



Montanuniversität Leoben

Lehrstuhl für Gießereikunde,

Department für Metallurgie

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



MASTERARBEIT

Thema:

***Ermittlung prozesskritischer Grenzen für
Kornfeinung und Veredelung von
untereutektischen Al-Si-Cu Gusslegierungen***

Ersteller:

Stefan Heugenhauser B.Sc.

Betreuer:

Dipl.-Ing. Bernhard Stauder

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



Leoben, Dezember 2012

Eidesstattliche Erklärung

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

Affidavit

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

Leoben, 4. Dezember 2012

Danksagung

Ich danke dem Vorstand des Lehrstuhls für Gießereikunde der Montanuniversität Leoben, Herrn Univ.Prof.Dipl.-Ing.Dr. Peter Schumacher, der mir die Möglichkeit gab, meine Diplomarbeit am Lehrstuhl für Gießereikunde in Zusammenarbeit mit der Firma Nematik Linz zu absolvieren. Zudem bedanke ich mich für die ideenreichen Diskurse sowie die schnelle Begutachtung dieser Diplomarbeit.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Bernhard Stauder, der mir jederzeit mit Geduld und großem Engagement bei der praktischen Durchführung sowie der Verfassung dieser Arbeit zur Seite stand. Die vielen hilfreichen Anregungen und konstruktiven Gespräche waren für die Entstehung dieser Diplomarbeit unerlässlich.

Des Weiteren danke ich Herrn Dr. Mile Djurdjevic und Dipl.-Ing.(FH) Florian Dirnberger, die als hilfreiche Ideengeber jederzeit zur Verfügung standen.

Ebenso bedanke ich mich bei den Mitarbeitern der Abteilung Prozessentwicklung für die herzliche Aufnahme und gute Zusammenarbeit als Team sowie der Firma Nematik Linz und allen Mitarbeitern, die an der Entstehung dieser Arbeit mitgewirkt haben.

Zu guter Letzt möchte ich meiner Familie danken, die mich ideell und moralisch mit viel Verständnis für den Zeitbedarf unterstützt hat.

Kurzfassung

Diese Arbeit befasst sich mit der Ermittlung prozesskritischer Grenzen der Kornfeinung und Veredelung von untereutektischen Al-Si-Cu Gusslegierungen und der Darstellung von Einflussfaktoren auf diese. Untersuchungen wurden sowohl im Produktionsumfeld als auch unter Laborbedingungen durchgeführt.

Da der Grad der Kornfeinung und Veredelung die zu erwartenden Eigenschaften von Gussteilen signifikant beeinflussen kann, ist es unerlässlich die Einflussfaktoren darauf messen und interpretieren zu können.

Als grundlegende Messverfahren kommen die thermische Analyse, metallographische Untersuchungsmethoden und die Spektralanalyse zum Einsatz.

Der erste Abschnitt beschäftigt sich unter Laborbedingungen mit der Aktivierungszeit und dem Abklingverhalten verschiedener Kornfeinungsmittel (AlTi5B1, AlTi3B1 und Tibloy). Weitere Inhalte sind die Aktivität der Kornfeinungsmittel nach erneutem Aufschmelzen und Abgießen sowie die Wirkung der Kornfeinung und Veredelung nach dem Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial in verschiedenen Verhältnissen zueinander. Die Ergebnisse bescheinigen allen drei Kornfeinern eine Aktivität bereits nach wenigen Sekunden, den geringsten Abklingeffekt zeigt jedoch AlTi5B1. Dass nach dem Wiederaufschmelzen die Kornfeinungswirkung vollkommen nachlässt, macht sich jedoch bei hohen Verschneidungsverhältnissen von Primär- zu Kreislaufmaterial nicht bemerkbar.

Im zweiten Abschnitt werden Einflussfaktoren unter Produktionsbedingungen untersucht. Variiert werden die Mengen an Kornfeinungs- und Veredelungszugaben, die Warmhalte- und Gießtemperaturen sowie die Warmhaltezeit der Schmelze im Warmhalteofen, wobei sich lediglich die Kornfeinungszugabe evident auf die Gusseigenschaften auswirkt.

Abstract

The focus of this work is to determine the limitations of grain refinement and modification of hypoeutectic Al-Si-Cu castings alloys as well as relevant influencing factors. Investigations are made both in production environment and under laboratory conditions.

The measurement and interpretation of the influencing factors of the grain refinement and modification are very essential, since they can affect the expected properties of the cast parts significantly.

Therefore, thermal analysis, metallographic examination methods and spectral analysis are used as basic measuring methods.

The first section focuses on the activation time and the fading of different grain refiners (AlTi5B1, AlTi3B1 and Tibloy) under laboratory conditions. Other topics include the activity of the grain refiners after re-melting and re-casting as well as the effect of the grain refinement and modification after blending of primary metal and returns in different proportions to each other. The results confirm all three grain refiners to be active within a few seconds. The best fading performance shows the grain refiner AlTi5B1. The fact that after the re-melting the effect of the grain refiners subside completely is not observed at very high blending ratios of primary metal to returns.

In the second section of this work, the influencing factors were developed under production conditions. Here, the amounts of grain refiners and modifier additions, the holding and pouring temperature as well as the holding time of the melt in the holding furnace are varied. The experiments show, however, that only the additions of grain refiners influence the casting properties verifiably.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Aufgabenstellung	1
2	Grundlagen der Erstarrung von Aluminiumlegierungen	2
2.1	Kristallisation – Keimbildung und Kristallwachstum	2
2.1.1	Homogene und Heterogene Keimbildung	5
2.2	Kornfeinung von Aluminium-Silizium Legierungen	6
2.2.1	Historie	6
2.2.2	Kornfeinungstheorien	7
2.2.3	Abklingen von Kornfeinungsmitteln	18
2.3	Best Practice bei der Anwendung von Kornfeinungsmitteln	20
2.3.1	Aluminium-Silizium Gusslegierungen	20
2.3.2	Aluminium-Silizium-Kupfer Gusslegierungen	21
2.4	Veredelung von Aluminium-Silizium Legierungen	22
2.4.1	Abklingverhalten von Veredelungsmitteln	23
2.4.2	Charakterisierung eines Al-Si Eutektikums nach AFS Richtreihe	25
2.5	Thermische Analyse bei Kornfeinung und Veredelung	27
2.5.1	Grundlagen der Thermischen Analyse	27
2.5.2	Thermische Analyse in Abhängigkeit von Kornfeinung und Veredelung	29
2.5.3	Reale Abkühlkurve einer AlSi7Cu0,5Mg Legierung	31
3	Experimentelle Methoden	35
3.1	Legierungen	35
3.2	Schmelzeführung und Gießverlauf	36
3.2.1	Labor	36
3.2.2	Produktion	37
3.3	Untersuchungen der Schmelzequalität	39
3.3.1	Thermoanalysegerät mit Datenaufzeichnungseinheit	39
3.3.2	Spektralanalyse	42
3.4	Metallographische Untersuchungsmethoden	42
3.4.1	Bauteilproben	42
3.4.2	Proben der Thermischen Analysen	43
3.4.3	Probenpräparation	43
3.4.4	Lichtmikroskopie und Schliffauswertung	44

3.5	Laborversuche.....	46
3.5.1	Aktivierungszeit und Abklingverhalten verschiedener Kornfeinungsmittel	46
3.5.2	Wirkung verschiedener Kornfeinungsmittel nach dem Wiederaufschmelzen.....	47
3.5.3	Kornfeinungs- und Veredelungswirkung bei Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial.....	48
3.6	Produktionsversuche.....	49
3.6.1	Zugabe von AlTi3B1 im Warmhalteofen	49
3.6.2	Zugabe von AlSr10 im Warmhalteofen.....	50
3.6.3	Variation der Gießtemperatur	50
3.6.4	Variation der Gießzeit.....	51
4	Ergebnisse und Diskussion	52
4.1	Methode zur Auswertung des Veredelungsgrades.....	52
4.1.1	Quantitative Auswertung des Veredelungsgrades	52
4.1.2	Entwickelte Methode	54
4.1.3	Auswertevorgang zur Bestimmung des Veredelungsgrades.....	57
4.2	Versuchsreihe Schmelzlabor Linz	58
4.2.1	Aktivierungszeit und Abklingverhalten verschiedener Kornfeinungsmittel	58
4.2.2	Aktivität verschiedener Kornfeinungsmittel nach dem Wiederaufschmelzen	63
4.2.3	Kornfeinungs- und Veredelungswirkung bei Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial.....	65
4.3	Versuchsreihe Produktion	69
4.3.1	Zugabe von AlTi3B1 im Warmhalteofen	69
4.3.2	Zugabe von AlSr10 im Warmhalteofen.....	74
4.3.3	Variation der Gießtemperatur	79
4.3.4	Variation der Gießzeit.....	81
5	Zusammenfassung und Ausblick	85
5.1	Produktionsversuche.....	85
5.2	Laborversuche.....	87
6	Conclusio	89
7	Literaturverzeichnis	90
8	Abbildungs- und Tabellenverzeichnis.....	93
A	Anhang Diagramme.....	98
B	Anhang Tabellen.....	100

1 Einleitung und Aufgabenstellung

Der Einsatz von Aluminium und Aluminiumlegierungen ist in den letzten Jahrzehnten in vielen Bereichen stark angestiegen. So auch in die Verwendung gegossener Bauteile für die Automobilindustrie aufgrund gestiegener Anforderungen bezüglich Gewichts- und Verbrauchseinsparungen moderner Kraftfahrzeuge, wodurch die Vorteile des Leichtbauwerkstoffes Aluminium voll ausgenützt werden. Die Gießerei Nematik Linz fertigt in diesem Segment vorwiegend Zylinderköpfe aus Aluminium-Silizium-Kupfer Gusslegierungen, wobei an die qualitativen, thermischen und mechanischen Anforderungen des Bauteils stetig höhere Anforderungen gestellt werden. Um den hohen Ansprüchen moderner Zylinderköpfe gerecht zu werden, muss auf die Qualität der Schmelze besonders Wert gelegt werden. Da der Grad der Kornfeinung und Veredelung die zu erwartenden Eigenschaften der Gussteile signifikant beeinflussen kann, ist es unerlässlich die Einflussfaktoren darauf messen und interpretieren zu können. Des Weiteren sind Legierungszugaben immer auch Ziel von Optimierungen, um die Materialkosten zu senken ohne jedoch die Gussteilqualität negativ zu beeinflussen.

Ziel dieser Arbeit ist nun die Ermittlung prozesskritischer Grenzen der Kornfeinung und Veredelung von untereutektischen Al-Si-Cu Gusslegierungen und der Darstellung von Einflussfaktoren auf diese. Zu Beginn wurden unter Laborbedingungen Versuche im Schmelzelabor der Nematik Linz durchgeführt. Es folgten weitere Untersuchungen im Produktionsumfeld der Nematik Gießerei Linz.

Die Gießerei Nematik Linz ist ein Tochterunternehmen der Nematik Gießereigruppe mit Hauptsitz in Mexiko. Gegründet wurde die Firma 1946 von Anton Mandl und Johann Berger mit dem Hauptaugenmerk auf den Bau von Modellen und Vorrichtungen für Industriebetriebe. In den letzten 25 Jahren spezialisierte sich der Standort auf die gießtechnische Produktion und Entwicklung von Aluminium Zylinderköpfen und Kurbelgehäusen für die Automobilindustrie. Momentan sind etwa 350 Personen am Standort Linz beschäftigt und es werden jährlich über eine Million Zylinderköpfe gegossen. Durch die langjährige Erfahrung und Expertise auf dem Gebiet des Kokillengusses werden viele Entwicklungsprojekte für die gesamte Nematikgruppe vom Produktentwicklungszentrum in Linz realisiert.

2 Grundlagen der Erstarrung von Aluminiumlegierungen

Der folgende Abschnitt dieser Arbeit beschäftigt sich mit den theoretischen Grundlagen der Erstarrung von Aluminiumgusslegierungen. Ein besonderes Augenmerk wird auf die Kristallisation, die Veredelung und Kornfeinung von Aluminiumschmelzen sowie auf die theoretischen Hintergründe der thermischen Analyse gelegt.

2.1 Kristallisation – Keimbildung und Kristallwachstum

In der Herstellung und Verarbeitung liegen zu bestimmten Zeitpunkten die metallischen Werkstoffe als flüssige Schmelzen vor. Die technische Nutzung dieser metallischen Werkstoffe erfolgt jedoch grundsätzlich im festen Zustand. Daher bildet die Kristallisation einen wichtigen und bestimmenden Schritt bei der Erzeugung von Werkstoffen und im Besonderen bei der Erzeugung von Gusskomponenten.

Für die Umwandlung der Schmelze vom flüssigen in den festen Zustand ist eine treibende Kraft notwendig, die meist durch eine Temperaturerniedrigung gebildet wird. Das Anlegen einer niedrigeren Temperatur von außen zwingt die Schmelze ebenfalls diese Temperatur anzunehmen, bis sich das System wieder im thermodynamischen Gleichgewicht mit der Umgebung befindet.

Bei der Schmelztemperatur T_M sind die flüssige und feste Phase im thermodynamischen Gleichgewicht, demnach müssen die freien Enthalpien von Schmelze und Kristall gleich groß sein ($G_l = G_s$), wie in Abbildung 2-1 abgebildet ist.

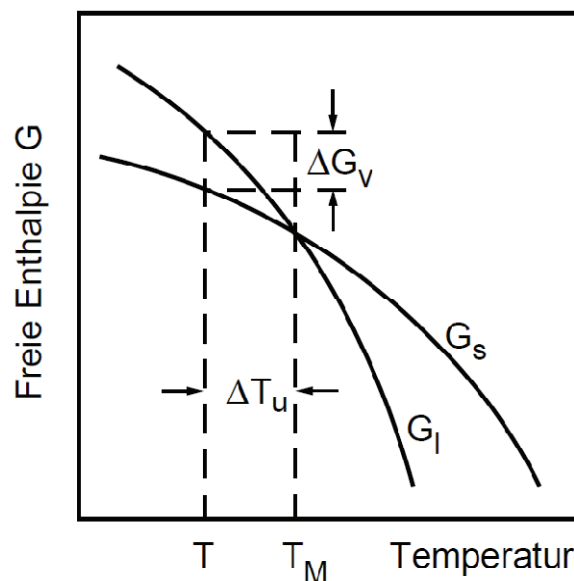


Abbildung 2-1: Verlauf der freien Enthalpie für Schmelze (G_l) und Festkörper (G_s)^[1].

Stabile und wachstumsfähige Keime entstehen aber nicht unmittelbar bei der Schmelztemperatur, sondern erst bei einer Temperatur T , welche die thermodynamische Gleichgewichtstemperatur um einen gewissen Betrag ΔT unterschreitet. Diese Temperaturdifferenz ΔT_U wird als Unterkühlung bezeichnet und bildet die treibende Kraft ΔG_V (freie Enthalpie pro Volumen) zur Bildung von Keime ^[2].

$$\Delta G_V = G_l - G_s \quad (2.1)$$

Oberhalb der Schmelztemperatur ist ein Cluster grundsätzlich instabil, er löst sich schneller auf als er wachsen kann. Wird eine Temperatur zwischen der Schmelztemperatur und der unterkühlten Temperatur erreicht, so stellt sich nicht spontan ein fester Zustand ein. Es ist zwar grundsätzlich eine treibende Kraft ΔG_V vorhanden, jedoch ist diese nicht stark genug, um vorherrschende Auflösprozesse unterhalb einer kritischen Größe auszugleichen. Nur wenn eine bestimmte Unterkühlung ΔT erreicht wird, und dadurch eine kritische Keimradiusgröße in der Schmelze, startet der Kristallisationsprozess.

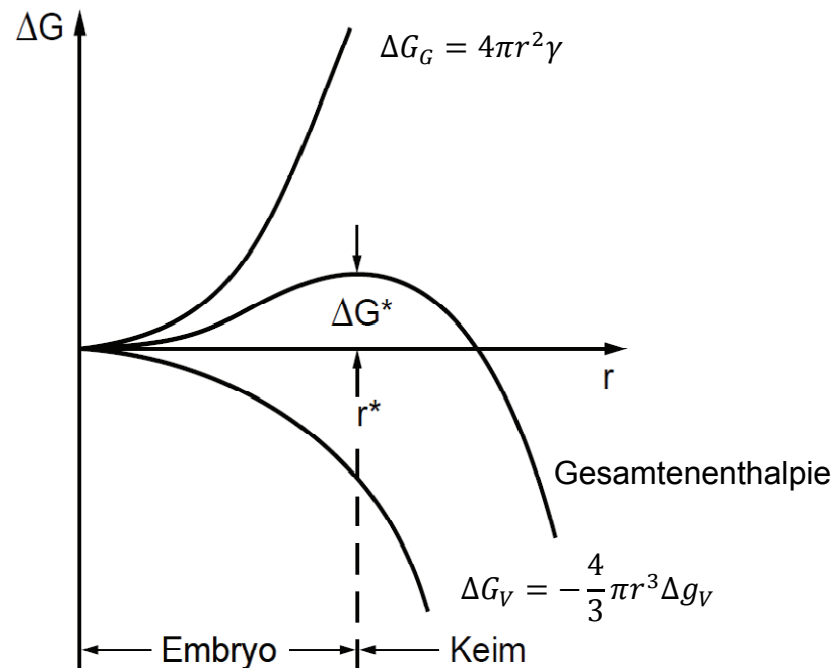


Abbildung 2-2: Freie Enthalpie als Funktion vom Keimradius ^[1].

In Abbildung 2-2 ist die freie Gesamtenenthalpie sowie deren Oberflächenanteil ($\Delta G_G = 4\pi r^2 \gamma$) und Volumenanteil ($\Delta G_V = -\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta g_V$) als Funktion des Keimradius aufgetragen. Die Grenzflächenenergie γ liefert immer einen positiven Beitrag zur Gesamtenenthalpie, ein negativer Beitrag ergibt sich aus der gewonnenen Volumenenthalpie

ΔG_V , da das Volumen des Keimes eine geringere freie Enthalpie aufweist als die umgebende Schmelze.

Somit gilt für einen kugelförmigen Keim mit Radius r :

$$\Delta G_r = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g_V + 4\pi r^2 \gamma \quad (2.2)$$

Eine Erstarrung findet nur statt, wenn die Agglomeration zu einer Energieabsenkung des Systems in Richtung des stabilen Zustandes des Festkörpers führt.

Um den kritischen Keimradius zu bestimmen, wird das Maximum der freien Enthalpie berechnet.

$$\frac{d(\Delta G_r)}{dr} = 0 \quad (2.3)$$

$$-4\pi r^2 \Delta g_V + 8\pi r \gamma = 0 \quad (2.4)$$

$$4\pi r \Delta g_V = 8\pi \gamma \quad (2.5)$$

$$r = r^* = \frac{2\gamma}{\Delta g_V} = \frac{2\gamma T_m}{\Delta H_m \Delta T} \quad (2.6)$$

In der Formel (2.6) ist der kritische Keimradius in Abhängigkeit von ΔT berechnet, wobei ΔH_m für die freigesetzte Erstarrungswärme beim flüssig – fest Übergang steht.

Somit ergeben sich folgende Zusammenhänge:

- Der für die Keimbildung kritische Radius ist klein, wenn die Unterkühlung groß ist.
- Ohne Unterkühlung findet keine Keimbildung statt.
- Der kritische Radius ist auch klein, wenn die Schmelzenthalpie groß oder die Grenzflächenenergie klein ist.

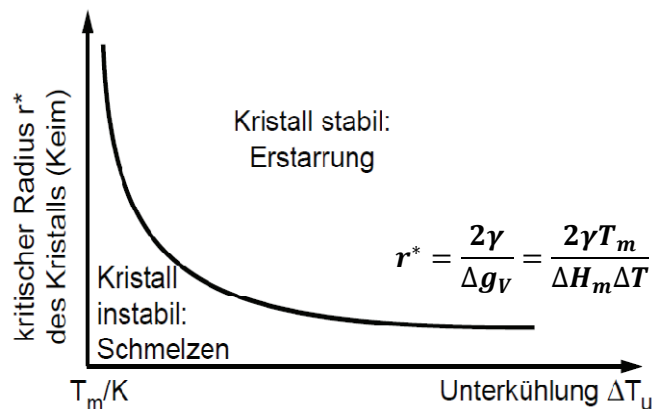


Abbildung 2-3: Abhängigkeit des kritischen Keimradius von der Unterkühlung ^[1].

Abbildung 2-3 zeigt den Zusammenhang zwischen dem kritischen Keimradius r^* des gebildeten Kristalls und der Unterkühlung ΔT . Wie schon beschrieben, sinkt der kritische Keimradius mit wachsender Unterkühlung und liefert somit auch eine Abschätzung der Konzentration kritischer Keime mit Radius r^* beim Erstarren von flüssigem Metall ^[1].

2.1.1 Homogene und Heterogene Keimbildung

In Kapitel 2.1 wird immer von einer homogenen Keimbildung ausgegangen. Diese findet jedoch in technischen Legierungen kaum statt, da sehr hohe Unterkühlungen zur Bildung von kritischen Keimen notwendig sind.

Vielmehr betrachtet man die heterogene Keimbildung, bei der die Oberflächenenergie durch Keimbildung an bereits bestehenden Oberflächen gesenkt wird und somit der kritische Keimradius deutlich kleiner ausfällt. Solche bestehenden Oberflächen können, wie in Abbildung 2-4 dargestellt, die Tiegelwand oder auch in der Schmelze vorliegende Partikel sein.

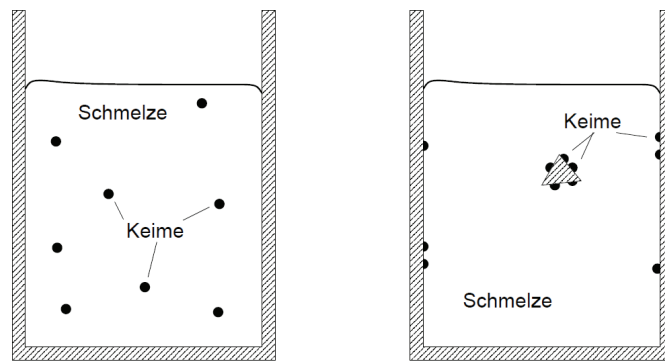


Abbildung 2-4: Darstellung homogener (links) und heterogener (rechts) Keimbildung ^[3].

Um wie viel sich die Oberflächenenergie bei der Bildung eines Keimes senkt, hängt wesentlich vom Benetzungswinkel zwischen Keimstelle und Schmelze ab, der durch die Balance von Grenzflächenspannung γ_{sl} (Fest – Flüssig), γ_{sm} (Fest – Gussform) und γ_{lm} (Flüssig – Gussform) gegeben ist.

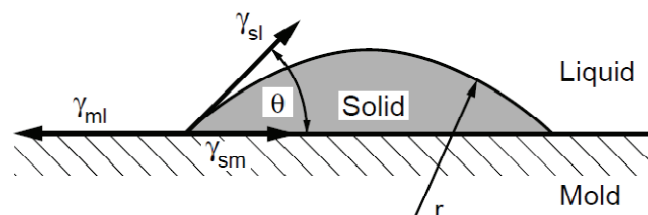


Abbildung 2-5: Benetzung bei der heterogenen Keimbildung ^[4].

Ist der Benetzungswinkel, der in Abbildung 2-5 mit Θ eingezeichnet ist, sehr groß, dann benetzt die Schmelze kaum und der Fall der homogenen Keimbildung ist gegeben. Liegt jedoch der Benetzungswinkel bei 90° , so bildet der Keim die Form einer Halbkugel wodurch, im Vergleich zur homogenen Keimbildung, nur die Hälfte an Oberflächenenergie aufgebracht werden muss ^[4].

2.2 Kornfeinung von Aluminium-Silizium Legierungen

Eine feine Kornstruktur, die durch die Zugabe von Kornfeinungsmitteln erreicht werden kann, ist für Al-Si Legierung wesentlich. Dadurch können ein besseres Speisungsverhalten durch ein verzögertes Zusammenwachsen der Dendriten in der erstarrenden Schmelze erzielt (siehe α -Al Dendrite Coherency Point in Abbildung 2-27 und Tabelle 2-5) als auch Warmrisse und Porositäten reduziert werden ^[25].

Nach der Bildung und dem Wachsen von Aluminiumdendriten, was in den ersten 50 bis 60 % des Erstarrungsprozesses stattfindet, formt sich das Al-Si-Eutektikum um diese Dendriten. Gasporositäten bilden sich üblicherweise erst in den letzten 5 bis 10 % des Erstarrungsprozesses, daher wird das im Gießvorgang gebildete Gas in die Zwischenräume von Dendriten und Eutektikum gedrängt. Durch die Kornfeinung bzw. feinere eutektische Zellen vermindert sich der verfügbare Freiraum zwischen Dendriten und Eutektikum wodurch sich nur kleine Gasporositäten ausbilden können, die sich gleichmäßiger verteilen ^{[5] [6] [32]}.

2.2.1 Historie

Die Theorie und Praxis der Kornfeinung hat sich über viele Jahre hinweg gebildet. In Tabelle 2-1 sind maßgebende Schritte bei der Entwicklung von Kornfeinungstheorien und Kornfeinungsmitteln zwischen den Jahren 1930 und 1983 aufgelistet.

Tabelle 2-1: Historische Entwicklung der Kornfeinungsmittel.

1930	Erste Kornfeinung durch Ti-Zugaben
1940	Annahme, dass große Mengen an Ti besser kornfeinend wirken
1950	Nucleant Paradigm von A. Cibula
1951	Erste Laboruntersuchungen von Bor als Kornfeinungsmittel Peritectic Theory von Crossley und Mondolfo
1970	Erster Einsatz von Al-Ti-B Kornfeinungsmitteln
1980	Al-Ti-B Kornfeinungsmittel mit einem Verhältnis von 1 kommen zum Einsatz
1983	Erklärung Kornfeinung durch die peritektische Reaktion durch Bäckerud
1993	Duplex Nucleation Theory von Schumacher und Greer
1995	Free Growth Theory von Bunn und Greer

2.2.2 Kornfeinungstheorien

Man teilt die vorliegenden Kornfeinungstheorien in zwei unterschiedliche Ansätze. Einerseits gibt es das „nucleant paradigm“, bei dem das Keimpartikel die wesentliche Kornfeinungswirkung verursacht. Demgegenüber steht das „solute paradigm“, welches Wachstumsbehinderung und die konstitutionelle Unterkühlung für die Kornfeinung heranzieht. Besonders in den letzten Jahren gab es ein starkes Umdenken in Richtung „solute paradigm“ [7].

Folgende Theorien gliedern sich in das Keimbildungsmodell (nucleant paradigm) ein:

- Peritectic Theory
- Hypernucleation Theory
- Duplex Nucleation Theory

2.2.2.1 Nucleant Paradigm

Der Erste, der die „Nucleant Paradigm“ beschrieben hat war A. Cibula [8]. Es wird davon ausgegangen, dass vorhandene Boride oder auch Karbide in der Schmelze als Keimbildungsstellen für die Erstarrung wirken.

TiB₂ und AlB₂ sind jene Boride, welche in dieser Theorie eine Rolle spielen. Die Gitterkonstanten dieser Boride sind annähernd gleich (TiB₂: a=0,30311nm; c=0,32291nm / AlB₂: a=0,3009nm; c=0,3262nm). Es gibt auch die Bildung der Mischphase (Al,Ti)B₂, bei der Titanatome durch Aluminiumatome ausgetauscht werden. Die Stabilität dieser Phase ist nicht bekannt, es wird jedoch davon ausgegangen, dass sich das Gleichgewicht bei langer Haltedauer in Richtung TiB₂-Phase verschiebt [9] [10].

2.2.2.2 Peritectic Theory von Crossley und Mondolfo

Die Peritectic Theory wurde von Crossley und Mondolfo [11] 1951 formuliert. Legiert man Titan in eine Aluminiumschmelze, so verschiebt sich der Schmelzpunkt des Aluminiums zu höheren Werten. Reines Aluminium hat eine Schmelztemperatur von 660,1 °C und durch die Zugabe von wenigen Zehntelprozent Titan erhöht sich diese auf 665 °C. In Abbildung 2-6 ist die aluminiumreiche Seite des Al-Ti Phasendiagramms mit den charakteristischen Temperaturen und Gehalten aufgetragen [5].

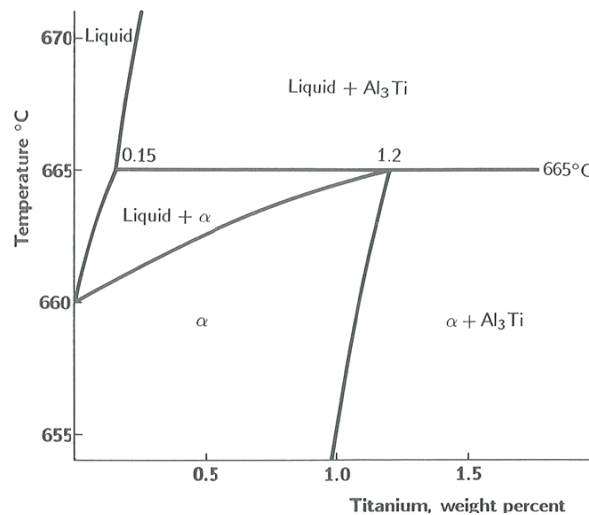
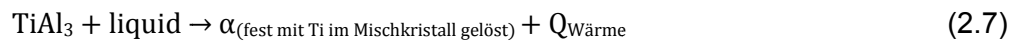


Abbildung 2-6: Phasendiagramm Al-Ti [6].

Die Titanzugabe erfolgt über Aluminium-Vorlegierungen, welche etwa 5 bis 10 % Ti enthalten und als Titanaluminid (TiAl₃) gebunden vorliegt [32].

Fällt die Temperatur einer korngefeinten Schmelze mit einem minimalen Ti-Gehalt von 0,15 % unter 665 °C erfolgt die peritektische Reaktion:



Liegt der Ti-Gehalt der Schmelze unter 0,15 %, dann beginnen sich diese TiAl₃-Phasen jedoch schnell aufzulösen.

Die peritektische Reaktion läuft in einem Temperaturbereich zwischen der peritektischen und der Gleichgewichtstemperatur ab [6] [12].

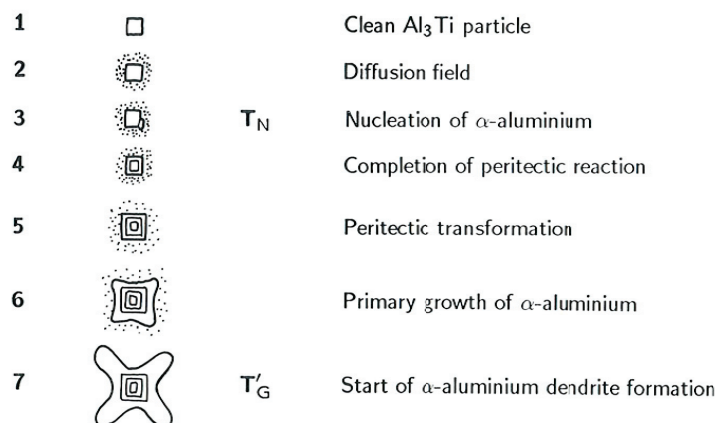


Abbildung 2-7: Keimbildung mit TiAl₃-Partikel [6].

Um die genaue Wirkung und den Ablauf der Kornfeinung durch TiAl₃-Partikel zu verstehen, ist in Abbildung 2-7 die Al-Keimbildung mit einem TiAl₃-Partikel (1) dargestellt.

Unter Punkt (2) beginnt sich das Partikel in der Schmelze zu lösen und die Schmelze reichert sich rund um das Partikel mit Titan an. Sobald die peritektische Zusammensetzung und die Keimbildungstemperatur (T_N) erreicht sind, beginnt die peritektische Reaktion. Jetzt liegt die Keimbildungstemperatur höher als die Schmelztemperatur der Basislegierung (siehe Abbildung 2-6). Aluminiumkristalle wachsen an die Oberfläche des Partikels auf und hüllen es ein (4).

In Abbildung 2-8 ist der Ablauf während der peritektischen Reaktion detaillierter skizziert. Aluminiumkristalle, welche mit der Schmelze in Kontakt sind, wachsen auf das $TiAl_3$ -Partikel auf. Sobald das ganze Partikel mit einer Schicht überzogen ist, kann das weitere Wachstum nur mehr über Diffusion von Titan durch die Aluminiumschicht erfolgen. Dieser Prozess geht äußerst langsam vor sich und wird als peritektische Transformation bezeichnet (5). Da das weitere Wachstum nahezu gestoppt ist, liegt das Partikel als ruhender Keim (6) in der Schmelze vor bis die Wachstumstemperatur T'_G erreicht wird und das dendritische Wachstum startet (7). Liegen viele $TiAl_3$ -Partikel gut verteilt in der Schmelze vor, sind viele Keimstellen gegeben, wodurch sich ein feines Gefüge ausbilden kann ^{[5] [6] [13]}.

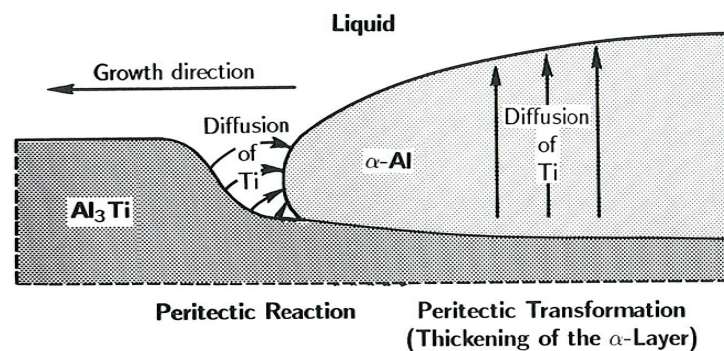


Abbildung 2-8: Darstellung der peritektischen Reaktion und peritektischen Transformation ^[6].

2.2.2.3 The Hypernucleation Theory

Diese Theorie trägt ihren Namen aufgrund des Effektes, dass bereits geringe Mengen an Titan und Bor die Korngröße einer erstarrenden Aluminiumschmelze verändern können.

Es wird beschrieben, dass sich gelöste Atome aus der Schmelze stabil an der Grenzfläche zwischen Schmelze und Kornfeinungssubstrat z.B. TiB_2 auf $\{0001\}$ -Ebenen ablagern können. Unter den richtigen Bedingungen können sich somit stabile Pseudokristalle auch oberhalb der Schmelztemperatur der Schmelze, an der Phasengrenze bilden. Sobald die Schmelztemperatur erreicht ist, kann ausgehend von diesen Pseudokristallen α -Aluminium wachsen, wodurch eine Unterkühlung der Schmelze vermieden wird ^[9].

Die Hauptvoraussetzung, um das Funktionieren dieser Theorie zu gewährleisten, ist eine gute atomare Kohärenz, das heißt eine ähnliche Größe der angelagerten Aluminiumatome

zu einem TiB_2 -Substrat. Sobald jedoch eine gravierende Diskrepanz dieser beiden Größen vorherrschend ist, setzt dieser hypernucleation Prozess aus.

Ein Abklingverhalten lässt sich durch die Agglomeration und das Absetzen der Boride in der Schmelze erklären ^[13].

Bis heute gibt es keine experimentellen Beweise um diese Theorie bestätigen zu können da die oben genannten Vorgänge kaum experimentell getestet werden können ^[9].

2.2.2.4 The Duplex Nucleation Theory

Die Duplex Nucleation Theorie ist wohl jene mit dem größten Potential der hier aufgelisteten Theorien. Mohanty hat erste Ergebnisse hierfür geliefert, die überzeugendsten Beweise stammen jedoch von Schumacher und Greer.

Mohanty hat grobe TiB_2 -Partikel mit einem Durchmesser von $5\ \mu m$ der Schmelze zugegeben. Jedoch war ein kornfeinender Effekt nur gegeben, wenn ein Überschuss an gelöstem Titan in der Schmelze vorlag. Bei einer hyperperitektischen Konzentration an Titan bildet sich ein Keim aus, bestehend aus einem TiB_2 -Partikel im Zentrum, umgeben von einer Schicht aus $TiAl_3$ und darüber noch eine Schicht aus α -Aluminium. Aber auch bei einer hypoperitektischen Konzentration an Titan bildet sich eine Schicht zwischen dem Borid und dem α -Aluminium aus, welche möglicherweise auch aus $TiAl_3$ besteht.

Auch Schumacher und Greer haben denselben Schichtaufbau gefunden. Im Zentrum das Borid, umgeben von $TiAl_3$ und α -Aluminium. Weshalb sich jedoch Aluminide auf die Boride anlagern lässt sich nicht gänzlich klären. Möglich sind Adsorptionseffekte zwischen der Borid- und Aluminidschicht, die auch schon aus der Hypernucleation Theory bekannt sind, welche die Bildung dieser $TiAl_3$ -Schicht ermöglichen ^[9].

Diese Untersuchungen wurden an metallischen Gläsern als Analogie zur Metallschmelze durchgeführt und führen zu folgendem Ablauf der Duplex Nucleation Theory:

- $TiAl_3$ löst sich in der Schmelze auf und liefert somit freies gelöstes Titan an die Schmelze.
- TiB_2 -Partikel liegen gleichmäßig verteilt in der Schmelze vor.
- Eine $TiAl_3$ -Schicht mit charakteristischer Dicke, die nur wenige Monolagen dick ist, umhüllt diese TiB_2 -Partikel. Diese dünne Schicht wird durch eine bevorzugte chemische Interaktion zwischen den dichtest gepackten Ebenen von $\{112\}_{TiAl_3}$ und $\{0001\}_{TiB_2}$ stabilisiert. Die freiliegenden $\{112\}_{TiAl_3}$ -Ebenen sind ein äußerst effektiver Untergrund für die Keimbildung von α -Aluminium da sich die Gitterfehlpassung zwischen den $\{112\}_{TiAl_3}$ -Ebenen und den $\{111\}_{\alpha-Al}$ -Ebenen verringert ^[14].

- Durch die Abkühlung der Schmelze steigt die Triebkraft für die Bildung von α -Aluminium. Diese beginnen an den $\{112\}_{\text{TiAl}_3}$ -Ebenen zu wachsen, sodass die dichtest gepackten Ebenen von TiB_2 $\{0001\}$, TiAl_3 $\{112\}$ und α -Al $\{111\}$ parallel liegen. Arnberg fand tatsächlich eine bevorzugte Orientierung zwischen den TiAl_3 -Kristallen und den Al-Kristallen welche er bei TiB_2 -Kristallen und Al-Kristallen nicht finden konnte ^[14].

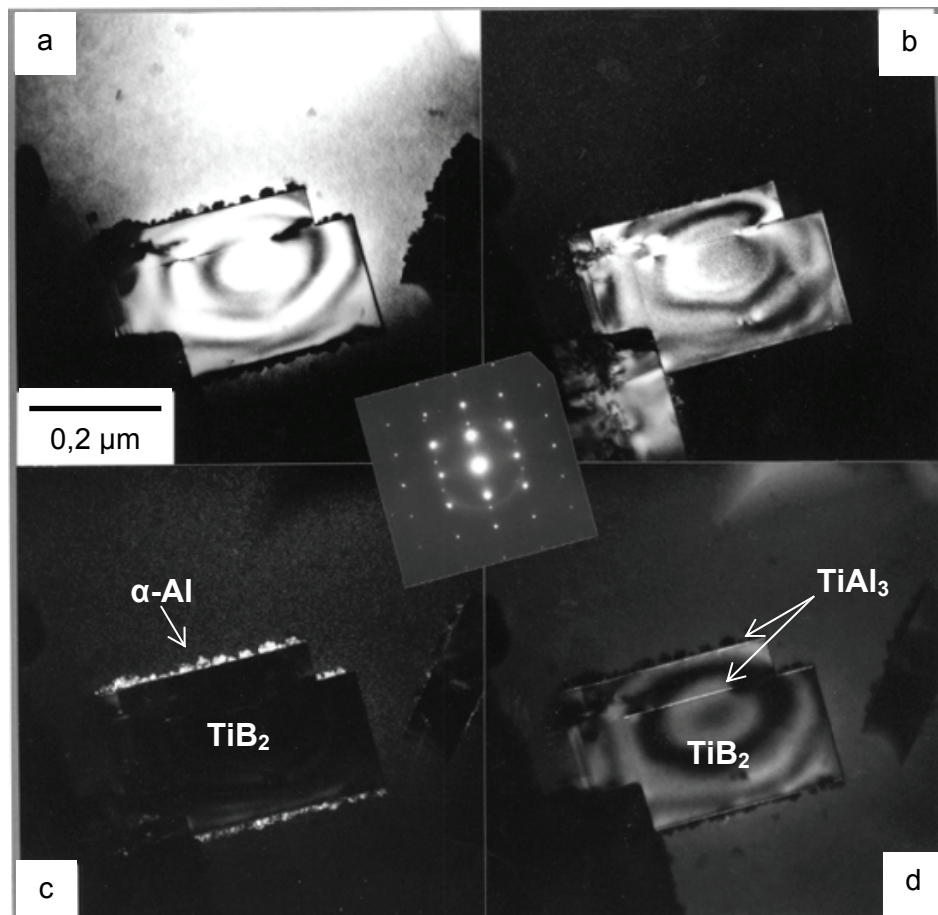


Abbildung 2-9: Schichtaufbau der Duplex Nucleation Theorie – TEM Aufnahmen ^{[15][16]}.

In Abbildung 2-9 sind Aufnahmen mit einem Transmissionselektronenmikroskop gezeigt, die den Schichtaufbau der Duplex Nucleation Theorie zeigen. Bild a zeigt eine Hellfeld-Aufnahme und Bild b eine Dunkelfeld-Aufnahme eines TiB_2 -Partikels. In Bild c sieht man eine Dunkelfeld-Aufnahme, welche die $\{111\}_{\alpha\text{-Al}}$ -Ebene zeigt. α -Al-Kristalle, die alle die gleiche kristallographische Orientierung aufweisen, zeigen sich auf der $\{0001\}$ Ebene des TiB_2 -Partikels. In Bild d wird die $\{112\}_{\text{TiAl}_3}$ -Ebene gezeigt, und tatsächlich lässt sich eine dünne Schicht von TiAl_3 zwischen der $\{0001\}$ Ebene des TiB_2 -Partikels und der $\{111\}$ Ebene der α -Al-Partikel ausmachen ^[14].

2.2.2.5 Bor als Kornfeinungsmittel

Seit 1970 sind Al-Ti-B-Kornfeinungsmittel erhältlich und auch im Einsatz. Ein übliches Verhältnis von Titan zu Bor liegt zwischen 3:1 und 50:1. Der große Vorteil von Bor in diesen Legierungen ist, dass Titan, welches als TiB_2 vorliegt, in einer flüssigen Aluminiumschmelze kaum mehr löslich ist und dadurch das Auflösen des Kornfeinungsmittels verringert. Das Titan liegt des Weiteren noch in Form von $TiAl_3$ -Partikel, gelöst in der Schmelze und in den vorhin genannten TiB_2 -Partikeln vor, wobei für die Bildung von TiB_2 -Partikel ein deutlicher Überschuss an Titan benötigt wird ^[6].

Aber auch das Bor allein hat eine äußerst gute kornfeinende Wirkung, in einigen Untersuchungen sogar eine bessere als Titan, was in Abbildung 2-10 anhand einer AlSi7Mg Legierung ersichtlich ist. Diese ist aber nur in Al-Si Legierungen gegeben ^[5].

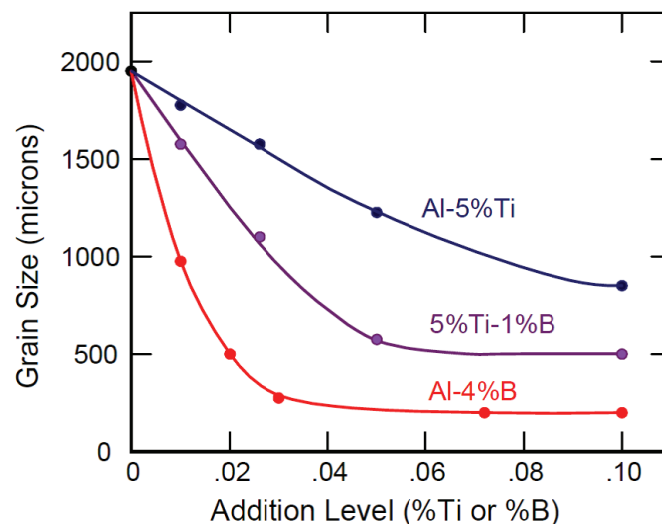


Abbildung 2-10: Bor als Kornfeinungsmittel ^[5].

Um die Ergebnisse von Abbildung 2-10 zu bestätigen, haben Sigworth und Guzowski 1985 Untersuchungen mit Al-B-Vorlegierungen als Kornfeinungsmittel gestartet. Es hat sich tatsächlich bestätigt, dass AlB_2 -Partikel ideal kornfeinend wirken. Jedoch reagiert das zugesetzte Bor mit dem gelösten Titan in der Schmelze unter Bildung eines unerwünschten Schlammes als auch mit Strontium, welches dadurch den Grad der Siliziumveredelung verringert ^[5].

Somit ergeben sich 3 Partikel, welche im Kornfeinungsprozess wirken:

- **$TiAl_3$** : Titanaluminide sind extrem gute Kornfeiner wenn sie stabil vorliegen, haben jedoch bei einer geringen Titankonzentration in der Schmelze eine hohe Löslichkeit in dieser. Somit ist eine gute Kornfeinungswirkung bei hohen Ti-Gehalten auf der peritektischen Horizontale möglich ^[5].

- **TiB₂**: Titanboride haben eine gute Kornfeinende Wirkung wenn freies Titan in der Schmelze vorliegt. Dieser Ti-Gehalt ist notwendig um einerseits die TiB₂-Partikel durch eine TiAl₃ Schicht zu aktivieren und um eine Wachstumsbehinderung (Q-Faktor) zu erreichen. Die Löslichkeit in einer Aluminiumschmelze ist gering wodurch das Abklingen erheblich verringert wird. Durch Bäckerud ist des Weiteren beschrieben, dass sich durch die Zugabe von Bor die Liquiduslinie des Al-Ti Phasendiagrammes zu einer niedrigeren Titankonzentration verschiebt, wodurch die Titankonzentration gesenkt werden kann ^{[6] [24]}.
- **AlB₂**: Aluminiumboride sind die gute Kornfeiner in Al-Si Legierungen, jedoch nicht in Knetlegierungen. Der Nachteil ist die Reaktion mit Titan und Strontium in der Schmelze unter Bildung eines Schlammes wodurch es in der industriellen Gießereianwendung keine Verwendung findet ^[5].

In einer Al-Ti-B-Vorlegierung liegen hauptsächlich TiAl₃ und TiB₂-Partikel vor. Die stabilste Form der Boride bildet das TiB₂ wodurch es zu einer Verschiebung von AlB₂ zu TiB₂ kommt. Um genügend Titan für die Transformation zur Verfügung zu stellen kommt es zu einer Austauschreaktion zwischen den Aluminiden, dem gelösten Titan in der Schmelze und den Boriden ^[6].

Diese Mischung aus Boriden und Aluminiden in der Schmelze zeigen eine wirksame Kornfeinungswirkung. Aber auch die Mischung von AlB₂- und TiB₂- Partikel bringt Vorteile mit sich. Gemischte Boride können in etwa mit der Formel (Al,Ti)B₂ beschrieben werden und vereinen annähernd das gute Keimbildungspotential von AlB₂-Partikel mit der niedrigen Löslichkeit von TiAl₃-Partikel ^[5].

2.2.2.6 Wachstumsbehinderung – solute paradigm

Das „solute paradigm“ ist nun das Zusatzmodell zum „nucleant paradigm“. Dieses Modell berücksichtigt nicht nur jene Partikel, die als Keimstellen der Schmelze zugegeben werden, sondern auch jene gelösten Partikel, die sich bei der Erstarrung aus Mischkristallschmelzen ausscheiden ^[17].

Wie schon in den vorherigen Kapiteln beschrieben, ist für die Erstarrung einer Schmelze ein bestimmter Grad an Unterkühlung notwendig. Die Solute Theorie geht davon aus, dass die Triebkraft für Keimbildung in der thermischen Unterkühlung der Schmelze liegt. Sobald sich jedoch die ersten Keime ausgebildet haben, ist durch die Bildung latenter Wärme keine thermische Unterkühlung mehr gegeben und die weitere Bildung von Keimen, auch bei Vorhandensein von potenten Keimbildungsstellen in der Schmelze, wird gestoppt. Die dadurch gebildeten Keime wachsen dendritisch bis die Erstarrung abgeschlossen ist. Werden jedoch auch die in der Schmelze gelösten Elemente bei der Erstarrung

Wachstumsbehinderung nicht notwendig, wenn eine ausreichende Menge an anderen gelösten Partikeln vorhanden ist ^[16]. Es ist jedoch eines der stärksten Wachstumsbehinderungselemente in Aluminiumschmelzen wie Tabelle 2-2 zeigt.

Tabelle 2-2: Wertetabelle zur Berechnung von Q in Aluminiumschmelzen ^[20].

Element	k_i	m_i	$(k-1)m$	Max. concentration (Wt.%)
Ti	~9.0	30.7	245.6	0.15
Ta	2.5	70.0	105.0	0.10
V	4.0	10.0	30.0	~0.1
Hf	2.4	8.0	11.2	~0.5
Mo	2.5	5.0	7.5	~0.1
Zr	2.5	4.5	6.8	0.11
Nb	1.5	13.3	6.6	~0.15
Si	0.11	-6.6	5.9	~12.6
Cr	2.0	-3.5	3.5	~0.4
Ni	0.007	-3.3	3.3	~6.0
Mg	0.51	-6.2	3.0	~3.4
Fe	0.02	-3.0	2.9	~1.8
Cu	0.17	-3.4	2.8	33.2
Mn	0.94	-1.6	0.1	1.9

Somit sind für eine effektive Kornfeinung sowohl heterogene Keimstellen als auch wachstumsbehindernde Elemente in der Schmelze notwendig.

Abbildung 2-12 zeigt, dass zu Beginn die Korngröße in Abhängigkeit des Q-Faktors stark absinkt, eine weitere Steigerung von Q jedoch keine nennenswerten Verbesserungen mehr mit sich bringt ^[20].

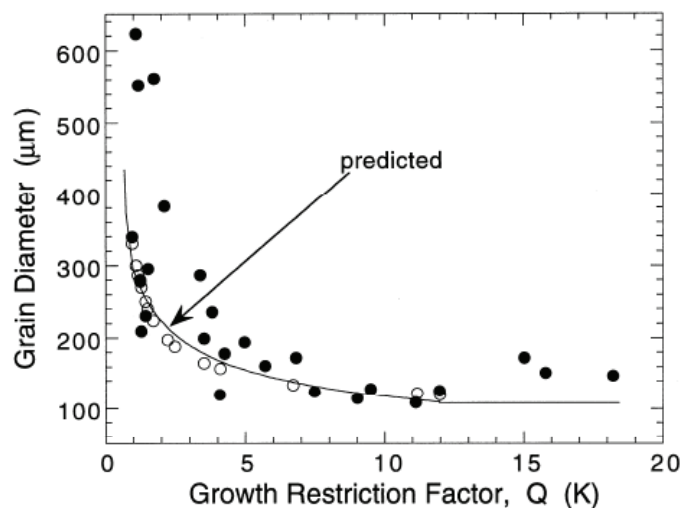


Abbildung 2-12: Korngröße in Abhängigkeit des Q-Faktors bei hohen Abkühlraten von 4 K/s ^[22].

Liegen jedoch mehrere wachstumsbehindernde Elemente in der Schmelze vor, so kann der Q-Faktor aller Elemente nicht einfach aufsummiert werden.

Für das quarternäre Al-reiche System Al-Si-Mg-Cu berechnet sich eine Wert Q_{true} über thermodynamische Daten nach folgender von Schmid-Fetzer entwickelten Formel (2.9):

$$Q_{true} = \left(\frac{\partial(\Delta T_{cs})}{\partial f_s} \right)_{f_s \rightarrow 0} \quad (2.9)$$

Demnach berechnet sich Q_{true} aus der Anfangsneigung der Entwicklung der konstitutionellen Unterkühlung (ΔT_{cs}) und dem Phasenanteil an erstarrtem Feststoff (f_s). Dieses Q_{true} berücksichtigt auch intermetallische Phasen in der Schmelze um ein möglichst realistisches Kornfeinungsszenario abzubilden ^[21].

2.2.2.7 Das Free-Growth Modell

Die TiB_2 Partikel in einem Kornfeinungsmittel werden als hexagonale Plättchen mit bestimmten Durchmessern d und großen $\{0001\}$ -Ebenen, an denen die Keimbildung stattfinden kann, gesehen.

Bildet sich nun durch Absorption ein Keim auf der Oberfläche eines Partikels bei sehr geringer Unterkühlung, so kann dieser anfangs nur seitlich wachsen bis das TiB_2 vollkommen bedeckt ist. Nun muss der Keim, um weiter wachsen zu können, den Krümmungsradius der Grenzschicht zwischen sich und der Schmelze reduzieren. Dieser Radius kann jedoch nicht unter den kritischen Radius r^* bei der momentanen Temperatur fallen. Ist der Durchmesser d des Partikels kleiner als $2r^*$ ($d < 2r^*$), so ist ein freies Wachstum von diesem Partikel nicht möglich und stellt eine Barriere für das freie Wachstum dar. Erst bei größeren Unterkühlungen kann, durch die Senkung von r^* , weiteres Wachstum erfolgen. Der kritische Wert für ein freies Wachstum ist durch $d=2r^*$ gegeben, was einer hemisphärischen Form entspricht (siehe Abbildung 2-13). Somit können bei größerer Unterkühlung auch kleinere Partikel als Keimstellen wirken ^[22].

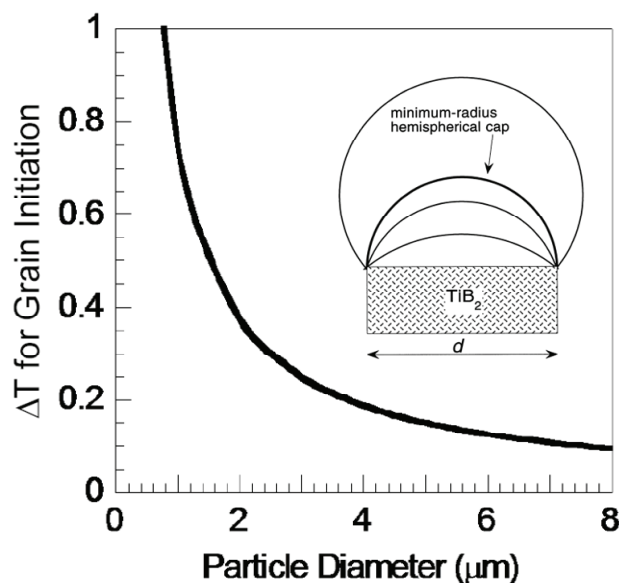


Abbildung 2-13: Heterogene Keimbildung nach dem Free-Growth Modell ^[22] ^[16].

Kühlt eine Schmelze unter die Liquidustemperatur ab, so entsteht freies Wachstum zuerst an den großen Partikeln und folgend immer mehr an den kleineren Partikeln. Durch die Kristallbildung entsteht latente Wärme, die die Abkühlrate der Schmelze verlangsamt und schließlich zu einem Ansteigen der Temperatur führt (Rekaleszenz). Somit limitiert die Rekaleszenz die Kornfeinung ^[22].

Auf das Free-Growth Modell aufbauend wurde von Greer et al. ein Modell zur Vorhersage der Korngröße in Abhängigkeit von Faktoren wie der Abkühlrate, dem Anteil an gelösten Elementen in der Schmelze und dem Anteil zugegebenen Keimbildungsstellen entwickelt ^[22]. Es gibt auch bereits Untersuchungen, wie sich die Partikelgrößenverteilung in Kornfeinungsmitteln, die im klassischen „solute paradigm“ keine Rolle spielt, auf die Kornfeinung auswirkt. In Abbildung 2-14 ist solch eine Verteilung von TiB₂-Partikel in einem AlTi5B1 Kornfeinungsmittel aufgetragen, die sich log-normalverteilt verhält. Große Partikel sind aktiver als kleine, wodurch nur ein geringer Anteil an Partikel (~1 %) als Keimbildungsstelle wirken kann bevor Rekaleszenz eintritt. Das freie Wachstum eines Kristalls startet bei einer Unterkühlung, die invers proportional zum Partikeldurchmesser ist, daher ist die Größenverteilung von TiB₂-Partikel von besonderem Interesse. Der Anteil an aktiven Keimen kann enorm vergrößert werden, indem man die Größenverteilung der Partikel verringert und eine entsprechende mittlere Korngröße für diese Partikel festlegt. Dies würde die Zugabemenge an Kornfeinungsmittel und folglich auch die Kosten senken ^[14].

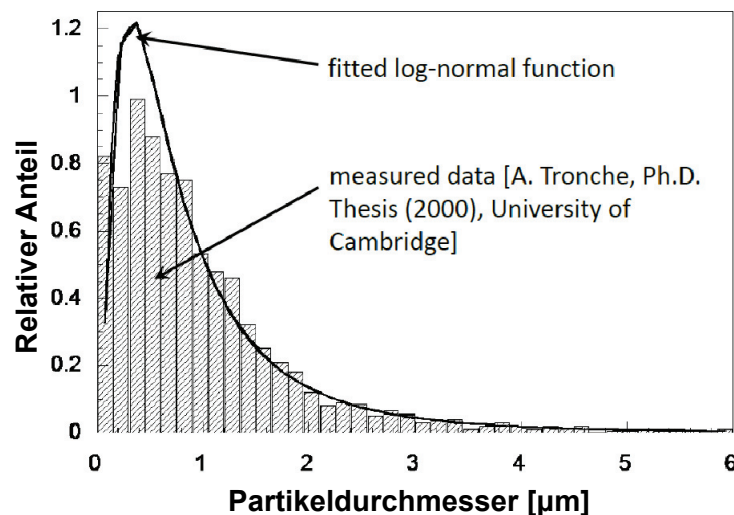


Abbildung 2-14: Größenverteilung von TiB₂-Partikel in AlTi5B1-Kornfeinungsmitteln ^[16].

2.2.3 Abklingen von Kornfeinungsmitteln

Beim Abklingen von Kornfeinungsmitteln müssen mehrere physikalische Vorgänge berücksichtigt werden.

Wie unter Absatz 2.2.2.2 schon erwähnt, lösen sich die TiAl_3 -Partikel in der Schmelze auf, sobald der Grundtitangehalt der Schmelze unter 0,15 % liegt. Dadurch ist der kornfeinende Effekt nicht mehr gegeben ^[5].

Faktoren, welche das **Auflösen** beeinflussen, sind im Wesentlichen der Grundtitangehalt der Schmelze, die Schmelztemperatur und die verwendete Art der Vorlegierung, welche die TiAl_3 -Partikelgröße vorgibt. Ein Al-Ti-Draht hat kleinere Partikel, welche sich schneller lösen (10 – 15 min) als ein Barren, der bei höherer Temperatur gegossen wurde und somit gröbere Partikel aufweist (30 – 40 min) ^[5].

Des Weiteren kommt es zu einem **Absetzverhalten** nach Stokes (2.10) ^[23] der kornfeinenden Partikel in der Schmelze, wodurch die Partikel nicht mehr als Keimstellen zur Verfügung stehen und somit die Kornfeinungswirkung nachlässt. Neben der Form beeinflussen auch die Größe und Dichte der Partikel das Absetzverhalten. Das ideale Partikel ist klein mit einer dem flüssigen Aluminium ähnlichen Dichte.

$$v = \frac{2r^2g(\rho_P - \rho_F)}{g\eta} \quad (2.10)$$

v	Sinkgeschwindigkeit	ρ_F	Dichte Schmelze
r	Partikelradius	g	Erdbeschleunigung
ρ_P	Dichte Partikel	η	Dynamische Viskosität der Schmelze

Jedoch müssen die Partikel eine bestimmte kritische Größe haben, um als Keimstelle wirken zu können (vergleiche Kapitel 2.2.2.7). Dem Absetzten kann durch Rühren der Schmelze entgegengewirkt werden, wodurch es jedoch zu Agglomerationen der Partikel und einer Verschiebung der Größenverteilung kommen kann, was die Kornfeinungswirkung wiederum negativ beeinflusst ^[24].

Ferner beeinflussen **chemische Reaktionen** (Si- und Zr-Vergiftung) die Wirkung der Kornfeinungsmittel. Bei Anwesenheit von bestimmten Legierungselementen kann die Kornfeinung aussetzen. Solch ein Element ist das Silizium, das eine Siliziumvergiftung der Kornfeinungspartikel verursacht. Dabei kommt es bei einer Reaktion zwischen AlTi_3 und dem freien gelösten Si in der Schmelze zur Bildung von binären Ti-Si (Ti_5Si_3 , TiSi_2) und ternären Al-Ti-Si Verbindungen ($\text{Al}_{12}\text{Si}_3\text{Ti}_5$, $\text{Al}_5\text{Si}_{12}\text{Ti}_7$), die die Kornfeinungspartikel einkapseln und somit ein Ankeimen von α -Aluminium verhindern. Die stabilste binär gebildete Phase ist Ti_5Si_3 mit einer höheren kristallographischen Übereinstimmung zu AlTi_3 als zu AlB_2 oder zur

Al-Matrix. Dies bedeutet, dass nur AlTi_3 Partikel vergiftet werden, bei AlB_2 hingegen keine Interferenz auftritt. In Kombination jedoch mit der Duplex Nucleation Theorie (Kapitel 2.2.2.4) die besagt, dass eine nur wenige Monolagen dicke AlTi_3 Schicht das TiB_2 Partikel einhüllt, führt dies zu einem Einhüllen und Abkapseln der AlB_2 Partikel ^[25].

Der Effekt der Si-Vergiftung ist zeit- und temperaturabhängig. Bei einer hohen Schmelzetemperatur über eine lange Haltedauer ist die Vergiftung am größten. Aber auch die Si-Konzentration ist wesentlich. Bereits ab einem Siliziumgehalt von über 2 wt.% in der Schmelze ist eine Kornvergrößerung messbar, die mit steigender Si-Konzentration zunimmt ^[25].

Zusätzlich bewirkt auch Zirkon eine Vergiftung. Ist Zirkon in der Schmelze, kommt es in Kontakt mit TiB_2 Partikel zur Bildung von ZrB_2 , das entweder ein TiAl_3 Partikel einhüllt oder eine TiAl_3 Schicht auf einem AlB_2 Partikel benetzt, und somit kein Wachstum von α -Aluminium stattfinden kann ^{[26] [27]}.

Eine definierte Abklingdauer zu bestimmen, abhängig von Temperatur und Partikelgröße, ist bis jetzt noch schwerlich gelungen wie Literaturquellen zeigen. Guzowski geht davon aus, dass der Abklinge effekt bei einer Temperatur von 700 °C etwa 30 Minuten dauert. Mondolfo spannt ein Zeitfenster von Stunden, auch bei Temperaturen von 800 °C und Johnsonson rechnet mit einer Zeitspanne unter 5 Minuten, auch bei einer Temperatur von 775 ± 10 °C ^[9]. Interessante Ansätze liefern auch Maxwell und Hellawell sowie Vader. Maxwell und Hellawell behaupten, dass sich die Abklingdauer proportional mit dem Quadrat des Korndurchmessers ändert. Bei einem Durchmesser von 1 μm beträgt die Zeit 10 Sekunden und für einen Partikeldurchmesser von 10 μm schon 1000 Sekunden. Vader will herausgefunden haben, dass sich die Abklingdauer, abhängig von der jeweiligen Morphologie des TiAl_3 -Partikels, von 1 Minute auf 30 Minuten verlängern lässt ^{[9] [28] [29]}.

2.3 Best Practice bei der Anwendung von Kornfeinungsmitteln

Das folgende Kapitel teilt sich weiter in Aluminium-Silizium Gusslegierung und Aluminium-Silizium-Kupfer Gusslegierungen auf.

2.3.1 Aluminium-Silizium Gusslegierungen

In Tabelle 2-3 ist der minimal notwendige gelöste Titangehalt in der Schmelze angegeben.

Tabelle 2-3: Kornfeinungsmittel für Al-Si Gusslegierungen.

Kornfeinungsmittel	minimaler Gehalt an gelöstem Titan	Bewertung
5 % Boral (AlB ₂)	0,02 %	
Tibloy (Ti _{2,5} B _{2,5})	0,02 %	
AlTi ₅ B ₁	0,00 %	

Anhand einer 356 Al-Si-Mg-Legierung (AlSi₇Mg_{0,35}) wurde von Sigworth und Easton die Wirkung verschiedener Kornfeinungsmittel untersucht. Die Legierung wurde mit 200 ppm Sr veredelt und zusätzlich mit 10 ppm Bor in Form einer AlTi₅B₁ Vorlegierung korngefeint.

In Abbildung 2-15 zeigt sich die Abhängigkeit der Korngröße vom gelösten Titangehalt in der Schmelze bei Zugabe und ohne Zugabe eines Kornfeinungsmittels. Durch Zugabe von AlTi₅B₁ verringert sich die gemessene Korngröße und verhält sich unabhängig vom gelösten Titangehalt konstant ^[5]. Diese Konstanz kann mit Abbildung 2-12 erklärt werden, da sich auch bei immer größeren Werten von Q die Korngröße nicht weiter senken.

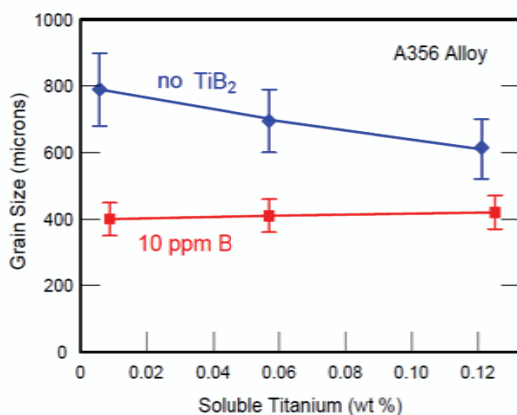


Abbildung 2-15: Korngröße in Abhängigkeit des gelösten Titans in der Schmelze ^[5].

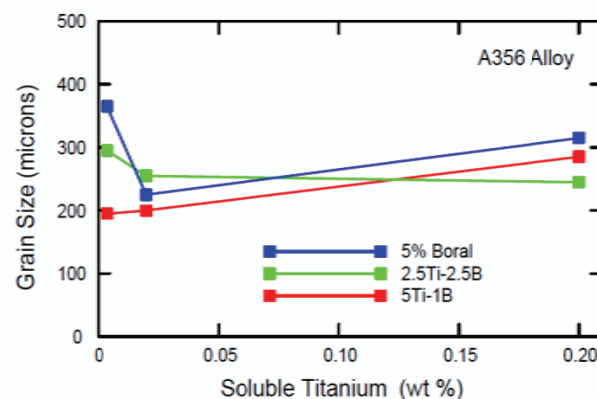


Abbildung 2-16: Korngröße in Abhängigkeit des Kornfeinungsmittels ^[5].

In Abbildung 2-16 zeigt sich die Abhängigkeit des Kornfeinungsmittels. Bei Verwendung von Al-B-Vorlegierungen wie Boral (5 % B) oder Tibloy (2,5% Ti-2,5% B) ist ein minimaler

gelöster Titangehalt von 0,02 % notwendig, um eine optimale Kornfeinungswirkung zu erhalten. Bei Zugabe von AlTi5B1 ist dies nicht der Fall. Ein niedrigerer Titangehalt zeigt keinen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften als auch auf die gießtechnische Verarbeitung. Es zeigt sich sogar ein Vorteil durch den niedrigen Titangehalt, da unter einem Gehalt von 0,10 % die Schlamm bildung verhindert wird ^[5].

2.3.2 Aluminium-Silizium-Kupfer Gusslegierungen

Anhand einer AlSi6Cu4 Legierung wurde die Abhängigkeit des gelösten Titans auf die Kornfeinungswirkung untersucht ^[5]. Es zeigt sich, dass durch das Kupfer in der Legierung der gelöste Titangehalt eine wesentliche Rolle spielt. Für eine optimale Kornfeinung soll ein minimaler gelöster Titangehalt von 0,10 % in der Schmelze vorhanden sein, wie in Tabelle 2-4 angegeben ist.

Tabelle 2-4: Kornfeinungsmittel für Al-Si-Cu-Gusslegierungen.

Kornfeinungsmittel	Minimaler Gehalt an gelöstem Titan	Bewertung
AlTi5B1	0,10 %	
AlTi3B1	0,10 %	
Tibloy	Längere Aktivierungszeit	

Bei Zugaben von 10 bis 20 ppm Bor in Form von AlTi5B1 oder auch AlTi3B1 zeigt sich in Abbildung 2-17 die beste Kornfeinungswirkung ^[5].

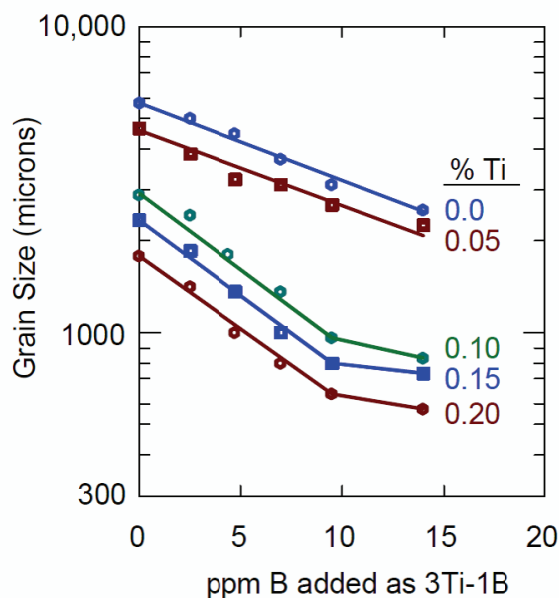


Abbildung 2-17: Kornfeinung einer Al-Si-Cu Legierung (319) ^[5].

2.4 Veredelung von Aluminium-Silizium Legierungen

Die Veredelung von Aluminium-Silizium Gusslegierungen spielt in der Gießereiindustrie eine zentrale Rolle, da die Ausbildung des Al-Si Eutektikums einen wesentlichen Einfluss sowohl auf die Gießseigenschaften als auch auf die mechanischen Eigenschaften hat. Bereits 1935 wurde von Aladar Pacz ein Patent ^[30] veröffentlicht, welches die positiven Auswirkungen der Veredelung erstmals beschreibt. Durch die Modifikation des groben bzw. lamellaren Eutektikums hin zu einer feindispersen, eingeformten Phase lassen sich höhere Zugfestigkeiten und Dehnungen erreichen und auch eine Verbesserung des Speisungsverhaltens beobachten. Eine Modifikation kann sowohl durch Zugabe von sogenannten Veredelungsmitteln erfolgen aber auch eine sehr rasche Abkühlung führt zu der gewünschten Modifikation. In Abbildung 2-18 sind zwei verschiedene Formen des Eutektikums einer AlSi7Cu0,5Mg-Legierung dargestellt. Im linken Bild ein grobes, lamellares Eutektikum und im rechten Bild ein feindisperses, eingeformtes Eutektikum nach der Zugabe von Strontium.

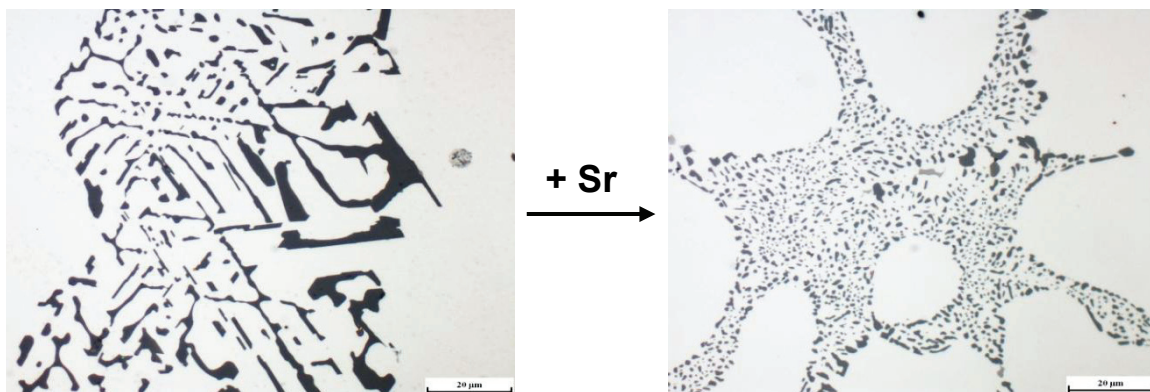


Abbildung 2-18: Veredelung des Aluminium-Silizium Eutektikums ohne und mit Strontium ^[31].

Bei der Veredelung spielt nicht das Aluminium, sondern das Silizium die entscheidende Rolle. Silizium ist ein Halbmetall und erstarrt in Form von facettierten Kristallen, die bevorzugt in der kristallographischen $\langle 112 \rangle$ Ebene wachsen. Die Siliziumatome lagern sich an energetisch günstigen Plätzen stufenförmig quer zur Fest-Flüssig-Grenzfläche an. Abbildung 2-19 zeigt den stufenförmigen Aufbau quer zur eingezeichneten Wachstumsrichtung. Diese Art des Wachstums verläuft sehr geradlinig, was zu einer unverzweigten und flachen Morphologie des Siliziums führt. Ziel soll jedoch sein, durch Modifikation ein feines und verzweigtes Siliziumnetz zu erhalten. Eine Besonderheit bei der Kristallisation von Silizium ist die einfache Zwillingsbildung. Untersuchungen mit einem Transmissionselektronenmikroskop haben gezeigt, dass sich eine veredelte Siliziumphase von einer unveredelten wesentlich durch die Anzahl von Zwillingen unterscheidet. Jeder

Zwilling in einem Siliziumkristall wirkt als Keimstelle für Siliziumatome und verhindert somit das perfekte und geradlinige Wachstum ^[32].

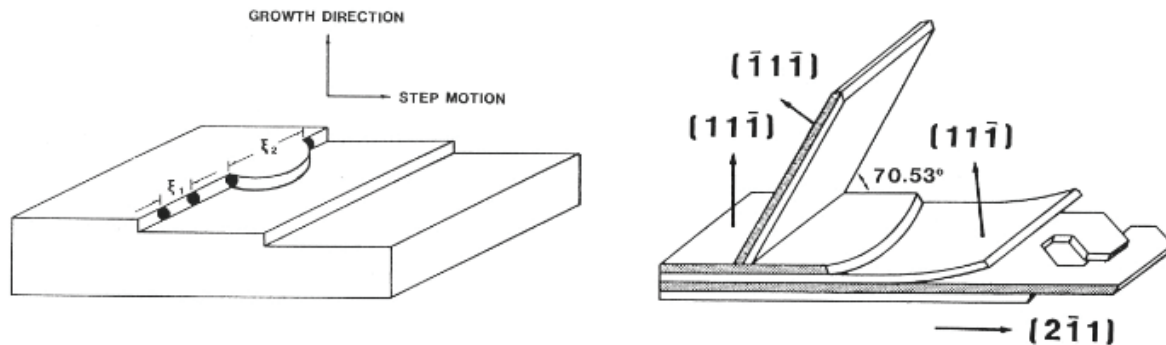


Abbildung 2-19: Zwillingsbildung durch Adsorption von Veredelelementen an Wachstumsstufen eines Siliziumkristalls ^[33].

Der Unterschied in der Anzahl der Zwillinge wird durch Zugabe von geringen Anteilen an Veredelmitteln hervorgerufen. Die gängigsten Elemente in der Industrie sind Natrium, in Form von Salzgemischen aus Natriumchlorid, Natriumfluorid und Kaliumchlorid, sowie Strontium in Form von Vorlegierungen. Aber auch andere Elemente der Alkali- und Erdalkalimetalle sowie Elemente der Seltenen Erden besitzen eine Veredelungswirkung, über die es jedoch erst wenige Forschungsergebnisse gibt ^[34].

Eine mögliche Erklärung für diesen Effekt nennt sich „Impurity Induced Twinning“ (IIT). Die Atome des Veredelmittels lagern sich in den Wachstumsstufen des Siliziumkristalls zwischen der Fest-Flüssig-Grenzfläche an. Dies ist in Abbildung 2-19 durch schwarze Punkte dargestellt. Wenn ein bestimmtes Verhältnis der Atomradien von Veredelmittel und Silizium gegeben ist ($r_{\text{Veredelmittel}} : r_{\text{Silizium}} = 1,646$), dann kommt es zur Zwillingsbildung. In der Industrie kommt meist Strontium in Form einer AlSr10-Vorlegierung zum Einsatz, da sich dies besser in der Schmelze lösen lässt als Natrium und über einen längeren Zeitraum stabil in der Schmelze verbleibt ^[32].

2.4.1 Abklingverhalten von Veredelmitteln

Die Wirkung des Veredelmittels nach der Zugabe in die Schmelze kann bei manchen Veredelmitteln mit der Zeit abklingen. Dieser Effekt lässt sich sowohl bei Strontium als auch, in verstärktem Maße, bei Natrium beobachten. Es gibt zwei mögliche Ursachen, die für ein Abklingen der Veredelmittel verantwortlich sind. Einerseits kann es durch den hohen Dampfdruck in der Schmelze bei Schmelztemperatur zu einem Verdampfen der Elemente kommen, andererseits können diese Elemente durch eine hohe Sauerstoffaffinität leicht oxidieren. Das oxidierte Natrium oder Strontium liegt zwar noch immer in der Schmelze vor, die Veredelungswirkung ist jedoch durch die Oxidation nicht mehr gegeben ^[32].

2.4.1.1 Natrium als Veredelungsmittel

Wie schon in Kapitel 2.4 erwähnt, liegt der Hauptnachteil des hochwirksamen Natriums in der raschen Abklingdauer der Veredelungswirkung. Bei Natrium ist jedoch nicht die Oxidation als Hauptmechanismus für das Abklingen anzusehen sondern das leichte Abdampfen bei den gegebenen Dampfdrücken in der Schmelze.

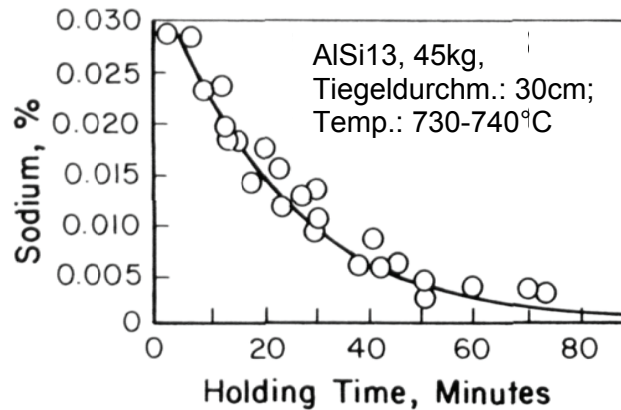


Abbildung 2-20: Abklingen von Natrium in einem Tiegel ^[32].

Abbildung 2-20 zeigt das Abklingen von Natrium in einem Tiegel bei Haltetemperaturen zwischen 730 und 740 °C. Bereits nach 30 bis 40 Minuten Haltezeit ist der Gehalt des Natriums von 300 ppm auf Werte zwischen 50 und 100 ppm abgesunken. Im schnell erstarrenden Kokillenguss sorgen diese Natriumwerte noch für eine ausreichende Veredelungswirkung, im Sandguss hingegen ist durch die langsamere Abkühlgeschwindigkeit ein höherer Natriumgehalt nötig um eine Veredelungswirkung zu erzielen. Das Abklingen kann durch Rühren der Schmelze und durch eine Spülgasbehandlung nach der Zugabe von Veredelungsmitteln erheblich beschleunigt werden ^[32].

2.4.1.2 Strontium als Veredelungsmittel

Strontium hat, im Gegensatz zu Natrium, eine weitaus längere Wirkdauer in der Schmelze weswegen es auch Langzeitveredelungsmittel genannt wird. Der Dampfdruck von Strontium in der Schmelze ist um den Faktor 200 kleiner als der von Natrium. Daher ist der Hauptmechanismus des Abklingverhaltens von Strontium nicht das Abbrennen sondern die Oxidationsbildung.

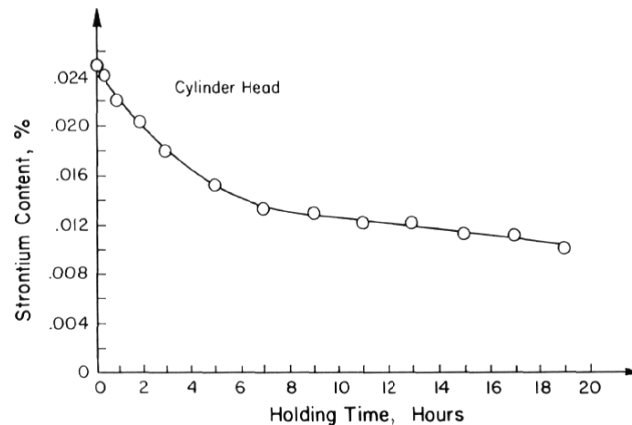


Abbildung 2-21: Abklingen des Strontiumgehaltes in einem Zylinderkopf aus einer AlSi6Cu4 Legierung ^[32].

Abbildung 2-21 zeigt, dass das Abklingen von Strontium wesentlich länger dauert. Erst nach vielen Stunden ist eine Halbierung des Ausgangsgehaltes an Strontium gegeben wobei berücksichtigt werden muss, dass im Gegensatz zu Natrium ein höherer Strontiumgehalt nötig ist um dieselbe Veredelungswirkung zu erzielen ^[32].

2.4.2 Charakterisierung eines Al-Si Eutektikums nach AFS Richtreihe

Da die Ausbildung des Aluminium-Silizium Eutektikums einen wesentlichen Einfluss sowohl auf die Gießeigenschaften als auch auf die mechanischen Eigenschaften hat ist es notwendig, den Veredelungsgrad des Aluminium-Silizium Eutektikums zu bestimmen. Es gibt bereits mehrere gängige Methoden und Verfahren, die eine Bestimmung des Veredelungsgrades möglich machen.

Für die Charakterisierung eines Al-Si Eutektikums nach Form, Größe und Verteilung wird oft eine standardisierte Richtreihe der AFS (American Foundry Society) ^[32] verwendet. Diese Tabelle gliedert das Eutektikum in einen Veredelungsgrad zwischen 1 und 6, abhängig von sechs vorgegebenen Vergleichsschliffbildern, wobei die Klasse 1 ein vollkommen unveredeltes Gefüge und die Klasse 6 eine schon überveredelte Gefügestruktur bedeutet. In Abbildung 2-22 ist die Richtreihe der AFS eingefügt, die passend zur jeweiligen Klasse zwei Vergleichsschliffbilder bei unterschiedlichen Vergrößerungen liefert.

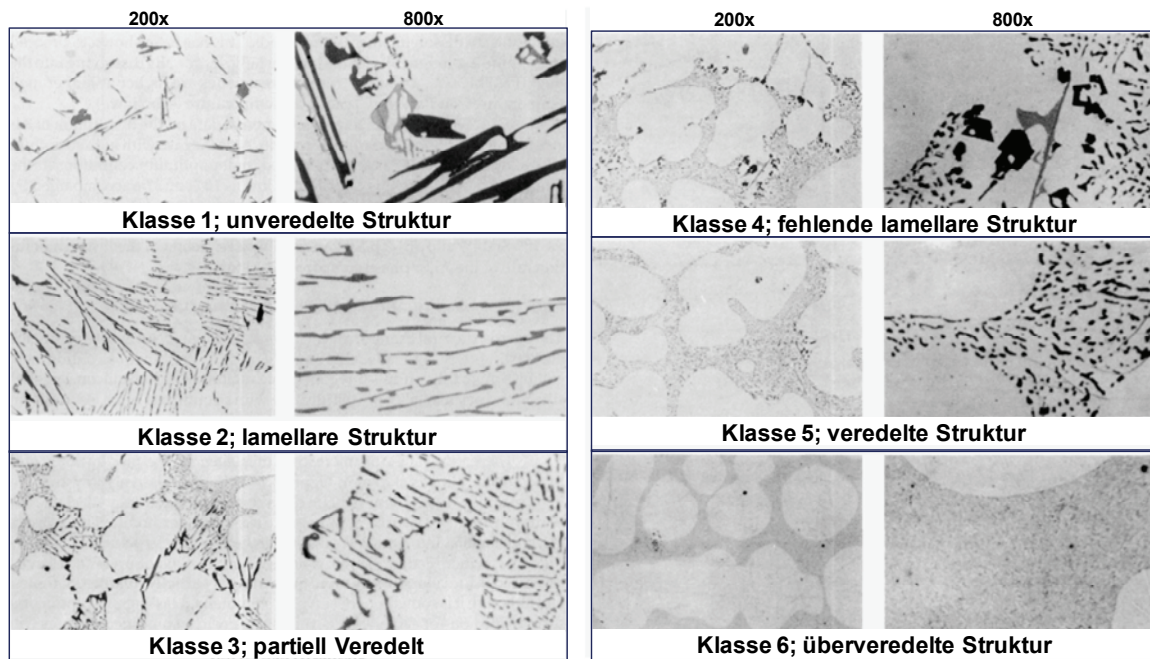


Abbildung 2-22: Richtreihe der American Foundry Society ^[32]

Mithilfe dieser Richtreihe und einer Formel, die von John Gruzleski formuliert wurde, kann man das zu untersuchende Gefüge einem Veredelungsgrad zuordnen.

Die Formel (2.11) beschreibt beispielhaft ein Gefüge, dessen Eutektikum aus etwa 20 % Eutektikum der Klasse 3, aus etwa 50 % der Klasse 4 und aus etwa 30 % der Klasse 5 zusammensetzt. Somit erhält man durch einsetzen in die Gleichung eine AFS-Zahl von 4,1. Vorteile ergeben sich bei dieser Methode durch die schnelle und einfache Bestimmung des Veredelungsgrades, der in einer AFS-Zahl zwischen 1 und 6 klassifiziert werden kann. Der große Nachteil dieses Verfahrens ist jedoch, dass die rein lichtoptische und visuelle Klassifizierung und Abstufung stark subjektiv und kaum reproduzierbar ist. Ein weiteres Manko ist die oft mindere Qualität dieser Schautafeln, die in vielen Laboren zu finden sind, wodurch die Bestimmung zusätzlich erschwert wird.

$$M.R. = (0,2 \times 3) + (0,5 \times 4) + (0,3 \times 5) = 4,1 \quad [32] \quad (2.11)$$

2.5 Thermische Analyse bei Kornfeinung und Veredelung

2.5.1 Grundlagen der thermischen Analyse

Ursprünglich wurde die thermische Analyse von der Stahlindustrie entwickelt, um den Kohlenstoffgehalt einer Schmelze schnell und einfach messen zu können ^[13]. Jedoch war auch in der Aluminiumindustrie das Bestreben hoch, die Eigenschaften und die Qualität des Gussstückes schon in der Schmelze messen zu können. Sollte die Qualität vor dem Gießen nicht den geforderten Eigenschaften entsprechen, so lässt sich diese noch rechtzeitig korrigieren ^[35].

Bei der Thermischen Analyse wird eine flüssige Schmelzprobe in einen kleinen Tiegel gegossen. Während die Schmelze langsam erstarrt, wird eine Zeit-Temperatur Kurve aufgezeichnet, die Abkühlkurve. Der Verlauf dieser Abkühlkurve wird unter anderem von der chemischen Zusammensetzung der Legierung, von Reaktionen in der Schmelze, die Wärme verbrauchen oder auch freigegeben und der Abkühlrate der Schmelze bestimmt. Es ist auch möglich Aufheizkurven zu messen, jedoch ist es im Gießereiwesen einfacher Abkühlkurven zu bestimmen, da flüssige Schmelze jederzeit vorhanden ist ^[36].

Die Abkühlrate lässt sich durch die Temperatur, Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit und Isolation des Tiegels und durch den Wärmeübergang zwischen Schmelze und Tiegel variieren.

Um Abkühlkurven auch untereinander vergleichen zu können ist es besonders wichtig, die zuvor genannten Parameter, welche die Abkühlrate verändern können, möglichst konstant zu halten.

Die Abkühlkurve bildet daher die Differenz zwischen der abgegebenen Wärmemenge der Probe und der gebildeten latenten Wärme. Werden die internen Temperaturgradienten in der Probe vernachlässigt, lässt sich folgende Wärmebilanz für eine abkühlende Probe formulieren:

$$\frac{dQ_L}{dt} - V * \rho * C_p * \frac{dT}{dt} = h * A * (T - T_0) \quad (2.12)$$

[latente Wärme durch Phasenumwandlung]-[Wärmeverlust über die Probe]
= [abgegebene Wärme an die Umgebung]

$$\frac{dT}{dt} = \frac{\left[\frac{dQ_L}{dt} - h * A * (T - T_0) \right]}{V * \rho * C_p} \quad (2.13)$$

V	Volumen der Probe	t	Zeit
ρ	Dichte der Probe	h	Wärmeübergangskoeffizient
C_p	Wärmekapazität der Probe	A	Oberfläche der Probe
T	Temperatur der Probe	dT/dt	Abkühlrate der Probe
T_0	Umgebungstemperatur	Q_L	Latente Wärme durch Phasenumwandlung ^[13]

Somit lassen sich mit einer äußerst einfachen Methode folgende Informationen über seinen Werkstoff generieren:

- Umwandlungspunkte (Liquidus- und Solidustemperaturen, Temperaturen und Zeitpunkte von Phasenausscheidungen).
- Anteile der Phasen am Gefüge.
- Erstarrungsverlauf.
- Anhaltspunkte über die Gefügeausbildung (Kornfeinung, Veredelung).
- Chemische Verunreinigungen (Verschiebung von Umwandlungspunkten).

In Abbildung 2-23 ist ein beliebiges Phasendiagramm einer binären Legierung mit zwei Abkühlkurven K1 und K2 abgebildet. Hier lässt sich der Zusammenhang zwischen Phasendiagramm und Abkühlkurve sehr gut veranschaulichen.

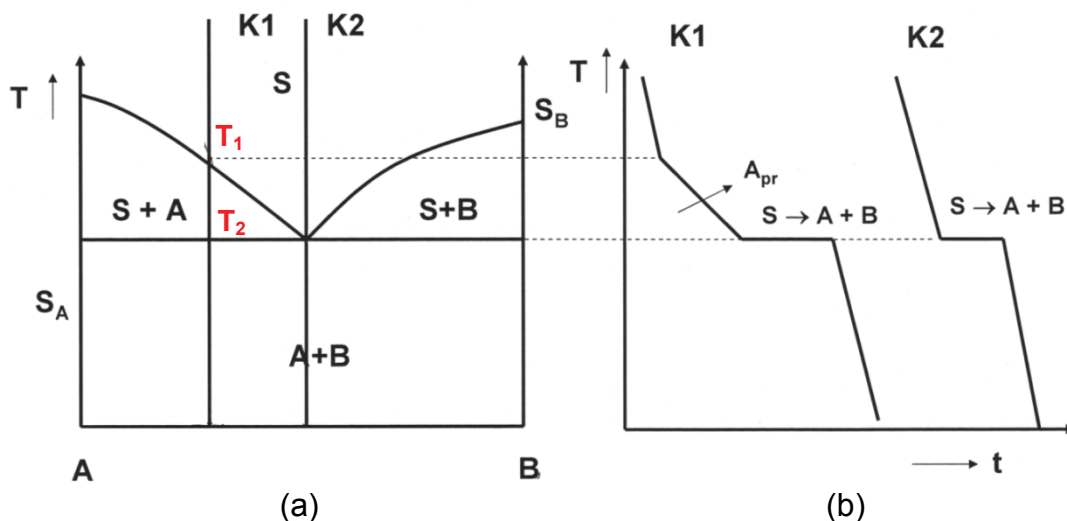


Abbildung 2-23: Phasendiagramm (a) und Abkühlkurven (b).

Beginnend bei der Zusammensetzung K1 ist zu sehen, dass die Schmelze bis zur Temperatur T_1 gleichmäßig abkühlt.

Bei T_1 beginnt sich eine feste Phase ($A_{\text{primär}}$) auszuscheiden. Durch die Freisetzung von latenter Wärme aufgrund der Phasenumwandlung verringert sich die Abkühlrate und ein Knickpunkt entsteht.

Ist die Temperatur 2 erreicht (eutektische Temperatur), wandelt sich die verbleibende Schmelze in Kristall A und B um wobei wieder Energie freigesetzt wird und sich dadurch eine Haltelinie ausbildet. In diesem Fall sind die abgeführte Wärmemenge und die gebildete Wärmemenge durch Kristallisation im Gleichgewicht ($dT/dt=0$). Nach vollständiger Erstarrung kühlt die Legierung ohne weitere Vorkommnisse nach einer Funktion von Wärmeübergang zwischen Probe und Umgebung ab ^[13].

Die Zusammensetzung K2 nennt man die eutektische Zusammensetzung. Schmelze kühlt bis zur Temperatur T_2 ab, wandelt sich in Kristall A und B um (eutektische Reaktion), wodurch sich wieder eine Haltelinie ergibt. Ist die Schmelze vollkommen erstarrt, ändert sich erneut die Abkühlrate und die Legierung kühlt weiter ab.

2.5.2 Thermische Analyse in Abhängigkeit von Kornfeinung und Veredelung

Um den Grad der Kornfeinung in einer Schmelze zu beurteilen, wird jener Abschnitt der Abkühlkurve herangezogen, der den Beginn der primären Erstarrung darstellt. In einer korngefeinten Schmelze liegen mehr Keimbildungsstellen vor, sodass eine geringe Unterkühlung (ΔT) ausreicht, um die Keimbildung bei der Erstarrung voranzutreiben. Wie schon in Kapitel 2.5.3 kurz beschrieben, lassen sich die Kurven einer korngefeinten und nicht korngefeinten Schmelze anhand dieses Unterschieds zuordnen. In Abbildung 2-24 sind diese beiden Kurven eingezeichnet. Kurve 1 weist kaum eine Unterkühlung auf, bei Kurve 2 ist eine deutliche Unterkühlung nötig, um die primäre Keimbildung zu starten. Sobald diese abgeschlossen ist wird latente Wärme frei, was sich durch die Rekaleszenz zeigt.

Wie schon in Kapitel 2.5.3 beschrieben, ist auch die Zeit t_1 entscheidend für die Korngröße. Jedoch ist es nicht eindeutig belegt, ob die Zeit der Rekaleszenz oder der Wert der Unterkühlung besser mit der Korngröße korreliert. Einfacher ist es jedoch den Wert der Unterkühlung zu bestimmen ^[35].

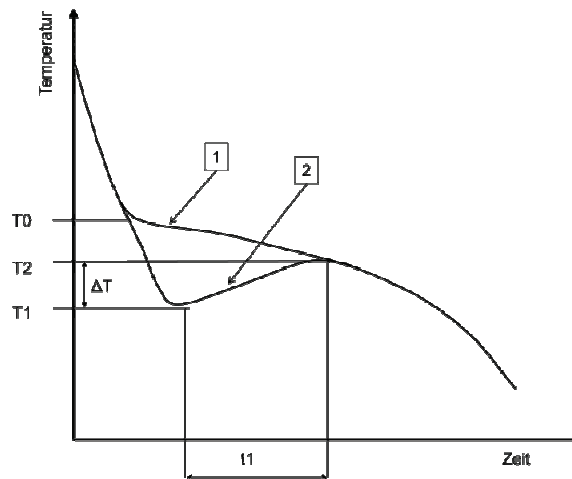


Abbildung 2-24: Abkühlkurve zu Beginn der Erstarrung ^[32].

Das Diagramm 2-1 zeigt den genannten Zusammenhang für eine AlSi7Cu0,5Mg Legierung, bei der ein guter linearer Zusammenhang zwischen Rekaleszenzzeit und Unterkühlung besteht. Die Werte für dieses Diagramm stammen aus den Laborversuchen des Schmelzelabors in Linz, Kapitel 4.2.

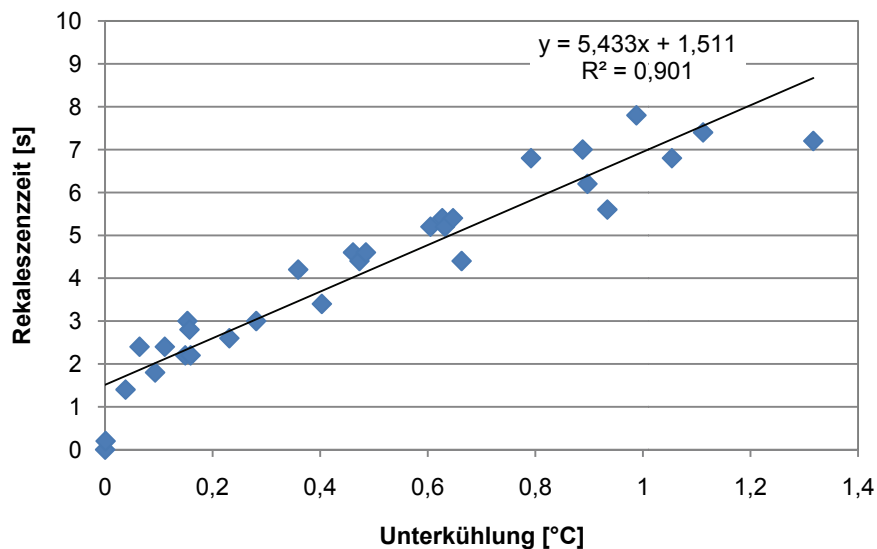


Diagramm 2-1: Zusammenhang zwischen Unterkühlung und Rekaleszenzzeit.

Anhand einer Abkühlkurve ist es auch möglich, den Grad der Veredelung zu bestimmen. Abbildung 2-25 zeigt die Abkühlkurven einer AlSi6Cu4 Legierung unveredelt (blau) und mit 143 ppm Strontium veredelt (rot).

Drei wesentliche Veränderungen zeigt eine Abkühlkurve nach einer Veredelungsbehandlung:

- Die Plateautemperatur der eutektischen Erstarrung nimmt einen niedrigeren Wert an.
- Die Unterkühlung, um die eutektische Erstarrung einzuleiten, nimmt zu.
- Die Dauer der Unterkühlung, bis die Plateautemperatur erreicht ist, nimmt zu.

Bei manchen Legierungen kann sich bei guter Veredelung die Plateautemperatur um bis zu 10 °C absenken. Da dieser Wert einfach zu messen ist, wird dieser als Maß der Veredelung herangezogen ^[32].

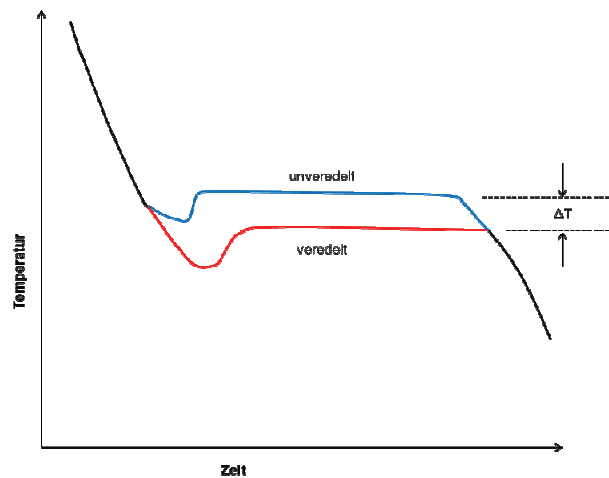


Abbildung 2-25: Bestimmung Veredelungsgrad mithilfe der Thermischen Analyse ^[32].

Jedoch ist die thermische Analyse zur Bestimmung des Veredelungsgrades in vielen Fällen nur eingeschränkt möglich. Um den Veredelungsgrad messen zu können, muss der ΔT -Wert, die Depression, ermittelt werden. Daher ist eine Abkühlkurve der unveredelten Schmelze einer bestimmten Zusammensetzung und eine Abkühlkurve der veredelten Schmelze gleicher Zusammensetzung nötig um daraus die Depression berechnen zu können. Dies ist in der Praxis oft nicht möglich, da nur Zugang zu bereits veredelten Schmelzen gegeben ist. Somit muss man sich oft auf eine aufwendig zu erstellende Datenbank mit Vergleichswerten ganz bestimmter Legierungssysteme stützen, die eine grobe Abschätzung des Veredelungsgrades ermöglichen ^[37].

2.5.3 Reale Abkühlkurve einer AlSi7Cu0,5Mg Legierung

Es gibt zwei wesentliche Unterscheidungen zwischen den idealisierten Abkühlkurven in Abbildung 2-23 und einer realen Abkühlkurve, wie sie in Abbildung 2-27 dargestellt ist. Meistens benötigen Erstarrungsreaktionen eine Unterkühlung, die als thermodynamische Triebkraft dient, um den Erstarrungsprozess zu beginnen. Sobald Erstarrungsreaktionen beginnen wird latente Wärme freigesetzt und die Temperatur steigt wieder an. Dieser Vorgang wird Rekaleszenz genannt. Eine Unterkühlung ist nicht nur bei der Bildung von Primärphase messbar, sondern auch bei der Bildung von Eutektikum. Die Unterkühlung ΔT bei der Bildung von Primärphase ist in Abbildung 2-26 eingezeichnet. Besonders die Größe der Unterkühlung bei der Bildung von Primärphase ist entscheidend für die Beurteilung der Struktur des späteren Gusszustandes, im Besonderen der Korngröße. In dieser Abbildung ist auch noch die Rekaleszenzzeit (Liquidus Peak Parameter) schraffiert. Es wurde in vielen

Untersuchungen ein Zusammenhang zwischen der Flächengröße und der gemessenen Korngröße hergestellt ^[13].

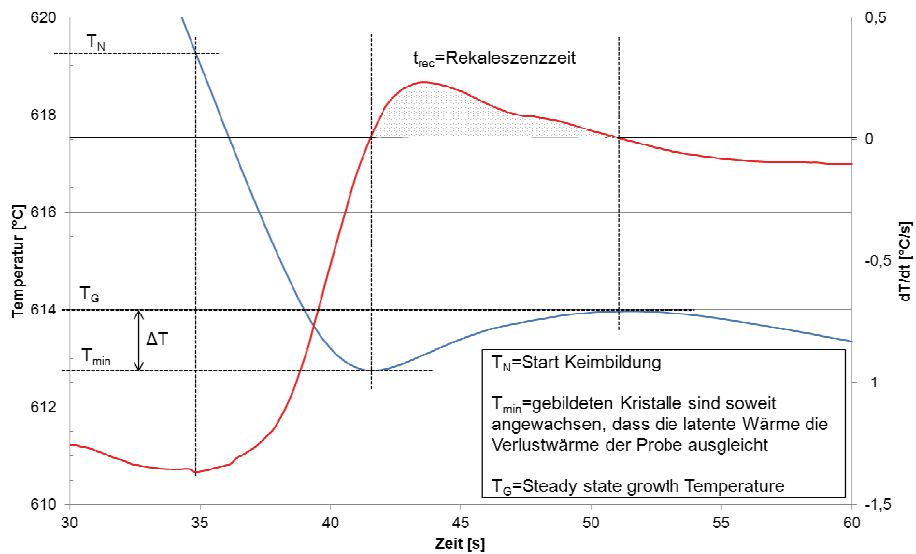


Abbildung 2-26: Liquidusbereich der Abkühlkurve einer AlSi7Cu0,5Mg mit erster Ableitung.

Der zweite Unterschied liegt in der chemischen Komplexität von realen Legierungen. Wie in Abbildung 2-27 gut an der ersten Ableitung ersichtlich, gibt es nicht nur einen Knickpunkt bei der Solidustemperatur und eine Haltelinie bei der eutektischen Temperatur sondern auch 2 kleinere Peaks bei niedrigeren Temperaturen, bei der sich noch weitere Phasen ausscheiden. Hierbei wird auch die Bedeutung der ersten Ableitung bewusst, da sich somit auch kleine Veränderungen in der Abkühlrate zeigen lassen ^[32].

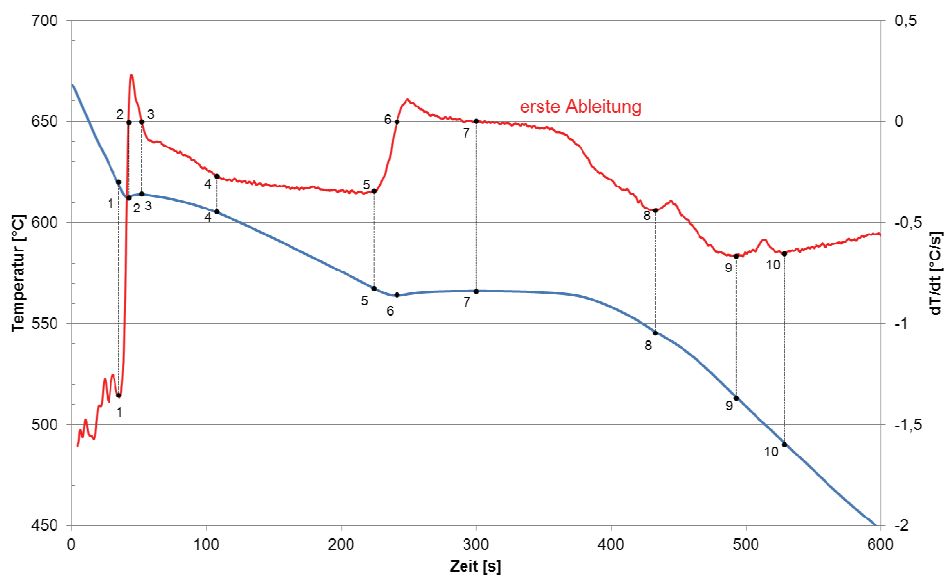


Abbildung 2-27: Abkühlkurve einer AlSi7Cu0,5Mg Legierung mit erster Ableitung.

Tabelle 2-5: Charakteristische Punkte der Abkühlkurve einer AlSi7MgCu0,5 Legierung ^[38] ^[39].

Nr.	Reaktion	Bezeichnung
1	α -Al Nucleation Temperature	T_N
2	α -Al Undercooling Temperature	T_{Min}
3	α -Al Growth Temperature	T_G
4	α -Al Dendrite Coherency Point	T_{DCP}
5	Al-Si Eutectic Nucleation Temperature	$T_{E,N}^{AlSi}$
6	Al-Si Eutectic Minimum Temperature	$T_{E,Min}^{AlSi}$
7	Al-Si Eutectic Growth Temperature	$T_{E,G}^{AlSi}$
8	Mg_2Si	T^{Mg_2Si}
9	Al_2Cu	$T_{E,N}^{AlSiCu}$
10	Solidus Temperature	T_S

In weiteren Kapiteln werden die in Abbildung 2-27 eingezeichneten Punkte und die verknüpften Bezeichnungen aus Tabelle 2-5, die mithilfe eines Computerprogramms (DasyLab) ermittelt werden, zur Charakterisierung von Abkühlkurven verwendet.

1. T_N : Die α -Al Nucleation Temperature gibt jene Temperatur an, bei der sich die ersten Aluminiumkeime bilden und zu wachsen beginnen. Charakteristisch ist ein starker Knick in der ersten Ableitung da nach der Keimbildung Wärme durch Kristallwachstum frei wird.
2. T_{Min} : Diese Temperatur bezeichnete die maximale Unterkühlung bei der Bildung des primären Aluminiums.
3. T_G : Diese Temperatur entspricht der Gleichgewichtstemperatur zwischen Wärmeabfuhr und Rekaleszenz durch das Wachstum des primären Aluminiums und liegt am Nulldurchgang der ersten Ableitung.
4. T_{DC} : Der α -Al Dendrite Coherency Point charakterisiert jene Temperatur, bei der Dendriten in der erstarrenden Schmelze zusammenstoßen und ein kohärentes Netzwerk bilden. Somit ist diese der Übergang vom Dendritenspitzenwachstum zu einer Dendritenverdickung.
5. $T_{E,N}^{AlSi}$: An diesem Punkt beginnt die Bildung des Aluminium-Silizium Eutektikums und ist, entsprechend Punkt 1, auch an einem Knick in der ersten Ableitung sichtbar.
6. $T_{E,Min}^{AlSi}$: Diese Temperatur bezeichnete die maximale Unterkühlung bei der Bildung des Aluminium-Silizium Eutektikums.

7. $T_{E,G}^{AlSi}$: Bei der Plateautemperatur läuft die eutektische Reaktion zwischen Aluminium und Silizium ab. Erst nach vollständigem Abschluss der Reaktion fällt die Temperatur wieder ab.
8. T^{Mg_2Si} : Der Anstieg der ersten Ableitung deutet auf das Ausscheiden der Phase Mg_2Si hin.
9. $T_{E,N}^{AlSiCu}$: Bei dieser Temperatur wird die Phase Al_2Cu gebildet.
10. T_S : Bei Erreichen der Solidus Temperatur ist die Erstarrung der Schmelze vollständig abgeschlossen.

3 Experimentelle Methoden

3.1 Legierungen

Für die folgenden Versuchsreihen werden fünf verschiedene Al-Legierungen verwendet. Für eine bessere Unterscheidung werden die Bezeichnungen Legierung 1 bis Legierung 5 verwendet. In Tabelle 3-1 sind die Legierungstoleranzen für die Legierungen 1-4 und die Istwerte der Legierung 5 ersichtlich.

Tabelle 3-1: Grenzwerte der verwendeten Legierung 1 bis Legierung 5.

	Legierung 1 AlSi7Cu0,5Mg		Legierung 2 AlSi7Cu0,5Mg+KF		Legierung 3 AlSi7Cu0,5Mg+V		Legierung 4 AlSi8Cu3		Legierung 5 AlSi7Cu0,5Mg	
	Tol. Min	Tol. Max	Tol. Min	Tol. Max	Tol. Min	Tol. Max	Tol. Min	Tol. Max	Istwert	
Si	6,5	7,5	6,5	7,5	6,5	7,5	8,1	9,5	7,18	
Cu	0,45	0,55	0,4	0,6	0,4	0,6	2,0	3,0	0,545	
Mg	0,35	0,45	0,35	0,45	0,30	0,45	0,20	0,50	0,374	
Fe		0,20		0,20		0,20		0,70	0,105	
Mn	0,05	0,10		0,10	0,05	0,10	0,15	0,50	0,076	
Sr	0,018	0,025	0,020	0,040	0,025	0,040	0,015	0,030	0,013	
Ti	0,10	0,20	0,10	0,20	0,10	0,20	0,06	0,15	0,177	
B		0,03	0,0008	0,03		0,03		0,05	0,0001	
Zn		0,07		0,07		0,07		1,00	0,0040	
Pb		0,03		0,03		0,03		0,11	0,0003	
Sb		0,0050		0,0050		0,0050		0,0060	0,0001	
Sn		0,03		0,03		0,03		0,11	0,0003	
Bi		0,03		0,03		0,03		0,05	0,0004	
Ca		0,0020		0,0020		0,0020		0,0025	0,0006	
Cd		0,01		0,01		0,01		0,01	0,0001	
Na		0,005		0,005		0,005		0,005	0,0002	
Cr		0,03		0,03		0,03		0,05	0,0007	
Ni		0,03		0,03		0,03		0,31	0,0036	
Li		0,0005		0,0005		0,0005		0,0007	0,0000	
P		0,0015		0,0015		0,0015		0,0019	0,0004	
Zr		0,03		0,03		0,03		0,05	0,0007	
V		0,03		0,03		0,03		0,05	0,0078	
VV	200 - 270 ppm Sr						170 - 250 ppm Sr			
VKF	600 g / 1000 kg AlTi3B1								keine	

VV ...Vorveredelung
VKF ...Vorkornfeinung

Die Grundlegierungen Legierung 1 und Legierung 4 werden für die Untersuchungen im Produktionsumfeld verwendet. Diese werden in Masselform eingekauft und sind bereits vorveredelt sowie vorkorngefeint. Legierung 1 ist mit 200 bis 270 ppm Sr vorveredelt und mit 600 g AlTi3B1 pro Tonne Aluminium vorkorngefeint, Legierung 4 mit 170 bis 250 ppm Sr vorveredelt sowie mit 600 g AlTi3B1 pro Tonne Aluminium vorkorngefeint. Durch den Einkauf vorveredelter und vorkorngefeinter Masseln ist eine Zugabe von Veredelungs- und Kornfeinungsmitteln im Betrieb größtenteils nicht mehr nötig. Ein Nachlegieren ist lediglich bei

Abweichung der Legierungstoleranzen sowie bei höheren geforderten Gehalten durch den Endkunden (siehe Legierung 2 und Legierung 3) nötig. Diese Praxis spart Kosten durch den Wegfall des Einkaufens großer Mengen an Legierungselementen und führt zu einer Vereinfachung bei der Bereitstellung der Schmelzen mit den geforderten Legierungstoleranzen.

Die Legierung 5 wird für Laboruntersuchungen verwendet, da sie nicht vorkorngefeint ist. Um keine Variation der chemischen Zusammensetzung zu erhalten werden für alle Laboruntersuchungen Gussmasseln mit identer chemischer Zusammensetzung verwendet. Daher sind in Tabelle 3-1 die jeweiligen Istwerte angegeben.

3.2 Schmelzeführung und Gießverlauf

3.2.1 Labor

Die Laboruntersuchungen finden im Schmelzelabor der Firma Nematik in Linz statt.

Die zugekauften Gussmasseln 1 und 5 (beide AlSi7Cu0,5Mg) sowie Kreislaufmaterial der Legierung 1 werden an der Bandsäge geschnitten. Zum Einschmelzen von 4,8 kg Metall wird ein Elektrowiderstandsofen Nabertherm K 4/10 mit einem maximalen Schmelzevolumen von 5 kg Aluminium und einer Leistung von 3,6 kW verwendet und die Schmelze auf eine Temperatur von 750 °C erhitzt. Um Verunreinigungen der Schmelze durch Rückstände vorheriger Versuche zu vermeiden wird das Metall nicht im Graphittiegel des Ofens geschmolzen sondern in geschichteten Stahltiegeln, die in den Graphiteinsatz hineingestellt werden. Dies erleichtert zudem das Vergießen der Schmelze, da direkt aus diesen Tiegeln gegossen werden kann. Das Legieren von Kornfeinungsmittel erfolgt direkt im Elektrowiderstandsofen. Nun können bei den vorgegebenen Messpunkten jeweils nach dem Abkrätzen die TA-Probe (260 g) sowie die Spektralanalyseprobe (160 g) gegossen werden. Ist die gesamte Schmelze vergossen, wird ein neu geschichteter Tiegel für die weiteren Versuche eingesetzt.

Wenn gefordert, werden die TA-Proben in geschichteten Stahltiegeln in einem Wärmehandlungsofen Nabertherm L5/11/S27 mit einer Leistung von 2,4 kW erneut aufgeschmolzen und auf eine Temperatur von 750 °C gebracht. Danach können diese aus dem Ofen entnommen und wiederholt thermoanalytisch vermessen werden.

3.2.2 Produktion

In Abbildung 3-1 ist die diskontinuierliche Produktionslinie der NemaK Gießerei Linz dargestellt.

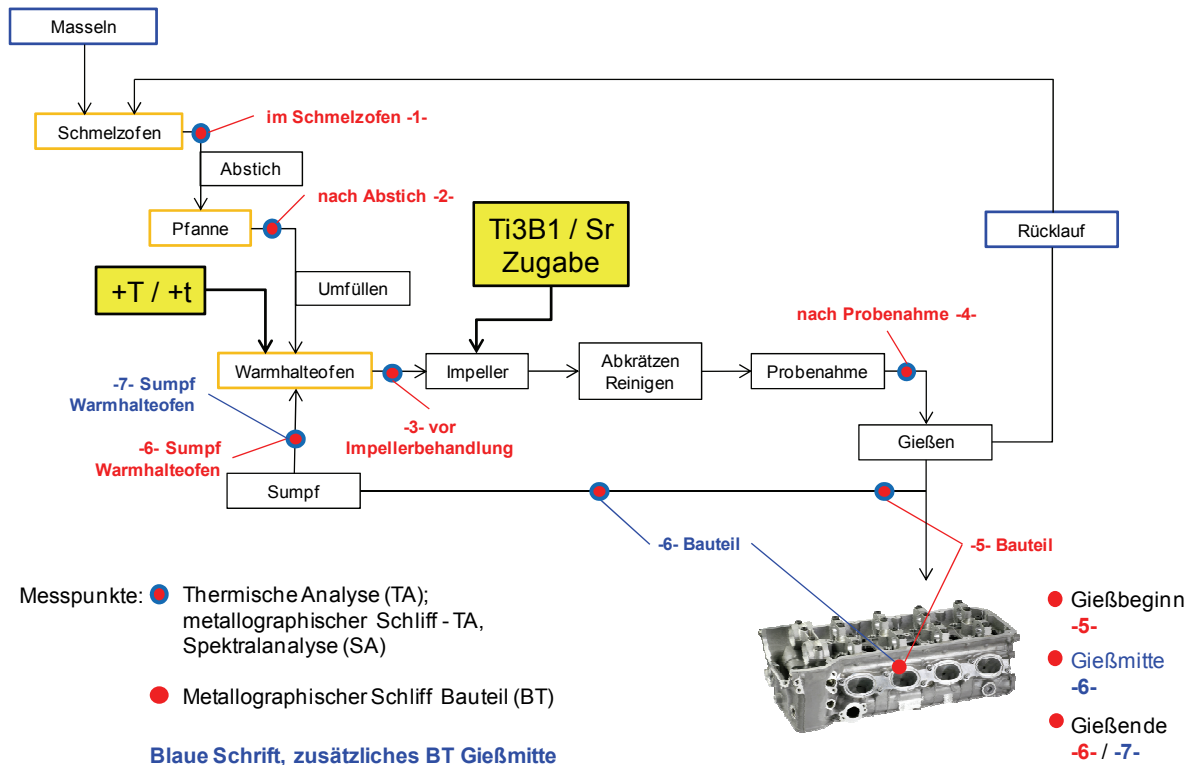


Abbildung 3-1: Produktionslinie Werk Linz

Angekaufte Aluminiummasseln der Legierung 1 (AlSi7Cu0,5Mg) und Legierung 4 (AlSi8Cu3) werden in den Gasschmelzofen chargiert und aufgeschmolzen. Die Schmelze wird in eine 700 kg fassende Transportpfanne abgestochen und nach dem Transport per Kran oder Hubwagen über eine Umfüllrinne in den Warmhalteofen umgefüllt, der ein Fassungsvermögen von 1000 kg aufweist. Im Warmhalteofen kann einerseits die Warmhalte- und Gießtemperatur sowie die Warmhalte- und Gießzeit variiert als auch Kornfeinungs- und Veredelungsmittel zugegeben werden. Diese Zugaben ermöglichen das Einstellen des gewünschten Legierungstyps 2 (AlSi7Cu0,5Mg+KF) oder 3 (AlSi4Cu0,5Mg+V) (siehe Tabelle 3-1). Im Warmhalteofen findet auch eine Stickstoff-Impellerbehandlung mit Spülgasdurchflussmengen zwischen 10 und 25 L/min und einer Impellerdrehzahl von 350 U/min statt. Anschließend wird Abgekrätzt und nach der Bestimmung des Dichteindex und der chemischen Zusammensetzung kann der Warmhalteofen zum Gießen freigegeben werden.

Gegossen wird im ROTACAST®-Verfahren ^[40], in Abbildung 3-2 schematisch abgebildet, wodurch sich sehr schnelle Abkühl- und Taktzeiten ergeben. Zu Taktbeginn wird die offene Kokille gereinigt und auf Fehler begutachtet. Nach dem Einlegen der Kerne wird die Kokille geschlossen und verriegelt. Die Gusswanne wird mit Schmelze gefüllt und an die Kokille angedockt (Schritt 1). Danach beginnt die Kokille mit variabler Geschwindigkeit zu drehen (Schritt 2) und die Form füllt sich mit Schmelze (Schritt 3, Schritt 4), wobei auf eine möglichst ruhige Formfüllung geachtet werden soll. Sobald die Schmelze auf das gekühlte Bodenteil trifft, beginnt die Erstarrung (Schritt 5). Nach Beendigung der Drehung um 180° schwenkt die Gusswanne wieder aus und das Gussteil erstarrt (Schritt 6). Nach Ablauf der vorgegebenen Erstarrungszeit wird die Kokille geöffnet und das Gussteil entnommen.

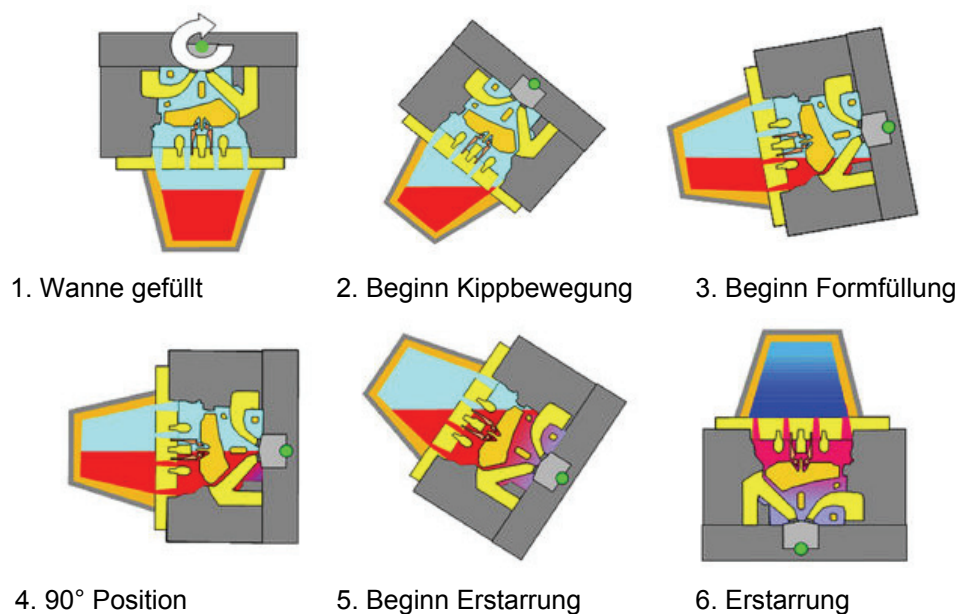


Abbildung 3-2: ROTACAST®-Verfahren für Zylinderköpfe.

Aus geometrischen Gründen der Schöpfereinrichtung verbleiben nach dem letzten Abguss ca. 150-200 kg Aluminiumsumpf im Warmhalteofen, welcher anschließend wieder neu befüllt wird. Die abgetrennten Speiser der Gussteile sowie interner Ausschuss, werden wieder dem Gasschmelzofen zugeführt. Der Anteil des Kreislaufmaterials beträgt etwa 30 % vom Einsatzmaterial in den Schmelzofen.

Somit ergeben sich 6 Messpunkte entlang der Produktionskette, bei denen je eine Thermoanalyseprobe (TA-Probe) sowie eine Spektralanalyseprobe entnommen werden. Passend zu Messpunkt 5 (Gießbeginn) und Messpunkt 6 (Gießende) wird jeweils ein Bauteil entnommen. Wird eine zusätzliche thermische Analyse und ein Bauteil zu Gießmitte entnommen, so verschieben sich die Messbezeichnungen. In Abbildung 3-1 sind diese alternativen Messpunktbezeichnungen mit blauer Schrift gekennzeichnet.

3.3 Untersuchungen der Schmelzequalität

Für die Untersuchung der Schmelzequalität kommen sowohl die thermische Analyse als auch die Spektralanalyse zum Einsatz.

3.3.1 Thermoanalysegerät mit Datenaufzeichnungseinheit

Viele Ergebnisse dieser Arbeit stützen sich auf die gewonnenen Daten der Thermischen Analyse. Daher war es im Vorfeld besonders wichtig, ein verlässliches und präzises Messsystem für die notwendigen Anforderungen zu finden.

Die Messapparatur, bestehend aus dem Messstativ und keramisch geschichteten Stahlriegeln, war bereits vorhanden und konnte ohne Umbau verwendet werden. Entscheidend für brauchbare Messungen von Abkühlkurven sind die verwendeten Thermoelemente, der Datalogger und die Datenaufarbeitung und Datenausgabe über ein entsprechendes Computerprogramm. Abbildung 3-3 zeigt den gesamten Aufbau der Messeinheit, bestehend aus dem Messstativ mit Stahlriegel und Thermoelementen, dem Datalogger und einem Laptop mit einer Messsoftware zur Datenverarbeitung.

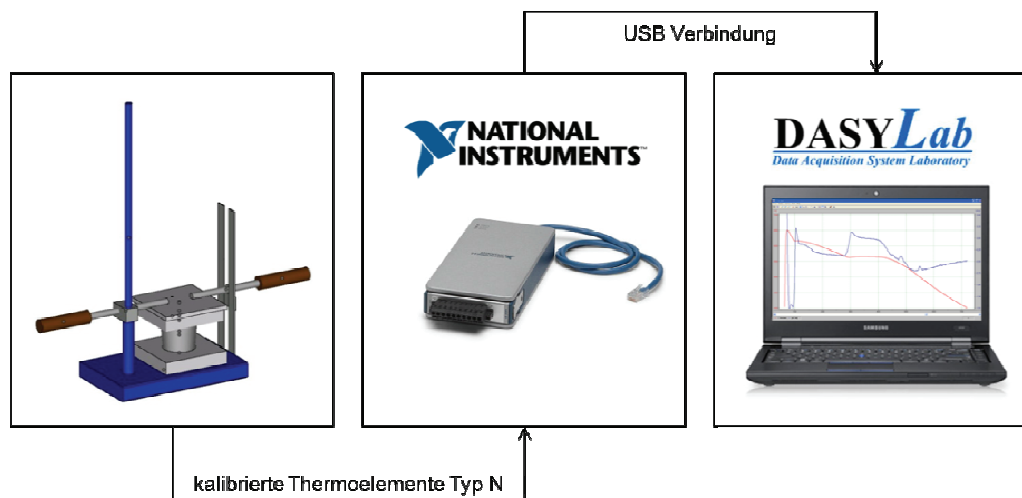


Abbildung 3-3: Aufbau der Messeinheit zur Aufzeichnung von Abkühlkurven.

Messeinrichtungen für die thermische Analyse werden von vielen verschiedenen Herstellern angeboten. Die verwendete Einrichtung ist ein kostengünstiger und leicht zu transportierender Eigenbau, welcher durch Isolierungen im starren Boden- und beweglichen Deckelteil gezielt DAS Werte der erstarrenden Schmelze im Tiegel zwischen 60 und 70 μm garantiert.

In Abbildung 3-4 a und b ist der Messablauf des Stativs dargestellt. Zuerst werden die beiden Typ N Thermoelemente (NiCrSi-NiSi), mit einem Durchmesser von 1 mm, durch Bohrungen im beweglichen Oberteil gesteckt und mit Schrauben fixiert. Als Schutz für das

Thermoelement vor der aggressiven Aluminiumschmelze wird ein keramisches Schutzröhrchen mit einer Länge von 60 mm über Thermoelement gesteckt, sodass nur die Messspitze im direkten Kontakt mit der Schmelze steht. Nun wird der Stahltiegel auf das Unterteil gestellt, mittig positioniert durch eine Ausnehmung in der Isolierschicht. Die Tiegel sind mit einer keramischen Schlichte (Schäfer Chemische Fabrik GmbH, Cillolin) außen und innen beschichtet, um ein Anhaften sowie eine chemische Reaktion von Schmelze mit dem Tiegelerwerkstoff zu vermeiden. Nach dem Befüllen des Tiegels mit einer konstanten Schmelzmenge wird das bewegliche Oberteil in Führungsschienen nach unten abgesenkt, wodurch eine immer gleichbleibende Positionierung der Thermoelementspitzen im Tiegel gewährleistet ist. Vor jedem Messdurchlauf ist die Temperatur des Status zu beachten, welche nicht über 30 °C liegen darf, um konstante Abkühlgeschwindigkeiten der Schmelze bei jeder Messung zu erhalten.

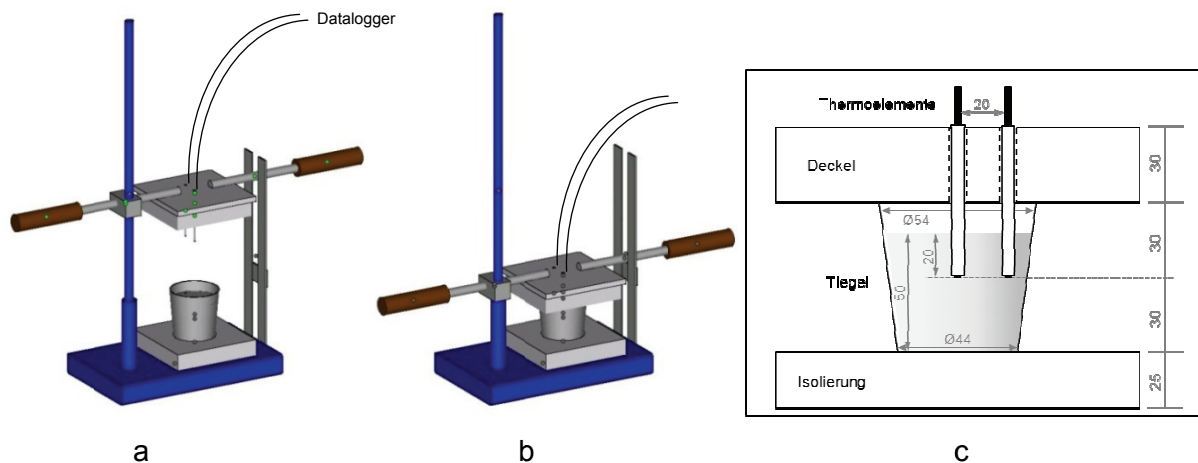


Abbildung 3-4: Messstativ mit Stahltiegel.

In Abbildung 3-4 c ist die Positionierung der beiden Thermoelemente nochmals herausgegriffen. Eine konstante Füllhöhe von 50 mm Schmelze soll möglichst genau erreicht werden, da sonst die Abkühlgeschwindigkeit und die Positionierung der Thermoelemente stark variieren.

Die Daten der Thermoelemente werden von einem Datalogger der Firma National Instruments vom Typ NI-9211, mit einer maximalen Aufnahmezeit von 14 S/s und vier Kanälen aufgenommen. Um die ideale Aufzeichnungsrate, welche mit geringstmöglicher Datenmenge eine ausreichende Auflösung der Messkurven liefert, zu ermitteln, wurden Kurven mit Messraten zwischen 1 und 10 Hz aufgezeichnet. Dabei hat sich eine Messfrequenz von 5 Hz als idealer Kompromiss zwischen Datenmenge und Auflösung erwiesen.

Als letzten Schritt müssen die geloggte Daten über eine Messsoftware aufgearbeitet und ausgegeben werden. Als Messsoftware kommt DASYLab in der Version 11.00.02 zum

Einsatz. Abbildung 3-5 zeigt den erstellten Schaltplan, durch welchen sämtliche Daten für die weitere Verwendung gelaufen sind. Jedes verwendete Thermoelement wurde zuvor bei 5 Temperaturen (400 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C; 700 °C) kalibriert, um den anlagenbedingten Messfehler so gering wie möglich zu halten.

Von besonderer Wichtigkeit ist jedoch die Glättung der Kurven. Jeder Datalogger verursacht Messschwankungen durch zum Beispiel mangelhafte Erdung und Vibrationen, welche in der Messsoftware ausgeglichen werden müssen. In diesem Fall wird die Glättung der Kurven durch die Bildung eines gleitenden Mittelwertes über eine bestimmte Datenmenge realisiert. Auch hier waren unzählige Datendurchläufe nötig, um eine ideale Anordnung der Glättungsschritte bei gleichzeitig minimalem Informationsverlust zu erreichen. Als Ideal hat sich eine gleitende Bildung des Mittelwertes über 10 Messpunkte vor der Ableitung und eine gleitende Bildung des Mittelwertes über 8 Messpunkte nach der Ableitung gezeigt um auch noch kleinste Veränderungen in den Kurvenformen abbilden zu können.

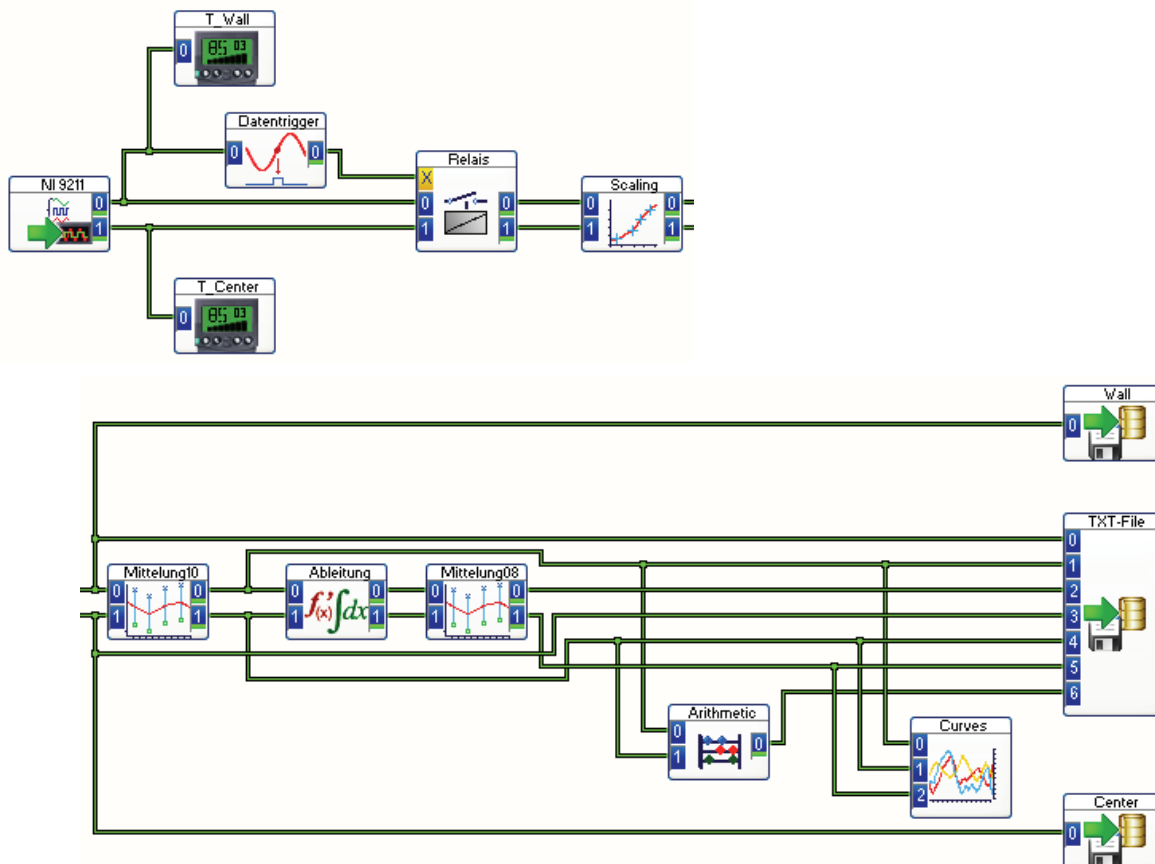


Abbildung 3-5: Schaltplan thermische Analyse, DASyLab Version 11.00.02.

3.3.2 Spektralanalyse

Sämtliche Spektralanalysen werden in der Firma Nematik, Linz durchgeführt. Die Analyse erfolgt mit einem Funkenspektrometer (Spectro, Spectrolab), welches zur serienmäßigen Bestimmung der chemischen Zusammensetzung in der Gießerei zur Verfügung steht und in regelmäßigen Abständen kalibriert wird.

3.4 Metallographische Untersuchungsmethoden

Die Proben gliedern sich in 2 Gruppen:

- Bauteilproben (Kapitel 3.4.1) und
- Proben der Thermischen Analyse (Kapitel 3.4.2),

wobei sich die Schliffpräparation der beiden Gruppen nicht unterscheidet.

3.4.1 Bauteilproben

Um die Ergebnisse verschiedener Bauteilschliffe auch zwischen verschiedenen Produkttypen mit unterschiedlichen Bauteilgeometrien hinsichtlich ihres Gefüges vergleichen zu können ist es notwendig, den Entnahmeort der Proben klar festzulegen. Bei Zylinderköpfen wurde die Schnittebene durch den zweiten Brennraum vom Kettenkasten als Entnahmeort definiert. Von dort werden vier Probekörper mit unterschiedlichen DAS-Werten herausgeschnitten. Eine Probe aus dem Brennraum (BRR) mit dem kleinsten DAS von etwa 20 μm , eine aus der Bauteilmitte (BM) mit etwa 55 μm , eine von der Nockenwellenseite (NWS) mit 65 μm und eine Probe aus dem Speiserbereich (SP) mit einem DAS von größer 70 μm .

Die unterschiedlichen Abkühlraten der einzelnen Messpunkte gibt auch die Möglichkeit den Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Kornfeinung und Veredelung bei einer konstanten Legierungszusammensetzung zu untersuchen. Im Brennraumbereich liegt durch einen aktiven Kühlkreislauf in der Kokille die höchste Abkühlrate vor, die sich bis hin zum Speiser in kontrollierter Form absenkt.

Abbildung 3-6 zeigt die Schnittebene durch den zweiten Brennraum und die eingezeichneten Proben mit einer Größe von 10 x 20 mm.

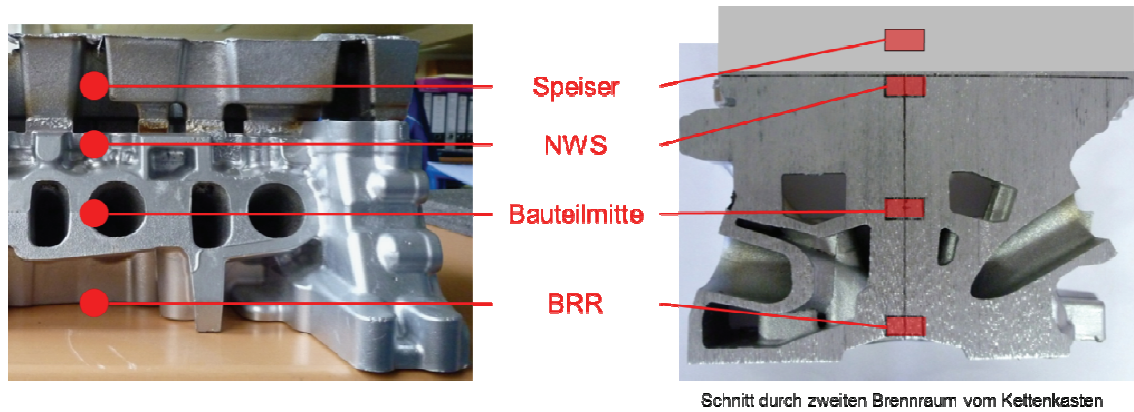


Abbildung 3-6: Probeentnahme am Bauteil.

3.4.2 Proben der Thermischen Analysen

Die thermische Analyse-Probe wird in der Mitte geschnitten und dem Ablauf der Bauteilproben folgend präpariert (siehe Kapitel 3.4.1). In Abbildung 3-7 ist auf der linken Seite die Fläche des Makroschliffes und auf der rechten Seite die Fläche des Mikroschliffes eingezeichnet.

Die TA-Proben bieten den Vorteil eines konstanten DAS-Wertes zwischen 60 und 70 μm . Dadurch kann der Einfluss der Abkühlrate auf ein Minimum reduziert und somit der Einfluss von Legierungsvariationen gemessen werden.

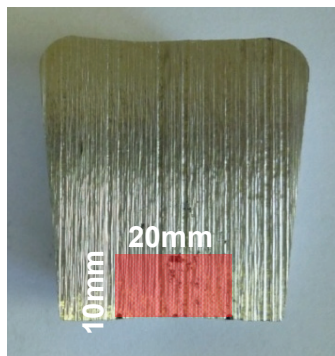


Abbildung 3-7: Probeentnahme der TA-Probe.

3.4.3 Probenpräparation

Um die Proben lichtmikroskopisch untersuchen zu können werden diese nach dem Kalteinbetten mit Schleifpapier der Körnung 80, 220, 500 und 1200 geschliffen und danach mit Schleifleinen, einer 3 μm Diamantsuspension und OP-U poliert.

Wenn eine Korngrößenbewertung notwendig ist, werden die Proben noch einer anodischen Ätzung nach Barker (5ml HBF_4 [35 %ig] + 200 ml H_2O) unterzogen, um die einzelnen Körner der Probenfläche gut sichtbar zu machen. Die geschliffene und polierte Probe wird als Anode, und ein Edelstahlblech als Kathode, mit einer Gleichspannungsquelle verbunden und für 2 Minuten in die oben genannte Säure getaucht. Dabei bildet sich eine galvanische

Schicht auf der Probenoberfläche, deren Dicke je nach Kornorientierung und Ätzdauern variiert. Somit lassen sich unter polarisiertem Licht im Lichtmikroskop die einzelnen Körner gut unterscheiden. Die Ätzungen wurde am ÖGI (Österreichisches Gießerei Institut) durchgeführt.

3.4.4 Lichtmikroskopie und Schliffauswertung

Sämtliche lichtmikroskopische Aufnahmen werden am Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben durchgeführt. Verwendet wird ein Zeiss Axio Imager.A1m Mikroskop, mit einer Nikon DS-Fi1 Kamera und der Auswertesoftware NIS-Elements BR 3.00, SP3, von Nikon. Durch einen automatischen in x/y-Richtung verfahrbaren Probenstisch (Märzhäuser, Wetzlar) sind auch großflächige Schliffaufnahmen möglich.

3.4.4.1 Ermittelte Kenngrößen der Auswertesoftware

In Abbildung 3-8 sind jene Kenngrößen eingetragen, die für kommende Schliffbildauswertungen von der Auswertesoftware ausgegeben werden. Es werden die Partikelfläche, der Partikelumfang sowie die maximale Partikelausdehnung bestimmt.

Zur Auswertung von Korngrößen wird der äquivalente Kreisdurchmesser verwendet. Dieser Wert spannt einen Kreisdurchmesser mit jener Fläche auf, die der wahren Partikelfläche entspricht. Beim ShapeFactor wird in Abhängigkeit des Partikelspitzenumfanges ein Formfaktor errechnet, der bei der Auswertung der Si-Phasen eines Eutektikums Verwendung findet.

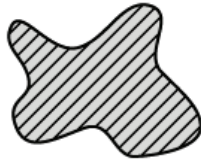
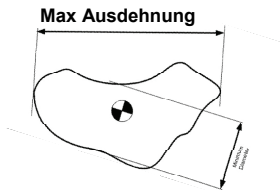
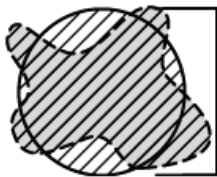
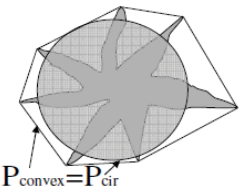
Partikelfläche / Partikelumfang	max. Partikelausdehnung
	
äqu. Kreisdurchmesser	ShapeFactor Partikelspitzenumfang
$d_{\text{äqu}} = \sqrt{\frac{4 * A}{\pi}}$	$P = \frac{4\pi * A}{(P_{\text{Convex}})^2}$
	

Abbildung 3-8: Ermittelte Kenngrößen der Auswertesoftware ^[41].

3.4.4.2 Auswertung der Korngröße

Für die Bestimmung der Korngröße werden die Körner mit der Auswertesoftware vermessen. Aufgrund des hohen Si-Gehaltes und des geringen Cu-Gehaltes in den Legierungen verschwimmt die Abgrenzung der einzelnen Körner. Dadurch ist eine automatische Kornauswertung nicht möglich und eine manuelle Markierung der Körner nötig. Lediglich durch eine Optimierung der Farbtintensität lässt sich der Kontrast einzelner Körner noch verbessern. Abbildung 3-9 zeigt eine Probenoberfläche nach einer Barker Ätzung und nach der manuellen Kornauswertung einer AlSi7MgCu0,5-Legierung.

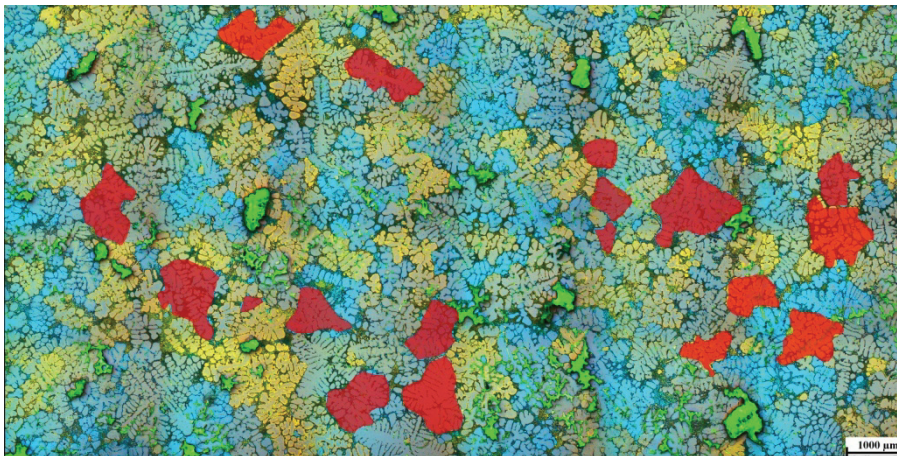


Abbildung 3-9: Probenoberfläche nach Barker Ätzung und nach manueller Kornauswertung.

Die Korngröße wird aus dem arithmetischen Mittelwert der äquivalenten Korndurchmesser ermittelt. Um eine ausreichende statistische Verteilung zu erhalten sind mindestens 20 markierte Körner notwendig.

3.4.4.3 Auswertung des Veredelungsgrades

Der Veredelungsgrad wird nach einer neu entwickelten Methode ausgewertet, die in Kapitel 4.1 beschrieben ist.

3.4.4.4 Auswertung der Porosität

Die in Kapitel 3.4.1 und 3.4.2 geschliffenen und polierten Proben werden ohne weitere Behandlung dem Lichtmikroskop zugeführt. Um bei einer 5-fachen Auflösung die gesamte Probenfläche auswerten zu können, wird die gesamte Fläche von 10 x 20 mm aus 24 Einzelbildern zu einem sogenannten Mosaikbild zusammengeführt.

Nach Optimierung der Helligkeit und des Kontrastes, sodass die dunklen Bereiche der Poren in den Vordergrund treten, können diese über ein automatisches Schwellwertverfahren (Threshold) segmentiert und die Rohdaten ausgegeben werden.

3.5 Laborversuche

Dieses Kapitel teilt sich in drei Versuche, in denen unter Laborbedingungen gezielt auf die Kornfeinung aber auch auf die Veredelung eingegangen wird.

3.5.1 Aktivierungszeit und Abklingverhalten verschiedener Kornfeinungsmittel

Dieser Versuch beschäftigt sich mit der Aktivierungszeit und dem Abklingverhalten der Kornfeinungsmittel AlTi5B1, AlTi3B1 und Tibloy. Verwendet wird die Legierung 5 (AlSi7Cu0,5Mg).

Die beiden Kornfeinungsmittel AlTi5B1 und AlTi3B1 sind in der Gießereiindustrie gängige Vorlegierungen und werden auch bei Nematik Linz eingesetzt. Wie sich diese beiden Kornfeiner hinsichtlich der Aktivierungszeit und des Abklingverhaltens unterscheiden und welche Vor- und Nachteile in der Produktion durch den gezielten Einsatz einer bestimmten Zusammensetzung gegeben sind ist nicht bekannt. Bei der Bezeichnung Tibloy handelt es sich um ein neueres Kornfeinungsmittel mit einem geringen Titangehalt zwischen 1,5 und 1,7 % und einem Borgehalt zwischen 1,3 und 1,5 %. Tibloy wird jedoch in der Produktion bei Nematik Linz nicht verwendet. Die Titan-Bor Verhältnisse der drei Kornfeinungsmittel sind in Tabelle 3-2 angegeben.

Tabelle 3-2: Chemische Zusammensetzung der Kornfeinungsmittel ^[42]^[43].

Chemical Compositions, wt.%		
Produkt	Titan [%]	Bor [%]
Ti5B1	5,0	1,0
Ti3B1	3,0	1,0
Tibloy	1,5 - 1,7	1,3 - 1,5

Begonnen wird mit dem Kornfeinungsmittel AlTi5B1. Vor der Zugabe des Kornfeinungsmittels werden eine TA-Probe und eine Spektralanalyseprobe der Grundlegierung abgegossen. Die Spektralanalyseprobe wird sofort ausgewertet um bei jedem Messdurchlauf eine konstante chemische Zusammensetzung der Grundlegierung gewährleisten zu können. Nach der Charakterisierung der Grundlegierung wird 1g pro kg Schmelze an Kornfeinungsmittel in Form von Draht zugegeben, somit ergibt sich eine Zugabemenge von 4,4 g AlTi5B1. Danach folgen jeweils eine TA-Probe und Spektralanalyseprobe 15s, 30s, 2min, 5min, 10min, 30min, 1h, 2h, 4h, 8h, 21h nach der Zugabe des Kornfeinungsmittels. Die Soll- und Istzeiten der Messpunkte sind im Anhang Tabelle B-15 detailliert einsehbar.

Dieser Messdurchlauf wiederholt sich in identer Weise für AlTi3B1 und Tibloy.

3.5.2 Wirkung verschiedener Kornfeinungsmittel nach dem Wiederaufschmelzen

Dieser Versuch beschäftigt sich mit der Wirkung der drei Kornfeinungsmittel AlTi5B1, AlTi3B1 und Tibloy nach dem Wiederaufschmelzen. Dieser Versuch soll zeigen, ob und in welchem Maße die Kornfeinungsmittel auch nach erneutem Aufschmelzen und anschließendem Erstarren noch eine kornfeinende Wirkung zeigen. Diese Situation ist auch im Produktionsumfeld bei Nematik Linz gegeben, da die abgetrennten und korngefeinten Speiser und Ausschussteile als Kreislaufmaterial wieder eingeschmolzen werden. Da der Kreislaufanteil 30 % am Gesamtschmelzevolumen beträgt, wirkt sich dessen Kornfeinungsaktivität auch auf das Gussgefüge aus. Je geringer der Verlust der Kornfeinungswirkung nach dem erneuten Aufschmelzen ist, desto weniger Kornfeinungsmittel muss im Warmhalteofen zugegeben werden.

Hierzu werden die thermischen Analyseproben **AlTi5B1**: 2min, 30min, 2h, 21h / **AlTi3B1**: 2min, 30min, 2h, 21h / **Tibloy**: 2min, 30min, 2h, 21h aus dem vorherigen Versuch (Kapitel 3.5.1) erneut aufgeschmolzen. Dabei werden die Proben jedoch nicht alle gleichzeitig in den Ofen gestellt sondern nacheinander, um die Zeitspanne zwischen dem Aufschmelzen und der Thermoanalysemessung bei jeder Probe ident zu halten. Damit soll der Einfluss von Abklingeffekten für jede Probe gleich gehalten werden.

Um zu sehen, ob die Unterkühlung, und somit die Wirkung nach einmaligen Aufschmelzen einen konstanten Wert annimmt, werden manche Proben ein zweites Mal aufgeschmolzen und wieder thermoanalytisch vermessen.

3.5.3 Kornfeinungs- und Veredelungswirkung bei Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial

Der letzte Versuch dieser Reihe untersucht die Kornfeinungs- und Veredelungswirkung bei Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial in unterschiedlichen Verhältnissen. Verwendet werden die Legierung 1 (AlSi7Cu0,5Mg) sowie Kreislaufmaterial der selben Zusammensetzung. Wie schon im vorherigen Kapitel 3.2.2 geschrieben, beträgt in der Produktion der Anteil des Kreislaufmaterial 30 % am Gesamtschmelzevolumen. Inwieweit sich Primär- und Kreislaufmaterial, das bereits vollkommen korngefeint und veredelt ist, gegenseitig beeinflussen lässt sich thermoanalytisch bestimmen. Anhand von Abkühlkurven können sowohl Kornfeinungseffekte als auch Veredelungseffekte präzise nachgewiesen werden.

Primär- und Kreislaufmaterial werden nacheinander in den Verhältnissen, die in Tabelle 3-3 angegeben sind, eingeschmolzen. Es wird jeweils eine Thermoanalyseprobe und eine Spektralanalyseprobe abgegossen.

Tabelle 3-3: Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial.

Primär [%]	Kreislauf [%]
100	0
75	25
50	50
0	100

3.6 Produktionsversuche

In folgendem Kapitel werden verschiedene Einflussfaktoren auf die Kornfeinung und Veredelung in der Produktionsumgebung untersucht. Bereits erste Überlegungen haben gezeigt, dass es in einem Schmelzbetrieb nur schwer möglich ist, alle Einflussfaktoren auf die Kornfeinung und Veredelung zu bestimmen. Einerseits lassen sich gewisse Einflüsse im Produktionsmaßstab gar nicht oder nur ungenau messen, andererseits kann man nicht alle Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Einflussfaktoren benennen und berücksichtigen. Daher werden gezielt jene Einflussfaktoren herausgegriffen, die sich direkt aus dem Produktionsablauf ergeben und auch dort direkt variiert werden können. Diese Einflussfaktoren sind in Abbildung 3-10 angegeben und betreffen die Variation der Kornfeinungszugabe (Projekt 1), der Veredelungszugabe (Projekt 2), der Warmhalte- und Gießtemperatur (Projekt 3) sowie der Warmhalte- und Gießzeit (Projekt 4).

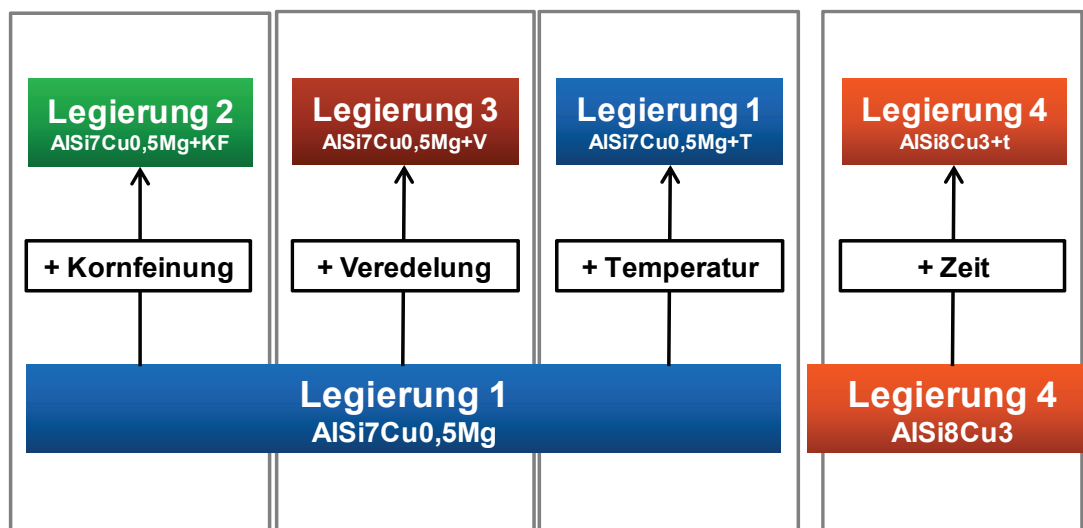


Abbildung 3-10: Überblick über die Produktionsversuche.

3.6.1 Zugabe von AlTi3B1 im Warmhalteofen

Dieser Versuch beschäftigt sich mit den Auswirkungen einer zusätzlichen Kornfeinungszugabe von 1000 g Ti3B1 pro Tonne Aluminium im Warmhalteofen. Neben der Variation der Legierungszusammensetzung (Legierung 1 - AlSi7Cu0,5Mg und Legierung 2 - AlSi7Cu0,5Mg+KF) ergeben sich weitere Prozessunterschiede durch veränderte Geometrien der mit die Legierung 1 und Legierung 2 vergossenen Bauteile (BMW S65 und Porsche V8) sowie durch die sich daraus ergebenden abweichenden Gießparametern. Da sich die Bauteile der beiden Legierungen in Form und Größe jedoch nur unwesentlich unterscheiden, können die Variationen der Bauteilgeometrie und Gießparameter bei der Ergebnisdarstellung vernachlässigt werden.

3.6.2 Zugabe von AlSr10 im Warmhalteofen

Es wird untersucht, ob sich eine zusätzliche Veredelungszugabe von 600 g AlSr10 pro Tonne Aluminium, was eine Erhöhung des Strontiumgehaltes in der Schmelze um 70 ppm bedeutet, auf den Veredelungsgrad des Aluminium-Silizium Eutektikums auswirkt. Auch in diesem Projekt ergeben sich neben der Legierungsvariation (Legierung 1 - AlSi7Cu0,5Mg und Legierung 3 - AlSi7Cu0,5Mg+V) durch Strontium auch wieder Variationen der Geometrien der mit Legierung 1 und Legierung 3 gegossenen Bauteile (Ford V6 Lion LH/RH und Porsche V6 ZK 970) und somit auch der angepassten Gießparameter. Jedoch weichen auch diese beiden Bauteile in Form und Größe erneut nur unwesentlich voneinander ab, sodass diese Prozessvariationen keine Auswirkungen auf die Ergebnisdarstellung zeigen.

In Tabelle 3-4 sind die die mittleren Sr-Gehalte Legierung 1 und Legierung 3 gezeigt. Hierbei handelt es sich je Legierung um über 100 chemische Analysen aus dem Warmhalteofen im Zeitraum vom 01.07.2011 bis 26.09.2011. Bei Legierung 1 war vor Gießbeginn ein tatsächlicher Sr-Gehalt von 209 ppm mit einer Mittelabweichung von 9 ppm in der Schmelze messbar. Bei der Legierung 3 wurde ein Wert von 281 ppm mit einer Mittelabweichung von 13 ppm gemessen. Dies bedeutet eine Variation von des Strontiumgehaltes um etwa 70 ppm.

Tabelle 3-4: Auswertung des Strontiumgehaltes in Legierung 1 (AlSi7Cu0,5Mg) und Legierung 3 (AlSi7Cu0,5Mg+V).

Legierung	Sr-Gehalt
AlSi7Cu0,5Mg	209ppm ± 9
AlSi7Cu0,5Mg+V	281ppm ± 13

3.6.3 Variation der Gießtemperatur

Dieser Versuch soll zeigen, ob die Variation der Gießtemperatur einer AlSi7Cu0,5Mg bei nahezu identen Gießprodukten (BMW N47 D und BMW N47 TÜ) Auswirkungen auf das Bauteilgefüge hat. Das besondere Interesse gilt auch hier wieder der Veränderung von Kornfeinungs- und Veredelungswirkung abhängig von der Gießtemperatur.

Die Temperaturen in Tabelle 3-5 geben die Warmhaltetemperatur im Warmhalteofen an, die tatsächliche Temperatur beim Start des ROTACAST-Gießens beträgt 710 bzw. 730°C in der Gießwanne.

Tabelle 3-5: Variation der Gießtemperatur der Legierung 1 (AlSi7Cu0,5Mg).

Legierung	Warmhaltetemp
AlSi7Cu0,5Mg	750 °C
AlSi7Cu0,5Mg+T	770 °C

Da nur die Auswirkungen auf das Bauteil untersucht werden, sind keine thermischen Analysen entlang der Produktionskette notwendig. Es wird ein Bauteil der Legierung AlSi7Cu0,5Mg und ein Bauteil der Legierung AlSi7Cu0,5Mg + T entnommen und jeweils vier metallographische Schriffe nach Kapitel 3.4.1 angefertigt.

3.6.4 Variation der Gießzeit

Es wird auf die Auswirkungen der Halte- und Gießzeiten im Warmhalteofen auf ein Gussgefüge eingegangen. Eine übliche Gießdauer beträgt 01:01 h, in anlagentechnisch bedingten Fällen kann eine Gießdauer auch 02:14 h betragen. Um die Auswirkungen der längeren Gießdauer auf das Gussgefüge vergleichen zu können wird ein Bauteil (BMW N46) zu Gießbeginn (AlSi8Cu3), zu Gießmitte (AlSi8Cu3 + t/2) und zu Gießende (AlSi8Cu3 + t) entnommen. Durch die zusätzliche Bauteilentnahme zu Gießmitte verschieben sich auch die Bezeichnungen der TA-Proben (siehe blaue Schrift in Abbildung 3-1).

In Tabelle 3-6 sind die Ablaufzeiten je Legierung nochmals detailliert dargestellt, für die Gießdauer ergibt sich eine Zeitdifferenz von 1:13 h. Die um 5 min. unterschiedliche Transportdauer der Pfannen und die Impellerzeit werden, bezogen auf die um 1:13 h unterschiedliche Gießdauer, als gleich angesehen und nicht weiter untersucht.

Tabelle 3-6: Zeitaufstellung Warmhalteofen.

Legierung	Gießbeginn Gießbeginn	Gießdauer	Transport Impellern
AlSi8Cu3 + t/2	02:10	01:01	00:30
AlSi8Cu3 + t	04:35	02:14	00:35
Δt	02:25	01:13	00:05

4 Ergebnisse und Diskussion

Zu Beginn folgt die neu entwickelte Methode zur Auswertung des Veredelungsgrades von Al-Si Legierungen, nach der sämtliche Veredelungsgrade bestimmt wurden.

Sodann kommen die Ergebnisse der Laborversuche sowie der Versuche unter Produktionsbedingungen.

4.1 Methode zur Auswertung des Veredelungsgrades

Für die Charakterisierung eines Al-Si Eutektikums nach Form, Größe und Verteilung wird oft eine standardisierte Richtreihe der AFS (American Foundry Society) ^[32] verwendet, siehe dazu Kapitel 2.4.2. Die Klassifizierung und Abstufung eines vorliegenden Gefüges wird rein lichtoptisch und visuell bewertet und ist dadurch stark subjektiv.

Eine weitere Möglichkeit stellt eine quantitative Auswertung des Eutektikums nach diversen Parametern dar. Mögliche Kriterien können die Zirkularität, der ShapeFactor, Partikelausdehnung und Partikelfläche der Siliziumphasen sein. Diese quantitative Methode führt zu einer höheren Objektivität und Reproduzierbarkeit bei der Bestimmung des Veredelungsgrades, ist aber in der Anwendbarkeit stark beschränkt, da es noch keine festgelegte Auswertemethodik mit einer Klassifizierung des Veredelungsgrades gibt.

Und auch die thermische Analyse macht eine Bestimmung des Veredelungsgrades möglich wie sie bereits in Kapitel 2.5.2 beschrieben ist. Dieses Verfahren kommt jedoch nicht weiter zum Einsatz, da für die Bestimmung flüssige Schmelze nötig notwendig ist, die bei der Charakterisierung von bereits abgegossenen Bauteilproben nicht zur Verfügung steht.

4.1.1 Quantitative Auswertung des Veredelungsgrades

Diese Methode stützt sich nicht auf visuelle Empfindungen, sondern versucht den Veredelungsgrad quantitativ nach bestimmten Kriterien, die Form, Größe und Verteilung der Siliziumphasen betreffend, zu charakterisieren.

Von einem beliebigen Schliffbild werden die Siliziumphasen mit einer bildoptischen Messsoftware (ImageJ) nach dem Schwellwertverfahren segmentiert und die Rohdaten zur Generierung der Kenngrößen ausgegeben. Die Abbildung 4-1 zeigt das Eutektikum einer AlSi7Cu0,5Mg Legierung vor und nach der Segmentierung der Si-Phasen.

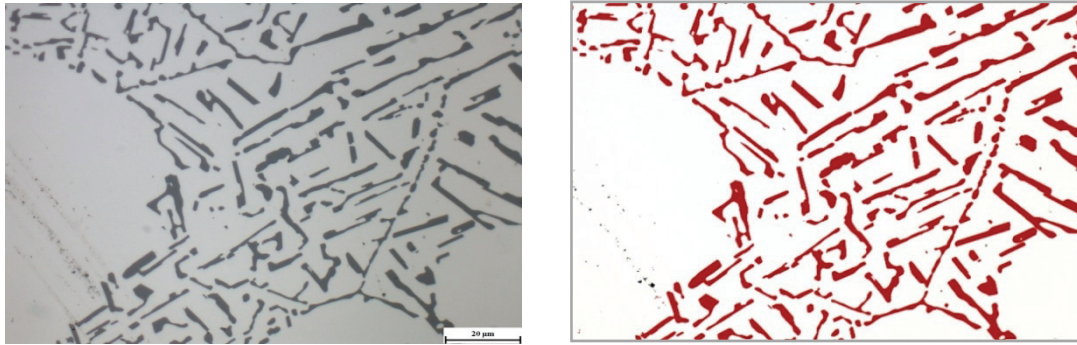


Abbildung 4-1: Segmentierung der Si-Phasen nach dem Schwellwertverfahren.

Diese Kenngrößen sind die maximale Partikelausdehnung, der echte Partikelumfang sowie der ShapeFactor mit Partikelspitzenumfang (siehe Kapitel 3.4.4.1).

Diese Kenngrößen werden nun in Klassen geteilt und in einer Häufigkeitsverteilung dargestellt. Dabei zeigt sich die Verteilung des ShapeFactors als besonders geeignet ein veredeltes von einem unveredelten Gefüge zu unterscheiden. Um den Veredelungsgrad in eine Zahl zu fassen, wird der Medianwert des ShapeFactors gebildet, der bei einem veredelten Gefüge einen höheren und bei einem unveredelten Gefüge einen niedrigeren Wert annimmt. Der Medianwert deswegen, da er sich, im Gegensatz zum Mittelwert, robuster gegen Ausreißer verhält.

In der Abbildung 4-2 sind zwei Häufigkeitsverteilungen mit den Medianwerten des ShapeFactors abgebildet. Die linke Verteilung stellt sich bei einem gut veredelten Gefüge ein, der Medianwert verschiebt sich in Richtung eines höheren Wertes. Gegenätzlich die rechte Verteilung eines unveredelten Gefüges, bei dem sich der Medianwert in Richtung eines niedrigeren Wertes verschiebt.

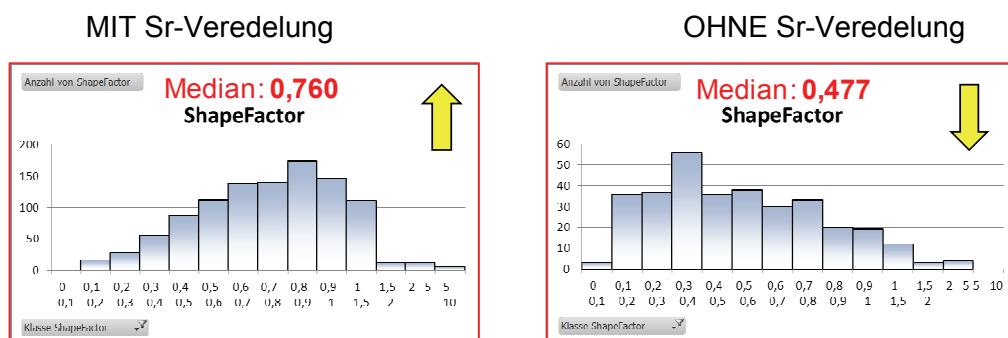


Abbildung 4-2: Häufigkeitsverteilung des ShapeFactors ^[31].

Somit ist es mit diesem Verfahren durchaus möglich, ein veredeltes von einem unveredelten Gefüge reproduzierbar und objektiv zu unterscheiden, jedoch gibt es noch keine festgelegte Auswertemethodik, die eine Klassifizierung und Feinabstufung möglich macht. Des Weiteren stützt sich diese Bestimmung lediglich auf einen Kennwert, worunter die Robustheit dieser Methode leidet.

4.1.2 Entwickelte Methode

Bei der neu entwickelten Methode werden nun die Vorteile der AFS-Richtreihe und der quantitativen Bildauswertung kombinieren. Dies ist der anerkannte und gut funktionierende Standard der AFS-Richtreihe mit dem Output einer AFS-Zahl in Kombination der quantitativen Auswertemethodik, die eine objektive und reproduzierbare Messung ermöglicht. Somit ist das Ziel, in Abbildung 4-3 rot hinterlegt, eine AFS-Zahl durch eine bildanalytische Auswertung zu generieren mit den geforderten Voraussetzungen einer Feinabstufung, dass die Messung für verschiedene Grundgefügefeinheiten möglich ist sowie einer Robustheit und redundanten Absicherung der Messung durch die Kombination von Kennwerten.

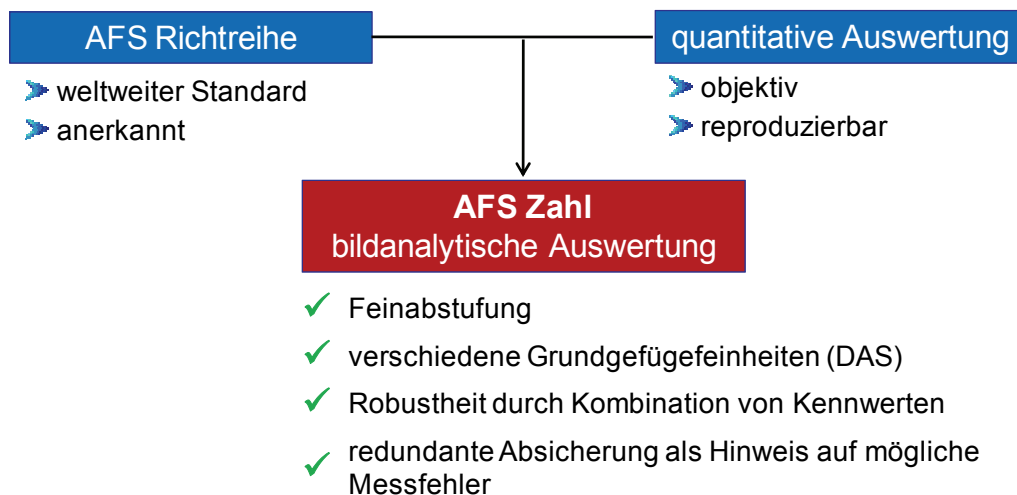


Abbildung 4-3: Übersicht der neu entwickelten Methode.

Zu Beginn werden Schlifffbilder aus einem Laborversuch von M. Djurdjevic und J. Sokolowski^[34], lichtmikroskopisch vermessen, deren Ziel es war, die einzelnen Veredelungsklassen möglichst gut darzustellen. Bei der verwendeten Legierung handelt es sich um eine AlSi7Cu0,3Mg mit unterschiedlichen Sr-Gehalten zwischen 8 ppm und 96 ppm Strontium. In der Aufstellung der Abbildung 4-4 fehlt jedoch die Klasse 6, da es mit den gegebenen Voraussetzungen nicht möglich war ein Gefüge dieser Feinheit herzustellen. Weshalb diese Schlifffbilder als Datengrundlage dienen und nicht jene Bilder der AFS-Richtreihe (Abbildung 2-22) hängt mit der Qualität der Schlifffbilder zusammen, die bei der Richtreihe zu gering ist um als aussagekräftige Grundlage zu dienen.

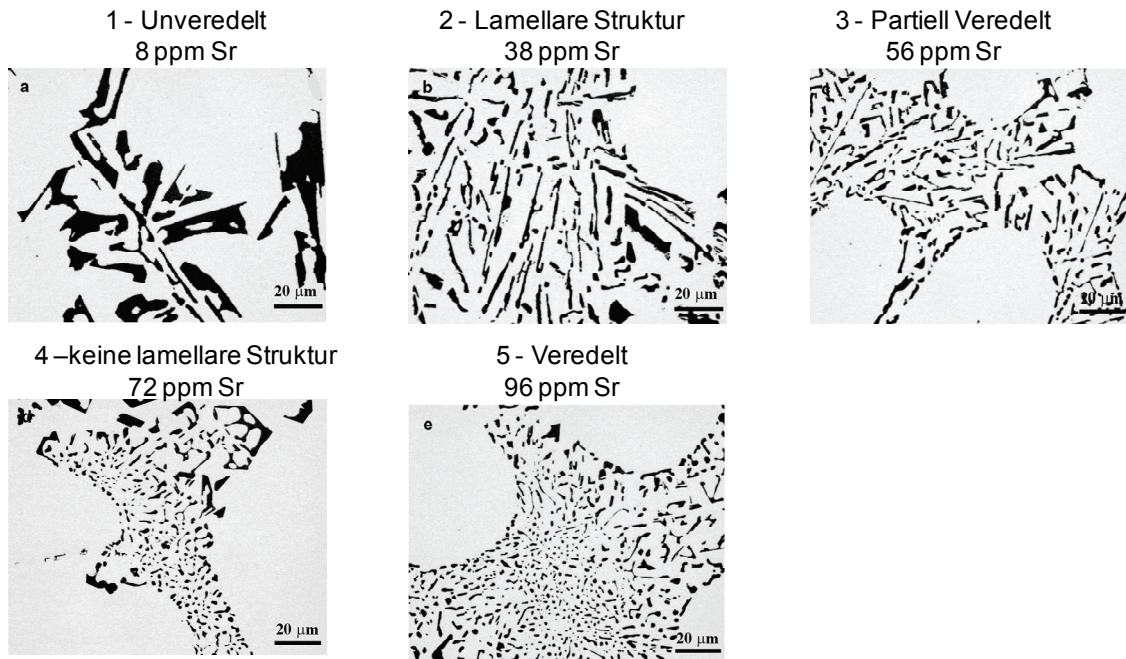


Abbildung 4-4: Schliffbilder zur Datengrundlage ^[34].

Für die weitere Bestimmung werden nun der echte Partikelumfang und die maximale Partikelausdehnung aus der Messsoftware herangezogen. Im Diagramm 4-1 sind die ausgewerteten Schliffbilder aus Abbildung 4-4 mit blauen Quadraten von 1 bis 5 gekennzeichnet sowie über 250 weitere Messpunkte. Diese Messpunkte stammen sowohl von TA-Proben als auch von Bauteilproben der Legierungssysteme (AlSi7Cu0,5Mg und AlSi8Cu3), die durch verschiedenste Abkühlraten unterschiedlichste Gefügefinessheiten aufweisen. In diesem Diagramm ist auch der Veredelungsgrad 6 eingetragen, der sich durch die minimal mögliche Messgröße der Messsoftware ergibt. Diese liegt bei einer 1000-fachen Vergrößerung bei einem Partikelumfang von 2 µm.

Es zeigt sich ein guter linearer Zusammenhang zwischen dem Partikelumfang und der maximalen Partikelausdehnung. Somit stützt sich die Bestimmung des Veredelungsgrades auf zwei Messgrößen, wodurch diese Methode an Robustheit gewinnt und sich durch den linearen Zusammenhang dieser Messgrößen eine redundante Absicherung als Hinweis auf mögliche Messfehler ergibt.

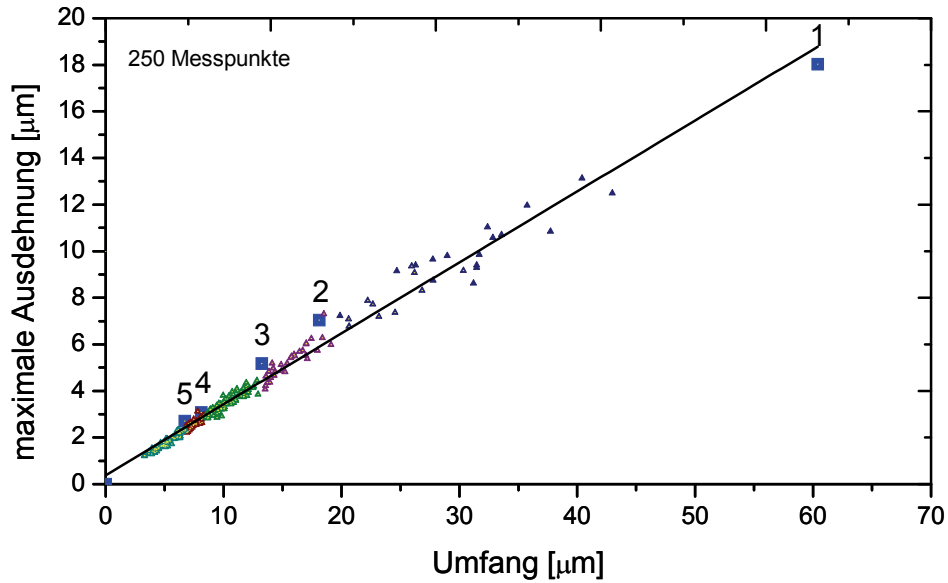


Diagramm 4-1: Zusammenhang zwischen maximaler PartikelAusdehnung und Partikelumfang.

Im nächsten Schritt lässt sich der Mittelwert des Partikelumfanges der ausgewerteten Schliffbilder aus Abbildung 4-4, als charakteristische Größe bei unterschiedlicher Veredelung gegen den Veredelungsgrad auftragen. Im Diagramm 4-2 sind diese Werte als blaue Quadrate eingetragen. Zwischen den Werten wird ein linearer Verlauf des Veredelungsgrades angenommen. Mithilfe der daraus gewonnenen abschnittswiseen Geradengleichungen, die in Tabelle 4-1 gezeigt sind, kann über den Mittelwert des Partikelumfanges, der direkt aus der Messsoftware ausgelesen werden kann, der Veredelungsgrad zwischen 1 und 6 bestimmt werden.

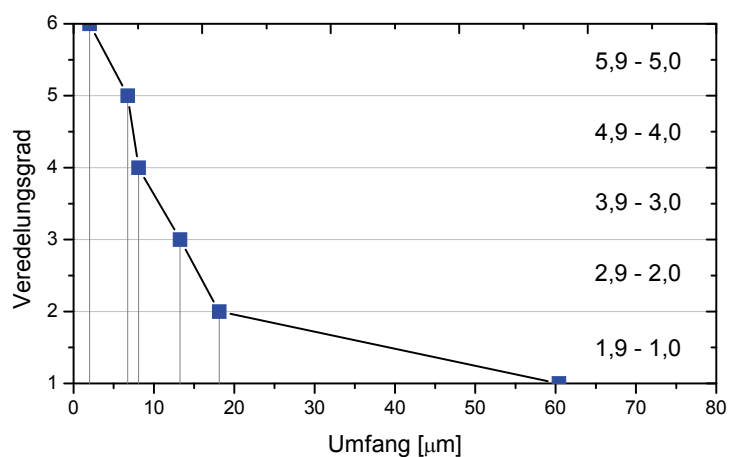


Diagramm 4-2: Zusammenhang zwischen Veredelungsgrad und Partikelumfang.

Tabelle 4-1: Geradengleichungen zur Bestimmung des Veredelungsgrades.

Klasse	Umfang		
	min	max	
6,0	0,000	2,000	$y = 6$
5,9 – 5,0	2,000	6,720	$y = -0,2119x + 6,4237$
4,9 – 4,0	6,720	8,100	$y = -0,7246x + 9,8696$
3,9 – 3,0	8,100	13,233	$y = -0,1948x + 5,5780$
2,9 – 2,0	13,233	18,113	$y = -0,2049x + 5,7117$
1,9 – 1,0	18,113	60,397	$y = -0,0236x + 2,4284$

Streuungen und Messeinflüsse können sich sowohl durch die Wahl der repräsentativen Messpunkte einer Schliifprobe als auch durch die Anzahl der Messpunkte je Schliifprobe ergeben. Ein weiterer Störfaktor können Ausscheidungsphasen in ähnlicher farbiger Erscheinung wie die Siliziumphase im Eutektikum darstellen. Einschlüsse in anderer Helligkeit oder Farbe können durch Farbfilter sowie gezielte Helligkeits- und Kontrastregelungen weitgehend ausgeblendet werden.

Somit ist mit dieser Methode eine sehr feine Unterteilung der Veredelungsgrade möglich, die sowohl objektiv als auch reproduzierbar bestimmt werden können. Erfolgreich angewendet wurde das Verfahren bei Proben der Legierungssysteme AlSi7Cu0,5Mg und AlSi8Cu3 sowohl aus der Herstellung im Labor als auch aus industrieller Herstellung.

4.1.3 Auswertevorgang zur Bestimmung des Veredelungsgrades

Der Auswertevorgang beginnt mit Schliifproben von Bauteilen oder auch von der Thermoanalyse. Diese Methode wurde bereits bei den Legierungssystemen AlSi7Cu0,5Mg und AlSi8Cu3 angewendet und deckt somit ein breites Spektrum an industriell genutzten Legierungen ab.

Nach dem Kalteinbetten der Probekörper, mit einer Größe von 1x2 cm, folgt das Schleifen und Polieren gemäß Kapitel 3.4.3. Nun werden die Schliife lichtmikroskopisch ausgewertet. Bei einer 1000-fachen Vergrößerung werden je Schliifprobe 5 repräsentative Messpunkte manuell ausgewählt und abfotografiert. Diese Schliifbilder werden in eine bildoptische Messsoftware (ImageJ, Wayne Rasband) eingelesen, um die Siliziumphasen des Eutektikums über ein Schwellwertverfahren zu segmentieren. Vorangegangene Variationen der Helligkeits- und Kontrasteinstellungen sowie die Verwendung von Farbfilter kann die gezielte Selektion von Siliziumphasen verbessern. Nun können die Rohdaten der Auswertemethodik zugeführt und ein Veredelungsgrad bestimmt werden.

4.2 Versuchsreihe Schmelzlabor Linz

In den folgenden drei Unterkapiteln sind die Ergebnisse der Versuchsreihe Schmelzlabor Linz dargestellt.

4.2.1 Aktivierungszeit und Abklingverhalten verschiedener Kornfeinungsmittel

Es folgen nun die Auswertungen der Unterkühlungen aus der thermischen Analyse, die lichtmikroskopisch bestimmten Korngrößen und Veredelungsgrade der TA-Proben sowie die chemischen Zusammensetzungen der Spektralanalyseproben.

4.2.1.1 Auswertung der Kornfeinung

In Diagramm 4-3 sind die Unterkühlungen der Kornfeinungsmittel AlTi5B1, AlTi3B1 und Tibloy über die Messpunkte aufgetragen. Der erste Messpunkt ist die Grundlegierung, deren durchschnittliche Unterkühlung von lediglich 1 °C bereits auf eine gute Kornfeinung hinweist. Dieser niedrige Wert ist auf den hohen Titangehalt von 0,177 % in der Grundlegierung zurückzuführen (siehe Tabelle 3-1). Bei allen drei Messdurchläufen zeigt sich, dass bereits 15 Sekunden nach Zugabe der Kornfeinungsmittel die volle Kornfeinungswirkung vorhanden ist, es ist keine Unterkühlung messbar. Die Abkühlkurven mit den drei Kornfeinungsmitteln sind im Anhang Diagramm A-1, Diagramm A-2 und Diagramm A-3 dargestellt. Somit ergibt sich keine Unterscheidung der Kornfeinungsmittel bezüglich der Aktivierungszeit.

Größere Unterscheidungen zeigen sich bei den weiteren Messpunkten. Ti5B1, in Diagramm 4-3 als blaue Linie gekennzeichnet, hält seine kornfeinende Wirkung bis 4 Stunden nach der Kornfeinungszugabe mit einer maximalen Unterkühlung von nur 0,23 °C. Nach 4 Stunden steigt die Unterkühlung auf 0,65 °C und nähert sich bei 21 Stunden wieder der Unterkühlung der Grundlegierung an. Die kurze Aktivierungszeit sowie die effektive Wirkung des AlTi5B1 über eine lange Zeitdauer ist auch aus der Literatur bekannt ^[24].

Ti3B1, als rote Linie eingezeichnet, beginnt schon nach 2 Minuten kontinuierlich die Kornfeinungswirkung zu verlieren. Im Zeitfenster zwischen 5 Minuten und 1 Stunde schwankt die Unterkühlung noch zwischen 0,28 °C und 0,49 °C, nach 1 Stunde fällt jedoch die Aktivität des Kornfeinungsmittels stark ab und erreicht bei 21 Stunden sogar einen Wert von 2,38 °C. Dass dieser Wert um vieles höher liegt als jener der Grundlegierung, der nach dem Abklingen des Kornfeinungsmittels zu erwarten wäre, könnte mit der langen Haltedauer der Schmelze in Zusammenhang gebracht werden. Bei dem Versuchsdurchlauf mit AlTi3B1 hat das Schlichtematerial des Stahlriegels der hohen Schmelztemperatur von 750 °C und der langen Haltedauer von über 21 Stunden nicht standgehalten. Durch Risse im Schlichtematerial hat sich Eisen in der Schmelze angereichert, wodurch der freie Titangehalt

der Schmelze abgesunken ist und sich dadurch die kornfeinende Wirkung des Titans verringert hat.

Auch das Tibloy zeigt eine sofortige Wirkung in der Schmelze, die jedoch nach wenigen Sekunden schon wieder nachlässt. Erst nach 30 Minuten setzt mit einer Unterkühlung von 0 °C die Kornfeinungswirkung dauerhafter ein. Aber auch bereits nach 2 Stunden lässt die Wirkung der Kornfeinung nach und erreicht nach 21 Stunden den Ausgangswert der Grundlegung.

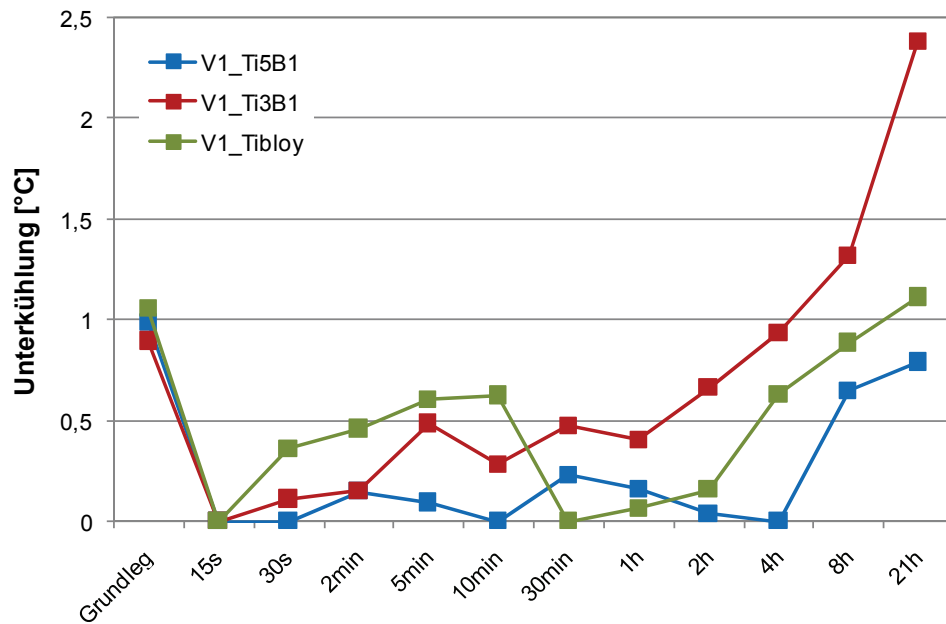


Diagramm 4-3: Aktivierungszeit und Abklingverhalten verschiedener Kornfeinungsmittel über der Kontaktzeit.

In Diagramm 4-4 ist der Eisengehalt der Spektralanalyseproben eingetragen. Hier lässt sich der starke Anstieg der roten Linie zwischen 8 und 21 gut erkennen. Auch bei den Messdurchläufen mit Ti5B1 und Tibloy zeigt sich ein Anstieg des freien Eisengehaltes nach 4 Stunden Haltezeit, jedoch ist dieser nichts so stark wie bei Ti3B1.

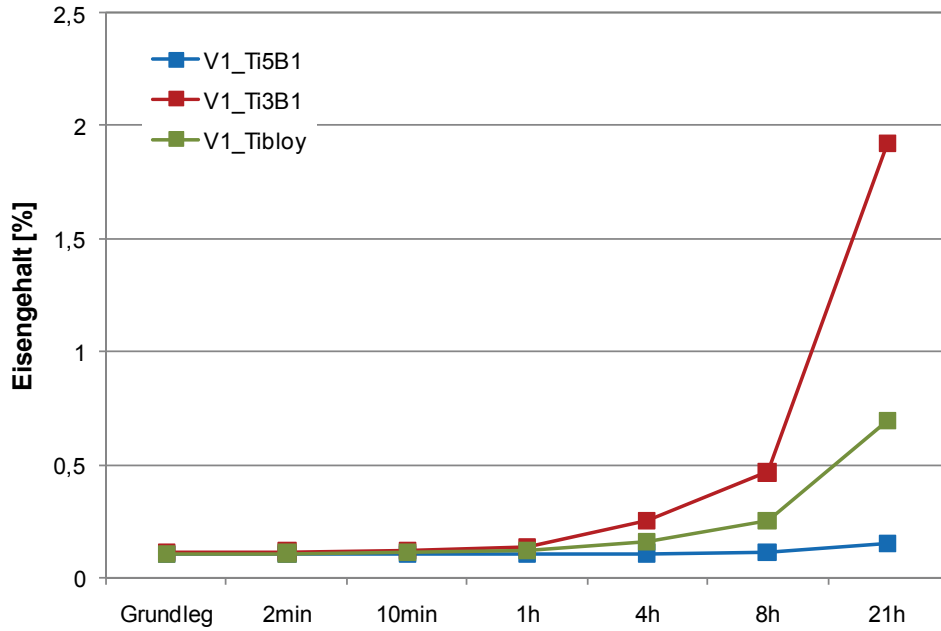


Diagramm 4-4: Eisengehalt in Abhängigkeit der Kontaktzeit.

Um die Rolle des Titans in der Schmelze zu zeigen ist in Diagramm 4-5 der Verlauf des freien Titangehaltes der Schmelzen abgebildet. Die Grundlegung startet mit einem Gehalt von 0,177 % Ti und steigt nach der Zugabe der Kornfeinungsmittel leicht an. Bei Messpunkt 10min sinkt bei allen drei Durchläufen der Titangehalt unter den Gehalt der Grundlegung und steigt sodann wieder auf Werte um 0,18 % Ti an. Erst bei Messpunkt 8h teilt sich der Titangehalt der Schmelzen. Bei dem Durchlauf Ti5B1 gibt es keinen einen Abfall, bei Ti3B1 und Tibloy hingegen sinkt der Titangehalt auf 0,17 % und 1,64 % ab. Dieser Abfall könnte für die hohen Unterkühlungen in Diagramm 4-3 verantwortlich sein.

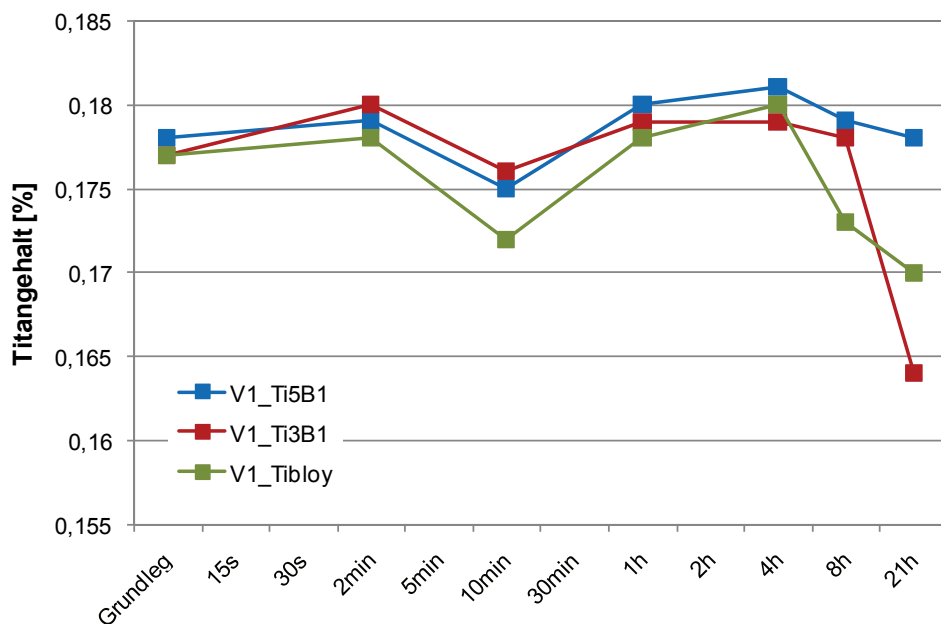


Diagramm 4-5: Titangehalt in Abhängigkeit der Kontaktzeit.

Um die Messergebnisse aus Diagramm 4-3 kontrollieren und bestätigen zu können werden von einigen TA-Proben auch metallographische Schriffe angefertigt und deren Korngrößen nach Kapitel 3.4.4.2 bestimmt. In Diagramm 4-6 sind die gemessenen äquivalenten Korndurchmesser von 20 Schliffproben markiert, 6 Proben der Ti5B1 korngefeinten, 6 Proben der Ti3B1 korngefeinten und 8 Schliffproben der mit Tibloy korngefeinten Schmelze. Die Grundlegierung weist eine Korngröße zwischen 750 und 760 μm auf. Bereits 15 Sekunden nach der Kornfeinungszugabe kann die Korngröße auf einen Wert zwischen 450 und 510 μm gesenkt werden und gleicht sich nach 4 bis 8 Stunden wieder jener der Grundlegierung an.

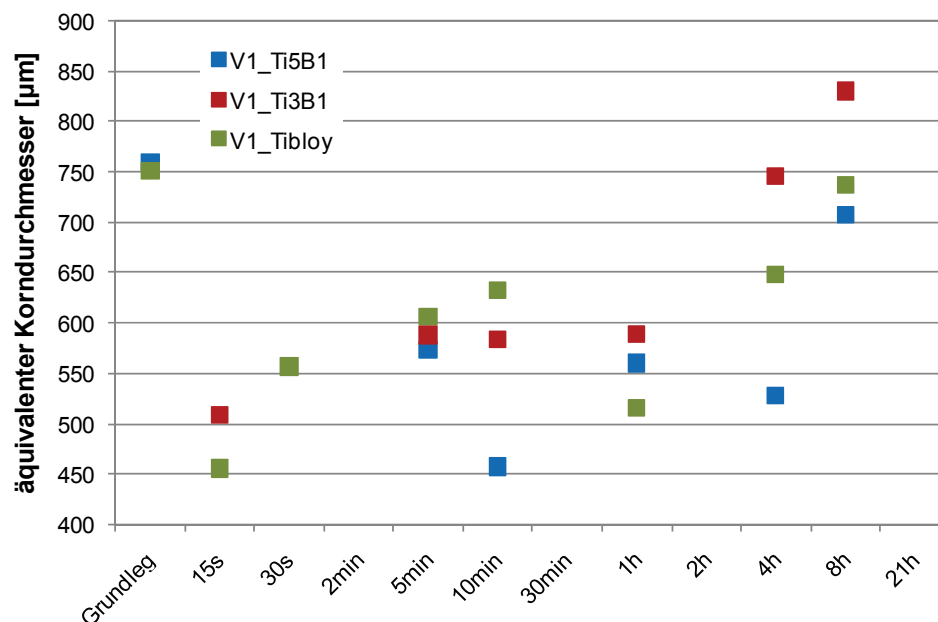


Diagramm 4-6: Äquivalenter Korndurchmesser für verschiedene Kornfeinungsmittel über der Kontaktzeit.

Es lassen sich somit über den Wert der Unterkühlung und auch der Korngröße Aussagen über die Kornfeinungswirkung treffen. Diagramm 4-7 stellt einen Zusammenhang zwischen der Unterkühlung und des äquivalenten Korndurchmessers her. Es zeigt sich eine gute lineare Korrelation mit einem Bestimmtheitsmaß von 0,925, die auch ansatzweise aus einigen Literaturstellen bekannt ist ^{[13] [32] [44]}. Dieser Zusammenhang kann aber von vielen Faktoren wie zum Beispiel der Legierungszusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst werden. Bei einer konstanten Abkühlgeschwindigkeit jedoch, wie sie bei TA-Proben gegeben ist, und einem AlSi7CuMg Legierungssystem kann über den Grad der Unterkühlung auf den äquivalenten Korndurchmesser der TA-Proben geschlossen werden. Diese Tatsache ermöglicht eine schnelle Abschätzung der Korngröße einer TA-Probe, da der metallographische Weg der Korngrößenbestimmung mit viel Material- und Zeitaufwand verbunden ist.

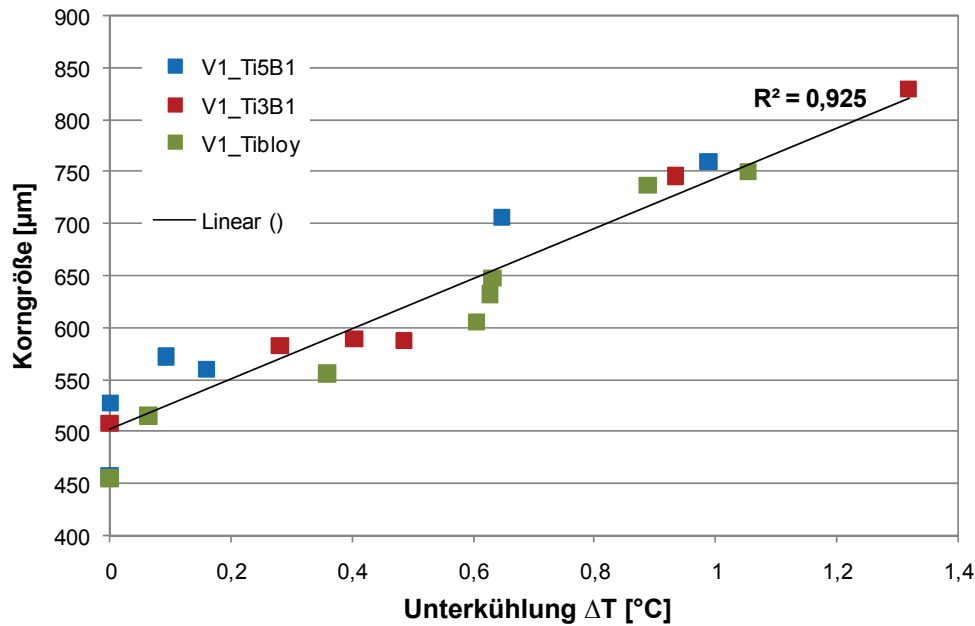


Diagramm 4-7: Zusammenhang zwischen Korngröße und Unterkühlung.

4.2.1.2 Auswertung des Veredelungsgrades

Es wird nicht nur die Aktivierungszeit und das Abklingverhalten der Kornfeinungsmittel untersucht, sondern auch deren Einfluss auf den Veredelungsgrad der TA-Proben (siehe Kapitel 3.4.4.3). In Diagramm 4-8 ist der Veredelungsgrad der Proben dargestellt, jener der Grundlegung liegt zwischen 2,5 und 3,0 und steigt nach der Zugabe von Kornfeinungsmittel an. Die höchsten Veredelungsgrade erreicht jene Schmelze mit Ti3B1 korngefeint. 5 Minuten nach Zugabe der Kornfeinungsmittel fallen jedoch die Veredelungsgrade bis zum Ende der Messdurchläufe auf Werte unter 2,0 ab. Da Strontium als Veredelungsmittel zur Anwendung kommt sind in Diagramm 4-9 die Strontiumgehalte der Spektralanalyseproben eingetragen. In diesem Diagramm kann man das Abklingen des Veredelungsmittels Strontium gut sehen, wodurch auch die Veredelungswirkung abnimmt. In welchem Maße die Zugabe der Kornfeinungsmittel den Grad der Veredelung direkt beeinflusst lässt sich jedoch anhand der genannten Diagramme nur bedingt bestimmen.

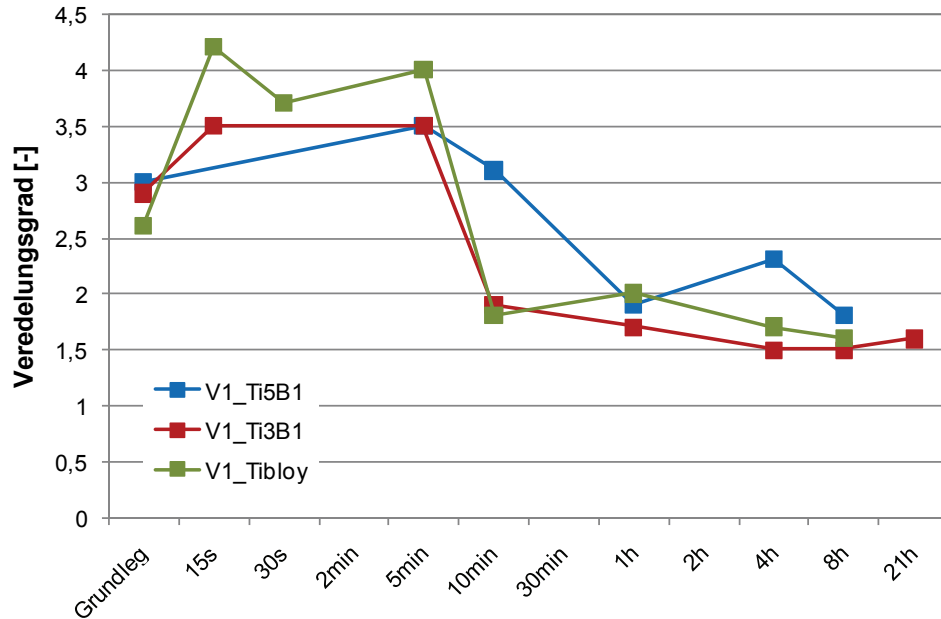


Diagramm 4-8: Veredelungsgrad über der Kontaktzeit.

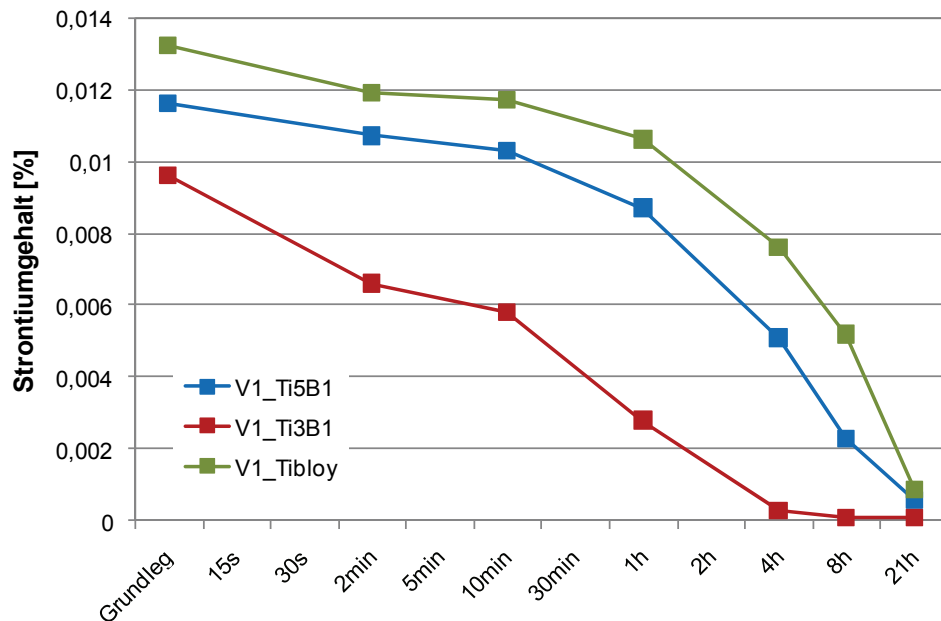


Diagramm 4-9: Strontiumgehalt über der Kontaktzeit.

4.2.2 Aktivität verschiedener Kornfeinungsmittel nach dem Wiederaufschmelzen

In Diagramm 4-10 sind die Ergebnisse der Wiederaufschmelzversuche der TA-Proben dargestellt. Es werden Proben der Messpunkte nach 2 Minuten, 30 Minuten, 2 Stunden und 21 Stunden erneut thermoanalytisch vermessen. Die Verläufe der blauen, roten und grünen

Kurve sind bereits aus dem Diagramm 4-3 bekannt. Neu hinzugekommen sind die Werte der Unterkühlung nach dem Wiederaufschmelzen. Mit einem + gekennzeichnet sind jene Werte, nach dem ersten Aufschmelzen ($R_{eM_{\text{eltung}} 1}$) gemessen und mit einem x jene Werte nach dem zweiten Aufschmelzen ($R_{eM_{\text{eltung}} 2}$).

Wie schon in Kapitel 4.2.1.1 erwähnt, liegt die durchschnittliche Unterkühlung der Grundlegierung bei 1,00 °C und sinkt nach der Kornfeinungszugabe auf niedrigere Werte ab. Werden nun diese korngefeinten TA-Proben erneut aufgeschmolzen, so zeigt sich bei allen Proben eine Unterkühlung nahe der Grundlegierung und nach langen Warmhaltezeiten sogar weit darüber.

Beim Messpunkt nach 2 Minuten zeigt sich bei den Proben Ti3B1 und Tibloy nach dem ersten Aufschmelzen eine Unterkühlung von 1,00 °C. Durch das zweite Aufschmelzen verändert sich der Wert bei Ti3B1 nicht, bei Tibloy steigt die Unterkühlung auf 1,35 °C. Bei dem Messpunkt nach 30 Minuten werden die Proben nur einmal aufgeschmolzen, wobei sich die gemessene Unterkühlung zwischen 0,86 °C und 1,18 °C bewegt.

Besonders die Proben nach einer Haltezeit von 2 Stunden machen deutlich, dass sich durch das erneute Aufschmelzen die Aktivität der zugegebenen Kornfeinungsmittel stark reduziert oder sogar egalisiert hat. Und auch durch das zweite Wiederaufschmelzen wird der Grad der Unterkühlung nicht mehr maßgebend verändert und auch in keine vorhersagbare Richtung verschoben. Somit kann rückgeschlossen werden, dass die Wirkung aller drei Kornfeinungsmittel bereits nach dem ersten Wiederaufschmelzen nicht mehr zweckerfüllend existent ist. Dieser Effekt sollte bei der Bestellung von vorkorngefeinten Gussmasseln berücksichtigt werden.

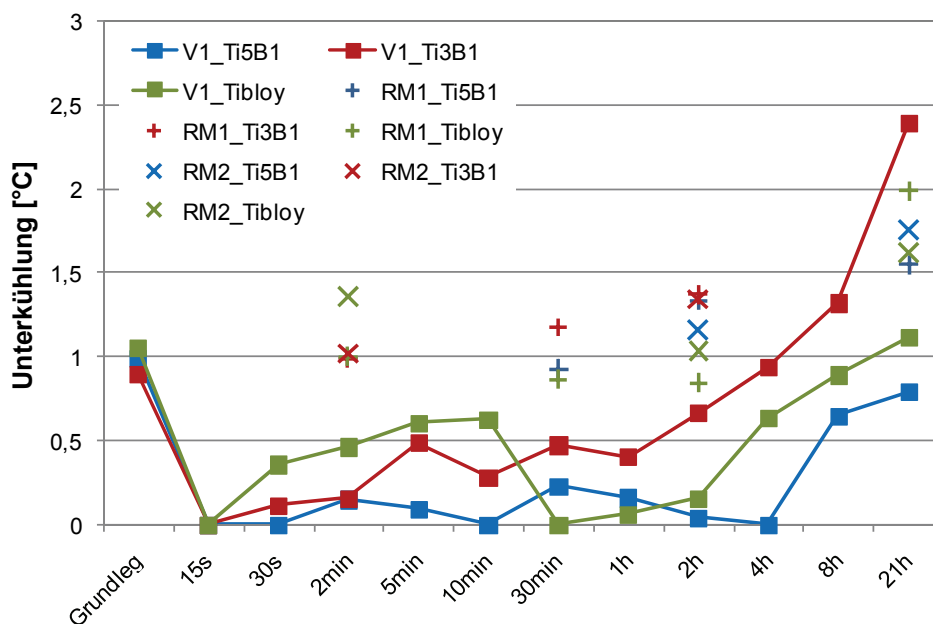


Diagramm 4-10: Kornfeinungswirkung nach dem Wiederaufschmelzen.

4.2.3 Kornfeinungs- und Veredelungswirkung bei Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial

Es wurden vier verschiedene Verhältnisse von Primär- zu Kreislaufmaterial eingeschmolzen und vermessen. Die folgenden Auswertungen beschränken sich zunächst auf die Grenzwertmessungen 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial. Sollten sich bei der Gegenüberstellung Unterschiede ergeben, so werden auch die Abkühlkurven der weiteren Zusammensetzungen herangezogen, deren Ableitungen über die Temperatur im Diagramm 4-14 zu finden sind.

Das Diagramm 4-11 zeigt nun die beiden Kurven von 100 % Primärmaterial (blau) und 100 % Kreislaufmaterial (rot) sowie die ersten Ableitungen, die im Diagramm 4-12 nochmals über die Temperatur aufgetragen sind.

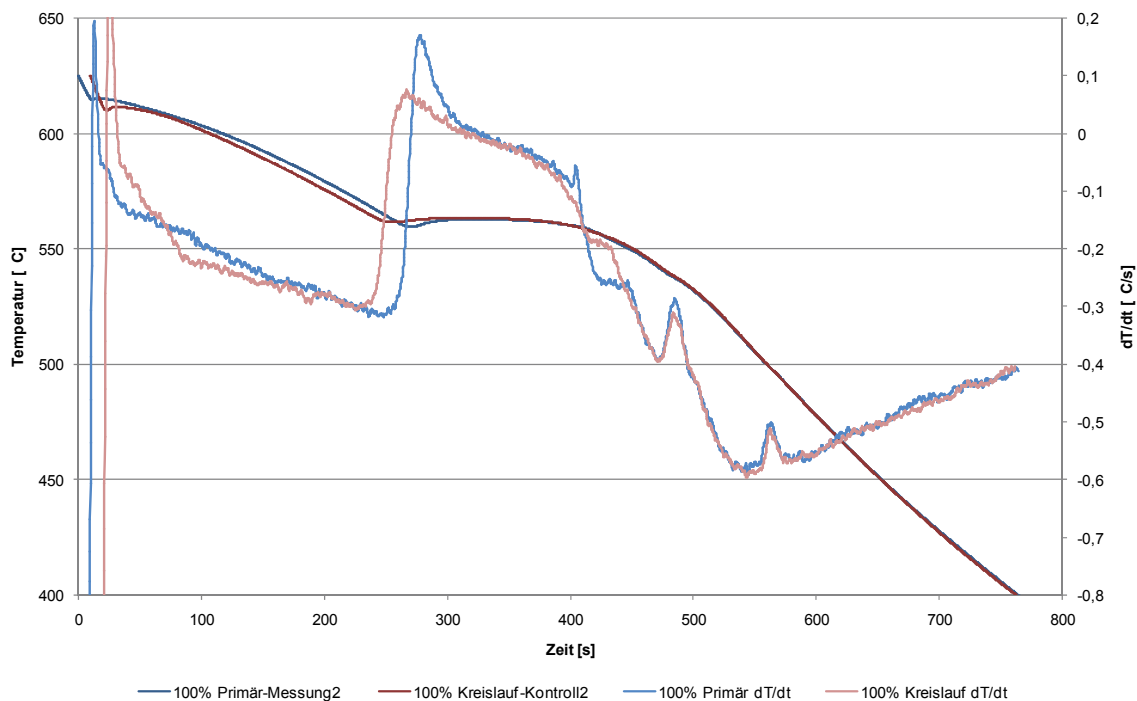


Diagramm 4-11: Abkühlkurven von 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial.

Anhand dieser beiden Diagramme lassen sich gewisse Diskrepanzen zwischen den Abkühlkurven erkennen. Die größte Unterscheidung betrifft die Unterkühlung der eutektischen Temperatur, die Unterkühlung der Liquidustemperatur sowie die Keimbildungstemperatur des α -Aluminiums.

Die Bildung der Mg_2Si -Phase sowie der Al_2Cu -Phase ist bei beiden Kurven vollkommen ident, es gibt keine Verschiebungen zu anderen Temperaturen. Nur die Eisenphase des Kreislaufmaterials scheidet sich bei einer etwas höheren Temperatur aus als jene des Primärmaterials. Dies kann durch den um 0,047 % höheren Eisengehalt des

Kreislaufmaterials bedingt sein, der die Ausscheidungstemperatur beeinflusst (siehe Tabelle 4-2).

Eine deutliche Unterscheidung stellt die Unterkühlung bei der eutektischen Temperatur dar, die beim Primärmaterial größer ist als beim Kreislaufmaterial. Möglicherweise wirken geringste Mengen an Verunreinigungen im Kreislaufmaterial als Keimstellen, wodurch sich die Unterkühlung verringert. Die Plateautemperatur ist hingegen wieder ident.

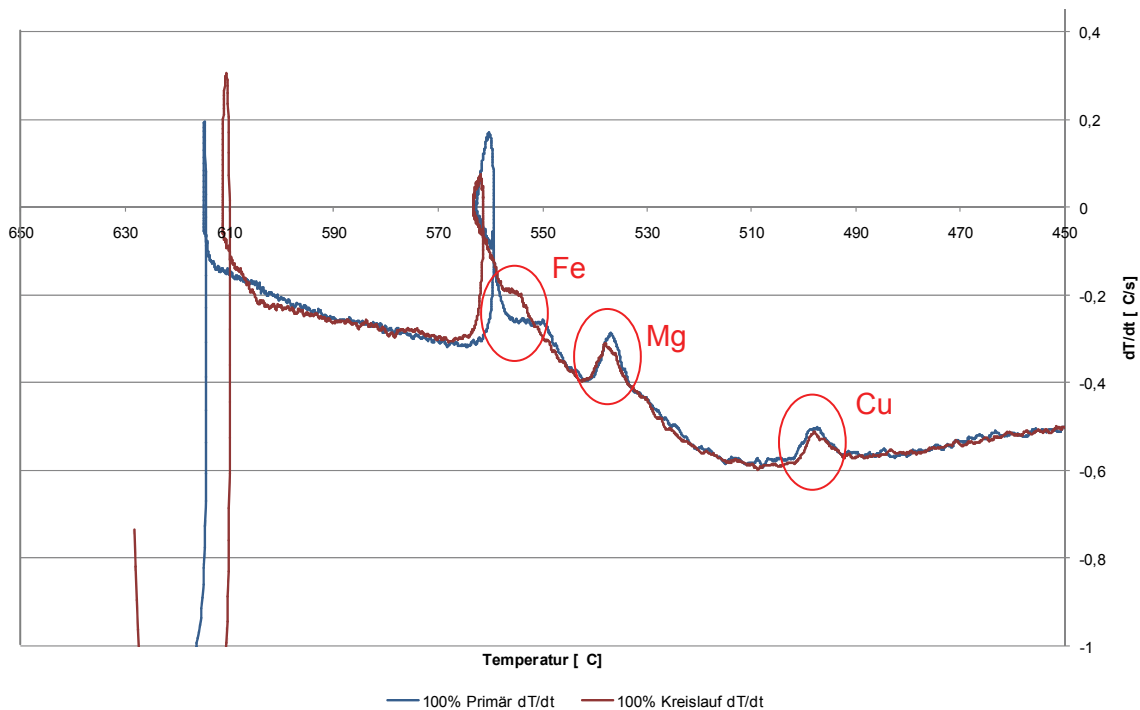


Diagramm 4-12: Erste Ableitung der Abkühlkurven 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial.

Weitere Unterscheidungen sind die Keimbildungstemperatur des α -Aluminiums sowie die Unterkühlung. In Diagramm 4-13 ist jener Bereich der Liquidustemperatur vergrößert dargestellt.

Die Keimbildungstemperaturen unterscheiden sich um $4,15\text{ }^{\circ}\text{C}$. Ein Grund hierfür ist der differenzierte Siliziumgehalt beider Legierungen um $0,27\text{ }\%$ (siehe Tabelle 4-2). Dies bedeutet eine Verschiebung der Keimbildungstemperatur um etwa $2\text{ }^{\circ}\text{C}$. Ein weiterer Grund kann auch die fehlende Kornfeinung des Kreislaufmaterials sein, durch den sich die Keimbildungstemperatur weiter absenken muss.

Die Unterkühlungen der beiden Materialien differieren um $0,95\text{ }^{\circ}\text{C}$. Da das Primärmaterial mit AlTi3B1 vorkorngefeint ist, ist eine Unterkühlung von $0,57\text{ }^{\circ}\text{C}$ messbar. Beim Kreislaufmaterial stellt sich ein Wert von $1,52\text{ }^{\circ}\text{C}$ ein, somit differieren diese um $0,95\text{ }^{\circ}\text{C}$. Der Grund für die schlechte Kornfeinungswirkung liegt im erneuten Aufschmelzen der Legierung. Dieser Effekt nach dem Wiederaufschmelzen wurde bereits in Kapitel 4.2.2 gezeigt.

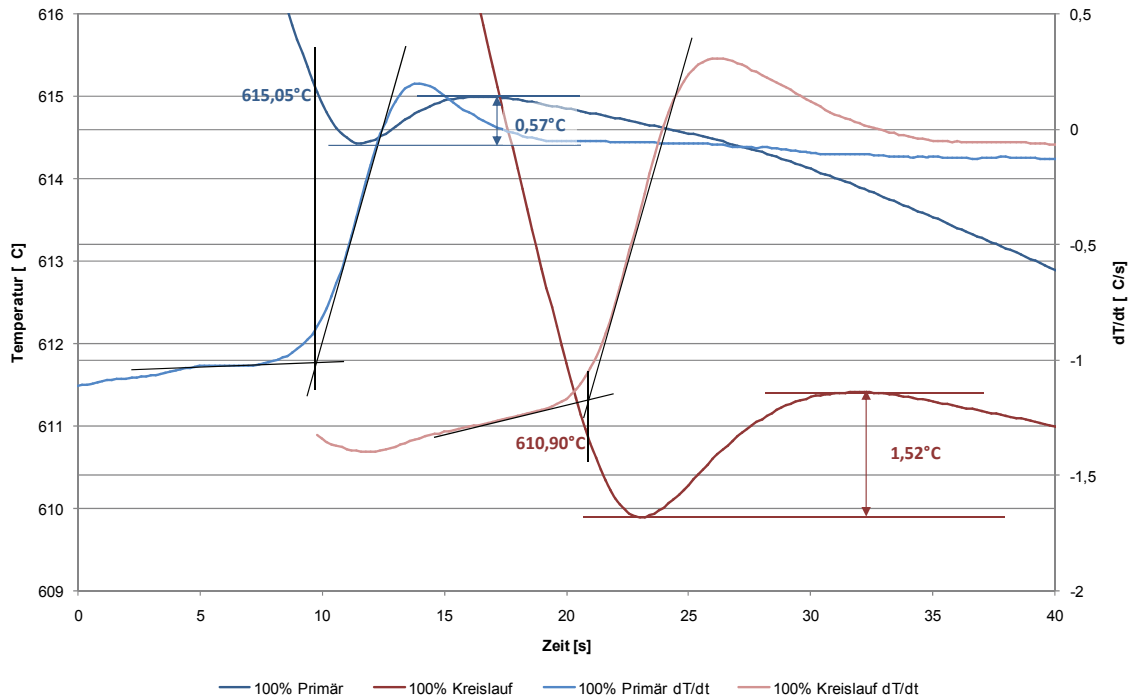


Diagramm 4-13: Unterkühlung 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial.

Tabelle 4-2: Chemische Zusammensetzung 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial.

100% Primär

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr
< x [%] > (3)	6,63	0,090	0,542	0,066	0,393	0,0009
	Ni	Zn	Ti	B	Pb	Sr
< x [%] > (3)	0,0044	0,0023	0,114	0,0004	0,0004	0,0205

100% Kreislauf

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr
< x [%] > (3)	6,90	0,137	0,484	0,082	0,384	0,0019
	Ni	Zn	Ti	B	Pb	Sr
< x [%] > (3)	0,0069	0,0136	0,114	0,0001	0,0015	0,0181

Je geringer das Verhältnis zwischen Primär- und Kreislaufmaterial liegt, desto undeutlicher werden die oben genannten Differenzen in Diagramm 4-14. Da im Produktionsumfeld der Anteil des Kreislaufmaterials bei etwa 30 % liegt, hat dies keine Auswirkungen auf die Kornfeinung und Veredelung.

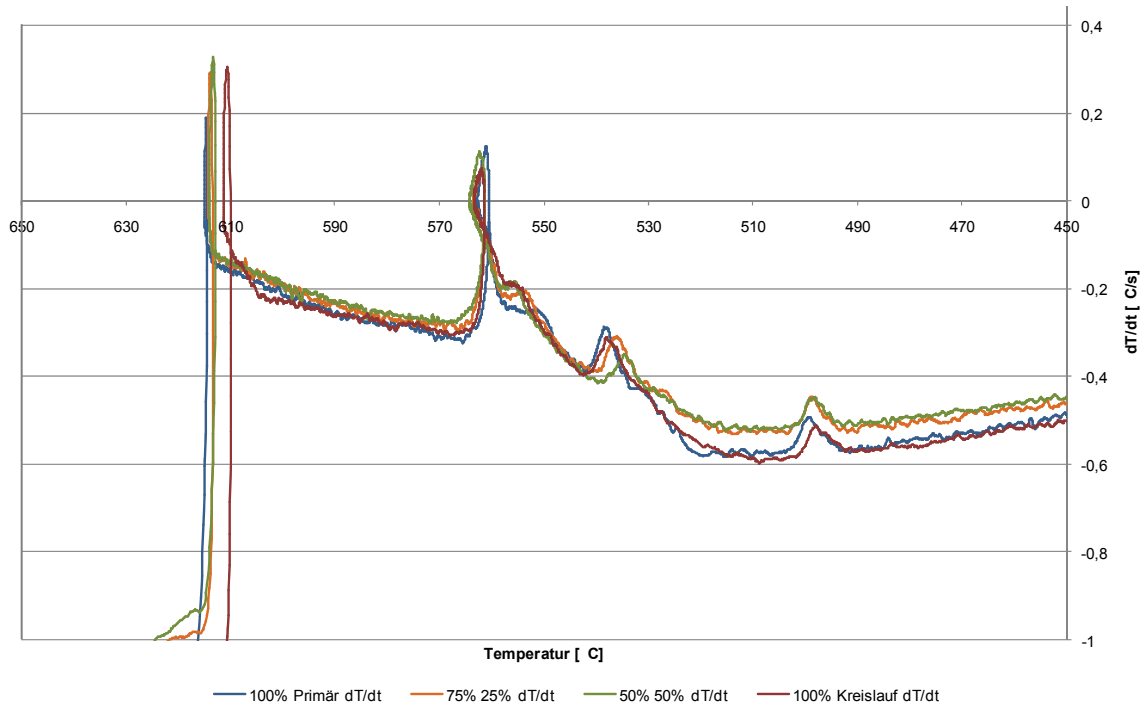


Diagramm 4-14: Versuch 3_Erste Ableitung der Abkühlkurven 100 % Primär, 75 % 25 %, 50 % 50 %, 100 % Kreislauf

4.3 Versuchsreihe Produktion

In den folgenden Kapiteln werden sämtliche Diagramme aus den Projekten 1 bis 4 der Versuchsreihe Produktion dargestellt. Die Ergebnisse der Bauteilproben und der Thermischen Analysen werden für jedes Projekt getrennt zusammengestellt.

4.3.1 Zugabe von AlTi3B1 im Wamhalteofen

Es folgen die Auswertungen der Bauteilproben und der thermischen Analysen.

4.3.1.1 Auswertung der Bauteilproben

Die DAS-Werte der Bauteilproben sind in Diagramm 4-15 abgebildet. Da im Brennraumbereich die höchste Abkühlrate gegeben ist, waren auch kleine DAS Werte von unter 20 μm für beide Legierungen zu erwarten. Da sich die Abkühlrate in Richtung Speiserbereich verringert, nehmen auch die DAS-Werte ab. In der Bauteilmitte liegen die DAS Werte bei über 50 μm , an der Nockenwellenseite zwischen 62 und 71 μm und im Speiserbereich ebenfalls bei etwa 70 μm für beide Legierungen. Die beiden Kurven decken sich, bis auf geringen Unterschiede an der Nockenwellenseite, sehr gut.

In Diagramm 4-16 zeigt sich der Verlauf der mittleren Korngröße durch die Bauteile beider Legierungen. Die mittleren Korngrößen der Legierung 2 zeigen, beginnend vom Brennraum bis in den Speiserbereich, durchgehend niedrigere Werte als jene der Legierung 1. Diese reichen bei Legierung 2 von 295 μm (BRR), 534 μm (BM), 617 μm (NWS) bis 967 μm (SP). Jene der Legierung 1 liegen sichtbar höher, von 597 μm (BRR), 1045 μm (BM), 1548 μm (NWS) bis 1546 μm (SP). Die beiden Legierungen unterscheiden sich durch eine zusätzliche Kornfeinungszugabe von 1000 g AlTi3B1 pro 1000 kg Schmelze bei der Legierung 2.

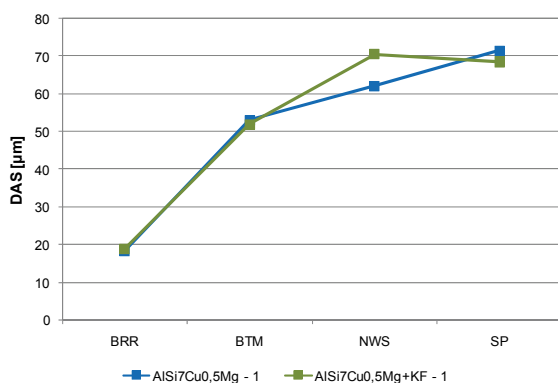


Diagramm 4-15: BT_DAS Werte
AISi7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

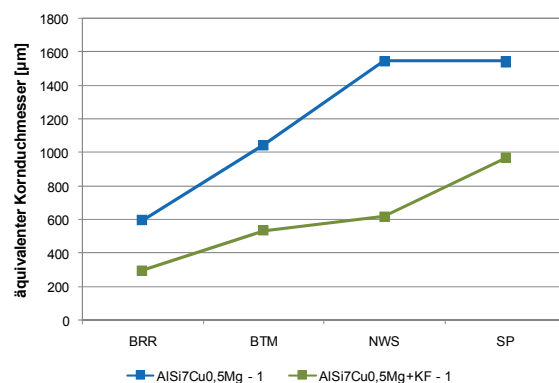


Diagramm 4-16: BT_Mittlere Korngröße
AISi7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

Das Diagramm 4-17 zeigt die mittleren Porendurchmesser je Schlifffposition. Auffällig ist der hohe Wert der Legierung 2 im Brennraumbereich von 16,5 μm . Die mittleren Porendurchmesser der weiteren Bereiche decken sich sehr gut und steigen für die Legierung 1 konstant von 7,5 μm in der Bauteilmitte bis zu 20,5 μm im Speiserbereich.

Die Porosität ist in Diagramm 4-18 angegeben. Die Kurven zeigen einen ähnlichen Verlauf und erreichen im Speiserbereich einen Wert von über 1 %. In den Brennraumbereichen, in denen die höchsten thermomechanischen Beanspruchungen herrschen, liegen die Porositäten bei unter 0,12 %.

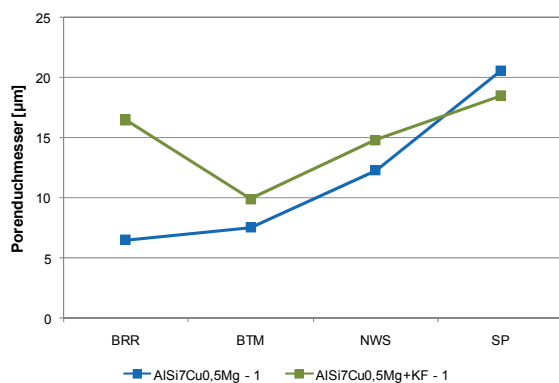


Diagramm 4-17: BT_Mittlerer Porendurchmesser
AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.

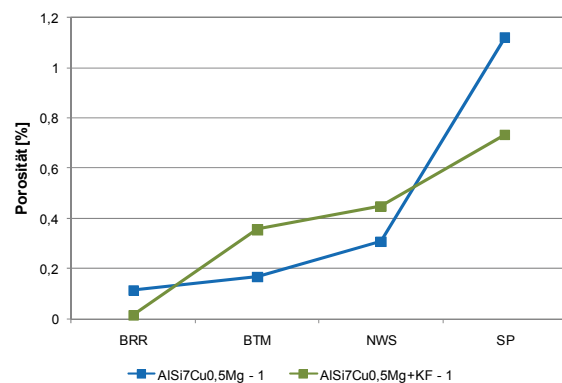


Diagramm 4-18: BT_Porosität
AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.

Die Porenanzahl je cm^2 (Diagramm 4-19) ist in den Brennraumbereichen bis 150 Poren/ cm^2 sehr niedrig und steigt in den Bereichen der Bauteilmitte und der Nockenwellenseite steil an. In den Speiserbereichen nimmt die Anzahl der Poren wieder einen Wert von unter 2500 Poren/ cm^2 an, da die mittlere Größe der gefundenen Poren in den Speisern wesentlich Größer sind als in den übrigen Bereichen (siehe Diagramm 4-17).

Die Veredelung des Aluminium-Silizium Eutektikums spielt in jedem Gussbauteil eine wichtige Rolle. Das Diagramm 4-20 zeigt diesen für die Bauteile der Legierung 1 und Legierung 2. Im Brennraumbereich und in der Bauteilmitte sind die Veredelungsgrade der beiden Legierungen noch sehr ähnlich, im Nockenwellen- und Speiserbereich fällt jedoch der Veredelungsgrad der Legierung 2 weit stärker ab als dies bei Legierung 1 der Fall ist.

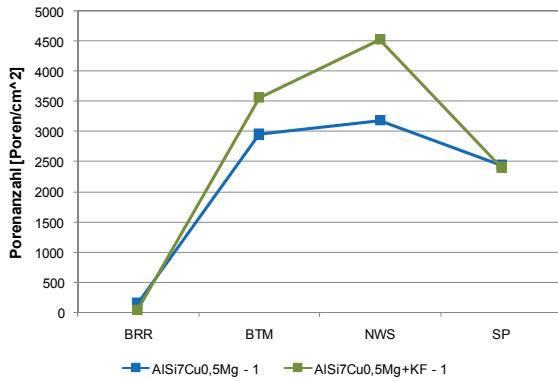


Diagramm 4-19: BT_Porenanzahl
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+KF.

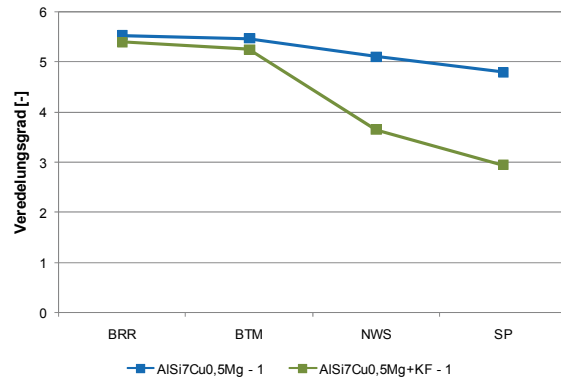


Diagramm 4-20: BT_Veredelungsgrad
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+KF.

Die beiden folgenden Diagramme Diagramm 4-21 und Diagramm 4-22 sollen zeigen, ob sich eine längere Abstehtzeit im Warmhalteofen durch eine längere Gießzeit einerseits auf die DAS-Werte als auch auf den Veredelungsgrad auswirkt. In Diagramm 4-21 sind die DAS-Werte, in Diagramm 4-22 die Veredelungsgrade, von Legierung 1 und Legierung 2 jeweils die Schliffproben des ersten Bauteils (Legierung 1 - 1 und Legierung 2 - 1) und des letzten Bauteils (Legierung 1 - 2 und Legierung 2 - 2) eines Gießzyklus, aufgetragen. Die DAS-Werte zeigen nur wenig Abweichung, da die Abkühlraten in einem Bauteil über den gesamten Zyklus einer Schmelzefüllung des Warmhalteofens möglichst konstant gehalten werden sollen. Auch beim Veredelungsgrad zeigt sich für die Proben aus dem Brennraum und der Bauteilmitte, bei denen eine gute Veredelung notwendig ist, kaum eine Abweichung. Für die langsamer erstarrenden Bereiche Nockenwellenseite und Speiser streut jedoch der Veredelungsgrad zwischen 3 und 5 stark.

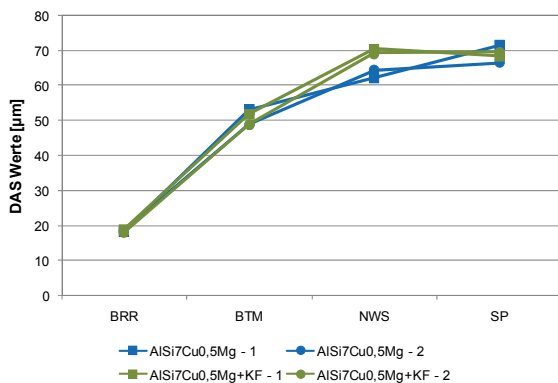


Diagramm 4-21: BT_DAS Werte
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+KF.

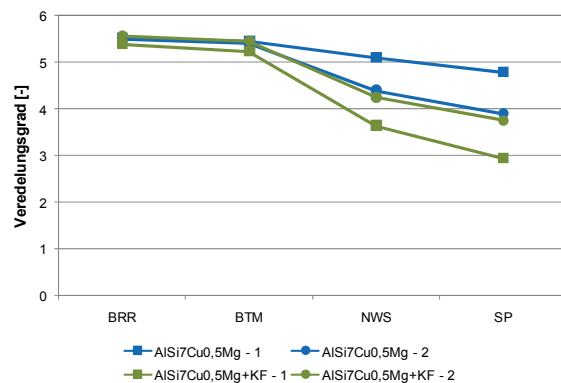


Diagramm 4-22: BT_Veredelungsgrad
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+KF.

Die zusätzliche Kornfeinungszugabe von 1000 g AlTi3B1 pro 1000 kg Schmelze im Warmhalteofen bei Legierung 2 senkt die Korngrößen aller vier Messpunkte eines Bauteiles deutlich ab. Jedoch liegen dadurch die Werte der Porositätsauswertungen tendenziell etwas

höher. Die Veredelung zeigt keine Veränderung durch die Kornfeinung. In den Bereichen Brennraum und Bauteilmitte sind die Veredelungsgrade ident, in den Bereichen Nockenwellenseite und Speiser gibt es eine starke Streuung, die jedoch nicht durch die zusätzliche Kornfeinung hervorgerufen wird.

4.3.1.2 Auswertung der thermischen Analysen

In diesem Kapitel folgen die Auswertungen der thermischen Analysen und der dazugehörigen Schliffe. Auf der x-Achse ist der jeweilige Messpunkt aus Abbildung 3-1 aufgetragen und auf der y-Achse der dazugehörige Messwert. Der Messpunkt 1 ist in diesem Projekt nicht berücksichtigt worden, da die Zugänglichkeit zu den Schmelzöfen nicht bei jedem Messdurchlauf möglich war. Diagramm 4-23 zeigt die Unterkühlungen für die Legierung 1 und Legierung 2. Zwischen Messpunkt 1 und Messpunkt 2 gibt es nur wenig Änderung bei der Unterkühlung sowohl bei Legierung 1 als auch bei Legierung 2 und auch die Differenzen der Unterkühlungen von diesen Legierungen liegen mit $0,26\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Messpunkt 2) und $0,27\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Messpunkt 3) sehr niedrig. Erst bei Messpunkt 4, nach der Zugabe des Kornfeinungsmittels AlTi3B1, fällt bei Legierung 2 die Unterkühlung auf $0,02\text{ }^{\circ}\text{C}$ ab um bei Messpunkt 5 und 6, durch das Abklinge des Kornfeinungsmittels, wieder langsam anzusteigen. Bei Legierung 1 hingegen steigt die Unterkühlung bereits nach dem Impellern an und erreicht bei Messpunkt 5 mit $1,40\text{ }^{\circ}\text{C}$ seinen höchsten Wert, der bei Messpunkt 6 wieder auf $0,82\text{ }^{\circ}\text{C}$ abfällt. Dieser Abfall kann dadurch begründet sein, dass bei Messpunkt 6 die Probe aus dem Sumpf des Warmhalteofens gezogen wird, in dem sich die abgesetzten Kornfeinungspartikel angehäuft haben und somit wieder als Keimstellen zur Verfügung stehen.

Die Plateautemperaturen (Diagramm 4-24) liegen bei beiden Legierung zu Beginn der Messreihe nahezu gleich. Bereits bei Messpunkt 3 lässt sich ein fallender Trend bei Legierung 1 erkennen, der bis Messpunkt 6 anhält. Bei Legierung 2 steigt die Temperatur an, besonders auffällig ist der Anstieg bei Messpunkt 4 nach der Kornfeinungszugabe.

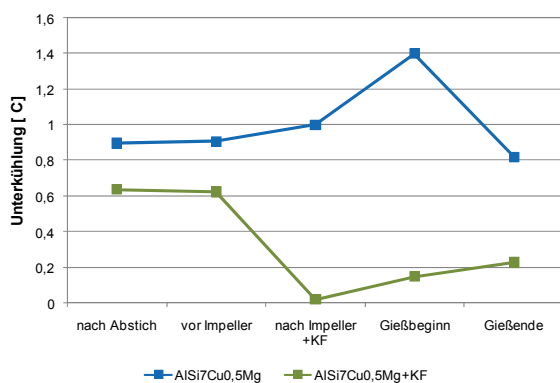


Diagramm 4-23: TA_Unterkühlung
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

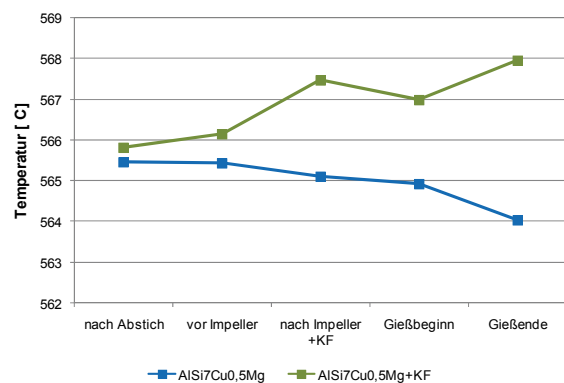


Diagramm 4-24: TA_Plateautemperatur
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

Die DAS-Werte (Diagramm 4-25) variieren zwischen Legierung 1 und Legierung 2 kaum. Die Sprünge der DAS-Werte je Messpunkt lassen sich auf die typische Schmelztemperatur je Messpunkt zurückführen, da bei einer hohen Schmelztemperatur der Erstarrungsvorgang der TA-Probe länger dauert und sich dadurch auch ein größerer DAS-Wert einstellt.

In Diagramm 4-26 ist der Veredelungsgrad dargestellt, der sich über die Messreihe nur wenig verändert und bei beiden Legierungen zwischen 3,0 und 4,1 liegt.

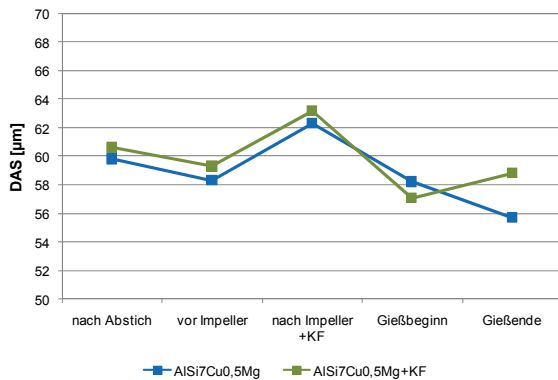


Diagramm 4-25: TA_DAS Werte
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

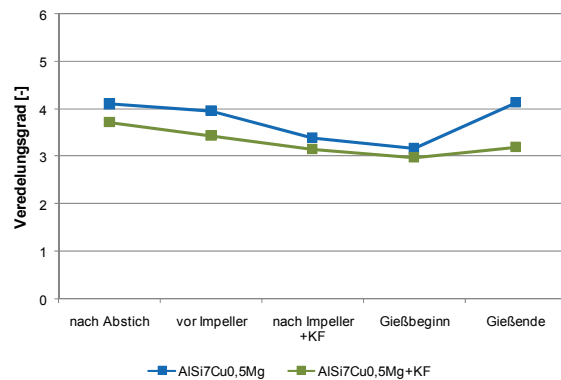


Diagramm 4-26: TA_Veredelungsgrad
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

Die beiden letzten Diagramme zeigt die Porosität der einzelnen Schlicke, Diagramm 4-27 den mittleren Porendurchmesser und Diagramm 4-28 die mittlere Porenfläche. Der mittlere Porendurchmesser liegt bei Messpunkt 2, direkt nach dem Abstich, von beiden Legierungen bei etwa 70 µm und fällt nach der Impellerbehandlung auf Werte unter 20 µm. Diesem Trend folgt auch die mittlere Porenfläche, die nach dem Abstich mit 15743 µm² bei Legierung 2 und 22685 µm² bei Legierung 1 sehr hohe Werte annimmt und bereits nach dem Impellern bei beiden Legierungen auf Werte unter 400 µm² abfällt.

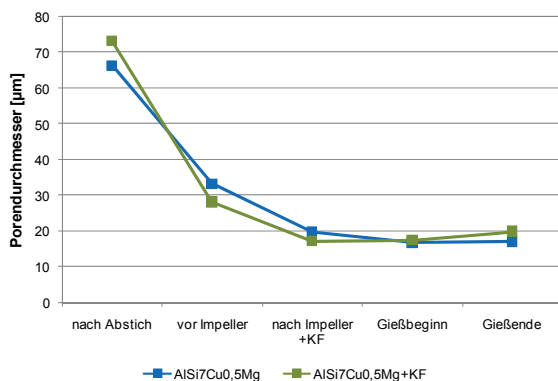


Diagramm 4-27: TA_Mittlerer Porendurchmesser
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

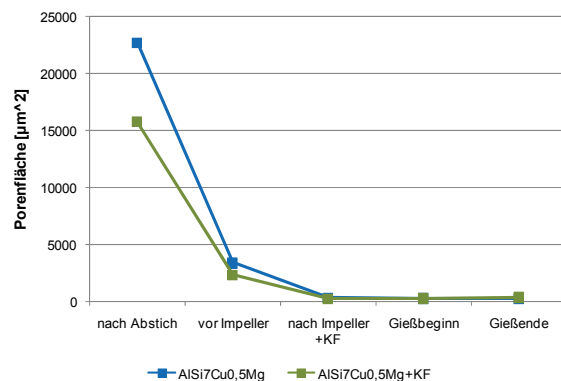


Diagramm 4-28: TA_Mittlere Porenfläche
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+KF.

Wie in Kapitel 3.1 erläutert, sind die Ausgangslegierungen bereits vorkorngefeint. Bei dieser Vorkornfeinung handelt es sich um eine Zugabe von 600 g AlTi3B1 pro 1000 kg Schmelze,

die direkt beim Legierungshersteller vor dem Abgießen der Rohmasseln zulegiert werden. Die Unterkühlungen liegen jedoch trotz Vorkornfeinung bei hohen Werten zwischen 0,64 °C und 0,89 °C. Wie sich auch im Versuch 2 der Versuchsreihe Schmelzelabor Linz (siehe Kapitel 4.2.2) gezeigt hat, wirkt sich das erneute Aufschmelzen negativ auf die Kornfeinungswirkung aus. Wird keine zusätzliche Kornfeinung zugegeben steigt die Unterkühlung entlang der Produktionskette über die Zeit leicht an. Diese Abnahme der Kornfeinungswirkung wird als Abklingverhalten bezeichnet, das in Kapitel 2.2.3 genauer beschrieben ist. Der höchste Wert wird bei Messpunkt 5 gemessen. Wird jedoch im Warmhalteofen zusätzlich mit 1000 g AlTi3B1 pro 1000 kg Schmelze korngefeint, so fällt die Unterkühlung auf einen Wert von 0,02 °C ab und es zeigt sich, welche optimale Wirkung durch eine ausreichende Kornfeinung erreicht werden kann. Die Wirkung nimmt bis zum Ende des Gießzyklus durch das Abklingen nur leicht ab, eine ausreichend gute Kornfeinungswirkung verbleibt demnach bis zum Ende des Gießzyklus.

Die Auswertung der Porositäten wie auch der Veredelungsgrad zeigen keine Veränderungen durch die zusätzliche Kornfeinung.

4.3.2 Zugabe von AlSr10 im Warmhalteofen

Es folgen die Auswertungen mit derselben Unterteilung in Bauteilproben und Thermoanalyseproben, die den Einfluss von Strontium unter Produktionsbedingungen zeigen.

4.3.2.1 Auswertung der Bauteilproben

In Diagramm 4-29 sind die DAS-Werte der Bauteilproben von Legierung 1 und Legierung 3 abgebildet. Bei Legierung 1 liegt der DAS-Wert im Brennraumbereich bei 20,4 µm, bei Legierung 3 bei einem gering höheren Wert von 25,8 µm. In Richtung Speiserbereich nehmen auch hier, beeinflusst durch die unterschiedlichen Abkühlraten im Bauteil, die DAS-Werte beider Legierungen ab. Die Werte liegen in der Bauteilmitte zwischen 44,1 µm und 52,9 µm, im Nockenwellenbereich zwischen 64,1 µm und 70,1 µm und im Speiserbereich zwischen 68,4 µm und 77,9 µm.

Im Gegensatz zu den DAS-Werten weichen die mittleren Korngrößen der Legierungen deutlicher voneinander ab. Diagramm 4-30 zeigt im Brennraumbereich für beide Legierungen eine Korngröße von etwa 500 µm, in den weiteren Bauteilbereichen liegt die mittlere Korngröße der Legierung 3 jeweils über jener der Legierung 1. Dies kann einerseits auf die veränderte Legierungszusammensetzung als auch auf variierende Abkühlbedingungen während des Gießvorganges zurückgeführt werden.

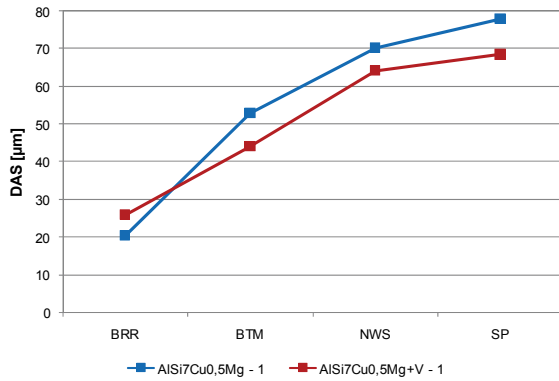


Diagramm 4-29: BT_DAS Werte
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

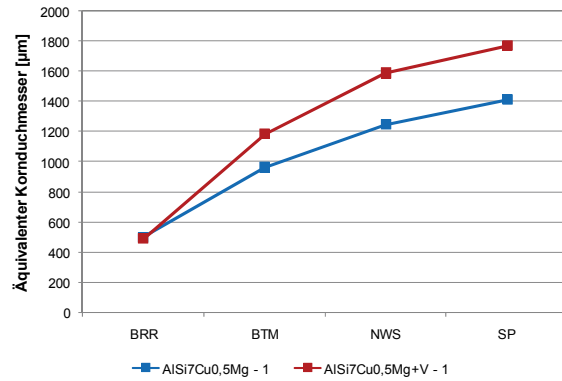


Diagramm 4-30: BT_Mittlere Korngröße
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

Die Bestimmung des mittleren Porendurchmessers (Diagramm 4-31) als auch der absoluten Porosität in Prozent (Diagramm 4-32) folgt in den darunterliegenden Diagrammen. Da sowohl der mittlere Porendurchmesser als auch die Porosität im Speiser der Legierung 3 einen enorm hohen Wert angenommen hat, wird der Speiserbereich, der für die weitere Gussbearbeitung ohnehin vom Bauteil abgetrennt wird, in der folgenden Auswertebeschriftung ausgeklammert. Die Porendurchmesser im Brennraum, in der Bauteilmitte und auch im Nockenwellenbereich liegen zwischen 9 und 22 µm, die Porosität steigt jedoch bei beiden Legierungen von nahezu 0 auf knapp 1 %. Dies zeigt, dass sich die Größe der Poren in den Bauteilbereichen nur unwesentlich verändert jedoch die Porenhäufigkeit vom Brennraumbereich hin zum Nockenwellenbereich leicht ansteigt.

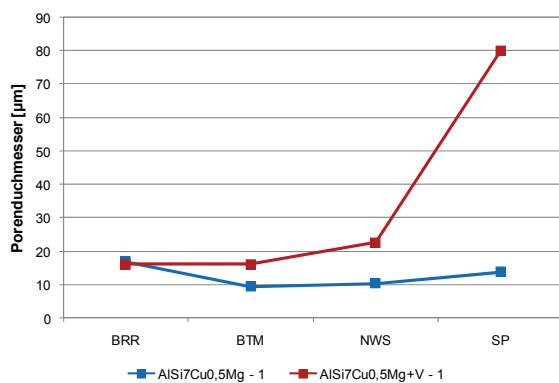


Diagramm 4-31: BT_Mittlerer Porendurchmesser
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

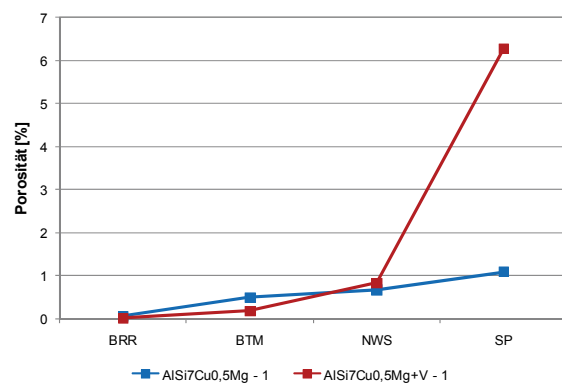


Diagramm 4-32: BT_Porosität
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

Der Veredelungsgrad in Diagramm 4-33 liegt bei beiden Legierungen in den Bauteilrelevanten Bereichen BRR, BTM und NWS bei ausgezeichneten Werten zwischen 4,9 und 5,6 und sinkt erst im Speiserbereich auf niedrigere Werte ab.

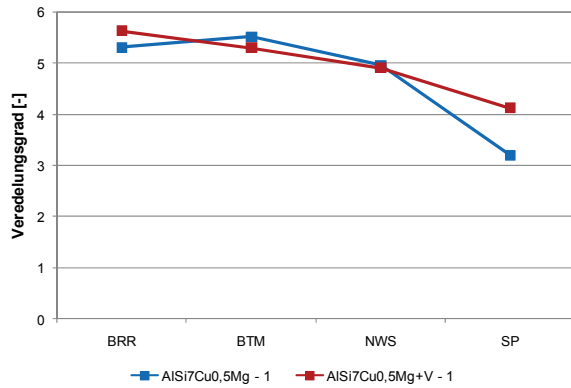


Diagramm 4-33: BT_Veredelungsgrad
 AISi7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

Wie schon in der Auswertung des Projektes 1 sind auch in Diagramm 4-34 und Diagramm 4-35 die DAS-Werte und Veredelungsgrade des ersten Bauteils und des letzten Bauteils über einen gesamten Zyklus einer Schmelzefüllung des Warmhalteofens je Legierung aufgetragen. Hier zeigt sich sowohl bei den DAS-Werten als auch beim Veredelungsgrad kein Einfluss der Abstehtdauer und verdeutlicht eine konstante Gefügequalität der Bauteile über einen gesamten Zyklus.

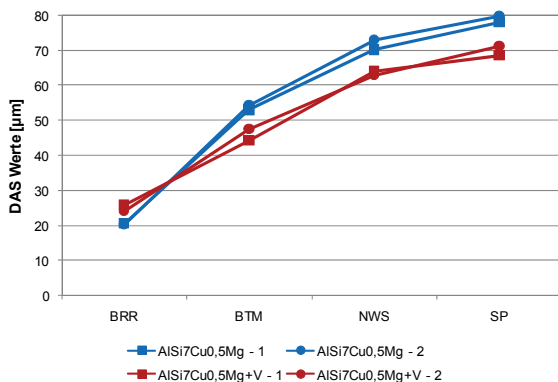


Diagramm 4-34: BT_DAS Werte
 AISi7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

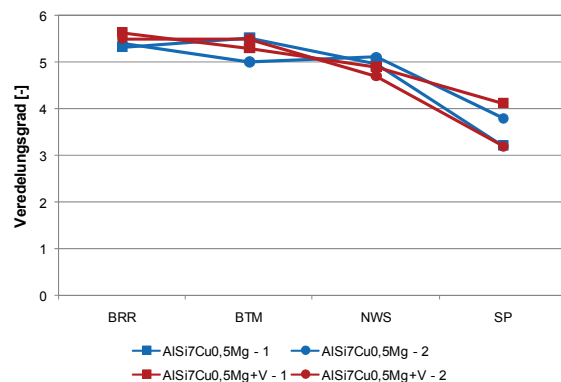


Diagramm 4-35: BT_Veredelungsgrad
 AISi7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

Die Rohmasseln sind nicht nur vorkorngefeint sondern werden vom Legierungshersteller auch mit Strontiumgehalten zwischen 200 und 270 ppm vorveredelt (siehe Kapitel 3.1). Um die Veredelung noch weiter zu verbessern, wird bei Legierung 3 kurz vor dem Gießvorgang zusätzlich veredelt. Im Warmhalteofen werden nochmals 600 g der Vorlegierung AISr 10 zugegeben, was einen Anstieg des Strontiumgehaltes von etwa 70 ppm bedeutet. Jedoch zeigen die Auswertungen der Bauteilproben, dass sich der Veredelungsgrad trotz eines höheren Strontiumgehaltes von 70 ppm nicht verbessert. Da der Strontiumgehalt der Grundlegierung (Legierung 1) bereits bei hohen 210 ppm liegt und damit bereits sehr hohe

Veredelungsgrade erreicht werden, wirkt sich eine weitere Zugabe nicht mehr weiter aus. Jedoch kann, durch die zusätzliche Veredelung, eine Veränderung der mittleren Korngröße der Bauteilproben festgestellt werden. Diese liegen, ausgenommen im schnell erstarrenden Brennraumbereich, in allen Messpunkten höher als bei der Grundlegung. Dieser Effekt lässt sich auch bei der Auswertung der thermischen Analyseproben finden. In der Literatur konnte keine Untersuchung gefunden werden, die diese Thematik bearbeitet. Für genauere Aussagen sind weiterführende Versuche notwendig.

4.3.2.2 Auswertung der thermischen Analysen

Das Diagramm 4-36 zeigt die Auswertung der Unterkühlung der thermischen Analyseproben. Da während des Prozesses keine zusätzlichen Kornfeinungsmittel zugegeben werden und daher nur die Vorkornfeinung wirkt, beginnt die Unterkühlung, durch das Abklingen des Kornfeinungsmittels, bereits nach dem ersten Messpunkt bei beiden Legierungen anzusteigen. Der Startwert liegt mit $0,48\text{ °C}$ bei Legierung 1 und $0,53\text{ °C}$ bei Legierung 2 sehr eng beisammen. Erst am Messpunkt 3 beginnen sich die Kurvenverläufe weiter voneinander zu entfernen bis sie am Messpunkt 6 wieder eine geringe Differenz von $0,25\text{ °C}$ aufweisen. Den starken Anstieg der Legierung 3 zwischen Messpunkt 3 und Messpunkt 4 kann die zusätzliche Strontiumzugabe im Warmhalteofen hervorgerufen haben wodurch die Unterkühlung auf einen beständigen Wert über $1,20\text{ °C}$ gestiegen ist.

Die Legierung 3 zeigt in Diagramm 4-37 trotz zusätzlicher Veredelungszugabe zwischen den Messpunkten 3 und 4 keine starke Veränderung der Plateautemperatur. Bei beiden Legierungen ist jedoch eine niedrige Plateautemperatur in den bauteilrelevanten Messpunkten 5 und 6 gegeben, die sich auch in den guten Veredelungsgraden der entsprechenden Bauteilproben zeigt.

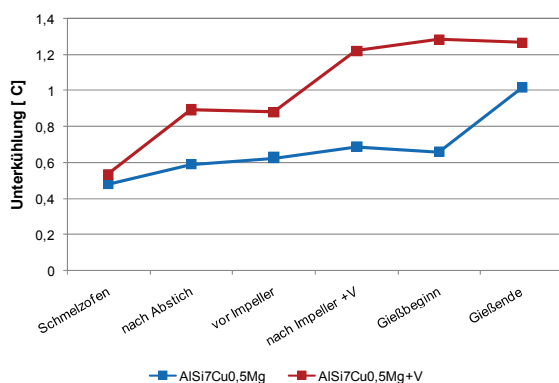


Diagramm 4-36: TA_Unterkühlung
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+V.

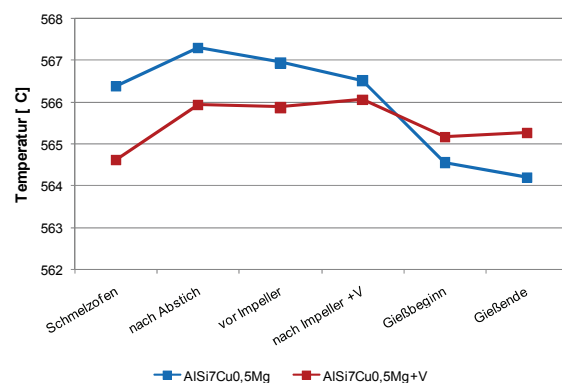


Diagramm 4-37: TA_Plateautemperatur
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+V.

Die DAS-Werte (Diagramm 4-38) der Thermischen Analyseproben bewegen sich in einer üblichen Größenverteilung und zeigen keine besonderen Abweichungen.

In Diagramm 4-39 ist der Veredelungsgrad der Proben abgebildet. Legierung 3 hat bei Messpunkt 1 einen hohen Veredelungsgrad von 5,0, der jedoch bis zu Messpunkt 5 auf 3,0 abfällt um im Messpunkt 6 wieder auf einen Veredelungsgrad von 3,9 zu steigen. Ähnlich verläuft der Veredelungsgrad der Legierung 1, der jedoch bei einem geringeren Grad startet, sich aber in den bauteilrelevanten Messpunkten 5 und 6 der Legierung 3 angleicht. Somit sind in diesem Diagramm keine Auswirkungen der zusätzlichen Veredelungszugabe erkennbar.

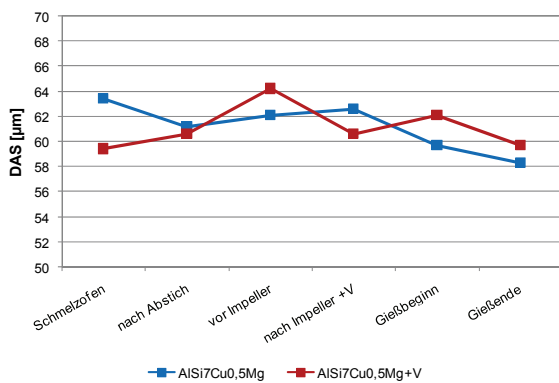


Diagramm 4-38: TA_DAS Werte
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+V.

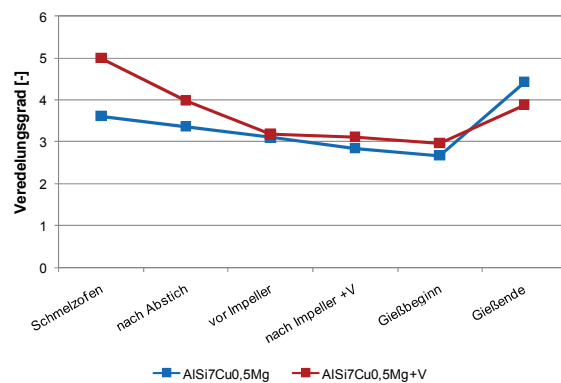


Diagramm 4-39: TA_Veredelungsgrad
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+V.

Die Verläufe des mittleren Porendurchmessers (Diagramm 4-40) und der mittleren Porenfläche (Diagramm 4-41) verlaufen in ähnlicher Weise. Auf den Schliffflächen der Proben aus dem Schmelzofen zeigen sich große Poren, die jedoch nach der Impellerbehandlung ab Messpunkt 4 stark an Größe verlieren und bei Legierung 1 unter 36 µm und bei Legierung 3 sogar unter 20 µm mittleren Porendurchmesser bleiben.

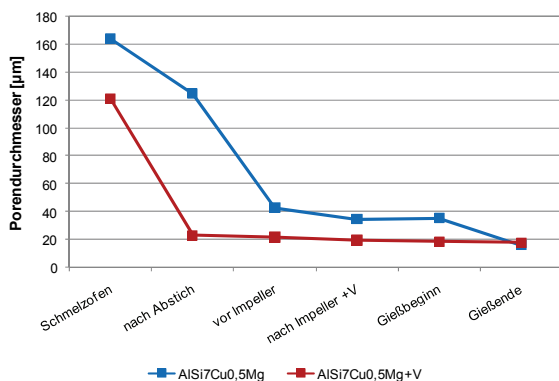


Diagramm 4-40: TA_Mittlerer Porendurchmesser
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+V.

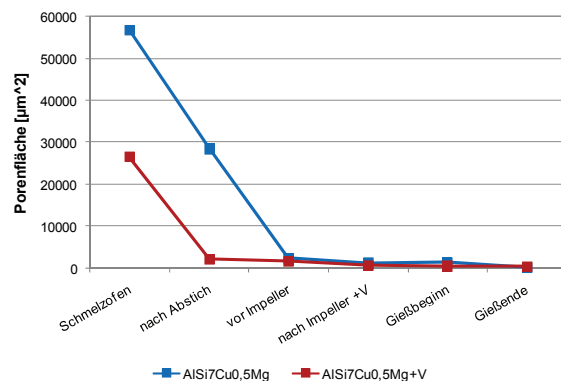


Diagramm 4-41: TA_Mittlere Porenfläche
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+V.

Auch in Diagramm 4-42 lassen sich die positiven Auswirkungen einer Impellerbehandlung darstellen. Im Messpunkt 4 sinkt die Porosität der Proben beider Legierungen auf unter 0,65 % und senkt sich im Messpunkt 5 noch weiter auf unter 0,3 %.

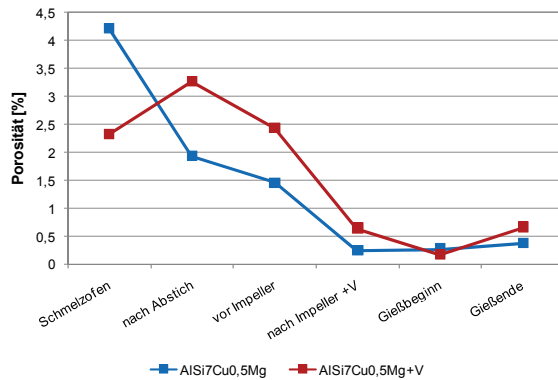


Diagramm 4-42: TA_Porosität
AISI7Cu0,5Mg / AISi7Cu0,5Mg+V.

Die Resultate der Bauteilproben lassen sich auch bei den thermischen Analyseproben finden. Durch die zusätzliche Strontiumzugabe verbessert sich weder der metallographisch ermittelte Veredelungsgrad noch senkt sich die Plateautemperatur, als Kennwert der thermischen Analyse für den Grad der Veredlung, ab. Somit zeigt sich auch hier, dass der gesteigerte Strontiumgehalt keine positiven Auswirkungen auf den Veredelungsgrad hat. Aber, wie auch schon bei den Bauteilproben gesehen, ändert sich der Wert der Unterkühlung, der als Kenngröße für den Kornfeinungseffekt zu sehen ist. Dabei springt die Unterkühlung nach der Strontiumzugabe auf über 1,20 °C und liegt somit deutlich höher als mit geringem Strontiumgehalt. Und diese Verschlechterung der Kornfeinungswirkung führt schlussendlich zu einem größeren Korn im Bauteil.

4.3.3 Variation der Gießtemperatur

Im Projekt 3 wird er Einfluss der Temperaturführung in der Produktion untersucht, daher sind in der folgenden Auswertung nur Bauteilproben von Bedeutung.

4.3.3.1 Auswertung der Bauteilproben

Die Legierung 1 hat die chemische Zusammensetzung AISi7Cu0,5Mg und wird in diesem Projekt nicht verändert. Variiert wird die Warmhaltetemperatur des Warmhalteofens und somit auch die Gießtemperatur. Bei der Legierung 1 liegt die Warmhaltetemperatur bei 750 °C und wird bei der Legierung 1+T um 20 °C auf 770 °C erhöht. Da sich die Variation

der Temperatur nur auf die Bauteilproben auswirkt, werden folgend auch nur diese ausgewertet.

Das Diagramm 4-43 zeigt die DAS-Werte der Bauteilproben aus den zwei untersuchten Gussteilen. In den Bereichen BRR und BM ändern sich die DAS-Werte nicht, erst in den Bereichen NWS und SP zeigen sich Abweichungen, die jedoch nicht unmittelbar auf die veränderte Warmhalte- und Gießtemperatur zurückzuführen sind.

Auch die mittleren Porendurchmesser (Diagramm 4-44) ändern sich in den Bereichen BRR, BM und NWS nur geringfügig. Im Speiserbereich sind Poren zu erwarten, die jedoch keinen Einfluss auf das Bauteil haben.

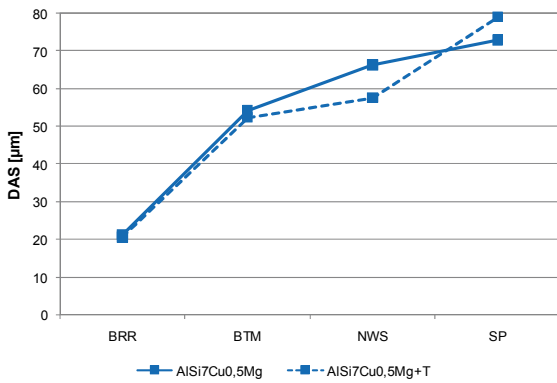


Diagramm 4-43: BT_DAS Werte
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+T.

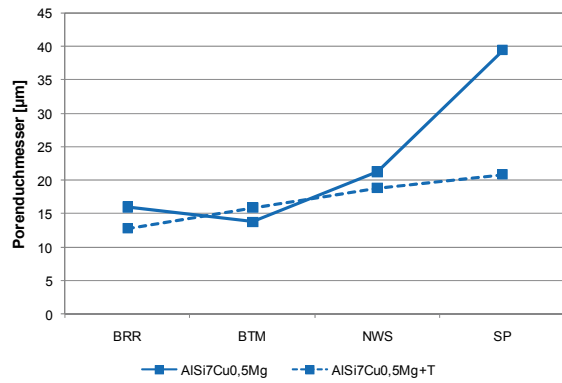


Diagramm 4-44: BT_Mittlerer Porendurchmesser
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+T.

Auch die Porosität in Prozent (Diagramm 4-45) sowie die Porenanzahl pro cm² zeigen in den bauteilrelevanten Bereichen BRR, BTM und NWS beider Bauteile sehr geringe Werte. Die erhöhte Warmhalte- und Gießtemperatur wirkt sich, den angegebenen Diagrammen entsprechend, nicht negativ auf die Anzahl und Form der Bauteilporositäten aus.

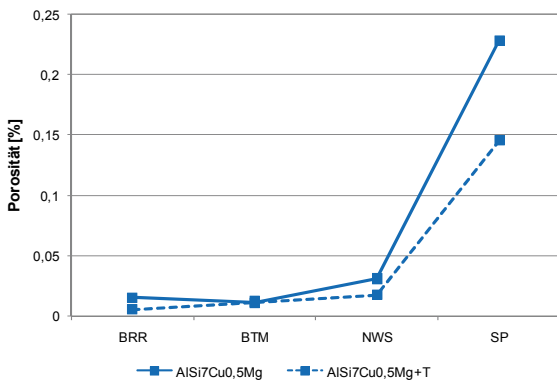


Diagramm 4-45: BT_Porosität
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+T.

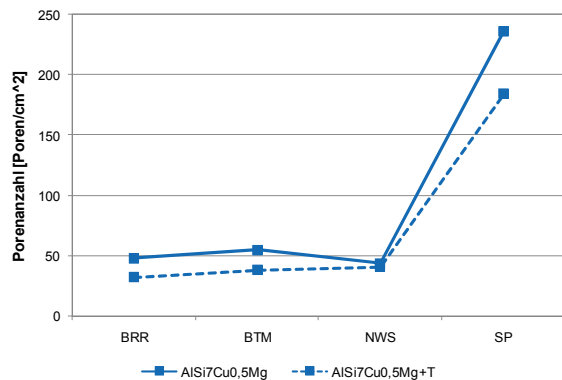


Diagramm 4-46: BT_Porenanzahl
AISI7Cu0,5Mg / AISI7Cu0,5Mg+T.

Die mittlere Korngröße der Bauteilproben ist in Diagramm 4-47 dargestellt. Im Brennraumbereich ergibt die Messung eine mittlere Korngröße von 512 µm für die

Legierung 1 und 556 μm für die Legierung 1+T. In Richtung Bauteilmitte steigt die Korngröße beider Legierungen auf etwa 1000 μm stark an, steigert sich aber in Richtung Speiserbereich nur mehr gering. Grobe Unterscheidungen der Korngrößen zwischen Legierung 1 und Legierung 1+T sind, wie auch schon bei den Porositäten, aufgrund der variierten Warmhalte- und Gießtemperatur nicht zu sehen.

Dieser Verlauf setzt sich auch beim Veredelungsgrad, in Diagramm 4-48 gezeigt, fort. Im Messbereich BTM liegt mit einer Differenz des Veredelungsgrades von lediglich 0,6 die größte Abweichung der beiden Kurven vor.

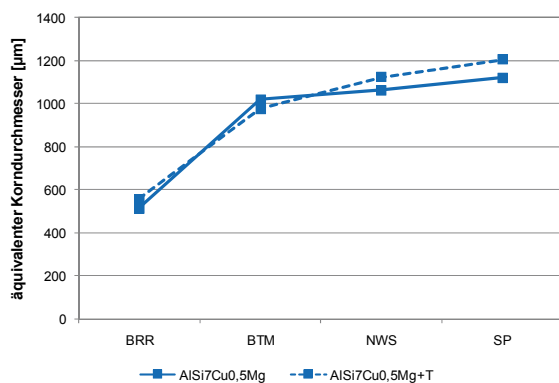


Diagramm 4-47: BT_Mittlere Korngröße
AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.

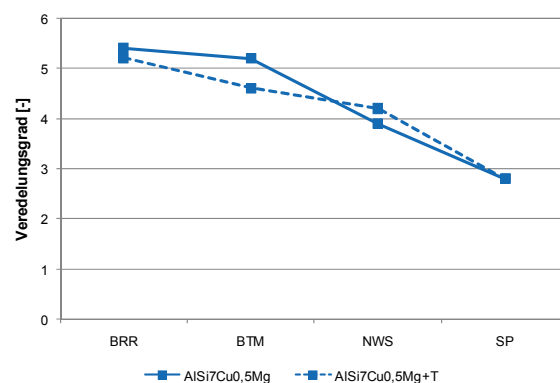


Diagramm 4-48: BT_Veredelungsgrad
AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.

Die Variation der Warmhaltetemperatur von 750 °C auf 770 °C und somit auch die Erhöhung der Gießtemperatur führt zu keinen nennenswerten Änderungen im Bauteil. Die Korngrößen der Bauteilproben sowie deren Veredelungsgrade zeigen keine Differenzen aufgrund der erhöhten Temperatur. Auch die DAS-Werte sowie die Porositätsauswertungen unterscheiden sich nicht kennzeichnend durch die Erhöhung der Warmhaltetemperatur.

4.3.4 Variation der Gießzeit

Auch diese Auswertung behält die Aufteilung der Ergebnisdarstellung in Bauteilproben und Thermoanalyseproben bei und zeigt den Einfluss der Gießzeit auf das Bauteilgefüge.

4.3.4.1 Auswertung der Bauteilproben

Im Diagramm 4-49 sind 3 Kurvenverläufe von Bauteilproben eingetragen, jener der Legierung 4 zu Gießbeginn, der Legierung 4 + t/2 zu Gießmitte nach 01:01 h und der Verlauf der Legierung 4 + t zu Gießende nach 02:14 h. Anhand der DAS-Werte lassen sich keine Unterscheidungen zwischen den Bauteilen ausmachen, die längere Halte- und Gießdauer hat keinen Einfluss. Auch beim Veredelungsgrad in Diagramm 4-50 zeigt sich keine

Unterscheidung der drei Bauteile. Auffällig ist jedoch der starke Abfall vom Brennraumbereich, mit Veredelungsgraden zwischen 5,2 und 5,3, zur Bauteilmitte mit Veredelungsgraden zwischen 3,6 und 3,9, der bei den Legierungen 1 bis 3 nicht gegeben ist.

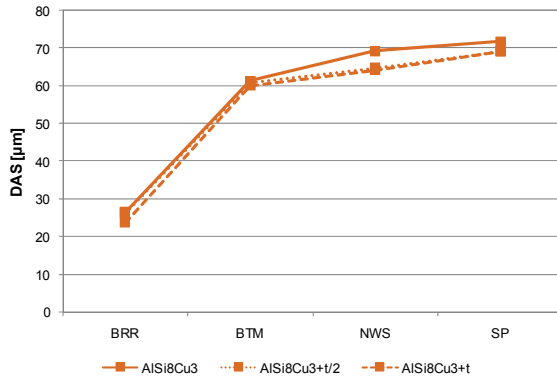


Diagramm 4-49: BT_DAS Werte
AISI8Cu3 / AISi8Cu3+t.

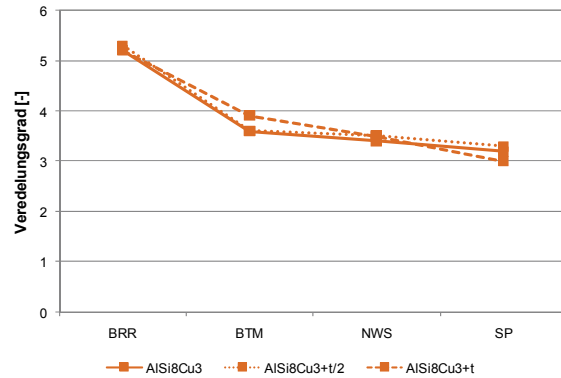


Diagramm 4-50: BT_Veredelungsgrad
AISI8Cu3 / AISi8Cu3+t.

Auch die Porositäten (Diagramm 4-51) sowie die mittleren Porendurchmesser (Diagramm 4-52) unterscheiden sich von Legierung 4 zu Legierung 4 + t nicht maßgeblich. Aber auch bei diesen beiden Diagrammen ist ein stärkerer Anstieg der Werte zwischen den Bereichen BRR und BTM festzustellen.

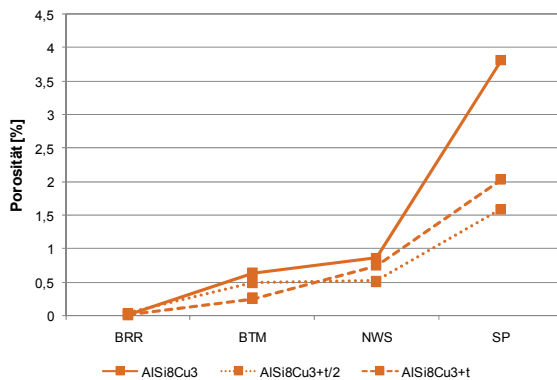


Diagramm 4-51: BT_Porosität
AISI8Cu3 / AISi8Cu3+t.

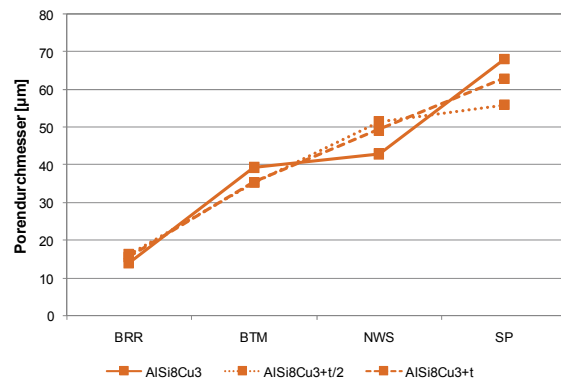


Diagramm 4-52: BT_Porendurchmesser
AISI8Cu3 / AISi8Cu3+t.

Auch die Variation der Halte- und Gießzeit hat, wie auch schon die der Variation der Warmhaltetemperatur, keinen Einfluss auf die gemessenen Eigenschaften der Bauteile. Der Veredelungsgrad aller vier Bauteilmesspunkte zeigt sich konstant über die gesamte Warmhalte- und Gießdauer. Zu erwarten ist ein sinkender Veredelungsgrad über der Zeit durch das Abklingen des Veredelungsmittels. Jedoch ist die Zeitspanne zu kurz, sodass sich der Strontiumgehalt über die Warmhalte- und Gießdauer konstant verhält. Auch die Werte

des DAS und der Porosität zeigen keine maßgebende Veränderung aufgrund der verlängerten Zeitspanne.

4.3.4.2 Auswertung der Thermischen Analysen

Die Auswertung der TA-Proben in Diagramm 4-53 zeigt eine starke Schwankung der DAS-Werte je Messpunkt zwischen 58 und 67 μm . Der Veredelungsgrad (Diagramm 4-54) hingegen zeigt mit Werten zwischen 3,3 und 4,1 kaum eine Veränderung, da während des Messdurchlaufes keine zusätzliche Veredelung zugegeben wird. Nicht zu erwarten ist der sogar leicht ansteigende Verlauf des Veredelungsgrades zwischen den Messpunkten 5 und 7, da lange Haltezeiten zum Abklingen des Strontiums führen können. Dieser Effekt ist hier aber nicht gegeben.

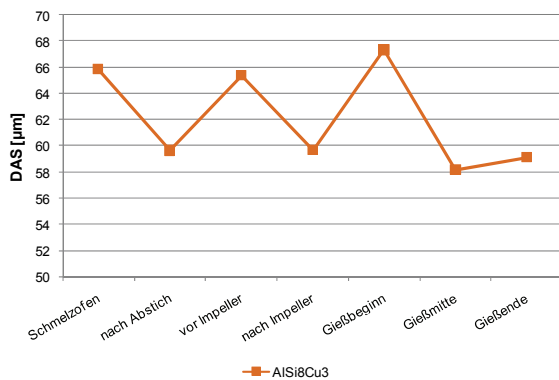


Diagramm 4-53: TA_DAS Werte
AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.

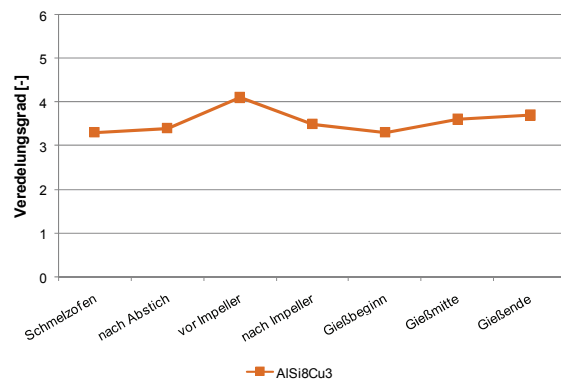


Diagramm 4-54: TA_Veredelungsgrad
AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.

Die Plateutemperatur in Diagramm 4-55 schwankt zwischen den Messpunkten 1 bis 5 noch um bis zu 0,9 $^{\circ}\text{C}$, hält sich jedoch in den Bauteilrelevanten Messpunkten 5, 6 und 7 zwischen 560,1 $^{\circ}\text{C}$ und 560,4 $^{\circ}\text{C}$.

In Diagramm 4-56 ist die Unterkühlung aufgetragen, die bei Messpunkt 5 (Gießbeginn) ein Maximum von 3,15 $^{\circ}\text{C}$ erreicht um anschließend wieder auf Werte um 2,5 $^{\circ}\text{C}$ abzusinken.

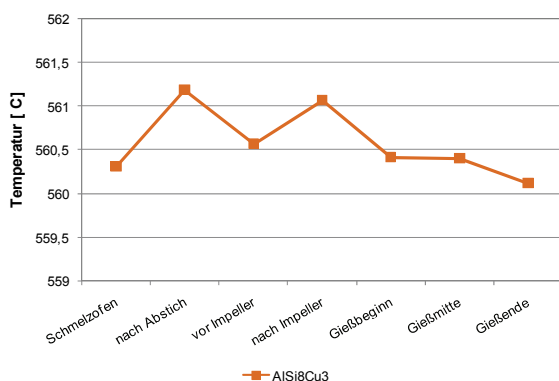


Diagramm 4-55: TA_Plateutemperatur
AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.

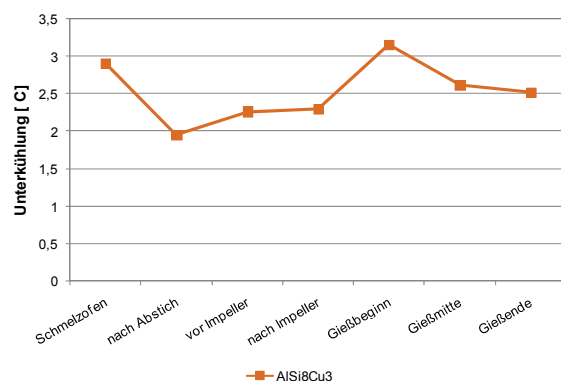


Diagramm 4-56: TA_Unterkühlung
AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.

Das Diagramm 4-57, mit den mittleren Porendurchmessern und Diagramm 4-58, mit der Porenanzahl pro cm^2 , zeigen einen ähnlichen Kurvenverlauf mit einem Werteminimum bei Messpunkt 4 nach der Impellerbehandlung. Anschließend steigen die Werte durch erneute Gasaufnahme wieder an, und erreichen bei Messpunkt 7 ähnlich hohe Werte wie vor der Schmelzebehandlung.

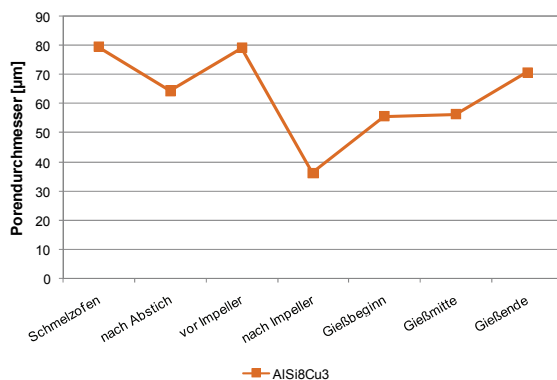


Diagramm 4-57: TA_Mittlerer Porendurchmesser
AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.

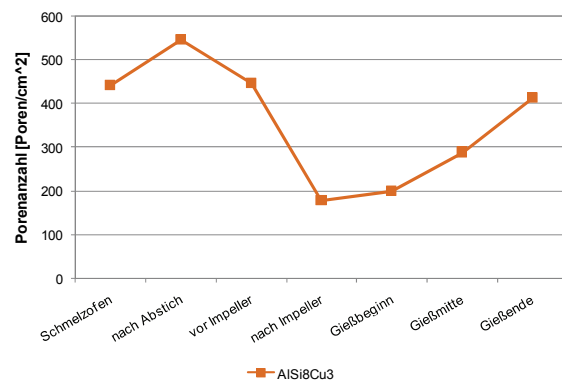


Diagramm 4-58: TA_Porenanzahl
AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.

Die Kurven der thermischen Analyse dienen als Vergleichswerte zur Legierung 1 (AlSi7Cu0,5Mg), Legierung 2 (AlSi7Cu0,5Mg + KF) und Legierung 3 (AlSi7Cu0,5Mg + V). Bei den Werten der Porosität zeigt sich, wie auch schon bei den vorherigen Versuchsdurchläufen (siehe Diagramm 4-27, Diagramm 4-28, Diagramm 4-40 und Diagramm 4-41), dass sich nach der Spülgasbehandlung bei Messpunkt 4 die niedrigsten Messwerte einstellen. Jedoch steigen die Werte der Porosität bei Legierung 4 schnell wieder an, wogegen sich bei den anderen Legierungen die Werte nur leicht verändern. Dies kann auf eine gesteigerte Gasaufnahme durch z.B. einen erhöhte absolute Luftfeuchtegehalt hinweisen. Auch der erhöhte Wert der Unterkühlung bei Messpunkt 5, ist bereits aus dem Diagramm 4-23 bekannt. Weshalb dieser Wert bei den weiteren Messpunkten wieder absinkt kann nicht geklärt werden. Möglich ist auch hier eine erneute Zunahme der Kornfeinungswirkung aufgrund der immer tieferen Schöpfposition des Gießlöffels über die Zeit, wodurch abgesetzte Kornfeinungspartikel wieder in die Gießschmelze eingebracht werden.

5 Zusammenfassung und Ausblick

5.1 Produktionsversuche

Um den Ablauf der folgenden Untersuchungen möglichst zielgerichtet zu gestalten, wurden im Vorfeld Hypothesen formuliert. Jene Hypothesen aus Abbildung 5-1 sollen helfen, Ergebnisse richtig zu interpretieren und dadurch die weiteren Untersuchungen vorzugeben. Die Abbildung gliedert sich in eine Spalte „Prozess“ und eine Spalte „Zugaben“. Zeigen sich bei den Messergebnissen bei Variation von Zeit- und Temperaturführung keine Unterschiede, so liegt ein stabiler Prozess vor. Ergeben sich jedoch Unterschiede so soll das Ziel sein, die Grenzen des Prozessfensters zu kennen, um somit ein Abdriften des Prozesses zu verhindern.

	Hypothese	
	keine Unterschiede	Unterschiede
Prozess Zeit/Temperatur	+	-
	keine Aktion	Prozessgrenzen Prozessfenster
Zugaben Kornfeinung/Veredelung	-	+
	Sinnvoll?	Ziel erreicht?

Abbildung 5-1: Hypothesen der Versuchsreihe Produktion.

Zeigt sich bei Zugabe von Kornfeinungs- und Veredelungszugaben wider Erwarten kein Unterschied in den Messergebnissen, so stellt sich die Frage der Sinnhaftigkeit. Sind Unterschiede messbar, so kann noch das Erreichen des Zieles in Frage gestellt werden.

Zugabe von AlTi3B1 im Warmhalteofen: +

- Die zusätzliche Kornfeinungszugabe von 1000 g AlTi3B1 pro 1000 kg Schmelze im Warmhalteofen bei Legierung 2 senkt die Korngrößen aller vier Messpunkte eines Bauteiles deutlich ab. Jedoch liegen dadurch die Werte der Porositätsauswertungen tendenziell etwas höher. Die Veredelung zeigt keine Veränderung durch die Kornfeinung. In den Bereichen Brennraum und Bauteilmitte sind die Veredelungsgrade ident, in den Bereichen Nockenwellenseite und Speiser gibt es eine starke Streuung, die jedoch nicht durch die zusätzliche Kornfeinung hervorgerufen wird.

Somit ergibt sich ein messbarer Unterschied durch die zusätzliche Kornfeinungszugabe, um auf die Hypothesen in Abbildung 5-1 zurückzukommen.

Auch das Ziel einer möglichst kleinen Korngröße wird erreicht, da sich nach der Zugabe eine Unterkühlung von 0 °C einstellt und somit die volle Kornfeinungswirkung zur Verfügung steht. In diesem Zusammenhang ist jedoch gut sichtbar, dass die vorkorngefeinte Legierung 1 (AlSi7Cu0,5Mg) ohne zusätzlicher Kornfeinungszugabe die Kornfeinungswirkung der Legierung 2 (AlSi7Cu0,5Mg+KF) mit zusätzlicher Kornfeinungszugabe bei weitem nicht erreicht. Somit ist eine Kornfeinung im Warmhalteofen jener der Vorkornfeinung in Gussmasseln zu präferieren.

Zugabe von AlSr10 im Warmhalteofen: -

- Die Rohmasseln sind nicht nur vorkorngefeint sondern werden vom Legierungshersteller auch mit Strontiumgehalten zwischen 200 und 270 ppm vorveredelt (siehe Kapitel 3.1). Um die Veredelung noch weiter zu verbessern, wird bei Legierung 3 kurz vor dem Gießvorgang zusätzlich veredelt. Im Warmhalteofen werden nochmals 600 g der Vorlegierung AlSr 10 zugegeben, was einen Anstieg des Strontiumgehaltes von etwa 70 ppm bedeutet. Jedoch zeigen die Auswertungen der Bauteilproben, dass sich der Veredelungsgrad trotz eines höheren Strontiumgehaltes von 70 ppm nicht verbessert. Da der Strontiumgehalt der Grundlegierung (Legierung 1) bereits bei hohen 210 ppm liegt und damit bereits sehr hohe Veredelungsgrade erreicht werden, wirkt sich eine weitere Zugabe nicht mehr weiter aus. Jedoch kann, durch die zusätzliche Veredelung, eine Veränderung der mittleren Korngröße der Bauteilproben festgestellt werden. Diese liegen, ausgenommen im schnell erstarrenden Brennraumbereich, in allen Messpunkten höher als bei der Grundlegierung. Dieser Effekt lässt sich auch bei der Auswertung der thermischen Analyseproben finden. In der Literatur konnte keine Untersuchung gefunden werden, die diese Thematik bearbeitet. Für genauere Aussagen sind weiterführende Versuche notwendig.

Eine zusätzliche Strontiumzugabe bewirkt keinen Unterschied des Veredelungsgrades. Die Sinnhaftigkeit ist in Frage zu stellen, da ferner ein geringer Anstieg der Korngröße messbar ist.

Variation der Gießtemperatur: +

- Die Variation der Warmhaltetemperatur von 750 °C auf 770 °C und somit auch die Erhöhung der Gießtemperatur führt zu keinen nennenswerten Änderungen im Bauteil. Die Korngrößen der Bauteilproben sowie deren Veredelungsgrade zeigen keine Differenzen aufgrund der erhöhten Temperatur. Auch die DAS-Werte sowie die Porositätsauswertungen unterscheiden sich nicht kennzeichnend durch die Erhöhung der Warmhaltetemperatur. Somit reicht die Erhöhung der Temperatur um 20 °C nicht aus um eine erhöhte Siliziumvergiftung und dadurch eine verminderte Kornfeinung messen zu können (siehe Kapitel 2.2.3).

Variation der Gießzeit: +

- Und auch bei der Variation der Haltezeit im Warmhalteofen sowie einer Variation der Gießzeit hat, wie auch schon bei der Variation der Warmhaltetemperatur, keinen Einfluss auf die gemessenen Eigenschaften der Bauteile. Der Veredelungsgrad aller vier Bauteilmesspunkte zeigt sich konstant über die gesamte Warmhalte- und Gießdauer. Zu erwarten ist ein sinkender Veredelungsgrad über die Zeit, da durch das Abklingen des Veredelungsmittels der Strontiumgehalt in der Schmelze abnimmt. Jedoch ist die Zeitspanne zu kurz, sodass sich der Strontiumgehalt über die Warmhalte- und Gießdauer konstant verhält. Auch die Werte des DAS und der Porosität zeigen keine maßgebende Veränderung aufgrund der veränderten Zeitspannen.

5.2 Laborversuche

Die Laborversuche behandeln überwiegend Einflussfaktoren auf die Kornfeinung jedoch immer auch im Zusammenspiel mit der Veredelung.

- Beim Vergleich der Aktivierungszeit und Abklingen der Kornfeinungsmittel AlTi5B1, AlTi3B1 und Tibloy hat sich gezeigt, dass die Wirkung aller drei Kornfeinungsmittel bereits nach wenigen Sekunden vollständig einsetzt. Die beständigste Kornfeinungswirkung zeigt das AlTi5B1, das für eine konstant niedrige Unterkühlung in der Schmelze sorgt und erst nach 4 Stunden an Wirkung verliert. AlTi3B1 sowie Tibloy zeigen weniger Konstanz im Wert der Unterkühlung sowie ein größeres Abklingen. Auch die Veredelungsgrade zeigen eine Veränderung in Abhängigkeit der Zeit. Inwieweit jedoch die Zugabe der Kornfeinungsmittel den Grad der Veredelung direkt beeinflusst und welcher Anteil dem Abklingen von Strontium zugeschrieben werden kann, lässt sich mit den durchgeführten Versuchen nicht bestimmen.
- Die Kornfeinungswirkung nach dem Wiederaufschmelzen ist für vorkorngefeinte Gussmasseln und im Besonderen für das Kreislaufmaterial relevant, da der verbleibende Kornfeinungseffekt einen wesentlichen Einfluss auf das Gussgefüge hat. Anhand von thermischen Analyseproben wird gezeigt, dass sich ein Wiederaufschmelzen negativ auf die Kornfeinung auswirkt. Bereits nach dem ersten Wiederaufschmelzen fällt die Unterkühlung, und somit die kornfeinende Wirkung in der Schmelze, auf den Grundzustand vor der Kornfeinungszugabe zurück. Ein zweites Wiederaufschmelzen hat keine weiteren Auswirkungen mehr, die Kornfeinungswirkung bleibt konstant. Auch hier zeigt sich die enorme Abnahme der Kornfeinungswirkung nach erneutem Aufschmelzen. Negativ hierbei wirkt die Si-

Vergiftung der Kornfeinungspartikel, die in Al-Si Legierungen bereits ab einem Siliziumgehalt von 2 % auftritt. In Kapitel 2.2.3 ist die Si-Vergiftung detailliert beschrieben.

- Da unter Produktionsbedingungen der Anteil des Kreislaufmaterials am Gesamtschmelzevolumen etwa 30 % beträgt, stellt sich die Frage, ob und in welcher Weise das Kreislaufmaterial das Erstarrungsverhalten des Primärmaterials beeinflusst. Erstmal wird auf die Grenzwertmessungen 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial eingegangen, um die größtmöglichen Differenzen sichtbar zu machen. Die größte Unterscheidung gibt es bei der Unterkühlung, die beim vorkorngefeinten Primärmaterial wesentlich geringer ist als bei wiederaufgeschmolzenem Kreislaufmaterial, bei dem keine Kornfeinungswirkung mehr vorhanden ist. Die Magnesium- und Kupferausscheidungen laufen bei identer Temperatur ab und auch die Plateautemperatur wird nicht verschoben. Je geringer das Verhältnis zwischen Primär- und Kreislaufmaterial liegt, desto undeutlicher werden die Differenzen. Und da im Produktionsumfeld der Anteil des Kreislaufmaterials bei etwa 30 % liegt, hat dies keine Auswirkungen mehr auf die Kornfeinung und Veredelung.

6 Conclusio

- Die aktive Kornfeinung einer AlSi7Cu0,5Mg im Gießofen zeigt sich weitaus effektiver als der Einsatz vorkorngefeinter Gussmasseln.
- Erhöhte Strontiumgehalte einer AlSi7Cu0,5Mg bewirken keine Steigerung des Veredelungsgrades, ferner ist sogar ein minimaler Anstieg der Korngröße messbar.
- Die Erhöhung der Warmhaltetemperatur von 750 °C auf 770 °C und respektive der Gießtemperatur zeigt keinen Einfluss auf das Bauteilgefüge.
- Die verlängerte Gießdauer von über 2 Stunden wirkt sich nicht negativ auf das Bauteilgefüge aus.
- AlTi5B1 ist bei einer AlSi7Cu0,5Mg aufgrund der kurzen Aktivierungszeit und der langanhaltenden Kornfeinungswirkung den Kornfeinungsmitteln AlTi3B1 und Tibloy zu bevorzugen.
- Bei aufgeschmolzenem Kreislaufmaterial ist nur mehr eine geringe Kornfeinungswirkung vorhanden.
- Da im Produktionsumfeld der Anteil des Kreislaufmaterials nur bei etwa 30 % liegt, hat das Verschneiden keine Auswirkungen auf die Kornfeinung und Veredelung auf das Primärmaterial.

7 Literaturverzeichnis

1. nach W. Kurz, D.J. Fisher: *Fundamentals of Solidification*, Kapitel 2, 3. Ausgabe, Enfield Publishing & Distribution Company, (1998).
2. C. Dommaschk: *Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Metallschmelzen durch Vibration*, Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, TU Bergakademie Freiberg, Deutschland, (2003), S. 1-17.
3. G. Gottstein: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, Springer, (2007), 3. Auflage, Kapitel 8.2.
4. Leibniz Institute for Solid State and Materials Research, Skript zu „*Physikalische Werkstoffeigenschaften*“ Kapitel 3, Dresden, Deutschland.
5. G.K. Sigworth, T.A. Kuhn: *Grain Refinement of Aluminium Casting Alloys*, AFS Transactions 2007, American Foundry Society, Schaumburg, Illinois USA, (2007).
6. L. Bäckerud, L. Arneberg, G. Chai: *Solidification Characteristics of Aluminium Alloys – Volume 1*, AFS / Skanaluminium, Stockholm, Schweden, (1986), S. 18-36.
7. J. Gröbner, D. Mirković, R. Schmid-Fetzer: *Thermodynamic Aspects of Grain Refinement of Al-Si Alloys using Ti and B*, Materials Science and Engineering A 395, (2005), S. 10-21.
8. A. Cibula: *The Mechanism of Grain Refinement of Sand Castings in Aluminum Alloys*, The Journal of the Inst. of Metals Vol. 76, (1949-1950), S. 321-360.
9. M. Easton, D. StJohn: *Grain Refinement of Aluminium Alloys: Part I and Part II*, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 30A, (1999).
10. L. Arnberg, L. Bäckerud, H. Klang: *Evidence of Metastable Phase in Al-Ti-(B) System*, Metals Technology Vol. 9, Maney Publishing, (1982), S. 7-13.
11. F.A. Crossley, L.F. Mondolfo: *Mechanism of Grain Refinement in Aluminum Alloys*, Trans A.I.M.E 191, (1951), S. 1143-1148.
12. L.F. Mondolfo: *Grain Refinement in the Casting of Non Ferrous-Alloys*, Grain Refinement in Castings and Welds, TMS-AIME, (1982), S. 3-50.
13. D.G. Ibarra: *Control of Grain Refinement of Al-Si Alloys by Thermal Analysis*, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, Canada, (1999); S. 17-33.
14. T.E. Quested: *Understanding Mechanism of Grain Refinement of Aluminium Alloy by Inoculation*, Materials Science and Technology Vol. 20, (2004).
15. P. Schumacher, A.L. Greer, J. Worth, P.V. Evans, M.A. Kearns, P. Fisher and A.H. Green: *New studies of nucleation mechanisms in Al-alloys: implications for grain-refinement practice*, Materials Science and Technology 14, (1998), S. 394-404.

16. A.L. Greer: *Grain Refinement, Department of Materials Science & Metallurgy, University of Cambridge, Cambridge, England, (2011).*
17. M. Johnsson, L. Backerud, G. Sigworth: *Study of the Mechanism of Grain Refinement of Aluminium after Additions of Ti- and B-Containing Master Alloys*, Metallurgical Transactions A, Volume 24A, (1993), S. 481-491.
18. R. Schmid-Fetzer, A. Kozlov: *Thermodynamic Aspects of Grain Growth Restriction in Multicomponent Alloy Solidification*, Acta Materialia 59, (2011), S. 6133-6144.
19. A. Schiffl, K. Renger, R. Simon, W. Kättlitz: *Kornfeinung der Al-Mg-Legierung AZ91 mit NUCLEANT 5000*, Foseco Foundry Practice Ausgabe 250, (2008) S. 17-19.
20. T. Chandrashekar, M.K. Muralidhara, K.T. Kashyap, P. Raghothama Rao: *Effect of Grain Restricting Factor on Grain Refinement of Aluminium Alloys*, International Journal of Advanced Manufacturing Technologies 40, (2009), S. 234-241.
21. A. Kozlov, R. Schmid-Fetzer: *Growth Restricting Factor in Al-Si-Mg-Cu Alloys*, Materials Science and Engineering 27, (2011).
22. A.L. Greer, A.M. Bunn: *Modelling of Inoculation of Metallic Melts: Application to Grain Refinement of Aluminium by Al-Ti-B*, Acta Materialia 48, (2000), S. 2823-2835.
23. Taschenbuch Physik Formeln und Gesetze, S. 73.
24. A.M. Bunn, A.L. Greer, A.H. Green, M.A. Kearns: *Effects of Transition Metals on the Potency of Al-Ti-B Grain Refiners*, Proceeding of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, (1997), S. 264-267.
25. D. Qiu, J.A. Taylor, M.X. Zhang, P.M. Kelly: *A Mechanism of the Poisoning Effect of Silicon on the Grain Refinement of Al-Si Alloys*, Acta Materialia 55, (2007), S. 1447-1456.
26. F. D'Elia, C. Ravindran: *Poisoning in Grain Refinement of A319 Aluminium Alloy and its Effect on Hot Tearing*, AFS Proceedings 2010, American Foundry Society, Schaumburg, IL. USA, (2010).
27. G.P. Jones, J. Pearson: *Factors Affecting the Grain-Refinement of Aluminium Using Titanium and Boron Additives*, Metallurgical Transactions B Vol. 7B, (1976), S. 223-234.
28. C. Limmaneevichitr, W. Eideh: *Fading Mechanism of Grain Refinement of Aluminium-Silicon Alloy with Al-Ti-B grain refiners*, Materials Science and Engineering Vol. 349, (2003), S. 197-206.
29. L. Lu, A.K. Dahle: *Effects of Combined Additions of Sr and AlTiB Grain Refiners in Hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys*, Materials Science and Engineering A 435-436, Elsevier B.V., (2006), S. 288-296.
30. A. Pacz, *Modification of Aluminium, Aluminium Alloys and Alloys containing Aluminium*, United States Patent Office, 2,013,926, Cleveland, Ohio, (1935).

31. Interne Quelle, Firma Nemak Linz.
32. J.E. Gruzleski, B.M. Closset: *The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys*, American Foundrymen's Society Inc., Des Plaines, Illinois USA, (1990), S. 25-55, 134, 216-221.
33. L. Bäckerud, L. Arneberg, G. Chai: *Solidification Characteristics of Aluminium Alloys – Volume 2*, AFS / Skanaluminium, Stockholm, Schweden, (1986), S. 31.
34. M. Djurdjevic, H. Jiang, J. Sokolowski: *On-Line Prediction of Aluminium-Silicon Eutectic Modification Level Using Thermal Analysis*, Materials Characterization 46, Elsevir Science Inc., (2001), S. 31-38.
35. M.M. Isfahani: *Thermal Analysis of Aluminium Foundry Alloys by a novel Heat Pipe Probe*, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, Canada, (1995), S. 59, 64.
36. H. Schumann, H. Oettel: *Metallographie*, 14. Auflage, Wiley-VCH Verlag.
37. X. Chen, H. Geng, Y. Li: *Study on the Eutectic Modification Level of Al-7Si Alloy by Computer Aided Recognition of Thermal Analysis Cooling Curves*, Material Science and Engineering A 419, Elsevier Science Inc., S. 283-289.
38. G. Pelayo, J.H. Sokolowski, R. Lashkari: *A Case Base Reasoning Aluminium Thermal Analysis Platform for the Prediction of W319 Al Cast Component Characteristics*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Volume 36, Issue 1, International Ocsco World Press, (2009).
39. S.G. Shabestari, M. Malekan: *Assessment of the Effect of Grain Refinement on the Solidification Characteristics of 319 Aluminium Alloy Using Thermal Analysis*, Journal of Alloys and Compounds 492, Elsevier B.V., (2009), S. 134-142.
40. R. Gosch, P. Stika: *Das ROTACAST®-Gießverfahren – millionenfach für Aluminiumzylinderköpfe in der Serie bewährt*, Giessereirundschau 52, (2005), S. 170-173.
41. Nikon Software, NIS-Elements BR 3.00, SP3, Hotfix 4 (Build 472), Handbuch.
42. London & Scandinavian Metallurgical Co. Limited: *Tibloy for Efficient grain refinement of hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys*, England.
43. London & Scandinavian Metallurgical Co. Limited: *Tibal World-Leading Titanium Boron Aluminium Grain Refiners*, England.
44. P.A. Tondel, *PhD thesis*, Norwegian Institute of Technology, Trondheim, Norwegen, (1994).

8 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis

Abbildung 2-1:	Verlauf der freien Enthalpie für Schmelze (G_l) und Festkörper (G_s) ^[1]	2
Abbildung 2-2:	Freie Enthalpie als Funktion vom Keimradius ^[1]	3
Abbildung 2-3:	Abhängigkeit des kritischen Keimradius von der Unterkühlung ^[1]	4
Abbildung 2-4:	Darstellung homogener (links) und heterogener (rechts) Keimbildung ^[3]	5
Abbildung 2-5:	Benetzung bei der heterogenen Keimbildung ^[4]	5
Abbildung 2-6:	Phasendiagramm Al-Ti ^[6]	8
Abbildung 2-7:	Keimbildung mit $TiAl_3$ -Partikel ^[6]	8
Abbildung 2-8:	Darstellung der peritektischen Reaktion und peritektischen Transformation ^[6]	9
Abbildung 2-9:	Schichtaufbau der Duplex Nucleation Theorie – TEM Aufnahmen ^{[15] [16]}	11
Abbildung 2-10:	Bor als Kornfeinungsmittel ^[5]	12
Abbildung 2-11:	Growth-restricting factor (Q-Faktor) ^[16]	14
Abbildung 2-12:	Korngröße in Abhängigkeit des Q-Faktors bei hohen Abkühlraten von 4 K/s ^[22]	15
Abbildung 2-13:	Heterogene Keimbildung nach dem Free-Growth Modell ^{[22] [16]}	16
Abbildung 2-14:	Größenverteilung von TiB_2 -Partikel in AlTi5B1-Kornfeinungsmitteln ^[16]	17
Abbildung 2-15:	Korngröße in Abhängigkeit des gelösten Titans in der Schmelze ^[5]	20
Abbildung 2-16:	Korngröße in Abhängigkeit des Kornfeinungsmittels ^[5]	20
Abbildung 2-17:	Kornfeinung einer Al-Si-Cu Legierung (319) ^[5]	21
Abbildung 2-18:	Veredelung des Aluminium-Silizium Eutektikums ohne und mit Strontium [□]	22
Abbildung 2-19:	Zwillingsbildung durch Adsorption von Veredelungselementen an Wachstumsstufen eines Siliziumkristalls ^[33]	23
Abbildung 2-20:	Abklingen von Natrium in einem Tiegel ^[32]	24
Abbildung 2-21:	Abklingen des Strontiumgehaltes in einem Zylinderkopf aus einer AlSi6Cu4 Legierung ^[32]	25
Abbildung 2-22:	Richtreihe der American Foundry Society ^[32]	26
Abbildung 2-23:	Phasendiagramm (a) und Abkühlkurven (b).....	28
Abbildung 2-24:	Abkühlkurve zu Beginn der Erstarrung ^[32]	30
Abbildung 2-25:	Bestimmung Veredelungsgrad mithilfe der Thermischen Analyse ^[32]	31
Abbildung 2-26:	Liquidusbereich der Abkühlkurve einer AlSi7Cu0,5Mg mit erster Ableitung.....	32
Abbildung 2-27:	Abkühlkurve einer AlSi7Cu0,5Mg Legierung mit erster Ableitung.....	32
Abbildung 3-1:	Produktionslinie Werk Linz.....	37

Abbildung 3-2:	ROTACAST®-Verfahren für Zylinderköpfe.....	38
Abbildung 3-3:	Aufbau der Messeinheit zur Aufzeichnung von Abkühlkurven.	39
Abbildung 3-4:	Messstativ mit Stahlriegel.	40
Abbildung 3-5:	Schaltplan Thermische Analyse, DASyLab Version 11.00.02.	41
Abbildung 3-6:	Probeentnahme am Bauteil.	43
Abbildung 3-7:	Probeentnahme der TA-Probe.	43
Abbildung 3-8:	Ermittelte Kenngrößen der Auswertesoftware ^[41]	44
Abbildung 3-9:	Probenoberfläche nach Barker Ätzung und nach manueller Kornauswertung.	45
Abbildung 3-10:	Überblick über die Produktionsversuche.	49
Abbildung 4-1:	Methode 2_Segmentierung der Si-Phasen nach dem Schwellwertverfahren.	53
Abbildung 4-2:	Häufigkeitsverteilung des ShapeFactors ^[31]	53
Abbildung 4-3:	Übersicht der neu entwickelten Methode.	54
Abbildung 4-4:	Schliffbilder zur Datengrundlage ^[34]	55
Abbildung 5-1:	Hypothesen der Versuchsreihe Produktion.	85
Abbildung B-1:	Übersicht der Produktionsversuche mit Projektbezeichnung.	100

Tabelle 2-1:	Historische Entwicklung der Kornfeinungsmittel.	6
Tabelle 2-2:	Wertetabelle zur Berechnung von Q in Aluminiumschmelzen ^[20]	15
Tabelle 2-3:	Kornfeinungsmittel für Al-Si Gusslegierungen.	20
Tabelle 2-4:	Kornfeinungsmittel für Al-Si-Cu-Gusslegierungen.	21
Tabelle 2-5:	Charakteristische Punkte der Abkühlkurve einer AlSi7MgCu0,5 Legierung ^[38] ^[39]	33
Tabelle 3-1:	Grenzwerte der verwendeten Legierung 1 bis Legierung 5.	35
Tabelle 3-2:	Chemische Zusammensetzung der Kornfeinungsmittel ^[42] ^[43]	46
Tabelle 3-3:	Verschneiden von Primär- und Kreislaufmaterial.	48
Tabelle 3-4:	Auswertung des Strontiumgehaltes in Legierung 1 (AlSi7Cu0,5Mg) und Legierung 3 (AlSi7Cu0,5Mg).	50
Tabelle 3-5:	Variation der Gießtemperatur der Legierung 1.	51
Tabelle 3-6:	Zeitaufstellung Warmhalteofen.	51
Tabelle 4-1:	Geradengleichungen zur Bestimmung des Veredelungsgrades.	57
Tabelle 4-2:	Chemische Zusammensetzung 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial.	67
Tabelle B-1:	Projekt 1_BT_Auswertung Mikroschliff.	100
Tabelle B-2:	Projekt 1_TA_chemische Zusammensetzung.	100
Tabelle B-3:	Projekt 1_TA_Thermische Analyse.	101
Tabelle B-4:	Projekt 1_TA_Auswertung Mikroschliff.	101
Tabelle B-5:	Projekt 2_BT_Auswertung Mikroschliff.	101
Tabelle B-6:	Projekt 2_TA_chemische Zusammensetzung.	102
Tabelle B-7:	Projekt 2_TA_Thermische Analyse.	102
Tabelle B-8:	Projekt 2_TA_Auswertung Mikroschliff.	102
Tabelle B-9:	Projekt 3_BT_Auswertung Mikroschliff.	103
Tabelle B-10:	Projekt 4_BT_Auswertung Mikroschliff.	103
Tabelle B-11:	Projekt 4_TA_chemische Zusammensetzung.	103
Tabelle B-12:	Projekt 4_TA_Auswertung Mikroschliff und Thermische Analyse.	103
Tabelle B-13:	Versuch1_TA_chemische Zusammensetzung.	104
Tabelle B-14:	Versuch 1_TA_Auswertung Mikroschliff und Thermische Analyse.	105
Tabelle B-15:	Istzeiten der Probenahmen nach Zugabe von verschiedenen Kornfeinungsmittel.	105

Diagramm 2-1:	Zusammenhang zwischen Unterkühlung und Rekaleszenzzeit.....	30
Diagramm 4-1:	Zusammenhang zwischen maximaler Partikelausdehnung und Partikelumfang.....	56
Diagramm 4-2:	Zusammenhang zwischen Veredelungsgrad und Partikelumfang.....	56
Diagramm 4-3:	Aktivierungszeit und Abklingverhalten verschiedener Kornfeinungsmittel über der Kontaktzeit.....	59
Diagramm 4-4:	Eisengehalt in Abhängigkeit der Kontaktzeit.....	60
Diagramm 4-5:	Titangehalt in Abhängigkeit der Kontaktzeit.....	60
Diagramm 4-6:	Äquivalenter Korndurchmesser für verschiedene Kornfeinungsmittel über der Kontaktzeit.....	61
Diagramm 4-7:	Zusammenhang zwischen Korngröße und Unterkühlung.....	62
Diagramm 4-8:	Veredelungsgrad über der Kontaktzeit.....	63
Diagramm 4-9:	Strontiumgehalt über der Kontaktzeit.....	63
Diagramm 4-10:	Kornfeinungswirkung nach dem Wiederaufschmelzen.....	64
Diagramm 4-11:	Abkühlkurven von 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial. ...	65
Diagramm 4-12:	Erste Ableitung der Abkühlkurven 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial.....	66
Diagramm 4-13:	Unterkühlung 100 % Primärmaterial und 100 % Kreislaufmaterial.....	67
Diagramm 4-14:	Versuch 3_Erste Ableitung der Abkühlkurven 100 % Primär, 75 % 25 %, 50 % 50 %, 100 % Kreislauf.....	68
Diagramm 4-15:	BT_DAS Werte AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	69
Diagramm 4-16:	BT_Mittlere Korngröße AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	69
Diagramm 4-17:	BT_Mittlerer Porendurchmesser AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	70
Diagramm 4-18:	BT_Porosität AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	70
Diagramm 4-19:	BT_Porenanzahl AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	71
Diagramm 4-20:	BT_Veredelungsgrad AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	71
Diagramm 4-21:	BT_DAS Werte AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	71
Diagramm 4-22:	BT_Veredelungsgrad AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	71
Diagramm 4-23:	TA_Unterkühlung AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	72
Diagramm 4-24:	TA_Plateautemperatur AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	72
Diagramm 4-25:	TA_DAS Werte AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	73
Diagramm 4-26:	TA_Veredelungsgrad AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	73
Diagramm 4-27:	TA_Mittlerer Porendurchmesser AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	73
Diagramm 4-28:	TA_Mittlere Porenfläche AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+KF.....	73
Diagramm 4-29:	BT_DAS Werte AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.....	75
Diagramm 4-30:	BT_Mittlere Korngröße AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.....	75
Diagramm 4-31:	BT_Mittlerer Porendurchmesser AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.....	75

Diagramm 4-32:	BT_Porosität AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	75
Diagramm 4-33:	BT_Veredelungsgrad AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	76
Diagramm 4-34:	BT_DAS Werte AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	76
Diagramm 4-35:	BT_Veredelungsgrad AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	76
Diagramm 4-36:	TA_Unterkühlung AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	77
Diagramm 4-37:	TA_Plateautemperatur AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	77
Diagramm 4-38:	TA_DAS Werte AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	78
Diagramm 4-39:	TA_Veredelungsgrad AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	78
Diagramm 4-40:	TA_Mittlerer Porendurchmesser AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	78
Diagramm 4-41:	TA_Mittlere Porenfläche AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	78
Diagramm 4-42:	TA_Porosität AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+V.	79
Diagramm 4-43:	BT_DAS Werte AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.	80
Diagramm 4-44:	BT_Mittlerer Porendurchmesser AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.	80
Diagramm 4-45:	BT_Porosität AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.	80
Diagramm 4-46:	BT_Porenanzahl AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.	80
Diagramm 4-47:	BT_Mittlere Korngröße AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.	81
Diagramm 4-48:	BT_Veredelungsgrad AlSi7Cu0,5Mg / AlSi7Cu0,5Mg+T.	81
Diagramm 4-49:	BT_DAS Werte AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	82
Diagramm 4-50:	BT_Veredelungsgrad AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	82
Diagramm 4-51:	BT_Porosität AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	82
Diagramm 4-52:	BT_Porendurchmesser AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	82
Diagramm 4-53:	TA_DAS Werte AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	83
Diagramm 4-54:	TA_Veredelungsgrad AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	83
Diagramm 4-55:	TA_Plateautemperatur AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	83
Diagramm 4-56:	TA_Unterkühlung AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	83
Diagramm 4-57:	TA_Mittlerer Porendurchmesser AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	84
Diagramm 4-58:	TA_Porenanzahl AlSi8Cu3 / AlSi8Cu3+t.	84
Diagramm A-1:	Abkühlkurven nach der Zugabe von AlTi5B1 aus Laborversuchen.	98
Diagramm A-2:	Abkühlkurven nach der Zugabe von AlTi3B1 aus Laborversuchen.	98
Diagramm A-3:	Abkühlkurven nach der Zugabe von Tibloy aus Laborversuchen.	99

A Anhang Diagramme

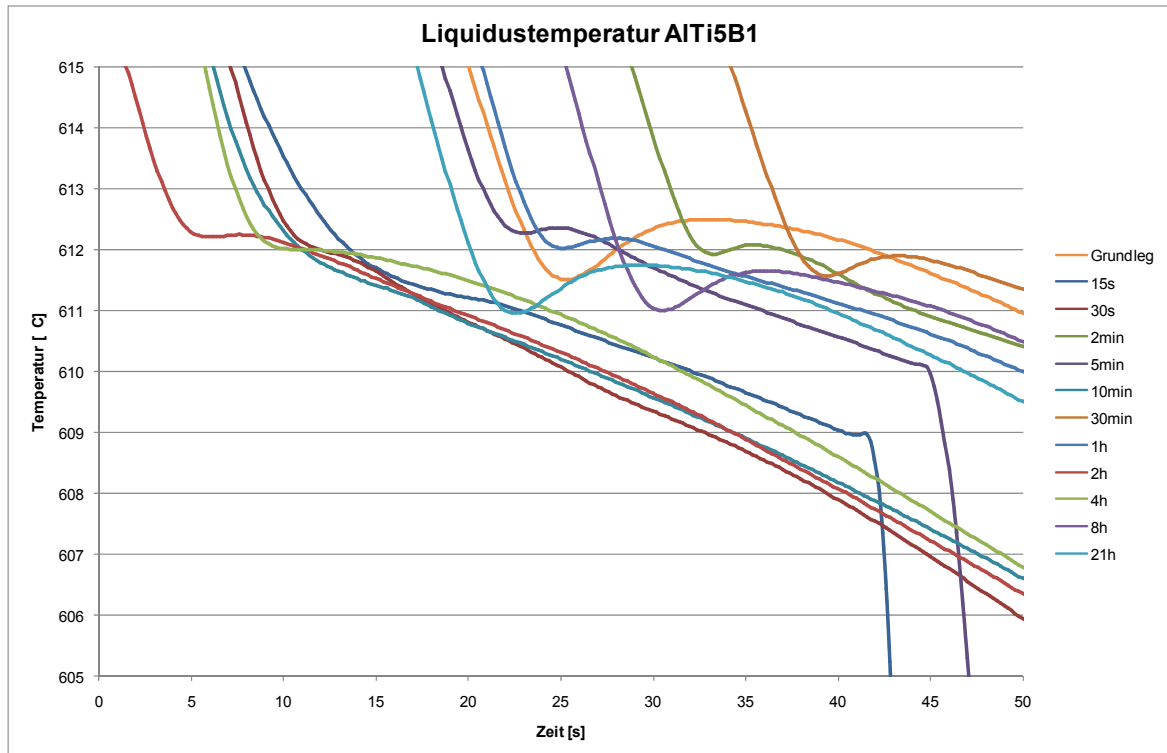


Diagramm A-1: Abkühlkurven nach der Zugabe von AlTi5B1 aus Laborversuchen.

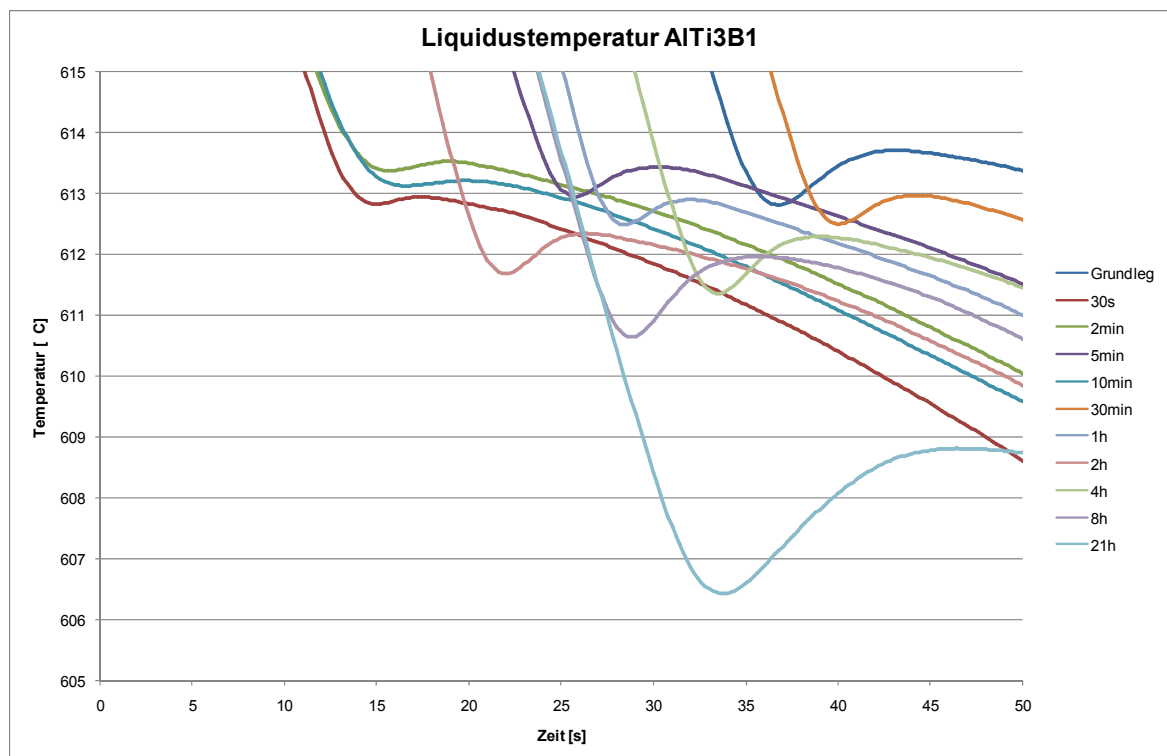


Diagramm A-2: Abkühlkurven nach der Zugabe von AlTi3B1 aus Laborversuchen.

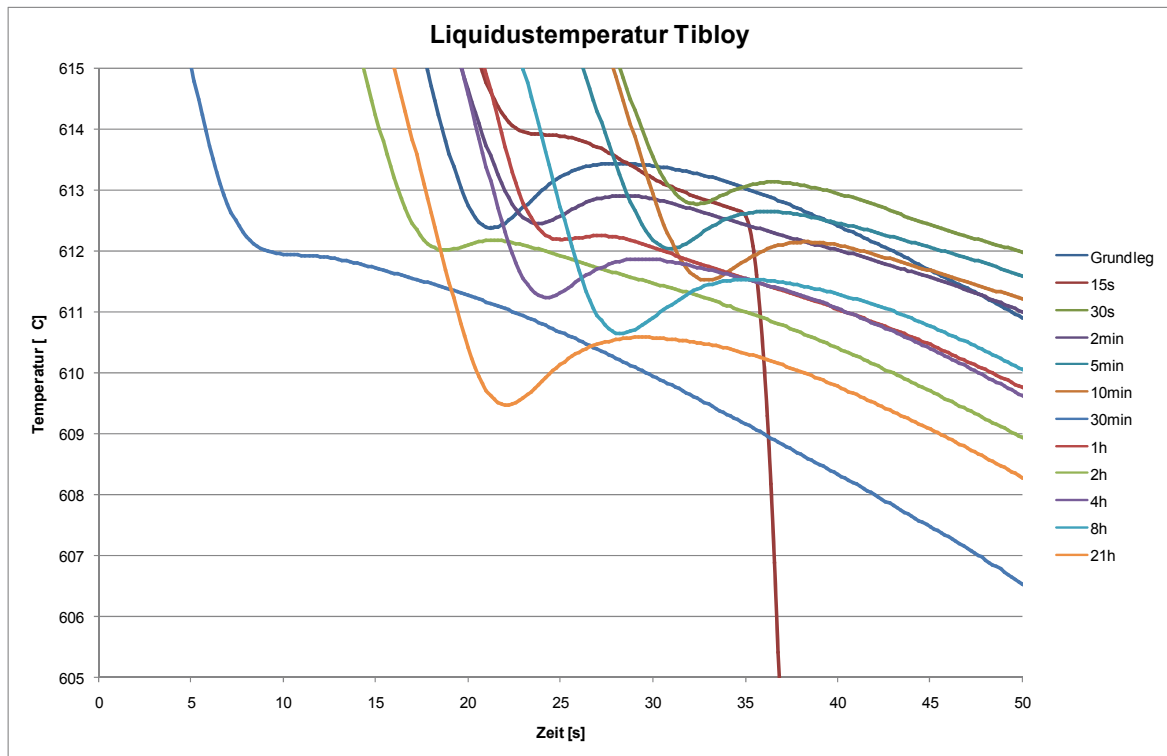


Diagramm A-3: Abkühlkurven nach der Zugabe von Tibloy aus Laborversuchen.

B Anhang Tabellen

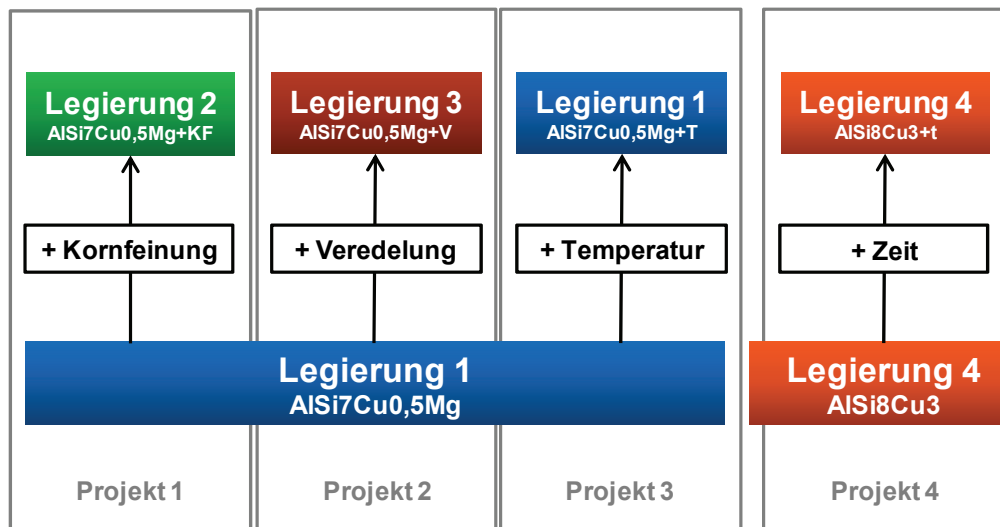


Abbildung B-1: Übersicht der Produktionsversuche mit Projektbezeichnung.

Tabelle B-1: Projekt 1_BT_Auswertung Mikroschliff.

			Mikroschliff DAS [μm]	Korngröße äqu.Ø [μm]	Veredelungs grad	Porosität		
						PorenØ mittel [μm]	Poren/cm ²	Porosität [%]
Legierung 1 - 1	BT	BRR	18,3	596,648	5,515	6,492	159,379	0,113
Legierung 1 - 1	BT	BTM	53	1045,168	5,455	7,506	2959,744	0,165
Legierung 1 - 1	BT	NWS	62,1	1547,734	5,093	12,241	3189,128	0,306
Legierung 1 - 1	BT	SP	71,4	1545,71	4,791	20,539	2450,090	1,120
Legierung 1 - 2	BT	BRR	18,5		5,5	17,887	77,997	0,015
Legierung 1 - 2	BT	BTM	48,7		5,4	18,411	86,307	0,110
Legierung 1 - 2	BT	NWS	64,3		4,4	14,324	67,099	0,015
Legierung 1 - 2	BT	SP	66,4		3,9	15,361	67,706	0,019
Legierung 2 - 1	BT	BRR	18,8	295,209	5,39	16,466	50,048	0,015
Legierung 2 - 1	BT	BTM	51,8	534,164	5,243	9,917	3568,344	0,355
Legierung 2 - 1	BT	NWS	70,4	617,232	3,645	14,812	4523,627	0,447
Legierung 2 - 1	BT	SP	68,4	966,756	2,945	18,479	2408,144	0,732
Legierung 2 - 2	BT	BRR	17,9		5,568	11,782	81,949	0,037
Legierung 2 - 2	BT	BTM	48,8		5,459	15,335	92,692	0,023
Legierung 2 - 2	BT	NWS	69,1		4,253	19,450	134,950	0,019
Legierung 2 - 2	BT	SP	69,5		3,758	21,779	147,622	0,411

Tabelle B-2: Projekt 1_TA_chemische Zusammensetzung.

			Zusammensetzung [%]							
			Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Sr
Legierung 1	TA	2								
Legierung 1	TA	3	6,97	0,121	0,316	0,075	0,396	0,110	0,0001	0,0217
Legierung 1	TA	4	6,90	0,119	0,486	0,073	0,396	0,108	0,0001	0,0202
Legierung 1	TA	5	6,95	0,119	0,481	0,073	0,392	0,110	0,0001	0,0208
Legierung 1	TA	6	6,95	0,121	0,492	0,073	0,397	0,107	0,0001	0,0204
Legierung 2	TA	2	6,82	0,115	0,234	0,080	0,388	0,110	0,0001	0,0192
Legierung 2	TA	3	6,86	0,116	0,332	0,076	0,387	0,112	0,0003	0,0209
Legierung 2	TA	4	6,89	0,117	0,503	0,076	0,397	0,114	0,0012	0,0225
Legierung 2	TA	5	6,91	0,119	0,505	0,076	0,395	0,111	0,0014	0,0227
Legierung 2	TA	6	6,90	1,120	0,506	0,075	0,398	0,112	0,0014	0,0229

Tabelle B-3: Projekt 1_TA_Thermische Analyse.

			Thermische Analyse [°C]				
			Unter kühlung	t Rekalesz	Liquidus temp	Plateau temp	Depression
Legierung 1	TA	2	0,896	7,3	615,389	565,455	0,000
Legierung 1	TA	3	0,904	7,4	615,580	565,437	0,018
Legierung 1	TA	4	0,998	8,0	614,866	565,100	0,355
Legierung 1	TA	5	1,397	11,6	615,070	564,926	0,529
Legierung 1	TA	6	0,819	8,6	615,553	564,037	1,418
Legierung 2	TA	2	0,635	6,4	616,747	565,821	0,000
Legierung 2	TA	3	0,622	6,6	616,397	566,141	-0,320
Legierung 2	TA	4	0,021	1,4	616,872	567,461	-1,640
Legierung 2	TA	5	0,149	2,6	617,734	566,983	-1,162
Legierung 2	TA	6	0,227	4,0	618,276	567,943	-2,122

Tabelle B-4: Projekt 1_TA_Auswertung Mikroschliff.

			Mikroschliff DAS [µm]	Veredelungs grad	Porosität		
					PorenØ mittel [µm]	Poren/cm ²	Porosität [%]
Legierung 1	TA	2	59,8	4,1	66,4000	108,4650	1,6448
Legierung 1	TA	3	58,3	4,0	33,2520	410,6097	1,3933
Legierung 1	TA	4	62,3	3,4	19,7074	4610,1563	1,5528
Legierung 1	TA	5	58,2	3,2	16,7175	303,6446	0,0852
Legierung 1	TA	6	55,7	4,1	17,1406	3607,3809	0,9258
Legierung 2	TA	2	60,6	3,7	73,2570	90,8063	1,4296
Legierung 2	TA	3	59,3	3,4	28,0398	711,0944	1,6427
Legierung 2	TA	4	63,2	3,2	17,1309	561,8858	0,1429
Legierung 2	TA	5	57,1	3,0	17,3832	122,2457	0,0342
Legierung 2	TA	6	58,8	3,2	19,8719	1670,4346	0,6055

Tabelle B-5: Projekt 2_BT_Auswertung Mikroschliff.

				Mikroschliff DAS [µm]	Korngröße äqu.Ø [µm]	Veredelungs grad	Porosität		
							PorenØ mittel [µm]	Poren/cm ²	Porosität [%]
Legierung 1 - 1	BT	BRR		20,4	501,480	5,3	16,818	57,471	0,061
Legierung 1 - 1	BT	BTM		52,9	963,000	5,5	9,463	6182,642	0,484
Legierung 1 - 1	BT	NWS		70,1	1248,000	5,0	10,322	3335,121	0,664
Legierung 1 - 1	BT	SP		77,9	1410,000	3,2	13,743	5481,428	1,074
Legierung 1 - 2	BT	BRR		20,1		5,4	14,437	83,605	0,017
Legierung 1 - 2	BT	BTM		54,3		5,0	15,094	54,014	0,020
Legierung 1 - 2	BT	NWS		73,0		5,1	15,659	138,063	0,030
Legierung 1 - 2	BT	SP		79,6		3,8	20,821	163,772	0,107
Legierung 3 - 1	BT	BRR		25,8	491,280	5,6	16,038	44,543	0,013
Legierung 3 - 1	BT	BTM		44,1	1186,419	5,3	16,084	148,485	0,174
Legierung 3 - 1	BT	NWS		64,1	1588,161	4,9	22,474	135,087	0,833
Legierung 3 - 1	BT	SP		68,4	1768,625	4,1	79,804	294,017	6,253
Legierung 3 - 2	BT	BRR		23,9		5,5	10,616	35,525	0,004
Legierung 3 - 2	BT	BTM		47,5		5,5	17,071	59,523	0,021
Legierung 3 - 2	BT	NWS		62,8		4,7	21,569	88,958	0,054
Legierung 3 - 2	BT	SP		71,1		3,2	58,715	146,815	2,244

Tabelle B-6: Projekt 2_TA_chemische Zusammensetzung.

			Zusammensetzung [%]							
			Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Sr
Legierung 1	TA	1	6,66	0,132	0,210	0,084	0,403	0,104	0,0002	0,0206
Legierung 1	TA	2	6,72	0,132	0,298	0,083	0,405	0,103	0,0002	0,0200
Legierung 1	TA	3	6,78	0,132	0,336	0,082	0,409	0,102	0,0001	0,0180
Legierung 1	TA	4	6,78	0,130	0,470	0,081	0,403	0,102	0,0001	0,0213
Legierung 1	TA	5	6,74	0,131	0,470	0,081	0,404	0,102	0,0001	0,0213
Legierung 1	TA	6	6,73	0,130	0,468	0,081	0,401	0,103	0,0001	0,0210
Legierung 3	TA	1	7,21	0,123	0,515	0,071	0,399	0,099	0,0001	0,0198
Legierung 3	TA	2	7,26	0,141	0,501	0,088	0,395	0,097	0,0002	0,0202
Legierung 3	TA	3	7,11	0,140	0,502	0,086	0,389	0,100	0,0001	0,0227
Legierung 3	TA	4	7,12	0,141	0,503	0,087	0,392	0,100	0,0001	0,0276
Legierung 3	TA	5	7,14	1,143	0,506	0,087	0,394	0,102	0,0001	0,0278
Legierung 3	TA	6	7,17	0,143	0,509	0,087	0,396	0,100	0,0001	0,0279

Tabelle B-7: Projekt 2_TA_Thermische Analyse.

			Thermische Analyse [°C]				
			Unter kühlung	t Rekaleszenz	Liquidus temp	Plateau temp	Depression
Legierung 1	TA	1	0,479	6,4	618,189	566,392	0,000
Legierung 1	TA	2	0,588	6,6	617,877	567,297	-0,905
Legierung 1	TA	3	0,627	6,8	617,029	566,970	-0,578
Legierung 1	TA	4	0,686	8,0	616,692	566,520	-0,128
Legierung 1	TA	5	0,655	6,8	615,405	564,566	1,826
Legierung 1	TA	6	1,013	8,4	615,106	564,214	2,178
Legierung 3	TA	1	0,534	6,6	610,791	564,635	0,000
Legierung 3	TA	2	0,894	9,0	613,184	565,947	-1,312
Legierung 3	TA	3	0,879	8,2	613,598	565,882	-1,247
Legierung 3	TA	4	1,222	10,0	612,75	566,061	-1,426
Legierung 3	TA	5	1,283	10,0	612,234	565,174	-0,539
Legierung 3	TA	6	1,267	10,0	612,427	565,272	-0,637

Tabelle B-8: Projekt 2_TA_Auswertung Mikroschliff.

			Porosität				
			Mikroschliff DAS [µm]	Veredelungs grad	PorenØ mittel [µm]	Poren/cm ²	Porosität [%]
Legierung 1	TA	1	63,4	3,6	164,0562	74,2963	4,2173
Legierung 1	TA	2	61,2	3,4	124,9584	67,7458	1,9306
Legierung 1	TA	3	62,1	3,2	66,4091	97,1654	1,1174
Legierung 1	TA	4	62,6	2,8	34,8002	179,6175	0,2374
Legierung 1	TA	5	59,7	2,7	35,3637	191,1084	0,2626
Legierung 1	TA	6	58,3	4,4	16,1618	1663,3592	0,3683
Legierung 3	TA	1	59,4	5,0	120,6265	87,7105	2,3212
Legierung 3	TA	2	60,6	4,0	23,2035	1596,2851	3,2613
Legierung 3	TA	3	64,2	3,2	22,0842	1548,4548	2,4284
Legierung 3	TA	4	60,6	3,1	19,8481	1044,7523	0,6378
Legierung 3	TA	5	62,1	3,0	18,7778	388,6189	0,1655
Legierung 3	TA	6	59,7	3,9	18,1170	1884,5766	0,6528

Tabelle B-9: Projekt 3_BT_Auswertung Mikroschliff.

						Porosität		
			Mikroschliff DAS [μm]	Korngröße äqu. \emptyset [μm]	Veredelungs- grad	Poren \emptyset Mittel [μm]	Poren/ cm^2	Porosität [%]
Legierung 1	BT	BRR	21,1	512,445	5,4	16,043	47,683	0,015
Legierung 1	BT	BTM	54,2	1017,304	5,2	13,852	54,739	0,011
Legierung 1	BT	NWS	66,2	1062,744	3,9	21,285	43,665	0,031
Legierung 1	BT	SP	72,8	1120,566	2,8	39,421	236,298	0,228
Legierung 1 + T	BT	BRR	20,5	556,390	5,2	12,817	31,883	0,005
Legierung 1 + T	BT	BTM	52,3	976,994	4,6	15,895	37,671	0,011
Legierung 1 + T	BT	NWS	57,5	1123,108	4,2	18,899	40,776	0,017
Legierung 1 + T	BT	SP	79,0	1203,701	2,8	20,856	184,270	0,145

Tabelle B-10: Projekt 4_BT_Auswertung Mikroschliff.

					Porosität		
			Mikroschliff DAS [μm]	Veredelungs- grad	Poren \emptyset mittel [μm]	Poren/ cm^2	Porosität [%]
Legierung 4	BT	BRR	26,48	5,2	13,929	48,242	0,010
Legierung 4	BT	BTM	61,34	3,6	39,355	215,925	0,637
Legierung 4	BT	NWS	69,22	3,4	42,971	359,091	0,861
Legierung 4	BT	SP	71,76	3,2	68,103	611,476	3,811
Legierung 4 + t/2	BT	BRR	26,22	5,3	16,335	92,029	0,037
Legierung 4 + t/2	BT	BTM	60,85	3,6	35,243	248,305	0,488
Legierung 4 + t/2	BT	NWS	64,76	3,5	51,387	266,399	0,509
Legierung 4 + t/2	BT	SP	69,08	3,3	55,871	459,741	1,586
Legierung 4 + t	BT	BRR	23,74	5,2	15,595	48,714	0,016
Legierung 4 + t	BT	BTM	60,12	3,9	35,366	113,531	0,254
Legierung 4 + t	BT	NWS	64,29	3,5	49,400	199,028	0,744
Legierung 4 + t	BT	SP	69,19	3,0	62,990	325,311	2,034

Tabelle B-11: Projekt 4_TA_chemische Zusammensetzung.

			Zusammensetzung [%]							
			Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Sr
Legierung 4	TA	1	8,85	0,493	2,38	0,364	0,349	0,086	0,0004	0,0185
Legierung 4	TA	2	9,98	0,524	2,38	0,378	0,328	0,084	0,0003	0,0175
Legierung 4	TA	3	8,93	0,503	2,38	0,371	0,328	0,086	0,0003	0,0184
Legierung 4	TA	4	9,03	0,516	2,37	0,379	0,331	0,085	0,0003	0,0185
Legierung 4	TA	5	9,01	0,516	2,37	0,377	0,327	0,086	0,0003	0,0184
Legierung 4	TA	6	8,99	0,514	2,38	0,379	0,326	0,085	0,0003	0,0186
Legierung 4	TA	7	8,96	0,511	2,38	0,379	0,325	0,085	0,0003	0,0184

Tabelle B-12: Projekt 4_TA_Auswertung Mikroschliff und Thermische Analyse.

			Porosität			Thermische Analyse [$^{\circ}\text{C}$]					
			Poren \emptyset mittel [μm]	Poren/ cm^2	Porosität [%]	Veredelung sgrad	Unter- kühlung	t Rekalesz	Liquidus- temp	Plateau- temp	Depression
Legierung 4	TA	1	79,442	441,473	7,835	3,3	2,900	21,7	587,304	560,306	0,000
Legierung 4	TA	2	64,375	545,754	8,035	3,4	1,952	23,4	587,742	561,180	-0,874
Legierung 4	TA	3	79,158	445,549	10,352	4,1	2,261	25,9	587,754	560,565	-0,259
Legierung 4	TA	4	36,145	177,783	0,470	3,5	2,296	19,2	587,884	561,063	-0,757
Legierung 4	TA	5	55,619	199,220	0,975	3,3	3,149	20,1	587,482	560,410	-0,104
Legierung 4	TA	6	56,349	288,064	8,585	3,6	2,616	21,7	587,671	560,398	-0,092
Legierung 4	TA	7	70,708	412,580	5,631	3,7	2,520	22,4	587,298	560,116	0,190

Tabelle B-13: Versuch1_TA_chemische Zusammensetzung.

		Zusammensetzung [%]							
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Sr
V1_Ti5B1_15s	TA								
V1_Ti5B1_30s	TA								
V1_Ti5B1_2min	TA	7,07	0,102	0,725	0,074	0,369	0,179	0,0005	0,0107
V1_Ti5B1_5min	TA								
V1_Ti5B1_10min	TA	7,07	0,101	0,754	0,074	0,373	0,175	0,0008	0,0103
V1_Ti5B1_30min	TA								
V1_Ti5B1_1h	TA	7,13	0,104	0,777	0,076	0,369	0,180	0,0006	0,0087
V1_Ti5B1_2h	TA								
V1_Ti5B1_4h	TA	7,18	0,104	0,750	0,076	0,367	0,181	0,0007	0,0051
V1_Ti5B1_8h	TA	7,15	0,109	0,760	0,076	0,362	0,179	0,0008	0,0023
V1_Ti5B1_21h	TA	7,14	0,147	0,775	0,076	-0,347	0,178	0,0006	0,0006
V1_Ti5B1_Grundleg	TA	7,18	0,103	0,545	0,076	0,374	0,178	0,0001	0,0116
V1_Ti3B1_15s	TA								
V1_Ti3B1_30s	TA								
V1_Ti3B1_2min	TA	7,12	0,112	0,418	0,075	0,360	0,180	0,0008	0,0066
V1_Ti3B1_5min	TA								
V1_Ti3B1_10min	TA	7,13	0,113	0,510	0,075	0,361	0,176	0,0007	0,0058
V1_Ti3B1_30min	TA								
V1_Ti3B1_1h	TA	7,08	0,130	0,713	0,075	0,352	0,179	0,0005	0,0028
V1_Ti3B1_2h	TA								
V1_Ti3B1_4h	TA	6,95	0,247	0,715	0,074	-0,337	0,179	0,0003	0,0003
V1_Ti3B1_8h	TA	6,96	0,463	0,733	0,076	-0,322	0,178	0,0003	0,0001
V1_Ti3B1_21h	TA	6,96	1,920	0,716	0,081	-0,271	0,164	0,0005	0,0001
V1_Ti3B1_Grundleg	TA	7,19	0,109	-0,084	0,076	0,373	0,177	0,0001	0,0096
V1_Tibloy_15s	TA								
V1_Tibloy_30min	TA								
V1_Tibloy_2min	TA	7,13	0,107	-0,333	0,075	0,376	0,178	0,0005	0,0119
V1_Tibloy_5min	TA								
V1_Tibloy_10min	TA	7,26	0,112	0,676	0,076	0,383	0,172	0,0005	0,0117
V1_Tibloy_30min	TA								
V1_Tibloy_1h	TA	7,18	0,117	0,737	0,076	0,375	0,178	0,0011	0,0106
V1_Tibloy_2h	TA								
V1_Tibloy_4h	TA	7,07	0,16	0,725	0,076	0,366	0,180	0,0015	0,0076
V1_Tibloy_8h	TA	7,13	0,252	0,763	0,076	0,363	0,173	0,0011	0,0052
V1_Tibloy_21h	TA	7,10	0,694	0,760	0,081	-0,345	0,170	0,0012	0,0009
V1_Tibloy_Grundleg	TA	7,18	0,105	-0,135	0,076	0,376	0,177	0,0001	0,0132

Tabelle B-14: Versuch 1_TA_Auswertung Mikroschliff und Thermische Analyse.

		Thermische Analyse [°C]					Mikroschliff DAS [µm]	Korngröße äqu.Ø [µm]	Veredelungs- grad
		Unter- kühlung	t Rekaleszenz	Liquidus- temp	RM 1	RM 2			
V1_Ti5B1_15s	TA	0,000	0,0						
V1_Ti5B1_30s	TA	0,000	0,0						
V1_Ti5B1_2min	TA	0,149	2,2	611,925					
V1_Ti5B1_5min	TA	0,093	1,8	612,265		61,1	571,63	3,5	
V1_Ti5B1_10min	TA	0,000	0,0	611,589		63,4	456,05	3,1	
V1_Ti5B1_30min	TA	0,231	2,6	611,565	0,924				
V1_Ti5B1_1h	TA	0,159	2,2	612,024		67,3	558,97	1,9	
V1_Ti5B1_2h	TA	0,038	1,4	612,204	1,327	1,153			
V1_Ti5B1_4h	TA	0,001	0,2	611,933		61,7	526,34	2,3	
V1_Ti5B1_8h	TA	0,647	5,4	611,002		67,7	705,60	1,8	
V1_Ti5B1_21h	TA	0,792	6,8	610,955	1,545	1,759			
V1_Ti5B1_Grundleg	TA	0,988	7,8	611,507		66,8	758,64	3	
V1_Ti3B1_15s	TA	0,000	0,0			58,2	507,73	3,5	
V1_Ti3B1_30s	TA	0,111	2,4	612,823					
V1_Ti3B1_2min	TA	0,153	3,0	613,367	0,993	1,018			
V1_Ti3B1_5min	TA	0,485	4,6	612,938		62,0	586,81	3,5	
V1_Ti3B1_10min	TA	0,281	3,0	613,122		59,7	582,13	1,9	
V1_Ti3B1_30min	TA	0,473	4,4	612,493	1,176				
V1_Ti3B1_1h	TA	0,403	3,4	612,485		67,4	588,06	1,7	
V1_Ti3B1_2h	TA	0,663	4,4	611,675	1,372	1,344			
V1_Ti3B1_4h	TA	0,934	5,6	611,352		63,0	744,96	1,5	
V1_Ti3B1_8h	TA	1,317	7,2	610,637		66,9	828,78	1,5	
V1_Ti3B1_21h	TA	2,382	12,6	606,427		60,4	1630,73	1,6	
V1_Ti3B1_Grundleg	TA	0,897	6,2	612,808				2,9	
V1_Tibloy_15s	TA	0,000	0,0			59,5	454,52	4,2	
V1_Tibloy_30min	TA	0,359	4,2	612,768		61,2	555,40	3,7	
V1_Tibloy_2min	TA	0,461	4,6	612,444	1,000	1,352			
V1_Tibloy_5min	TA	0,605	5,2	612,038		57,8	604,99	4	
V1_Tibloy_10min	TA	0,627	5,4	611,517		62,3	631,44	1,8	
V1_Tibloy_30min	TA	0,000	0,0		0,861				
V1_Tibloy_1h	TA	0,064	2,4	612,181		62,8	514,64	2	
V1_Tibloy_2h	TA	0,157	2,8	612,010	0,842	1,027			
V1_Tibloy_4h	TA	0,632	5,2	611,234		67,0	646,91	1,7	
V1_Tibloy_8h	TA	0,888	7,0	610,641		62,2	735,83	1,6	
V1_Tibloy_21h	TA	1,112	7,4	609,465	1,983	1,617			
V1_Tibloy_Grundleg	TA	1,054	6,8	612,377		66,7	749,46	2,6	

Tabelle B-15: Istzeiten der Probenahmen nach Zugabe von verschiedenen Kornfeinungsmittel.

	Ti5B1		Ti3B1		Tibloy	
	TA	Spektrum	TA	Spektrum	TA	Spektrum
00:00:15	00:00:22		00:00:20		00:00:26	
00:00:30	00:00:39		00:00:40		00:00:48	
00:02:00	00:02:17		00:02:36		00:02:55	
00:02:15		00:02:30		00:03:10		00:01:55
00:05:00	00:05:03		00:05:08		00:05:15	
00:10:00	00:11:00		00:10:00		00:10:02	
00:10:15		00:12:15		00:10:30		00:10:27
00:30:00	00:34:20		00:30:00		00:32:00	
01:00:00	01:00:00		01:00:00		01:00:00	
01:00:15		01:00:30		01:00:30		01:00:30
02:00:00	02:00:00		02:00:00		02:00:00	
04:00:00	04:00:00		04:00:00		04:00:00	
04:00:15		04:00:30		04:00:30		04:00:30
08:00:00	07:55:00		08:00:00		08:00:00	
08:00:15		08:00:00		08:00:00		08:00:00
21:00:00	20:00:00		21:00:00		21:00:00	
21:00:00		20:00:30		21:00:30		21:00:30