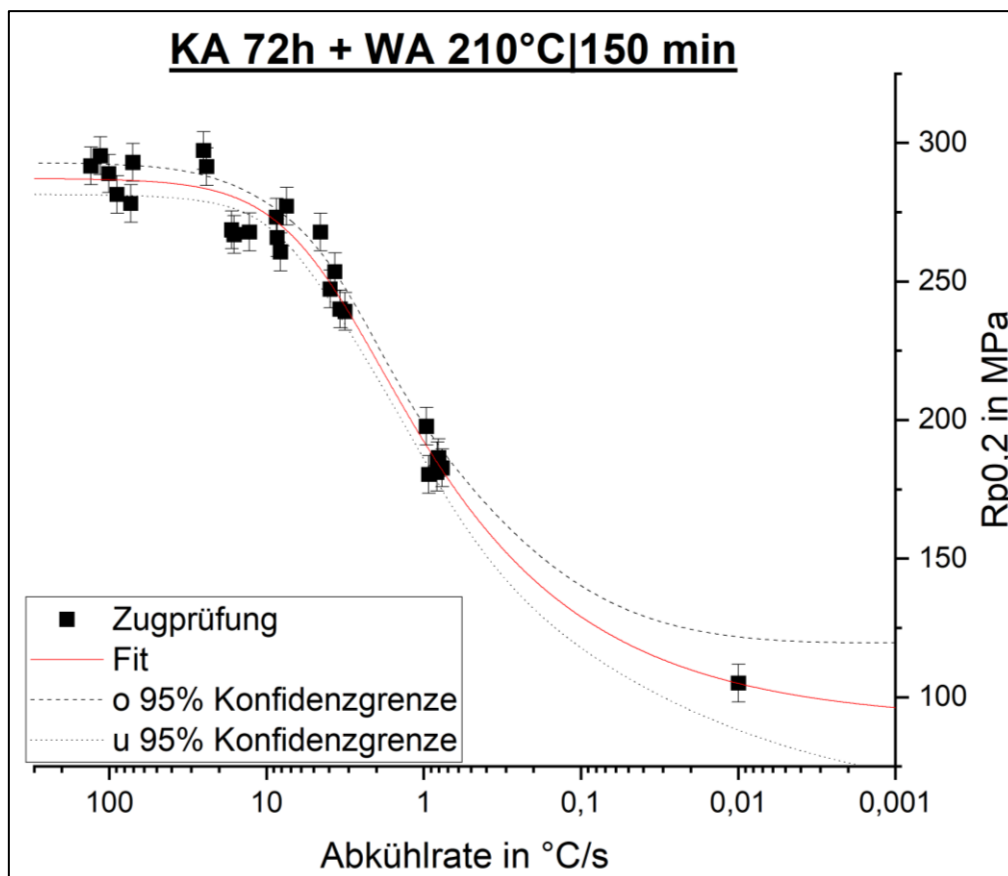


Abbildung 141: Konfidenzintervall von 95 %; Fit KA + WA 210 °C.

K. Kolmogorov-Smirnov-Test

Tabelle 27: $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen: Proben LSG (500°C|2h) + Abschreckung + WA (180°C|4h) und KA (72h)+WA (210°C|150min).

WA 180°C 4h		KA 72h + WA 210°C 150min
Wasserabschreckung	0,01 °C/s	0,01 °C/s
333,4343	105,95519	102,9846
337,5191	106,06277	103,3845
341,195	106,61373	104,8367
341,7037	106,68014	105,0912
344,4235	107,15489	108,386
350,84	107,60807	108,824
	108,6874	110,46
	108,92044	
	109,07953	
	109,64281	
	111,62722	
	112,06923	
Standardabweichung	5,9466	2,0441
		2,9189

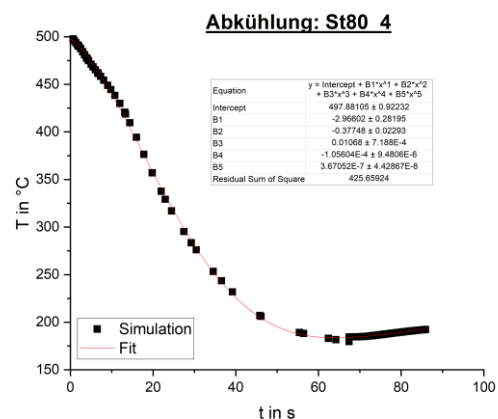
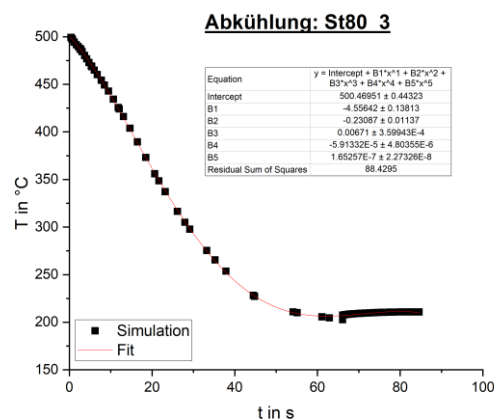
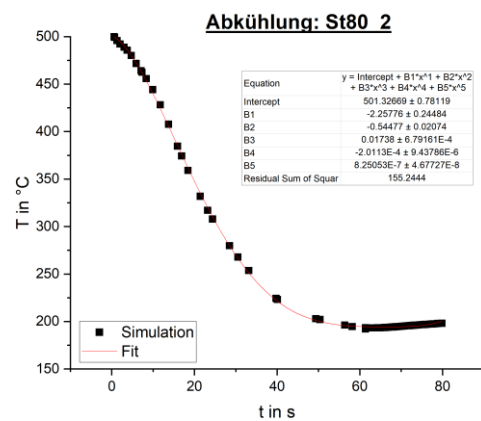
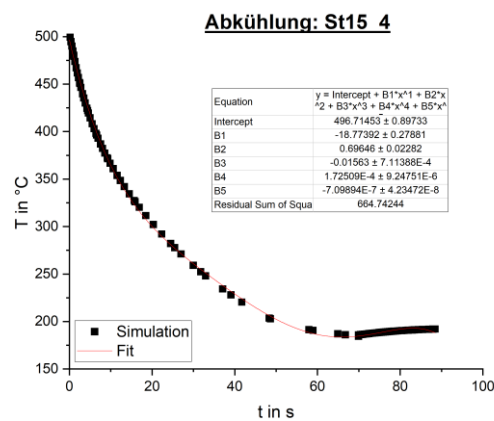
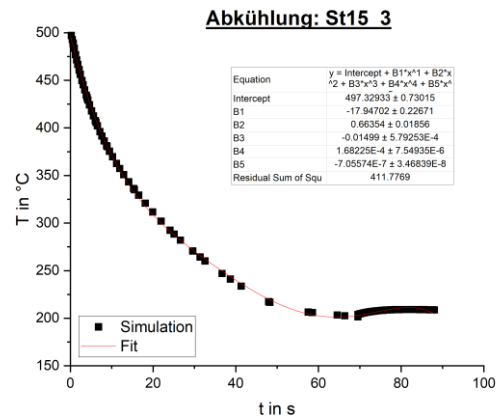
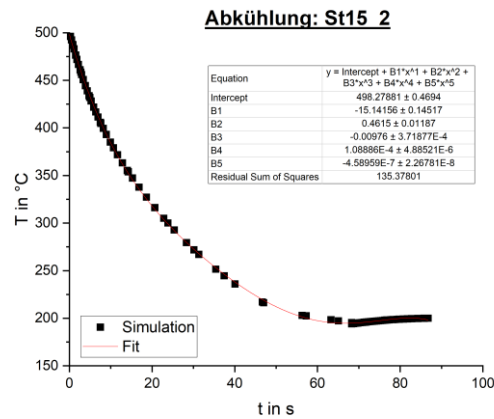
Tabelle 28: Härte in HV1: Proben LSG (500°C|2h) + Abschreckung + WA (180°C|4h) und KA (72h)+WA (210°C|150min).

WA 180 °C 4 h		KA 72 h + WA 210 °C 150 min
Wasserabschreckung	0,01 °C/s	0,01 °C/s
140	73,6	70,7
143	73,7	71
144	73,7	71
144	74	71
145	74,1	71,1
145	74,2	71,3
145	74,3	71,3
145	74,3	71,5
146	74,4	71,5
146	74,4	71,6
146	74,5	71,8
146	74,6	71,9
147	74,8	72
148	74,9	72
148	75,2	72
149	75,3	72,2
149	75,4	72,3
149	75,4	72,4
150	75,5	72,4
150	75,5	72,6
150	75,9	72,6
150	76,6	72,6
150	77,1	72,6
150	77,3	72,7
150	77,3	73,1
150	77,4	73,2
150	77,7	73,3
151	77,7	73,6
151	78,1	74,1
154	79,6	74,1
		74,1
		74,2
		74,3
		74,5

Tabelle 29: Ergebnisse p-Wert Kolmogorov-Smirnov-Test.

	WA 180 °C 4 h		KA 72 h + WA 210 °C 150 min
	Wasserabschreckung	0,01 °C/s	0,01 °C/s
$R_{p0,2}$	1	1	0,83529
Härte HV1	0,27174	0,25731	0,67106

- L. Positionsabhängige Auswertung der Temperatur-Zeit-Verläufe im Kurbelgehäuse entsprechender der Simulationsergebnisse in Magmasoft® mit Polynom 5. Grades in kontinuierliche Temperaturintervalle von 10 °C von der Lösungsglühtemperatur 500 °C bis zu dem Zeitpunkt des Tauchens oder Lagerstuhlsprühens, nachwelchem die Bauteiltemperatur unter 200 °C fällt.



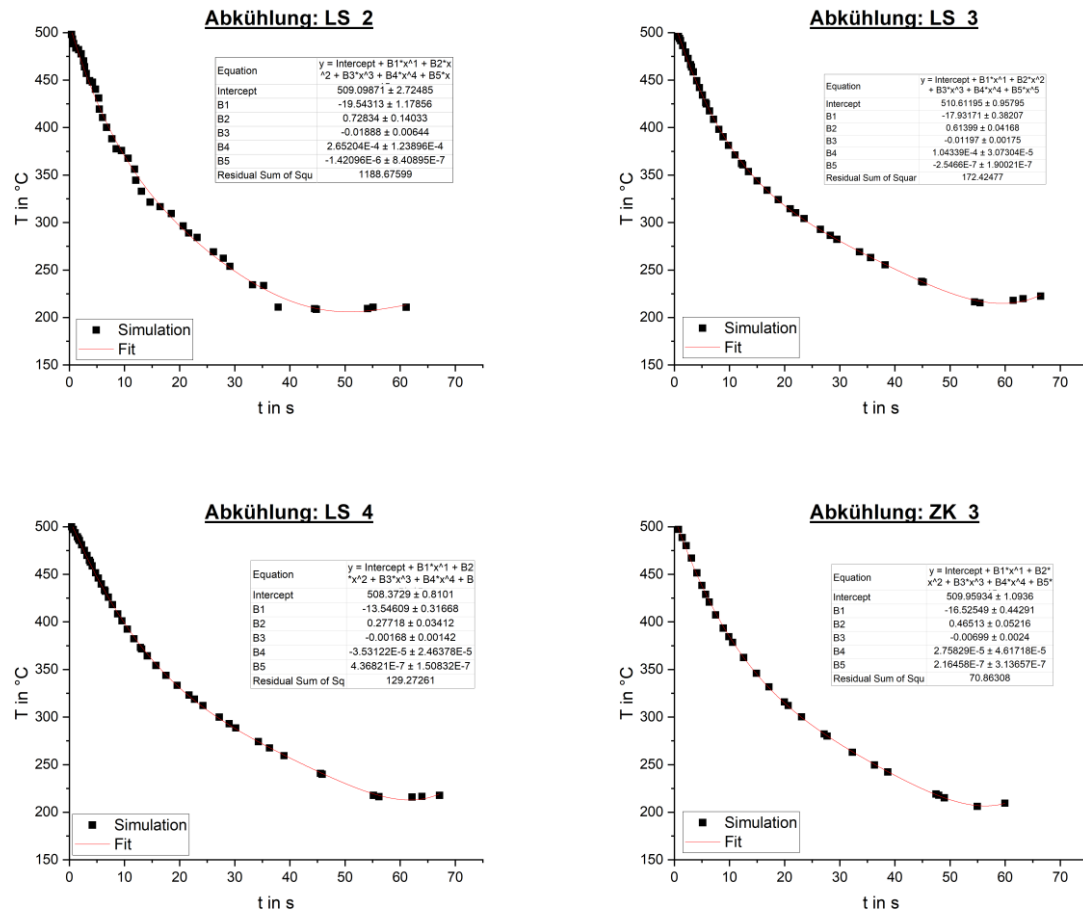


Abbildung 142: Ergebnisse Polynom 5. Grades der simulierten Abkühlraten im Kurbelgehäuse aus Magmasoft®.

Eidesstattliche Versicherung

Ich versichere eidesstattlich durch eigenhändige Unterschrift, dass ich die Arbeit selbständig und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe.

Alle Stellen, die wörtlich oder sinngemäß aus Veröffentlichungen entnommen sind, habe ich durch Angaben der Herkunft kenntlich gemacht. Dies gilt auch für Zeichnungen, Skizzen, bildliche Darstellungen sowie für Quellen aus dem Internet.

Ich erkläre ferner, dass ich die vorliegende Arbeit in keinem anderen Prüfungsverfahren als Prüfungsarbeit eingereicht habe oder einreichen werde.

Die eingereichte schriftliche Fassung ist identisch mit der elektronisch eingereichten Fassung.

Ich weiß, dass bei Abgabe einer falschen Versicherung die Prüfung als nicht bestanden zu gelten hat.

Rostock, den 22.04.2024

(Unterschrift des Promovierenden)