




Lehrstuhl für Gießereikunde

Masterarbeit



Einfluss von Nickel auf die Mikrostruktur
und die mechanischen Eigenschaften von
AlSi-Legierungen

Paul Moritsch, BSc

Mai 2023



MONTANUNIVERSITÄT LEOBEN

www.unileoben.ac.at

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

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

Ich erkläre, dass ich die Richtlinien des Senats der Montanuniversität Leoben zu "Gute wissenschaftliche Praxis" gelesen, verstanden und befolgt habe.

Weiters erkläre ich, dass die elektronische und gedruckte Version der eingereichten wissenschaftlichen Abschlussarbeit formal und inhaltlich identisch sind.

Datum 17.05.2023

Unterschrift Verfasser/in
Paul Moritsch

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt meinen Betreuern Herrn Priv.-Doz. Dr. Jiehua Li, Herrn Dipl.-Ing. Ernst Neunteufl und Herrn Univ. Prof. Dip.-Ing. Dr. Peter Schumacher für die tatkräftige Unterstützung bei dieser Masterarbeit.

Bedanken möchte ich mich ebenfalls bei den Kollegen am Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben für deren aufopferungsvollen Einsatz und für die Finanzierung über das FWF-Projekt (P 32378-N37).

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Personen und Freunden bedanken, die mich auf unterschiedlichste Art und Weise beim Gelingen dieser Arbeit und im Laufe meines Studiums unterstützt haben. Ein besonderer Dank gilt meiner Familie, für die große moralische Stütze und das Verständnis für den Zeitbedarf.

Kurzfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde untersucht, wie sich Nickel als Legierungselement auf die Morphologie und die mechanischen Kennwerte von Aluminiumlegierungen, insbesondere auf die Warmfestigkeit, auswirkt. Hierzu wurden zwei Versuchsreihen von verbreiteten Legierungen mit steigendem Nickelgehalt hergestellt. Eine Versuchsreihe deckt den Bereich der universell einsetzbaren AlSi7Mg0.3-Legierung (EN AC-42100) ab, während speziell für den Bereich der warmfesten Aluminiumlegierungen eine Kolbenlegierung AlSi12Mg1Cu1 (EN AC-48000) gewählt wurde. Für jede Versuchsreihe wurden drei Schmelzen hergestellt und der Nickelgehalt jeweils um 0.5% erhöht, wobei mit nickelfreien Schmelzen begonnen wurde. Zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte wurden die abgegossenen Proben nach einer T6-Wärmebehandlung mittels Zugprüfung bei Raumtemperatur und 180°C geprüft. Die Wirkung von Nickel auf die Korngröße oder Erstarrungseigenschaften, sowie das Gefüge, wurde mittels Lichtmikroskop durchgeführt. Die Verteilung der Ausscheidungen und gebildeten Phasen konnte im Rasterelektronenmikroskop durch EDX-Mapping analysiert werden. Das Zulegieren von Nickel in Aluminiumlegierungen führt zu einer Steigerung der Festigkeit im Allgemeinen sowie der Warmfestigkeit im Speziellen. Die Warmzugfestigkeit der AlSi7Mg0.3-Legierung wurde durch Zugabe von 1% Ni von 233 MPa auf 254 MPa gesteigert, was einer Verbesserung von ca. 10% entspricht. Bei der AlSi12Mg1Cu1-Legierung konnte zumindest eine geringere Steigerung von 3% auf 302 MPa erreicht werden. Diese Verbesserung geht jedoch mit einer Abnahme der Bruchdehnung und einer leichten Zunahme der Korngröße einher. Gefügeuntersuchungen mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops ermöglichten den Nachweis von Al₃Ni-Phasen im Randgebiet zwischen eutektischem Silizium und der α-Matrix. Durch die Einlagerung dieser harten Phase, sowie weiterer thermisch stabiler Aluminiden, lassen sich die mechanischen Eigenschaften je nach Größe und Volumenanteil steigern.

Abstract

This thesis investigated the effect of nickel as an alloying element on the morphology and mechanical values, in particular on the high-temperature strength of aluminum alloys. For this purpose, two test series of common alloys with increasing nickel content were produced. One series of tests covers the range of the commonly used AlSi7Mg0.3 alloy (EN AC-42100), and a piston alloy AlSi12Mg1Cu1 (EN AC-48000) was chosen specifically for the range of high-temperature aluminum alloys. For each series of experiments, three melts were prepared and the nickel content was increased by 0.5% in each case, starting with nickel-free melts. To determine the mechanical properties, the cast specimens were tested by tensile testing at room temperature and 180°C after T6 heat treatment. The effect of nickel on the grain size or solidification properties, as well as the microstructure, was performed using an optical microscope. The distribution of precipitates and formed phases could be analyzed in the scanning electron microscope by EDX mapping.

The addition of nickel to aluminum alloys generally leads to an increase in strength, as well as specifically to high-temperature strength. The high-temperature tensile strength of the AlSi7Mg0.3 alloy was increased from 233 MPa to 254 MPa, which corresponds to an improvement of about 10%, by adding 1% nickel. With the AlSi12Mg1Cu1 alloy, at least a lower increase of 3% to 302 MPa could be achieved. However, this improvement is accompanied by a decrease in elongation at break and a slight increase in grain size. Microstructural investigations using a scanning electron microscope allowed the detection of Al₃Ni phases in the edge region between eutectic silicon and the α -matrix. By incorporating these hard phases, as well as other thermally stable aluminides, the mechanical properties can be increased depending on their size and volume fraction.

Inhaltsverzeichnis

Eidesstattliche Erklärung	I
Danksagung	II
Kurzfassung	III
Abstract	IV
Inhaltsverzeichnis	V
1 Einleitung	1
2 Theoretische Grundlagen	3
2.1.1 Keimbildung und Kristallwachstum	3
2.1.2 Homogene Keimbildung	4
2.1.3 Heterogene Keimbildung	5
2.1.4 Kristallwachstum und Unterkühlung	6
2.2 Kornfeinung und Veredelung.....	7
2.2.1 Kornfeinung mit TiB ₂	8
2.2.2 Veredelung mit Strontium	10
2.3 Einfluss von Nickel	11
2.4 Wärmebehandlung	14
2.5 Dichte-Index	15
2.6 Thermische Analyse.....	17

2.6.1	Thermische Analyse in Abhängigkeit von Kornfeinung und Veredelung	17
3	Praktische Durchführung	19
3.1	Legierungsherstellung	19
3.1.1	Legierungen	20
3.1.2	Thermische Analyse	23
3.1.3	Dichteindex	24
3.2	Probenherstellung und Analyse	25
3.2.1	Wärmebehandlung	25
3.2.2	Mechanische Prüfung- Zugprüfung	26
3.3	Metallografische Untersuchung	27
3.3.1	Probenvorbereitung	27
3.3.2	Lichtmikroskopie (LIMI)	28
3.3.3	Korngrößenauswertung	29
3.3.4	Rasterelektronenmikroskope (REM)	29
4	Ergebnisse und Diskussion	32
4.1	Thermodynamische Berechnung (Thermocalc)	32
4.1.1	System AlSi7Mg0.3	33
4.1.2	System AlSi12Mg1Cu1	34
4.2	Untersuchung der Abgussparameter	36
4.2.1	Dichteindex	36
4.2.2	Thermische Analyse	37
4.3	Metallografische Untersuchungen	42
4.3.1	Einfluss der Wärmebehandlung	42
4.3.2	Korngrößenauswertung	45
4.3.3	REM-Analyse	47
4.3.3.1	Legierungssystem AlSi7Mg0.3Ni	48
4.3.3.2	Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1	55
4.4	Mechanische Kennwerte	60

4.4.1 Zugversuch bei Raumtemperatur	61
4.4.2 Zugversuch bei 180°C.....	62
5 Zusammenfassung und Ausblick.....	64
6 Literaturverzeichnis.....	67
7 Abbildungsverzeichnis.....	71
8 Tabellenverzeichnis.....	75
9 Anhang.....	76
9.1 Anhang A: thermische Analysen.....	76
9.2 Anhang B: chemische Analysen	87

1 Einleitung

Das Streben nach leichteren Bauteilen mit immer besseren mechanischen, thermischen und fertigungstechnischen Eigenschaften ist Grundlage für den Bedarf an kostengünstigeren und einfach zu vergießenden Al-Legierungen. Auf Grund seiner geringen Dichte, guten mechanischen Eigenschaften und der Möglichkeit es in verschiedenen Verfahren zu verarbeiten, haben Aluminium bzw. Aluminiumwerkstoffe einen hohen Stellenwert im Automobilbau und der Luft- und Raumfahrttechnik. Speziell im Bereich der gegossenen Bauteile für die Fahrzeugindustrie gibt es große Bestrebungen, durch Verbesserung der Legierungen die gestiegenen Anforderungen bezüglich Gewichts- und damit Verbrauchseinsparungen moderner Fahrzeuge zu bewältigen. Um den stetig steigenden hohen Ansprüchen moderner Legierungen an die thermischen und mechanischen Eigenschaften gerecht zu werden, muss einerseits auf die Qualität der Schmelze geachtet werden und besonders durch Zulegieren von geringen Mengen an speziellen Elementen die Gussteilqualität signifikant gesteigert werden. Durch die gezielte Anpassung der Legierungselemente können Aluminiumlegierungen auf die spezifischen Anforderungen einer Anwendung zugeschnitten werden, was zu einer Optimierung der Eigenschaften, verbesserten Leistung und einer höheren Effizienz in der Produktion führt.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die Verbesserung von Aluminiumlegierungen durch Zulegieren von Nickel zu untersuchen. Im Einzelnen sollen die Auswirkungen des Nickelzusatzes auf die mechanischen Eigenschaften, hier im Besonderen bei höheren Temperaturen und auf die Morphologie betrachtet werden. Während die Einflüsse und die Auswirkungen bei den bekannten Legierungselementen wie Silizium, Magnesium, Kupfer oder Mangan auf Aluminium bereits gut erforscht sind, gibt es in Bezug auf Nickel nur wenige Untersuchungen. Praktisch wurden zunächst zwei Legierungen mit unterschiedlichem Nickelgehalt hergestellt, die Wirkung von Kornfeinungsmittel mittels thermischer Analyse

überprüft und der Gasgehalt in der Schmelze mittels Unterdruck Dichteprüfung festgestellt. Dies ist notwendig, um eine gute Schmelzequalität zu gewährleisten und die verschiedenen Proben miteinander vergleichen zu können. Da sich die beiden Legierungen nur im Nickelgehalt unterscheiden sollten, wurde mittels Funkenspektroskopie die chemische Zusammensetzung der Schmelzen überprüft. Für die Versuchsreihe wurden für jede Legierung anschließend Proben im Kokillengussverfahren abgegossen und T6 Wärmebehandelt. Eine Gefügeuntersuchung des Materials im Gusszustand und nach der Wärmebehandlung mittels LIMi konnte die Einformung der Siliziumphasen im Eutektikum kontrolliert werden. Die Nickelphasen und Gefügestrukturen wurden mittels Lichtmikroskop (LIMi) und Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Die mechanischen Kennwerte wurden durch Zugprüfung bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur (180°C) nach ISO-Norm geprüft und die Werte mit Datenblättern der Industrie verglichen.

Diese Arbeit gliedert sich in vier Hauptkapitel. Zu Beginn wird ein Überblick über theoretische Grundlagen im Bereich der Erstarrungsvorgänge, der Kornfeinung und die Wirkung von Nickel eingegangen. Da die Eigenschaften und Anwendungsgebiete von Aluminiumlegierungen maßgeblich von der richtigen Wärmebehandlung abhängen, wird auch darauf kurz eingegangen. Das Kapitel Praktische Durchführung behandelt die verwendeten Geräte, die durchgeführten Versuche, sowie die Legierungs- und Probenherstellung und ihre Prüfung bzw. Auswertung. Anschließend werden die Ergebnisse der mechanischen Erprobung und die Auswertung der Gefügeuntersuchungen mittels LIMi und REM präsentiert und mit den theoretischen Grundlagen gegenübergestellt. In der Zusammenfassung werden die Ergebnisse noch einmal kurz vorgestellt und ein Ausblick auf mögliche weitere Forschungstätigkeiten gegeben.

2 Theoretische Grundlagen

2.1.1 Keimbildung und Kristallwachstum

Die Erzeugung von vielen metallischen Werkstoffen erfordert eine schmelzmetallurgische Prozessführung für die Herstellung der festen Komponenten. Die Kristallisation bildet insbesondere bei Gusswerkstoffen einen wichtigen Schritt für das Verständnis von Werkstoffeigenschaften und Ausscheidungsvorgängen. Für die Phasenumwandlung von der Schmelze in den festen Zustand ist eine treibende Kraft notwendig, welche durch eine

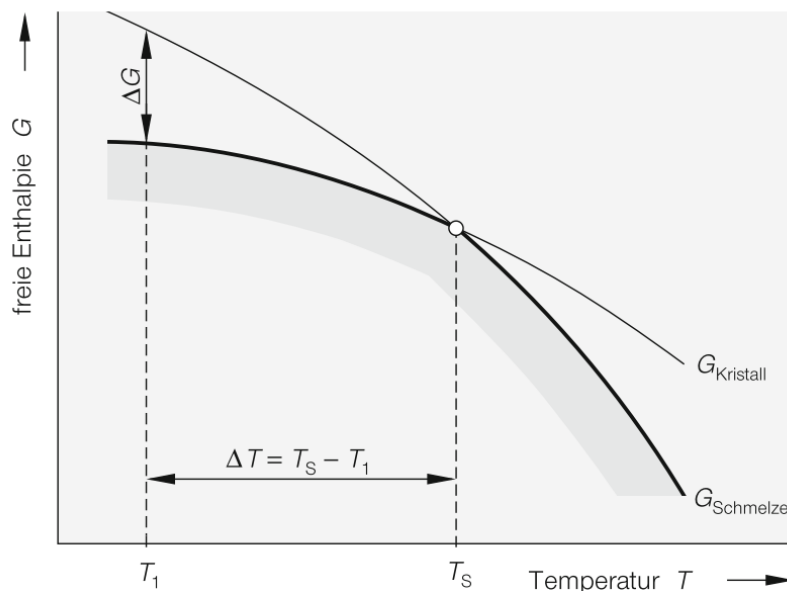


Abbildung 2-1 Abhängigkeit der freien Enthalpie G der Schmelze und der Kristalle [1].

Erniedrigung der Temperatur bewirkt wird. Bei der Schmelztemperatur T_S befinden sich die Schmelze und der Feststoff im thermodynamischen Gleichgewicht, ihre freien Enthalpien sind gleich groß ($G_{\text{Schmelze}} = G_{\text{Kristall}}$), wie in **Abbildung 2-1** abgebildet ist [2].

Bei Temperaturen über dem Schmelzpunkt bilden sich laufend Cluster von Atomen, die jedoch schnell wieder auseinander fallen. Unterhalb von der Schmelztemperatur T_M bilden sich zwar diese Cluster, stabile und wachstumsfähige Keime können jedoch nur entstehen, wenn diese einen kritischen Radius r^* überschreiten. Dies geschieht jedoch erst bei einer Temperatur T_1 , welche unterhalb der Temperatur T_S liegt. Die Temperaturdifferenz ΔT wird als Unterkühlung bezeichnet und bildet das treibende Potential ΔG , die zur Keimbildung notwendig ist [1],[3].

2.1.2 Homogene Keimbildung

Eine homogene Keimbildung liegt dann vor, wenn diese in einer idealen, homogenen Schmelze stattfindet. Das bedeutet, dass die Schmelze keine anderen festen Verbindungen und gebildete Keime, wie beispielsweise Oxide, enthält. Für die Berechnung der kritischen Keimgröße und der Keimbildungsenthalpie wird ein kugelförmiger Keim mit Radius r angenommen. Wie in **Abbildung 2-2** ersichtlich, setzt sich die Gesamtenthalpie ΔG^* aus

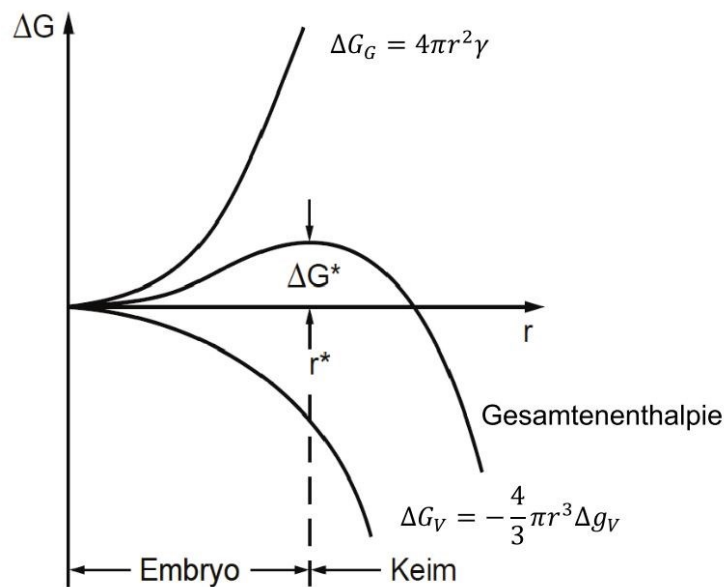


Abbildung 2-2 freie Enthalpie als Funktion vom Keimradius [1].

einem Volumenanteil ΔG_V und einem Oberflächenanteil ΔG_G zusammen, wobei Δg_V die zuvor beschriebene treibende Kraft ist und γ die spezifische Oberflächenenergie [3],[4].

Für einen kugelförmigen Keim mit dem Radius r gilt somit:

$$\Delta G(r) = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g_V + 4\pi r^2 \gamma \quad (1)$$

Die homogene Keimbildung findet äußerst selten statt, da in den meisten technisch angewandten Schmelzen Partikel und Oberflächen in der Schmelze vorhanden sind und dort die Kristallisation einsetzen kann [1],[5].

2.1.3 Heterogene Keimbildung

Eine homogene Keimbildung ist in der Praxis auf Grund der vorhanden Fremdpartikel und der benötigten hohen Unterkühlung für die Bildung von kritischen Keimen kaum möglich. Die Keime wachsen in diesem Fall sowohl in der Schmelze an bereits bestehenden Oberflächen, da hier eine geringere Oberflächenenergie und damit ein kleiner kritischer Keimradius für eine Keimbildung vorausgesetzt wird. Bei solchen Oberflächen kann es sich, wie in **Abbildung 2-3** gezeigt, um die Formwand, oder um Partikel in der Schmelze handeln [3].

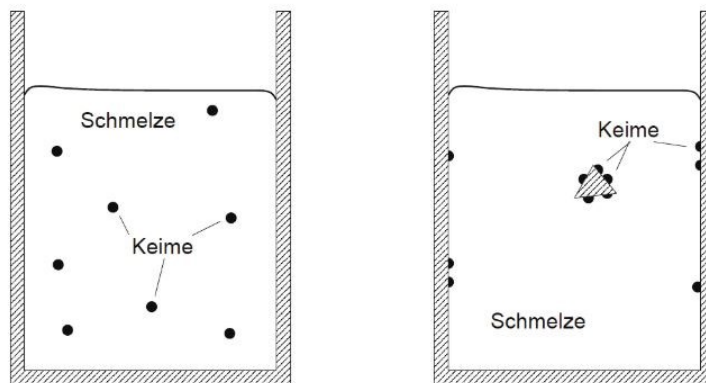


Abbildung 2-3 Darstellung homogener (links) und heterogener Keimbildung [3].

Die heterogene Keimbildung findet energiebedingt immer vor der Homogenen statt, da im Gegensatz zur homogenen Keimbildung auch die Grenzflächenenergie zwischen Keim und Schmelze γ_{SK} , sowie zwischen Keim und Formwand γ_{KW} und Schmelze und Formwand γ_{SW} berücksichtigt werden muss. Die für die Keimbildung aufzuwendende Aktivierungsenergie ist kleiner, weil der zur Schaffung der Keimoberflächen aufzubringende Energieanteil geringer ist.

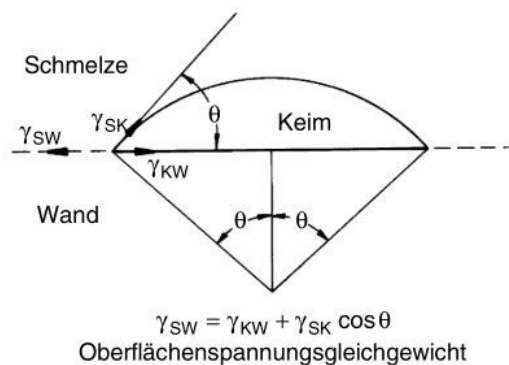


Abbildung 2-4 Gleichgewichtsgestalt eines flüssigen Tropfens auf einer ebenen Fläche [3].

Die Kristallisation kann daher schon bei sehr geringen Unterkühlungen ΔT erfolgen. Der Benetzungswinkel Θ ist dabei stets kleiner 180° , wie in **Abbildung 2-4**, dargestellt [4].

2.1.4 Kristallwachstum und Unterkühlung

Die Erstarrung einer AlSi-Schmelze erfolgt über den Kristallisationsprozess. Die Erstarrungsmorphologie beschreibt die Form und Gestalt der in der Schmelze entstehenden und wachsenden Körner. Man unterscheidet im Allgemeinen zwischen zwei verschiedenen Erstarrungsformen. Von exogener Erstarrung spricht man, wenn das Wachstum der Kristalle an der Grenzfläche zwischen Schmelze und Form eintritt. Dabei bilden sich langgestreckte Keime in Richtung der Schmelze, ein dendritisches Wachstum setzt ein. Bilden sich die Kristalle in der Schmelze selbst, liegt eine endogene Erstarrung vor, was am ungerichteten Wärmeabfluss liegt. Es kann vorkommen, dass es auf Grund der chemischen Zusammensetzung, den Umgebungsbedingungen und der Abkühlgeschwindigkeit zu Übergangsformen zwischen den einzelnen Erstarrungsformen zu beobachten sind [6]–[8].

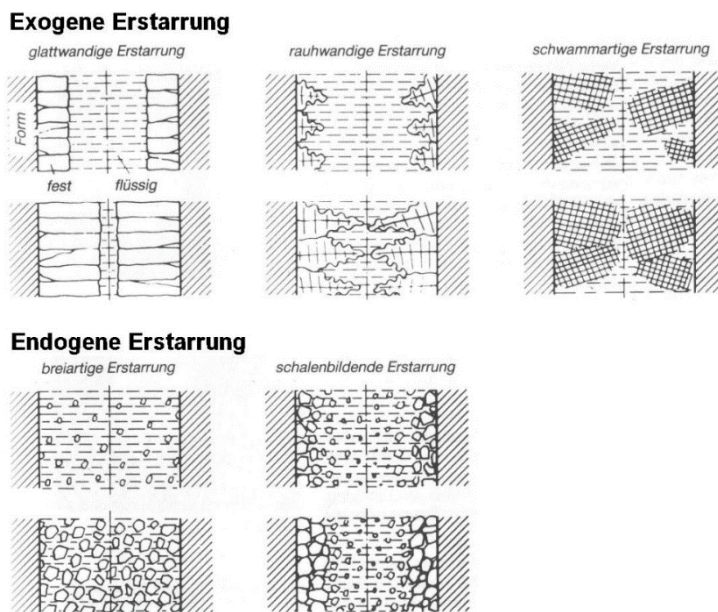


Abbildung 2-5 Morphologische Erstarrungsformen [7].

2.2 Kornfeinung und Veredelung

Die Kornfeinung ist ein wesentlicher Bestandteil des Gießprozesses mit dem Ziel, die Größe der primären Aluminiumkörner während der Erstarrungsphase zu reduzieren. Das Wachstum langer Dendriten wird unterbunden. Dieser Prozess hat viele Vorteile für die meisten untereutektischen Aluminiumlegierungen, da er Speisung, Dehnung und mechanische Eigenschaften verbessert, die Warmrissneigung reduziert, sowie die Mikroporosität verhindert bzw. die Porengröße verringert. Der Schmelze werden vor dem Abguss geringe Zusätze von Fremdelementen zugegeben, die dann beim Kristallisieren ihrerseits als Keimbildner wirken. Diese Keimbildner haben einen höheren Schmelzpunkt als die zu vergießende Schmelze und erstarren bei der Abkühlung daher zuerst. Diese sollten vom Atomabstand und vom Gittertyp her bei der Erstarrung der kristallisierenden Phase möglichst ähnlich sein, also eine niedrige Oberflächenenergie besitzen, so dass sich die aus der Schmelze gebildeten Kristalle an die Kornfeinungsmittel leicht anlagern können. Bei abnehmender Temperatur wachsen diese α -Mischkristalle, die Korngröße hängt von der Abkühlgeschwindigkeit während der Erstarrung ab. Bei dem Erreichen der eutektischen Temperatur ist die Löslichkeitsgrenze erreicht und es scheiden sich die α -Phase und die β -Phase gleichzeitig aus. Je schneller eine Legierung erstarrt, desto feiner bildet sich die Mikrostruktur aus und desto kleiner ist die Korngröße. Eine Zugabe oder Bildung von einer Vielzahl an Keimen sorgt dafür, dass die Erstarrung über die gesamte Schmelze gleichzeitig feiner verteilt startet. Durch die Wachstumsbehinderung auf

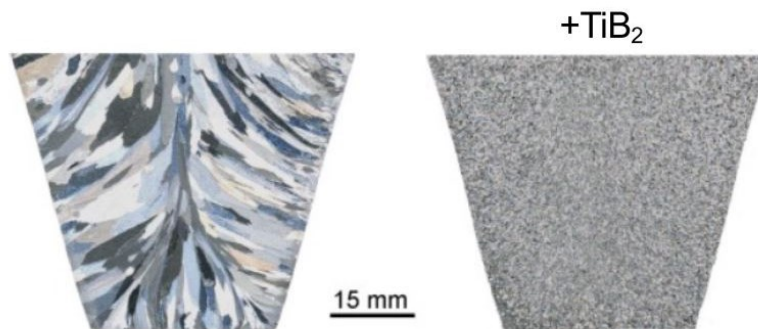


Abbildung 2-6 Einfluss von Kornfeiner auf die Mikrostruktur [16].

Grund der Nachbarkristalle bleibt weniger Raum für die Ausbildung und das Wachstum der einzelner Kristalle und verringert so das Kornwachstum, was zu einer, wie in **Abbildung 2-6** dargestellten signifikanten Kornfeinung führt [8]–[12].

Bei der Veredelung handelt es sich um eine Schmelzebehandlung bei eutektischen und untereutektischen Aluminium-Silizium-Gusslegierungen zur Verhinderung einer ungünstigen Erstarrung, die von der Ausscheidung grobkörniger Silizium-Primärkristalle bzw. lamellarer Si-

Nadeln oder Si-Platten bestimmt ist und die verspröden wirken. Durch den gezielten Einsatz von Veredlungsmitteln wie Natrium oder Strontium, zumeist in Form von Vorlegierungen, wird eine feinkristalline Erstarrung des eutektischen Siliziums erzwungen. Im Erstarrungsgefüge einer veredelten Legierung ist das eutektische Silizium in feingliedrigen korallenartiger Form ausgeschieden, wodurch die mechanischen Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung verbessert werden [13]–[15].

2.2.1 Kornfeinung mit TiB_2

Kornfeinungsmittel werden meist in Form von Vorlegierungen in Stangenform kurz vor dem Gießen beigemischt. Man unterscheidet diese Kornfeiner in Überstöchiometrische beispielsweise $Al-5Ti-1B$, Unterstöchiometrische und Stöchiometrische $Al-2,2Ti-1B$. Es liegen TiB_2 und Al_3Ti als Partikel vor. Überstöchiometrische Kornfeiner besitzen eine gewisse Menge an freiem Titan, beim stöchiometrischen Kornfeiner ist das Ti rein in den in der Matrix gelösten Partikeln gebunden. Al_3Ti ist ein sehr effektiver Keimbildner, allerdings löst es sich direkt nach Zugabe des Kornfeiners in der Schmelze auf und liefert freies gelöstes Titan an die Schmelze.

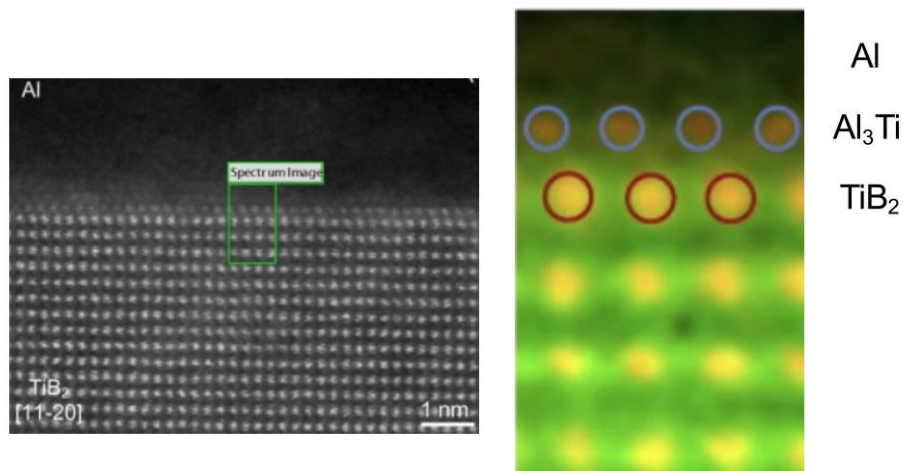


Abbildung 2-7 Keimlagenbildung mit TiB_2 [17].

Übrig bleiben TiB_2 Partikel, auf denen sich epitaktische Al_3Ti Schichten bilden, wodurch der Partikel für die Kornfeinung aktiviert wird. Das Aluminium aus der Schmelze kristallisiert auf dieser Al_3Ti -Schicht, wie in **Abbildung 2-7** zu sehen ist. Ab einem Si-Gehalt von etwa 3.5 Gewichts-% kommt es zu einer Kornvergrößerung, der Kornfeinungseffekt nimmt auf Grund von ternären Phasen, die im Al-Si-Ti Phasensystem auftreten können, ab [10],[16],[17].

Der Aluminium-Mischkristall wächst während der Erstarrung des Gussstückes von der Oberfläche in das Innere hinein und behindert bei schnellem Wachstum das nachfließende Metall beim Nachspeisen des durch die Erstarrung entstandenen Volumendefizits (**Abbildung 2-8**). Durch das größere Keimangebot entstehen mehr kleinere Dendriten und somit auch eine größere Anzahl an kleineren Körnern. Die Restschmelze, die selbst auch noch Dendriten enthält, bewirkt durch das bessere Fließvermögen eine gute innere Speisung im Gussstück und senkt die Schwindungsporosität sowie Warmrissneigung im Gussgefüge [18]–[20].

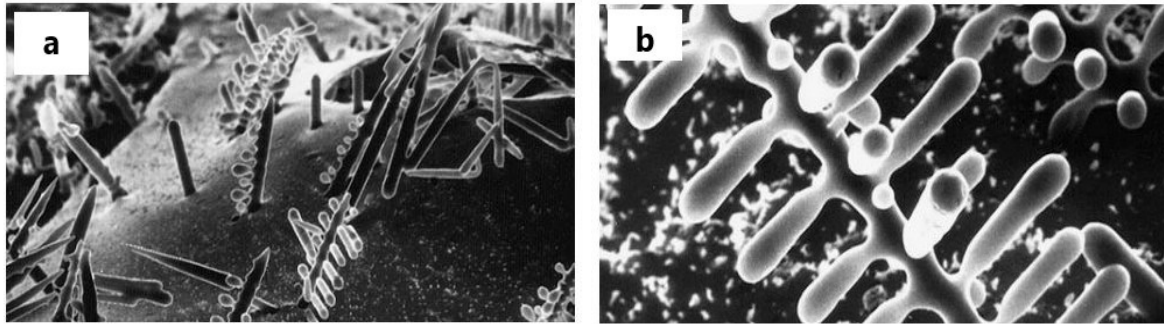


Abbildung 2-8 a) Dendriten senkrecht zur Gussoberfläche wachsend, b) Zusammenwachsen der Dendriten [18].

2.2.2 Veredelung mit Strontium

Die Veredelung von Al-Si-Legierungen spielt beim Gießen eine große Rolle, da die Ausbildung des Al-Si Eutektikums einen wesentlichen Einfluss sowohl auf die Gieß Eigenschaften als auch auf die mechanischen Eigenschaften hat. Die als Dauerveredelung bezeichnete Schmelzebehandlung mit Strontium im Bereich von 150 – 250 ppm weist gewisse Vorteile durch den höheren Schmelz- und Verdampfungspunkt des Sr im Vergleich zu Natrium auf. Aus diesem Grund brennt Sr weniger leicht ab und die Schmelzen haben einen geringeren Oxidgehalt. Durch die Modifikation des groben bzw. lamellaren Eutektikums hin zu einer stark verfeinerten, eingeformten Phase, siehe **Abbildung 2-9**, lassen sich höhere Zugfestigkeiten und Dehnungen erreichen und auch eine Verbesserung des Speisungsverhaltens beobachten. Des Weiteren wirkt sich die Veredelung positiv auf das Formfüllungsvermögen aus [21],[22].

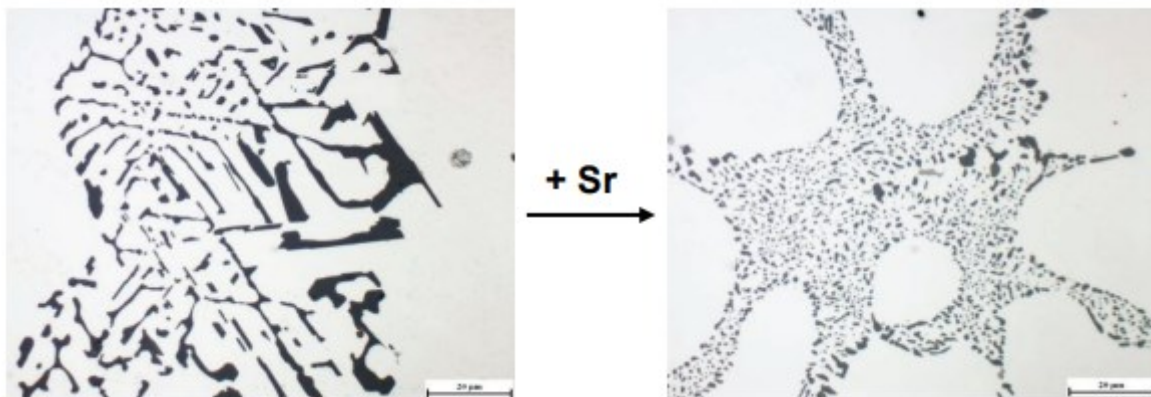


Abbildung 2-9 Veredelung des Aluminium-Silizium Eutektikums ohne und mit Strontium [21].

Durch die längere Veredelungswirkung, da Natrium recht schnell in der Schmelze abbrennt, wird Strontium als Veredelungsmittel dort eingesetzt, wo eine längere Warmhaldedauer der Schmelze erforderlich ist. In Formgießereien wird seltener mit reinem Strontium-Metall veredelt, sondern es werden üblicherweise Al-Sr-Vorlegierungen mit einem Anteil zwischen 3-10 % Strontium verwendet. Vorlegierungen mit höheren Strontium-Gehalten enthalten intermetallische Al-Sr-Verbindungen. Diese sind hochschmelzend und liegen als eigenständige spröde Phase in der weichen Matrix des Gussgefüges vor. Die 3-10%-igen Al-Sr-Vorlegierungen gewährleisten daher das beste Einbringen des Strontiums, welches hier in Lösung vorliegt und für die Anwendung schneller und leichter verfügbar ist [15],[18].

2.3 Einfluss von Nickel

Nickel wird oft als ein Legierungselement bezeichnet, das in erheblichem Maße zu einer Verbesserung der Warmfestigkeit von Al-Si-Gusslegierungen beiträgt. Aluminium bildet mit Nickel ein Eutektikum bei 6 % Ni mit einem Schmelzpunkt von 640 °C, siehe **Abbildung 2-10**. Die Löslichkeit von Ni im festen Al ist nur sehr gering und liegt bei etwa 0,05 Gew.-%. Oberhalb dieses Wertes liegt es in Form unlöslicher intermetallischer Phasen vor, für gewöhnlich in Kombination mit Fe und Cu [7],[23],[24].

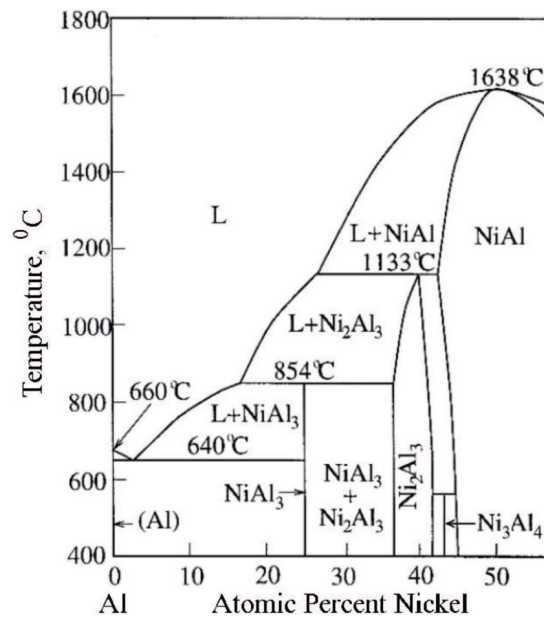


Abbildung 2-10 Phasendiagramm Al-Ni [25].

Nickel bildet auch eine Vielzahl an intermetallischen Phasen in Kombination mit Aluminium, beispielsweise Al_3Ni und Al_3Ni_2 . Ebenso bekannt sind eine Reihe von Aluminiden (z.B. Al_3CuNi , Al_7Cu_4Ni , Al_9FeNi), welche thermisch stabil sind und die mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen je nach Morphologie, Größe und Volumenanteil teilweise signifikant steigern. Diese intermetallischen Phasen lassen sich durch die Verwendung von entsprechenden Analyseprogrammen oder Datenbanken schon zuvor bestimmen, wie beispielsweise durch das Programm Thermocalc. Die Ausscheidung der höherschmelzenden Verbindung Al_3Ni kann bei entsprechender Feinheit zu einer Dispersionshärtung führen. Ein weiterer wichtiger Punkt ist die Aufrechterhaltung des eutektischen Netzwerkes bei höherer Temperatur, womit eine Festigkeitssteigerung durch die Stabilisierung der eutektischen Phase einhergeht. Wichtigster Vorteil der Ni-Zusätze ist die Erhöhung der Warmfestigkeit [23]–[25].

Ni bis 2 Gew.-% erhöht die Festigkeit von hochreinem Al, mindert aber die Duktilität. In Al-Cu und in Al-Si Legierungen wird Ni gezielt zugegeben, um Härte und Festigkeit bei höheren Temperaturen zu verbessern und den Ausdehnungskoeffizienten zu verkleinern. Die nickelreichen Phasen entstehen und wachsen bevorzugt als Eutektikum an den Al-Si eutektischen Korngrenzen. In **Abbildung 2-11** sind REM-Aufnahmen ersichtlich, welche die Morphologie der Ni-reichen intermetallischen Phasen in druckgegossenen Al-Mg-Si-Mn-Legierungen mit unterschiedlichen Ni-Anteilen zeigen [26].

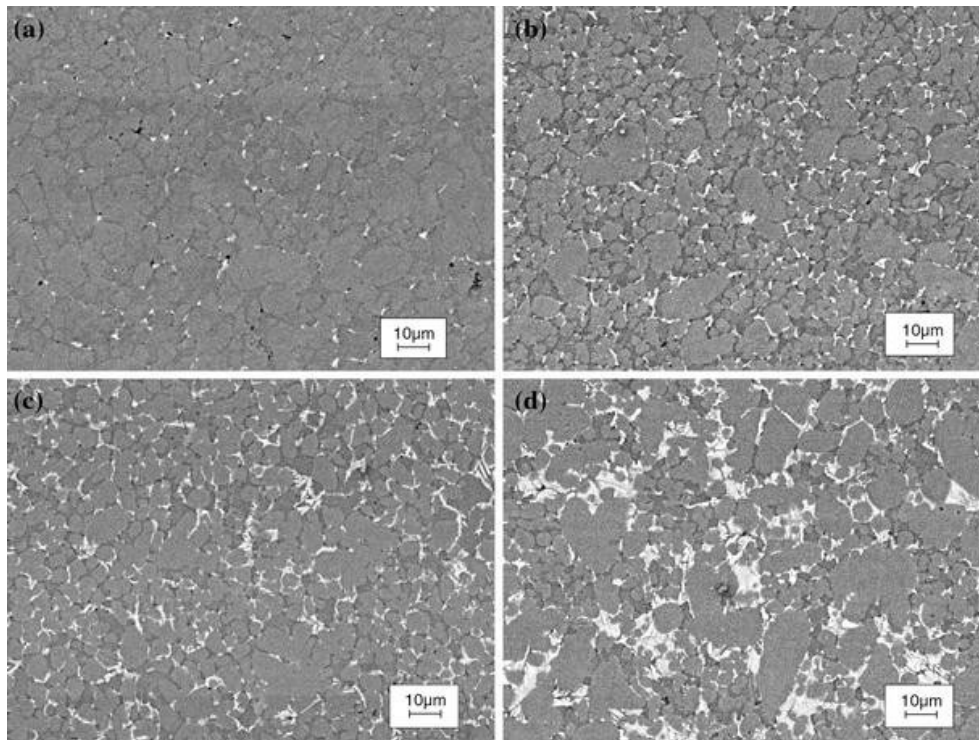


Abbildung 2-11 REM-Aufnahmen mit unterschiedlichen Ni-Anteilen: a) 0,16 Gew.-% Ni, b) 0,57 Gew.-% Ni, c) 1,11 Gew.-% Ni, d) 2,06 Gew.-% Ni [24].

Des Weiteren wurde bereits erforscht, dass Nickel die eutektische Umwandlung bei Al-Si-Legierungen dahingehend verändert, dass am Ende der Erstarrung gleichzeitig eutektisches Si und Al_3Ni -Phasen gebildet werden. Die Mikrostruktur der Legierung AlSi7Ni1.5 beispielsweise besteht aus zwei Phasen, dem primären α -Mischkristall und dem Eutektikum. Durch Mapping mittels REM wurde gezeigt, dass das Eutektikum selbst aus eutektischem Al, eutektischem Si und Al_3Ni Phase besteht [24].

Die entstehenden intermetallischen Ni-Phasen haben bei primärer Erstarrung dendritische Morphologie und bei eutektischer Erstarrung eine lamellare Morphologie. Da diese Phasen in der Regel hart und spröde sind, steigt zwar die Dehngrenze gering an, aber die Duktilität nimmt ab, die Bruchdehnung sinkt teilweise stark. Um die Duktilität zu steigern ist eine Hochtemperaturbehandlung (Lösungsglühen) nötig, um diese Phasen aufzulösen und wieder feindispers auszuscheiden [23],[26].

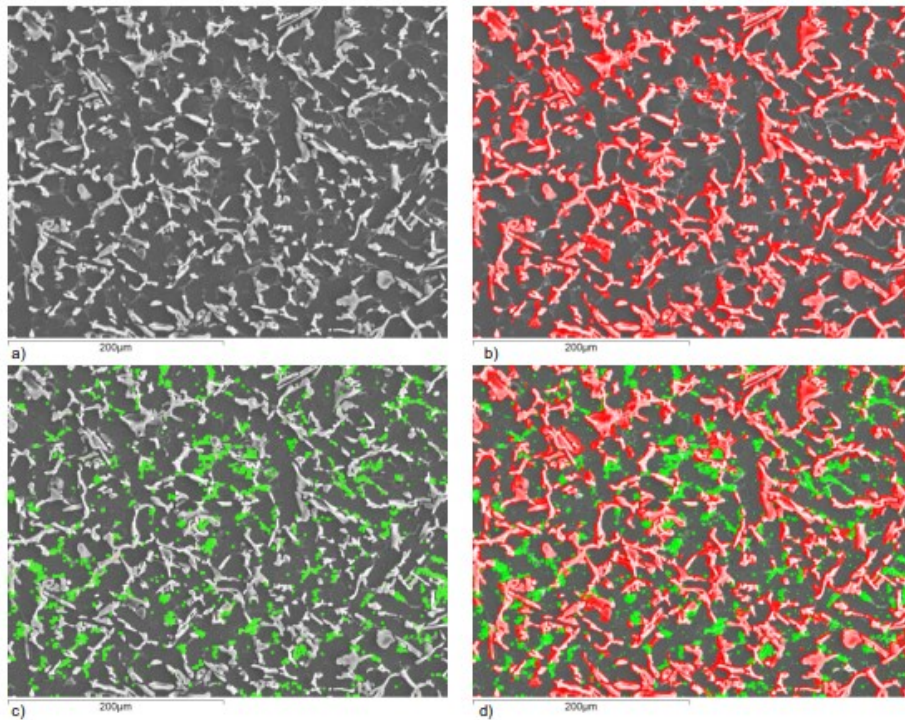


Abbildung 2-12 REM-Aufnahmen AlSi7Ni1,5; a) ohne Mapping, b) Si-Mapping, c) Ni-Mapping, d) Si-Ni-Mapping [24].

2.4 Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung von Al-Si-Gusslegierungen erfolgt zumeist mittels Lösungsglügen, Abschrecken und anschließendem Auslagern. Dieser generelle Ablauf wird auch Ausscheidungshärtung bezeichnet und hat große Bedeutung für die Festigkeitssteigerung. Das Prinzip der Festigkeitssteigerung besteht in der Behinderung der Versetzungsbewegung durch das Blockieren von Gleitebenen. Die ausgeschiedenen Teilchen zwingen die Versetzungen diese Hindernisse entweder zu überklettern, zu schneiden, oder mittels Orowan-Mechanismus zu umgehen. Die Behinderung bewirkt einen Widerstand gegen plastische Verformung und die Festigkeit steigt. Gusslegierungen lassen sich im Allgemeinen nur aushärten, wenn sie entweder über Anteile von Kupfer oder Silizium zusammen mit Magnesium enthalten. Magnesium bildet beispielsweise in Verbindung mit Silizium die Mg_2Si -Phase. Die Festigkeit steigt mit zunehmendem Mg-Gehalt, jedoch auf Kosten der Bruchdehnung [27],[28].

Lösungsglügen bezeichnet die Behandlung des Werkstoffes bei hohen Temperaturen knapp unter der eutektischen Temperatur. Ziel ist es, die zur Aushärtung beitragenden Legierungselemente vollständig in Lösung zu bringen und einen homogenen Mischkristall herzustellen. Eine hohe Glühzeit, ist die Temperatur zu hoch gewählt, kommt es zu lokalen Aufschmelzungen im Werkstoff. Um den Einfluss von Seigerungen auf die Solidustemperatur auszuschließen, geht der Lösungsglühung oft eine Homogenisierung voraus (Stufenglühung), welche die Auflösung von niedrigschmelzenden Bestandteilen bewirkt. Beim Lösungsglügen von Al-Si-Legierungen formt sich das eutektische, nadelförmige Silizium rundlich ein, wodurch eine geringere Kerbspannung um die eingeformten Partikel vorliegt und somit die Duktilität verbessert wird [13],[27]–[29].

Im Anschluss an das Lösungsglügen wird der Werkstoff direkt aus der Glühzeit auf Raumtemperatur abgeschreckt. In der Regel erfolgt die Abkühlung durch Eintauchen in ein Wasserbecken. Durch diesen Schritt wird die Ausscheidung der übersättigt gelösten Bestandteile aus dem Mischkristall vermieden und erzeugt Leerstellen. Eine hohe Leerstellenkonzentration sorgt für eine gute Mobilität der Atome. Der übersättigte Mischkristall ist instabil und hat das Bestreben, einen energetisch günstigeren Zustand einzunehmen. Dies erfolgt durch Ausscheidung der überschüssigen Legierungselemente durch Diffusion. Das Auslagern ist ein temperatur- und zeitabhängiger Prozess, der je nach Material bei erhöhter Temperatur (Warmauslagern, T6) oder bei Raumtemperatur (Kaltauslagern, T4) durchgeführt wird. In diesem Prozessschritt wandern die übersättigt gelösten Fremdatome mittels Diffusion an energetisch bevorzugte Stellen. Diese sind Versetzungen oder Korngrenzen und es bilden sich dort Ausscheidungen. Je nach Temperaturführung bilden sich kohärente, teilkohärente

und inkohärente Ausscheidungen [13],[27],[28]. Der Ablauf einer Wärmebehandlung für Aluminium ist in **Abbildung 2-13** verdeutlicht.

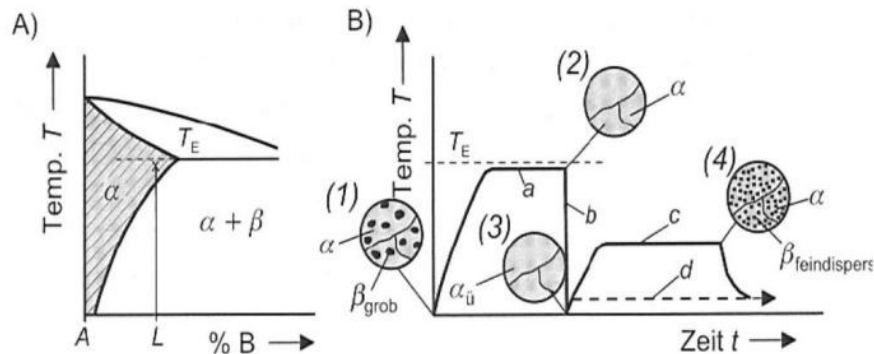


Abbildung 2-13 A) Ausschnitt Phasendiagramm B) Temperatur- und Zeitverlauf beim Aushärten [29].

2.5 Dichte-Index

Das Verfahren der Unterdruck-Dichteprüfung wird zur Charakterisierung der Schmelzequalität von Aluminiumgusslegierungen angewendet, oft findet sich auch die Bezeichnung als Dichte-Indexmessung [30]. Es dient dazu, die Neigung einer Schmelze zu quantifizieren, während der Erstarrung Poren und Lunker zu bilden. Durch die Prüfung wird der Dichteunterschied zweier zeitgleich abgegossener Proben ermittelt. Auf Basis des Archimedischen Prinzips wird der Dichte-Index bestimmt, aus dem auf den Gehalt von Verunreinigungen, wie beispielsweise nichtmetallische Verunreinigung und gelöster Wasserstoff, der Schmelze geschlossen werden kann. Eine exakte Wasserstoffkonzentration lässt sich mit diesem Verfahren nicht ermitteln, jedoch lässt der Dichte-Index einen gewissen Rückschluss auf den Wasserstoffgehalt der Schmelze zu [27],[30],[31].

Eine Probe wird in einem Tiegel mit einer bestimmten Anfangstemperatur unter atmosphärischem Druck erstarrt. Aufgrund des auf die Schmelze wirkenden atmosphärischen Drucks scheidet sich nur eine geringe Gasmenge aus und bildet ein geringeres Porenvolumen, sofern eine mit Oxiden verunreinigte Schmelze vorliegt. Die Erstarrung der Probe im zweiten Tiegel mit gleicher Ausgangstemperatur erfolgt bei einem Unterdruck von 80 mbar. Der gelöste Wasserstoff wird mit Beginn der Erstarrung weitgehend molekular ausgeschieden, wobei dieser sich an nichtmetallischen Verunreinigungen, wie Oxiden, anbindet. Das als Poren ausgeschiedene Gas in der Probe bewirkt eine Änderung der Gesamtdichte und drückt sich im Dichte-Index als Porosität aus. Diese Porosität wirkt sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften und auf die Gebrauchseigenschaften aus. Die Abhängigkeit der mechanischen

Eigenschaften von der Schmelzebehandlung und der Erstarrungszeit zeigt sich am Beispiel von **Abbildung 2-14** an Hand einer AlSi7Mg0.3-Legierung [27],[30]–[32].

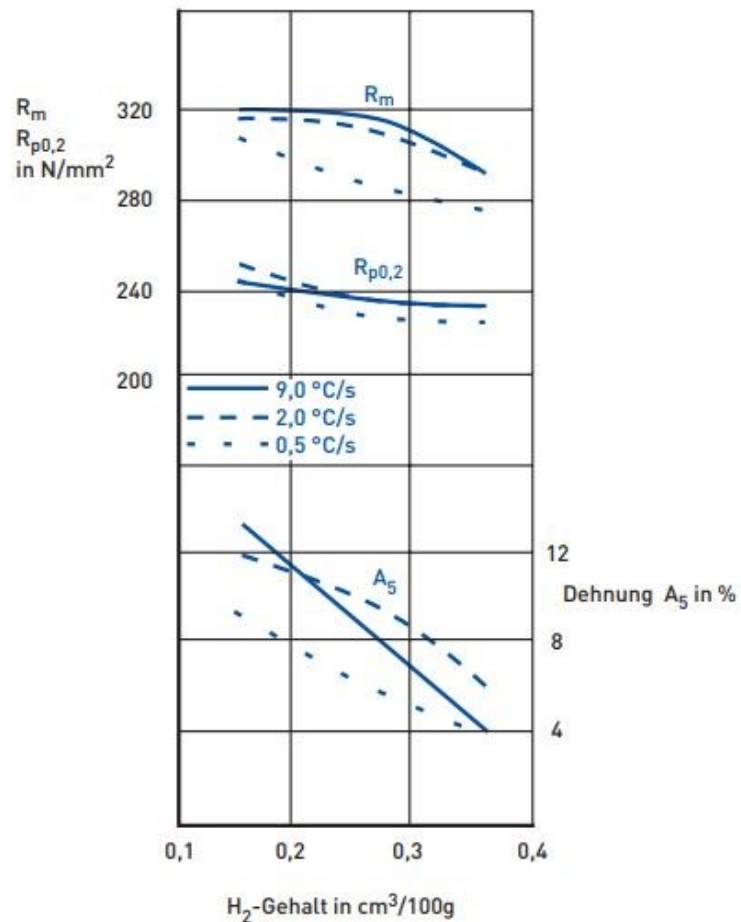


Abbildung 2-14 Einfluss von Wasserstoff auf die mechanischen Eigenschaften einer AlSi7Mg0.3-Legierung [27].

Nach der vollständigen Erstarrung können die Dichten der beiden Proben nach dem Archimedischen Prinzip bestimmt werden. Beide Proben werden abgewogen, um die Masse an Luft zu bestimmen. Anschließend werden sie in ein auf einer Waage befindlichen Wasserbad gehängt und auf diese Weise das verdrängte Volumen bestimmt, woraus sich die Masse in Wasser ergibt. Das Verhältnis der beiden Massen gibt die Dichtewerte und mit diesen lässt sich der Dichte-Index nach folgender Formel bestimmen:

$$DI = \frac{D_{atm} - D_{80mbar}}{D_{atm}} \quad (2)$$

2.6 Thermische Analyse

Die thermische Analyse wird im Schmelz- und Gießereibetrieb verwendet, um Zustandsschaubilder zu generieren und Legierungen quantitativ zu analysieren. Dies ermöglicht es, vor dem Gießprozess Informationen über die Qualität und Eigenschaften des Gussstücks zu erhalten [11].

Durch thermische Analysen können legierungsspezifische Halte- und Knickpunkte (Umwandlungspunkte) bei entsprechenden Temperaturen ermittelt werden. Diese können sowohl durch Erhitzungskurven als auch durch Abkühlkurven generiert werden. Im Gießereiwesen ist letzteres üblich, da flüssige Schmelze vorhanden ist. Um eine thermische Analyse aufzuzeichnen, wird flüssige Schmelze in einen kleinen Quarzsandtiegel 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 ebenfalls angezeigt werden. Neben den Umwandlungspunkten kann diese Methode auch Informationen über den Erstarrungsverlauf, chemische Verunreinigungen, Anteile der Phasen im Gefüge und die Gefügeausbildung liefern. Besonders nützlich sind die Informationen über Kornfeinungs- und Veredelungsgrad in den laufenden Gießprozessen [11],[33].

2.6.1 Thermische Analyse in Abhängigkeit von Kornfeinung und Veredelung

Wie bereits erwähnt, ist es möglich, den Grad der Kornfeinung in einer Schmelze mit Hilfe der thermischen Analyse zu bewerten. Zur Berechnung wird der Teil der Abkühlkurve herangezogen, welcher zu Beginn der primären Erstarrung aufgezeichnet wird. Die Keimbildungsrate für die Kristallisation steigt mit der thermischen Unterkühlung ΔT stark an.

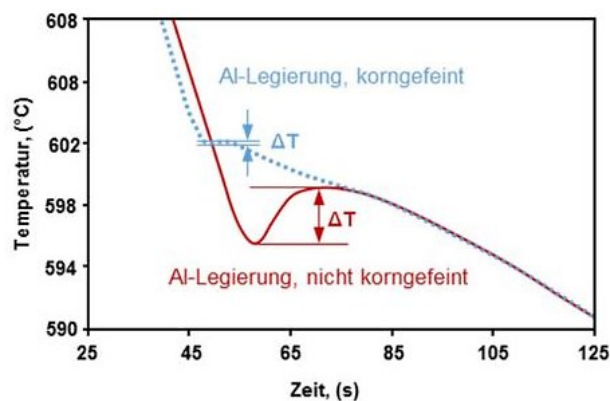


Abbildung 2-15 Abkühlkurve zu Beginn der Erstarrung [33].

Daraus lässt sich ableiten, dass bei korngefeinten Schmelzen genügend Keimbildungsstellen vorhanden sind und somit die thermische Unterkühlung ΔT reduziert wird. In **Abbildung 2-15** sind zwei Abkühlkurven einer AlSi-Gusslegierung mit Kornfeinung und ohne Kornfeinung dargestellt. Aufgrund ausreichender Keimstellen in der zu erstarrenden Schmelze zeigt die korngefeinte Abkühlkurve nur eine geringe thermische Unterkühlung [11],[33],[34].

Der Grad der Veredelung $\Delta T^{\text{Al-Si}}_{\text{E}}$ kann ebenso wie der Grad der Kornfeinung mit einer schnellen und einfachen thermischen Analyse bestimmt werden. Der Vergleich der eutektischen Erstarrungstemperatur zwischen unveredelten und veredelten Schmelzen wird in **Abbildung 2-16** dargestellt. Die Veredelung verbessert sich mit der Temperaturdifferenz ΔT zwischen veredelter und unveredelter Schmelze. Eine vollständige Veredelung von AlSi7Mg kann beispielsweise erfolgen, wenn die Temperaturdifferenz $\Delta T^{\text{Al-Si}}_{\text{E}}$ mindestens 5K beträgt und eine eutektische Gleichgewichtstemperatur von 573°C angenommen wird. Bei veredelten Schmelzen kann nicht nur eine geringere eutektische Temperatur beobachtet werden, sondern auch eine größere Unterkühlung und eine längere Zeit bis zum Erreichen dieser Plateautemperatur [11],[33]–[35].

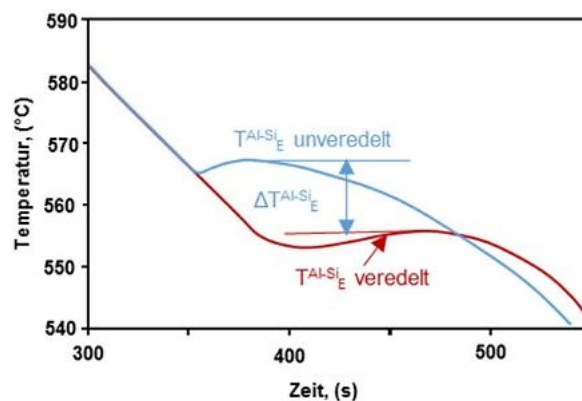


Abbildung 2-16 Bestimmung des Veredelungsgrades [33].

3 Praktische Durchführung

3.1 Legierungsherstellung

Für die Versuchsreihe wurden verschiedene Al-Legierungen nach den Normen EN AC-42100, sowie nach EN AC-48000 hergestellt. Der Nickelgehalt variiert von nickelfrei bis 1% Ni-Anteil, um den Einfluss des Legierungselements auf die Eigenschaften der jeweiligen Gusslegierungen untersuchen zu können. Im weiteren Verlauf wird die Bezeichnung L1 und L2 für eine einfachere Unterscheidung verwendet. Die Legierung L1 dient als Referenz für die AlSi7Mg0.3-Legierung, um den Einfluss von Nickel auf die mechanischen und gießtechnischen Eigenschaften zu erkennen. Um einen Vergleich mit einem im Rennsport eingesetzten und als Kolbenwerkstoff gebräuchlichen Al-Werkstoff zu erhalten, wurde eine AlSi12Cu1Mg1-Legierung L2 hergestellt. Hier muss jedoch die klare Unterscheidung zwischen Knet- und Gusslegierung gemacht werden. Die mechanischen Eigenschaften werden also mit jenen von EN AC-48000 verglichen.

Vergleichslegierungen mit 1% Nickel-Anteil wurden bereits in vorhergehenden Untersuchungen hergestellt und erprobt und dienen als Referenzwerte für die verwendeten Legierungen [24]. Es wird der Einfluss vom Nickel in den verschiedenen Gehalten mit einer nickelfreien Legierung verglichen. Untersucht wurden speziell das Gefüge, mögliche morphologische Änderungen und eine mögliche Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere der Warmfestigkeit. In unten angeführter **Tabelle 3-1** sind die hergestellten Legierungen L1 und in **Tabelle 3-2** die Referenzlegierungen L2 in ihrer geplanten Komposition angeführt. Die effektiven chemischen Zusammensetzungen wurden mittels Funkenspektrometer ermittelt und befinden sich im Anhang.

Tabelle 3-1 chemische Zusammensetzung der verwendeten AISi7-Legierungen (in Gew.-%)

Legierung L1	Legierungsbestandteile [%]							
	Si	Mg	Ta	Ti	B	Sr	Mn	Ni
AISI7Mg0.3	7	0,3	0,12	0,0044	0,002	0,02	0,2	-
AISI7Mg0.3Ni0.5	7	0,3	0,12	0,0044	0,002	0,02	0,2	0,5
AISI7Mg0.3Ni1	7	0,3	0,12	0,0044	0,002	0,02	0,2	1

Tabelle 3-2 chemische Zusammensetzung der verwendeten AISi12-Legierungen (in Gew.-%)

Legierung L2	Legierungsbestandteile [%]							
	Si	Mg	Ta	Ti	B	Sr	Ni	Cu
AISI12Mg1Cu1	12	1	0,12	0,0044	0,002	0,02	-	1
AISI12Mg1Cu1Ni0.5	12	1	0,12	0,0044	0,002	0,02	0,5	1
AISI12Mg1Cu1Ni1	12	1	0,12	0,0044	0,002	0,02	1	1

3.1.1 Legierungen

Das verwendete Material für die Herstellung der Schmelze wurde vom Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben bereitgestellt. Sämtliche weiteren Tätigkeiten bis zum Abguss der Proben erfolgten ebenfalls in der Gießhalle am Lehrstuhl. Für die Herstellung der jeweiligen Legierungen standen die folgenden Ausgangsmaterialien in **Tabelle 3-3**, sowie in **Tabelle 3-4** zur Verfügung.

Tabelle 3-3 Ausgangsmaterial für die AISi7-Legierungen

	Einwaage [g]									
	Si	Mg	Al-3.3Mg	Al-10Ta	Al-10Mn	Al-1.6Ti-1.4B	Al-2.2Ti-1B	Al-10Sr	Al-20Ni	Al
AISI7	3500	-	6060	600	1000	-	100	100	-	38740
AISI7Ni0.5	4200	240	-	720	1200	120	-	120	1500	51900
AISI7Ni1	4200	-	7272	720	1200	-	120	120	3000	43488

Tabelle 3-4 Ausgangsmaterial für die AlSi12-Legierungen

	Einwaage [g]									
	Si	Mg	Al-3.3Mg	Al-10Ta	Al-10Mn	Al-1.6Ti-1.4B	Al-2.2Ti-1B	Al-10Sr	Al-20Ni	Al
AlSi12	7200	600	-	720	600	120	-	120	-	50640
AlSi12Ni0.5	7200	600	-	720	600	120	-	120	1500	51900
AlSi12Ni1	7200	-	7500	720	600	-	120	120	3000	40860

Das Material wird nach dem Zuschnitt in den Tiegel eingesetzt und in einem widerstandsbeheizten Kipp-Tiegelofen Nabertherm KF40/12 aufgeschmolzen. Die Schmelztemperatur liegt bei allen Versuchen bei 720°C. Die verwendete Anlage ermöglicht auch die Verwendung eines aufgesetzten Impellerentgasers (Foseco FDU Minidegasser 200L) für die Entgasung der Schmelze mit Argon.



Abbildung 3-1 Ofen KF 40/12 mit Impellerentgaser Foseco FDU Minidegasser 200L.

Hierzu wird der Impeller, ersichtlich in **Abbildung 3-1**, in die Schmelze eingetaucht, Argon durch die Hohlwelle als Spülgas eingebracht und in kleine Bläschen zerteilt. Die Behandlung der Schmelze dauerte 15 Minuten um den gelösten Wasserstoff, sowie oxidische

Verunreinigungen aus der Schmelze zu entfernen und das Schmelzbad zu homogenisieren. Die verwendete Gasmenge betrug 15 l/min bei einer Drehzahl von 300 U/Min. Die Krätze wurde nach der Spülgasbehandlung abgezogen. Die nun zugesetzten, leicht flüchtigen, Legierungselemente werden zuvor in einem separaten Ofen vorgewärmt, um ein Einbringen von Feuchtigkeit in die Schmelze zu verhindern. Um eine ausreichende Zeit für die homogene Verteilung der Legierungselemente und ein Ausgasen von Argon zu gewährleisten, wurde die Schmelze 15 Minuten stehen gelassen. Dies ist in weiterer Folge für eine reproduzierbare Bestimmung des Dichteindex notwendig und verhindert eine Verfälschung der tatsächlichen Dichte durch das Spülgas.

Vor und nach der Kornfeinung, inklusive der Veredelung, wird eine thermische Analyse der Schmelze durchgeführt. Nach der Überprüfung der Dichte auf einen Index von 2.0 oder niedriger, wurden für die mechanische Erprobung und die optische Analysen Diez-Proben gegossen und wie in Kapitel 2.4 beschrieben wärmebehandelt.

Die grundlegenden Arbeitsschritte für die Herstellung der Schmelze bis zur Probenfertigung sind schematisch als Ablaufdiagramm in **Abbildung 3-2** dargestellt.



Abbildung 3-2 Arbeitsfolge für die Probenherstellung.

3.1.2 Thermische Analyse

Die thermische Analyse dient zur qualitativen Analyse von Legierungen im Gießprozess. Sie gibt Auskunft über die Qualität der Schmelze durch legierungsspezifische Umwandlungspunkte bei bestimmten Temperaturen im Verlauf der Abkühlung. Die Aufzeichnung des Temperaturverlaufs erfolgt mit einem Data Logger (TC-08), für die Temperaturmessung wird ein Thermocup der Firma Heraeus Electro-Nite International N.V. verwendet. Um die Wirkung des Kornfeiners und des Veredelungsmittels festzustellen, bedient man sich der ersten Ableitung der Abkühlkurven. So können auch kleine Unterschiede leicht festgestellt werden. Mit diesem Versuch lassen sich zusätzlich die Temperaturen der verschiedenen Ausscheidungen ermitteln. In der unten angeführter **Abbildung 3-3** ist eine aufbereitete Abkühlkurve einer AlSiMg0.3 dargestellt.

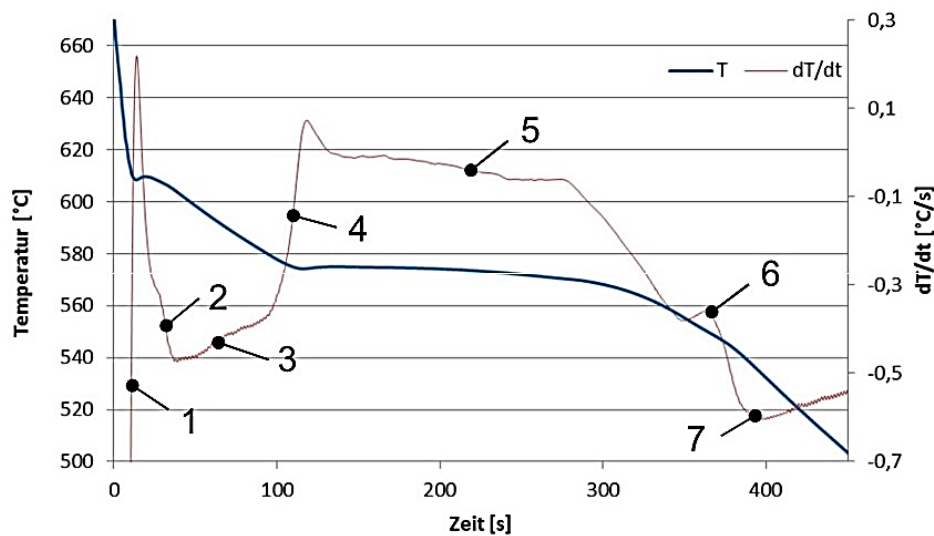


Abbildung 3-3 Thermische Analyse einer AlSiMg0.3-Legierung [35].

Folgende Merkmale können dabei beobachtet werden [35]:

- 1) Einsetzen der Keimbildung von Al-Kristallen
- 2) Keimbildung nimmt ab, es kommt zum Wachstum von Dendriten
- 3) Dendriten sind vollständig ausgebildet
- 4) eutektische Reaktion: $S \rightarrow \alpha + Si$, Keimbildung von Si-Kristallen
- 5) eutektische Reaktion: $S \rightarrow \alpha + Si$, Wachstum von Si-Kristallen
- 6) Ausscheidung von Mg_2Si -Phase + weiterer Eutektika
- 7) Erstarrungstemperatur

Für die Versuchsauswertung wurden Abkühlkurven von jeder Schmelze vor, sowie nach der Zugabe des Kornfeiners und der Veredelung (Sr) aufgenommen.

3.1.3 Dichteindex

Die Bestimmung des Dichte-Index wird angewendet, um die Schmelzequalität der Aluminiumlegierungen zu bestimmen. Der gelöste Wasserstoff stellt in Kombination mit anderen Verunreinigungen in der Schmelze bei der Erstarrung ein Problem dar. Durch die Bildung von Poren und Lunkern steigt die Porosität im Werkstoff und es kommt zu frühzeitigem Versagen des Werkstoffs bei niedrigeren Bruchdehnungen und Belastungen.

Die für die Unterdruck-Dichteprüfung verwendeten Tiegel wurden für 30min im Umluft-Kammerofen Marke Nabertherm NA 120/85A mit einer eingestellten Temperatur von 150°C vorgeheizt. Die Vakuumproben wurden bei 80mbar für 4min entgast, das verwendete Unterdruckgerät ist in **Abbildung 3-4** ersichtlich. Für die Auswertung der Messergebnisse sind folgenden Einflussfaktoren sorgfältig zu beachten und möglichst konstant zu halten, um vergleichbare Messergebnisse erzielen zu können:

- Temperatur der Schmelze
- turbulenzarme Entnahme der Schmelze
- Temperieren des Tiegels (150°C)
- Schichten des Tiegels
- Zeit und Höhe des Unterdrucks (4min bei 80mbar)



Abbildung 3-4 MK Industrievertretungen GmbH, Modell 3VT-LC.

3.2 Probenherstellung und Analyse

Für die Herstellung der Zugproben wurden von jeder Legierung Diez-Proben in Stahlkokillen gegossen. Diese wurden zuvor mit Bornitrid geschlichtet und im Umluftofen (Nabertherm NA120/85A) bei einer eingestellten Temperatur von 150°C für mindestens 30 Minuten vorgeheizt. Das Vorheizen bewirkt nicht nur die Trocknung der Schlichte, sondern sorgt auch für einen geringeren Temperaturgradienten zwischen Schmelze und Kokille als bei Raumtemperatur und für reproduzierbare Ausgangszustände für beide Versuchsreihen. Die Gießhöhe wurde durch den Eingusstrichter vorgegeben und die Schmelztemperatur konstant bei 720°C gehalten, wodurch eine ausreichende Überhitzung gewährleistet wurde.

3.2.1 Wärmebehandlung

Für die in weiterer Folge angeführten Proben zur Feststellung der mechanischen Kennwerte wurde eine T6 Wärmebehandlung mit Stufenglühung gewählt, um die maximale Festigkeit zu erhalten [27],[28]. Um den Einfluss von Seigerungen auf die Solidustemperatur auszuschließen, wählt man eine kurze erste Glühung knapp unter der Maximaltemperatur, welche die Auflösung von niedrigschmelzenden Bestandteilen zum Ziel hat. Die Proben werden dafür eine Stunde bei 530°C Kerntemperatur im Umluft-Kammerofen geglüht. Die zweite Stufe der Lösungsglühung dauerte 15 Stunden bei einer Glühtemperatur von 540°C. Im Anschluss an das Abschrecken im Wasserbad bei Raumtemperatur erfolgte eine Warmauslagerung bei 180°C Kerntemperatur der Proben für weitere 4 Stunden. Eine schematische Darstellung der Wärmebehandlung ist in **Abbildung 3-5** dargestellt.

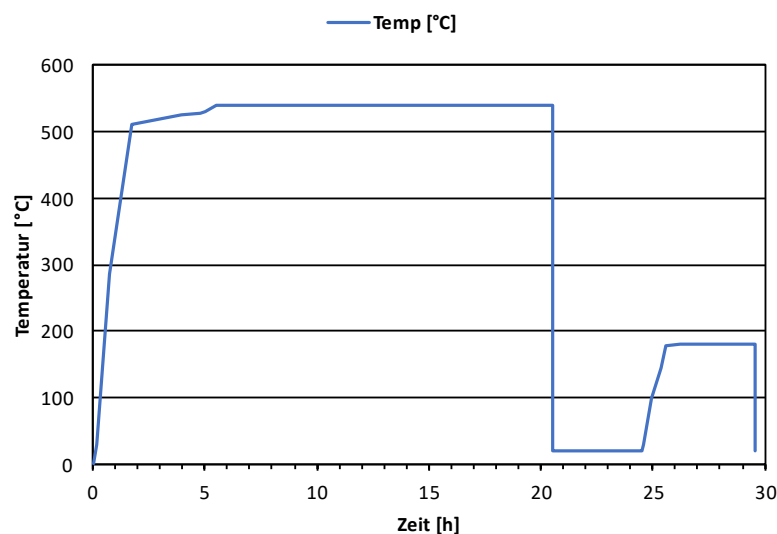


Abbildung 3-5 Schema Aushärtungsverfahren.

3.2.2 Mechanische Prüfung- Zugprüfung

Beim Zugversuch handelt es sich um ein genormtes Standardverfahren in der Werkstoffprüfung zur Bestimmung der Streckgrenze, der Zugfestigkeit, der Bruchdehnung und weiterer Werkstoffkennwerte und zählt zu den quasistatischen, zerstörenden Prüfverfahren. Es können somit die wichtigsten mechanischen Kennwerte einer Vielzahl an Proben einfach ermittelt und verglichen werden.

Die Zugproben wurden nach der Norm DIN 50125 Form B mit der Abmessung $\varnothing 10 \times 50\text{mm}$, siehe **Abbildung 3-6**, hergestellt und anschließend bei Raumtemperatur nach ISO 6892-1 und bei erhöhter Temperatur (180°C) nach der Norm ISO 6892-2 geprüft [36]–[38].

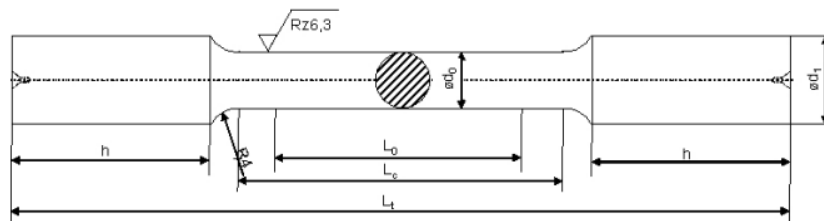


Abbildung 3-6 Zugprobe DIN 50125 Form B [36].

Die Zugprüfungen wurden vom Österreichischen Gießereikundeinstitut (ÖGI), mit folgenden in **Tabelle 3-5** aufgeführten Prüfparameter durchgeführt.

Tabelle 3-5 Prüfparameter für die Zugversuche.

Vorkraft [MPa]	Geschw. Streckgrenze [1/s]	Prüfgeschwindigkeit [1/s]
10	0,00007	0,0014

3.3 Metallografische Untersuchung

Um die Proben in den unterschiedlichen Mikroskopen betrachten zu können, ist die Herstellung von plan geschliffenen und polierten Oberflächen notwendig. Hinsichtlich der Vergleichbarkeit des Gefüges ist es unbedingt erforderlich, sämtliche Proben an derselben Stelle (Einguss-Seite), sowie im annähernd gleichen Abstand zu entnehmen. Untersucht wurden die Proben im Gusszustand ohne Wärmebehandlung.

3.3.1 Probenvorbereitung

Für die Untersuchung im Lichtmikroskop wurden die Proben mit SiC-Schleifpapier der Körnung P80, P220, P500, P800 und P1200 geschliffen und anschließend mit Diamantsuspension ($3\ \mu\text{m}$) und Alkaline Silicia Suspension ($1\ \mu\text{m}$) poliert. Die Schleif und Polierschritte wurden am Institut auf einer Maschine der Marke ATM (Saphir 350) durchgeführt. Die Ätzung erfolgte elektrolytisch nach Barker (HF , H_3BO_3 , H_2O) am Österreichischen Gießereikunde Institut (ÖGI) mit einem Ätzgerät ATM Kristall 620. Die geschliffene und polierte Probe wird über eine metallische Verbindung als Anode geschaltet und in die Säure getaucht. Durch die Ätzung lassen sich unter polarisiertem Licht im Lichtmikroskop die einzelnen Körner, auf Grund der Kontrastierung, gut unterscheiden.



Abbildung 3-7 Schleif- und Poliermaschine ATM Saphir 350.

3.3.2 Lichtmikroskopie (LIMI)

Da ein Lichtmikroskop nur eine geringe Tiefenschärfe bei starker Vergrößerung aufweist, ist eine gute Probenvorbereitung für eine optisch ebene Probe mit gut polierter Oberfläche unerlässlich. Die Auflösung ist auf die Wellenlänge des sichtbaren Lichts auf etwa $0,3\ \mu\text{m}$ beschränkt, was jedoch für die meisten Untersuchungen im mikroskopischen Bereich ausreichend ist. Die lichtmikroskopischen Versuche erfolgten am Lehrstuhl für Gießereikunde mit einem Mikroskop Carl Zeiss Axio Imager.A1m mit einem maximalen Auflösungsvermögen von etwa $0,5\ \mu\text{m}$. Am Mikroskop integriert ist eine Nikon DS-Fi1 Kamera, welche in **Abbildung 3-8** abgebildet ist. Die Auswertung des Kamerabildes übernimmt die Software NIS-Elements BR 3.0 von Nikon am Standrechner. Betrachtet wurden das Gefüge in verschiedenen Auflösungen unter polarisiertem Licht im Auflicht-TC-Verfahren und die Korngröße bestimmt.

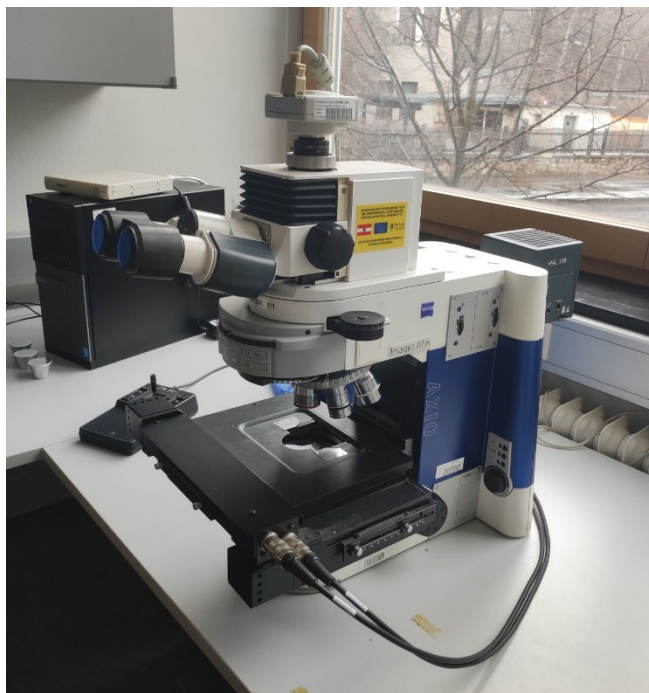


Abbildung 3-8 Lichtmikroskop Axio Imager am Lehrstuhl

3.3.3 Korngrößenbewertung

Für die Bestimmung der Korngrößenverteilung von Aluminium gibt es verschiedene digitale und analoge Verfahren. Die Auswertung im Rahmen dieser Arbeit erfolgte über das Linienschnittverfahren, als Hilfsmittel wurden das Fiji-Programm und Excel verwendet. Die Länge der Messlinien wird durch die Anzahl der Schnittpunkte der Korngrenzen geteilt und man erhält so die Korngröße in μm . **Abbildung 3-9** zeigt schematisch den Ablauf dieses Verfahrens am Beispiel einer AlSi7Mg0.3 Legierung. Für die Bestimmung der gesamten mittleren Korngröße wurden bei jeder Probe sechs Messungen durchgeführt, wobei drei Linien horizontal, sowie drei Messungen mit vertikal eingebrachter Linie durchgeführt wurden. Je nach Lage der einzelnen Linien kommt es zu teilweise großen Schwankungen der gezählten Schnittpunkte zwischen einzelnen Körnern im Gefüge und somit zu unterschiedlichen einzelnen mittleren Korngrößen.

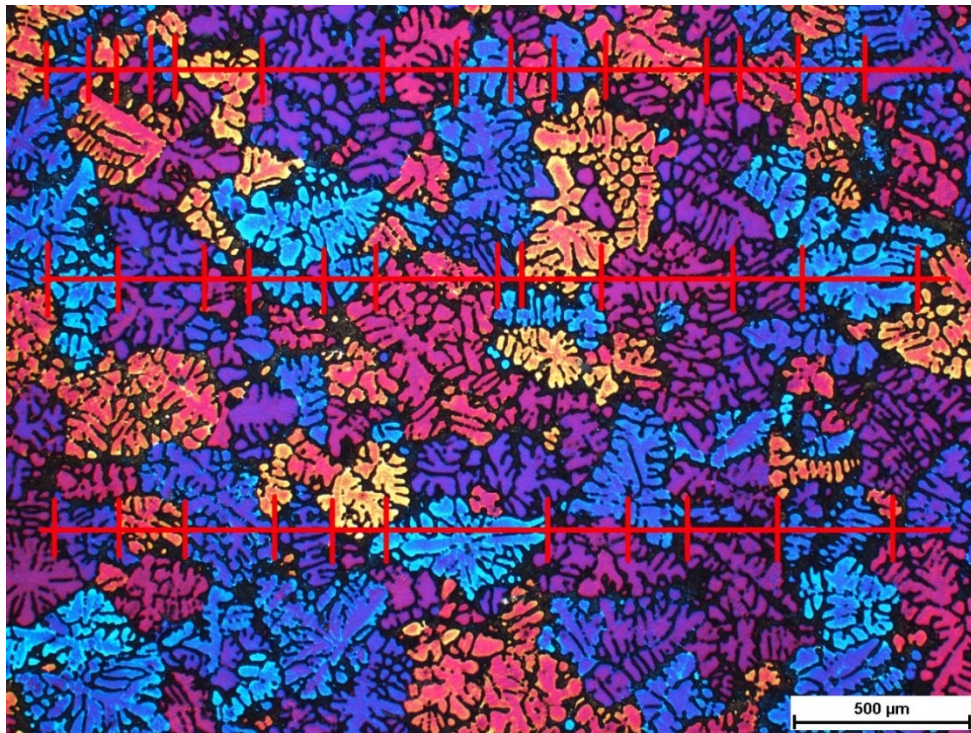


Abbildung 3-9 Korngrößenbestimmung mittels Linienschnittverfahren am Beispiel der Probe AlSi7.

3.3.4 Rasterelektronenmikroskope (REM)

Lichtmikroskope sind aufgrund ihrer Auflösungsgrenze von mehreren Mikrometern nicht in der Lage, Körner im Submikrometerbereich $<1 \mu\text{m}$ zu erkennen. Hier kommt die Rasterelektronenmikroskopie ins Spiel, die über mehrere Methoden verfügt, um Korngrößen zwischen mehreren hundert bis hinunter zu einigen Nanometern zu erkennen. Anstelle von

optischem Licht verwendet ein Rasterelektronenmikroskop (REM) einen Elektronenstrahl zum Abtasten der Probe. Der Elektronenstrahl wird durch eine Elektronenkanone erzeugt und durch elektrische und magnetische Linsen fokussiert, um einen sehr kleinen Punkt auf der Oberfläche der Probe zu erzeugen. Der Elektronenstrahl wird dann über die Oberfläche der Probe gerastert und die Elektronen, die von der Oberfläche zurückgestreut werden, werden von einem Detektor aufgefangen und in ein Bild umgewandelt. Bei der Wechselwirkung des Strahls mit der Probe kann eine Vielzahl von Signalen nachgewiesen werden, die in **Abbildung 3-10** schematisch dargestellt sind. Der Nachweis von Sekundärelektronen ist die gebräuchlichste Methode zur Erstellung von Bildern mit dem REM, da sie hochauflösende Bilder der Oberfläche liefern und gleichzeitig Informationen über die Topographie und die chemische Zusammensetzung des Materials bereitstellen. Dadurch ermöglichen sie eine detaillierte Charakterisierung der Probe.

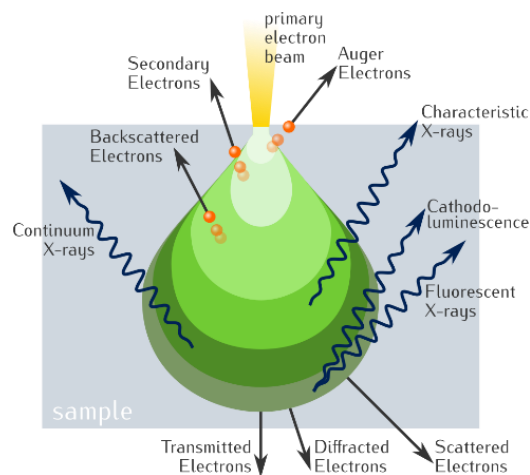


Abbildung 3-10 Wechselwirkungsbirne des Elektronenstrahls

Mit einem REM können auch verschiedene chemische Analysen der Probe durchgeführt werden. Dies wird durch eine Technik namens Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) erreicht und es erfolgt die Bestimmung der chemischen Elemente, deren Konzentration und Verteilung im Material. Die EDX-Analyse gehört zur Röntgenmikroanalyse und beruht darauf, dass jedes chemische Element eine charakteristische Röntgenstrahlung aussendet, wenn es angeregt wird. Die Anregung erfolgt durch den Primärelektronenstrahl des Rasterelektronenmikroskops und benötigt eine bestimmte Energie, welche von den Elementen in der Probe abhängt. Der Detektor des REM kann die Energie der Röntgenstrahlung messen und so kann während der Untersuchung der Probe auch die chemische Zusammensetzung kleiner Partikel oder Phasen ermittelt werden. Damit lassen sich auch zusätzliche Einschlüsse im Werkstoff oder Verunreinigungen genauer beurteilen. Die Intensität der Röntgenlinien ist proportional zur Konzentration des entsprechenden Elements in der Probe.

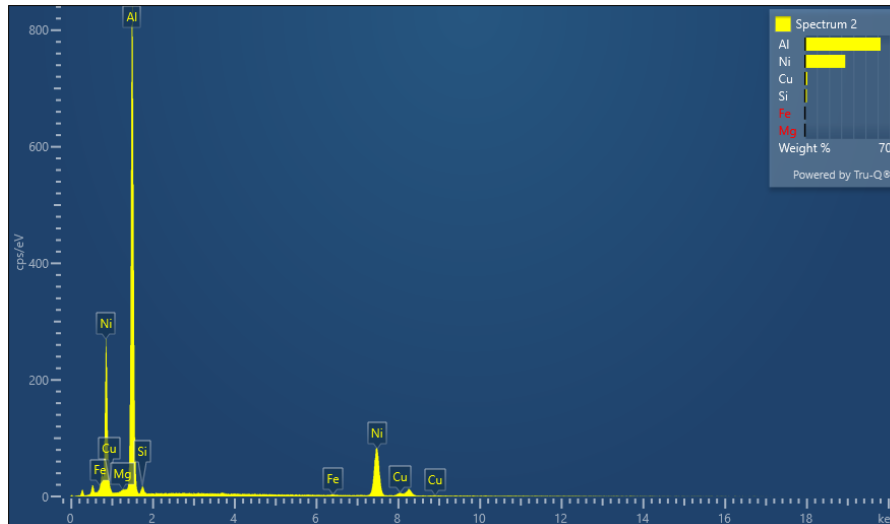


Abbildung 3-11 EDX-Spektrum einer Al-Ni-Phase in einer AlSi7 Legierung.

Dabei ist zu beachten, dass das ermittelte Röntgensignal nicht nur aus einem Bildpunkt stammt, sondern aus einem Wechselwirkungsvolumen der Probenoberfläche, das je nach verwendeter Elektronenenergie unterschiedlich groß sein kann. Daraus erhält man ein Histogramm der Intensitäten der einzelnen Elemente bei verschiedenen Energien, was in **Abbildung 3-11** am Beispiel einer Aluminium-Nickel-Phase dargestellt ist.

Für die Auswertung der Ergebnisse im Rahmen dieser Arbeit wurde ein REM von JOEL (JSM-7200F) mit Rückstreuelektronendetektor (EBSD), Sekundärelektronendetektor (SED) für die Bildaufnahme und energiedispersivem Detektor für die EDX-Analyse verwendet, welches in **Abbildung 3-12** abgebildet ist.



Abbildung 3-12 Verwendetes REM JSM-7200F.

4 Ergebnisse und Diskussion

Die Proben wurden unterschiedlichen, in Kapitel 3 beschriebenen Tests unterzogen, um ihre mechanischen und morphologischen Eigenschaften festzustellen. In diesem Kapitel werden die Ergebnisse aus den Untersuchungen vorgestellt, beginnend mit der thermodynamischen Berechnung der Nickelphasen und einiger intermetallischer Phasen, über die Auswertungen der Probenherstellung, vom Dichteindex bis zur thermischen Analyse. Nachfolgend wird auf die grundlegenden Gefügeauswertungen mittels LIM1 und REM eingegangen und abschließend die mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch präsentiert.

4.1 Thermodynamische Berechnung (Thermocalc)

Für die beiden Legierungssysteme AlSi7Mg0.3 und AlSi12Mg1Cu1 wurde im Rahmen einer Voruntersuchung eine thermodynamische Berechnung mittels Thermocalc Version TC Al3 durchgeführt, um das Auftreten von intermetallischen Phasen, sowie deren Ausscheidungstemperaturen bestimmen zu können. Als Grundlage für die Auswertung dienen die chemischen Zusammensetzungen der Testlegierungen, welche mittels Funkenspektrometer bestimmt wurden. Die chemischen Analysen sind **Tabelle 4-1** ersichtlich. Für die Berechnung der intermetallischen Phasen sollten folgende Elemente berücksichtigt werden:

- Al, Si, Fe, Cu, Mn, Mg, Ni, Ti, B, Sr

Tabelle 4-1 chemische Zusammensetzungen der untersuchten Legierungen (in Gew.-%).

	Legierungsbestandteile [%]						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	sonstige
AlSi7Mg0.3	7.314	0.093	0.010	0.252	0.341	0.005	<0.05
AlSi7Mg0.3Ni0.5	7.378	0.069	<0.001	0.216	0.360	0.468	<0.05
AlSi7Mg0.3Ni1	7.115	0.099	<0.001	0.247	0.341	0.946	<0.05
AlSi12Mg1Cu1	12.77	0.059	0.945	0.004	1.040	0.010	<0.05
AlSi12Mg1Cu1Ni05	12.85	0.054	0.860	0.003	1.150	0.492	<0.05
AlSi12Mg1Cu1Ni1	12.56	0.066	0.981	0.006	0.919	1.025	<0.05

4.1.1 System AlSi7Mg0.3

In **Abbildung 4-1** kann man anhand einer in Thermocalc simulierten Abkühlkurve die Bildung der einzelnen Phasen mit sinkender Temperatur betrachten. Für diese Versuchsgruppe wurde die Legierung AlSi7Mg0.3Ni1 gewählt.

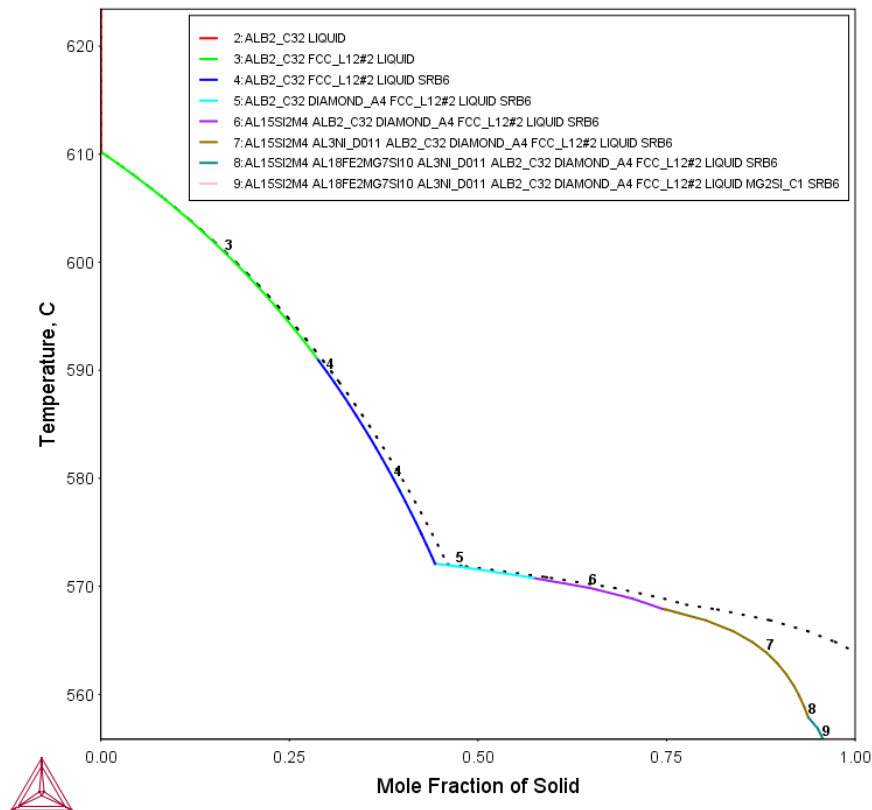


Abbildung 4-1 thermodynamisch berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi7Mg0.3Ni1.

In **Tabelle 4-2** sind die wichtigsten Phasenausscheidungen hinlänglich ihrer Ausscheidungstemperatur tabellarisch aufgelistet. Relevante Phasen in Zusammenhang mit Strontium, Titan und Bor konnten nicht ermittelt werden und wurden somit auch nicht berücksichtigt.

Tabelle 4-2 berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi7Mg0.3Ni1 mit Ausscheidungstemperatur

Nr.	Temp [°C]	Phasen
1	610	Liq. → α -Al
2	573	Liq. → α -Al + Si
3	571	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$
4	568	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ + Al_3Ni
5	558	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ + Al_3Ni + $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$
6	557	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ + Al_3Ni + $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ + Mg_2Si

Zu Beginn der Erstarrung scheidet sich bei einer Schmelztemperatur von 610°C zunächst der α -Al Mischkristall dendritisch aus. Ab diesem Zeitpunkt beginnt sich das Dendritennetzwerk aus Aluminium in der Schmelze auszubilden. Die verbleibende Restschmelze reichert sich mit den verbleibenden Begleitelementen an. Ab der eutektischen Temperatur von 573 °C scheidet sich das Al-Si-Eutektikum aus. Aufgrund der Zugabe von 0.21 Gew.-% Mn im Verhältnis zu 0.07 Gew.-% Fe, entsprechend einem Fe/Mn-Verhältnis von 0.33, scheidet sich bei 571°C die erste Fe-haltige intermetallische Phase α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, aus. Eine nickelhaltige ϵ - Al_3Ni Phase bildet sich erstmals bei einer naheeutektischer Temperatur von 568°C. Bei weiterer Unterkühlung kommt es zur Bildung der komplexen π - $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ Phase. Diese besitzt eine gute Kombination aus hoher Festigkeit, guter Verformbarkeit und Korrosionsbeständigkeit. Das festigkeitssteigernde Magnesiumsilizid, die M-Phase Mg_2Si , bildet sich am Ende dieser simulierten Erstarrung aus [39],[40].

4.1.2 System AlSi12Mg1Cu1

In **Abbildung 4-2** sind die mittels ThermoCalc berechneten Phasen ersichtlich, welche sich während der Abkühlung einer AlSi12Mg1Cu1- Legierung mit 1% Nickel bilden.

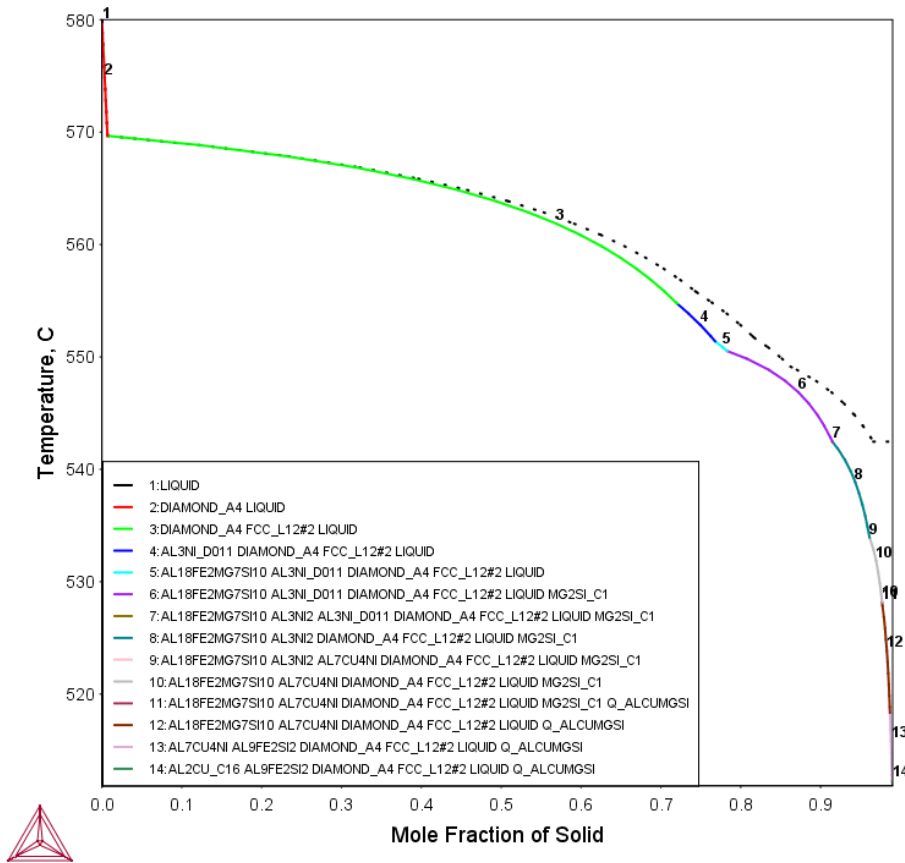


Abbildung 4-2 thermodynamisch berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi12Mg1Cu1Ni1.

In **Tabelle 4-3** sind die wichtigsten Phasenausscheidungen für die Legierung AlSi12Mg1Cu1 hinlänglich ihrer Ausscheidungstemperatur tabellarisch aufgelistet. Auch hier wurden die Titan, Bor und Strontium Phasen ausgespart.

Tabelle 4-3 berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi12Mg1Cu1Ni1 mit Ausscheidungstemperatur

Nr.	Temp [°C]	Phasen
1	569	Liq. → α -Al + Si
2	554	Liq. → α -Al + Si + Al_3Ni
3	552	Liq. → α -Al + Si + Al_3Ni + $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$
4	551	Liq. → α -Al + Si + Al_3Ni + $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ + Mg_2Si
5	542	Liq. → α -Al + Si + Al_3Ni + $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ + Mg_2Si + Al_3Ni_2
6	534	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ + Mg_2Si + Al_3Ni_2 + $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$
7	528	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ + Mg_2Si + $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ + $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$
8	516	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ + $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ + $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$
9	512	Liq. → α -Al + Si + $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ + $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ + Al_2Cu

Die Erstarrung der Legierung AlSi12Mg1Cu1 beginnt mit der Ausscheidung primären Siliziums aufgrund des leichten Si-Überschusses. Die Schmelze verarmt daraufhin an Si und es erfolgt bei Erreichen der eutektischen Temperatur von 569°C die eutektische Reaktion unter der Bildung der Phasen α -Al Mischkristall (dendritisch) und Si. Bei 554°C kommt es zur ersten Ausscheidung der nickelhaltigen ε -Al₃Ni Phase. Die Ausscheidung der ε -Phase verläuft nur über einen kleinen Temperaturbereich, dieser beginnt bei dieser Legierung bei 554°C und endet bei 542°C. Anschließend scheiden sich über den Temperaturbereich von 542°C bis 516°C die anderen nickelhaltigen Phasen, Al₃Ni₂ und γ -Al₇Cu₄Ni, aus. Es kommt im Verlauf der Abkühlung zu einer Ausscheidung der π -Al₁₈Fe₂Mg₇Si₁₀ Phase, sowie der M-Phase Mg₂Si zwischen 552°C und 528°C. Die kupferreichen Phasen γ -Al₇Cu₄Ni, Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆, sowie abschließend θ -Al₂Cu, werden durch eutektische und peritektische Reaktionen zwischen 534°C und 509°C gebildet. Gegen Ende der Erstarrung tritt noch die β -Phase Al₉Fe₂Si₂ auf, weshalb diese hauptsächlich an den Korngrenzen zu finden sein wird [39],[40].

4.2 Untersuchung der Abgussparameter

Wie bereits im vorherigem Kapitel 3 detaillierter ausgeführt, wurden die Legierungen am Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität hergestellt. Vor dem Abguss wurde von jeder der sechs Legierung nach dem Entgasungsvorgang und nach der Kornfeinung eine Analyse des Dichteindex vorgenommen und eine thermische Analyse durchgeführt. Die genauen chemischen Zusammensetzungen der Legierungen wurden mittels Funkenspektrometer ausgewertet, diese sind in **Tabelle 4-1** ersichtlich.

4.2.1 Dichteindex

Zur Bestimmung des Dichteindex erstarrte jeweils eine Probe unter einem Vakuum von 80 mbar für 4 min und eine zweite Probe unter atmosphärischem Druck. Es wurden für jede Legierung zwei Proben genommen, die Erste direkt vor dem Abguss der ersten Diez-Probe, sowie eine Probe am Ende der Gießversuche nach ca. 60min. Durch die nachfolgende Bestimmung der jeweiligen Dichten nach dem archimedischen Prinzip und der Berechnung des Dichteindex konnte eine erste Aussage über die Qualität der Schmelze getroffen werden. Die Festlegung, den Dichteindex für die Abgüsse unter 2% einzustellen wurde bis auf die erste Probe der Legierung AlSi7, sowie auf die letzte Probe der Legierung AlSi12Ni1 erreicht.

Tabelle 4-4 zeigt den Dichteindex der abgussfertigen Schmelzen, wobei der jeweils erste Eintrag mit der Nummer 1 die Probe direkt vor dem ersten Abguss darstellt. Der Index A steht

für die Probe unter atmosphärischem Druck und V bezeichnet die Vakuumprobe bei 80 mbar. Die beiden groben Abweichungen der Messergebnisse können auf Einflüsse bei der Probennahme zurückgeführt werden. Im Fall von AISi7 ist es sehr unwahrscheinlich, dass sich die Schmelze von selbst entgast. Zu den am wahrscheinlichsten möglichen Ursachen sind Reste an Spülgas in der Schmelze, sodass Argon in den Proben das Ergebnis verfälschen. Die extreme Steigerung des Dichteindex der Probe AISi12Ni1 lässt sich am ehesten mit zu langsamer Ausführung der Vakuumentgasung erklären.

Tabelle 4-4 Dichteindex der abgussfertigen Schmelzen

Legierung	Probe	Dichte [g/cm ³]	Dichteindex [%]	Legierung	Probe	Dichte [g/cm ³]	Dichteindex [%]																																											
AISi7	A1	2,651	2,221	AISi12	A1	2,665	0,270																																											
	V1	2,592			A2	2,661		1,738	A2	2,769	V2	2,614	V2	2,736	AISi7Ni0.5	A1	2,632	1,465	AISi12Ni0.5	A1	2,640	1,278	V1	2,594	A2	2,649	2,046	A2	2,633	V2	2,595	V2	2,585	AISi7Ni1	A1	2,676	0,300	AISi12Ni1	A1	2,557	0,715	V1	2,668	A2	2,673	0,535	A2	2,621	V2	2,659
	A2	2,661	1,738		A2	2,769																																												
	V2	2,614			V2	2,736																																												
AISi7Ni0.5	A1	2,632	1,465	AISi12Ni0.5	A1	2,640	1,278																																											
	V1	2,594			A2	2,649		2,046	A2	2,633	V2	2,595	V2	2,585	AISi7Ni1	A1	2,676	0,300	AISi12Ni1	A1	2,557	0,715	V1	2,668	A2	2,673	0,535	A2	2,621	V2	2,659	V2	2,560																	
	A2	2,649	2,046		A2	2,633																																												
	V2	2,595			V2	2,585																																												
AISi7Ni1	A1	2,676	0,300	AISi12Ni1	A1	2,557	0,715																																											
	V1	2,668			A2	2,673		0,535	A2	2,621	V2	2,659	V2	2,560																																				
	A2	2,673	0,535		A2	2,621																																												
	V2	2,659			V2	2,560																																												

4.2.2 Thermische Analyse

Die Auswertung der Abkühlkurve mittels thermischer Analyse hatte unter anderem den Sinn, die Wirkung des Kornfeiners (Al-2.2Ti-1B, bzw. Al-1.6Ti-1.4B) und der Veredelung der Schmelze mit Al10Sr bestätigen zu können. Zusätzlich lassen sich mit dieser Methode die Ausscheidungen der zuvor in Thermocalc (Version TC Al3) berechneten Phasen nachweisen. Die genauen chemischen Zusammensetzungen der Legierungen können aus **Tabelle 4-1** und dem Anhang B entnommen werden. Eine Auflistung der zu erwartenden Phasen ist der **Tabelle 4-2** und **Tabelle 4-3** nachzusehen. Es wurden für jede Legierung zwei thermische Analysen aufgezeichnet und ausgewertet. Die Wirkung des Kornfeiners konnte in beiden Testgruppen bestätigt werden und es wurde eine Vollveredelung erreicht.

In **Abbildung 4-3** ist repräsentativ für alle Legierungen der Gruppe AlSi7Mg0.3 die aufbereitete Abkühlkurve der korngefeinten Legierung AlSi7Mg0.3Ni1 dargestellt. Alle weiteren Abkühlkurven sind aus dem Anhang A zu entnehmen.

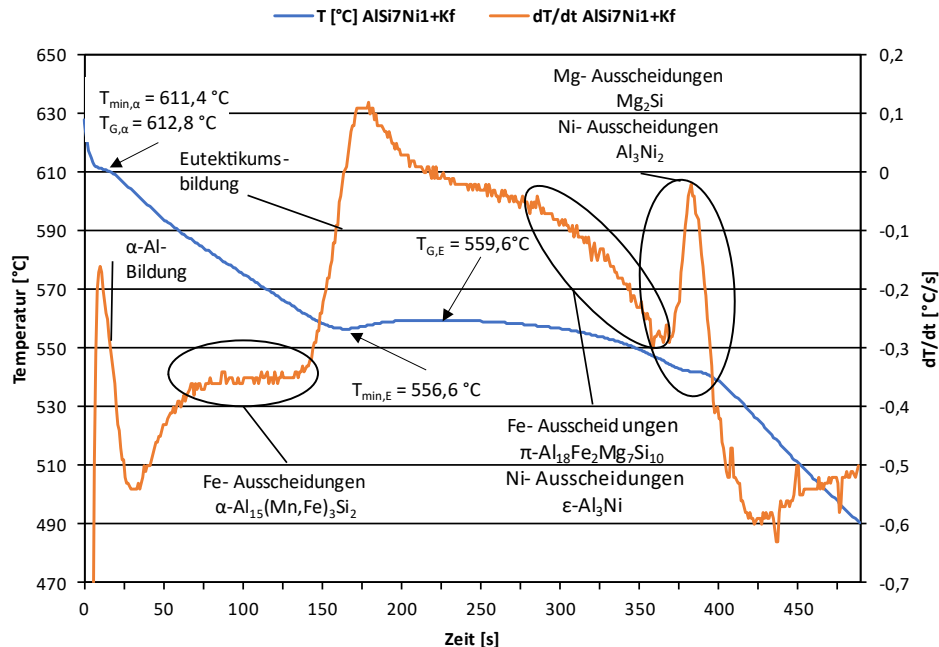


Abbildung 4-3 Thermische Analyse mit erster Ableitung, Legierung AlSi7Mg0.3Ni1.

Begriffsdefinition:

- $T_{\min, \alpha}$ minimale Temperatur der α -Phase
- $T_{G, \alpha}$ Wachstumstemperatur der α -Phase
- $\Delta T_{U, \alpha}$ Unterkühlung der α -Phase ($\Delta T_{U, \alpha} = T_{G, \alpha} - T_{\min, \alpha}$)
- $T_{\min, E}$ minimale Temperatur des Eutektikums
- $T_{G, E}$ Wachstumstemperatur des Eutektikums
- $\Delta T_{U, E}$ Unterkühlung des Eutektikums ($\Delta T_{U, E} = T_{G, E} - T_{\min, E}$)
- ΔT_V Veredelungsgrad ($\Delta T_V = T_{G, E1} - T_{G, E2}$)

Aus **Abbildung 4-3** geht hervor, dass es bei einer Temperatur von 612,8°C zur Bildung des α -Mischkristalls kommt. Durch entsprechende Gehalte an Verunreinigungen wie beispielsweise Fe, kommt es zu Ausscheidungen in Form von nachdendritischem α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂. Anschließend folgt nach der Eutektikumbildung eine Ausscheidung von π -Al₁₈Fe₂Mg₇Si₁₀. Die Bildung der eisenhaltigen Phasen und deren Morphologie sind vor allem von der chemischen Zusammensetzung und der Erstarrungskinetik abhängig.

Die nickelreichen Phasen bilden sich erst nach der eutektischen Temperatur aus, weshalb diese bevorzugt an den Korngrenzen zu finden sind. Hervorzuheben ist bei den Abkühlendiagrammen dieser Legierung, dass Nickel nicht nur für eine endotherme Reaktion sorgt, was aus der abgeflachten Ableitungskurve im Bereich der naheutektischen Fe-Ausscheidungen mit der Referenzlegierung ohne Nickel ermittelt wurde, sondern auch eine Verschiebung der Ausscheidungsreaktion der M-Phase (Mg_2Si) zu niedrigeren Temperaturen ($T_{Ref} = 549,1^\circ C$ zu $T_{1\%Ni} = 542,2^\circ C$) führt. Dies hängt mit der Ausscheidung von Al_3Ni_2 zusammen, welches sich im gleichen Temperaturbereich bildet. Nach Abschluss der festigkeitssteigernden Mg_2Si -Phasenausscheidung ist die Erstarrung der Gusslegierung bei Erreichen der Solidustemperatur (Anstieg am Ende der dT/dt -Kurve) beendet. Nachfolgende **Abbildung 4-4** zeigt die erste Ableitung der Abkühlkurve über der Temperatur aufgetragen. Dadurch lassen sich die Bereiche der Phasenbildung in Abhängigkeit der Temperatur leichter erkennen.

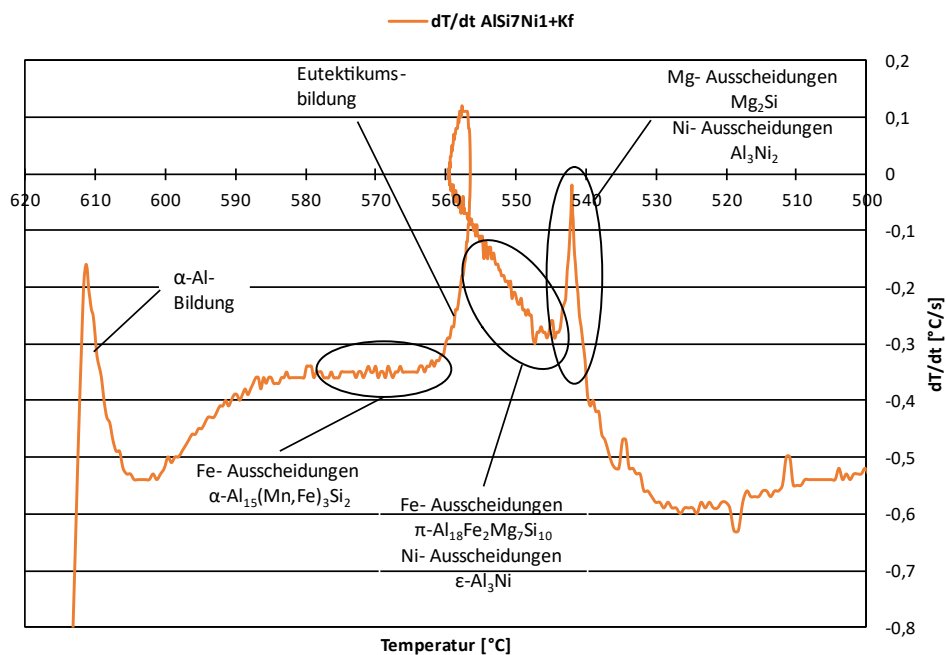


Abbildung 4-4 Ableitung dT/dt der Abkühlkurve über der Temperatur, für AlSi7Mg0.3Ni1.

Für das Legierungssystem AlSi12 ist in diesem Kapitel die AlSi12Mg1Cu1Ni1-Legierung repräsentativ für die zweite Probengruppe aufbereitet. Durch die Kornfeinung ergibt sich bei eutektischen Legierungen, dass die Bildung der α -Phase und die Eutektikumbildung nicht im selben Punkt stattfinden, sondern es sich bei $T_{\min, \alpha}$ ein Bereich für die α -Phase plateauartig ausbildet. In **Abbildung 4-5** ist dieser Bereich anhand der ersten Ableitung (dT/dt) gut ersichtlich, es kommt zu einer Unterkühlung der α -Phase $\Delta T_{U, \alpha}$ von 0.3°C .

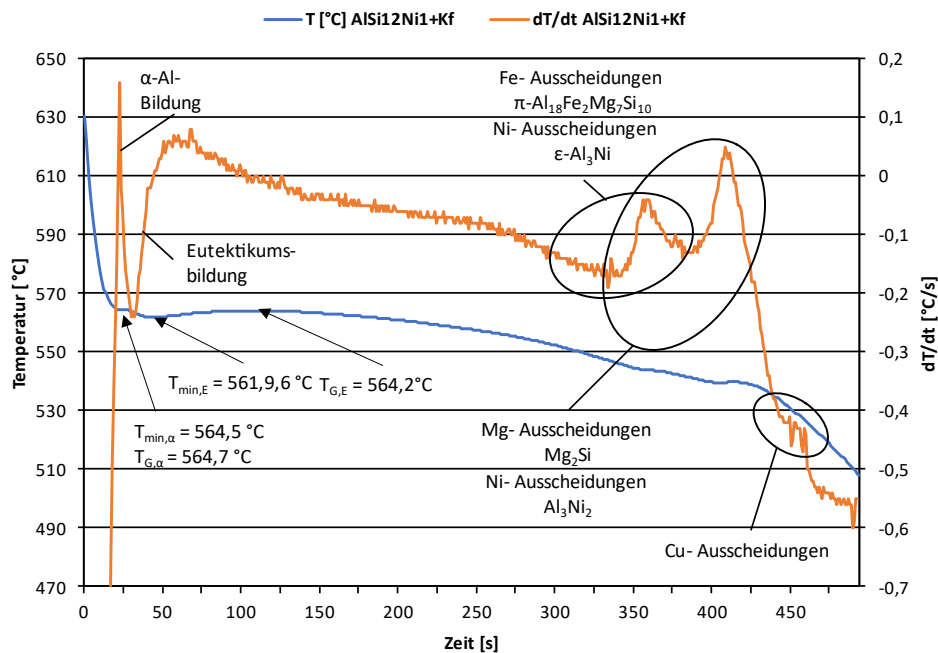


Abbildung 4-5 Thermische Analyse mit erster Ableitung, Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1.

Bei dieser Legierung bilden sich ausschließlich naheeutektische intermetallische Ausscheidungen in Form von Fe-haltiger $\pi\text{-Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ Phase, Mg-Mg₂Si, sowie die kupferreichen Phasen $\gamma\text{-Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$, $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ und abschließend $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$. Besonders kennzeichnend für die korngefeinten und veredelten Legierungen ist, dass sich zwei gut erkennbare Peaks in der Kurve der ersten Ableitung ausbilden. Der erste Peak bildet den Bereich der Fe-Ausscheidungen in Form von $\pi\text{-Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ und $\epsilon\text{-Al}_3\text{Ni}$. Im Anschluss daran sorgen Mg-Ausscheidungen in Form von Mg₂Si und die Ausscheidung von Al₃Ni₂ für die Bildung den messbaren Ausschlag des zweiten Peaks. Die Erstarrung der Gusslegierung ist nach Ende der Cu-Ausscheidungen bei Erreichen der Solidustemperatur (Abflachung am Ende der dT/dt-Kurve) abgeschlossen. In folgendem **Abbildung 4-6** ist die erste Ableitung der Abkühlkurve über der Temperatur aufgetragen, um die Phasenbildungen in Abhängigkeit der Temperatur leichter ablesen zu können.

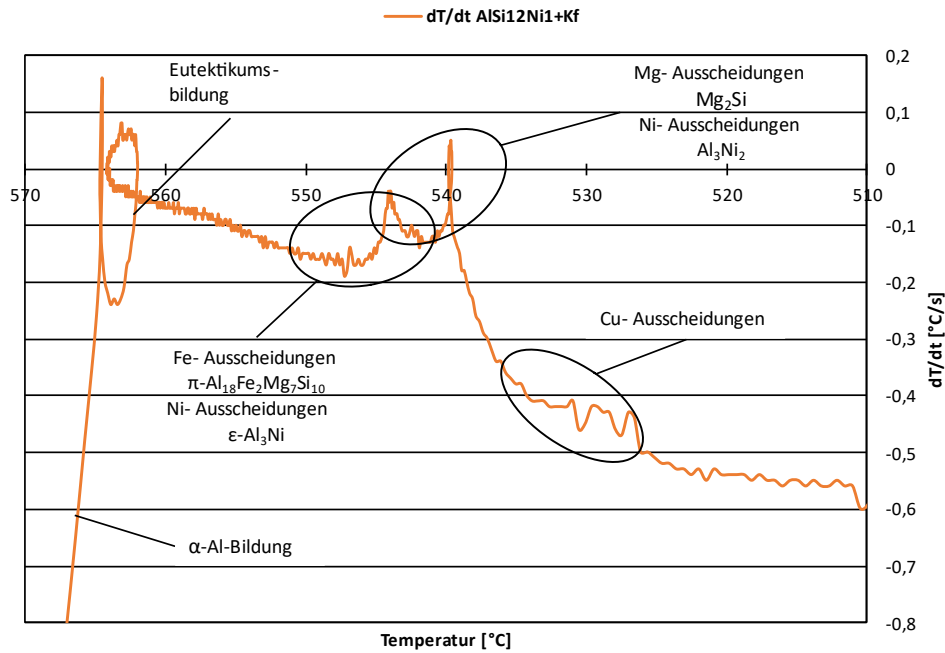


Abbildung 4-6 Ableitung dT/dt der Abkühlkurve über der Temperatur, für AISi12Mg1Cu1Ni1.

In **Tabelle 4-5** wird eine Übersicht über die wichtigsten Parameter der Abkühlkurven der vollständigen Versuchsreihe hinsichtlich des Einflusses der Kornfeinung und Veredelung tabellarisch dargestellt. Der erste Eintrag jeder Legierung ist die Auswertung ohne Kornfeiner und Veredelungsmittel nach der Entgasung der Schmelze. Der zweite Eintrag entspricht dem gussfertigen Zustand der Schmelze nach sämtlichen Behandlungsschritten.

Tabelle 4-5 charakteristische Temperaturen der thermischen Analyse der realen Abgüsse.

Legierung	$T_{\min, \alpha}$ [°C]	$T_{G, \alpha}$ [°C]	$\Delta T_{U, \alpha}$ [°C]	$T_{\min, E}$ [°C]	$T_{G, E}$ [°C]	$\Delta T_{U, \alpha}$ [°C]	ΔT_V [°C]
AISi7	612,4	612,6	0,2	568,7	569,5	0,8	5,1
	613,5	613,5	0,0	561,6	564,4	2,8	
AISi7Ni0.5	608,2	609,9	1,7	571,3	573,1	1,8	11,4
	612,1	612,2	0,1	558,7	561,7	3,0	
AISi7Ni1	609,5	609,5	0,0	568,9	569,4	0,5	9,8
	611,4	611,4	0,0	556,6	559,6	3,0	
AISi12	564,5	564,5	0,0	567,9	569,2	1,3	5,1
	570,1	570,7	0,6	562,0	564,1	2,1	
AISi12Ni0.5	568,4	572,6	4,2	572,6	572,7	0,1	10,8
	569,4	569,4	0,0	559,8	561,9	2,1	
AISi12Ni1	568,0	568,0	0,0	569,5	570,8	1,3	6,6
	564,5	564,8	0,3	562,0	564,2	2,2	

4.3 Metallografische Untersuchungen

4.3.1 Einfluss der Wärmebehandlung

Nachfolgend in **Abbildung 4-7** sind für jede der beiden Legierungsgruppen, repräsentativ für alle Abgüsse, Schliffbilder des Gefüges jeweils vor und nach der Wärmebehandlung ersichtlich. Erkennbar ist bei beiden Legierungen die rundliche Einformung des fein ausgeprägten eutektischen Siliziums, was für eine erfolgreiche Wärmebehandlung und Veredelung spricht. Zeilen- oder plattenförmige Ausscheidungen konnten im LIM1 nach der Wärmebehandlung bei keiner Probe gefunden werden, ebenso wenig wie größere Ausscheidungsnetze an Fe-haltigen Phasen.

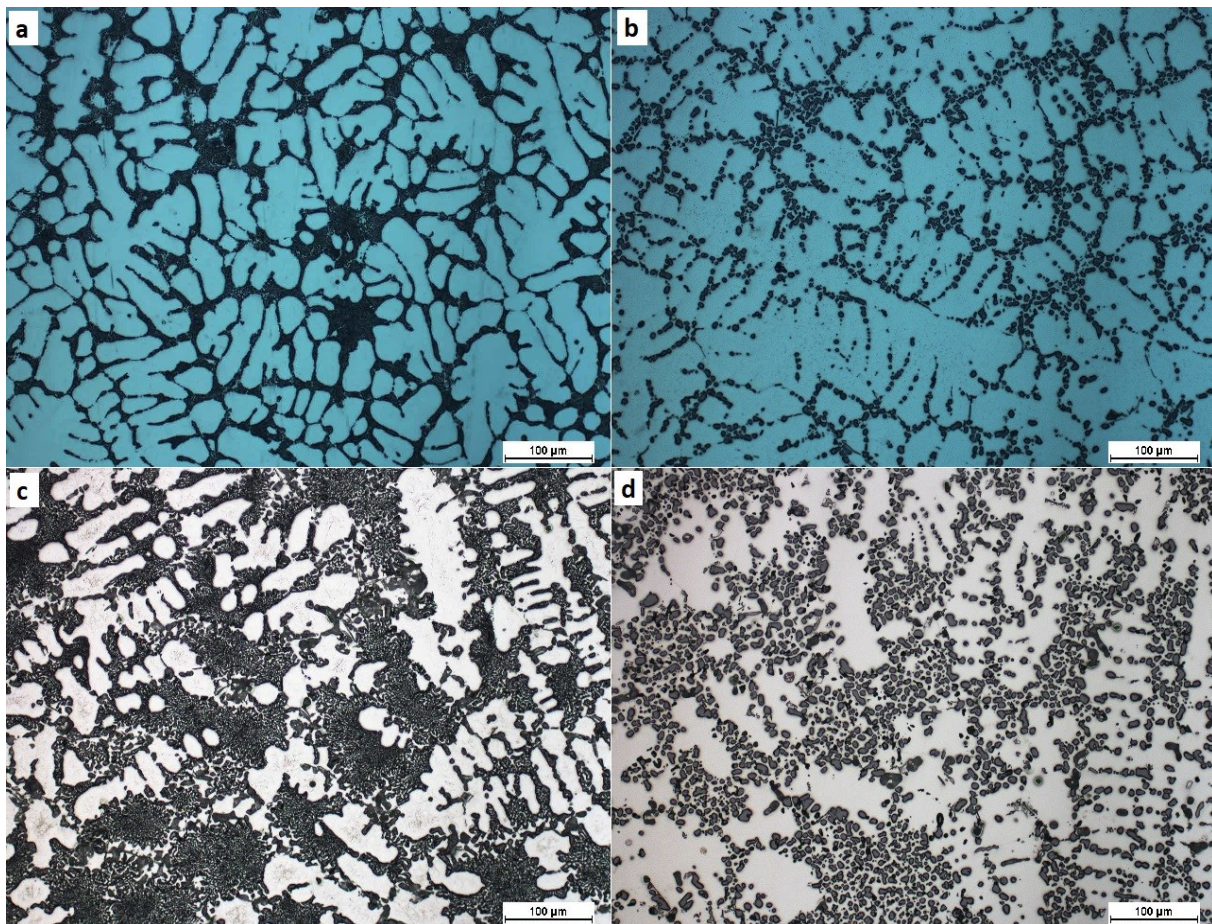


Abbildung 4-7 Gefügebilder der Legierungsgruppen jeweils im Gusszustand und nach der Wärmebehandlung (WBH): AlSi7Mg0.3Ni1 a) vor WBH, b) nach WBH; AlSi12Mg1Cu1Ni1 c) vor WBH, b) nach WBH

Um die begrenzte Auflösung des Lichtmikroskops in Bezug auf die Auflösung auszugleichen, wurde mit der Hilfe des Rasterelektronenmikroskops überblicksmäßig das Gefüge der Proben vor und nach der Wärmebehandlung analysiert. In **Abbildung 4-8** und **Abbildung 4-9** sind REM-Bilder, aufgenommen mit Sekundärelektronenkontrast (SE), für die jeweiligen Legierungsgruppen abgebildet. Auf die einzelnen Phasen und Bereiche wird in weiterer Folge im Kapitel 4.3.3 eingegangen. Vorzeitig lässt sich jedoch sagen, dass es mit der Einformung des eutektischen Siliziums bei der Wärmebehandlung zu einer Abnahme von nadelförmigen und plattenförmigen Fe-Ausscheidungen kommt. Ebenso ist die bevorzugte Anreicherung der hellen Ausscheidungen zwischen den Dendritenarmen bei den Legierungen im Gusszustand gut erkennbar.

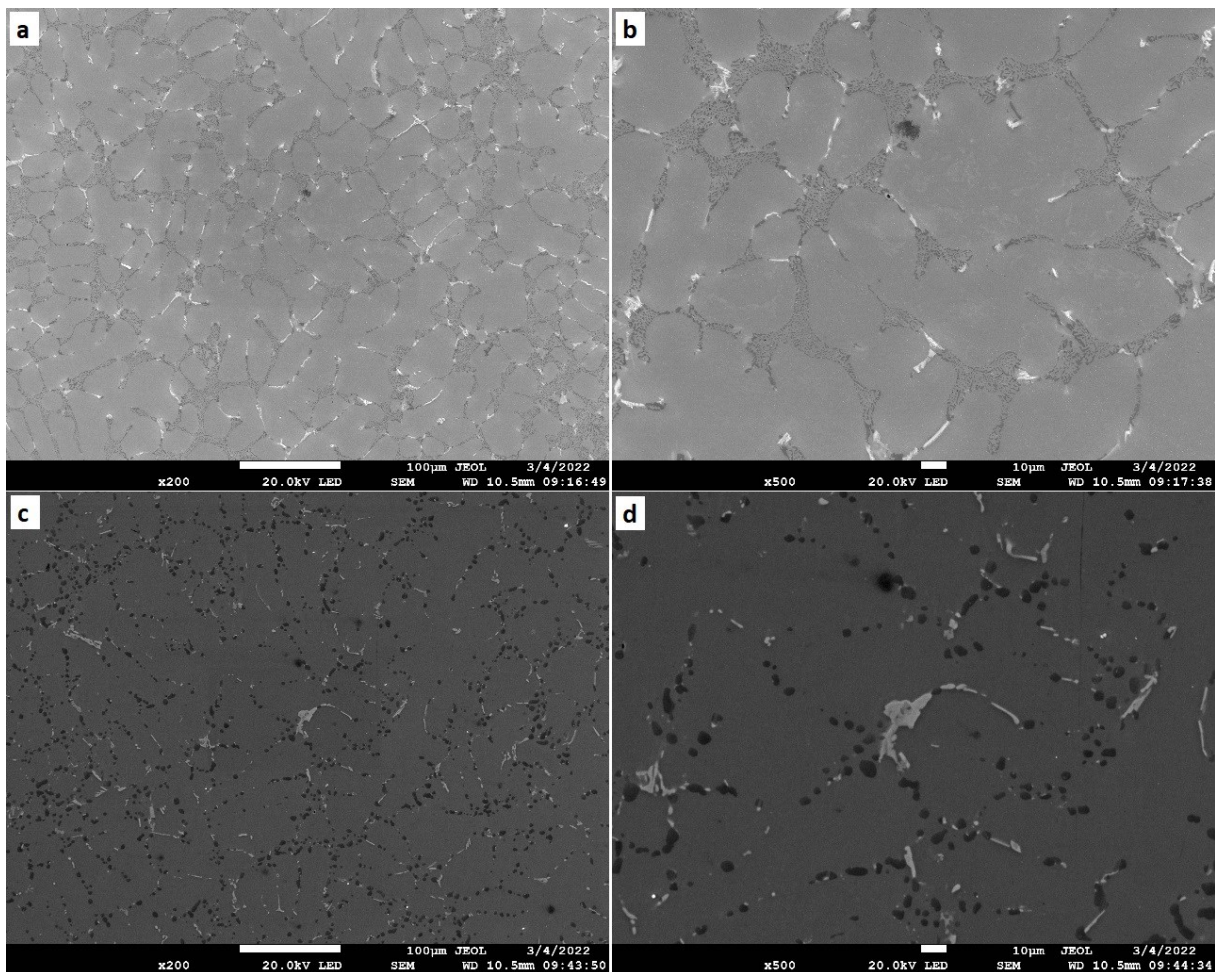


Abbildung 4-8 REM-Analyse (SE) des Gefüges einer AlSi7Mg0.3Ni1 Probe mit unterschiedlichen Vergrößerungen vor WBH a) 200x, b) 500x; nach WBH c) 200x, d) 500x.

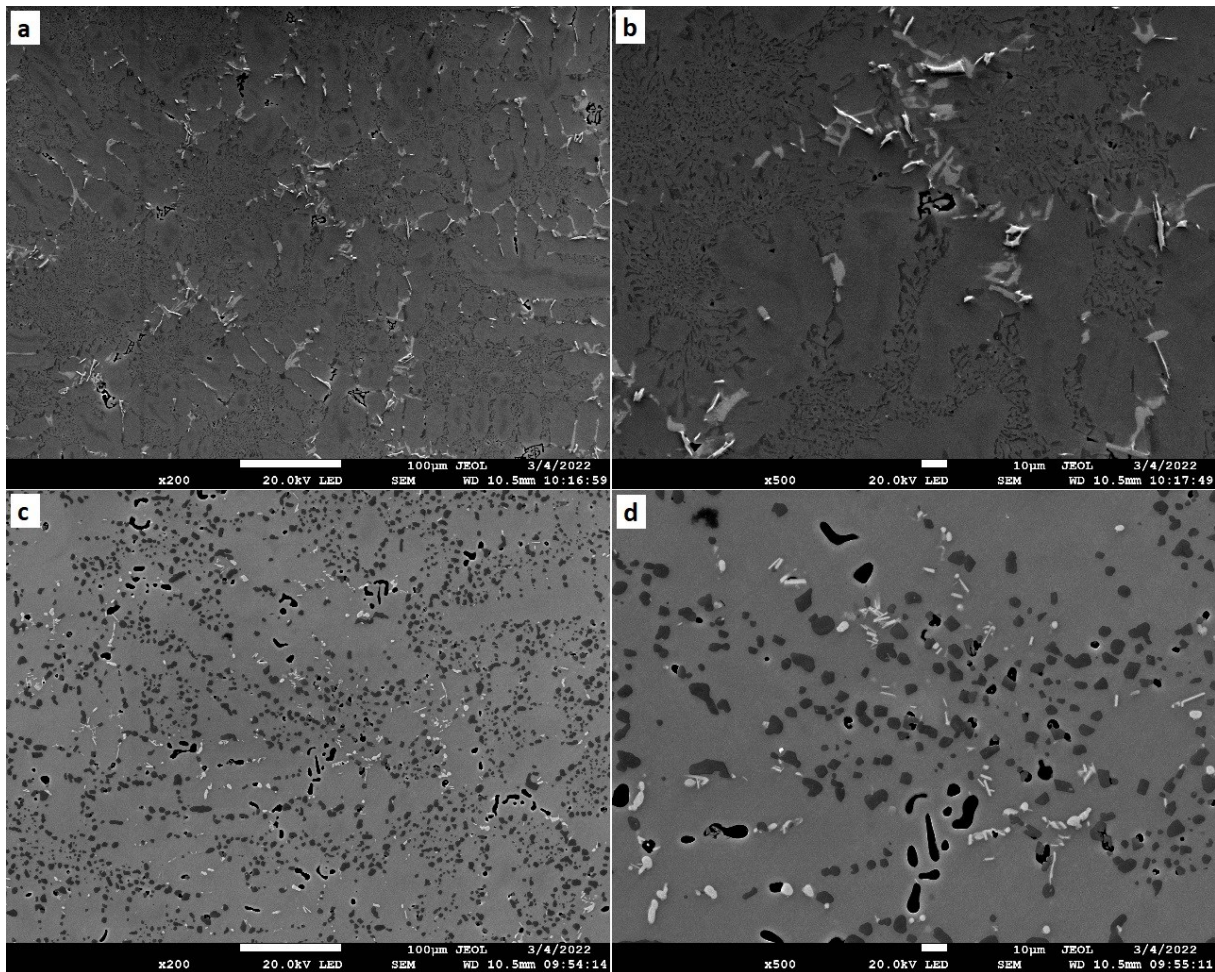


Abbildung 4-9 REM-Analyse (SE) des Gefüges einer AlSi12Mg1Cu1Ni1 Probe mit unterschiedlichen Vergrößerungen vor WBH a) 200x, b) 500x; nach WBH c) 200x, d) 500x.

4.3.2 Korngrößenauswertung

Für die Bestimmung der Korngröße wurden Proben aus den beiden Versuchsreihen AlSi7 und AlSi12 nach der Wärmebehandlung herangezogen. Diese wurden metallographisch präpariert und mittels LIMI untersucht. Die dazugehörigen Gefügebilder sind in **Abbildung 4-10** abgebildet.

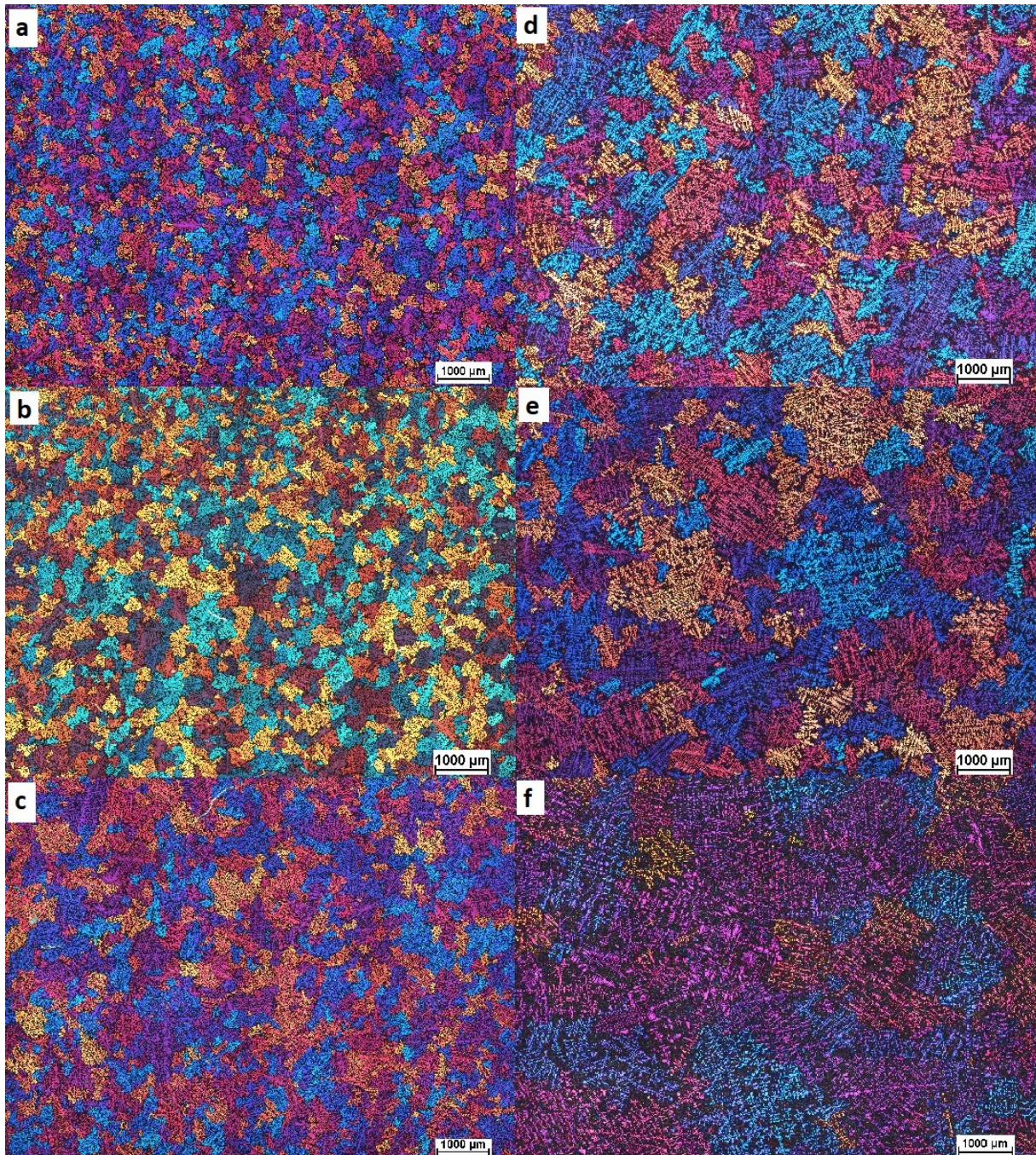


Abbildung 4-10 Schlifffelder der beiden Versuchsreihen, a) AlSi7Mg0.3, b) AlSi7Mg0.3Ni0.5, c) AlSi7Mg0.3Ni1, d) AlSi12Mg1Cu1, e) AlSi12Mg1Cu1Ni0.5, f) AlSi12Mg1Cu1Ni1.

Im folgendem **Abbildung 4-11** sind die Korngrößen der einzelnen Legierungen mit steigendem Nickelanteil angeführt. Um die Auswirkung der Abkühlgeschwindigkeit auf die Korngröße und das Gefüge mitzubestimmen, wurde bei jeder Schmelze eine Probe in einer Aluminiumkokille abgegossen. Für die weiteren Auswertungen und Untersuchungen wurden jedoch die Proben aus den Stahlkokillen verwendet. Bei der Legierung AISi7Mg0.3Ni1 beispielsweise zeigt sich eine Abweichung der Korngrößen von über 20% zwischen den beiden Kokillenmaterialien. Die größte Schwankung innerhalb eines Messbereichs konnte bei der Legierung AISi12Ni0.5 von 16.83% mit einer Korngröße von $641,35 \pm 107,94\mu\text{m}$ festgestellt werden. Die restlichen Legierungen bewegen sich bei der Standardabweichung der Messgrößen im Bereich von $\pm 3,47\text{-}13,48\%$. Grund für die großen Abweichungen in diesem Versuch ist die Tatsache, dass durch das verwendete Linienschnittverfahren teilweise Bereiche von kleinen Körnern geschnitten werden, während bei einer weiteren Zählung nur wenige große Körner auf der Messlinie liegen. Dieser Umstand kommt besonders bei der Legierungsgruppe AISi12 zu tragen, da hier durch das gröbere Gefüge um bis zu 50% weniger Körner für das Verfahren zur Verfügung stehen als bei der Testgruppe AISi7 und es dadurch zu großen Abweichungen kommt.

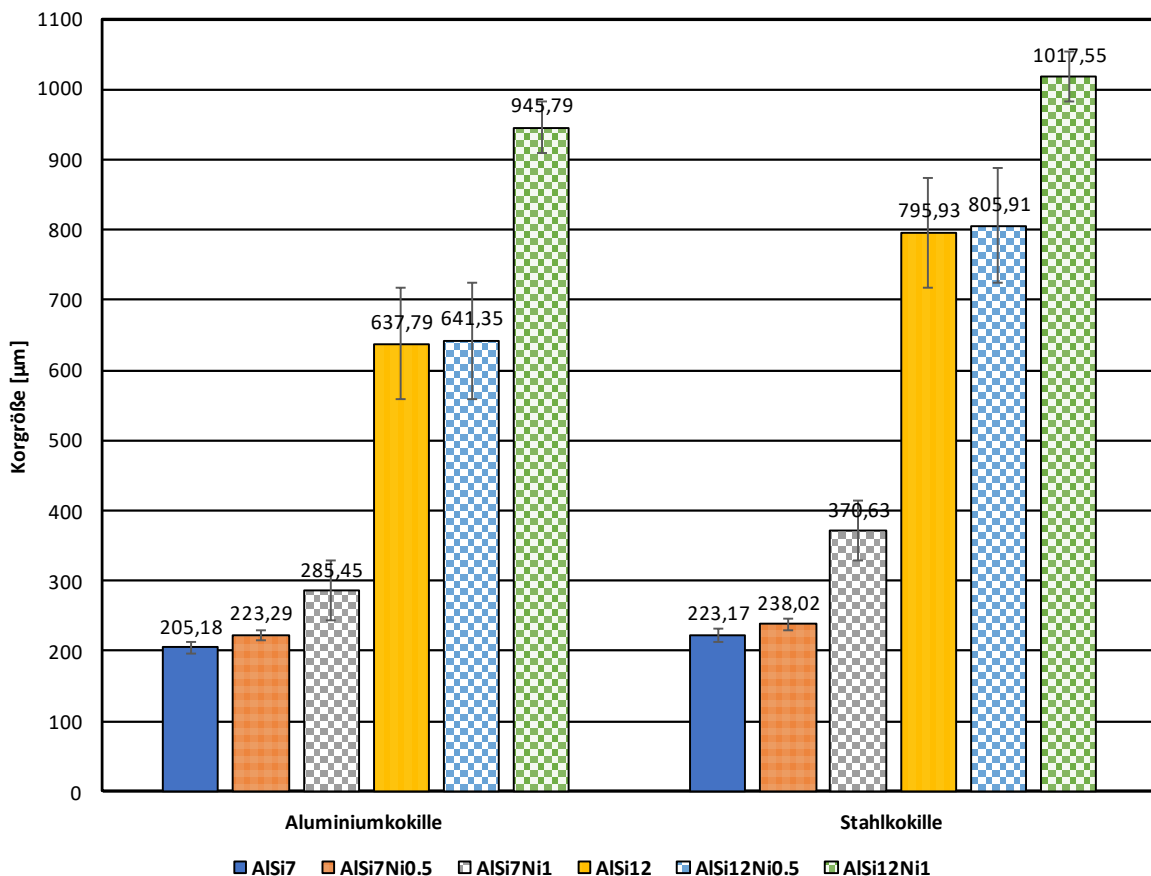


Abbildung 4-11 Korngrößenverteilung der Legierungsgruppen in Abhängigkeit an die Abkühlgeschwindigkeit durch verschiedene Kokillenmaterialien.

Der Einfluss von zusätzlichem Nickel ist bei diesem Versuch erstmal gut ersichtlich. Es kommt offenbar durch die Zugabe von Ni in die Schmelze zu einer Vergrößerung des Gefüges. Bei einer Zugabe von 0.5% Ni ist die Auswirkung bei beiden Legierungsgruppen nicht sonderlich relevant und liegt im Schwankungsbereich. Bei einer Zugabe von 1% Ni kommt es jedoch zu einer signifikanten Steigerung der Korngröße, die sich bei der Versuchsgruppe AlSi7 mit einer Zunahme von 28% von 205,18µm der nickelfreien Referenzlegierung auf 285,45µm bei der Aluminiumkokille, bzw. von 39% (223,17µm auf 370,63µm) bei der Stahlkokille bemerkbar macht. Ähnlich verhält es sich bei der Gruppe AlSi12, wo eine Korngrößenänderung von 637,79µm bei der Referenzlegierung auf 945,79µm (+33%) der in Aluminiumkokillen gegossenen Proben mit 1% Nickelanteil, sowie eine Abweichung von 22% bei Proben aus den Stahlkokillen, festgestellt wurde.

4.3.3 REM-Analyse

Für die nähere Charakterisierung der in den vorherigen Kapiteln beschriebenen Phasen und Ausscheidungen in den T6 wärmebehandelten Proben wurde eine Untersuchung mittels Rasterelektronenmikroskop durchgeführt. Die Zuordnung der Phasen erfolgte durch die Verwendung der EDX-Methode am REM. Hierzu wurden Punktanalysen an ausgewählten Phasen durchgeführt und die Anteile in Massen- und Atomprozent umgerechnet. Es konnte gezeigt werden, dass sich die intermetallischen Ausscheidungen bevorzugt am Randgebiet zwischen α -Mischkristall und eutektischem Silizium ansammeln. Die Ausscheidungen sind durchgehend fein verteilt und bilden zumeist eine Kombination aus mehreren verschiedenen Phasen aus, die nebeneinander vorliegen. So finden sich häufig Ni-reiche Phasen zusammen mit Fe-haltigen Ausscheidungen, einzig Mg_2Si findet sich in den REM-Bildern als dunkelgraue Phase oft als geschlossene Einheit mit Resten an Eutektikum. Im Fall von Ni konnte für die T6-Proben nur die Al_3Ni Phase gefunden werden. Grund hierfür ist eine niedrigere Bildungsenthalpie (Al_3Ni : -140kJ/mol, Al_3Ni_2 : -263kJ/mol bei 727°C) für die Phasenbildung von Al_3Ni , auch wenn die thermische Stabilität bei Al_3Ni_2 höher ist [41].

Zu Beginn der Untersuchung wurde eine überblicksmäßige Aufnahme der Proben gemacht, um das Gefüge grob beurteilen zu können. Die darin erkennbaren hellen Muster und dunkelgrauen rundlichen Formen wurden als Phasen von Interesse näher analysiert. Bei allen Proben konnte zudem die Einformung des eutektischen Siliziums genauer betrachtet und nachgewiesen werden. Da der Schwerpunkt dieser Arbeit auf dem Einfluss von Nickel und den auftretenden Ni-Phasen liegt, wurde auf die Auswertung der nickelfreien Referenzlegierungen verzichtet, da hier die selben intermetallischen Ausscheidungen zu erwarten sind. Die

genauen chemischen Zusammensetzungen können aus **Tabelle 4-1** und dem Anhang B entnommen werden.

4.3.3.1 Legierungssystem AlSi7Mg0.3Ni

Abbildung 4-12 zeigt REM-Gefügeaufnahmen der T6 wärmebehandelten Legierung AlSiMg0.3Ni0.5. Die hellen Bereiche sind unterschiedliche intermetallische Ausscheidungen, die mittels EDX genauer untersucht wurden.

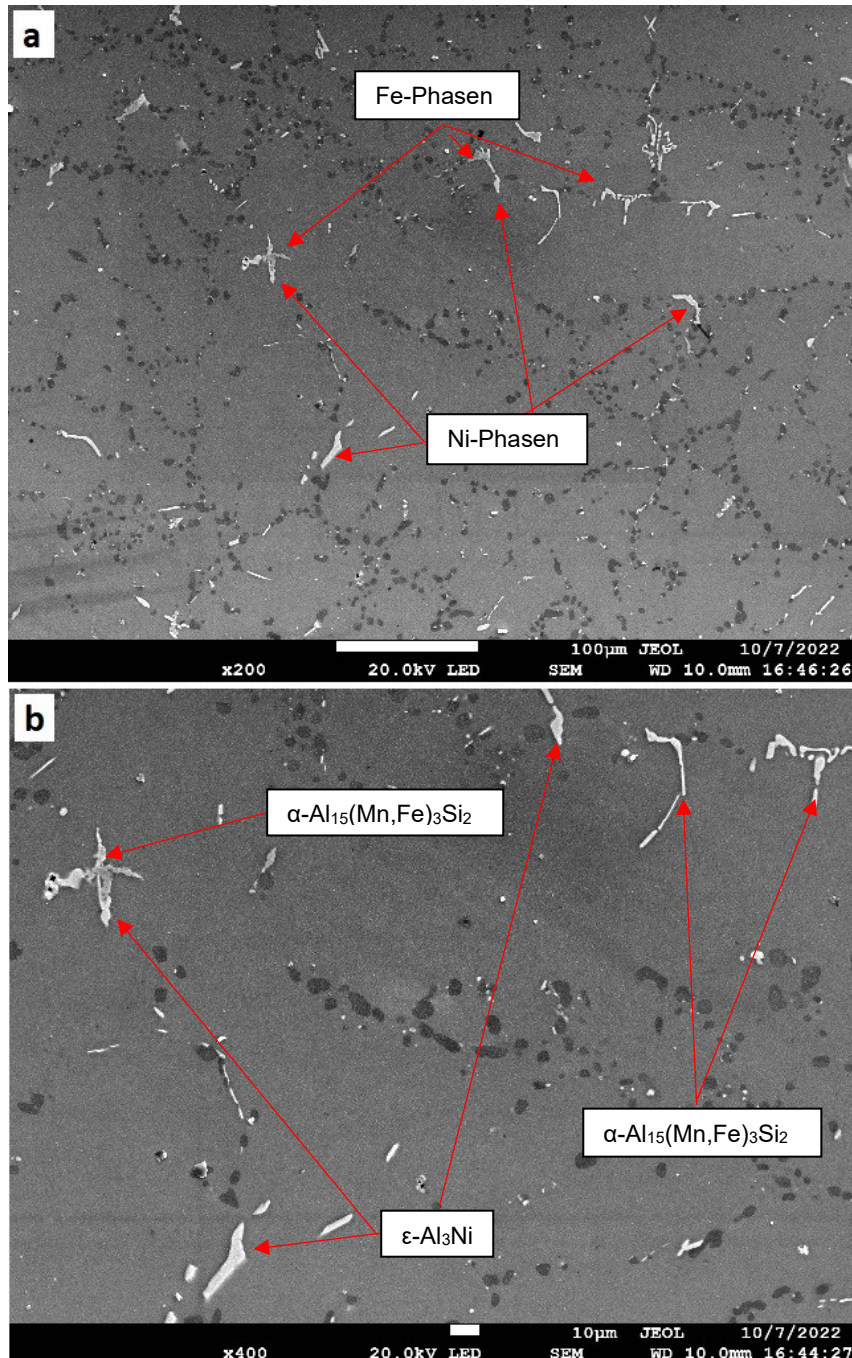


Abbildung 4-12 REM-Aufnahme (SE) einer AlSi7Mg0.3Ni0.5 Probe mit a) 200x Vergrößerung, b) 400x Vergrößerung.

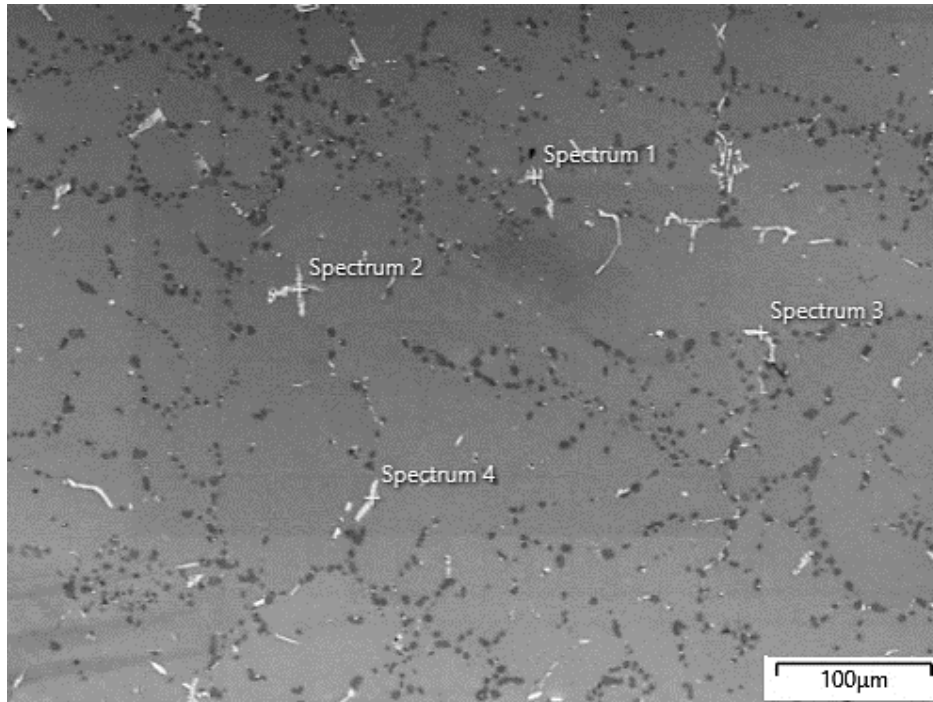
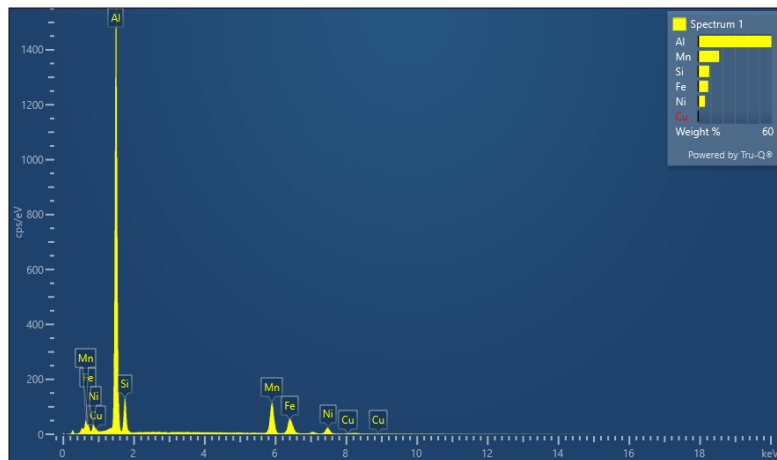
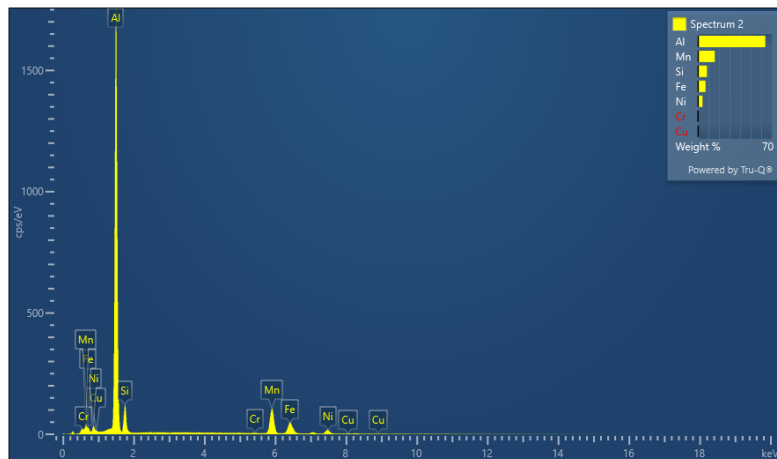


Abbildung 4-13 REM-Aufnahme (SE), AISi7Mg0.3Ni0.5 bei 200facher Vergrößerung

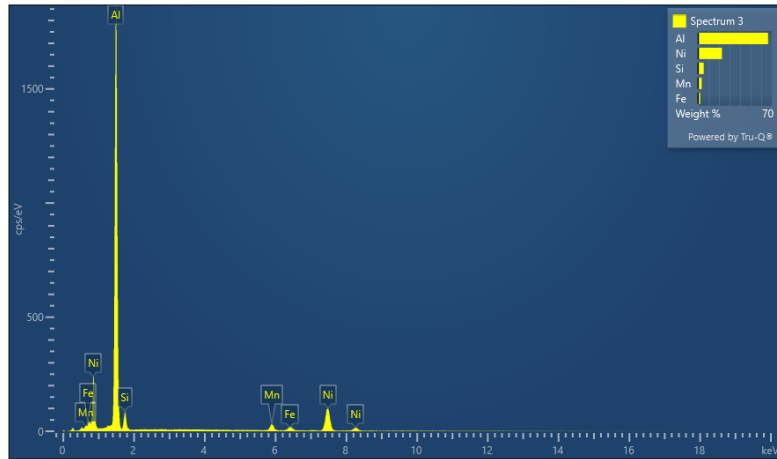
Spektrum 1		
Element	Massen%	Atom%
Al	59,70	71,50
Si	9,10	10,47
Mn	17,05	10,03
Fe	8,29	4,80
Ni	5,57	3,07
Cu	0,29	0,15



Spektrum 2		
Element	Massen%	Atom%
Al	63,85	74,78
Si	8,47	9,53
Mn	15,87	9,13
Fe	7,12	4,03
Ni	4,22	2,27
Cu	0,22	0,11



Spektrum 3		
Element	Massen%	Atom%
Al	66,40	78,39
Si	5,39	6,12
Mn	3,51	2,03
Fe	2,04	1,17
Ni	22,66	12,30



Spektrum 4		
Element	Massen%	Atom%
Al	56,44	71,21
Si	5,20	6,30
Mn	3,93	2,44
Fe	3,20	1,95
Ni	31,23	18,11

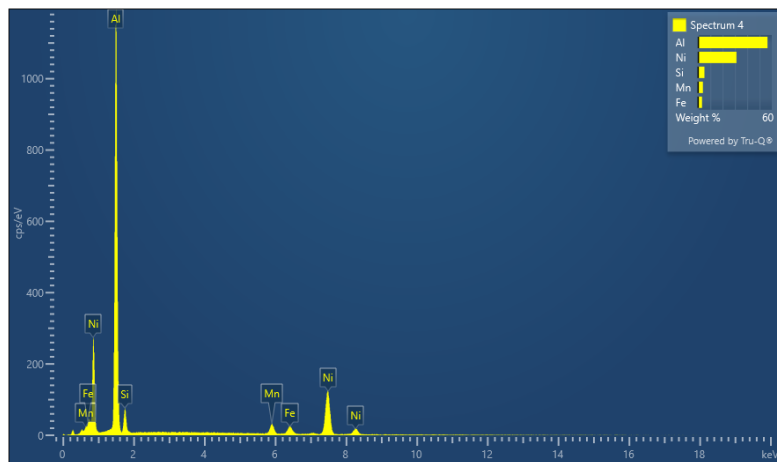


Abbildung 4-14 EDX-Punktanalysen, Legierung AlSi7Mg0.3Ni0.5.

Abbildung 4-14 zeigt das Ergebnis der Punktanalyse einer AlSi7Mg0.3Ni0.5 Legierung. Gefunden wurden zumeist in einem Cluster vorliegend die Phasen ϵ -Al₃Ni und α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂, wobei jeweils eine der beiden überwiegt. In Spektrum 1+2 ist die α -Phase vorherrschend und die Ausscheidungen in Spektrum 3 und 4 sind klar Nickelphasen mit geringem Anteil an intermetallischem α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂. Die ϵ -Phase Al₃Ni scheidet sich unregelmäßig in länglichen Formen bevorzugt zwischen den Dendritenarmen aus. Die Phasen π -Al₁₈Fe₂Mg₇Si₁₀, M-Mg₂Si und Al₃Ni₂ konnten nicht identifiziert werden, obwohl sie von der thermodynamischen Berechnung vorhergesagt wurden und auch in der thermischen Analyse aufgezeigt wurden. Allerdings ist es möglich, dass diese Phasen in den Proben vorliegen und als andere Phase identifiziert wurden, da ihr Aussehen nicht eindeutig zuordenbar war. Nach der Wärmebehandlung liegt die M-Phase kohärent und/oder teilkohärent zwangsgelöst im α -Mischkristall fein verteilt vor, was in der nachfolgenden Auswertung der nächsten AlSi7Mg0.3 Legierung bestätigt wird.

In **Abbildung 4-15** ist das Gefüge der T6 wärmebehandelten Legierung AISi7Mg0.3Ni1 angeführt. Die dunklen, rundlichen Muster sind das eutektische Silizium. Bei den helleren Bereichen handelt es sich um Ausscheidungen, die genauer mittels EDX untersucht wurden. **Abbildung 4-16** zeigt den für die EDX-Punktanalyse ausgewählten Bereich der genannten Legierung, welche mittels Rückstreuelektronenkontrast (BSE) aufgenommen wurde. Die Ergebnisse der Analyse sind in **Abbildung 4-17** abgebildet. Zusätzlich wurde die Verteilung der Elemente für diesen Bereich der Probe bestimmt, was in **Abbildung 4-18** dargestellt ist.

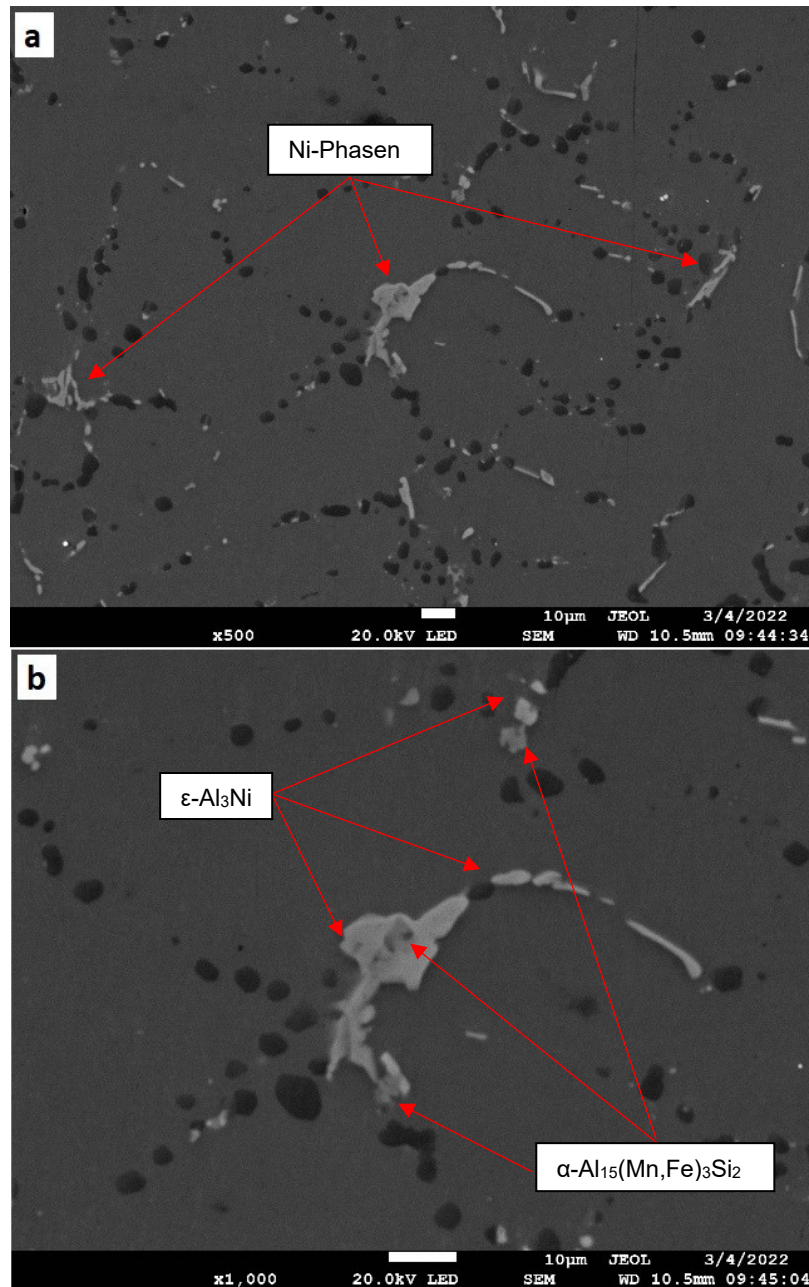


Abbildung 4-15 REM-Aufnahme (SE) einer AISi7Mg0.3Ni1 Probe bei a) 500x Vergrößerung, b) 1000x Vergrößerung.

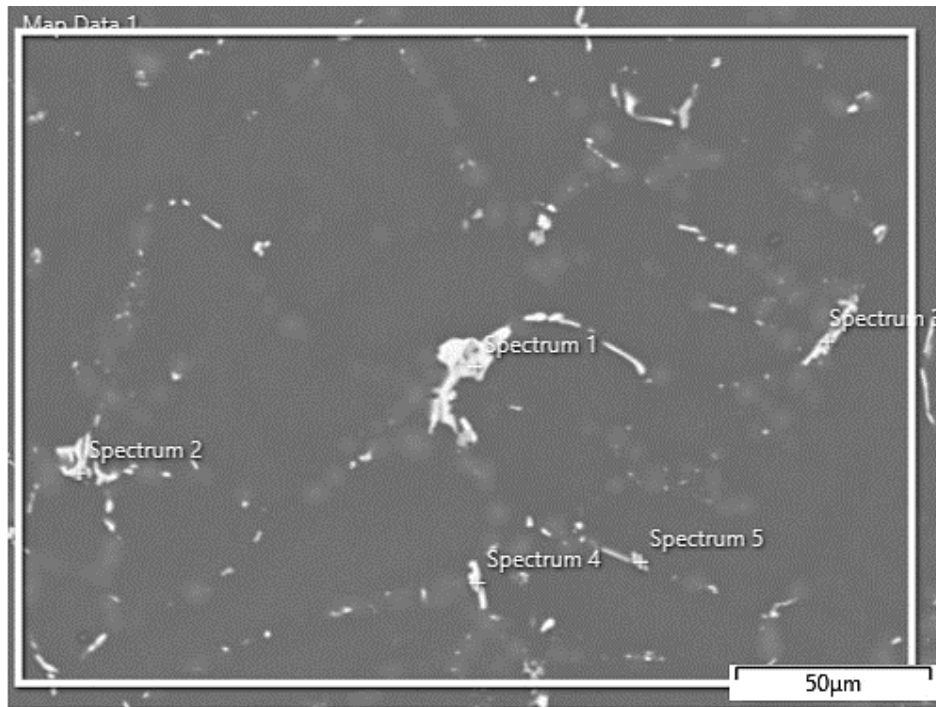
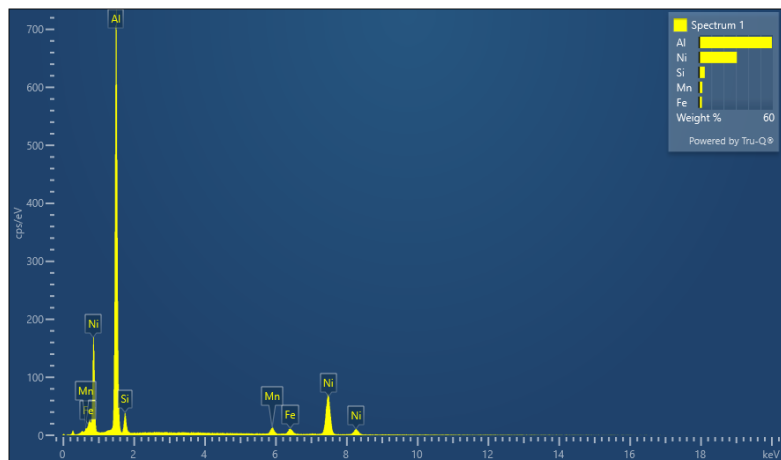
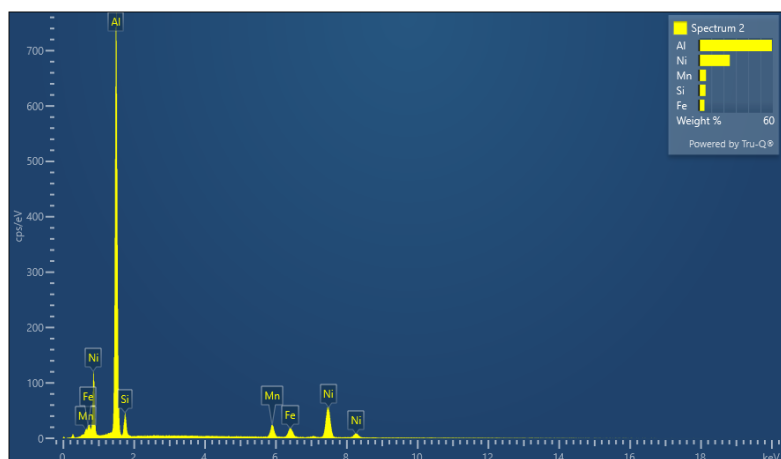


Abbildung 4-16 REM-Aufnahme (BSE), AlSi7Mg0.3Ni0.5 Probe mit 200facher Vergrößerung.

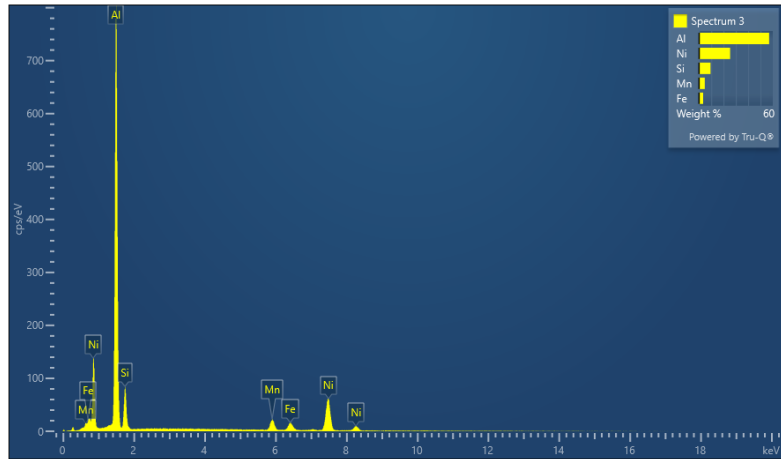
Spektrum 1		
Element	Massen%	Atom%
Al	59,24	73,60
Si	4,73	5,65
Mn	2,77	1,69
Fe	2,43	1,46
Ni	30,84	17,61



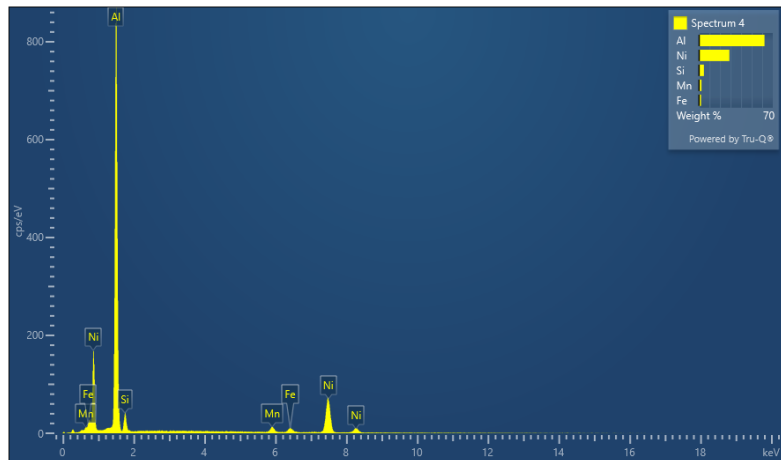
Spektrum 2		
Element	Massen%	Atom%
Al	59,25	73,16
Si	5,42	6,43
Mn	5,71	3,46
Fe	4,50	2,69
Ni	25,12	14,26



Spektrum 3		
Element	Massen%	Atom%
Al	57,04	69,80
Si	9,38	11,03
Mn	4,80	2,89
Fe	3,41	2,02
Ni	25,37	14,27



Spektrum 4		
Element	Massen%	Atom%
Al	62,11	75,74
Si	4,70	5,50
Mn	2,40	1,44
Fe	1,98	1,16
Ni	28,82	16,15



Spektrum 5		
Element	Massen%	Atom%
Al	67,22	77,63
Si	7,62	8,46
Mn	11,24	6,38
Fe	5,53	3,08
Ni	8,39	4,45

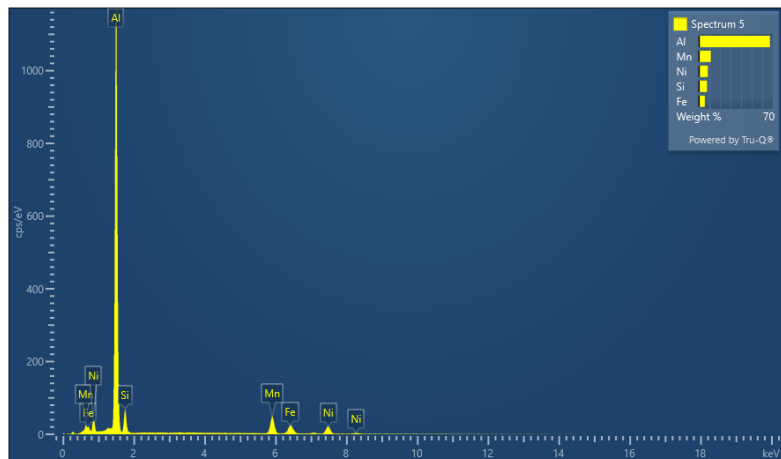
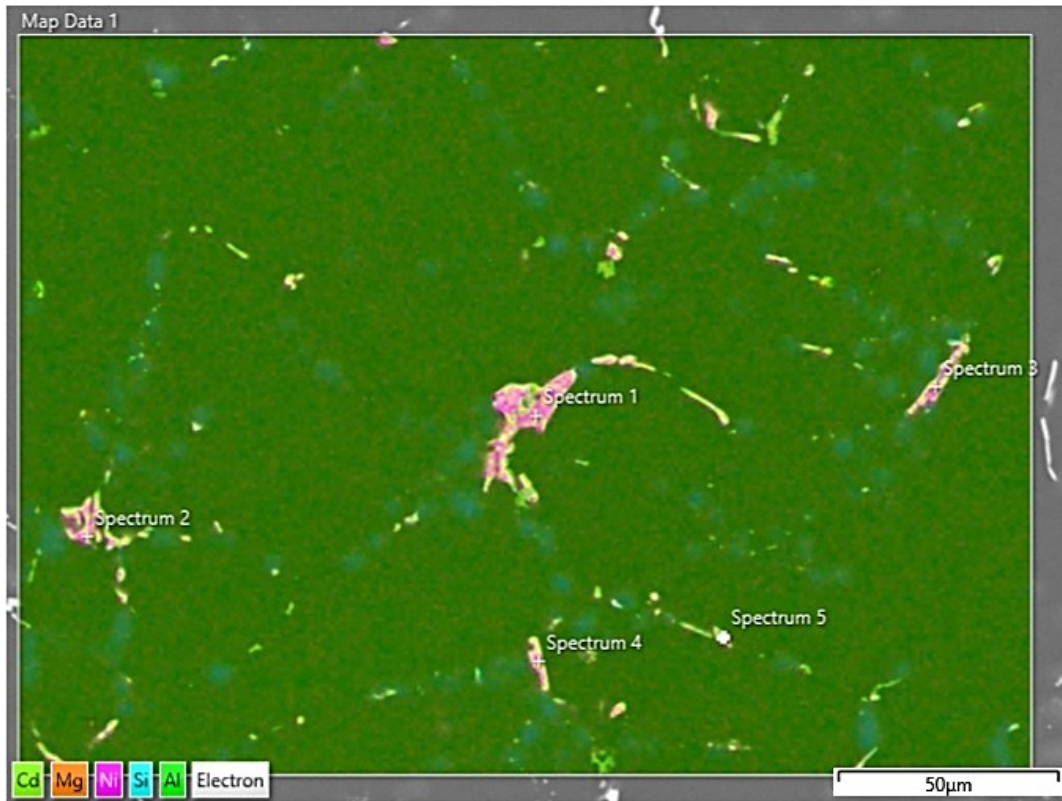
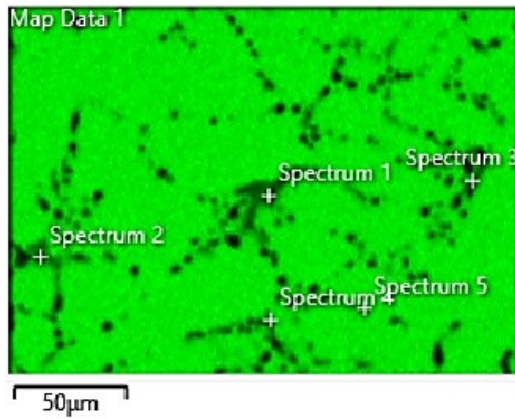


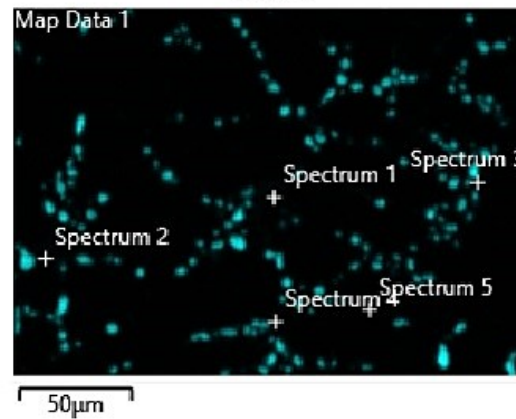
Abbildung 4-17 EDX-Punktanalysen, Legierung AlSi7Mg0.3Ni1.



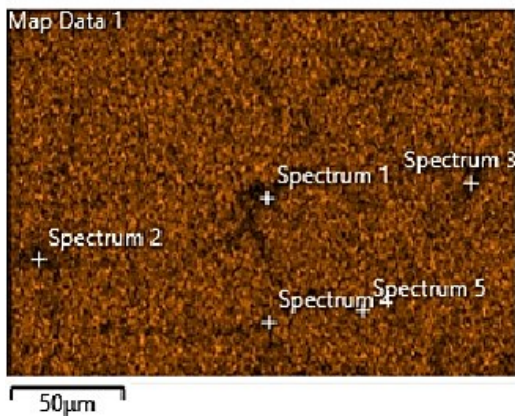
Al K α 1



Si K α 1



Mg K α 1,2



Ni K α 1

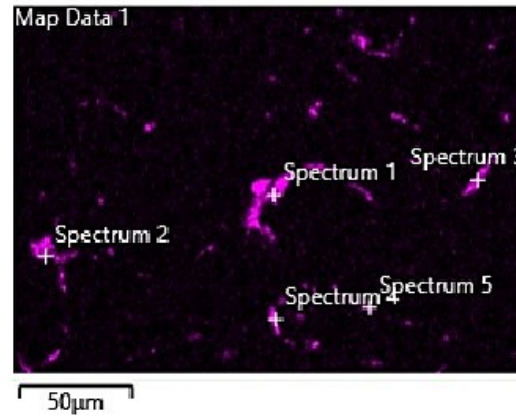


Abbildung 4-18 EDX-Analyse einer AlSi7Mg0.3Ni1 Probe mit Elementverteilungsbilder.

Aus der EDX Analyse in **Abbildung 4-17** und **Abbildung 4-18** ist zu entnehmen, dass sich vorwiegend die Phasen ϵ -Al₃Ni und α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ bilden. Es finden sich nur selten Bereiche, an denen eine Phase alleine auftritt. Zumeist bilden sich geringe Anteile an anderen intermetallischen Ausscheidungen direkt nebeneinander. Spektrum 1 zeigt eine solche Kombination deutlich mit einem Einschluss von α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ innerhalb der Ni-Ausscheidung. Al₃Ni und die α -Phasen bilden sich bevorzugt zwischen den Dendritenarmen des α -Mischkristalls. Die thermodynamisch berechneten Phasen π -Al₁₈Fe₂Mg₇Si₁₀, M-Mg₂Si und Al₃Ni₂ konnten in den T6 behandelten Proben nicht gefunden werden. Die π und M Phasen finden sich jedoch bei Proben im Gusszustand. Dieser Umstand zusammen mit dem fein verteilten Mg in der Elementanalyse der Testlegierungen untermauern die Tatsache, dass nach der Wärmebehandlung die M-Phase kohärent und teilkohärent zwangsgelöst im α -Mischkristall vorliegt. Das ϵ -Al₃Ni liegt als helle Ausscheidung vor und bildet neben länglichen Mustern auch unregelmäßige Formen, wie man an Spektrum 2 sehen kann. Dadurch kann es leicht zu Verwechslungen mit α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ kommen, welches in größerer Konzentration als „Chinesenschrift“ bekannte Muster bildet.

4.3.3.2 Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1

Bei der Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni0.5 kam es bei der metallographischen Vorbereitung durch die Verwendung von mit Cu-Partikeln verunreinigter Suspension und Polierplatte zu einer groben Verfälschung der chemischen Analysen mittels EDX-Analyse, weshalb die Ergebnisse auf Grund ihrer geringen Aussagekraft in dieser Arbeit nicht präsentiert werden.

Die Charakterisierung der intermetallischen Phasen und Ausscheidungen erfolgt somit nur über die Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1. **Abbildung 4-19** zeigt REM-Gefügebildungen der T6 wärmebehandelten Legierung. Die M-Phase (Mg₂Si) bildet durch die Wärmebehandlung kohärente und teilkohärente Phasen und hebt sich durch die dunklere Färbung vom rundlich eingeformten eutektischen Silizium ab. Bei den hellen Bereichen handelt es sich um feine, verteilte intermetallische Ausscheidungen, die jedoch nicht alle genau bestimmt wurden. In **Abbildung 4-21** sind die Ergebnisse der EDX-Punktanalyse inklusive der dazugehörigen Spektren abgebildet. Die Verteilung der ausgewählten Elemente innerhalb des Gefüges können in **Abbildung 4-22** betrachtet werden.

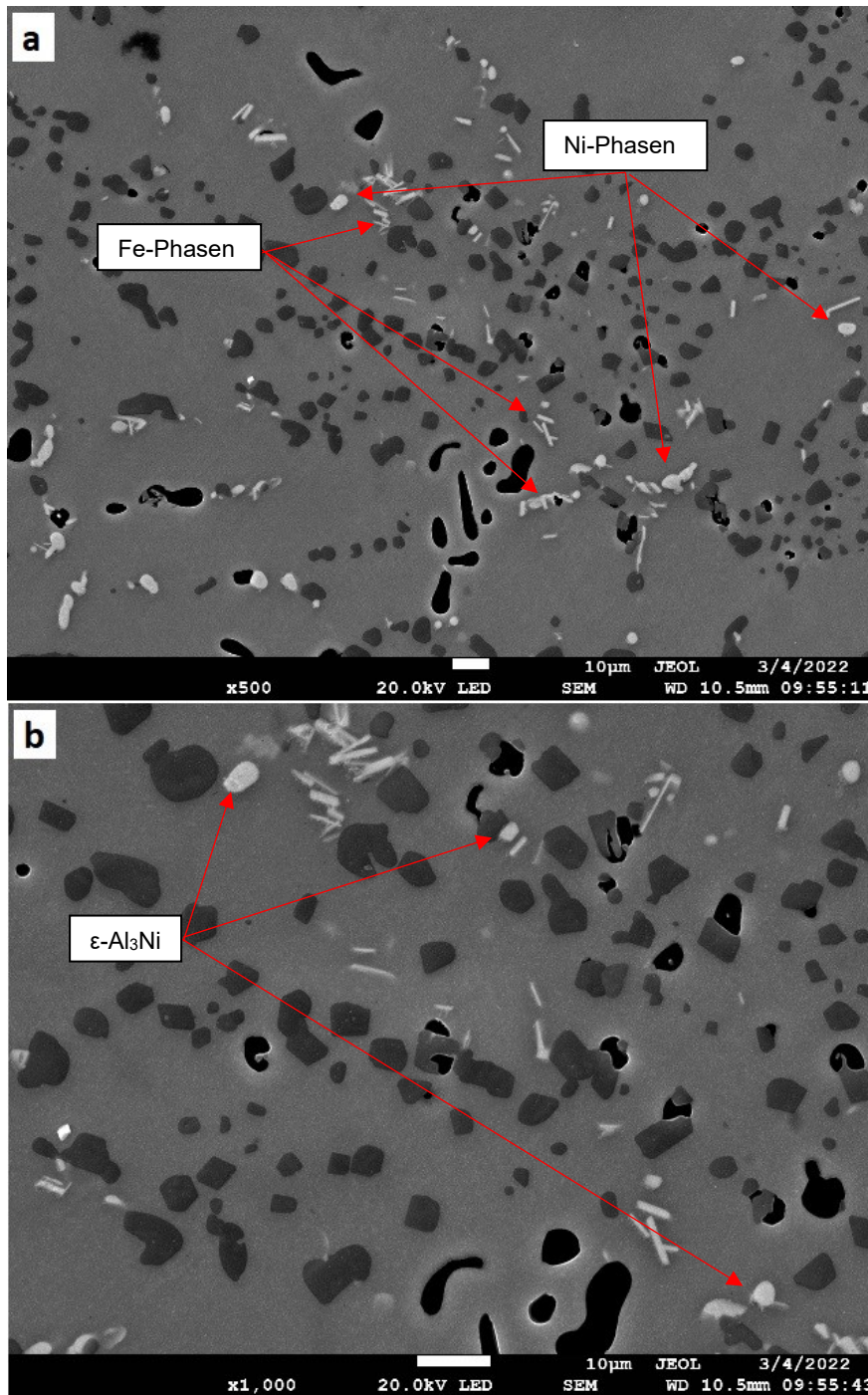


Abbildung 4-19 REM-Aufnahme (SE) einer AISi12Mg1Cu1Ni1 Probe bei a) 500x Vergrößerung, b) 1000x Vergrößerung.

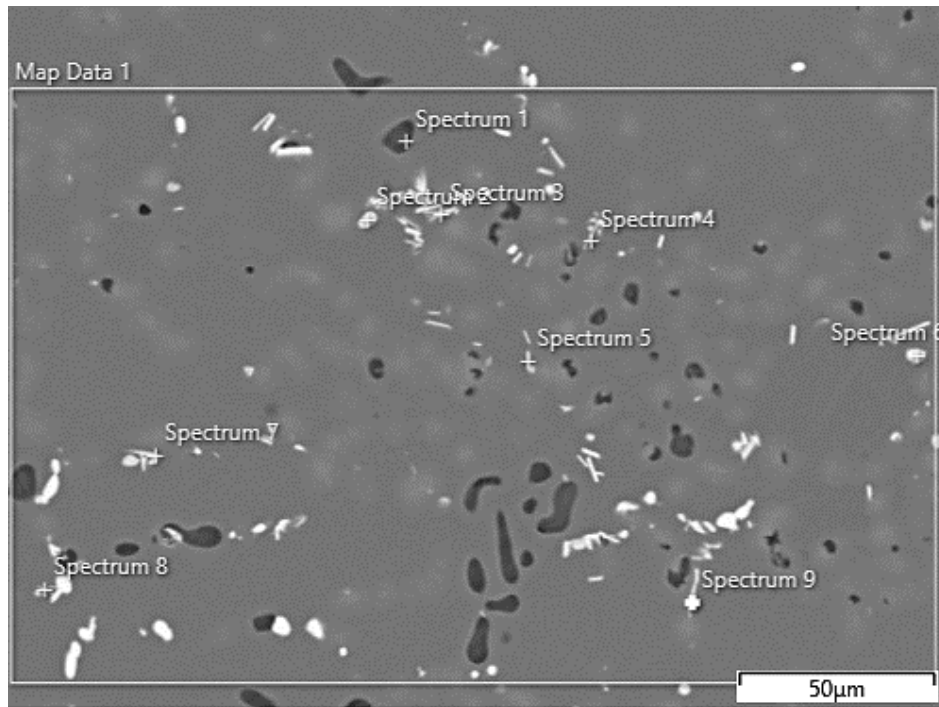
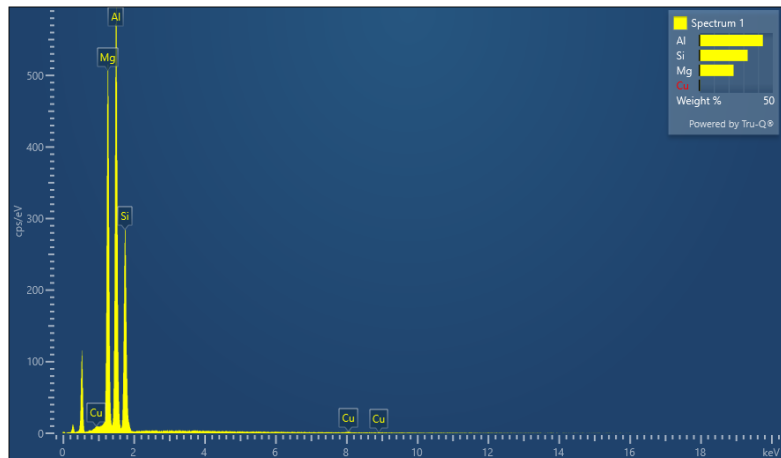
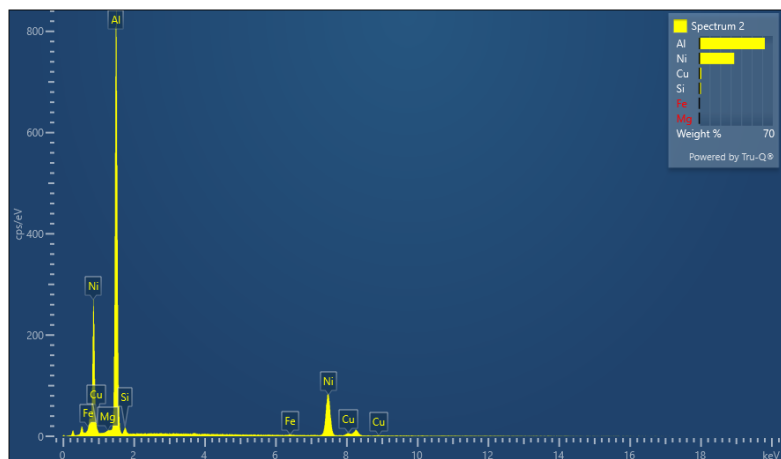


Abbildung 4-20 REM-Aufnahme (SE), AISi12Mg1Cu1Ni1 bei 200facher Vergrößerung.

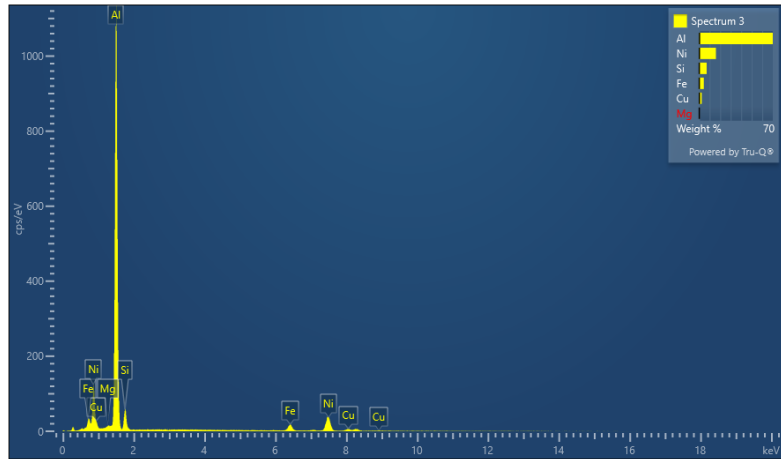
Spektrum 1		
Element	Massen%	Atom%
Al	43,27	42,86
Si	32,89	31,29
Mg	23,32	25,63
Cu	0,52	0,22



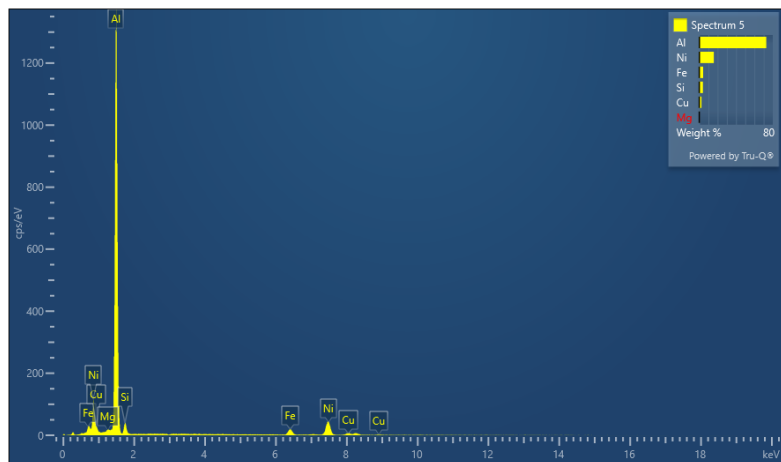
Spektrum 2		
Element	Massen%	Atom%
Al	62,41	77,46
Si	1,66	1,98
Mg	0,18	0,25
Fe	0,27	0,16
Ni	33,35	19,03
Cu	2,13	1,12



Spektrum 3		
Element	Massen%	Atom%
Al	69,93	79,96
Si	7,07	7,77
Mg	0,23	0,29
Fe	4,41	2,43
Ni	15,91	8,36
Cu	2,45	1,19



Spektrum 5		
Element	Massen%	Atom%
Al	72,92	83,22
Si	4,09	4,48
Mg	0,31	0,39
Fe	4,27	2,36
Ni	15,91	8,35
Cu	2,50	1,21



Spektrum 6		
Element	Massen%	Atom%
Al	62,17	77,89
Si	0,61	0,73
Mg	0,06	0,08
Ni	34,74	20,01
Cu	2,43	1,29

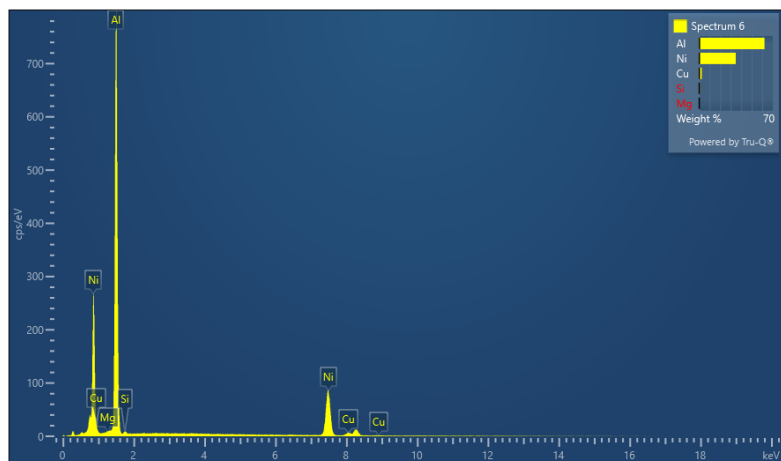


Abbildung 4-21 EDX-Punktanalysen, Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1.

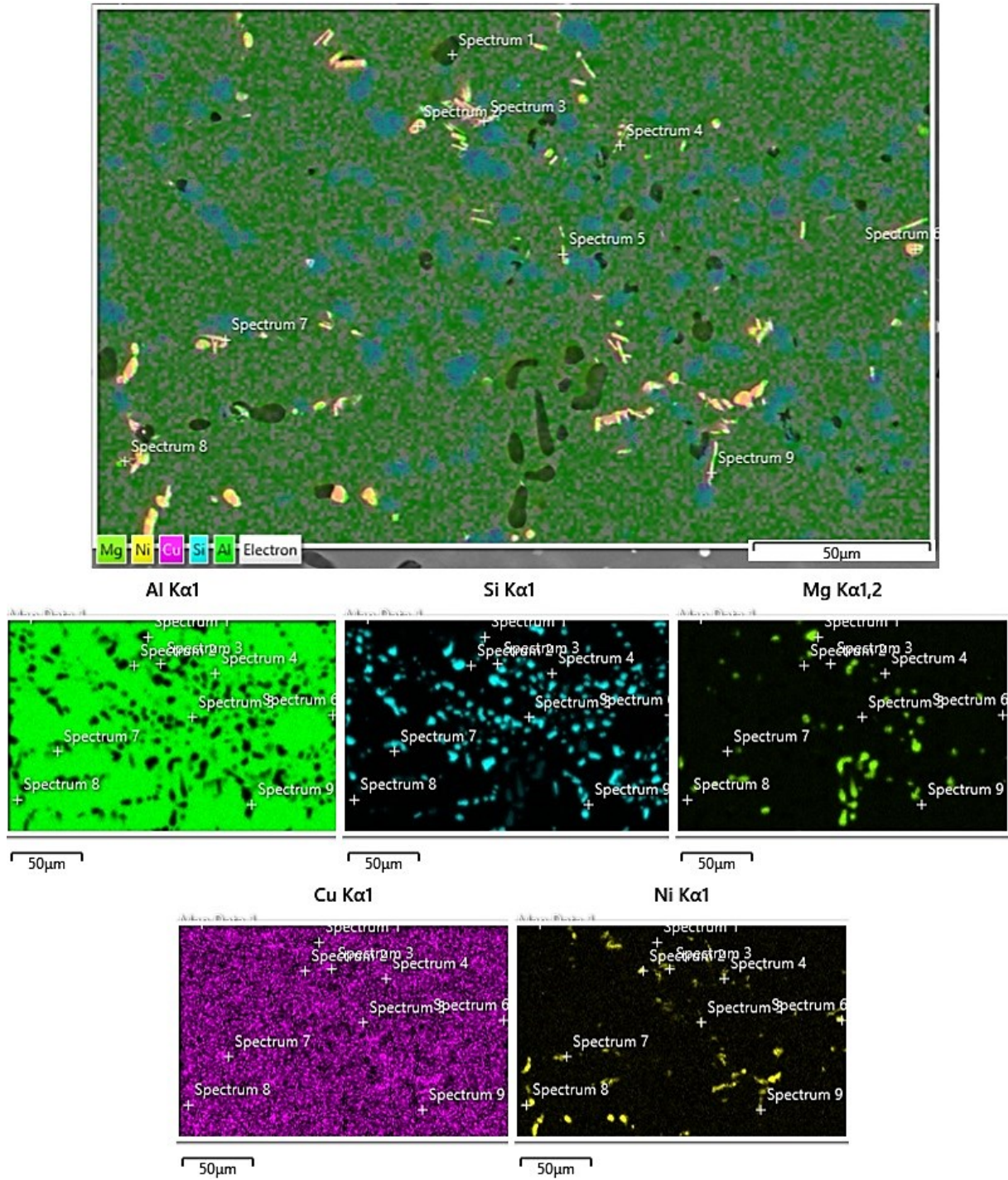


Abbildung 4-22 EDX-Analyse einer AISi12Mg1Cu1Ni1 Probe mit Elementverteilungsbilder.

Aus den EDX-Analysen der **Abbildung 4-21** und **Abbildung 4-22** ist ersichtlich, dass im Gefüge der Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1 eine größere Anzahl an unterschiedlichen intermetallischen Ausscheidungen vorhanden sind. Die im Gusszustand gediegen vorliegende $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ Phase liegt nach der Wärmebehandlung fein verteilt im gesamten Gefüge vor. Während des Lösungsglühens lösen sich die θ -Phasen im Mischkristall auf und bilden kohärente und teilkohärente, festigkeitssteigernde Phasen. Die Mg_2Si -Phase kommt hier als rundlich eingeformte Ausscheidungen in größerer Konzentration vor, während sie bei den AlSi7Mg0.3 Legierungen fein verteilt im α -Mischkristall zu finden ist. Wichtig für die mechanischen Eigenschaften ist neben der Gefügestruktur der Legierung und der Verteilung der kupferhaltigen Phasen die Größe und Verteilung der eisenhaltigen intermetallischen Phasen. Das Gefüge weist einige nadel/lanzettenförmige Fe-haltige Ausscheidungen auf, die sowohl die aus der thermodynamischen Berechnung vorhergesagte $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, als auch $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ Phase sein kann. Diese wurde durch die thermodynamische Berechnung mittel Thermocalc (TC Al3) zwar nicht vorhergesagt, findet sich jedoch vielfach in AlSi-Legierungen. Es finden sich auch kleinere Bereiche von rundlich eingeformten Fe-haltigen Ausscheidungen, die auf $\pi\text{-Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$ hindeuten. Die Phasen $\gamma\text{-Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ konnten nicht eindeutig identifiziert werden.

Bei den nickelreichen Phasen konnte ausschließlich $\epsilon\text{-Al}_3\text{Ni}$, wie die Spektren 2 und 6 zeigen, gefunden werden. Die ϵ -Phase ist in dieser Legierung rundlich eingeformt und kommt teilweise ohne nebenliegende intermetallische Fe-Phasen vor. Im Gusszustand kommen sämtliche Ausscheidungen ausschließlich spießig/nadelförmig vor. Somit lässt sich die Einförmigkeit der Ni-Phase auf die Wärmebehandlung zurückführen.

4.4 Mechanische Kennwerte

Ziel dieser Untersuchung war es, den Einfluss von Nickel auf die mechanischen Eigenschaften festzustellen und eine Verbesserung der Warmfestigkeit nachweisen zu können. In Zugversuchen bei Raumtemperatur und bei 180°C wurde von jeder Legierung zumindest eine T6 wärmebehandelte Probe geprüft. In den nachfolgenden Kapiteln sind die Ergebnisse der Zugprüfungen der verschiedenen Legierungen, gegliedert in die beiden Testgruppen AlSi7Mg0.3 und AlSi12Mg1Cu1 , gegenübergestellt. Die Ergebnisse der Zugprüfungen wurden anschließend mit Literaturwerten verglichen. Es sind jeweils die Streckgrenze bei 0,2% plastischer Dehnung, sowie die Zugfestigkeit in MPa und die Werte der Bruchdehnung in Prozent aufgetragen.

4.4.1 Zugversuch bei Raumtemperatur

In **Abbildung 4-23** und **Abbildung 4-24** sind die Ergebnisse der Zugprüfungen der beiden Legierungsgruppen gegenübergestellt und in **Tabelle 4-6** sind die Messwerte ersichtlich. Für die Legierung AISi7Mg0.3 konnte durch Zugabe von 1% Nickel eine Steigerung der Streckgrenze von 7,2% bei erreicht werden. Eine ähnliche Verbesserung stellt sich auch bei der Zugfestigkeit ein, diese liegt bei 4,4% von 340 MPa auf 355 MPa. Als negativer Effekt für die gesteigerte Festigkeit sinkt die Bruchdehnung A stark von 7,7% bei der nickelfreien Referenzlegierung auf 2,7% bei der Legierung AISi7Mg0.3Ni1. Auch im Fall der AISi12Mg1Cu1 Legierung führt die Zugabe von Ni zu einem Anstieg der Festigkeit, dieser fällt mit nur 1,4% bei der Streckgrenze, bzw. mit 5,1% für die Zugfestigkeit jedoch geringer aus als bei der anderen Legierungsgruppe. Zu erwähnen ist jedoch, dass es zu großen Abweichungen kommen kann, da für eine statistische Auswertung der Ergebnisse nicht ausreichend Proben je Legierung geprüft wurden.

Tabelle 4-6 mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur.

	AISi7	AISi7Ni0.5	AISi7Ni1	AISi12	AISi12Ni0.5	AISi12Ni1
Rp_{0,2} [MPa]	295	306	316	349	352	354
Rm [MPa]	340	344	355	369	374	388
A [%]	7,7	4,6	2,7	2,3	1,6	1,1

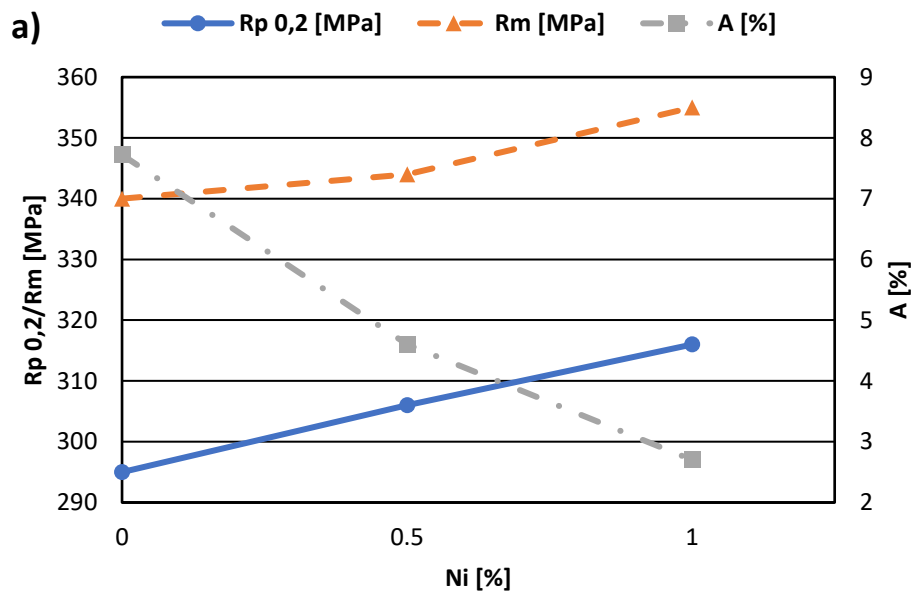


Abbildung 4-23 mechanische Kennwerte der Legierungsgruppe AISi7Mg0.3 mit steigendem Nickelgehalt bei Raumtemperatur (T6).

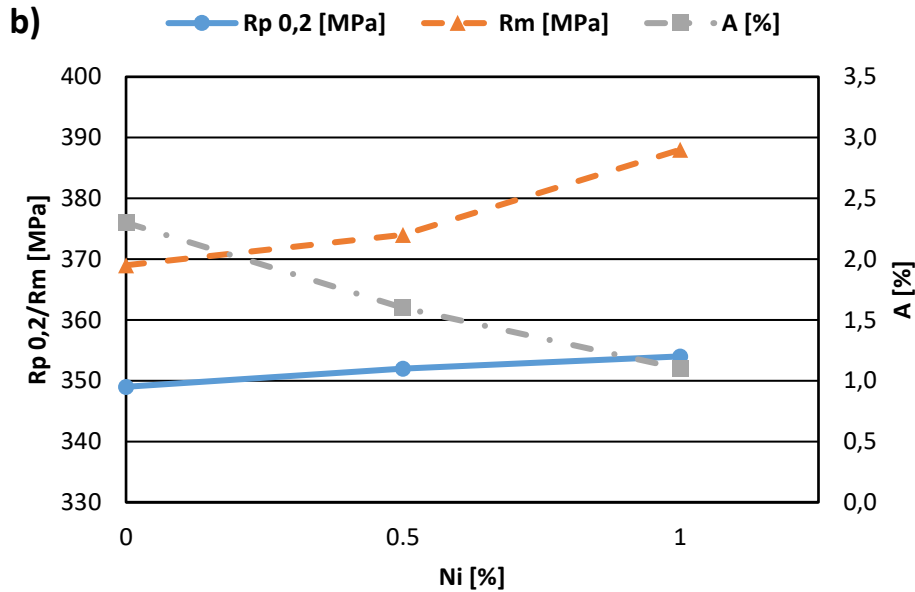


Abbildung 4-24 mechanische Kennwerte der Legierungsgruppe AlSi12Mg1Cu1 bei Raumtemperatur (T6).

Vergleicht man die Ergebnisse aus dem Zugversuch mit Literaturwerten kann festgestellt werden, dass die Ausgangslegierungen die literarischen Referenzwerte bei weitem übersteigen. So wird beispielsweise bei einer AlSi7Mg0.3 (AC-42100-T6) Legierung mit T6 Wärmebehandlung die Streckgrenze mit durchschnittlich 230 MPa und die Bruchdehnung mit 3,4% angegeben. Zur gleichen Erkenntnis kommt man für die Legierung AlSi12Mg1Cu1 (AC-48000-T6) mit einem Literaturwert für die Bruchdehnung einer T6 wärmebehandelten Probe von 1% und einer Streckgrenze von 270 MPa [42],[43].

4.4.2 Zugversuch bei 180°C

Abbildung 4-25 zeigt die Ergebnisse aus dem Zugversuch bei 180°C zur Ermittlung der Warmfestigkeit. In **Tabelle 4-7** sind die bei der Prüfung gewonnenen Kennwerte der Versuche angeführt. Wie die Werte zeigen, verbessert die Zugabe von Ni auch bei höheren Temperaturen die Festigkeit bei gleichzeitiger Verringerung der Bruchdehnung. Die sonstigen Eigenschaftsänderungen sind mit jenen bei Raumtemperatur vergleichbar. Das größte Verbesserungspotential weist die Legierung AlSi7Mg0.3 auf. Es konnte eine Steigerung der Streckgrenze von 9,8% erreicht werden. Eine Steigerung der Warmfestigkeit durch Nickel konnte mit diesem Versuch bestätigt werden.

Tabelle 4-7 mechanische Kennwerte bei 180°C.

	AlSi7	AlSi7Ni0.5	AlSi7Ni1	AlSi12	AlSi12Ni0.5	AlSi12Ni1
Rp _{0,2} [MPa]	225	233	247	283	290	291
Rm [MPa]	233	246	254	294	297	302
A [%]	10,4	7,5	6,7	3,8	3,2	2,3

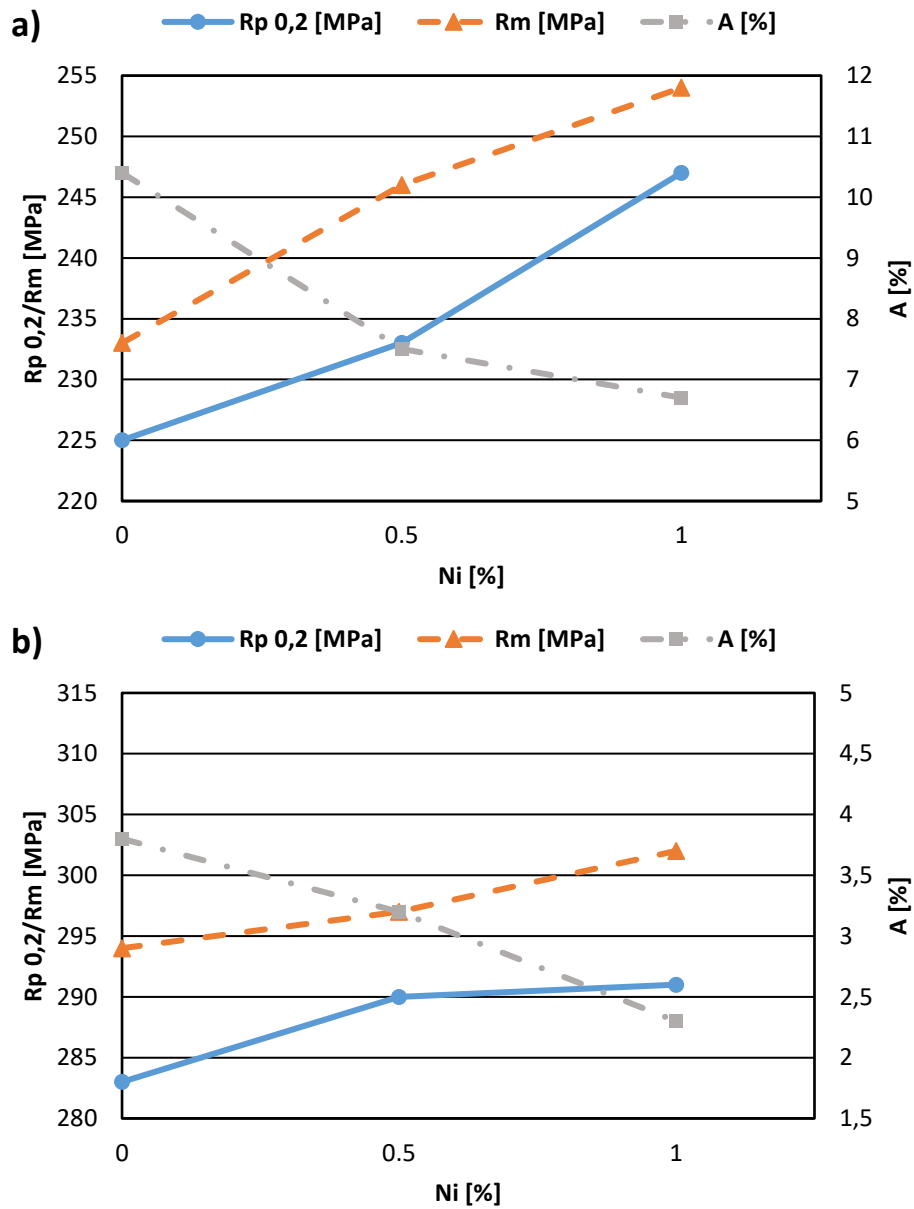


Abbildung 4-25 mechanische Kennwerte der Legierungsgruppen a) AlSi7Mg0.3 und b) AlSi12Mg1Cu1 mit steigendem Nickelgehalt bei 180°C (T6).

5 Zusammenfassung und Ausblick

Diese Arbeit befasst sich mit der Auswirkung von Nickel auf die Morphologie und die mechanischen Eigenschaften von AlSi-Legierungen mit dem Ziel, mit der Zugabe von geringen Mengen an Nickel als Legierungselement eine deutliche Verbesserung der Eigenschaften zu erreichen. Um die Auswirkung von Ni auf die beschriebenen Eigenschaften messen und interpretieren zu können wurden zwei Testlegierungen ausgewählt, die industriell weit verbreitet sind und unterschiedliche Eigenschaften aufweisen und mit unterschiedlichen Gehalten an Nickel untersucht. Ausgewählt wurden die untereutektische Legierung AlSi7Mg0.3 (EN AC-42100) und die eutektische Legierung AlSi12Mg1Cu1 (EN AC-48000), welche die beiden Versuchsgruppen bildeten und die Proben im Kokillenguss hergestellt wurden. Die thermodynamische Berechnung der Phasenanteile in den jeweiligen Legierungen erfolgte mit Hilfe des Softwarepaketes Thermocalc. Gefügeuntersuchungen mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie ermöglichten den Nachweis von Al_3Ni -Phasen an den Randgebieten zwischen den Dendritenarmen und zum eutektischen Silizium. Die Festigkeit und Warmfestigkeit der T6 wärmebehandelten Legierungen konnte durch die Zugabe von Ni teilweise signifikant gesteigert werden.

Morphologie

Für die Bewertung des morphologischen Einflusses wurden die Proben jeder der einzelnen Legierungen im Gusszustand und nach einer T6 Wärmebehandlung metallographisch aufbereitet, nach Barker geätzt und mithilfe des Lichtmikroskops ausgewertet. Anschließend erfolgte eine nähere Bestimmung der intermetallischen Phasen mittels REM und EDX-Analyse. Zunächst wurde im LIMI die Korngröße mittels Linienschnittverfahren bestimmt, eine erste Voruntersuchung auf Ausscheidungen durchgeführt und es konnte die erfolgreiche Durchführung der Wärmebehandlung bestätigt werden. Ni wirkt vergrößernd auf das Gefüge, was durch die Auswertung der Korngrößen bestimmt wurde. Im Vergleich zur nickelfreien

Referenzlegierung kommt es zu einer Steigerung der Korngröße von bis zu 38%. Daraus lässt sich schließen, dass mit wachsender Ni-Konzentration der Volumenanteil der intermetallischen Phasen zunimmt und so die Kornfeinung unterbindet, was bereits von Antrekowitsch et.al gezeigt wurde [24]. Im Zuge der Lösungsglühung bei 540°C kommt es zu einer starken Einformung des eutektischen Siliziums, was sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt.

Eine genauere Untersuchung der intermetallischen Phasen wurde mittels Rasterelektronenmikroskop durchgeführt und die chemische Zusammensetzung mittel EDX-Analyse bestimmt. Eine Ansammlung an intermetallischen Ausscheidungen, die sich bevorzugt zwischen den Dendritenarmen bilden, konnte mittels REM festgestellt werden. Bei den wärmebehandelten Proben finden sich von den thermodynamisch berechneten Ni-Phasen nur die ϵ -Phase Al_3Ni . Die vorhergesagten Ni-reichen Phase Al_3Ni_2 , $\gamma\text{-Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ konnten nicht nachgewiesen werden. Bei der Legierungsgruppe AlSi7Mg0.3 bildet die ϵ -Phase plattenförmige und unregelmäßige Muster aus, die leicht mit intermetallischen Fe-Ausscheidungen verwechselt werden können. Im Fall der Legierungsgruppe AlSi12Mg1Cu1 bildet sich Al_3Ni nach der T6 Behandlung rundlich eingeformt aus. Bei beiden Legierungsgruppen kommen die Ni-Phasen zusammen mit eisenhaltigen Ausscheidungen vor.

Mechanische Kennwerte

Im Anschluss wurden die mechanischen Kennwerte der Testgruppen mittels Zugversuchs ermittelt und die Warmfestigkeit durch die Prüfung bei 180°C festgestellt. Es zeigt sich ein signifikanter Anstieg der Festigkeit bei Raumtemperatur und der Warmfestigkeit durch die Zugabe von 1% Ni in der AlSi7Mg0.3 Legierung von bis zu 9,8%, jedoch nimmt die Bruchdehnung stark ab. Für die eutektische AlSi12Mg1Cu1 konnte nur eine geringe Verbesserung der Festigkeiten (+5,1%) bei Zugabe von 1% Ni festgestellt werden, jedoch nimmt die Bruchdehnung auch hier ab. Als Grund für die schlechtere Bruchdehnung kann das vergrößerte Gefüge angesehen werden. Die Festigkeitssteigerung erfolgt durch die Einlagerung harter Phasen in den α -Mischkristall (Si-Phasen bei AlSi7 , Cu-Phasen bei AlSi12) und die Ausscheidungshärtung durch Fe-Phasen und durch die Ni-Phasen.

Ausblick

AlSi -Gusslegierungen werden dank ihrer guten Gießigenschaften, mechanischen Festigkeiten und Vielseitigkeit für verschiedenste Anwendungen auch im Hochtemperaturbereich verwendet. Auf Grund der Notwendigkeit zur Steigerung der Effizienz und Wirtschaftlichkeit nehmen die Anforderungen an die Werkstoffe zu. Für die meisten Legierungselemente ist der Einfluss auf die Eigenschaften von AlSi -Gusslegierungen bereits

gut erforscht, über Nickel findet sich vergleichsweise wenig Literatur. Ein Problem von Ni ist der hohe Preis, welcher jenen von Cu deutlich übersteigt. Nickel konnte zeigen, dass es das Potential hat als Legierungselement nicht nur als Begleiterscheinung aufzutreten. Wenn es gelingt, die Vergrößerung des Gefüges zu unterbinden, lassen sich warmfeste AlSi-Gusslegierungen herstellen, die mit geringen Mengen an Nickel deutlich leistungsfähiger sind. Bei AlSi7Mg0.3 Legierungen wirkt ein Anteil von 0,5% Ni stark festigkeitssteigernd mit überschaubaren negativen Auswirkungen auf die anderen mechanischen Eigenschaften und die Gießbarkeit. Für die eutektischen Kolbenlegierung AlSi12Mg1Cu1 könnten weitere Versuche mit steigendem Ni-Gehalt bei gleichzeitiger Erhöhung an Kornfeiner für signifikante Verbesserungen der Eigenschaften sorgen. Eine ausführlichere Erforschung der Ni-reichen Phasen in Verbindung mit den anderen intermetallischen Ausscheidungen in gängigen Legierungen wäre ebenso erstrebenswert, wie die Erforschung der Hintergründe für die geringe Zunahme der Festigkeit bei der eutektischen Legierung im Vergleich zu untereutektischem AlSi.

6 Literaturverzeichnis

- [1] G. Schulze, Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe. 4., neu bearbeitete Auflage (2010), Springer Berlin Heidelberg.
- [2] B. Doppelhofer, Kornfeinung in AlSi-Legierungen. Masterarbeit, Leoben (2014).
- [3] G. Schulze, Werkstoffkunde. 11., bearb. Aufl., Berlin (2012), Springer Vieweg.
- [4] G. Gottstein, Physikalische Grundlagen der Materialkunde. 4., neu bearb. Aufl. 2014, Berlin (2013), Springer Berlin.
- [5] M.F. Ashby and D.R.H. Jones, Werkstoffe. 3. Aufl., Nachdr, München (2012), Elsevier, Spektrum Akad. Verl.
- [6] S. Engler, Erstarrung metallischer Schmelzen. Deutschen Gesellschaft für Metallkunde 13 (1982), 6, pp. 7–29. doi:10.1002/mawe.19820130608
- [7] VDS Vereinigung Deutscher Schmelzhütten, Aluminium-Gußlegierungen (1988), pp. 51–120.
- [8] G. Baumgartner, Das mikromechanische Verhalten von binären Aluminium-Silizium-Legierungen unter Last. Dissertation, München (2019).
- [9] S. Klan, Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen. Dissertation, Freiberg (2004).
- [10] M.E. Pammer, J. Li and P. Schumacher, Einfluss von Tantal auf die Korneinung einer Al10SiMg Legierung. Giesserei Rundschau 68 (2021), pp. 15–19.
- [11] S. Hasse, Giesserei Lexikon. 19., [überarb.] Aufl., Ausgabe 2008, Berlin (op. 2007), Schiele & Schön.

- [12] B. Brian and Foseco Europa, Theorie und Praxis der Kornfeinung.
- [13] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium (VDI-Buch) (German Edition). 2., neu bearb. u. aktualisierte Aufl. 2007, Dordrecht (2007), Springer.
- [14] GIESSEREI PRAXIS, Veredlung. <https://www.giesserei-praxis.de/giesserei-lexikon/glossar/veredlung>, Accessed: 11.07.2022
- [15] Foundry Technologies & Engineering GmbH, Giessereilexikon. <https://www.giessereilexikon.com/giesserei-lexikon/Encyclopedia/show/veredelungsmittel-793/?cHash=12b21fa1f0994d4c955f88c1a9c91bf1>, Accessed: 11.07.2022
- [16] C. Kammer and W. Lehnert, Aluminium-Taschenbuch. 16. Aufl., Düsseldorf (2012), Aluminium-Verl.
- [17] Z. Fan, Y. Wang, Y. Zhang, T. Qin, X.R. Zhou, G.E. Thompson, T. Pennycook and T. Hashimoto, Grain refining mechanism in the Al/Al–Ti–B system. *Acta materialia* 84 (2015), pp. 292–304. doi:10.1016/j.actamat.2014.10.055
- [18] Handbuch-Hüttenaluminium-Gusslegierungen_RHEINFELDEN-ALLOYS_2016_DE.
- [19] GIESSEREI PRAXIS, Kornfeinung. <https://www.giesserei-praxis.de/giesserei-lexikon/glossar/kornfeinung>, Accessed: 11.07.2022
- [20] L. Zhou, F. Gao, G.S. Peng and N. Alba-Baena, Effect of potent TiB₂ addition levels and impurities on the grain refinement of Al. *Journal of Alloys and Compounds* 689 (2016), pp. 401–407. doi:10.1016/j.jallcom.2016.07.062
- [21] Heugenhauser Stefan, Ermittlung prozesskritischer Grenzen für Kornfeinung und Veredelung von untereutektischen Al-Si-Cu Gusslegierungen (2012).
- [22] G. Drossel, S. Friedrich, C. Kammer, W. Lehnert and H.-W. Wenglorz, Aluminium Taschenbuch 2: Umformung, Gießen, Oberflächenbehandlung, Recycling. 17. Auflage, Berlin (2018), Beuth Verlag GmbH.
- [23] J.E. Hatch, Aluminum: Properties and physical metallurgy. 8. opl, Metals Park, Ohio (1998), American Society for Metals.
- [24] F. Stadler, H. Antrekowitsch, W. Fragner and H. Kaufmann, Der Einfluss von Nickel auf die Warmfestigkeit von AlSi-Gusslegierungen. <https://docplayer.org/70184398-Der-einfluss-von-nickel-auf-die-warmfestigkeit-von-alsi-gusslegierungen.html>, Accessed: 12.07.2022
- [25] M. Konieczny, R. Mola, P. Thomas and M. Kopciał, Processing, Microstructure and Properties of Laminated Ni-Intermetallic Composites Synthesised Using Ni Sheets and Al Foils. *Archives of Metallurgy and Materials* 56 (2011), 3, pp. 693–702. doi:10.2478/v10172-011-0076-y

- [26] H. Yang, D. Watson, Y. Wang and S. Ji, Effect of nickel on the microstructure and mechanical property of die-cast Al–Mg–Si–Mn alloy. *J Mater Sci* 49 (2014), 24, pp. 8412–8422. doi:10.1007/s10853-014-8551-2
- [27] Aluminium-Zentrale Merkblatt W7, Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen .
- [28] AMAG-AluReport 03.2013, Wärmebehandlung – eine kurze Einführung.
- [29] H. Paulitsch, Wärmebehandlung von Al-Legierungen mit besonderem Augenmerk auf 6xxx- und 7xxx-Legierungen. Masterarbeit, Leoben (2012).
- [30] Unterdruck-Dichteprüfung Bestimmung des Dichte-Index für Aluminiumgusslegierungen - PDF Free Download. <https://docplayer.org/41744936-Unterdruck-dichtepruefung-bestimmung-des-dichte-index-fuer-aluminiumgusslegierungen.html>, Accessed: 15.02.2023
- [31] GIESSEREI PRAXIS, Unterdruck-Dichteprüfung. <https://www.giesserei-praxis.de/giesserei-lexikon/glossar/unterdruck-dichtepruefung>, Accessed: 15.02.2023
- [32] K. Haberl, G. Gerier and P. Schumacher, Die Eignung des Unterdruckdichtetests zur Bestimmung der Schmelzereinheit von Aluminiumlegierungen. *GIESSEREI-RUNDSCHAU* 55 (2008), 5/6, pp. 100–103.
- [33] Mile B. Djurdjevic, Zoran D. Odanović, Jelena Pavlović-Krstić and Nemač Linz, Melt quality control at aluminum casting plants. *Metalurgija* 16 (2010), pp. 63–76.
- [34] P.R. Sahn, I. Egry and T. Volkmann, Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen: Eine Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle. Berlin, Heidelberg, s.l. (1999), Springer Berlin Heidelberg.
- [35] A. Fasching, Thermodynamische Berechnung der Einflüsse von Spurenelementen auf der Bildung intermetallischer Phasen bei Al-Gusslegierungen. Diplomarbeit, Leoben (2015).
- [36] DIN EN ISO 6892-1:2020-06, Metallische Werkstoffe_ - Zugversuch_ - Teil_1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO_6892-1:2019); Deutsche Fassung EN_ISO_6892-1:2019, Berlin Beuth Verlag GmbH. doi:10.31030/3132591
- [37] DIN EN ISO 6892-2:2018-09, Metallische Werkstoffe_ - Zugversuch_ - Teil_2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur (ISO_6892-2:2018); Deutsche Fassung EN_ISO_6892-2:2018, Berlin Beuth Verlag GmbH. doi:10.31030/2864330
- [38] J. Mieder-Yöntem and M. Diederling, Vorbereitung von Zugproben für Zugversuche: Technische Mitteilung 20161222.
https://gwp.eu/fileadmin/seiten/download/GWP_Technische_Mitteilung_20161222_Vorbereitung_von_Zugproben_fuer_Zugversuche_REV01.pdf, Accessed: 13.03.2023

[39] Nikolay A. Belov, Dmitry G. Eskin and Andrey A. Aksenov, Constituent phase diagrams of the Al–Cu–Fe–Mg–Ni–Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys. *Acta materialia* 53 (2005), 17, pp. 4709–4722. doi:10.1016/j.actamat.2005.07.003

[40] Nikolay A. Belov, Dmitry G. Eskin and Andrey A. Aksenov, Multicomponent phase diagrams: Applications for commercial aluminum alloys. 1st ed., Amsterdam, Boston (2005), Elsevier.

[41] I. Barin, Thermochemical data of pure substances. Third edition, Weinheim, New York (2008), VCH.

[42] MakeItFrom.com, EN AC-48000-T6 Cast Aluminum.

<https://www.makeitfrom.com/material-properties/EN-AC-48000-T6-Cast-Aluminum>,
Accessed: 10.05.2023

[43] MakeItFrom.com, EN AC-42100-T6 Cast Aluminum.

<https://www.makeitfrom.com/material-properties/EN-AC-42100-T6-Cast-Aluminum>,
Accessed: 10.05.2023

7 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1 Abhängigkeit der freien Enthalpie G der Schmelze und der Kristalle [1].	3
Abbildung 2-2 freie Enthalpie als Funktion vom Keimradius [1].	4
Abbildung 2-3 Darstellung homogener (links) und heterogener Keimbildung [3].	5
Abbildung 2-4 Gleichgewichtsgestalt eines flüssigen Tropfens auf einer ebenen Fläche [3].	5
Abbildung 2-5 Morphologische Erstarrungsformen [7].	6
Abbildung 2-6 Einfluss von Kornfeiner auf die Mikrostruktur [16].	7
Abbildung 2-7 Keimlagenbildung mit TiB ₂ [17].	8
Abbildung 2-8 a) Dendriten senkrecht zur Gussoberfläche wachsend, b) Zusammenwachsen der Dendriten [18].	9
Abbildung 2-9 Veredelung des Aluminium-Silizium Eutektikums ohne und mit Strontium [21].	10
Abbildung 2-10 Phasendiagramm Al-Ni [25].	11
Abbildung 2-11 REM-Aufnahmen mit unterschiedlichen Ni-Anteilen: a) 0,16 Gew.-% Ni, b) 0,57 Gew.-% Ni, c) 1,11 Gew.-% Ni, d) 2,06 Gew.-% Ni [24].	12
Abbildung 2-12 REM-Aufnahmen AlSi ₇ Ni _{1,5} ; a) ohne Mapping, b) Si-Mapping, c) Ni-Mapping, d) Si-Ni-Mapping [24].	13
Abbildung 2-13 A) Ausschnitt Phasendiagramm B) Temperatur- und Zeitverlauf beim Aushärten [29].	15
Abbildung 2-14 Einfluss von Wasserstoff auf die mechanischen Eigenschaften einer AlSi ₇ Mg _{0.3} -Legierung [27].	16
Abbildung 2-15 Abkühlkurve zu Beginn der Erstarrung [33].	17

Abbildung 2-16 Bestimmung des Veredelungsgrades [33].	18
Abbildung 3-1 Ofen KF 40/12 mit Impellerentgaser Foseco FDU Minidegaser 200L.	21
Abbildung 3-2 Arbeitsfolge für die Probenherstellung.	22
Abbildung 3-3 Thermische Analyse einer AlSiMg0.3-Legierung [35].	23
Abbildung 3-4 MK Industrievertretungen GmbH, Modell 3VT-LC.	24
Abbildung 3-5 Schema Aushärtungsverfahren.	25
Abbildung 3-6 Zugprobe DIN 50125 Form B [36].	26
Abbildung 3-7 Schleif- und Poliermaschine ATM Saphir 350.	27
Abbildung 3-8 Lichtmikroskop Axio Imager am Lehrstuhl	28
Abbildung 3-9 Korngrößenbestimmung mittels Linienschnittverfahren am Beispiel der Probe AlSi7.	29
Abbildung 3-10 Wechselwirkungsbirne des Elektronenstrahls.	30
Abbildung 3-11 EDX-Spektrum einer Al-Ni-Phase in einer AlSi7 Legierung.	31
Abbildung 3-12 Verwendetes REM JSM-7200F.	31
Abbildung 4-1 thermodynamisch berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi7Mg0.3Ni1.	33
Abbildung 4-2 thermodynamisch berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi12Mg1Cu1Ni1.	35
Abbildung 4-3 Thermische Analyse mit erster Ableitung, Legierung AlSi7Mg0.3Ni1.	38
Abbildung 4-4 Ableitung dT/dt der Abkühlkurve über der Temperatur, für AlSi7Mg0.3Ni1.	39
Abbildung 4-5 Thermische Analyse mit erster Ableitung, Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1.	40
Abbildung 4-6 Ableitung dT/dt der Abkühlkurve über der Temperatur, für AlSi12Mg1Cu1Ni1.	41
Abbildung 4-7 Gefügebilder der Legierungsgruppen jeweils im Gusszustand und nach der Wärmebehandlung (WBH): AlSi7Mg0.3Ni1 a) vor WBH, b) nach WBH; AlSi12Mg1Cu1Ni1 c) vor WBH, b) nach WBH	42
Abbildung 4-8 REM-Analyse (SE) des Gefüges einer AlSi7Mg0.3Ni1 Probe mit unterschiedlichen Vergrößerungen vor WBH a) 200x, b) 500x; nach WBH c) 200x, d) 500x.	43
Abbildung 4-9 REM-Analyse (SE) des Gefüges einer AlSi12Mg1Cu1Ni1 Probe mit unterschiedlichen Vergrößerungen vor WBH a) 200x, b) 500x; nach WBH c) 200x, d) 500x.	44
Abbildung 4-10 Schlifffbilder der beiden Versuchsreihen, a) AlSi7Mg0.3, b) AlSi7Mg0.3Ni0.5, c) AlSi7Mg0.3Ni1, d) AlSi12Mg1Cu1, e) AlSi12Mg1Cu1Ni0.5, f) AlSi12Mg1Cu1Ni1.	45
Abbildung 4-11 Korngrößenverteilung der Legierungsgruppen in Abhängigkeit an die Abkühlgeschwindigkeit durch verschiedene Kokillenmaterialien.	46
Abbildung 4-12 REM-Aufnahme (SE) einer AlSi7Mg0.3Ni0.5 Probe mit a) 200x Vergrößerung, b) 400x Vergrößerung.	48

Abbildung 4-13 REM-Aufnahme (SE), AlSi7Mg0.3Ni0.5 bei 200facher Vergrößerung 49

Abbildung 4-14 EDX-Punktanalysen, Legierung AlSi7Mg0.3Ni0.5. 50

Abbildung 4-15 REM-Aufnahme (SE) einer AlSi7Mg0.3Ni1 Probe bei a) 500x Vergrößerung, b) 1000x Vergrößerung..... 51

Abbildung 4-16 REM-Aufnahme (BSE), AlSi7Mg0.3Ni0.5 Probe mit 200facher Vergrößerung. 52

Abbildung 4-17 EDX-Punktanalysen, Legierung AlSi7Mg0.3Ni1. 53

Abbildung 4-18 EDX-Analyse einer AlSi7Mg0.3Ni1 Probe mit Elementverteilungsbilder. 54

Abbildung 4-19 REM-Aufnahme (SE) einer AlSi12Mg1Cu1Ni1 Probe bei a) 500x Vergrößerung, b) 1000x Vergrößerung..... 56

Abbildung 4-20 REM-Aufnahme (SE), AlSi12Mg1Cu1Ni1 bei 200facher Vergrößerung..... 57

Abbildung 4-21 EDX-Punktanalysen, Legierung AlSi12Mg1Cu1Ni1..... 58

Abbildung 4-22 EDX-Analyse einer AlSi12Mg1Cu1Ni1 Probe mit Elementverteilungsbilder. 59

Abbildung 4-23 mechanische Kennwerte der Legierungsgruppe AlSi7Mg0.3 mit steigendem Nickelgehalt bei Rautemperatur (T6). 61

Abbildung 4-24 mechanische Kennwerte der Legierungsgruppe AlSi12Mg1Cu1 bei Rautemperatur (T6). 62

Abbildung 4-25 mechanische Kennwerte der Legierungsgruppen a) AlSi7Mg0.3 und b) AlSi12Mg1Cu1 mit steigendem Nickelgehalt bei 180°C (T6). 63

Abbildung 9-1 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7 ohne Kornfeiner 76

Abbildung 9-2 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7, Wirkung der Kornfeinung. 77

Abbildung 9-3 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7 mit Kornfeiner 77

Abbildung 9-4 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7, Wirkung der Veredelung. 78

Abbildung 9-5 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7Ni0.5 ohne Kornfeiner 78

Abbildung 9-6 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7Ni0.5 mit Kornfeiner 79

Abbildung 9-7 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7Ni0.5, Wirkung der Kornfeinung. 79

Abbildung 9-8 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7Ni0.5, Wirkung der Veredelung. 80

Abbildung 9-9 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7Ni1 ohne Kornfeiner 80

Abbildung 9-10 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7Ni1 mit Kornfeiner 81

Abbildung 9-11 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7Ni1, Wirkung der Kornfeinung. 81

Abbildung 9-12 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12 ohne Kornfeiner. 82

Abbildung 9-13 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7Ni1, Wirkung der Veredelung. 82

Abbildung 9-14 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi12, Wirkung der Kornfeinung und Veredelung. 83

Abbildung 9-15 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12 mit Kornfeiner. 83

Abbildung 9-16 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12Ni0.5 ohne Kornfeiner. 84

Abbildung 9-17 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12Ni0.5 mit Kornfeiner. 84

Abbildung 9-18 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi12Ni0.5, Wirkung der Kornfeinung und Veredelung. 85

Abbildung 9-19 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12Ni1 ohne Kornfeiner. 85

Abbildung 9-20 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12Ni1 mit Kornfeiner. 86

Abbildung 9-21 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi12Ni1, Wirkung der Kornfeinung und Veredelung. 86

Abbildung 9-22 chemische Analyse AlSi7Mg0.3. 87

Abbildung 9-23 chemische Analyse AlSi7Mg0.3Ni0.5. 88

Abbildung 9-24 chemische Analyse AlSi7Mg0.3Ni1. 89

Abbildung 9-25 chemische Analyse AlSi12Mg1Cu1Ni0.5. 90

Abbildung 9-26 chemische Analyse AlSi12Mg1Cu1Ni1. 91

8 Tabellenverzeichnis

Tabelle 3-1 chemische Zusammensetzung der verwendeten AlSi7-Legierungen (in Gew.-%)	20
Tabelle 3-2 chemische Zusammensetzung der verwendeten AlSi12-Legierungen (in Gew.-%)	20
Tabelle 3-3 Ausgangsmaterial für die AlSi7-Legierungen	20
Tabelle 3-4 Ausgangsmaterial für die AlSi12-Legierungen	20
Tabelle 3-5 Prüfparameter für die Zugversuche.	26
Tabelle 4-1 chemische Zusammensetzungen der untersuchten Legierungen (in Gew.-%).....	33
Tabelle 4-2 berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi7Mg0.3Ni1 mit Ausscheidungstemperatur	34
Tabelle 4-3 berechnete Phasen des Legierungssystems AlSi12Mg1Cu1Ni1 mit Ausscheidungstemperatur	35
Tabelle 4-4 Dichteindex der abgussfertigen Schmelzen	37
Tabelle 4-5 charakteristische Temperaturen der thermischen Analyse der realen Abgüsse.	41
Tabelle 4-6 mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur.	61
Tabelle 4-7 mechanische Kennwerte bei 180°C.	63

9 Anhang

9.1 Anhang A: thermische Analysen

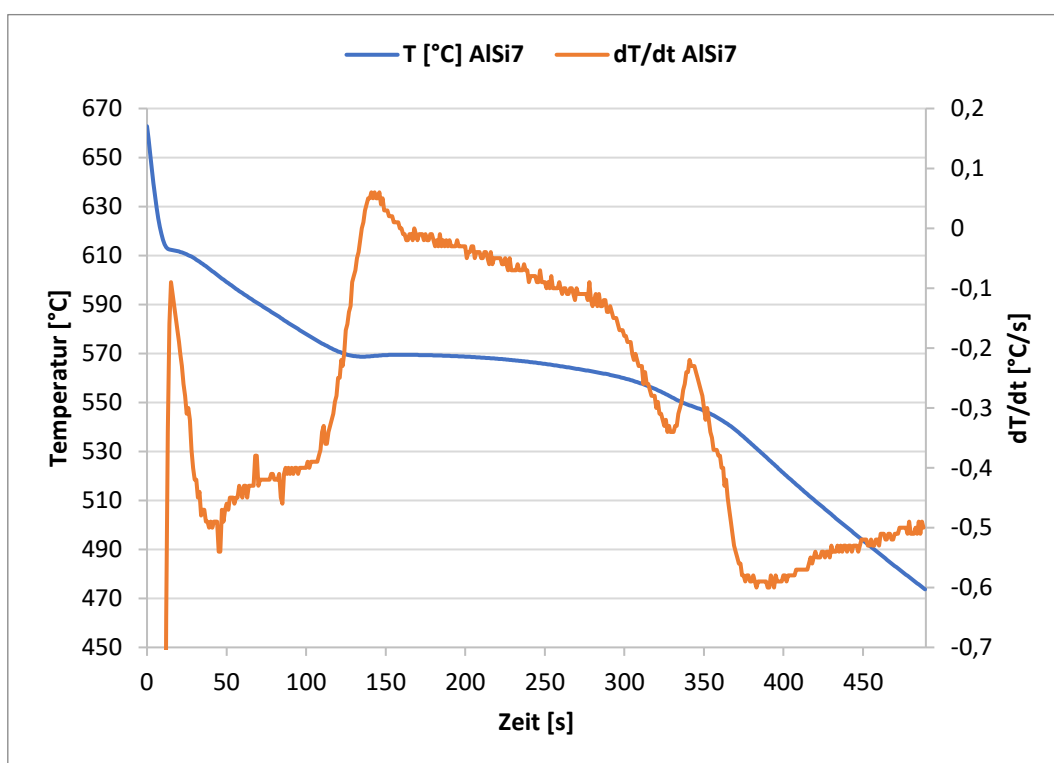


Abbildung 9-1 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7 ohne Kornfeiner

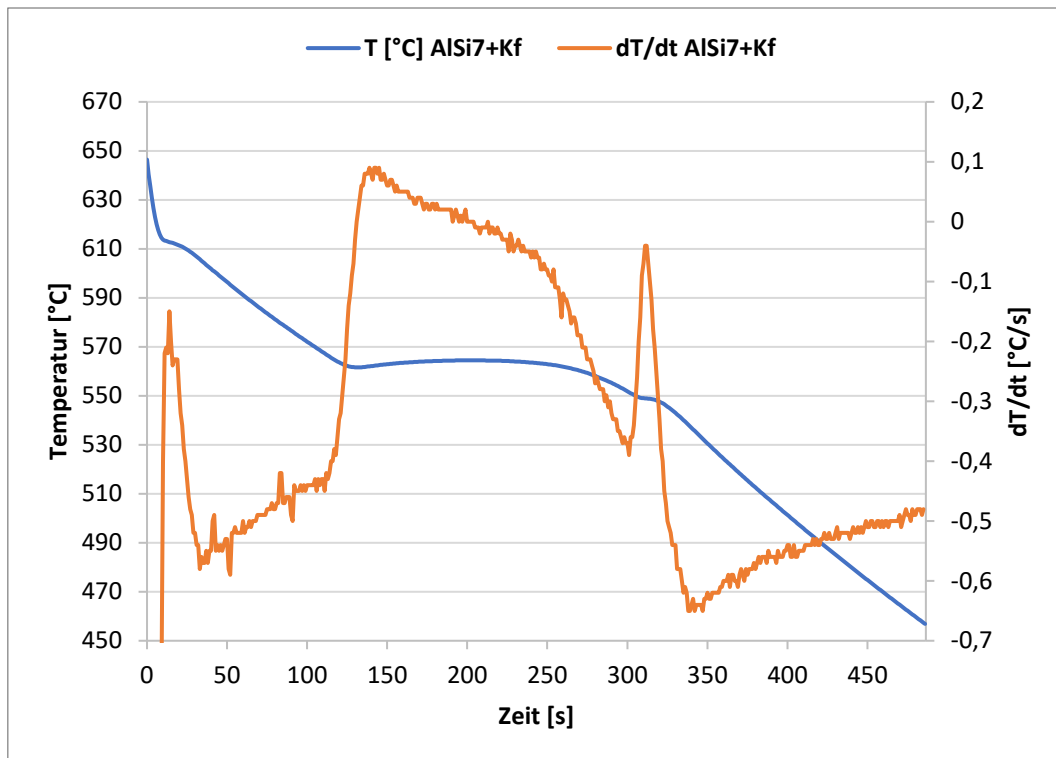


Abbildung 9-3 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AISi7 mit Kornfeiner

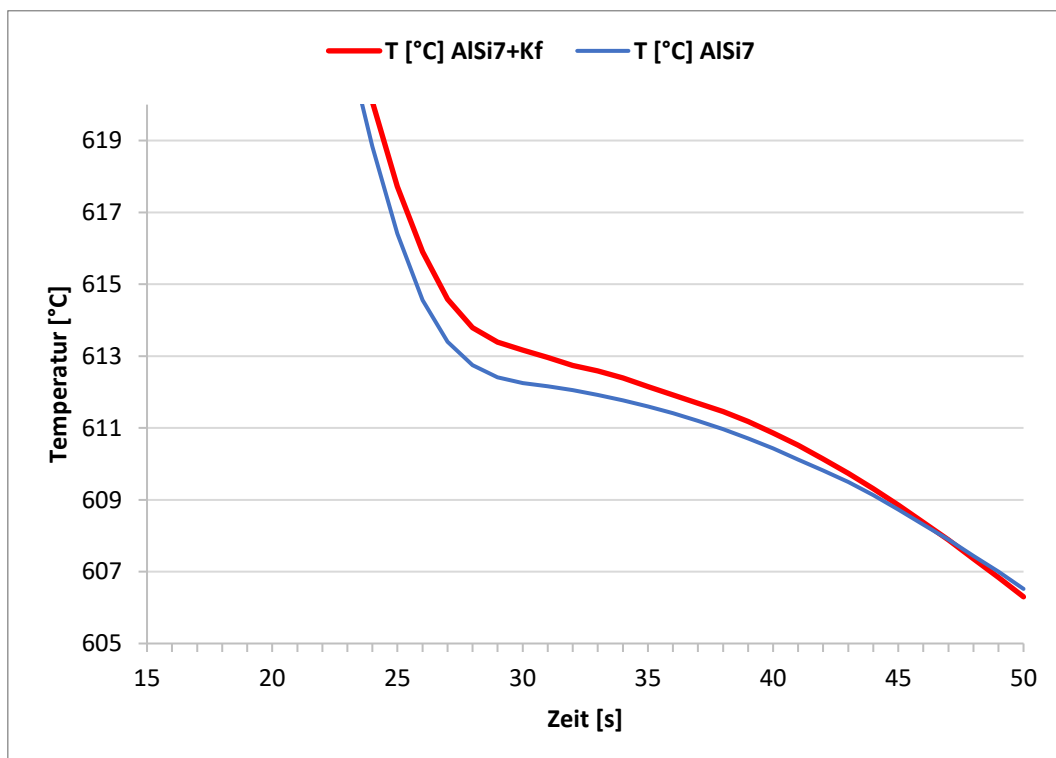


Abbildung 9-2 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AISi7, Wirkung der Kornfeinung.

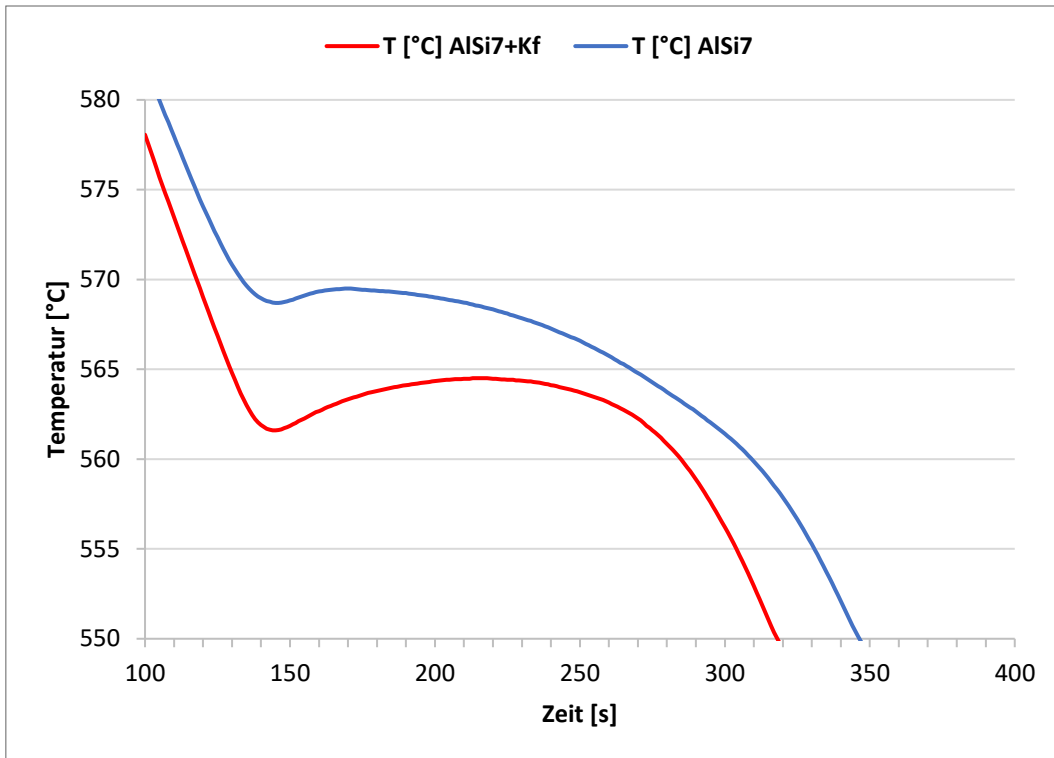


Abbildung 9-4 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7, Wirkung der Veredelung.

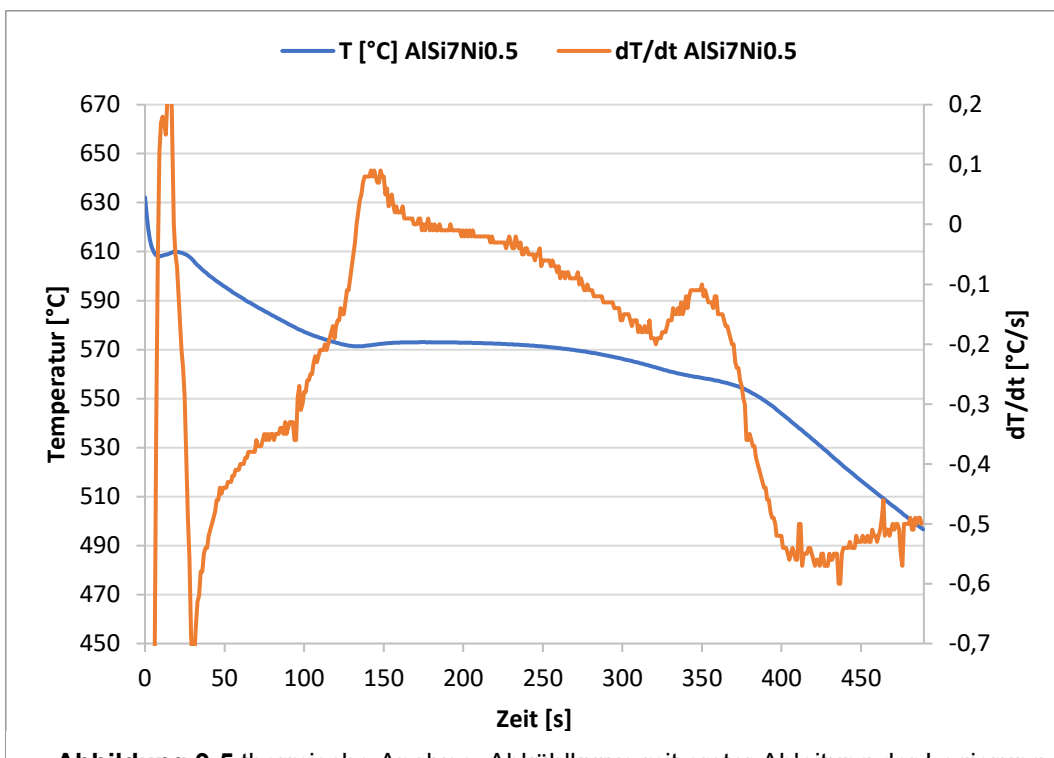


Abbildung 9-5 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7Ni0.5 ohne Kornfeiner

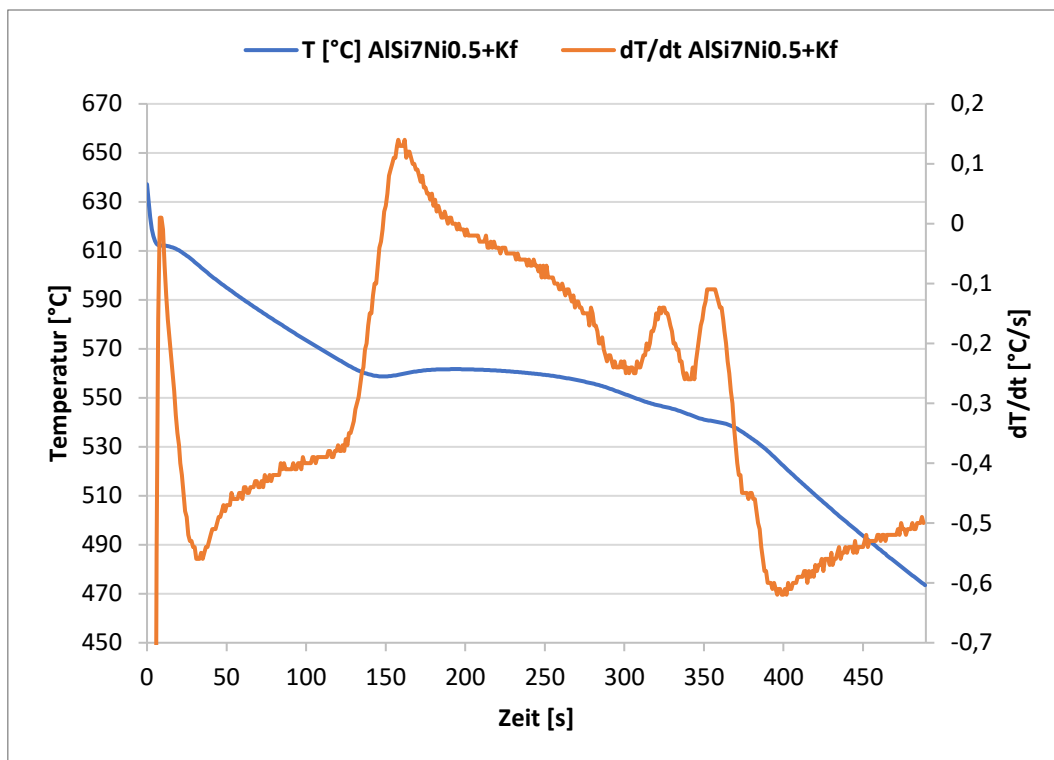


Abbildung 9-6 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AISi7Ni0.5 mit Kornfeiner

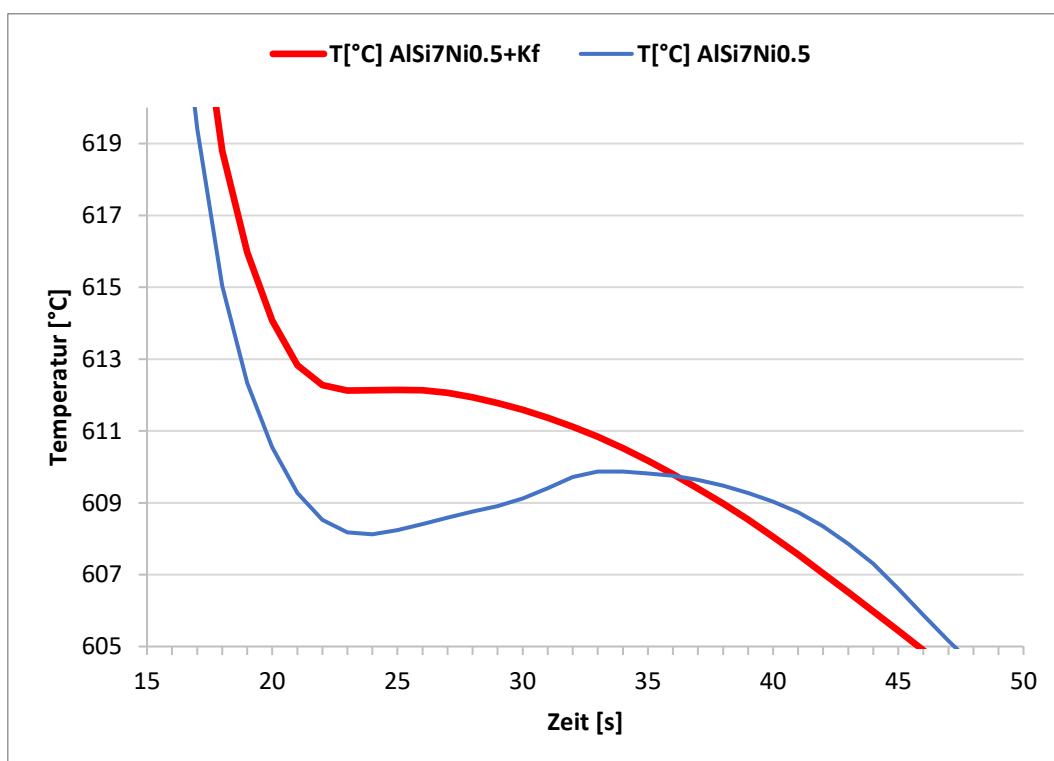


Abbildung 9-7 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AISi7Ni0.5, Wirkung der Kornfeinung.

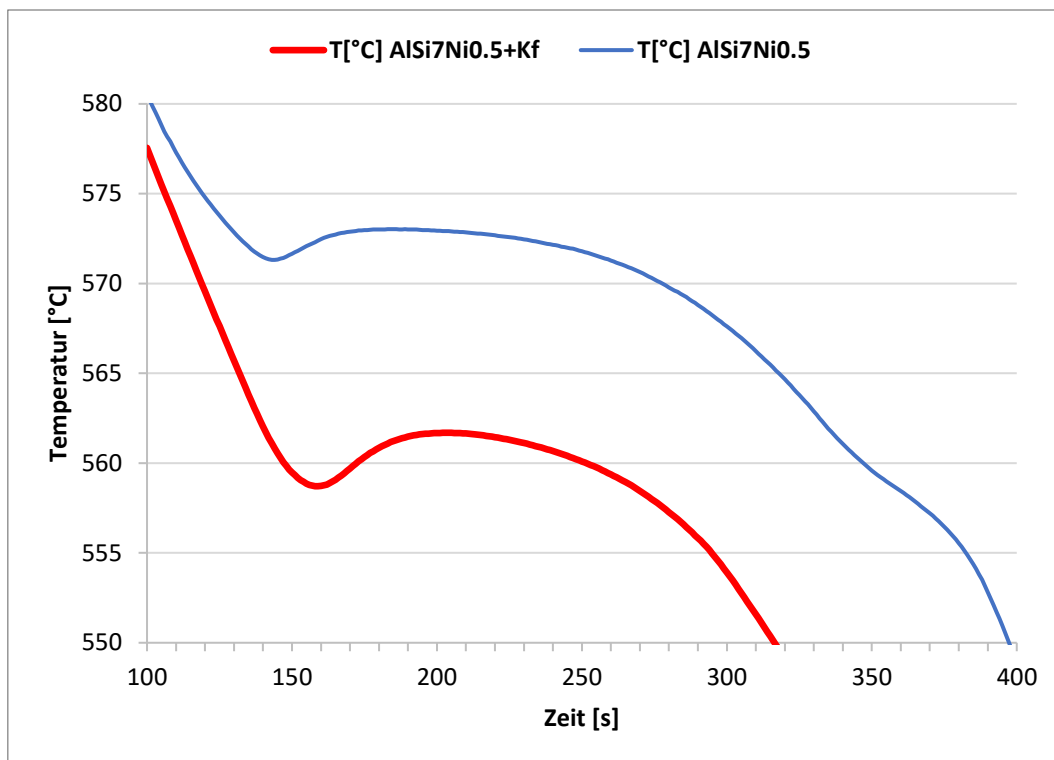


Abbildung 9-8 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7Ni0.5, Wirkung der Veredelung.

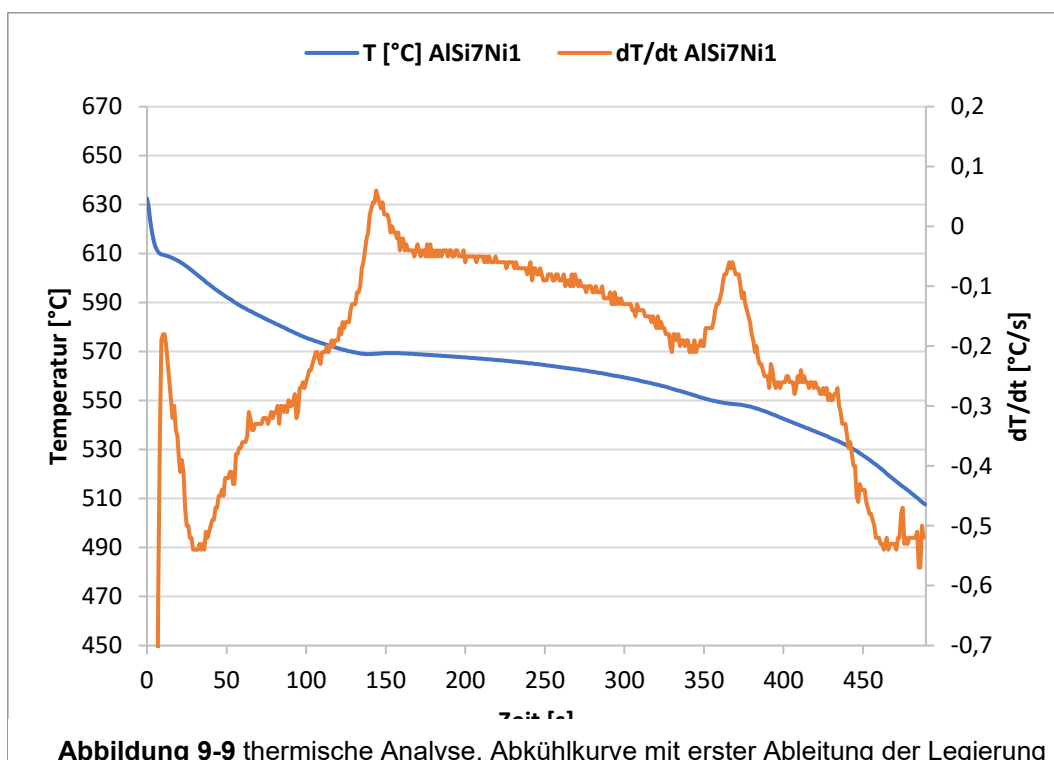


Abbildung 9-9 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi7Ni1 ohne Kornfeiner

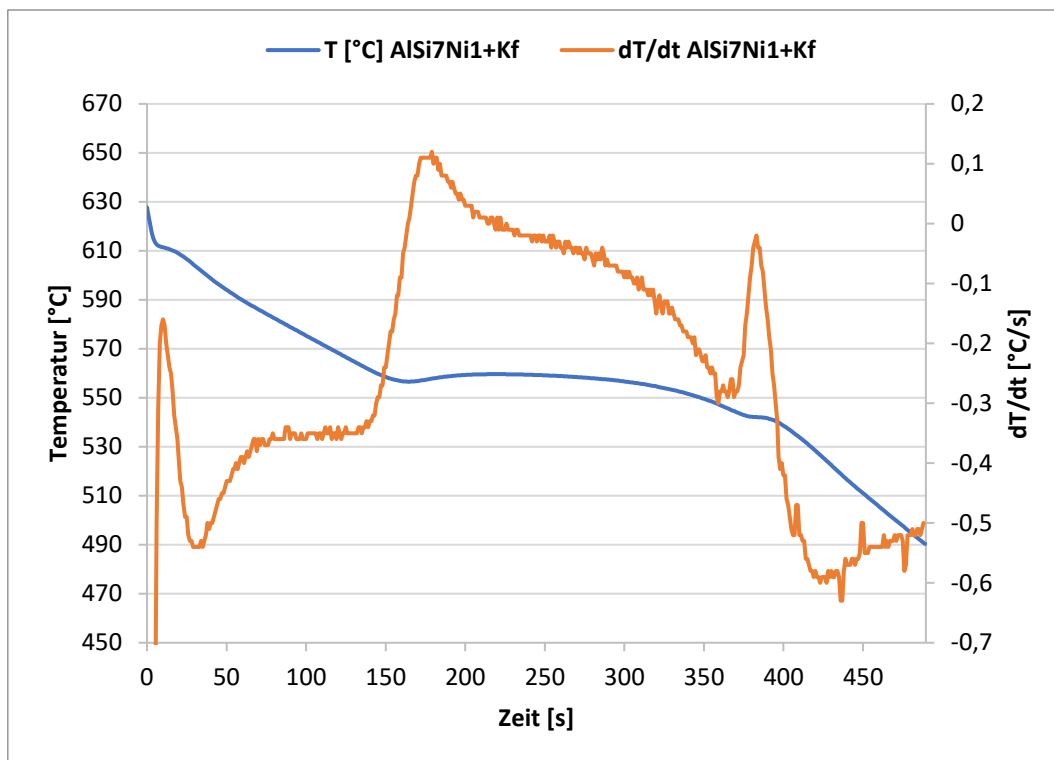


Abbildung 9-10 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AISi7Ni1 mit Kornfeiner

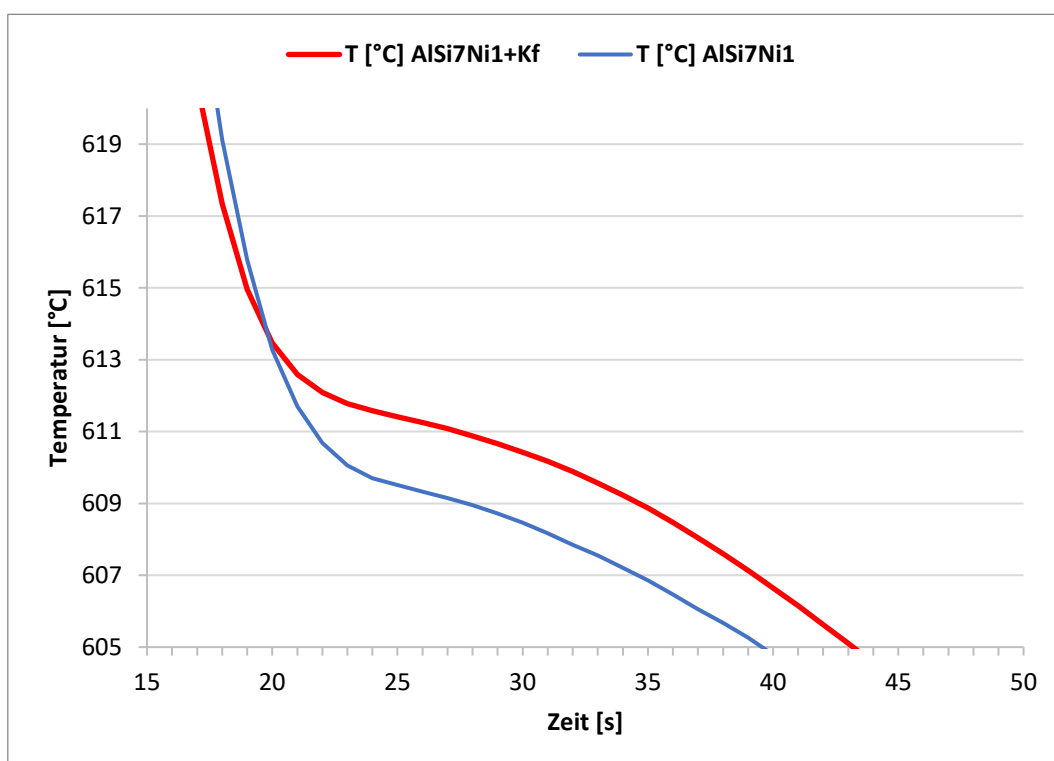


Abbildung 9-11 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AISi7Ni1, Wirkung der Kornfeinung.

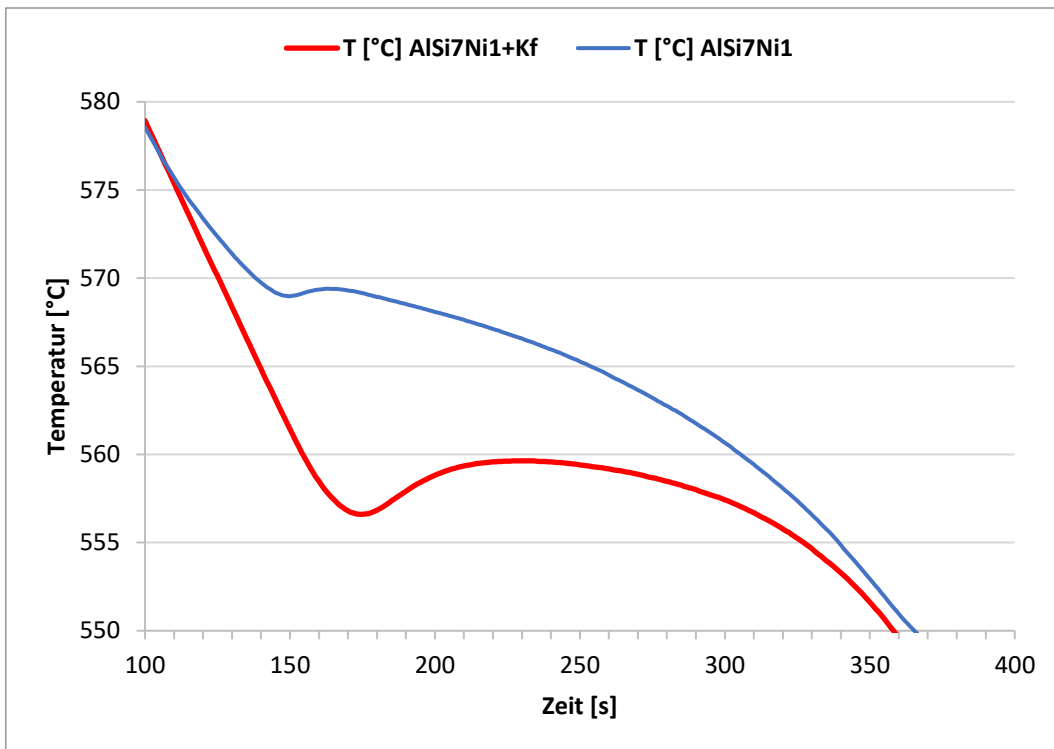


Abbildung 9-13 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi7Ni1, Wirkung der Veredelung.

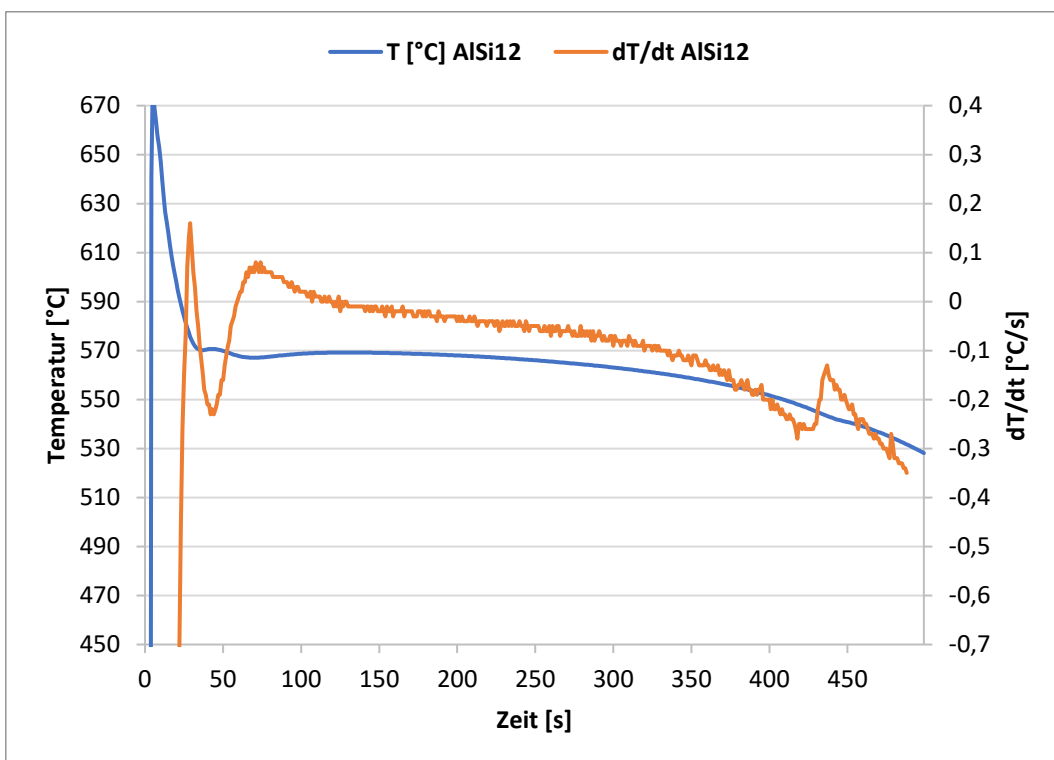


Abbildung 9-12 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12 ohne Kornfeiner.

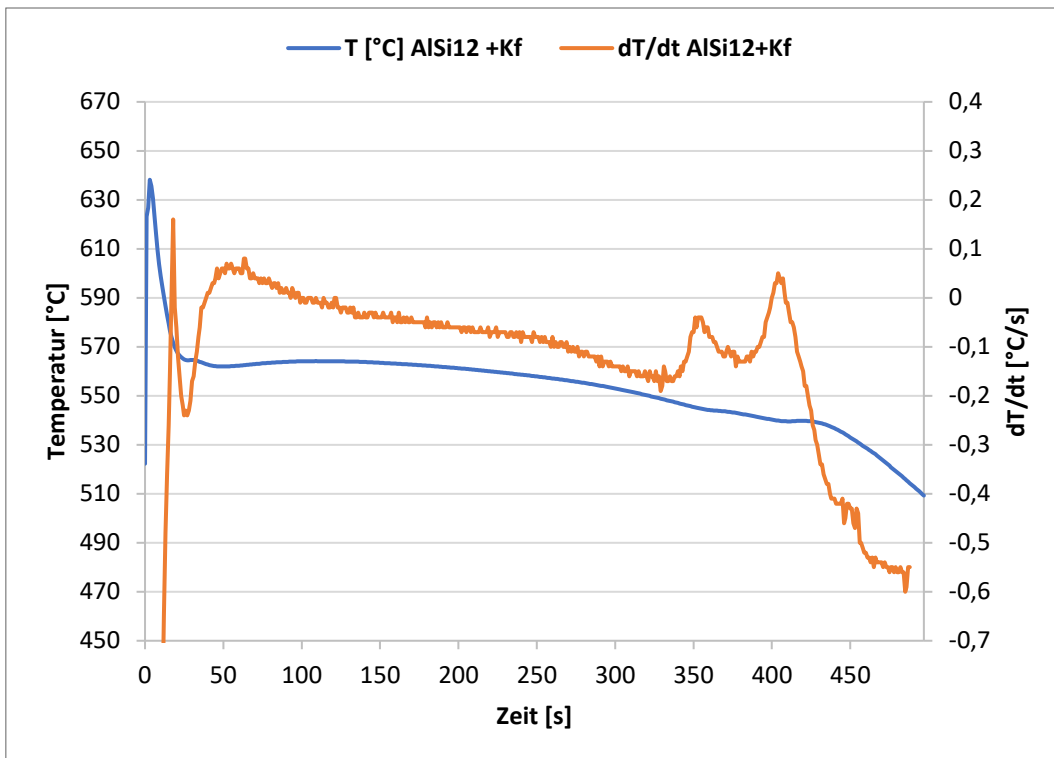


Abbildung 9-15 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AlSi12 mit Kornfeiner.

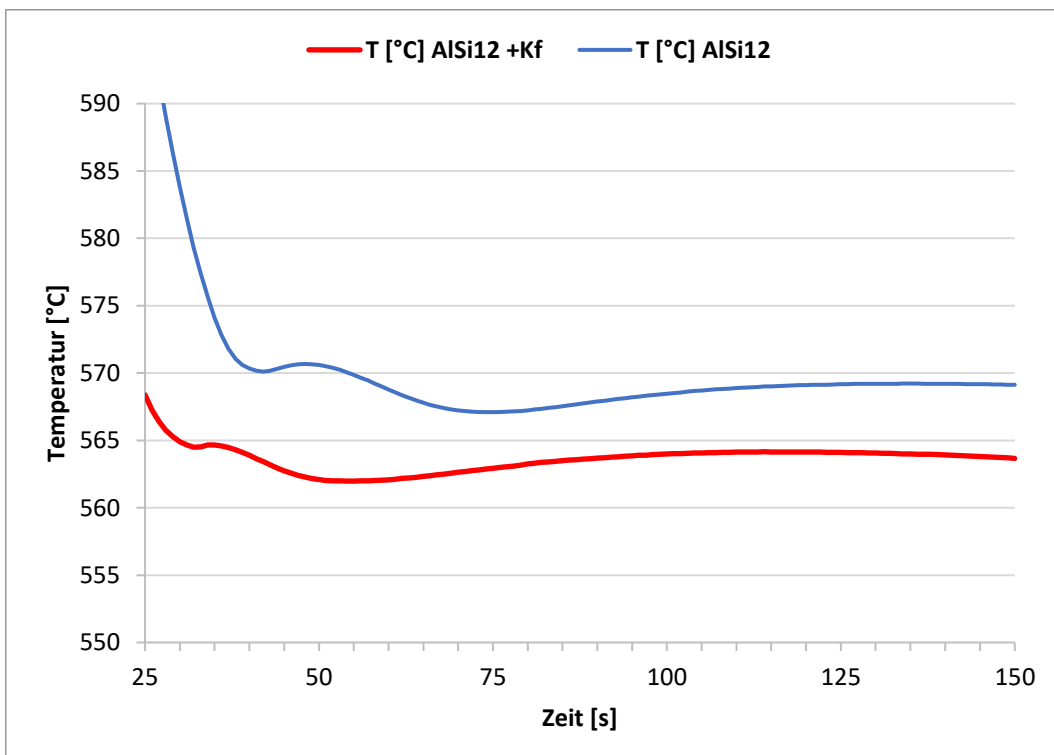


Abbildung 9-14 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AlSi12, Wirkung der Kornfeinung und Veredelung.

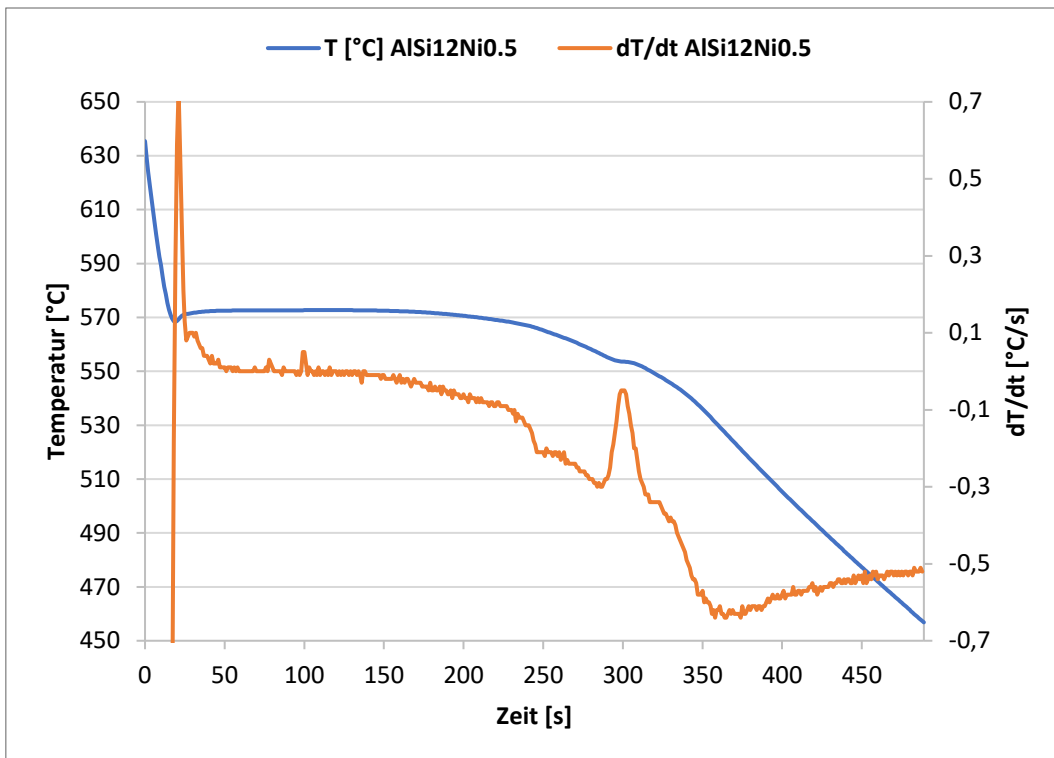


Abbildung 9-16 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AISi12Ni0.5 ohne Kornfeiner.

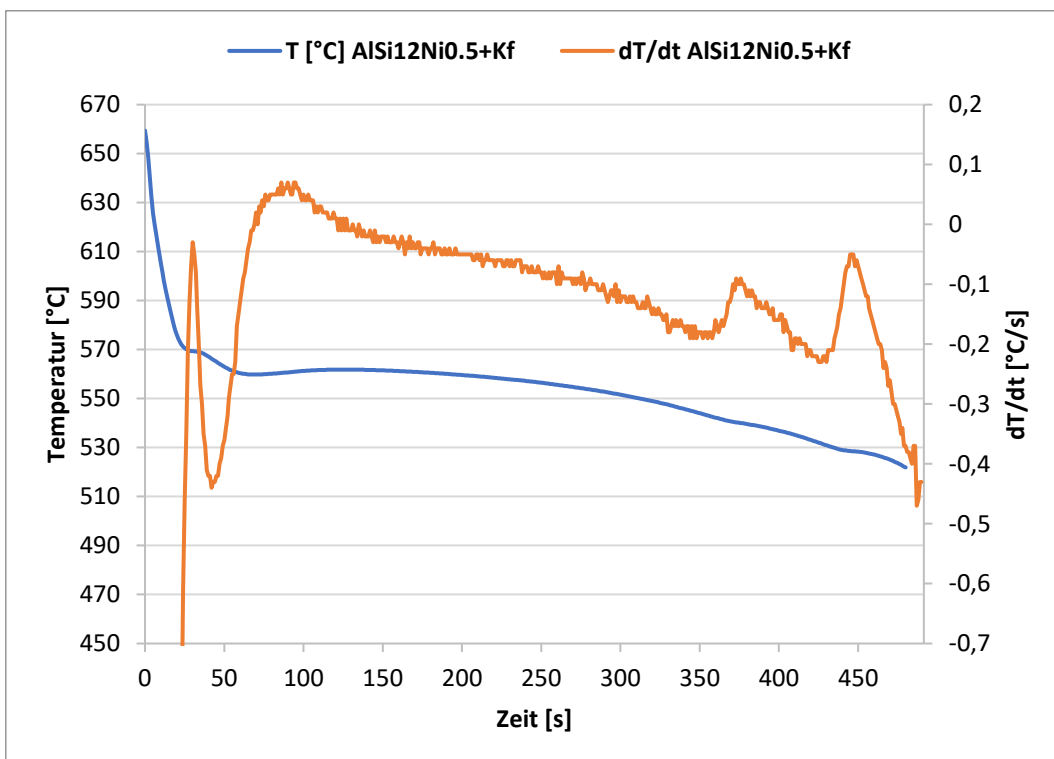


Abbildung 9-17 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AISi12Ni0.5 mit Kornfeiner.

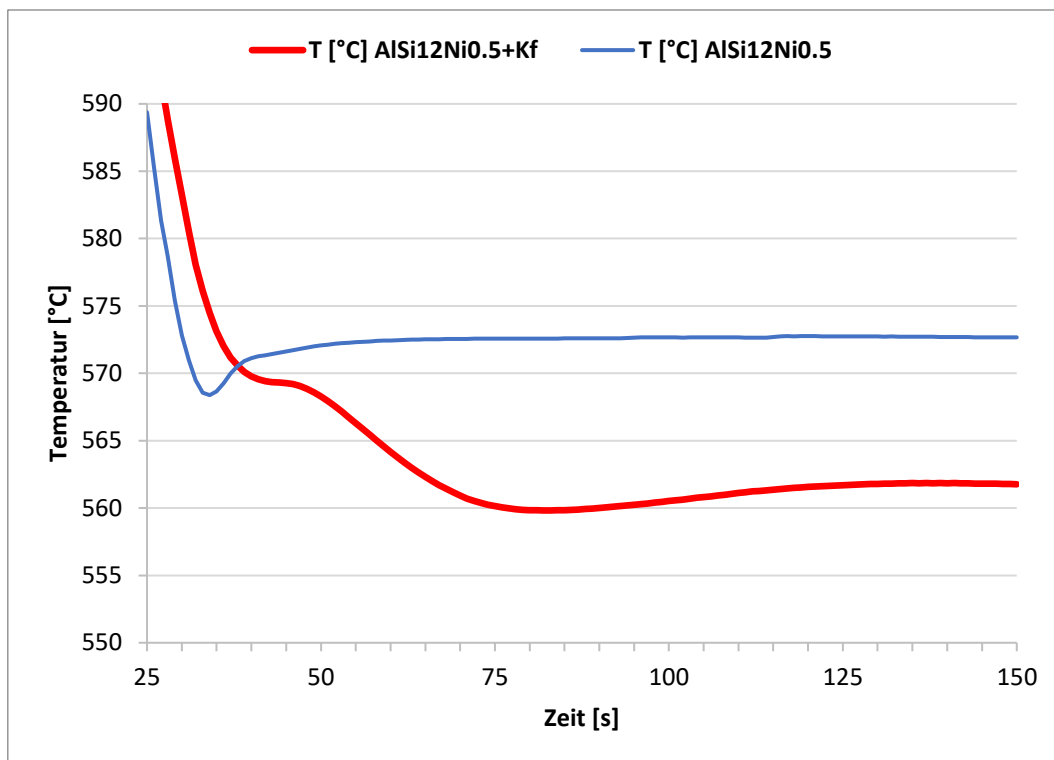


Abbildung 9-18 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AISi12Ni0.5, Wirkung der Kornfeinung und Veredelung.

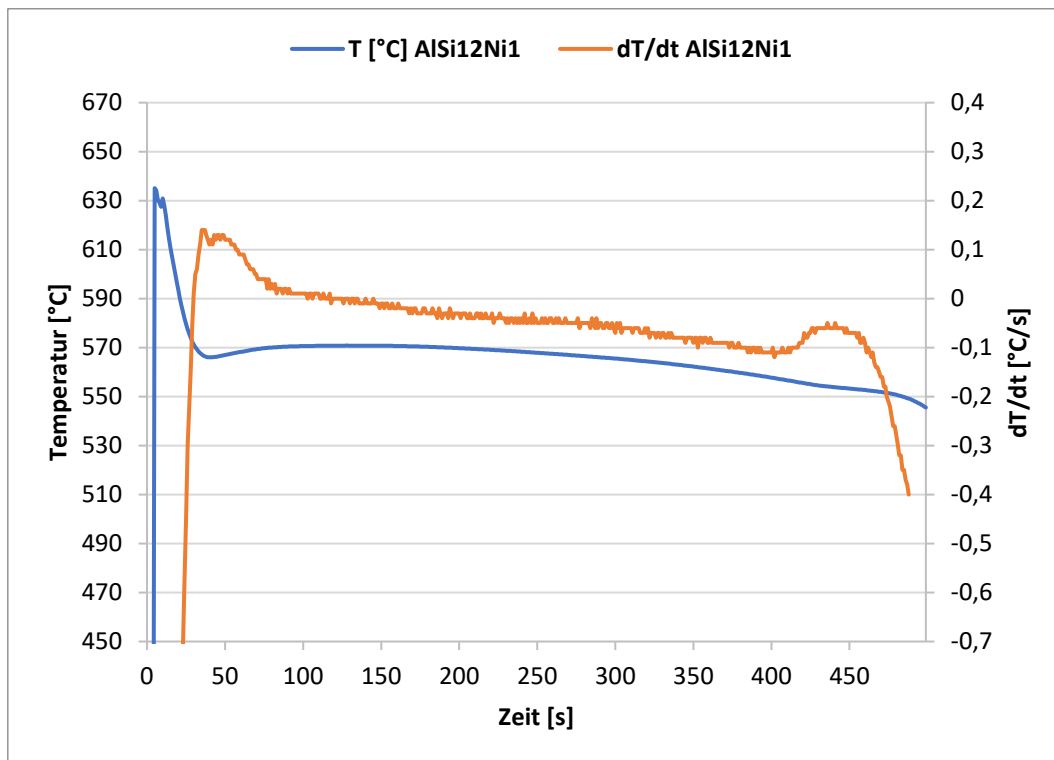


Abbildung 9-19 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AISi12Ni1 ohne Kornfeiner.

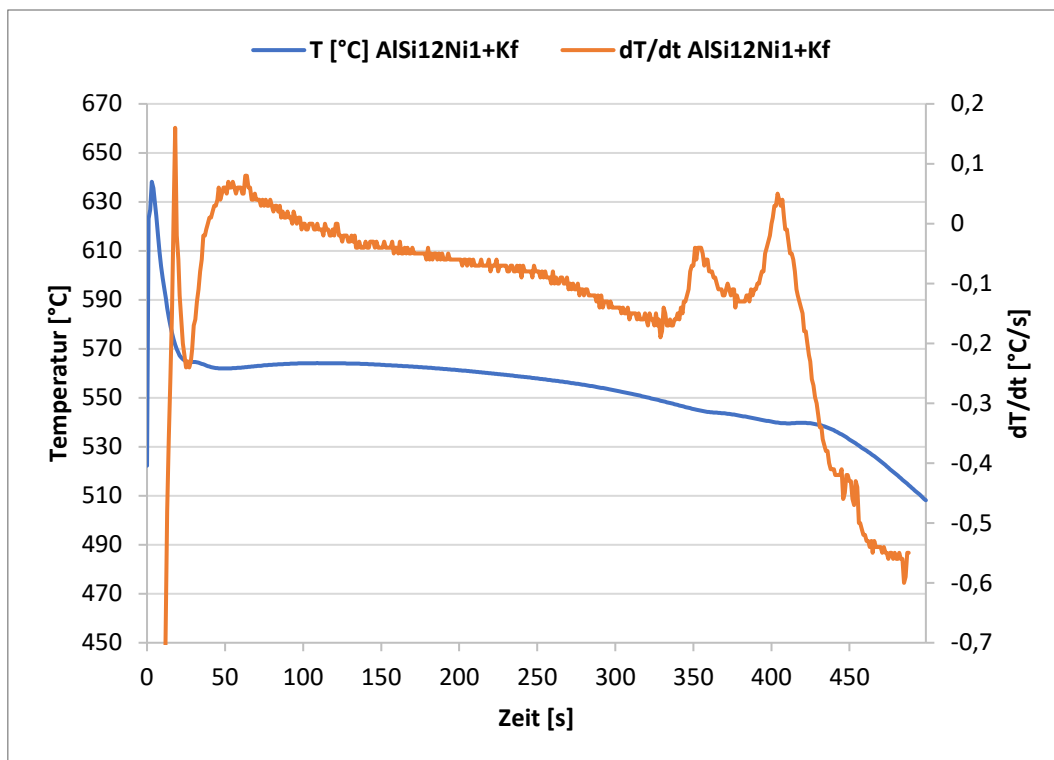


Abbildung 9-20 thermische Analyse, Abkühlkurve mit erster Ableitung der Legierung AISi12Ni1 mit Kornfeiner.

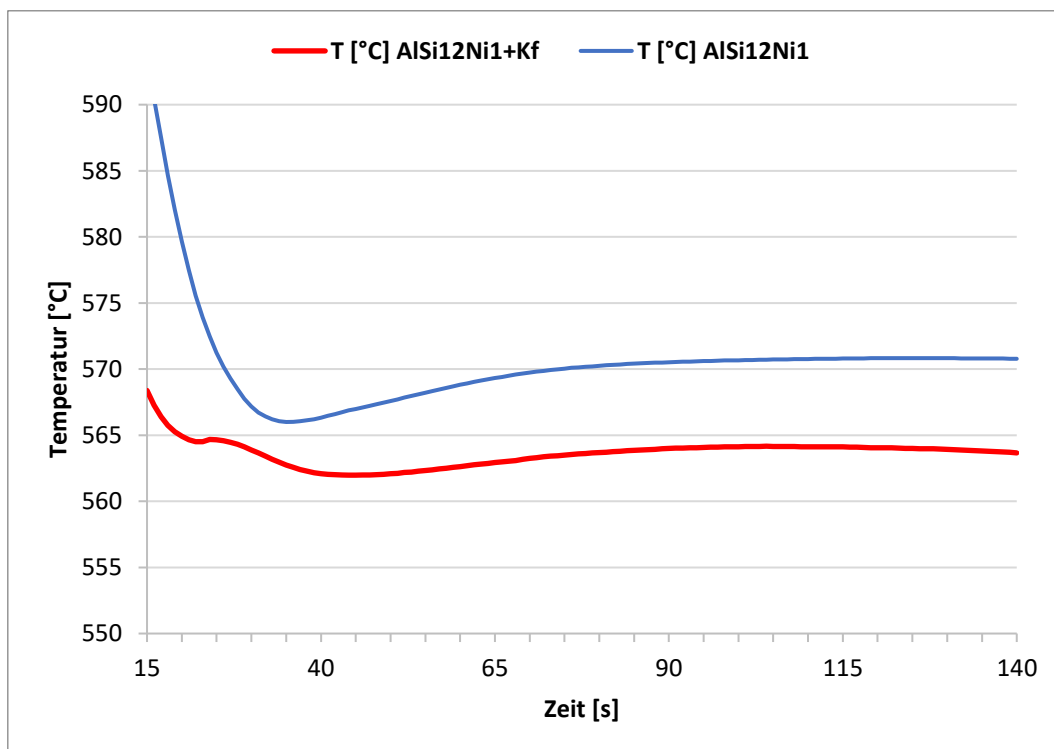


Abbildung 9-21 thermische Analyse, Abkühlkurve der Legierung AISi12Ni1, Wirkung der Kornfeinung und Veredelung.

9.2 Anhang B: chemische Analysen

Nr	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
1	91,83	7,402	0,0943	0,0104	0,2543	0,345	< 0,0010	0,0045	0,0018	0,0096	< 0,0005	< 0,0010
2	91,94	7,313	0,0913	0,0102	0,2490	0,335	< 0,0010	0,0044	0,0017	0,0100	< 0,0005	< 0,0010
3	91,93	7,308	0,0921	0,0103	0,2519	0,341	< 0,0010	0,0046	0,0018	0,0098	< 0,0005	< 0,0010
Nr	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ge	Hg	In	La
1	0,0021	0,0030	0,0003	< 0,0010	0,0009	< 0,0010	< 0,0005	0,0024	0,0045	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
2	0,0022	0,0029	0,0002	< 0,0010	0,0010	< 0,0010	< 0,0005	0,0026	0,0043	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
3	0,0025	0,0031	0,0003	< 0,0010	0,0010	< 0,0010	< 0,0005	0,0024	0,0044	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
Nr	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
1	< 0,0001	0,0010	0,0003	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0107	0,0101	< 0,0010	19792	20582
2	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0106	0,0102	< 0,0010	19829	20604
3	< 0,0001	0,0011	0,0001	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0107	0,0102	< 0,0010	19436	20211
Nr	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A									
1	11443	47204	74053									
2	11564	47588	74511									
3	11145	46022	72156									
Mittelwert berechnet aus: 1, 2, 3												
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
\bar{x}	91,90	7,341	0,0926	0,0103	0,2517	0,341	< 0,0010	0,0045	0,0018	0,0098	< 0,0005	< 0,0010
	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ge	Hg	In	La
\bar{x}	0,0023	0,0030	0,0003	< 0,0010	0,0010	< 0,0010	< 0,0005	0,0025	0,0044	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
\bar{x}	< 0,0001	< 0,0010	0,0003	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0107	0,0101	< 0,0010	19686	20465

Abbildung 9-22 chemische Analyse AlSi7Mg0.3.

Nr	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
1	91,47	7,366	0,0697	< 0,0010	0,2150	0,339	< 0,0010	0,4652	0,0064	0,0044	< 0,0005	< 0,0010
2	91,31	7,462	0,0703	< 0,0010	0,2180	0,396	< 0,0010	0,4767	0,0067	0,0035	< 0,0005	< 0,0010
3	91,53	7,306	0,0672	< 0,0010	0,2137	0,343	< 0,0010	0,4635	0,0068	0,0048	< 0,0005	< 0,0010
Nr	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
1	0,0035	0,0041	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0025	< 0,0005	0,0033	0,0070	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
2	0,0023	0,0043	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0025	< 0,0005	0,0033	0,0071	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
3	0,0033	0,0044	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0025	< 0,0005	0,0034	0,0069	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
Nr	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
1	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0186	0,0063	< 0,0010	20544	22048
2	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0195	0,0065	< 0,0010	20093	21389
3	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0187	0,0063	< 0,0010	20588	22057
Nr	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A									
1	12722	49856	80796									
2	12161	47767	76066									
3	12541	49010	76928									
Mittelwert berechnet aus: 1, 2, 3												
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
\bar{x}	91,44	7,378	0,0691	< 0,0010	0,2156	0,360	< 0,0010	0,4684	0,0066	0,0043	< 0,0005	< 0,0010
$\pm s$												
	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
\bar{x}	0,0030	0,0043	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0025	< 0,0005	0,0033	0,0070	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
$\pm s$												
	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
\bar{x}	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0189	0,0064	< 0,0010	20408	21831
$\pm s$												
	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A									
\bar{x}	12474	48877	77930									
$\pm s$												

Abbildung 9-23 chemische Analyse AISi7Mg0.3Ni0.5.

Nr	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
1	91,12	7,169	0,1002	< 0,0010	0,2488	0,342	< 0,0010	0,9530	0,0053	0,0135	< 0,0005	< 0,0010
2	91,12	7,172	0,0993	< 0,0010	0,2463	0,339	< 0,0010	0,9535	0,0055	0,0126	< 0,0005	< 0,0010
3	91,31	7,004	0,0964	< 0,0010	0,2448	0,342	< 0,0010	0,9320	0,0052	0,0140	< 0,0005	< 0,0010

Nr	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
1	0,0035	0,0034	0,0003	< 0,0010	0,0017	0,0026	< 0,0005	0,0029	0,0048	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
2	0,0029	0,0031	0,0003	< 0,0010	0,0012	0,0027	< 0,0005	0,0031	0,0048	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
3	0,0041	0,0032	0,0003	< 0,0010	0,0012	0,0027	< 0,0005	0,0031	0,0049	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005

Nr	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
1	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0075	0,0111	< 0,0010	19715	20407
2	< 0,0001	< 0,0010	0,0002	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0073	0,0106	< 0,0010	19461	20088
3	< 0,0001	< 0,0010	0,0001	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0075	0,0112	< 0,0010	19170	19770

Nr	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A
1	11277	46139	71125
2	11355	46319	72132
3	11193	45548	71080

Mittelwert berechnet aus: 1, 2, 3

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	91,18	7,115	0,0986	< 0,0010	0,2466	0,341	< 0,0010	0,9462	0,0053	0,0134	< 0,0005	< 0,0010
$\frac{\pm}{\bar{y}}$												

	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	0,0035	0,0032	0,0003	< 0,0010	0,0014	0,0027	< 0,0005	0,0031	0,0048	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
$\frac{\pm}{\bar{y}}$												

	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	< 0,0001	< 0,0010	0,0003	0,0027	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0074	0,0110	< 0,0010	19449	20088
$\frac{\pm}{\bar{y}}$												

	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	11275	46002	71446
$\frac{\pm}{\bar{y}}$			

Werkstoffswerte: OK
Werkstoffswerte: OK

Abbildung 9-24 chemische Analyse AlSi7Mg0.3Ni1.

Nr	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
1	84,60	12,74	0,0550	0,8754	0,0033	1,15	< 0,0010	0,5029	0,0083	0,0016	< 0,0005	< 0,0010
2	84,51	12,88	0,0536	0,8588	0,0032	1,14	< 0,0010	0,4922	0,0081	0,0016	< 0,0005	< 0,0010
3	84,47	12,93	0,0526	0,8457	0,0032	1,15	< 0,0010	0,4814	0,0080	0,0016	< 0,0005	< 0,0010
Nr	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
1	< 0,0001	0,0073	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0046	< 0,0005	0,0042	0,0061	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
2	< 0,0001	0,0077	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0046	< 0,0005	0,0046	0,0060	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
3	< 0,0001	0,0074	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0048	< 0,0005	0,0046	0,0059	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
Nr	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
1	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0159	0,0019	0,0016	20490	21004
2	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0160	0,0020	0,0016	20407	20877
3	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0162	0,0021	0,0015	20018	20491
Nr	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A									
1	11824	44563	64335									
2	11731	43988	63188									
3	11717	43637	62903									

Mittelwert berechnet aus: 1, 2, 3

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	84,53	12,85	0,0537	0,8600	0,0032	1,15	< 0,0010	0,4922	0,0081	0,0016	< 0,0005	< 0,0010
	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	< 0,0001	0,0075	< 0,0001	< 0,0010	0,0004	0,0047	< 0,0005	0,0044	0,0060	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	< 0,0001	< 0,0010	< 0,0001	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	< 0,0010	0,0160	0,0020	0,0016	20305	20791
	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A									
$\frac{\pm}{\bar{x}}$	11757	44062	63475									

\bar{x}

Werkstoffsollwerte: OK
Werkstoffsollwerte: OK

Abbildung 9-25 chemische Analyse AlSi12Mg1Cu1Ni0.5.

Nr	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
1	84,39	12,45	0,0669	1,0020	0,0057	0,915	< 0,0010	1,0273	0,0242	0,0068	< 0,0005	< 0,0010
2	84,36	12,53	0,0650	0,9694	0,0057	0,908	< 0,0010	1,0229	0,0242	0,0067	< 0,0005	< 0,0010
3	84,20	12,55	0,0682	1,0183	0,0058	0,947	< 0,0010	1,0651	0,0248	0,0064	< 0,0005	< 0,0010
4	84,27	12,70	0,0628	0,9349	0,0054	0,908	< 0,0010	0,9838	0,0239	0,0066	< 0,0005	< 0,0010
Nr	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
1	< 0,0001	0,0060	< 0,0001	< 0,0010	0,0013	0,0052	< 0,0005	0,0041	0,0026	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
2	< 0,0001	0,0061	< 0,0001	< 0,0010	0,0014	0,0050	< 0,0005	0,0038	0,0024	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
3	< 0,0001	0,0060	< 0,0001	< 0,0010	0,0010	0,0052	< 0,0005	0,0039	0,0025	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
4	< 0,0001	0,0062	< 0,0001	< 0,0010	0,0011	0,0052	< 0,0005	0,0041	0,0024	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
Nr	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
1	< 0,0001	0,0019	0,0003	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	0,0578	0,0096	0,0081	0,0065	18865	18634
2	< 0,0001	0,0018	0,0003	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	0,0553	0,0096	0,0081	0,0064	18829	18664
3	< 0,0001	0,0017	< 0,0001	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	0,0584	0,0096	0,0081	0,0065	19182	19009
4	< 0,0001	0,0017	< 0,0001	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	0,0522	0,0095	0,0079	0,0062	19269	19129
Nr	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A									
1	10468	41240	58747									
2	10460	41205	57991									
3	10428	41133	58432									
4	10508	41151	57523									
Mittelwert berechnet aus: 1, 2, 3, 4												
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	As
\bar{x}	84,30	12,56	0,0657	0,9812	0,0057	0,919	< 0,0010	1,0248	0,0243	0,0066	< 0,0005	< 0,0010
$\pm s$												
	B	Ba	Be	Bi	Ca	Cd	Ce	Co	Ga	Hg	In	La
\bar{x}	< 0,0001	0,0061	< 0,0001	< 0,0010	0,0012	0,0051	< 0,0005	0,0040	0,0025	< 0,0010	< 0,0001	< 0,0005
$\pm s$												
	Li	Mo	Na	P	Pb	Sc	Sn	Sr	V	Zr	I-Al2	I-Al1
\bar{x}	< 0,0001	0,0018	< 0,0002	0,0026	< 0,0010	< 0,0005	0,0559	0,0096	0,0080	0,0064	19036	18859
$\pm s$												
	I-Al3/A	I-Al5/A	I-Al_7A									
\bar{x}	10466	41182	58173									
$\pm s$												

\bar{x}
 Werkstoffswerte: OK
 Werkstoffswerte: OK

Abbildung 9-26 chemische Analyse AlSi12Mg1Cu1Ni1.