



Montanuniversität Leoben - University of Leoben

Department Metallurgie - Department of Metallurgy

Nichteisenmetallurgie - Nonferrous Metallurgy



MASTERARBEIT

Thema:

Einfluss von Legierungselementen auf das Eigenschaftsprofil von Aluminium- Knetwerkstoffen der 7xxx-Serie



Ersteller:

Stefanie Scheiber, BSc

Betreuer:

Dipl.-Ing. Gernot K.-H. Kolb

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Antrekowitsch

Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Stefan Pogatscher

Leoben, Oktober 2015

Einfluss von Legierungselementen auf das Eigenschaftsprofil von Aluminium-Knetwerkstoffen der 7xxx-Serie

Hochfeste ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen sind heutzutage unverzichtbare Leichtbauwerkstoffe und werden dementsprechend häufig in der Luftfahrtindustrie eingesetzt. Die Gruppe der Al-Zn-Mg-(Cu)-Legierungen (7xxx) bietet die höchsten Festigkeiten, wobei die Einstellung der Eigenschaften durch Legierungselemente in Kombination mit Wärmebehandlungen mit eingeschlossener Lösungsglühung, Abschreckung und Warmauslagerung erfolgt. Ein weiteres Thema mit hoher Wichtigkeit in der Luftfahrtindustrie ist neben der Härte und Zugfestigkeit die Bruchzähigkeit der Materialien, welche von unterschiedlichsten Parametern der durch die Herstellungsrouten eingestellten Mikrostruktur abhängt. Wichtige Faktoren sind neben der Variation der Zusammensetzung auch die Warmauslagerungsbedingungen. Das Potenzial der Legierungselemente in Kombination mit den Wärmebehandlungen auf die Festigkeitsentwicklung von 7xxx-Werkstoffen während des Warmauslagerns ist derzeit noch nicht gänzlich verstanden. Durch gezielte Optimierung sind leicht steigende mechanische Mindestkennwerte möglich. Auch könnten die Korrosionseigenschaften ähnlich verbessert werden.

Ziel der vorliegenden Masterarbeit war es, die Eigenschaftsänderung des Werkstoffes 7075 durch Legierungselementvariationen (Zn und Mg) in Kombination mit Wärmebehandlungen zu untersuchen. Die generierten Legierungen und vorliegenden Ausgangszustände sollten auf deren Aushärtepotenzial während der folgenden Warmauslagerungen untersucht werden. Von ausgewählten Zuständen findet eine mechanische Kennwerteermittlung (Zugfestigkeit, Streckgrenze, A_{50} , Härte etc.) statt.

Die Arbeit erfolgte in enger Kooperation mit dem Industriepartner AMAG Austria Metall AG, Österreichs führendem Hersteller von Aluminium-Halbzeug- und Gießereilegierungen.

Leoben, Oktober 2015

Danksagung

Ich möchte mich herzlich bei Herrn Dipl.-Ing. Gernot K.-H. Kolb vom Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie dafür bedanken, dass er stets ein offenes Ohr für die relevanten Themen meiner Masterarbeit hatte. Vielen Dank auch für die tatkräftige Unterstützung bei den Schmelzversuchen und bei den Tests zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte. Ich danke für seine Zeit und Mühen bei der Materialbestellung und Besorgung des notwendigen Equipments zur Komplettierung der Versuchsanordnung.

Besonderer Dank geht an Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Antrekowitsch, Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie, für die Chance meine Masterarbeit im Bereich der Nichteisenmetalle zu verfassen. Ich bedanke mich auch für die Teilnahmemöglichkeit an einem Einführungsseminar zu FactSage™ 6.4 im April 2015. Danke für die Opportunität die Ressourcen des Instituts insbesondere die Ofenhalle samt Aggregaten, die Metallographie, Mikroskope, thermische Analysengeräte sowie die Prüfgeräte für Härte und Festigkeit zu nutzen.

Auch Herrn Ass.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Stefan Pogatscher spreche ich meinen Dank für den gezielten Input bei der Verwirklichung der Untersuchungen, der zu neuen Ideen geführt hat, aus.

Ich bedanke mich noch bei der AMAG Austria Metall AG für die Bereitstellung der erforderlichen Daten, da dieses Know-How den Fortschritt und Erfolg der Versuche positiv beeinflusst hat.

Meiner Familie möchte ich herzlich für die Unterstützung während des Studiums auf vielerlei Arten danken. Meinem Freund Christoph danke ich dafür, dass er mir über all die Jahre treu zur Seite gestanden ist. Meinen Kommilitonen Caterina, Kerstin und Michael spreche ich meinen Dank für den freundschaftlichen Wettstreit während des Studiums aus, der mich stets zu Höchstleistungen angetrieben hat.

Abstract

Due to political regulations CO₂-emissions need to be decreased, especially in automotive and aviation industry. Therefore, new alloys are tested for lightweight design. These construction materials have to fulfil a number of mechanical and chemical properties. Certain established material properties must be reached under static and dynamic conditions.

The present master thesis comprises melting, alloying and casting of the aluminium alloy EN AW-7075 according to standard DIN EN 573-3. A variation of elements (Mg and Zn) within the standard is obtained. The chemical composition of materials is measured by the use of optical emission spectroscopy (OES). Sawing and cutting enable the preparation of specimen in the right quantity and shape.

Thermal analysis, especially differential scanning calorimetry (DSC), showed the specific melting points of alloys. The determined values deliver information about required and limiting temperatures during homogenisation treatment. Moreover, the results are compared to thermodynamic calculations using the software FactSage™ 6.4.

The microstructure of materials in as-cast and homogenised condition is examined by optical microscopy. The images are used for determination of average grain size. The intercept method according to ASTM E112 was applied in grinded, polished and etched specimen.

The mechanical properties like hardness, yield strength and ultimate tensile strength as well as elongation to fracture were tested. For this purpose, the alloys were hot forged, solution treated and quenched prior to sample cutting. In addition, the tensile specimen were artificial aged to T6 condition. While strength was in the range of expected values, the elongation was lower than the values described in literature.

The hardness was tested at different times for natural and artificial aging. While natural aging at room temperature did not increase hardness very much, the maximum values were obtained after 20 h at 125 °C. The results are presented in time versus hardness diagrams.

Kurzfassung

Der steigende Druck der Politik, die CO₂-Emissionen im Sektor Mobilität zu vermindern, führt zur Substitution von Werkstoffen. Die neuen Leichtbaumaterialien können jedoch nicht ohne sorgfältige Prüfung eingesetzt werden. Dabei bedarf es der sorgfältigen Kontrolle, ob die neuen Materialien den mechanischen und chemischen Bedingungen im statischen und dynamischen Betrieb Stand halten.

Die gegenwärtige Arbeit behandelte das Erschmelzen, Legieren und Abgießen der Aluminiumlegierung EN AW-7075 für eine Variation an chemischen Zusammensetzungen. Die Bestimmung der Elementgehalte im Material erfolgte mittels Funkenspektrometer. Die Durchführung der mechanischen Bearbeitung der Gussblöcke fand mittels Sägen und Fräsen statt.

Es kamen thermische Analysen zur Bestimmung der Schmelztemperatur zum Einsatz. Im Zuge der Masterarbeit erfolgte ein Vergleich dieser Ergebnisse mit berechneten Phasendiagrammen, die mittels FactSage™ 6.4 generiert wurden. Die erhaltenen Daten dienen zur Einstellung der notwendigen sowie limitierenden Temperaturen während des Homogenisierens zum Zwecke der gleichmäßigen Elementverteilung.

Die Mikrostruktur im Gussgefüge als auch nach der Homogenisierungsbehandlung wurde mittels Lichtmikroskop untersucht. Anhand der generierten Bilder ließ sich die Korngröße (ASTM E112) der Dendriten bestimmen. Neben dem Ätzen der geschliffenen und polierten Beizscheiben mit Natronlauge erfolgte ein elektrolytisches Polieren und Ätzen der Schliffproben.

Zusätzlich wurden die mechanischen Kennwerte wie Härte und Festigkeit am warmgestauchten, im Anschluss lösungsgeglühten und vollständig warmausgelagerten Material (T6) bestimmt. Die Fertigung von Zugproben erfolgte mittels CNC-Fräsen. Die Festigkeit der Legierungen entsprach den angenommenen Werten, wogegen die Dehnung zumeist unter den Erwartungen blieb.

Der Verlauf der Härte wurde für eine Wärmebehandlung bei 125 °C untersucht. Eine vorangegangene Kaltauslagerung lieferte nur einen geringen Beitrag zur Festigkeit. Maximalhärten wurden durch die Warmauslagerung bei 125 °C nach rund 20 h erreicht.

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Masterarbeit selbstständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die angegebenen Hilfsmittel nicht benutzt und die den Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche erkenntlich gemacht habe.

Affidavit

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

Datum

Stefanie Scheiber

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	1
2	STAND DES WISSENS	3
2.1	Qualität der Schmelze.....	3
2.2	Einfluss der Legierungselemente	6
2.3	Umformung	16
2.4	Wärmebehandlung.....	18
2.5	Verfestigung und Aushärtung.....	20
2.6	Prüfverfahren	24
2.6.1	Metallographie	24
2.6.2	Zugprüfung	26
2.6.3	Härteprüfung.....	27
2.6.4	Thermische Analyse.....	29
2.7	Eigenschaftsprofil.....	31
3	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN.....	32
4	ERGEBNISSE	38
4.1	DSC-Analysen	39
4.2	FactSage™-Berechnungen.....	42
4.3	Gefügeuntersuchung.....	43
4.4	Umformgrade	52
4.5	Härteprüfung.....	53
4.6	Zugprüfung	56
5	DISKUSSION.....	58
6	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	62
7	LITERATURVERZEICHNIS.....	64
8	ABBILDUNGS- UND TABELLENVERZEICHNIS.....	67

9	ANHANG A	76
10	ANHANG B	77
11	ANHANG C	79
12	ANHANG D	88
13	ANHANG E.....	97
14	ANHANG F.....	103

1 Einleitung

Aluminium wird aufgrund des ausgezeichneten Verhältnisses von Festigkeit zu Dichte sowie der guten Korrosionsbeständigkeit in vielen Bereichen des Automobilbaus, der Luftfahrtindustrie als auch im Bauwesen eingesetzt.

Zu den treibenden Kräften für die Luft- und Raumfahrtindustrie zählen die Reduktion von Herstellungs- und Wartungskosten bei gleichzeitig erhöhter Treibstoffeffizienz. Ein Ansatz hierfür ist das sogenannte „Unialloy“-Konzept, welches auf dem Einsatz einer Aluminiumlegierungsart für die vielfältigen Strukturteile beruht. Allerdings müssen die mechanischen und chemischen Eigenschaften an die jeweiligen betrieblichen Anforderungen angepasst werden. Gleichzeitig sinken die Kosten für das Recycling bei einheitlichen Materialien. [1]

Zu den geforderten Eigenschaften zählen eine annehmbare Korrosionsbeständigkeit, gute Bruchzähigkeit, höhere Zugfestigkeit sowie einheitliche Eigenschaften über die gesamte Dicke bei verringerter Abschreckempfindlichkeit. [1]

Die wesentlichsten Einflussgrößen von Aluminiumlegierungen sind deren chemische Zusammensetzung, die Bedingungen während des Gießens, die einzelnen Verformungsparameter sowie das Gefüge, das infolge einer Wärmebehandlung in modifizierter Form vorliegt. Die Eigenschaften des Materials unterliegen ebenso Wechselwirkungen der genannten Größen als auch den Umgebungsbedingungen, die beispielsweise das Korrosionsverhalten oder die Ausprägung bestimmter mechanischer Kennwerte beeinflussen. [2]

Das Gefüge eines Materials durchläuft während des Verarbeitungsprozesses viele mechanisch oder thermisch bedingte Veränderungen. Nach einer plastischen Umformung, wie beispielsweise dem Walzen, zeigt die Struktur des Materials auf makroskopischer Ebene schmale, langgestreckte Körner. Diese formen sich bei geeigneter Temperaturwahl im Zuge einer Glühbehandlung (Weichglühen) über Rekristallisationsprozesse zu kleineren runden Körnern ein. Bei genauer Betrachtung des Mikrogefüges lassen sich Inhomogenitäten feststellen. Diese sind entweder Seigerungen, nichtmetallischen Einschlüsse oder Hohlräume, welche durch Gase oder Schwindungsvorgänge während der Erstarrung hervorgerufen werden. Die Untersuchung bzw. Darstellung derartiger Heterogenitäten erfolgt mittels Licht- oder Rasterelektronenmikroskopie. Die atomistische Betrachtung erlaubt die Zuordnung von Aluminium zu der Gruppe mit kubisch-flächenzentrierter Elementarzelle. In diese ordnen sich insgesamt vier Atome ein. Deren Lage ist an den Flächen ($6/2$ Atome) und Eckpunkten ($8/8$ Atome) bestimmt. Das Gitter weist eine dichte Kugelpackung auf. Im Realfall treten jedoch

Fehler in der Gitterstruktur auf. Diese werden unter anderem als Versetzungen bezeichnet und entstehen beispielsweise bei einer plastischen Verformung. [2]

Im Vergleich zu reinstem Aluminium lassen sich die Eigenschaften von Al-Legierungen in unterschiedlichem Ausmaße modifizieren. Während sich die Dichte und der E-Modul nur wenig bis gar nicht verändern, kommt es bei Schmelzpunkt, Festigkeit, Umformbarkeit und Korrosionsbeständigkeit als auch elektrischer Leitfähigkeit zu beträchtlichen Veränderungen, bedingt durch Legierungsmittelzugabe, Umformung sowie Wärmebehandlung. [2]

Durch Bestimmung der Abkühlkurven erhält man Informationen über das Erstarrungsverhalten von Legierungen und die Löslichkeit von Elementen im Grundmetall. Die Durchführung dieser Untersuchung für eine Reihe von chemischen Zusammensetzungen ermöglicht die Konstruktion von Zustandsdiagrammen. Die Art der variierenden Phasen kann durch zusätzliche metallographische sowie physikalische Methoden ermittelt werden. Bei einer Legierung kommt es zwischen Liquidus- und Solidustemperatur zur Ausscheidung von Mischkristallen. Man spricht nun nicht mehr von einer Schmelz- bzw. Erstarrungstemperatur, sondern von einem Intervall. Einen Sonderfall stellen hier eutektische Schmelzen dar. Diese haben eine eindeutige Temperatur, bei der die Erstarrung erfolgt, die sogenannte eutektische Temperatur. Hier geht die Änderung des Aggregatzustandes mit der direkten Umwandlung von Schmelze in die Mischkristalle α und β einher. Es ist jedoch zu beachten, dass Phasendiagramme nur für Gleichgewichtszustände, sprich bei unendlich langsamer Abkühlung, erreicht werden. Im Realfall kommt es aufgrund beschränkter Diffusivität im festen Zustand zu Seigerungen. Die Bereiche zeichnen sich durch Über- oder Unterkonzentrationen bestimmter Elemente im Vergleich zur restlichen Schmelzzusammensetzung aus. Um einem negativen Einfluss der Konzentrationsunterschiede entgegen zu wirken, kann die Legierung entweder mit einem geringen Temperaturgradienten abgekühlt werden oder es erfolgt ein ausreichend lang andauerndes Glühen bei hohen Temperaturen (knapp unter der Solidustemperatur). Der Diffusionsprozess führt zu einem Ausgleich der Elementverteilung. [2]

Vielfach ändern sich die mechanischen und chemischen Eigenschaften, wenn die Zusammensetzung nicht mehr der Grundlegierung entspricht. Beispiele für Verschlechterungen infolge von Seigerungen sind verminderte Korrosionsbeständigkeit an den Korngrenzen, Festigkeitsverluste als auch niedrigschmelzende Bereiche. Letztere zeichnen sich durch massiv verminderte Schmelzpunkte bestimmter Phasen im Gefüge aus. Im Falle, dass ein Bauteil mit solchen Legierungsbereichen im Betrieb höhere Temperaturen als die jeweilige Anschmelztemperatur erreicht, ist mit katastrophalen Folgen durch Zerstörung der besagten Komponente zu rechnen. [2]

2 Stand des Wissens

2.1 Qualität der Schmelze

Primärmetallurgisch gewonnenes Aluminium aus der Schmelzflusselektrolyse enthält gelöste als auch dispergierte Verunreinigungen. Bis zu einem bestimmten Ausmaß gelingt es diese noch vor/bei dem Gießen zu entfernen. Das Gießverfahren, die Temperaturen, die Gussform und deren Komplexität sowie viele weitere Gießparameter beeinflussen die Qualität des Gusses als auch das Gefüge. Wärmebehandlungs- und Umformvorgänge erlauben eine gewisse Modifikation der Mikrostruktur. Rezykliertes Material hat vergleichsweise eine geringere Reinheit. Diese hängt entscheidend von den Einsatzstoffen in der Sekundärmetallurgie ab. Hier sind die Anteile von Fe, Zn und Cu nur schwer vollständig zu entfernen. [2]

Einschlüsse verfügen über geringe Dichteunterschiede zur Schmelze und sind schwierig abzutrennen. Während der Verarbeitung des erstarrten Materials und im Endprodukt können sie in manchen Legierungen zu Problemen führen. Die Charakterisierung der Qualität lässt sich mit Hilfe von Abbildung 1 durchführen. Der Einfluss der Partikel hängt von deren Art, Form, Größe und Verteilung ab. Die häufigsten Verunreinigungen sind Oxide. [2]

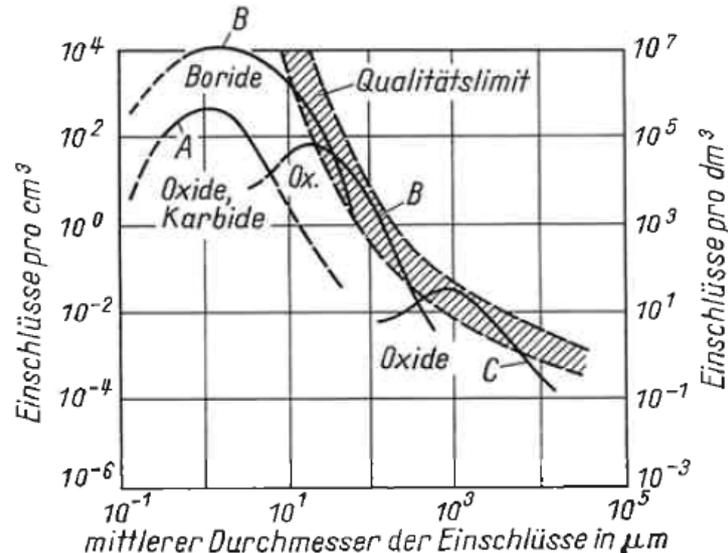


Abbildung 1: Typische Einschlussverteilung während unterschiedlicher Prozessstufen; A) aus der Elektrolyse, B) durch Schmelzen und Schmelzebehandlung inkl. Kornfeinen und C) beim Gießen [2]

Oxide und andere nichtmetallische Einschlüsse (NME) beeinflussen unter anderem auch die mechanischen Eigenschaften der Erzeugnisse. Flüssiges Aluminium wird durch eine dichte Oxidschicht ($< 1 \mu\text{m}$) vor dem Zutritt von Sauerstoff aus der Atmosphäre geschützt. Diese verfügt über einen Selbstheilungsmechanismus, der die Entstehung von Rissen kritischer

Größe verhindert. Beim Gießvorgang sind sowohl das Reißen der Oxidhaut als auch deren Überlappen infolge von Turbulenzen zu vermeiden. Bei reinem Aluminium und Temperaturen $< 750\text{ °C}$ weist die Oxidschicht eine kompakte und glasartige Struktur auf, sodass nicht einmal die Diffusion von Wasserstoff durch die Passivschicht möglich ist. Dieser positive Umstand wird jedoch durch das Auftreten von Verunreinigungen, vor allem Alkali- und Erdalkalimetalle, in der Oberflächenhaut herabgesetzt. Gleichzeitig nimmt die Dicke der Schicht zu. Bei Legierungen weichen Zusammensetzung, Querschnitt als auch Kompaktheit von jener des Al_2O_3 beim Reinmetall ab. Enthält die Legierung Magnesium, so beinhaltet die Haut Magnesiumoxid oder Aluminium-Magnesium-Spinell. Als Folge kommt es an Stelle von schichtförmigem zu dendritischem Wachstum der Oxide bis tief in die Schmelze. Das Produkt ist eine schwarze, pelzartige Kruste. [2]

Al-Schmelzen lassen sich mit metallischen Zusätzen von Cu, Mg, Si und Zn legieren, da sich diese relativ leicht lösen. Mn, Fe, Ti und Cr müssen hingegen in Form von Vorlegierungen aufgrund hoher Schmelztemperaturen und langsamer Lösungsgeschwindigkeiten zugegeben werden. Eine homogene Verteilung der Elemente ist dabei stets anzustreben. Bei der Zugabe von Magnesium tritt eine örtliche Überkonzentration an den oberflächennahen Bereichen der Schmelze auf. Das sind die besten Voraussetzungen für die ungewollte dendritische Oxidation. Beim Durchmischen des flüssigen Metalls werden vermehrt Einschlüsse mitgerissen. [2]

Verunreinigungen in gelöster oder dispergierter Form entstehen auch durch Reaktionen mit dem Graphittiegel oder aufgrund der Verwendung metallischer Werkzeuge. All diese, mit Ausnahme keramischer Feuerfestausmauerungen, sollten vor deren Verwendung mit entsprechenden Schichten überzogen werden. [2]

Die Entfernung nichtmetallischer Einschlüsse ist erforderlich, um den Qualitätsanforderungen zu genügen. Hierzu gibt es verschiedene Möglichkeiten. Die älteste Variante ist das Abstehen lassen der Schmelze für 1-4 h bei $700\text{-}750\text{ °C}$. Schwere Partikel sedimentieren, während leichte aufschwimmen und an der Oxidschicht festgehalten werden. Eine raschere Variante zur Reduktion von Verunreinigungen ist die Flotation mittels eingeblasener Spülgase, vorzugsweise Argon. Gleichzeitig sinkt der Wasserstoffgehalt, da ein Transport der NME zur Oberfläche durch Adhäsion an den Blasen erfolgt. Die Anzahl an Einschlüssen lässt sich so um 65-80 % reduzieren. [2]

Beim Einsatz von keramischen Filtern kommt es zur physikalischen Bindung zwischen Verunreinigungspartikeln und der Filteroberfläche. Jedoch sollten die Filter auf eine definierte Temperatur vorgewärmt werden, um den Schmelzedurchtritt unproblematisch zu gewährleisten. Abbildung 2 zeigt typische Filterkurven für Einschlussagglomerate von MgO oder TiB_2 . [2]

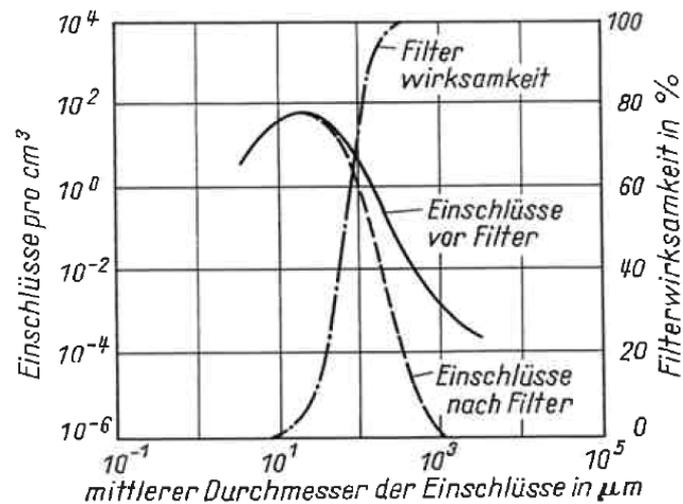


Abbildung 2: Wirksamkeit von keramischen Filtern zur Schmelzereinigung [2]

Spülgase spielen auch bei der Entfernung von Wasserstoff eine beträchtliche Rolle. Quellen für Wasserstoff in der Schmelze sind die Umgebungsatmosphäre, Brennstoffe in gas- und ölbeheizten Ofenanlagen, feuchte Einsatzmaterialien, unzureichend getrocknete Ofenzustellungen sowie Abdecksalze. Eine häufig durchgeführte Entgasungsmethode ist die Spülgasbehandlung mit inerten oder reaktiven Gasen, da sie effizienter als das Abstehen lassen und kostengünstiger als ein Vakuumverfahren ist. Vielfach kommen bei Al-Schmelzen Impellerverfahren mit Ar-Spülung (siehe Abbildung 3) zum Einsatz. Für die beste Effizienz sollen die Inertgasblasen möglichst klein sein. Dies stellt sicher, dass sie lange im flüssigen Metallbad verbleiben und viel H_2 aufnehmen. Mit diesem Verfahren sind Blasendurchmesser < 4 mm erreichbar. Die Einstellung erfolgt über die Gasdurchflussmenge sowie mittels Rotordurchmesser und dessen Drehzahl. Das Schwert garantiert eine ruhige Badoberfläche und verhindert das Einrühren flotierter nichtmetallischer Einschlüsse. [3-5]

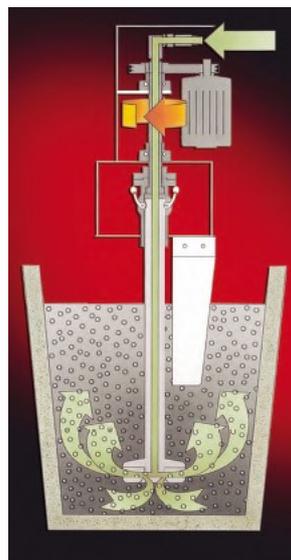


Abbildung 3: Entgasungsgerät der Firma Foseco zur Entfernung von Schmelzeverunreinigungen [3]

2.2 Einfluss der Legierungselemente

Durch Zusatz diverser Elemente zu einer Reinaluminiumschmelze ändert sich das Erstarrungsgefüge. Während im Wesentlichen nur Wasserstoff in Aluminium interstitielle Mischkristalle bildet, ist die Liste der Substitutionsmischkristallbildner länger. Hierzu zählen die Elemente Kupfer, Silizium sowie Magnesium und vor allem Zink, die einen ähnlichen Atomradius wie das Grundmetall aufweisen. Wiederrum andere Elemente wie Eisen oder Titan besitzen nur eine sehr geringe Löslichkeit in festem Aluminium und führen daher zu einem heterogenen Gefüge. [2]

Der Einsatz von AlZnMg(Cu)-Legierungen erfolgt als Guss- oder Knetwerkstoff. Jedoch überwiegt die Anwendung im Knetzustand aufgrund der schlechten Gießbarkeit. Bei höherem Zn/Mg-Verhältnis steigt die Festigkeit an und die Wärmebehandlung hat einen größeren Einfluss. Gleichzeitig nimmt allerdings die Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion zu und die Schweißbarkeit sinkt. Tabelle 1 gibt mögliche Phasen wieder, die in dem genannten Legierungssystem auftreten können. Jene Verbindungen, die laut Zusammensetzung der erschmolzenen Legierungen möglich sind, werden fett hervorgehoben. [6]

Tabelle 1: Mögliche Phasen in AlZnMgCu-Legierungen (alle Angaben in Massen-% bzw. deren Verhältnisse) [6]

Mg < 1 % Mg: gelöst; Zn/Mg << 1: Mg_5Al_8 ; Zn/Mg = 1-2: $Mg_3Zn_3Al_2$; Zn/Mg > 2,2: $MgZn_2$; mit Si: Mg_2Si; Cu > Mg: $CuMgAl_2$; Cr > Mg: $Cr_2Mg_3Al_{18}$; Mn > Mg: $(MgMn)_3Al_{10}$;	Fe Fe >> Si: $FeAl_3$; Fe < 3·Si: Fe_2SiAl_8 ; Si < Fe und Mn > 0,5·Fe: $(FeMn)Al_6$; Si < Fe und Cr > 0,5·Fe: $(FeCr)Al_7$; Si > Fe und Mn > 0,5·Fe: $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$; Si > Fe und Cr > 0,5·Fe: $(CrFe)_4Si_4Al_{13}$; Fe > Cu und Si, Mn, Cr < 0,2·Fe: Cu_2FeAl_7 ;
Zn < 3 % Zn: gelöst; > 3 % Zn und Zn/Mg < 2,2: $Mg_3Zn_3Al_2$; > 3 % Zn und Zn/Mg > 2: $MgZn_2$; Mn > Zn: Mn_5ZnAl_{24} ;	Si Mg_2Si; Zn > 5 %, Si > 3·Fe und Mg > 3·Zn: Fe_2SiAl_8 ; Si > Fe, Mg < 3·Zn und Mn > 0,5·Fe: $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$; Si > Fe, Mg < 3·Zn und Cr > 0,5·Fe: $(CrFe)_4Si_4Al_{13}$;
Cu < 1 % Cu: gelöst; > 1 % Cu: gelöst in $MgZn_2$ oder $Mg_3Zn_3Al_2$; Cu > Mg: $CuMgAl_2$; Cu >> Mg: $CuAl_2$; Fe > Cu: Cu_2FeAl_7 ; Fe + Mn > 1,5 %: $(CuFeMn)Al_6$; Mn > 1 % und Fe < 0,2 %: $Cu_2Mn_3Al_{20}$;	Mn Si << Mn: $(FeMn)Al_6$; Si << Mn, Mn > Cu und Fe < Mn: $Cu_2Mn_3Al_{20}$; Si > Mn und Zn > 5 %: $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$; Cr = Mn und Fe < Mn: $(CrMn)Al_{12}$; Mn > Mg und Zn < 2·Mg: $(MgMn)_3Al_{10}$; Mn > Zn: Mn_5ZnAl_{24} ;
Zr Ohne Cr und Mn: $ZrAl_3$; Mn > Zr: gelöst in $MnAl_6$; Cr > Zr: gelöst in $CrAl_7$;	Cr Si < Cr: $(CrFe)Al_7$; Mn = Cr und Fe < Mn: $(CrMn)Al_{12}$;

In Tabelle 2 sind die Grenzen der Legierungselementgehalte für EN AW-7075 laut Norm gegeben. Die Dichte des Werkstoffes beträgt $2,81 \text{ g/cm}^3$ [7].

Tabelle 2: Legierungszusammensetzungsbereich EN AW-7075 laut DIN EN 573-3 [4, 8]

	Elementgehalt [Massen-%]								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Min.	0,0	0,0	1,2	0,0	2,1	0,18	5,1	0,0	Rest
Max.	0,4	0,5	2,0	0,3	2,9	0,28	6,1	0,2	

- Zink

Zink trägt in AlZnMg(Cu)-Legierungen vor allem in Form der Ungleichgewichtsphase η' zur Steigerung der Festigkeit bei. Diese ist ein Vorläufer der MgZn_2 -Gleichgewichtsphase (η). Dabei handelt es sich um eine hexagonale Laves-Phase mit einer Härte von rund 475 HV. MgZn_2 tritt bei Zn/Mg-Verhältnissen $\geq 2,5$ auf. Der Schmelzpunkt der η -Phase liegt bei $590 \text{ }^\circ\text{C}$. Die eutektische Temperatur im quasibinären Schnitt von Aluminium und MgZn_2 beläuft sich auf $475 \text{ }^\circ\text{C}$. Bei geringeren Quotienten und erhöhten Temperaturen scheidet sich die ternäre T-Phase ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) aus. Diese zeigt ein Eutektikum mit dem α -Mischkristall bei $489 \text{ }^\circ\text{C}$. In Abbildung 4 ist das Gefüge einer 7xxx-Legierung dargestellt, aufgenommen mittels Rasterelektronenmikroskop (REM). Die unterschiedlichen Gleichgewichtsphasen liegen nebeneinander vor. [4, 6, 9, 10]

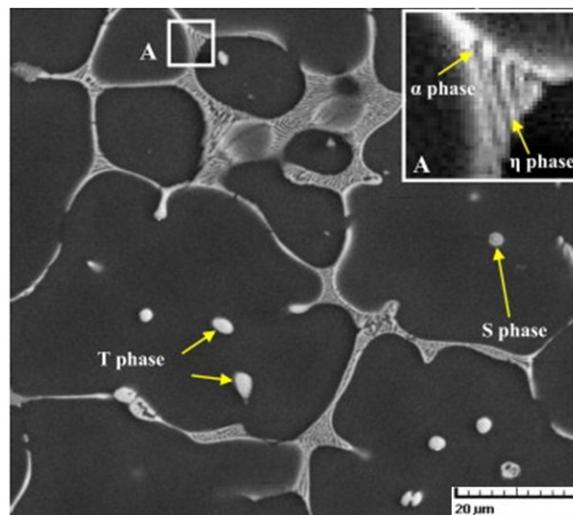


Abbildung 4: REM-Aufnahme einer AlZnMgCu-Legierung mit Koexistenz von $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ - (T), Al_2CuMg - (S) sowie MgZn_2 -Phasen (η); (η und α -Mischkristall in eutektischer Struktur) [11]

Die Kühlrate nach der Homogenisierung zeigt einen stärkeren Einfluss auf die Bildung grober MgZn_2 - (η) und $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ -Phasen (T-Phasen) bei einem höheren Zn/Mg-Verhältnis. [9] Maximale Festigkeiten werden bei Legierungen mit 8-10 % Zn und bis zu 3-4 % Mg nach Kalt- und Warmauslagerung erreicht. Niedrigere Zn/Mg-Verhältnisse vor allem bei verminderten

Legierungsgehalten bedingen geringere Festigkeiten, gehen aber mit besserer Zähigkeit bei niedrigen Temperaturen, erhöhter Umformbarkeit als auch Dauerfestigkeit einher. [6]

Abbildung 5 stellt den Einfluss der Zn/Mg-Verhältnisse auf die entstehenden Phasen im thermodynamischen Gleichgewicht im isothermen Schnitt bei 460 °C dar. [9]

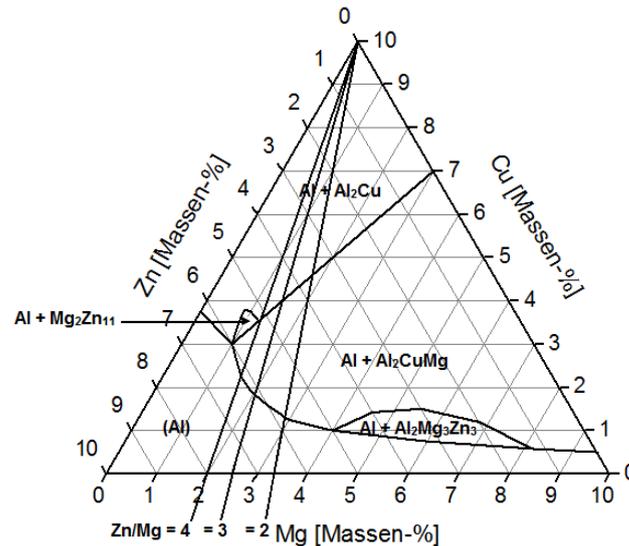


Abbildung 5: Phasendiagramm für AlZnMgCu-Legierungen mit konstantem Al-Gehalt von 90 % bei 460 °C samt Linien konstanter Zn/Mg-Verhältnisse [9]

Im Allgemeinen steigt also die Festigkeit mit zunehmendem Zn+Mg-Gehalt an, während für die Aushärtung eher das Zn/Mg-Verhältnis entscheidend ist. Diese Zusammenhänge sind in Abbildung 6 als auch in Abbildung 7 dargestellt. [4]

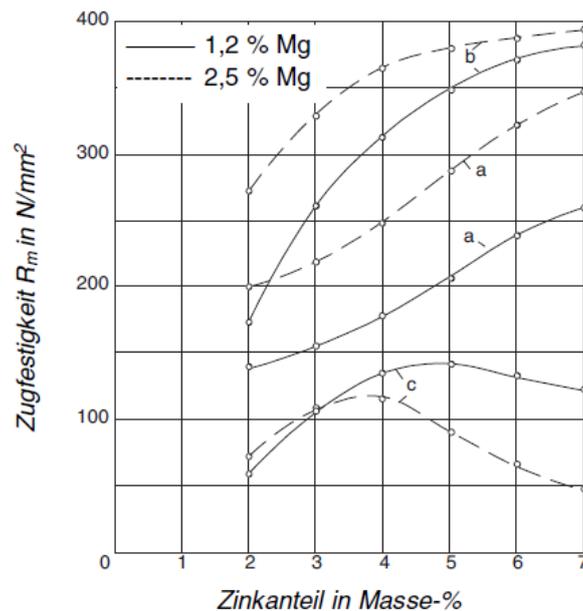


Abbildung 6: Festigkeitsanstieg von 7xxx-Legierungen in Abhängigkeit vom Zn- und Mg-Anteil; a) direkt nach Lösungsglühen bei 450 °C und Abschrecken, b) nach zusätzlicher Kaltauslagerung für 3 Monate sowie c) Differenz zwischen a) und b) entsprechend dem Festigkeitsanstieg rein durch Kaltauslagerung [12]

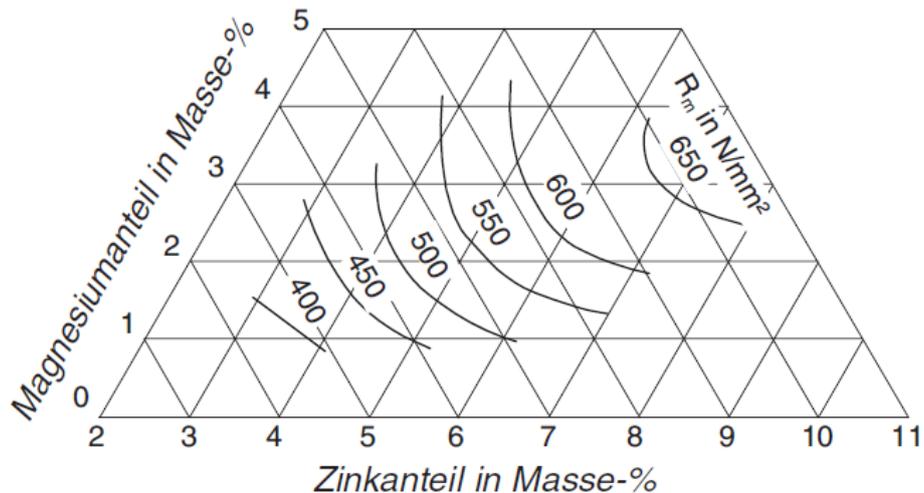


Abbildung 7: Zugfestigkeiten in Abhängigkeit von den Zink- und Magnesiumgehalten von AlZnCuMg-Legierungen mit 1,5 % Cu, 0,2 % Mn sowie 0,2% Cr im Zustand T6 [12]

- Kupfer

Die Zugabe von Kupfer erfolgt jedoch, um die Festigkeit zu steigern. Vorteilhaft zeigen sich vor allem Zusätze im Bereich 0,5-2 %. Gleichzeitig wird die Warmbrüchigkeit geringer und die Gießbarkeit verbessert. Um Spannungsrisskorrosion zu vermindern, ist der Zn+Mg-Bereich auf 6-7 % in AlZnMg-Legierungen begrenzt. Kupferzusätze bei gleichzeitiger Anwesenheit von Chrom erweitern diesen jedoch auf einen maximalen Summengehalt von 9 %. [4, 6]

Kupfer führt zur Bildung intermetallischer Verbindungen. Häufig tritt Al_2CuMg (S-Phase) in Erscheinung. Vorläufer dieser bilden Keime für die Verfestigung. Die S-Phase erweist sich allerdings bezüglich ihres Charakters bei niedrigen Temperaturen zu schmelzen als nachteilig. Auch eine Versprödung geht mit dem Auftreten dieser Verbindung einher. Zur Verbesserung gilt es die Glühbereiche der Wärmebehandlung genau einzuhalten und unmittelbar danach rasch abzukühlen. [2, 4, 9]

Die Hemmung der Bildung der S-Phase (vergleiche Abbildung 8) gelingt durch erhöhte Temperaturen beim Homogenisierungsglügen und noch stärker bei einem höheren Verhältnis von Zn/Mg. Insgesamt führen entsprechend hohe Zn/Mg-Werte zur Vermeidung von S-Phasen. Erstrebenswert sind Quotienten von 2-3. [4, 9]

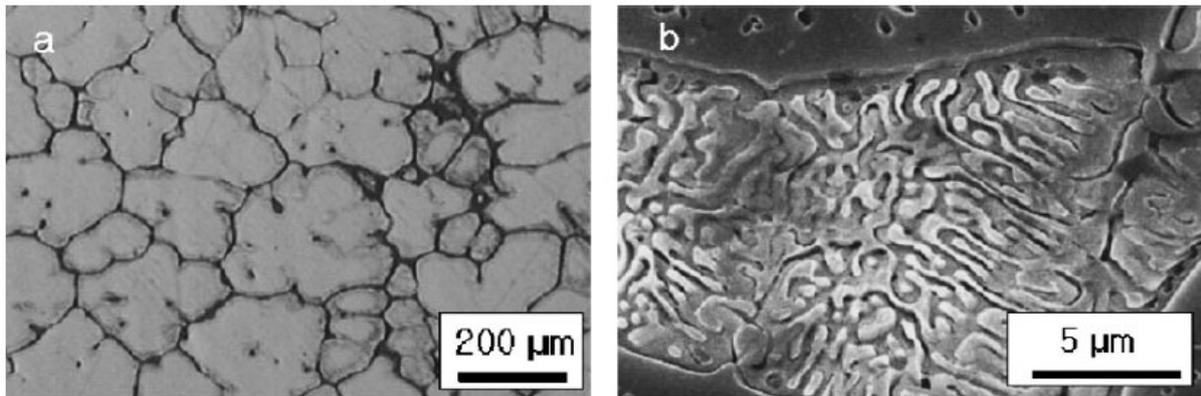


Abbildung 8: Legierung der Zusammensetzung 0,16 % Si + Fe; 1,50 % Cu; 2,65 % Mg und 5,63 % Zn mit S-Phase in den Zwischenräumen der Dendriten a) im Gusszustand und b) Vergrößerung eines interdendritischen Bereichs [9]

- Magnesium

Magnesium führt wie Zink zu einer Festigkeitssteigerung, wobei es zuerst Mg_2Si (β -Phase) bildet. Der Restgehalt liegt in fester Lösung vor. Bei starker Seigerung tritt Mg_2Zn_{11} auf. In quaternären Legierungen der 7xxx-Reihe kommen bei Anwesenheit von Cu sowie Mg-Gehalten über 1 % neben $MgZn_2$ - (η) auch $Al_2Mg_3Zn_3$ -Phasen (T) vor. Letztere sind durch höhere Mg-Anteile begünstigt. Abbildung 9 zeigt den Einfluss des Mg-Gehalts in Abhängigkeit vom Zn-Anteil einer AlZnMgCu-Legierung auf die mechanischen Kennwerte Zugfestigkeit, 0,2%-Dehngrenze und Bruchdehnung. Der von 1 % auf 3 % erhöhte Mg-Zusatz zeigt mit zunehmendem Zn-Gehalt einen stärkeren Einfluss auf R_m und $R_{p0.2}$. [4, 6, 10]

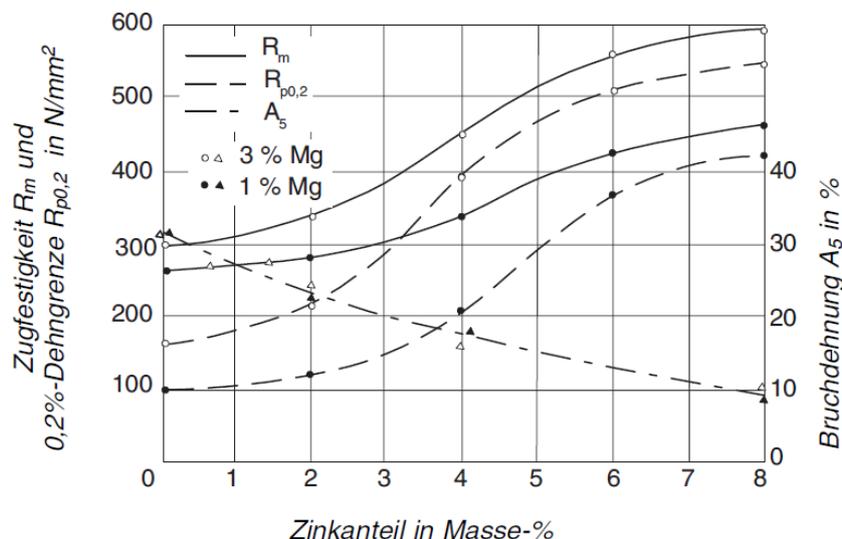


Abbildung 9: Mechanische Kennwerte von 7xxx-Legierungen mit 1,5 % Cu in Abhängigkeit vom Zn- und Mg-Anteil (lösungsgeglüht bei 460 °C, abgeschreckt und warmausgelagert: 12 h bei 135 °C) [13]

- Chrom

Feine Cr- oder Mn-Dispersoide entstehen bei 480 °C während des Glühens. Diese Sekundärausscheidungen fungieren als Keime für Ausscheidungsphasen. Wenn die Abscheidung nach dem Lösungsglühen nicht schnell genug erfolgt, wachsen die festigkeitssteigernden Bestandteile bis zu einer kritischen Größe an und deren positiver Effekt geht verloren. [2]

Die Elemente Cr als auch Mn wirken als Rekristallisationshemmer. Ihr Einsatz erfolgt, um erhöhte Zähigkeitseigenschaften zu erzielen und dabei gleichzeitig die mechanischen Kennwerte zu verbessern. Nachteile zeigen sich bei der verminderten Pressbarkeit. [2]

- Mangan

Mn-Anteile um 1 % bewirken eine starke Übersättigung im Al-Mischkristall. Die Übersättigung führt nach einem Hochglühen mit entsprechend langsamer Abkühlung zu feindispersen Ausscheidungen. Diese sind für anschließende verformende und thermische Behandlungen im Sinne der Gefügeänderung wichtig. Mangan steuert in Form von Keimen die Ausscheidungskinetik und stabilisiert die Dispersoide. Abbildung 10 stellt die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von Reinaluminium in Abhängigkeit vom Mangangehalt dar. Des Weiteren verbessern Mn und Cr die Korrosionsbeständigkeit durch Abbinden der Si- und Fe-Anteile in Mehrstoffphasen. Ein Maximalgehalt von 0,3 % in AlZnMgCu-Legierungen ist zur Vermeidung grober $Al_6(FeMn)$ -Partikel einzuhalten. Der Einfluss auf die Rekristallisation ist ähnlich dem von Chrom. [2, 4, 6]

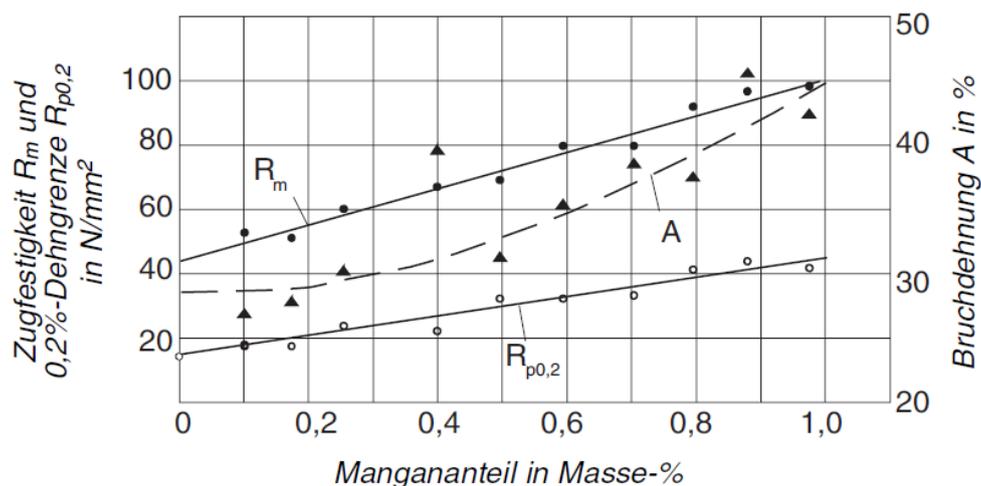


Abbildung 10: Festigkeits- und Dehnungsanstieg von Al-Bleichen in Abhängigkeit vom Mn-Zusatz (lösungsgelüht bei 565 °C und abgeschreckt) [13]

- Eisen

Neben Fe führen Cr und Mn zu einer Verminderung der Warmbrüchigkeit. Diese Elemente hemmen die Rekristallisation durch Ausscheidung von Sekundärphasen. Beimengungen von 0,02 % Eisen wirken nach der Rekristallisation kornfeinend. Allerdings kommt es bei Steigerung des Fe-Anteils über 0,1 % zur Ausscheidung grober Körner aufgrund der Reaktionen von Fe mit Al und Bildung von FeAl_3 oder $\text{Al}_6(\text{FeMn})$. Das Eisen steht dann nicht mehr als Dispersoidbildner zur Verfügung. Des Weiteren werden die Dauerschwingfestigkeit und Risszähigkeit durch die groben Ausscheidungen herabgesetzt. Dieses Verhalten und die Einflüsse anderer Legierungselemente sind in Abbildung 11 dargestellt. [6, 12, 14]

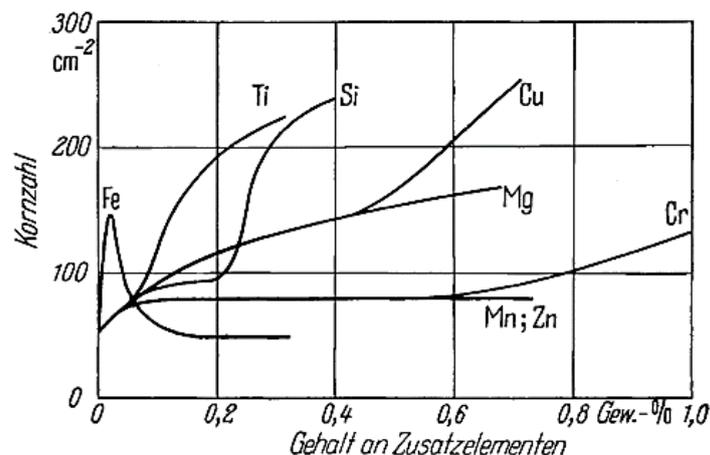


Abbildung 11: Anzahl der Körner nach 8 % Kaltreckgrad und Weichglühen bei 600 °C über eine Dauer von 30 min für Fe und Ti, bei allen anderen Elementen 500 °C [12]

- Silizium

Im Allgemeinen verbessert Silizium die Fließfähigkeit und Gießbarkeit. Dies geschieht zu Lasten der Zähigkeit. [6]

Bei einem Siliziumüberschuss von ca. 0,3 % bilden sich nach dem Glühen bei 540 °C für 1 h und langsamen Abkühlen auf 100 °C mit 1 °C/h grobe Mg_2Si -Ausscheidungen (β) an den Korngrenzen (KG) und innerhalb der Körner als auch Si-Partikel an den KG (Abbildung 12). Diese Behandlung dient der Herstellung eines Zustandes ähnlich dem thermodynamischen Gleichgewicht. Mg_2Si -Teilchen gemeinsam mit α -Matrix beginnen bei 584 °C im quasibinären Eutektikum zu schmelzen (vergleiche Abbildung 13). [15, 16]

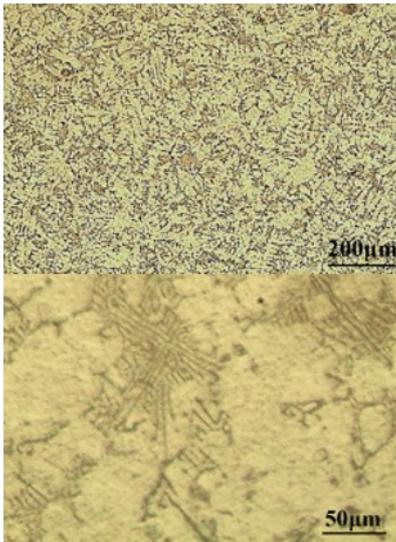


Abbildung 12: Mikrostruktur von Mg_2Si in der Aluminiummatrix bei unterschiedlichen Vergrößerungen [17]

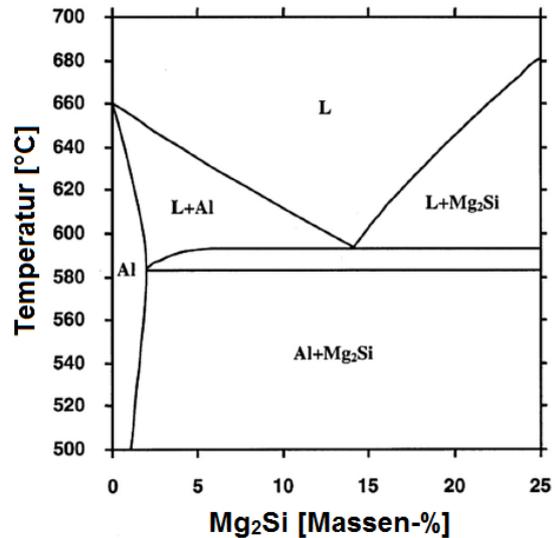


Abbildung 13: Quasibinäres Eutektikum zwischen Al und Mg_2Si samt Dreiphasengebiet zwischen $583,5\text{ }^\circ\text{C}$ und $594\text{ }^\circ\text{C}$ sowie maximaler Mg_2Si -Löslichkeit in $\alpha\text{-Al}$ von $1,91\text{ }%$ [16]

- Titan

Schon 50 ppm an Titan oder Vanadium setzen die Leitfähigkeit von Reinaluminium herab. Mittels Zusatz von Bor gelingt es die Verunreinigungen als Diboride abzubinden. Die schwer löslichen Verbindungen lassen sich mittels Sedimentation abtrennen. [2]

Die durch Ti-Beimengungen herbeigeführte Erhöhung der Rekristallisationstemperatur nach der Kaltumformung hängt auch von den Gehalten an Si und Fe in der Legierung ab (siehe Abbildung 14). [12]

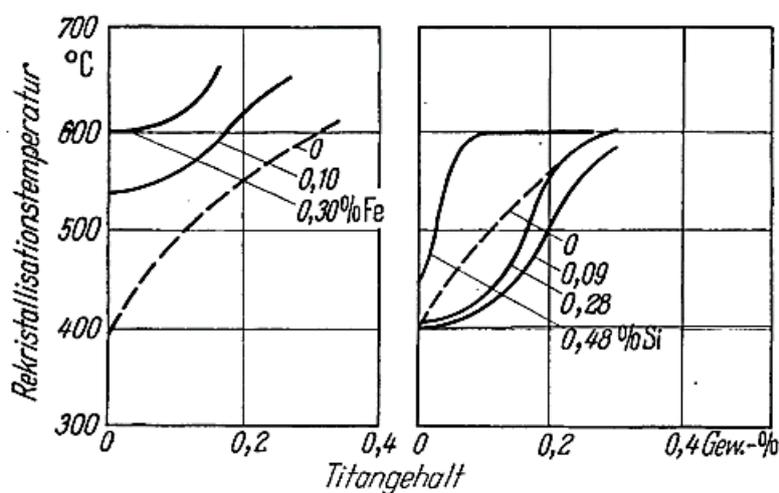


Abbildung 14: Rekristallisation von Reinstaluminium nach Zusatz von Ti, Fe und Si mit einem Kaltreckgrad von $3\text{ }%$ vor dem Glühen bei $600\text{ }^\circ\text{C}$ [12]

Vorteilhaft wirkt sich ein Zusatz von 0,05 % Ti auf hochzinkhaltige AlZnMgCu-Legierungen aus, da dies zu einer Kornfeinung führt. Die Beimengung erfolgt in Form von AlTi5B1. Der Effekt ist in Abbildung 15 dargestellt. [11]

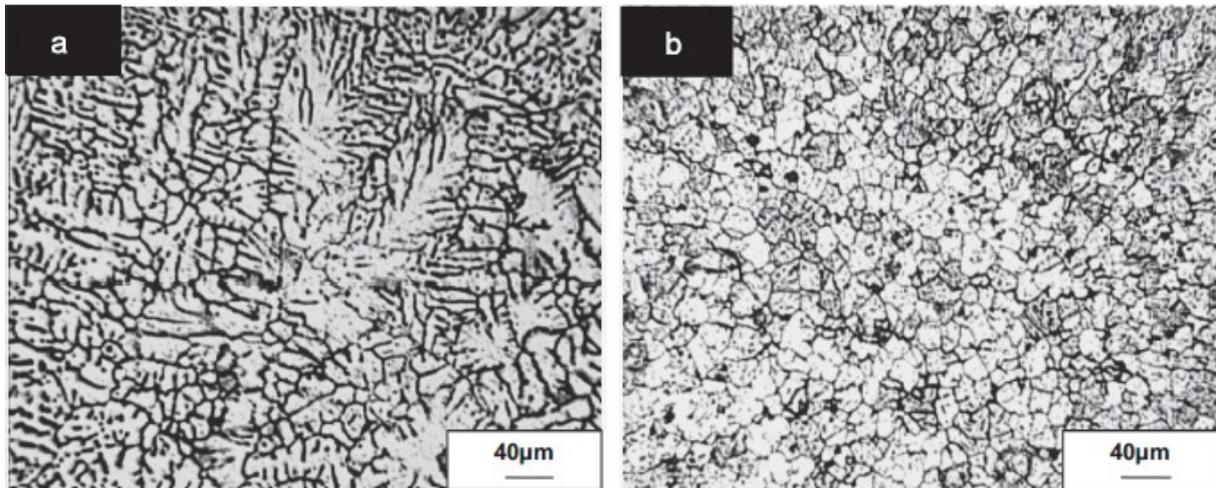


Abbildung 15: Mikrostruktur einer AlZn12,2Mg3,3Cu2,5Fe0,2Si-Legierung; a) im Gusszustand und b) im Gusszustand mit 0,05 % Ti korngefeint [11]

Die mechanischen Kennwerte der AlZn12,2Mg3,3Cu2,5-Legierung im Zustand T6 erhöhen sich durch Ti-Kornfeinung. Die Zugfestigkeit steigt von 505 ± 56 MPa auf 621 ± 54 MPa, die Dehngrenze von 481 ± 21 MPa auf 580 ± 29 MPa und die Dehnung von $0,93 \pm 0,51$ % auf $2,04 \pm 0,42$ %. [11]

- Wasserstoff

Die Löslichkeit von atomarem Wasserstoff in Aluminium hängt vom H_2 - bzw. H_2O -Partialdruck ab und folgt dem Sievert'schen Gesetz: [12, 18]

$$[H]_{Al} = K \cdot \sqrt{p_{H_2}} \quad (1)$$

bzw.

$$[H]_{Al} = K \cdot \sqrt{p_{H_2O}} \quad (2)$$

$[H]_{Al}$ Wasserstoffkonzentration gelöst in Aluminium [mol/m^3]

K Konstante

p_{H_2} bzw. p_{H_2O} Partialdruck von H_2/H_2O [Pa]

Im flüssigen Aggregatzustand steigt der Anteil an Wasserstoff mit zunehmender Temperatur an und beträgt für 800 °C schon 1,2 ppm. Bei Erreichen der Solidustemperatur sinkt die

Löslichkeit sprungartig auf 0,05 ppm. Durch die hohe Geschwindigkeit bei der Erstarrung erfolgt keine Blasenbildung. Dadurch wird das Entweichen des in übersättigtem Zustand vorliegenden Elements verhindert. NME fungieren hier als Keime für Gasporositäten, die während der Wärmebehandlungen entstehen. Typische Gehalte liegen bei 0,2-0,5 ppm im festen Zustand. Trotz der geringen Menge muss für viele Einsatzgebiete eine Verminderung um 50-70 % erfolgen. Die Maximalgehalte für Knetlegierungen sind auf 0,25 cm³/100 g und für aushärtbare Werkstoffe auf 0,1 cm³/100 g festgelegt. [2]

Der Wasserstoffgehalt einer Schmelze lässt sich mittels Unterdruck-Dichteprobe bestimmen. Zwei Proben à 80 g werden dem flüssigen Metall entnommen. Eine erstarrt in der Vakuumkammer bei einem Druck vom 80 mbar und die andere in Umgebungsatmosphäre. Die exakten Massen der abgekühlten Proben sind zuerst an Luft und dann in Wasser zu ermitteln, um die Dichten berechnen zu können. Die Kalkulation des Dichte-Index erfolgt gemäß Gleichung (3). Gute Werte liegen unter 2 %. [5, 19]

$$DI = \frac{\rho_{\text{atm}} - \rho_{80 \text{ mbar}}}{\rho_{\text{atm}}} \cdot 100 \% \quad (3)$$

DI Dichte-Index [%]

ρ_{atm} Dichte bei Atmosphärendruck [kg/m³]

$\rho_{80 \text{ mbar}}$ Dichte bei 80 mbar [kg/m³]

Abbildung 16 zeigt exemplarische Unterdruck-Dichteproben aus Aluminium.

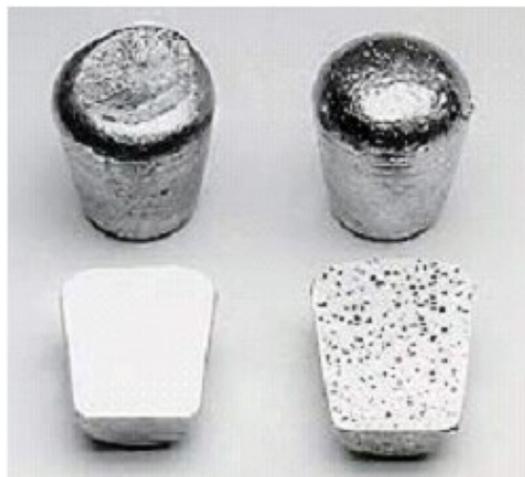


Abbildung 16: Erstarrtes Unterdruck-Dichteprobenpaar; Links: bei 1 bar und rechts: bei 80 mbar [19]

2.3 Umformung

Kristallseigerungen an den Korngrenzen erweisen sich oft als spröde. Diese lassen sich beim Glühen durch entsprechend lange Dauer und Temperatur abbauen. Des Weiteren erfolgt bei der Warmumformung eine Zertrümmerung und Verteilung der Entmischungsbereiche. Diese Gefügemodifikation kennzeichnet den zähen Knetzustand. [4]

Bei der Warmumformung laufen Ver- und Entfestigungsvorgänge parallel ab. Dies erfolgt bei Werten über der Rekristallisationstemperatur [20]. Bei Aluminium liegen diese im Bereich von 150-200 °C. Je höher die Temperatur gewählt wird, desto stärker nimmt die Härte ab. Demnach liegen die typischen Erwärmungen für Al-Knetlegierungen bei 350-530 °C. Die Temperaturerhöhung wirkt vorteilhaft auf die Verringerung des notwendigen Stauchdruckes. Dieses Verhalten wird besonders bei höchstfesten Legierungen, wie der EN AW-7075, genutzt. Als Schmiermittel kommen vielfach wässrige Ölemulsionen aufgrund der besseren thermischen Stabilität als organische Fette zum Einsatz. [2, 4]

Um das Kristallwachstum beim Warmwalzen von Bändern zu verhindern, sollte zuvor ein Homogenisierungsglühen bei rund 500 °C erfolgen. Die gebildeten, feinen Dispersoide halten die Korngrenzen davon ab, zu wandern. Aufgrund der hohen Abschrecksensitivität und der vermehrten Grobkornbildung beim Warmumformen erfolgt in vielen Fällen die Substitution von Legierungen des Typs 7x75 durch 7x50, da Zn stark auf die Bewegung der KG wirkt. [2, 9]

Die Kaltumformung erfolgt hingegen bei Raumtemperatur oder leicht darüber. Diese führt zu einer Materialerwärmung durch Energieumwandlung auf 30-120 °C. Gründe für diesen Prozess sind die Festigungssteigerung mittels Kaltverfestigung sowie qualitativ bessere Oberflächen. Hierbei finden organische Walzöle mit Zersetzungstemperaturen von 100-150 °C Anwendung, da diese bessere Schmiereigenschaften besitzen. [2]

Da das Kaltwalzen von Al-Halbzeugen mit einem Festigkeitsanstieg einher geht und dieser bei dem dünner werdenden Material von Stich zu Stich zunimmt, steigt der Kraftbedarf für das Walzen. Daher setzt man zwischendurch Weich- oder Erholungsglühprozesse ein, um die Legierung einfacher umformen zu können. Insgesamt sind beim Kaltwalzvorgang die Dickenänderungen des Materials viel geringer als bei der Massivumformung. [2]

Das langgestreckte Gefüge, welches beim Kaltwalzen entsteht, neigt aufgrund der energetisch ungünstigen Anordnung eher zur Rekristallisation, jedoch ist die Festkörperdiffusion bei Temperaturen unter 100 °C hinreichend langsam. Erst bei 100-250 °C erfolgen Platzwechselforgänge der Teilchen mit dem Abbau von Verzerrungen im Atomgitter. Es tritt lediglich die sogenannte Erholung, ein Entfestigungsvorgang, auf, die Kornstruktur bleibt hierbei weiterhin erhalten. Entgegengesetzte Versetzungen ordnen sich so an, dass sie einander auslöschen, wobei sich Subkorngrenzen bilden. Sobald jedoch die Rekristallisationstemperatur überschritten wird, reicht die Mobilität der Atome aus, um neue

nahezu versetzungsfreie Körner zu formen. Die erhöhten Temperaturen bedingen ein Wachstum des rekristallisierten Gefüges. Abbildung 17 zeigt die Verläufe von Bruchdehnung und Zugfestigkeit während der Kornneubildung beim Übergang vom harten zum weichen Zustand. [2]

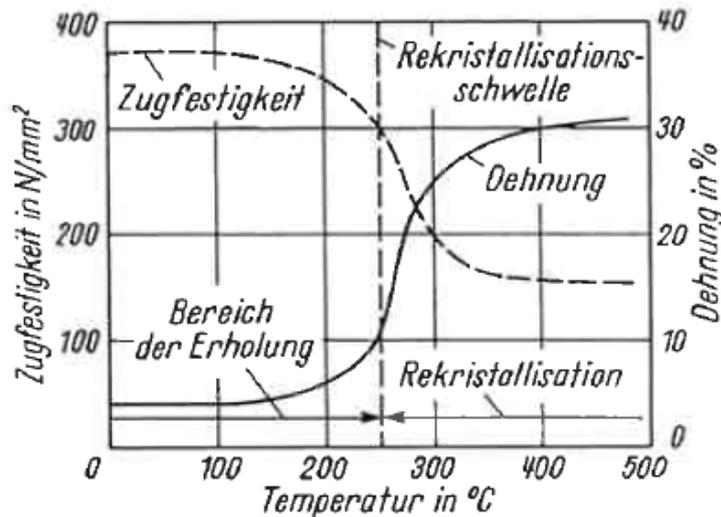


Abbildung 17: Zugfestigkeits- und Dehnungsänderung von Reinaluminium bei ansteigender Glühtemperatur (Dauer je ca. 5 min) [2]

Durch den Zusatz von Fe, Mn, Zr oder Cr, die in geringem Maße gelöst oder vielmehr als feine ausgeschiedene Teilchen vorliegen, nimmt die notwendige Temperatur für die Kristallneubildung zu, welche durch längere Glühzeiten und höhere Kaltumformgrade begünstigt wird. Falls die Wärmebehandlungsdauer zu lange angesetzt ist, lässt sich starkes Wachstum der neuen Körner beobachten. Diese sekundäre Rekrystallisation tritt auf, wenn sich ein Abbau von Heterogenitäten zwischen Nachbarkörnern ergibt. Letztere gilt es aufgrund der unregelmäßig verteilten Korngröße zu umgehen. [2]

Der Umformgrad bezeichnet die Änderung einer Abmessung durch die Verformung. Typisch ist die logarithmische Schreibweise des Verformungsgrades (Vorzeichen gibt die Richtung an: negative Werte für Stauchung und positive für Dehnung): [20]

$$\varphi_h = \int_{h_0}^{h_1} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h_1}{h_0} \quad (4)$$

φ_h Logarithmischer Umformgrad [-]

h_0 Ausgangshöhe [m]

h_1 Höhe nach dem Stauchen [m]

Die beste Umformbarkeit herrscht direkt nach dem Lösungsglühen inklusive Abschrecken. Nach der Warmauslagerung ist der Werkstoff nur mehr schwer zu verformen. Wenn dies unbedingt nötig ist, empfiehlt es sich, bei Temperaturen von 160-170 °C zu arbeiten. [12]

2.4 Wärmebehandlung

Bei entsprechend erhöhten Temperaturen nimmt die Beweglichkeit von Atomen zu. Diese Tatsache ermöglicht es den Elementen, sich im Mikrogefüge neu zu verteilen. Industriell werden zur sogenannten Homogenisierung von Aluminiumlegierungen (Zustand O3) Temperaturen von 300-580 °C über ausreichend lange Zeiten angewendet. Die genauen Verläufe der Wärmebehandlungen mit Zeit- und Temperaturdaten entsprechen dem Know-How der jeweiligen Firma. Jedoch ist anzumerken, dass Fe mindestens 400 °C und Mn sowie Cr 500-550 °C benötigen, damit es zu ausreichenden Diffusionsvorgängen kommt. [2]

Schwierigkeiten können auftreten, wenn die Legierungszusammensetzung aufgrund von Seigerungen oder Ausscheidungen örtlich so stark abweicht, dass diese Bereiche schon bei deutlich niedrigeren Temperaturen schmelzen. Die lokalen Anschmelzungen führen zu Mikrorissen im Gefüge, welche sich durch stark verringerte Duktilität äußern. Ziele der Homogenisierung sind demnach der Abbau von Übersättigungen als auch Seigerungen. Im Gusszustand (F) sind die Körner grob und folglich ergeben sich auch lange Diffusionswege. Dementsprechend soll die Dauer der Homogenisierungsbehandlung mehrere Stunden (≥ 10 h) betragen. Beim Verformen ergibt sich eine gewisse Durchmischung durch das Zerschneiden von Ungleichgewichtsteilchen und nahen Kontakt mit der Matrix. Das Lösungsglühen nach der Umformung nützt diese Gegebenheit zum Abbau von Heterogenitäten in kürzeren Zeiten. Vorteilhaft wirkt hier auch die gleichmäßige Verteilung aushärtungswirksamer Phasen, die zuvor bei der Homogenisierung mit langsamer Luftabkühlung eingestellt wird. [2, 4, 15]

Die thermische Behandlung nach einer Verformung dient zur Verminderung von anisotropen Erscheinungen. Unter Anisotropie ist die Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften eines Werkstoffs aufgrund der Orientierung der Körner zu verstehen [21]. Damit geht ein Absinken der kritischen Abschreckgeschwindigkeit einher. Die Abkühlung wird von Art und Temperatur des Kühlmediums als auch von den Abmaßen des Bauteils bestimmt. Trotzdem muss das Abschrecken schnell genug erfolgen, um das Ausfallen von gelösten Legierungskomponenten zu vermeiden. Die kritische Abschreckgeschwindigkeit für die Legierung EN AW-7075 beträgt 40 °C/s. Sowohl die Härte als auch die Bruchfestigkeit verringern sich bei abnehmenden Kühlraten deutlich. [14]

Eine für die Aushärtung wirksame Wärmebehandlung sieht das Erwärmen im Gebiet knapp unter der Soliduslinie, Abschrecken auf Raumtemperatur samt anschließender Warmauslagerung vor. Im lösungsgeglühten und abgeschreckten Zustand enthält das Material

zufällig verteilte Zn- und Mg-Atome im α -Mischkristall. Die Elemente liegen in Übersättigung vor. Der Einfluss der Lösungsglüh­temperatur auf die erreichbare Zugfestigkeit verschiedener Al-Legierungen ist in Abbildung 18 dargestellt. [4, 22]

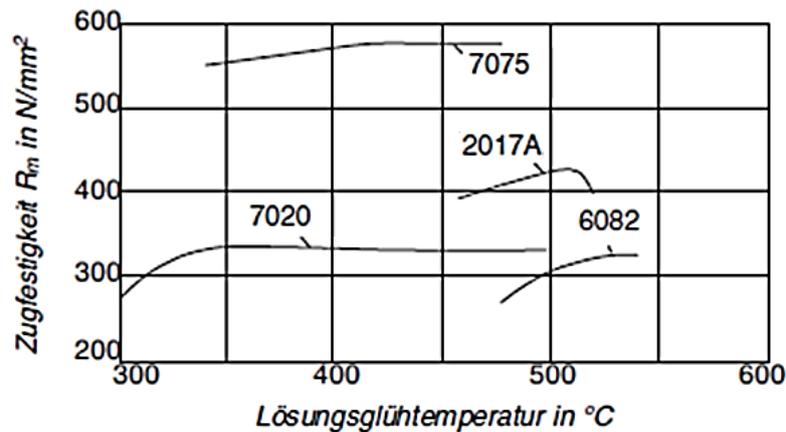


Abbildung 18: Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Lösungsglüh­temperatur für Al-Legierungen nach unterschiedlicher Auslagerungsdauer; 7075: 24 h Auslagerung bei 120 °C, 2017A: 5 Tage Auslagerung bei RT, 7020: 1 Monat Auslagerung bei RT und 6082: 16 h Auslagerung bei 160 °C [4]

Das längere Verweilen bei Raumtemperatur wird als Kaltauslagern bezeichnet, während erhöhte Temperaturen (≥ 100 °C) zu einer Warmaushärtung führen. Letzteres bedingt einen metastabilen Zustand, der bei zu langen Haltezeiten einen Rückgang der Festigkeit hervorruft. Es kommt zur Überalterung. Diffusionsvorgänge ermöglichen das Wachstum von Ausscheidungen über die kritische Größe (vergleiche Abbildung 21) hinaus und den Übergang von η' - zu η -Phasen. Diese sind für die Festigkeitssteigerung weniger wirksam. [4, 10]

Kaltverfestigte Materialien erfahren hingegen bei höheren Temperaturen die sogenannte Erholung. Hierbei ordnen sich die Versetzungen so um, dass es zur Verringerung von Gitterfehlern und gleichzeitig zu einem Festigkeitsabfall kommt. Durch Verformungsprozesse können auch so viele Fehler im Kristallgitter vorliegen, dass die Erwärmung die Rekristallisation einleitet. Die nötige Temperatur kann durch Zusatz der Elemente Eisen, Titan, Mangan oder Chrom – sortiert nach abnehmender Wirksamkeit – erhöht werden (siehe Abbildung 19). [4, 12]

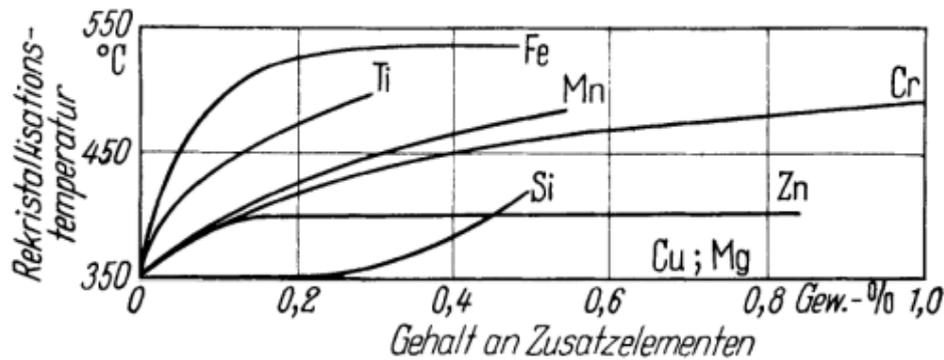


Abbildung 19: Rekristallisationstemperatur in Abhängigkeit von der Menge an Legierungselementen nach 8 % Kaltreckgrad und 30 min Glühen [12]

Die für EN AW-7075 zur Aushärtung notwendige Wärmebehandlung sieht eine Lösungsglühtemperatur von 470-480 °C mit anschließendem Abschrecken in Wasser auf Raumtemperatur vor. Es ist keine Kaltauslagerung vorgesehen. Die Warmaushärtung erfolgt bei 115-125 °C für 12-24 h. Optional kann eine zweite Stufe bei 165-180 °C über eine Dauer von 4-6 h angeschlossen werden. [4]

Mittels zweistufiger Warmauslagerung, beispielsweise je 3 h bei 120 °C und im Anschluss bei 160 °C, lässt sich eine Produktivitätssteigerung erzielen. Die erreichten Festigkeiten sind zwar geringfügig niedriger als bei der Standardwarmauslagerungen für 24 h bei 120 °C, aber sie erreichen die laut Norm geforderten Werte. [23]

2.5 Verfestigung und Aushärtung

Die Verfestigung von Werkstoffen kann entweder durch das Einbringen von Versetzungen infolge einer Kaltumformung, Kornfeinung oder durch Fremdatome hervorgerufen werden. Falls die Legierungselemente bei Raumtemperatur vollständig in Form von Mischkristallen vorliegen oder nur inkohärente Ausscheidungen bilden, handelt es sich um nicht aushärtbare Werkstoffe. Die gelösten Elemente führen zu Spannungen in der Matrix und damit zur Festigkeitssteigerung. [2, 4]

Feindisperse Teilchen wirken bei aushärtbaren Legierungen als Hindernisse für Versetzungen. Für diesen Verfestigungsmechanismus eignen sich ausscheidungs bildende Elemente mit stark abnehmender Löslichkeit bei sinkender Temperatur. Kupfer als auch Magnesium sind relativ gut in festem Aluminium in Form von Mischkristallen löslich. Bei ternären oder höheren Legierungen reagieren beispielsweise Mg und Si miteinander und erzeugen die intermetallische Phase Mg_2Si (β) mit einer deutlich geringeren Löslichkeit, welche sich ausscheidet. Zink zeigt in Form von $MgZn_2$ (η) ein ähnliches Verhalten, das sich für die Ausscheidungshärtung am wirksamsten zeigt. Abbildung 20 stellt diesen Zusammenhang dar.

Im Allgemeinen kommen maximal 8 % eines Elements als Zusatz zur Anwendung, um eine Versprödung sowie eine schlechtere Korrosionsbeständigkeit zu vermeiden. [2, 4]

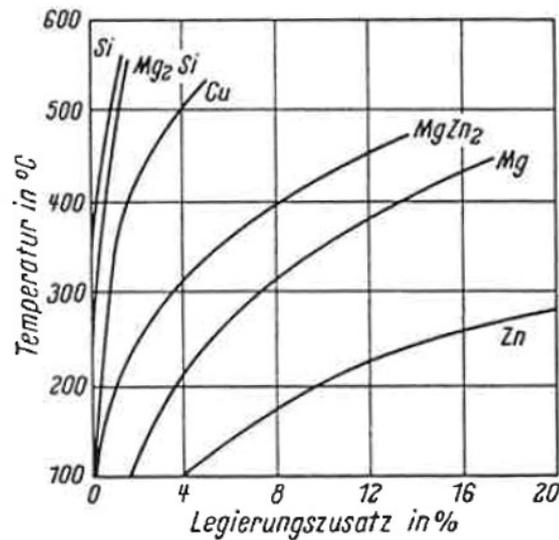


Abbildung 20: Maximale Löslichkeit von Legierungszusätzen bei unterschiedlichen Temperaturen [2]

Für die Härtung spielen sowohl die Teilchengröße als auch die Grenzfläche zwischen Ausscheidung und Matrix eine bedeutende Rolle. Während kleine Teilchen geschnitten werden, zeigt sich bei größeren Partikeln der sogenannte Orowan-Mechanismus, welcher durch das Umgehen der Ausscheidung von der Versetzung und gleichzeitigem Hinterlassen eines Versetzungsringes gekennzeichnet ist. Der kritische Durchmesser (siehe Abbildung 21) bestimmt die höchste Festigkeitssteigerung. [4]

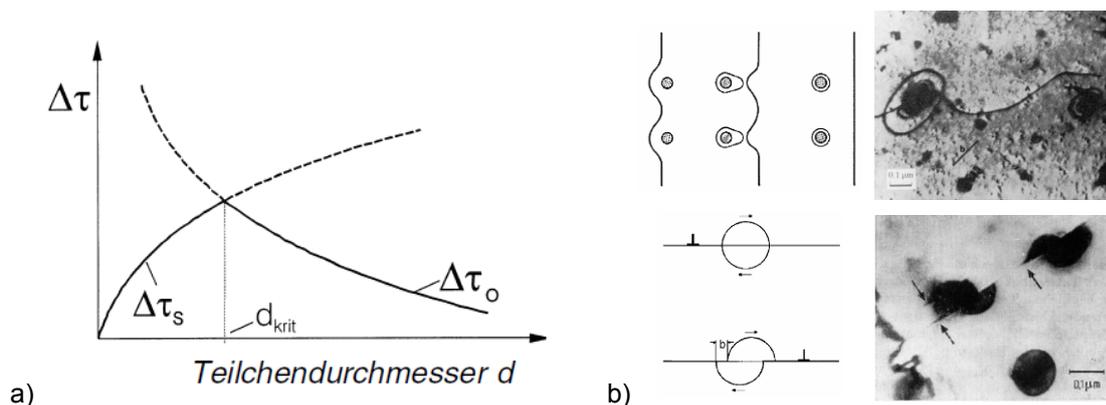


Abbildung 21: a) Festigkeitssteigerung infolge Teilchenhärtung durch Schneiden ($\Delta\tau_s$) und Umgehen/Orowan-Mechanismus ($\Delta\tau_o$) mit maximaler Verfestigung bei d_{krit} [4] und b) graphische/reale Darstellung der Mechanismen [24]

Die Phasengrenze kann kohärent, semi-kohärent oder inkohärent sein. Die unterschiedlichen Arten sind in Abbildung 22 dargestellt. Die Festigkeitssteigerung ist am Übergang vom ersten zum zweiten Zustand am größten, da sich hier die höchste Verspannung und damit gleichzeitig der meiste Widerstand für die Versetzungsbewegung ergibt. Inkohärente Grenzflächen treten

bei Partikeln auf, die um ein Vielfaches größer sind als kohärente oder teilkohärente Ausscheidungen. Diese verursachen durch die fehlenden Spannungen im Gitter kaum eine Verfestigung. [4]

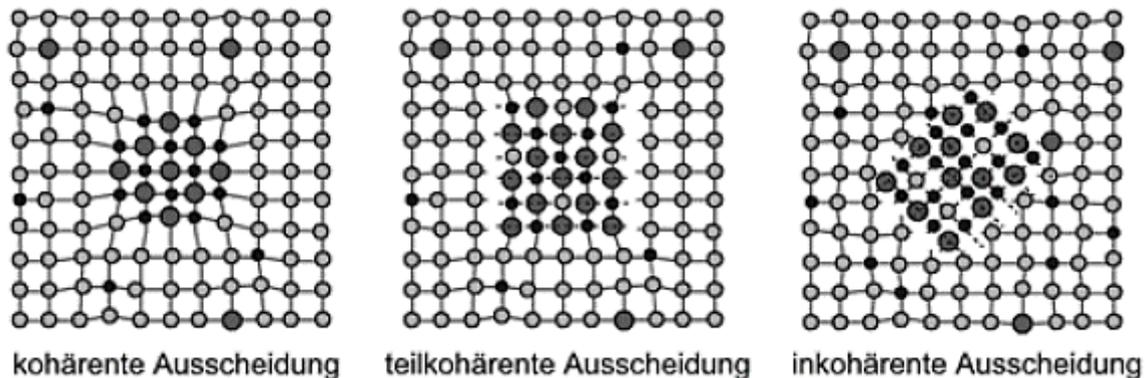


Abbildung 22: Phasengrenzflächenoptionen zwischen kohärenten, teilkohärenten und inkohärenten Partikeln und Matrix [10]

Die Aushärtung von 7xxx-Legierungen verläuft stufenweise vom übersättigten Zustand zu metastabilen GP-Zonen, metastabilen η' - bis hin zu stabilen η -Phasen (MgZn_2). [22, 25]

GPI- und GPII-Zonen unterscheiden sich lediglich in ihrem Aufbau. Erstere sind kohärente Ausscheidungen mit geordneten Strukturen von Aluminium, Zink und Magnesium. Sie entstehen bei Raumtemperatur bis 150 °C in Abhängigkeit von der vorausgegangenen Lösungsglüh-temperatur. Hinter GPII-Zonen verstecken sich Zn-reiche Schichten mit einer Dicke von zwei Atomlagen und einer Ausdehnung von 3-5 nm. Diese bilden sich bei der Abschreckung von 450 °C und anschließenden Auslagerung bei > 70 °C. [26]

Den Hauptanteil der Aushärtung bewirkt die η' -Phase. Diese treten bei längeren Haltezeiten (> 60 min bei 120 °C) auf. Beide Ausscheidungsarten führen zu höheren Dehngrenzen. Im überalterten Zustand treten η -Phasen auf. Hier kommt es zu einer Entfestigung. [22, 26]

Versetzungen infolge einer Kaltverformung sind bevorzugte Keimstellen für Ausscheidungen, welche größer sind und schneller wachsen. Demnach entsteht MgZn_2 (η) an Stelle der η' -Phase. Des Weiteren ziehen Versetzungen gelöste Elemente an und sorgen für einen verringerten, ausscheidungswirksamen Gehalt in der Matrix. [25]

Eine vorgeschaltete Kaltauslagerung ist bei 7xxx-Legierungen mit Mg-Gehalten unter 2 % nötig, damit während der Warmauslagerung höchste Werte erzielt werden. Die Kaltaushärtung stellt sich bei Raumtemperatur ab 60 min Auslagerung ein. Der Beginn verschiebt sich zu kürzeren Zeiten bei Erhöhung der Temperatur. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 23 dargestellt. [10]

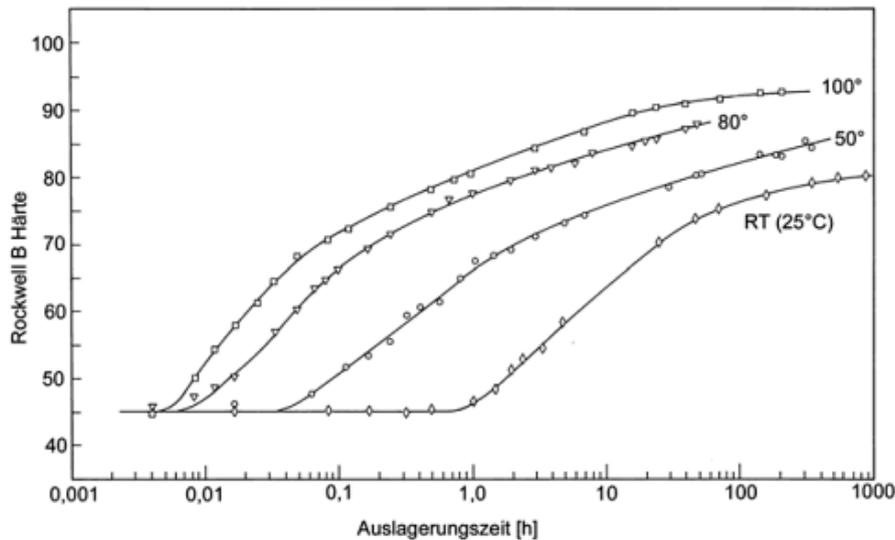


Abbildung 23: Verschiebung des Aushärtungsstarts zu kürzeren Zeiten aufgrund einer Temperaturerhöhung beim Kaltauslagern einer EN AW-7075 nach Lösungsglühen bei 460 °C für 30 min und Abschrecken in kaltem Wasser [10]

Kritisch ist gleichzeitig eine rasche Erwärmung auf Warmaushärtungstemperatur, da bei wachstumsunfähigen GP-Zonen mit der verbundenen Härterückbildung sowie einem Fehlen der Umwandlung in stabilere η' -Phasen zu rechnen ist. Aufheizraten von maximal 30 °C/h sind zu empfehlen. [10]

Die stufenweise Verfestigung, bei der nach Auslagerung für 4-8 h bei 100-110 °C eine zweite mit 150-160 °C über eine Dauer von 8-16 h anschließt, kennzeichnet den Übergang vom Zustand T6 zu T7. Letzterer zeigt sich vorteilhaft aufgrund verminderter Anfälligkeit für Spannungsrisskorrosion. [10]

In Tabelle 3 sind Richtwerte für die Zugfestigkeit, Dehngrenze, Dehnung als auch Härte der aushärtbaren Legierung EN AW-7075 angeführt. AlMgZnCu-Werkstoffe zeigen somit höhere Festigkeiten als Baustahl und zählen zugleich zu der höchstfesten Al-Legierungsgruppe. Die Warmaushärtung soll bei 120-160 °C erfolgen. [2]

Tabelle 3: Richtwerte der mechanische Kenngrößen für EN AW-7075; WA...Warmausgelagert, KA...Kaltausgelagert, F...Gusszustand sowie O...Weichgeglüht

Elementgehalt [Massen-%]	Zustand	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	Dehnung [%]	Härte [-]	
Zn 5,1-6,1 Mg 2,1-2,9 Cu 1,2-2,0 Cr 0,18-0,28	WA	460	530	6 (= A ₁₀)	150 HB	[2]
	F oder O	100-200	250-350	10-20	500-600 MPa ≈ 95-115 HV	[6]
Zn+Mg+Cu ≥ 10	KA	300-400	450-550	10-15	1200-1300 MPa ≈ 225-245 HV	[6]
	WA	500-550	550-650	5-10	1500-1700 MPa ≈ 285-320 HV	[6]
	F oder O	80-150	200-300	15-25	400-500 MPa ≈ 75-95 HV	[6]
Zn+Mg+Cu = 7-9	KA	250-350	400-500	15-20	900-1100 MPa ≈ 170-210 HV	[6]
	WA	300-400	450-550	8-15	1200-1400 MPa ≈ 225-265 HV	[6]
Zn 6,1 Mg 2,4 Cu 1,6	WA (5 h bei 120 °C, 165 °C für 15 h)	444	512	9,30	-	[23]

2.6 Prüfverfahren

Nachfolgend werden die in der Arbeit angewendeten Prüfverfahren erläutert.

2.6.1 Metallographie

Die meisten Gefügebestandteile bewegen sich in einem Größenbereich von 1 nm bis 100 µm. Diese sind mittels Licht- (LIMI) oder Elektronenmikroskop (EM) qualitativ und quantitativ analysierbar. [27]

Voraussetzung für die Lichtmikroskopie ist eine glatte Oberfläche. Ansonsten erfährt das auftreffende Licht eine diffuse Streuung in alle Richtungen und es kommt kein Bild zustande. Üblich ist das Einbetten der zugeschnittenen Metallproben in einem Kunststoff. Dieser besteht aus Binder und Härter. Im Anschluss lassen sich die Materialien mittels SiC-Papier schleifen.

Das Polieren erfolgt mit Diamantpartikeln unterschiedlicher Größe, die in Ethanol suspendiert sind. Beim elektrochemischen Polieren werden herausstehende Bereiche elektrolytisch gelöst und dadurch abgetragen. Ähnlich harte Gefügebestandteile zeigen den gleichen Abtrag bei der mechanischen Vorbereitung. Mittels Lichtmikroskop alleine sind keine Phasen visualisierbar, deshalb erfolgt das Ätzen der Oberfläche. Beim Aluminium entstehen Rauheiten durch verschieden starken Angriff der Kornflächen oder -grenzen. [27]

Typische Ätzlösungen für Aluminiumwerkstoffe enthalten Natronlauge, Salpeter- oder Flußsäure. Die genauen Zusammensetzungen, Ätzbedingungen und Anwendungsgebiete sind in [28] nachzulesen.

Im Lichtmikroskop wird die Probe beleuchtet und das reflektierte Licht über ein Prisma zum Okular gelenkt. Der Strahlengang des Lichts ist in Abbildung 24 dargestellt. [27]

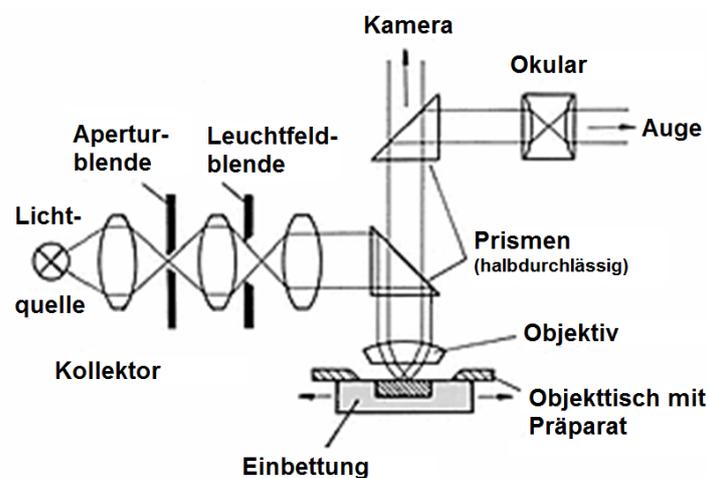


Abbildung 24: Strahlengang in einem optischen Mikroskop [27]

Die meisten Geräte beinhalten eine Kamera zur Erzeugung von Schlißbildern [27]. Neben dem Linienschnittverfahren gibt es die Vergleichs- und planimetrische Methode nach ASTM E112 bzw. DIN EN ISO 2624, um die Korngröße anhand der Aufnahmen zu bestimmen. Der Linienschnitt bietet eine größere Genauigkeit als das Vergleichsverfahren. Weiters ist es schneller durchzuführen als die planimetrische Analyse bei gleicher Genauigkeit. [29, 30]

Die Linienschnittmethode nach Heyn findet zur Bestimmung von mittleren Korngrößen metallischer Materialien Anwendung. Die Analyse beruht auf rein geometrischer Basis und ist daher unabhängig von der Legierung. Vor der Bestimmung sind die Proben mechanisch und chemisch mittels Schleifen, Polieren und Ätzen vorzubereiten. Von jedem Versuchsstück sind mindestens zwei Bereiche zu untersuchen und der Mittelwert anzugeben. [29, 30]

Die Untersuchung beschränkt sich auf zweidimensionale Bilder und eignet sich nicht für die Volumenbestimmung einzelner Gefügebestandteile. Die Methode wird für Gefüge mit einer oder auch mehreren Phasen verwendet. Einzelne grobe Körner in feiner Matrix bedürfen spezieller Analysen (siehe ASTM E1181 und ASTM E930). In verformten Mikrostrukturen sind

die Proben parallel zur Deformationsachse zu untersuchen. Bei äquiaxialem Gefüge eignet sich jede Probenorientierung. Langgestreckte Körner erfordern Messungen in transversaler, longitudinaler sowie planarer Ebene. Bei zeiligem Gefüge erfolgt die Angabe der waagerechten und senkrechten Mittelwerte separat. [29, 30]

Eine Oberfläche von 160 mm² ist hinreichend groß. Für Aluminiummaterialien empfiehlt sich eine 100-fache Vergrößerung. Die Berechnung setzt als ersten Schritt das Wissen über die Anzahl der Körner voraus. Hierzu wird ein Raster auf dem Bild dargestellt. Im Optimalfall schneidet jede Linie zehn Körner. Angeschnittene Körner am Linienende werden mit 0,5 gezählt. Tangential berührte als auch quer durchtrennte Körner erhöhen die Anzahl um 1. Tripelpunkte fallen mit 1,5 ins Gewicht. [29, 30]

$$\bar{l} = \frac{L}{N} \triangleq \bar{d} \quad (5)$$

\bar{l} Mittlere Linienschnittlänge [m]

L..... Gesamtlänge der Linien [m]

N Anzahl der Körner [-]

\bar{d} Mittlerer Korndurchmesser [m]

2.6.2 Zugprüfung

Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm stellt den Zusammenhang der auf die anfängliche Querschnittsfläche (S_0) bezogenen Kraft zur prozentuellen Längenänderung dar. Im elastischen Bereich kehrt die Probe nach Entlastung wieder in ihren Ausgangszustand zurück. Dieser ist durch die lineare Spannungszunahme mit dem Elastizitätsmodul (E-Modul) als Steigung gekennzeichnet. Bevor duktile Materialien, wie beispielsweise Metalle, reißen, erfolgt deren plastische Verformung. [20, 24]

Der Zugversuch stellt eine einachsige Verformung dar. Die Spannung (σ) ist die erforderliche Kraft für die Verlängerung der Probe mit konstanter Geschwindigkeit, bezogen auf den Anfangsquerschnitt. Unter der Dehnung (ϵ) ist die Längenänderung (Δl) der Probe während der Zugprüfung zu verstehen. Diese wird auf die Ausgangslänge (l_0) bezogen. [20, 31]

Wenn bei einer proportionalen Probe die Anfangslänge nicht $5,65 \cdot \sqrt{S_0}$ ist, dann erfolgt die Angabe der Messlänge im Index der Bruchdehnung (A). Unter A_{gt} ist die gesamte, elastische und plastische Verlängerung bei Höchstkraft in [%] zu verstehen. A_g bezieht sich nur auf die plastische Dehnung. Die Zugfestigkeit (R_m) ist die maximale Spannung, welche das Material ohne Einschnürung erträgt. Die 0,2%-Dehngrenze ($R_{p0,2}$) bezeichnet die Spannung bei einer plastischen Dehnung von 0,2 %. In Abbildung 25 sind die Parameter der Zugprüfung dargestellt. [31]

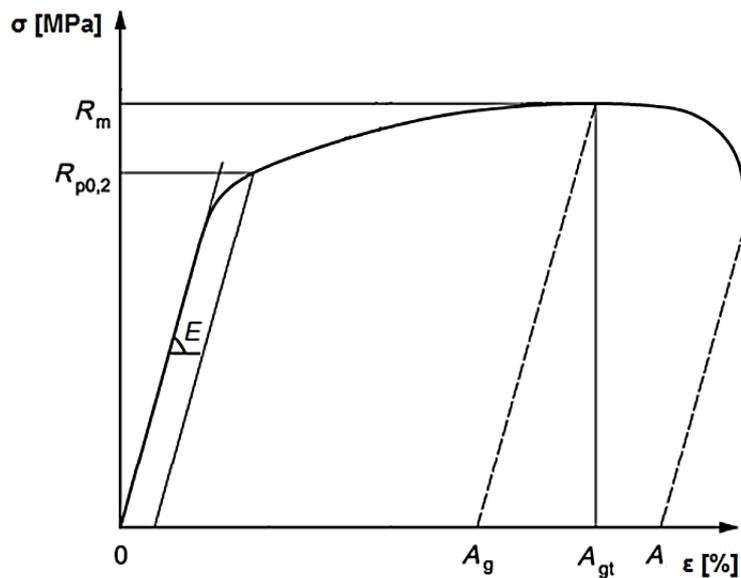


Abbildung 25: Spannungs-Dehnungs-Diagramm nach ÖNORM EN ISO 6892-1 [31]

Abbildung 26 zeigt einen Überblick zum Vergleich der Dehnungen und Streckgrenzen unterschiedlicher Werkstoffe. Hervorzuheben ist, dass sich die Festigkeit der Legierung 7075 im Bereich niedriggekohter Stähle befindet. [32]

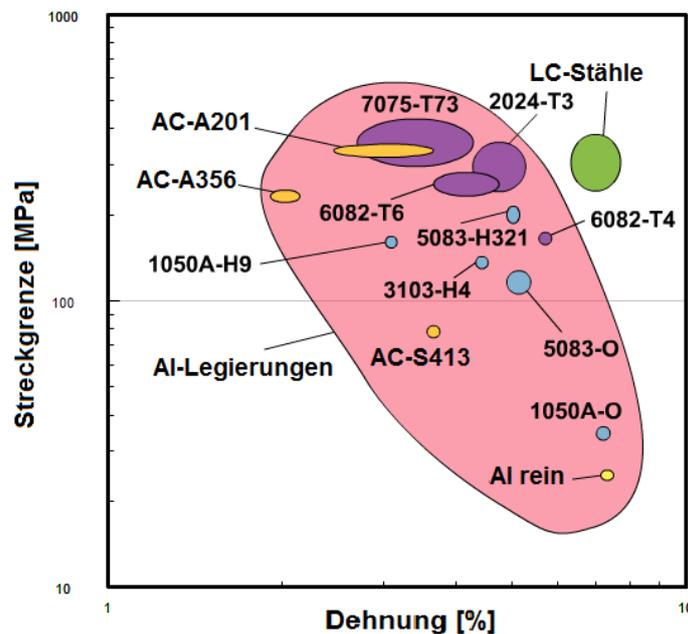


Abbildung 26: Eigenschaftsvergleich unterschiedlicher Al-Legierungen und LC-Stahl [32]

2.6.3 Härteprüfung

Die Härteprüfung nach Brinell ist für weiche bis mittelharte Metalle, wie beispielsweise Aluminiumlegierungen oder unlegierter Baustahl, als auch für heterogene Gefüge, wie Gusseisen, anwendbar. Eine gesinterte Hartmetallkugel mit einem Durchmesser von 1 mm,

2,5 mm, 5 mm oder 10 mm wird dabei durch Aufbringen einer bestimmten Prüfkraft in die Materialoberfläche gepresst (siehe Abbildung 27).

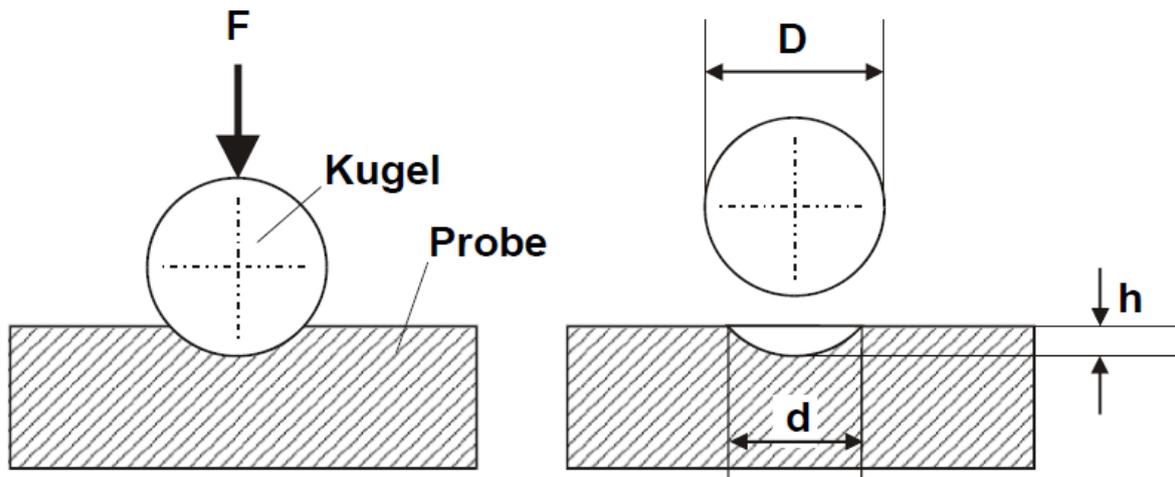


Abbildung 27: Schematischer Ablauf einer Härteprüfung nach Brinell [33]

Nach 10-180 s erfolgt die Entlastung. Im Anschluss lässt sich der Durchmesser der zurückgebliebenen Kugelkalotte bestimmen. Dieser dient zur Berechnung der Brinellhärte nach Gleichung (7). [34]

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (6)$$

$$HBW = \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot g \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (7)$$

d Mittlerer Eindruckdurchmesser [mm]

HBW..... Härtewert nach Brinell gemessen mit WC-Kugel [-]

F Prüfkraft [N]

g Gravitationsbeschleunigung [$= 9,81 \text{ m/s}^2$]

D Kugeldurchmesser [mm]

Abbildung 28 zeigt das Schema eines Universalhärteprüfgerätes.

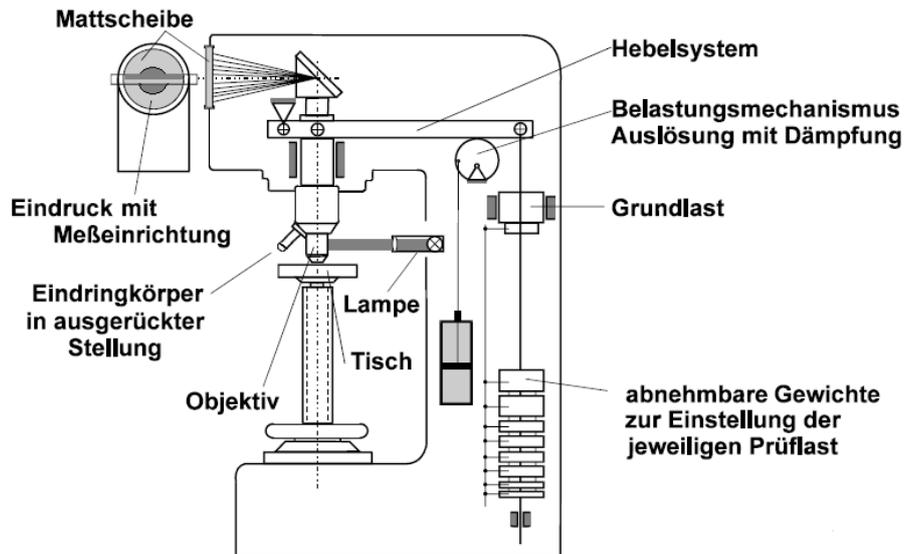


Abbildung 28: Schematischer Aufbau eines Härteprüfgerätes [33]

2.6.4 Thermische Analyse

Mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (Differential Scanning Calorimetry, kurz: DSC) lassen sich die notwendigen Energien darstellen, die zur Erwärmung einer Probe mit konstanter Heizrate erforderlich sind. Analoges gilt für freiwerdende Energien beim Abkühlen. Auftretende Ausschläge im Thermogramm kennzeichnen Erstarrungs- oder Schmelzpunkte, Umwandlungsreaktion sowie Auflösungs- als auch Ausscheidungsvorgänge. Die signifikanten Schwankungen sind entweder exotherm oder endotherm, je nachdem, ob für die Aktion zusätzliche Energie benötigt oder frei wird. Die Fläche unterhalb eines Peaks ist proportional der Enthalpieänderung. Das Gerät misst ständig die Wärmedifferenz zur Beibehaltung der gleichen Temperatur von Referenz- und Probenmaterial (siehe Abbildung 29). [22]

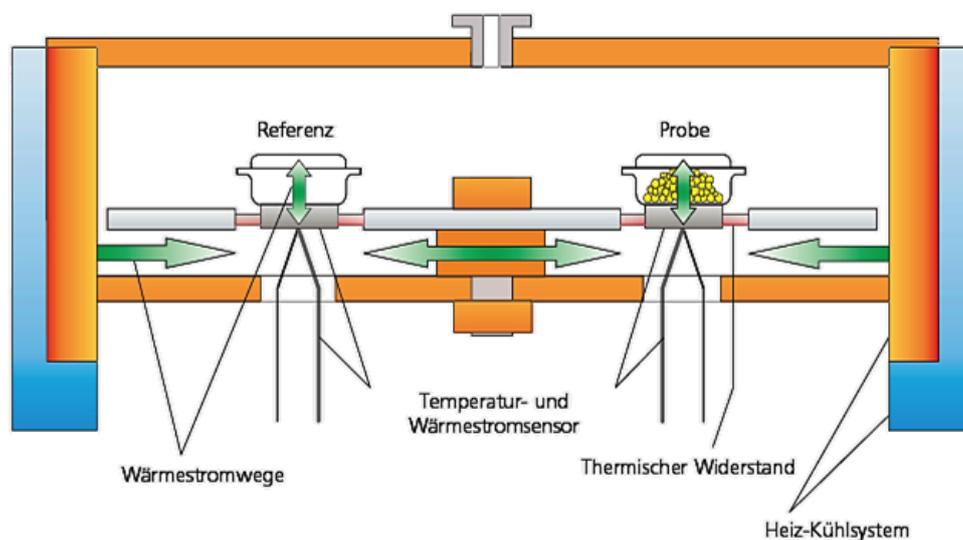


Abbildung 29: Schematischer Aufbau eines DSC-Geräts [35]

2.7 Eigenschaftsprofil

In Tabelle 4 sind die Eigenschaften von EN AW-7075 im Zustand T6 zusammengefasst.

Tabelle 4: Zusammenfassung der Eigenschaften einer AlZn5,6Mg2,5Cu1,6Cr-Legierung im Zustand T6 (Skala: 1 = ungeeignet, 2 = nicht empfohlen, 3 = akzeptabel, 4 = gut, 5 = sehr gut sowie 6 = exzellent) [38]

Kaltverformbarkeit und Zerspanbarkeit			
Allgemein	2	Tiefziehen	1
Recken	2	Tordieren	1
Extrudierbarkeit	3	Zerspanbarkeit	5
Schweißbarkeit			
Autogenschweißen	2	Hartlötbarkeit	2
MIG/WIG Lichtbogenschweißen	2	Weichlötbarkeit	2
Elektronenstrahlschweißen	4	Punkt-/Nahtschweißbarkeit	4
Korrosionsbeständigkeit			
Allgemein	2	Industrieatmosphäre	2
Meeresatmosphäre	2	Landatmosphäre	3
Interkristalline Korrosion	3	Spannungsrissskorrosion	3
Schichtkorrosion	2	Lochkorrosion	3
Anodisierbarkeit			
Glanzeloxieren	2	Farbeloxieren	2
Oberflächenhärten	3	Schutzeloxieren	4
Elastische Eigenschaften			
E-Modul	72 GPa	Schubmodul	27,1 GPa
Poissonzahl	0,33		
Physikalische Eigenschaften			
Dichte	2,81 g/cm ³	Spezifische Wärmekapazität	862 J/kgK
Schmelzpunkt (Liquidus)	635 °C	Wärmeleitfähigkeit	134 W/(m·K)
Schmelzpunkt (Solidus)	475 °C	Wärmeausdehnungskoeffizient	23,5 µm/(m·K)
Elektrische Leitfähigkeit	19,18 MS/m	Elektrischer Widerstand	52 nΩ·m
Mechanische Eigenschaften			
0,2 %-Dehngrenze	505 MPa	Streckgrenze	570 MPa
Dehnung A5	10 %	Dehnung A50	10 %
Brinell-Härte	150 HB	Vickers-Härte	160 HV
Schubspannung	350 MPa		

3 Experimentelle Untersuchungen

Die Erschmelzung der Versuchslegierungen erfolgt in einem leistungsgesteuerten Induktionsofen. In das Aggregat wird ein mit Bariumsulfat geschichteter Graphittiegel eingepresst. Außen liegt eine Feuerfestmatte an, um den Tiegel vor Abbrand zu schützen. Nach einer entsprechenden Vorwärmdauer findet die Zugabe des zuvor gewogenen Reinaluminiums statt. Die erhöhte Leistung des Ofens soll ein rasches Einschmelzen gewährleisten.

Der Einsatz eines Induktionsofens erfolgt aufgrund der zahlreichen Vorteile, wie die gute Einstellbarkeit der Erwärmung, die Badbewegung sowie die neutrale Ofenatmosphäre. Gleichzeitig kommt es nur zu geringem Abbrand und einer ausgeglichenen Verteilung bezüglich Temperatur und Zusammensetzung bei relativ guter Energieeffizienz. [5]

Schrittweise lassen sich die Legierungszusätze in die Schmelze chargieren. Während Zink und Magnesium aufgrund ihres guten Lösevermögens als Reinelemente hinzugegeben werden, kommen bei Kupfer, Chrom, Mangan als auch Titan Vorlegierungen unterschiedlichen Elementgehalts zum Einsatz. Die Zugabe von Eisen sowie Silizium ist in den meisten Fällen wegen des ohnehin schon vorhandenen Anteils in kommerziellem Reinaluminium nicht nötig. Bezüglich des Fe-Gehaltes muss auf entsprechende Überzüge bei allen angewendeten Werkzeugen geachtet werden. Tabelle 5 gibt einen Überblick von den verwendeten Legierungszusätzen.

Tabelle 5: Vormaterial zum Einstellen der Endzusammensetzung mit entsprechenden Gehalten

Al	Reinmetall	Zn	Reinmetall	Si	Reinmetall
Cu	AlCu33	Cr	AlCr10	Ti	AlTi5
Fe	Reinmetall	Mn	AlMn10	Mg	Reinmetall

Die Gussform ist ebenfalls mit einer Schlichte zu überziehen. In diesem Fall kommt Bornitrid zum Einsatz. Nach dem Einsetzen eines Keramikfilters erfolgt die Erwärmung auf 150-200 °C, damit die Schmelze am Rand nicht zu rasch erstarrt und der Filter genügend Metall hindurch lässt, um einerseits die Form vollständig zu füllen und andererseits die Schrumpfung auszugleichen. Der Filter soll mitgerissene Oxidhäute vom Gießvorgang und andere Verunreinigungen zurückhalten.

Durch die hohe Rührwirkung im Schmelzaggregat kommt es hinsichtlich des legierten Magnesiums zu Nachteilen, da stetig neues Metall an die Oberfläche gelangt und in weiterer Folge oxidiert (vergleiche Abbildung 31). Zur Abhilfe lässt sich die Legierungsschmelze, die bereits alle Elemente außer Mg enthält, auf 830 °C überhitzen und das durch Abbrand gefährdete Metall bei inaktiver Rührung zusetzen. Nach gelegentlichem Umrühren von Hand

und Abwarten einer entsprechenden Lösedauer kann der Ofen erneut eingeschaltet und die Schmelze auf Gießtemperatur von rund 750 °C gebracht werden. Zur Kontrolle der Zusammensetzung wird vor dem Abguss noch eine Probe gezogen und mittels Funkenspektrometer (SPECTROMAXx) analysiert.



Abbildung 31: Stark verkrätzte Schmelzbadoberfläche aufgrund von Magnesiumabbrand

Der vollständig erstarrte und abgekühlte Metallblock lässt sich aus der Form entnehmen und der Einguss durch einfaches Abschlagen an der Filterposition abtrennen (siehe Abbildung 32). In den nachfolgenden Schritten findet der Grobzuschnitt der Blöcke mittels Bandsäge und das Fräsen auf ein Endmaß von ca. 170 x 80 x 40 mm (L x B x H) statt.



Abbildung 32: Gussblock und abgeschlagener Einguss im Rohzustand

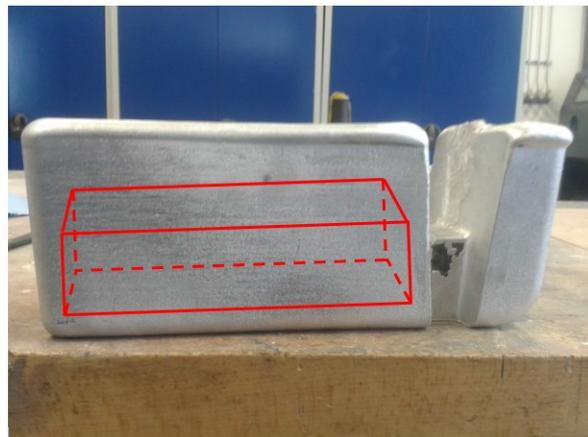


Abbildung 33: Gussblock samt Lage des Endstücks

Durch erneute Analyse mit dem Funkenspektrometer lassen sich die exakten Elementgehalt bestimmen. Im Anschluss werden DSC-Proben mit einer Masse von ungefähr 40 mg aus dem Material geschnitten. Die Messungen erfolgen vorerst im Gusszustand zur Ermittlung der jeweiligen Schmelzpunkte und zur Identifizierung der Aufttrittstemperaturen vermuteter niedragschmelzender Phasen.

Während der Thermoanalyse mit einem NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix-Gerät ist eine N_2 -Atmosphäre eingestellt. Die Kühlung erfolgt mit gasförmigem Stickstoff aus einem Flüssigbehälter. Das Temperaturprogramm ist in Abbildung 34 dargestellt.

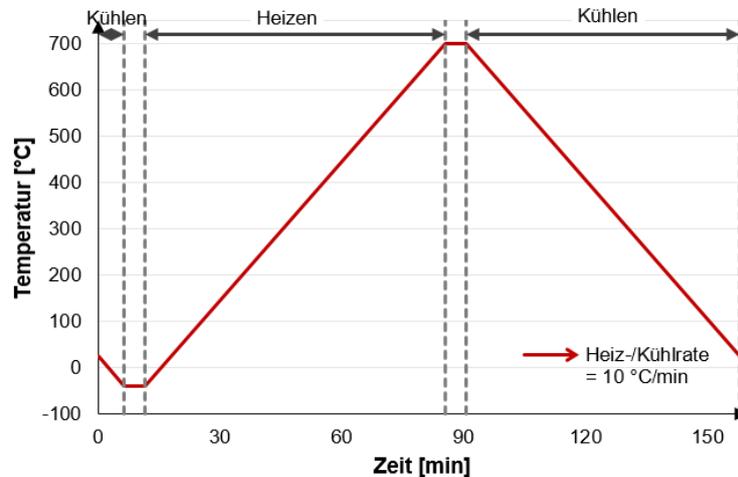


Abbildung 34: Temperaturverlauf der DSC-Messungen

Unter Berücksichtigung der erhaltenen Daten lässt sich das Material homogenisieren. Da die nötigen Temperaturen für eine ausreichende Diffusion höher als die Solidustemperaturen der niedrighschmelzenden Phasen liegen, erfolgt die Homogenisierung zweistufig bei 455-475 °C für einige Stunden. Zur Erwärmung wird ein Umluft-Kammerofen N60 85 SHA der Firma Nabertherm herangezogen. In Abbildung 35 ist der Erwärmungsverlauf abgebildet. Bei der zweiten Variante (rot) liegen die Temperaturen beider Stufen etwas höher. Nachfolgend bezeichnet O3 die Homogenisierung nach Variante 1 und O3-2 jene nach Variante 2.

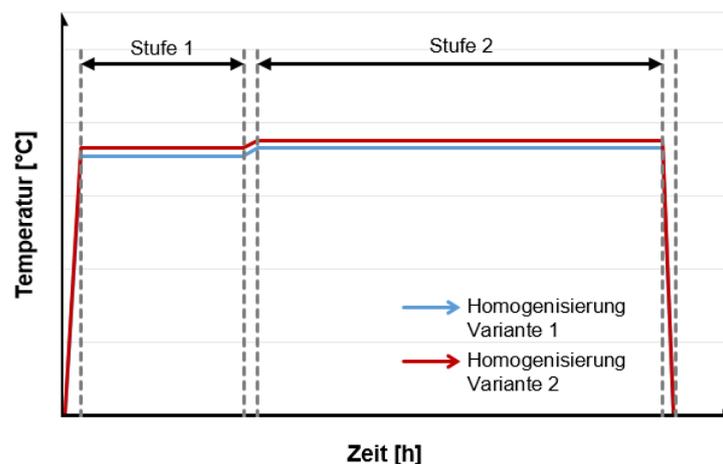


Abbildung 35: Homogenisierungskurven nach Variante 1 (blau, O3) sowie Variante 2 (rot, O3-2)

Auch die homogenisierten Legierungen werden einer DSC-Messung unterzogen. Parallel zur thermischen Analyse erfolgt die lichtmikroskopische Untersuchung des Gefüges im Zustand F und O3-2. In Tabelle 6 sind die Parameter der Probenpräparation inklusive Heiz- sowie

Ätzbedingungen angeführt. Neben der gebräuchlichen mechanischen Vorbereitung mit SiC-Papier auf den Geräten ATM Schleif- und Poliergerät Saphir 550 mit Rubin 520 und Struers Tegramin 30 kommt die elektrolytische Polier- und Ätzeinheit Struers LectroPol 5 zum Einsatz. Die Visualisierung mittels vollmotorischem Auflichtmikroskop Zeiss Axio Imager M1m zeigt die Mikrostrukturen der Guss- und homogenisierten Gefüge. Das Linienschnittverfahren dient zur Quantifizierung der Korngrößen.

Tabelle 6: Mechanische und chemische Schliffpräparation

Verfahrensschritt	Beschreibung
Schleifen 1	SiC-Papier der Körnung 800 mit H ₂ O, Spülen mit H ₂ O und Isopropanol sowie Trocknen
Schleifen 2	SiC-Papier der Körnung 1200 mit H ₂ O, Spülen mit H ₂ O und Isopropanol sowie Trocknen
Schleifen 3	SiC-Papier der Körnung 4000 mit H ₂ O, Spülen mit H ₂ O und Isopropanol sowie Trocknen
Feinpolitur	1 µm Diamantsuspension mit Schmiermittel (wasserfrei), Spülen mit Isopropanol sowie Trocknen
Elektrolytische Politur [39-41]	15 s bei 39 V und 60%-iger Perchlorsäure, Ethanol und Wasser als Elektrolyt, Spülen mit H ₂ O und Isopropanol sowie Trocknen mit Druckluft
Elektrolytisches Ätzen nach Barker [28, 41]	60 s mit 20 V sowie 35%-iger HBF ₄ als Elektrolyt, Spülen mit H ₂ O und Isopropanol sowie Trocknen; im Anschluss chemische Politur mit OPS (Reinigung wiederholen)
Beizen	32%-ige NaOH für 90 s, Spülen mit H ₂ O dest. und Isopropanol, Trocknen als auch chemische Politur mit OPS (Reinigung)



Abbildung 36: Homogenisierung der geteilten Blöcke für die Stauchung



Abbildung 37: Proben nach Stauchung und Abtrennung der Härteproben

Nach der Erwärmung auf 410 °C für eine Haltezeit von 1 h lassen sich die in vier Stücke geteilten Barren mit den Maßen 150 x 20 x 40 mm auf eine Endhöhe von rund 19 mm stauchen (Abbildung 36 und Abbildung 37). Nach Abtrennung der Ränder, welche als Probenmaterial für die Härteprüfung Verwendung finden, erfolgt das Lösungsglügen und Abschrecken in

Wasser bei RT als auch die Warmauslagerung zur Herstellung des Zustandes T6 (siehe Abbildung 38).

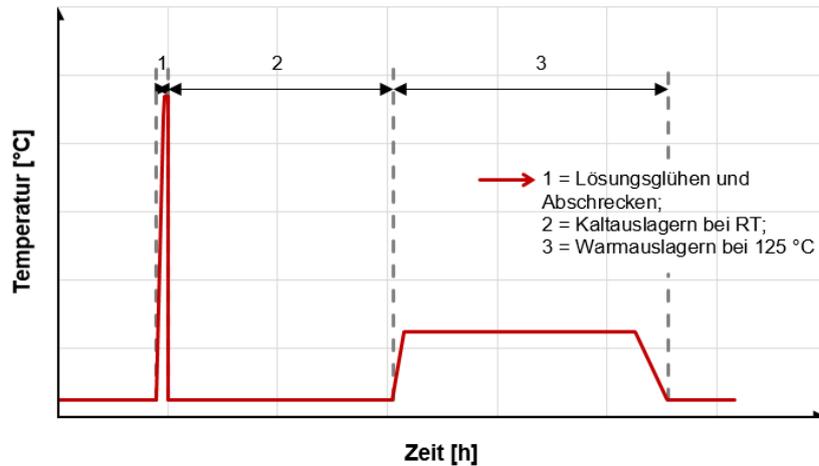


Abbildung 38: Wärmebehandlung zum Erhalt von Zustand T6

CNC-Maschinen führen die spanende Bearbeitung zur Herstellung von Rundproben (siehe Abbildung 39) für die Zugprüfung durch. Als Nenndurchmesser wird 6 mm gewählt. Die Zugprüfung an jeweils drei Stäben pro Legierung im Zustand T6 erfolgt mittels Zwick/Roell Material-Prüfmaschine (Abbildung 40).

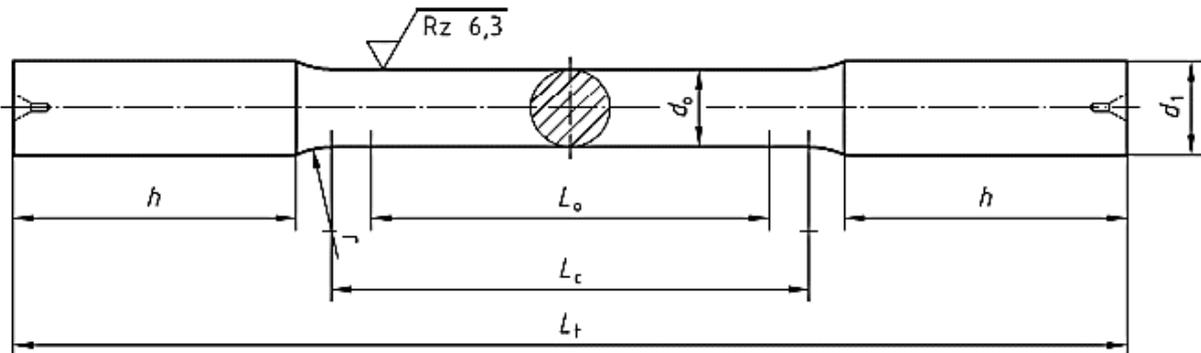


Abbildung 39: Geometrie von Rundproben für die Zugprüfung nach DIN 50125 [42]



Abbildung 40: Zwick/Roell Material-Prüfmaschine Allround-Line 100 kN inklusive Temperaturkammer (-80 °C bis 300 °C) [43]

In Tabelle 7 ist das Abmaß der Zugstäbe nach DIN 50125 angegeben.

Tabelle 7: Zugproben Form A mit Prüfdurchmesser = 6 mm nach DIN 50125 [42]

d₀ [mm]	L₀ [mm]	d₁ [mm]	r_{min} [mm]	h_{min} [mm]	L_{c,min} [mm]	L_{t,min} [mm]
6	30	≥ 8	5	25	36	92

- d₀..... Probendurchmesser
 L₀..... Anfangsmesslänge (L₀ = 5·d₀)
 d₁..... Kopfdurchmesser (≥ 1,2·d₀)
 r_{min} Fasenradius
 h_{min} Kopfhöhe
 L_{c,min}..... Versuchslänge (L_c ≥ L₀ + d₀)
 L_{t,min} Gesamtlänge

Für die Härteprüfung sind die Proben plan zu schleifen. Als Versuchsaggregat findet der EMCO-Test Universalhärteprüfer M4C025G3M Verwendung. Als Untersuchungsmethode dient HBW 2,5/62,5 – Standard. Die Daten werden nach dem Lösungsglühen und Abschrecken in den unterschiedlichen Stadien der Kalt- und Warmauslagerung ermittelt und in den Verlauf eingetragen. Die Messung erfolgt zu jedem Zeitpunkt an drei Eindrücken pro Legierung.

4 Ergebnisse

Eine Abstufung der Legierungen in 0,2 %-Schritten bezüglich des Zn-Gehalts im Bereich 5,1 % bis 6,9 % war geplant. Des Weiteren sollten die Legierungen 1,3 % Cu sowie 2,5 % Mg enthalten. Zusätzlich wurden Legierungen mittleren Zn-Gehalts mit Kupfer- (1,2 % und 1,4 %) als auch Magnesiumvariation (2,4 %, 2,6 % und 2,7 %) angestrebt. Die geplanten Zusammensetzungen ließen sich bedingt durch den Abbrand (vor allem Mg) sowie aufgrund der relativ langen Dauer von der Probennahme bis zur Analyse leider nicht genau eingehalten. Bei den ersten Legierungen (Nr. 1-3) zeigt sich, dass das Zulegieren von Si und Fe nicht die jeweils gewünschten 0,1 % mit sich bringt, sondern der Gehalt viel höher ist (Vorlegierungsmaterial). Nachfolgend wurde auf zusätzliches Silizium und Eisen verzichtet. Mn, Cr als auch Ti verbleiben in der zugesetzten Menge im Metall.

Die chemische Analyse der hergestellten Legierungen ist in Tabelle 8 zusammengefasst. Die Werkstoffe der Nummern 2-3 sowie 5-13 entsprechen der Normanalyse von EN AW-7075 (vergleiche Tabelle 2). Nummer 1 weist einen zu geringen Zn-Gehalt auf. Legierung 4 unterschreitet das Mg-Minimum. Die Werkstoffe 12, 17 und 18 beinhalten weniger Fe aufgrund eines reineren Al-Vormaterials. Der Einfluss von Zink oberhalb des gegebenen Maximums laut DIN EN 573-3 wird mit den Proben der Nummern 14-18 untersucht.

Tabelle 8: Typkorrigierte Konzentration der Versuchslegierungen nach Al 733/01-OES Standard

Nr.	Elementgehalt [Massen-%]								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1	0,44	0,27	1,55	0,29	2,40	0,22	5,00	0,12	Rest
2	0,44	0,27	1,59	0,29	2,41	0,22	5,23	0,12	Rest
3	0,61	0,39	1,33	0,33	2,44	0,21	5,23	0,13	Rest
4	0,07	0,12	1,26	0,11	1,69	0,20	5,29	0,10	Rest
5	0,07	0,15	1,32	0,11	2,45	0,20	5,44	0,10	Rest
6	0,06	0,13	1,19	0,11	2,65	0,20	5,57	0,10	Rest
7	0,07	0,13	1,24	0,11	2,09	0,20	5,57	0,11	Rest
8	0,07	0,14	1,31	0,11	2,84	0,19	5,60	0,10	Rest
9	0,07	0,14	1,31	0,11	2,07	0,20	5,64	0,11	Rest
10	0,07	0,13	1,21	0,11	2,50	0,20	5,85	0,10	Rest
11	0,08	0,14	1,19	0,10	2,93	0,17	5,97	0,11	Rest
12	0,06	0,03	1,33	0,10	2,38	0,17	6,02	0,08	Rest
13	0,07	0,15	1,27	0,11	2,05	0,20	6,04	0,10	Rest
14	0,07	0,14	1,21	0,11	2,44	0,20	6,23	0,10	Rest
15	0,09	0,13	1,22	0,10	2,90	0,17	6,23	0,11	Rest
16	0,09	0,12	1,22	0,10	2,61	0,17	6,42	0,11	Rest
17	0,06	0,03	1,30	0,10	2,20	0,17	6,65	0,09	Rest
18	0,06	0,03	1,39	0,10	2,32	0,17	6,74	0,08	Rest

In Anhang A sind die Zusammensetzungen der Vorversuchslegierungen V1-V32, ebenfalls nach Zn-Anteil sortiert, angeführt. Diese wurden in geringeren Mengen erschmolzen, um ein Gefühl für Auflösungsvermögen, Legierungsreihenfolge und Abbrandneigung der Elemente zu erhalten. Des Weiteren konnten erste DSC-Ergebnisse geliefert werden (siehe Anhang B).

Für die weitere Untersuchung eventueller Zusammenhänge sind in Tabelle 9 die Summe der drei Hauptlegierungselemente als auch jene von Kupfer und Magnesium sowie das Verhältnis von Zink zu Magnesium aller 18 Legierungen angegeben. Aufgrund des oben erwähnten Unterschreitens des Mg-Minimums der Legierung 4 stechen dessen Parameter hervor. Der höchste Cu+Mg-Gehalt bei gleichzeitig niedrigstem Zn/Mg-Verhältnis wird von Legierung 8 erreicht. Zn+Mg+Cu ist maximal bei Legierung 18.

Tabelle 9: Aufsummierte Gehalte der Hauptlegierungselemente Zn, Cu und Mg bzw. Cu und Mg sowie Verhältnis von Zn zu Mg

Nr.	Zn+Mg+Cu [Massen-%]	Mg+Cu [Massen-%]	Zn/Mg [-]	Nr.	Zn+Mg+Cu [Massen-%]	Mg+Cu [Massen-%]	Zn/Mg [-]
1	8,94	3,95	2,08	10	9,55	3,70	2,34
2	9,22	4,00	2,17	11	10,09	4,12	2,04
3	8,99	3,76	2,15	12	9,73	3,71	2,53
4	8,23	2,95	3,14	13	9,35	3,31	2,95
5	9,21	3,77	2,22	14	9,87	3,65	2,55
6	9,40	3,83	2,10	15	10,35	4,12	2,15
7	8,90	3,33	2,67	16	10,25	3,83	2,46
8	9,75	4,15	1,97	17	10,14	3,49	3,03
9	9,02	3,38	2,72	18	10,45	3,71	2,91

4.1 DSC-Analysen

In Tabelle 10 sind die Schmelzpunkte und Anschmelzungen der Legierungen 1-18 beim Aufheizen mit 10 °C/min angegeben. Zur Bestimmung der Werte dienen im Guss- als auch homogenisierten Zustand durchgeführte DSC-Kurven. Die Werkstoffzustände sind beispielsweise in Abbildung 41 dargestellt. Positive Werte sind endotherm. Alle anderen DSC-Kurven sind dem Anhang C zu entnehmen. Des Weiteren lassen sich die Solidustemperaturen im thermodynamischen Gleichgewicht entnehmen. Die Ermittlung erfolgt anhand von Phasendiagrammen, die mit FactSage™ 6.4 berechnet werden (vergleiche Abbildung 42).

Im Gusszustand (F) lassen sich die Schmelztemperaturen (Onset des Hauptschmelzpeaks) zwischen 526,7 °C und 559,7 °C bestimmen. Zusätzlich treten Anschmelzungen bei rund 478 °C auf. Die Schmelzpunkte in den homogenisierten Zuständen liegen nach Variante 1 (O3) mit 532,5-567,5 °C und Variante 2 (O3-2) mit 535,2-571,2 °C in ähnlichen Bereichen. Bei

den Messungen im Zustand O3 zeigt sich, dass aufgrund zu niedrigerer Homogenisierungstemperaturen die Seigerungen im Gefüge nicht völlig abgebaut werden. Hier gibt es erneut Anschmelzungen bei rund 494 °C. Legierung 11 (siehe Abbildung 59 in Anhang C) weist wiederum einen Peak bei 479,2 °C und Legierung 15 (Abbildung 63) bei 478,8 °C auf, was für eine unzureichende Auflösung der Phasen aus dem Gusszustand spricht. Folglich verschieben sich die Temperaturen durch das Glühen zu höheren Werten. Die Intensität der Anschmelzausschläge nimmt jedoch stark ab, bevor die Peaks bei den erhöhten Homogenisierungstemperaturen vollständig verschwinden. Im Vergleich zur thermischen Analyse belaufen sich die Schmelzwerte laut FactSage™ 6.4 auf 490-521 °C. Die Solidustemperaturen sind demnach niedriger als die Schmelzpunkte aus den Versuchen. Die Peaks der Anschmelzungen schwanken nur in kleinen Bereichen. Das lässt darauf schließen, dass es sich um die Auflösung der jeweils gleichen Phasen handelt. Aus [9] ist bekannt, dass bei rund 480 °C $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ - (T) sowie ungefähr bei 490 °C Al_2CuMg -Phasen (S) auftreten. Diese Temperaturen werden beim Kühlen mit 0,67 °C/min gemessen.

Tabelle 10: Umwandlungspunkte bestimmt durch DSC-Analyse mit konstanter Heizrate von 10 °C/min sowie Solidustemperaturen laut FactSage™ 6.4

Zustand	F	O3	O3-2	F	O3	lt. FactSage
Nr.	[°C]	Schmelzpunkt [°C]	[°C]	Anschmelzung [°C]	[°C]	Solidus [°C]
1	538,7	544,5	549,2	474,8	495,2	504
2	535,7	542,5	544,3	476,8	495,2	501
3	539,7	545,5	547,2	474,8	-	499
4	559,7	567,5	571,2	477,8	-	521
5	535,7	555,5	557,2	477,8	495,7	504
6	539,7	549,5	553,2	476,2	494,1	504
7	551,7	557,5	564,2	476,8	-	512
8	534,7	542,5	544,2	480,8	491,6	496
9	549,7	557,5	565,2	479,8	-	509
10	536,7	549,5	556,2	477,8	494,1	504
11	529,7	539,5	541,2	480,8	479,2	493
12	547,7	558,5	560,2	478,8	490,5	510
13	544,7	550,5	558,2	476,8	-	507
14	539,7	546,5	552,2	476,3	493,4	500
15	526,7	532,5	535,2	477,8	478,8	490
16	534,7	542,5	546,2	477,8	-	496
17	545,7	550,5	557,2	479,8	-	509
18	536,7	547,5	551,2	476,8	-	502
\bar{x}	540,5	548,9	553,0	477,7	490,8	503,4
Min.	526,7	532,5	535,2	474,8	478,8	490
Max.	559,7	567,5	571,2	480,8	495,7	521

Mittels OriginPro 9G lassen sich lineare Fitkurven inklusive Bestimmtheitsmaß (R^2) berechnen. Der Parameter R^2 soll möglichst nahe bei 1, entsprechend 100%-iger linearer Korrelation, liegen. [44]

Durch die Gegenüberstellung der Schmelzpunkte der DSC-Versuche mit den Soliduspunkten aus der thermodynamischen Berechnung lassen sich lineare Zusammenhänge (siehe Gleichung (8)-(10)) feststellen. Der Parameter R^2 schwankt zwischen 0,88-0,90. Der Vergleich erfolgt auch mit dem Zn-, Zn+Mg+Cu- oder Mg+Cu-Gehalt als auch mit dem Verhältnis Zn/Mg. Die Temperaturen im Zustand F und O3-2 zeigen eine lineare, fallende Tendenz mit erhöhtem Anteil an Mg+Cu ($R^2 = 0,81$). Beim Zustand O3 beläuft sich R^2 auf 0,69. Das Bestimmtheitsmaß der weiteren Berechnungen erreicht keine 50 %.

$$T_{m, F} = 1,04 \cdot T_{m, FS} + 17,69 \quad (8)$$

$$T_{m, O3} = 1,04 \cdot T_{m, FS} + 23,03 \quad (9)$$

$$T_{m, O3-2} = 1,18 \cdot T_{m, FS} - 38,53 \quad (10)$$

$T_{m, F/O3/O3-2}$ Schmelzpunkte der Thermoanalyse [°C]

$T_{m, FS}$ Schmelzpunkt laut FactSage-Berechnung [°C]

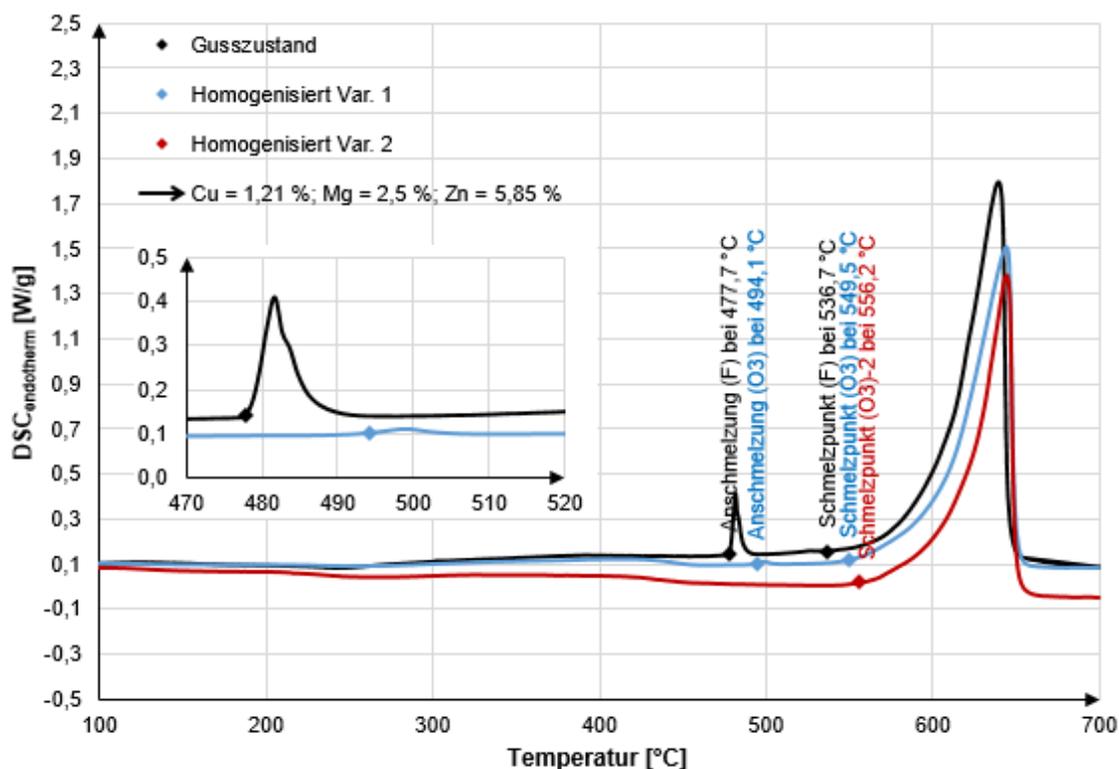


Abbildung 41: DSC-Analyse der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

4.2 FactSage™-Berechnungen

In Abbildung 42 ist beispielhaft das binäre Zustandsdiagramm für Aluminium mit Zink von der Legierung 10 im Bereich von 4,5-7,0 % dargestellt. Die weiteren Gleichgewichtsschaubilder sind Anhang D zu entnehmen. Bei den Berechnungen mit FactSage™ 6.4 lassen sich die Konzentrationen zusätzlicher Elemente mit konstanten Werten einbeziehen. Dies geschieht jeweils mit den durch Funkenspektrometrie ermittelten Gehalten in Massenprozent.

Bezeichnung der wichtigsten Phasen:

FCC_A1 α -Mischkristall
 Laves_C14 MgZn_2 bzw. η -Phase
 $\text{Al}_2\text{CuMg}(\text{s})$ S-Phase
 $\text{Mg}_2\text{Si}(\text{s})$ β -Phase
 AlCuZn_τ τ -Phase

Die Solidustemperaturen sind in Abschnitt 4.1 bereits analysiert worden (vergleiche auch Tabelle 10).

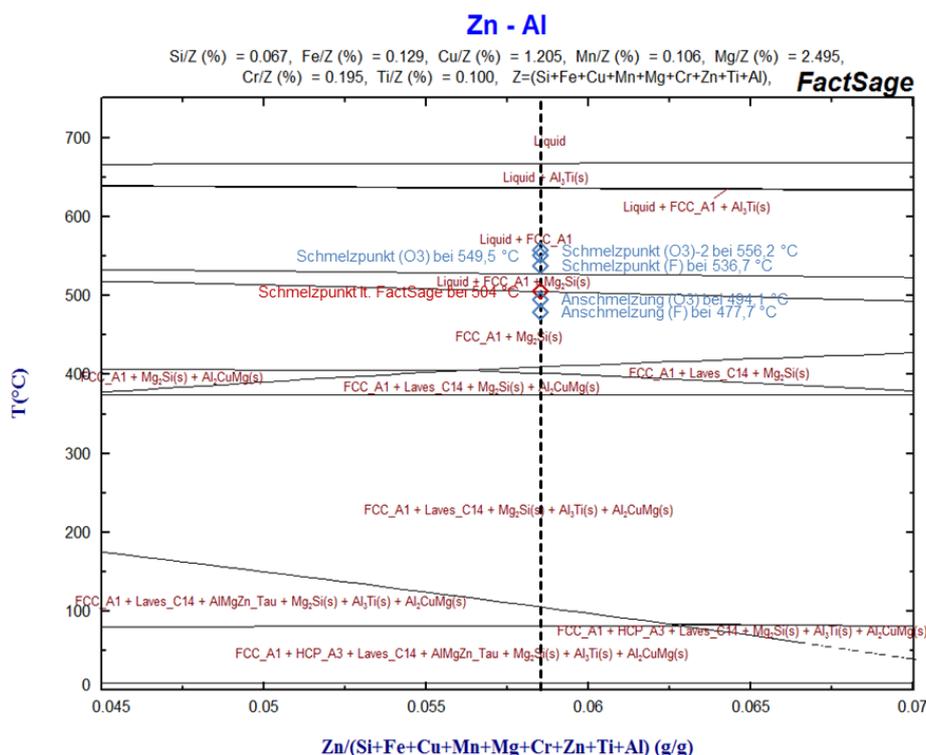
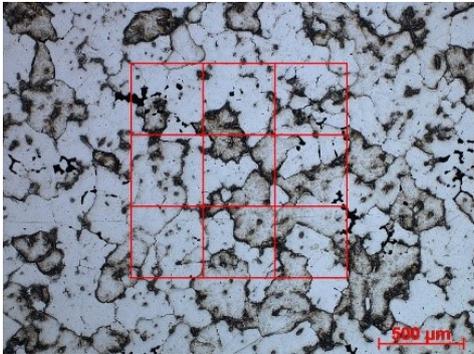
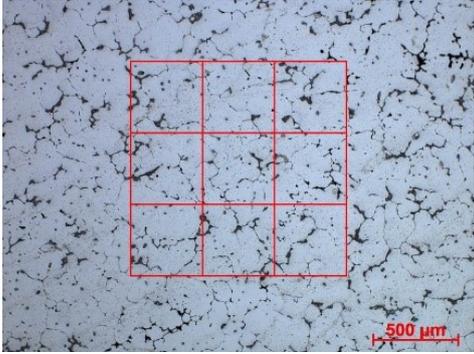
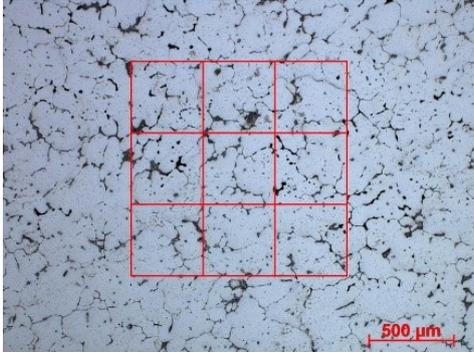
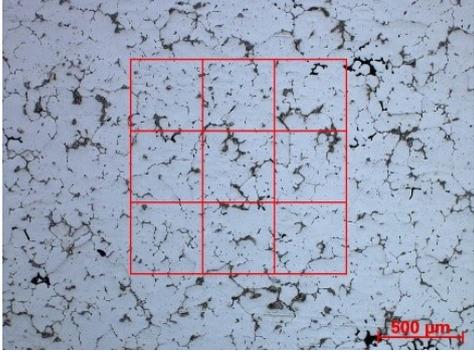


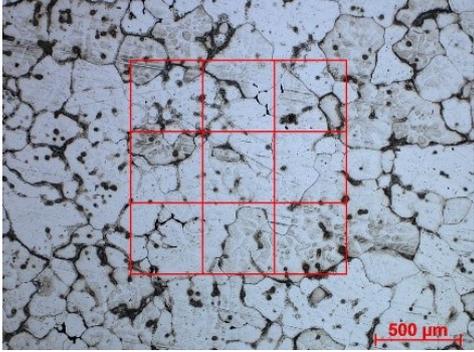
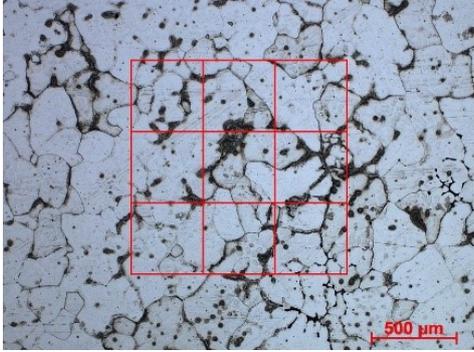
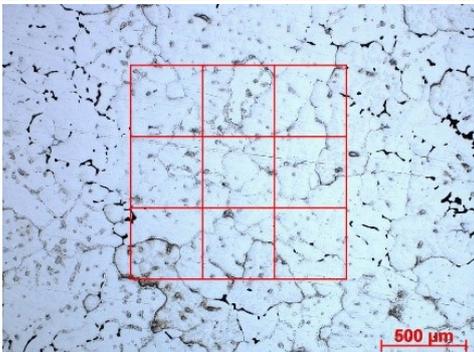
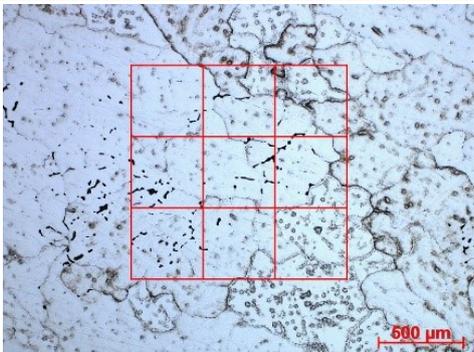
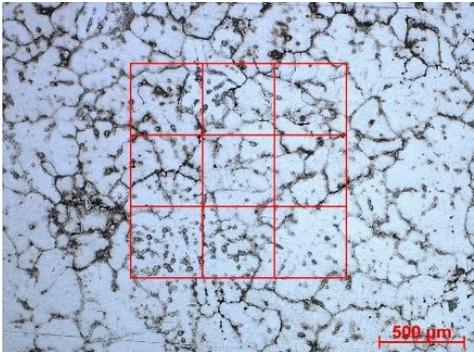
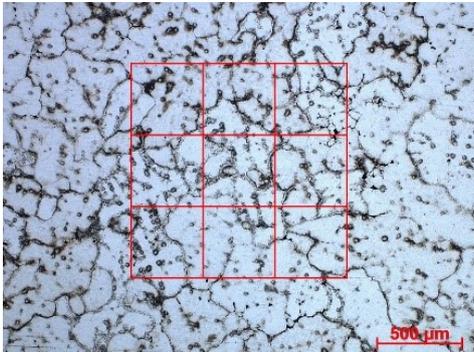
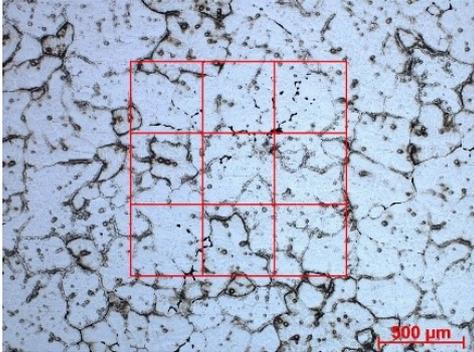
Abbildung 42: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 10 ($\text{AlZn}_{5,9}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,2}$) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

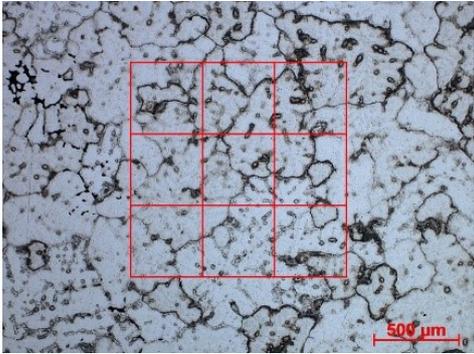
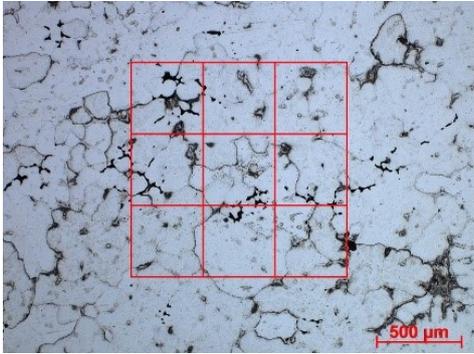
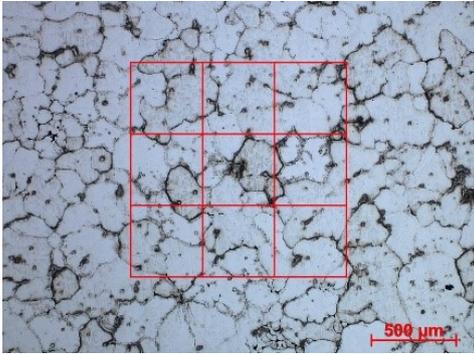
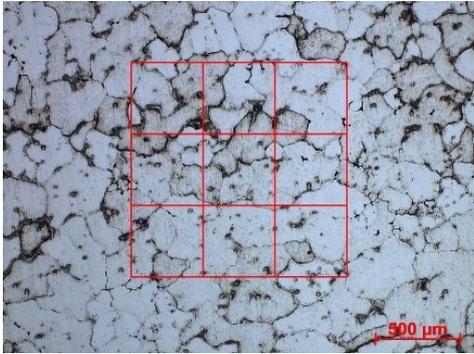
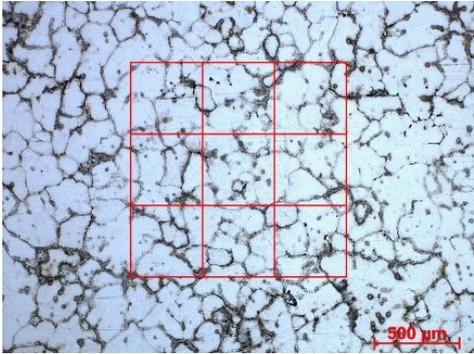
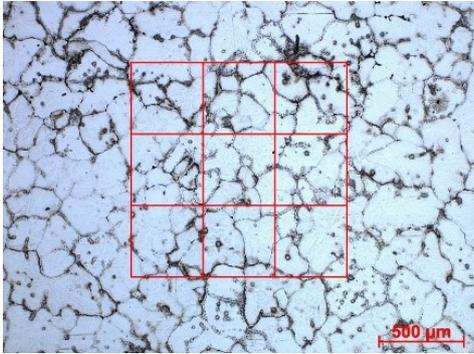
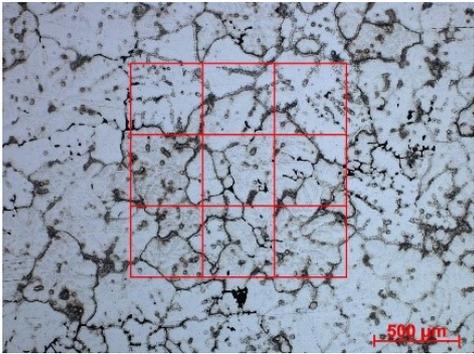
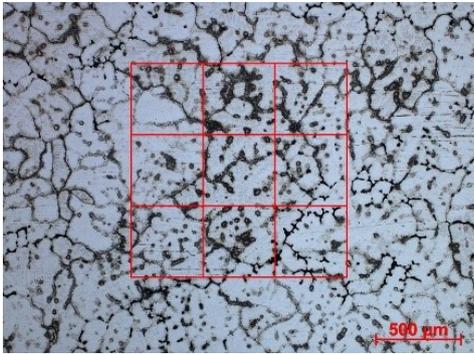
4.3 Gefügeuntersuchung

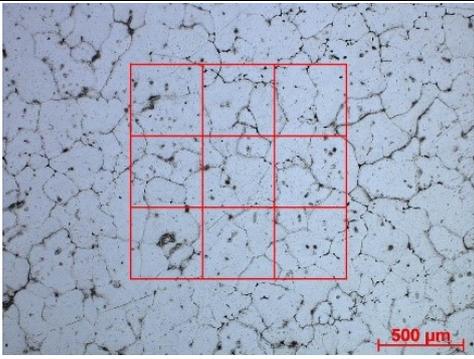
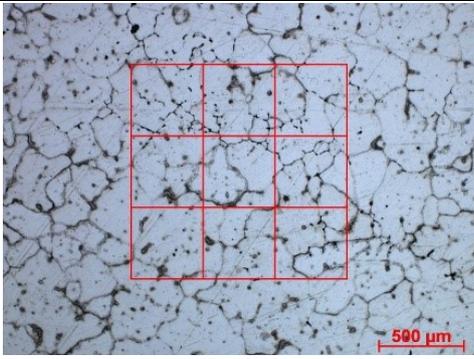
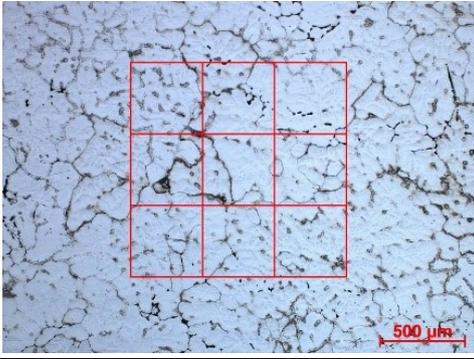
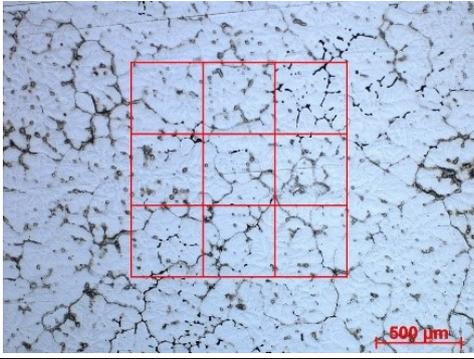
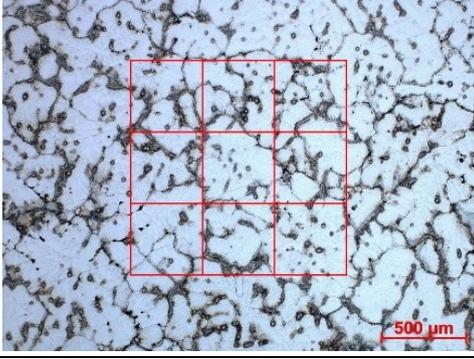
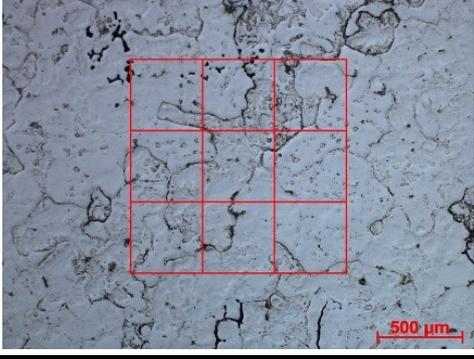
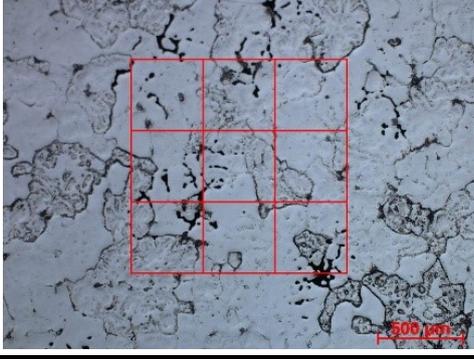
In Tabelle 11 sind jeweils zwei Schliffbilder der 18 Legierungen basierend auf den Beizscheiben im Zustand F dargestellt. Zwischen den Dendriten lassen sich Lunker mit Tiefen bis zu 30 μm feststellen. Weiters erfolgt die Angabe der Korngrößen, die mittels Linienschnittverfahren ermittelt werden. Die Mittelwerte schwanken von 164 μm bis 464 μm . Es lässt sich allerdings kein Trend in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung finden.

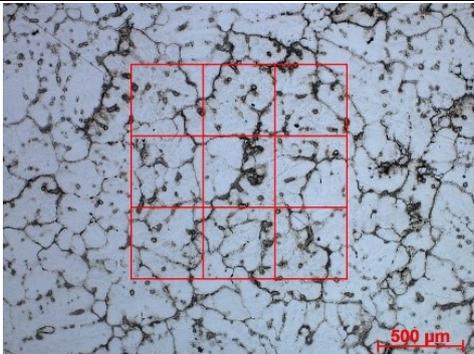
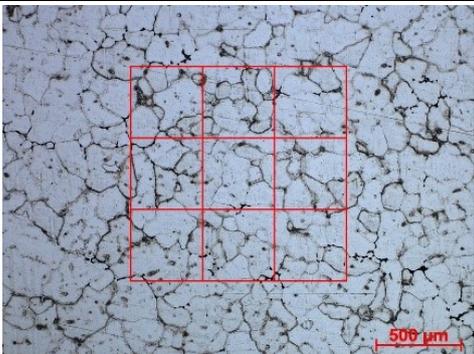
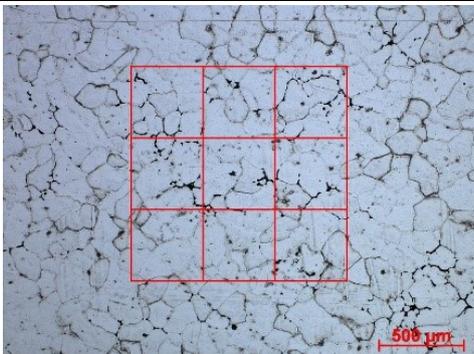
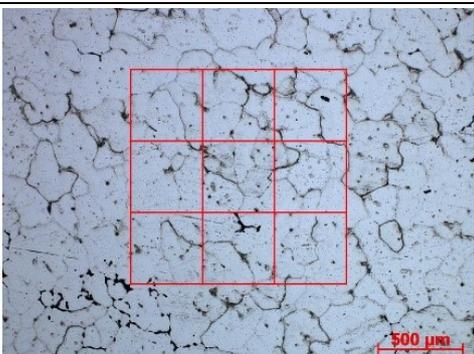
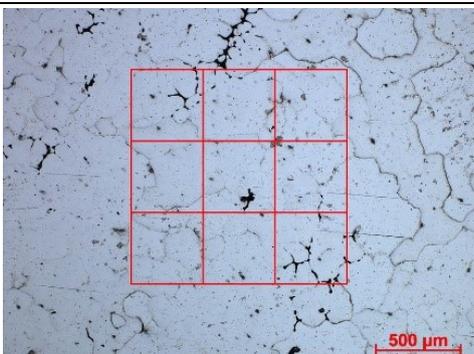
Tabelle 11: Korngrößen nach Bestimmung mittels Linienschnittverfahren nach DIN EN ISO 2624 bzw. ASTM E112

Nr.	Beizscheiben		Mittlere Korngröße [μm]
	Aufnahme 1	Aufnahme 2	
1			$x_1 = 208$ $x_2 = 182$ $\bar{x} = 195$
2			$x_1 = 244$ $x_2 = 267$ $\bar{x} = 255$
3			$x_1 = 194$ $x_2 = 202$ $\bar{x} = 198$

Nr.	Beizscheiben		Mittlere Korngröße [µm]
	Aufnahme 1	Aufnahme 2	
4			$x_1 = 233$ $x_2 = 222$ $\bar{x} = 227$
5			$x_1 = 392$ $x_2 = 417$ $\bar{x} = 404$
6			$x_1 = 278$ $x_2 = 250$ $\bar{x} = 264$
7			$x_1 = 333$ $x_2 = 220$ $\bar{x} = 277$

Nr.	Beizscheiben		Mittlere Korngröße [μm]
	Aufnahme 1	Aufnahme 2	
8			$x_1 = 558$ $x_2 = 339$ $\bar{x} = 464$
9			$x_1 = 225$ $x_2 = 204$ $\bar{x} = 214$
10			$x_1 = 213$ $x_2 = 200$ $\bar{x} = 206$
11			$x_1 = 253$ $x_2 = 351$ $\bar{x} = 302$

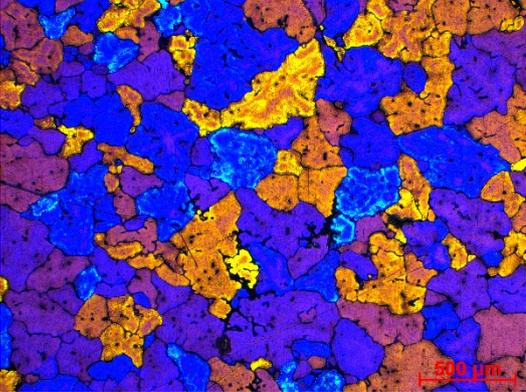
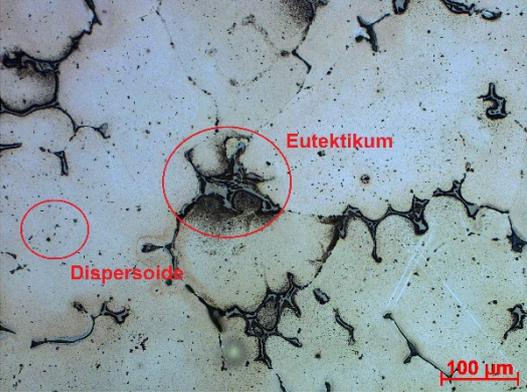
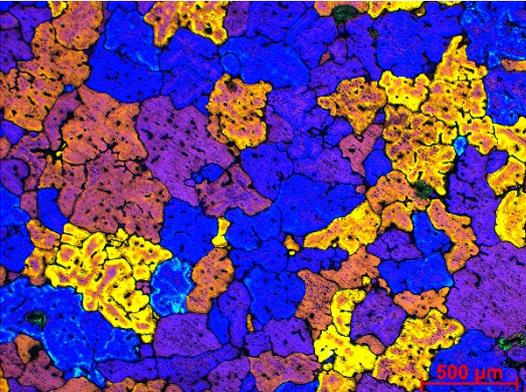
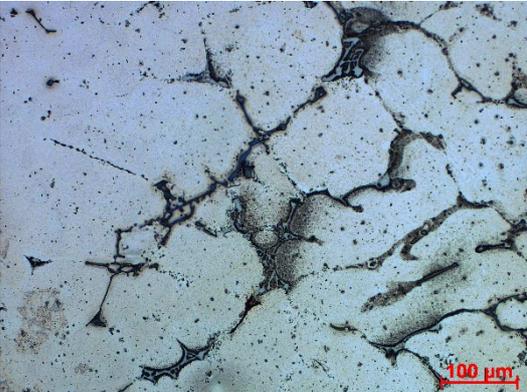
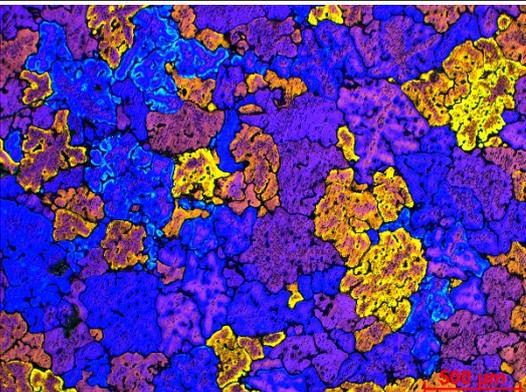
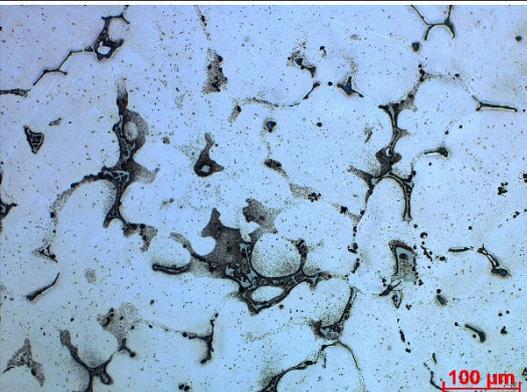
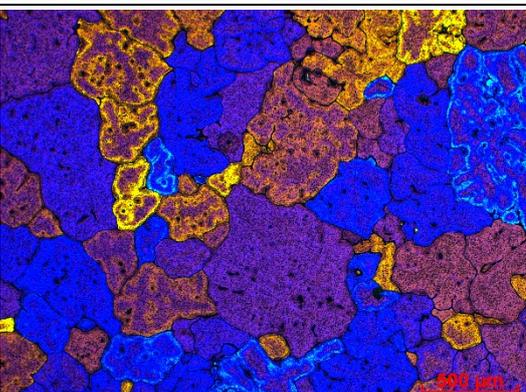
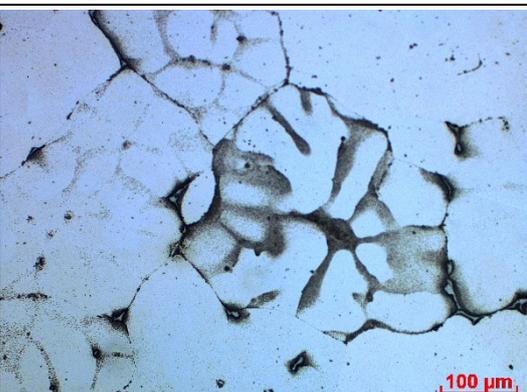
Nr.	Beizscheiben		Mittlere Korngröße [μm]
	Aufnahme 1	Aufnahme 2	
12			$x_1 = 313$ $x_2 = 267$ $\bar{x} = 290$
13			$x_1 = 426$ $x_2 = 290$ $\bar{x} = 358$
14			$x_1 = 339$ $x_2 = 263$ $\bar{x} = 301$
15			$x_1 = 488$ $x_2 = 323$ $\bar{x} = 405$

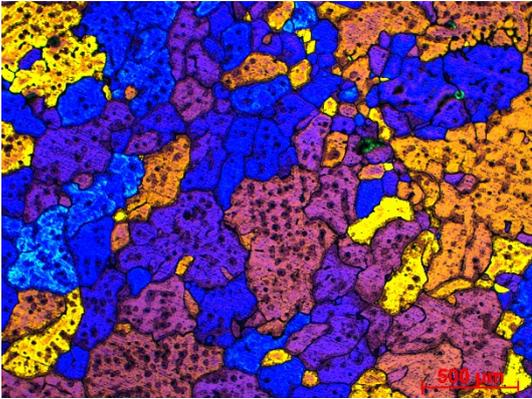
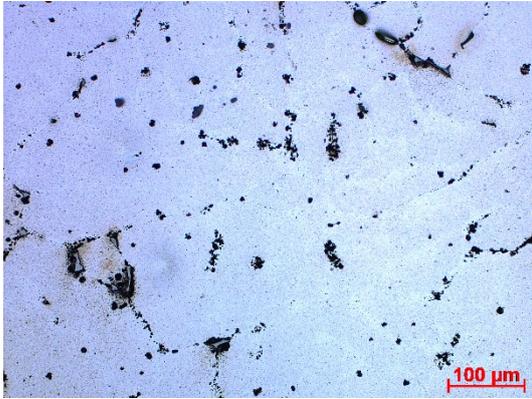
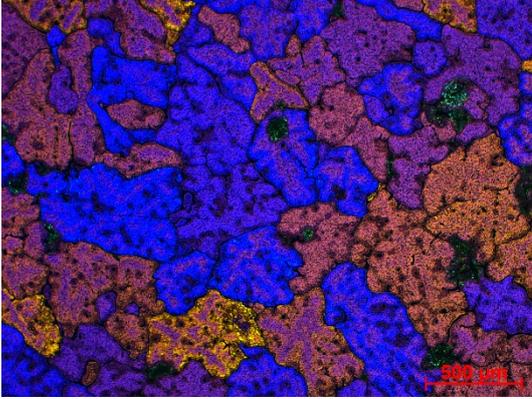
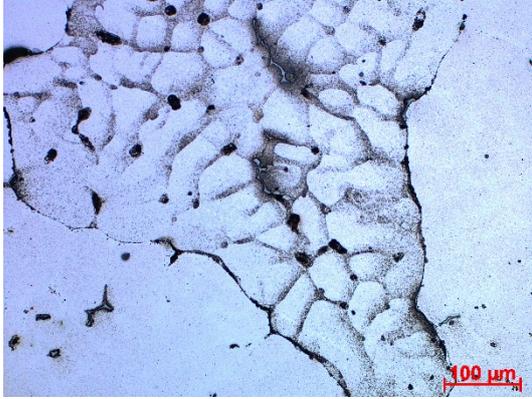
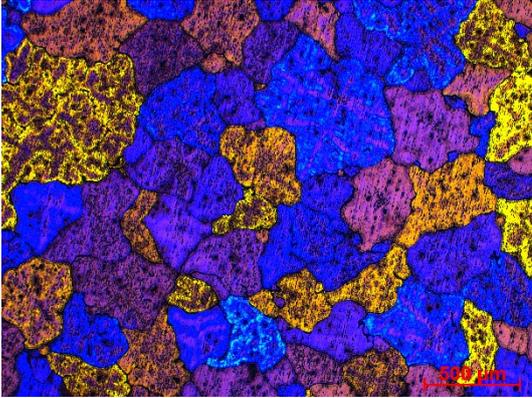
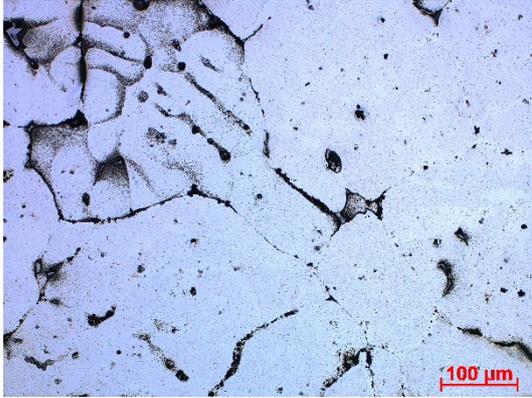
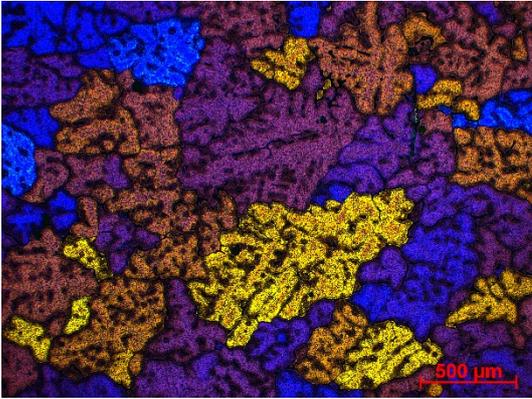
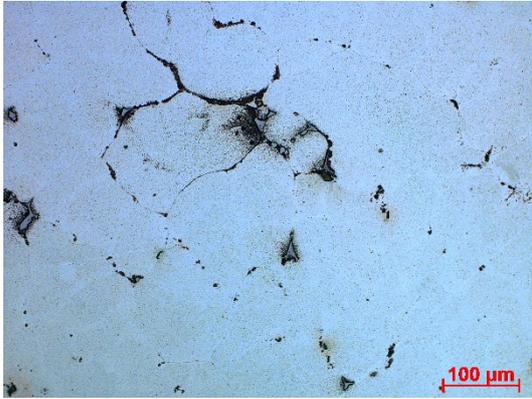
Nr.	Beizscheiben		Mittlere Korngröße [µm]
	Aufnahme 1	Aufnahme 2	
16			$x_1 = 308$ $x_2 = 294$ $\bar{x} = 301$
17			$x_1 = 183$ $x_2 = 146$ $\bar{x} = 165$
18			$x_1 = 317$ $x_2 = 333$ $\bar{x} = 325$

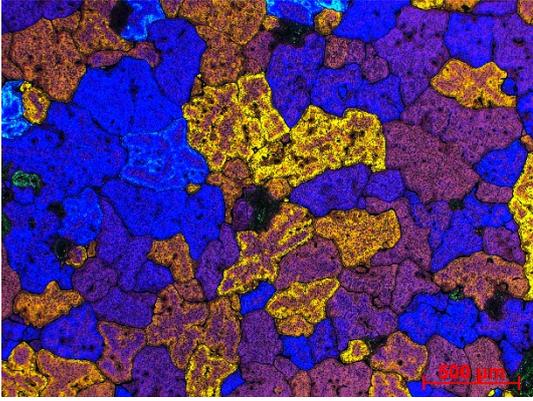
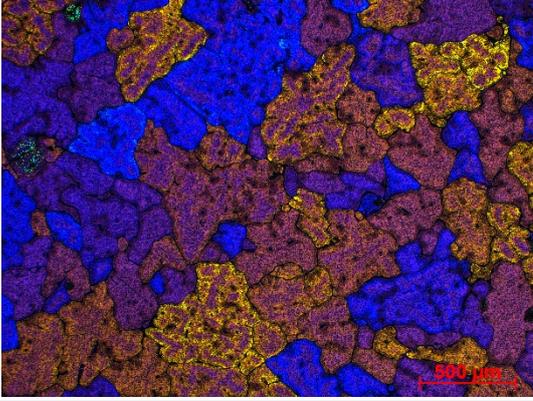
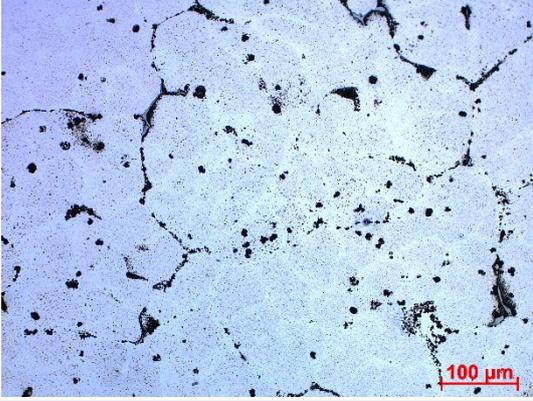
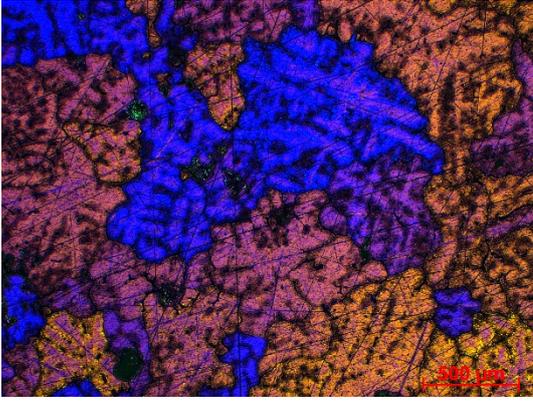
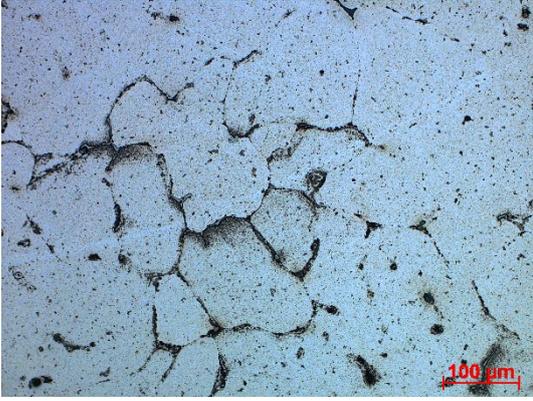
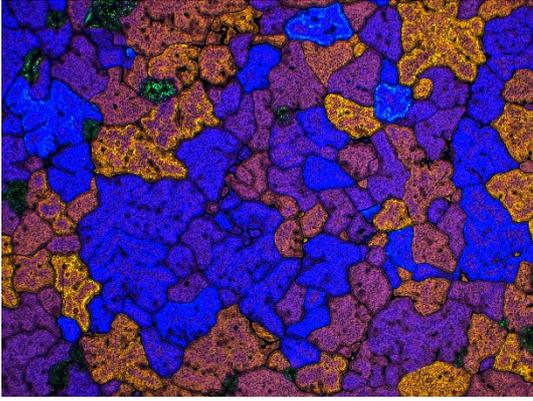
Die Schliiffbilder der Versuchslegierungen in Tabelle 12 zeigen Dendriten unterschiedlicher Größe. Die Mikrostrukturen nach mechanischer Präparation und elektrochemischer Barker-Ätzung lassen sich unter polarisiertem Licht betrachten. Die Farben spiegeln die unterschiedlichen Orientierungen der Körner wider. Da die Dendriten keine eindeutige Wachstumsrichtung aufweisen, ist darauf zu schließen, dass die Erstarrung an endogenen Keimen beginnt. Das heißt auch, dass die Randbereiche mit unregelmäßigem Wachstum vollständig abgetrennt worden sind.

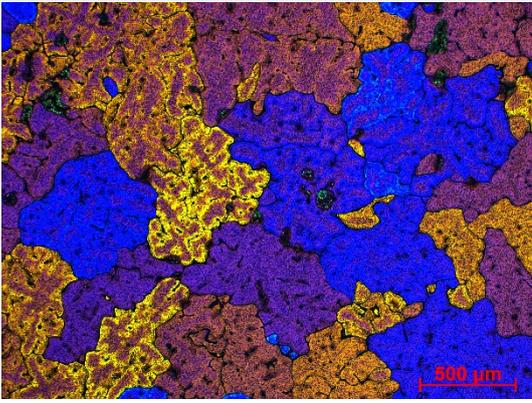
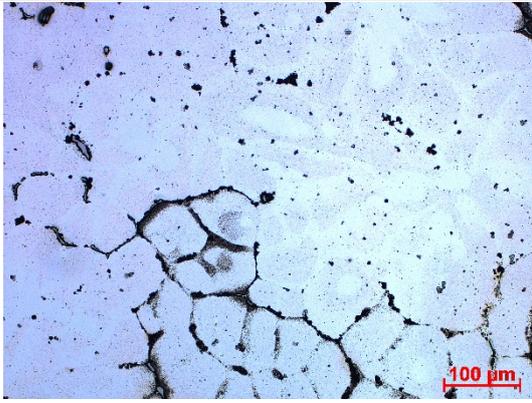
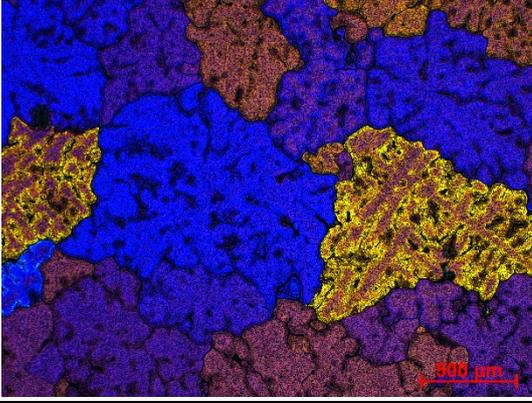
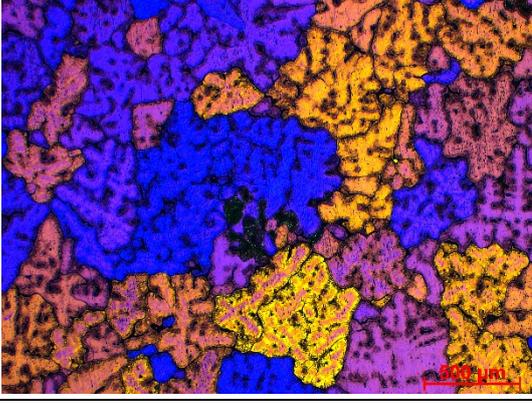
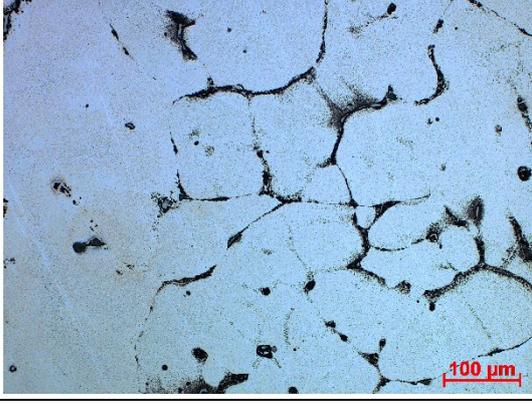
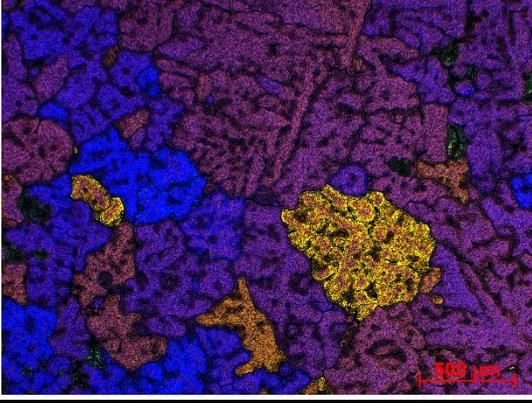
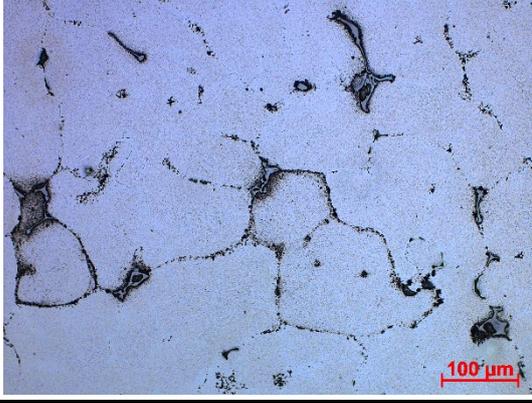
Die elektrolytisch polierten Gefüge im homogenisierten Zustand (O3-2) visualisieren hauptsächlich die interdendritischen Bereiche. Neben den Eutektika an den Korngrenzen sind auch feinverteilte Dispersoide zu sehen (vergleiche Nr. 1 in Tabelle 12). Es ist nicht davon auszugehen, dass die Gefüge lunkerfrei sind.

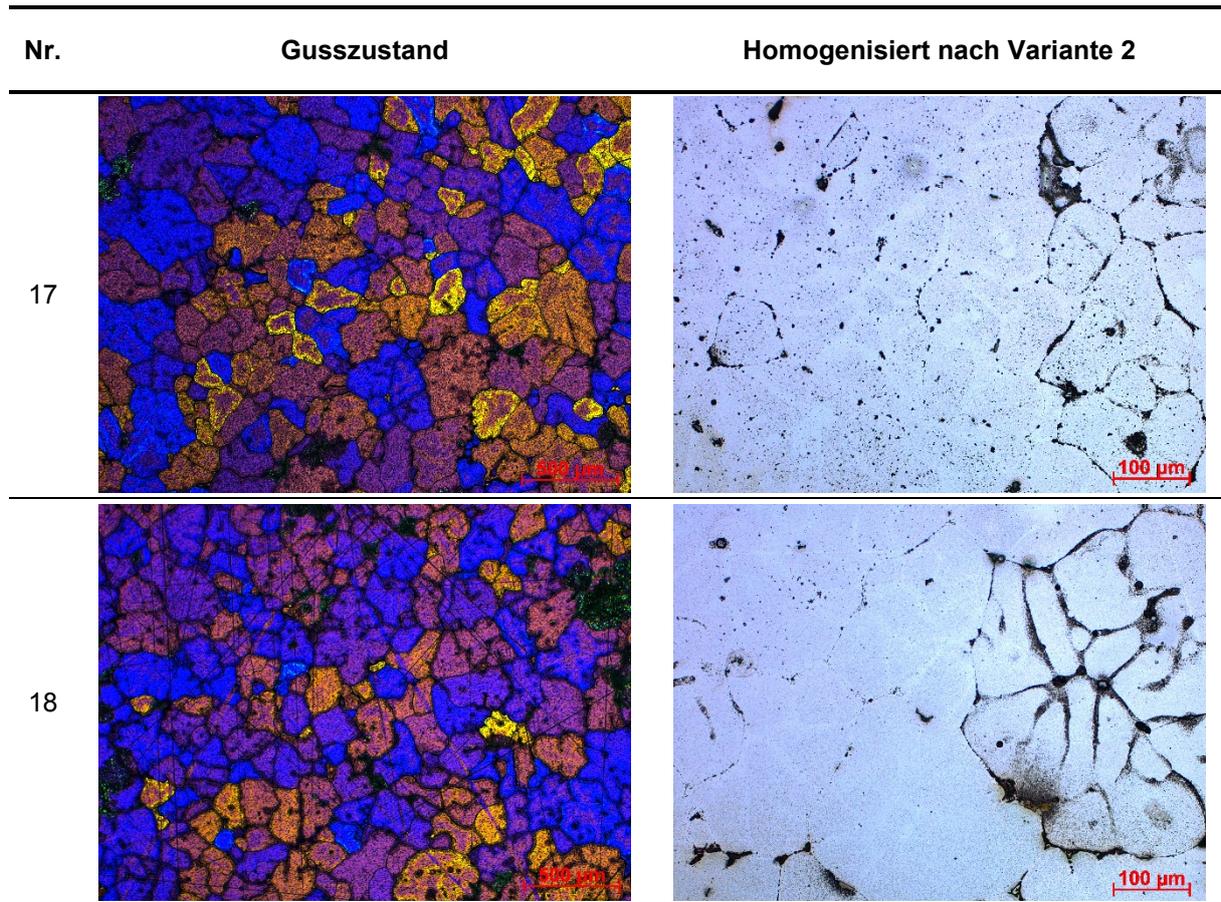
Tabelle 12: Gefüge der Versuchslegierungen; Links: Gusszustand nach Barker-Ätzung und LIM- Aufnahme mit polarisiertem Licht; Rechts: Mikrostruktur nach Homogenisierungsbehandlung sowie elektrolytischer Politur bei stärkerer Vergrößerung im Auflichtmikroskop

Nr.	Gusszustand	Homogenisiert nach Variante 2
1		
2		
3		
4		

Nr.	Gusszustand	Homogenisiert nach Variante 2
5		
6		
7		
8		

Nr.	Gusszustand	Homogenisiert nach Variante 2
9		
10		
11		
12		

Nr.	Gusszustand	Homogenisiert nach Variante 2
13		
14		
15		
16		



4.4 Umformgrade

Tabelle 13 enthält neben der Ausgangshöhe der Stauchproben (h_0) die Endwerte nach der Umformung (h_1). Es werden jeweils drei Längsproben entsprechend Abschnitt 1, 2 und 3 (vergleiche Abbildung 43) zur Stauchung herangezogen. Bei der Warmstauchung nach Durchwärmen auf 410 °C ergibt sich ein negativer, mittlerer Umformgrad von $0,76 \pm 0,04$ (siehe Tabelle 13). Legierung Nr. 4 zeigt geringere Werte für φ , da diese Proben für die Einstellung der Stauchparameter herangezogen wird.

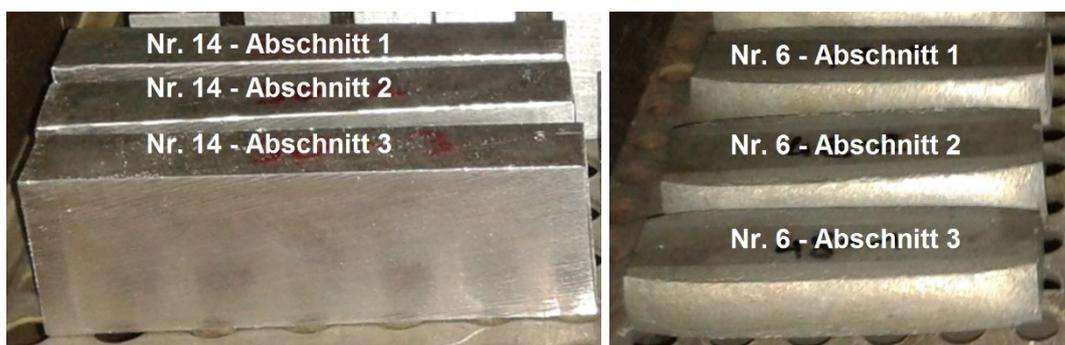


Abbildung 43: Probengeometrie der drei Abschnitte vor (links) und nach (rechts) dem Warmstauchen

Am polierten Querschnitt kann mit freiem Auge das Schmiedekreuz betrachtet werden. Es ist also davon auszugehen, dass das Überführen des Gefüges in den Knetzustand erfolgreich ist. Allerdings zeigen sich bei genauer Begutachtung der Mikrostruktur im Bereich der Stempel auch nach der Umformung Dendriten, welche darauf schließen lassen, dass die Verformung zu gering ist. Dies ist auf die fehlende Vorwärmung der Umformwerkzeuge und die damit verbundene, rasche Abkühlung zurückzuführen. Es ist mit schlechteren Festigkeitseigenschaften der dendritischen Bereiche zu rechnen. Daher erweist es sich als vorteilhaft, dass die gestauchten Probenkörper nach der Umformung wiederrum entlang der Längsachse geteilt werden, um daraus jeweils zwei Zugproben zu fertigen. Es gibt jedoch keine Garantie, dass alle Bereiche mit noch erhaltener Gussstruktur abgedreht werden.

Tabelle 13: Logarithmische Umformgrade der Legierungen 1-18 (negatives Vorzeichen aufgrund der Stauchung)

Nr.	h_0 [mm]	h_1 [mm] Abschnitt			ϕ [-] Abschnitt		
		1	2	3	1	2	3
1	40	18,39	18,47	18,42	-0,78	-0,77	-0,78
2	40	18,47	18,36	18,77	-0,77	-0,78	-0,76
3	40	18,26	18,25	18,22	-0,78	-0,78	-0,79
4	40	20,00	20,92	24,09	-0,69	-0,65	-0,51
5	40	18,42	18,40	18,71	-0,78	-0,78	-0,76
6	40	18,43	18,40	18,24	-0,77	-0,78	-0,79
7	40	18,69	19,04	19,22	-0,76	-0,74	-0,73
8	40	18,28	18,39	18,36	-0,78	-0,78	-0,78
9	40	18,52	18,52	18,65	-0,77	-0,77	-0,76
10	40	18,23	18,52	18,61	-0,79	-0,77	-0,77
11	40	18,39	18,50	18,49	-0,78	-0,77	-0,77
12	40	18,88	19,19	18,34	-0,75	-0,73	-0,78
13	40	18,34	18,44	18,57	-0,78	-0,77	-0,77
14	40	18,40	18,47	18,36	-0,78	-0,77	-0,78
15	40	18,19	18,57	18,52	-0,79	-0,77	-0,77
16	40	18,75	18,64	18,73	-0,76	-0,76	-0,76
17	40	18,28	18,72	18,51	-0,78	-0,76	-0,77
18	40	18,10	18,42	18,37	-0,79	-0,78	-0,78

4.5 Härteprüfung

In Tabelle 14 sind die Härtewerte der Versuchslegierungen nach Herstellung des Zustandes T6 zusammengefasst. Der Wärmebehandlung geht eine Verformung (vergleiche

Umformgrade in Abschnitt 4.4) voraus. Es werden stets drei Messpunkte gesetzt und dann der Mittelwert berechnet.

Tabelle 14: Härtewerte nach Lösungsglühen (470 °C), Abschrecken in Wasser (RT) und 24 h Warmauslagerung bei 125 °C (Zustand T6, Standardauslagerung)

Nr.	Härte [HBW 2,5/62,5]				Nr.	Härte [HBW 2,5/62,5]			
	x ₁	x ₂	x ₃	\bar{x}		x ₁	x ₂	x ₃	\bar{x}
1	142	144	142	143	10	177	165	171	171
2	145	151	144	147	11	172	182	172	175
3	139	153	150	147	12	164	161	168	164
4	137	144	148	143	13	166	169	168	168
5	156	163	164	161	14	163	162	168	164
6	172	176	161	170	15	178	177	179	178
7	163	164	161	163	16	175	179	181	178
8	175	173	172	173	17	165	165	168	166
9	150	152	160	154	18	168	176	171	172

Tabelle 15 enthält die maximalen Härtewerte (gemittelt aus drei Messungen) und die nötige Warmauslagerungsdauer bei 125 °C, um an den Peak zu kommen. Legierung 1 mit einem Zn-Anteil von 5,0 %, der unterhalb des Normbereiches liegt, zeigt nach dem Erreichen eines Plateaus bei 144 HBW und 20 h Auslagerung nach 28 h einen erneuten Anstieg (siehe Abbildung 85 in Anhang E). Bei Nr. 4 (Abbildung 88) nimmt die Härte zwischen 20 h und 28 h noch geringfügig zu. Allerdings ist auch schon nach 20 h von einer vollständigen Aushärtung auszugehen. Auch diese Legierung liegt aufgrund ihres zu geringen Mg-Gehalts außerhalb der Norm. In Abbildung 90 zeigt Legierung 6 zwischen 4 h und 8 h einen sprunghaften Anstieg der Härte und verbleibt dann bei einem Wert knapp unterhalb des Maximums.

Der auftretende Härterückgang bei Überalterung in diesem Zeitfenster liegt im Bereich der Standardabweichung und ist daher nicht als kritisch zu sehen.

Tabelle 15: Peak-Härten samt notwendiger Warmauslagerungsdauer (WA-Dauer)

Nr.	Peak-Härte [HBW 2,5/62,5]	WA-Dauer [h]	Nr.	Peak-Härte [HBW 2,5/62,5]	WA-Dauer [h]	Nr.	Peak-Härte [HBW 2,5/62,5]	WA-Dauer [h]
1	151	28	7	164	20	13	169	20
2	154	20	8	173	24	14	178	20
3	149	20	9	164	20	15	178	24
4	145	28	10	171	20	16	179	20
5	168	20	11	183	20	17	176	20
6	173	8	12	170	20	18	174	20

Es zeigt sich ein Trend von zunehmender Härte bei Erhöhung des Summenanteils der Hauptlegierungselemente (Zn+Mg+Cu). Abbildung 44 stellt dieses Verhalten dar. Es lässt sich auch eine lineare Fitkurve mit Bestimmtheitsmaß R^2 darstellen.

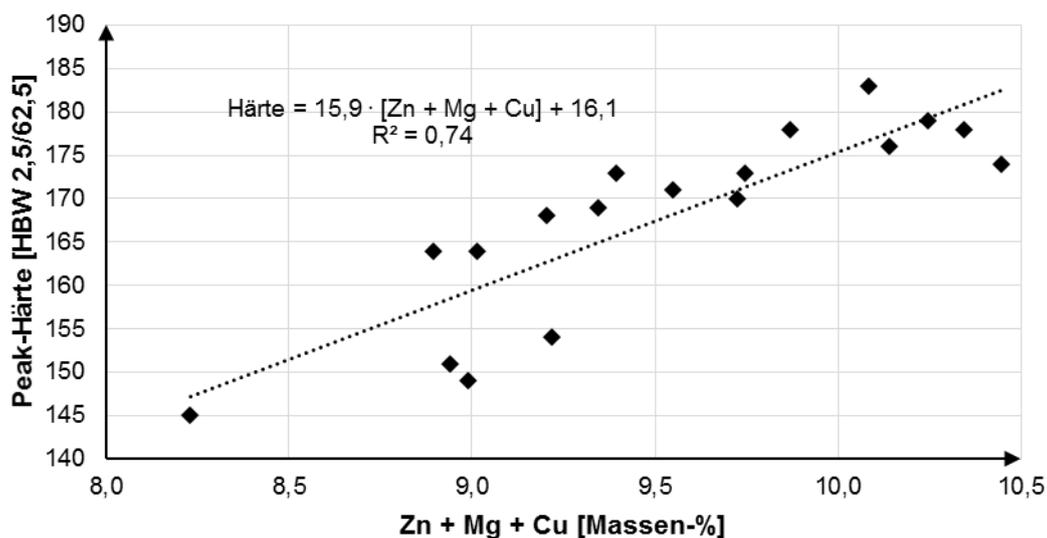


Abbildung 44: Härteanstieg in Abhängigkeit von den Legierungsgehalten inklusive linearem Trend

Abbildung 45 zeigt beispielsweise die Verfestigung der Legierung 10 (AlZn5,9Mg2,5Cu1,2) bei Kalt- und Warmauslagerung nach Lösungsglühen und Abschrecken in Wasser. Die restlichen Aushärtekurven sind dem Anhang E zu entnehmen. Die Härtezunahme bei RT liegt im Bereich von rund 30 HBW und jene bei 125 °C erreicht eine Steigerung um circa 50 HBW. Bei alleiniger Kaltaushärtung können nicht die maximalen Härten erreicht werden.

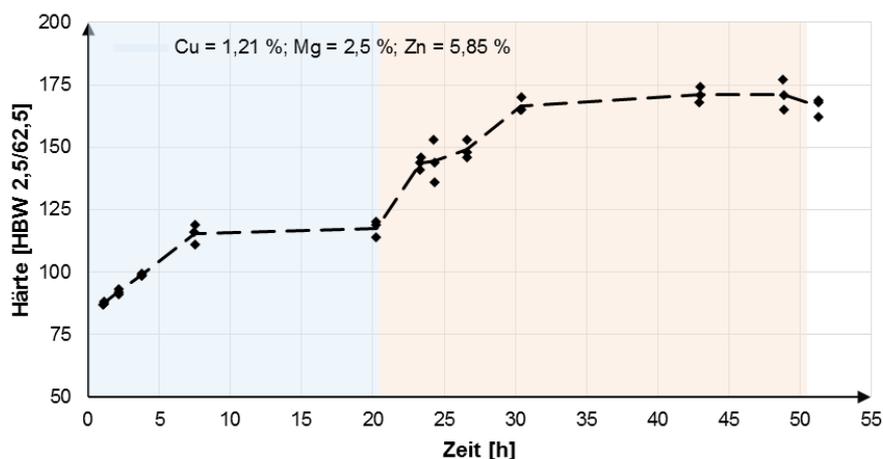


Abbildung 45: Härteverlauf der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

4.6 Zugprüfung

In Tabelle 16 sind die Mittelwerte der mechanischen Kennwerte Dehngrenze, Zugfestigkeit, plastische Dehnung und Gesamtdehnung aus je drei Messungen zusammengefasst. Nr. 1 zeigt keine $R_{p0,2}$ - und R_m -Werte, da schon vor deren Erreichen der Bruch erfolgt.

Tabelle 16: Mechanische Kennwerte der Versuchslegierungen im lösungsgeglühten (470 °C), abgeschreckten (Wasser bei RT) und warmausgelagerten (125 °C für 24 h) Zustand T6 (Mittelwert aus je drei Messungen)

Nr.	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Nr.	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]
1	-	-	0,1	0,1	10	498,7	540,8	3,2	3,3
2	-	386,1	0,2	0,4	11	505,5	507,6	0,2	0,3
3	423,3	425,0	0,2	0,2	12	486,3	498,9	0,5	0,6
4	422,8	454,1	2,3	2,3	13	485,6	528,2	3,6	3,7
5	476,6	512,3	2,2	2,3	14	507,2	530,9	1,1	1,2
6	489,3	511,0	1,1	1,1	15	512,9	518,9	0,3	0,5
7	466,4	517,0	4,0	4,0	16	520,6	537,4	0,7	0,8
8	499,0	499,9	0,3	0,3	17	512,0	563,3	5,1	5,2
9	461,6	504,4	3,5	3,6	18	502,0	521,2	0,7	0,7

Die in der Literatur [2, 6, 23, 38] erwähnten Bruchdehnungen von 5-15 % können nicht erreicht werden, die Dehngrenzen entsprechen allerdings den erwarteten Werten. Die Zugfestigkeit ist anhand der durchgeführten Prüfungen nicht eindeutig zu ermitteln, da der Bruch ohne Einschnürung erfolgt.

In Abbildung 46 ist exemplarisch das Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 10 dargestellt. Alle weiteren Graphen sind in Anhang F zusammengefasst.

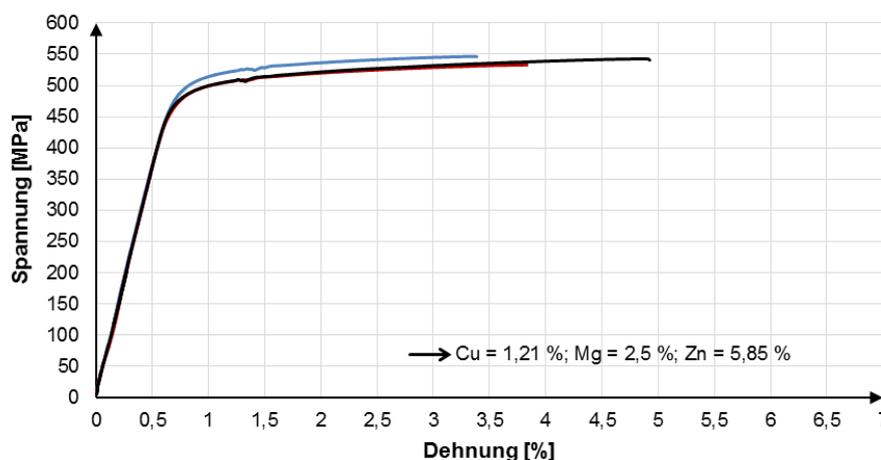


Abbildung 46: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

Bei Darstellung von $R_{p0,2}$ über dem Summengehalt der Hauptlegierungselemente (siehe Abbildung 47) zeigt sich ein linearer Zusammenhang.

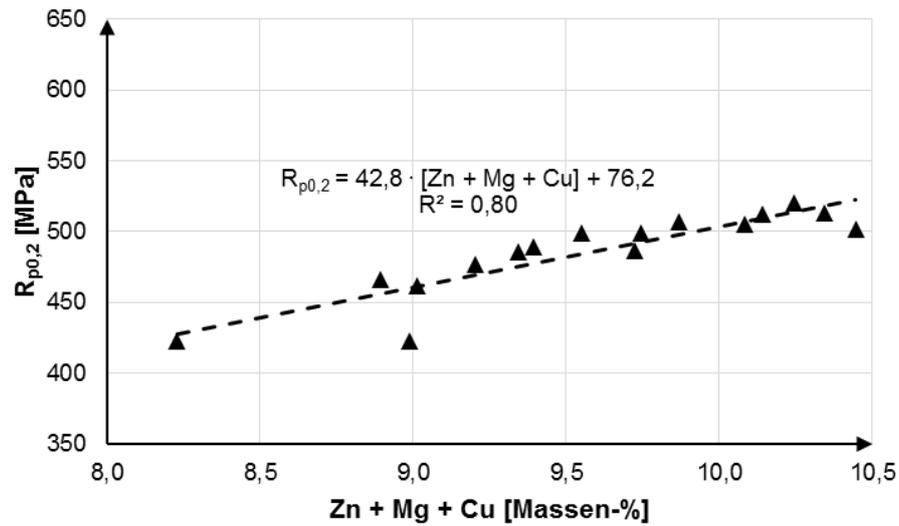


Abbildung 47: Dehngrenze in Abhängigkeit vom Zn-Anteil der Legierungen 1-18 im Zustand T6

5 Diskussion

Die höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen der 7xxx-Reihe kommen in verschiedenen Bereichen des Automobil- und Flugzeugbaus zum Einsatz. Ein enormes Eigenschaftsspektrum eröffnen die große Bandbreite an möglichen Wärmebehandlungen sowie die vielfältigen Kombinationen der Legierungselemente.

Für die Versuche erfolgte die Herstellung von Legierungen, deren Elementgehalte im Normbereich einer EN AW-7075 laut DIN EN 573-3 liegen. Um das Potenzial einer Bereichserweiterung abschätzen zu können, werden Werkstoffe mit höherem Zinkanteil erschmolzen. Die chemische Zusammensetzung in den gewünschten Abstufungen der Hauptlegierungselemente ließ sich aufgrund von unkontrolliertem Abbrand nicht exakt einstellen. Die Analyse der Schmelzen mittels Funkenspektrometer zeigte, dass die Si- und Fe-Konzentrationen in den Vorlegierungen und im Reinaluminium bereits in ausreichendem Maße vorhanden sind. Demnach kam es durch Zulegieren von Silizium zu den Schmelzen der Legierungen 1-3 zu erhöhten Werten. Es fand eine Vortrocknung der Einsatzstoffe statt, um den Gehalt an anhaftender Organik aus den Trenn- und Schmiermitteln zu senken und einen Wassereintrag in die Schmelze zu verhindern.

Mit Ausnahme der Legierung 4, die aufgrund von massiven Abbrandverlusten zu wenig Magnesium enthält, liegen die Zn/Mg-Verhältnisse im Intervall von 2-3. Um den Oxidationsverlust von Mg zu verringern, fand das Legieren mit einer neuen Methode statt. Die Schmelze wurde dazu zuerst auf höhere Temperaturen von rund 830 °C gebracht. Nach dem Chargieren des vorgetrockneten Magnesiums in Blockform verblieb der Induktionsofen im Ruhemodus. Der Tiegel musste mit einer Feuerfestmatte abgedeckt sein, um erhöhte Wärmeabstrahlung zu vermeiden. Während einer Dauer von 30 min wurde die Temperatur ständig kontrolliert, um ein Einfrieren der Schmelze zu verhindern. Zusätzlich erfolgte von Zeit zu Zeit das Rühren von Hand. Nach dieser Dauer ließ sich die Induktion erneut einschalten und die Legierung auf Gießtemperatur bringen. Das Magnesium löste sich im flüssigen Metallbad und wurde trotz seiner niedrigeren Dichte nicht mehr bevorzugt an die Oberfläche zur Oxidation getragen.

Es fehlte die Möglichkeit einer Spülgasbehandlung. Demnach ist anzunehmen, dass der Wasserstoffgehalt der Schmelze über dem Limit von 0,1 cm³/100 g [2] für aushärtbare Werkstoffe lag. Dieser wurde allerdings nicht gemessen. Die resultierende Lunckerneigung und Versprödung wirkt sich auf die Mikrostruktur und in weiterer Folge auf die erreichbare Dehnung im Zugversuch aus. Im Werkstoffzustand T6 liegen die erwarteten Bruchdehnungen bei 10 %, welche jedoch nicht erreicht wurden. Die maximale Bruchdehnung (A) einer einzelnen Rundprobe lag bei 6,3 %. Diese trat nicht, wie gemäß Abbildung 9 erwartet, bei geringem Zinkgehalt, sondern vielmehr sogar bei 6,65 % Zn auf. Der Einfluss von Mangan auf die

Duktilität (vergleiche Abbildung 10) kann außer Acht gelassen werden, da der Gehalt bei den Legierungen 4-18 konstant bei 0,1 % liegt. Die Auswertung zeigte zwar, dass die Dehnung maximal wurde, wenn das sich Zn/Mg-Verhältnis den größten (entsprechend $Zn/Mg = 3$) sowie der Gehalt an Mg+Cu minimalen Werten ($\approx 3,3\%$) annäherten. Aufgrund der durchgehend zu niedrigen Dehnungen ist hier jedoch nicht von einer allgemeinen Gültigkeit auszugehen.

Ein zusätzlicher, dehnungsmindernder Faktor war die unzureichende Überführung in den Knetzustand. Wenngleich eine Erwärmung der Proben auf $410\text{ }^\circ\text{C}$ und eine rasche Stauchung nach Ofenentnahme erfolgte, beeinflusste die fehlende Temperierung der Umformwerkzeuge das Gefüge negativ. An den Stempelstellen oben und unten längs der Proben zeigte sich dendritisches Gefüge. Zwar wurden die Stauchproben im Anschluss erneut längs geteilt, um daraus je zwei Rundstäbe drehen zu können. Dennoch ist nicht auszuschließen, dass die Rissbildung entlang einer solchen Korngrenze begann.

Die Charakterisierung der Mikrostruktur fand mit einem Auflichtmikroskop der Firma Zeiss statt. Im Gussgefüge ließen sich Lunker beobachten. Die Korngrößenbestimmung an den aus den Gussblöcken gefertigten Beizscheiben der Maße $40 \times 80\text{ mm}$ erfolgte mit dem Linienschnittverfahren. Die mittlere Größe der Körner schwankte zwischen $165\text{ }\mu\text{m}$ und $464\text{ }\mu\text{m}$. Es ließ sich kein direkter Zusammenhang mit dem Gehalt an Legierungselementen feststellen. Selbst innerhalb einer Beizscheibe kam es zu Unterschieden von bis zu $249\text{ }\mu\text{m}$. Vielmehr ist zu vermuten, dass die Gieß- und Abkühlbedingungen hier entscheidend waren. Sowohl die Gießtemperatur, die Vorwärmung von Gussform und Filter als auch die Geschwindigkeit des Abgusses beeinflussen die Erstarrung und somit die Korngröße. In den interdendritischen Räumen der homogenisierten Proben sind Dispersoide sowie Eutektika zu erkennen. Die Untersuchung dieser Bereiche mit dem Rasterelektronenmikroskop, um mit Sicherheit die Art der Phasen zu erfahren, erfolgte im Rahmen dieser Masterarbeit nicht.

Gemäß der mit FactSage™ 6.4 erstellten Zustandsdiagramme würde sich beim Abkühlen der Schmelze zuerst Al_3Ti ausscheiden. Darauf lässt sich die kornfeinende Wirkung des Titans begründen, da die Ausscheidungen als Keime für α -Mischkristalle dienen. Dies spricht wiederum für einen großen Anteil an endogener Erstarrung. Bei fortgesetzter Abkühlung scheiden sich im Gleichgewicht die Phasen Mg_2Si (β), Al_2CuMg (S) sowie MgZn_2 (η) und viele mehr aus. Die Solidustemperaturen, bei denen die ersten flüssigen Anteile auftreten, liegen bei $490\text{ }^\circ\text{C}$ bis $521\text{ }^\circ\text{C}$ im Bereich von $5,0\text{-}6,7\%$ Zn. Ein leicht fallender Trend ist bei steigendem Zinkgehalt zu beobachten. Dies entspricht auch dem gut bekannten Verhalten von eutektischen Binärlegierungen.

Untersuchungen der Schmelzpunkte fern vom thermodynamischen Gleichgewicht erfolgten mittels DSC. Dabei ließ sich die notwendige Wärmemenge für den Ausgleich der Temperaturen einer Referenz mit dem Probenmaterial aufzeichnen. Die konstante Erwärmung mit $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ lieferte endotherme Peaks beim Schmelzen der Legierung als auch der

niedrigschmelzenden Phasen. Im Gusszustand ergaben sich Temperaturen von 527-560 °C für die hergestellten Werkstoffe. Die Anschmelzausschläge lagen bei 478 °C. Laut [9] entsteht bei langsamer Abkühlung mit 0,67 °C/min die T-Phase ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) bei 480 °C. Letztere Information wurde für die zweistufige Homogenisierungsbehandlung herangezogen, um ein partielles Aufschmelzen und Folgeschäden wie mikroskopische Risse zu vermeiden. Die erste Stufe lag demnach unter der ermittelten Temperatur. Die dynamische Differenzkalorimetrie der Proben im ersten homogenisierten Zustand lieferte Schmelzpeaks im Bereich von 533-568 °C. Die Temperaturen der Anschmelzungen verschoben sich in den meisten Fällen auf rund 490 °C. Dies spricht für das Auftreten einer weiteren, niedrigschmelzenden Phase. In der Literatur [9] wird hier auf die S-Phase (Al_2CuMg) verwiesen. Ziel der Homogenisierung ist das Auftreten solcher Phasen zu vermeiden. Daher wurde eine erneute Homogenisierungsbehandlung bei leicht erhöhten Temperaturen durchgeführt. Die verbesserte Diffusion führte zum gewünschten Ergebnis, dem Auflösen der Phasen und dem Verhindern von Anschmelzungen.

Die Schmelzpunkte der Legierungen wurden den Solidustemperaturen laut FactSage™ 6.4 gegenüber gestellt. Es ergaben sich lineare Zusammenhänge ($T_{m,F} = 1,04 \cdot T_{m,FS} + 17,69$, $T_{m,O3} = 1,04 \cdot T_{m,FS} + 23,03$ sowie $T_{m,O3-2} = 1,18 \cdot T_{m,FS} - 38,53$). Diese lassen sich zur Abschätzung der auftretenden Schmelztemperatur einer neuen Legierung bei bekanntem Phasendiagramm heranziehen. Obwohl lineare Korrelationen mit einem R^2 von 0,88-0,90 als gut bezeichnet werden können, ist die teilweise recht hohe Abweichung einzelner Werte hervorzuheben.

Die Ausscheidungshärtung von AlZnMgCu-Legierungen geschieht über kohärente und semi-kohärente Phasen. Die Härtezunahme nach Lösungsglühen und Abschrecken in Wasser während einer Kalt- oder Warmauslagerung lässt sich in Aushärtungsverläufen darstellen. Bei Raumtemperatur fand eine Verfestigung, die bei rund 115 HBW ein Plateau erreichte, statt. Für höhere Härten war der Übergang zur Warmauslagerung notwendig. Nach 20 h bei 125 °C wurden Peak-Härten bis zu 180 HBW erreicht. Der Summengehalt an Zn+Mg+Cu soll hierfür bei 10 % liegen.

Die Zugprüfung an Rundproben mit einem Nenndurchmesser von 6 mm lieferten neben den oben erwähnten Dehnungen die Zugfestigkeiten und Dehngrenzen der Materialien. Die $R_{p0,2}$ -Werte bewegten sich zwischen 423-521 MPa. Das R_m -Maximum lag bei 564 MPa. Es zeigte sich, dass die Dehngrenze einem linearen Verlauf mit zunehmendem Zn+Mg+Cu-Gehalt folgte.

Aus den Ergebnissen der Untersuchungen ist der Werkstoff optimaler chemischer Zusammensetzung für zukünftige Optimierungen ermittelt worden (Tabelle 17). Der Zn-Gehalt liegt über dem zulässigen Maximum laut DIN EN 573-3 einer EN AW-7075.

Tabelle 17: Optimale Legierungszusammensetzung entsprechend der Eigenschaften

Elementgehalt [Massen-%]								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,1	0,1	1,2	0,1	2,1	0,2	6,4	0,1	Rest

Für zukünftige Versuchsdurchführungen sollte eine Spülgasbehandlung mit Argon vorgesehen werden, um den Wasserstoffgehalt zu senken. Die Wirksamkeit der Entgasung lässt sich mittels Unterdruck-Dichte-Test überprüfen.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die Anwendbarkeit des „Unialloy“-Konzepts setzt gewisse Eigenschaften voraus. Dazu zählen hohe Festigkeiten, gute Bruchdehnungen sowie eine entsprechende Korrosionsbeständigkeit. Zudem soll der Werkstoff eine geringe Anisotropie aufweisen. Das Erreichen all dieser Ziele würde ökonomische und ökologische Vorteile nach sich ziehen. Um das Potenzial der Legierung EN AW-7075 zu ermitteln, erfolgten umfangreiche Tests.

Die mittels Induktionsofen erschmolzenen Werkstoffe wurden in geschichtete Formen mit einem Keramikfilter abgegossen. Nach der Erstarrung erfolgte der Zuschnitt der kalten Blöcke auf die nötigen Probengrößen. Zur chemischen Analyse kam das Funkenspektrometer SPECTROMAXx mit einer typkorrigierten Messung nach OES-Standard 733/01 zum Einsatz. Mittels DSC 204 F1 Phoenix der Firma NETZSCH fand die Ermittlung der Schmelzpunkte und Auftrittstemperaturen niedrigschmelzender Phasen an DSC-Proben im Guss- und homogenisierten Zustand unter N_2 -Atmosphäre statt. Die Ergebnisse wurden thermodynamischen Berechnungen mit FactSage™ 6.4 gegenüber gestellt. Zur zweistufigen Homogenisierung kamen Umluft-Kammeröfen von Nabertherm zur Anwendung. Diese dienten im weiteren Verlauf auch als Aggregate zum Lösungsglühen sowie Warmauslagern.

Parallel zur thermischen Analyse erfolgte die Untersuchung der Mikrostruktur an geschliffenen, polierten als auch entweder chemisch oder elektrolytisch behandelten Beizscheiben sowie Schliffproben. Die Korngrößenbestimmung fand an lichtmikroskopischen Aufnahmen mittels Linienschnittverfahren statt.

Durch Warmstauchen erfolgte die Überführung in den Knetzustand. Ein Teil der umgeformten Proben wurde einer T6-Wärmebehandlung unterzogen und zu Rundproben für die Zugprüfung an einer Testmaschine von Zwick/Roell verarbeitet. Das übrige Material durchlief nach dem Lösungsglühen und Abschrecken Härtemessungen in unterschiedlichen Stadien der Kalt- und Warmauslagerung.

Die Auswertung der Ergebnisse lässt die Empfehlung für eine optimale Legierung zu. Das Zn/Mg-Verhältnis sollte mit einem Wert von drei möglichst hoch sein. Dadurch sinkt die Tendenz der Bildung niedrigschmelzender S-Phasen (Al_2CuMg). Gleichzeitig führt die Einhaltung dieses Quotienten gemeinsam mit dem geringsten Gehalt an Mg+Cu von 3,3 % zu den höchsten Dehnungen, wobei diese jedoch aufgrund der Legierungsherstellung im Labor mit Vorsicht zu genießen sind und einer weiteren Verifizierung bedürfen. Die Festigkeiten und Härten steigen mit dem Zn+Mg+Cu-Anteil der Legierung. Dieser soll über 10 % betragen.

An den Schliffproben vor allem im homogenisierten Zustand empfehlen sich Analysen mittels Rasterelektronenmikroskop. Diese sollen die chemische Zusammensetzung der Phasen in den interdendritischen Bereichen sowie der ausgeschiedenen Partikel liefern.

Um die Überführung in den Knetzustand zu verbessern, besteht die Möglichkeit der Verwendung von temperierten Umformwerkzeugen. Dies eröffnet auch das Potenzial für höhere Bruchdehnungen. Für die Untersuchung der Aushärtemechanismen sollten die Materialien nach dem Lösungsglühen und Abschrecken einer zusätzlichen dynamischen Differenzkalorimetrie unterzogen werden.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Rinze, B. et al.: Al-Zn-Mg-Cu alloy with improved damage tolerance-strength combination properties. US 2014224386 A1 (2013).
- [2] Altenpohl, D.: Aluminium von innen, Düsseldorf: Aluminium-Verlag (1994).
- [3] Foseco Germany Vesuvius GmbH: Foundry Degassing Unit. Entgasungsgeräte und Verschleißteile, Borken, Nordrhein-Westfalen (2015).
- [4] Drossel, G. und C. Kammer: Aluminium Taschenbuch. Grundlagen und Werkstoffe, Düsseldorf: Aluminium Verlag (2011).
- [5] Bührig-Polaczek, A.; W. Michaeli und G. Spur: Handbuch Urformen, München: Hanser (2014).
- [6] Mondolfo, L. F.: Aluminum alloys. Structure and properties, London, Boston: Butterworths (1976).
- [7] The Aluminum Association: International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys, Arlington, Virginia (2015).
- [8] Europäisches Komitee für Normung: DIN EN 573-3. Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug. Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen, Brüssel (2009).
- [9] Lim, S. T.; I. S. Eun und S. W. Nam: Control of Equilibrium Phases (M, T, S) in the Modified Aluminum Alloy 7175 for Thick Forging Applications. Materials Transactions, 44 (2003), 181–187.
- [10] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, Berlin: Springer (2007).
- [11] Seyed Ebrahimi, S. H. et al.: The effect of Al-5Ti-1B on the microstructure, hardness and tensile properties of a new Zn rich aluminium alloy. Materials Science and Engineering: A, 636 (2015), 421–429.
- [12] Altenpohl, D.: Aluminium und Aluminiumlegierungen, Berlin: Springer (1965).
- [13] van Horn, K. R.: Aluminium. Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams, Metals Park, Ohio: American Society for Metals (1967).
- [14] Bouvaist, J.: Aluminium-Knetlegierungen und Verfahren zur Verarbeitung. DE2500083 A1 (1975).
- [15] Reiso, O.; N. Ryum und J. Strid: Melting of secondary-phase particles in Al-Mg-Si alloys. Metallurgical Transactions A, 24 (1993), 2629–2641.

-
- [16] Zhang, J. et al.: Microstructural development of Al–15wt.%Mg₂Si in situ composite with mischmetal addition. *Materials Science and Engineering: A*, 281 (2000), 104–112.
- [17] Gao, Q. et al.: Preparation of in-situ TiB₂ and Mg₂Si hybrid particulates reinforced Al-matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 651 (2015), 521–527.
- [18] Hasse, S.: *Gießerei-Lexikon*, Berlin: Schiele & Schön (2007).
- [19] Hasse, S.: *Gießerei-Lexikon*. Internet: <http://www.giessereilexikon.com/>, (Zugriff: 03.09.2015).
- [20] Verein Deutscher Ingenieure: VDI-Richtlinie 3137. Begriffe, Benennungen, Kenngrößen des Umformens, Düsseldorf (1976).
- [21] Drossel, G. und C. Kammer: *Aluminium Taschenbuch. Umformen von Aluminium Werkstoffen, Gießen von Aluminium-Teilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und Ökologie*, Düsseldorf: Aluminium Verlag (1996).
- [22] Lang, P. et al.: Thermo-kinetic prediction of metastable and stable phase precipitation in Al–Zn–Mg series aluminium alloys during non-isothermal DSC analysis. *Journal of Alloys and Compounds*, 609 (2014), 129–136.
- [23] Ber, L. B.: Accelerated artificial ageing regimes of commercial aluminium alloys. II: Al–Cu, Al–Zn–Mg–(Cu), Al–Mg–Si–(Cu) alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 280 (2000), 91–96.
- [24] Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, Berlin: Springer (2007).
- [25] Deschamps, A.; F. Livet und Y. Bréchet: Influence of predeformation on ageing in an Al–Zn–Mg alloy-I. Microstructure evolution and mechanical properties. *Acta Materialia*, 47 (1998), 281–292.
- [26] Chen, J. et al.: Investigation of precipitation behavior and related hardening in AA 7055 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 500 (2009), 34–42.
- [27] Ilshner, B.: *Werkstoffwissenschaften. Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*, Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo, Hong Kong: Springer (1990).
- [28] Petzow, G. et al.: *Metallographisches Ätzen*, Berlin, Stuttgart: Borntraeger (1976).
- [29] Europäisches Komitee für Normung: DIN EN ISO 2624. Kupfer und Kupferlegierungen - Bestimmen der mittleren Korngröße, Brüssel (1995).
- [30] American Society for Testing and Materials: ASTM E112. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, Conshohocken, Pennsylvania (2012).

- [31] Europäisches Komitee für Normung: ÖNORM EN ISO 6892-1. Metallische Werkstoffe - Zugversuch. Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Brüssel (2009).
- [32] Ashby, M.: Data and Property Chart Concept. Internet: <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=151&pageid=2144416677>, (Zugriff: 04.09.2015).
- [33] Schubert, R. et al.: Härteprüfung. Hochschule Bremen, Bremen (2008).
- [34] Europäisches Komitee für Normung: DIN EN ISO 6506-1. Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell. Teil 1: Prüfverfahren, Brüssel (2014).
- [35] NETZSCH-Gerätebau GmbH: Dynamische Differenz-Kalorimetrie. Methode, Technik, Applikationen. Internet: <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/de/produkte-loesungen/dynamische-differenzkalorimetrie-differenz-thermoanalyse/dsc-204-f1-phoenix/>, (Zugriff: 02.09.2015).
- [36] Europäisches Komitee für Normung: DIN EN ISO 11357-1. Plastics – Differential scanning calorimetry (DSC). Part 1: General principles, Brüssel (1997).
- [37] Knauer, W.: Tipps zur Auswertung von DSC-Kurven. Individuelle Anwenderschulung von NETZSCH, Leoben (2012).
- [38] Europäischen Aluminium Verband und MATTER: AluMatter. Internet: http://aluminium.matter.org.uk/aluselect/10_summary_browse.asp, (Zugriff: 03.09.2015).
- [39] Struers GmbH: Sicherheitsdatenblatt: ELECTROLYTE A2-I, Willich, Deutschland (2014).
- [40] Struers GmbH: Sicherheitsdatenblatt: ELECTROLYTE A2-II, Willich, Deutschland (2015).
- [41] Struers A/S: Elektrolytisches Polier- und Ätzgerät mit Mikroprozessoren für die softwaregesteuerte, automatische Präparation von metallographischen Proben, Ballerup, Dänemark (2015).
- [42] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN 50125. Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben, Berlin (2009).
- [43] Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie: Ausstattung. Internet: <http://www.nichteisenmetallurgie.at/>, (Zugriff: 07.09.2015).
- [44] Wikimedia Foundation Inc.: Bestimmtheitsmaß. Internet: <https://de.wikipedia.org/wiki/Bestimmtheitsmaß>, (Zugriff: 13.09.2015).

8 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis

Abbildung 1:	Typische Einschlussverteilung während unterschiedlicher Prozessstufen; A) aus der Elektrolyse, B) durch Schmelzen und Schmelzebehandlung inkl. Kornfeinen und C) beim Gießen [2].....	3
Abbildung 2:	Wirksamkeit von keramischen Filtern zur Schmelzereinigung [2]	5
Abbildung 3:	Entgasungsgerät der Firma Foseco zur Entfernung von Schmelzeverunreinigungen [3]	5
Abbildung 4:	REM-Aufnahme einer AlZnMgCu-Legierung mit Koexistenz von $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ - (T), Al_2CuMg - (S) sowie MgZn_2 -Phasen (η); (η und α -Mischkristall in eutektischer Struktur) [11].....	7
Abbildung 5:	Phasendiagramm für AlZnMgCu-Legierungen mit konstantem Al-Gehalt von 90 % bei 460 °C samt Linien konstanter Zn/Mg-Verhältnisse [9].....	8
Abbildung 6:	Festigkeitsanstieg von 7xxx-Legierungen in Abhängigkeit vom Zn- und Mg-Anteil; a) direkt nach Lösungsglühen bei 450 °C und Abschrecken, b) nach zusätzlicher Kaltauslagerung für 3 Monate sowie c) Differenz zwischen a) und b) entsprechend dem Festigkeitsanstieg rein durch Kaltauslagerung [12]	8
Abbildung 7:	Zugfestigkeiten in Abhängigkeit von den Zink- und Magnesiumgehalten von AlZnCuMg-Legierungen mit 1,5 % Cu, 0,2 % Mn sowie 0,2% Cr im Zustand T6 [12]	9
Abbildung 8:	Legierung der Zusammensetzung 0,16 % Si + Fe; 1,50 % Cu; 2,65 % Mg und 5,63 % Zn mit S-Phase in den Zwischenräumen der Dendriten a) im Gusszustand und b) Vergrößerung eines interdendritischen Bereichs [9].....	10
Abbildung 9:	Mechanische Kennwerte von 7xxx-Legierungen mit 1,5 % Cu in Abhängigkeit vom Zn- und Mg-Anteil (lösungsgelüht bei 460 °C, abgeschreckt und warmausgelagert: 12 h bei 135 °C) [13].....	10
Abbildung 10:	Festigkeits- und Dehnungsanstieg von Al-Bleichen in Abhängigkeit vom Mn-Zusatz (lösungsgelüht bei 565 °C und abgeschreckt) [13].....	11
Abbildung 11:	Anzahl der Körner nach 8 % Kaltreckgrad und Weichglühen bei 600 °C über eine Dauer von 30 min für Fe und Ti, bei allen anderen Elementen 500 °C [12]	12
Abbildung 12:	Mikrostruktur von Mg_2Si in der Aluminiummatrix bei unterschiedlichen Vergrößerungen [17]	13

Abbildung 13:	Quasibinäres Eutektikum zwischen Al und Mg ₂ Si samt Dreiphasengebiet zwischen 583,5 °C und 594 °C sowie maximaler Mg ₂ Si-Löslichkeit in α-Al von 1,91 % [16]	13
Abbildung 14:	Rekristallisation von Reinstaluminium nach Zusatz von Ti, Fe und Si mit einem Kaltreckgrad von 3 % vor dem Glühen bei 600 °C [12]	13
Abbildung 15:	Mikrostruktur einer AlZn _{12,2} Mg _{3,3} Cu _{2,5} Fe _{0,2} Si-Legierung; a) im Gusszustand und b) im Gusszustand mit 0,05 % Ti korngefeint [11]	14
Abbildung 16:	Erstarrtes Unterdruck-Dichteprobeenpaar; Links: bei 1 bar und rechts: bei 80 mbar [19]	15
Abbildung 17:	Zugfestigkeits- und Dehnungsänderung von Reinaluminium bei ansteigender Glüh Temperatur (Dauer je ca. 5 min) [2]	17
Abbildung 18:	Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Lösungsglüh Temperatur für Al-Legierungen nach unterschiedlicher Auslagerungsdauer; 7075: 24 h Auslagerung bei 120 °C, 2017A: 5 Tage Auslagerung bei RT, 7020: 1 Monat Auslagerung bei RT und 6082: 16 h Auslagerung bei 160 °C [4]	19
Abbildung 19:	Rekristallisationstemperatur in Abhängigkeit von der Menge an Legierungselementen nach 8 % Kaltreckgrad und 30 min Glühen [12]	20
Abbildung 20:	Maximale Löslichkeit von Legierungszusätzen bei unterschiedlichen Temperaturen [2]	21
Abbildung 21:	a) Festigkeitssteigerung infolge Teilchenhärtung durch Schneiden ($\Delta\tau_s$) und Umgehen/Orowan-Mechanismus ($\Delta\tau_o$) mit maximaler Verfestigung bei d_{krit} [4] und b) graphische/reale Darstellung der Mechanismen [24]	21
Abbildung 22:	Phasengrenzflächenoptionen zwischen kohärenten, teilkohärenten und inkohärenten Partikeln und Matrix [10]	22
Abbildung 23:	Verschiebung des Aushärtungsstarts zu kürzeren Zeiten aufgrund einer Temperaturerhöhung beim Kaltauslagern einer EN AW-7075 nach Lösungsglühen bei 460 °C für 30 min und Abschrecken in kaltem Wasser [10]	23
Abbildung 24:	Strahlengang in einem optischen Mikroskop [27]	25
Abbildung 25:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm nach ÖNORM EN ISO 6892-1 [31]	27
Abbildung 26:	Eigenschaftsvergleich unterschiedlicher Al-Legierungen und LC-Stahl [32]	27
Abbildung 27:	Schematischer Ablauf einer Härteprüfung nach Brinell [33]	28
Abbildung 28:	Schematischer Aufbau eines Härteprüfgerätes [33]	29
Abbildung 29:	Schematischer Aufbau eines DSC-Geräts [35]	29
Abbildung 30:	DSC-Kurven von 7x75-Legierungen mit exothermen Peaks bei unterschiedlichen Zn/Mg-Verhältnissen mit Al ₂ Mg ₃ Zn ₃ - (T) und Al ₂ CuMg-	

	Phasen (S) nach der Homogenisierung mit einer Kühlrate von 0,67 °C/min [9]	30
Abbildung 31:	Stark verkrätzte Schmelzbadoberfläche aufgrund von Magnesiumabbrand.....	33
Abbildung 32:	Gussblock und abgeschlagener Einguss im Rohzustand	33
Abbildung 33:	Gussblock samt Lage des Endstücks	33
Abbildung 34:	Temperaturverlauf der DSC-Messungen	34
Abbildung 35:	Homogenisierungskurven nach Variante 1 (blau, O3) sowie Variante 2 (rot, O3-2).....	34
Abbildung 36:	Homogenisierung der geteilten Blöcke für die Stauchung.....	35
Abbildung 37:	Proben nach Stauchung und Abtrennung der Härteproben	35
Abbildung 38:	Wärmebehandlung zum Erhalt von Zustand T6.....	36
Abbildung 39:	Geometrie von Rundproben für die Zugprüfung nach DIN 50125 [42]	36
Abbildung 40:	Zwick/Roell Material-Prüfmaschine Allround-Line 100 kN inklusive Temperaturkammer (-80 °C bis 300 °C) [43]	37
Abbildung 41:	DSC-Analyse der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2 im Bereich 100- 700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	41
Abbildung 42:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 10 (AlZn5,9Mg2,5Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	42
Abbildung 43:	Probengeometrie der drei Abschnitte vor (links) und nach (rechts) dem Warmstauchen	52
Abbildung 44:	Härteanstieg in Abhängigkeit von den Legierungsgehalten inklusive linearem Trend	55
Abbildung 45:	Härteverlauf der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	55
Abbildung 46:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	56
Abbildung 47:	Dehngrenze in Abhängigkeit vom Zn-Anteil der Legierungen 1-18 im Zustand T6	57
Abbildung 48:	Schmelztemperaturen in Abhängigkeit vom Zn-Gehalt der Legierungen V1-V32	78
Abbildung 49:	DSC-Analyse der Legierung 1: AlZn5,0Mg2,4Cu1,6 im Bereich 100- 700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	79
Abbildung 50:	DSC-Analyse der Legierung 2: AlZn5,2Mg2,4Cu1,6 im Bereich 100- 700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	79

Abbildung 51:	DSC-Analyse der Legierung 3: AlZn _{5,2} Mg _{2,4} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	80
Abbildung 52:	DSC-Analyse der Legierung 4: AlZn _{5,3} Mg _{1,7} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	80
Abbildung 53:	DSC-Analyse der Legierung 5: AlZn _{5,4} Mg _{2,5} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	81
Abbildung 54:	DSC-Analyse der Legierung 6: AlZn _{5,6} Mg _{2,7} Cu _{1,2} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	81
Abbildung 55:	DSC-Analyse der Legierung 7: AlZn _{5,6} Mg _{2,1} Cu _{1,2} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	82
Abbildung 56:	DSC-Analyse der Legierung 8: AlZn _{5,6} Mg _{2,9} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	82
Abbildung 57:	DSC-Analyse der Legierung 9: AlZn _{5,6} Mg _{2,1} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	83
Abbildung 58:	DSC-Analyse der Legierung 10: AlZn _{5,9} Mg _{2,5} Cu _{1,2} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	83
Abbildung 59:	DSC-Analyse der Legierung 11: AlZn _{6,0} Mg _{2,9} Cu _{1,2} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	84
Abbildung 60:	DSC-Analyse der Legierung 12: AlZn _{6,0} Mg _{2,4} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	84
Abbildung 61:	DSC-Analyse der Legierung 13: AlZn _{6,0} Mg _{2,1} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	85
Abbildung 62:	DSC-Analyse der Legierung 14: AlZn _{6,2} Mg _{2,4} Cu _{1,2} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	85
Abbildung 63:	DSC-Analyse der Legierung 15: AlZn _{6,2} Mg _{2,9} Cu _{1,2} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	86
Abbildung 64:	DSC-Analyse der Legierung 16: AlZn _{6,4} Mg _{2,6} Cu _{1,2} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	86
Abbildung 65:	DSC-Analyse der Legierung 17: AlZn _{6,7} Mg _{2,2} Cu _{1,3} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	87
Abbildung 66:	DSC-Analyse der Legierung 18: AlZn _{6,7} Mg _{2,3} Cu _{1,4} im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)	87
Abbildung 67:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 1 (AlZn _{5,0} Mg _{2,4} Cu _{1,6}) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	88

Abbildung 68:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 2 (AlZn5,2Mg2,4Cu1,6) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	88
Abbildung 69:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 3 (AlZn5,2Mg2,4Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	89
Abbildung 70:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 4 (AlZn5,3Mg1,7Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	89
Abbildung 71:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 5 (AlZn5,4Mg2,5Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	90
Abbildung 72:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 6 (AlZn5,6Mg2,7Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	90
Abbildung 73:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 7 (AlZn5,6Mg2,1Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	91
Abbildung 74:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 8 (AlZn5,6Mg2,9Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	91
Abbildung 75:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 9 (AlZn5,6Mg2,1Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	92
Abbildung 76:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 10 (AlZn5,9Mg2,5Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	92
Abbildung 77:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 11 (AlZn6,0Mg2,9Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	93
Abbildung 78:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 12 (AlZn6,0Mg2,4Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	93
Abbildung 79:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 13 (AlZn6,0Mg2,1Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	94

Abbildung 80:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 14 (AlZn6,2Mg2,4Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	94
Abbildung 81:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 15 (AlZn6,2Mg2,9Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	95
Abbildung 82:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 16 (AlZn6,4Mg2,6Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	95
Abbildung 83:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 17 (AlZn6,7Mg2,2Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	96
Abbildung 84:	Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 18 (AlZn6,7Mg2,3Cu1,4) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt	96
Abbildung 85:	Härteverlauf der Legierung 1: AlZn5,0Mg2,4Cu1,6; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	97
Abbildung 86:	Härteverlauf der Legierung 2: AlZn5,2Mg2,4Cu1,6; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	97
Abbildung 87:	Härteverlauf der Legierung 3: AlZn5,2Mg2,4Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	97
Abbildung 88:	Härteverlauf der Legierung 4: AlZn5,3Mg1,7Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	98
Abbildung 89:	Härteverlauf der Legierung 5: AlZn5,4Mg2,5Cu1,3 ; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	98
Abbildung 90:	Härteverlauf der Legierung 6: AlZn5,6Mg2,7Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	98
Abbildung 91:	Härteverlauf der Legierung 7: AlZn5,6Mg2,1Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	99
Abbildung 92:	Härteverlauf der Legierung 8: AlZn5,6Mg2,9Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	99
Abbildung 93:	Härteverlauf der Legierung 9: AlZn5,6Mg2,1Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	99
Abbildung 94:	Härteverlauf der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	100
Abbildung 95:	Härteverlauf der Legierung 11: AlZn6,0Mg2,9Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	100

Abbildung 96:	Härteverlauf der Legierung 12: AlZn6,0Mg2,4Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	100
Abbildung 97:	Härteverlauf der Legierung 13: AlZn6,0Mg2,1Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	101
Abbildung 98:	Härteverlauf der Legierung 14: AlZn6,2Mg2,4Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	101
Abbildung 99:	Härteverlauf der Legierung 15: AlZn6,2Mg2,9Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	101
Abbildung 100:	Härteverlauf der Legierung 16: AlZn6,4Mg2,6Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	102
Abbildung 101:	Härteverlauf der Legierung 17: AlZn6,7Mg2,2Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	102
Abbildung 102:	Härteverlauf der Legierung 18: AlZn6,7Mg2,3Cu1,4; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C	102
Abbildung 103:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 1: AlZn5,0Mg2,4Cu1,6; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	103
Abbildung 104:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 2: AlZn5,2Mg2,4Cu1,6; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	103
Abbildung 105:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 3: AlZn5,2Mg2,4Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	103
Abbildung 106:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 4: AlZn5,3Mg1,7Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	104
Abbildung 107:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 5: AlZn5,4Mg2,5Cu1,3 ; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	104
Abbildung 108:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 6: AlZn5,6Mg2,7Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	104
Abbildung 109:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 7: AlZn5,6Mg2,1Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	105
Abbildung 110:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 8: AlZn5,6Mg2,9Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	105
Abbildung 111:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 9: AlZn5,6Mg2,1Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	105
Abbildung 112:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	106
Abbildung 113:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 11: AlZn6,0Mg2,9Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	106

Abbildung 114: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 12: AlZn6,0Mg2,4Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	106
Abbildung 115: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 13: AlZn6,0Mg2,1Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	107
Abbildung 116: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 14: AlZn6,2Mg2,4Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	107
Abbildung 117: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 15: AlZn6,2Mg2,9Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	107
Abbildung 118: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 16: AlZn6,4Mg2,6Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	108
Abbildung 119: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 17: AlZn6,7Mg2,2Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	108
Abbildung 120: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 18: AlZn6,7Mg2,3Cu1,4; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe	108
Tabelle 1: Mögliche Phasen in AlZnMgCu-Legierungen (alle Angaben in Massen-% bzw. deren Verhältnisse) [6]	6
Tabelle 2: Legierungszusammensetzungsbereich EN AW-7075 laut DIN EN 573-3 [4, 8]	7
Tabelle 3: Richtwerte der mechanische Kenngrößen für EN AW-7075; WA...Warmausgelagert, KA...Kaltausgelagert, F...Gusszustand sowie O...Weichgeglüht	24
Tabelle 4: Zusammenfassung der Eigenschaften einer AlZn5,6Mg2,5Cu1,6Cr- Legierung im Zustand T6 (Skala: 1 = ungeeignet, 2 = nicht empfohlen, 3 = akzeptabel, 4 = gut, 5 = sehr gut sowie 6 = exzellent) [38]	31
Tabelle 5: Vormaterial zum Einstellen der Endzusammensetzung mit entsprechenden Gehalten	32
Tabelle 6: Mechanische und chemische Schliffpräparation	35
Tabelle 7: Zugproben Form A mit Prüfdurchmesser = 6 mm nach DIN 50125 [42].....	37
Tabelle 8: Typkorrigierte Konzentration der Versuchslegierungen nach Al 733/01- OES Standard	38
Tabelle 9: Aufsummierte Gehalte der Hauptlegierungselemente Zn, Cu und Mg bzw. Cu und Mg sowie Verhältnis von Zn zu Mg	39
Tabelle 10: Umwandlungspunkte bestimmt durch DSC-Analyse mit konstanter Heizrate von 10 °C/min sowie Solidustemperaturen laut FactSage™ 6.4 ...	40

Tabelle 11:	Korngrößen nach Bestimmung mittels Linienschnittverfahren nach DIN EN ISO 2624 bzw. ASTM E112	43
Tabelle 12:	Gefüge der Versuchslegierungen; Links: Gusszustand nach Barker-Ätzung und LIM1-Aufnahme mit polarisiertem Licht; Rechts: Mikrostruktur nach Homogenisierungsbehandlung sowie elektrolytischer Politur bei stärkerer Vergrößerung im Auflichtmikroskop	48
Tabelle 13:	Logarithmische Umformgrade der Legierungen 1-18 (negatives Vorzeichen aufgrund der Stauchung)	53
Tabelle 14:	Härtewerte nach Lösungsglühen (470 °C), Abschrecken in Wasser (RT) und 24 h Warmauslagerung bei 125 °C (Zustand T6, Standardauslagerung)	54
Tabelle 15:	Peak-Härten samt notwendiger Warmauslagerungsdauer (WA-Dauer)	54
Tabelle 16:	Mechanische Kennwerte der Versuchslegierungen im lösungsgeglühten (470 °C), abgeschreckten (Wasser bei RT) und warmausgelagerten (125 °C für 24 h) Zustand T6 (Mittelwert aus je drei Messungen)	56
Tabelle 17:	Optimale Legierungszusammensetzung entsprechend der Eigenschaften .	61
Tabelle 18:	Typkorrigierte Konzentrationen der Vorversuchslegierungen nach Al 733/01-Standard	76
Tabelle 19:	Schmelzpunkte und Anschmelztemperaturen der Vorversuchslegierungen V1-V32	77
Tabelle 20:	Summe der Hauptelementgehalte (Zn,) Cu und Mg sowie Zn/Mg-Verhältnis für V1-V32	78

9 Anhang A

Tabelle 18 bildet die Zusammensetzungen der erschmolzenen Vorversuchslegierungen V1-V32 ab. V1-V4 unter, V5-V26 mit und V27-V32 über Normgehalt an Zink. V11 unterschreitet das Cu-Minimum. Der untere Mg-Anteil von 2,1 % wird von mehreren Legierungen nicht erreicht. Legierung V13 zeigt ein Überangebot an Magnesium.

Tabelle 18: Typkorrigierte Konzentrationen der Vorversuchslegierungen nach Al 733/01-Standard

Nr.	Elementgehalt [Massen-%]								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
V1	0,40	0,40	1,69	0,26	1,37	0,24	4,15	0,13	Rest
V2	0,18	0,10	1,26	0,10	1,87	0,16	4,73	0,05	Rest
V3	0,14	0,02	1,19	0,10	2,36	0,16	4,97	0,04	Rest
V4	0,13	0,02	1,25	0,10	2,93	0,16	4,98	0,05	Rest
V5	0,13	0,12	1,33	0,11	2,22	0,21	5,10	0,05	Rest
V6	0,13	0,02	1,16	0,10	2,25	0,16	5,11	0,04	Rest
V7	0,15	0,10	1,17	0,09	2,12	0,20	5,24	0,04	Rest
V8	0,15	0,11	1,21	0,10	1,81	0,20	5,28	0,04	Rest
V9	0,13	0,12	1,32	0,11	1,83	0,21	5,28	0,05	Rest
V10	0,18	0,10	1,29	0,10	2,01	0,17	5,30	0,04	Rest
V11	0,13	0,02	1,13	0,10	2,12	0,16	5,32	0,04	Rest
V12	0,18	0,09	1,20	0,10	2,20	0,17	5,45	0,05	Rest
V13	0,12	0,12	1,21	0,11	3,04	0,18	5,47	0,06	Rest
V14	0,16	0,11	1,31	0,10	1,88	0,20	5,64	0,04	Rest
V15	0,14	0,12	1,33	0,10	1,84	0,21	5,65	0,05	Rest
V16	0,18	0,09	1,19	0,10	2,17	0,18	5,67	0,05	Rest
V17	0,13	0,02	1,16	0,10	2,14	0,16	5,73	0,04	Rest
V18	0,13	0,12	1,30	0,11	2,89	0,17	5,75	0,05	Rest
V19	0,35	0,34	1,47	0,25	2,07	0,23	5,81	0,13	Rest
V20	0,16	0,11	1,28	0,10	1,83	0,20	5,86	0,04	Rest
V21	0,13	0,02	1,22	0,10	2,16	0,16	5,91	0,04	Rest
V22	0,18	0,10	1,29	0,10	2,22	0,16	5,96	0,04	Rest
V23	0,16	0,11	1,27	0,10	1,80	0,21	5,98	0,04	Rest
V24	0,42	0,37	1,73	0,25	2,38	0,23	5,98	0,10	Rest
V25	0,13	0,11	1,34	0,10	1,85	0,21	6,01	0,05	Rest
V26	0,13	0,12	1,37	0,11	2,78	0,17	6,08	0,05	Rest
V27	0,39	0,37	1,70	0,25	1,35	0,23	6,20	0,14	Rest
V28	0,13	0,11	1,30	0,10	1,79	0,21	6,29	0,06	Rest
V29	0,12	0,12	1,37	0,11	2,64	0,16	6,30	0,05	Rest
V30	0,12	0,12	1,25	0,11	2,41	0,18	6,33	0,05	Rest
V31	0,13	0,12	1,34	0,10	1,80	0,21	6,51	0,05	Rest
V32	0,14	0,13	1,37	0,11	2,47	0,16	6,79	0,05	Rest

10 Anhang B

In Tabelle 19 sind die Ergebnisse der DSC-Analysen mit NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix der Vorversuchslegierungen angegeben. Auf die Darstellung der 32 Diagramme mit jeweils zwei Verläufen wird hier verzichtet.

Tabelle 19: Schmelzpunkte und Anschmelztemperaturen der Vorversuchslegierungen V1-V32

Nr.	F	O3	F	O3	Nr.	F	O3	F	O3
	Schmelzpunkt [°C]	Schmelzpunkt [°C]	Anschmelzung [°C]	Anschmelzung [°C]		Schmelzpunkt [°C]	Schmelzpunkt [°C]	Anschmelzung [°C]	Anschmelzung [°C]
V1	532,9	548,5	482,9	-	V17	525,2	546,3	477,2	-
V2	533,2	538,8	474,7	-	V18	529,1	529,7	477,0	492,5
V3	525,2	547,1	477,2	-	V19	497,6	544,7	472,4	-
V4	521,9	534,7	478,1	492,5	V20	528,3	536,9	475,4	-
V5	525,2	537,2	478,1	-	V21	521,9	545,3	477,2	-
V6	528,5	547,9	478,2	-	V22	525,1	531,3	476,3	-
V7	529,3	537,9	476,4	-	V23	528,3	537,1	474,6	-
V8	530,0	538,9	475,5	-	V24	510,4	528,8	475,4	-
V9	523,7	535,4	474,0	-	V25	525,3	534,6	474,9	-
V10	530,0	534,7	473,8	-	V26	514,7	523,9	476,5	477,6
V11	517,9	551,1	477,3	-	V27	503,2	540,5	458,5	-
V12	523,5	532,3	477,2	-	V28	526,7	533,8	473,8	-
V13	524,3	533,8	478,8	490,2	V29	517,1	525,7	476,4	-
V14	528,2	535,5	476,2	-	V30	516,4	526,9	476,5	-
V15	529,3	535,5	476,5	-	V31	522,8	536,3	474,8	-
V16	525,8	534,6	475,4	-	V32	514,8	525,7	476,5	-

Es lässt sich wiederum kein eindeutiger Zusammenhang der auftretenden Schmelztemperaturen finden. Lediglich eine leichte Abnahme der Werte über den Gesamtbereich an legiertem Zink ist zu verzeichnen. Allerdings fällt auf, dass die ansonsten sehr nahe beieinanderliegenden Anschmelztemperaturen im Zustand F einen stark abweichenden Wert beinhalten, welcher in Tabelle 19 fett hervorgehoben ist. Abbildung 48 zeigt, dass dieser beim maximalen Mg+Cu-Gehalt auftritt (vergleiche Tabelle 20). Dies spricht für eine andere niedrigschmelzende Phase.

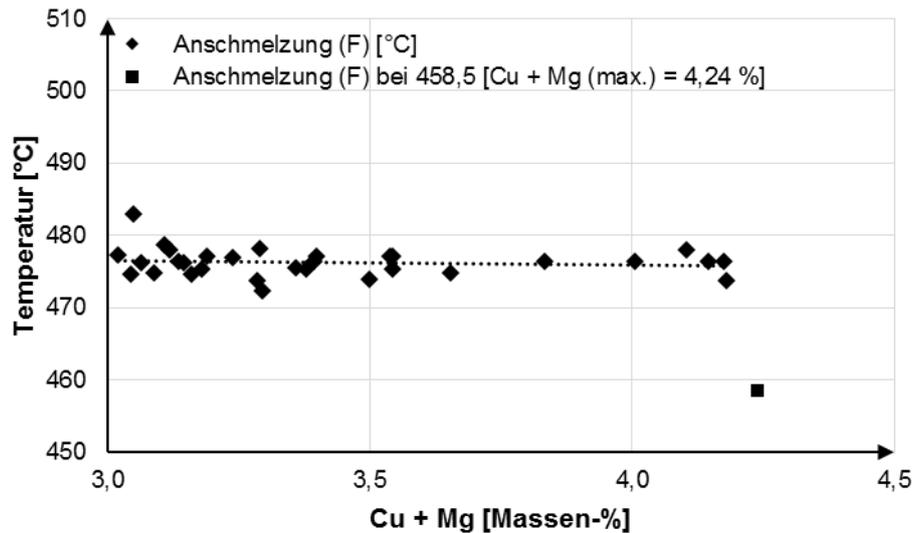


Abbildung 48: Schmelztemperaturen in Abhängigkeit vom Zn-Gehalt der Legierungen V1-V32

Tabelle 20: Summe der Hauptelementgehalte (Zn,) Cu und Mg sowie Zn/Mg-Verhältnis für V1-V32

Nr.	Zn+Mg+Cu [Massen-%]	Mg+Cu [Massen-%]	Zn/Mg [-]	Nr.	Zn+Mg+Cu [Massen-%]	Mg+Cu [Massen-%]	Zn/Mg [-]
V1	7,20	3,05	3,04	V17	8,51	3,40	2,28
V2	9,24	3,05	4,61	V18	8,56	3,24	2,51
V3	9,35	3,54	2,81	V19	9,02	3,30	2,68
V4	10,09	4,11	2,51	V20	9,29	3,38	2,73
V5	7,85	3,12	2,54	V21	8,65	3,55	2,30
V6	8,59	3,29	2,64	V22	8,43	3,15	2,89
V7	8,85	3,40	2,48	V23	8,81	3,16	3,08
V8	9,03	3,36	2,61	V24	9,19	3,18	3,25
V9	9,46	3,50	2,69	V25	9,38	3,09	3,51
V10	8,52	3,29	2,47	V26	9,64	3,14	3,62
V11	8,30	3,02	2,91	V27	9,71	4,24	1,80
V12	8,83	3,19	3,00	V28	9,93	4,18	1,99
V13	8,97	3,11	3,20	V29	10,22	4,15	2,19
V14	9,04	3,07	3,32	V30	10,30	4,01	2,38
V15	9,15	4,18	1,70	V31	9,98	3,66	2,63
V16	8,51	3,55	2,11	V32	10,63	3,84	2,75

11 Anhang C

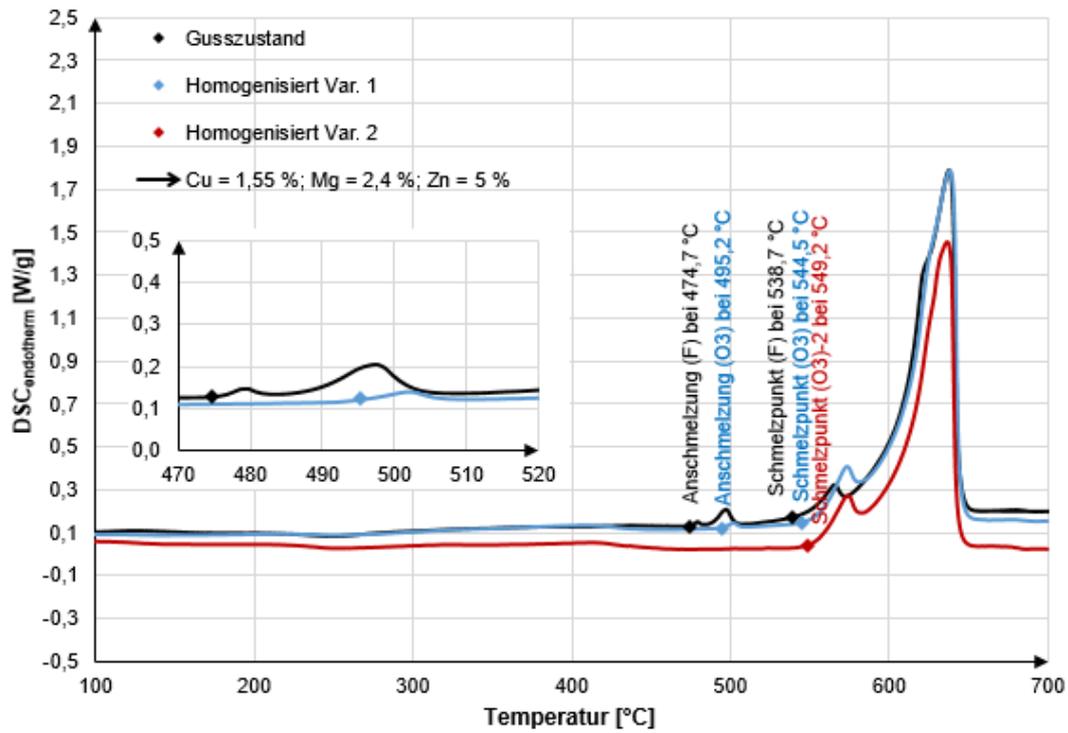


Abbildung 49: DSC-Analyse der Legierung 1: AlZn5,0Mg2,4Cu1,6 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

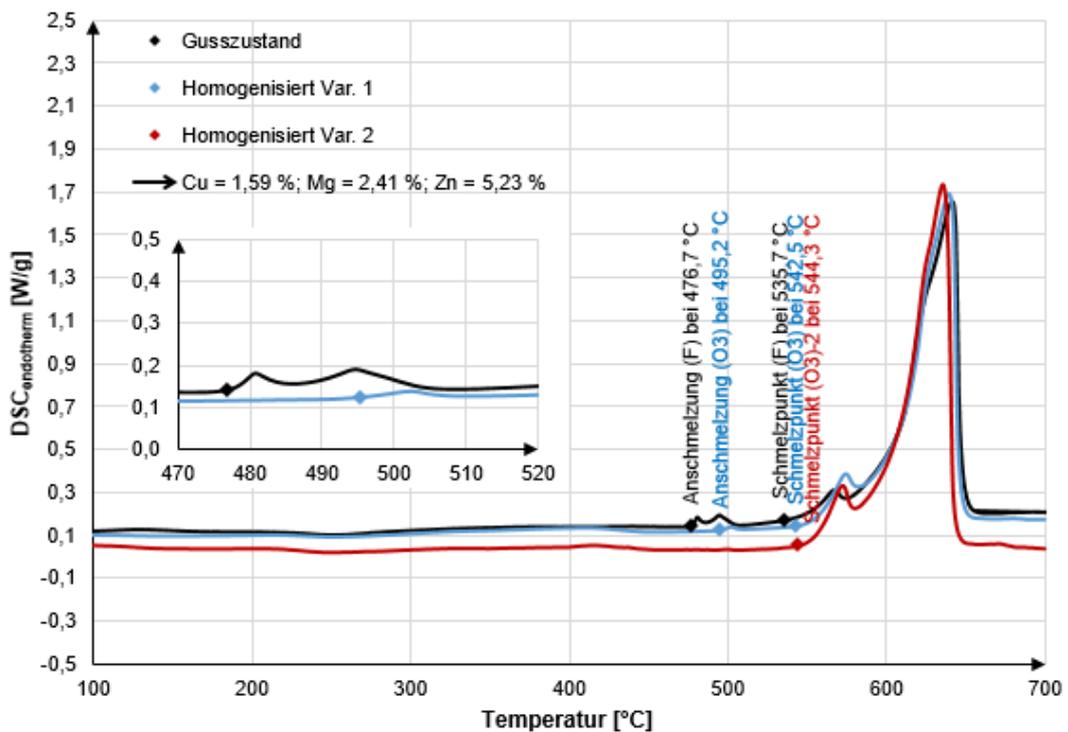


Abbildung 50: DSC-Analyse der Legierung 2: AlZn5,2Mg2,4Cu1,6 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

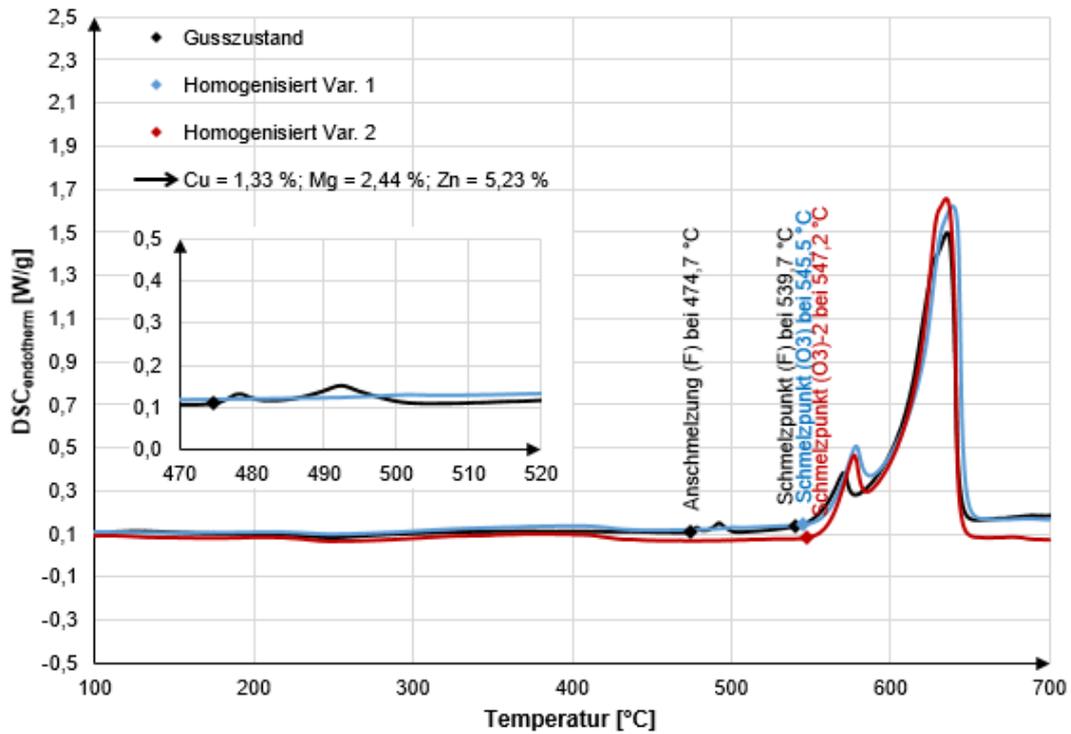


Abbildung 51: DSC-Analyse der Legierung 3: AlZn5,2Mg2,4Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

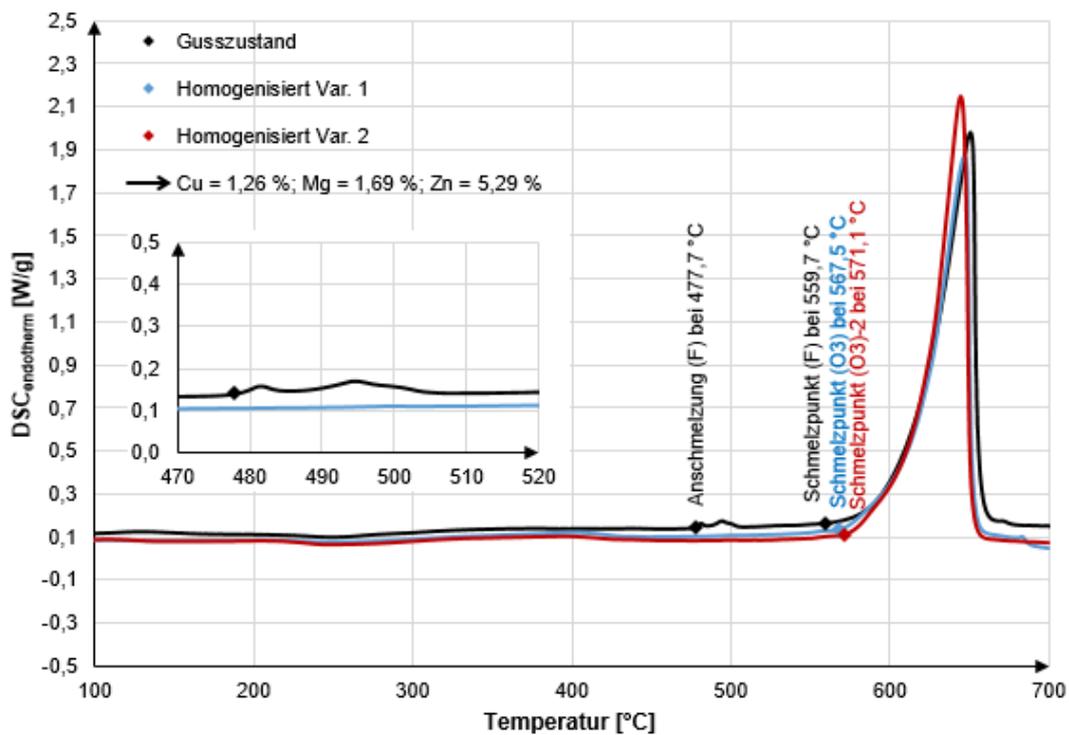


Abbildung 52: DSC-Analyse der Legierung 4: AlZn5,3Mg1,7Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

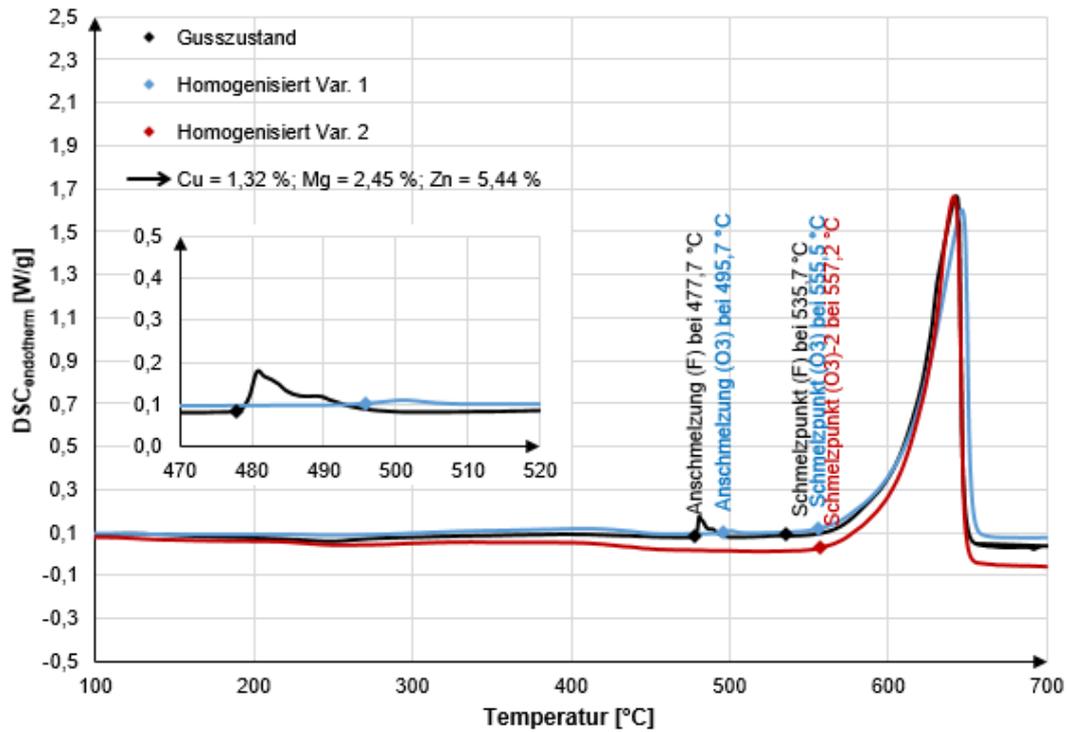


Abbildung 53: DSC-Analyse der Legierung 5: AlZn5,4Mg2,5Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

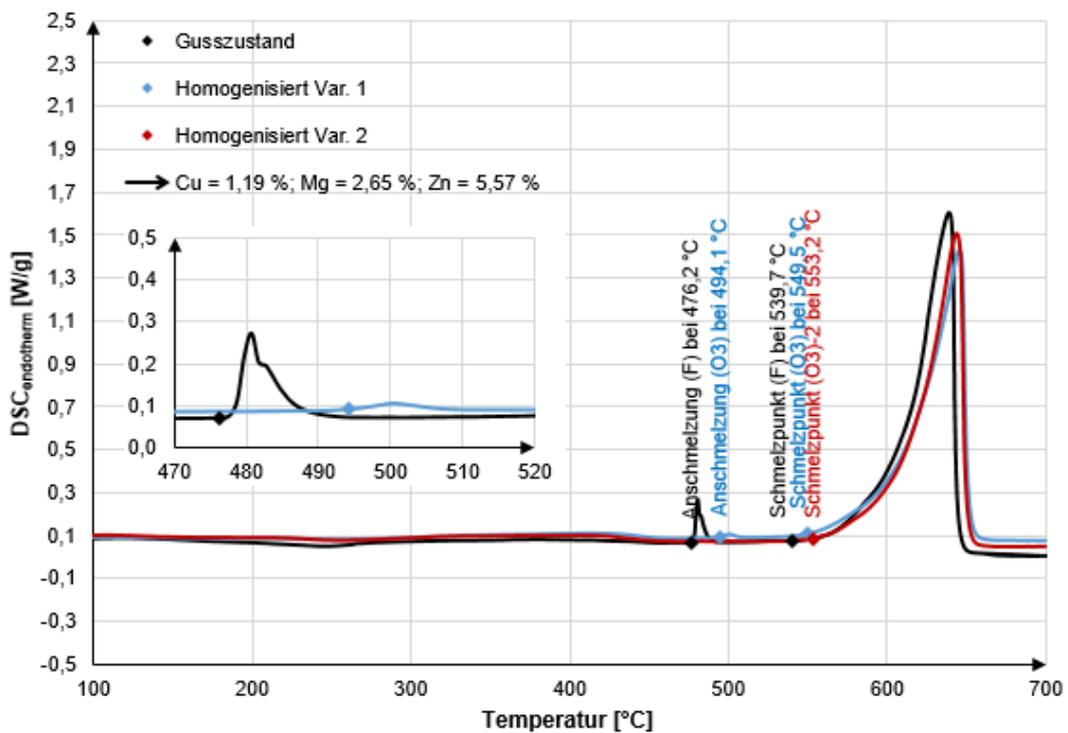


Abbildung 54: DSC-Analyse der Legierung 6: AlZn5,6Mg2,7Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

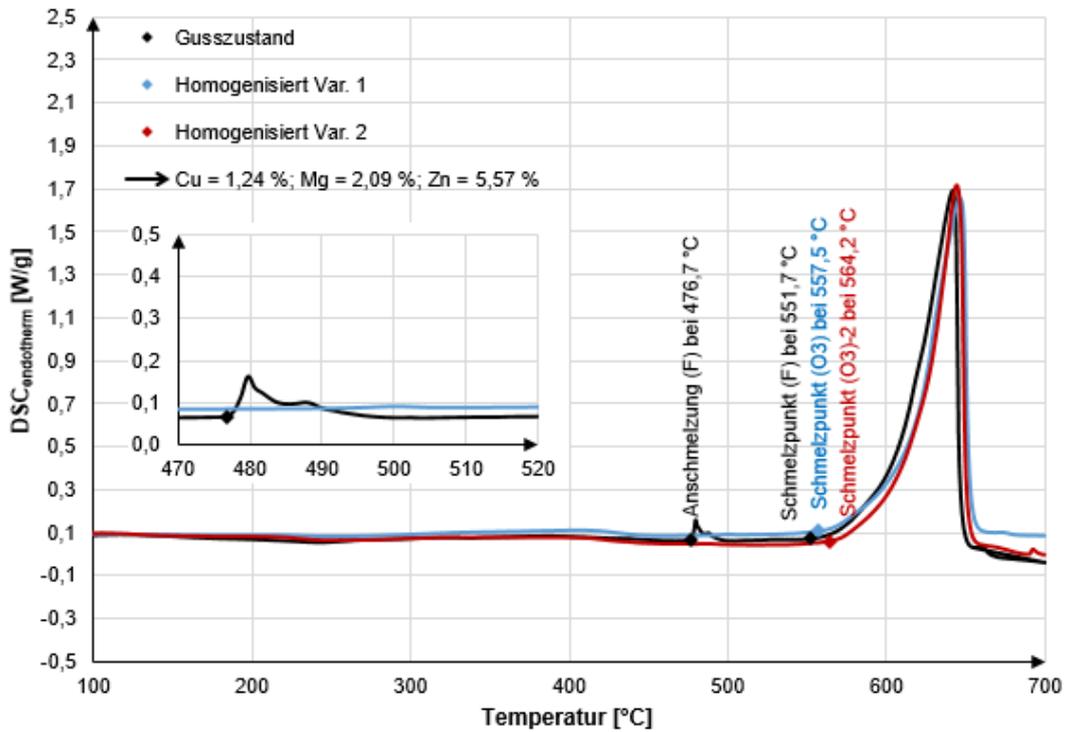


Abbildung 55: DSC-Analyse der Legierung 7: AlZn5,6Mg2,1Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

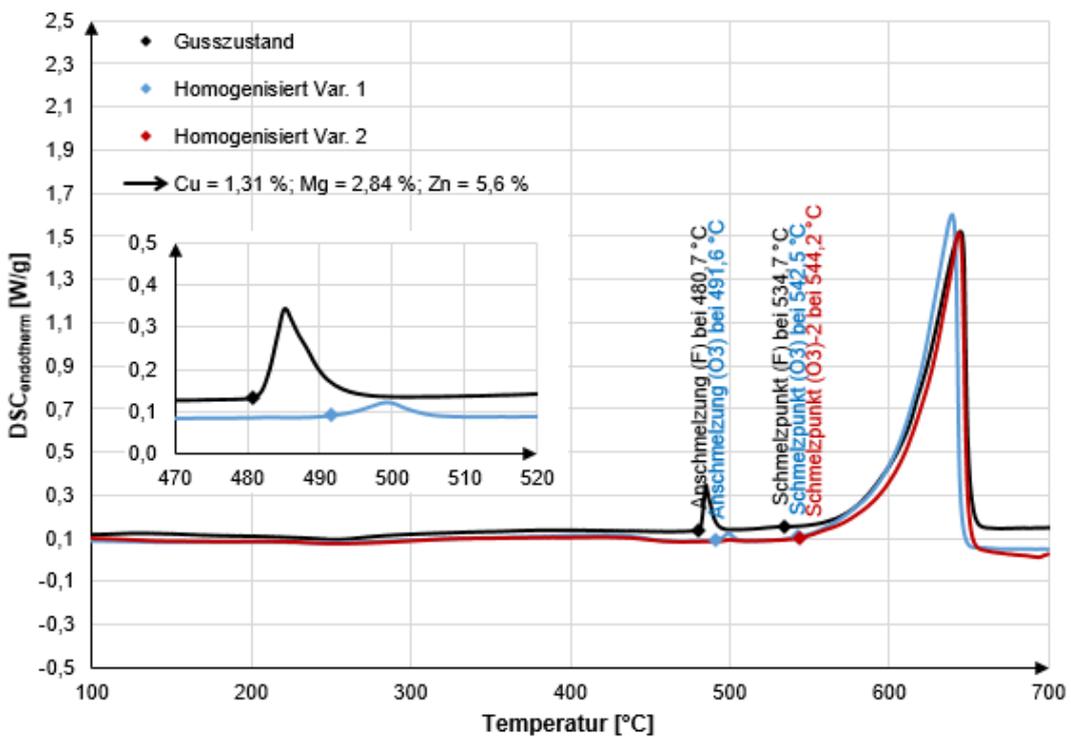


Abbildung 56: DSC-Analyse der Legierung 8: AlZn5,6Mg2,9Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

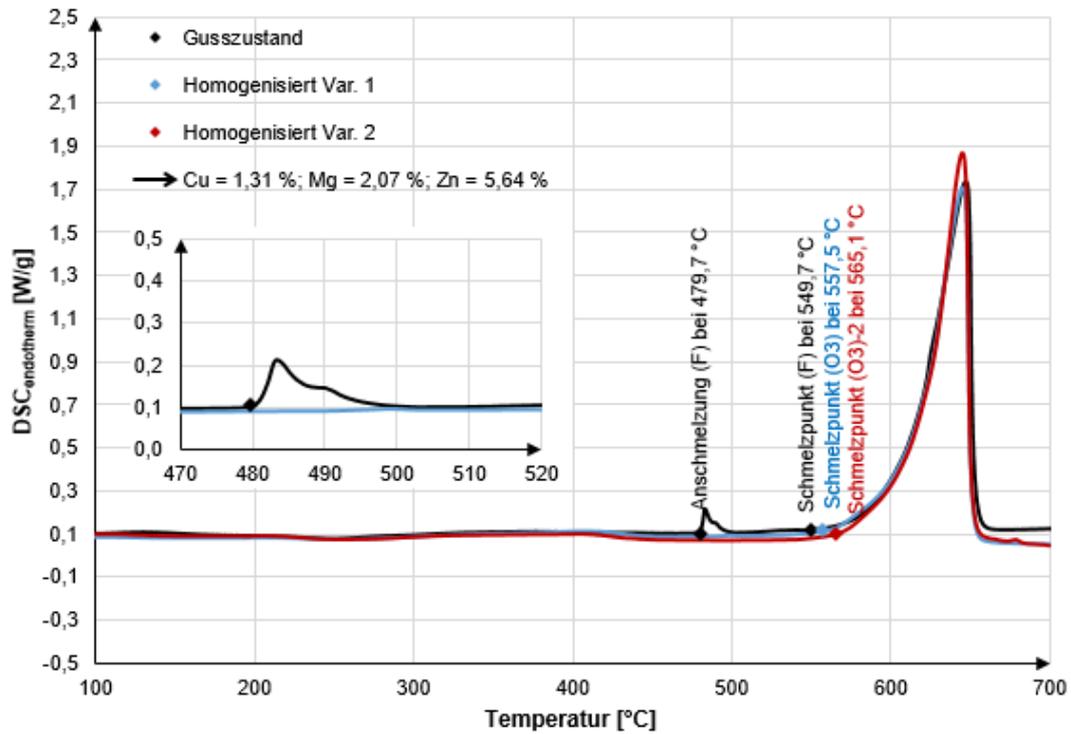


Abbildung 57: DSC-Analyse der Legierung 9: AlZn5,6Mg2,1Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

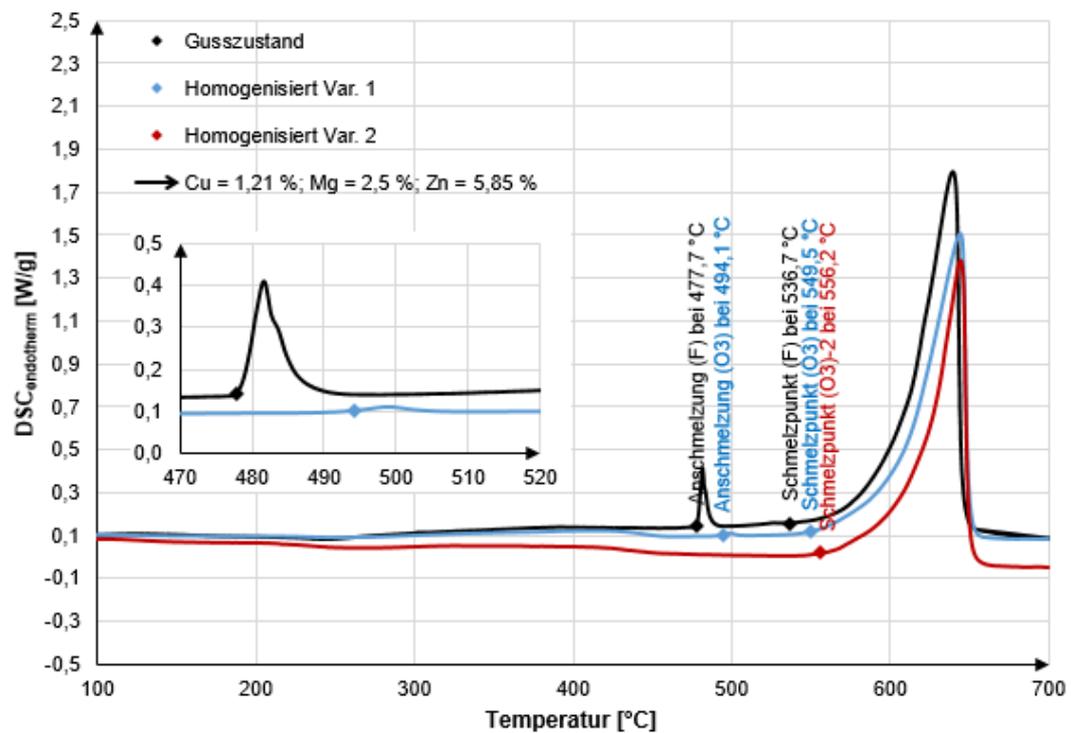


Abbildung 58: DSC-Analyse der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

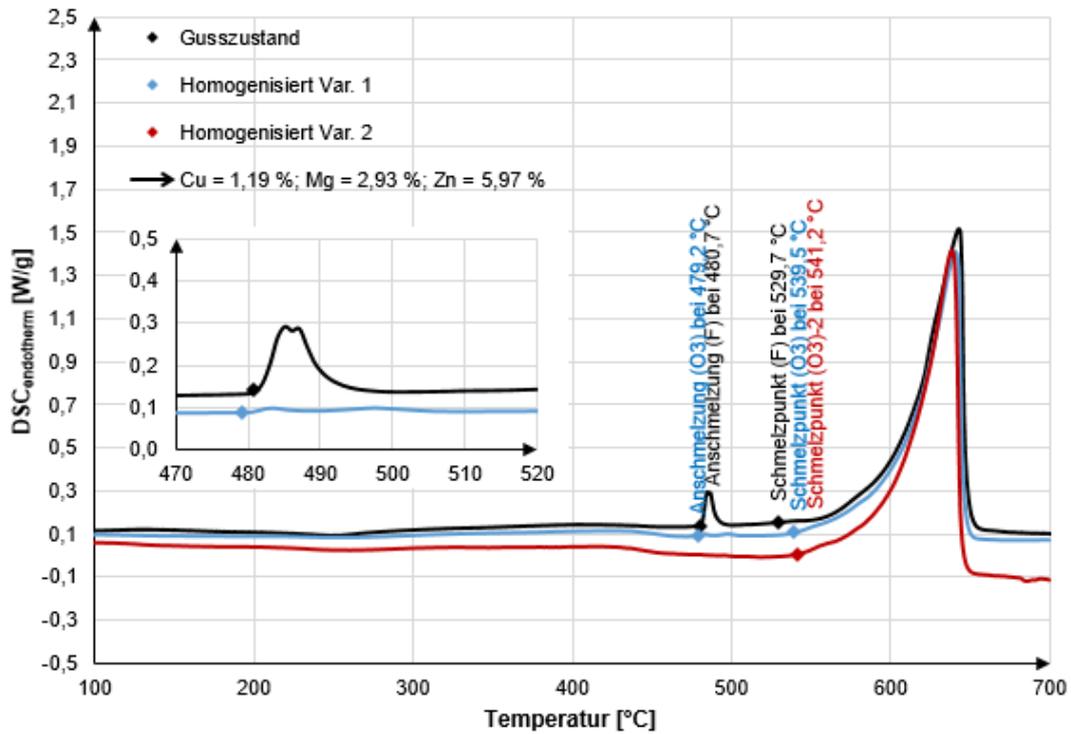


Abbildung 59: DSC-Analyse der Legierung 11: AlZn6,0Mg2,9Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

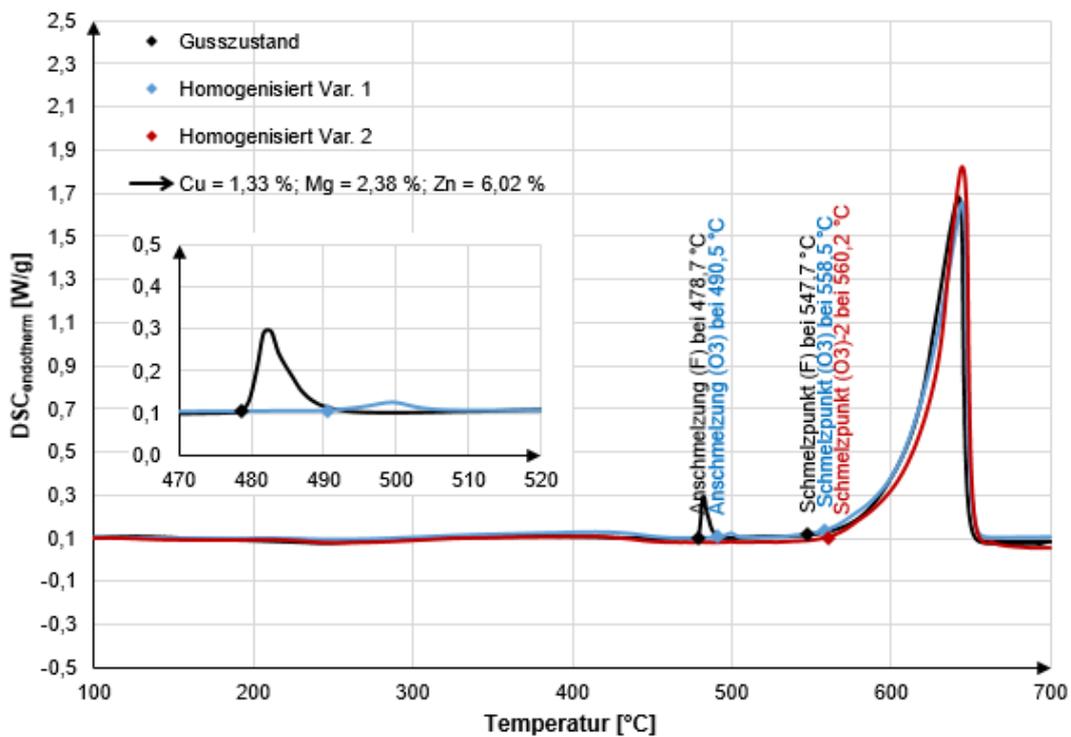


Abbildung 60: DSC-Analyse der Legierung 12: AlZn6,0Mg2,4Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

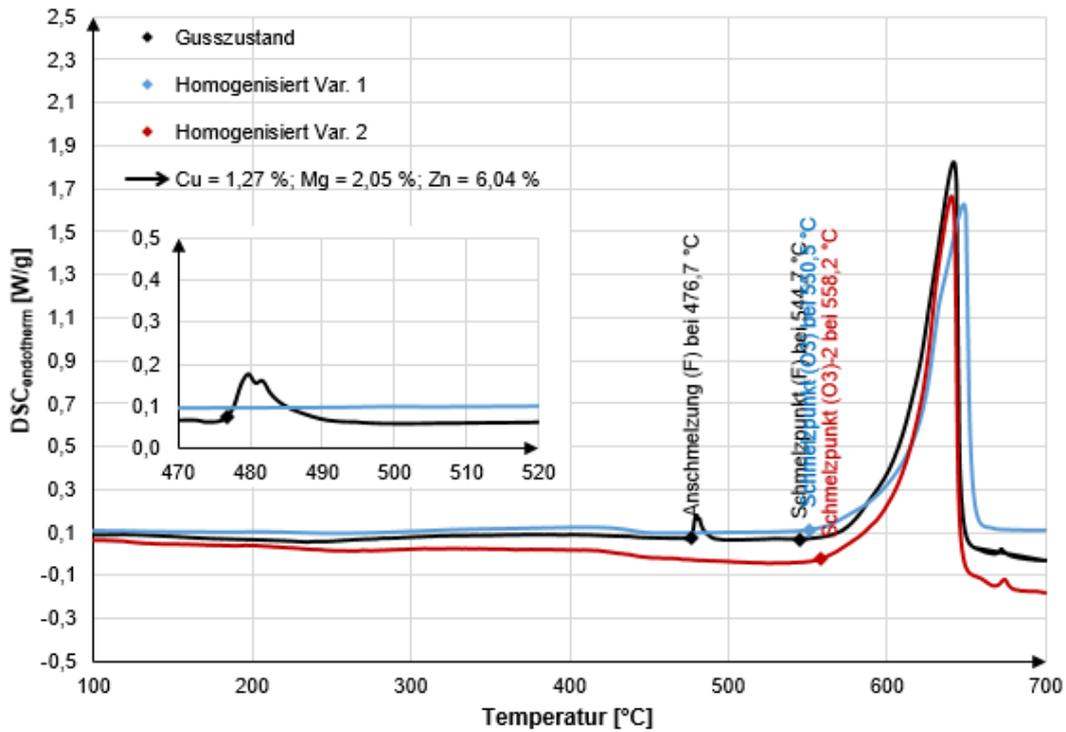


Abbildung 61: DSC-Analyse der Legierung 13: AlZn6,0Mg2,1Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

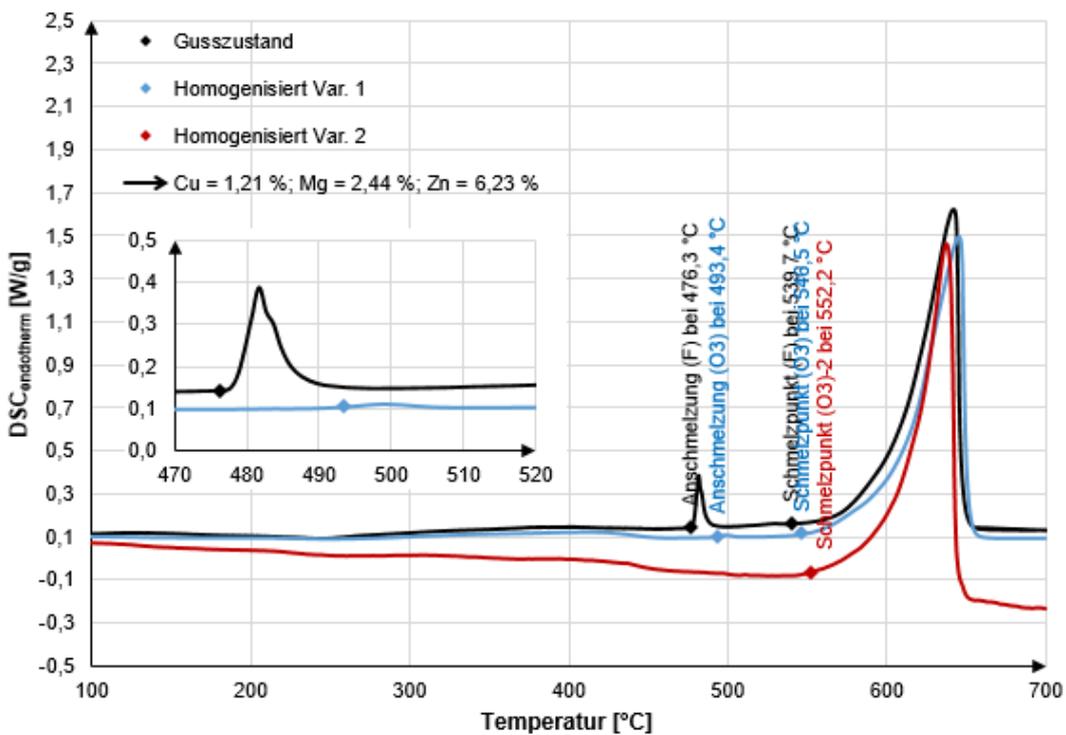


Abbildung 62: DSC-Analyse der Legierung 14: AlZn6,2Mg2,4Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

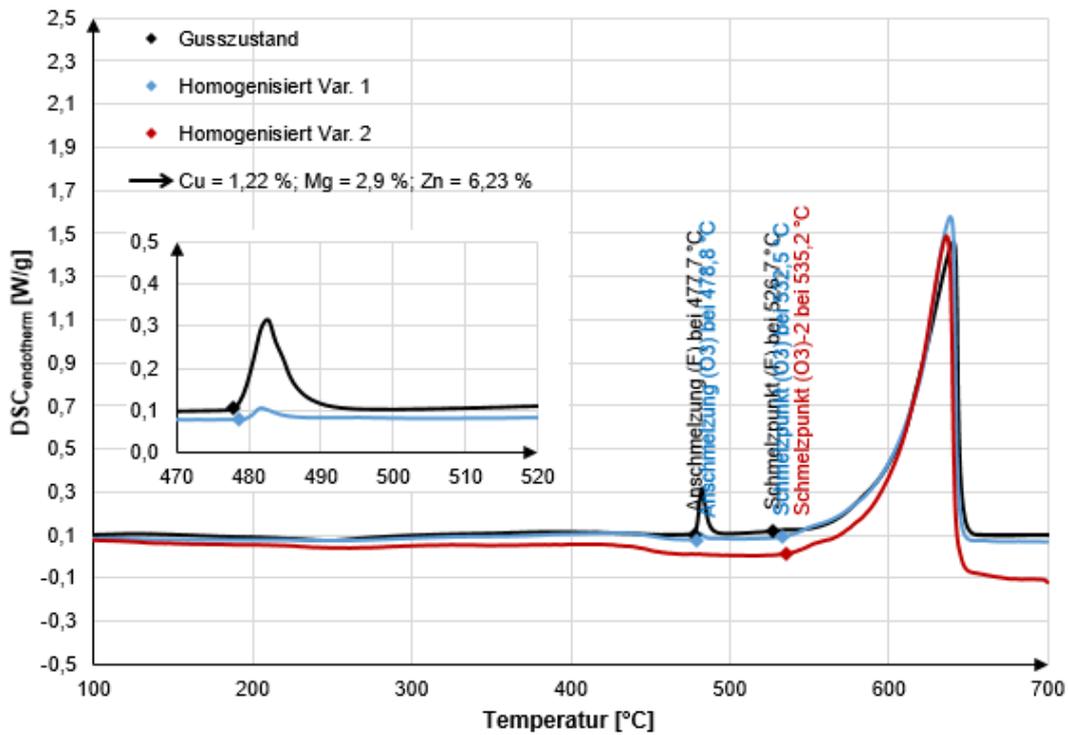


Abbildung 63: DSC-Analyse der Legierung 15: AlZn6,2Mg2,9Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

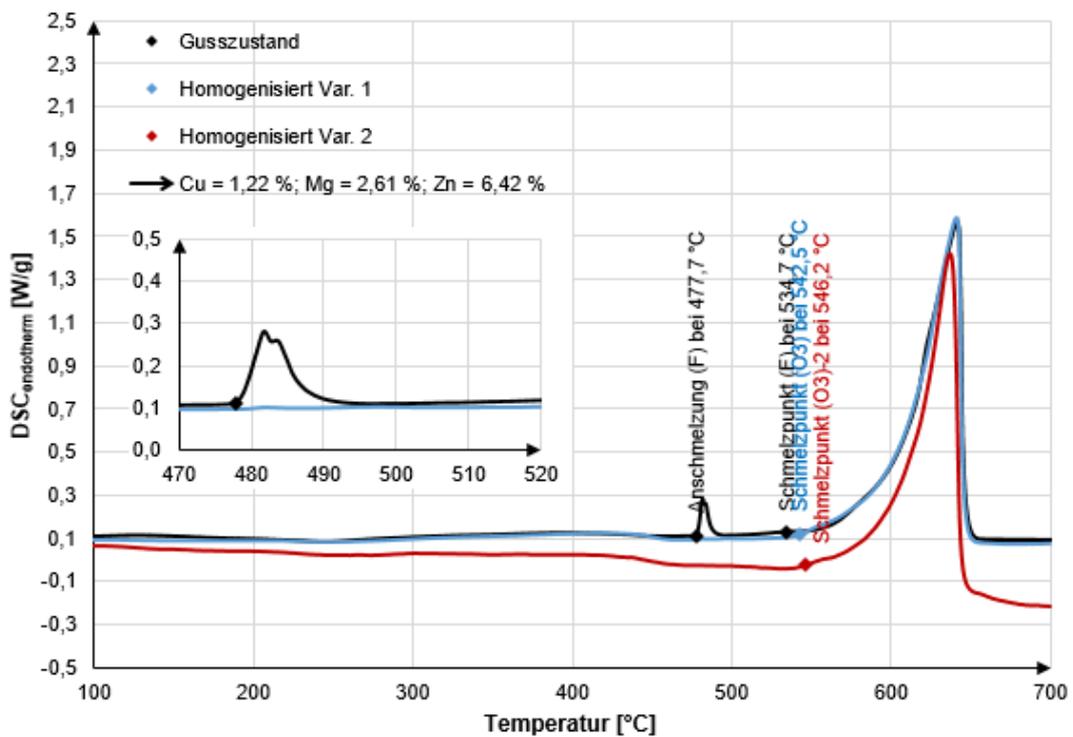


Abbildung 64: DSC-Analyse der Legierung 16: AlZn6,4Mg2,6Cu1,2 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

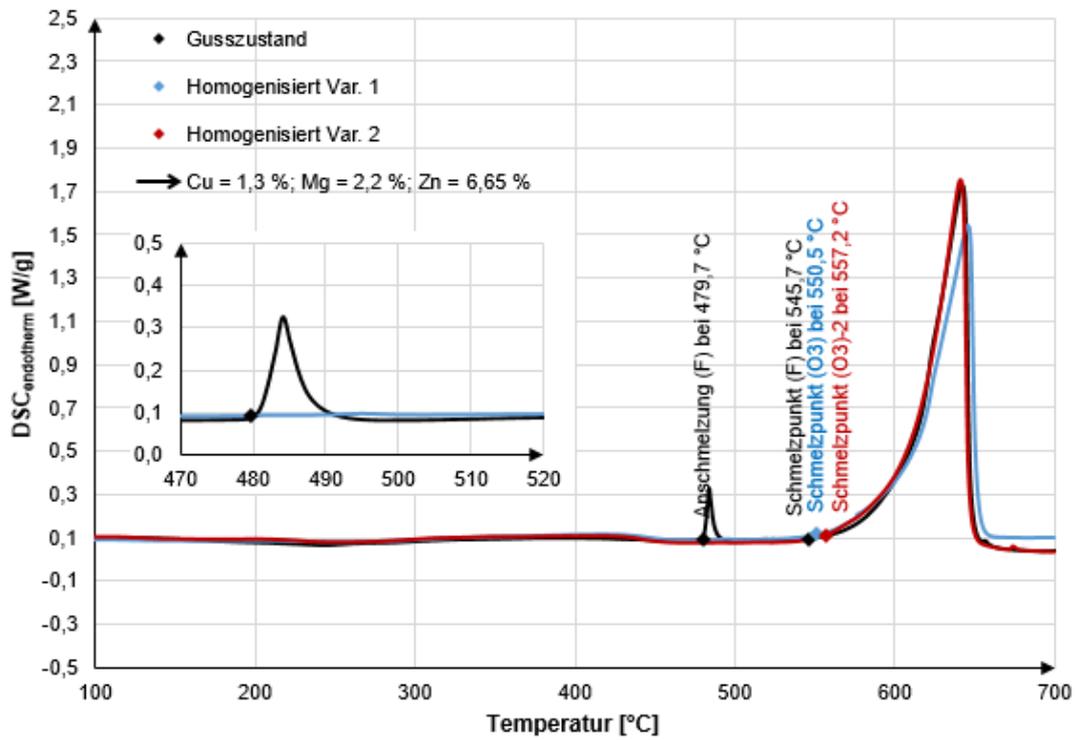


Abbildung 65: DSC-Analyse der Legierung 17: AlZn6,7Mg2,2Cu1,3 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

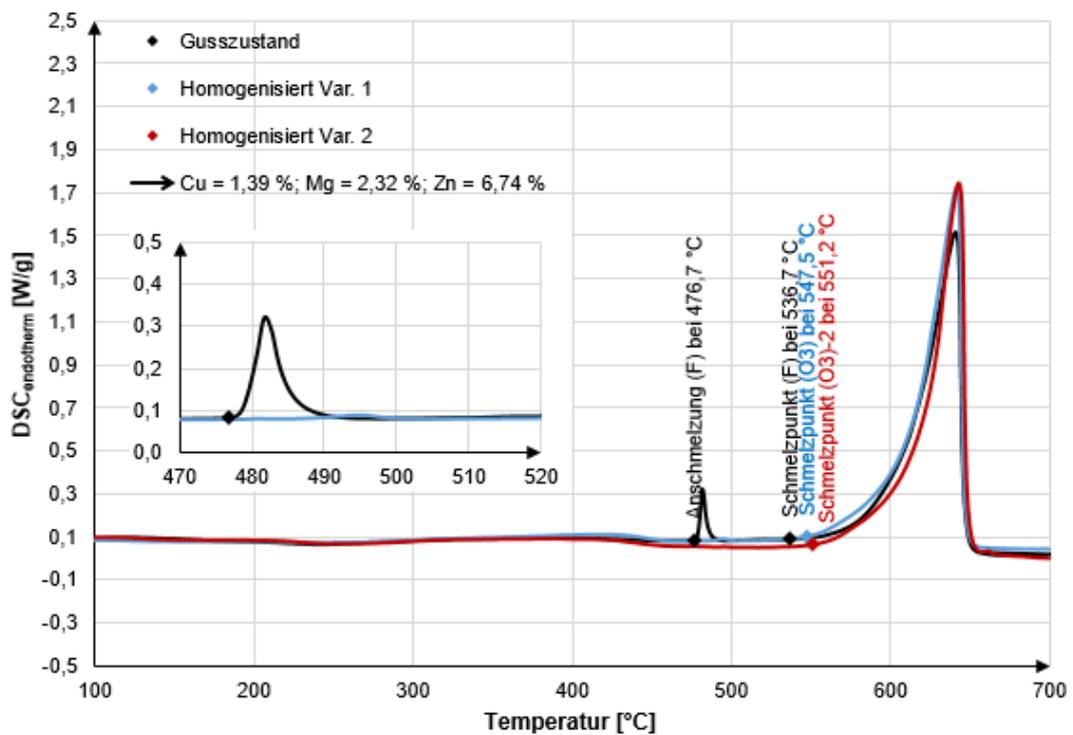


Abbildung 66: DSC-Analyse der Legierung 18: AlZn6,7Mg2,3Cu1,4 im Bereich 100-700 °C (Heizrate = 10 °C/min)

12 Anhang D

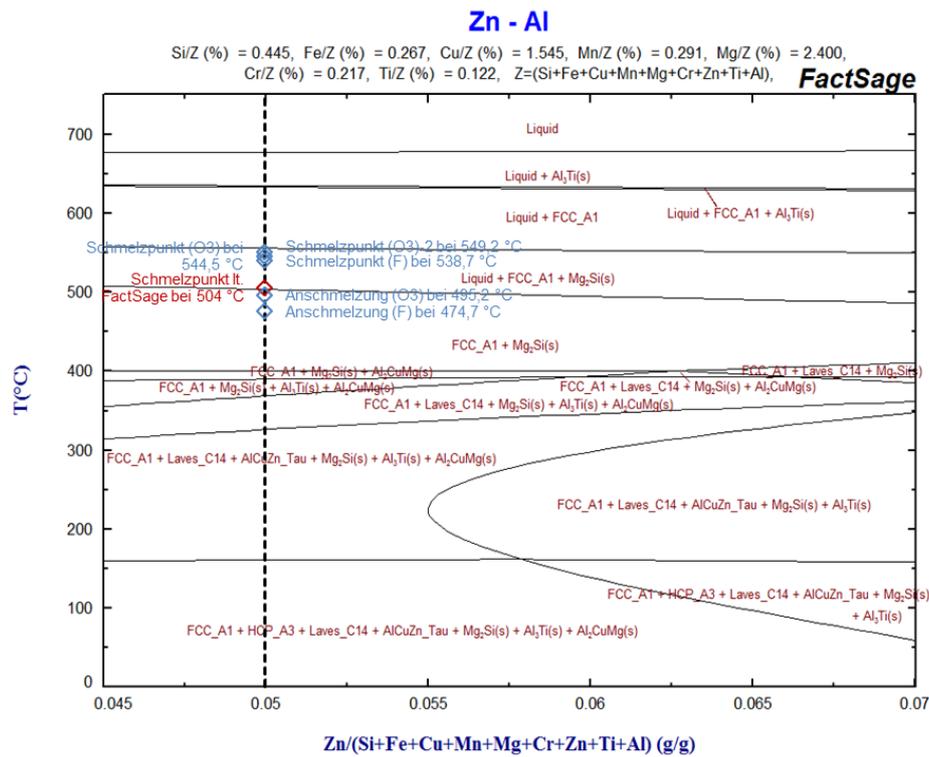


Abbildung 67: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 1 (AlZn5,0Mg2,4Cu1,6) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

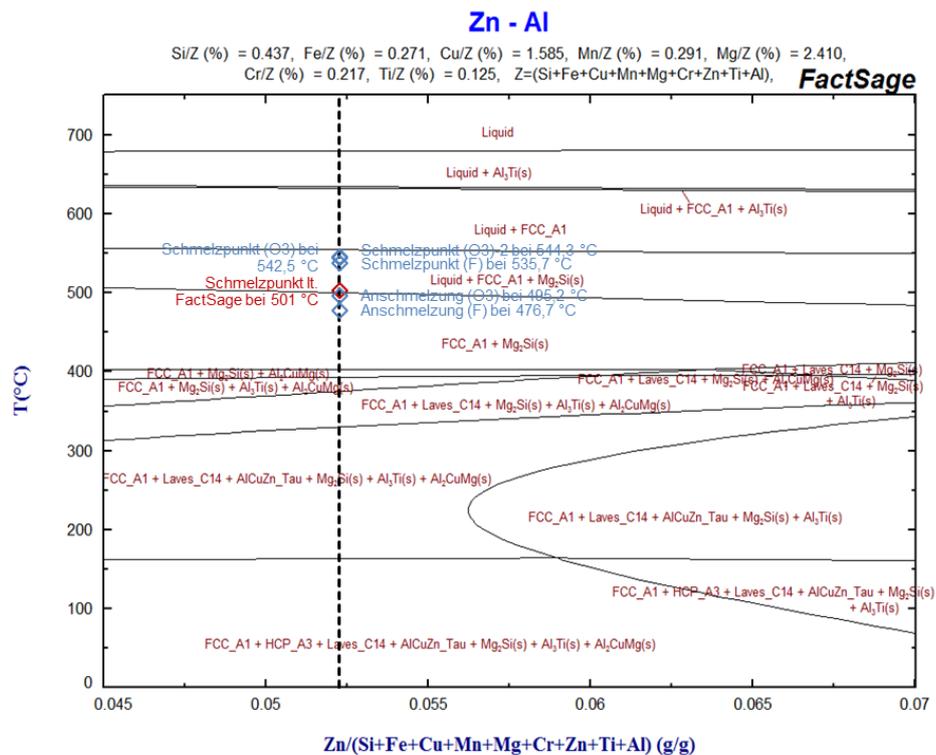


Abbildung 68: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 2 (AlZn5,2Mg2,4Cu1,6) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

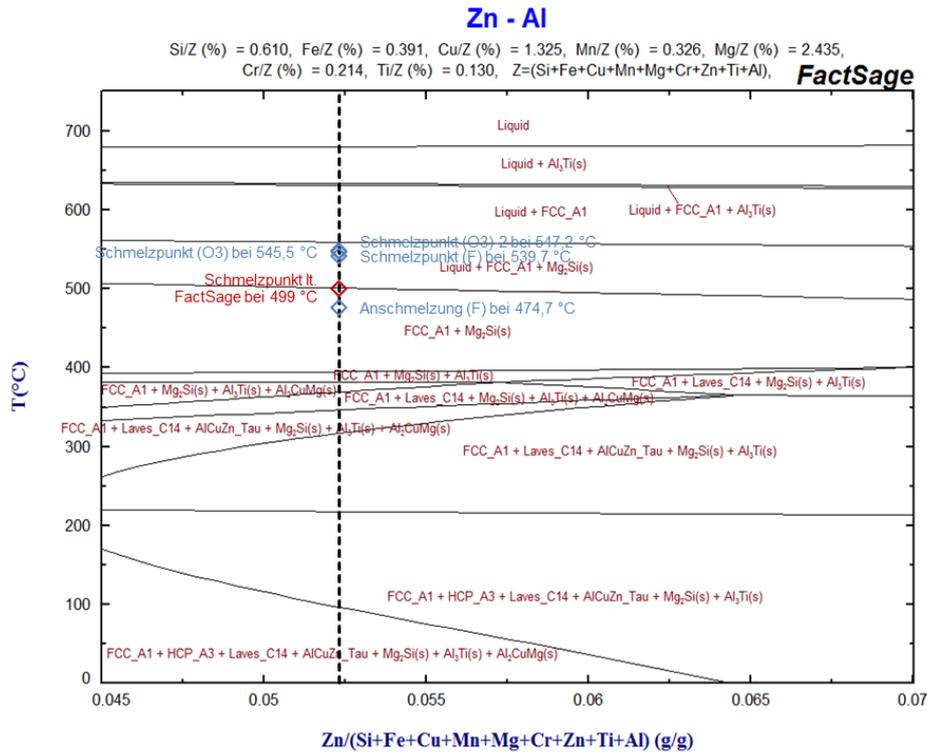


Abbildung 69: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 3 (AlZn5,2Mg2,4Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

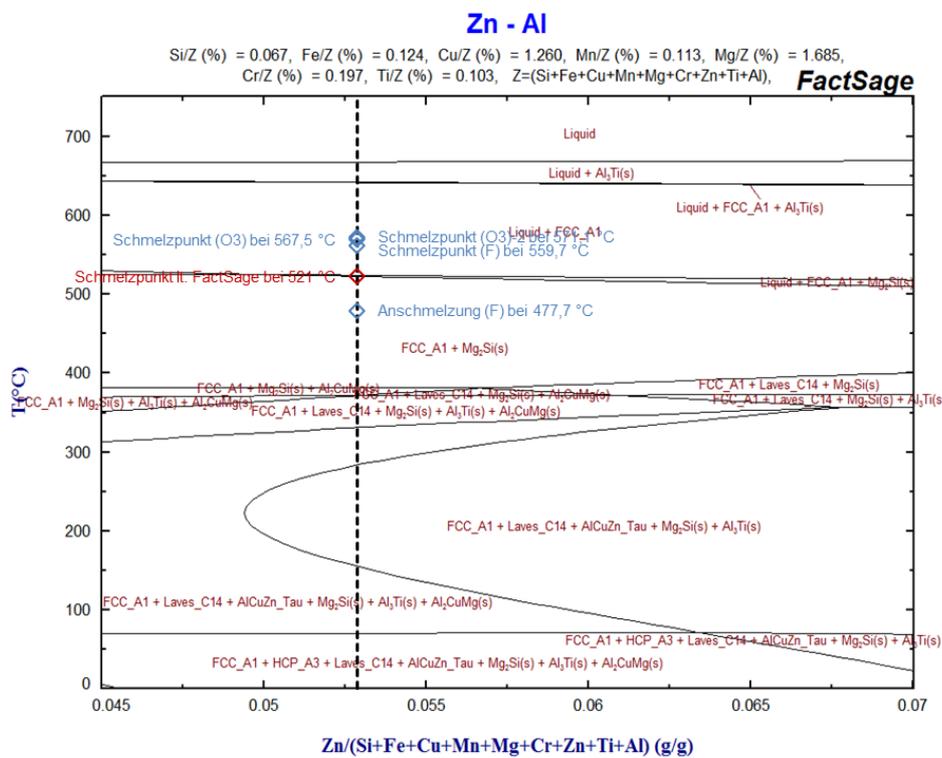


Abbildung 70: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 4 (AlZn5,3Mg1,7Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

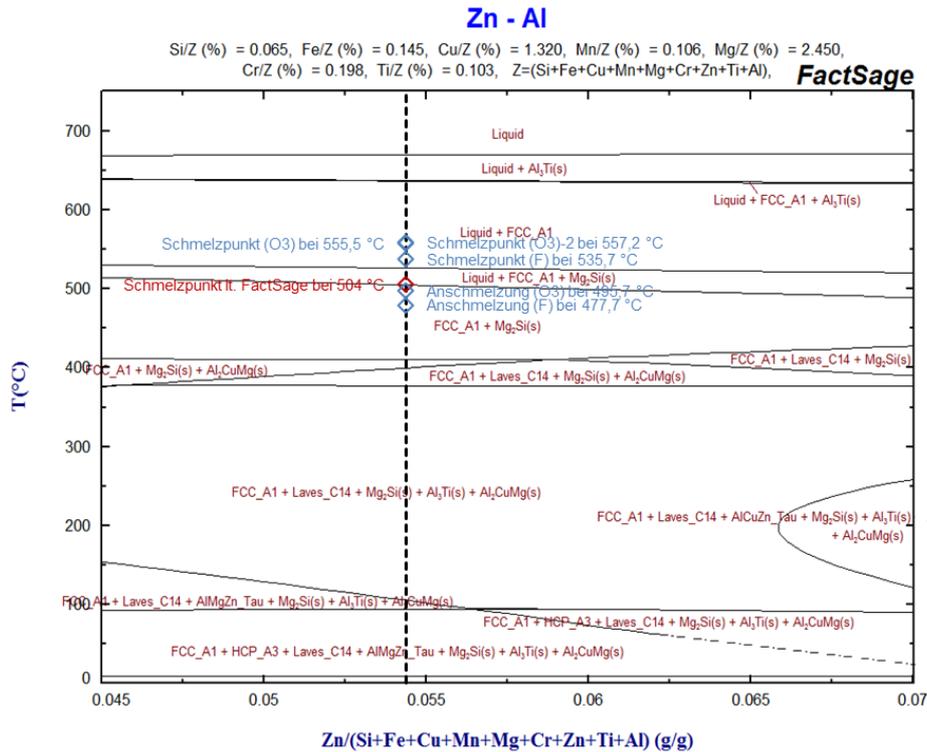


Abbildung 71: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 5 (AlZn_{5,4}Mg_{2,5}Cu_{1,3}) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

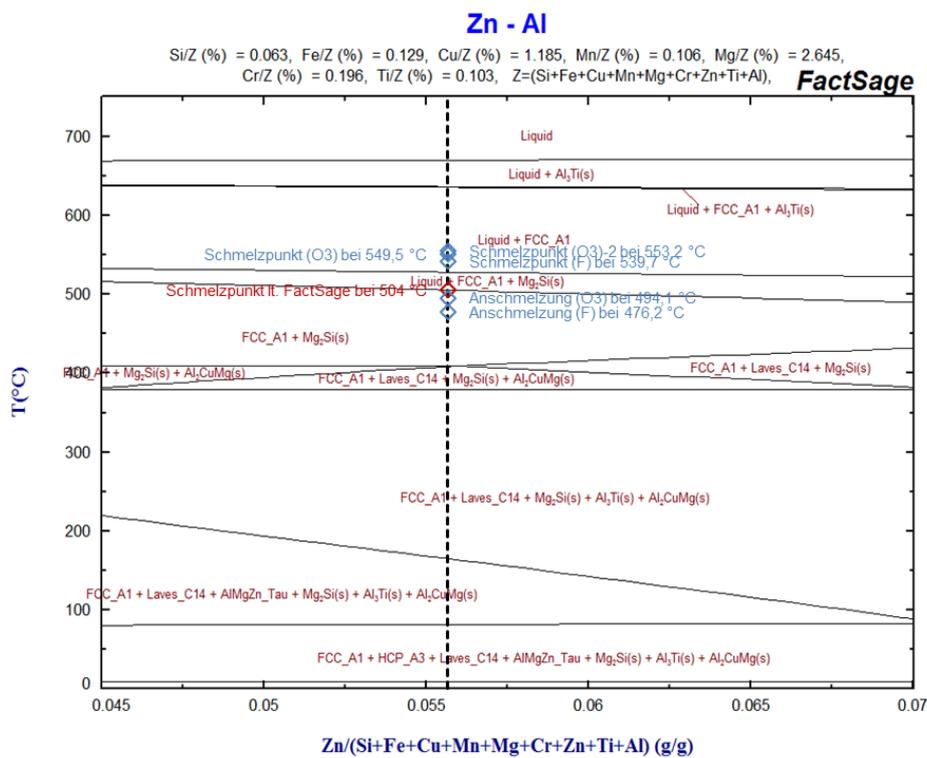


Abbildung 72: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 6 (AlZn_{5,6}Mg_{2,7}Cu_{1,2}) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

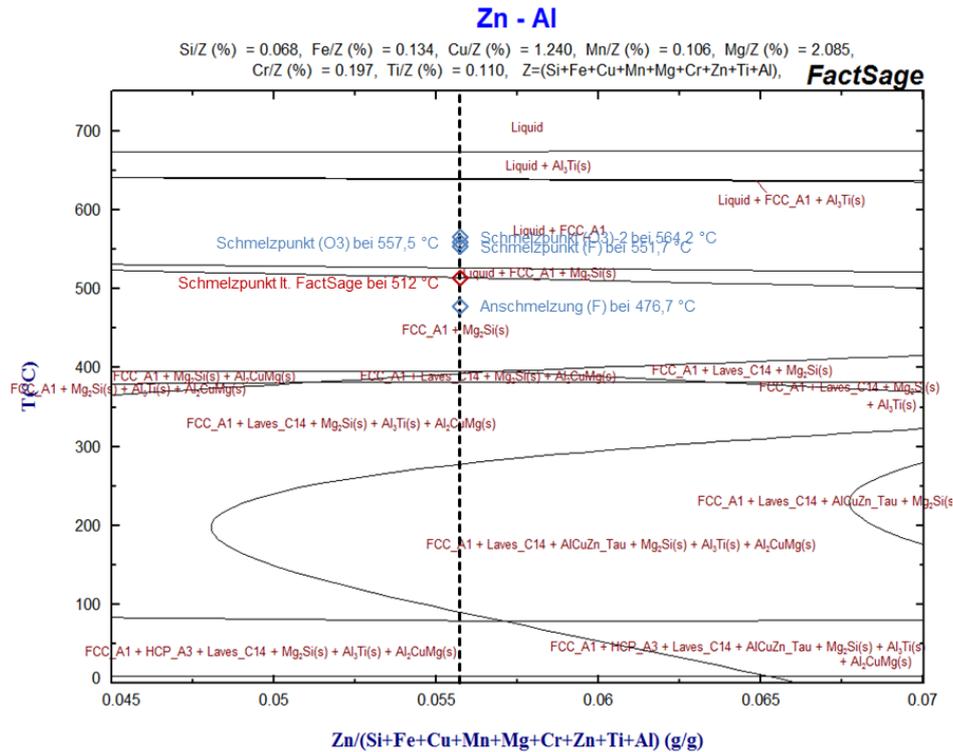


Abbildung 73: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 7 (AlZn5,6Mg2,1Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

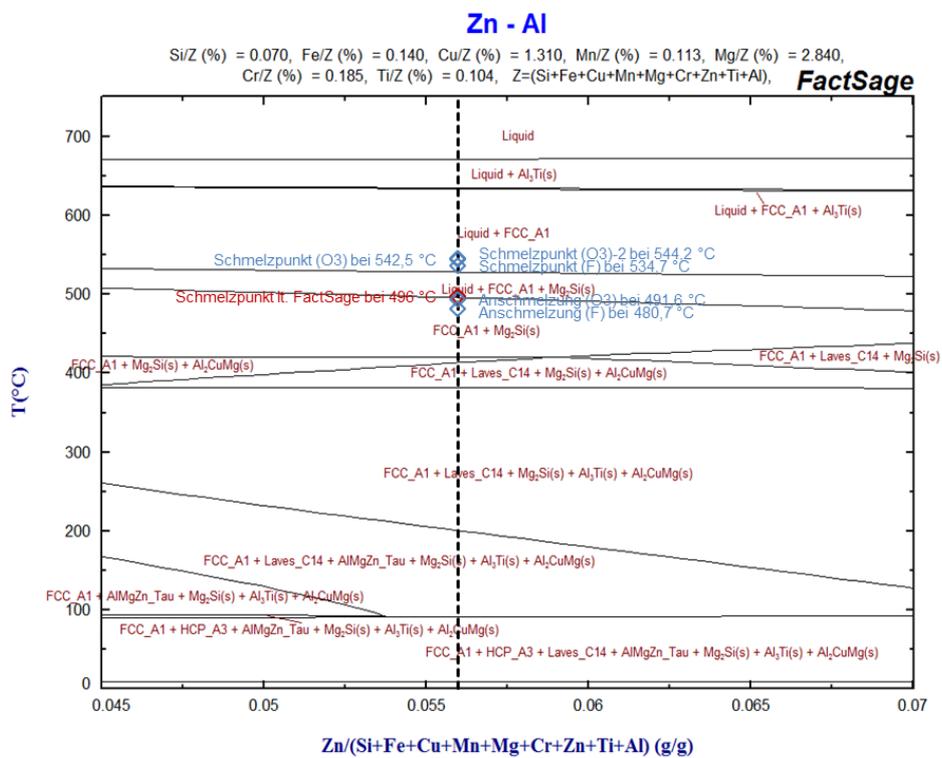


Abbildung 74: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 8 (AlZn5,6Mg2,9Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

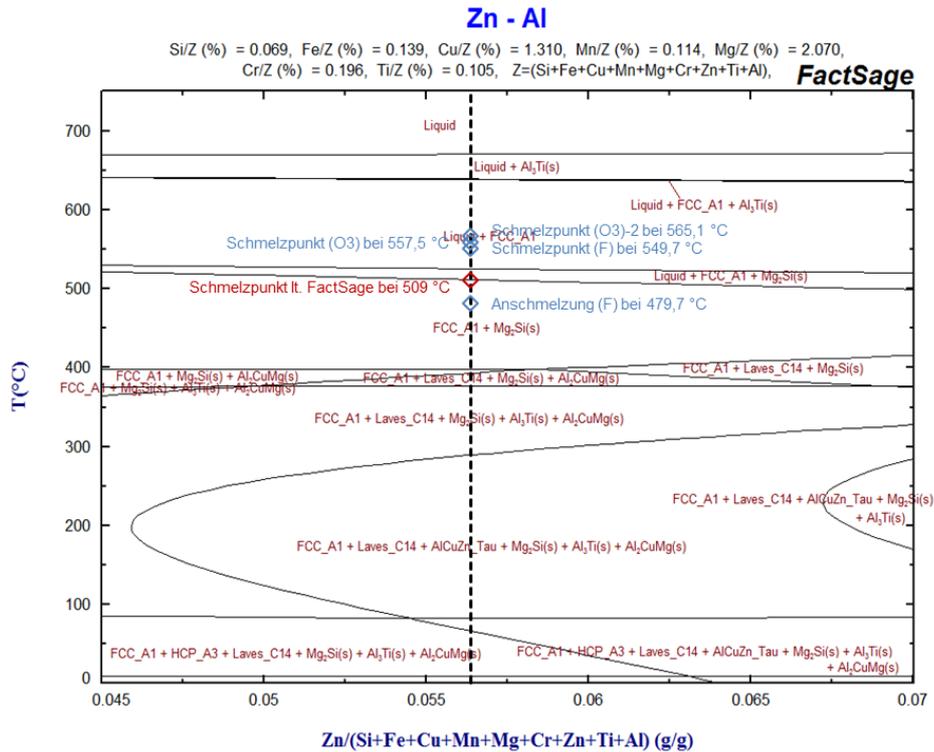


Abbildung 75: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 9 (AlZn5,6Mg2,1Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

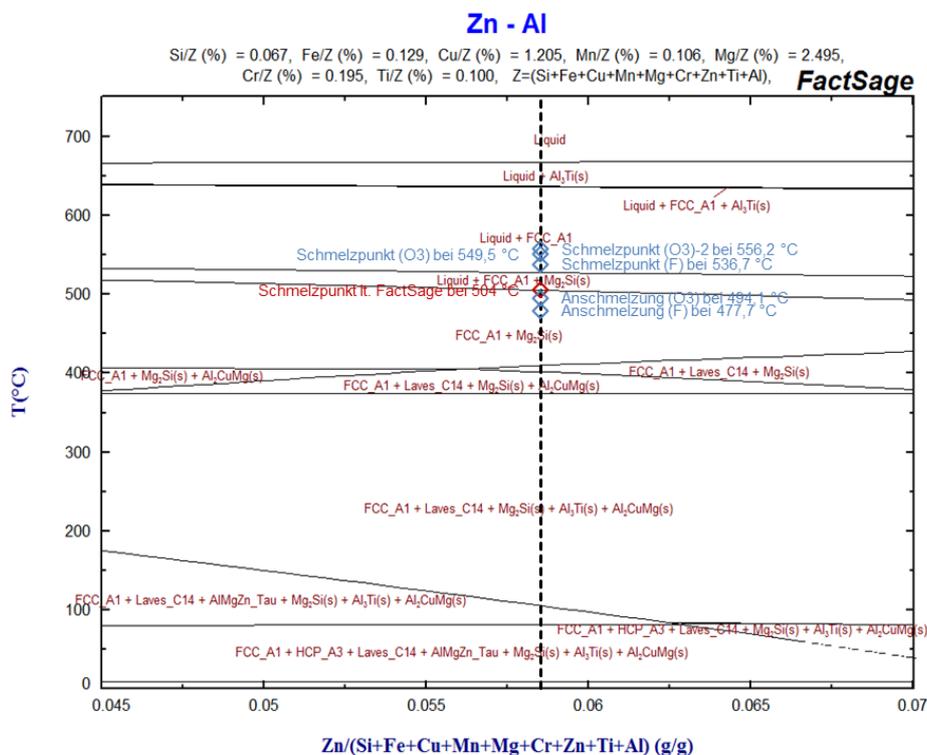


Abbildung 76: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 10 (AlZn5,9Mg2,5Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

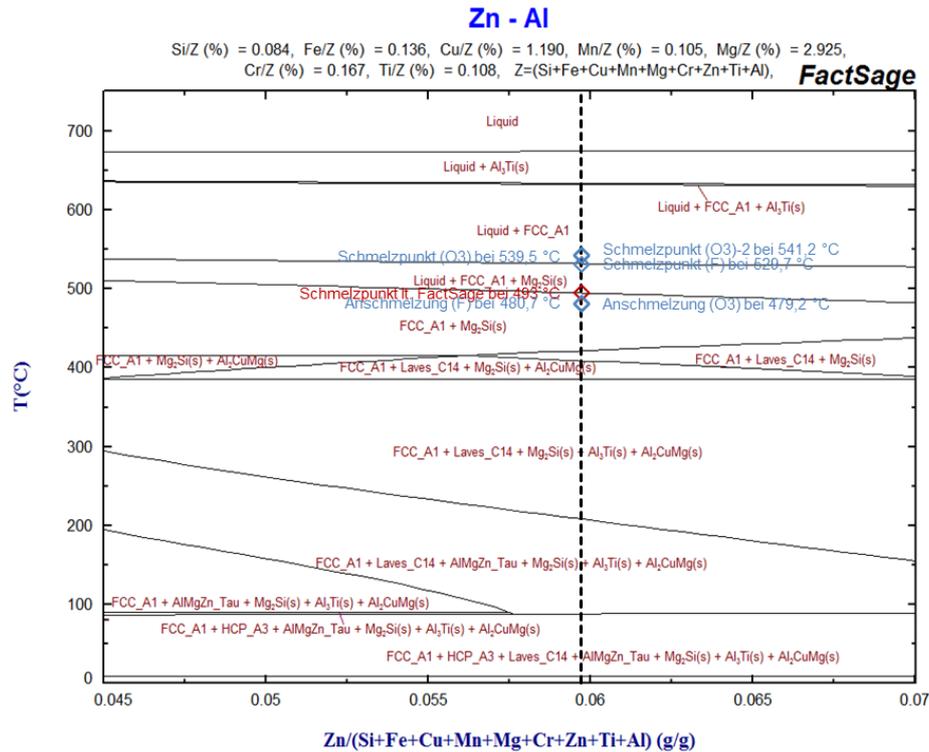


Abbildung 77: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 11 (AlZn6,0Mg2,9Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

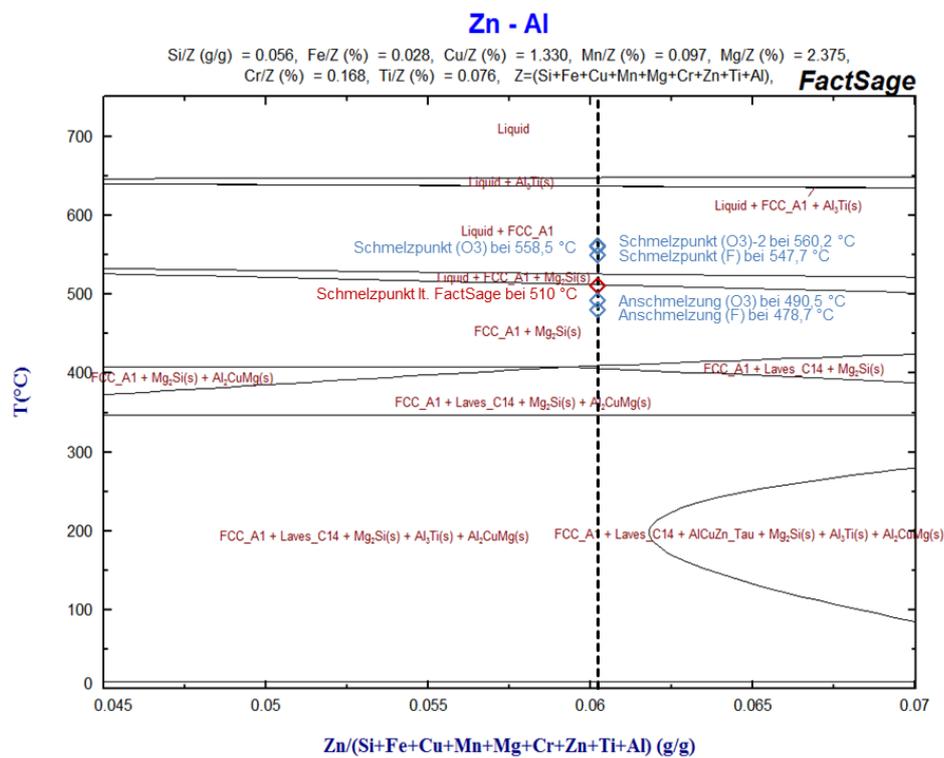


Abbildung 78: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 12 (AlZn6,0Mg2,4Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

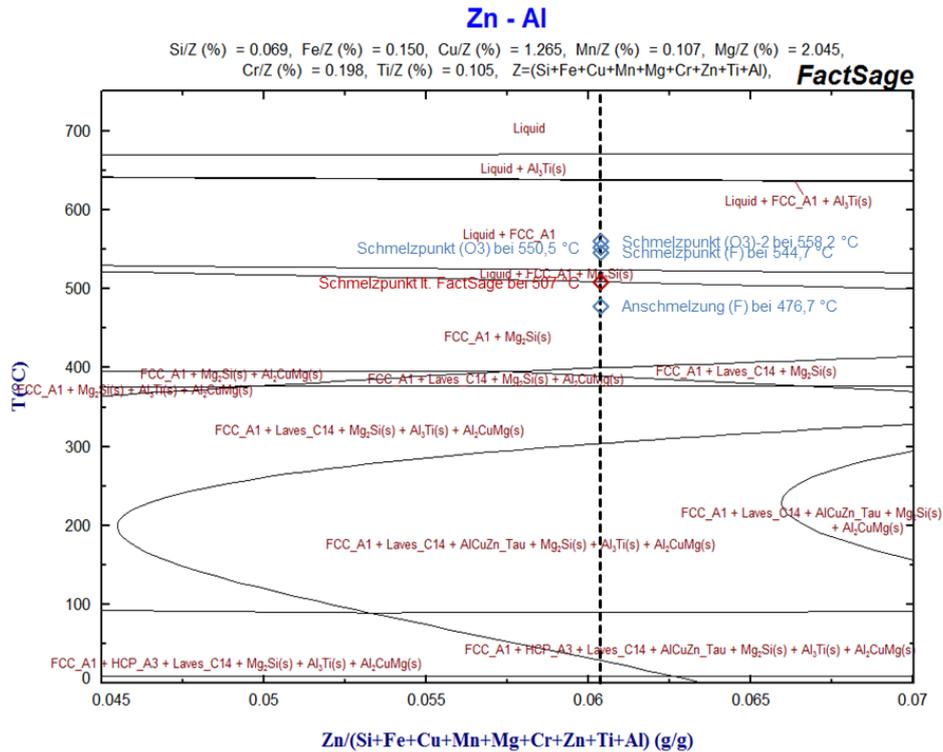


Abbildung 79: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 13 (AlZn6,0Mg2,1Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

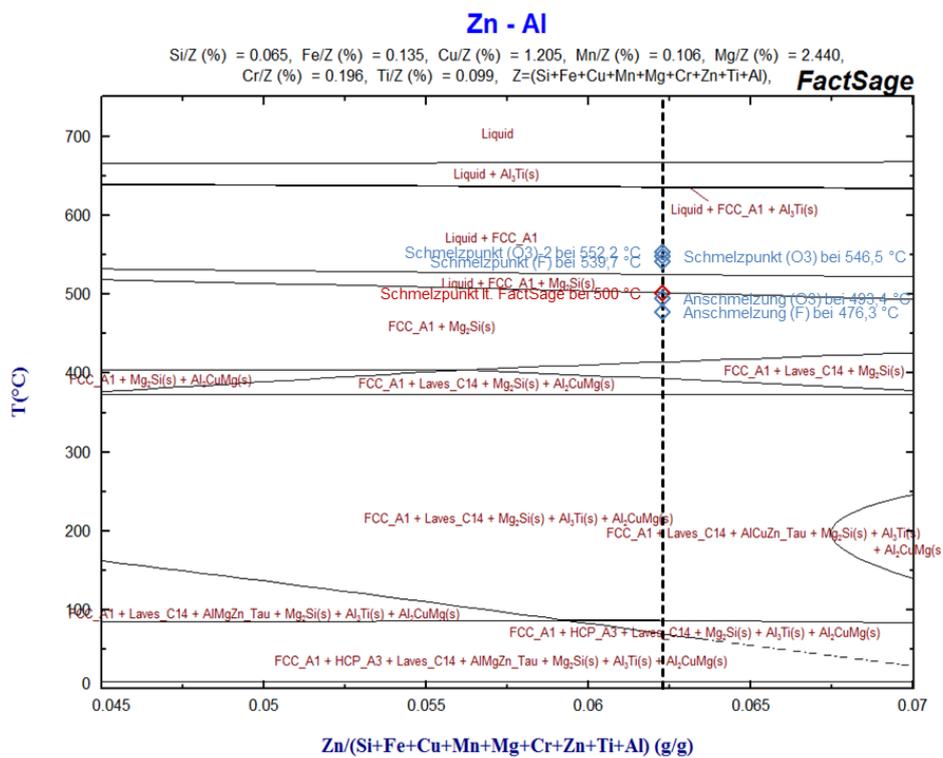


Abbildung 80: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 14 (AlZn6,2Mg2,4Cu1,2) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

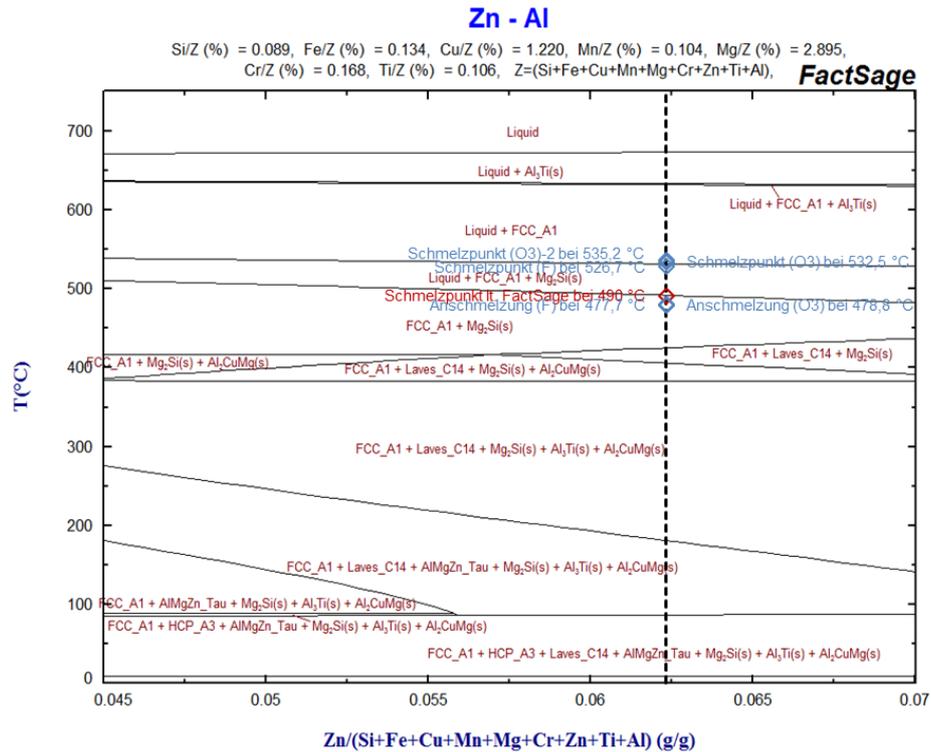


Abbildung 81: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 15 (AlZn_{6,2}Mg_{2,9}Cu_{1,2}) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

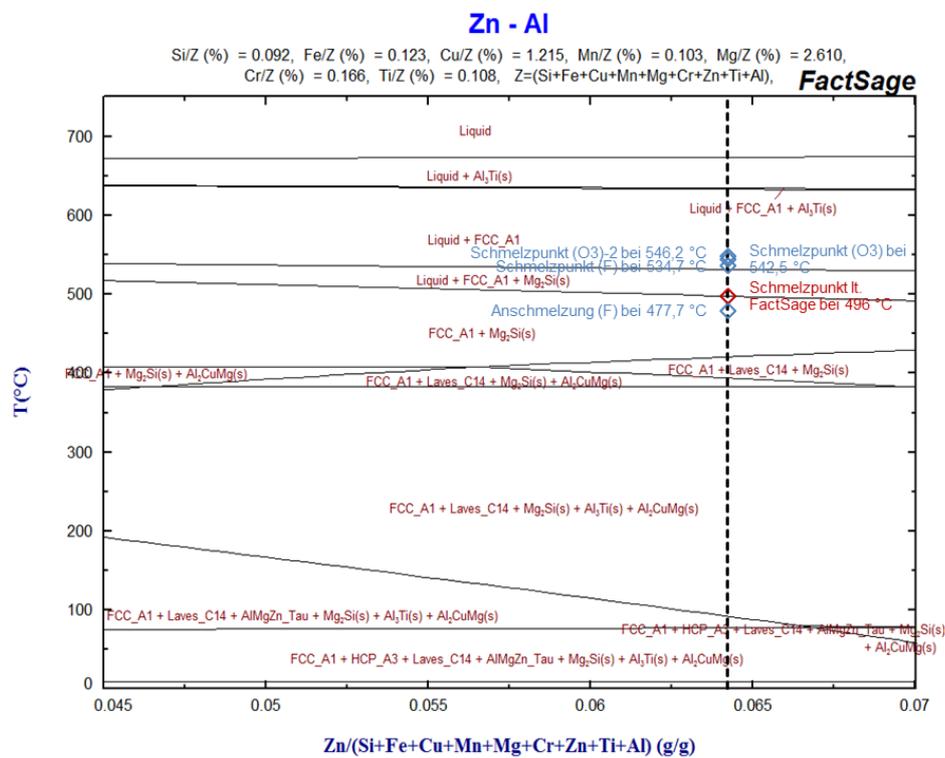


Abbildung 82: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 16 (AlZn_{6,4}Mg_{2,6}Cu_{1,2}) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

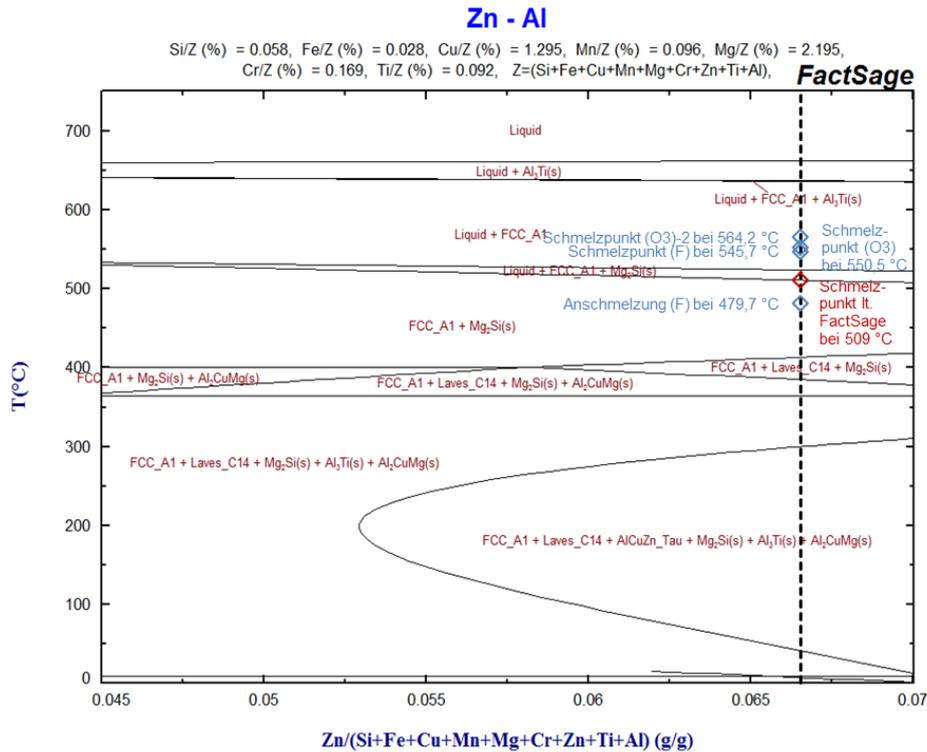


Abbildung 83: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 17 (AlZn6,7Mg2,2Cu1,3) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

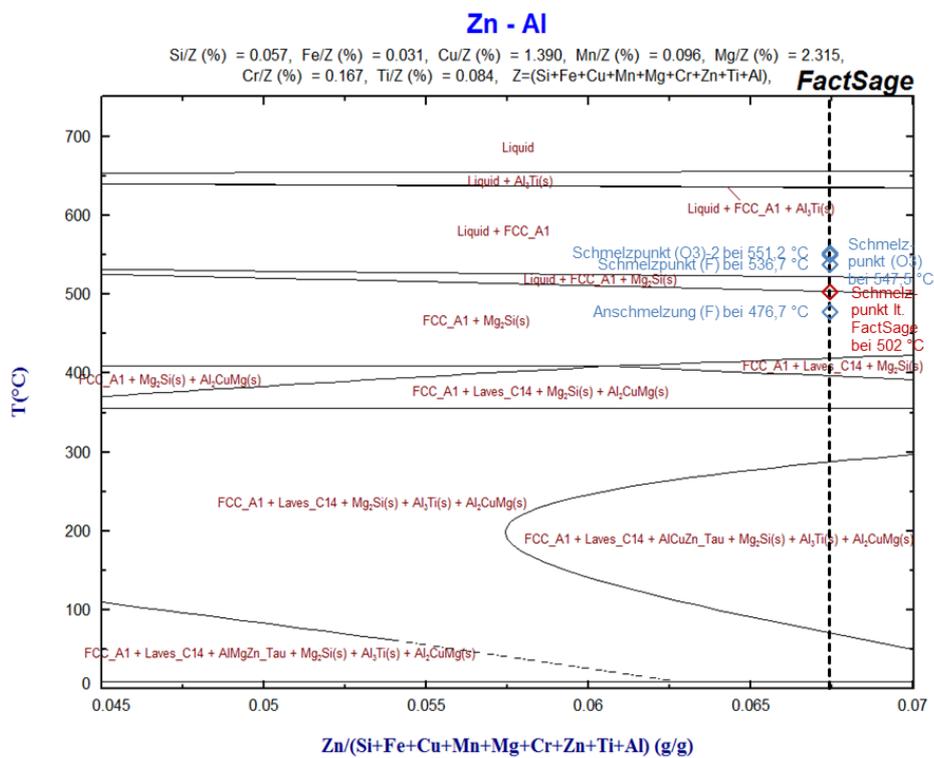


Abbildung 84: Phasendiagramm nach FactSage™ 6.4 der Legierung 18 (AlZn6,7Mg2,3Cu1,4) von 4,5 % bis 7,0 % Zn inklusive ermittelter Temperaturen durch DSC und Soliduspunkt

13 Anhang E

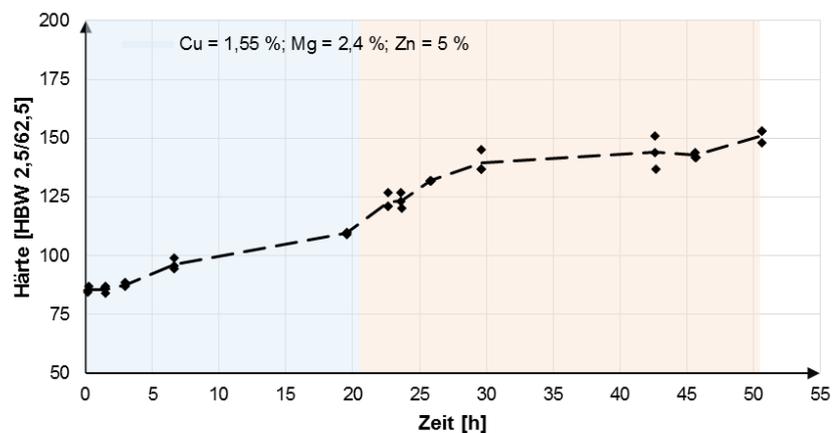


Abbildung 85: Härteverlauf der Legierung 1: AlZn5,0Mg2,4Cu1,6; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

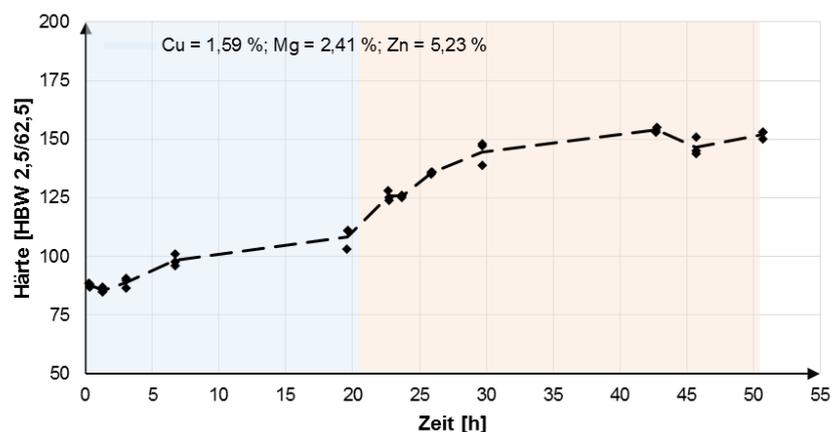


Abbildung 86: Härteverlauf der Legierung 2: AlZn5,2Mg2,4Cu1,6; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

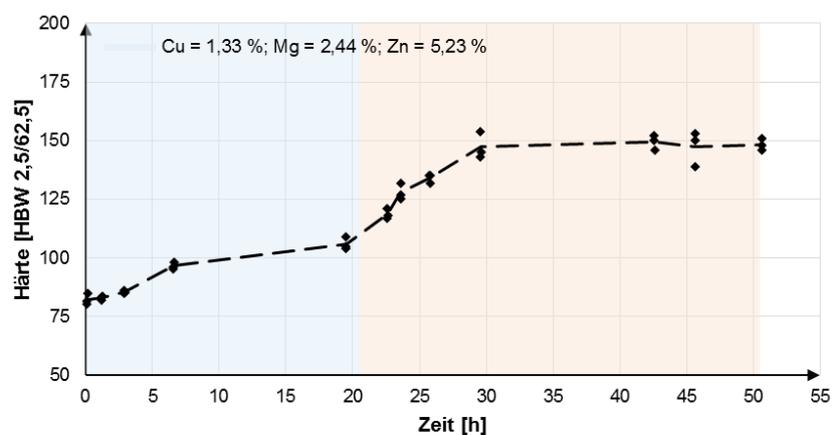


Abbildung 87: Härteverlauf der Legierung 3: AlZn5,2Mg2,4Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

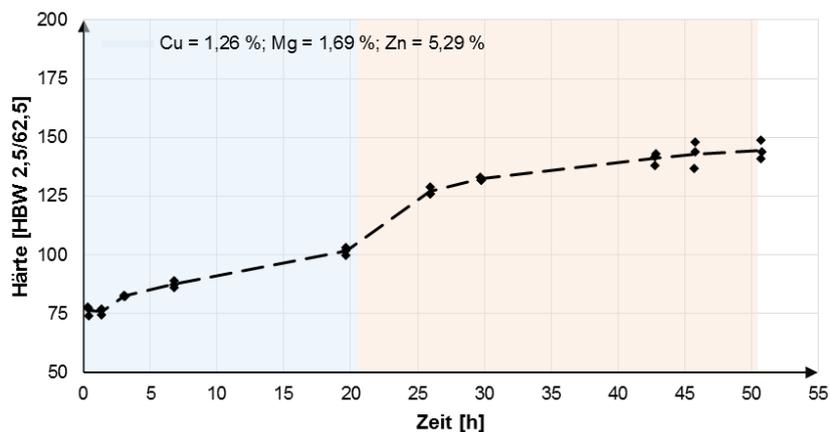


Abbildung 88: Härteverlauf der Legierung 4: AlZn5,3Mg1,7Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

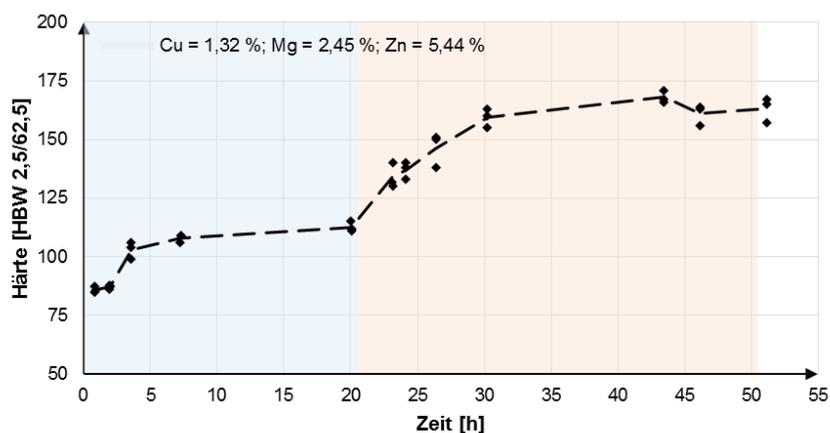


Abbildung 89: Härteverlauf der Legierung 5: AlZn5,4Mg2,5Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

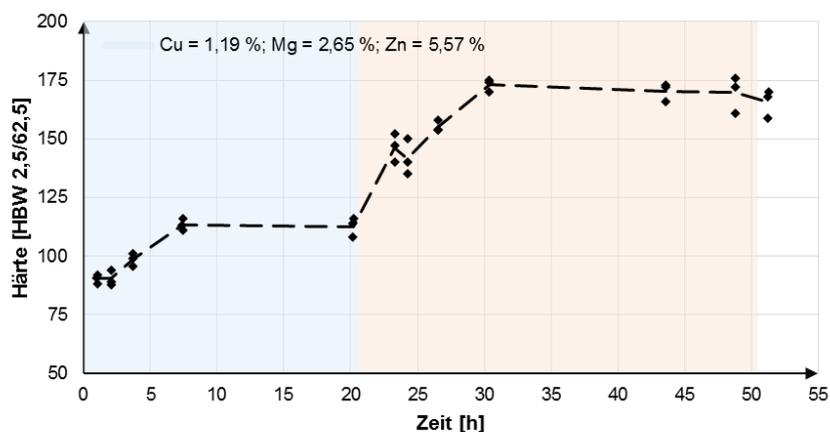


Abbildung 90: Härteverlauf der Legierung 6: AlZn5,6Mg2,7Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

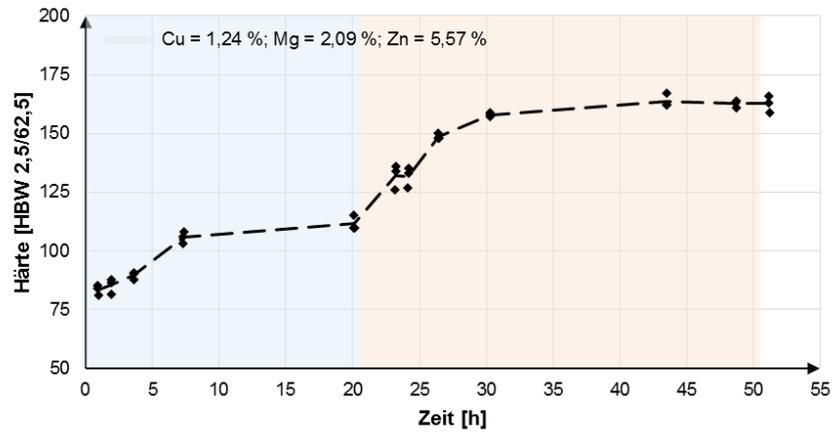


Abbildung 91: Härteverlauf der Legierung 7: AlZn_{5,6}Mg_{2,1}Cu_{1,2}; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

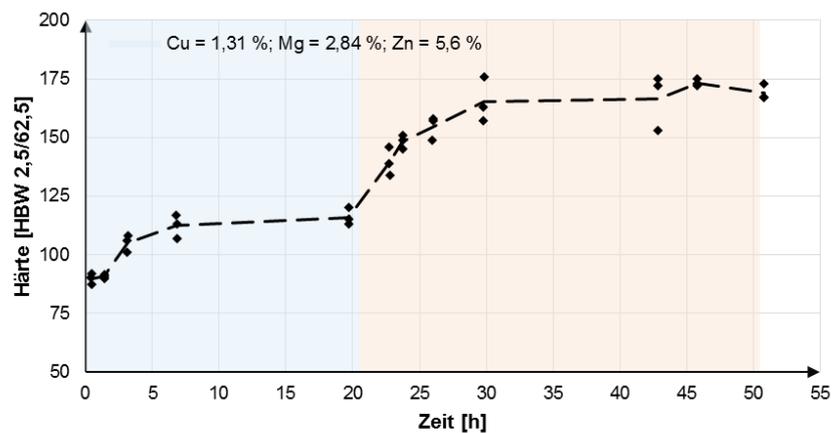


Abbildung 92: Härteverlauf der Legierung 8: AlZn_{5,6}Mg_{2,9}Cu_{1,3}; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

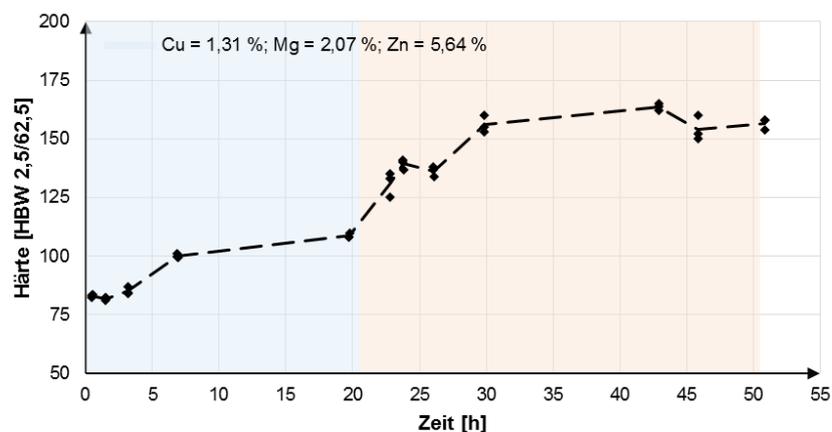


Abbildung 93: Härteverlauf der Legierung 9: AlZn_{5,6}Mg_{2,1}Cu_{1,3}; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

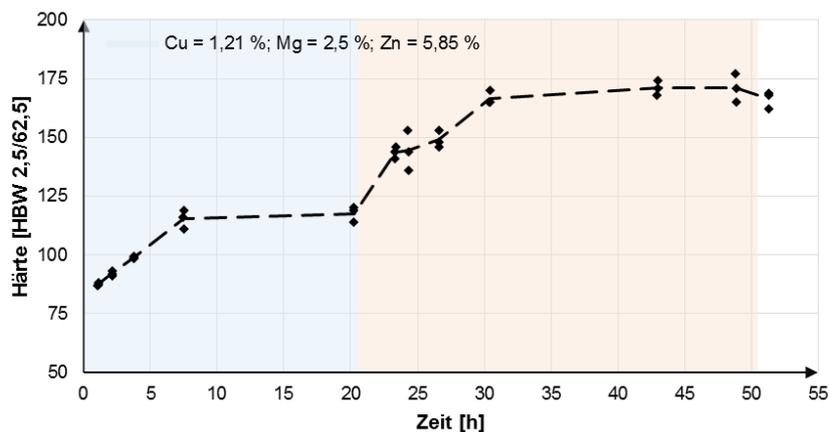


Abbildung 94: Härteverlauf der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

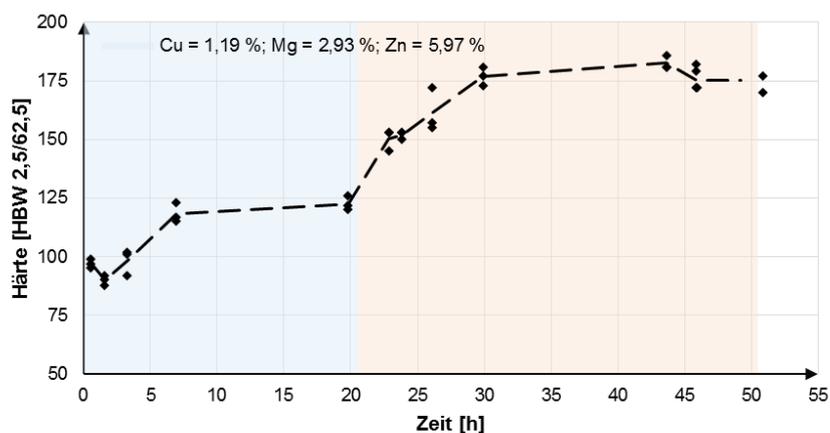


Abbildung 95: Härteverlauf der Legierung 11: AlZn6,0Mg2,9Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

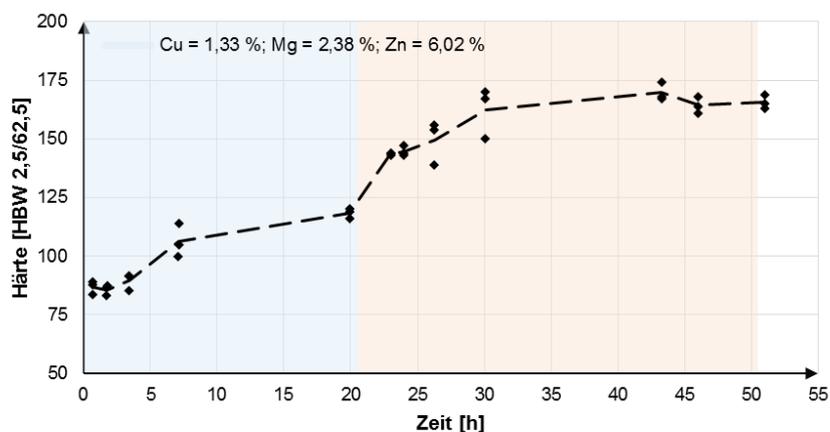


Abbildung 96: Härteverlauf der Legierung 12: AlZn6,0Mg2,4Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

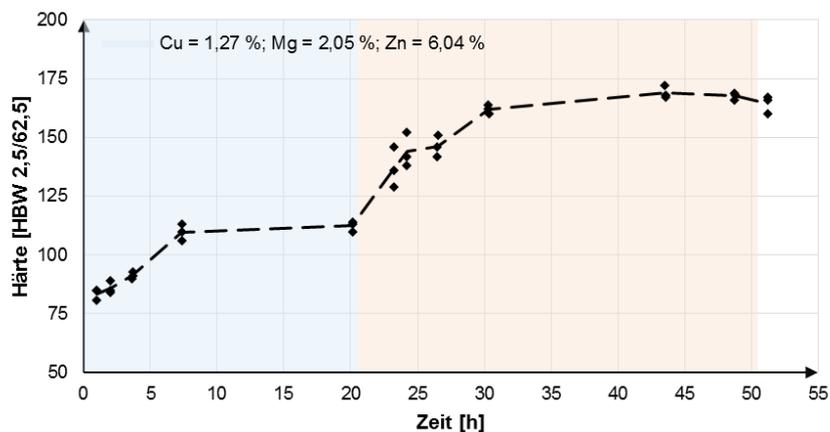


Abbildung 97: Härteverlauf der Legierung 13: AlZn6,0Mg2,1Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

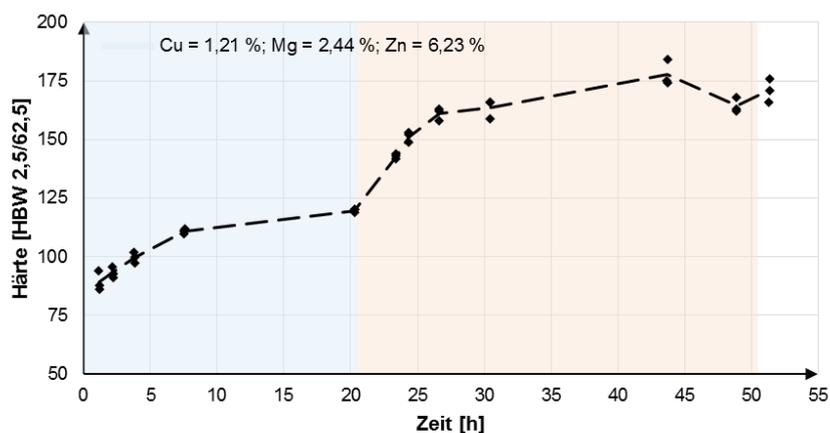


Abbildung 98: Härteverlauf der Legierung 14: AlZn6,2Mg2,4Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

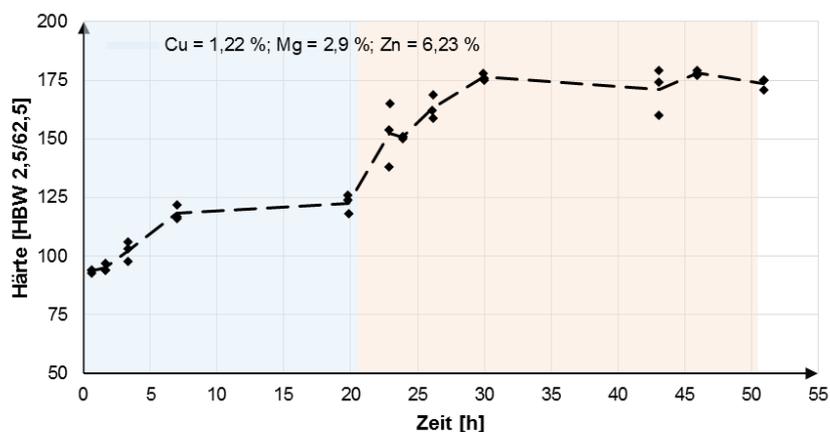


Abbildung 99: Härteverlauf der Legierung 15: AlZn6,2Mg2,9Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

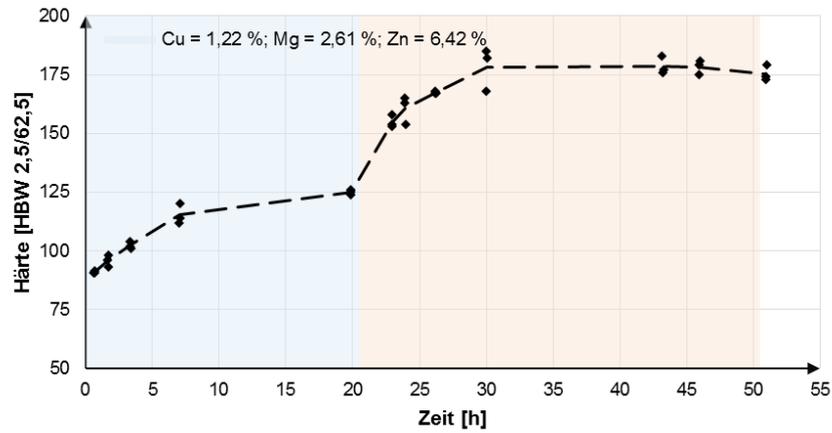


Abbildung 100: Härteverlauf der Legierung 16: AlZn6,4Mg2,6Cu1,2; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

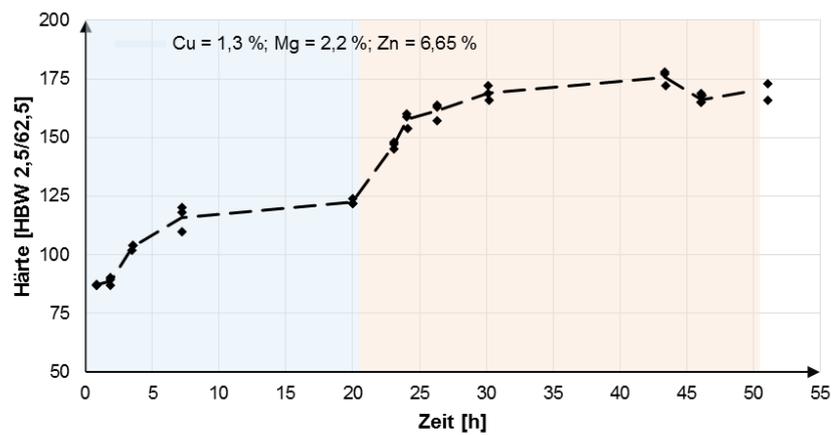


Abbildung 101: Härteverlauf der Legierung 17: AlZn6,7Mg2,2Cu1,3; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

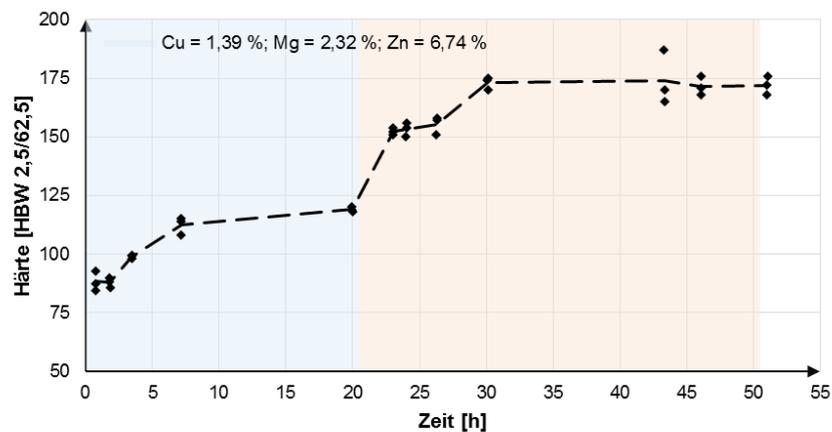


Abbildung 102: Härteverlauf der Legierung 18: AlZn6,7Mg2,3Cu1,4; blauer Bereich: Kaltaushärtung bei RT und roter Bereich: Warmaushärtung bei 125 °C

14 Anhang F

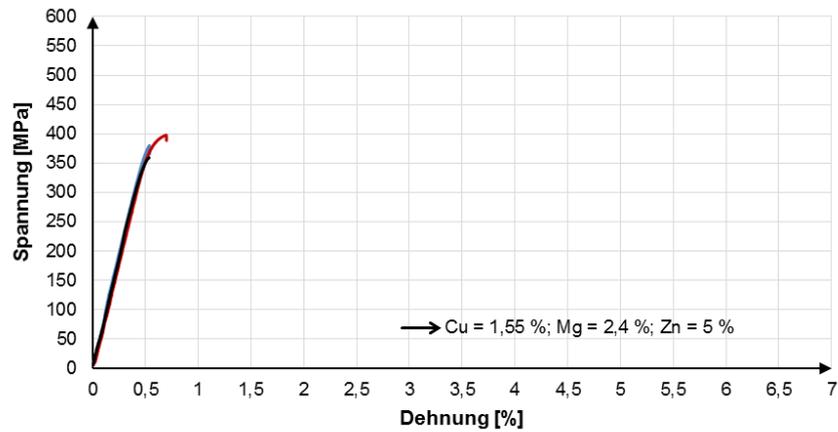


Abbildung 103: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 1: AlZn5,0Mg2,4Cu1,6; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

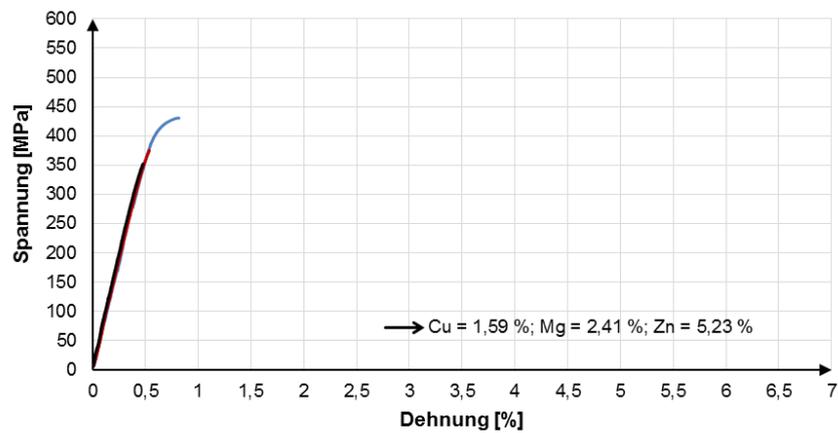


Abbildung 104: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 2: AlZn5,2Mg2,4Cu1,6; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

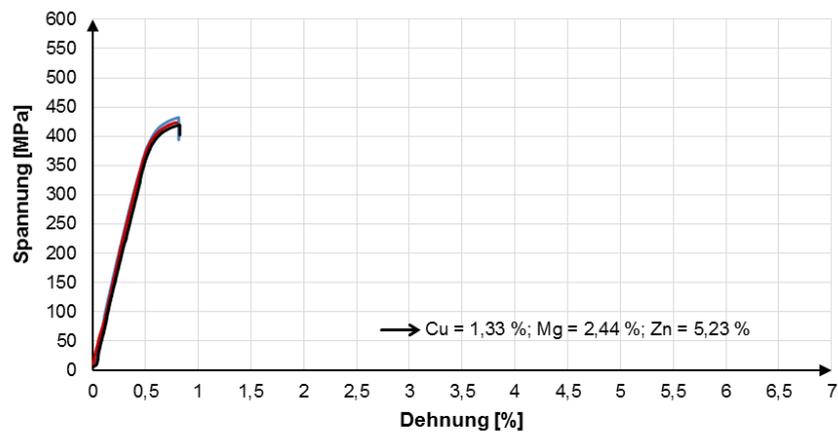


Abbildung 105: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 3: AlZn5,2Mg2,4Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

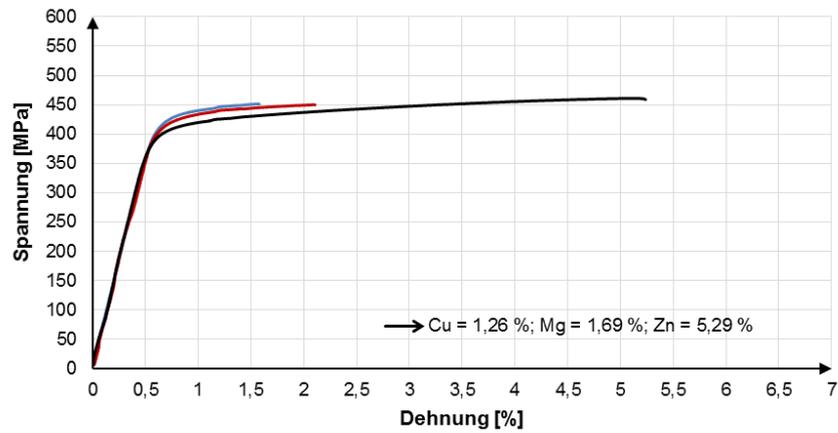


Abbildung 106: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 4: AlZn5,3Mg1,7Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

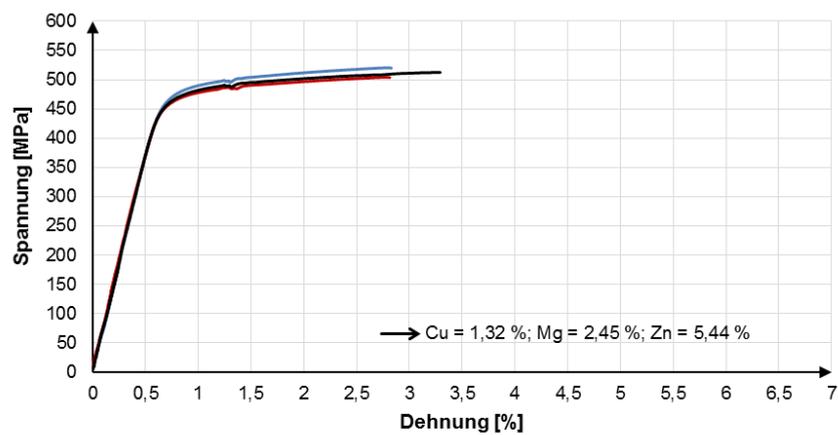


Abbildung 107: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 5: AlZn5,4Mg2,5Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

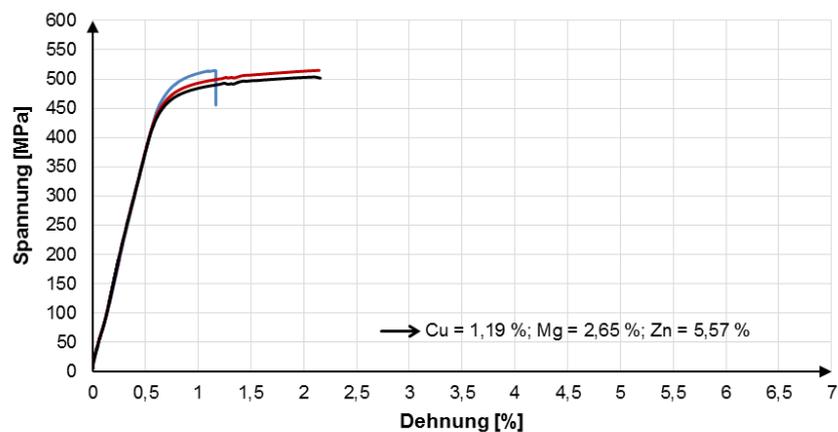


Abbildung 108: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 6: AlZn5,6Mg2,7Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

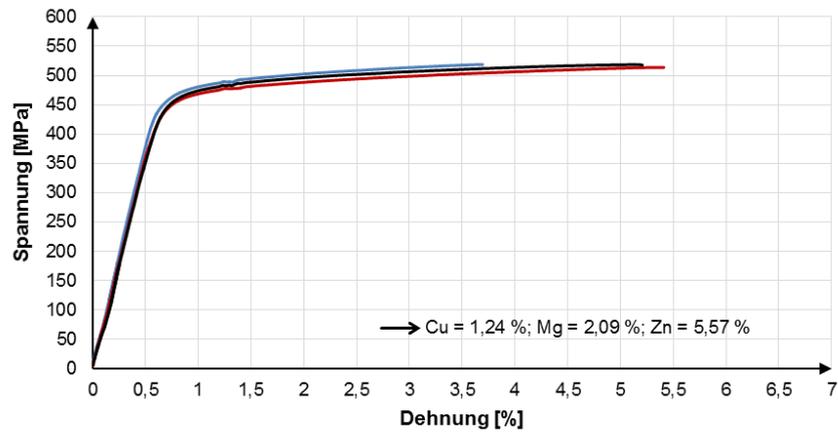


Abbildung 109: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 7: AlZn5,6Mg2,1Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

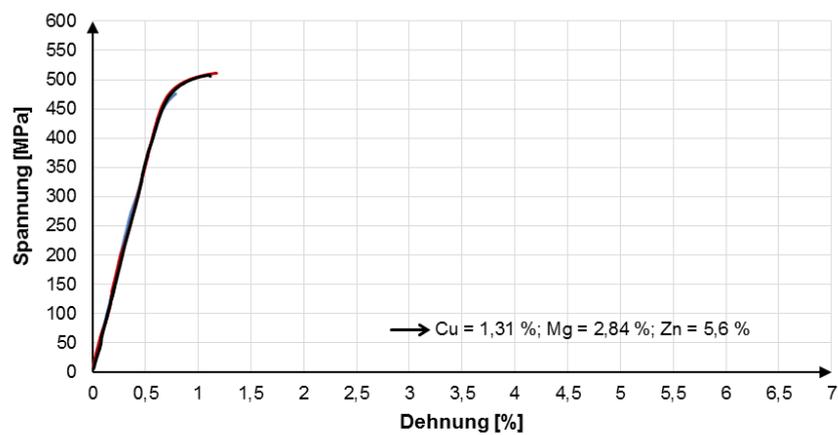


Abbildung 110: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 8: AlZn5,6Mg2,9Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

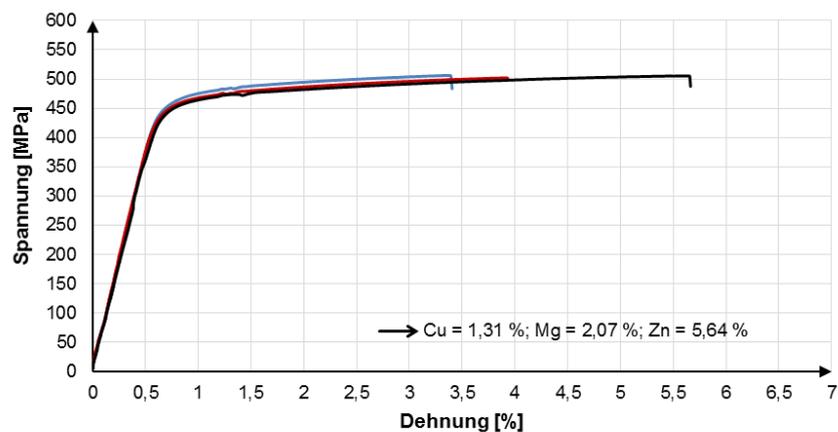


Abbildung 111: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 9: AlZn5,6Mg2,1Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

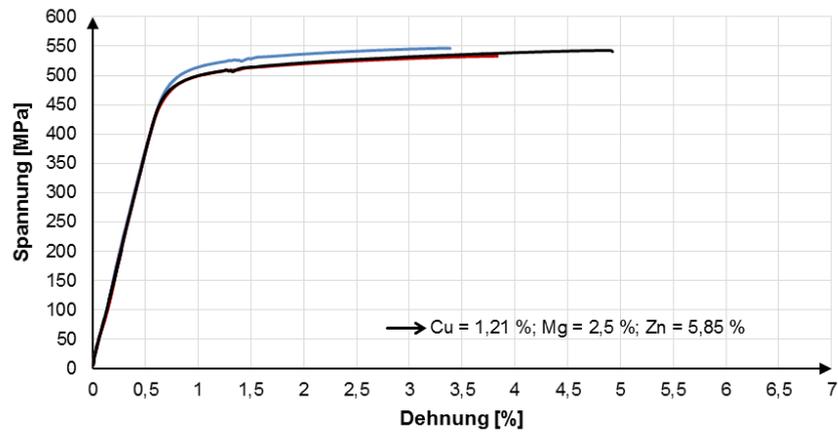


Abbildung 112: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 10: AlZn5,9Mg2,5Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

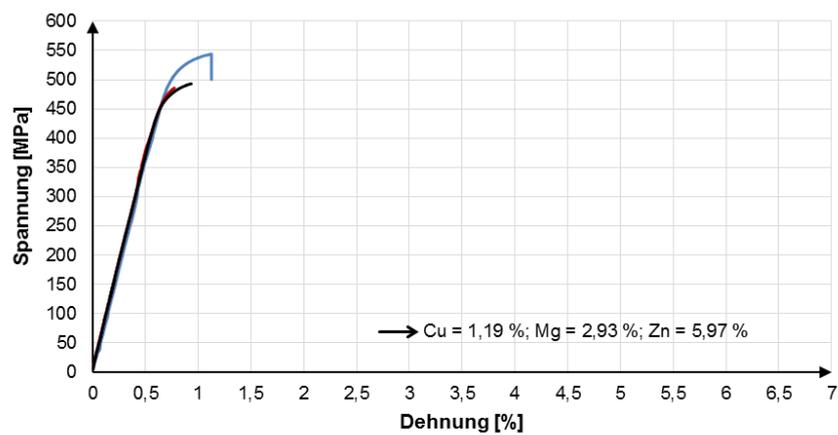


Abbildung 113: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 11: AlZn6,0Mg2,9Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

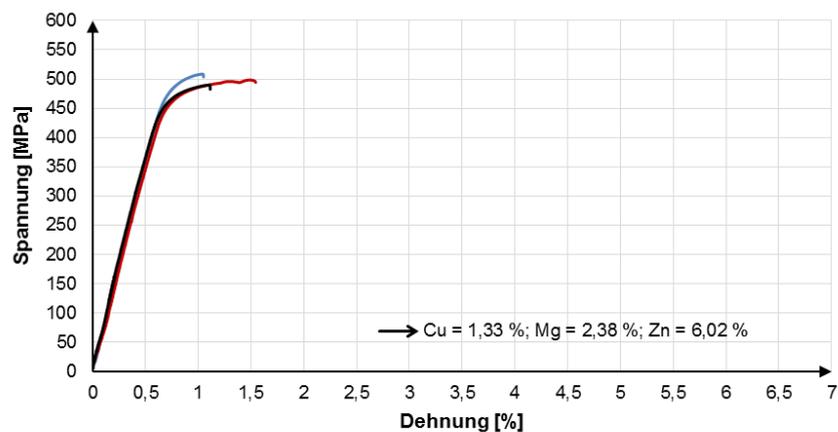


Abbildung 114: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 12: AlZn6,0Mg2,4Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

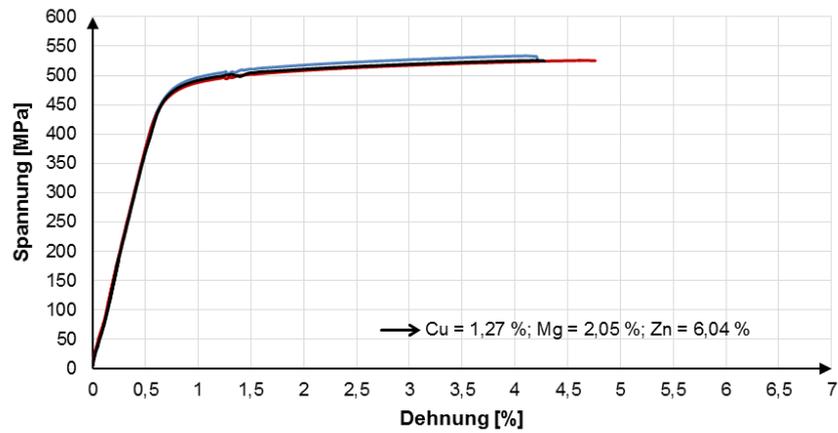


Abbildung 115: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 13: AlZn6,0Mg2,1Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

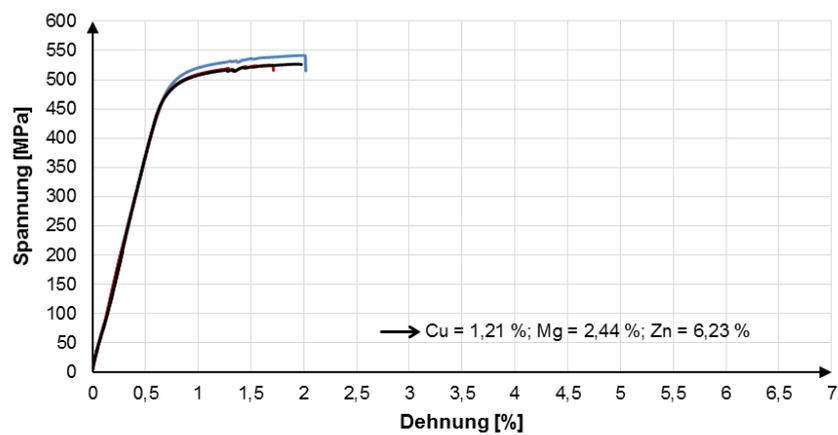


Abbildung 116: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 14: AlZn6,2Mg2,4Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

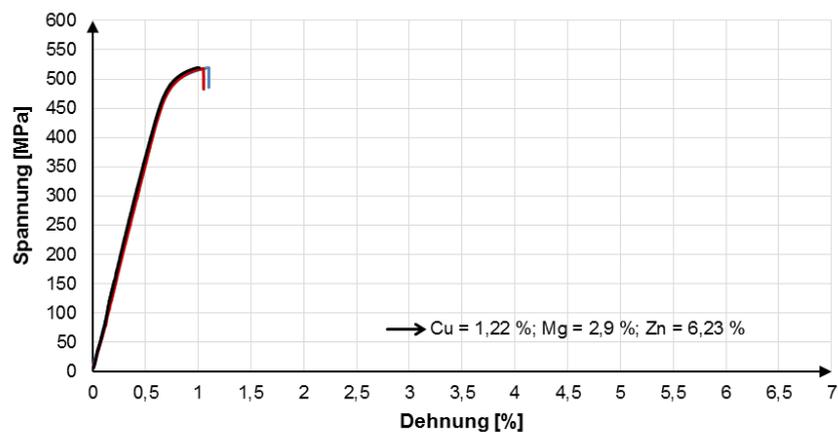


Abbildung 117: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 15: AlZn6,2Mg2,9Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

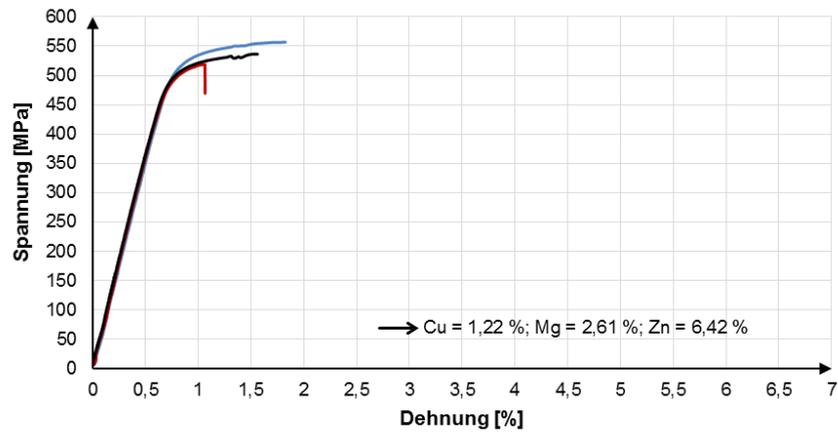


Abbildung 118: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 16: AlZn6,4Mg2,6Cu1,2; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

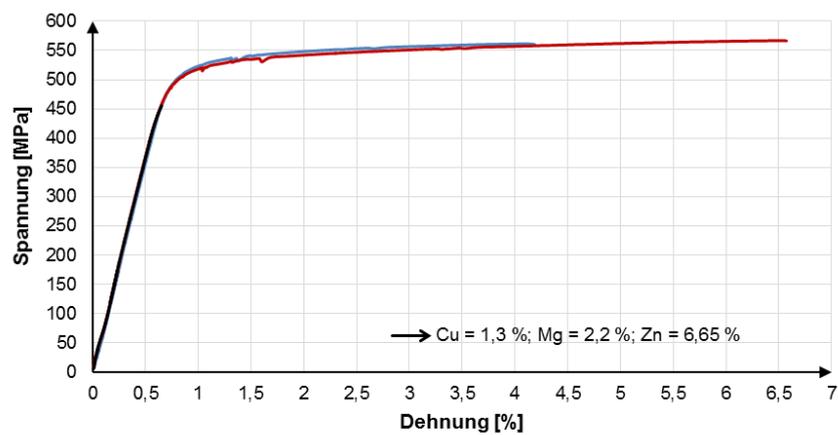


Abbildung 119: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 17: AlZn6,7Mg2,2Cu1,3; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe

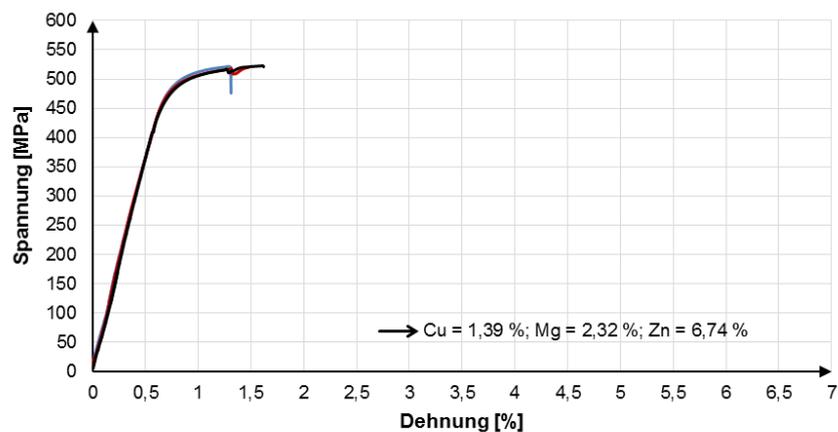


Abbildung 120: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung 18: AlZn6,7Mg2,3Cu1,4; Überlagerung der Prüfung dreier Zugstäbe