



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



---

# MASTERARBEIT

Thema:

***Thermodynamische Berechnung der Einflüsse  
von Spurenelementen auf der Bildung  
intermetallischer Phasen bei Al-  
Gusslegierungen***

Ersteller:

**Andreas Fasching, BSc**

Betreuer:

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

**Dipl.-Ing. Dr. mont. Thomas Pabel**



Leoben, März 2015

## Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende 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.

*Fasching Andreas*

---

Andreas Fasching, BSc

Leoben, März 2015

## Danksagung

Mein besonderer Dank gilt Herrn Univ.Prof.Dipl.-Ing.Dr. Peter Schumacher, Vorstand des Lehrstuhls für Gießereikunde der Montanuniversität Leoben, der mir die Möglichkeit gab, meine Diplomarbeit am Lehrstuhl für Gießereikunde in Zusammenarbeit mit der Firma ÖGI (Österreichische Gießerei-Institut) zu absolvieren. Zudem bedanke ich mich für die ideenreiche Diskurse sowie die schnelle Begutachtung dieser Diplomarbeit.

Der Weitere Dank gilt den Mitarbeitern des Österreichischen Gießerei-Institut, Dipl.-Ing. Dr. mont. Thomas Pabel (Erstbegutachtung) und Dipl.-Ing. (FH) Christian Kneißl sowie der Österreichischen Förderungsgesellschaft (FFG) für die Unterstützung dieser Arbeit.

Des Weiteren danke ich den gesamten Mitarbeitern des Lehrstuhls für Gießereikunde der Montanuniversität Leoben, im besonderen Hrn. Winfried Fischer für die Mitarbeit der praktischen Versuchsdurchführungen sowie Dipl.-Ing. Dr. Thomas H. Ludwig, Dipl. Suat Sönmez und Hr. Andreas Cziegler, BSc für die hilfreichen Anregungen und konstruktiven Gespräche, welche für die Entstehung dieser Diplomarbeit unerlässlich waren.

Zu guter Letzt möchte ich mich bei meiner Familie, im speziellen aber meiner Lebensgefährtin Mag.(FH) Sandra Ofner und meinem Sohn Max Sebastian ganz herzlich danken, die mich ideell und moralisch mit viel Verständnis für den Zeitbedarf unterstützt haben!

## Kurzfassung

Eine Anreicherung durch Spurenelementen und deren daraus entstehenden Wechselwirkungen beeinflussen die Eigenschaften von Leichtmetalllegierungen zusehends negativ. Dieser Effekt wird durch den hohen Recyclinggrad von Aluminium und dem globalen Legierungs- und Schrotthandel massiv verstärkt. Daher ist es unerlässlich, die Auswirkungen von Spurenelementen auf der Bildung intermetallischer Phasen einer Al-Gusslegierung messen und interpretieren zu können.

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der thermodynamische Berechnung der Einflüsse von Spurenelementen auf der Bildung intermetallischer Phasen bei untereutektischen Al-Gusslegierungen und deren Nachweis an praktischen Versuchen.

Für diese Untersuchung wurden drei Probenserien einer Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit unterschiedlichem Grad an Verunreinigungen untersucht. Im Detail wurde dabei auf die Spurenelemente Calcium Ca, Titan Ti, Vanadium V und Zirkon Zr eingegangen. Als verwendete Messmethoden kamen die thermodynamische Berechnung durch Thermo-Calc, thermische Analyse, metallographische Untersuchung (LIMI, REM) und die Spektralanalyse zum Einsatz.

Der erste Teil dieser Arbeit befasst sich mit der thermodynamische Berechnungen der einzelnen Legierungsserien. Dabei werden die chemischen Zusammensetzungen durch die oben genannten Spurenelemente entsprechend variiert und die Ergebnisse gegenübergestellt. Im zweiten Teil soll ein Vergleich zwischen der thermodynamischen Berechnung und eines realen Abgusses aufgestellt werden. Dabei soll die Sensibilität und Aussagekraft der thermodynamischen Ergebnisse dargelegt werden.



## Abstract

An enrichment of trace elements and their resulting interactions influence the properties of light-metal alloys increasingly negative. This effect is massively amplified by the high degree of recycling of Aluminum and the global alloy and scrap trade. Therefore, it is essential to measure and interpret the effects of trace elements on the formation of intermetallic phases of Al-casting alloys.

The present work deals with the thermodynamic calculation of the influence of trace elements on the formation of intermetallic phases of eutectic Al-cast alloys and their detection in practical experiments.

For this investigation three series of samples of an Al Si7Mg0.3 - cast alloy were studied with varying degrees of impurities. The focus of this investigation is on the following trace elements such as Calcium Ca, Titanium Ti, Vanadium V and Zirconium Zr. As measurement methods were used the thermodynamic calculation by Thermo-Calc, thermal analysis, metallographic investigation (LIMI, SEM) and the spectral analysis.

The first part of this thesis deals with the thermodynamic calculations of the alloys (high purity, technical purity). The chemical compositions of the mentioned trace elements are correspondingly varied and compared with the results. In the presence of calcium the formation of the Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-phase is always observed and at higher Levels of Ca primary precipitates can be detected. Furthermore calcium has a refining effect on the Al-Si eutectic. With the addition of Titanium, Vanadium and Zirconium the formation of Al<sub>3</sub>M (Ti, V, Zr) phases is favoured.

In the second part, a comparison between the thermodynamic calculation and a practical castings is made. This demonstrates the sensitivity and validity of the thermodynamic calculation of phases.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Eidesstattliche Erklärung</b> .....	<b>II</b>
<b>Affidavit</b> .....	<b>II</b>
<b>Danksagung</b> .....	<b>III</b>
<b>Kurzfassung</b> .....	<b>IV</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>V</b>
<b>Inhaltsverzeichnis</b> .....	<b>VI</b>
<b>1 Einleitung</b> .....	<b>1</b>
<b>2 Theoretische Grundlagen</b> .....	<b>2</b>
2.1 Al - Legierungen .....	2
2.2 Al-Si System.....	3
2.2.1 Legierungskunde – Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen .....	5
2.3 Numerische Simulation und Erstarrungsgrundlagen .....	15
2.3.1 CALPHAD-Methode .....	15
2.3.2 Erstarrung im Ungleichgewicht nach Gulliver-Scheil .....	17
2.3.3 Erstarrungskennwerte .....	20
2.3.4 Wachstumsbehinderung Q im Zusammenhang mit Kornfeinungs-mechanismen .....	21
2.4 Thermische Analyse .....	23
2.4.1 Reale Abkühlkurve einer Al Si7Mg0.3-Gusslegierung .....	23
2.4.2 TA in Abhängigkeit von Kornfeinung und Veredelung an untereutektischen Al-Si – Gusslegierungen .....	24
2.5 Intermetallische Phasen .....	26
2.5.1 Hume-Rothery Phase .....	28
2.5.2 Laves-Phase .....	29
2.5.3 Zintl – Phase .....	30
<b>3 Experimentelle Methoden</b> .....	<b>32</b>
3.1 Legierungen .....	32
3.1.1 Legierungsherstellung für realen Abguss (CP).....	35
3.2 Numerische Simulation – Thermo-Calc .....	37
3.3 Abgüsse .....	37
3.4 Thermische Analyse TA .....	38
3.5 Chemische Analyse.....	39
3.6 Metallographie.....	39
3.6.1 Probenentnahmeort .....	39
3.6.2 Probenpräparation .....	40
3.6.3 Lichtmikroskopie LIM1 .....	40

3.6.4	Rasterelektronenmikroskopie REM .....	41
3.7	Zusammenfassung der experimentellen Methoden .....	43
<b>4</b>	<b>Auswertung und Ergebnisse .....</b>	<b>44</b>
4.1	Hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_HP) .....	44
4.1.1	Thermodynamische Berechnung (Thermo-Calc).....	44
4.2	Technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_TP) TRIMET .....	48
4.2.1	Thermodynamische Berechnung (Thermo-Calc).....	48
4.3	Kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP).....	55
4.3.1	Chemische Analyse .....	55
4.3.2	Thermodynamische Berechnung (Thermo-Calc).....	56
4.3.3	Thermische Analyse (TA) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP)59	
4.3.4	Metallographie (LIMI, REM).....	64
<b>5</b>	<b>Zusammenfassung und Diskussion.....</b>	<b>77</b>
5.1	Einfluss der Spurenelemente auf der Bildung intermetallischer Phasen aus der Betrachtung der thermodynamische Untersuchung.....	77
5.1.1	Gegenüberstellungen der thermodynamisch berechneten Ergebnissen von hochreiner (HP) und technisch-reiner (TP) Al Si7Mg0.3 –Gusslegierung .....	77
5.2	Aussagen aus den Ergebnissen der thermodynamischen Berechnung und des realen Abgusses (Leg_CP).....	81
5.2.1	Gegenüberstellungen der thermodynamisch berechneten Phasen und der aus der Metallographie bestimmten Phasen der kommerziell-reiner Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP)	81
5.3	Fazit .....	84
<b>6</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>87</b>
<b>7</b>	<b>Abbildungs-, Tabellen- und Diagrammverzeichnis .....</b>	<b>91</b>
<b>A</b>	<b>Anhang hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung HP.....</b>	<b>99</b>
A.1	TC – Phasenausscheidungen (hochreine Al Si7Mg0.3).....	99
A.1.1	Probenserie A – hochreine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung HP .....	99
A.1.2	Probenserie B – hochreine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung HP .....	104
<b>B</b>	<b>Anhang technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung TP (TRIMET) .....</b>	<b>107</b>
B.1	TC – Phasenausscheidungen (technisch reine Al Si7Mg0.3) .....	107
B.1.1	Probenserie A – technisch reine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung TP (TRIMET).....	107
B.1.2	Probenserie B – technisch reine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung TP (TRIMET).....	112
<b>C</b>	<b>Anhang kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP (realer Abguss)</b>	<b>116</b>
C.1	Chemische Analyse (kommerziell reine Al Si7Mg0.3).....	116
C.1.1	Referenzlegierung 3 (Ref_CP) .....	116
C.1.2	Probenserie A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP .....	116
C.1.3	Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP .....	120
C.2	TC – Phasenausscheidungen (kommerziell reine Al Si7Mg0.3).....	123
C.2.1	Referenzlegierung 3 (Ref_CP) .....	123
C.2.2	Probenserie A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP .....	125
C.2.3	Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP .....	129

C.3	Thermische Analyse (kommerziell reine Al Si7Mg0.3).....	132
C.3.1	Referenzlegierung 3 (Ref_CP) .....	132
C.3.2	Probenserie A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP .....	133
C.3.3	Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP .....	139

# 1 Einleitung

Der Einsatz des Leichtmetallwerkstoffs Aluminium und dessen Legierungen hat in den letzten Jahrzehnten in vielen Bereichen (Automobil, Luftfahrt, etc.) stark zugenommen. Aufgrund der Tatsache, dass bei der Primärherstellung von Aluminium große Energiemengen notwendig sind, ist die Recyclingrate von Aluminium sehr hoch, wobei weniger als 10% der Primärenergie benötigt wird.

Damit die Qualität dieser effizienten Wiederverwertung von Aluminium und Aluminiumlegierungen nicht allzu sehr darunter leidet, muss von einer vorangehenden sortenreinen Schrottsortierung ausgegangen werden. Dennoch kann es dabei zu unkontrollierten Anreicherungen von Spuren- und Begleitelementen in den Leichtmetalllegierungen kommen, welche sich negativ auf die gießtechnologischen Eigenschaften und mechanischen Festigkeiten von Bauteilen auswirken können.

Aber nicht nur allein das Recyceln von Aluminium und Aluminiumlegierungen trägt zu diese Problematik bei, bereits die bei der Elektrolyse von Aluminium eingesetzten Petrolkoksanoden sind häufig (z. B. mit Vanadium) verunreinigt und geben diese Verunreinigungen an die Legierungen und die nachfolgende Produktionskette weiter. All diese Faktoren summieren sich über Produktzyklen auf und führen in der Praxis zunehmend zu unerklärbaren Prozess- und Qualitätsproblemen.

Die Motivation dieser Arbeit ist es die Auswirkungen von Spurenelementen auf der Bildung intermetallischer Phasen einer Al-Gusslegierung messen und interpretieren zu können. Dabei sollen die Mechanismen zur Bildung von neuen Phasen sowie die Auswirkung auf das Gefüge geklärt werden. Speziell soll dabei auf die Elemente Calcium Ca, Titan Ti, Vanadium V und Zirkon Zr mit Hilfe von thermodynamischen Simulation und realen Abgüssen eingegangen werden.

## 2 Theoretische Grundlagen

### 2.1 Al - Legierungen

Reinaluminium wird vor allem im Elektronik- und Verpackungssektor eingesetzt, wobei hier elektrische bzw. thermische Leitfähigkeit sowie gute Verformbarkeit im Vordergrund stehen. Das Anwendungsgebiet kann durch gezieltes Zulegieren weiterer Elemente vergrößert werden. Im Laufe der Zeit haben sich vier Hauptgruppen der Al-Gusslegierung (Al-Si, Al-Mg, Al-Zn, Al-Cu) durch gezielte Legierungsentwicklung etabliert, in Abb. 2-1 ist ein schematischer Aufbau hierfür gezeigt.

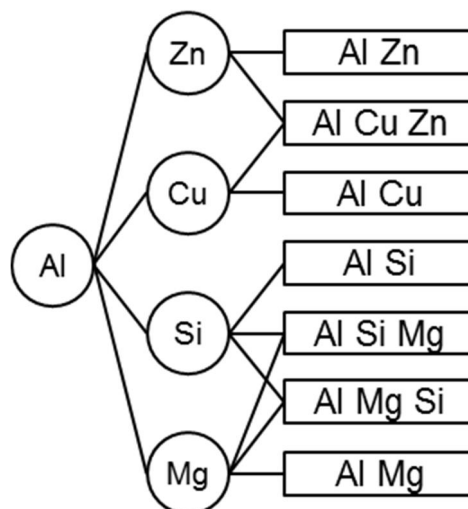


Abb. 2-1: Schematischer Aufbau der Al-Gusslegierung [1].

Die technischen binären Legierungssysteme (Al-Si, Al-Mg, Al-Zn, Al-Cu) weisen dabei eutektische Systeme mit begrenzter Löslichkeit in im festen Zustand auf, siehe Abb. 2-2.

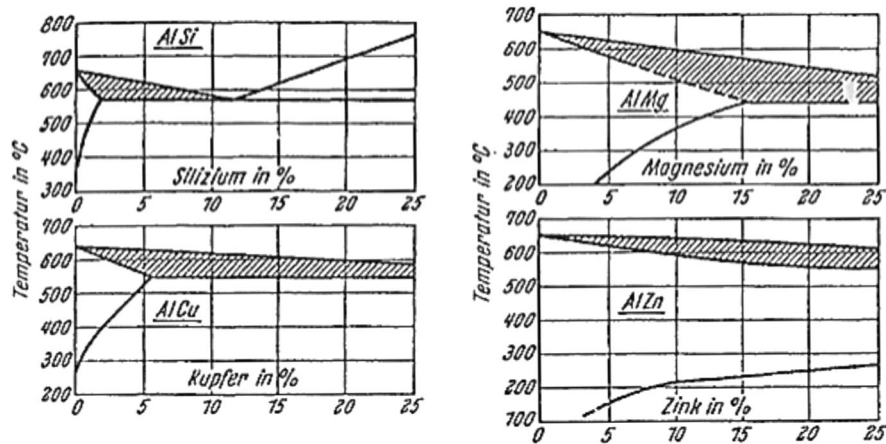


Abb. 2-2: Teilsysteme der Zustandsdiagramme Al-Si, Al-Cu, Al-Mg und Al-Zn [1].

Den weitaus größten und wichtigsten Produktionsanteil der oben angeführten Al-Gusslegierung liefert dabei das Al-Si – System.

## 2.2 Al-Si System

Aufgrund der ausgezeichneten Gießbarkeit und der Kombination von geringer Dichte bei verhältnismäßig hoher Festigkeit und hoher Duktilität sind die binären Al-Si – Legierungen die meist verwendeten Basislegierungen in der Automobil- und Luftfahrtindustrie. Sie sind in DIN EN 1706 genormt und für Druckguss, Kokillenguss und Sandguss geeignet [2].

In Abb. 2-3 ist das binäre Phasendiagramm des Al-Si – Legierungssystems in Abhängigkeit von Temperatur und Zusammensetzung dargestellt. Es handelt sich dabei um ein eutektisches System. Der eutektische Punkt befindet sich bei 12,2 wt% Si und einer Temperatur von 577°C [3].

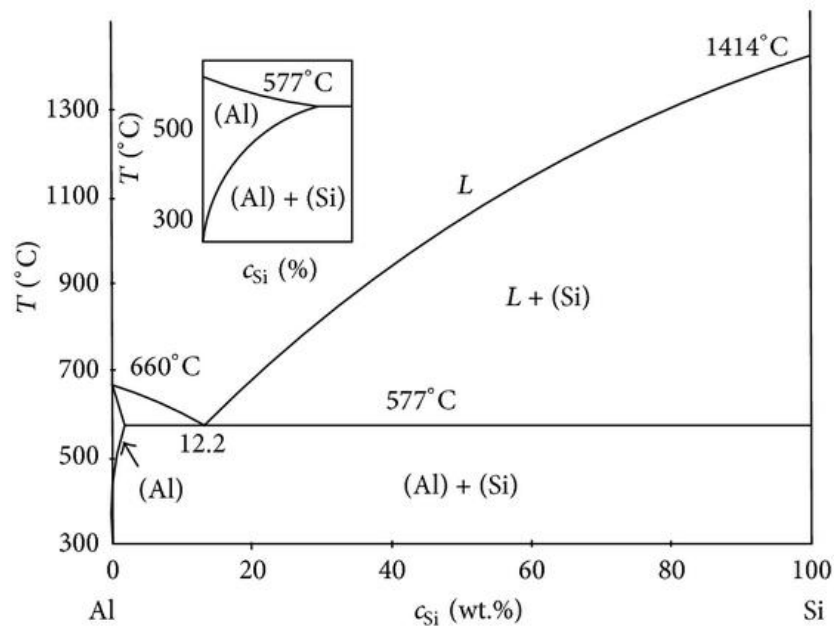


Abb. 2-3: Phasendiagramm Al-Si – System [3]

Der Si-Gehalt kann je nach Anwendung zwischen 5% und 20% liegen. Dabei können die Werkstoffe in untereutektische (<11% Si), eutektische/naheeutektische (11-13% Si) und übereutektische (>13% Si) Gusslegierungen unterteilt werden.

Wie aus Abb. 2-3 hervorgeht, verringert sich bei sinkender Temperatur die Löslichkeit von Si im  $\alpha$ -Aluminium (kfz). So können bei der eutektischen Temperatur (577°C) max. 1,65% Si und bei Raumtemperatur (20°C) praktisch kein Si mehr im  $\alpha$ -Al gelöst werden. Diese temperaturabhängige Löslichkeit würde zwar einen Aushärtungseffekt bewirken, welcher aber aufgrund des geringen versetzungsbehindernden Effektes von ausgeschiedenen Si-Partikeln keinen nennenswerten technischen Nutzen erfährt. Mit sogenannte ternäre Legierungen bzw. Mehrstofflegierungen wo durch Zugabe von zusätzlichen Legierungselementen, wie zum Beispiel von Magnesium, Kupfer und Nickel können solche höheren Festigkeiten sowie Warmfestigkeiten erzielt werden. Repräsentativ ist in Abb. 2-4 ein solcher Aushärtungsablauf für eine ternäre aushärtbare AlSiMg-Gusslegierung schematisch dargestellt [5].



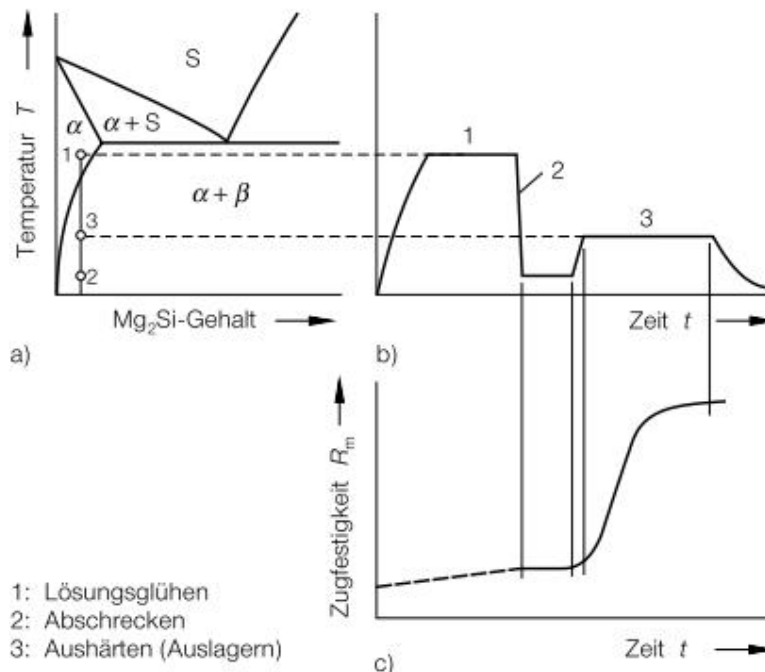


Abb. 2-4: Aushärtung einer AlSiMg - Gusslegierung (schematisch), a) quasibinärer Schnitt Al-Mg<sub>2</sub>Si, b) Temperatur-Zeit-Verlauf, c) zeitlicher Verlauf der Festigkeitswerte [5].

Ein solcher festigkeitssteigernder Prozess wird als Wärmebehandlung bezeichnet, welcher in die Teilschritte: Lösungsglühen, Abschrecken und Aushärten gegliedert wird. Dabei muss beim Lösungsglühen in erster Linie auf die vollständige Auflösung von eventuell vorhandenen Ausscheidungen, vor allem den intermetallischen Mg<sub>2</sub>Si – Ausscheidungen, im α-Mischkristall geachtet werden. Dies geschieht bei einer Temperatur von 520°C und ist ca. nach ½ bis 1 Stunde abgeschlossen. Ein anschließendes rasches Abschrecken des Werkstoffes auf Raumtemperatur liefert zunächst keine wesentliche Festigkeitssteigerung. Diese wird erst bei der anschließenden Aushärtung (Auslagerung einer fein verteilten Mg<sub>2</sub>Si-Härtephase) des übersättigten und infolge instabilen α-Mischkristalls erzeugt. Je nach Temperatur (175°C und 125°C) kann dieser Vorgang zwischen 4 Stunden und 3 Tagen in Anspruch nehmen. Dabei können Festigkeiten weit über den doppelten Faktor des Gussgrundzustandes erzielt werden [1][4][5].

### 2.2.1 Legierungskunde – Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen

Al-Si – Gusslegierungen werden aus Primärlegierung sowie Sekundärlegierungen (Recyclingroute) hergestellt. In beiden Fällen lässt es sich kaum vermeiden, dass Spurenelemente wie Fe, Mg, Mn, V, Cr, Ni, Zn, P, etc. sich in diversen Legierungen ansammeln. D. h. neben den gezielt hinzugefügten Legierungselementen können sich auch sogenannte unerwünschte Begleitelemente in der Legierung aufsummieren. Dabei werden

aber nicht nur die thermischen, mechanischen und physikalischen Eigenschaften verändert sondern es kann auch zur Bildung von neuer bzw. veränderter Gefügephasen kommen. Nachfolgend sollen mögliche Einflüsse und Eigenschaften ausgewählter Elemente hierfür diskutiert werden.

### **2.2.1.1 Silicium und Magnesium**

Si und Mg sind eine der wichtigsten Hauptlegierungselemente in Al-Gusslegierungen. Si verbessert vor allem die gießtechnologischen Eigenschaften und mit Mg wird die Al-Si-Mg – Gusslegierung über die Bildung der Phase  $Mg_2Si$  aushärtbar, wie unter Punkt 2.2 schon besprochen wurde. D.h. Mg ist für die Einstellung von hohen Festigkeiten in den Al-Si-Mg – Gusslegierungen verantwortlich. Wobei die Festigkeit und die Duktilität von den entsprechenden Wärmebehandlungszuständen und der vorhandenen Mg-Konzentration stark abhängig ist. Mg-Gehalte für kommerzielle Anwendungen bewegen sich zwischen 0,3 und 0,65 wt% Mg und nehmen mit steigendem Si-Gehalten ab [3].

Si ist eines der wichtigsten Legierungselemente in den Al-Gusslegierungen. Mit Si stellen sich vor allem bei eutektischen und naheutektischen Zusammensetzungen ausgezeichnete Gießeigenschaften, wie Fließ- und Formfüllungsvermögen, ein. Des Weiteren wirkt sich das Si der auftretenden Erstarrungsschrumpfung in Al-Gusslegierungen entgegen. D.h. das kovalent gebundene Si dehnt sich beim Erstarren von flüssig auf fest aus und wirkt somit dem Volumendefizit der Erstarrungsschrumpfung entgegen [3][4]. Das wiederum verbessert das Speisungsverhalten und verringert die Warmrissneigung und Lunkerbildung. Die anwendungsspezifischen Si-Konzentrationen bewegen sich wie zuvor schon erwähnt zwischen 5 und 20 wt% Si. Die positiven Festigkeitseigenschaften, welche sich mit steigenden Si-Gehalten einstellen, werden in Abb. 2-5 gezeigt [6]. Darin kann auch der Effekt der Si-Veredelung beobachtet werden. Dies kann wie im folgenden Kapitel 2.2.1.2 behandelt wird durch geringe Zugaben von Strontium und Natrium erzielt werden.

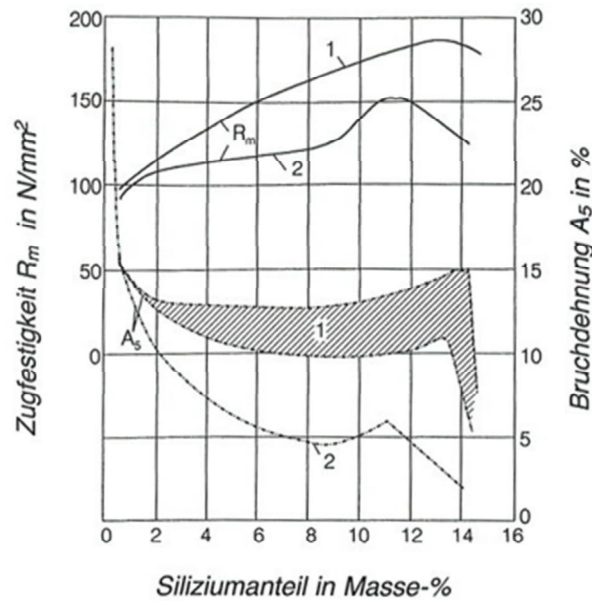


Abb. 2-5: Si-Konzentration in Abhängigkeit auf die Festigkeit und Bruchdehnung, von AlSi-Gusslegierung, Sandguss; 1-veredelt, 2-unveredelt [6].

### 2.2.1.2 Strontium und Natrium

Strontium Sr oder Natrium Na werden in geringen Konzentrationen (jew. ca. 100 – 300 ppm) als Veredelungsmittel zur Schmelzenbehandlung bei eutektischen und untereutektischen Al-Si – Gusslegierungen eingesetzt. Diese gefügebeeinflussende Maßnahme verhindert die normale eutektische Erstarrung von grobkörnigen facettierten Si-Primärkristallen in der Schmelze und erzwingt somit eine feinförmige nicht-facettierte Erstarrung des eutektischen Siliciums. Dadurch lassen sich die bereits guten mechanischen Eigenschaften und Festigkeiten von Al-Si – Gusslegierungen zusätzlich verbessern [7]. Für eine Beschreibung der atomistischen Vorgänge hierfür soll auf die Literatur von Li et al. "Modification of eutectic Si in Al-Si based alloys" verwiesen werden [8].

Bei der Na-Veredelung spricht man von einer Kurzzeit-Veredelung. Grund hierfür ist der hohe Verdampfungspunkt von Na und die Reaktion zu ternären Oxiden, somit kommt es zu einem recht raschen Abbrand (ca. 20 – 30 min) des zugesetzten Natriums in der Schmelze [10]. D.h. Schmelzen welche einer Na-Veredelung unterzogen wurden müssen sofort verarbeitet werden damit sich eine vollständige Veredelungswirkung einstellt. Ein großer Vorteil der Na-Veredelung ist, dass der veredelnde Effekt sehr rasch (1 – 2 min) einsetzt. Dieser Effekt ist vor allem von der Badtemperatur und der Form des Na-Zusatzes (Na-Salze, metallisches Na) abhängig. Die Dosierung der eng tolerierbaren Bereiche sind aber technisch nicht einfach: Die Auflösung von Na-Salzen unterliegen je nach Badtemperatur einer bestimmten Reaktionszeit

und Zugaben in metallischer Form unter einer Tauchglocke unterliegen wiederum der Gefahr eines unkontrollierten Abbrandes [10]. Sowohl eine Überveredelung wie auch eine Unterveredelung haben nachteilige Folgen auf die Gefügebeschaffenheit der vergossenen Legierung. Der Veredelungsgrad kann durch eine thermische Analyse (TA) technisch unaufwendig bestimmt werden. Hierzu wird auf das Kapitel 2.4 verwiesen werden.

Im Gegensatz zur Na-Veredelung spricht man bei der Veredelung durch Sr von einer Dauer- /Langzeit-Veredelung. Der Veredelungseffekt nimmt dabei im Vergleich zur Na-Veredelung erst bei sehr langen Warmhaltezeiten, mehreren Stunden, ab. Sogar gegen ein mehrmaliges (nicht zu häufiges) Umschmelzen ist diese Veredelungswirkung beständig. Was den Vorteil gegenüber der Na-Veredelung mit sich bringt, das bereits vorveredeltes Blockmetall aus dem Hüttenwerk aber auch das anfallende Kreislaufmetall verwenden zu können. Auch hier kann eine TA über den Veredelungsgrad Aufschluss geben [6][10].

### 2.2.1.3 Calcium Ca

In Al-Gusslegierungen werden dem Ca eine Verbesserung der Bruchzähigkeit und eine Modifizierung des Al-Si Eutektikums nachgesagt [8]. Bei recycelten Aluminiumlegierungen wirkt Ca den negativen Eigenschaften durch hohe Eisen- und Antimongehalte entgegen. Weitere Anwendung findet das Ca noch bei der Herstellung von Aluminiumschäumen und bei den Metallmatrix-Verbundwerkstoffen (engl. metal matrix composite, MMC)[12]. Ebenfalls geht aus den aktuellen Untersuchungen von Li und Ludwig et all. [8][9] hervor, dass das Ca in Al - Si – Legierungen veredelnde Effekte im Sinne einer Feinung auf das Al-Si – Eutektikum aufweist und somit als Veredelungsmittel eingesetzt werden könnte.

Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften sind aus Tabelle 2-1 zu entnehmen:

Tabelle 2-1: Physikalische Eigenschaften von Calcium [10].

<i>Rel. Atom- masse</i>	<i>Ordnungs- zahl</i>	<i>Dichte</i> [kg/dm <sup>3</sup> ]	<i>Schmelzpunkt</i> [°C]	<i>Siedepunkt</i> [°C]
40,08	20	1,55	840	1484
<i>Schmelzwärme</i> [kJ/kg]	<i>Ordnungszahl</i> [kJ/(kg*K)]	<i>Wärmeleitfähig- keit</i> [W/m*K]	<i>Thermischer Längenaus- dehnungskoeffizient</i> [10 <sup>-6</sup> /K]	
326	0,65	201	22	

Abb. 2-6 zeigt das binäre Zustandsdiagramm von Al-Ca mit den charakteristischen Temperaturen und Gehalten. Bei der Betrachtung der aluminiumreichen Seite tritt ein Eutektikum bei einer Temperatur von 616°C bei einer Ca-Konzentration von 7,6 wt% Ca auf. An dieser eutektischen Temperatur besitzt der α-Al auch die größte Löslichkeit von 0,7 wt%

Ca. Diese sehr geringe Löslichkeit von Ca im  $\alpha$ -Al verschwindet bei weiterer Abkühlung zu Gänze.

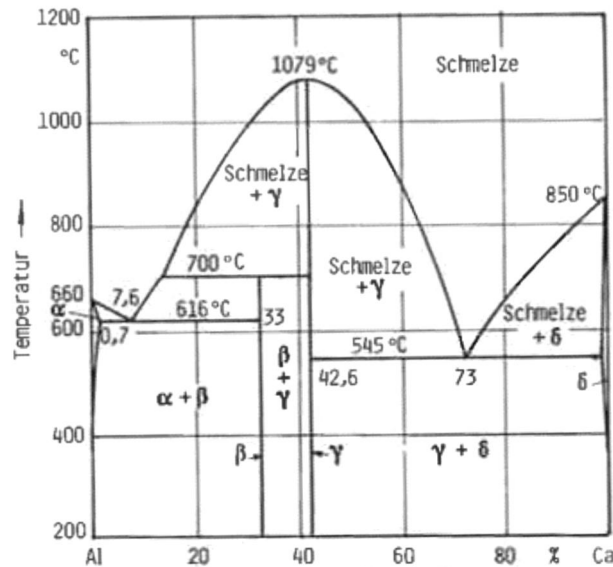


Abb. 2-6: binäres Zustandsbild Al-Ca [10].

Somit kommt es schon bei sehr geringen Ca-Konzentrationen zu sogenannten Ca-Seigerungen vor der Erstarrungsfront des  $\alpha$ -Al Mischkristalls. Durch diese Anhäufung von Ca in der Restschmelze, bedingt durch das Überschreiten der temperaturabhängigen Gleichgewichtskonzentration, ist auch der Grund für die Bildung der intermetallischen  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Phase in einer Al-Si - Gusslegierung. Dies wird in zahlreichen Veröffentlichung unter anderem im speziellen von Schmid-Fetzer [13] bestätigt. In Abb. 2-7 kann dies verdeutlicht werden. Dabei kommt es zu folgenden zwei binären eutektischen Reaktionen:

- E1 (610°C):  $\text{Liq.} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{CaAl}_4 + \text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$
- E2 (577°C):  $\text{Liq.} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$

Wobei bei untereutektischen Al-Si Gusslegierungen es ausschließlich nur zur Reaktion von E2 kommt [12][14][17].

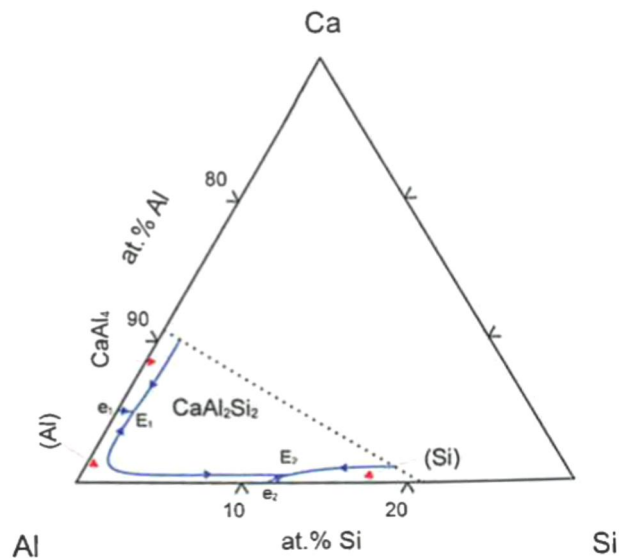


Abb. 2-7: Auszug des ternären aluminiumreichen Al-Si-Ca Zustandsdiagramms [14].

### 2.2.1.4 Titan Ti

Titan wird wegen der keimbildenden und wachstumsbehindernden Wirkung in Aluminiumgusslegierungen hauptsächlich als Kornfeinungsmittel eingesetzt. Der Effekt der Kornfeinung von rein eingesetzten Titan in einer Aluminiumschmelze ist nicht sehr effektiv. Verstärkt wird dieser Effekt jedoch durch gleichzeitiges Vorhandensein von Bor bzw. durch Zugabe von AlTiB-Vorlegierungen. Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften sind aus Tabelle 2-2 zu entnehmen:

Tabelle 2-2: Physikalische Eigenschaften von Titan [10].

<i>Rel. Atommasse</i>	<i>Ordnungszahl</i>	<i>Dichte</i> [kg/dm <sup>3</sup> ]	<i>Schmelzpunkt</i> [°C]	<i>Siedepunkt</i> [°C]
47,88	22	4,5	1672	~3300
<i>Schmelzwärme</i> [kJ/kg]	<i>Ordnungszahl</i> [kJ/(kg·K)]	<i>Wärmeleitfähigkeit</i> [W/m·K]	<i>Thermischer Längenausdehnungskoeffizient</i> [10 <sup>-6</sup> /K]	
393	0,61	22	8,4	

Abb. 2-8 zeigt das binäre Zustandsdiagramm von Al-Ti mit den charakteristischen Temperaturen und Gehalten.

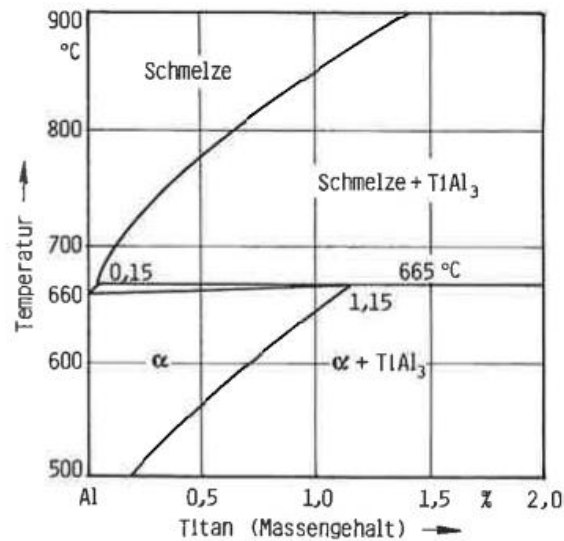


Abb. 2-8: aluminiumreiches binäres Zustandsbild Al-Ti [10].

Aus Abb. 2-8 geht hervor, dass durch die Zugabe von Ti in eine Aluminiumschmelze sich der Schmelzpunkt des Aluminiums zu höheren Werten begibt. Es bildet sich dadurch ein sogenanntes Peritektium ( $\text{Schmelze} + \text{Al}_3\text{Ti} \rightarrow \alpha\text{-Al}$ ) aus, mit dem vorliegenden peritektischen Punkt:  $665^\circ\text{C} / 1,15 \text{ wt\% Ti}$ . Dieser Effekt hat entsprechend positive Auswirkungen auf die bereits erwähnte Keimbildung und auf das freie Wachstum der Aluminiumkörner. Daraus lassen sich hervorragende Eigenschaften für die Kornfeinung durch Ti in Kombination mit Bor in Form von Al-5Ti-1B oder Al-3Ti-1B in Al-Gusslegierungen erklären, siehe Abb. 2-9. Dabei wirkt das feste Ti ( $\text{TiB}_2$ ) in der Schmelze zum einem als Substrat (heterogenes Keimzentrum) und zum anderem in gelöster Form als stark wachstumsbehindernd [15][16]. Hierzu soll zusätzlich auf das Kapitel 2.3.4 verwiesen werden.

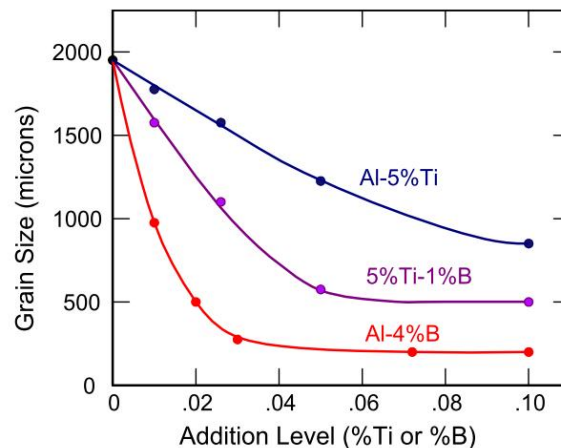


Abb. 2-9: Kornfeinende Wirkung von Titan und Bor einer A356 in Abhängigkeit zur Korngröße.

### 2.2.1.5 Vanadium V

Vanadium ist in Al-Legierungen meist in geringen Spuren anzufinden. Dies beruht aus der Primärherstellung der Aluminiumerzeugung nach dem Hall-Héroult-Prozess mit Hilfe der Söderberg-Zellen (Petrolkoks-Elektroden). Aus der Al-reichen Seite des binären Al-V – Phasendiagramm geht hervor, dass das peritektisches Element Vanadium eine Löslichkeit im Festen von 0,37 wt% bei zugehöriger peritektischer Temperatur von 660,3°C [23] besitzt. Diese Löslichkeit wird mit sinkender Temperatur geringe und fällt somit bei 527°C unter 0,2 wt% V [23]. Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften sind aus Tabelle 2-3 zu entnehmen:

Tabelle 2-3: Physikalische Eigenschaften von Vanadium [10].

Rel. Atom-masse	Ordnungs-zahl	Dichte [kg/dm <sup>3</sup> ]	Schmelzpunkt [°C]	Siedepunkt [°C]
50,94	23	5,96	1890	~3380
Schmelzwärme [kJ/kg]	Ordnungszahl [kJ/(kg*K)]	Wärmeleitfähig-keit [W/m*K]	Thermischer Längenaus-dehnungskoeffizient [10 <sup>-6</sup> /K]	
764	0,50	31	8,3	

Abb. 2-10 zeigt einen isothermischen Ausschnitt des ternären Al-Si-V – Systems bei einer Temperatur von 620°C. Folgende mögliche intermetallische AlV-Phasen können dabei gebildet werden: Al<sub>3</sub>V; Al<sub>7</sub>V<sub>2</sub>, Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub>, Al<sub>45</sub>V<sub>7</sub> und Al<sub>21</sub>V<sub>2</sub> [19]. Neben diesen möglichen auszubildenden Phasen bringen Vanadiumgehalte in Al-Si Legierungen positiv Effekte mit sich. So geht aus dem Artikel von BOLIBRUCHOVA und ZIHALOVA [18] hervor, dass Vanadiumgehalte von 0,05 bis 0,15 wt.% die Kornfeinung unterstützen. Zusätze von 0,2 wt.% Vanadium in Fe- reichen Al-Si Legierungen begünstigen die mechanischen Eigenschaften, im



speziellen wird dabei die Zugfestigkeit, Dehnung und Härte verbessert. Des Weiteren werden bei gleichem Gehalt von Vanadium die äußerst schädlichen nadel-/plattenförmigen  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen dadurch verkleinert. Wobei aus selbigem Artikel auch hervorgeht, dass die Bildung dieser  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen geringe Vanadiumgehalte auch etwas begünstigt wird [18].

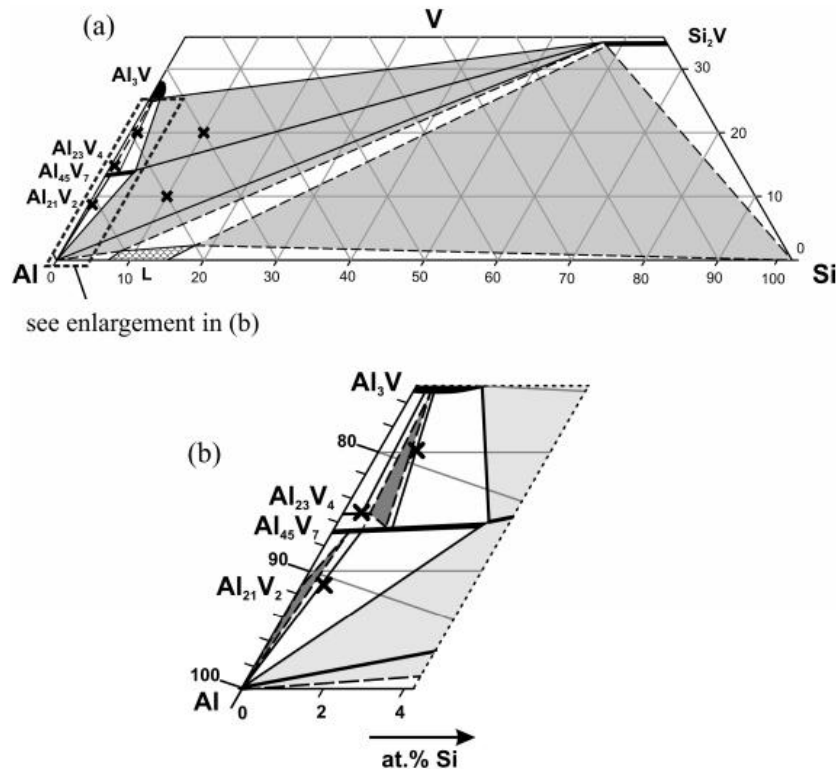


Abb. 2-10: partieller isothermischer Ausschnitt des ternären Al-Si-V Systems bei 620°C mit möglichen Ausscheidungsvariationen der intermetallischen AlV-Phasen, (b) Vergrößerung der Al-reichen Seite [19].

### 2.2.1.6 Zirkon Zr

Die Löslichkeit von Zirkon in Aluminium ist sehr gering und liegt bei 660°C bei 0,28 wt.% Zr, was auch den peritektischen Punkt in Abb. 2-11 repräsentiert. Mit fallender Temperatur hin zur Raumtemperatur ist fast keine Löslichkeit mehr vorhanden. Die Al-reichste intermetallische Phase aus dem Al-Zr- Phasendiagramm ist die  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Die stabile Phasenstruktur ist dabei tetragonale-raumzentrierte, was einer  $\text{D}_{023}$ -Struktur entspricht [20][21]. Zirkon ist dem Titan im chemischen und metallkundlichen sehr ähnlich, daher ist auch die  $\text{Al}_3\text{Ti}$ -Struktur ( $\text{D}_{022}$ -Typ) möglich, wobei diese nicht so stabil ist und daher nur selten anzufinden ist. Ebenfalls wie dem Titan können geringe Mengen an Zirkon in einer Al-Si – Legierungen kornfeinende und festigkeitssteigernde Effekte zugeschrieben werden [22].

Tabelle 2-4: Physikalische Eigenschaften von Zirkon [10].

Rel. Atommasse	Ordnungs-zahl	Dichte [kg/dm <sup>3</sup> ]	Schmelzpunkt [°C]	Siedepunkt [°C]
91,22	40	6,53	1852	~4380
Schmelzwärme [kJ/kg]	Ordnungszahl [kJ/(kg·K)]	Wärmeleitfähigkeit [W/m·K]	Thermischer Längenausdehnungskoeffizient [10 <sup>-6</sup> /K]	
252	0,27	24	5,4	

Abb. 2-11 zeigt das binäre Zustandsdiagramm von Al-Zr mit den charakteristischen Temperaturen und Gehalten.

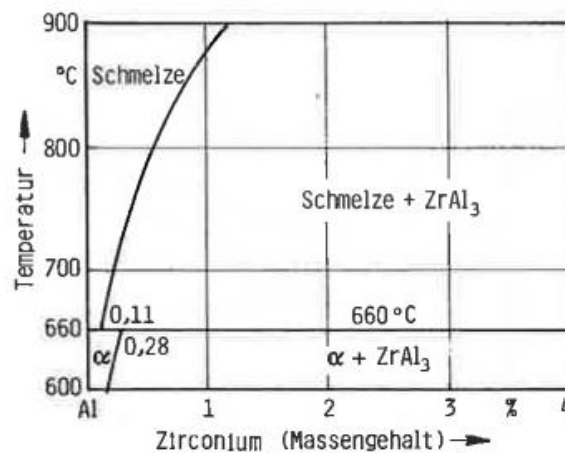


Abb. 2-11: binäres Zustandsbild Al-Zr [10].

### 2.2.1.7 Eisen Fe

Eisen ist in kommerziell reinen Aluminiumlegierungen eines der am häufigsten und kritischsten auftretenden Spurenelement. Schon bereits bei geringen Mengen an Eisen ca. 0,2 wt.% kommt es zu negativen Auswirkungen auf die Zähigkeit des Gussstücks [23][24]. Es kommt dabei zur Bildung von zahlreichen intermetallischen Eisenphasen, wobei hier Größe, Morphologie, Menge und deren Verteilung im Gussstück von entscheidender Bedeutung ist. In Al-Si – Gusslegierungen kann dabei in die drei wesentlichsten intermetallischen Eisenphasen eingeteilt werden: der  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi Phase mit nadel- /plattenförmiger Morphologie, der  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>Fe<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> Phase mit schiff förmiger (Chinese-Script) oder polygonaler Morphologie und der  $\pi$  – Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> Phase ebenfalls in einer schiff förmiger Morphologie. Wobei das Eisen in der  $\alpha$ -Phase durch vorhandenes Mangan bzw. Vanadium substituiert werden kann. Für Bildung der  $\pi$ -Phasen muss wiederum Magnesium vorhanden sein [25]. Weniger stabile Eisenphasen wie Al<sub>3</sub>Fe, Al<sub>6</sub>Fe, FeSi, FeSi<sub>2</sub> etc. können dabei ebenfalls gebildet werden.

Die schädlichsten Eigenschaften dabei weist die nadel-/plattenförmige  $\beta$ -Phase auf. Durch sie wird die Duktilität, Schlagfestigkeit, Bruchzähigkeit und Dauerfestigkeit in Gussstücken massiv

beeinträchtigt. Aber auch Speisungsprobleme durch das Blockieren der interdendritischen Kanäle während der letzten Phase der Erstarrung werden durch die Bildung der  $\beta$ -Phase hervorgerufen [23][26]. Die Bildung der  $\beta$ -Phase kann zum einem durch Senkung des Fe-Gehalts reduziert werden. Durch die Zugaben von weiteren Spurenelementen gefeint oder in eine weniger schädlichere Morphologie ( $\alpha$ -Phase) modifiziert werden [26]. So beschreibt Sigworth [15] durch die Zugabe von Strontium zum Beispiel, dass sich die Bildung der  $\beta$ -Phase in einer AA319 Aluminiumlegierung vermindert hat. Eine Modifizierung in die  $\alpha$ -Phase durch Mangan Mn wird unter anderem von Shabestari [27] bestätigt.

## 2.3 Numerische Simulation und Erstarrungsgrundlagen

Die chemische Zusammensetzung und das Gefüge haben einen entscheidenden Einfluss auf die Eigenschaften einer Legierung. Wobei sich das Gefüge erst bei der Herstellung bzw. während des Gebrauches durch Phasenumwandlungen ausbildet. Eine Darstellung solcher Umwandlungen kann in sogenannten Phasendiagrammen erfolgen. Ein Phasendiagramm stellt somit eine Repräsentation der thermodynamischen Eigenschaften eines Systems dar. Phasendiagramme für binäre, teilweise für ternäre und in seltenen Fällen für Systeme höherer Ordnung, können durch sehr aufwendige Versuchsreihen experimentell bestimmt werden. Durch den Einsatz kommerziell angebotener Software-Produkten wie z. B.: ThermoCalc, MTDATA, FactSage oder Pandat, ist es möglich komplexe Legierungen höherer Ordnung rechnergestützt zu beschreiben [28]. Die Grundlagen hierfür passieren auf der CALPHAD-Methode (CALculation of PHase Diagrams), welche in den frühen 1970er Jahren von Larry Kaufman erarbeitet wurden [29].

### 2.3.1 CALPHAD-Methode

Die CALPHAD Methode basiert auf der Vorhersage thermodynamischer Eigenschaften von Systemen höherer Ordnung, ausgehend von binären und ternären Systemen. Dabei behilft sich die CALPHAD-Methode einer umfangreichen Datenbank, mit welcher die Existenz der Phasen in einem System beschrieben werden können. Die Datenbanken beinhalten dabei alle verfügbaren experimentellen und theoretisch berechneten thermochemischen Koeffizienten der Systeme, wie z. Bsp. Messungen von Umwandlungstemperaturen, Aktivitäten oder Dampfdrücken, in Abhängigkeit von Temperatur und Konzentration. Mit diesen Inputdaten können die freien Enthalpien des Gesamtsystems aufgelistet und durch deren Minimierung die Gleichgewichtsphasen und deren Zusammensetzung ermittelt werden [30][31]. In Abb. 2-12

ist ein solches Auswertungs- und Optimierungsverfahren eines Legierungssystems nach der CALPHAD-Methode dargestellt.

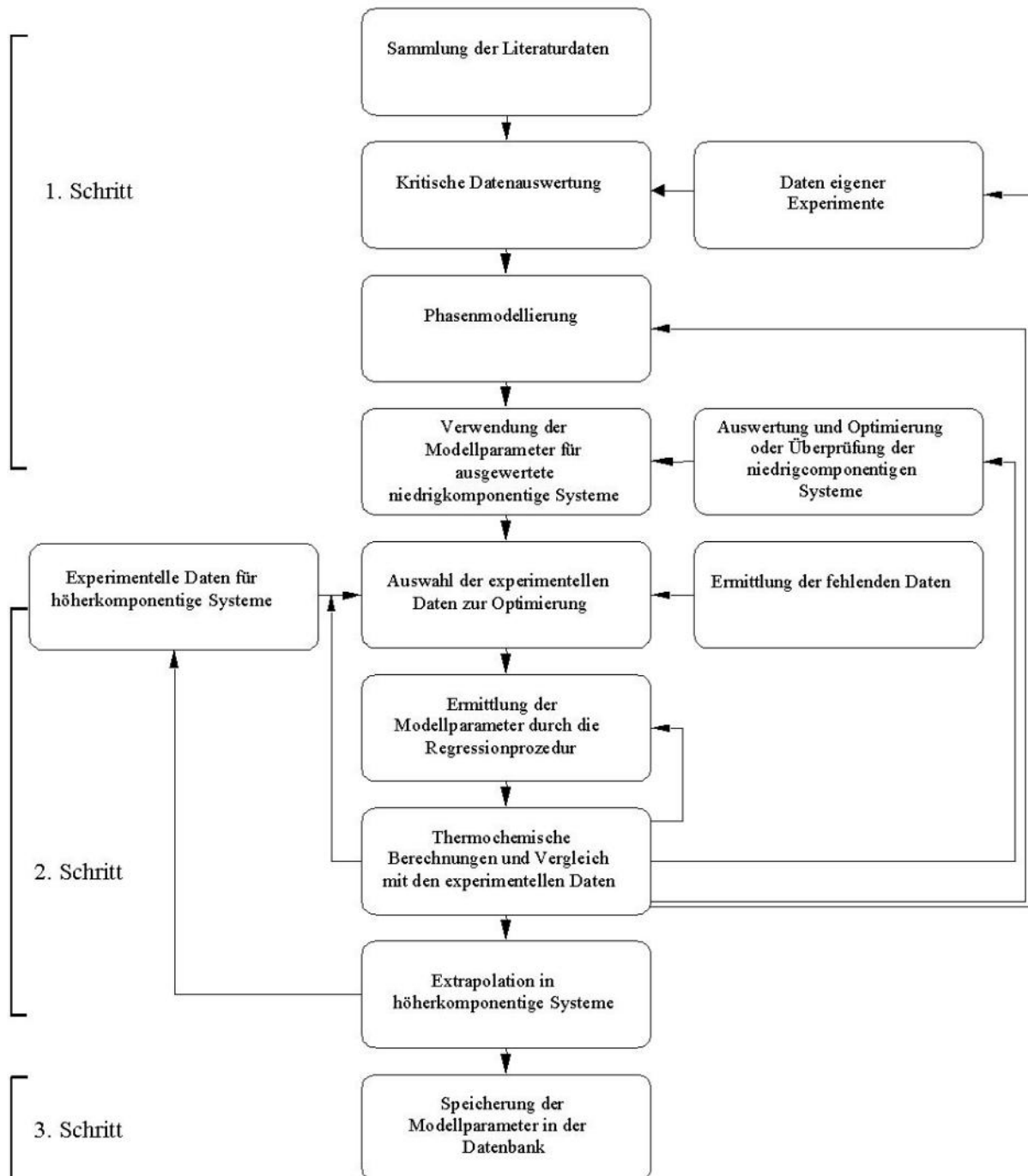


Abb. 2-12: CALPHAD-Methode: Auswertung und Optimierung von thermochemischen Daten.

Diese Methode kann in diversen Computerprogrammen wie ThermoCalc, MTDATA, FactSage usw. implementiert und angewendet werden. Die am Lehrstuhl für Gießereikunde,

Montanuniversität Leoben, vorhandene Software namens ThermoCalc wird anschließend kurz vorgestellt.

### **2.3.1.1 Thermo-Calc (TC)**

Thermo-Calc (TC) basiert, wie oben beschrieben, auf der CALPHAD-Methode um thermodynamische Simulationen von Legierungssystemen mit mehreren Komponenten vorherzusagen zu können. Ein Auszug der wichtigsten Funktionen der TC-Simulation ist nachfolgend aufgelistet [32]:

- Stabile und Metastabile heterogene Phasengleichgewichte
- Erstarrungssimulation auf Basis des Gulliver-Scheil Modells
- Mengen der Phasen und deren Zusammensetzung
- Berechnung thermochemischer Größen (Enthalpie, Wärmekapazität, Aktivitäten ...)
- Pourbaix Diagramme (Potential – pH – Diagramme)
- ...

Sämtliche Erstarrungsberechnungen passieren auf der Minimierung der freien Energie nach Gibbs und werden aus experimentellen Datenbanken (Expertenevaluation) gestützt. Die Ergebnisse können nach erfolgreicher TC-Simulation in verschiedensten grafischen Formaten ausgegeben und dargestellt werden.

Da der Schwerpunkt dieser Arbeit einer thermodynamischen Charakterisierung der angewendeten Al-Gusslegierungen mittels der Software Thermo-Calc gelegt ist, soll auf folgende konkrete theoretische Grundlagen näher eingegangen werden:

- Erstarrung im Ungleichgewicht nach Gulliver-Scheil
- Erstarrungsintervall
- Terminal Freezing Range
- Wachstumsbehinderungsfaktor  $Q$

### **2.3.2 Erstarrung im Ungleichgewicht nach Gulliver-Scheil**

Beim Erstarrungsmodell nach Gulliver-Scheil ist ein vollständiger Konzentrationsausgleich in der Schmelze durch Diffusion ( $D_L = \infty$ ) und keine Festkörperdiffusion ( $D_s = 0$ ) als Randbedingung Voraussetzung. Somit liegt ein Erstarrungsvorgang mit gehemmten Diffusionsprozessen vor, eine Erstarrung im Ungleichgewichtszustand. Diese Modell kommt einer realen Erstarrung einer Schmelze mit kurzen Diffusionswegen, im Gegensatz zu Erstarrungsvorgängen unter absoluten Gleichgewicht, wo eine vollkommene

Diffusionsausgleich im Festen und Flüssigen ( $DL = \infty$ ,  $Ds = \infty$ ) als Randbedingung vorausgesetzt ist sehr nahe und kann für praktische Abschätzungen herangezogen werden [33]. Dieses Modell nach Gulliver-Scheil, der diffusionslose Erstarrung im Festen, ist sehr gut durch eine zu rasche Abkühlgeschwindigkeit erklärbar. D. h. desto größer die Abkühlgeschwindigkeit ist, desto weiter entfernt sich der Erstarrungsvorgang vom Gleichgewicht hin zur Erstarrung im Ungleichgewicht. Eine nennenswerte Diffusion im Festkörper kann dadurch nicht mehr gewährleistet werden. Der Konzentrationsausgleich im Flüssiganteil kann hingegen durch Konvektion (intensive Strömungen) in der Schmelze erfolgen. Während der Erstarrung reichert sich die Schmelze somit immer mehr an solutalen Elementen an. Seigerungen sind Inhomogenitäten innerhalb des Materials. Diese bilden sich während der Erstarrung in der Schmelze aufgrund von unterschiedlichen Löslichkeiten der in technischen Schmelzen vorhandenen gelösten Begleit- oder Legierungselementen [33]. Je geringer das Diffusionsvermögen und je breiter das Erstarrungsintervall ist, desto stärker ist das Seigerungsverhalten ausgeprägt, welche zum größten Teil auch im erstarrten Zustand bestehen bleiben [34]. Abb. 2-13 zeigt ein vereinfachtes binäres Phasendiagramm (Liquidus- und Soliduslinie als Geraden) mit einer Gulliver-Scheil Erweiterung (Solidusverschleppung) bei rascher Abkühlung.

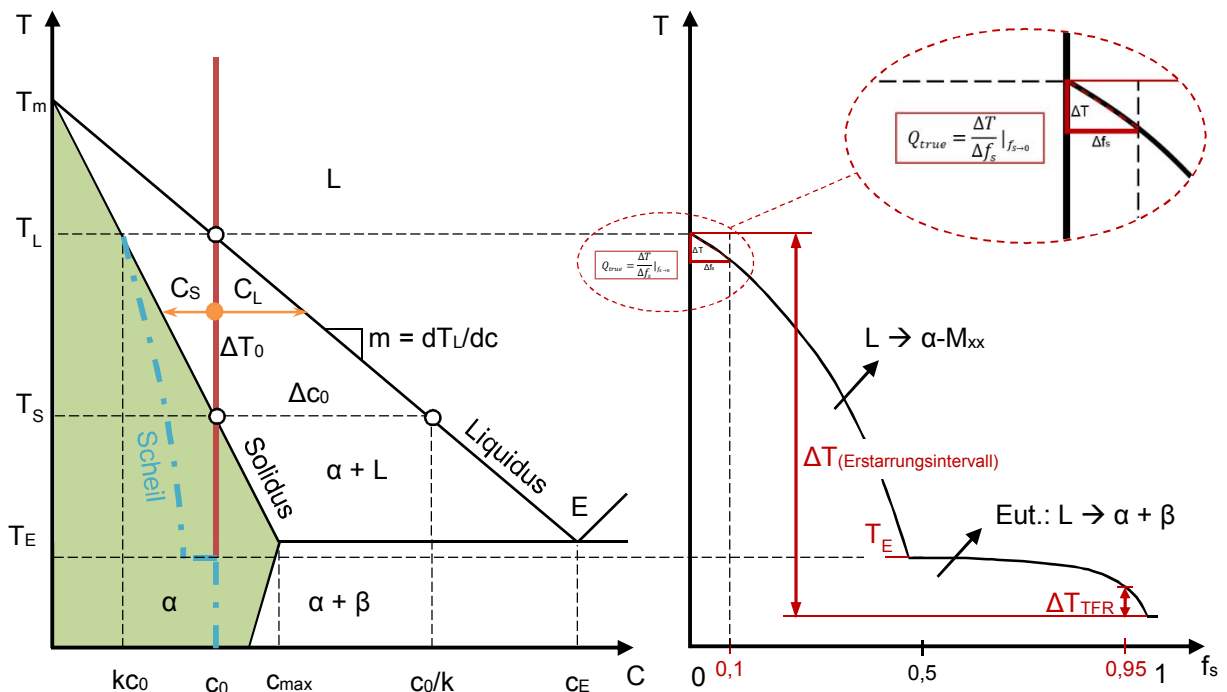


Abb. 2-13: (li): Vereinfachtes Phasendiagramm eines binären Systems im Gleichgewicht, im Ungleichgewicht nach Gulliver-Scheil (blau); (re): Festanteil des Zweistoffsystems bei Erstarrung, nach [34].

Der Erstarrungsprozess der Schmelze mit der Konzentration  $c_0$  beginnt bei der Temperatur  $T = T_L$ . Der erste Festkörper hat eine Zusammensetzung  $c_S = kc_0$ , wobei  $k$  der Verteilungskoeffizient ist ( $k = c_L/c_S$ ). Da es zu keiner Diffusion im Festen kommt ( $D_S = 0$ ), kann sich die Konzentration an dieser diskreten Stelle nicht ändern. Die Konzentration der restlichen Schmelze erfährt eine Zunahme entsprechend  $c_L = c_L^*$ . Daraus leitet sich eine Konzentrationszunahme an der Erstarrungsfront nach der Gleichgewichtskonzentration  $c_S^* = kc_L^*$  ab. Es bildet sich somit während der Erstarrung eine Konzentrationsprofil infolge der Zunahme von  $c_S^*$  aus (siehe Abb. 2-14).

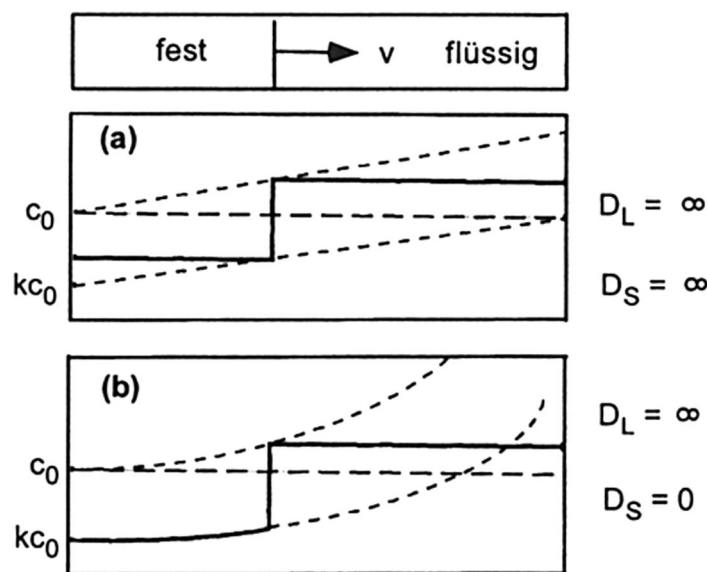


Abb. 2-14: Schematische Darstellung für ein mit planarer Phasengrenze erstarrendes Volumenelement nach dem Hebelgesetz (a), nach dem Hebelgesetz nach Gulliver – Scheil (b) [33].

Aufgrund der Wechselwirkung zwischen Festanteil  $df_S$  und der Konzentration  $dc_L$  lässt sich folgende Massenbilanz während der Erstarrung aufstellen [33]:

$$(c_L^* \cdot c_S^*)df_S = dc_L(1 - f_S) \quad (2.1)$$

Durch Integration

$$\int_{c_0}^{c_L} \frac{dc_L}{(1-k)c_L} = \int_0^{f_S} \frac{df_S}{1-f_S} \quad (2.2)$$

erhält man

$$c_S^* = kc_0 \cdot (1 - f_S)^{1-k} \quad (2.3)$$

Scheil-Gleichung des Festanteils in Abhängigkeit von der Temperatur

$$f_S = 1 - \left(\frac{c_L}{c_0}\right)^{\frac{1}{k-1}} = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L}\right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (2.4)$$

Formeln (2.2) bis (2.4) werden als Gulliver-Scheil Gleichungen bzw. als Ungleichgewichts-Hebelgesetz bezeichnet.

### 2.3.3 Erstarrungskennwerte

#### 2.3.3.1 Erstarrungsintervall

Das Erstarrungsintervall  $\Delta T_0$  wird in Phasendiagrammen als der Bereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie (siehe Abb. 2-13, li) definiert [33]. Dem zur Folge weisen Reinmetalle und Legierungen eutektischer Zusammensetzung ein sehr kleines bzw. kein Erstarrungsintervall auf, alle übrigen Legierungen abseits davon sehr wohl. Die Größe des Erstarrungsintervalls ist von der Legierungszusammensetzung abhängig und gilt unter anderem als wichtiger Einflussparameter für die Gefügeausbildung und der Warmrissempfindlichkeit. So neigen breite Erstarrungsintervalle zu einem schwammartigen Gefüge und nachfolgend zu einer erhöhten Warmrissempfindlichkeit. Dabei wird den schädlichen thermischen Ausdehnung bzw. den Volumenänderungen mehr Zeit geboten, was entsprechend hohe interne Spannungen kreierte und so das interdendritische Netzwerk schädigt [36]. Demzufolge wird bei der Wahl des Werkstoffes bei Gusslegierungen mit Zusammensetzungen nahe dem reinen Metall oder des Eutektikums zurückgegriffen. Dies verspricht einem kleinen Erstarrungsintervall mit guten Gießeigenschaften.

#### 2.3.3.2 Terminal Freezing Range TFR

Ein weiterer Begriff welcher mit dem Erstarrungsintervall einhergeht ist die  $\Delta T_{\text{TFR}}$  "Terminal Freezing Range (TFR)". Unter diesem Begriff versteht man den letzten Bereich des Erstarrungsintervalls (siehe Abb. 2-13, re), bei dem eine Mikrospeisung, abhängig von vorherrschenden Erstarrungsstruktur, stark eingeschränkt sein kann. Ein genauer prozentualer Wert hierfür hängt auch von dem Erstarrungsgefüge ab und kann nicht genau angegeben werden. Aus den verschiedensten Thesen der Literatur beläuft sich dieser auf die letzten 10% des Festphasenanteils [36][37]. Durch die TFR kann eine noch genauere Aussagekraft bezüglich der Warmrissempfindlichkeit gegenüber dem gesamten berücksichtigten Erstarrungsintervall getroffen werden. Nach Djurdjevic und Fetzer [39] eine ausgeprägte TFR, großer Temperaturunterschied im letzten Bereich des Festphasenanteils, ein Grund für eine erhöhte Neigung zu Warmrissen.



### 2.3.4 Wachstumsbehinderung $Q$ im Zusammenhang mit Kornfeinungsmechanismen

Die mechanischen Eigenschaften von Gusslegierungen werden durch ein feines Gefüge und ohne nennenswerter Porosität stark begünstigt. Durch eine feine Kornstruktur ergeben sich große Korngrenzflächen, was eine Erhöhung der Streckgrenze und einen Anstieg der Festigkeit zur Folge hat [38]. Dieser Anstieg der Festigkeit lässt sich durch die feiner verteilten intermetallischen Phasen (z.Bsp.  $Al_3Fe$  etc.) an den Korngrenzen erklären. Durch eine entsprechende Wachstumsbehinderung (Growth-Restriction) kann die Korngröße der gebildeten Mischkristalle und dadurch das Erstarrungsverhalten beeinflusst werden. Der Wachstumsbehinderungsfaktor  $Q$ , wird zu den "solute paradigm" der Kornfeinungsmechanismen gegliedert und ist ein Zusatzmodell des "nucleant paradigm". Ausgehend von einer heterogenen Keimstelle in der Schmelze, berücksichtigt der Wachstumsbehinderungsfaktor  $Q$  auch jene Legierungselemente, welche sich bei der Erstarrung der Mischkristallschmelze, aufgrund der zu geringen Diffusionsgeschwindigkeit in der Schmelze, ausscheiden [40][41]. Infolge kommt es vor der fest-flüssig Grenzfläche zu einer Konzentrationsüberhöhung und somit zur Bildung einer konstitutionellen Unterkühlung vor diesen Phasengrenzflächen. Dadurch können auch jene gelösten Legierungselemente vor der fest-flüssig Grenzfläche als potente Keimbildungsstellen wirken, was zu einer Wachstumsbehinderung der Grenzflächen mit sich führt [44]. D.h. der  $Q$ -Faktor gibt somit den Wachstumsbehinderungseffekt eines gelösten Elements auf die fest-flüssige Phasengrenzfläche an. Bei niedrig legierte Schmelzen kann der  $Q$ -Faktor nach folgender Formel berechnet werde [40][41]:

$$Q = m_L \cdot c_0(k - 1) \quad (2.5)$$

Die verwendeten Zeichen aus Formel (2.5) sind in Abb. 2-15 aufgetragen. Der Ausdruck  $c_0$  ist dabei die Konzentration des gelösten Elements,  $k$  der Verteilungskoeffizient und  $m_L$  die Steigung der Liquiduslinie.

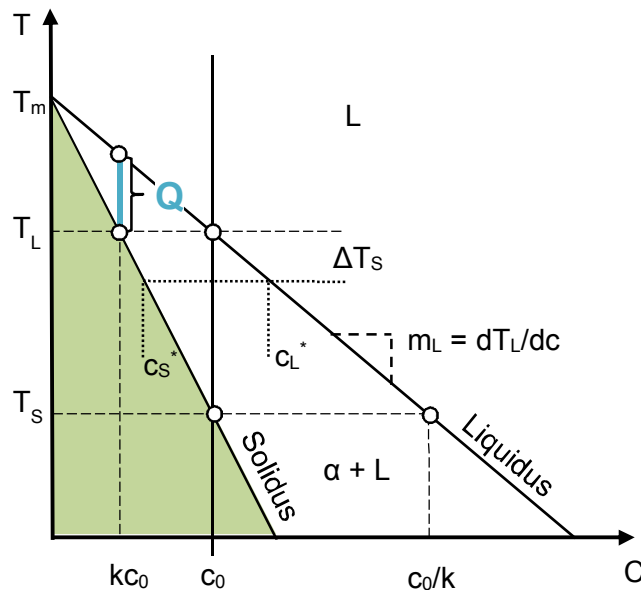


Abb. 2-15: Al-reicher Abschnitt eines idealen binären Systems mit Q-Faktordarstellung [40].

Aus der Wertetabelle (Tabelle 2-5) geht hervor, dass vor allem Elemente, wie Ti und Ta, welche mit Aluminium ein peritektisches System bilden, hohe Q-Faktoren aufweisen.

Tabelle 2-5: Berechnete Wachstumsbehinderungsfaktoren Q einzelner Elemente in Aluminiumschmelzen [40][41].

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

Nach Kozlov und Schmid-Fetzer ist ein einfaches Aufsummieren der einzelnen Q-Faktoren bei höherlegierten Systemen nicht ohne weiteres möglich und entwickelten hierfür folgende Formel (2.6) [45]:

$$Q_{true} = \left( \frac{\partial(\Delta T_{CS})}{\partial f_S} \right)_{f_S \rightarrow 0} \quad (2.6)$$

Wobei  $\Delta T_{CS}$  der konstitutionellen Unterkühlung und  $f_S$  der Phasenanteil an erstarrtem Feststoff ist. Der Wert- $Q_{true}$  lässt sich somit aus der Steigung des am Anfang erstarrten Feststoffes ( $f_S$ ) (siehe Abb. 2-13) berechnen. Diese aussagekräftige Charakterisierung einer Kornfeinung durch eine Q-Faktorbestimmung lässt sich somit mithilfe des einfachen Hebelgesetz oder einer thermodynamisch Simulation z. Bsp. durch Thermo-Calc® sehr einfach berechnen. Ein Vorteil dieser Variante ist, dass dabei die Bildung von intermetallischen Phasen berücksichtigt wird [40][45].

## 2.4 Thermische Analyse

Die thermischen Analyse (TA) wird zur Generierung von Zustandsschaubildern und zur quantitativen Analyse von Legierungen im Schmelz- und Gießereibetrieb verwendet. Somit kann schon vor dem Gießprozess Auskunft über Qualität und die Eigenschaft des Gussstücks gegeben werden und es kann bei Bedarf noch rechtzeitig korrigiert werden [47]. Durch thermische Analysen werden legierungsspezifische Halte- und Knickpunkte (Umwandlungspunkte) bei zugehörigen Temperaturen ermittelt. Diese können sowohl durch Erhitzungskurven aber auch durch Abkühlkurven generiert werden. Wobei Letzteres im Gießereiwesen üblich ist, da flüssige Schmelze jederzeit vorhanden ist.

Für die Aufzeichnung einer TA wird flüssige Schmelze in einen kleinen Tiegel gegossen. Mit einem von außen oder einem bereits im Tiegel integrierten Thermoelement kann somit die Zeit-Temperatur Kurve der Schmelze beim langsamen Erstarren aufgezeichnet werden. Phasenumwandlungen im Festen können damit ebenfalls angezeigt werden. Zusätzlich zu den bereits erwähnten Umwandlungspunkten kann man durch diese recht einfache Methode auch noch Informationen über Erstarrungsverlauf, chemische Verunreinigungen, Anteile der Phasen im Gefüge und über die Gefügeausbildung erhalten [47][48]. Besonders hervorzuheben sind dabei die nützlichen Informationen der Anhaltspunkte über Kornfeinungs- und Veredelungsgrad in den laufenden Gießprozessen.

### 2.4.1 Reale Abkühlkurve einer Al Si7Mg0.3-Gusslegierung

In Diagramm 2-1 ist eine einfache thermische Analyse einer real abgegossenen kommerziellen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung zu sehen.

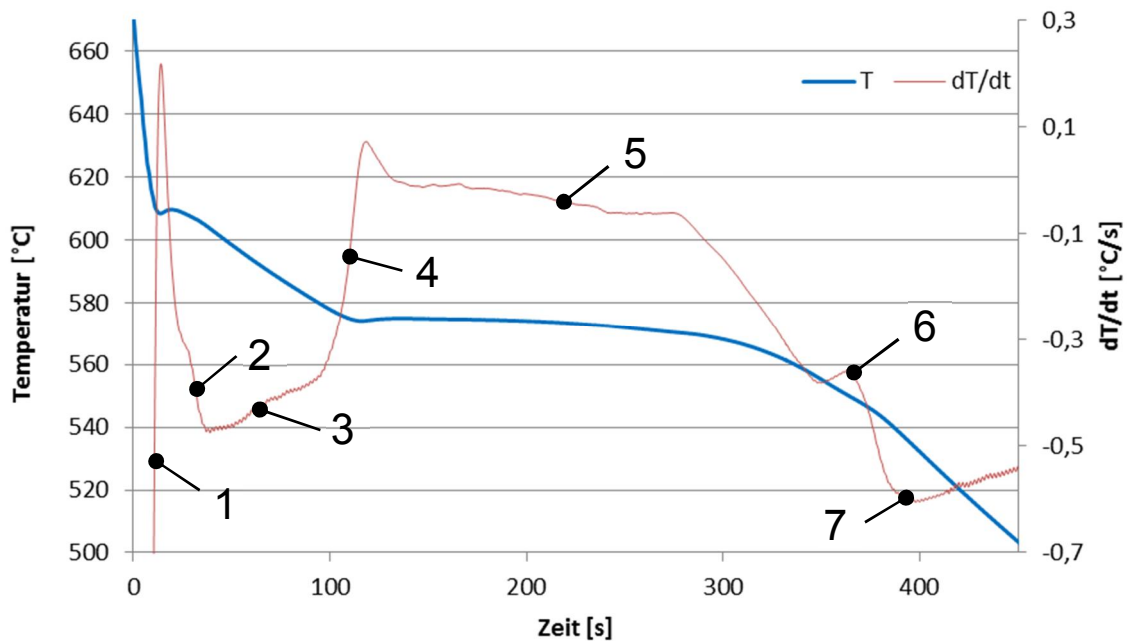


Diagramm 2-1: Thermische Analyse einer kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Abkühlkurve (blau) mit erster Ableitung über der Zeit (rot).

Folgende charakteristische Merkmale können beim Erstarrungsvorgang beobachtet werden [47][52]:

- Bereich 1: zunächst starker Anstieg der differenzierten Abkühlkurve danach fällt sie wegen einsetzender Keimbildung der Aluminiumkristalle (starke Wärmeabgabe) wieder ab.
- Bereich 2: Keimbildung nimmt ab, es kommt zum dendritischen Wachstum (Erstarrungsfront in Richtung Tiegelmitte).
- Bereich 3: vollständiges Dendritennetzwerk ausgebildet, seitliche Dendritenverdickung; Start möglicher Fe-Phasenausscheidungen.
- Bereich 4: starker Anstieg der differenzierten Abkühlkurve wegen Ausscheidung von Siliciumkristallen.
- Bereich 5: Wachstum von Silicium (und auch des festen Aluminiums)
- Bereich 6: Ausscheidung der  $Mg_2Si$  – Phase.
- Bereich 7: Erstarrung ist beendet.

#### 2.4.2 TA in Abhängigkeit von Kornfeinung und Veredelung an untereutektischen Al-Si – Gusslegierungen

Wie oben schon erwähnt kann mithilfe der TA der Grad der Kornfeinung in einer Schmelze beurteilt werden. Zur Bemessung wird hierbei der Abschnitt zu Beginn der primären Erstarrung einer durchgeführten Temperatur-Zeit Kurve (Abkühlkurve) herangezogen. Aus der

Keimbildungstheorie geht hervor, dass die Keimbildungsrate für eine Kristallisation mit der thermischen Unterkühlung ( $\Delta T$ ) stark Ansteigt [49]. Daraus kann wiederum geschlossen werden, dass bei korngefeinten Schmelzen ausreichend Keimbildungsstellen vorhanden sind und damit die thermische Unterkühlung ( $\Delta T$ ) geringer ausfällt. Genau diese Charakteristik wird zur Beurteilung des Kornfeinungszustandes von Schmelzen durch eine TA berücksichtigt. In Abb. 2-16 sind zwei reale Abkühlkurven einer Al-Si – Gusslegierung mit Kornfeinung (blau-punktiert) und ohne Kornfeinung (rot-voll) dargestellt. Die korngefeinte Abkühlkurve weist aufgrund ausreichender Keimstellen in der zu erstarrenden Schmelze nur eine geringe thermische Unterkühlung ( $\Delta T$ ) auf. Sind nur wenige Keimstellen in der Schmelze vorhanden, wie es die Abkühlkurve der nicht korngefeinten Schmelze in Abb. 2-16 zeigt, stellt sich ausgeprägte thermische Unterkühlung ( $\Delta T$ ) ein [47][48][50].

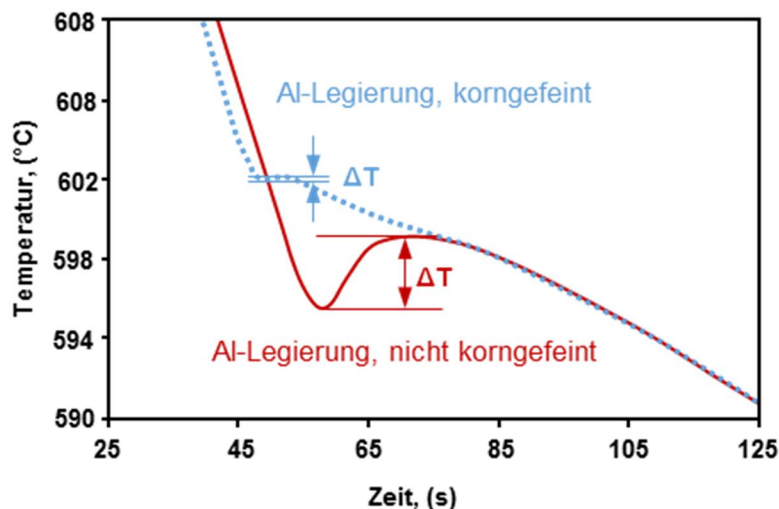


Abb. 2-16: TA, Abkühlkurve zu Beginn der Erstarrung [48].

Wie der Grad der Kornfeinung, kann auch der Grad der Veredelung ( $\Delta T^{\text{Al-Si}_E}$ ) mit einer schnellen und einfachen TA bestimmt werden. Dabei wird, wie in Abb. 2-17 dargestellt, der Unterschied der eutektischen Erstarrungstemperatur  $\Delta T^{\text{Al-Si}_E}$  zwischen einer unveredelten (blaue Linie) und einer veredelten (rote Linie) Schmelze verglichen. Umso größer  $\Delta T^{\text{Al-Si}_E}$  ist, desto besser ist auch die Veredelung. Eine Vollveredelung einer G- $\text{AlSi7Mg}$  liegt zum Beispiel vor, wenn  $\Delta T^{\text{Al-Si}_E} \geq 5\text{K}$  ist, wobei man hierbei von einer eutektische Gleichgewichtstemperatur von  $573^\circ\text{C}$  ausgeht [47].

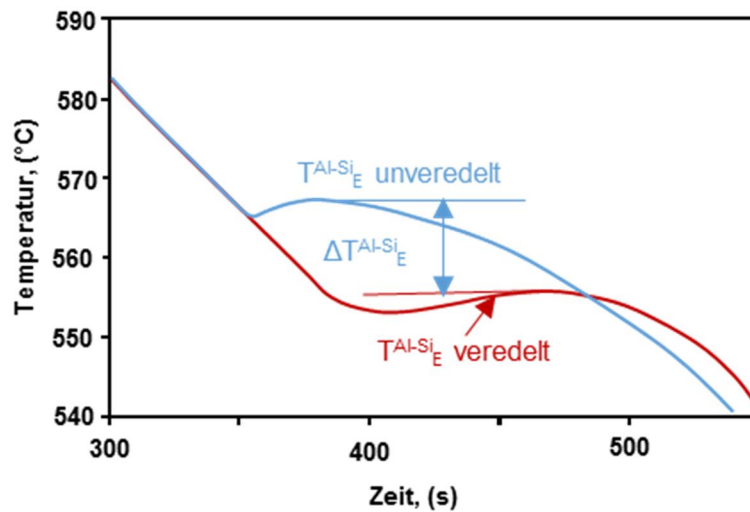


Abb. 2-17: TA, Bestimmung des Veredelungsgrades [48].

Bei veredelten Schmelzen kann neben der besprochenen geringeren eutektischen Temperatur (Plateautemperatur) auch eine größere Unterkühlung und Zeit bis zum Erreichen dieser Plateautemperatur beobachtet werden [48][51].

## 2.5 Intermetallische Phasen

Intermetallische Phasen sind im chemischen Sinn Verbindungen aus mindestens zweier oder mehrerer metallischer Elemente mit dominierenden metallischen Bindungscharakter [53]. Es sind demnach keine rein metallischen Verbindungen, sondern je nach dem elektrochemischen Verhalten der Atomarten können noch weitere Bildungsarten (kovalent, Ionenbindung) wirksam werden. Aus diesem Grunde wird in der Literatur auch von Intermediären Verbindungen [54] gesprochen: intermediate (engl.) bedeutet dazwischen liegend. Die Gitterstrukturen unterscheiden sich demzufolge deutlich von den konstituierenden Metallen. Aus den abgeleiteten Regeln von Rume-Rothery für die Voraussetzung ausgeprägter Löslichkeit, was aus einer umfangreichen Studie an binären Legierungen hervorgeht, sind folgende wichtige Merkmale wesentlich [55]:

- Valenzelektronenkonzentration VEK
- Elektronegativität
- Atomradien

Hierfür sollen die Unterschiede der Valenzelektronenzahl, Elektronegativität sowie der Atomradien (<15%) relativ klein ausfallen. Wird dennoch zumindest eine dieser Faktoren deutlich verletzt, so muss mit stark eingeschränkter Löslichkeit bzw. dem Auftreten von

intermetallischen Phasen gerechnet werden. Wobei VEK den wichtigsten Parameter für intermetallischen Phasen bildet [55]. Er ist folglich stark von den Valenzelektronen VE der einzelnen Metalle aber auch vom Bindungspartner abhängig ist. Atomradien metallischer Elemente lassen sich relativ einfach durch den halben Abstand der Atome im Elemente berechnen, wobei hier die Valenz und die Koordinatenzahl beachtet werden muss. Tabelle 2-6 zeigt eine Übersicht der Elektronegativitäten, Radien und Valenzelektronenzahlen der Elemente im PSE [56].

Tabelle 2-6: Übersicht der Elektronegativitäten (EN), Radien und Valenzelektronenzahlen im PSE [56].

	A1		A2										B1/B2				
	Na	Mg											Al	Si			
<b>EN</b>	0.9	1.2											1.5	1.8			
<b>r<sub>Metall</sub></b>	191	160											143	132			
<b>Valenz</b>	1	2											3	4			
	K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	
<b>EN</b>	0.8	1	1.3	1.5	1.6	1.6	1.5	1.8	1.8	1.8	1.9	1.6	1.6	1.8	2	2.4	
<b>r<sub>Metall</sub></b>	238	197	164	146	135	128	126	127	125	125	128	139	141	137	139	140	
<b>Valenz</b>	1	2	3	4	5	6	6	6	6	6	1	2	3	4	5	6	
	Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	
<b>EN</b>	0.8	1	1.2	1.4	1.6	1.8	1.9	2.2	2.2	2.2	1.9	1.7	1.7	1.8	1.9	2.1	
<b>r<sub>Metall</sub></b>	255	215	180	160	147	140	136	134	135	138	145	157	166	155	159	160	
<b>Valenz</b>	1	2	3	4	5	6	6	6	6	6	1	2	3	4	5	6	
	Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	
<b>EN</b>	0.7	0.9	1.1	1.3	1.5	1.7	1.9	2.2	2.2	2.2	2.4	1.9	1.8	1.8	1.9	2	
<b>r<sub>Metall</sub></b>	273	224	188	158	147	141	138	135	136	139	144	157	172	175	170	176	
<b>Valenz</b>	1	2	3	4	5	6	6	6	6	6	1	2	3	4	5	6	

Gruppe A: echte Metall / Übergangsmetalle  
 Gruppe B: halb Metalle / Halbleiter

Folgende Besonderheiten zeichnen auftretende intermetallische Phasen aus [55][56]:

- Wertigkeitsfremde Zusammensetzung
- endlicher Homogenitätsbereich
- eigener Gittertyp
- neue Eigenschaften
  - hoher Schmelzpunkt
  - hohe Härte
  - ausgezeichnete Hochtemperatureigenschaften
  - Beständigkeit gegen Verschleiß und Korrosion
  - etc.

Schon allein durch die zahlreichen Bindungsmöglichkeiten und die unterschiedlichen Atomgrößen lassen so eine zahlreiche Vielfalt von intermetallischen Phasen entstehen. So sind allein in binären Systemen rund 5000 intermetallische Phasen bekannt. Die wichtigsten Arten bezüglich ihrer Kristallstruktur sollen anschließend betrachtet werden [56]:

- Hume-Rothery-Phasen
- Laves-Phase
- Zintl-Phase

### 2.5.1 Hume-Rothery Phase

Die Hume-Rothery-Phasen sind Phasen maximaler Elektronendichte mit einer kleinen bis mittleren Phasenexistenzbereichen. Bei diesen Phasen lassen sich die Strukturen nicht allein vom Verhältnis der beteiligten Atome ableiten, sondern von der Valenzelektronenkonzentration VEK. D.h., die Stabilität der Phasen hängt vom Verhältnis der Anzahl der Valenzelektronen zu der Anzahl der Atome ab. Wobei ein fester Wert der VEK einer bestimmten Gitterstruktur entspricht. Die Definition der VEK für ein binäres System lautet [55]:

$$VEK = c_A \cdot N_{VA} + (1 - c_A) \cdot N_{VB} \quad (2.7)$$

$c_A$  ...atomare Konzentration der A-Atome  
 $N_{VA,B}$  ...Anzahl der Valenzelektronen von den A- u. B-Atomen

Als Bsp.: CuZn; Cu ( $N_{VA} = 1$ ), Zn ( $N_{VB} = 2$ )  $\rightarrow$  VEK = 3/2, weitere Beispiele für die Hume-Rothery-Phasen können aus der Tabelle 2-7 entnommen werden.

Tabelle 2-7: Beispiele für Hume-Rothery-Phasen, Gitterstruktur in Abhängigkeit von der VEK [55].

Valenzelektronen pro Atom						
		= 3/2 = 21/14		= 21/13		= 7/4 = 21/12
CsCl Struktur ( $\beta$ )	$\beta$ -Mangan Struktur ( $\zeta$ )	Hexagonal dichteste Kugel- packung( $\mu$ )	$\gamma$ -Messing Struktur ( $\gamma$ )	Hexagonal dichteste Kugel- packung ( $\epsilon$ )		
CuBe	AuMg	Cu <sub>5</sub> Si	Cu <sub>3</sub> Ga	Cu <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub>	Au <sub>5</sub> Cd <sub>8</sub>	CuZn <sub>3</sub>
CuZn	AuZn	AgHg	Cu <sub>5</sub> Ge	Cu <sub>5</sub> Cd <sub>8</sub>	Au <sub>9</sub> In <sub>4</sub>	CuCd <sub>3</sub>
Cu <sub>3</sub> Al	AuCd	Ag <sub>3</sub> Al	AgZn	Cu <sub>5</sub> Hg <sub>8</sub>	Mn <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub>	Cu <sub>3</sub> Sn
Cu <sub>3</sub> Ga	FeAl	Au <sub>3</sub> Al	AgCd	Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub>	Fe <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub>	Cu <sub>3</sub> Ge
Cu <sub>3</sub> In	CoAl	CoZn <sub>3</sub>	Ag <sub>3</sub> Al	Cu <sub>9</sub> Ga <sub>4</sub>	Co <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub>	Cu <sub>3</sub> Si
Cu <sub>5</sub> Si	NiAl		Ag <sub>3</sub> Ga	Cu <sub>9</sub> In <sub>4</sub>	Ni <sub>5</sub> Be <sub>21</sub>	AgZn <sub>3</sub>
Cu <sub>5</sub> Sn	NiIn		Ag <sub>3</sub> In	Cu <sub>31</sub> Si <sub>8</sub>	Ni <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub>	AgCd <sub>3</sub>
AgMg	PdIn		Ag <sub>5</sub> Sn	Cu <sub>31</sub> Sn <sub>8</sub>	Ni <sub>5</sub> Cd <sub>21</sub>	Ag <sub>3</sub> Sn
AgZn			Ag <sub>7</sub> Sb	Ag <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub>	Rh <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub>	Ag <sub>5</sub> Al <sub>3</sub>
AgCd			Au <sub>3</sub> In	Ag <sub>5</sub> Cd <sub>8</sub>	Pd <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub>	AuZn <sub>3</sub>
Ag <sub>3</sub> Al			Au <sub>5</sub> Sn	Ag <sub>5</sub> Hg <sub>8</sub>	Pt <sub>5</sub> Be <sub>21</sub>	AuCd <sub>3</sub>
Ag <sub>3</sub> In				Ag <sub>9</sub> In <sub>4</sub>	Pt <sub>5</sub> Zn <sub>21</sub>	Au <sub>3</sub> Sn
				Au <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub>	Na <sub>31</sub> Pb <sub>8</sub>	Au <sub>5</sub> Al <sub>3</sub>



Aus dem Vergleich der Tabelle 2-6 und Tabelle 2-7 geht hervor, dass es bei der Bildung von Hume-Rothery-Phase vornehmlich zwischen den Partner A2-B1 kommt. Wobei Kupferlegierungen mit Zn (Messinge), Sn (Sn-Bronzen) sowie Cd, Al und Si technisch wichtige Legierungssystem mit der Bildung von Hume-Rothery-Phasen sind.

### 2.5.2 Laves-Phase

Laves-Phasen sind Phasen hoher Raumfüllung. Die Bindungen zeichnen sich daher durch einen eher dominierenden metallischen Charakter mit teilweise sehr hohen Packungsdichten der Legierungsatome aus. Für die Bildung solcher Laves-Phasen ist das Zusammenspiel der Atomradien bzw. das Atomradienverhältnis der Komponenten maßgebend. Die Gitterstruktur ist wiederum, wie schon bei den Hume-Rothery-Phasen, von der VEK abhängig. Dabei können sich drei Gittertypen in welchem die Phase kristallisiert bilden [56]:

- kfz → VEK  $\sim 4/3$  Bsp.:  $\text{MgCu}_2$
- hex → VEK  $\sim 6/3$  Bsp.:  $\text{MgZn}_2$
- hex → VEK abweichend Bsp.:  $\text{MgNi}_2$

Sowohl im kfz  $\text{MgCu}_2$ -Gitter als auch im hexagonalen  $\text{MgZn}_2$ - und  $\text{MgNi}_2$ -Gitter weisen Laves Phasen von Typ  $\text{AB}_2$  (mit  $R_A > R_B$ ) bei einem Atomradienverhältnis von 1,225 ihre höchste Raumerfüllung auf. In Abb. 2-13 ist als Beispiel das System  $\text{MgCu}_2$  mit  $R_{\text{Mg}}/R_{\text{Cu}} = (3/2)^{(1/2)} = 1,225$  dargestellt.

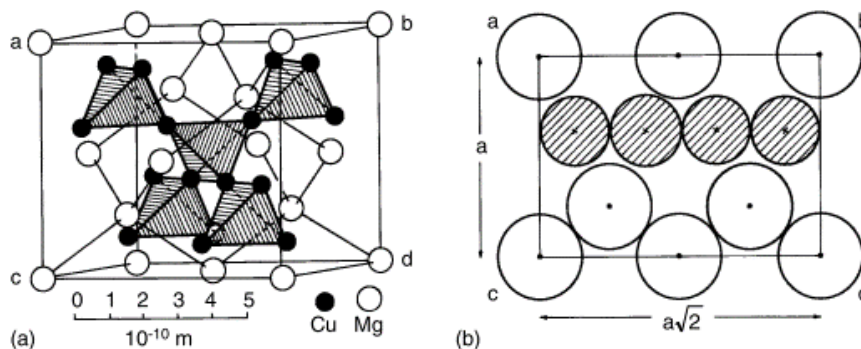


Abb. 2-18: (a) Elementarzelle des  $\text{MgCu}_2$ -Gitters; (b) atomistische Anordnung in der (110)-Ebene des  $\text{MgCu}_2$ -Gitters bei dichtester Packung [55].

Wie aus Abb. 2-13 zu erkennen ist, beinhaltet die Elementarzelle 24 Atome, wobei die Cu-Atome als Tetraeder die großen Lücken des Diamantgitters der Mg-Atome besetzen. Dabei kommt es zu einer Durchdringung zweierlei Teilgitter, welche sie in elementarer Form nicht bilden.

Im diesem konkreten Fall entspricht das einer Raumerfüllung von 71%. Weitere Beispiele für Laves-Phasen können aus Tabelle 2-8 entnommen werden.

Tabelle 2-8: Beispiele für Laves Phasen mit Atomradienverhältnissen ihrer Komponenten [55].

Laves-Phasen					
MgCu <sub>2</sub> -type	Radien- ver- hältnis	MgNi <sub>2</sub> -type	Radien- ver- hältnis	MgZn <sub>2</sub> -type	Radien- ver- hältnis
CaAl <sub>2</sub>	1.38	MgNi <sub>2</sub>	1.29	KNa <sub>2</sub>	1.23
MgCu <sub>2</sub>	1.25	Mg(CuAl)	1.18	MgZn <sub>2</sub>	1.17
Mg(NiZn)	1.23	Mg(ZnCu)	1.21	Mg(CuAl)	1.18
Mg(Co <sub>0.7</sub> Zn <sub>1.3</sub> )	1.21	Mg(Ag <sub>0.4</sub> Zn <sub>1.6</sub> )	1.16	Mg(Cu <sub>1.5</sub> Si <sub>0.5</sub> )	1.24
Mg(Ni <sub>1.8</sub> Si <sub>0.2</sub> )	1.30	Mg(Cu <sub>1.4</sub> Si <sub>0.6</sub> )	1.23	Mg(Ag <sub>0.9</sub> Al <sub>1.1</sub> )	1.12
Mg(Ag <sub>0.8</sub> Zn <sub>1.2</sub> )	1.14	$\beta$ -TiCo <sub>2</sub>	1.15	CaMg <sub>2</sub>	1.23
CeAl <sub>2</sub>	1.27	Zr <sub>0.8</sub> Fe <sub>2.2</sub>	1.26	Ca(AgAl)	1.37
LaAl <sub>2</sub>	1.30	Nb <sub>0.8</sub> Co <sub>2.2</sub>	1.17	CrBe <sub>2</sub>	1.13
TiBe <sub>2</sub>	1.28	Ta <sub>0.8</sub> Co <sub>2.2</sub>	1.16	MnBe <sub>2</sub>	1.16
(FeBe)Be <sub>4</sub>	1.06			FeBe <sub>2</sub>	1.12
(PdBe)Be <sub>4</sub>	1.11			VBe <sub>2</sub>	1.20
CuBe <sub>2.35</sub>	1.13			ReBe <sub>2</sub>	1.21
AgBe <sub>2</sub>	1.27			MoBe <sub>2</sub>	1.24
(AuBe)Be <sub>4</sub>	1.14			WBe <sub>2</sub>	1.25
Cd(CuZn)	1.15			WFe <sub>2</sub>	1.11
$\alpha$ -TiCo <sub>2</sub>	1.15			TiFe <sub>2</sub>	1.14
ZrFe <sub>2</sub>	1.26			TiMn <sub>2</sub>	1.11
ZrCo <sub>2</sub>	1.27			ZrMn <sub>2</sub>	1.21
ZrW <sub>2</sub>	1.13			ZrCr <sub>2</sub>	1.25
NbCo <sub>2</sub>	1.17			ZrV <sub>2</sub>	1.18
TaCo <sub>2</sub>	1.16			ZrRe <sub>2</sub>	1.17
BiAu <sub>2</sub>	1.26			ZrOs <sub>2</sub>	1.20
PbAu <sub>2</sub>	1.22			ZrRu <sub>2</sub>	1.21
NaAu <sub>2</sub>	1.33			ZrIr <sub>2</sub>	1.19
KBi <sub>2</sub>	1.30			TaMn <sub>2</sub>	1.11
CeNi <sub>2</sub>	1.47			TaFe <sub>2</sub>	1.15
CeCo <sub>2</sub>	1.44			NbMn <sub>2</sub>	1.12
CeMg <sub>2</sub>	1.14			NbFe <sub>2</sub>	1.16
GdMn <sub>2</sub>	1.37			CaLi <sub>2</sub>	1.25
GdFe <sub>2</sub>	1.41			SrMg <sub>2</sub>	1.35
LaMg <sub>2</sub>	1.16			BaMg <sub>2</sub>	1.40
CuZnCd				CaCd <sub>2</sub>	1.29
Mg(Cu, Si) <sub>2</sub>	1.23			CaAg <sub>1.9</sub> Mg <sub>0.1</sub>	1.37
				CaAg <sub>1.5</sub> Mg <sub>0.5</sub>	
				CaMg <sub>1.3</sub> Ag <sub>0.7</sub>	

### 2.5.3 Zintl – Phase

Die Zintl-Phasen sind wertigkeitsbestimmte Phasen und zeichnen sich vor allem durch ihren heteropolaren (ionischen) Verbindungscharakter aus. Dieser ist umso stärker ausgeprägt umso unterschiedlicher die Polaritäten der Atome (Gruppenzugehörigkeit im PSE) sind [56]. Dabei kommt es vorwiegend bei binären Verbindungen zur Bildung zwischen den elektropositiven Metallen der Gruppe A1 (Alkali u. Erdalkali Metallen) und den elektronegativen Elementen der Gruppe B2 (Elemente der Zn-Gruppe, Elemente der III.-Hauptgruppe, (Sn) und Pb) [55], siehe Tabelle 2-6. Die eigentliche Zintl-Grenze verläuft zwischen einer gedachten

Linie der Hauptgruppen III. und IV. im PSE. D.h. bei Legierungen mit Partnern aus der Gruppe IV - VII kommt es zu streng stöchiometrischen, salzartigen Verbindungen zu sogenannten "Strichphasen", welche sich aufgrund ihres sehr engen, strichförmigen Existenzbereich im Phasendiagramm ableitet. In Abb. 2-19a ist die Zintl-Grenze am Bsp. der Mg-Legierungen dargestellt. Darin sind die wertigkeitsgerechten salzartigen Verbindungen rechts von der Zintl-Grenze und die wertigkeitsfremden intermetallischen Phasen links davon aufgelistet. Die für die festigkeitssteigende Wirkung bekannte  $Mg_2Si$ -Phase ist darin rot markiert. Die Gitterstruktur selbst ist wiederum von der Stöchiometrie und Atomradienverhältnis abhängig.

Zintl-Grenze

									Mg <sub>3</sub> Al <sub>2</sub>	Mg <sub>2</sub> Si	Mg <sub>3</sub> P <sub>2</sub>	MgS	MgCl <sub>2</sub>
									MgAl				
									Mg <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>				
Mg <sub>2</sub> Ca			MgCr	MgMn	MgNi	MgCu	MgZn <sub>13</sub>	MgGa <sub>2</sub>	MgGe	MgAs <sub>2</sub>	MgSe	MgBr <sub>2</sub>	
			MgCr <sub>2</sub>		MgNi <sub>2</sub>	MgCu <sub>2</sub>	MgZn	MgGa					
			MgCr				MgZn <sub>5</sub>	MgGa					
			MgCr				MgZn <sub>7</sub>	MgGa <sub>10</sub>					
							MgZn <sub>11</sub>						
Mg <sub>2</sub> Sr		MgZr					MgAg	MgCd	MgIn <sub>2</sub>	MgSn	MgSb <sub>2</sub>	MgTe	MgI <sub>2</sub>
Mg <sub>2</sub> Sr							MgAg	MgCd	MgIn				
Mg <sub>2</sub> Sr								MgCd <sub>2</sub>	MgIn				
Mg <sub>2</sub> Sr									MgIn <sub>2</sub>				
Mg <sub>2</sub> Ba	MgLa					MgPt	MgAu	MgHg	MgTl <sub>2</sub>	MgPb	MgBi <sub>2</sub>		
Mg <sub>2</sub> Ba	MgLa						MgAu <sub>2</sub>	MgHg	MgTl				
Mg <sub>2</sub> Ba	MgLa						MgAu	MgHg	MgTl				
	MgLa						MgAu	MgHg					

(a)

Strukturen typisch für metallische Verbindungen
Strukturen typisch für salzartige Verbindungen

IA												VIII A							
1	IIA			IIIA		IVA	VA	VIA	VIIA	2									
H				B		C	N	O	F	He									
3	Li	Be		Al		Si	P	S	Cl	Ar									
11	Na	Mg	III B		IV B	V B	V I B	V II B	VIII B		IB	IIB	31		32	33	34	35	36
19	K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr	
37	Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe	
55	Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn	
87	Fr	Ra	Ac	Rf	Ha														

(b)

Zintl-Grenze

Abb. 2-19: Zintl-Grenzen, (a) intermetallische Phasen des Mg; (b) im erweiterten PSE [55].

## 3 Experimentelle Methoden

### 3.1 Legierungen

Für die Phasenuntersuchung durch den Einfluss von ausgewählten Spuren- und Begleitelementen (Kalzium Ca, Titan Ti, Vanadium V und Zirkon Zr) und deren Auswirkung auf das Gefüge werden drei Al Si7Mg0.3 – Gusslegierungen mit unterschiedlichem Grad an Verunreinigung untersucht. Hierfür wurde eine hochreine -, eine technisch reine (TRIMET) – und eine kommerziell in der Industrie eingesetzte Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung gewählt. In Tabelle 3-1 sind deren Unterschiede aus Sicht der chemischen Zusammensetzungen tabellarisch dargestellt, wobei die nachgestellte Bezeichnung HP (high-purity), TP (technical-purity) und CP (commercial-purity) für die nachfolgende leichter Unterscheidung dienen.

Tabelle 3-1: chemische Zusammensetzung der Referenzlegierungen aus den drei gewählten Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit unterschiedlichen Grad an Verunreinigungen.

	chemische Zusammensetzung, wt.%, (Rest Aluminium)								
	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ca	Ti	V	Zr
<i>Ref_HP</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	-	-	-
<i>Ref_TP</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	-	-	-
<i>Ref_CP</i>	7,75	0,29	0,22	0,16	-	0,0001	0,034	0,005	0,008

Aus den Referenzlegierungen der drei zu untersuchenden Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, aus Tabelle 3-1, ist der Grad an Verunreinigungen in Form von unerwünschten Begleitelementen, wie Eisen Fe, Mangan Mn, etc. deutlich zu erkennen. Wobei das angeführte Strontium Sr, aus der Legierungsserie HP, dabei als Veredelungsmittel für das eutektische Al-Si gezielt hinzugefügt wurde.

Die vollständigen chemischen Zusammensetzungen der genannten Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit den Variationen der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementen sind aus Tabelle 3-2 bis Tabelle 3-4 zu entnehmen. Jede Legierungsserie (HP, TP, und CP) wird dabei Weiters in eine Probenserie A und B unterteilt. Wobei ausgehend von den jeweiligen Referenzlegierung (RefLeg) der Einfluss der Spurenelemente Ca, Ti, V und Zr in der Probenserie A einzeln und in der Probenserie B in Kombination mit Kalzium der Spurenelemente in Form von Ca-Ti, Ca-V und Ca-Zr erfolgt. Somit ergeben sich pro

Legierungsserie 15 unterschiedliche Variationen, wobei die Indizes 1 und 2, tiefe und hohe Werte der Variationen repräsentieren.

Tabelle 3-2: chemische Zusammensetzung, hochreine (HP) Al Si7Mg0.3, mit Variation der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementgehalten.

<b>Al Si7Mg0.3 – hochrein (HP)</b>									
chemische Zusammensetzung, wt. %, (Rest Aluminium)									
	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ca	Ti	V	Zr
<i>RefLeg_HP</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	-	-	-
<i>Ca1</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,030</b>	-	-	-
<i>Ca2</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,300</b>	-	-	-
<i>Ti1</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	<b>0,030</b>	-	-
<i>Ti2</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	<b>0,300</b>	-	-
<i>V1</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	-	<b>0,030</b>	-
<i>V2</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	-	<b>0,300</b>	-
<i>Zr1</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	-	-	<b>0,030</b>
<i>Zr2</i>	7,00	0,30	-	-	-	-	-	-	<b>0,300</b>
<i>CaTi1*</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,030</b>	<b>0,030</b>	-	-
<i>CaTi2</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,300</b>	<b>0,300</b>	-	-
<i>CaV1</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,030</b>	-	<b>0,030</b>	-
<i>CaV2</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,300</b>	-	<b>0,300</b>	-
<i>CaZr1</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,030</b>	-	-	<b>0,030</b>
<i>CaZr2</i>	7,00	0,30	-	-	-	<b>0,300</b>	-	-	<b>0,300</b>

Probenserie A

Probenserie B

... variierende Spurenelemente

Die hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (HP) (Tabelle 3-2), welche in dieser Reinheit nur theoretisch existiert, fungiert im speziellen für die thermodynamische Charakterisierung der Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung und in späterer Folge als Referenz bei der Auswertung für die beiden kommerziell in der Industrie eingesetzten Al-Gusslegierungen.

Die chemische Zusammensetzungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (TP), aus Tabelle 3-3, stammen aus einer chemischen Analyse einer Al Si7Mg0.3 – TRIMET-Vorlegierung. Ausgehend von der Referenzlegierung (RefLeg), wurden dieselben Variationen der Spuren- und Begleitelemente wie zuvor gewählt.

Tabelle 3-3: chemische Zusammensetzung, technisch reine (TP) Al Si7Mg0.3 (TRIMET), mit Variation der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementgehalten.

<b>Al Si7Mg0.3 – technisch rein (TP)</b>									
chemische Zusammensetzung, wt. %, (Rest Aluminium)									
	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ca	Ti	V	Zr
<i>RefLeg_TP</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	-	-	-
<i>Ca1</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,030</b>	-	-	-
<i>Ca2</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,300</b>	-	-	-
<i>Ti1</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	<b>0,030</b>	-	-
<i>Ti2</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	<b>0,300</b>	-	-
<i>V1</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	-	<b>0,030</b>	-
<i>V2</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	-	<b>0,300</b>	-
<i>Zr1</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	-	-	<b>0,030</b>
<i>Zr2</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	-	-	-	<b>0,300</b>
<i>CaTi1</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,030</b>	<b>0,030</b>	-	-
<i>CaTi2</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,300</b>	<b>0,300</b>	-	-
<i>CaV1</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,030</b>	-	<b>0,030</b>	-
<i>CaV2</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,300</b>	-	<b>0,300</b>	-
<i>CaZr1</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,030</b>	-	-	<b>0,030</b>
<i>CaZr2</i>	6,90	0,29	0,07	<0,01	0,035	<b>0,300</b>	-	-	<b>0,300</b>

Probenserie A

Probenserie B

... variierende Spurenelemente

Die chemische Zusammensetzung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (CP), siehe Tabelle 3-4, sind Gehalte einer für diese Arbeit real abgegossenen Legierungsserie. Wobei die Gehalte für die zu untersuchenden variablen Spurenelemente der beiden vorangegangenen Legierungsserien angestrebt wurden. Eine vollständige Spektralanalyse der kommerziellen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung kann aus Anhang B.1 entnommen werden.

Tabelle 3-4: Auszug der chemischen Zusammensetzung, kommerziell rein (CP) Al Si7Mg0.3, mit Variation der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementgehalten.

Al Si7Mg0.3 – kommerziell rein (CP)											
chemische Zusammensetzung, wt. %, (Rest Aluminium)											
	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ca	Ti	V	Zr		
Ref_CP	7,75	0,29	0,22	0,16	-	0,0001	0,034	0,005	0,008	Probenserie A	
Ca1	7,72	0,28	0,23	0,16	-	<b>0,0260</b>	0,034	0,006	0,001		
Ca2	7,85	0,28	0,25	0,16	-	<b>&gt;0,0480</b>	0,035	0,006	0,001		
Ti1	7,71	0,29	0,22	0,16	-	0,0001	<b>0,034</b>	0,069	0,001		
Ti2	7,80	0,30	0,23	0,17	-	0,0002	<b>0,166</b>	0,077	0,001		
V1	7,68	0,29	0,22	0,16	-	0,0001	0,034	<b>0,079</b>	0,001		
V2	7,50	0,30	0,22	0,16	-	0,0002	0,032	<b>&gt;0,1200</b>	0,001		
Zr1	7,61	0,28	0,21	0,16	-	0,0001	0,035	0,006	<b>0,033</b>		
Zr2	7,69	0,28	0,22	0,16	-	0,0004	0,033	0,006	<b>0,296</b>		
CaTi2	7,52	0,28	0,26	0,17	-	<b>&gt;0,0480</b>	<b>0,263</b>	0,019	0,001		Probenserie B
CaV1	7,69	0,29	0,22	0,16	-	<b>0,0241</b>	0,034	<b>0,036</b>	0,001		
CaV2	7,50	0,30	0,23	0,16	-	<b>&gt;0,0480</b>	0,031	<b>&gt;0,1200</b>	0,001		
CaZr1	7,77	0,28	0,22	0,16	-	<b>0,0184</b>	0,034	0,005	<b>0,021</b>		
CaZr2	7,69	0,28	0,24	0,17	-	<b>&gt;0,0480</b>	0,034	0,007	<b>0,257</b>		

... variierende Spurenelemente

### 3.1.1 Legierungsherstellung für realen Abguss (CP)

Die Basis der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung setzt sich aus zwei Vorlegierungen (AlSi12, AlMg3) und zusätzlichem hochreinem Aluminium 99,99% (4N) zusammen. Hochreines Aluminium wurde zusätzlich hinzugegeben, um den Einfluss der bereits vorhandenen Begleitelemente in den verwendeten Vorlegierungen möglichst klein zu halten. Dadurch sollten auftretende Änderung bzw. deren Auswirkungen durch gezielte Hinzugabe der ausgewählten Spurenelemente im Gefüge leichter visualisiert werden. Ausschließlich hochreine Hauptlegierungselemente wurde wiederum nicht gewählt, um von den Industrien kommerziell eingesetzten Legierungen nicht zu sehr abzuweichen und dem somit Rechnung tragen zu können.

Für die Variation der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementen (Ca, Ti, V und Zr) wurden Standardvorlegeirungen, mit folgender Zusammensetzung, verwendet:

- AlCa10
- AlTi10
- AlV10
- AlZr10



Die Berechnung für die einzelnen Legierungszusammensetzungen erfolgte im Programm MS-Office® EXCEL. Dabei wurde ein iterativer Ansatz für das gezielte Auflegieren von bereits vorhandenen schmelzflüssig vorliegenden Legierungen (Ist-Werte) auf bestimmte Soll-Werte entwickelt. Die Iterationen werden mit dem "Solver-Befehl", eine Zusatzfunktion im Excel, gelöst. Ein Screenshot davon wird in Abb. 3-1 gezeigt.

**Berechnung der Anfangslegung**

Gew. [g]:	alt	neu
Al	92,70	1390,5
Si	7,00	105,0
Mg	0,30	4,5
Ca	0,00	0,0
Ti	0,00	0,0
V	0,00	0,0
Zr	0,00	0,0
<b>Σ</b>	<b>100,0</b>	<b>1500,0</b>

**Zusammensetzung**

Elementar	[%]
Al	92,70
Si	7,00
Mg	0,30
Ca	0,00
Ti	0,00
V	0,00
Zr	0,00
<b>Σ</b>	<b>100,00</b>

**Einwaage**

Vorleg.	[g]
Al 99,99	633,3
AlSi12	1186,7
AlMg3	200,0
AlCa10	0,0
AlTi10	0,0
AlV10	0,0
AlZr10	0,0
<b>Σ</b>	<b>2000,0</b>

**Auflegieren der "ist/aktuellen"-Legierung**

L-Element	[%] Soll	[%] Aufleg.	[%] Ist neu	[g] Aufleg.	Vorleg.	[g]
Al	92,10	-	92,10	0,0	Al 99,99	0,0
Si	7,00	1,64	7,00	24,5	AlSi12	204,5
Mg	0,30	0,06	0,30	1,1	AlMg3	35,1
Ca	0,30	0,32	0,30	5,6	AlCa10	55,5
Ti	0,30	0,31	0,30	5,6	AlTi10	55,5
V	0,00	-	0,00	0,0	AlV10	0,0
Zr	0,00	-	0,00	0,0	AlZr10	0,0
<b>Σ</b>	<b>100,00</b>					<b>350,6</b>

**Einsatzzusammensetzung für die Legierungsherstellung**

Vorleg.	Al	Si	Mg	Ca	Ti	V	Zr
Al 99,99	99,99%						
AlSi12	88,0%	12,0%					
AlMg3	97,0%		3,0%				
AlCa10	90,0%			10,0%			
AlTi10	90,0%				10,0%		
AlV10	90,0%					10,0%	
AlZr10	90,0%						10,0%

Abb. 3-1: Iterative Legierungsberechnung im MS-Office EXCEL.



### 3.2 Numerische Simulation – Thermo-Calc

Sämtliche Ergebnisse der Thermo-Calc – Berechnungen wurden im thermodynamischen Ungleichgewicht nach Gulliver-Scheil berechnet und von der Datenbank TTAI5 (Version 5.0, Jan. 2006) unterstützt. Folgende Elemente und relevante Phasen werden durch die TTAI5-Datenbank berücksichtigt:

- Elemente: Al, B, C, Ca, Cr, Cu, Fe, La, Mg, Mn, Ni, Sc, Si, Sr, Ti, V, Zn, und Zr.
- relevante Phasen: Liquid, Al(fcc), Si, Al<sub>3</sub>(Fe,Mn,Ni,...), Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>, Al<sub>6</sub>(Mn,Fe,Cu, ...), Al<sub>3</sub>Ni, Al<sub>3</sub>(Ni,Cu)<sub>2</sub>, Al<sub>4</sub>Sr, Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>(Sr, Ca,...), Al<sub>3</sub>(Ti,V,Zr,...), Al<sub>3</sub>M\_D0<sub>22</sub>, Al<sub>3</sub>M\_D0<sub>23</sub>, Mg<sub>2</sub>Si, Mg<sub>2</sub>Zn, Al<sub>18</sub>(Cr,Mn)<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>, Al<sub>9</sub>(Fe,Ni)<sub>2</sub>, AlFeSi\_alpha, AlFeSi\_beta, Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>, Al<sub>5</sub>(Fe,Mn,...),

Die Auswertungs- und Berechnungsgrundlagen können aus den theoretischen Grundlagen der Theorie entnommen werden, siehe Kapitel 2.3.

### 3.3 Abgüsse

Sämtliche Abgüsse wurden im Gießereitechnikum am Lehrstuhl für Gießereikunde (LfGk), Montanuniversität Leoben (MUL), durchgeführt. Das Einschmelzen der Proben erfolgte in einem Elektrowiderstandsofen der Marke Nabertherm T20 mit einem maximalen Schmelzvolumen von 10 Liter Aluminium und einer Leistung von 15 kW. Für sämtliche Probenabgüsse wurde eine Schmelze von 1,5 kg in jeweils frisch geschlichteten Tontiegel bereitgestellt und bei einer Temperatur von 750°C abgegossen. Bei der Schlichte handelte es sich um eine Dycote 39, der Firma Foseco. Der Abguss der Proben für die nachfolgende Gefügeuntersuchung im Licht- und Rasterelektronenmikroskop erfolgte in einem QuiK-Cup® Tiegel, der Firma Heraeus.

Bei jedem Abguss einer Probe wurde für eine spätere chemische Analyse eine Spektralanalyseprobe bereitgestellt und eine thermische Analyse (TA) durchgeführt.



Abb. 3-2: Widerstandsofen (Nabertherm T20)



Abb. 3-3: Chargierung von drei Tiegeln mit je 2 kg Schmelze

### 3.4 Thermische Analyse TA

Die thermische Analyse wurde wie schon im Punkt 3.2 angeführt in einem QuiK-Cup® - Tiegel der Firma Heraeus durchgeführt. Dabei handelt es sich um einen Quarztiegel (Croningsand) mit integriertem Thermoelement (Typ K) im Zentrum.

Die Aufnahme der Abkühlkurven wurde mit einer Messeinheit der Firma Pico Technology durchgeführt. Dabei wandelt eine Thermocouple Data Logger (TC-08) die Temperaturdaten von analog in digital um und leitet diese mit Hilfe einer USB-Verbindung an die Software PicoLog weiter. Hiermit können die Daten Visualisiert und in bestimmte Dateiformate nachträglich exportiert werden. Die nachfolgende Abbildung (**Abb. 3-4**) zeigt einen solchen Aufbau der Messeinheit zur Aufzeichnung von Abkühlkurven.

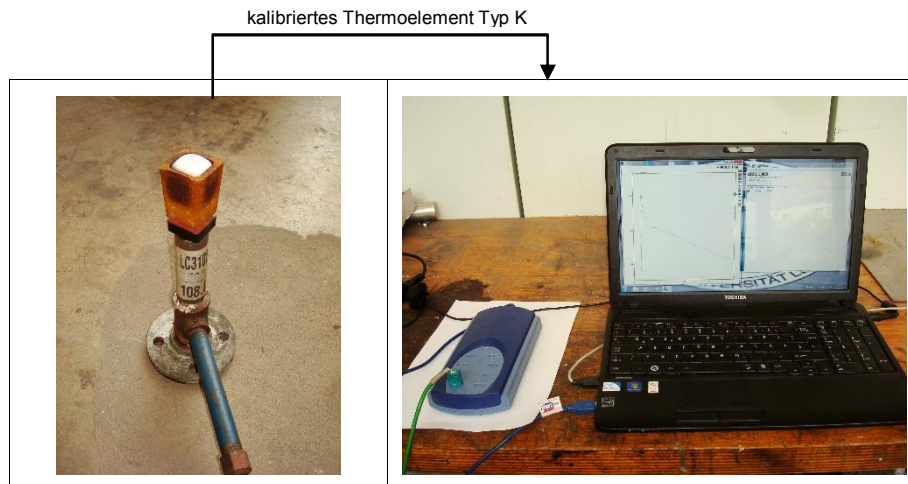


Abb. 3-4: TA-Messaufbau, li: QuiK-Cup Tiegel auf Messstativ (Heraeus); re: TC-08 USB Thermocouple Data Logger, Hardware; PicoLog, Software (beide pico Technology)

Das Aufbereitung der Daten und die differenzierte TA für die spätere Auswertung wurde nachfolgend im Programm MS-Office® EXCEL durchgeführt.

### 3.5 Chemische Analyse

Sämtliche Spektralanalysen (Anhang C.1) wurden mit ein Funkenspektrometer der Firma Spectro Analytical Instruments GmbH (SpectroLab M8, Stationäre Metallanalysatoren), welches in regelmäßigen Abständen kalibriert und zur serienmäßigen Bestimmung der chemischen Zusammensetzung in Großgießereien eingesetzt wird, untersucht und durchgeführt.

### 3.6 Metallographie

#### 3.6.1 Probenentnahmeort

Um die Ergebnisse hinsichtlich ihres Gefüges vergleichen zu können ist es notwendig, den Entnahme Ort der Probe sowie eine Schliffebene (siehe Abb. 3-5) klar festzulegen. Der Entnahmeort für die Schliiffprobe wurde knapp über dem Thermoelement der Abgussprobe gewählt. Mit Hilfe der an dieser Stelle exakt aufgenommenen Temperaturwerte können somit später Rückschlüsse aus der metallographischen Auswertung gezogen werden.

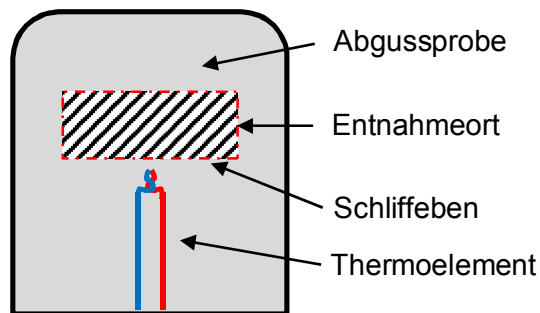


Abb. 3-5: Skizze des Entnahmeortes für die metallographische Untersuchung

### 3.6.2 Probenpräparation

Die metallographische Probenpräparation für sämtliche Proben wurde im Metallographielabor am Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben durchgeführt. Für die Untersuchungen der Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie werden die Proben nach dem Warmeinbetten mit Schleifpapier der Körnung 220, 500, 800 und 1200 geschliffen und danach mit einer 3µm Diamantsuspension und OP-S poliert.

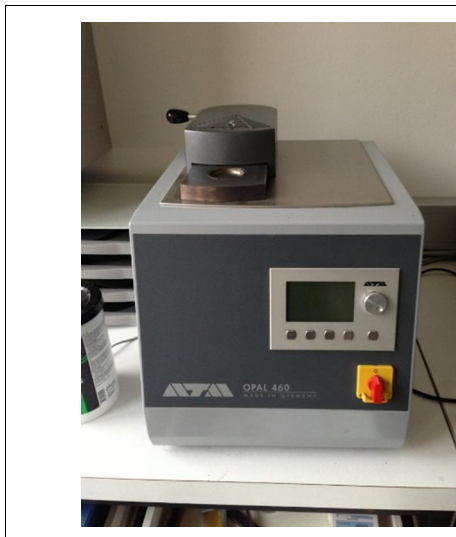


Abb. 3-6: Warmeinbettpresse ATM® OPAL 460 am LfGK.



Abb. 3-7: Schleif- und Poliermaschine ATM® Saphir 350 E am LfGK.

### 3.6.3 Lichtmikroskopie LIM1

Sämtliche lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden am Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben durchgeführt. Dabei kam ein Zeiss Axio Imager.A1m Mikroskop, mit einer Nikon DS-Fi1 Kamera und der Auswertesoftware NIS-Elements BR 3.00, SP3, von

Nikon zur Anwendung. Hauptaugenmerk wurde dabei auf die Größe, Form und Gestalt der Ausscheidungen im Gefüge gelegt.

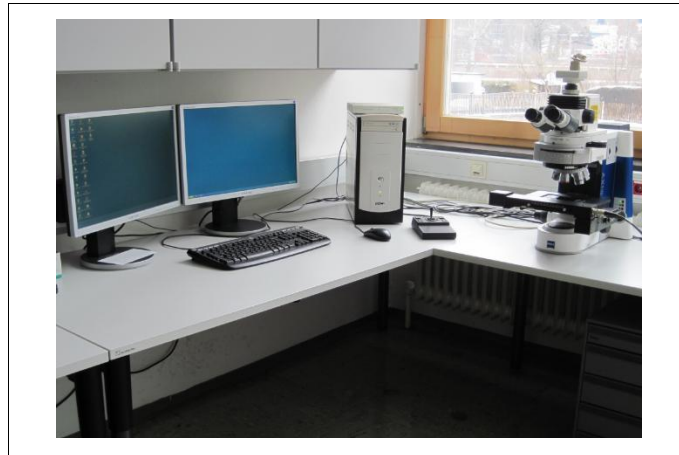


Abb. 3-8: Lichtmikroskop (Zeiss Axio Imager.A1m)  
am LfGk mit PC-Einheit

### 3.6.4 Rasterelektronenmikroskopie REM

Mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops REM (REM-Typ: „Quanta 200 Al2 FEI Company“) sollen die Phasen der einzelnen Proben, welche zuvor im Thermo-Calc berechnet und simuliert wurden, bestimmt und verglichen werden. Durchgeführt wurden diese metallographischen Untersuchungen am Department für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben. Die Beschleunigungsspannung für die Aufnahmen betragen 20keV. Die Auswertung erfolgt über ein energiedispersives Röntgenanalysensystem, EDX-Device (INCA Energy 200 Oxford).

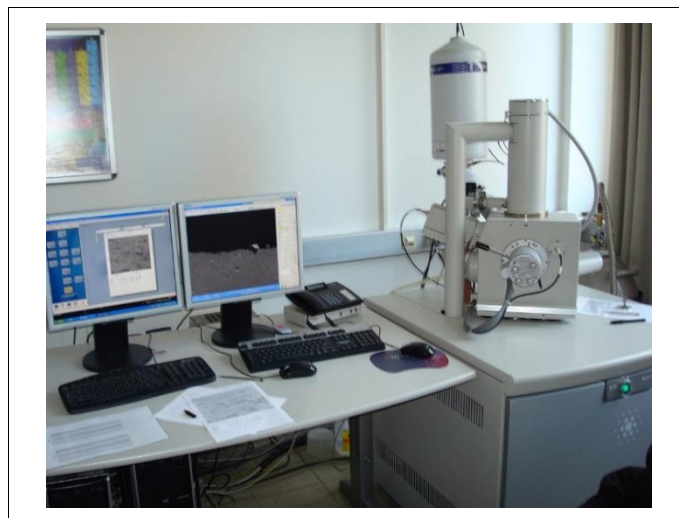


Abb. 3-9: Rasterelektronenmikroskopie-Einheit am  
Department für Metallurgie, MUL [59]

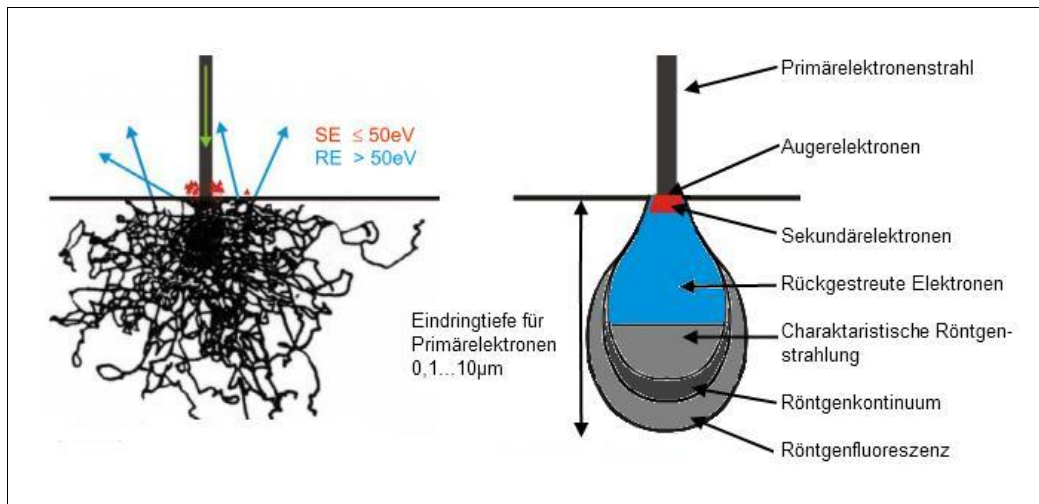


Abb. 3-10: : Schematische Darstellung von Bewegungsbahnen der senkrecht einfallenden Primärelektronen (links) und deren Wechselwirkung mit der Probe(rechts)[60].

### 3.7 Zusammenfassung der experimentellen Methoden

Die nachfolgende Abb. 3-11 soll nochmal einen schematischen Überblick der durchgeführten experimentellen Methoden an den drei Legierungsserien:

- Al Si7Mg0.3 - hochrein (HP),
- Al Si7Mg0.3 - technisch rein (TP) und
- Al Si7Mg0.3 - kommerziell rein (CP)

dargestellt. Dabei soll nochmals auf die Indizes 1 und 2 mit hohen und tiefen Elementgehalten, wie sie in Tabelle 3-2-Tabelle 3-4 der jeweiligen Legierungsserien (HP, TP und CP) angegeben sind, hingewiesen werden.

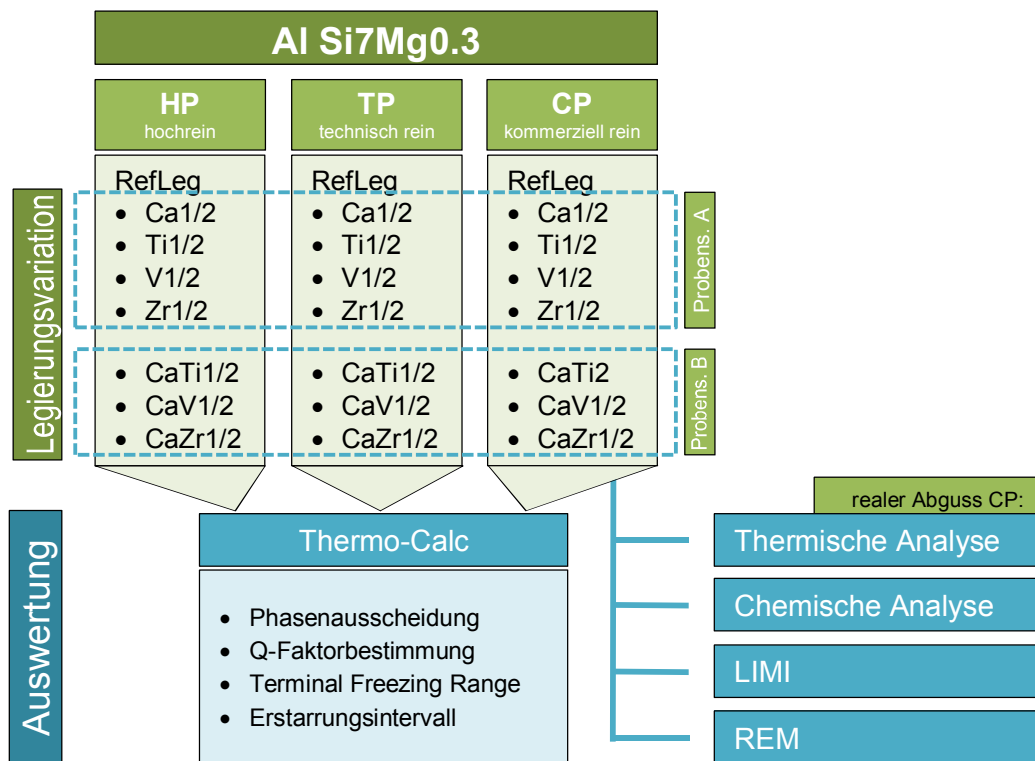


Abb. 3-11: Überblick der Versuchsdurchführung mit Legierungsvariation der Auswertungen.

## 4 Auswertung und Ergebnisse

### 4.1 Hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_HP)

#### 4.1.1 Thermodynamische Berechnung (Thermo-Calc)

Die Ergebnisse dieser hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung werden repräsentativ durch die Referenzlegierung zunächst im Detail mit entsprechenden Abkühlkurven aus der TC-Simulation präsentiert. Anschließend werden die Ergebnisse der Probenserie A und B, Einfluss der Spurenelemente einzeln und in kombinierter Variation, tabellarisch zusammengefasst. Die chemische Legierungszusammensetzung der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_HP) kann aus Tabelle 3-2 entnommen werden.

##### 4.1.1.1 Referenzlegierung – hochreine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung

In Abb. 4-1 kann man an Hand einer im TC simulierten Abkühlkurve die Bildung von der einzelnen Phasen mit sinkender Temperatur verfolgen.

#### Phasenausscheidungen

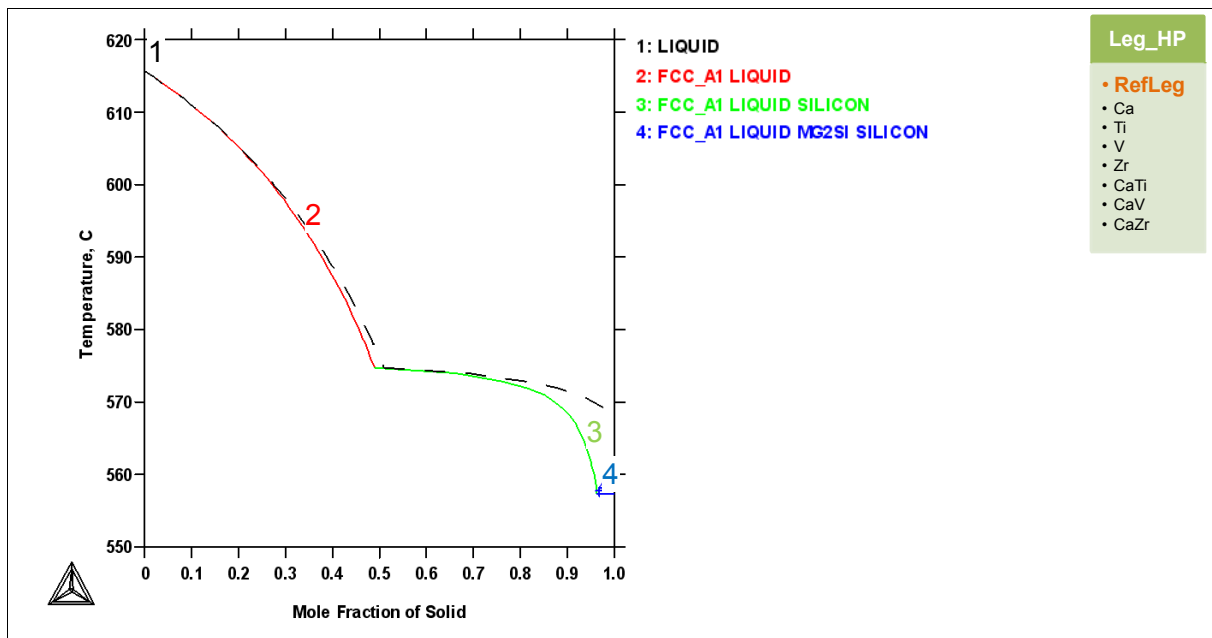


Abb. 4-1: TC simulierte Phasen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref\_HP).

In Tabelle 4-1 sind die Phasenausscheidungen aus Abb. 4-1 chronologisch ihrer Ausscheidungstemperatur tabellarisch aufgelistet.



Tabelle 4-1: TC-Simulierte Phasen mit Ausscheidungstemperatur, hochreine Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung (Ref\_HP).

	Nr [-]	Temp. [°C]	Phasen [-]
Ref_HP	1	615,7	Liq.
	2	615,7	Liq. → <b>α-Al</b>
	3	574,5	Liq. → <b>α-Al + Si</b>
	4	557,3	Liq. → <b>α-Al + Si + Mg<sub>2</sub>Si</b>

Zu Beginn der Erstarrung scheidet sich bei der Schmelztemperatur (615,7°C) zunächst der α-Al Mischkristall dendritisch aus. Ab diesem Zeitpunkt beginnt sich ein Dendritennetzwerk aus Aluminium in der Schmelze auszubilden. Die verbleibende Restschmelze reichert sich dadurch mit den vorhandenen Begleitelementen an. Bei der eutektischen Temperatur von 574,5°C scheidet sich das Eutektikum mit Al+Si im Wechsel aus. Die nahe eutektische festigkeitssteigernde Magnesiumsilizid, Mg<sub>2</sub>Si-Phase (557,3°C) bildet sich am Ende dieser simulierten Erstarrung aus. In Abb. 4-2 ist der Massenanteil der Mg<sub>2</sub>Si-Phase der hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Ref\_HP) dargestellt.

### Intermetallische Phase Mg<sub>2</sub>Si

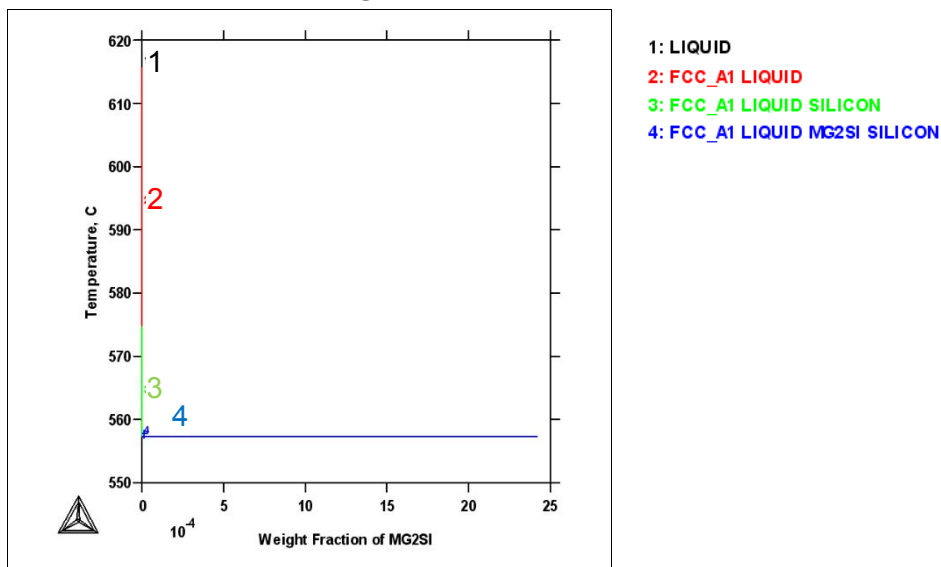


Abb. 4-2: Massenanteil des Festzustandes der intern. Phase Mg<sub>2</sub>S der TC-Simulation, hochreine Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung (Ref\_HP)

Im Zuge der Erstarrungssimulation durch Thermo-Calc nach Gulliver-Scheil konnten folgende Erstarrungskennwerte für die hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Ref\_HP) ermittelt werden.

Tabelle 4-2: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Ref\_HP).

	<b>Q-Faktor</b> [ $\Delta T/fs$ ]	<b>TFR</b> [ $\Delta T$ ]	<b>E.-Int.</b> [ $\Delta T$ ]
Ref_HP	47,0	4,4	58,4

Die oben angeführten Erstarrungskennwerte aus der Thermo-Calc Simulation für diese Referenzlegierung der Legierungsserie HP können in späterer Folge als Referenz- und Vergleichswerte herangezogen werden.

#### 4.1.1.2 Probenserie A – hochreine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung (Leg\_HP)

Anschließend werden die Phasenausscheidungen (Tabelle 4-3) und die Erstarrungskennwerte (Tabelle 4-4) der Probenserie A tabellarisch angeführt. Die graphischen Darstellungen dieser Abkühlungskurven können hierfür aus dem Anhang A.1.1 entnommen werden. Eine chemische Zusammensetzung dieser Versuchsreihe HP kann aus Tabelle 3-2 entnommen werden.

Tabelle 4-3: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_HP), Probenserie A.

<b>Phasen</b>	<b>RefLeg</b>	<b>Ca1</b>	<b>Ca2</b>	<b>Ti1</b>	<b>Ti2</b>	<b>V1</b>	<b>V2</b>	<b>Zr1</b>	<b>Zr2</b>
Liq. → <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca*</b>	-	-	662,5	-	-	-	-	-	-
Liq. → (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) + <b>Al<sub>3</sub>M*</b> (M=Ti,V,Zr)	-	-	-	-	621,1	-	-	-	663,1
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca)	615,7	615,4	616,4	616,1	619,7	615,8	617,4	615,7	615,6
Liq. → α-Al + <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca</b>	-	604,4	-	-	-	-	-	-	-
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) + <b>Si</b>	574,5	574,5	574,6	574,6	574,8	574,6	574,9	574,5	574,6
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) + Si + <b>Al<sub>3</sub>Zr</b>	-	-	-	-	-	-	-	-	572,0
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) + Si + (Al <sub>3</sub> M) + <b>Mg<sub>2</sub>Si</b>	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3

\* Primärausscheidungen; Al3(Ti,V)\_D022; Al3Zr\_D023

Aus Tabelle 4-3 kann man die zusätzlich zur Referenzlegierung gebildeten Phasen durch die Zugabe an gewählten Spurenelementen (Ca, Ti, V und Zr) entnehmen. Bei den niedrigeren angenommenen Gehalten, siehe Legierungen mit Index 1, was einen Gehalt von 0,030 wt% des jeweiligen angeführten Elements entspricht, ist die geringe Löslichkeit von Ca im Aluminium, wie in der Theorie bereits besprochen, sehr gering. Daher kommt es schon bei

den geringsten Spuren an Ca zur Bildung der intermetallischen  $Al_2Si_2Ca$ -Phase. Bei den gewählten höheren Gehalten, siehe Legierungen mit Index 2, was einen Gehalt von 0,300 wt% des jeweiligen angeführten Elements entspricht, kommt es entsprechend ihrer unterschiedlichen Löslichkeiten im Aluminium, mit Ausnahme von V, bereits zu Primärausscheidungen. Bei den Legierungen mit Ca (Ca1, Ca2) kommt es wiederum zur Bildung der intermetallische Phase  $Al_2Si_2Ca$ , bei Zugaben von Ti und Zr kommt es zu einer intermetallischen  $Al_3M$ -Phase, wobei das Symbol M für das entsprechende Metall Ti Typ-DO<sub>22</sub> und Zr Typ-DO<sub>23</sub> steht.

Tendenziell kann ebenfalls eine Erhöhung der Erstarrungstemperatur des  $\alpha$ -Al Dendriten bei Ausscheidungen von Primärphasen beobachtet werden. Was auf eine geringere Unterkühlung der Schmelze in der Erstarrungsphase, einer Kornfeinung, deuten kann. Näheres dazu, siehe realer Abguss Legierungsserie CP Auswertung der thermischen Analyse Kapitel 4.3.3.

Tabelle 4-4: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_HP), Probenserie A.

Leg_HP	RefLeg	Ca1	Ca2	Ti1	Ti2	V1	V2	Zr1	Zr2
E-Interv. [°C]	58,4	58,1	59,1	59,3	62,4	58,5	60,1	58,4	58,3
TFR [°C]	4,4	4,3	4,3	4,4	4,4	4,3	4,3	4,3	4,2
Q-Faktor [ $\Delta T/fs$ ]	47,0	47,0	38,8	54,0	59,0	47,0	50,0	47,0	46,2
eut. Temp. [°C]	574,5	574,5	574,6	574,6	574,8	574,6	574,9	574,5	574,6

Aus den Erstarrungskennwerten der TC-Simulation der Tabelle 4-4 geht hervor, dass der Einfluss der einzelnen Elemente beim Q-Faktor sich am größten widerspiegelt. Im speziellen können dabei die guten wachstumsbehindernden Eigenschaften von Ti beobachtet werden, siehe dazu auch Kapitel 2.3.4, Tabelle 2-5. Ca wiederum bewirkt eine signifikante Verschlechterung des Q-Faktors. Das Erstarrungsintervall (E-interv.) wird bei höheren Gehalten an Spurenelementen mit Primärausscheidungen geringfügig vergrößert. Terminal Freezing Range (TFR) und die eutektische Temperatur verzeichnen dabei keine signifikanten Unterschiede. Wobei hier die  $\tau$ -Al-Si-Ti – Phase in der ThermoCalc Datenbank nicht berücksichtigt wird.

#### 4.1.1.3 Probenserie B – hochreine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung

Mit der thermodynamischen Simulation der Probenserie B der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung sollen mögliche Wechselwirkungen der Elemente in der kombinierten Variation an Ca mit den Elementen Ti, V und Zr zeigen.

Im Vergleich mit der Probeserie A, aus Tabelle 4-3, konnten keine weiteren zusätzlichen neuen Phasen gefunden werden. Auch hinsichtlich der Ausscheidungstemperatur konnten keine signifikanten Unterschiede verzeichnet werden. Es kann somit die Aussage getroffen, dass es bezüglich der Phasenausscheidung und Ausscheidungstemperatur im Festen zu keinen direkten Wechselwirkungen kam. Aus Tabelle 4-5 können hierfür die Ergebnisse entnommen werden.

Tabelle 4-5: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_HP), Probeserie B.

Phasen	RefLeg	CaTi1	CaTi2	CaV1	CaV2	CaZr1	CaZr2
Liq. → <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca*</b>	-	-	661,3	-	662,6	-	662,6
Liq. → <b>Al<sub>3</sub>M*</b> (M=Ti,V,Zr)	-	-	625,5	-	-	-	664,7
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca)	615,7	615,9	620,2	615,6	618,0	615,5	616,6
Liq. → <b>α-Al</b> + <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca</b>	-	604,4	-	604,4	-	604,5	-
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) + <b>Si</b>	574,5	574,5	574,7	574,6	574,7	574,6	574,7
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) + Si + <b>Al<sub>3</sub>Zr</b>	-	-	-	-	-	-	571,1
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) + Si + (Al <sub>3</sub> M) + <b>Mg<sub>2</sub>Si</b>	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3	557,3

\* Primärausscheidungen; Al3(Ti,V)\_D022; Al3Zr\_D023

Aus den Erstarrungskennwerten der TC-Simulation, der Tabelle 4-6, kann der negative Einfluss des Ca am Q-Faktor gut beobachtet werden, wobei lediglich Ti, durch seinen positiven Einfluss, diesen kompensieren kann.

Tabelle 4-6: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_HP), Probeserie B.

Leg_HP	RefLeg	CaTi1	CaTi2	CaV1	CaV2	CaZr1	CaZr2
<i>E-Interv. [°C]</i>	58,4	58,6	62,9	58,3	60,7	58,2	59,1
<i>TFR [°C]</i>	4,4	4,4	4,3	4,4	4,3	4,3	4,2
<i>Q-Faktor [ΔT/fs]</i>	47,0	49,0	51,8	47,0	41,9	47,0	38,0
<i>eut. Temp. [°C]</i>	574,5	574,5	574,7	574,6	574,7	574,6	574,7

## 4.2 Technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_TP) TRIMET

### 4.2.1 Thermodynamische Berechnung (Thermo-Calc)

Die Ergebnisse dieser technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung werden repräsentativ durch die Referenzlegierung zunächst im Detail mit entsprechenden Abkühlkurven aus der TC-Simulation präsentiert. Anschließend werden die Ergebnisse der Probeserie A und B

tabellarisch Zusammengefasst. Die chemische Legierungszusammensetzung der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_TP) kann aus Tabelle 3-3 entnommen werden.

#### 4.2.1.1 Referenzlegierung – technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung

In Abb. 4-3 kann man an Hand einer im TC simulierten Abkühlkurve die Bildung von auszubildenden Phasen mit sinkender Temperatur verfolgen.

#### Phasenausscheidungen

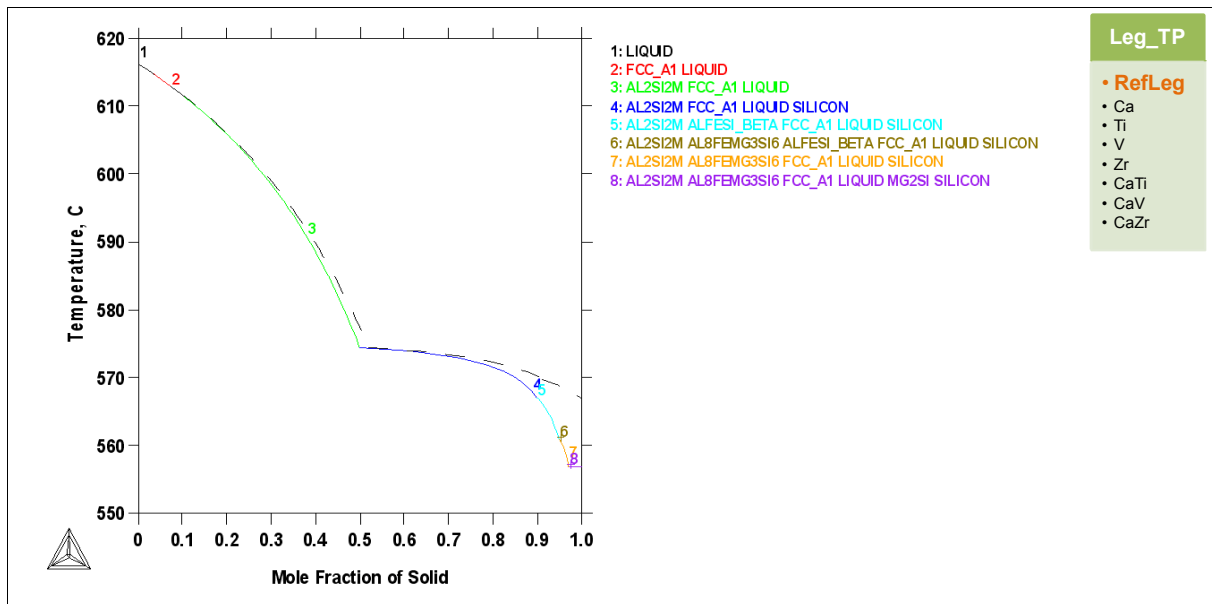


Abb. 4-3: TC simulierte Phasen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref\_TP).

In Tabelle 4-7 sind die Phasenausscheidungen aus Abb. 4-3 chronologisch ihrer Ausscheidungstemperatur tabellarisch aufgelistet.

Tabelle 4-7: TC-Simulierte Phasen mit Ausscheidungstemperatur, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung (Ref\_TP).

	Nr. [-]	Temp. [°C]	Phasen [-]
Ref_TP	1	615,7	Liq.
	2	615,7	Liq. → $\alpha$ -Al
	3	611,9	Liq. → $\alpha$ -Al + $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$
	4	574,5	Liq. → $\alpha$ -Al + $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ + Si
	5	567,1	Liq. → $\alpha$ -Al + $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ + Si + $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$
	6-7	560,8	Liq. → $\alpha$ -Al + $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ + Si + $\pi$ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$
	8	556,8	Liq. → $\alpha$ -Al + $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ + Si + $\pi$ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ + $\text{Mg}_2\text{Si}$

Bei der Temperatur von 615,7°C kommt es zur Bildung der ersten  $\alpha$ -Al. Ein Dendritennetzwerk wird gebildet. Auf Grund der geringen Spuren an Fe und des Sr, siehe chem. Zusammensetzung Tabelle 3-3, kommt es zu zusätzlichen Phasenausscheidungen. So kann aus Tabelle 4-7 die voreutektische Bildung der intermetallischen Phase  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  bei einer Temperatur von 611,9°C beobachtet werden, welche sich bis zum Schluss der Erstarrung fortsetzt. Bei den Temperaturen von 567,1°C und 560,8°C kam es zu naheutektischen Fe-Ausscheidungen von  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  und  $\pi$ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ . Die Festphasenanteile hierfür sind in Abb. 4-4 - Abb. 4-6 graphisch dargestellt. Zum Schluss des simulierten Erstarrungsvorganges bildete sich wiederum die festigkeitssteigernde Magnesiumsilizid-Phase ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ , Zintl-Phase) aus [61].

### Intermetallische Phase $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$

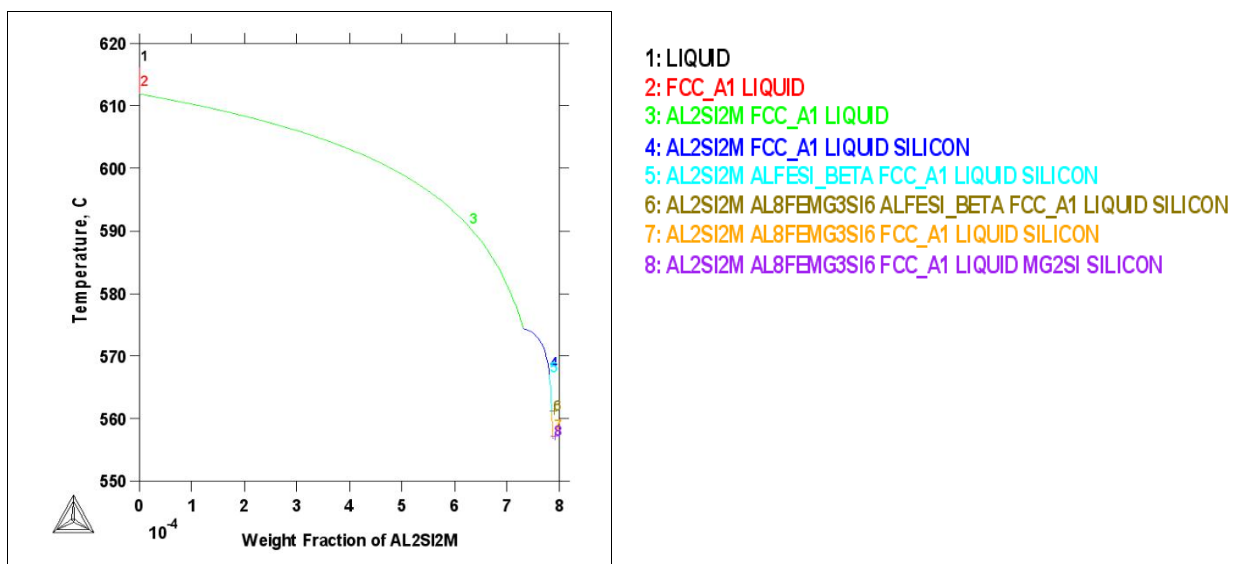


Abb. 4-4: TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Ref\_TP, Festphasenanteil der intern. Phase  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$

**Fe – Phasen:  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi und  $\pi$ -Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>**

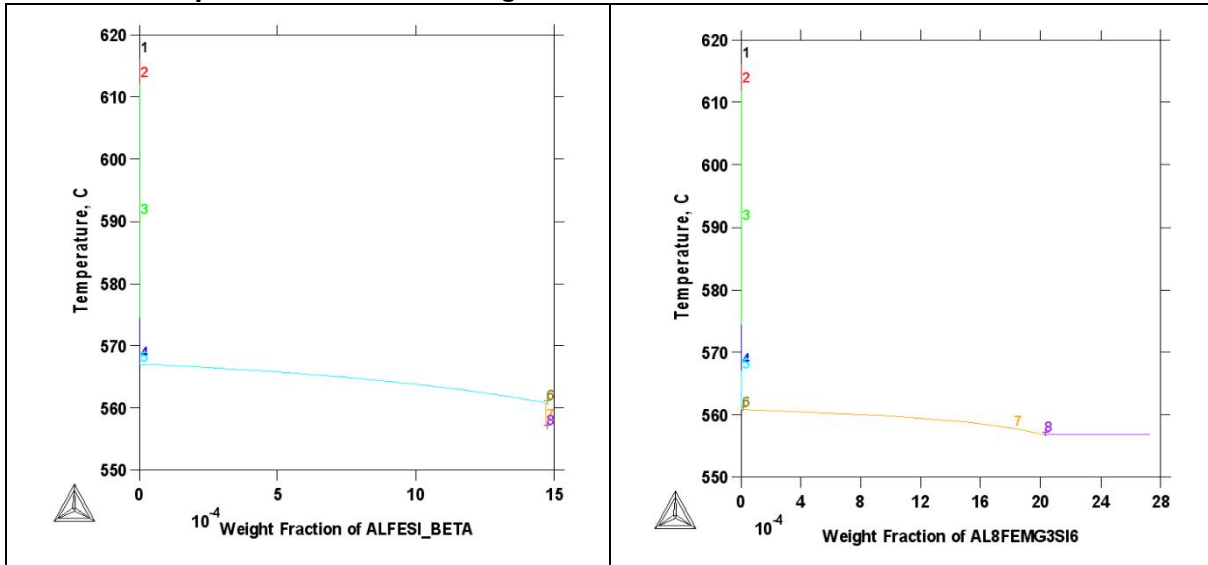


Abb. 4-5: TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Ref\_TP, Festphasenanteil der intern. Phase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi

Abb. 4-6: TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Ref\_TP, Festphasenanteil der intern. Phase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>

Im Zuge der Erstarrungssimulation durch Thermo-Calc nach Gulliver-Scheil konnten folgende Erstarrungskennwerte für die technisch reine Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung (Ref\_TP) ermittelt werden, siehe Tabelle 4-8.

Tabelle 4-8: TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_TP), Referenzlegierung.

	Q-Faktor [ $\Delta T/fs$ ]	TFR [ $\Delta T$ ]	E.-Int. [ $\Delta T$ ]
<i>RefLeg</i>	46,0	3,9	59,3

Dabei stellten sich ein Erstarrungsintervall von 59,3°C, ein TFR von 3,9°C und ein Q-Faktor von 46,0 ein.

**4.2.1.2 Probenserie A – technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung**

Anschließend werden die Phasenausscheidungen (Tabelle 4-9) und die Erstarrungskennwerte (Tabelle 4-10) der Probenserie A tabellarisch angeführt und nachfolgend diskutiert. Die graphischen Darstellungen dieser Abkühlungskurven können hierfür aus dem Anhang B.1.1 entnommen werden. Eine chemische Zusammensetzung dieser Versuchsreihe TP kann aus Tabelle 3-3 entnommen werden.

Tabelle 4-9: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperatur der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_TP), Probenserie A.

Phasen	RefLeg	Ca1	Ca2	Ti1	Ti2	V1	V2	Zr1	Zr2
Liq. → <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M*</b>	-	616,0	668,8	-	-	-	-	-	-
Liq. → <b>Al<sub>3</sub>M*</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M)	-	-	-	-	623,0	-	-	-	664,6
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M)	615,7	615,9	616,9	616,6	620,1	616,3	617,9	616,2	616,2
Liq. → α-Al + <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M</b>	611,9	-	-	612,0	613,3	611,9	612,9	611,8	611,9
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + <b>Si</b>	574,5	574,5	574,3	574,5	574,5	574,5	574,6	574,5	574,6
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + <b>α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub></b>	-	-	-	-	-	-	567,6	-	-
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + <b>β-Al<sub>3</sub>FeSi</b>	567,1	567,1	567,1	567,1	567,2	567,1	566,9	567,0	567,0
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + <b>π-Al<sub>3</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub></b>	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + π-Al <sub>3</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> + <b>Mg<sub>2</sub>Si</b>	556,8	556,8	556,8	556,9	556,9	556,8	556,9	556,9	556,9

\* Primärausscheidungen; Al3(Ti,V)\_D022; Al3Zr\_D023

Tabelle 4-10: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_TP), Probenserie A.

Leg_TP	RefLeg	Ca1	Ca2	Ti1	Ti2	V1	V2	Zr1	Zr2
<i>E-Interv. [°C]</i>	59,3	59,1	60,1	59,7	63,2	59,5	61,0	59,3	59,3
<i>TFR [°C]</i>	3,9	3,9	3,9	3,8	3,8	3,9	3,8	3,8	3,7
<i>Q-Faktor [ΔT/fs]</i>	46,0	44,4	39,1	48,0	58,0	47,0	49,0	46,0	47,3
<i>eut. Temp. [°C]</i>	574,5	574,5	574,3	574,5	574,5	574,5	574,6	574,5	574,6

### Einfluss von Kalzium auf Legierungsserie TP

Die Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M Phase wird sowohl von Sr aber auch durch Ca gebildet. Aus der TC-Auswertung ist zu beobachten, dass es zu einer parallelen Bildung der beiden intermetallischen Phasen kommt, siehe dazu Anhang B.1.1.1.1 und B.1.1.1.2. Im Gegensatz zur Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phaseausscheidung ist die Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr-Phaseausscheidung bei höheren Temperaturen dominierend und voreutektisch abgeschlossen. Geringe Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phaseausscheidungen sind auch im naheutektischen Temperaturbereich zu beobachten. Sowohl bei Legierung Ca1 und Ca2 kommt es in Abhängigkeit der Ca-Gehalte zu vorzeitigen Ausbildungen der intermetallischen Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phasen.

Aus den Erstarrungskennwerten kann eine deutliche Verschlechterung des Q-Faktors hin zu höheren Ca-Gehalten beobachtet werden. Dabei wird der Q-Faktor in der TP\_Ca2 mit einem zusätzlichen Ca-Gehalt von 0,300 wt.% Ca um ca. 6 K im Vergleich zur Referenzlegierung (Ref\_TP) dieser Legierungsserie TP gesenkt. Auch hinsichtlich der TFR und der eutektischen Temperatur konnten keine wesentlichen Unterschiede verzeichnet werden. Lediglich das



Erstarrungsintervall  $\Delta T$  wurde um  $1^\circ\text{C}$  in Legierung TP\_Ca2 geringfügig erhöht, was der vermehrten Primärausscheidung der intermetallischen  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Phase geschuldet ist.

#### ***Einfluss von Titan auf Legierungsserie TP***

Der kornfeinende Effekt durch Ti kann bei dieser Simulation gut erkannt werden. So ist in beiden Ti-Legierungen die Erhöhung der  $\alpha$ -Mischkristallbildung zu erkennen, was einer geringen Unterkühlung durch ausreichend vorhandener aktiver (primär)  $\text{Al}_3\text{Ti}$ -Keime entspricht.

Das Erstarrungsintervall wird entsprechend der  $\text{Al}_3\text{Ti}$  – Primärausscheidung (Typ- $\text{D0}_{22}$ ) in Legierung Ti2 erhöht. Die positive Wirkung von Ti auf den Q-Faktor wird ebenfalls bestätigt.

#### ***Einfluss von Vanadium auf Legierungsserie TP***

Das V wirkt sich laut den ausgewerteten thermodynamischen Simulationsdaten neutral in der Legierung aus. Es stellten sich lediglich geringe Verbesserungen bezüglich der Q-Faktoren ein. Bei höheren V-Gehalten bildete sich eine weitere Fe-Phase, die  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ -Phase, aus.

#### ***Einfluss von Zirkon auf Legierungsserie TP***

Das dem Ti sehr ähnliche Zr bildet bei entsprechendem Konzentrationsverhältnis mit Al ebenfalls die intermetallische  $\text{Al}_3\text{M}$ -Phase, wobei es sich hierbei um die tetragonale  $\text{D0}_{23}$ -Kristallstruktur handelt. Eine dementsprechende Erhöhung des Erstarrungsintervalls  $\Delta T$  durch diese Primärausscheidungen konnte wie zuvor bei der Titanzugabe nicht beobachtet werden. Auch in Bezug auf dem Q-Faktor konnten keine wesentlichen Verbesserungen vermerkt werden.

#### **4.2.1.3 Probenserie B – technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung**

Mit der thermodynamischen Simulation der Probenserie B der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung sollen mögliche Wechselwirkungen der Elemente in der kombinierten Variation an Ca mit den Elementen Ti, V und Zr zeigen.

Im Vergleich mit der Probenserie A, aus Tabelle 4-9, konnten keine weiteren zusätzlichen neuen Phasen gefunden werden. Auch hinsichtlich der Ausscheidungstemperatur konnten keine signifikanten Unterschiede verzeichnet werden.

Tabelle 4-11: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperatur der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_TP), Probenserie B.

Phasen	RefLeg	CaTi1	CaTi2	CaV1	CaV2	CaZr1	CaZr2
Liq. → <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M*</b>	-	-	667,6	-	668,7	-	668,7
Liq. → <b>Al<sub>3</sub>M*</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M*)	-	-	627,2	-	-	-	666,4
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M*)	615,7	616,4	620,7	616,1	618,6	616,0	617,0
Liq. → α-Al + <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M</b>	611,9	616,2	-	616,0	-	615,9	-
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + <b>Si</b>	574,5	574,5	574,5	574,5	574,6	574,6	574,6
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + <b>Al<sub>3</sub>Zr</b>	-	-	-	-	-	-	570,6
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + <b>α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub></b>	-	-	-	-	567,4	-	-
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + <b>β-Al<sub>5</sub>FeSi</b>	567,1	567,1	567,2	567,1	567,0	567,0	567,0
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + <b>π-Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub></b>	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8	560,8
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> + <b>Mg<sub>2</sub>Si</b>	556,8	556,8	556,9	556,9	556,9	556,8	556,8

\* Primärausscheidungen; Al3(Ti,V)\_D022; Al3Zr\_D023

Tabelle 4-12: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_TP), Probenserie B.

Leg_TP	RefLeg	CaTi1	CaTi2	CaV1	CaV2	CaZr1	CaZr2
<i>E-Interv. [°C]</i>	59,3	59,6	63,8	59,3	61,7	59,2	60,1
<i>TFR [°C]</i>	3,9	3,9	3,8	3,9	3,8	3,9	3,7
<i>Q-Faktor [ΔT/fs]</i>	46,0	47,0	48,9	45,0	40,2	45,0	37,8
<i>eut. Temp. [°C]</i>	574,5	574,4	574,5	574,5	574,6	574,6	574,6

### **Einfluss von kombinierter Variation Kalzium-Titan auf Legierungsserie TP**

Die kombinierte Variation von Ca und Ti brachte keine neuen Ausscheidungen mit sich. Es kam zur Bildung der bereits bekannten Phasen aus den getrennten Varianten von Ca und Ti der Probenserie A. Auch hinsichtlich der Ausscheidungstemperaturen konnten keine Unterschiede beobachtet werden.

Aus den Erstarrungskennwerten geht hervor, dass der negative Einfluss von Ca auf den Q-Faktor konnte durch das Ti kompensiert werden konnte.

### **Einfluss von kombinierter Variation Kalzium-Vanadium auf Legierungsserie TP**

Auch hier brachte die Kombination von Ca und V keine neuen Ausscheidungen zum Vorschein. Der negative Einfluss von Ca auf den Q-Faktor konnte durch das V dabei nicht kompensiert werden.

***Einfluss von kombinierter Variation Kalzium-Zirkon auf Legierungsreihe TP***

Im Gegensatz zur Probenserie A (Tabelle 4-9) der Legierung Zr<sub>2</sub> kommt es bei der kombinierten Variante von Zr und Ca (CaZr<sub>2</sub>) zu einer naheeutektischen Al<sub>3</sub>Zr – Phasen (570,6°C, Typ-D0<sub>23</sub>). Hinsichtlich der Ausscheidungstemperatur konnten bei der kombinierten Variation von Ca und Zr keine signifikanten Unterschiede zur getrennten Variation verzeichnet werden.

Der negative Einfluss von Ca auf den Q-Faktor konnte durch das Zr dabei nicht kompensiert werden. Es konnten keine weiteren Unterschiede zur getrennten Variation in Bezug auf TFR, eutektische Temperatur und Erstarrungsintervall  $\Delta T$  gemacht werden.

**4.3 Kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP)****4.3.1 Chemische Analyse**

Wie schon beschrieben handelt es sich bei der Legierungsreihe CP um eine kommerziell reine Al Si7Mg0.3 - Aluminiumgusslegierung, ähnlich einer EN AC-42100. Ein Auszug der chemischen Analysen aller abgegossenen Legierungen dieser Legierungsreihe CP ist in Tabelle 3-4 zu entnehmen. Im Gegensatz zu den beiden bereits untersuchten Al Si7Mg0.3 hochreinen (Kapitel 4.1) und technisch reinen (Kapitel 4.2) - Aluminiumgusslegierungen sind hier die üblich hohen Gehalte an Eisen- (Fe) und Mangan (Mn) zu erkennen. Weitere Spuren- und Begleitelemente wie Strontium (Sr), Phosphor (P), Nickel (Ni), Zink (Zn), Kupfer (Cu), Chrom (Cr) usw. konnten ebenfalls bei der Spektralanalyse (siehe Tabelle 4-13 und Anhang C.1) gemessen werden.

Tabelle 4-13: Auszug der Spektralanalyse der kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP).

	Probenserie A									Probenserie B				
	RefLeg3	Ca1	Ca2	Ti1	Ti2	V1	V2	Zr1	Zr2	CaTi2	CaV1	CaV2	CaZr1	CaZr2
Al	91,4880	91,4960	91,1040	91,4650	91,2060	91,4780	91,4800	91,6120	91,2450	91,1140	91,4960	91,2650	91,4430	91,0320
Si	7,7500	7,7200	7,8500	7,7100	7,8000	7,6800	7,4900	7,6100	7,6900	7,5200	7,6900	7,5000	7,7700	7,6900
Mg	0,2913	0,2793	0,2837	0,2890	0,3019	0,2938	0,2953	0,2798	0,2827	0,2824	0,2918	0,3033	0,2763	0,2809
Fe	0,2178	0,2295	0,2485	0,2189	0,2306	0,2181	0,2206	0,2107	0,2232	0,2594	0,2152	0,2322	0,2247	0,2402
Mn	0,1632	0,1613	0,1637	0,1636	0,1653	0,1637	0,1597	0,1597	0,1639	0,1660	0,1617	0,1610	0,1617	0,1652
Sr	<0,0001	<0,0001	0,0002	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	0,0003	<0,0001	0,0002	<0,0001	0,0002
Cr	0,0033	0,0034	0,0037	0,0034	0,0042	0,0034	0,0032	0,0033	0,0059	0,0044	0,0035	0,0033	0,0038	0,0087
Cu	0,0084	0,0082	0,0083	0,0084	0,0083	0,0082	0,0082	0,0081	0,0083	0,0081	0,0083	0,0083	0,0082	0,0081
Ni	0,0038	0,0036	0,0044	0,0038	0,0044	0,0037	0,0039	0,0042	0,0081	0,0051	0,0037	0,0042	0,0039	0,0075
Zn	0,0206	0,0188	0,0203	0,0203	0,0210	0,0196	0,0194	0,0200	0,0226	0,0214	0,0185	0,0193	0,0183	0,0213
Ca	0,0001	0,0260	0,3000*	0,0001	0,0002	0,0001	0,0002	0,0001	0,0004	0,3000*	0,0241	0,3000*	0,0184	0,3000*
Ti	0,0340	0,0344	0,0350	0,0337	0,1664	0,0341	0,0317	0,0347	0,0334	0,2631	0,0337	0,0310	0,0337	0,0340
V	0,0049	0,0058	0,0064	0,0693	0,0770	0,0785	0,3000*	0,0056	0,0059	0,0196	0,0359	0,3000*	0,0054	0,0067
Zr	0,0008	0,0006	0,0014	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0325	0,2962	0,0012	0,0006	0,0008	0,0213	0,2570

### 4.3.2 Thermodynamische Berechnung (Thermo-Calc)

In den folgenden Unterkapiteln werden die Ergebnisse der thermodynamischen Simulation mittels Thermo-Calc präsentiert. Dabei werden die Phasenausscheidungen und Erstarrungskennwerte tabellarisch dargestellt. Die dabei berücksichtigten Elemente können aus Tabelle 4-13 entnommen werden. Gehalte mit nachstehenden " \* " befanden sich außerhalb der Auflösungsgrenze der Spektralanalyse und wurden für die thermodynamische Berechnung der Erstarrungskennwerte mit den für diese Arbeit angestrebten nominellen Legierungsgehalten angenommen.

#### 4.3.2.1 Probenserie A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung

Bei der Erstarrungssimulation durch Thermo-Calc nach Gulliver-Scheil konnten folgende Phasenausscheidungen (Tabelle 4-14) und Erstarrungskennwerte (Tabelle 4-15) für die Probenserie A der kommerziell reinen Legierungsserie CP bestimmt werden. Die graphischen Darstellungen dieser Abkühlungskurven können für diese Versuchsreihe CP aus dem Anhang C.2 entnommen werden. Die chemischen Zusammensetzungen können aus Tabelle 3-4 entnommen werden.

Tabelle 4-14: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP), Probenserie A.

Phasen	RefLeg	Ca1	Ca2	Ti1	Ti2	V1	V2	Zr1	Zr2
Liq. → <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M*</b>	-	-	673,7	-	-	-	-	-	-
Liq. → <b>Al<sub>3</sub>M*</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M)	-	-	-	631,3	695,4	635,8	694,2	-	658,6
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M)	610,9	610,7	612,2	611,1	611,4	611,0	611,6	611,0	611,0
Liq. → α-Al + <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M</b>	-	601,7	-	-	-	-	-	-	-
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + <b>α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub></b>	579,9	579,7	582,1	581,5	580,3	581,7	586,7	580,0	580,2
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + <b>Si</b>	573,4	573,7	573,6	573,8	573,8	573,8	574,0	573,8	573,7
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + Si + <b>Al<sub>3</sub>Zr</b>	-	-	-	-	-	-	-	-	571,1
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + <b>β-Al<sub>5</sub>FeSi</b>	569,3	569,4	569,7	569,4	569,6	569,4	568,5	569,6	569,5
Liq. → α-Al + ( <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M</b> ) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + β-Al <sub>5</sub> FeSi	566,8	-	-	567,1	567,1	567,1	567,1	567,1	567,0
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + <b>π-Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub></b>	560,1	560,3	560,4	560,4	560,3	560,3	560,4	560,3	560,3
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> + <b>Mg<sub>2</sub>Si</b>	555,8	556,1	556,2	556,2	556,2	556,1	556,2	556,2	556,2
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> + Mg <sub>2</sub> Si + <b>α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub></b>	555,2	555,4	555,5	555,4	555,4	555,4	555,3	555,5	555,5

\* Primärausscheidungen; Al3(Ti,V)\_D022; Al3Zr\_D023

Aus Tabelle 4-14 können die einzelnen Phasenausscheidungen chronologisch ihrer Ausscheidungstemperatur herausgelesen werden. Grundlegend kann über die gesamte Versuchsreihe der Probenserie A eine α-Mischkristallbildung bei ca. 611°C, eine eutektische Temperatur von 574°C und ein Solidustemperatur von 555°C beobachtet werden. Durch den für die kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierungen übliche hohe Fe-gehalt kommt es zu voreutektischen α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> (ca. 580°C) sowie naheutektischen β-Al<sub>5</sub>FeSi (ca. 569,5°C) und π-Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub> (560°C) Fe-Ausscheidungen.

Im Zuge der Erstarrungssimulation durch Thermo-Calc nach Gulliver-Scheil konnten folgende Erstarrungskennwerte für die kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (CP) ermittelt werden:

Tabelle 4-15: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP), Probenserie A.

Leg_CP	RefLeg	Ca1	Ca2	Ti1	Ti2	V1	V2	Zr1	Zr2
<i>E-Interv. [°C]</i>	56,1	55,9	57,4	56,3	56,6	56,2	56,8	56,2	56,2
<i>TFR [°C]</i>	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,1	5,3	5,1	5,2
<i>Q-Faktor [ΔT/fs]</i>	54,0	54,0	48,1	58,1	57,9	52,4	59,4	57,0	58,0
<i>eut. Temp. [°C]</i>	573,7	573,7	573,6	573,8	573,8	573,8	574,0	573,8	573,7

**4.3.2.2 Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung**

Mit der thermodynamischen Simulation der Probenserie B der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung sollen mögliche Wechselwirkungen der Elemente in der kombinierten Variation an Ca mit den Elementen Ti, V und Zr zeigen.

Tabelle 4-16: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP), Probenserie B.

Phasen	RefLeg	CaTi2	CaV1	CaV2	CaZr1	CaZr2
Liq. → <b>Al<sub>3</sub>M*</b>	-	679,5	-	695,4	-	-
Liq. → (Al <sub>3</sub> M) + <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M*</b>	-	673,0	-	674,0	-	673,4
Liq. → (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + ( <b>Al<sub>3</sub>M*</b> )	-	-	-	-	-	650,7
Liq. → <b>α-Al</b> + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M)	610,9	614,4	610,9	612,9	610,8	612,3
Liq. → α-Al + ( <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M</b> )	-	-	601,3	-	598,3	-
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + <b>α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub></b>	579,9	582,3	581,1	588,5	580,2	582,3
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + <b>Si</b>	573,4	573,7	573,8	573,8	573,7	573,5
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + Si + <b>Al<sub>3</sub>Zr</b>	-	-	-	-	-	570,4
Liq. → α-Al + (Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + <b>β-Al<sub>5</sub>FeSi</b>	569,3	569,7	569,5	568,6	569,6	569,6
Liq. → α-Al + ( <b>Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M</b> ) + α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + β-Al <sub>5</sub> FeSi	566,8	-	-	-	-	-
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + (Al <sub>3</sub> Zr) + <b>π-Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub></b>	560,1	560,4	560,4	560,4	560,3	560,3
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> + <b>Mg<sub>2</sub>Si</b>	555,8	556,2	556,2	556,2	556,2	556,2
Liq. → α-Al + Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> M + Si + π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> + Mg <sub>2</sub> Si + <b>α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub></b>	555,2	555,5	555,4	555,3	555,5	555,5

\* Primärausscheidungen; Al3(Ti,V)\_D022; Al3Zr\_D023

Im Zuge der Erstarrungssimulation durch Thermo-Calc nach Gulliver-Scheil konnten folgende Erstarrungskennwerte für die kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP) ermittelt werden.

Tabelle 4-17: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP), Probeserie B.

Leg_CP	RefLeg	CaTi2	CaV1	CaV2	CaZr1	CaZr2
E-Interv. [°C]	56,1	59,6	56,1	58,1	56,0	57,5
TFR [°C]	5,3	5,5	5,5	5,5	5,4	5,4
Q-Faktor [ $\Delta T/fs$ ]	54,0	54,4	56,0	48,9	54,0	48,3
eut. Temp. [°C]	573,7	573,7	573,8	573,8	573,7	573,5

Im Vergleich mit der Probeserie A aus dieser Versuchsreihe CP konnten keine weiteren zusätzlichen neuen Phasen durch ThermoCalc vorhergesagt werden. Auch hinsichtlich der Ausscheidungstemperatur konnten keine signifikanten Unterschiede verzeichnet werden.

### 4.3.3 Thermische Analyse (TA) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP)

In Diagramm 4-1 und Diagramm 4-2 sind die charakteristischen Erstarrungsparameter der Referenzlegierung (Ref\_CP) repräsentativ für diese kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierungsserie CP dargestellt.

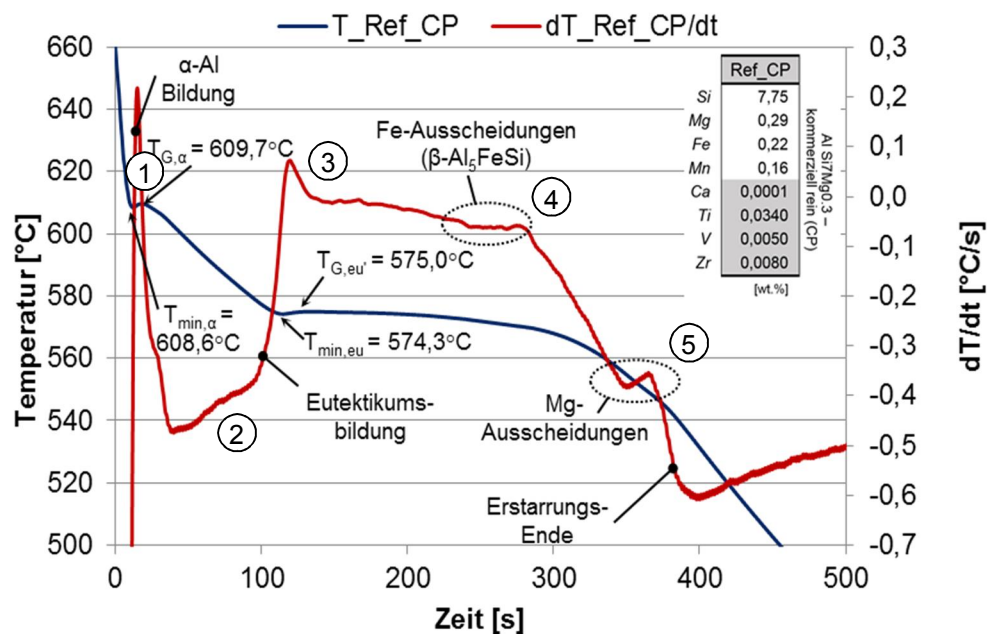


Diagramm 4-1: Thermische Analyse, Abkühlkurve (blau) mit erster Ableitung über der Zeit (rot), Al Si7Mg0.3 Referenzlegierung CP.

Begriffsdefinition:

- $T_{min,\alpha}$  minimale Temperatur der  $\alpha$ -Al Phase
- $T_{G,\alpha}$  Wachstumstemperatur der  $\alpha$ -Al
- $\Delta T_{R,\alpha}$  Rekaleszenz, Unterkühlung der  $\alpha$ -Al Phase ( $\Delta T_{R,\alpha} = T_{G,\alpha} - T_{min,\alpha}$ )
- $T_{min,eu}$  minimale Temperatur des Eutektikums
- $T_{G,eu}$  Wachstumstemperatur des Eutektikums
- $\Delta T_{R,eu}$  Rekaleszenz, Unterkühlung des Eutektikums ( $\Delta T_{R,eu} = T_{G,eu} - T_{min,eu}$ )
- $\Delta T_{vered.,Grad}$  Veredelungsgrad ( $\Delta T_{vered.,Grad} = T_{G,eu} - T_{G,eu,Ref\_CP}$ )

Aus Diagramm 4-1 geht hervor, dass es bei der Temperatur von 609°C es zur Bildung des  $\alpha$ -Al – Dendritennetzwerkes (Bereich 1) kommt. Mit fortschreitender Erstarrung kommt es zu Zusammenstöße der Dendritenspitzen ( $\alpha$ -Al Dendrite Coherency Point [64]) in der Schmelze (Bereich 2). Dies führt zu einer Verdickung der Dendriten, welche ab diesen Zeitpunkt nur mehr normal zur bevorzugten Wachstumsrichtung sich ausbreiten können. Bereits hier kann es, bei entsprechenden Gehalten an Verunreinigungen wie z.B. Fe, zu diversen Fe-Ausscheidungen kommen. In Diagramm 4-2, mit der erste Ableitung der Abkühlkurve über der Temperatur, können in diesem Bereich (ca. 590°C) geringe Ausscheidungen in Form von  $\alpha$ -  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  erkannt werden. Die erste Keimbildung des Eutektikums setzt bei ca. 575°C ein. Deutlich erkennbar sind die  $\beta$ - $Al_5FeSi$ -Ausscheidungen (572°C) in Diagramm 4-2, welche die mechanischen Eigenschaften aufgrund ihrer nadel-/plattenförmigen Ausscheidungscharakters äußerst negativ beeinflussen. Nach Abschluss der festigkeitssteigernden  $Mg_2Si$  – Phasenausscheidung (Bereich 5) ist die Erstarrung der Al Si7Mg0.3-Gusslegierung bei Erreichen der Solidustemperatur (Anstieg am Ende der  $dT/dt$ -Linie im Diagramm 4-1) beendet. Weitere Diagramme der Abkühlkurven mit dazugehörigen ersten Ableitungen für diese Legierungsserie CP sind aus dem Anhang C.3 zu entnehmen.

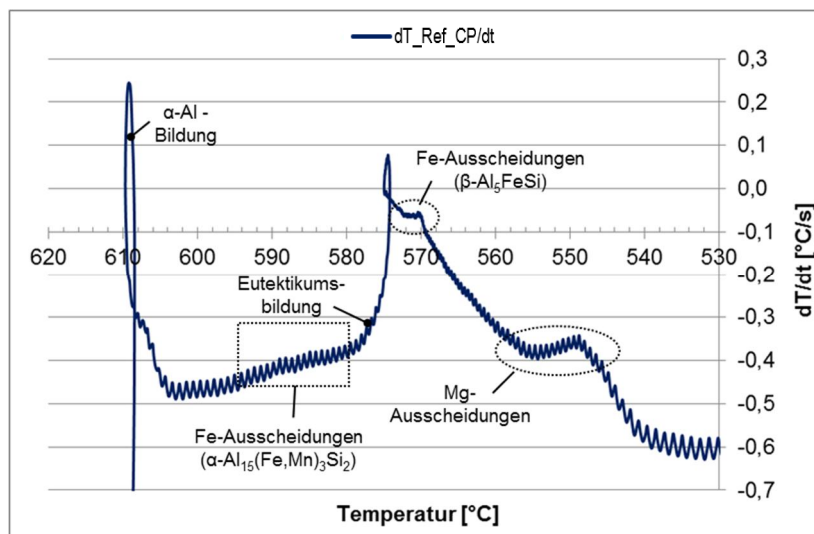


Diagramm 4-2: Erste Ableitung der Abkühlkurven über der Temperatur der Al Si7Mg0.3 Ref\_CP mit charakteristischen Ausscheidungen.



Bei entsprechend hohen Gehalten an Spurenelementen, wie zum Beispiel in Diagramm 4-3 der CP\_CaV2 der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 mit zusätzlichen 0,300 wt% Ca und 0,300 wt% V, konnte man durch die thermische Analyse auch die primären intermetallischen Primärausscheidungen aufzeichnen. Diese werden auch durch die thermodynamischen Berechnungen (siehe dazu Tabelle 4-14 und Tabelle 4-16) bestätigt.

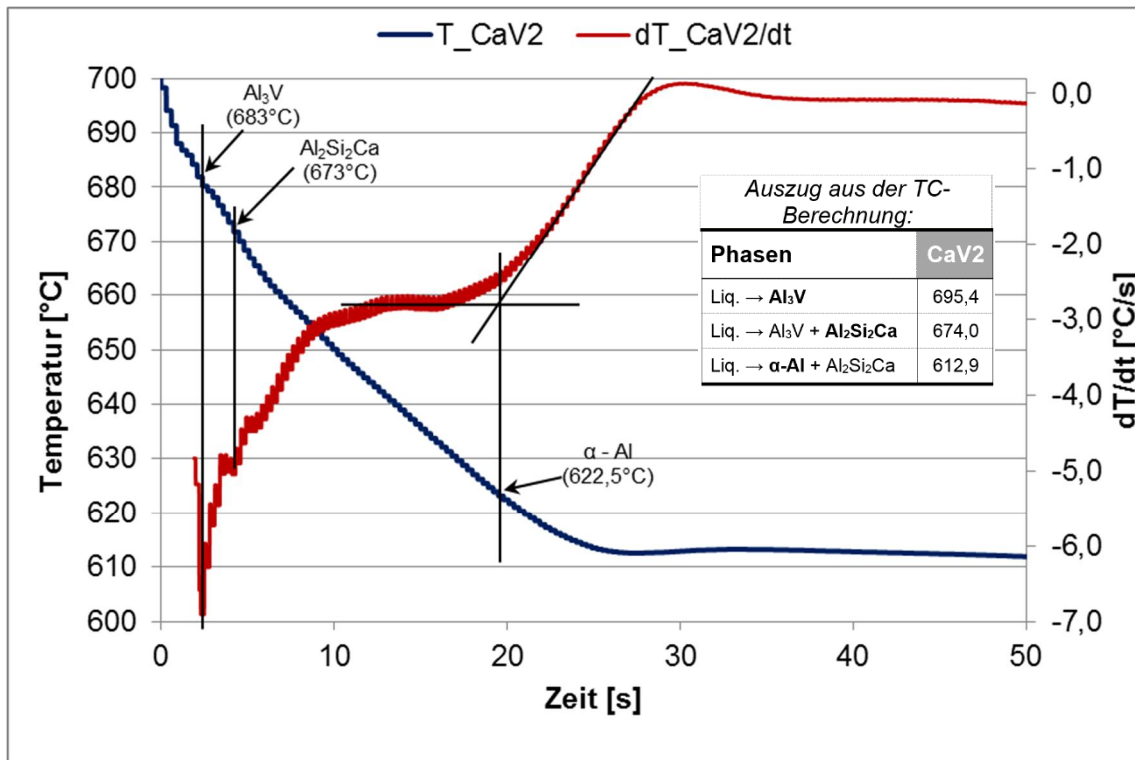


Diagramm 4-3: Thermische Analyse der Legierung Al Si7Mg0.3 CP\_CaV2 mit erster Ableitung über der Zeit, Vergleich der Ausscheidungstemperaturen von thermodynamisch vorhergesagten und real aufgenommener thermischer Analyse der intermetallischen Primärphasen (Al<sub>3</sub>V und Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca) sowie des α-Al.

Kinetische Einflüsse, unterschiedlich berücksichtigte Abkühlraten (Gradienten) etc. lassen im Vergleich zur thermodynamischen Berechnung und der thermischen Analyse die teilweise geringen Ausscheidungstemperaturunterschiede teilweise erklären.

#### 4.3.3.1 Einflüsse im Liquidusbereich und im Bereich des Eutektikums

Die folgenden zwei Abbildungen (Abb. 4-7 und Abb. 4-8) sollen den beobachteten Einfluss der zu untersuchenden Spurenelemente im Liquidusbereich, der Beginn der primären Erstarrung des α-Al, und den Bereich des Eutektikums darstellen. Trotz wiederholter Versuchsdurchführung und unter Einhaltung konstanter Versuchsbedingungen

(Schmelzenführung, Abgießtemperatur, Tiegelvorwärmung, etc.) konnten geringe Fluktuationen im Liquidusbereich nicht unterbunden werden.

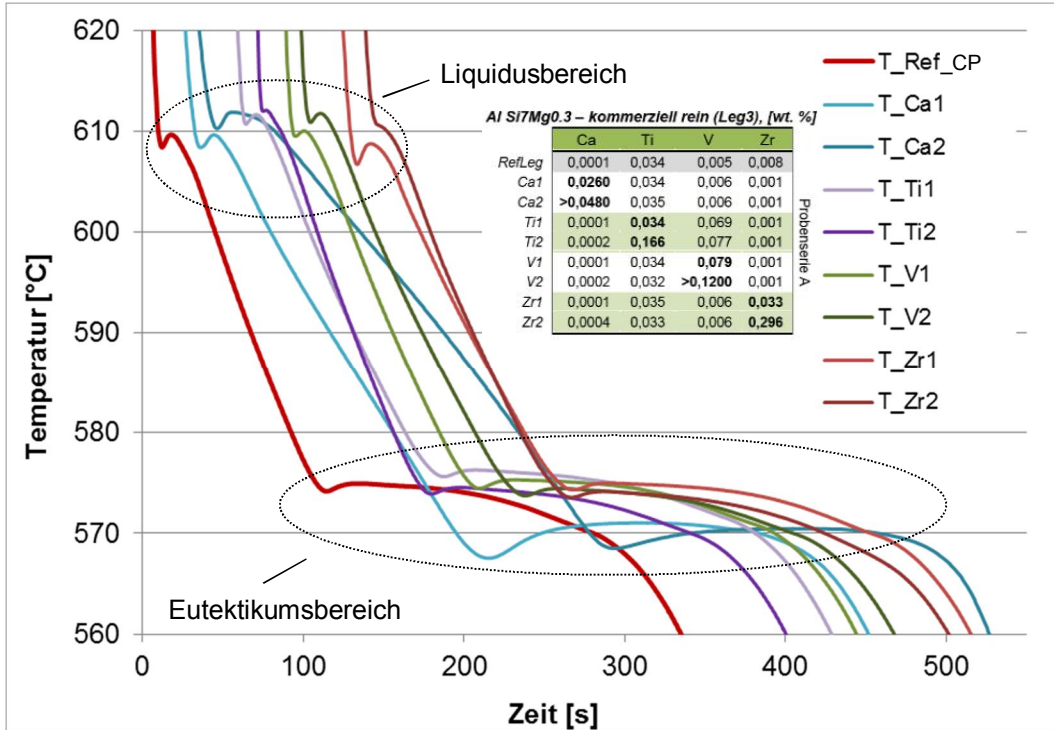


Abb. 4-7: TA, reale Abkühlkurven der Al Si7Mg0.3 kommerziell rein (Leg\_CP), Probenreihe A.

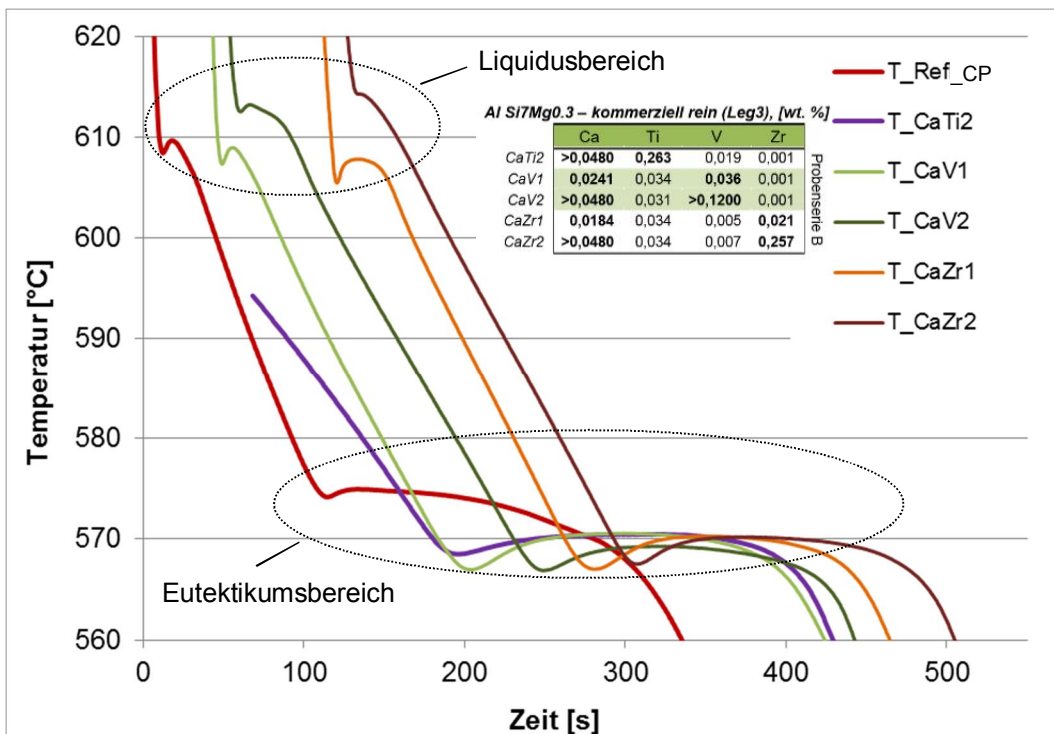


Abb. 4-8: TA, reale Abkühlkurven der Al Si7Mg0.3 kommerziell rein (Leg\_CP), Probenreihe B.

In Tabelle 4-18 werden die Ergebnisse der thermischen Analyse hinsichtlich ihres Einflusses auf Kornfeinung und Veredelung des Eutektikums tabellarisch dargestellt. Wichtige Parameter, wie die Rekaleszenz der bei  $\alpha$ -Al Dendritenbildung  $\Delta T_{R,\alpha}$  und der Veredelungsgrad  $\Delta T_{\text{vered.,Grad}}$ , sind hellgrün hinterlegt.

Tabelle 4-18: Charakteristische Temperatur der thermischen Analyse des realen Abgusses der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP).

	Zugabe [wt%]	$T_{\text{min},\alpha}$ [°C]	$T_{G,\alpha}$ [°C]	$\Delta T_{R,\alpha}$ [°C]	$T_{\text{min},\text{eu}}$ [°C]	$T_{G,\text{eu}}$ [°C]	$\Delta T_{R,\text{eu}}$ [°C]	$\Delta T_{\text{vered.,Grad}}$ [°C]	
Ref_CP	-	608,6	609,7	1,1	574,3	575,0	0,7	0,0	
Ca1	0,026 Ca	608,4	609,7	1,3	567,6	571,1	3,5	-3,9	Probenserie A
Ca2	0,300 Ca	610,3	611,9	1,6	568,5	570,6	2,1	-4,4	
Ti1	0,034 Ti	610,7	611,6	0,9	575,7	576,3	0,6	1,3	
Ti2	0,166 Ti	612	612,1	0,1	573,9	574,6	0,7	-0,4	
V1	0,079 V	609,5	610,1	0,6	574,5	575,3	0,8	0,3	
V2	0,300 V	610,9	611,8	0,9	573,8	574,4	0,6	-0,6	
Zr1	0,033 Zr	606,8	608,8	2,0	574,3	575	0,7	0,0	
Zr2	0,296 Zr	610,7	610,7	0,0	573,6	574,2	0,6	-0,8	
CaTi2	0,300 Ca 0,263 Ti	k.D*	k.D*	k.D*	568,5	570,4	1,9	-4,6	Probenserie B
CaV1	0,024 Ca 0,036 V	607,3	609	1,7	567	570,6	3,6	-4,4	
CaV2	0,300 Ca 0,300 V	612,6	613,2	0,6	566,9	569,3	2,4	-5,7	
CaZr1	0,018 Ca 0,021 Zr	605,5	607,8	2,3	567	570,3	3,3	-4,7	
CaZr2	0,300 Ca 0,257 Zr	614,3	614,3	2,0	567,5	570,2	2,7	-4,8	

\* keine Daten (Softwarefehler)

Aus der graphischen Darstellung der Abkühlkurven der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung in Abb. 4-7 und Abb. 4-8 sowie aus der Tabelle 4-18 geht tendenziell hervor, dass Legierungen mit Ca-Gehalten (Ca1, Ca2, CaTi2; CaV1, CaV2, CaZr1, CaZr2) eine deutliche niedrigere eutektische Temperatur aufweisen, was auf eine Feinung des Eutektikums, wie in der Theorie Kapitel 2.4.2 beschrieben, schließen lässt. Dabei kann es zu Unterkühlungen wie in CP\_CaV2 von bis zu -5,7°C gegenüber der Referenzlegierung dieser Legierungsserie CP kommen. Diese Feinung des Eutektikums kann auch in der nachfolgenden metallographischen Auswertung (Kapitel 4.3.4) bestätigt werden.

Weiters kann man aus Tabelle 4-18 die bekannt guten Kornfeinungseigenschaften, was mit einer sehr geringen bis keinen Rekaleszenz im Liquidusbereich verbunden ist, bei Legierungen im Zusammenhang mit Ti- und hohen Zr-Gehalten beobachtet werden.

#### 4.3.4 Metallographie (LIMI, REM)

Eine übersichtliche Darstellung des Gefüges der einzelnen Proben der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierungsserie (Leg\_CP) ist in Abb. 4-9 und Abb. 4-10 gegeben. Eine explizite Darstellung der einzelnen Schriffe dieser Legierungsserie (Leg\_CP) sowie deren Einfluss durch die für diese Arbeit gezielte hinzugefügten Spurenelemente (Ca, Ti, V und Zr) auf das Gefüge erfolgt im Anschluss. Die chemischen Zusammensetzungen können aus Tabelle 3-4 entnommen werden.

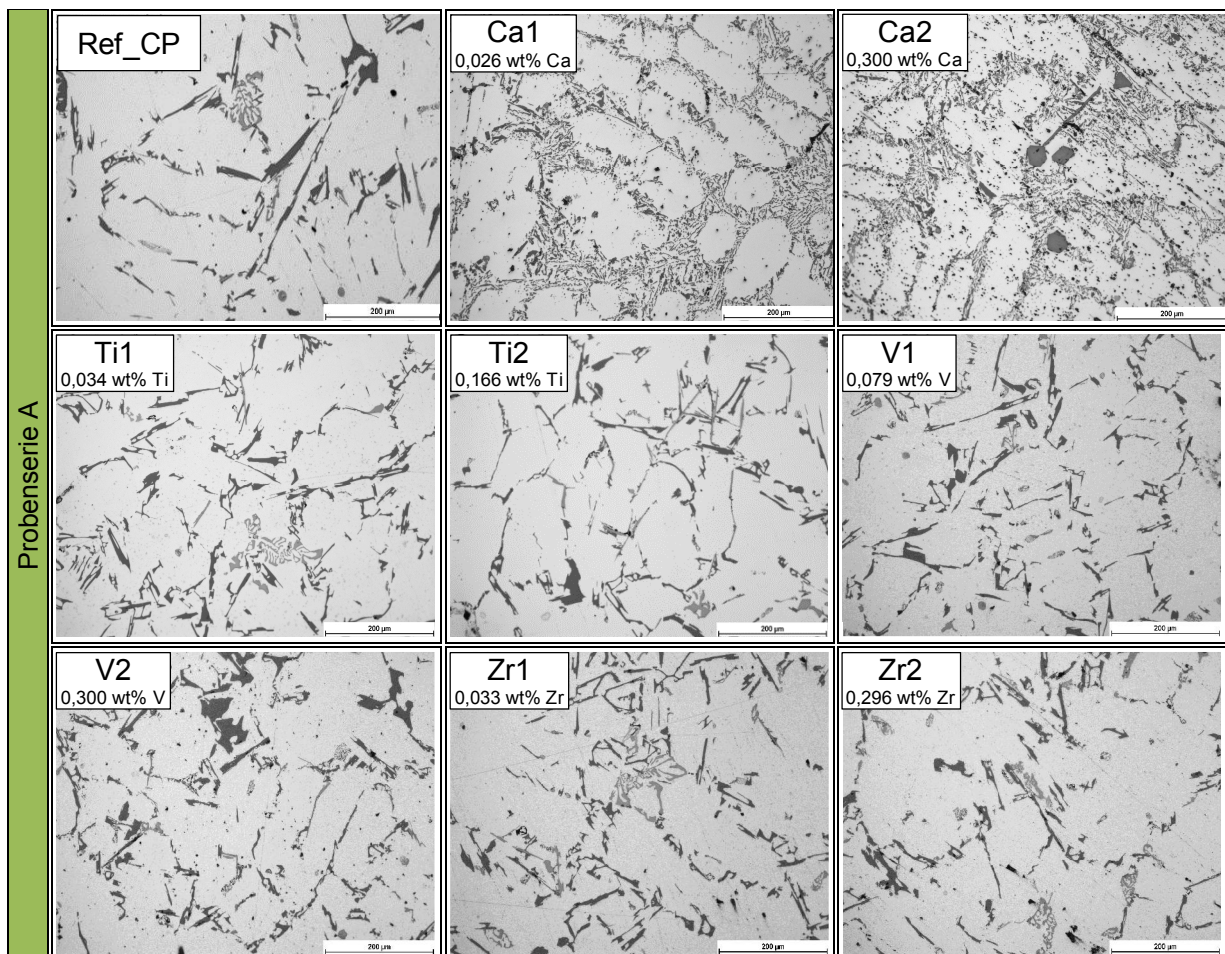


Abb. 4-9: Übersicht der einzelnen Schriffgefüge aus der Legierungsserie CP, der real abgossenen kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung der Probenserie A.



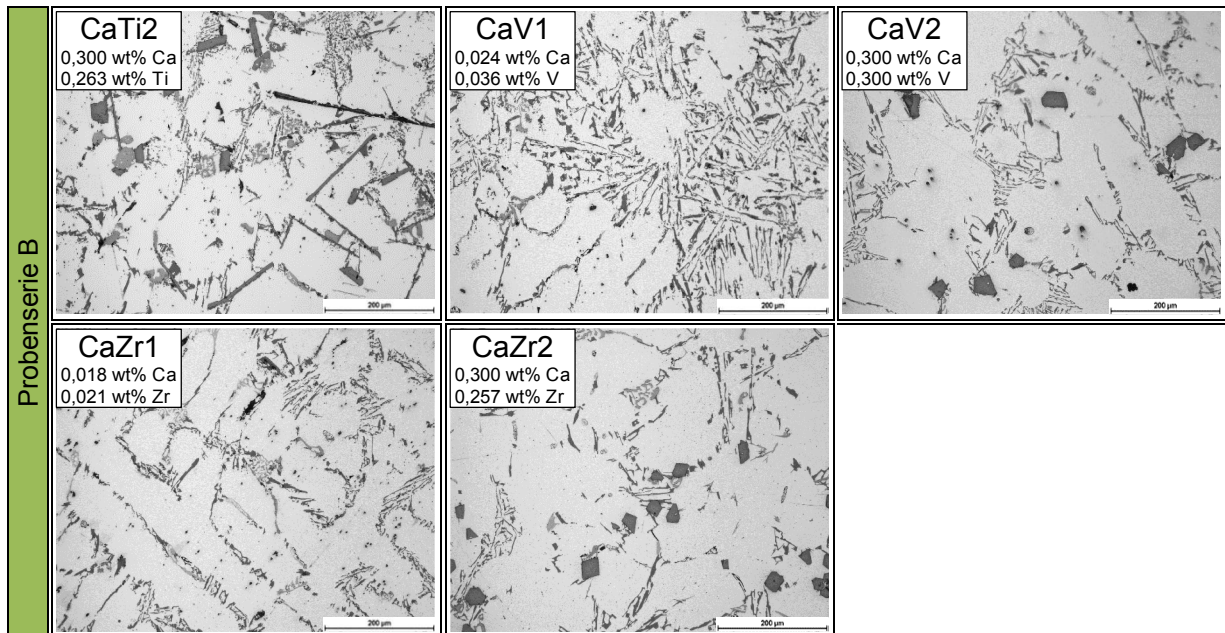


Abb. 4-10: Übersicht der einzelnen Schliiffgefüge aus der Legierungsserie CP, der real abgegossenen kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung der Probenserie B.

#### 4.3.4.1 Referenzlegierung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Ref\_CP)

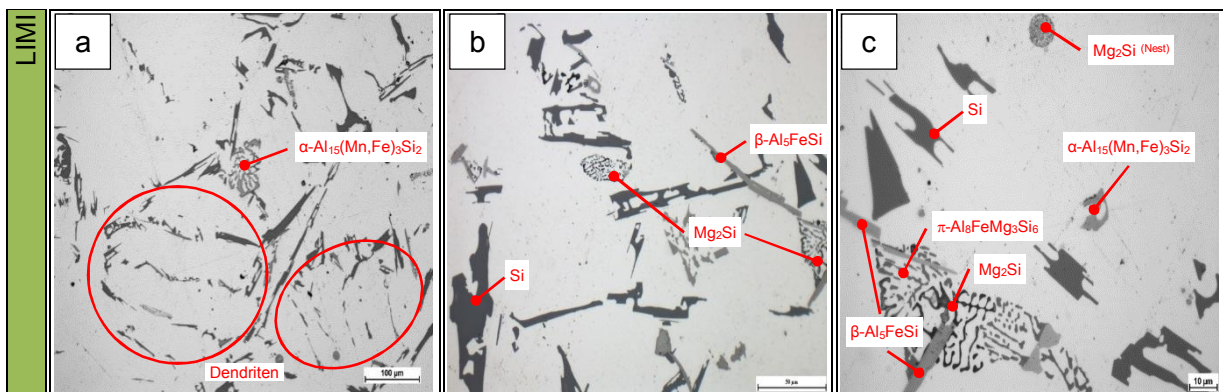


Abb. 4-11: LIMi, ungeätzte Schliife, Gefügeübersicht und typische Ausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung der Legierungsserie CP; a) 200fach, b) 500fach, c) 1000fach.

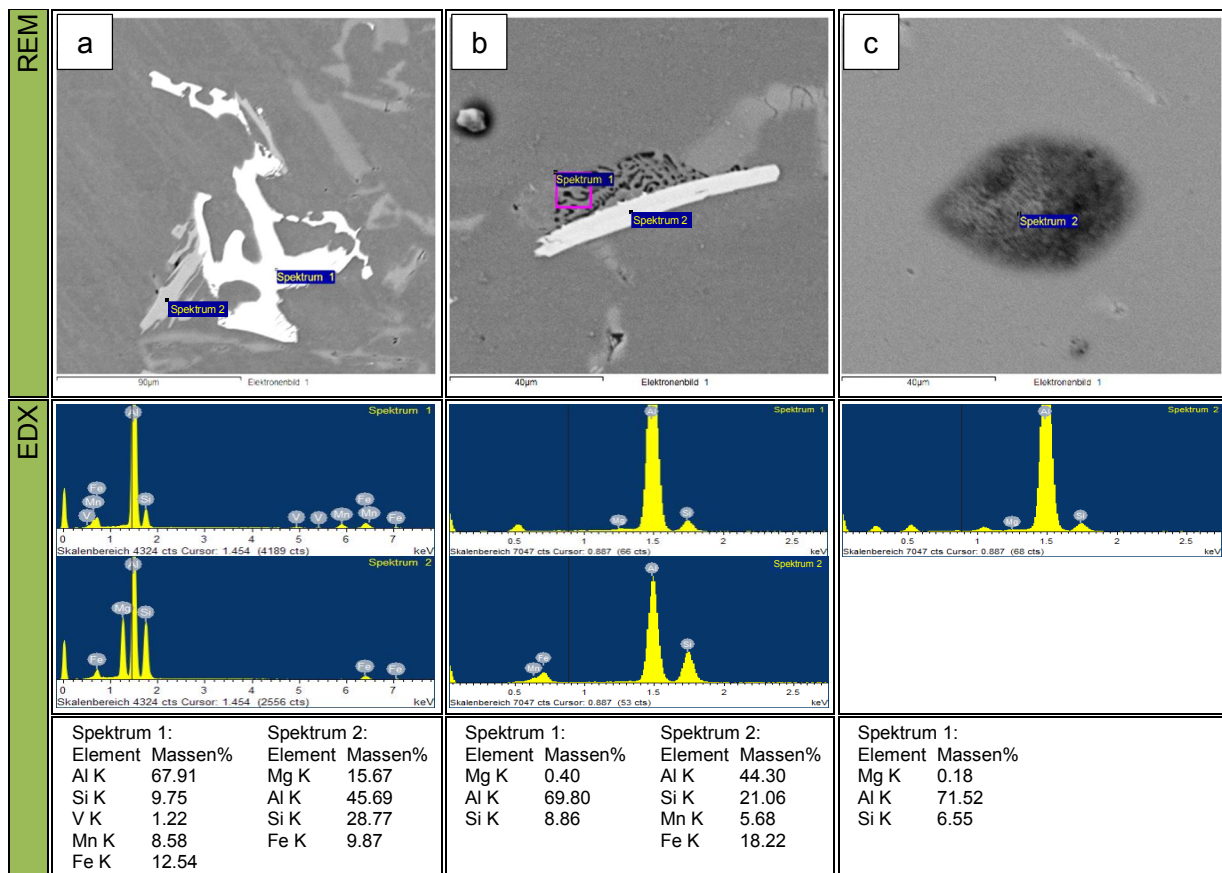


Abb. 4-12: REM-Aufnahmen von charakteristischen intermetallischer Phasen der Referenzlegierung aus der Legierungsserie CP; a)  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$  und  $\pi$ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ , b)  $\text{Mg}_2\text{Si}$  und  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ , c)  $\text{Mg}_2\text{Si}$  -Nest.

Abb. 4-11a-c zeigt ein typisches Al-Si Mikrogefüge der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung. Gut ersichtlich ist darin der unveredelte Charakter des Siliziums, da es zur Bildung von grobkörnigen facettierten lamellare Si-Nadeln bzw. -Plättchen kam. Man spricht hierbei auch von einem ungleichmäßigen und groben Aufbau des entarteten Eutektikums. Des Weiteren konnten große Dendriten (ca. 200 $\mu\text{m}$ ) gefunden werden, was aufgrund einer langsamen Erstarrung und einer ausbleibenden Kornfeinung zu erklären ist. Die für eine kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung typische intermetallische Fe- Phasen, wie  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ ,  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  und  $\pi$ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ , sowie die festigkeitssteigernde  $\text{Mg}_2\text{Si}$  konnten ebenfalls gefunden und mit Hilfe der REM-Untersuchung (siehe Abb. 4-12) bestätigt werden.

#### 4.3.4.2 Probenreihe A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung

##### *Einfluss auf das Gefüge durch Kalzium Ca*

Aus Abb. 4-9 kann der ansteigende Feinungseffekt des eutektischen Siliziums, von partiell veredelten hin zur veredelten Struktur, mit steigendem Ca-Gehalt der beiden Legierungen Ca1

und Ca2 aus der Legierungsserie CP mit den jeweils zusätzlichen 0,026 wt% Ca und 0,300 wt% Ca, beobachtet werden. Was ebenfalls mit den Ergebnis aus der Auswertung der thermischen Analyse durch den Veredelungsgrades ( $\Delta T_{\text{vered., Grad}}$ ) aus Tabelle 4-18 korreliert.

Ebenfalls konnte eine weitere Feinung der sich im Gefüge befindlichen intermetallischen Fe- Phasen sowie der  $\text{Mg}_2\text{Si}$  – Phasen mit steigendem Ca-Gehalt beobachtet werden. Dadurch konnten in CP\_Ca2 z. Bsp. keine  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  – Nadeln mehr entdeckt werden sondern nur Fragmente, wie auch von den restlichen Phasen, siehe dazu Abb. 4-13.

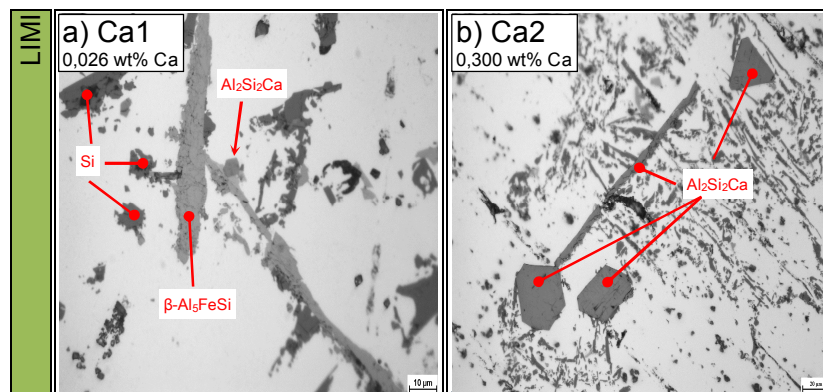


Abb. 4-13: LIM1, ungeätzte Schliche, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen Ca1 (a) und Ca2 (a) bei 1000facher Vergrößerung.

Die intermetallische  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$  – Phase konnte in beiden Legierungen gefunden werden. Eine quantitative Phasenbestimmung kann aus der REM-Auswertung der Abb. 4-14 (Spektrum1) hierfür entnommen werden. Die durchschnittliche Größe der polygonalen Ausscheidungen der Legierung Ca1 betrug  $5\mu\text{m}$  im Durchmesser und bei der Legierung Ca2  $<100\mu\text{m}$ . Vereinzelt konnte man sogar nadel-/plattenförmige  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Ausscheidungen (siehe Abb. 4-13b, LIM1\_Ca2) mit einer Länge ca.  $200\mu\text{m}$  im Gefüge antreffen.

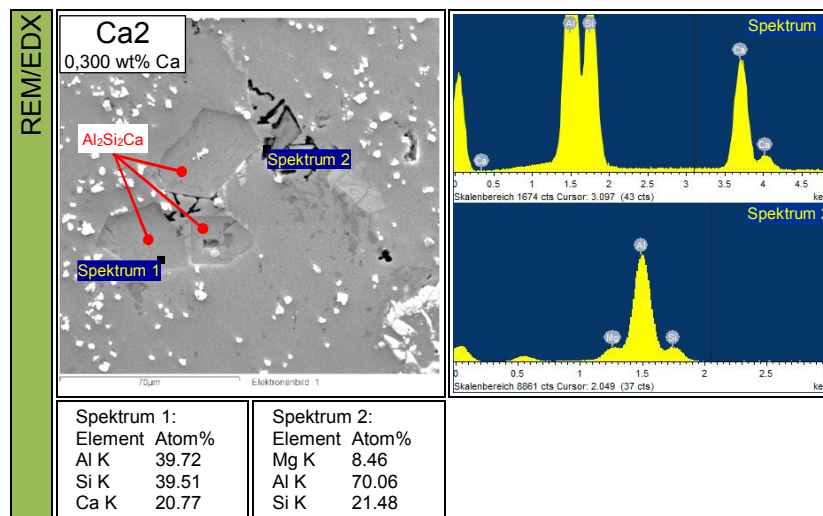


Abb. 4-14: Quantitative REM/EDX – Analyse der intermetallischen Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phase (Spektrum1) und Mg<sub>2</sub>Si-Phase (Spektrum2) aus Legierung Ca2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung.

### ***Einfluss auf das Gefüge durch Titan Ti***

Durch das gezielte Auflegieren der Referenzlegierung der Legierungsserie CP mit 0,034 wt% Ti und 0,166 wt% Ti durch die Legierungen Ti1 (CP\_Ti1) und Ti2 (CP\_Ti2) können aus dem Vergleich zur Referenzlegierung, wie in Abb. 4-9 dargestellt, keine signifikanten Unterschiede beobachtet werden. Jedoch konnte ein vermehrtes Auftreten der intermetallischen  $\beta$ - Al<sub>5</sub>FeSi - Phase hingegen in beiden Legierungen (Ti1 und Ti2) beobachtet werden. Diese sogenannten Fe-Nadeln/Platten können dabei bis zu 500 $\mu$ m groß ausfallen und sind in Abb. 4-15 dargestellt.

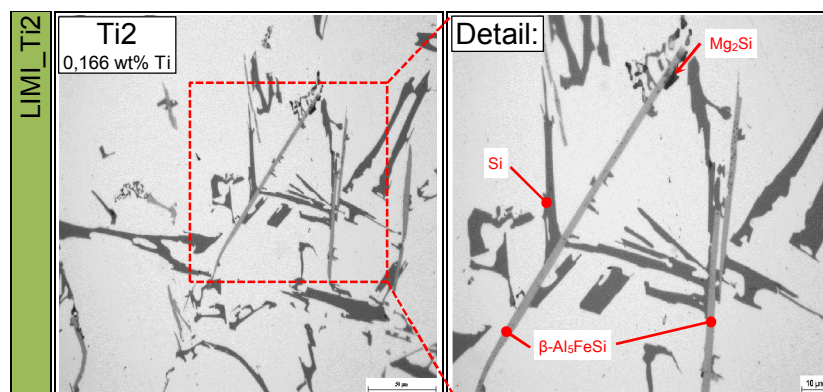


Abb. 4-15: LIMI, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen Ti2 bei 500 und 1000facher (Detail) Vergrößerung.

Intermetallische Phasen von Titan konnten ausschließlich in der Legierung Ti2 beobachtet werden. Ausscheidungsvariationen hierfür können aus der REM/EDX – Analyse aus Abb. 4-16 entnommen werden. Aus den quantitativen Ergebnissen geht teilweise hervor, dass es sich dabei um (Al,Si)<sub>3</sub>Ti mit geringen Spuren an Vanadium handelt. Wie in Abb. 4-16a dargestellt,



können Ausscheidungsformen dabei lanzettenförmig (<50µm lang) oder bis hin zu clusterförmigen Gebilden (Abb. 4-16b) reichen.

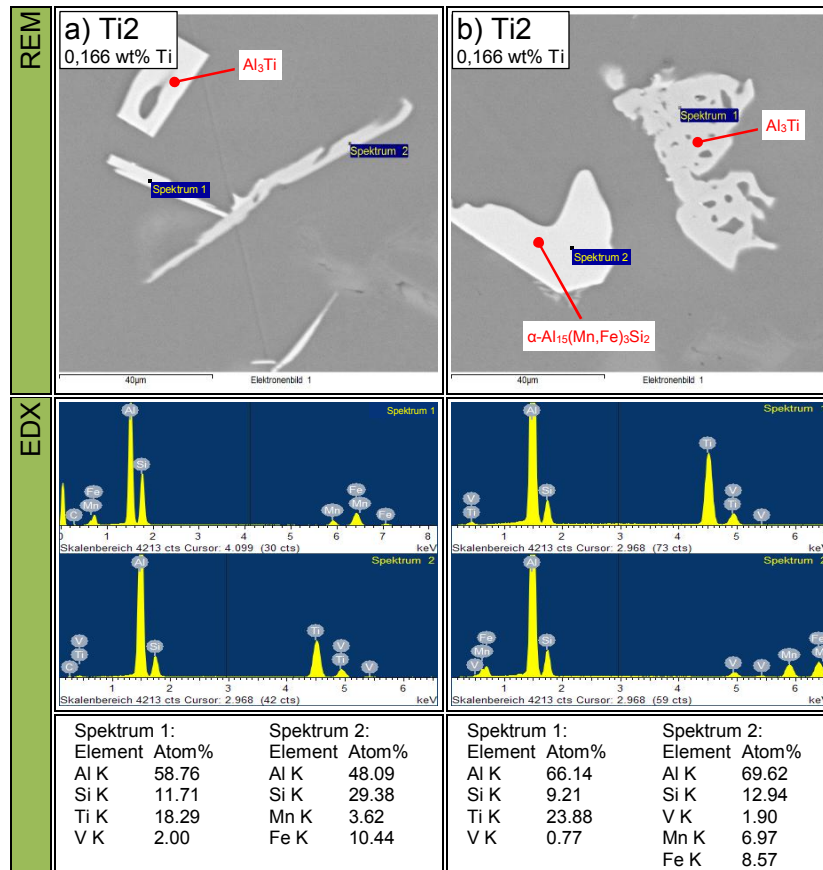


Abb. 4-16: REM/EDX-Aufnahmen der Legierung Ti2 (0,166 wt.% Ti) aus der Legierungsserie CP; a)  $\alpha$ -  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$  und  $(Al,Si)_3Ti$ ; b)  $(Al,Si)_3Ti$  und  $\alpha$ -  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ .

### Einfluss auf das Gefüge durch Vanadium V

Obwohl aus der thermodynamische Berechnung durch ThermoCalc der Legierung V1 (CP\_V1), mit 0,079 wt% V, primäre  $Al_3V$ -Ausscheidungen vorhergesagt worden sind, konnten diese bei der Untersuchung mittels Lichtmikroskopie und der nachfolgenden REM/EDX-Analyse nicht bestätigt werden. In der Legierung V2, mit 0,300 wt% V, konnten, wie auch in der ThermoCalc-Berechnung, intermetallische Phasen mit V-Gehalt beobachtet werden. Dabei wurden unterschiedliche polygonale Ausscheidungsformen beobachtet, siehe Abb. 4-17.

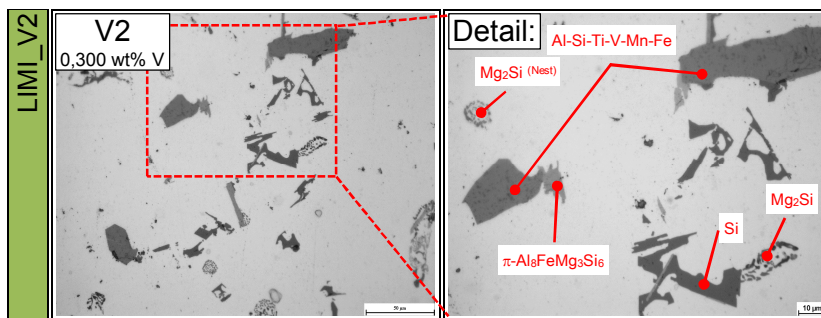


Abb. 4-17: LIM1, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen V2 bei 500 und 1000facher (Detail) Vergrößerung.

Aus der quantitativen REM/EDX – Analyse (Abb. 4-18a und b) ist zu entnehmen, dass die primäre ausgeschiedenen intermetallischer (Al,Si)<sub>3</sub>V-Phasen eine hohe Löslichkeit von weiteren Elementen wie Ti, Mn, Fe etc. besitzt.

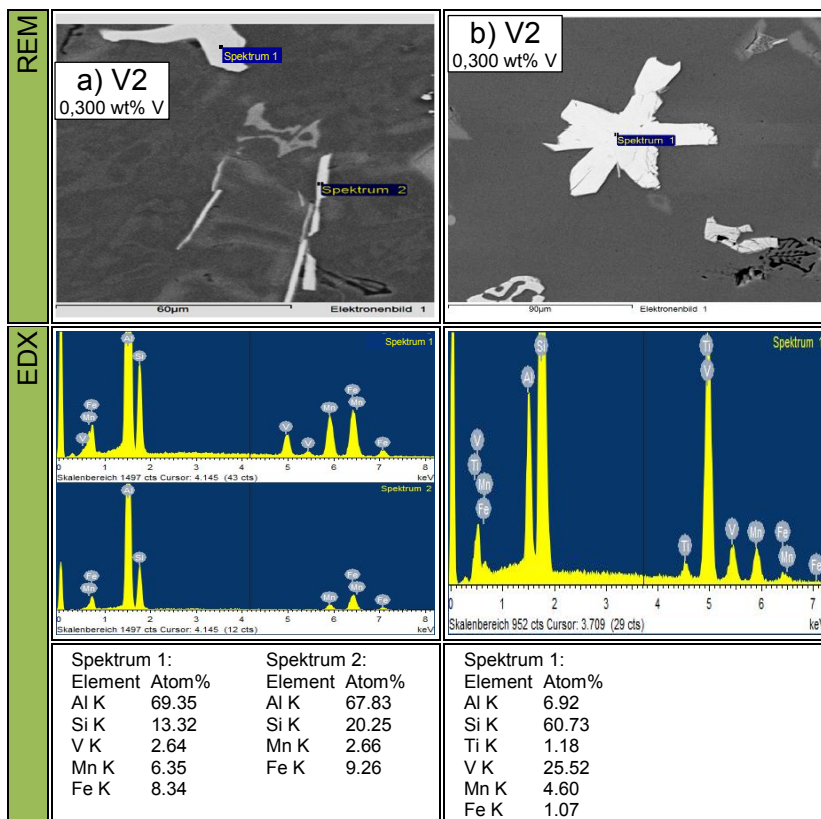


Abb. 4-18: Quantitative REM/EDX – Analyse der intermetallischen (Al,Si)<sub>3</sub>V -Phase aus Legierung V2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung.

In Abb. 4-19 ist eine weiteres Beispiel einer intermetallischen (Al,Si)<sub>3</sub>V-Phasenausscheidung mit Spuren von Ti, Fe und Mn anschaulich in einem Mapping dargestellt. Es ist dabei eine sehr homogene Verteilung der einzelnen Elemente über den Querschnitt der gesamten intermetallischen Ausscheidung zu erkennen.

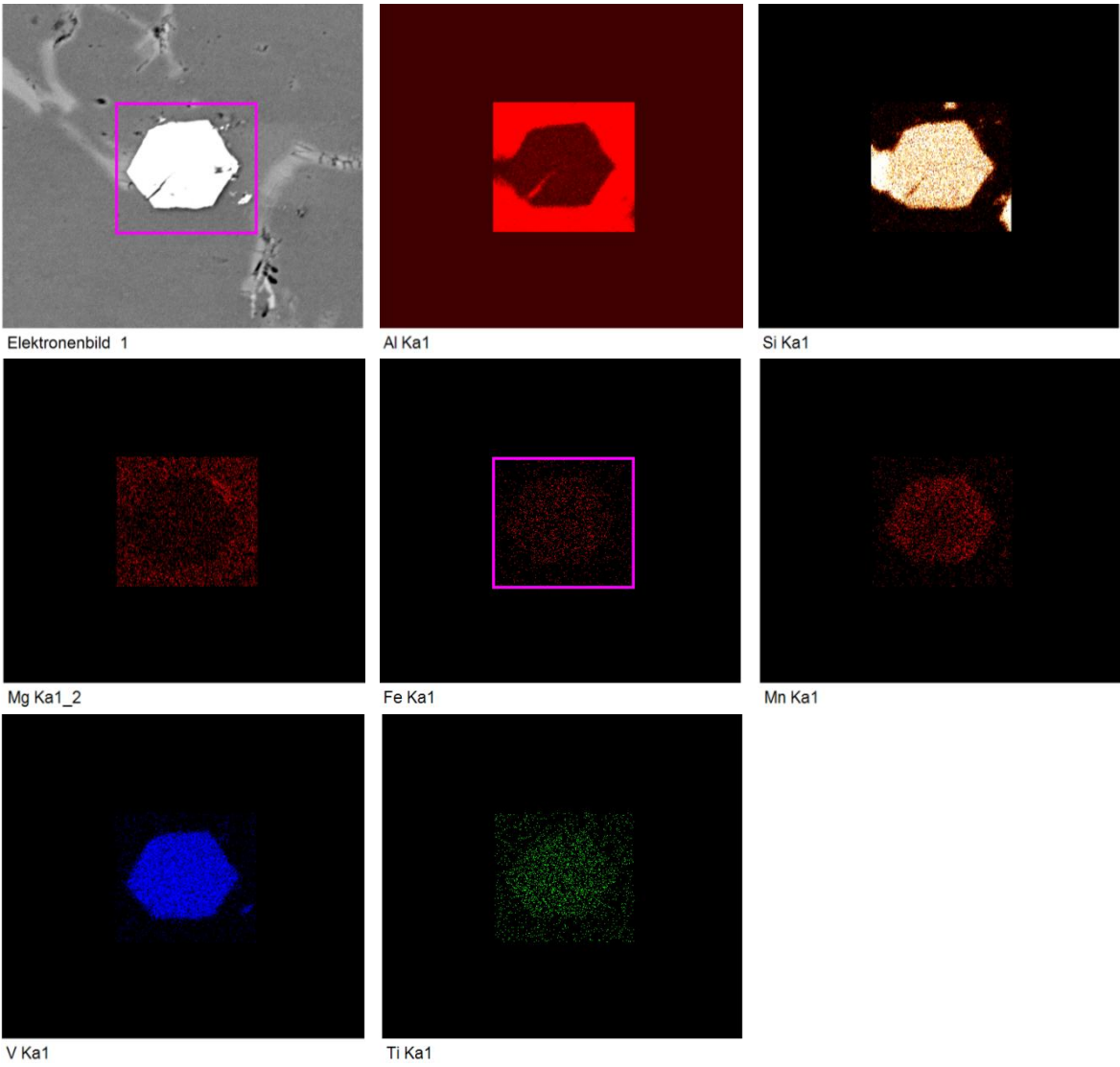
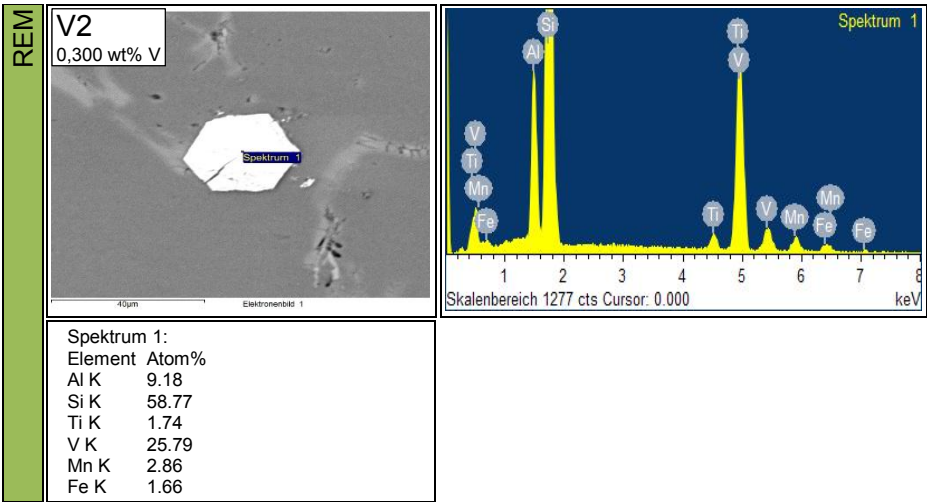


Abb. 4-19: Quantitative REM/EDX – Analyse mit Mapping der intermetallischen  $(Al,Si)_3V$  -Phase aus Legierung d V2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen  $Al\ Si7Mg0.3$  – Gusslegierung.

***Einfluss auf das Gefüge durch Zirkon Zr***

Aus der thermodynamischen Analyse der Legierung Zr1 (CP\_Zr1) geht hervor, dass es bei einem Zr-Gehalt von 0,033 wt% zu keiner Bildung der intermetallischen  $Al_3Zr$ -Phase kommt. Dennoch konnten bei der metallographischen Untersuchung im Gefüge der Legierung Zr1 kleine feine ca.  $2\mu m$  große  $Al_3Zr$ -Phasen beobachtet werden, wie sie in Abb. 4-20a der REM/EDX-Analyse gezeigt werden. Große polygonale aber auch lanzetten- /plattenförmige intermetallische  $Al_3Zr$ -Phasen konnten hingegen mit steigenden Zr-Gehalt, wie es bei der Legierung Zr2 (0,296 wt% Zr) der Fall ist, erfasst werden (siehe Abb. 4-20b und Abb. 4-20c). Diese intermetallischen primären Zr-Phasenausscheidungen können sowohl aus der thermodynamischen Berechnung aber auch aus dem binären Al-Zr – Phasendiagramm (Abb. 2-11) aus Kapitel 2.2.1.6 bestätigt werden. Darin kann eine max. Löslichkeit von nur 0,280 wt% Zirkon im  $\alpha$ -Al bei der peritektischen Temperatur von  $660^\circ C$  abgelesen werden. Aus dem Hell/Dunkel-Kontrast der Abb. 4-20c kann auch das Auftreten von zwei unterschiedlichen Modifikation der  $Al_3Zr$ -Phasen beobachtet werden. Im Gegensatz zu den helleren (Spektrum2) aussehenden  $Al_3Zr$ -Ausscheidungen, weisen die dunkleren (Spektrum1) einen höheren Al-Gehalt sowie einen niedrigeren Si-Gehalt auf und umgekehrt. Geringe Ti-Gehalte konnten dabei ebenfalls immer angefundener werden. Weitere Zr-Phasen, wie z.Bsp. die metastabile AlZr-Phase etc. konnten im Gefüge nicht gefunden werden.

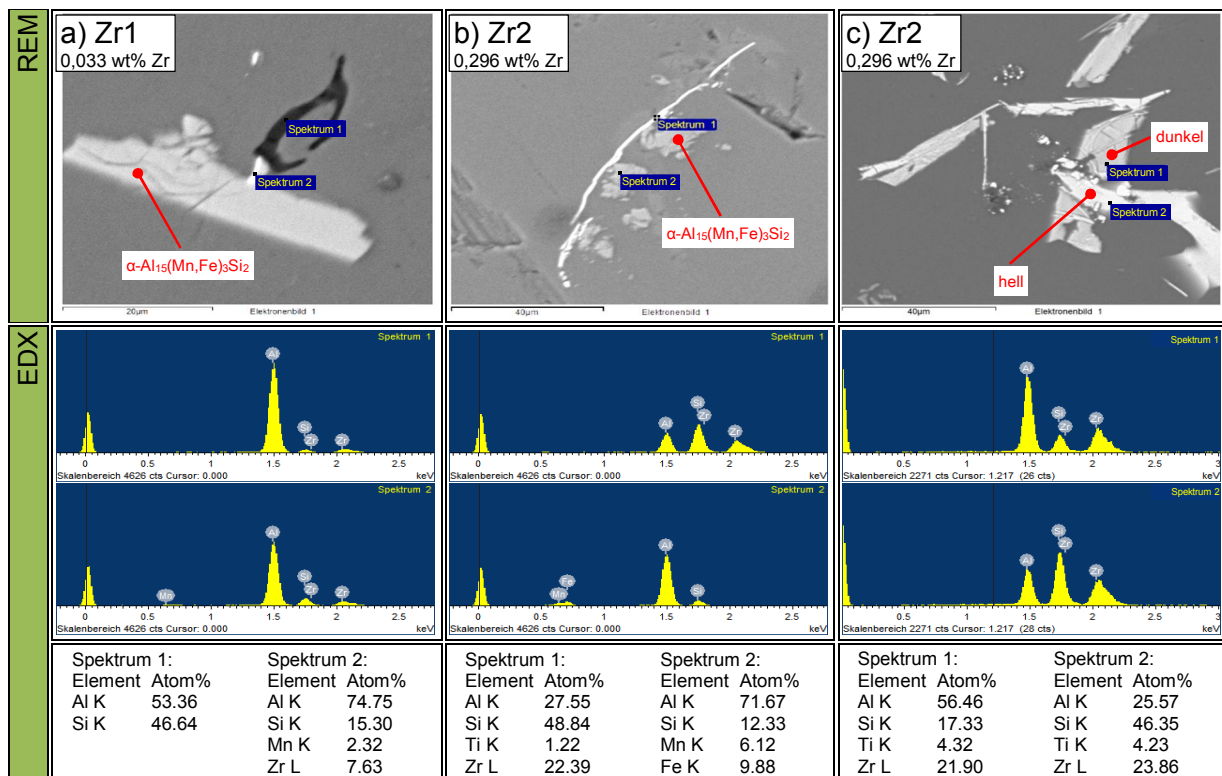


Abb. 4-20: Quantitative REM/EDX – Analyse der intermetallischen Al-Zr -Phase aus Legierung a) Zr1 und b,c) Zr2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung.

#### 4.3.4.3 Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung

##### *Einfluss auf das Gefüge durch die Variation von Ca und Ti*

Aus Abb. 4-21 geht hervor, dass im Vergleich zu den getrennt voneinander untersuchten Kalzium und Titan Einflüssen im Gefüge, es hier in dieser kombinierter Variation eine vermehrtes Auftreten der intermetallischen  $Al_2Si_2Ca$ -Nadeln/Platten zu erkennen ist. Diese können dabei Längen von über  $200\mu m$  erreichen. Ebenso konnten große ( $<100\mu m$ ) lanzettenförmige intermetallische  $Al_3Ti$ -Phasen beobachtet werden, siehe dazu Abb. 4-22. Des Weiteren kann eine gute Korrelation der gefundenen Phasen aus der Metallographie mit der thermodynamischen Berechnung durch ThermoCalc bestätigt werden.

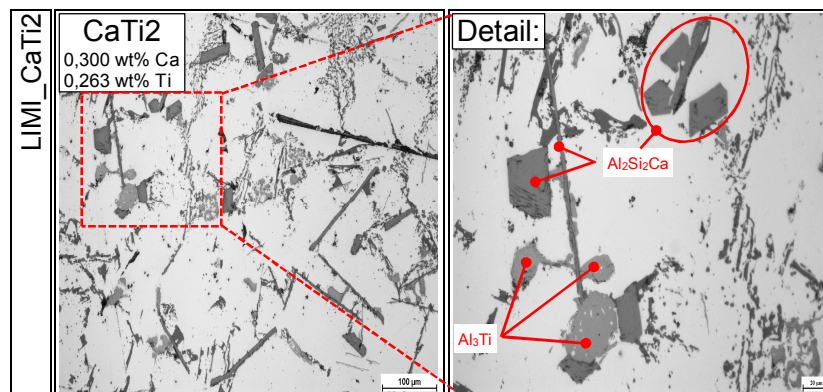


Abb. 4-21: LIM1, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen CaTi2 bei 500 und 1000facher (Detail) Vergrößerung.

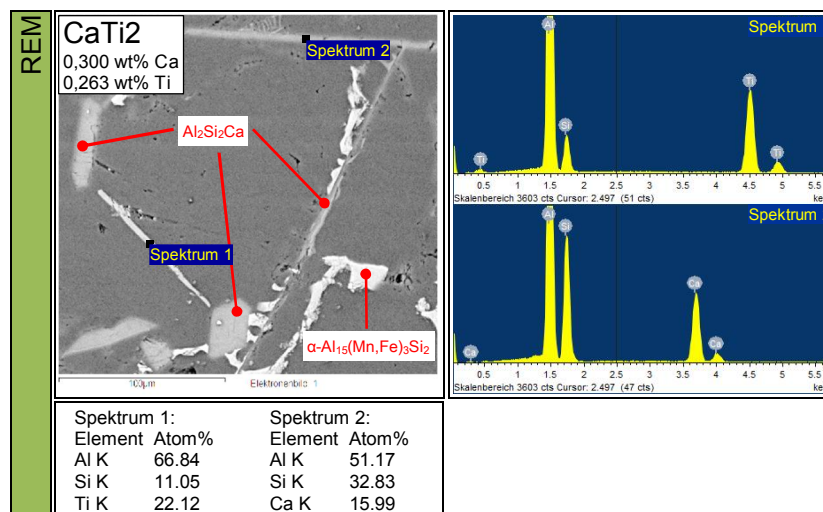


Abb. 4-22: Quantitative REM/EDX-Analyse der Legierung CaTi2 aus der Legierungsserie CP mit (Al,Si)<sub>3</sub>Ti- Phase und Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phasen.

### **Einfluss auf das Gefüge durch die Variation von Ca und V**

Aus diesem kombinierten Einfluss auf das Gefüge durch die Variation von Ca und V konnten keine signifikanten Unterschiede zu den getrennten Einflüssen beobachtet werden. Mit der Ausnahme, dass keine intermetallischen Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phasen in Nadel- bzw. Plattenform auftraten (Abb. 4-23a,b -CaV2), welche in der Legierung Ca2 sehr wohl angetroffen wurden, siehe Abb. 4-9-Ca2. Wiederum konnten keine reinen intermetallischen Al<sub>3</sub>V-Phasen, wie es die thermodynamische Berechnung vorgibt entdeckt werden, sondern lediglich (Al,Si)<sub>3</sub>- V – Phasen mit geringen zusätzlichen Gehalten an Titan, Eisen und Mangan (siehe Abb. 4-23b, Spektrum 1).



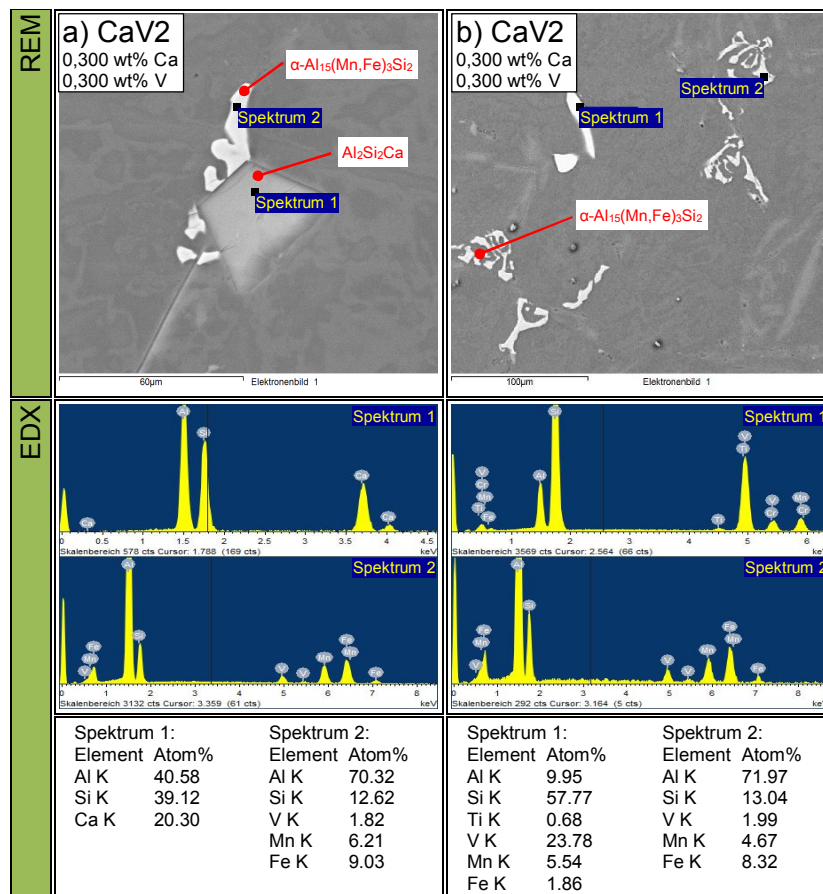


Abb. 4-23: Quantitative REM/EDX-Analyse der Legierung CaV2 aus der Legierungsserie CP;  
 a)  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Phasen und  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ ; b)  $(\text{Al,Si})_3\text{-V}$  – Phase und  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ .

### Einfluss auf das Gefüge durch die Variation von Ca und Zr

Im Gegenzug zu den Einzeluntersuchungen der dieser zu untersuchenden Elementen konnten auch hier in der kombinierter Variation große intermetallische Primärausscheidungen der  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ - und  $\text{Al}_3\text{Zr}$ - Phasen beobachtet. Es konnten keine Unterschiede zur Größe und Formen verzeichnet werden.  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ - Phasen traten sowohl in polygonaler wie auch in lanzettenförmiger Form auf. Die  $\text{Al}_3\text{Zr}$ - Phasen traten wie schon in der Legierung CP\_Zr2 in unterschiedlichsten Formen auf, so konnten wie in den Abb. 4-24 und Abb. 4-25 zu entnehmen ist: polygonale, feinst nadelig, lanzettenförmiger sowie plattenförmige  $\text{Al}_3\text{Zr}$ - Ausscheidungsformen beobachtet werden.

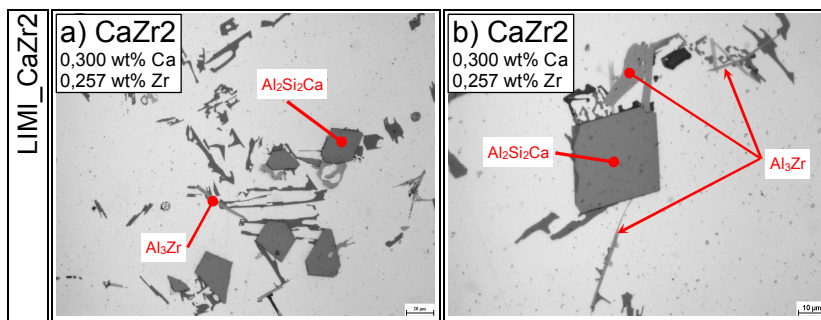


Abb. 4-24: LIM1, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen CaZr2 bei (a) 500 und (b) 1000facher Vergrößerung.

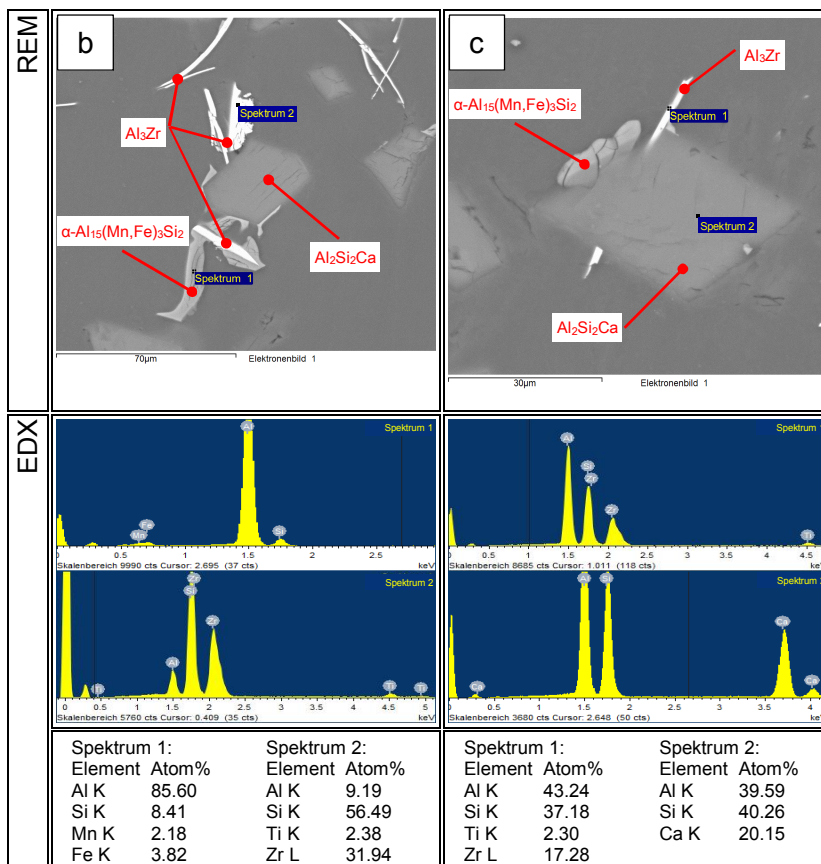


Abb. 4-25: Quantitative REM/EDX-Analyse der Legierung CaZr2 aus der Legierungsserie CP; a)  $\alpha$ -  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$  und  $Al_3Zr$ ; b)  $Al_3Zr$  -Phase und  $Al_2Si_2Ca$  -Phase.



## 5 Zusammenfassung und Diskussion

Um die Auswirkungen von Spurenelementen auf der Bildung intermetallischer Phasen einer Al-Gusslegierung messen und interpretieren zu können wurden drei Legierungsserien einer Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit unterschiedlichem Grad an Verunreinigungen untersucht. Im Detail wurde dabei auf die Spurenelemente Calcium Ca, Titan Ti, Vanadium V und Zirkon Zr eingegangen.

Der erste Teil dieser Arbeit befasste sich mit der thermodynamische Berechnungen der einzelnen Legierungsserien. Dabei wurden die chemischen Zusammensetzungen durch die oben genannten Spurenelemente laut den gewählten Legierungsplänen aus Kapitel 3.1 entsprechend variiert und die Ergebnisse präsentiert. Eine Gegenüberstellung der Erstarrungskennwerte der hochreinen Al Si7Mg0.3–Gusslegierung (Legierungsserie HP) und der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Legierungsserie TP) sowie der Vergleich zwischen der thermodynamischen Berechnung und des realen Abgusses der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Legierungsserie CP) folgt nun im Anschluss. Wobei letzteres die Sensibilität und Aussagekraft der thermodynamischen Ergebnisse darlegen soll.

### **5.1 Einfluss der Spurenelemente auf der Bildung intermetallischer Phasen aus der Betrachtung der thermodynamische Untersuchung**

Der Einfluss der Spurenelemente von Ca, Ti, V und Zr soll in Form einer Gegenüberstellung der hochreinen (HP) und technisch reinen (TP) Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung zusammengefasst werden und die thermodynamisch Simulierten Ergebnisse aufzeigen.

#### **5.1.1 Gegenüberstellungen der thermodynamisch berechneten Ergebnissen von hochreiner (HP) und technisch-reiner (TP) Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung**

##### **5.1.1.1 Einflüsse auf die Bildung von intermetallischen Phasen**

Tabelle 5-1 und Tabelle 5-2 zeigen eine Gegenüberstellung aller thermodynamisch berechneten intermetallischen Phasen aus den Legierungsserien HP und TP. Aus dieser Darstellung sollen noch mal die wesentlichsten Merkmale der Untersuchung zusammengefasst werden.

Tabelle 5-1: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc) der Legierungsserie HP (hochreine Al Si7Mg0.3) und der Legierungsserie TP (technisch reine Al Si7Mg0.3) , Probenserie A.

Phasen \ Leg.	RefLeg		Ca1		Ca2		Ti1		Ti2		V1		V2		Zr1		Zr2	
	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP
Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca	-	-	✓	✓	✓	✓	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Sr	-	✓	✓	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓
Al <sub>3</sub> M	-	-	-	-	-	-	-	-	✓	✓	-	-	-	-	-	-	✓	✓
Si <sub>eut.</sub>	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	✓	✓	-	-	-	-
β-Al <sub>5</sub> FeSi	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓
π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub>	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓
Mg <sub>2</sub> Si	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓

✓...Phasenausscheidung; ✓✓...Primäre Phasenausscheidung

Tabelle 5-2: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc) der Legierungsserie HP (hochreine Al Si7Mg0.3) und der Legierungsserie TP (technisch reine Al Si7Mg0.3) , Probenserie B.

Phasen \ Leg.	RefLeg		CaTi1		CaTi2		CaV1		CaV2		CaZr1		CaZr2	
	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP	HP	TP
Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca	-	-	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Sr	-	✓	✓	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓
Al <sub>3</sub> M	-	-	-	-	✓	✓	-	-	-	-	-	-	✓	✓
Si <sub>eut.</sub>	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	-	-	-	-	-	-	-	-	✓	✓	-	-	-	-
β-Al <sub>5</sub> FeSi	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓
π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub>	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓	-	✓
Mg <sub>2</sub> Si	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓

✓...Phasenausscheidung; ✓✓...Primäre Phasenausscheidung

Aus den oben Angeführten Tabellen der Phasenausscheidungen, kann man gut die zusätzlich gebildeten Fe-Phasen (α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, β-Al<sub>5</sub>FeSi, π-Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>) und Sr-Phasen (Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr) der technisch-reinen Al Si7Mg0.3 –Gusslegierung im Gegensatz zur theoretisch hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung erkennen, was aus der chemischen Zusammensetzung hervorgeht.

Im Hinblick auf den Einfluss der zu untersuchenden Spurenelemente auf der Bildung von Intermetallischen Phasen, konnten folgende wesentliche Unterschiede und Wechselwirkungen aufgezeigt werden:

- Kalzium (Ca) bildet in einer Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, unabhängig vom Reinheitsgrad, schon bei geringsten Ca- Gehalten, wie im Theorieteil beschrieben, die intermetallische Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M-Phase. Des Weiteren konnte beobachtet werden, dass

sich der Ausscheidungszeitpunkt mit höheren Ca-Gehalt zu höheren Temperaturen hin verschiebt. Ab einem Gehalt von ca. >0,030 wt% Ca, muss man daher von primären  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Ausscheidungen in einer Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung ausgehen. Ebenfalls konnten additive Einflüsse bei vorhandenem Strontium (Sr), welches ebenfalls eine  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{M}$ -Phase bildet, beobachtet werden. So kommt es zu parallelen Ausbildung dieser intermetallischen  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{M}(\text{Ca},\text{Sr})$ -Phase. Aus der thermodynamischen Phasenberechnung von Legierung Ca1 (TP\_Ca1) aus Legierungsserie TP kann dieser additive Effekt (Tabelle 5-1, blau markiert) zwischen diesen beiden Elementen von Ca und Sr beobachtet werden. Dabei kam es im Gegensatz zur HP\_Ca1 in TP\_Ca1 mit selben Ca-Gehalt von 0,030 wt.% aber zusätzlichen 0,035 wt.% Sr bereits zu primären intermetallischen  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Phasen Ausscheidungen.

- Des Weiteren kann dem Element Vanadium (V) in Verbindung mit Eisen(Fe)-Gehalten eine vermehrte Bildung von  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$  zugeschrieben werden. Denn ausschließlich in der TP\_V2 und TP\_CaV2 (siehe Tabelle 5-1 und Tabelle 5-2, blau markiert) konnte diese Fe-Phase aus der thermodynamischen Simulation vorhergesagt werden. Dies geht auch unter anderem aus den Untersuchungen aus real abgegossenen Proben von Ludwig T., Trace Elements in Al-Si Foundry Alloys [63], hervor.
- Bei den beiden peritektikumbildenden Elementen Titan (Ti) und Zirkon (Zr) konnten aus der thermodynamischen Simulation keine Wechselwirkungen mit weiteren Elementen beobachtet werden. Mit steigenden Gehalt an Ti und Zr kam es zu intermetallischen Primärausscheidungen in Form von  $\text{Al}_3\text{Ti}_{\text{D}0_{22}}$  und  $\text{Al}_3\text{Zr}_{\text{D}0_{23}}$ .
- Auch der Vergleich zwischen Probenserie A und B, bei getrennter und kombinierter Variationen, lieferte keine zusätzlichen Aussagen im Hinblick auf die Wechselwirkungen von Kalzium mit den Elementen Titan, Vanadium und Zirkon in einer Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung.

#### **5.1.1.2 Erstarrungskennwerte aus der thermodynamischen Berechnung**

Auf Grund der geringen zusätzlichen Spuren an Fe und Sr der technisch reinen Al Si7Mg0.3-Referenzlegierung (RefLeg\_TP, Tabelle 4-8) können im Vergleich zur hochreinen Al Si7Mg0.3 –Referenzlegierung (RefLeg\_HP, Tabelle 4-2) folgende Unterschied bezgl. der Erstarrungskennwerte erfasst werden:

- Der Q-Faktor wurde von 47,0 K auf 46,0 K und TFR von 4,3 K auf 3,9 K minimal gesenkt. Keine Unterschiede hinsichtlich der vorhergesagten eutektischen Temperaturen beider Legierungsserien HP und TP.
- Das Erstarrungsintervall (E.-Int.)  $\Delta T$  wurde um 0,9K größer. Diese minimalen Unterschiede, bezüglich der beiden Referenzlegierungen, ziehen sich im gesamten Vergleich der beiden Legierungsserien HP und TP hindurch.

Es kann somit gesagt werden, dass aus Sicht der thermodynamischen Berechnung im Zusammenhang mit den untersuchten Spurenelementen von Ca, Ti, V und Zr die geringen Fe- und Sr-Gehalte nur einen sehr geringen Einfluss auf die Erstarrungskennwerte der einzelnen Legierung haben. In Diagramm 5-1 bis Diagramm 5-4 sind nochmals die aus der thermodynamischen Simulation gewonnenen Erstarrungskennwerte in übersichtlicher Darstellung angeführt.

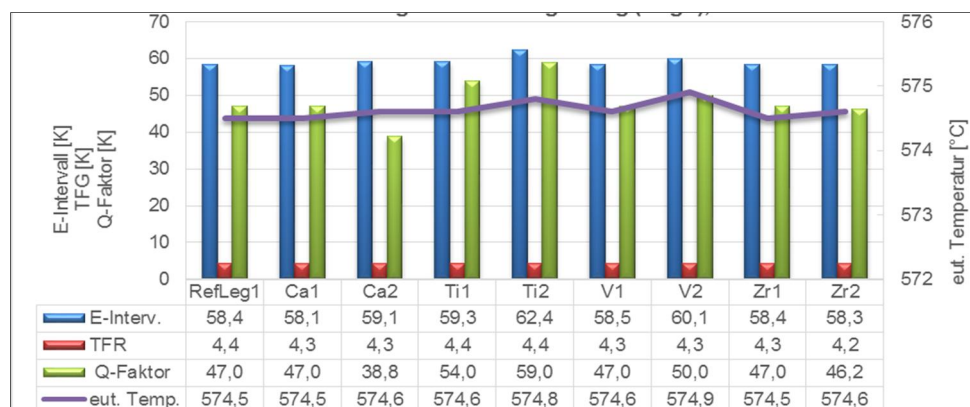


Diagramm 5-1: hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (HP), TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie A.

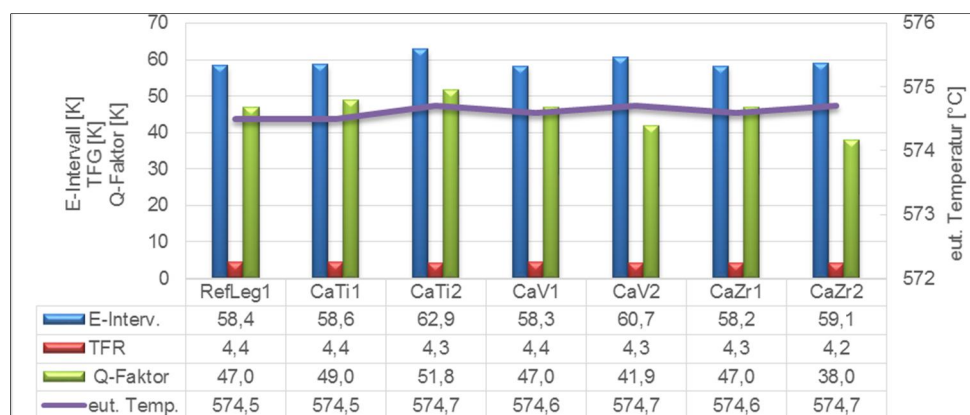


Diagramm 5-2: hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (HP), TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie B.

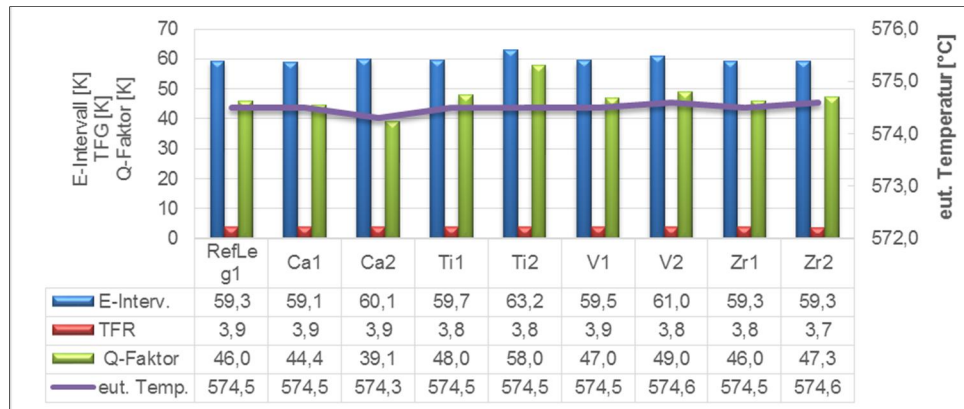


Diagramm 5-3: technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (TP),TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie A.

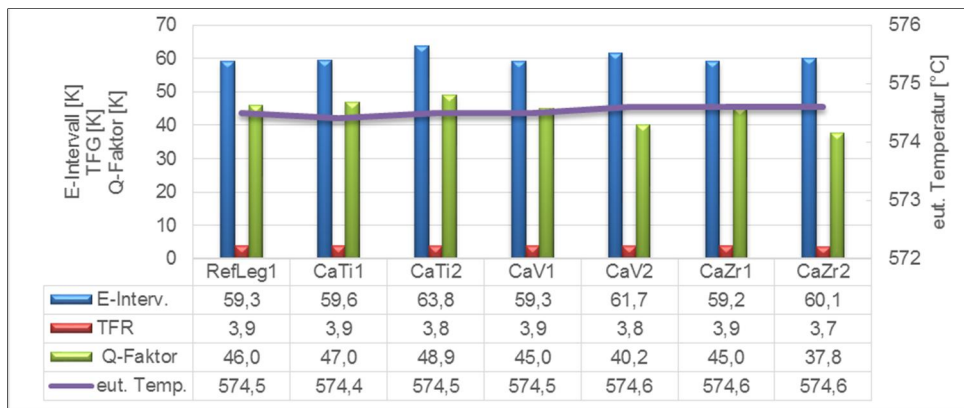


Diagramm 5-4: technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (TP),TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie B.

## 5.2 Aussagen aus den Ergebnissen der thermodynamischen Berechnung und des realen Abgusses (Leg\_CP)

### 5.2.1 Gegenüberstellungen der thermodynamisch berechneten Phasen und der aus der Metallographie bestimmten Phasen der kommerziell-reiner Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP)

Wie aus der thermodynamisch simulierten Phasenberechnung und aus der metallographischen Schliiffuntersuchung der kommerziell-reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung hervorgeht, konnten neben der Bildung des primären  $\alpha$ - Aluminiums folgende vier

Hauptausscheidungstypen in Variation mit den zu untersuchenden Elementen (Ca, Ti, V und Zr) zusammengefasst werden:

- $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{M}$ 
  - $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$
  - $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$
- $\text{Al}_3\text{M}$ 
  - $\text{Al}_3\text{Ti}_{\text{D}0_{22}}$ ,
  - $\text{Al}_3\text{V}_{\text{D}0_{22}}$ ,
  - $\text{Al}_3\text{Zr}_{\text{D}0_{23}}$ ,
- Fe-Phasen
  - $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$
  - $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$
  - $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$
- $\text{Mg}_2\text{Si}$

Wobei die beiden erst genannten Ausscheidungstypen sich aus der Variation der für diese Arbeit zu untersuchenden Spurenelementen ergeben.

Tabelle 5-3 und Tabelle 5-4 zeigen eine Gegenüberstellung aller thermodynamisch berechneten und mittels REM/EDX – Analyse beobachteten und bestätigten intermetallischen Phasen aus der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP). Daraus können die sehr guten korrelierenden Ergebnisse der Phasenbestimmung aus der thermodynamisch Berechnung und der metallographischen Bestimmung entnommen werden. Lediglich in der Legierung CP\_V1 mit zusätzlichen 0,079 wt.% V konnte keine  $(\text{Al},\text{Si})_3\text{V}$ -Phase (Tabelle 5-3, blau markiert) im Gefüge bestätigt werden, welche aus der thermodynamisch simulierten Phasenbestimmung jedoch hervorgehen sollte. Ein Grund für das nicht Auffinden dieser Phase ist, dass diese Ausscheidungen zu klein bzw. nur äußerst selten auftraten und daher in der REM/EDX – Analyse nicht beobachtet werden konnten. Ein weiterer Grund könnte der Grenzfall zwischen vorhanden und nicht vorhanden der thermodynamisch vorhergesagten  $\text{Al}_3\text{V}$ -Phase sein, da der Festphasenanteil aus der Simulation bei  $f_s = 0,39 \cdot 10^{-5}$  für diese Phase in dieser Legierungszusammensetzung ergab. Alle weiteren in Tabelle 5-3 und Tabelle 5-4 besprochenen thermodynamisch vorhergesagte intermetallische Ausscheidungen konnten im Zuge der metallographischen Auswertung im Kapitel 4.3.4 Metallographie (LIMI, REM) bestätigt werden und wurden dabei im Detail dargestellt.

Tabelle 5-3: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc, TC) und metallographischen Untersuchung (REM) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP), Probenserie A.

Phasen	RefLeg	Ca1		Ca2		Ti1		Ti2		V1		V2		Zr1		Zr2	
	TC REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM
Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca	- -	✓	✓	✓	✓	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Al <sub>3</sub> M	- -	-	-	-	-	✓	✓	-	✓	✓	✓	✓	✓	-	-	✓	✓
α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	-	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
β-Al <sub>5</sub> FeSi	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	-	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub>	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	-	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Mg <sub>2</sub> Si	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	-	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓

✓-Phasen; ✓✓-Primärphasen

Tabelle 5-4: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc, TC) und metallographischen Untersuchung (REM) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP), Probenserie B.

Phasen	RefLeg	CaT2		CaV1		CaV2		CaZr1		CaZr2			
	TC REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM	TC	REM		
Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca	- -	✓	✓	✓	✓	-	-	✓	✓	-	-	✓	✓
Al <sub>3</sub> M	- -	✓	✓	✓	✓	-	-	✓	✓	-	-	✓	✓
α-Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
β-Al <sub>5</sub> FeSi	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub>	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Mg <sub>2</sub> Si	✓ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓

✓-Phasen; ✓✓-Primärphasen

Aber auch die Ergebnisse aus der thermischen Analyse (TA) der real abgegossenen kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP) konnten sehr gute Übereinstimmungen mit der thermodynamisch vorhergesagten Ergebnissen erzielt werden. In Diagramm 5-5 soll einen abschließenden Überblick der Einflüsse von ausgewählten Elementen auf die Kornfeinende und veredelnde Effekte in einer kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung geben.

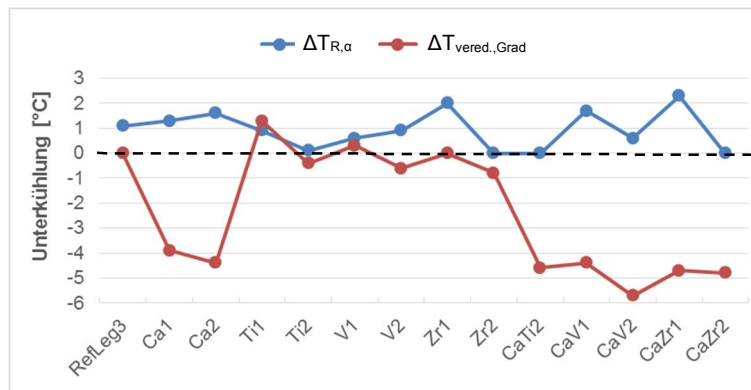


Diagramm 5-5: graphische Darstellung der Unterkühlung im Liquidusbereich (Rekaleszenz  $\Delta T_{R,\alpha}$ , blau) und dem eutektischen Bereich (Veredelungsgrad  $\Delta T_{vered.,Grad}$ , rot) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg\_CP).

Aus Diagramm 5-5 ist zum einem die Rekaleszenz  $\Delta T_{R,\alpha}$  der  $\alpha$ -Mischkristallbildung (blau) und der Veredelungsgrad  $\Delta T_{vered.,Grad}$  (rot) im eutektischen Bereich dargestellt. Wie bereits in Punkt 4.3.3.1 beschrieben können hierbei die bekannt guten Kornfeinungseigenschaften von Ti und Zr bestätigt werden. Vor allem aber konnte durch die thermische Analyse der veredelnde Effekt des eutektischen Siliziums durch Ca deutlich dargestellt werden. Wie aus Diagramm 5-5 hervorgeht, kommt es in sämtlichen Legierungen mit Ca-beteiligung zu Unterkühlungen von bis zu  $\Delta T_{vered.,Grad} = -6$  K. Dieser Si-feinende Effekt konnte auch durch die metallographischen Schliiffuntersuchungen (siehe Abb. 4-9 und Abb. 4-10) bestätigt werden.

### 5.3 Fazit

Die Ausscheidungen und deren Wechselwirkungen von intermetallischen Phasen durch die Variation der Elemente Calcium Ca, Titan Ti, Vanadium V und Zirkon Zr konnten in drei Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit unterschiedlichen Verunreinigungsgraden mit Hilfe von Ergebnissen aus der thermodynamischen Simulationen und der Untersuchung von realen Abgüssen ausführlich dargestellt und geklärt werden. Folgende Aussagen können zusammengefasst werden:

- Es konnten sehr gute Korrelationen zwischen der thermodynamisch berechneten Phasenbestimmung und der metallographischen REM/EDX – Analyse bestimmter Phasen getroffen werden. Was für eine hohe Sensibilität der thermodynamischen Datenbanken (CALPHAD) und der ThermoCalc-Software spricht.



**Einfluss von Kalzium Ca auf eine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung**

- Schon durch geringste Spuren von Kalzium Ca in Al-Si – Gusslegierungen kommt es zur Bildung von intermetallischen  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Ausscheidungen, welche sich mit steigenden Ca-Gehalt bei höheren Temperaturen ausscheiden. Ab einem Gehalt von ca.  $<0,030$  wt.% muss man mit Primärausscheidungen dieser Art rechnen.
- Die hauptsächliche Ausscheidungsform  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Phase ist dabei polygonal ca.  $<100\mu\text{m}$  im Durchmesser, bei höheren Werten ( $0,300$  wt.% Ca) konnten man auch lanzettenförmig  $>200\mu\text{m}$  lange Ausscheidungen beobachten (siehe Abb. 4-9, CP\_Ca2). Zu einem vermehrten Auftreten dieser lanzettenförmigen Ausscheidungen kommt es bei zusätzlich höheren Titangehalt wie aus CP\_CaTi2 der metallographischen Untersuchung in Abb. 4-10 zu sehen ist.
- Zu einer frühzeitigen Primärausscheidung der intermetallischen  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Ausscheidungen kommt es bei gleichzeitiger Anwesenheit von Strontium Sr, was ebenfalls ein Bildner der  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{M}$ -Phase ist.
- Des Weiteren können aus den Ergebnissen der thermischen Analyse und der metallographischen Schliffuntersuchung dem Ca im Eutektikumsbereich Si- feinernde Effekte zugesprochen werden (siehe Abb. 4-9 und Abb. 4-10). Wobei veredelnde Effekte, wie sie zum Beispiel durch Sr bzw. Na erzielt werden, nicht erreicht werden können. Dennoch ist eine Umwandlung des eutektischen Si von grob facettiertem Wachstum hin zu fein nicht-facettiertem Wachstum gut erkennbar.
- Bei hohen Ca-Gehalten konnte auch eine Feinung der intermetallischen Fe-Phasen im Gefüge beobachtet werden, wie z.Bsp. in Abb. 4-13b zu erkennen ist.

**Einfluss der peritektischen Elemente Titan Ti, Vanadium V und Zirkon Zr auf eine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung**

- Durch Ti, V und Zr kommt es zur Bildung der intermetallischen  $\text{Al}_3\text{M}$ -Phase, wenn die Löslichkeitsgrenze im Aluminium überschritten wird. Aus der thermodynamischen Simulation sollten sich unter der Legierungszusammensetzung aus Tabelle 3-4 der kommerziell-reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung ab einem Gehalt von ca.  $0,030$  wt.% Ti und V bereits primäre intermetallischen  $\text{Al}_3(\text{Ti},\text{V})$ -Phase bilden. Für eine Ausscheidung der ersten primäre  $\text{Al}_3\text{Zr}$ -Phase werden  $>0,045$  wt.% Zr benötigt. Wobei es sich bei Ti und V um die stabile tetragonale  $\text{D}0_{22}$ -Struktur und bei Zr um die tetragonale  $\text{D}0_{23}$ -Struktur handelt. Bei allen drei Primärausscheidungen der Form  $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{V}, \text{Zr})$  konnten Löslichkeiten für Si, Fe und Mn entdeckt werden, wobei es in  $\text{Al}_3\text{V}$ -Ausscheidungen am stärksten ausfällt. Aber auch eine geringe gegenseitige

Löslichkeit der Elemente Ti, V, und Zr konnte aufgrund der Ähnlichkeit in den primären  $\text{Al}_3(\text{Ti, V, Zr})$ -Ausscheidungen dabei immer beobachtet werden.

- Aus der thermischen Analyse gingen vor allem die guten korngreinenden Eigenschaften von Ti und Zr, welche sich mit geringen Rekaleszenzen  $\Delta T_{R,\alpha}$  im Liquidusbereich der  $\alpha$ -Al Bildung abzeichneten.
- Aus der metallographischen Schliiffuntersuchung konnte gezeigt werden, dass durch Ti- und V-Gehalten zu einer verstärkten Bildung von  $\beta$ -Fe Nadeln hervorgerufen wird. Ebenso wird die Bildung von lanzettenförmigen  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ca}$ -Phasen bei hohen Ca-Gehalten durch die Anwesenheit von Ti gefördert. Was im Vergleich der beiden Schliiffgefüge der Legierung CP\_Ca2 (Abb. 4-9) und CP\_CaTi2 (Abb. 4-10) gut zu erkennen ist.
- Weiters konnte bei der REM/EDX – Analyse erhöhte Ti- und V-Gehalte vor allem in der  $\alpha$ -  $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$  - Phasen und  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -Phase beobachtet werden, was somit den Haushalt an freiem Ti und V in der Legierung senkt.

## 6 Literaturverzeichnis

- [1] Drossel, G. et al.: Aluminium Taschenbuch 2, 16. Auflage, Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2012, S. 290-294.
- [2] Bargel, H.-J. und G. Schulze: Werkstoffkunde, Springer, Heidelberg, 10. bearbeitete Auflage, 2008, S. 292-299.
- [3] Zolotarevsky, V. S. und N. I. Belov: Casting Aluminum Alloys, Elsevier, Amsterdam, Niederland, 2007, S. 6.
- [4] Altenpohl, D.: Aluminum und Aluminiumlegierungen, Band 19, Springer-Verlag, Berlin, 1965, S. 175-193.
- [5] Oettel, H., H. Schumann: Metallografie, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, Weinheim, 15. Auflage, 2011, S. 815-836.
- [6] Kammer, C.: Aluminium Taschenbuch 1, 16. Auflage, Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2012, S. 160-165.
- [7] Hegde, S. and K. N. Prabhu: Modification of eutectic silicon in Al–Si alloys, Springer Science+Business Media, J Mater Sci (2008) 43:3009–3027, India, 2008.
- [8] Li, J.: Modification of eutectic Si in Al-Si based alloys, Materials Science Forum Vols. 794-796, Trans Tech Publications, Switzerland, 2014, S. 130-136.
- [9] Ludwig, T. H., P. L. Schaffer und L. Arnberg: Influence of Some Trace Elements on Solidification Path and Microstructure of Al-Si Foundry Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 44, 2013, S. 3783-3796.
- [10] Hasse, St.: Gießerei Lexikon, 19. Auflage, Fachverlag Schiele und Schön, Berlin, 2008, S. 41-42.
- [11] Bargel, H.-J. und G. Schulze: Werkstoffkunde, 10. bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2008, S. 310.
- [12] Kumari, S., R. M. Pillai and B. C. Pai: Role of calcium in aluminium based alloys and composites, International Materials Reviews VOL 50 NO 4, 2005.
- [13] Schmid-Fetzer, R.: Al-Ca-Si (Aluminium – Calcium – Silicon), in Landolt-Börnstein – Group IV Physical Chemistry.
- [14] Ludwig, T. H.: Trace Elements in Al-Si Foundry Alloys, NTNU-trykk, Norwegen, 2013.
- [15] Sigworth, G.K. and T.A Kuhn: Grain Refinement to Aluminum Casting Alloys, American Foundry Society, Paper 07-067(02), Schaumburg, IL USA, 2007.
- [16] Greer, A.L., A.M. Bunn, A. Tronche, P.V. Evans and D.J. Bristow: Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al–Ti–B, Acta Materialia, Volume 48, Issue 11, 30 June 2000, Pages 2823–2835.
- [17] Kumari, S. et al: Role of calcium in aluminium based alloys and composites, International Materials Reviews, Vol. 50, No 4, 2005.
- [18] BOLIBRUCHOVA, D, M. ZIHALOVA: Vanadium Influence On Iron Based Intermetallic Phases In AlSi6Cu4 Alloy, Archives Of Metallurgy And Materials, Volume 59, Issue 3, 2014.

- [19] Huber, B., H. S. Effenberger and K. W. Richter: Phase equilibria in the Al-Si-V system, *ScienceDirect Intermetallics* 18, 2010, S. 606-615.
- [20] Karpets, M.V. et al.: The influence of Zr alloying on the structure and properties of Al<sub>3</sub>Ti, *Intermetallics* 11 (2003) 241–249.
- [21] Clouet, E., J. M. Sanchez, and Ch. Sigli: First principles study of the solubility of Zr in Al, *Materials Science, Phys. Rev. B* 65 (2002) 094105.
- [22] Sepehrband, P et al.: Effect of Zr addition on the aging behavior of A319 aluminum cast alloy, *Scripta Materialia* 52 (2005) 253-257.
- [23] Moldof, L. F.: *Aluminum alloys: structure and properties*, London, Butterworths, 1976.
- [24] Bührig-Polaczek, A., W. Michaeli und G. Spur: *Handbuch Urformen*, Carl Hanser Verlag, München, 2014, S. 69-71.
- [25] Mbuya, T.O., B.O. Odera and S.P. Ng'ang'a: Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 16 (5), pp. 451 - 465.
- [26] Ashtari, P., H. Tezuka, T. Sato: Modification of Fe-containing intermetallic compounds by K addition to Fe-rich AA319 aluminum alloys, *Scripta Materialia* 53 (2005), pp. 937–942.
- [27] Shabestari, S.G.: The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys, *Materials Science and Engineering A* 383 (2004), pp. 289–298.
- [28] Schulz, S.: *Nutzung thermodynamischer Datensätze zur Simulation von Werkstoffgefügen*, Beiträge der Hochschule Pforzheim Nr. 131, Deutschland, 2009, S. 7-15.
- [29] Spencer, P.J.: A brief history of CALPHAD, *ScienceDirect*, Volume 32, Issue 1, USA, 2008, S. 1-8.
- [30] Balitchev, E.: *Thermochemische und kinetische Modellierung zur Legierungsauswahl mehrphasiger Systeme für das Thixoforming und zur Optimierung ihrer Formgebungsprozesse*, Dissertation, Technischen Hochschule Aachen, 2004, S. 11-24.
- [31] Gottstein, G: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2007, S.119-126.
- [32] Thermo-Calc Software, <http://www.Thermo-Calc.com/products-services/software/thermo-calc/>, abgerufen am 21. Oktober 2014.
- [33] Sahm, P. R., I. Egly und T. Volkmann: *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen, Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle*, Friedr. Vieweg & Sohn, Braunschweig/Wiesbaden, 1999, S. 129ff.
- [34] Hasse, St.: *Guß- und Gefügefehler – Erkennung, Deutung und Vermeidung von Guß- und Gefügefehlern bei der Erzeugung von gegossenen Komponenten*, 2. aktualisierte und erweiterte Auflage, Fachverlag Schiele & Schoen, 2003, S. 282-288.
- [35] Bargel, H.-J. und G. Schulze: *Werkstoffkunde*, 7. bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2000, S. 46ff.
- [36] Pabel, T., Bozorgi S., Kneißl Chr., Haberl K. und Schumacher P.: Effect of Alloying Elements (Magnesium and Copper) on Hot Cracking Susceptibility of AlSi7MgCu-Alloys, *Gießereirundschau* 58, Heft 3/4, Druckerei Robitschek & Co. Ges.m.b.H., Wien, 2011, S. 50-56.

- [37] Hirt, G. and R. Kopp: Thixoforming – Semi-solid Metal Processing, John Wiley & Sons, Weinheim, 2009, S. 31-52.
- [38] Riehle, M. und E. Simmchen: Grundlagen der Werkstofftechnik, 2. Auflage, 2000; S. 131-132.
- [39] M.B. Djurdjevic, R. Schmid Fetzer, "Thermodynamic calculation as a tool for thixoforming alloy and process development", Material Science and Engineering A, 417, 2006, 24-33.
- [40] Questeda, T.E., A.T. Dinsdaleb and A.L. Greer: Thermodynamic modelling of growth-restriction effects in aluminium alloys, Acta Materialia, Volume 53, Issue 5, March 2005, Pages 1323–1334.
- [41] Chandrashekar, T., M. K. Muralidhara, K. T. Kashyap and P. Raghothama Rao: Effect of growth restricting factor on grain refinement of aluminum alloys, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Volume 40, 2009; S. 234-241.
- [42] Heugenhauser, St.: Ermittlung prozesskritischer Grenzen für Kornfeinung und Veredelung von untereutektischen Al-Si-Cu Gusslegierungen, Masterarbeit, 2012, S. 6-18.
- [43] Backerud, L., L. Arneberg and G. Chai: Solidification Characteristics of Aluminium Alloys – Volume 1, AFS / Skanaluminium, Stockholm, Schweden, 1986, S. 18-36.
- [44] Johnsson, M., L. Backerud and 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.
- [45] Kozlov, R. and Schmid-Fetzer: Growth Restricting Factor in Al-Si-Mg-Cu Alloys, Materials Science and Engineering 27, 2011.
- [46] Gröbner, J., D. Mirkovic and 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.
- [47] Hasse, St.: Gießerei Lexikon, 19. Auflage, Fachverlag Schiele und Schön, Berlin, 2008, S. 1227-1233.
- [48] Djurdjevic, M. B., Z. Odanovic and Pavlovic-Krstic: Melt quality control at aluminum casting plants, Association of Metallurgical Engineers of Serbia (AMES), Serbia, 2010.
- [49] Sahm, P. R., I. Egly und T. Volkmann: Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen, Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle, Friedr. Vieweg & Sohn, Braunschweig/Wiesbaden, 1999, S. 109-128.
- [50] Hasse, St.: Gießerei Lexikon, 19. Auflage, Fachverlag Schiele und Schön, Berlin, 2008, S. 698-701.
- [51] Hasse, St.: Gießerei Lexikon, 19. Auflage, Fachverlag Schiele und Schön, Berlin, 2008, S. 1296-1302.
- [52] Pelayo, G, J.H. Sokolowski and R. Lashkari: A Case Based Reasoning aluminium thermal analysis platform for the prediction of W319 Al cast component characteristics, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 36/1, 2009, S. 7-17.
- [53] Oettel, H., H. Schumann: Metallografie, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, Weinheim, 15. Auflage, 2011, S. 16-37.
- [54] Bargel, H.-J. und G. Schulze: Werkstoffkunde, 7. bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2000, S. 34-35.

- [55] Gottstein, G: Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2007, S. 133-150.
- [56] Universität Freiburg, Institut für anorganische und analytische Chemie, [http://ruby.chemie.uni-freiburg.de/Vorlesung/intermetallische\\_0.html](http://ruby.chemie.uni-freiburg.de/Vorlesung/intermetallische_0.html), abgerufen am 26. September 2014.
- [57] Pacz, A.: Modification of Aluminium, Aluminium Alloys and Alloys containing Aluminium, United States Patent Office, 2,013,926, Cleveland, Ohio, 1935.
- [58] Dantzig, J. A. und M. Rappaz: Solidification, EPFL Press, Italy, 2009,
- [59] Montanuniversität Leoben, Department für Metallurgie, [http://metallurgy.ac.at/en/index.php?menu=research&sub=equ\\_electron\\_microscope](http://metallurgy.ac.at/en/index.php?menu=research&sub=equ_electron_microscope), abgerufen am 20. Juli 2014.
- [60] Johnson, R.: Environmental Electron Scanning Microscopy, 2nd printing, Eindhoven, Netherlands, 1996.
- [61] Backerud, L., G. Chai und J. Tamminen: Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, Vol. 2, Foundry Alloys, AFS/Skanaluminium, University of Stockholm, 1990, S.128-150.
- [62] Tamminen, J.: THERMAL ANALYSIS for investigation of SOLIDIFICATION MECHANISMS in METALS and ALLOYS, CHEMICAL COMMUNICATIONS UNIVERSITY OF STOCKHOLM, Sweden, 1998 No. 2.
- [63] Ludwig, T. H.: Trace Elements in Al-Si Foundry Alloys, NTNU-trykk, Norwegen, 2013, S. 50.
- [64] Veldman, N., A. K. Dahle, D. H. StJohn and L. Arnberg: Dendrite Coherency of Al-Si-Cu Alloys, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, VOLUME 32A, January 2001-147.
- [65] Ludwig, T. H., P. L. Schaffer und L. Arnberg: Influence of Some Trace Elements on Solidification Path and Microstructure of Al-Si Foundry Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 44, 2013, S. 3783-3796.

# 7 Abbildungs-, Tabellen- und Diagrammverzeichnis

## Abbildungsverzeichnis

Abb. 2-1: Schematischer Aufbau der Al-Gusslegierung [1].	2
Abb. 2-2: Teilsysteme der Zustandsdiagramme Al-Si, Al-Cu, Al-Mg und Al-Zn [1].	3
Abb. 2-3: Phasendiagramm Al-Si – System [3].	4
Abb. 2-4: Aushärtung einer AlSiMg - Gusslegierung (schematisch), a) quasibinärer Schnitt Al-Mg <sub>2</sub> Si, b) Temperatur-Zeit-Verlauf, c) zeitlicher Verlauf der Festigkeitswerte [5].	5
Abb. 2-5: Si-Konzentration in Abhängigkeit auf die Festigkeit und Bruchdehnung, von AlSi-Gusslegierung, Sandguss; 1-veredelt, 2-unveredelt [6].	7
Abb. 2-6: binäres Zustandsbild Al-Ca [10].	9
Abb. 2-7: Auszug des ternären aluminiumreichen Al-Si-Ca Zustandsdiagramms [14].	10
Abb. 2-8: aluminiumreiches binäres Zustandsbild Al-Ti [10].	11
Abb. 2-9: Kornfeinende Wirkung von Titan und Bor einer A356 in Abhängigkeit zur Korngröße.	12
Abb. 2-10: partieller isothermischer Ausschnitt des ternären Al-Si-V Systems bei 620°C mit möglichen Ausscheidungsvariationen der intermetallischen AlV-Phasen, (b) Vergrößerung der Al-reichen Seite [19].	13
Abb. 2-11: binäres Zustandsbild Al-Zr [10].	14
Abb. 2-12: CALPHAD-Methode: Auswertung und Optimierung von thermochemischen Daten.	16
Abb. 2-13: (li): Vereinfachtes Phasendiagramm eines binären Systems im Gleichgewicht, im Ungleichgewicht nach Gulliver-Scheil ( <b>blau</b> ); (re): Festanteil des Zweistoffsystems bei Erstarrung, nach [34].	18
Abb. 2-14: Schematische Darstellung für ein mit planarer Phasengrenze erstarrendes Volumenelement nach dem Hebelgesetz (a), nach dem Hebelgesetz nach Gulliver – Scheil (b) [33].	19
Abb. 2-15: Al-reicher Abschnitt eines idealen binären Systems mit Q-Faktordarstellung [40].	22
Abb. 2-16: TA, Abkühlkurve zu Beginn der Erstarrung [48].	25
Abb. 2-17: TA, Bestimmung des Veredelungsgrades [48].	26
Abb. 2-18: (a) Elementarzelle des MgCu <sub>2</sub> -Gitters; (b) atomistische Anordnung in der (110)-Ebene des MgCu <sub>2</sub> -Gitters bei dichtester Packung [55].	29
Abb. 2-19: Zintl-Grenzen, (a) intermetallische Phasen des Mg; (b) im erweiterten PSE [55].	31
Abb. 3-1: Iterative Legierungsberechnung im MS-Office EXCEL.	36
Abb. 3-2: Widerstandsofen (Naber-therm T20).	38
Abb. 3-3: Chargierung von drei Tiegel mit je 2 kg Schmelze.	38
Abb. 3-4: TA-Messaufbau, li: QuiK-Cup Tiegel auf Messstativ (Heraeus); re: TC-08 USB Thermocouple Data Logger, Hardware; PicoLog, Software (beide pico Technology).	39
Abb. 3-5: Skizze des Entnahmeortes für die metallographische Untersuchung	40
Abb. 3-6: Warmeinbettpresse ATM® OPAL 460 am LfGk.	40
Abb. 3-7: Schleif- und Poliermaschine ATM® Saphir 350 E am LfGk.	40
Abb. 3-8: Lichtmikroskop (Zeiss Axio Imager.A1m) am LfGk mit PC-Einheit.	41
Abb. 3-9: Rasterelektronenmikroskopie-Einheit am Department für Metallurgie, MUL [59].	41

Abb. 3-10: : Schematische Darstellung von Bewegungsbahnen der senkrecht einfallenden Primärelektronen (links) und deren Wechselwirkung mit der Probe(rechts)[60].....	42
Abb. 3-11: Überblick der Versuchsdurchführung mit Legierungsvariation der Auswertungen. .....	43
Abb. 4-1: TC simulierte Phasen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref_HP).....	44
Abb. 4-2: Massenanteil des Festzustandes der interm. Phase Mg <sub>2</sub> S der TC-Simulation, hochreine Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung (Ref_HP) .....	45
Abb. 4-3: TC simulierte Phasen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref_TP). .....	49
Abb. 4-4: TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Ref_TP, Festphasenanteil der interm. Phase Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Sr .....	50
Abb. 4-5: TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Ref_TP, Festphasenanteil der interm. Phase β-Al <sub>5</sub> FeSi.....	51
Abb. 4-6: TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Ref_TP, Festphasenanteil der interm. Phase π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> .....	51
Abb. 4-7: TA, reale Abkühlkurven der Al Si7Mg0.3 kommerziell rein (Leg_CP), Probenserie A.....	62
Abb. 4-8: TA, reale Abkühlkurven der Al Si7Mg0.3 kommerziell rein (Leg_CP), Probenserie B.....	62
Abb. 4-9: Übersicht der einzelnen Schliiffgefüge aus der Legierungsserie CP, der real abgegossenen kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung der Probenserie A.....	64
Abb. 4-10: Übersicht der einzelnen Schliiffgefüge aus der Legierungsserie CP, der real abgegossenen kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung der Probenserie B.....	65
Abb. 4-11: LIMI, ungeätzte Schliffe, Gefügeübersicht und typische Ausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung der Legierungsserie CP; a) 200fach, b) 500fach, c)1000fach. ....	65
Abb. 4-12: REM-Aufnahmen von charakteristischen intermetallischer Phasen der Referenzlegierung aus der Legierungsserie CP; a) α-Al <sub>15</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> und π-Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> , b) Mg <sub>2</sub> Si und α- Al <sub>15</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> , c) Mg <sub>2</sub> Si -Nest.....	66
Abb. 4-13: LIMI, ungeätzte Schliffe, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen Ca1 (a) und Ca2 (a) bei 1000facher Vergrößerung.....	67
Abb. 4-14: Quantitative REM/EDX – Analyse der intermetallischen Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca-Phase (Spektrum1) und Mg <sub>2</sub> Si-Phase (Spektrum2) aus Legierung Ca2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung. ....	68
Abb. 4-15: LIMI, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen Ti2 bei 500 und 1000facher (Detail) Vergrößerung. ....	68
Abb. 4-16: REM/EDX-Aufnahmen der Legierung Ti2 (0,166 wt.% Ti) aus der Legierungsserie CP; a) α- Al <sub>15</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> und (Al,Si) <sub>3</sub> Ti; b) (Al,Si) <sub>3</sub> Ti und α- Al <sub>15</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> . ....	69
Abb. 4-17: LIMI, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen V2 bei 500 und 1000facher (Detail) Vergrößerung.....	70
Abb. 4-18: Quantitative REM/EDX – Analyse der intermetallischen (Al,Si) <sub>3</sub> V -Phase aus Legierung V2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung.....	70
Abb. 4-19: Quantitative REM/EDX – Analyse mit Mapping der intermetallischen (Al,Si) <sub>3</sub> V -Phase aus Legierung d V2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung.....	71
Abb. 4-20: Quantitative REM/EDX – Analyse der intermetallischen Al-Zr -Phase aus Legierung a) Zr1 und b,c) Zr2 der Legierungsserie CP der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung.....	73
Abb. 4-21: LIMI, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen CaTi2 bei 500 und 1000facher (Detail) Vergrößerung.....	74



Abb. 4-22: Quantitative REM/EDX-Analyse der Legierung CaTi<sub>2</sub> aus der Legierungsserie CP mit (Al,Si)<sub>3</sub>Ti- Phase und Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phasen. ....74

Abb. 4-23: Quantitative REM/EDX-Analyse der Legierung CaV<sub>2</sub> aus der Legierungsserie CP; a) Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca-Phasen und α-Al<sub>15</sub>(Mn,Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>; b) (Al,Si)<sub>3</sub>-V – Phase und α-Al<sub>15</sub>(Mn,Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>. .75

Abb. 4-24: LIM1, ungeätzter Schliff, Gefügeübersicht und Ausscheidungen der Legierungen CaZr<sub>2</sub> bei (a) 500 und (b) 1000facher Vergrößerung. ....76

Abb. 4-25: Quantitative REM/EDX-Analyse der Legierung CaZr<sub>2</sub> aus der Legierungsserie CP; a) α- Al<sub>15</sub>(Mn,Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> und Al<sub>3</sub>Zr; b) Al<sub>3</sub>Zr -Phase und Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca -Phase.....76

**Abbildungen Anhang:**

Abb. A - 1: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca (HP\_Ca1). ....99

Abb. A - 2: TC-Simulation, HP\_Ca1, Massenanteil des Festzustandes der intern. Phase Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca.....100

Abb. A - 3: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca (HP\_Ca2). ....100

Abb. A - 4: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ti (HP\_Ti1).....101

Abb. A - 5: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (HP\_Ti2).....101

Abb. A - 6: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% V (HP\_V1).....102

Abb. A - 7: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (HP\_Ti2).....102

Abb. A - 8: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Zr (HP\_Zr1).....103

Abb. A - 9: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Zr (HP\_Zr2).....103

Abb. A - 10: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Ti (HP\_CaTi1).....104

Abb. A - 11: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Ti (HP\_CaTi2).....104

Abb. A - 12: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% V (HP\_CaV1).....105

Abb. A - 13: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (HP\_CaV2).....105

Abb. A - 14: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Zr (HP\_CaZr1).....106

Abb. A - 15: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Zr (HP\_CaZr2).....106

Abb. B - 16: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca (TP\_Ca1).....107

Abb. B - 17: TC-Simulation, TP\_Ca1, Massenanteil des Festzustandes der intern. Phase Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M(Ca,Sr) .....108

Abb. B - 18: TC-Simulation, TP\_Ca1, Verteilung von Ca in der intern. Phase Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M.....108

Abb. B - 19: TC-Simulation, TP\_Ca1, Verteilung von Sr in der intern. Phase Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M.....108

Abb. B - 20: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca (TP\_Ca2).....109

Abb. B - 21: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ti (TP\_Ti1).....109

Abb. B - 22: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (TP\_Ti2).....110

Abb. B - 23: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% V (TP_V1).....	110
Abb. B - 24: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (TP_Ti2).....	111
Abb. B - 25: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Zr (TP_Zr1).....	111
Abb. B - 26: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Zr (TP_Zr2).....	112
Abb. B - 27: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Ti (TP_CaTi1).....	112
Abb. B - 28: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Ti (TP_CaTi2).....	113
Abb. B - 29: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% V (TP_CaV1).....	113
Abb. B - 30: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (TP_CaV2).....	114
Abb. B - 31: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Zr (TP_CaZr1).....	114
Abb. B - 32: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Zr (TP_CaZr2).....	115
Abb. C - 1: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref_CP).....	123
Abb. C - 2: TC-Simulation, Referenz-legierung 3 (Ref_CP), Festanteil von $\alpha$ -Al.....	123
Abb. C - 3: TC-Simulation, Referenz-legierung 3 (Ref_CP), Festanteil von Si.....	123
Abb. C - 4: TC-Simulation, Referenz-legierung 3 (Ref_CP), Festanteil von Mg <sub>2</sub> Si.....	124
Abb. C - 5: TC-Simulation, Referenz-legierung 3 (Ref_CP), Festanteil von $\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi.....	124
Abb. C - 6: TC-Simulation, Referenz-legierung 3 (Ref_CP), Festanteil von $\pi$ -Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> .....	124
Abb. C - 7: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0260 wt% Ca (CP_Ca1).....	125
Abb. C - 8: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca (CP_Ca2).....	125
Abb. C - 9: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0337 wt% Ti (CP_Ti1).....	126
Abb. C - 10: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,1664 wt% Ti (CP_Ti2).....	126
Abb. C - 11: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0785 wt% V (CP_V1).....	127
Abb. C - 12: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% V (CP_V2).....	127
Abb. C - 13: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0785 wt% V (CP_V1).....	128
Abb. C - 14: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% V (CP_V2).....	128
Abb. C - 15: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,2631 wt% Ti (CP_CaTi2).....	129
Abb. C - 16: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0241 wt% Ca & 0,0359 wt% V (CP_CaV1).....	129
Abb. C - 17: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (CP_CaV2).....	130
Abb. C - 18: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0184 wt% Ca & 0,0213 wt% Zr (CP_CaZr1).....	131

Abb. C - 19: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen  
Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,2570 wt% Zr (CP\_CaZr2). ..... 131

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Physikalische Eigenschaften von Calcium [10].	8
Tabelle 2-2: Physikalische Eigenschaften von Titan [10].	10
Tabelle 2-3: Physikalische Eigenschaften von Vanadium [10].	12
Tabelle 2-4: Physikalische Eigenschaften von Zirkon [10].	14
Tabelle 2-5: Berechnete Wachstumsbehinderungsfaktoren Q einzelner Elemente in Aluminiumschmelzen [40][41].	22
Tabelle 2-6: Übersicht der Elektronegativitäten (EN), Radien und Valenzelektronenzahlen im PSE [56].	27
Tabelle 2-7: Beispiele für Hume-Rothery-Phasen, Gitterstruktur in Abhängigkeit von der VEK [55].	28
Tabelle 2-8: Beispiele für Laves Phasen mit Atomradienverhältnissen ihrer Komponenten [55].	30
Tabelle 3-1: chemische Zusammensetzung der Referenzlegierungen aus den drei gewählten Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit unterschiedlichen Grad an Verunreinigungen.	32
Tabelle 3-2: chemische Zusammensetzung, hochreine (HP) Al Si7Mg0.3, mit Variation der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementgehalten.	33
Tabelle 3-3: chemische Zusammensetzung, technisch reine (TP) Al Si7Mg0.3 (TRIMET), mit Variation der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementgehalten.	34
Tabelle 3-4: Auszug der chemischen Zusammensetzung, kommerziell rein (CP) Al Si7Mg0.3, mit Variation der zu untersuchenden Spuren- und Begleitelementgehalten.	35
Tabelle 4-1: TC-Simulierte Phasen mit Ausscheidungstemperatur, hochreine Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung (Ref_HP).	45
Tabelle 4-2: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Ref_HP).	46
Tabelle 4-3: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_HP), Probenserie A.	46
Tabelle 4-4: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_HP), Probenserie A.	47
Tabelle 4-5: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_HP), Probenserie B.	48
Tabelle 4-6: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_HP), Probenserie B.	48
Tabelle 4-7: TC-Simulierte Phasen mit Ausscheidungstemperatur, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Referenzlegierung (Ref_TP).	50
Tabelle 4-8: TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_TP), Referenzlegierung.	51
Tabelle 4-9: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperatur der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_TP), Probenserie A.	52
Tabelle 4-10: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_TP), Probenserie A.	52
Tabelle 4-11: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperatur der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_TP), Probenserie B.	54

Tabelle 4-12: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_TP), Probenserie B.....	54
Tabelle 4-13: Auszug der Spektralanalyse der kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP).....	56
Tabelle 4-14: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP), Probenserie A.....	57
Tabelle 4-15: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP), Probenserie A.....	57
Tabelle 4-16: thermodynamisch simulierte Phasenausscheidungen mit Ausscheidungstemperaturen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP), Probenserie B.....	58
Tabelle 4-17: Erstarrungskennwerte der TC-Simulation, kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP), Probenserie B.....	59
Tabelle 4-18: Charakteristische Temperatur der thermischen Analyse des realen Abgusses der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP).....	63
Tabelle 5-1: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc) der Legierungsserie HP (hochreine Al Si7Mg0.3) und der Legierungsserie TP (technisch reine Al Si7Mg0.3) , Probenserie A.....	78
Tabelle 5-2: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc) der Legierungsserie HP (hochreine Al Si7Mg0.3) und der Legierungsserie TP (technisch reine Al Si7Mg0.3) , Probenserie B.....	78
Tabelle 5-3: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc, TC) und metallographischen Untersuchung (REM) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP), Probenserie A.....	83
Tabelle 5-4: Gegenüberstellung der ermittelten intermetallischen Phasen mittels thermodyn. Berechnung (ThermoCalc, TC) und metallographischen Untersuchung (REM) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP), Probenserie B.....	83

**Tabellenverzeichnis Anhang:**

Tabelle C - 1: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref_CP).....	116
Tabelle C - 2: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ca1 (CP_Ca1).....	116
Tabelle C - 3: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ca2 (CP_Ca2).....	117
Tabelle C - 4: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ti1 (CP_Ti1).....	117
Tabelle C - 5: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ti2 (CP_Ti2).....	118
Tabelle C - 6: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung V1 (CP_V1).....	118
Tabelle C - 7: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung V2 (CP_V2).....	119
Tabelle C - 8: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Zr1 (CP_Zr1).....	119
Tabelle C - 9: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Zr2 (CP_Zr2).....	120
Tabelle C - 10: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaTi2 (CP_CaTi2).....	120
Tabelle C - 11: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaV1 (CP_CaV1).....	121

Tabelle C - 12: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaV2 (CP_CaV2).....	121
Tabelle C - 13: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaZr1 (CP_CaZr1).....	122
Tabelle C - 14: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaZr2 (CP_CaZr2).....	122

## Diagrammverzeichnis

Diagramm 2-1: Thermische Analyse einer kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Abkühlkurve (blau) mit erster Ableitung über der Zeit (rot). ....	24
Diagramm 4-1: Thermische Analyse, Abkühlkurve (blau) mit erster Ableitung über der Zeit (rot), Al Si7Mg0.3 Referenzlegierung CP. ....	59
Diagramm 4-2: Erste Ableitung der Abkühlkurven über der Temperatur der Al Si7Mg0.3 Ref_CP mit charakteristischen Ausscheidungen. ....	60
Diagramm 4-3: Thermische Analyse der Legierung Al Si7Mg0.3 _CaV2 mit erster Ableitung über der Zeit, Vergleich der Ausscheidungstemperaturen von thermodynamisch vorhergesagten und real aufgenommenen thermischen Analyse der intermetallischen Primärphasen (Al <sub>3</sub> V und Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ca) sowie des α-Al. ....	61
Diagramm 5-1: hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (HP), TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie A.....	80
Diagramm 5-2: hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (HP), TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie B.....	80
Diagramm 5-3: technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (TP),TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie A.....	81
Diagramm 5-4: technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (TP),TC-Simulation, Erstarrungskennwerte, Probenserie B.....	81
Diagramm 5-5: graphische Darstellung der Unterkühlung im Liquidusbereich (Rekaleszenz $\Delta T_{R,G}$ , blau) und dem eutektischen Bereich (Veredelungsgrad $\Delta T_{vered., Grad}$ , rot) der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung (Leg_CP). ....	84

### Diagrammverzeichnis Anhang:

Diagramm C - 1: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref_CP). ....	132
Diagramm C - 2: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,0260 wt% Ca (CP_Ca1). ....	133
Diagramm C - 3: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,3000 wt% Ca (CP_Ca2). ....	133
Diagramm C - 4: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,0337 wt% Ti (CP_Ti1). ....	134
Diagramm C - 5: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,1664 wt% Ti (CP_Ti2). ....	134
Diagramm C - 6: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,0785 wt% V (CP_V1). ....	135
Diagramm C - 7: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,3000 wt% V (CP_V2). ....	135
Diagramm C - 8: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,0325 wt% Zr (CP_Zr1). ....	136

Diagramm C - 9: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,2962 wt% Zr (CP_Zr2).	136
Diagramm C - 10: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen Ca1 (0,0260 wt. % Ca) und Ca2 (0,3000 wt. % Ca) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref_CP).	137
Diagramm C - 11: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen Ti1 (0,0337 wt. % Ti) und Ti2 (0,1664 wt. % Ti) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref_CP).	137
Diagramm C - 12: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen V1 (0,0785 wt. % V) und V2 (0,3000 wt. % V) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref_CP).	138
Diagramm C - 13: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen Zr1 (0,0325 wt. % Zr) und Zr2 (0,2962 wt. % Zr) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref_CP).	138
Diagramm C - 14: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,3000 wt% Ca & 0,2631 wt% Ti (CP_CaTi2).	139
Diagramm C - 15: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,0241 wt% Ca & 0,0359 wt% V (CP_CaV1).	140
Diagramm C - 16: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (CP_CaV2).	140
Diagramm C - 17: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,0184 wt% Ca & 0,0213 wt% Zr (CP_CaZr2).	141
Diagramm C - 18: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref_CP plus 0,3000 wt% Ca & 0,2570 wt% Zr (CP_CaZr2).	141
Diagramm C - 19: Erste Ableitung der Abkühlkurve der Legierung CaTi2 (0,3000 wt. % Ca, 0,2631 wt% Ti) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref_CP).	142
Diagramm C - 20: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen CaV1 (0,0241 wt. % Ca, 0,0359 wt% V) und CaV2 (0,3000 wt. % Ca, 0,3000 wt% V) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref_CP).	142
Diagramm C - 21: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen CaZr1 (0,0184 wt. % Ca, 0,0213 wt% Zr) und CaZr2 (0,3000 wt. % Ca, 0,2570 wt% Zr) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref_CP).	143

# A Anhang hochreine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung HP

## A.1 TC – Phasenausscheidungen (hochreine Al Si7Mg0.3)

### A.1.1 Probenserie A – hochreine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung HP

#### A.1.1.1 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca (HP\_Ca1)

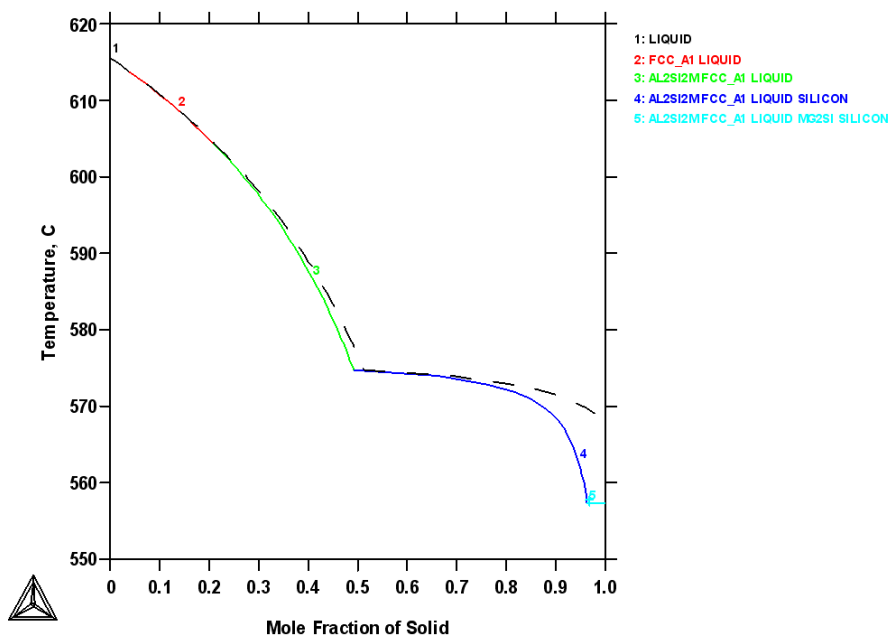


Abb. A - 1: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca (HP\_Ca1).

**A.1.1.1.1 Intermetallische Phase Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca**

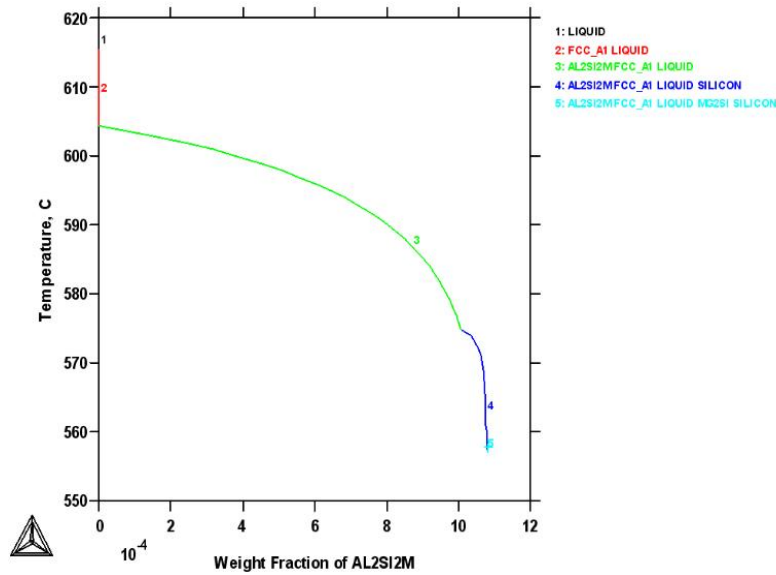


Abb. A - 2: TC-Simulation, HP\_Ca1, Massenanteil des Festzustandes der intern. Phase Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Ca.

**A.1.1.2 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca (HP\_Ca2)**

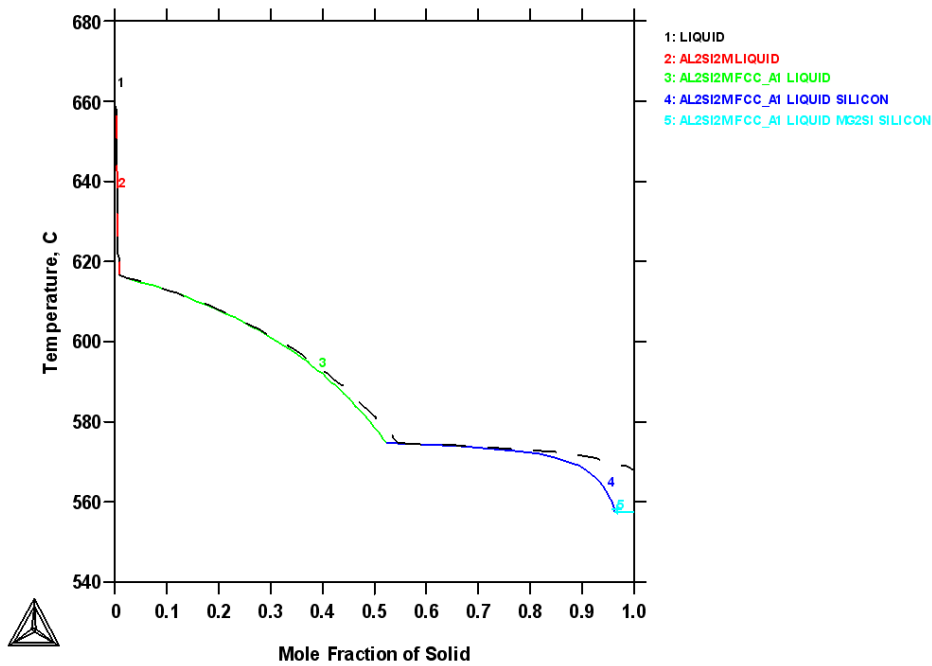


Abb. A - 3: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca (HP\_Ca2).



A.1.1.3 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ti (HP\_Ti1)

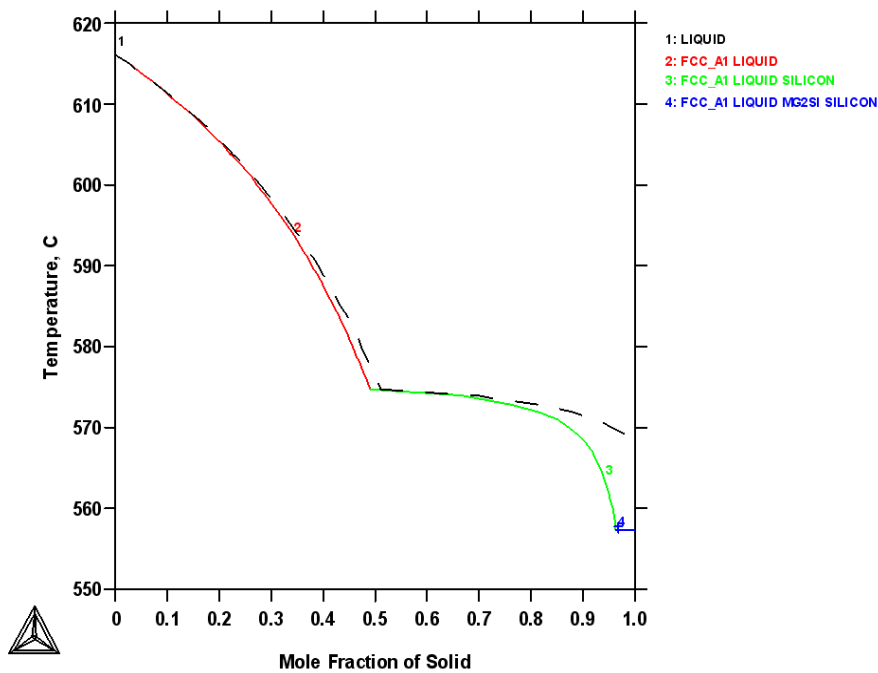


Abb. A - 4: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ti (HP\_Ti1).

A.1.1.4 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ti (HP\_Ti2)

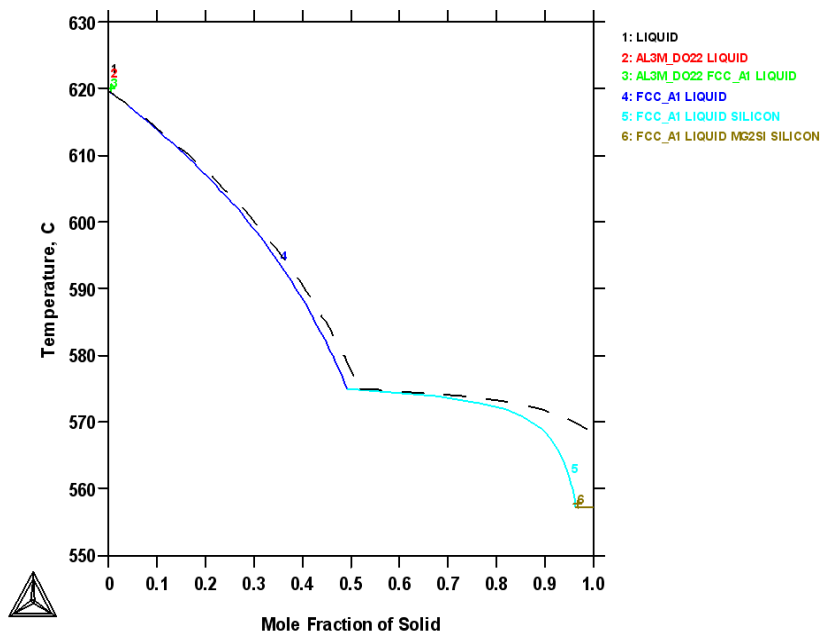


Abb. A - 5: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (HP\_Ti2).

**A.1.1.5 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% V (HP\_V1)**

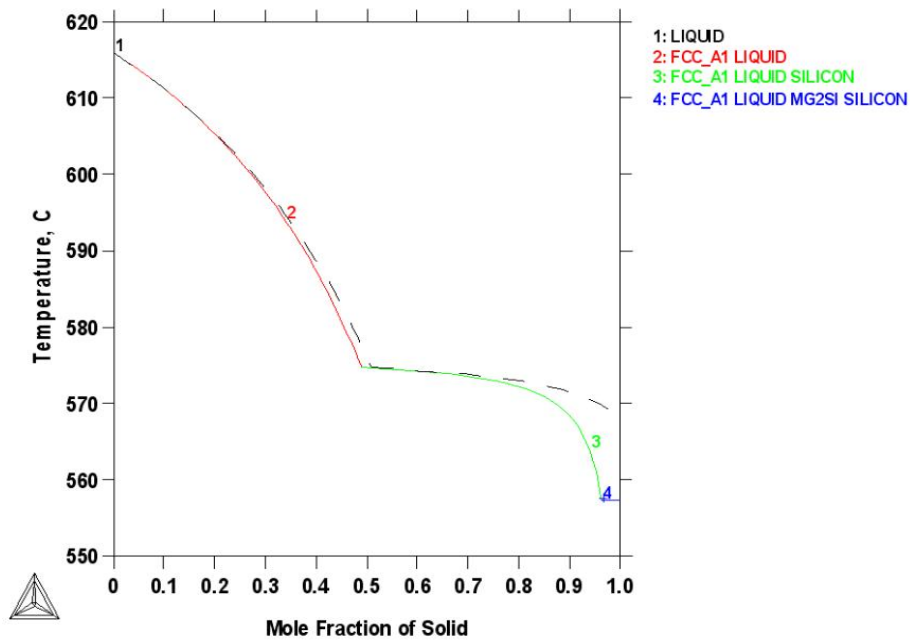


Abb. A - 6: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% V (HP\_V1).

**A.1.1.6 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% V (HP\_V2)**

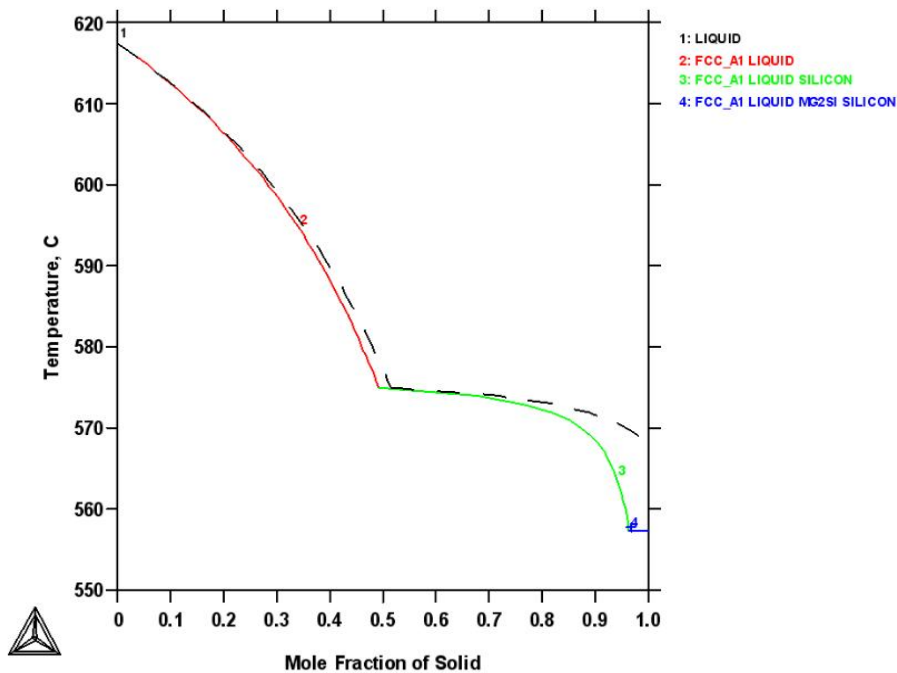


Abb. A - 7: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (HP\_Ti2).

A.1.1.7 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Zr (HP\_Zr1)

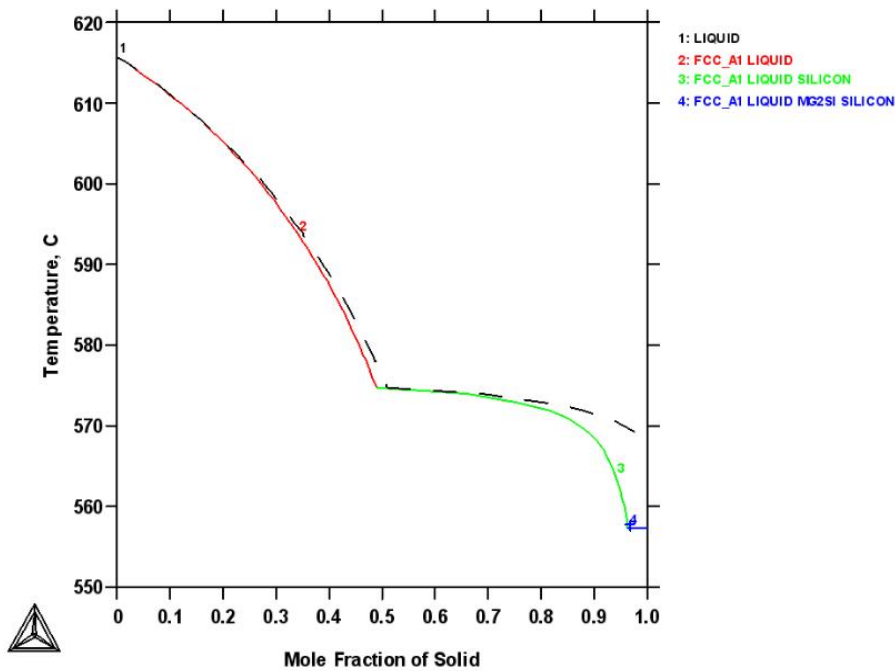


Abb. A - 8: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Zr (HP\_Zr1).

A.1.1.8 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Zr (HP\_Zr2)

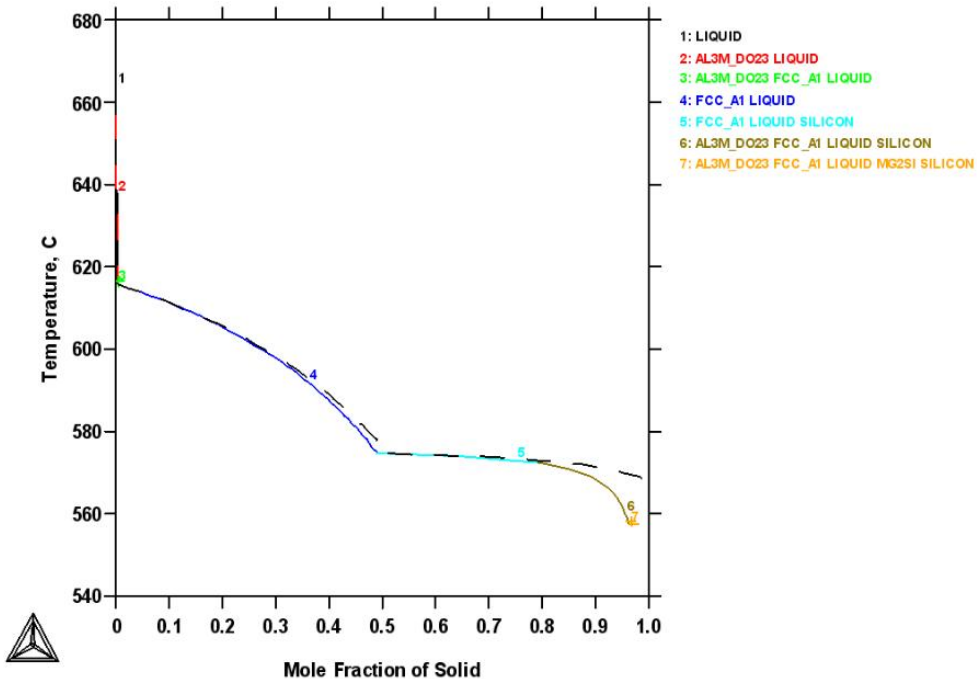


Abb. A - 9: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Zr (HP\_Zr2).

### A.1.2 Probenserie B – hochreine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung HP

#### A.1.2.1 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Ti (HP\_CaTi1)

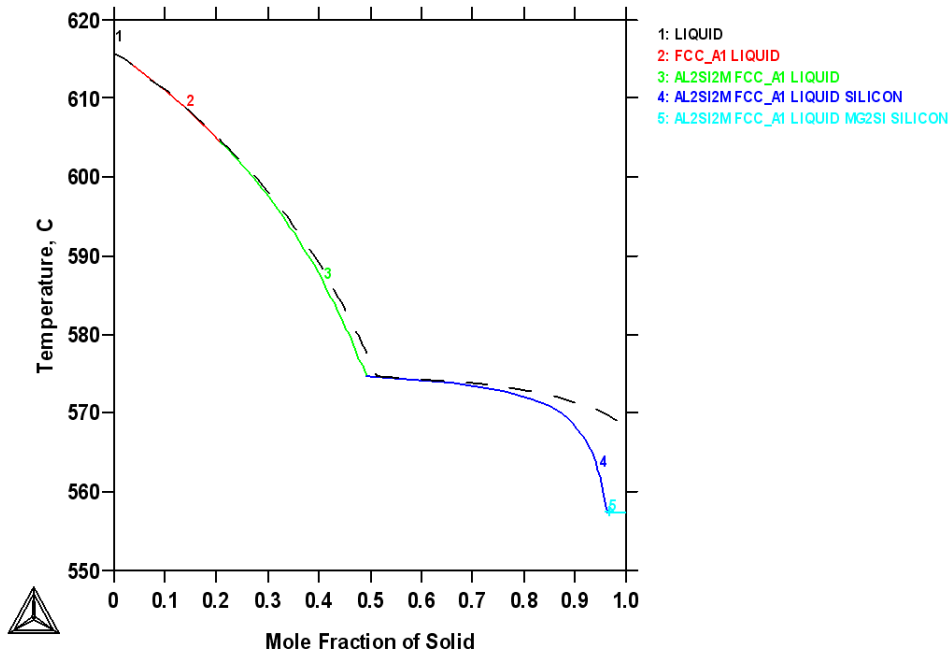


Abb. A - 10: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Ti (HP\_CaTi1).

#### A.1.2.2 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Ti (HP\_CaTi2)

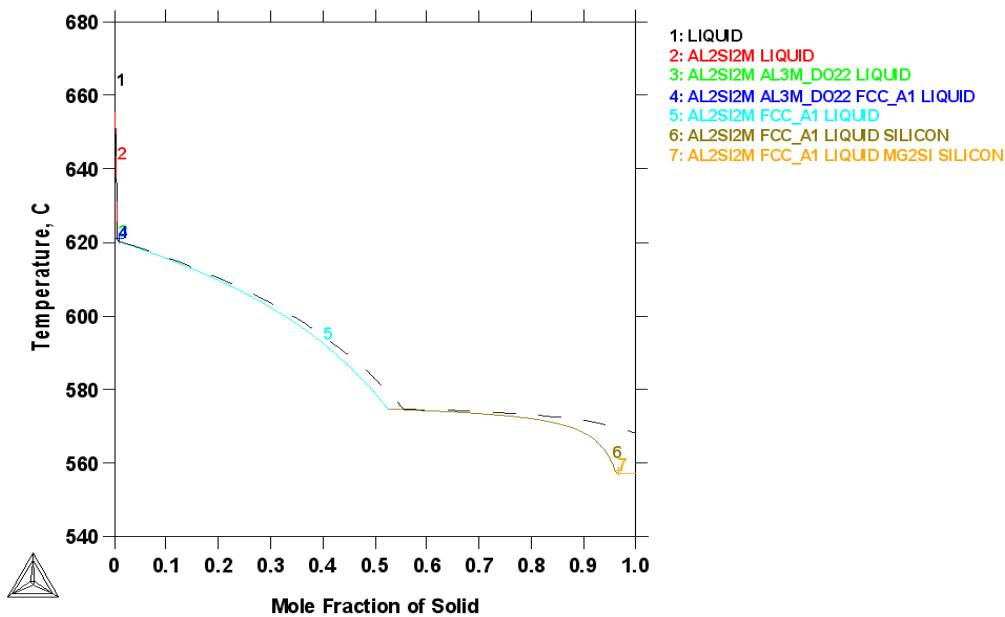


Abb. A - 11: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Ti (HP\_CaTi2).

**A.1.2.3 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% V (HP\_CaV1)**

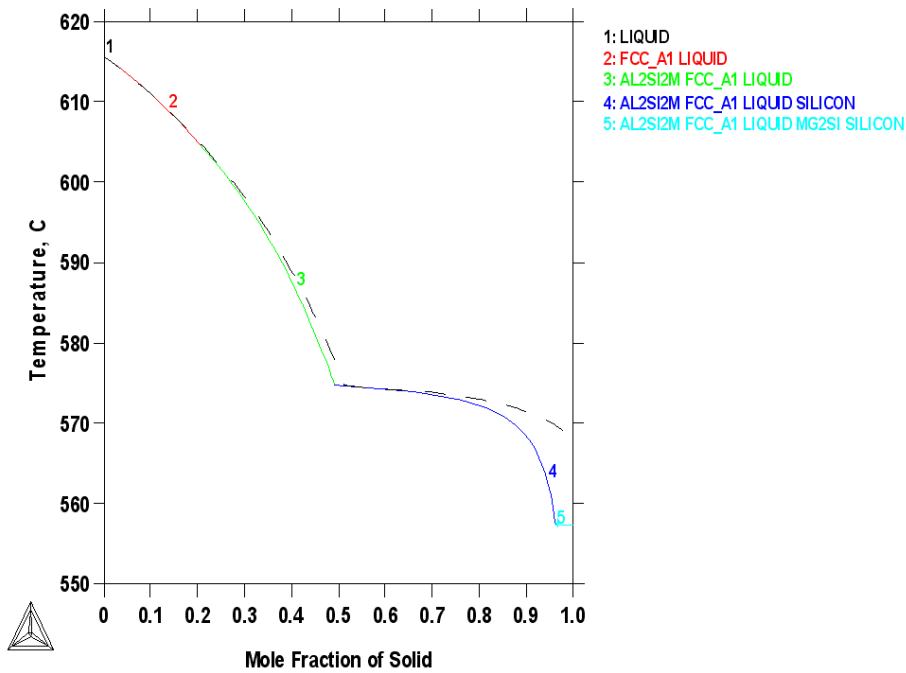


Abb. A - 12: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% V (HP\_CaV1).

**A.1.2.4 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (HP\_CaV2)**

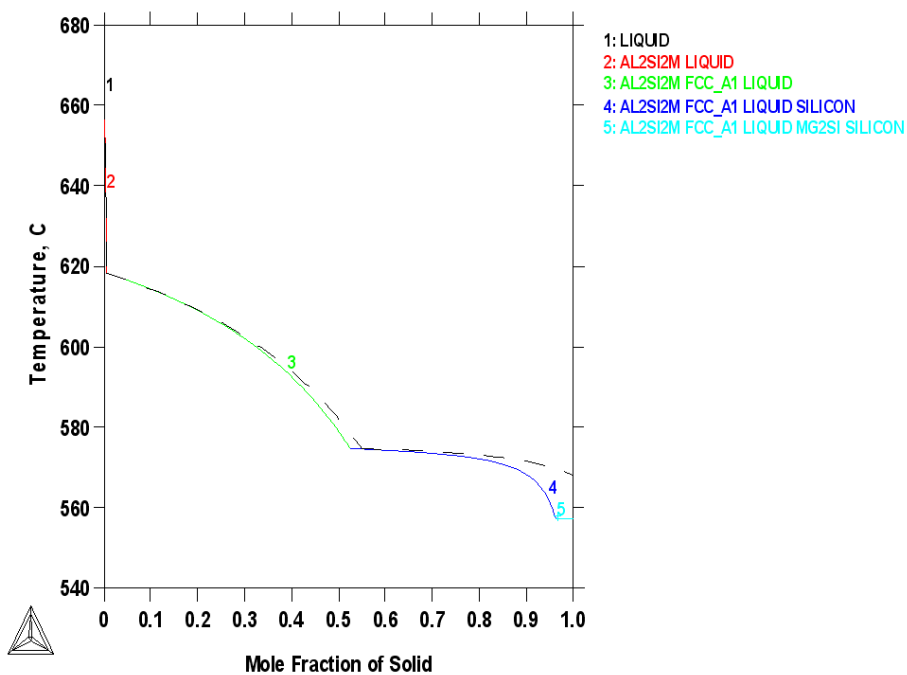


Abb. A - 13: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (HP\_CaV2).

**A.1.2.5 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Zr (HP\_CaZr1)**

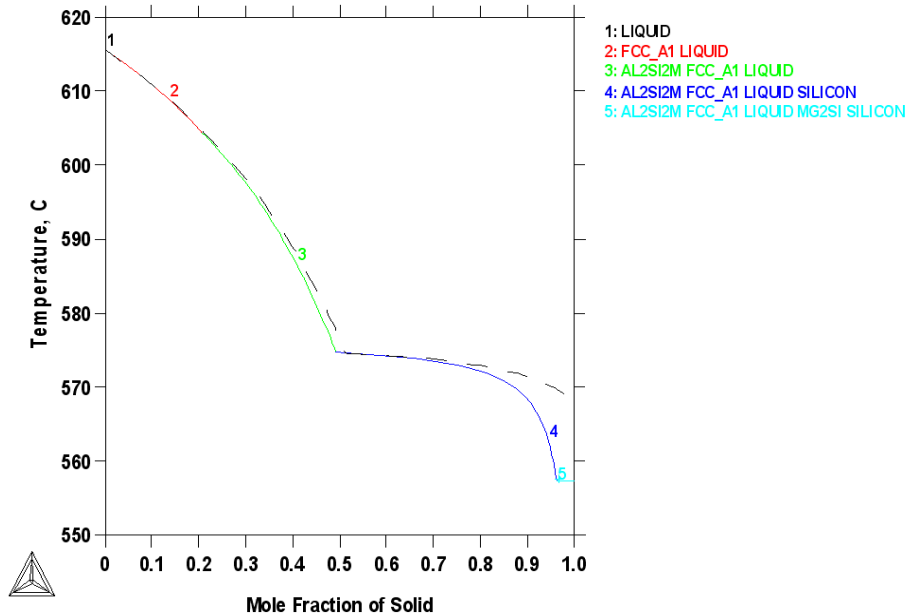


Abb. A - 14: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Zr (HP\_CaZr1).

**A.1.2.6 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Zr (HP\_CaZr2)**

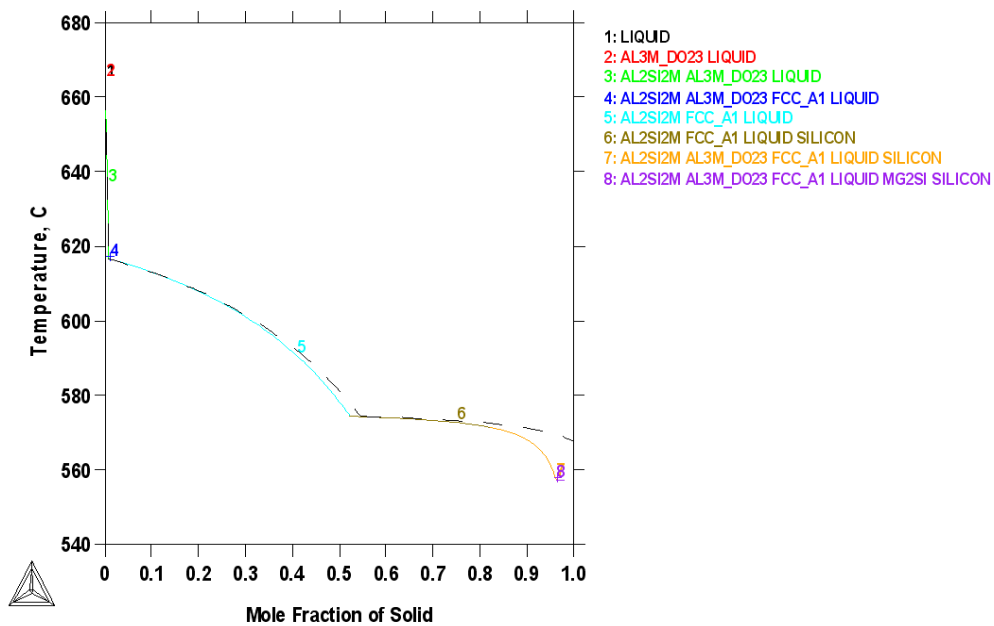


Abb. A - 15: TC simulierte Phasenausscheidungen der hochreinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Zr (HP\_CaZr2).

## B Anhang technisch reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung TP (TRIMET)

### B.1 TC – Phasenausscheidungen (technisch reine Al Si7Mg0.3)

#### B.1.1 Probenserie A – technisch reine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung TP (TRIMET)

##### B.1.1.1 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca (TP\_Ca1)

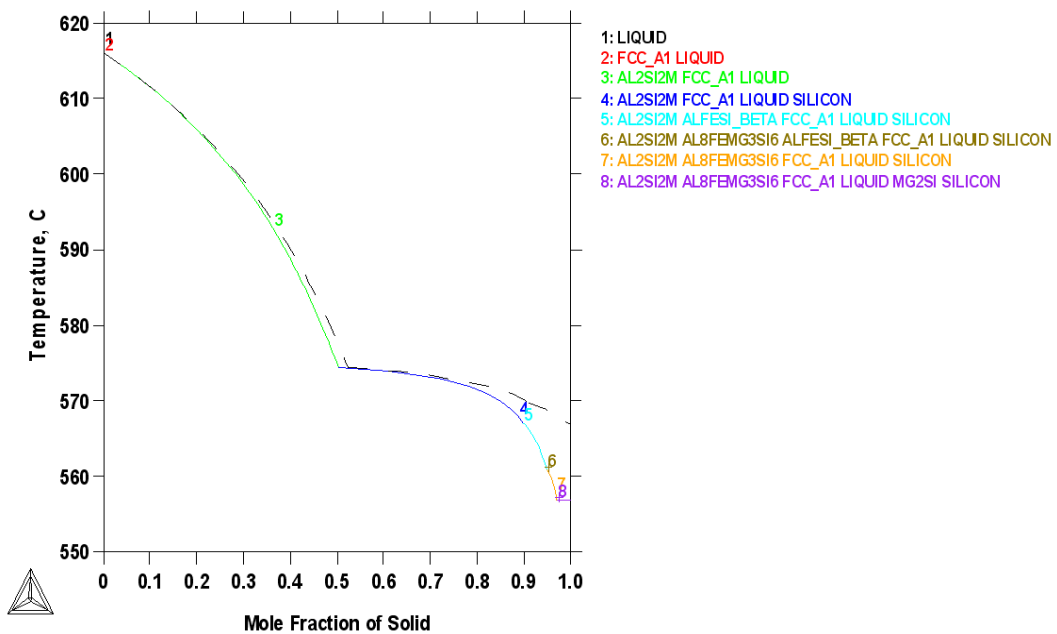


Abb. B - 16: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca (TP\_Ca1).

**B.1.1.1.1 Intermetallische Phase  $Al_2Si_2M(Ca,Sr)$**

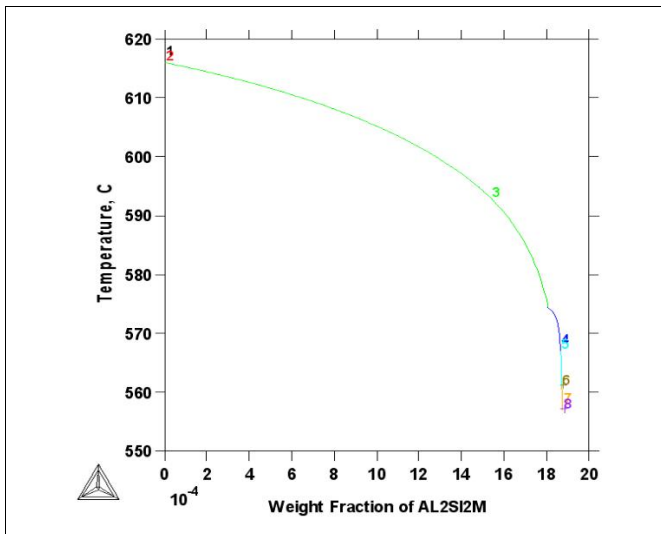


Abb. B - 17: TC-Simulation, TP\_Ca1,  
Massenanteil des Festzustandes der  
intern. Phase  $Al_2Si_2M(Ca,Sr)$

**B.1.1.1.2 Verteilung von Ca und Sr in der Phase  $Al_2Si_2M$**

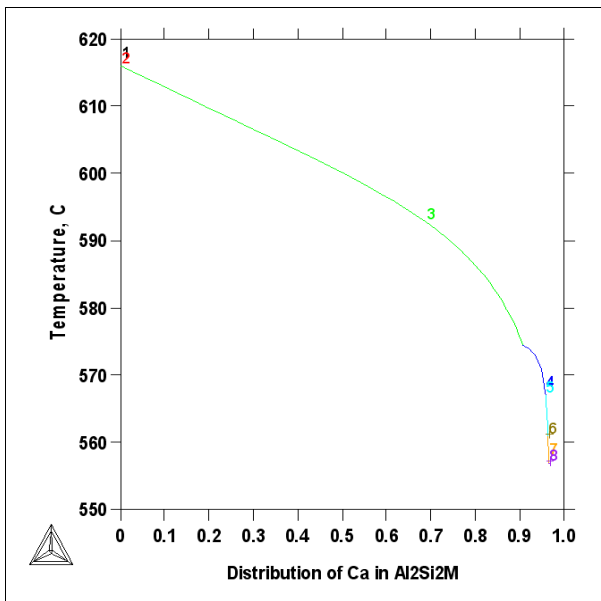


Abb. B - 18: TC-Simulation, TP\_Ca1,  
Verteilung von Ca in der intern.  
Phase  $Al_2Si_2M$

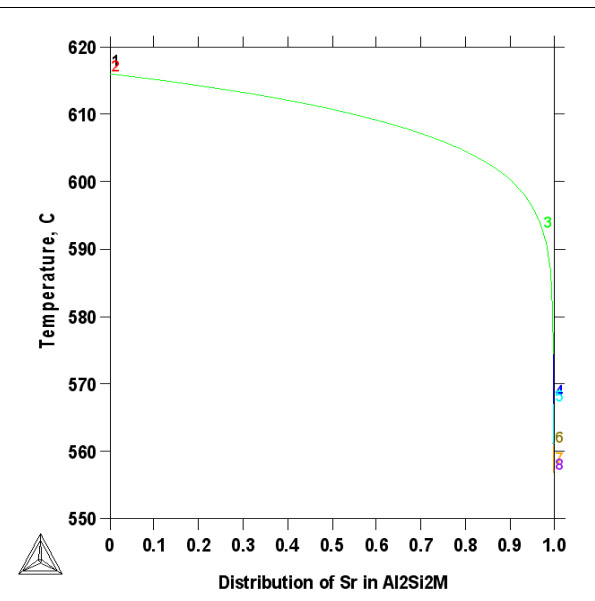


Abb. B - 19: TC-Simulation, TP\_Ca1,  
Verteilung von Sr in der intern.  
Phase  $Al_2Si_2M$



**B.1.1.2 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca (TP\_Ca2)**

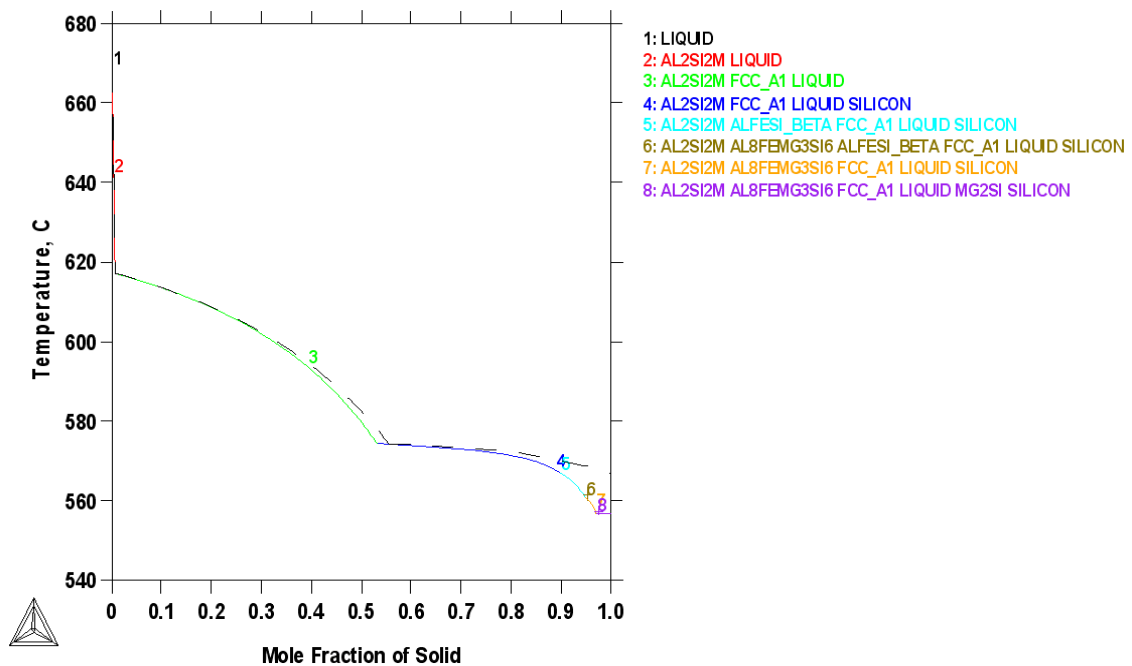


Abb. B - 20: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca (TP\_Ca2).

**B.1.1.3 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ti (TP\_Ti1)**

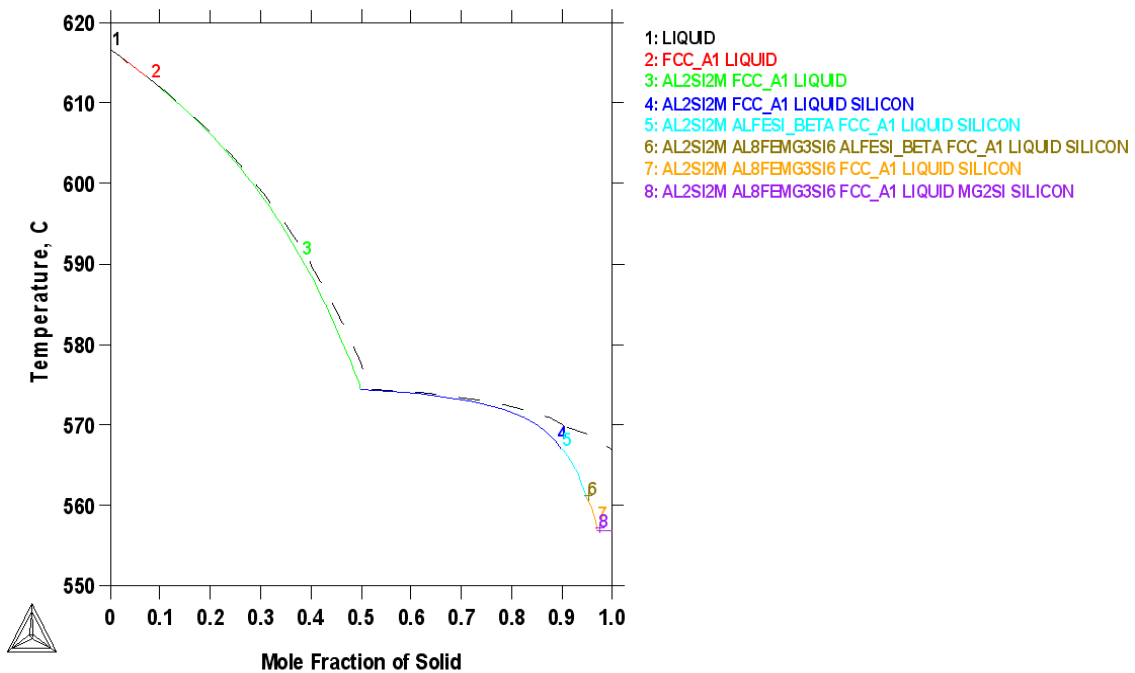


Abb. B - 21: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ti (TP\_Ti1).

**B.1.1.4 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ti (TP\_Ti2)**

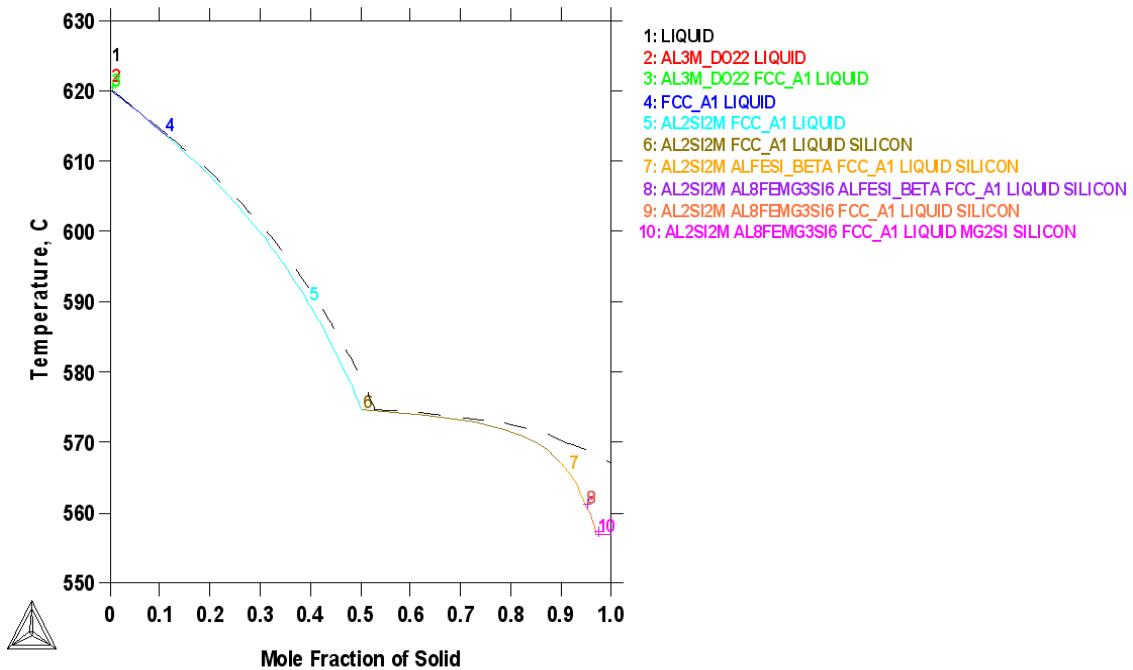


Abb. B - 22: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (TP\_Ti2).

**B.1.1.5 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% V (TP\_V1)**

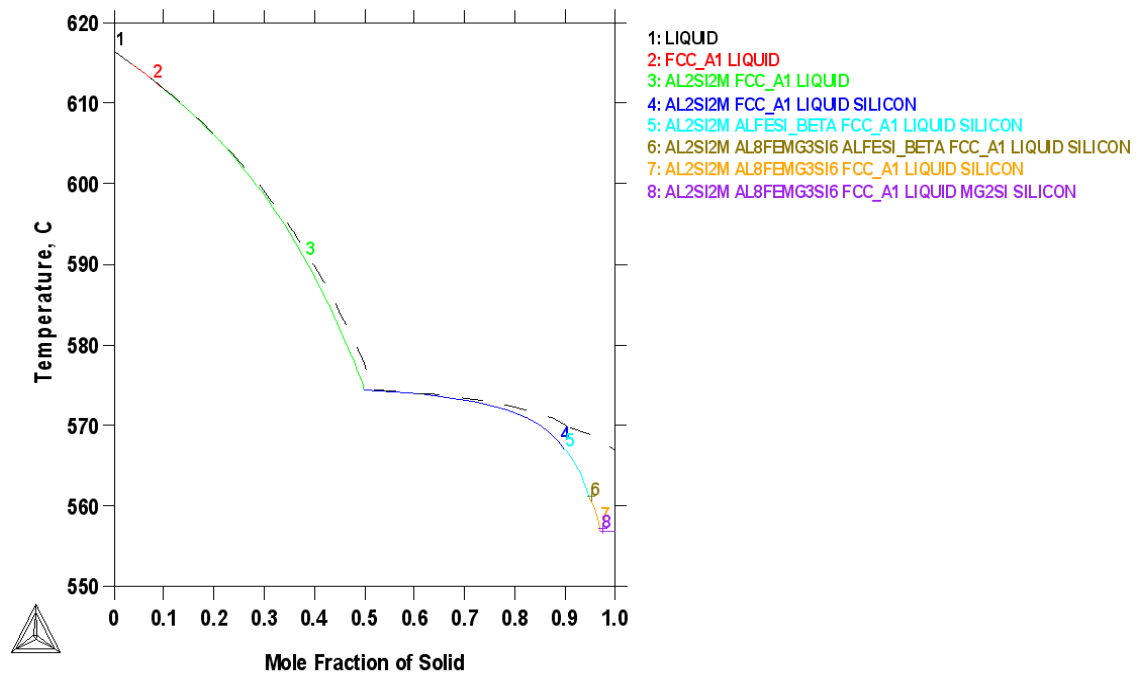


Abb. B - 23: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% V (TP\_V1).

B.1.1.6 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% V (TP\_V2)

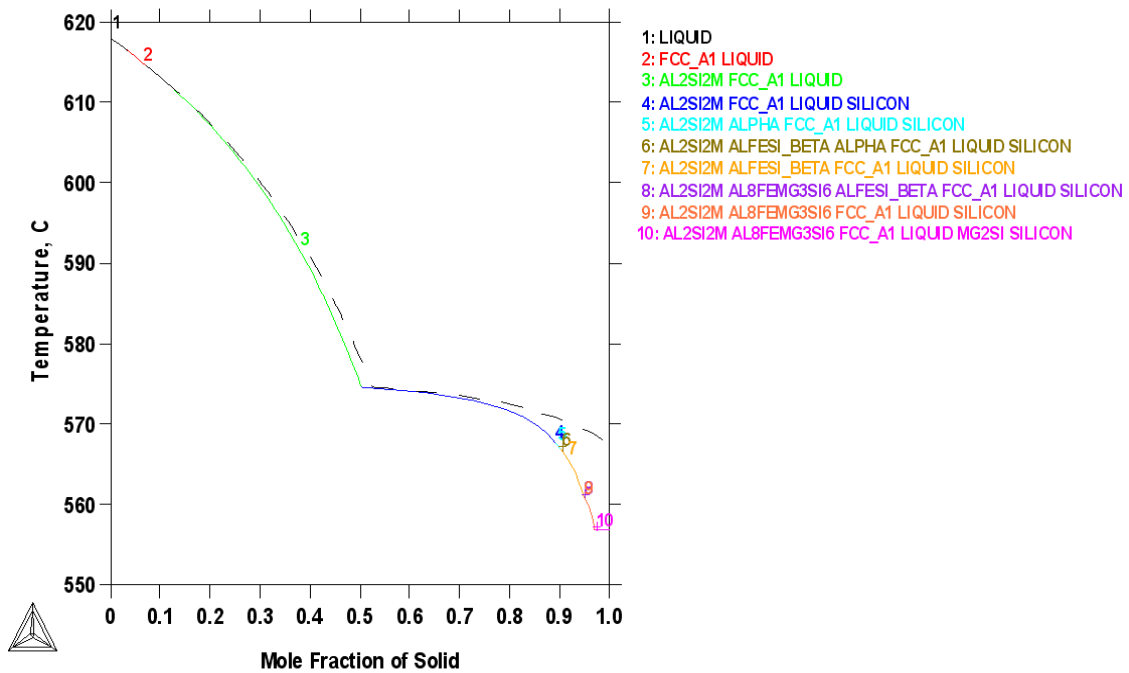


Abb. B - 24: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ti (TP\_Ti2).

B.1.1.7 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Zr (TP\_Zr1)

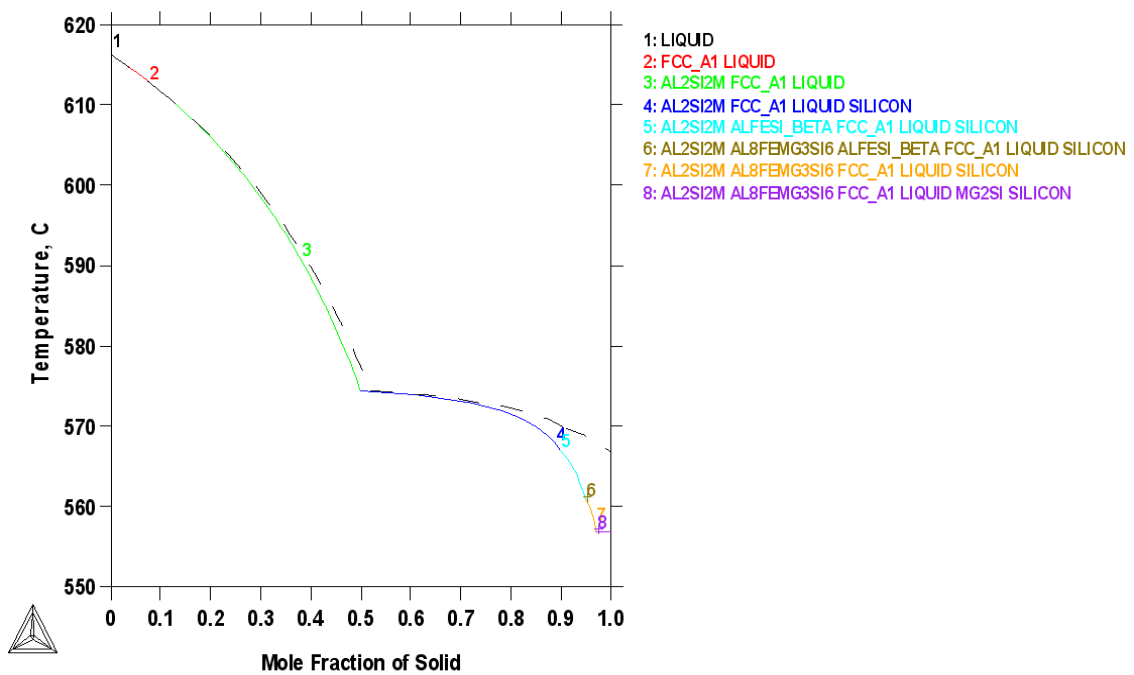
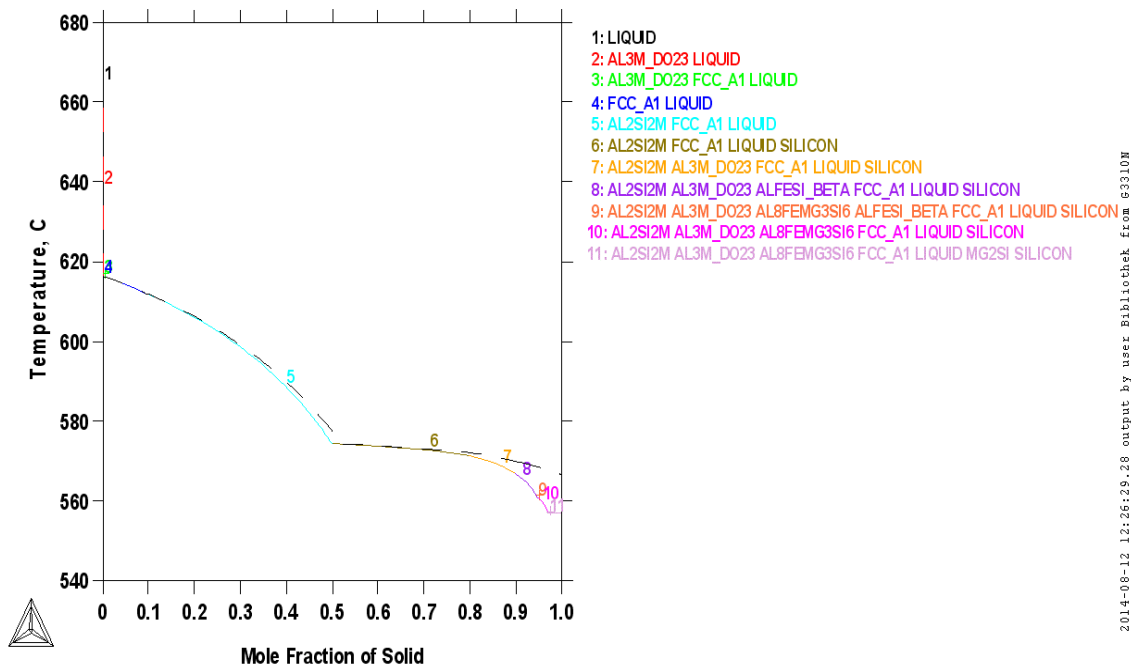


Abb. B - 25: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Zr (TP\_Zr1).

B.1.1.8 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Zr (TP\_Zr2)



2014-09-12 12:26:29.28 output by user Bibliothek from 63310W

Abb. B - 26: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Zr (TP\_Zr2).

B.1.2 Probenserie B – technisch reine Al Si7Mg0.3-Gusslegierung TP (TRIMET)

B.1.2.1 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Ti (TP\_CaTi1)

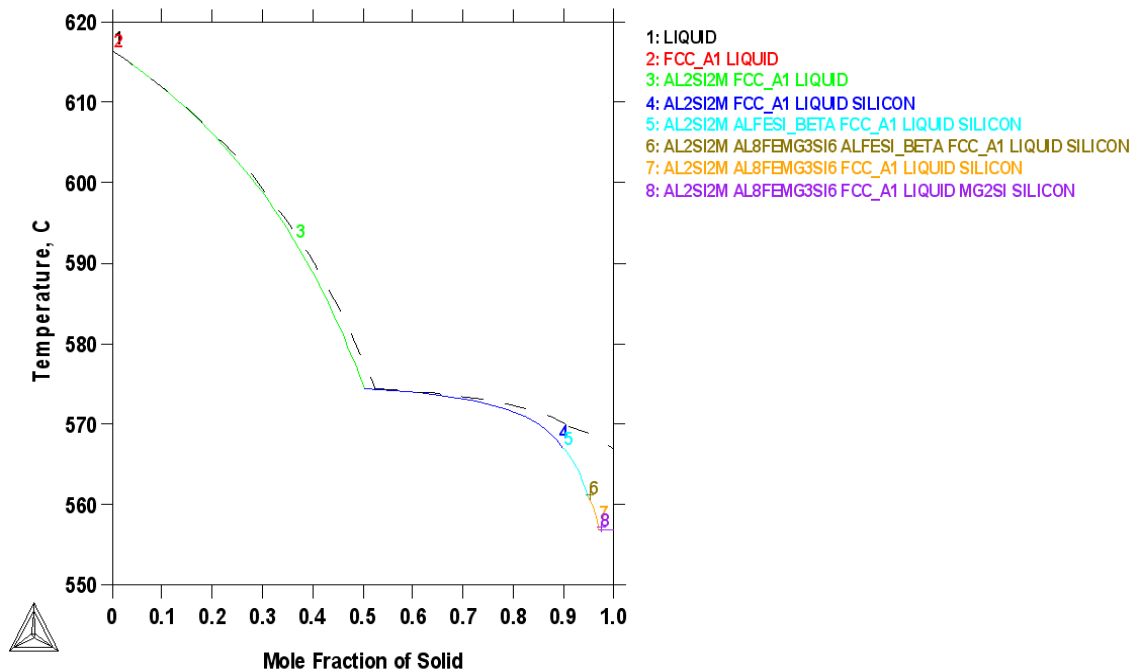


Abb. B - 27: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Ti (TP\_CaTi1).

**B.1.2.2 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Ti (TP\_CaTi2)**

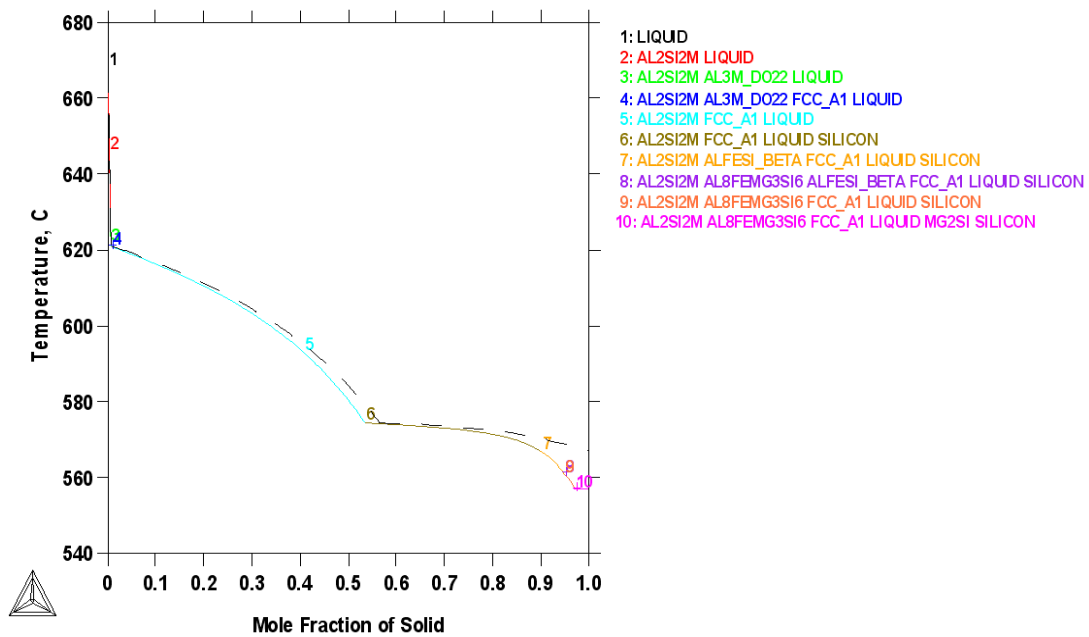


Abb. B - 28: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Ti (TP\_CaTi2).

**B.1.2.3 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% V (TP\_CaV1)**

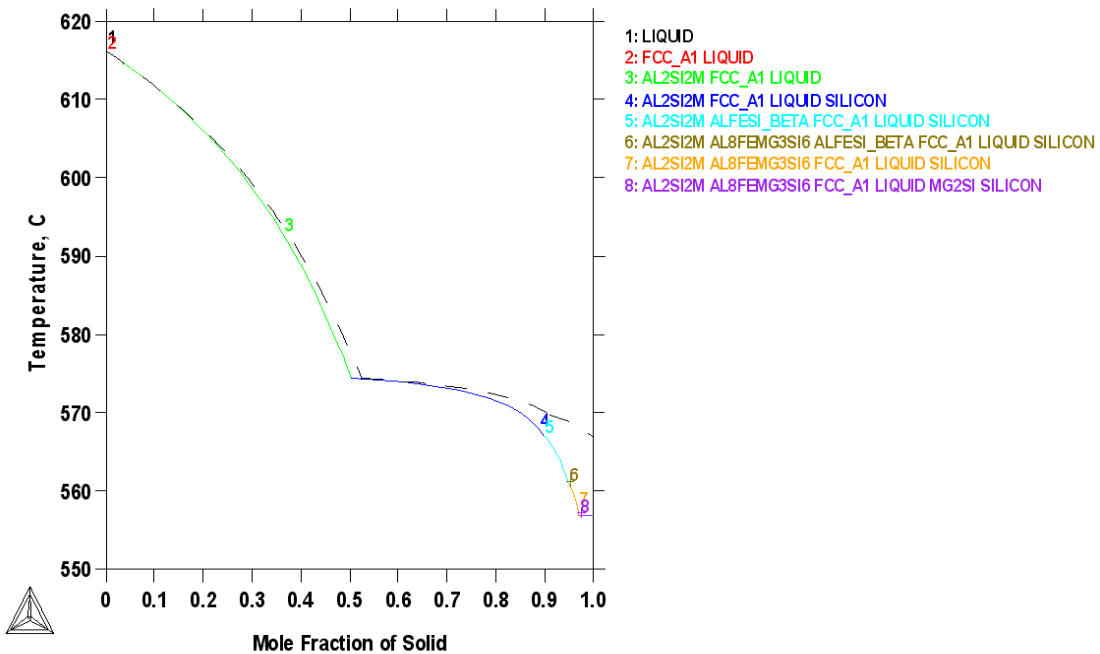


Abb. B - 29: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% V (TP\_CaV1).

**B.1.2.4 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (TP\_CaV2)**

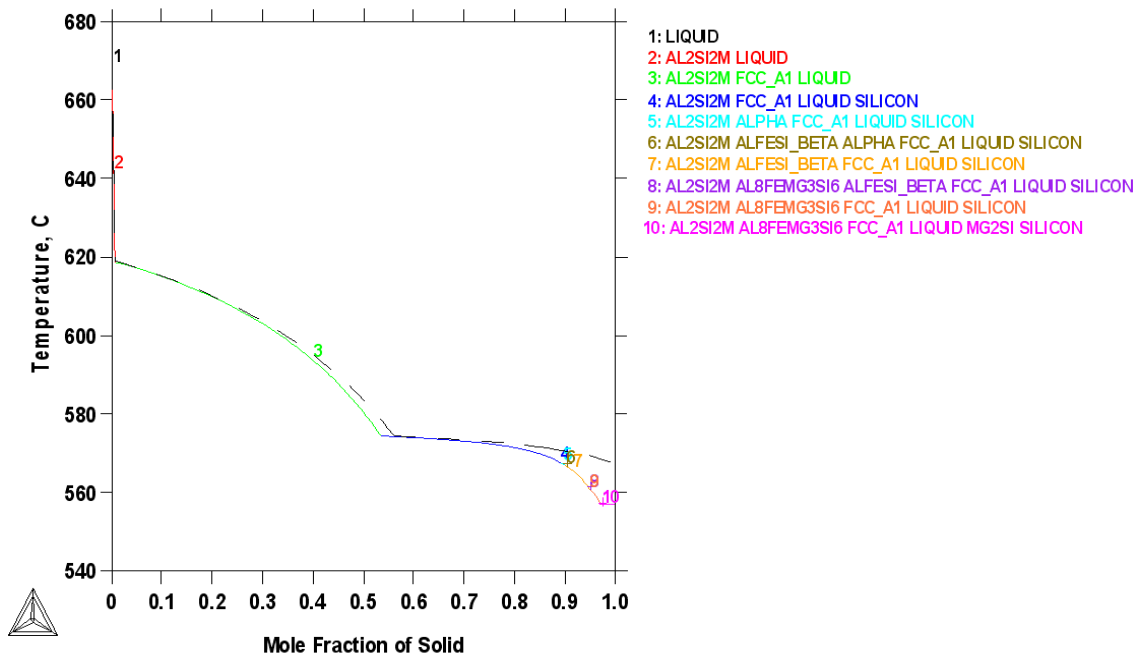


Abb. B - 30: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (TP\_CaV2).

**B.1.2.5 Al Si7Mg0.3 + 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Zr (TP\_CaZr1)**

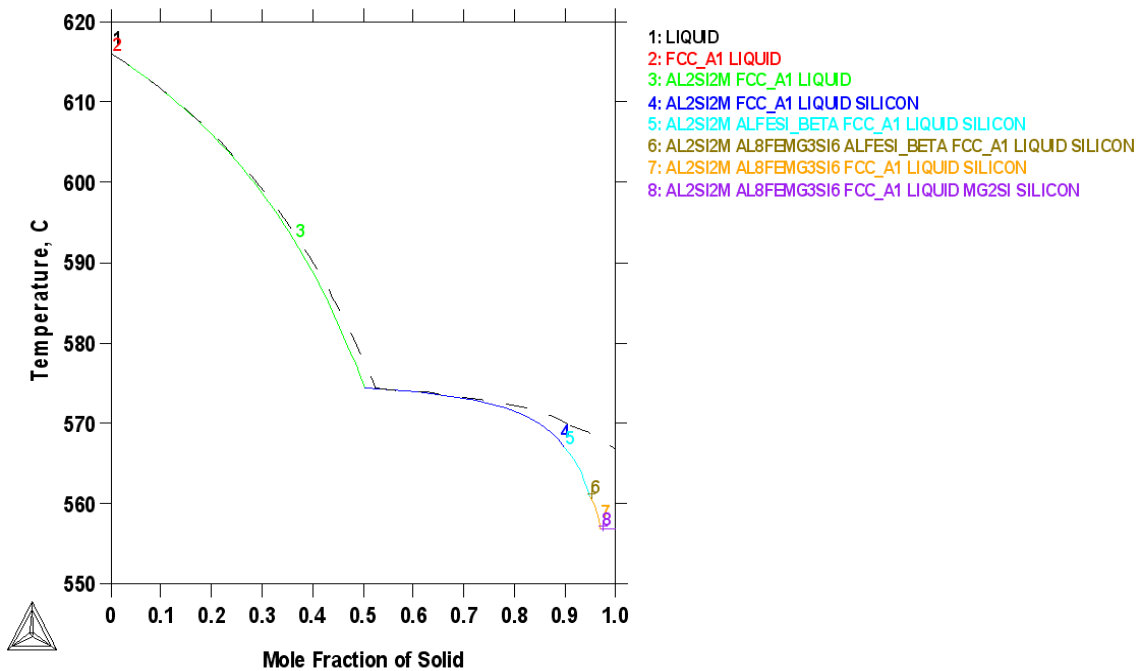


Abb. B - 31: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0300 wt% Ca & 0,0300 wt% Zr (TP\_CaZr1).

B.1.2.6 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Zr (TP\_CaZr2)

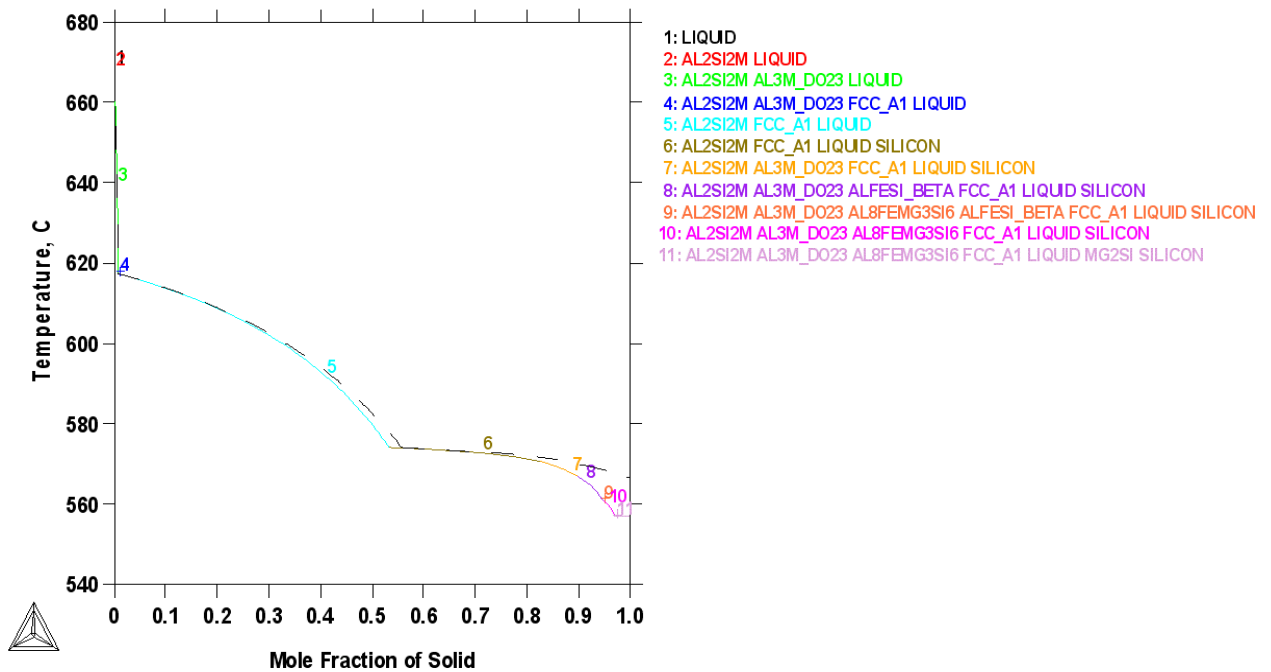


Abb. B - 32: TC simulierte Phasenausscheidungen der technisch reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% Zr (TP\_CaZr2).

# C Anhang kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP (realer Abguss)

## C.1 Chemische Analyse (kommerziell reine Al Si7Mg0.3)

### C.1.1 Referenzlegierung 3 (Ref\_CP)

Tabelle C - 1: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref\_CP).

<u>SAG Aluminium Lend GmbH</u>		Datum: 27.01.2014						
SAG Materials / LABOR		Zeit: 11:26:44						
ProbenNr: MUL - Hr. Fasching		Qualität						
Pr. Id. / Infos		Bemerkung AISi7Mg0,3 / Ref. Probe						
Dichteindex		Datum: 27.01.20						
		Zeit: 11:07:45						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn
Wert	% 7,7500	% 0,2178	% 0,0084	% 0,1632	% 0,2913	% 0,0033	% 0,0038	% 0,0206
	Ti	Ag	As	B	Ba	Be	Bi	Ca
Wert	% 0,0340	% 0,0001	% 0,0006	% 0,0003	% <0,0000	% 0,0002	% <0,0003	% 0,0001
	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	La	Li	Na
Wert	% 0,0001	% <0,0010	% 0,0001	% 0,0074	% 0,0013	% <0,0001	% 0,0000	% 0,0000
	P	Pb	Sb	Sc	Sn	Sr	V	Zr
Wert	% 0,0010	% 0,0018	% 0,0004	% <0,0001	% 0,0003	% <0,0001	% 0,0049	% 0,0008
	Al							
Wert	% 91,4880							

### C.1.2 Probenserie A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP

Tabelle C - 2: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ca1 (CP\_Ca1).

<u>SAG Aluminium Lend GmbH</u>		Datum: 09.04.2014						
SAG Materials / LABOR		Zeit: 08:26:44						
ProbenNr: MUL - Hr. Fasching		Qualität						
Pr. Id. / Infos		Bemerkung AISi7Mg0,3 / Ca 1						
Dichteindex		Datum: 09.04.20						
		Zeit: 08:05:54						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn
Wert	% 7,7200	% 0,2295	% 0,0082	% 0,1613	% 0,2793	% 0,0034	% 0,0036	% 0,0188
	Ti	Ag	As	B	Ba	Be	Bi	Ca
Wert	% 0,0344	% 0,0001	% 0,0010	% 0,0003	% 0,0000	% 0,0002	% <0,0003	% 0,0260
	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	La	Li	Na
Wert	% 0,0002	% <0,0010	% 0,0000	% 0,0082	% 0,0011	% <0,0001	% 0,0000	% <0,0000
	P	Pb	Sb	Sc	Sn	Sr	V	Zr
Wert	% 0,0009	% 0,0017	% 0,0003	% <0,0001	% 0,0003	% <0,0001	% 0,0058	% 0,0006
	Al							
Wert	% 91,4960							



Tabelle C - 3: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ca2 (CP\_Ca2).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 09.04.2014  
Zeit: 08:27:35

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AISi7Mg0,3 / Ca 2

Datum: 09.04.20  
Zeit: 08:08:31

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,8500	0,2485	0,0083	0,1637	0,2837	0,0037	0,0044	0,0203
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0350	0,0001	0,0011	0,0003	0,0000	0,0002	<0,0003	>0,0480
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0002	<0,0010	0,0000	0,0093	0,0012	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0010	0,0019	0,0003	<0,0001	0,0005	0,0002	0,0064	0,0014
	Al %							
Wert	91,1040							

Tabelle C - 4: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ti1 (CP\_Ti1).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 27.01.2014  
Zeit: 11:27:42

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AISi7Mg0,3 / Ti 1

Datum: 27.01.20  
Zeit: 11:10:26

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,7100	0,2189	0,0084	0,1636	0,2890	0,0034	0,0038	0,0203
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0337	0,0001	0,0008	0,0002	<0,0000	0,0003	<0,0003	0,0001
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0001	<0,0010	0,0001	0,0079	0,0013	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0009	0,0018	0,0005	<0,0001	0,0003	<0,0001	0,0693	0,0008
	Al %							
Wert	91,4650							

Tabelle C - 5: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Ti2 (CP\_Ti2).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 27.01.2014  
Zeit: 11:28:18

ProbenNr.: MUL - Hr. Fasching Pr. Id. / Infos Dichteindex		Qualität Bemerkung AISi7Mg0,3 / Ti 2							Datum: 27.01.20 Zeit: 11:14:27
Wert	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %	
	7,8000	0,2306	0,0083	0,1653	0,3019	0,0042	0,0044	0,0210	
Wert	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %	
	0,1664	0,0001	0,0007	0,0003	<0,0000	0,0003	<0,0003	0,0002	
Wert	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %	
	0,0001	<0,0010	0,0001	0,0097	0,0013	<0,0001	0,0000	0,0000	
Wert	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %	
	0,0011	0,0020	0,0003	<0,0001	0,0003	<0,0001	0,0770	0,0008	
Wert	Al %								
	91,2060								

Tabelle C - 6: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung V1 (CP\_V1).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 27.01.2014  
Zeit: 11:30:10

ProbenNr.: MUL - Hr. Fasching Pr. Id. / Infos Dichteindex		Qualität Bemerkung AISi7Mg0,3 / V 1							Datum: 27.01.20 Zeit: 11:23:03
Wert	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %	
	7,6800	0,2181	0,0082	0,1637	0,2938	0,0034	0,0037	0,0196	
Wert	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %	
	0,0341	0,0001	0,0007	0,0002	<0,0000	0,0003	<0,0003	0,0001	
Wert	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %	
	0,0001	<0,0010	0,0001	0,0073	0,0013	<0,0001	0,0000	<0,0000	
Wert	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %	
	0,0010	0,0019	0,0004	<0,0001	0,0003	<0,0001	0,0785	0,0008	
Wert	Al %								
	91,4780								

Tabelle C - 7: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung V2 (CP\_V2).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 27.01.2014  
Zeit: 11:30:40

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AISi7Mg0,3 / V 2

Datum: 27.01.20  
Zeit: 11:25:33

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,4900	0,2206	0,0082	0,1597	0,2953	0,0032	0,0039	0,0194
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0317	0,0001	0,0007	0,0002	<0,0000	0,0003	0,0003	0,0002
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0002	<0,0010	0,0001	0,0076	0,0013	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0010	0,0018	0,0004	<0,0001	0,0003	<0,0001	>0,1200	0,0008
Wert	Al %							
	91,4800							

Tabelle C - 8: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Zr1 (CP\_Zr1).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 27.01.2014  
Zeit: 11:28:57

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AISi7Mg0,3 / Zr 1

Datum: 27.01.20  
Zeit: 11:17:12

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,6100	0,2107	0,0081	0,1597	0,2798	0,0033	0,0042	0,0200
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0347	0,0001	0,0007	0,0002	0,0001	0,0002	<0,0003	0,0001
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0001	<0,0010	0,0001	0,0076	0,0013	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0010	0,0017	0,0005	<0,0001	0,0008	<0,0001	0,0056	0,0325
Wert	Al %							
	91,6120							

Tabelle C - 9: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung Zr2 (CP\_Zr2).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 27.01.2014  
Zeit: 11:29:37

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung: AlSi7Mg0,3 / Zr 2

Datum: 27.01.20  
Zeit: 11:19:49

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,6900	0,2232	0,0083	0,1639	0,2827	0,0059	0,0081	0,0226
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0334	0,0001	0,0007	0,0002	0,0004	0,0002	<0,0003	0,0004
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0001	<0,0010	0,0001	0,0075	0,0013	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0010	0,0018	0,0006	<0,0001	0,0034	<0,0001	0,0059	0,2962
	Al %							
Wert	91,2450							

### C.1.3 Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP

Tabelle C - 10: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaTi2 (CP\_CaTi2).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 09.04.2014  
Zeit: 08:27:55

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung: AlSi7Mg0,3 / CaTi 2

Datum: 09.04.20  
Zeit: 08:10:45

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,5200	0,2594	0,0081	0,1660	0,2824	0,0044	0,0051	0,0214
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,2631	0,0002	0,0013	0,0002	0,0000	0,0002	0,0003	>0,0480
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0002	<0,0010	0,0001	0,0118	0,0012	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0003	0,0021	0,0003	<0,0001	0,0007	0,0003	0,0196	0,0012
	Al %							
Wert	91,1140							

**Tabelle C - 11: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaV1 (CP\_CaV1).**

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 09.04.2014  
Zeit: 08:28:17

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AlSi7Mg0,3 / CaV 1

Datum: 09.04.20  
Zeit: 08:13:21

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,6900	0,2152	0,0083	0,1617	0,2918	0,0035	0,0037	0,0185
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0337	0,0001	0,0012	0,0003	<0,0000	0,0002	<0,0003	0,0241
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0002	<0,0010	0,0000	0,0082	0,0011	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0008	0,0018	0,0003	<0,0001	0,0003	<0,0001	0,0359	0,0006
	Al %							
Wert	91,4960							

**Tabelle C - 12: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaV2 (CP\_CaV2).**

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 09.04.2014  
Zeit: 08:28:41

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AlSi7Mg0,3 / CaV 2

Datum: 09.04.20  
Zeit: 08:15:41

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,5000	0,2322	0,0083	0,1610	0,3033	0,0033	0,0042	0,0193
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0310	0,0001	0,0012	0,0002	0,0000	0,0003	<0,0003	>0,0480
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0002	<0,0010	0,0001	0,0095	0,0011	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0006	0,0019	0,0003	<0,0001	0,0005	0,0002	>0,1200	0,0008
	Al %							
Wert	91,2650							

Tabelle C - 13: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaZr1 (CP\_CaZr1).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 09.04.2014  
Zeit: 08:29:06

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AlSi7Mg0,3 / CaZr 1

Datum: 09.04.20  
Zeit: 08:18:27

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,7700	0,2247	0,0082	0,1617	0,2763	0,0038	0,0039	0,0183
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0337	0,0001	0,0009	0,0003	0,0000	0,0002	<0,0003	0,0184
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0002	<0,0010	0,0000	0,0083	0,0011	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0009	0,0017	0,0003	<0,0001	0,0005	<0,0001	0,0054	0,0213
	Al %							
Wert	91,4430							

Tabelle C - 14: Chemische Analyse der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Legierung CaZr2 (CP\_CaZr2).

SAG Aluminium Lend GmbH  
SAG Materials / LABOR

Datum: 09.04.2014  
Zeit: 08:29:30

ProbenNr: MUL - Hr. Fasching  
Pr. Id. / Infos  
Dichteindex

Qualität  
Bemerkung AlSi7Mg0,3 / CaZr 2

Datum: 09.04.20  
Zeit: 08:21:00

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %
Wert	7,6900	0,2402	0,0081	0,1652	0,2809	0,0087	0,0075	0,0213
	Ti %	Ag %	As %	B %	Ba %	Be %	Bi %	Ca %
Wert	0,0340	0,0001	0,0012	0,0003	0,0004	0,0002	<0,0003	>0,0480
	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	Hg %	La %	Li %	Na %
Wert	0,0002	<0,0010	0,0001	0,0092	0,0012	<0,0001	0,0000	<0,0000
	P %	Pb %	Sb %	Sc %	Sn %	Sr %	V %	Zr %
Wert	0,0009	0,0019	0,0005	<0,0001	0,0061	0,0002	0,0067	0,2570
	Al %							
Wert	91,0320							

## C.2 TC – Phasenausscheidungen (kommerziell reine Al Si7Mg0.3)

### C.2.1 Referenzlegierung 3 (Ref\_CP)

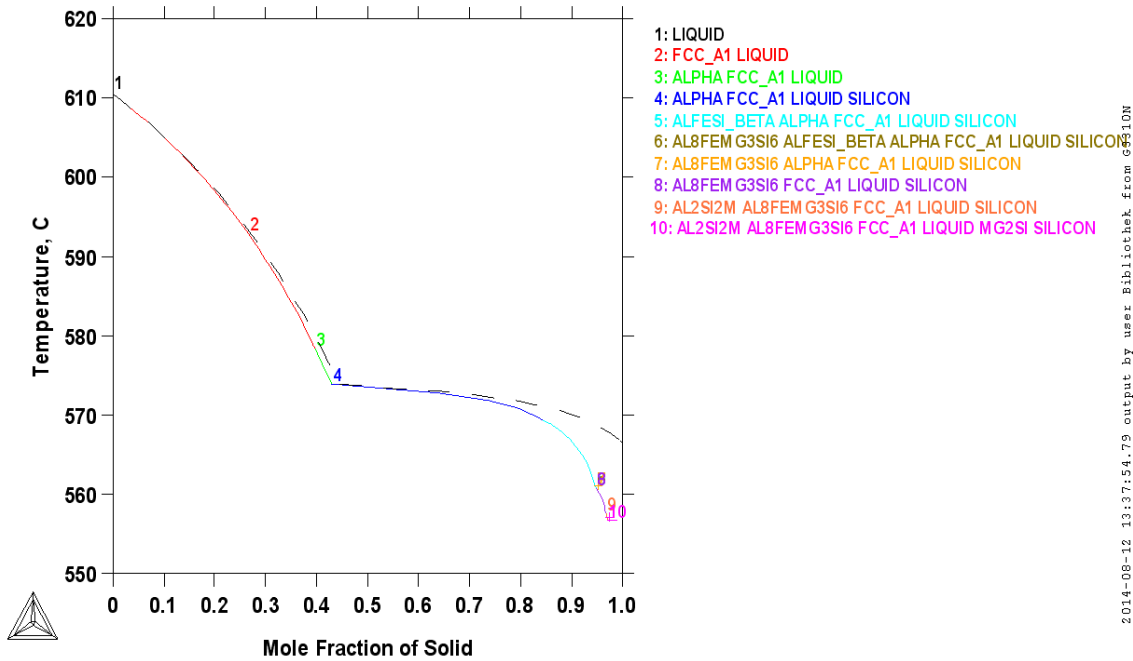


Abb. C - 1: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref\_CP).

#### C.2.1.1 Phasenanteile

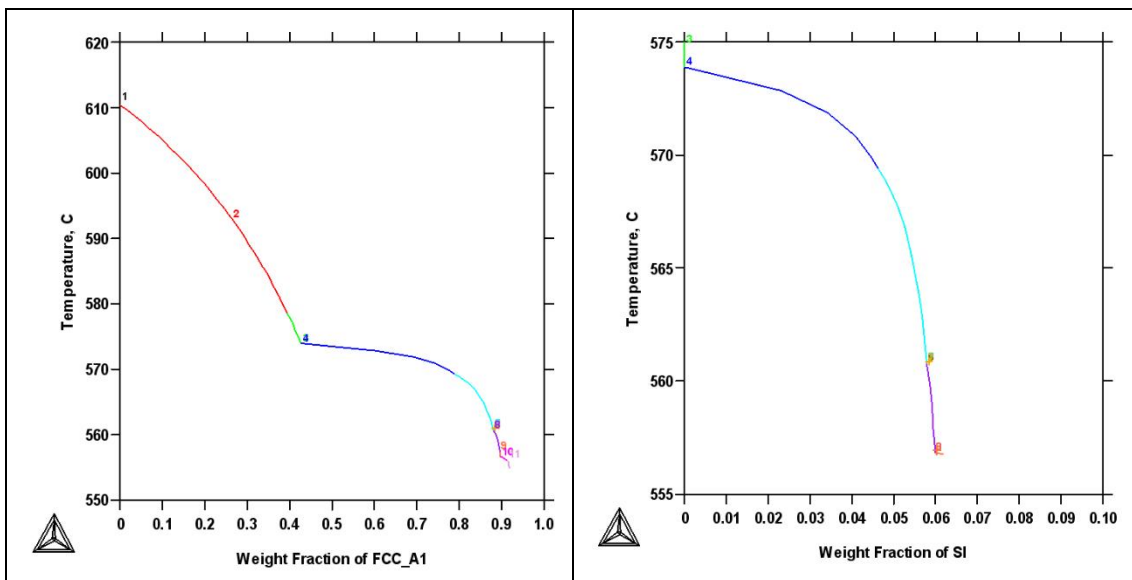


Abb. C - 2: TC-Simulation, Referenzlegierung 3 (Ref\_CP), Festanteil von  $\alpha$ -Al

Abb. C - 3: TC-Simulation, Referenzlegierung 3 (Ref\_CP), Festanteil von Si

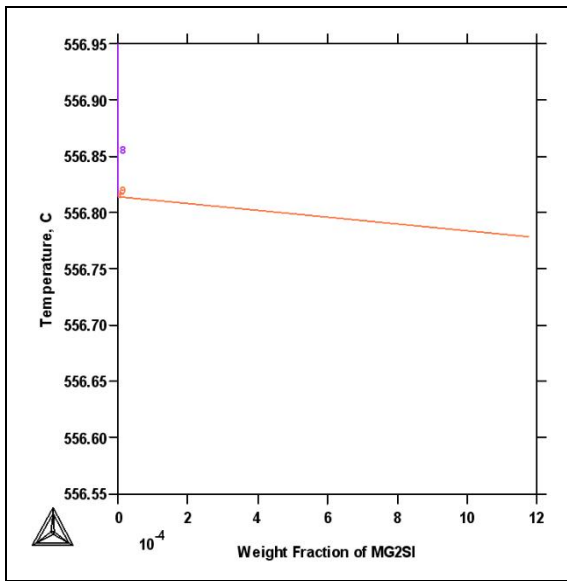


Abb. C - 4: TC-Simulation, Referenz-  
legierung 3 (Ref\_CP),  
Festanteil von Mg<sub>2</sub>Si

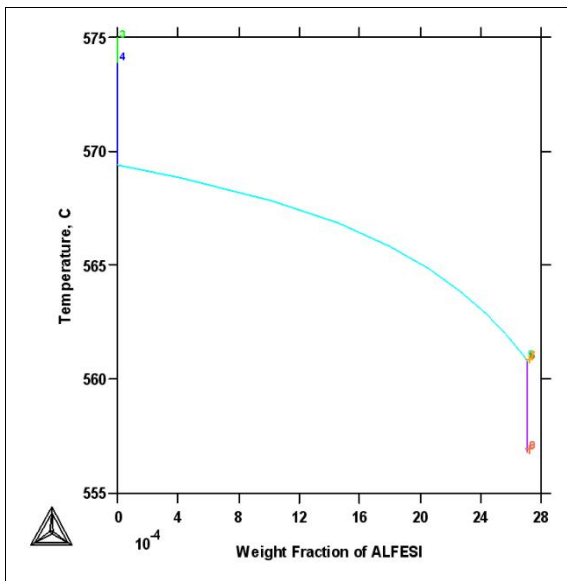


Abb. C - 5: TC-Simulation, Referenz-  
legierung 3 (Ref\_CP),  
Festanteil von  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi

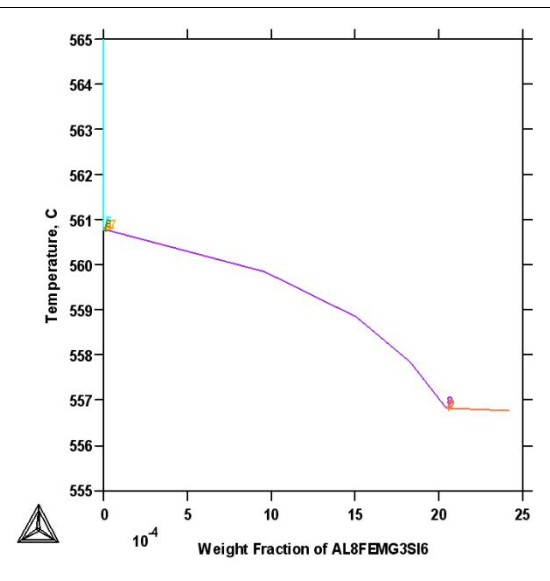


Abb. C - 6: TC-Simulation, Referenz-  
legierung 3 (Ref\_CP),  
Festanteil von  $\pi$ -Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>



## C.2.2 Probenserie A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP

### C.2.2.1 Al Si7Mg0.3 + 0,0260 wt% Ca (CP\_Ca1)

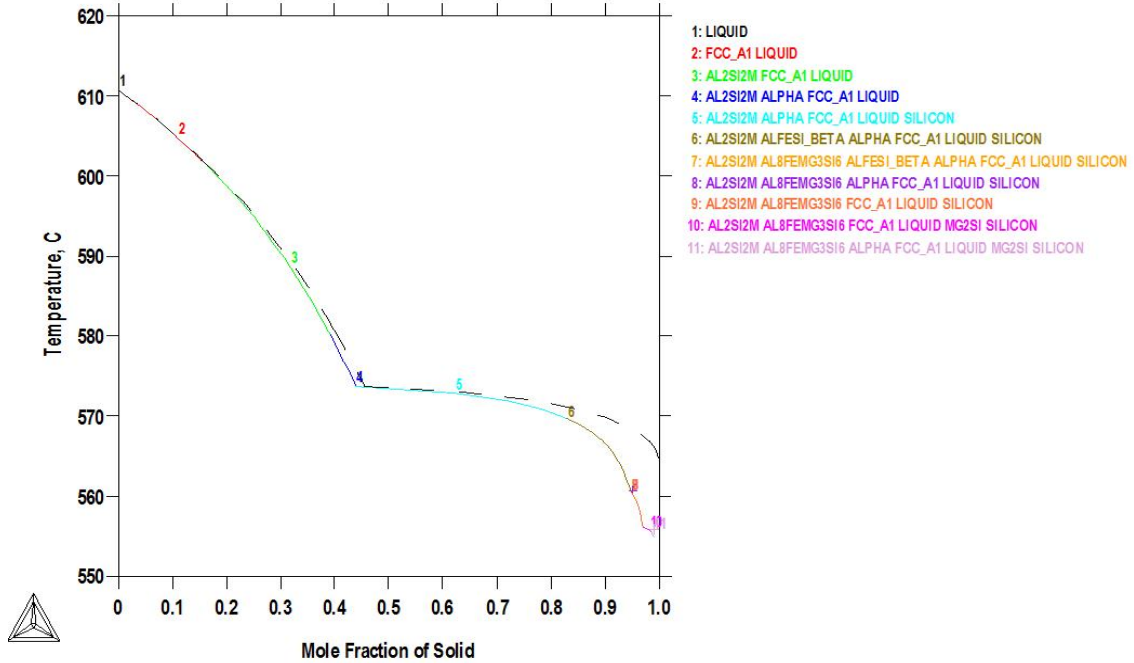


Abb. C - 7: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0260 wt% Ca (CP\_Ca1).

### C.2.2.2 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca (CP\_Ca2)

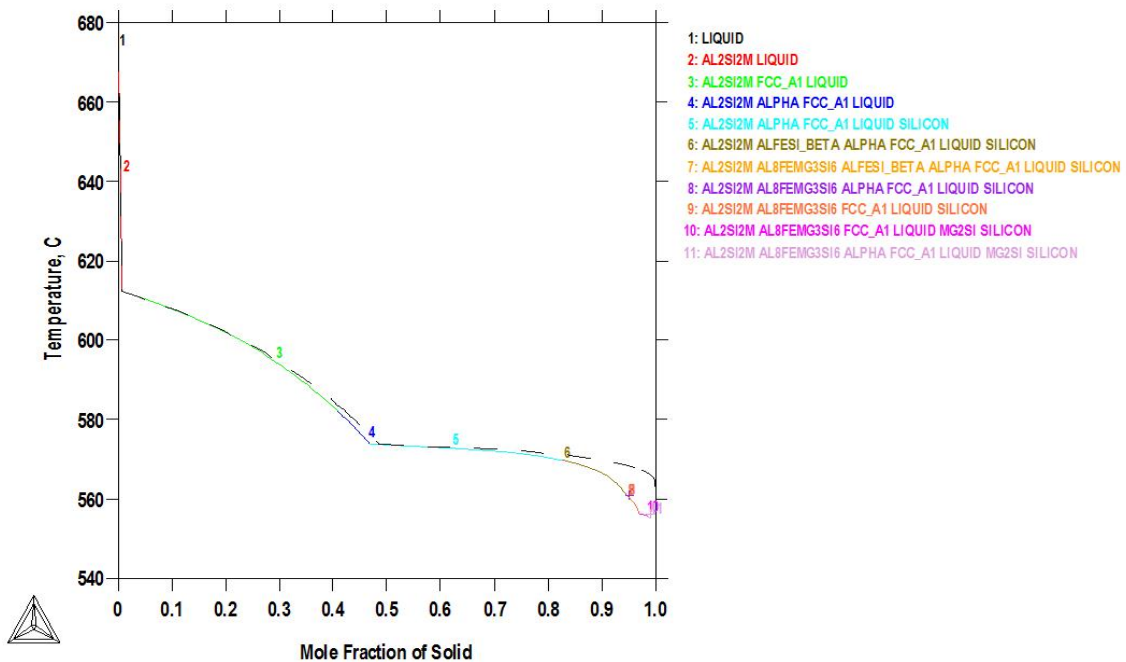


Abb. C - 8: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca (CP\_Ca2).

C.2.2.3 Al Si7Mg0.3 + 0,0337 wt% Ti (CP\_Ti1)

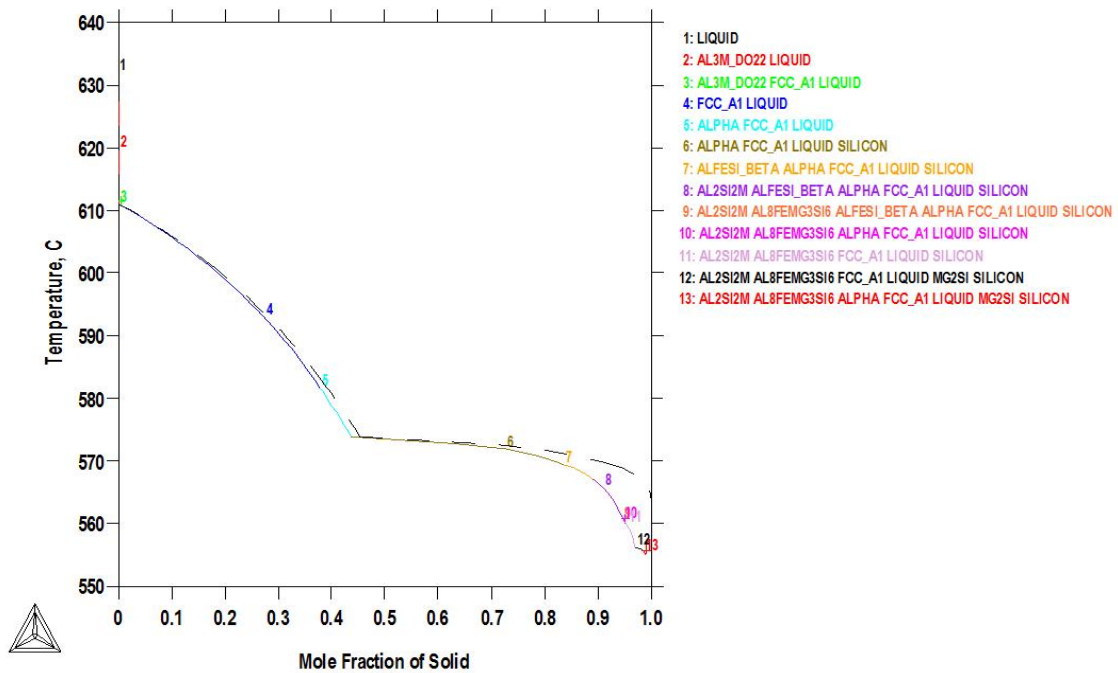


Abb. C - 9: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0337 wt% Ti (CP\_Ti1).

C.2.2.4 Al Si7Mg0.3 + 0,1664 wt% Ti (CP\_Ti2)

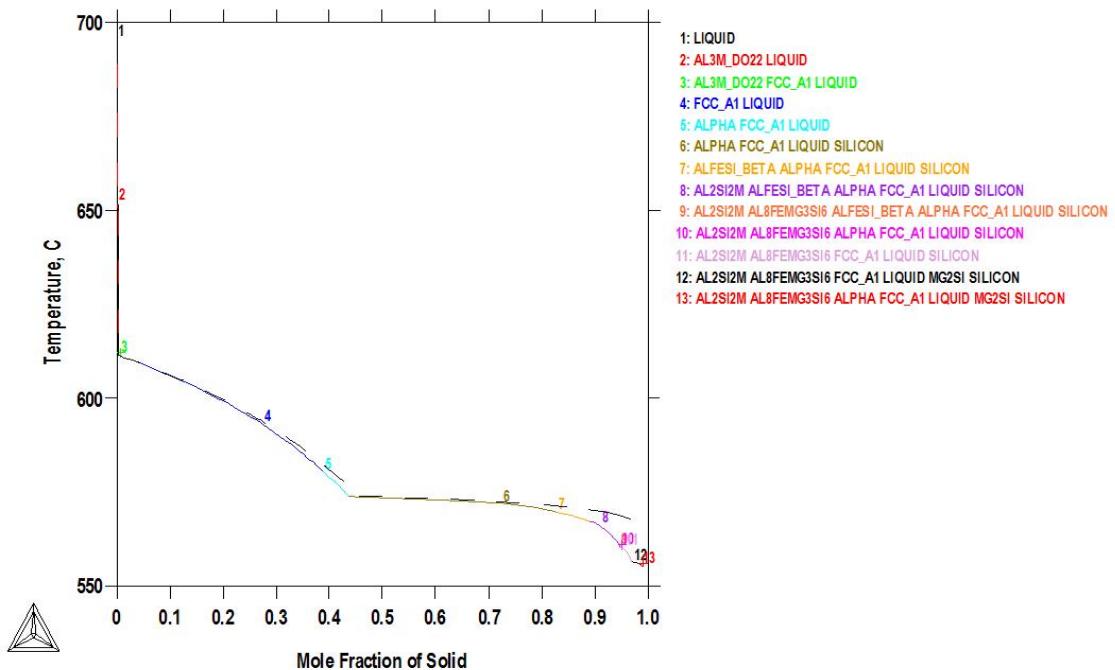


Abb. C - 10: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,1664 wt% Ti (CP\_Ti2).

C.2.2.5 Al Si7Mg0.3 + 0,0785 wt% V (CP\_V1)

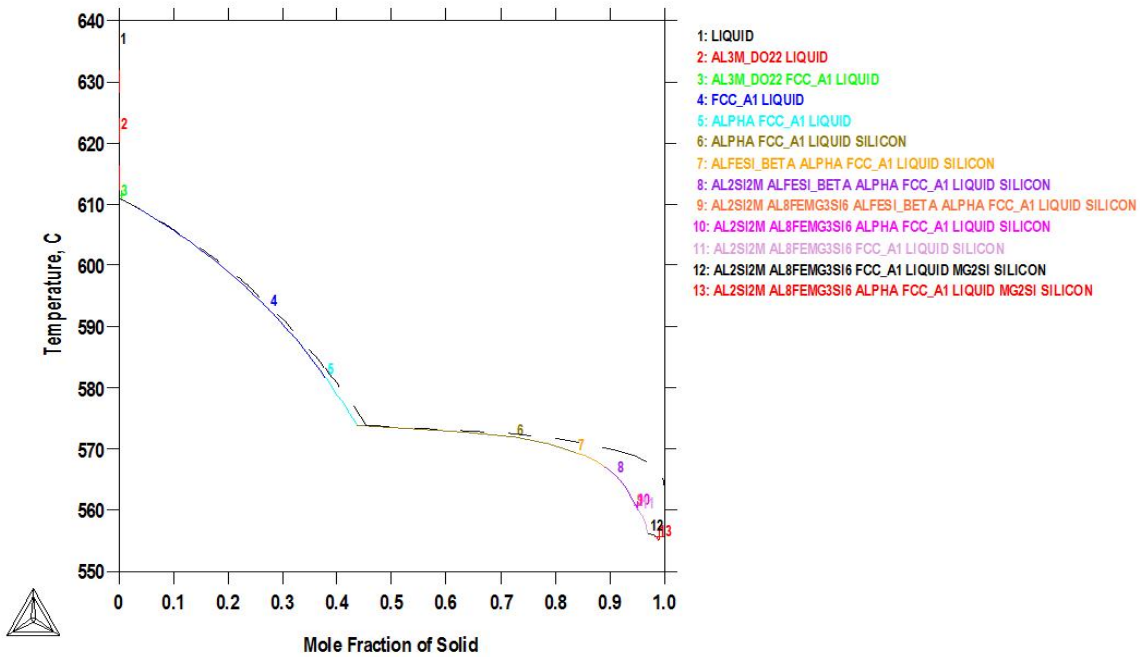


Abb. C - 11: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0785 wt% V (CP\_V1).

C.2.2.6 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% V (CP\_V2)

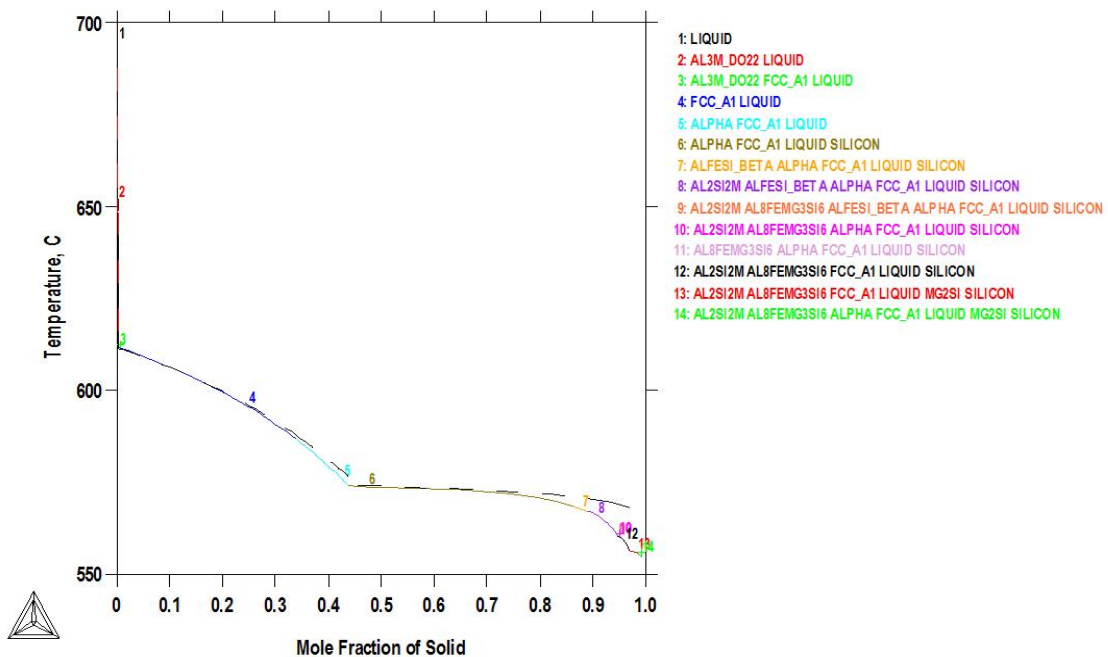


Abb. C - 12: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% V (CP\_V2).

C.2.2.7 Al Si7Mg0.3 + 0,0325 wt% Zr (CP\_Zr1)

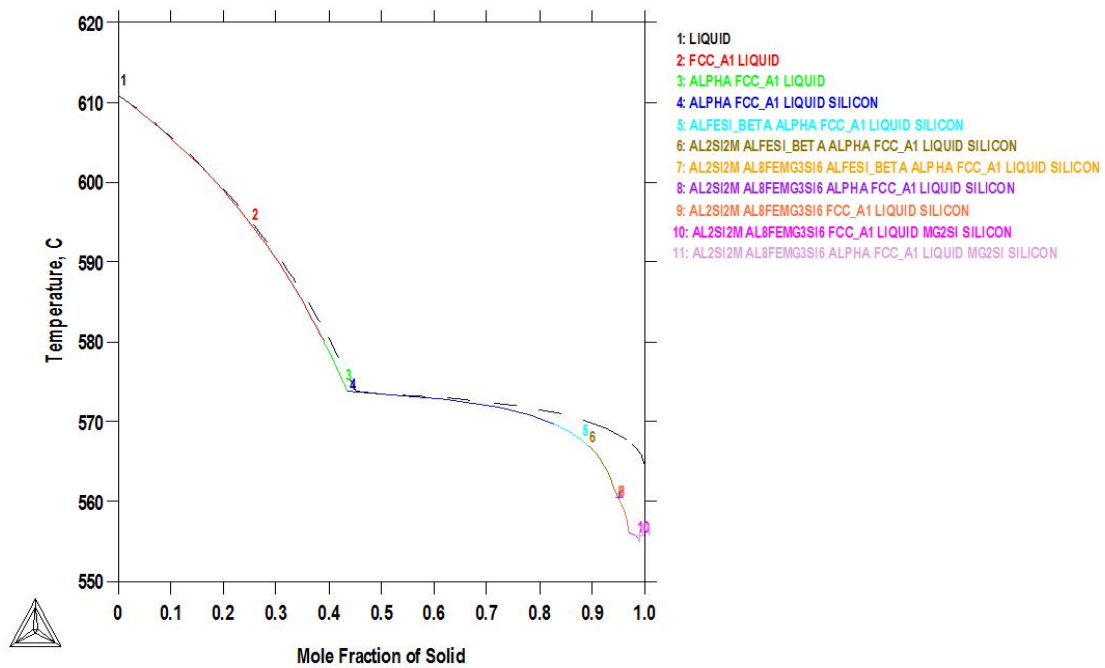


Abb. C - 13: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0785 wt% V (CP\_V1).

C.2.2.8 Al Si7Mg0.3 + 0,2962 wt% Zr (CP\_Zr2)

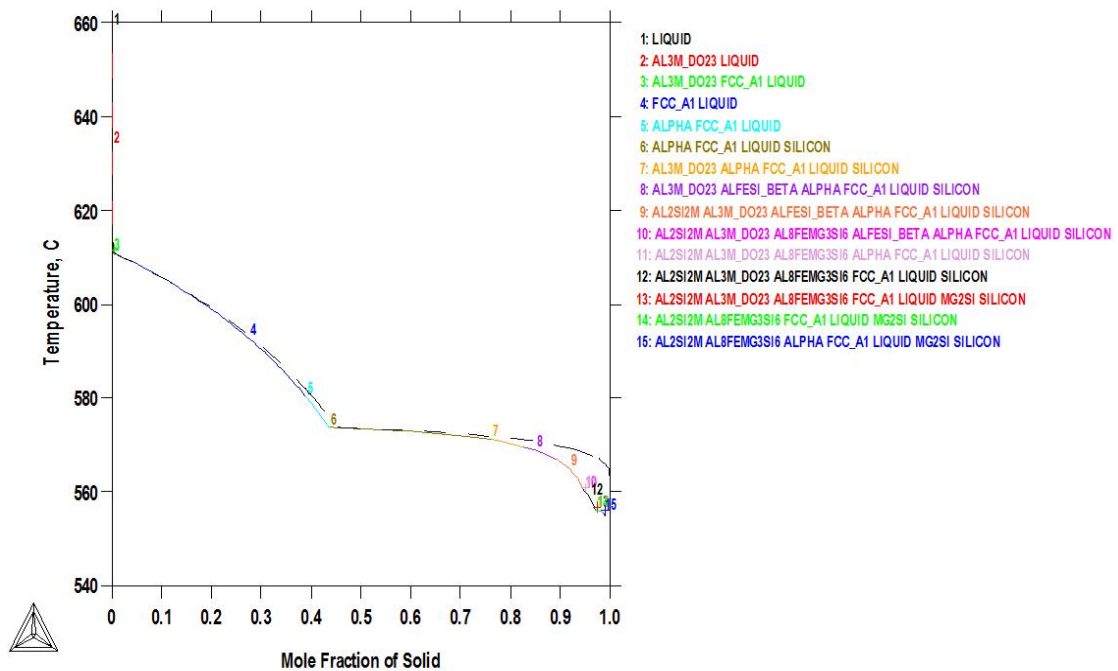


Abb. C - 14: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% V (CP\_V2).

### C.2.3 Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP

#### C.2.3.1 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,2631 wt% Ti (CP\_CaTi2)

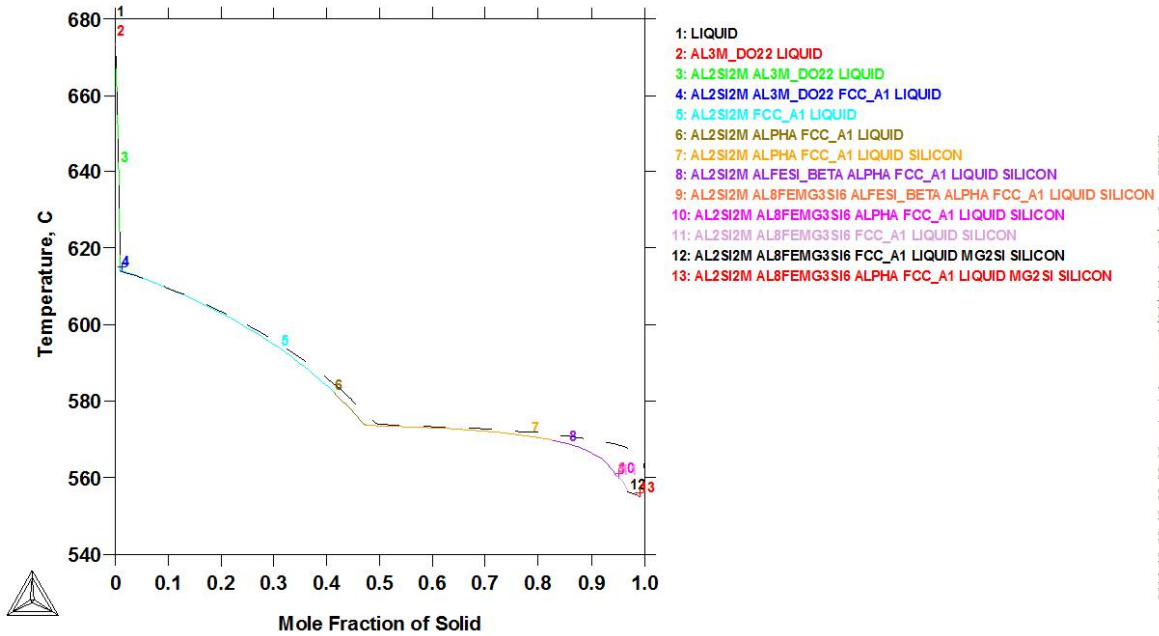


Abb. C - 15: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,2631 wt% Ti (CP\_CaTi2).

#### C.2.3.2 Al Si7Mg0.3 + 0,0241 wt% Ca & 0,0359 wt% V (CP\_CaV1)

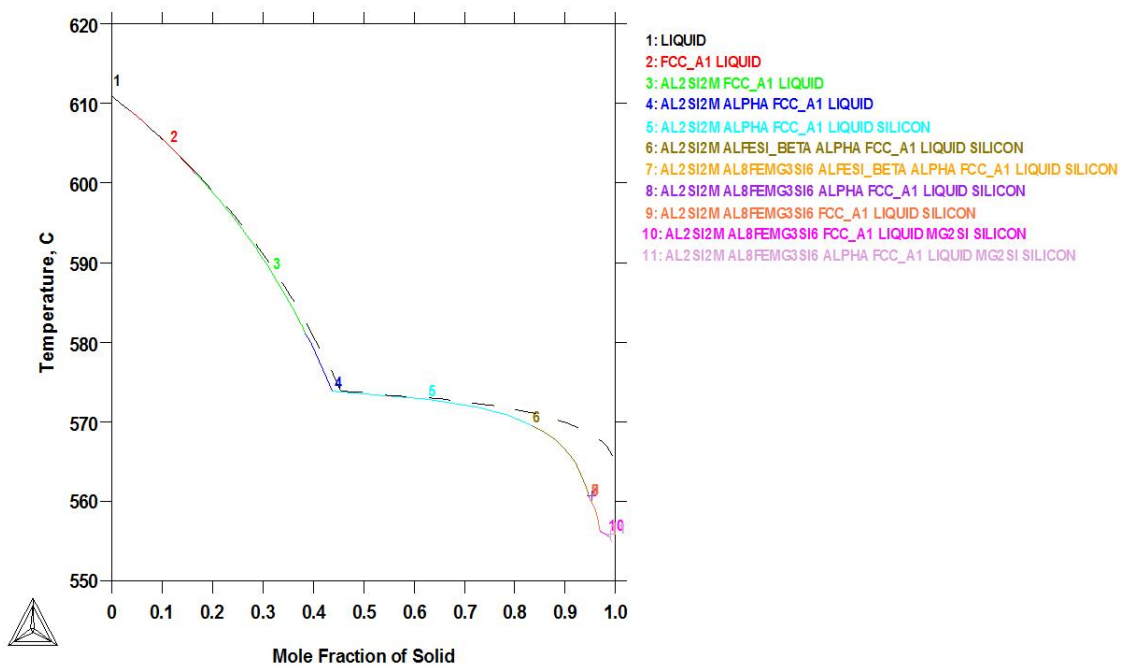


Abb. C - 16: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0241 wt% Ca & 0,0359 wt% V (CP\_CaV1).

C.2.3.3 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (CP\_CaV2)

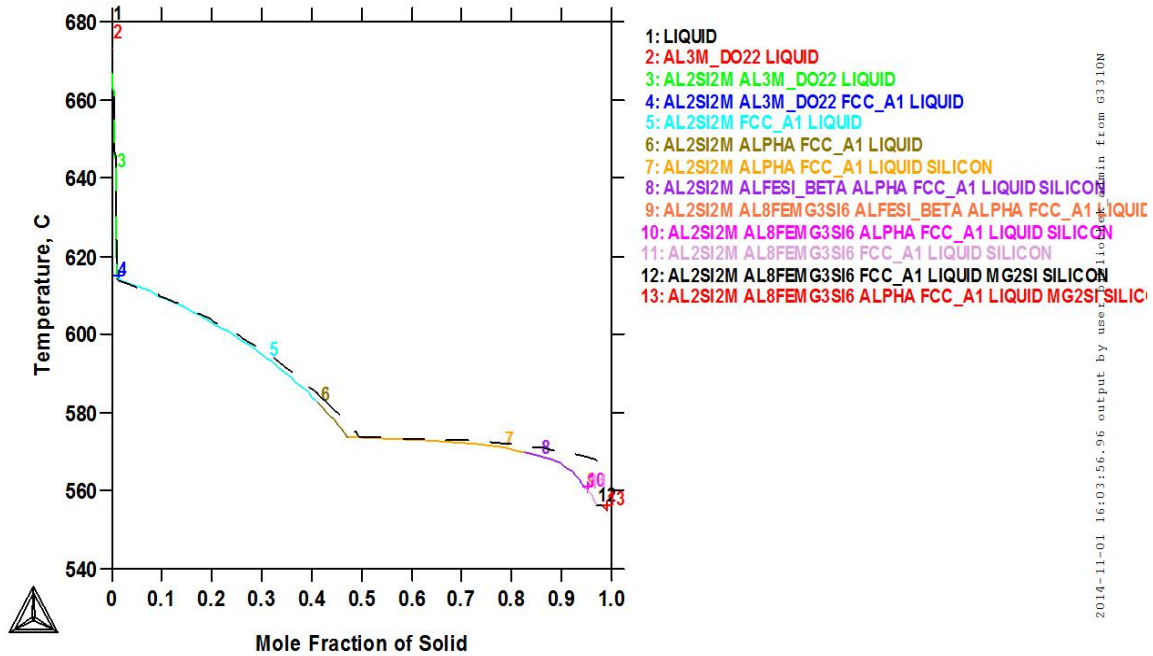


Abb. C - 17: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (CP\_CaV2).



C.2.3.4 Al Si7Mg0.3 + 0,0184 wt% Ca & 0,0213 wt% Zr (CP\_CaZr1)

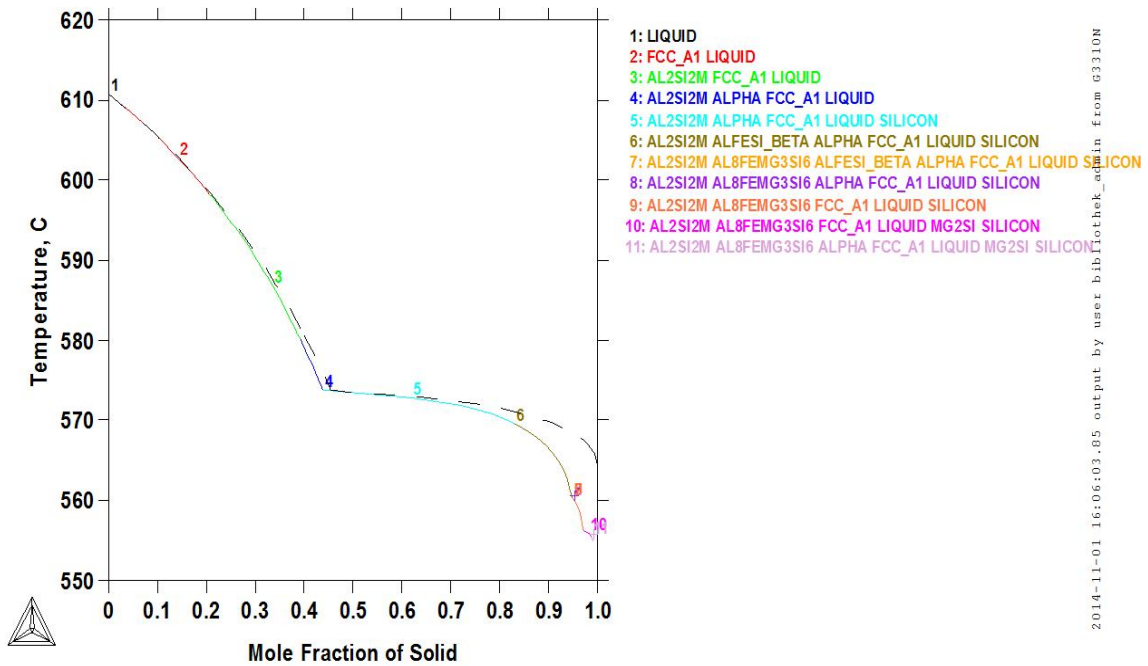


Abb. C - 18: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,0184 wt% Ca & 0,0213 wt% Zr (CP\_CaZr1).

C.2.3.5 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,2570 wt% Zr (CP\_CaZr2)

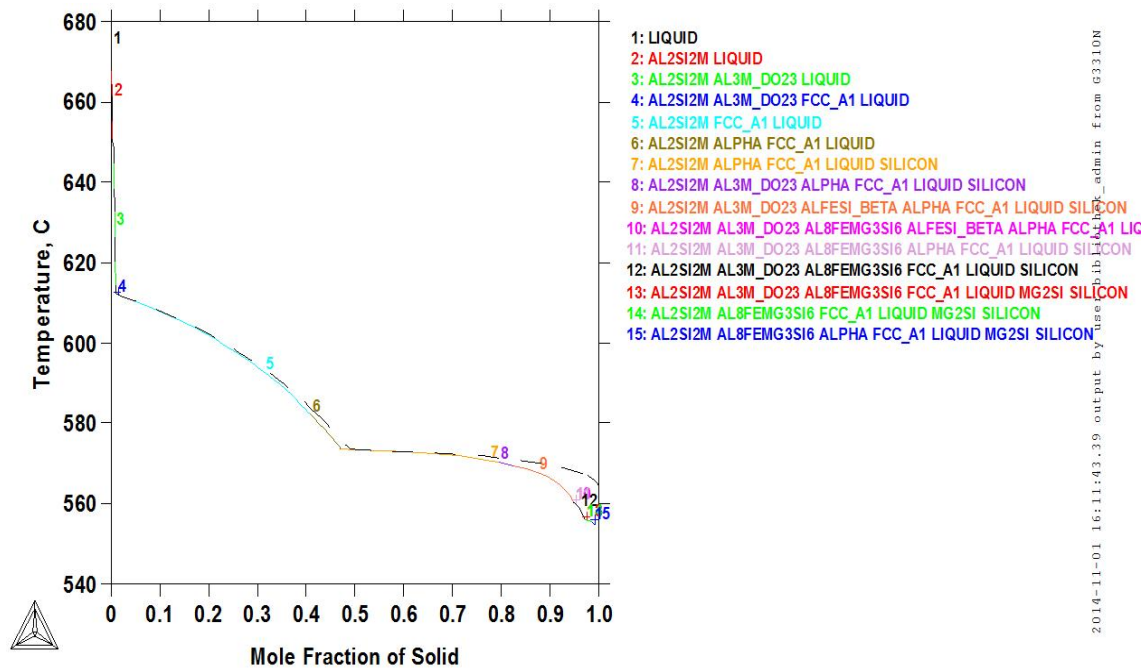


Abb. C - 19: TC simulierte Phasenausscheidungen der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung mit 0,3000 wt% Ca & 0,2570 wt% Zr (CP\_CaZr2).

### C.3 Thermische Analyse (kommerziell reine Al Si7Mg0.3)

#### C.3.1 Referenzlegierung 3 (Ref\_CP)

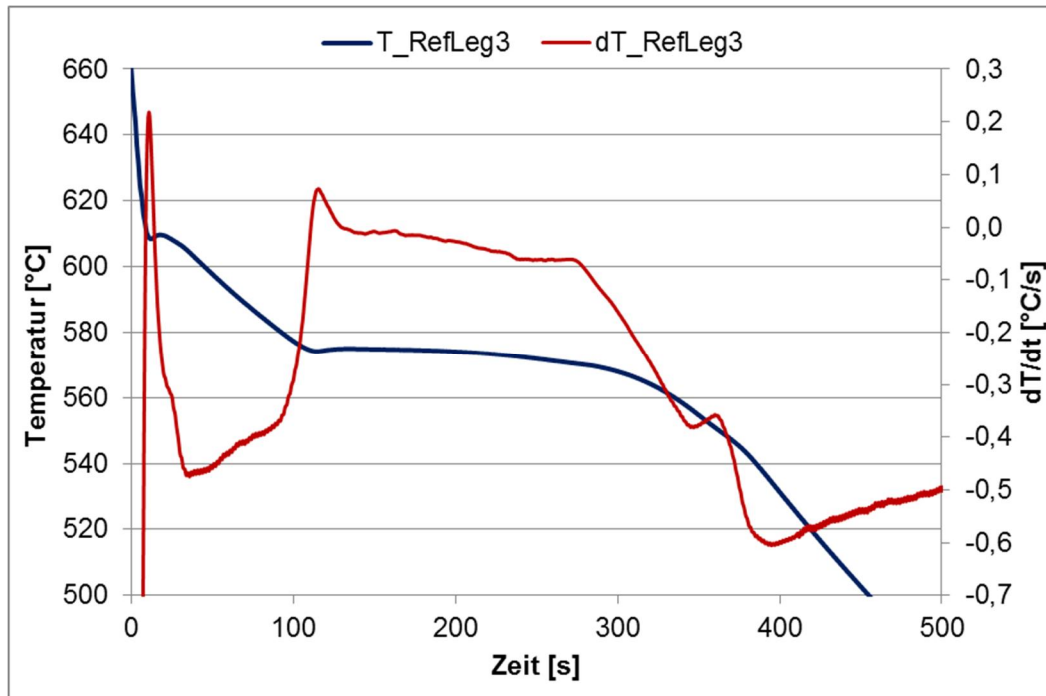


Diagramm C - 1: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Referenzlegierung (Ref\_CP).



**C.3.2 Probenserie A – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP**

**C.3.2.1 Al Si7Mg0.3 + 0,0260 wt% Ca (CP\_Ca1)**

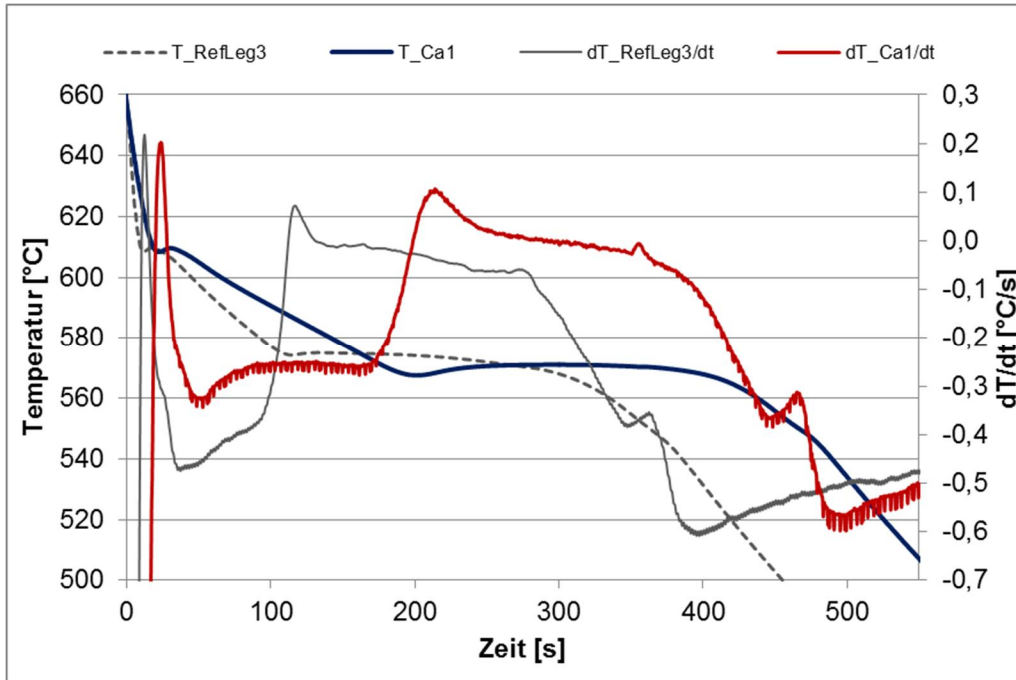


Diagramm C - 2: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,0260 wt% Ca (CP\_Ca1).

**C.3.2.2 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca (CP\_Ca2)**

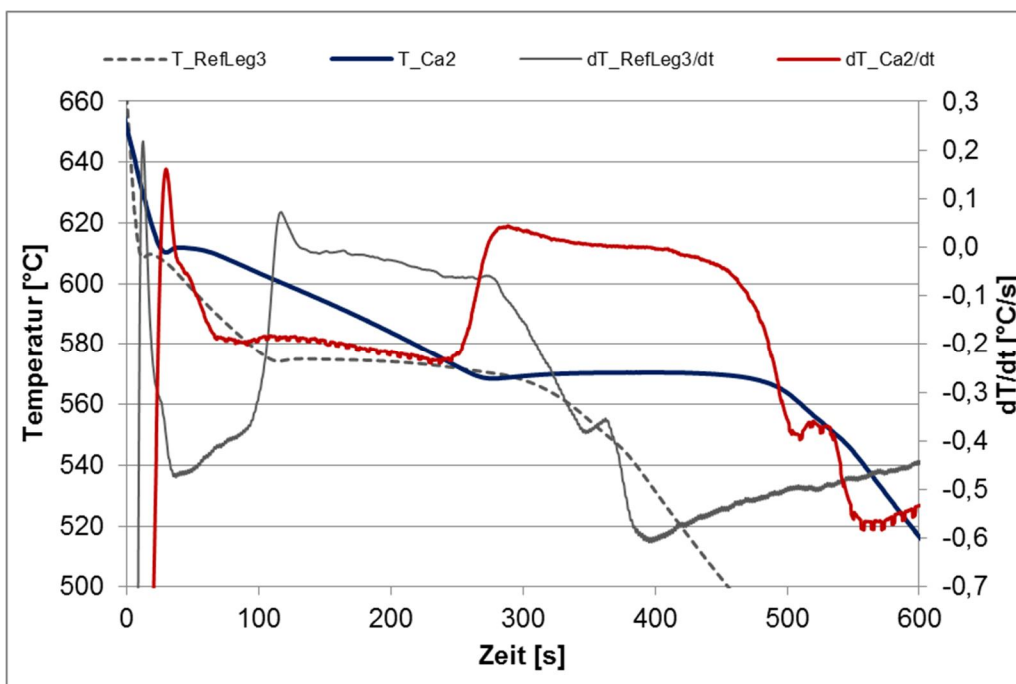


Diagramm C - 3: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,3000 wt% Ca (CP\_Ca2).

**C.3.2.3 Al Si7Mg0.3 + 0,0337 wt% Ti (CP\_Ti1)**

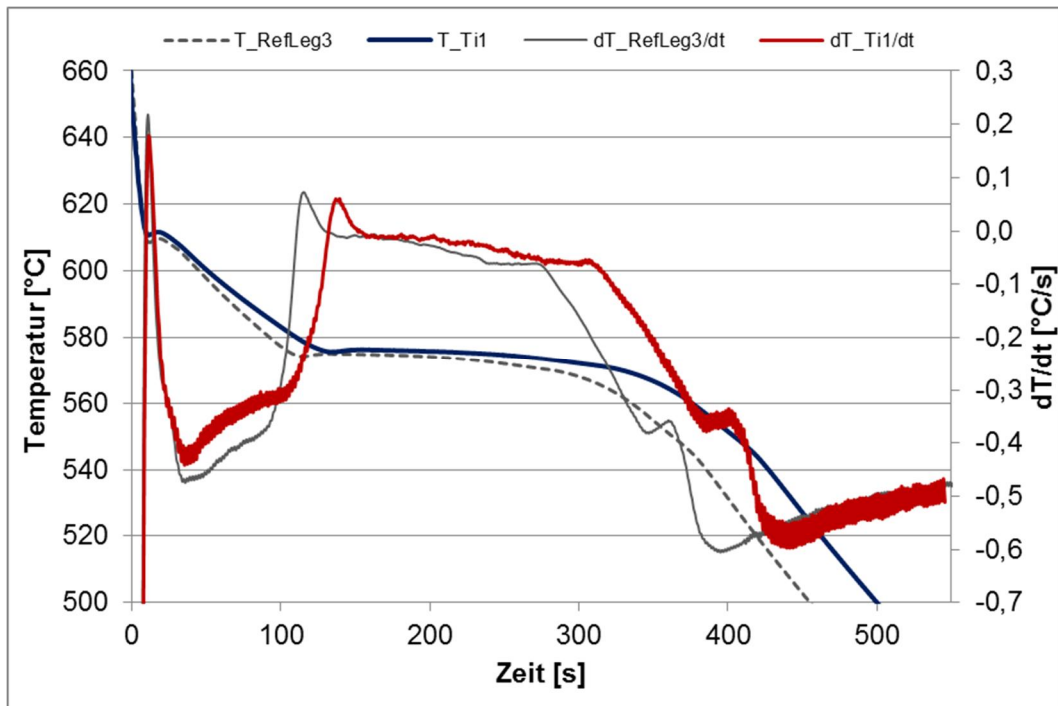


Diagramm C - 4: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,0337 wt% Ti (CP\_Ti1).

**C.3.2.4 Al Si7Mg0.3 + 0,1664 wt% Ti (CP\_Ti2)**

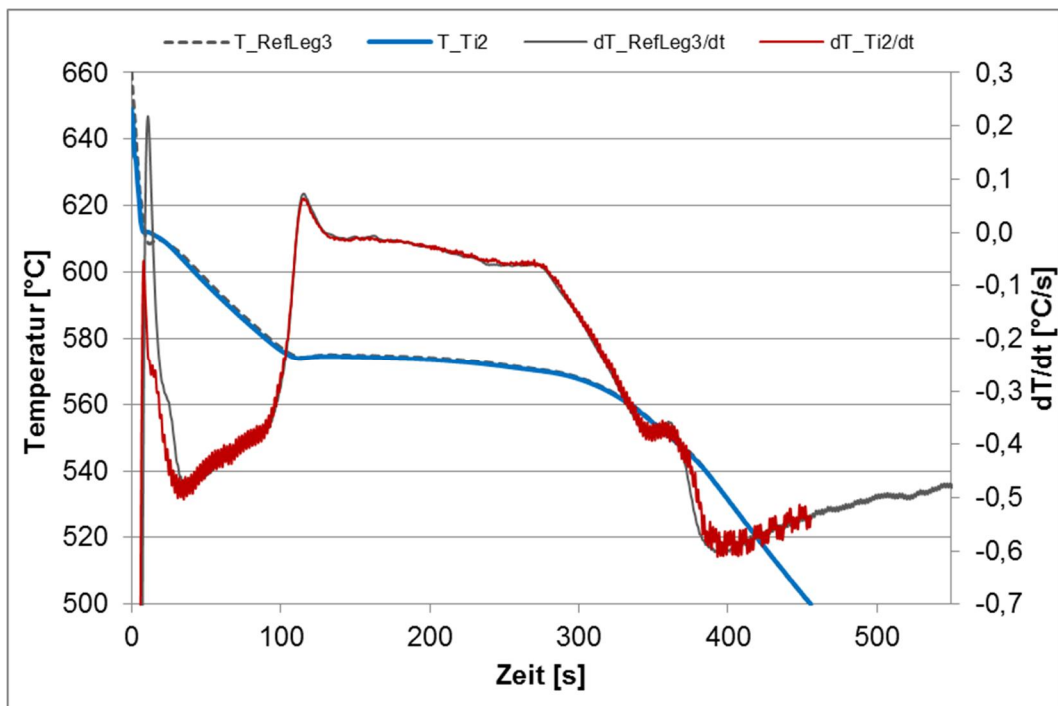


Diagramm C - 5: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,1664 wt% Ti (CP\_Ti2).

**C.3.2.5 Al Si7Mg0.3 + 0,0785 wt% V (CP\_V1)**

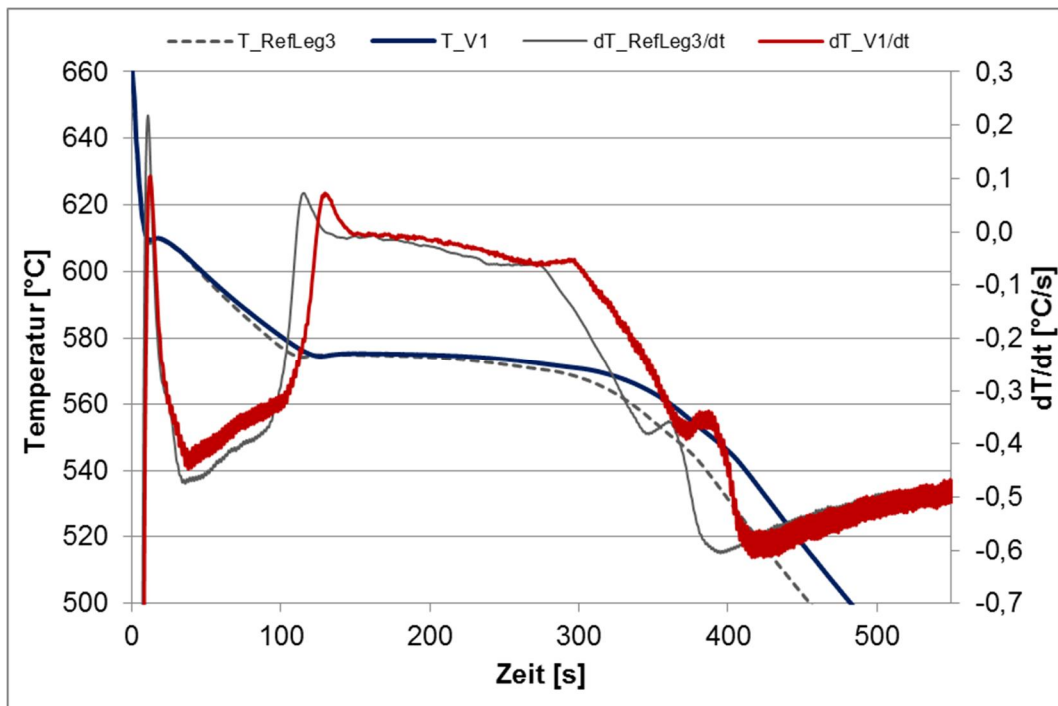


Diagramm C - 6: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,0785 wt% V (CP\_V1).

**C.3.2.6 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% V (CP\_V2)**

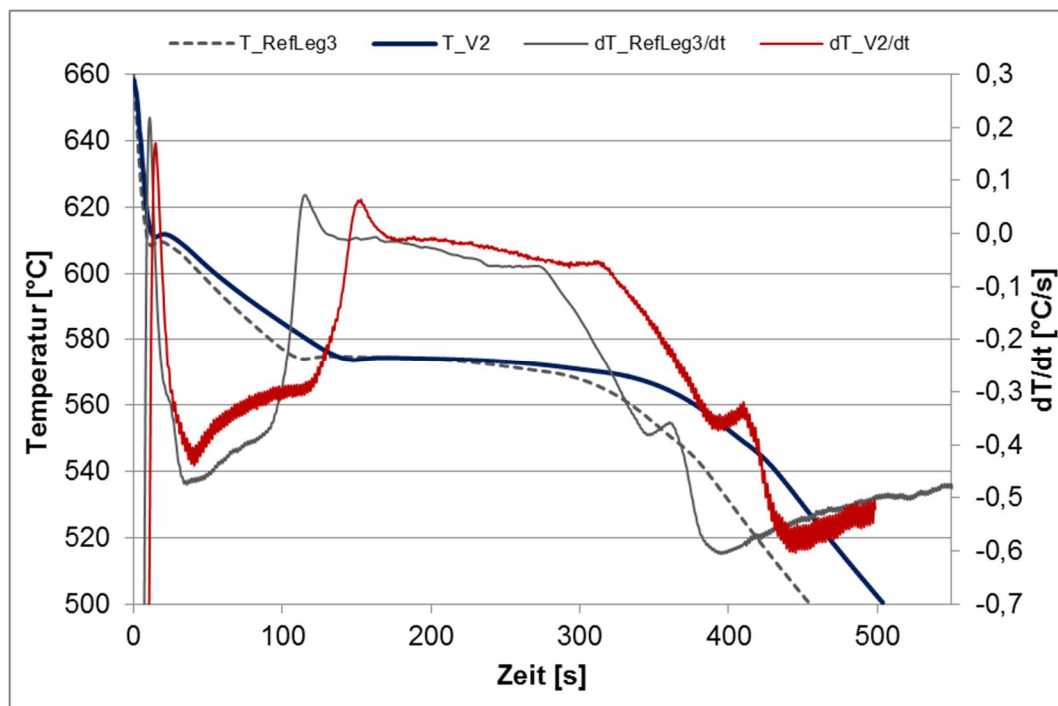


Diagramm C - 7: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,3000 wt% V (CP\_V2).

**C.3.2.7 Al Si7Mg0.3 + 0,0325 wt% Zr (CP\_Zr1)**

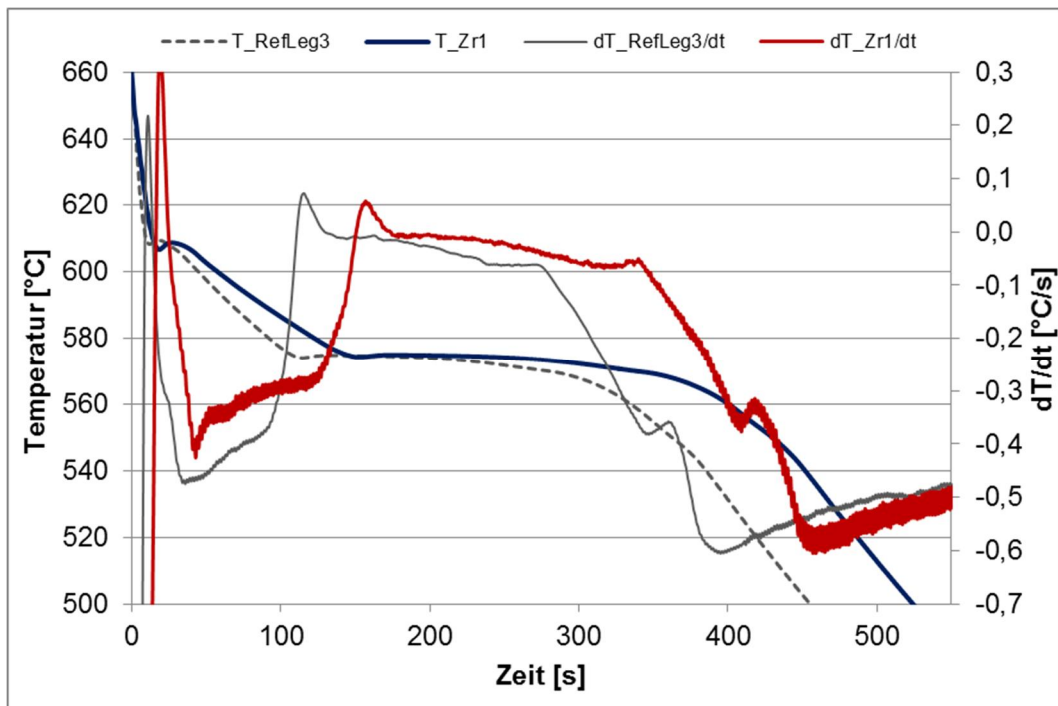


Diagramm C - 8: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,0325 wt% Zr (CP\_Zr1).

**C.3.2.8 Al Si7Mg0.3 + 0,2962 wt% Zr (CP\_Zr2)**

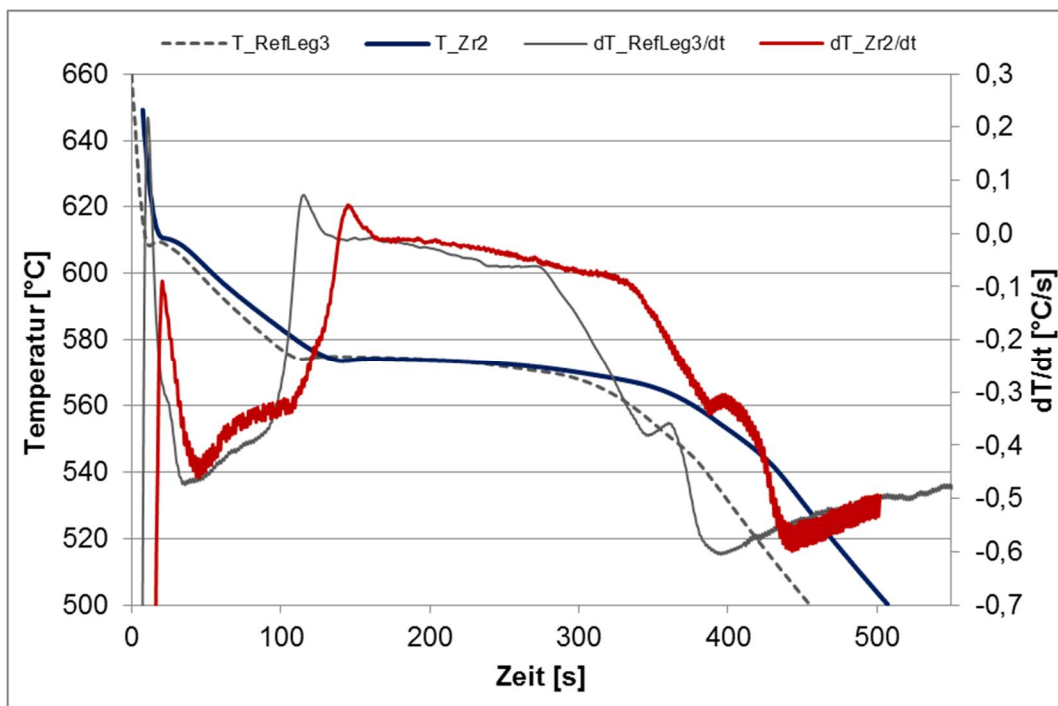


Diagramm C - 9: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,2962 wt% Zr (CP\_Zr2).

**C.3.2.9 Erste Ableitungen über der Temperatur**

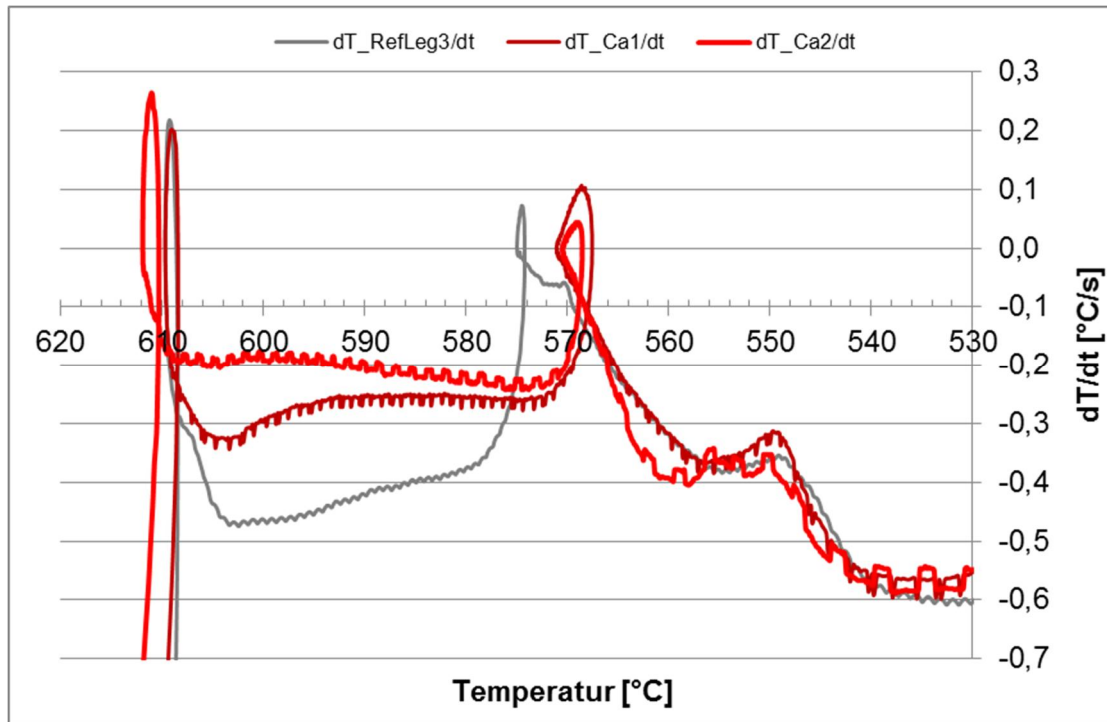


Diagramm C - 10: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen Ca1 (0,0260 wt. % Ca) und Ca2 (0,3000 wt. % Ca) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref\_CP).

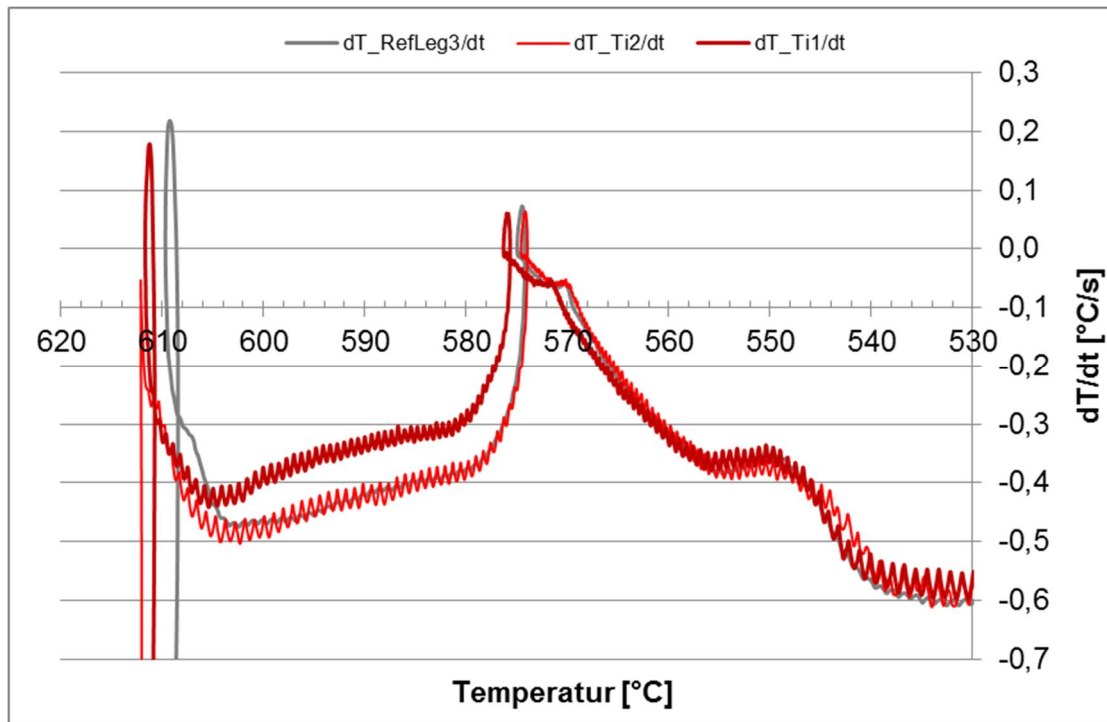


Diagramm C - 11: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen Ti1 (0,0337 wt. % Ti) und Ti2 (0,1664 wt. % Ti) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref\_CP).

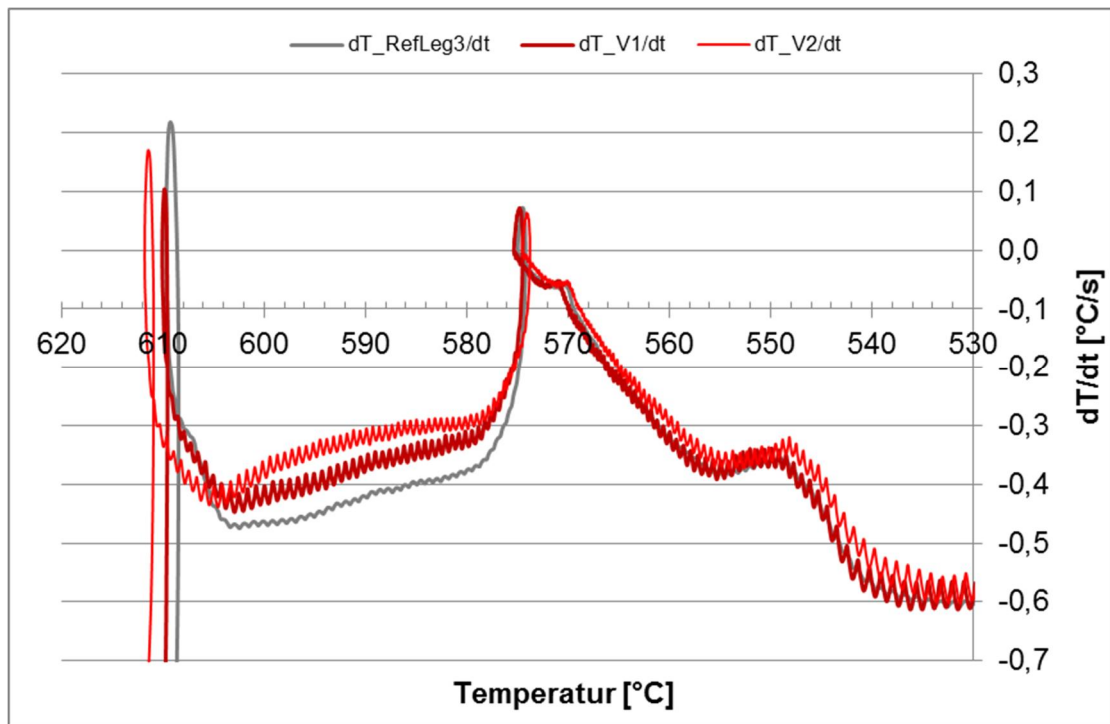


Diagramm C - 12: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen V1 (0,0785 wt. % V) und V2 (0,3000 wt. % V) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref\_CP).

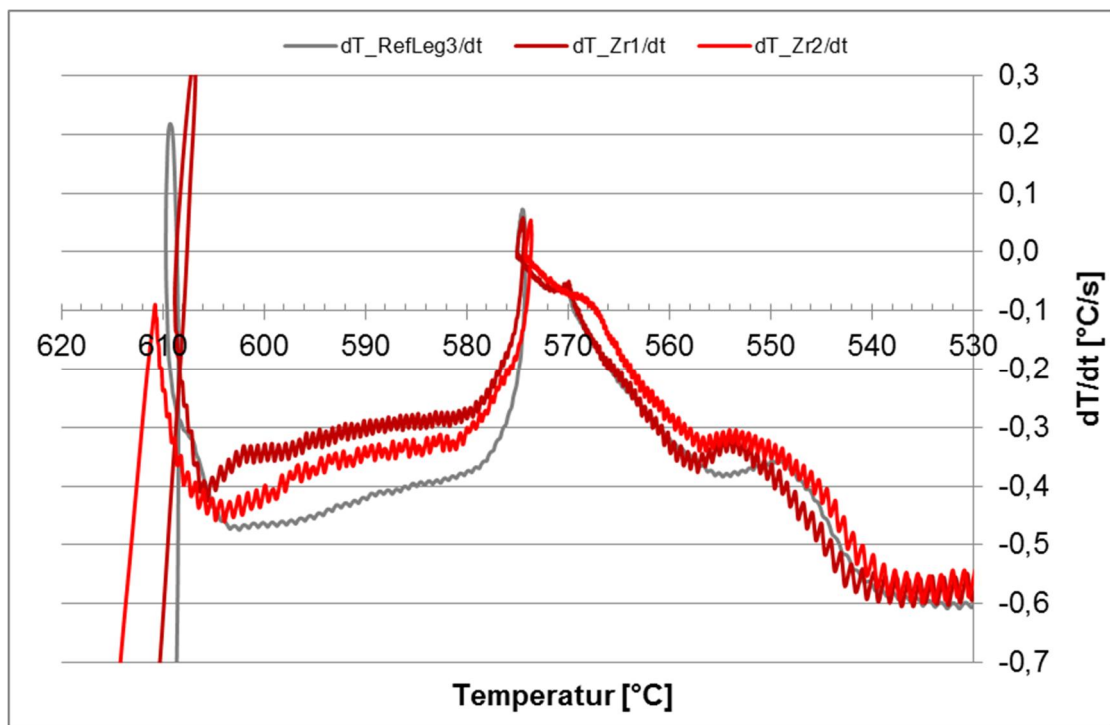


Diagramm C - 13: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen Zr1 (0,0325 wt. % Zr) und Zr2 (0,2962 wt. % Zr) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref\_CP).

### C.3.3 Probenserie B – kommerziell reine Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung CP

#### C.3.3.1 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,2631 wt% Ti (CP\_CaTi2)

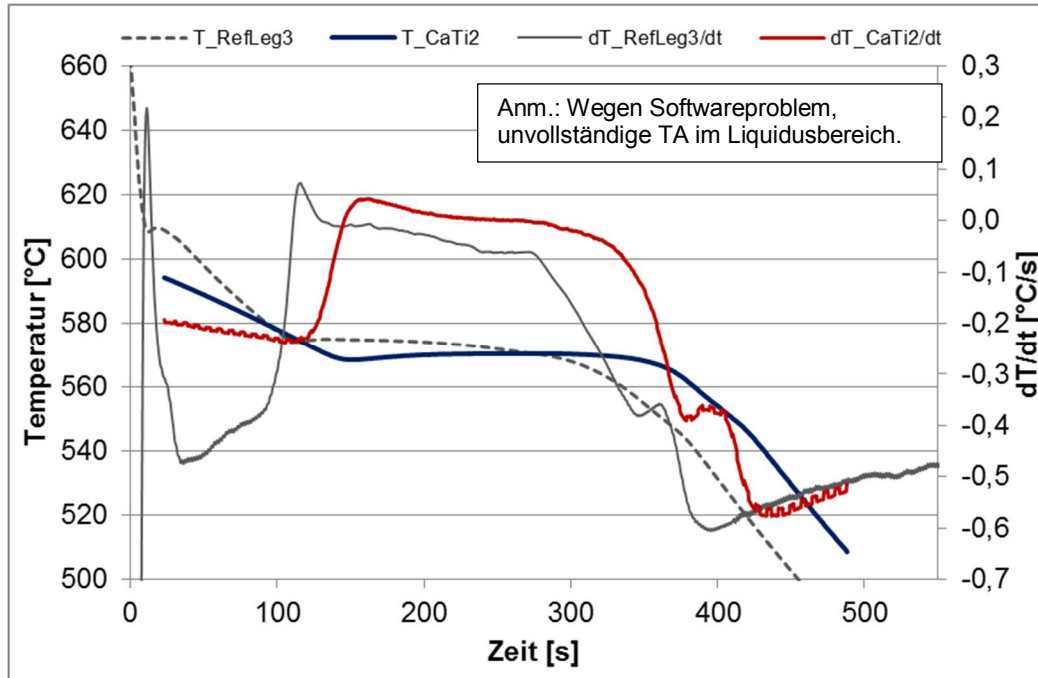


Diagramm C - 14: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,3000 wt% Ca & 0,2631 wt% Ti (CP\_CaTi2).



**C.3.3.2 Al Si7Mg0.3 + 0,0241 wt% Ca & 0,0359 wt% V (CP\_CaV1)**

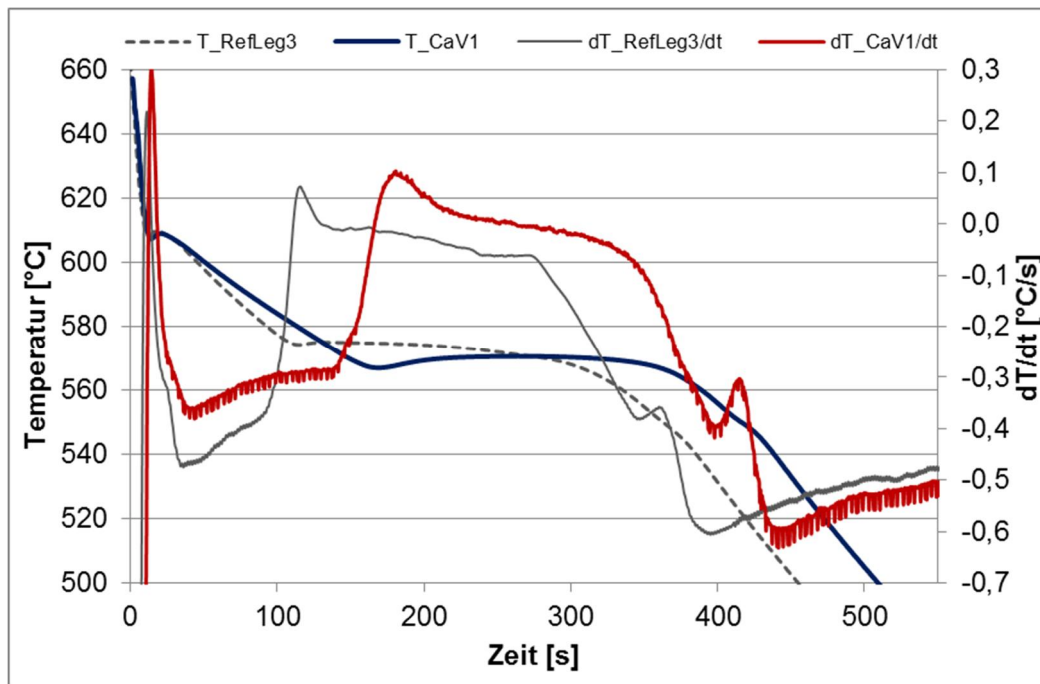


Diagramm C - 15: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,0241 wt% Ca & 0,0359 wt% V (CP\_CaV1).

**C.3.3.3 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (CP\_CaV2)**

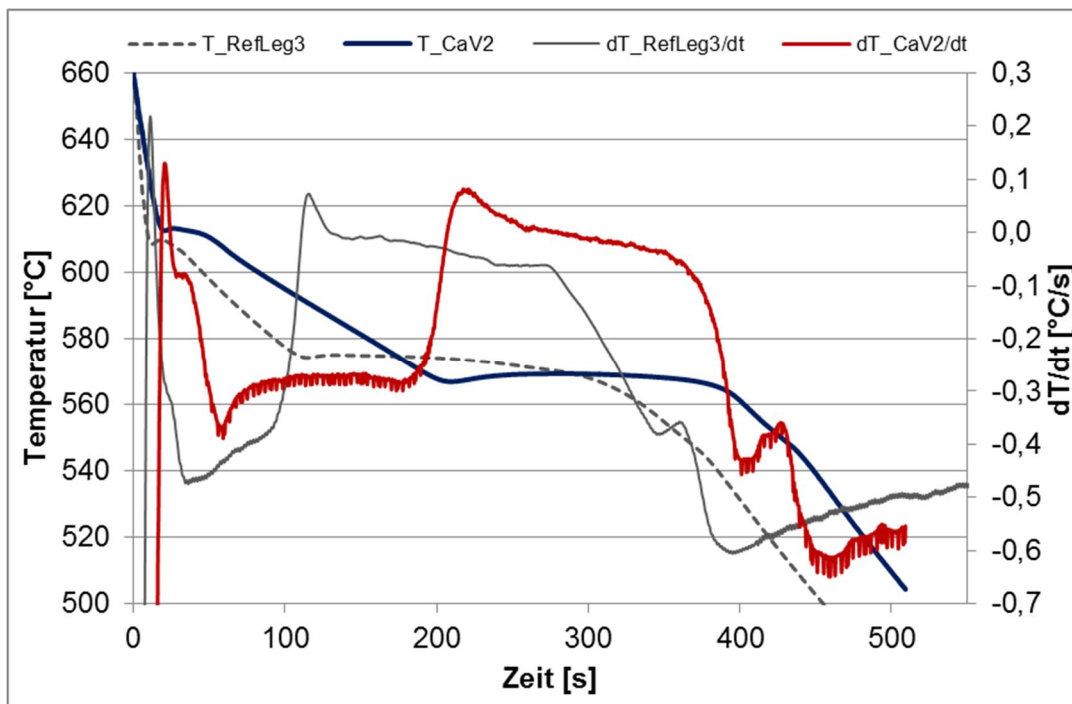


Diagramm C - 16: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,3000 wt% Ca & 0,3000 wt% V (CP\_CaV2).



**C.3.3.4 Al Si7Mg0.3 + 0,0184 wt% Ca & 0,0213 wt% Zr (CP\_CaZr1)**

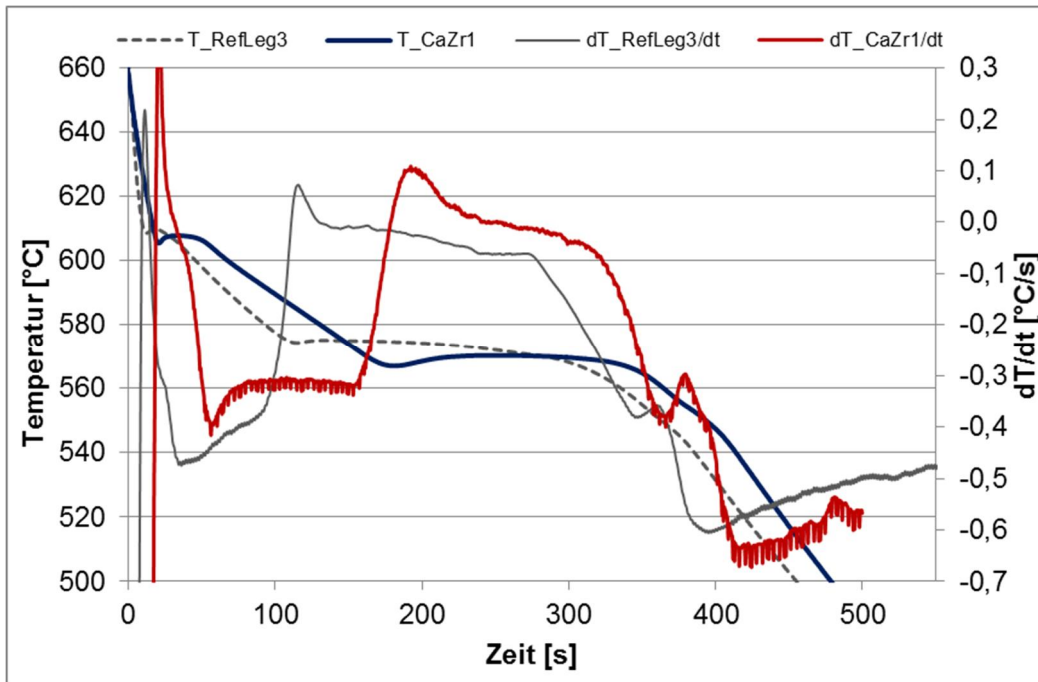


Diagramm C - 17: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,0184 wt% Ca & 0,0213 wt% Zr (CP\_CaZr2).

**C.3.3.5 Al Si7Mg0.3 + 0,3000 wt% Ca & 0,2570 wt% Zr (CP\_CaZr2)**

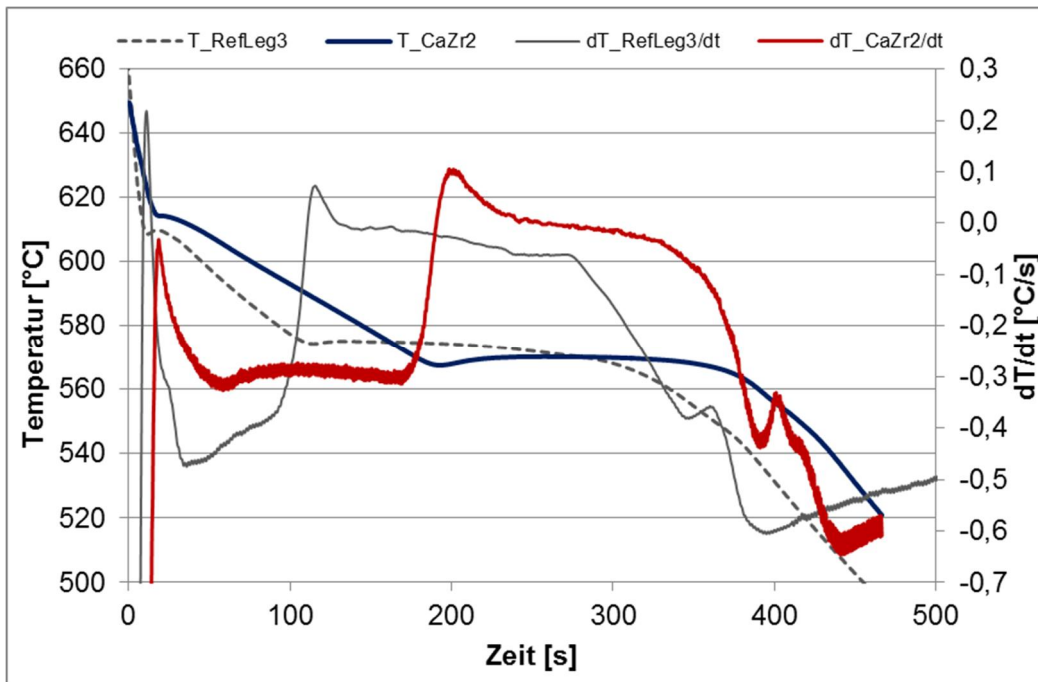


Diagramm C - 18: Thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der kommerziell reinen Al Si7Mg0.3 – Gusslegierung, Vergleich: Ref\_CP plus 0,3000 wt% Ca & 0,2570 wt% Zr (CP\_CaZr2).

**C.3.3.6 Erste Ableitungen über der Temperatur**

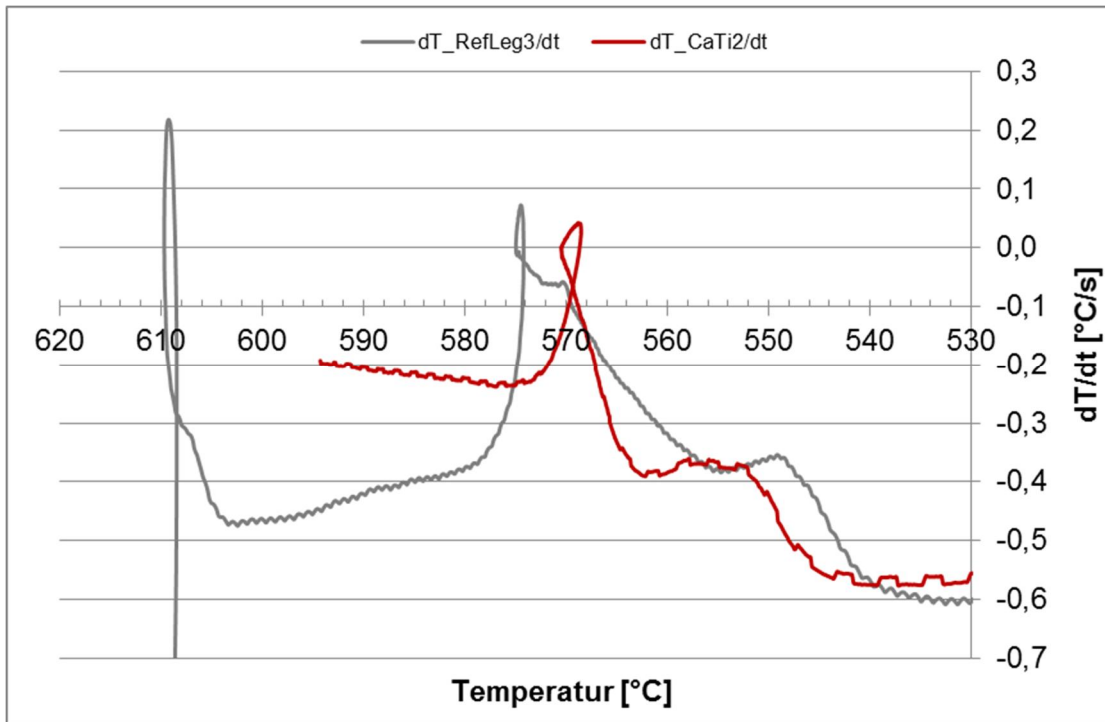


Diagramm C - 19: Erste Ableitung der Abkühlkurve der Legierung CaTi2 (0,3000 wt. % Ca, 0,2631 wt% Ti) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref\_CP).

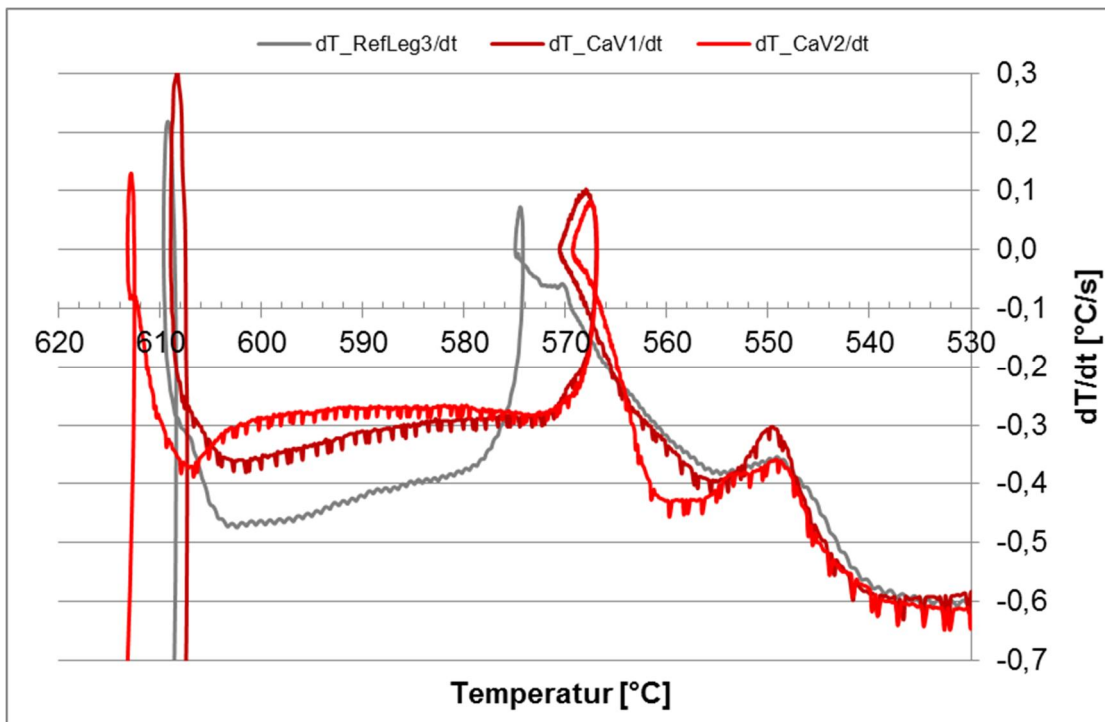


Diagramm C - 20: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen CaV1 (0,0241 wt. % Ca, 0,0359 wt% V) und CaV2 (0,3000 wt. % Ca, 0,3000 wt% V) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref\_CP).

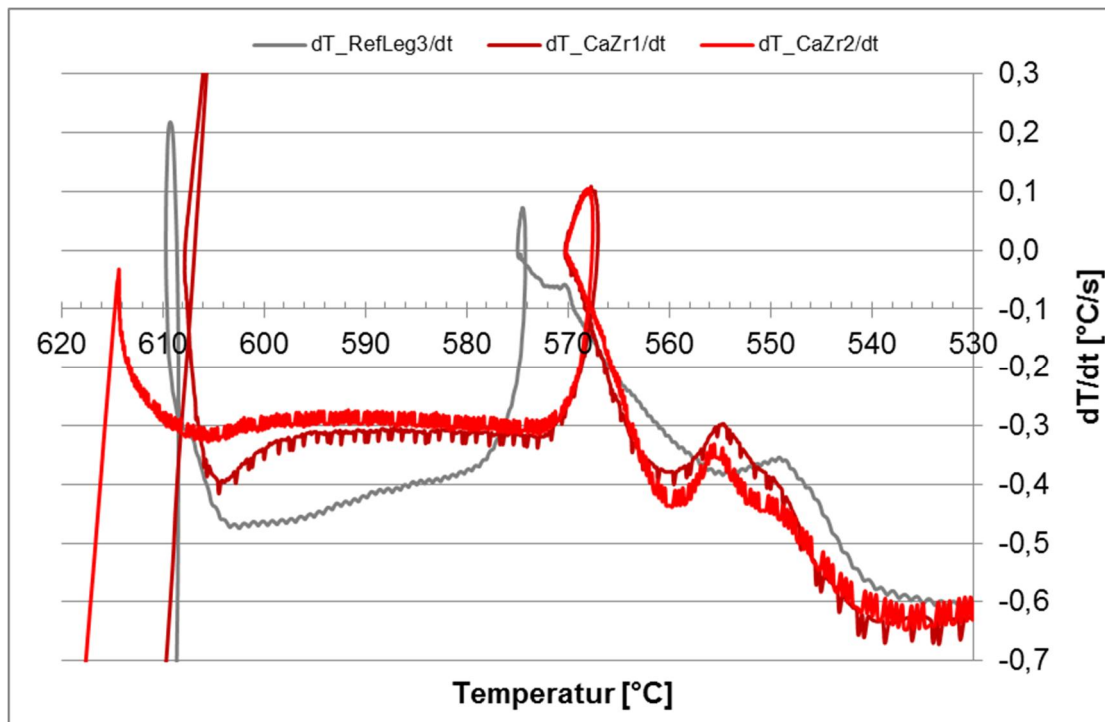


Diagramm C - 21: Erste Ableitung der Abkühlkurven der Legierungen CaZr1 (0,0184 wt. % Ca, 0,0213 wt% Zr) und CaZr2 (0,3000 wt. % Ca, 0,2570 wt% Zr) im Vergleich mit der Referenzlegierung (Ref\_CP).