



Montanuniversität Leoben – University of Leoben

Department Metallurgie – Department of Metallurgy

Nichteisenmetallurgie – Nonferrous Metallurgy



# MASTERARBEIT

Thema:

## **Modifizierte 5xxx-Aluminiumknetlegierungen für den Einsatz als Strukturgusswerkstoff in der Automobilindustrie**



Ersteller:

Lukas Stemper, BSc

Betreuer:

assoz.Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Stefan Pogatscher, MUL

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Peter Uggowitzer, MUL

Dipl.-Ing. Steffen Otterbach, Audi AG

Leoben, September 2017

## **Modifizierte 5xxx-Aluminiumknetlegierungen für den Einsatz als Strukturgusswerkstoff in der Automobilindustrie**

Die stetig zunehmende Nachfrage nach „grüner“ Mobilität stellt Automobilhersteller und ihre Zulieferpartner weltweit vor große Herausforderungen. Im Zuge der Entwicklung verbrauchsarmer und umweltschonender Fahrzeuge hat sich die Fabrikation von Automobilen in Leichtbauweise als günstig erwiesen, wobei große Fortschritte bezüglich Gewichtsreduktion durch den Einsatz von Strukturgussteilen aus Aluminiumlegierungen erzielt werden konnten.

Die als Strukturgusswerkstoff bisher gebräuchlichen AlSiMg-Legierungen scheinen hinsichtlich ihrer mechanischen Kennwerte an den Grenzen der Optimierbarkeit angelangt zu sein und werden den zunehmenden Anforderungen besonders im Bereich der Elektromobilität nicht mehr gerecht.

Ziel dieser Arbeit ist die Untersuchung von aushärtbaren AlMg-Legierungen auf ihr Potenzial hinsichtlich der Substitution der momentan eingesetzten AlSiMg-Legierungen im Bereich der Strukturgussteile. Im Mittelpunkt steht dabei das Erzielen der geforderten mechanischen Kennwerte bezüglich Streckgrenze, Zugfestigkeit und Dehnung durch die Entwicklung geeigneter Wärmebehandlungsstrategien.

Diese Arbeit erfolgt im Rahmen einer Kooperation von Audi und der Montanuniversität Leoben im Zuge des Projekts „SMiLE - Systemintegrativer Multi-Material-Leichtbau für die Elektromobilität“, welches vom deutschen Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) ins Leben gerufen wurde.

# EIDESSTAATLICHE ERKLÄRUNG

## AFFIDAVIT

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

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

---

Ort, Datum

---

Lukas Stemper

### *Kurzfassung*

Innovationen im Bereich der Elektromobilität haben in jüngster Vergangenheit zu intensivierten Anstrengungen im Bereich von Leichtbaulösungen in der Automobilindustrie geführt. Die für Strukturgussteile wie Fahrwerksträger oder Federbeinstützen vielverwendeten AlSiMg-Gusslegierungen scheinen am Ende ihres Optimierungsvermögens angekommen zu sein und sollen hinsichtlich zukünftiger Herausforderungen durch ein verbessertes Legierungssystem ersetzt werden.

Diese Arbeit umfasst neben einer Recherche zu alternativ einsetzbaren Aluminiumwerkstoffen die Charakterisierung von fünf ausscheidungshärtbaren Legierungsvarianten, welche auf Basis von unterschiedlich modifizierten AlMg-Knetlegierungen im Druckgussverfahren hergestellt worden sind. Das Hauptaugenmerk dieser Arbeit liegt auf der Entwicklung von geeigneten Wärmebehandlungsstrategien, um den Anforderungen hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften zukünftiger Strukturgussteile gerecht zu werden.

Zwei der drei zinkhaltigen Varianten konnten Streckgrenzen über 250 MPa ohne Probleme erreichen und im besten Fall mit 325 MPa deutlich übertreffen. Während die Bruchdehnung jedoch bei diesen Systemen mit maximal 5 % hinter den Erwartungen zurückblieb, waren bei den zinkfreien, kupferhaltigen Legierungen Dehnungen von bis zu 15 % möglich. Allerdings wurde mit einer maximalen Streckgrenze von etwa 215 MPa das Festigkeitsziel nicht erreicht. Obwohl die angestrebte Paarung aus hoher Festigkeit und Dehnung in diesem ersten Anlauf bei keiner Versuchslegierung eingestellt werden konnte, scheint der gewählte Ansatz doch ein erhebliches Potenzial hinsichtlich der zu lösenden Problemstellung aufzuweisen. Weitere Untersuchungen sind notwendig um dieses Legierungskonzept für zukünftige Strukturgussteile attraktiv zu machen.

*Abstract*

Innovations in the field of electric mobility have recently led to intensified efforts in the research and development of light-weight solutions in the automotive industry. AlSiMg-cast alloys, which are commonly used for structural cast components like chassis carrier or strut support, seem to have reached the end of their optimization potential and need to be replaced by an improved alloy system with regard to future challenges.

In addition to intense literature review this work includes a characterization of five precipitation-hardenable AlMg-wrought alloys, which were processed by high pressure die casting. This thesis also focuses on the development of suitable heat treatments in order to achieve the mechanical properties required for structural components in the future.

Two of three zinc-containing alloys were able to achieve higher yield strength than 250 MPa and even reached 325 MPa in the best case. While the elongation at fracture of these systems did not meet expectations with a maximum of 5 %, fracture elongations of up to 15 % were possible for the zinc-free, copper-containing alloys. However, the strength target was not achieved as the maximum yield strength didn't exceed 215 MPa. Although the intended pairing of high yield strength and elongation could not be reached in this first attempt, the results nevertheless seem to imply a high potential of this approach. Further investigations are necessary to improve this alloy concept and make it attractive for future structural components in automotive industry.

---

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>EINLEITUNG</b> .....	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>STAND DES WISSENS UND ZIELSETZUNG</b> .....	<b>2</b>
2.1	Druckguss .....	3
2.2	Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen .....	5
2.3	Gusslegierungen .....	9
2.4	Knetlegierungen .....	12
2.5	Legierungsstrategien .....	18
<b>3</b>	<b>METHODEN ZUR CHARAKTERISIERUNG</b> .....	<b>20</b>
3.1	Zugprüfung .....	20
3.2	Härteprüfung.....	21
3.3	Chemische Analyse .....	21
3.4	DSC-Messung .....	21
3.5	Metallografische Untersuchung.....	22
<b>4</b>	<b>PROBENHERSTELLUNG</b> .....	<b>23</b>
4.1	Allgemeine Prozessbeschreibung.....	23
4.2	Gießprotokoll .....	25
<b>5</b>	<b>CHARAKTERISIERUNG DES GUSSZUSTANDS</b> .....	<b>28</b>
5.1	Zugversuche im Gusszustand.....	28
5.2	Chemische Analyse .....	31
5.3	Metallografie .....	33
<b>6</b>	<b>ENTWICKLUNG DER WÄRMEBEHANDLUNG</b> .....	<b>36</b>
6.1	Lösungsglühen .....	36
6.2	Auslagerung .....	40

---

6.3	Erkenntnisse aus den Aushärtekurven und Festlegung der Wärmebehandlungsparameter.....	45
<b>7</b>	<b>CHARAKTERISIERUNG DER WÄRMEBEHANDELTEN ZUSTÄNDE.....</b>	<b>46</b>
7.1	Ergebnisse der allgemeinen Strategie .....	46
7.2	Ergebnisse der Strategien für Zn-haltige Legierungen .....	47
7.3	Ergebnisse der Strategien für Zn-freie Legierungen.....	48
<b>8</b>	<b>DISKUSSION DER ERGEBNISSE.....</b>	<b>50</b>
8.1	AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>2</sub> .....	50
8.2	AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>3</sub> .....	50
8.3	AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>3</sub> Cu <sub>0,5</sub> .....	51
8.4	AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>0,75</sub> und AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>1</sub> .....	52
8.5	Chancen .....	53
<b>9</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....</b>	<b>54</b>
<b>10</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS.....</b>	<b>55</b>
<b>11</b>	<b>ABBILDUNGSVERZEICHNIS .....</b>	<b>58</b>
<b>12</b>	<b>TABELLENVERZEICHNIS.....</b>	<b>61</b>
<b>13</b>	<b>ANHANG.....</b>	<b>62</b>
13.1	Methoden zur Charakterisierung.....	62
13.2	Charakterisierung des Gusszustandes .....	63
13.3	Thermodynamische Berechnungen der Legierungen.....	67
13.4	Charakterisierung der wärmebehandelten Zustände.....	69

# 1 Einleitung

Im Laufe der letzten Jahrzehnte hat das Bewusstsein für nachhaltiges und ressourcenschonendes Handeln in vielen Regionen der Welt, insbesondere in Europa, stark zugenommen. Dieses Umdenken stellt viele große Industriezweige vor immense Herausforderungen. In Hinblick auf die stetig zunehmende Nachfrage hinsichtlich „grüner“ Mobilität ist die Automobilindustrie mit ihren Zulieferpartnern besonders stark von dieser Trendwende betroffen.

Im Rahmen der Entwicklung verbrauchsarmer und umweltschonender Fahrzeuge wurden große Anstrengungen unternommen, um Leichtbauweise in der Fabrikation von Automobilen zu etablieren, welche in jüngster Vergangenheit durch Innovationen im Bereich der Elektromobilität noch weiter zugenommen haben. Für die Substitution von Stahl zur Gewichtsreduktion eignen sich insbesondere Aluminiumlegierungen aufgrund ihrer günstigen Festigkeits- und Steifigkeitseigenschaften bezogen auf deren Masse. Hohe Korrosionsbeständigkeit, gute Umformbarkeit sowie hohes Recyclingpotenzial ergänzen ihr positives Eigenschaftsportfolio. Die Wahl einer geeigneten Legierung für bestimmte Systemkomponenten gestaltet sich teilweise problematisch, da neben den geforderten Eigenschaften im Einsatz auch deren Herstelltechnologie zu berücksichtigen ist. In vielen Fällen haben sich Kompromisslösungen etabliert, welche nicht dem Optimum entsprechen. Um zukünftigen Anforderungen entsprechen zu können, darf vorhandenes Verbesserungspotenzial nicht ungenutzt bleiben. [1]

Das vom deutschen Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) geförderte Projekt „SMiLE - Systemintegrativer Multi-Material-Leichtbau für die Elektromobilität“ wurde ins Leben gerufen um ein Leichtbaukonzept zu entwickeln, welches vollständig auf die Erfordernisse der Elektromobilität ausgerichtet ist. Es integriert neben akademischen Einrichtungen auch Industriepartner entlang der gesamten Wertschöpfungskette um grundlegende, unternehmensübergreifende Lösungsansätze zu finden. Ein Teil des Projekts fokussiert die Entwicklung von Werkstoff- und Prozesstechnologien im Bereich der Nichteisenmetalle und soll unter anderem auch Lösungsmöglichkeiten für oben genannte Herausforderungen aufzeigen. [2, 3]

Eine Kooperation der Audi AG mit der Montanuniversität im Zuge von „SMiLE“ ermöglichte diese Arbeit, welche sich mit der Entwicklung und Charakterisierung von modifizierten AlMg-Legierungen für den Einsatz als Strukturgusswerkstoff in der Automobilindustrie beschäftigt und neben einer ausführlichen Literaturrecherche experimentelle Untersuchungen an potenziellen Legierungen beinhaltet.

## 2 Stand des Wissens und Zielsetzung

Strukturussteile finden heute neben der Automobilindustrie auch in vielen anderen Bereichen wie im Maschinen- und Seilbahnbau Anwendung. Sie zeichnen sich vor allem durch ihre meist großen Dimensionen, ihre geringe aber variierende Wandstärke sowie ihre hohe geometrische Komplexität aus, welche der Integration mehrerer Einzelstücke zu einem Gesamtbauteil geschuldet ist. Gerade diese Eigenschaft bietet erhebliche Vorteile gegenüber konventionell durch Verschweißen von Stahlblechen und -profilen gefertigter Strukturen, insbesondere hinsichtlich Gewichts- und Kostenersparnis. Während Pumpengehäuse oder Kühlkörper meist weniger hohen Ansprüchen genügen müssen, erfordern Teile für den Automotive-Sektor wie Fahrwerksträger oder Federbeinstützen ein genau definiertes Eigenschaftsspektrum. Da diese Teile oft durch Nieten oder Stanznieten gefügt und in crashrelevanten Bereichen eingesetzt werden, sind hohe mechanische Kennwerte, insbesondere der Duktilität, gefordert. Daneben stehen auch Schweiß- und Wärmebehandelbarkeit im Fokus dieser Bauteile. [4, 5]

Wie alle namhaften Vertreter der europäischen Automobilindustrie hat auch die Audi AG in den letzten Jahren große Mengen an Stahlblechkonstruktionen durch Aluminiumleichtbau ersetzt. Die eingesetzten Strukturussteile werden größtenteils auf Basis von AlSiMg-Gusslegierungen hergestellt, wobei für erhöhte Anforderungen meist die Legierung AlSi10MnMg zum Einsatz kommt.

Durch geringfügige Adaptionen der chemischen Analyse sowie eine geeignete Wärmebehandlung lassen sich je nach Einsatzzweck bestimmte mechanische Kennwerte einstellen, wie sie in Tabelle 2-1 angeführt sind.

Tabelle 2-1: Eigenschaftsspezifikation AlSi10MnMg nach Anforderung laut TL117 [6]

Anforderung	Rp <sub>0.2</sub> [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Index
Crashrelevant	120 bis 150	≥ 180	≥ 10	A
Festigkeitsrelevant	150 bis 180	≥ 215	≥ 7	B
Hochfest	180 bis 210	≥ 230	≥ 7	C

Zahlreiche Verbesserungen an Prozesstechnologie und Legierungseinstellung konnten das Potenzial von AlSiMg-Gusslegierungen größtenteils bis an seine Grenzen ausschöpfen. Da der Trend zunehmend in Richtung höherfester Leichtbauteile geht, ist die Entwicklung eines neuen Legierungssystems, welches den zukünftigen Erfordernissen gerecht wird, der nächste logische Schritt.

Im Rahmen dieser Arbeit soll der Grundstein für ein zukünftig einsetzbares Legierungssystem zur Herstellung von Strukturgussteilen gelegt werden. In einer ersten Phase geht es vor allem um die Wahl eines potenziell erfolgreichen Legierungssystems sowie die Abschätzung ob und wie die geforderten Eigenschaften erreicht werden können. Diese sind in der folgenden Aufzählung zusammengefasst:

- Verarbeitbarkeit im Druckguss
- Erhöhte Festigkeit → Mindeststreckgrenze 250 MPa
- Gute Eignung zum Stanznieten → Mindestbruchdehnung 7 %
- Einfache Herstellbarkeit

Die hier folgenden Abschnitte in Kapitel 2 vertiefen einzelne wesentliche Aspekte der Herstellung von Strukturgussbauteilen und setzen sich mit verschiedenen Aluminiumlegierungssystemen auseinander. Auf Basis der gewonnenen Informationen erfolgt die Auswahl der Versuchslegierungen, welche im experimentellen Teil dieses Werkes eingehend charakterisiert und auf ihre mögliche Verwendbarkeit als zukünftiger Strukturgusswerkstoff untersucht werden.

## 2.1 Druckguss

Gießverfahren lassen sich grundsätzlich in Verfahren mit „verlorener“ Form oder Dauerform einteilen. Druckgießen gehört neben dem Kokillenguss zur Gruppe der Dauerformverfahren und erlaubt die Herstellung komplizierter Bauteilgeometrien mit niedrigster Wandstärke und höchster Oberflächengüte in kürzester Zeit. Verfahrensbedingt ist die Gestaltungsfreiheit der Gussteile im Vergleich zum Kokillenguss jedoch eingeschränkt. [7, 8]

Druckgießmaschinen werden in Warmkammer- und Kaltkammer-Druckgießmaschinen unterteilt, wobei ausschließlich letztere für Aluminium und Aluminiumlegierungen zur Anwendung kommen. Der horizontal angeordnete Gießzylinder ist von Schmelz- bzw. Warmhalteöfen getrennt und wird mit einem Dosiersystem mit der erforderlichen Schmelzmenge befüllt, welche anschließend unter hohem Druck und hoher Geschwindigkeit vom Gießkolben in die Form gepresst wird. Das Gussteil wird nach vollständiger Erstarrung unter Druck und Öffnung der Formhälften ausgeworfen. Als limitierend für Gussteilgröße und -gewicht sind sowohl Zuhaltkraft und Größe der Druckgießmaschine anzusehen. Die benötigte Kraft für das Aneinanderpressen der beiden Formhälften ist unter anderem abhängig von der projizierten Fläche des Gussteils und kann bis zu 4.500 MN betragen. Von entscheidender Bedeutung für die Eigenschaften der

Endprodukte sowie die Wirtschaftlichkeit des Prozesses muss die Gestaltung der Druckgießform betrachtet werden, für die der Leitfaden „Druckguss aus NE-Metallen“ vom Verband Deutscher Druckgießereien wichtige Richtlinien liefert. [9]

Negativ auf die Qualität der Gießprodukte wirkt die turbulente Strömung der Schmelze während der Füllphase, da es zu Gaseinschlüssen in Form von Luft oder Schmiermitteldämpfen und Porenbildung im Gefüge kommt und dadurch die Duktilität erheblich verschlechtert wird. Auch Wärmebehandlungen und Schweißoperationen werden praktisch unmöglich. Abhilfe für diese Probleme bieten Vakuum-Druckgießmaschinen, welche die Herstellung von duktilen, schweiß- und wärmebehandelbaren Bauteilen durch den erheblich niedrigeren Gasgehalt ermöglichen. Hinsichtlich der Schmelzedosierung können zwei Varianten unterschieden werden. Bei der ersten Variante erfolgt die Dosierung ähnlich wie beim konventionellen Druckguss über einen Schöpflöffel in den Gießkolben und die Evakuierung beginnt mit dem Schließen der Füllöffnung durch den Kolben. Die zweite Möglichkeit nutzt das angelegte Vakuum um Schmelze aus dem Warmhalteofen in die Gießkammer zu saugen. In Abbildung 2-1 ist eine firmenspezifische Entwicklung dieses Systems, der sogenannte VACURAL-Druckguss, dargestellt. Bei der Herstellung von Strukturussteilen im Automobilbau hat sich dieses Verfahren als günstig erwiesen, da es Vorteile gegenüber der ersteren Variante hinsichtlich einer deutlich längeren Evakuierungsdauer und dem Abtransport der beim Kontakt zwischen Schmelze und Gießzylinder entstehenden Gase aufweist. Nachteilig bei der Verwendung von Vakuumtechnologie ist die Verwendung von Schiebern zur Darstellung von Bohrungen oder Hinterschneidungen, da diese sehr leckenfällig sind und zu Problemen bei der Evakuierung führen können. [8, 10]

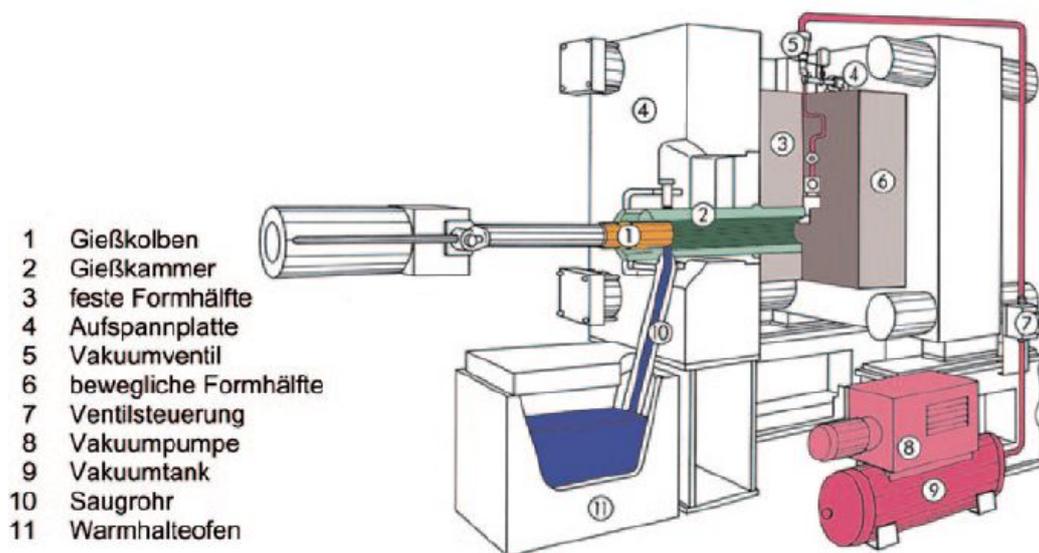


Abbildung 2-1: Aufbau einer VACURAL-Gießanlage [8]

Einer der wichtigsten Aspekte bei der Herstellung von Produkten im Druckguss ist die Wahl der geeigneten Legierungszusammensetzung. Da im Gegensatz zu Knetlegierungswerkstoffen die Vergießbarkeit bei Gusslegierungen als wesentliche Anforderung im Vordergrund steht, müssen diese Legierungen hinsichtlich ihres Fließ- und Formfüllungsvermögens sowie ihrer Warmrissbeständigkeit optimal eingestellt und den Charakteristika des Druckgieß-Prozesses angepasst sein. Besonders kritisch für die Einstellung der geforderten Eigenschaften des Endprodukts ist die Abstimmung zwischen Schmelzequalität, Bauteilgeometrie und Erstarrungsverhalten, was allerdings aufgrund der gegenseitigen Wechselwirkungen der maßgeblichen Parameter äußerst schwierig ist. Wie bei allen gegossenen Bauteilen kann somit eine „fehlerfreie“ Herstellung nicht garantiert werden und eine Definition von zulässigen Fehlern, welche die Gebrauchstauglichkeit des Gussteils nicht einschränken, ist unbedingt erforderlich. [8]

Druckgusslegierungen sind wie der Name andeutet auf die Verarbeitung auf Druckgießmaschinen ausgelegt und unterscheiden sich zu anderen Gusslegierungen vor allem durch ihren meist höheren Eisengehalt, welcher in Sand- und Kokillengusslegierungen wegen der duktilitätsmindernden Wirkung von  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi-Nadeln auf maximal 0,20 % begrenzt ist. Eisen verhindert ein Kleben der Bauteile an der Kokillenwand und führt zu besseren Oberflächenqualitäten bei verbesserter Produktivität. Auf eine Schmelzeveredelungen durch die Zugabe von Natrium oder Strontium wird aufgrund der ähnlichen Wirkung der äußerst hohen Erstarrungsgeschwindigkeit verzichtet. Mengenmäßig am häufigsten finden untereutektische AlSi-Legierungen Anwendung. [8, 9]

## **2.2 Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen**

Wärmebehandlungen dienen allgemein betrachtet zur Einstellung der angestrebten Gebrauchs- und Verarbeitungseigenschaften durch eine thermische Beeinflussung der Gefügestruktur des Werkstoffes. Um bestimmte Werkstückzustände einzustellen, sind die Parameter der Wärmebehandlung entsprechend den zu behandelnden Legierungen sowie deren vorausgegangen Verarbeitungsschritten auszuwählen. [8]

Das folgende Kapitel beschäftigt sich ausschließlich mit der Wärmebehandlung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen mit dem Ziel der Festigkeitssteigerung.

## 2.2.1 Verfestigung durch Aushärtung

Das plastische Verformungsvermögen von Metallen beruht auf der Bewegung von Versetzungen im Kristallgitter durch Gleitvorgänge. Eine Möglichkeit, diese Gleitvorgänge zu behindern und somit einen Festigkeitszuwachs zu erzielen, ist das Einbringen von Teilchen in die Gleitwege von Versetzungen. Das Ziel einer Aushärtebehandlung stellt somit die Erzeugung vieler, homogen in der Matrix verteilter Ausscheidungen mit kohärenten bis teilkohärenten Phasengrenzflächen und kritischem Teilchendurchmesser dar, da diese den höchsten Festigkeitszuwachs generieren. [11]

Damit ein Legierungssystem überhaupt zur Ausscheidungsbildung neigt, muss mindestens ein Legierungselement eine abnehmende Löslichkeit im Mischkristall bei fallender Temperatur aufweisen. In Aluminium zeigen die Elemente Zink, Magnesium, Silizium und Kupfer dieses Verhalten besonders ausgeprägt, wie in Abbildung 2-2 zu erkennen ist. Die Ausscheidungsbildung alleine führt jedoch nicht immer zu einer signifikanten Festigkeitszunahme. Im Gegensatz zu den Ausscheidungen bei binären AlCu-Legierungen bewirken die gebildeten Teilchen aus binären AlSi- und AlMg-Legierungen nur minimale Verbesserungen der Festigkeit. Eine Kombination aus mehreren Ausscheidungsbildnern kann durch die Bildung von intermetallischen Phasen zu einem deutlichen Abfall der Löslichkeit der einzelnen Elemente führen und somit die Ausscheidungshärtung begünstigen. Als kommerziell stark genutzte Vertreter dieser Gruppe sind die ternären AlMgSi-, AlCuMg- und AlZnMg-Systeme zu nennen. [10, 11]

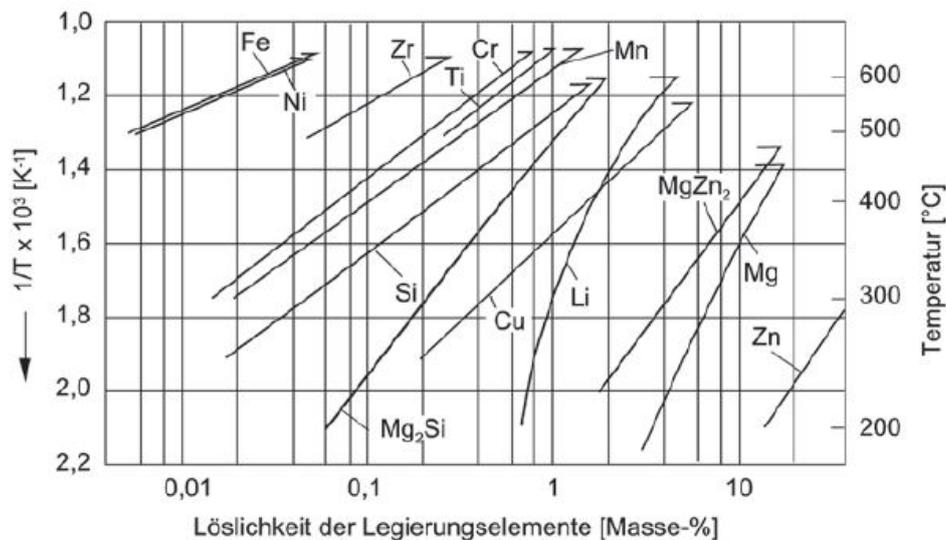


Abbildung 2-2: Löslichkeit von diversen Legierungselementen in Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur [8]

## 2.2.2 Aushärtebehandlung

Die Einstellung eines ausscheidungsgehärteten Gefüges erfordert eine schrittweise Prozessfolge, welche sich aus Lösungsglühen, Abschrecken und Aushärten (siehe Abbildung 2-3) zusammensetzt. Dieses Schema gilt sowohl für Knet- als auch Gusslegierungen, wobei die Prozessparameter aufgrund der „Vorgeschichte“ des Materials stark abweichen können.

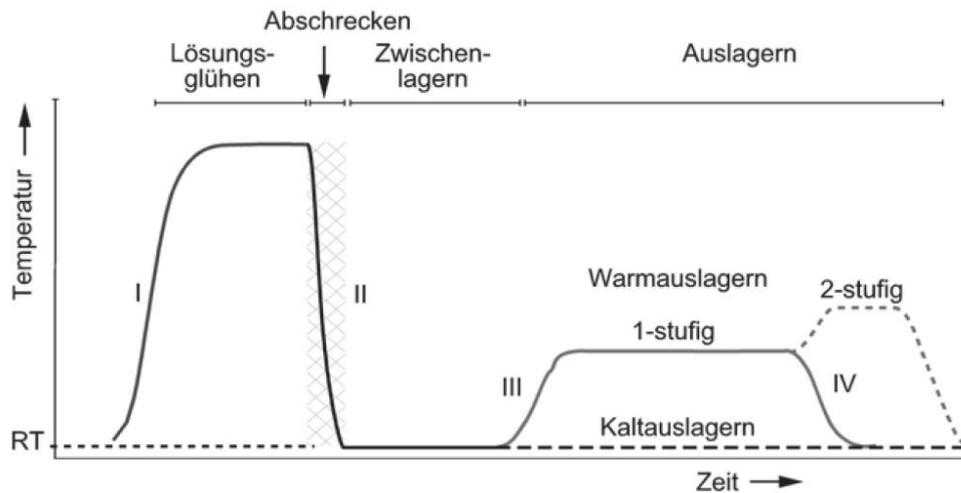


Abbildung 2-3: Schematische Temperaturführung bei der Wärmebehandlung ausscheidungsgehärtbarer Aluminiumlegierungen [8]

**Lösungsglühen** Um einen übersättigten Gefügestand einzustellen, müssen Sekundärphasen aufgelöst und die ausscheidungsbildenden Elemente homogen im Mischkristall verteilt werden. Die Temperatur richtet sich nach den aufzulösenden Phasen im Legierungssystem sowie der Gefügestruktur vor dem Glühen und liegt für Knetlegierungen üblicherweise zwischen 470 °C und 560 °C. Um eine vollständige Auflösung der Sekundärphasen zu gewährleisten, sollte sie so hoch wie möglich gewählt werden ohne das Gefüge durch Verflüssigen von niedrigschmelzenden Phasen wie zum Beispiel Resteutektika zu zerstören. Durch eine stufenweise Lösungsglühung können solche Anschmelzungen vermieden und die Löslichkeit bis nahe an die Solidustemperatur ausgeschöpft werden. Besonders bei Gussstücken findet diese Form der Glühung Anwendung. Andererseits verursacht eine zu niedrige Glüh Temperatur ein geringeres Ausscheidungspotenzial, was zu einem niedrigeren Festigkeitszuwachs und verminderter Zähigkeit beim Aushärten führt. Bei manchen niedrig- bis mittelfesten Legierungen kann durch Abschrecken aus der Warmumformungstemperatur auf eine separate Lösungsglühung verzichtet werden. Dasselbe gilt für Gussteile, bei denen aufgrund des Gießprozesses die kritische Abkühlgeschwindigkeit ebenfalls erreicht wird. Je nach Legierungszusammensetzung liegt das erreichbare Festigkeitsniveau bei ähnlichen oder etwas niedrigeren Werten, verglichen

mit der vollständigen Prozesskette. Die Glühdauer hängt vor allem vom Ausgangszustand, der Werkstückart sowie der Wandstärke ab. Bei Gusslegierung hat die Korngröße des Gefüges ebenfalls erheblichen Einfluss. [8, 10, 11]

**Abschrecken** Abhängig vom Legierungssystem variieren die Erfordernisse hinsichtlich Abkühlgeschwindigkeit sehr stark. Hochfeste Legierungen, besonders aus der 2xxx- und 7xxx-Gruppe, sind auf ein rasches Abschrecken ohne Verzögerungen aus der Glühhitze angewiesen, um ein frühzeitiges Entmischen zu vermeiden. Im Gegensatz dazu ist die Gruppe der niedriglegierten Systeme weniger abschreckempfindlich. Um negativen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften, das Korrosionsverhalten sowie dem Verzug des Werkstücks generell vorzubeugen, sollte die Abschreckgeschwindigkeit immer den gesamten Erfordernissen angepasst werden. Tabellierte kritische Abkühlraten sind meistens auf das Erzielen der geforderten Festigkeitswerte ausgelegt und müssen nicht immer dem idealen Eigenschaftsprofil entsprechen. Eigenspannungen, welche durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten induziert werden, stellen für Halbzeug und Teile mit anschließender spanender Bearbeitung erhebliche Schwierigkeiten dar. Durch Reck- oder Stauchoperationen mit 1–3 % bleibender Dehnung können diese in gewissem Maß abgebaut werden. [8]

**Auslagern** Während der Auslagerung kommt es zum Abbau des durch Lösungsglügen und Abschrecken eingestellten Übersättigungszustands durch eine homogene Entmischung und in weiterer Folge zur Bildung von sehr feinen, metastabilen Ausscheidungen, welche sich in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur ihren Gleichgewichtsphasen annähern.

Direkt nach dem Abschrecken beginnt die Kaltaushärtung bei Raumtemperatur, indem sich Legierungselemente zu Clustern ohne erkennbare Struktur anhäufen. Durch eine zunehmende innere Struktur dieser Anhäufungen entwickeln sich über die Zeit kohärente Guinier-Preston(I)-Zonen, kurz GP(I)-Zonen, welche bei kaltaushärtenden Legierungen hauptsächlich für den Festigkeitserwerb verantwortlich sind. Temperaturen der Kaltaushärtung sind nach oben durch den Umwandlungsbeginn der GP(I)-Zonen hin zu stabileren Modifikationen begrenzt und liegen abhängig vom Legierungssystem zwischen 80 °C und 100 °C. Die Ausscheidungsfolge kann wie folgt beschrieben werden:

*$\alpha$ Übersättigt → Cluster → kohärente GP(I)-Zonen.*

Die erhöhten Temperaturen bei der Warmauslagerung führen im Falle von bereits kaltausgehärtetem Material zur Umwandlung der GP(I)-Zonen zu stabileren, kohärenten GP(II)-Zonen und teilkohärenten Ausscheidungen oder bei direktem Einsatz nach dem

Abschrecken zur sofortigen Bildung von kohärenten GP(II)-Zonen und teilkohärenten, metastabilen Phasen. In Abhängigkeit von Temperatur und Dauer nähern sich metastabile Ausscheidungen stufenweise ihren Gleichgewichtsphasen an. Daneben wird die Ausscheidungsfolge bei der Warmaushärtung von verschiedenen Begleiterscheinungen, wie der Zwischenlagerung bei Raumtemperatur oder den Abkühlbedingungen beim Abschrecken, stark beeinflusst, kann aber generell wie folgt angegeben werden:

$\alpha_{\text{Übersättigt}}$  → Cluster → kohärente GP(II)-Zonen →  
teilkohärente metastabile Übergangsphase → Gleichgewichtsphase.

Das erreichbare Festigkeitsmaximum liegt bei verschiedenen Legierungssystemen in unterschiedlichen Phasen der Ausscheidungssequenz und wird üblicherweise bei Auslagerungstemperaturen zwischen 100 °C und 250 °C erreicht. Eine sogenannte Überalterung tritt auf, wenn das Festigkeitsmaximum aufgrund zu hoher Temperatur oder Auslagerungsdauer überschritten wurde und die Teilchen durch Wachstum und Verlust der Kohärenz ihre verfestigende Wirkung eingebüßt haben. Detailliertere Informationen zum Verhalten einzelner Legierungen sind in späteren Kapiteln angeführt. [8, 11]

Um die Unterschiede hinsichtlich der Prozessführung bei verschiedenen Legierungssystemen zu verdeutlichen, sind einige Prozessparameter in Tabelle 2-2 dargestellt.

Tabelle 2-2: Vergleich von Prozessgrößen beim Aushärten verschiedener Legierungssysteme [8]

Legierung	Glühtemperatur [°C]	Abschreckmedium	Auslagerung [°C/h]
2024 AlCu4Mg1	495±5	Wasser	RT/120
6060 AlMgSi	510±10	Luft	165±5/10±2
7075 AlZn5,5MgCu	465±5	Wasser	1. Stufe: 115-125/12-24 2. Stufe: 165-180/4-6

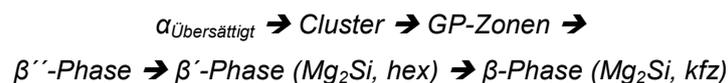
## 2.3 Gusslegierungen

Die Auswahl eines geeigneten Aluminiumwerkstoffes richtet sich in erster Linie nach dem Anwendungsfall und der damit einhergehenden Herstellroute. Bei Aluminiumgusslegierung steht die Endformgebung durch einen Gießprozess im Vordergrund, weshalb als Hauptcharakteristika ihre Vergießbarkeit sowie ihr Formfüllungsvermögen zu nennen sind. Aus diesem Grund enthalten sie sehr hohe Anteile von bis zu 20 % Silizium im Gegensatz zu Knetlegierungen mit Maximalgehalten von etwa 1,65 %. Legierungslage und Gießprozess müssen aufeinander abgestimmt sein, um optimale Prozess- und Bauteilqualität sicherzustellen. Wie auch bei Knetlegierung lassen sich Gusslegierungen in

Legierungsgruppen nach ihren Hauptlegierungselementen einteilen. Die für diese Arbeit relevanten Gruppen AlSiMg und AlMg sind im Folgenden vertiefend beschrieben.

### 2.3.1 AlSiMg/AlSiMg(Cu)-Gusslegierungen

Diese Legierungen werden meist aus Sekundäraluminium hergestellt und zeichnen sich vor allem durch ihre Aushärtbarkeit sowie ihre gute bis sehr gute Vergießbarkeit aus. Abhängig vom Gießverfahren und der Reinheit erreichen sie auch gute Werte hinsichtlich Zähigkeit und Bruchdehnung. Neben hochbeanspruchten Teilen im Automobilbau findet die Legierungsgruppe bei verwinkelten, dünnwandigen Gussteilen mit erhöhten Anforderungen an Schwingfestigkeit und Druckdichtheit Anwendung [11]. Dendriten und umgebendes Si-Eutektikum mit feinen, an die chinesische Schrift erinnernden Primärphasen zeichnen die Gussstruktur von AlSiMg-Legierungen aus. Die Ausscheidungsfolge entspricht jenen der 6xxx-Knetlegierungen und stellt sich wie folgt dar:



Die Legierung AlSi7Mg0,3 (EN-AC 42100) kann sowohl im Sand-, Kokillen- oder Feinguss verarbeitet werden und wird üblicherweise bei Temperaturen zwischen 525 °C und 540 °C lösungsgelüht, in Wasser abgeschreckt und bei 140–170 °C ausgelagert. Die Dauer der Lösungsglühung beträgt meist 6–18 h, kann aber durch eine Veredelungsbehandlung zu deutlich kürzeren Zeiten verschoben werden. [8]

Als Vertreter der Druckgusslegierungen dieser Gruppe seien die genormte Legierung AlSi10Mg(Fe) (EN-AC 43400) sowie die in der Einleitung erwähnte Legierung AlSi10MnMg erwähnt. Erstere zeichnet sich durch ihren hohen Eisengehalt von 1 % zur Verminderung der Klebeneigung aus während zweitere zu den eisenarmen Druckgusslegierungen mit deutlich verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Zähigkeit zählt. Mangan substituiert das fehlende Eisen, ermöglicht ebenfalls eine gute Entformbarkeit und bildet keine duktilitätsmindernden Phasen. Ein Vergleich der mechanischen Kennwerte der drei angeführten Legierungen ist in Tabelle 2-3 angeführt. [9]

Die Wärmebehandlung von Druckgussteilen unterscheidet sich deutlich von anderweitig gegossenen Teilen. Lösungsglühen wird aufgrund der Gefahr von Blisterbildung und Verzug, bei Cu-haltigen Legierungen auch wegen der Gefahr von Ansmelzungen, bei deutlich niedrigeren Temperaturen von etwa 440–490 °C und kürzeren Zeiten durchgeführt, was wiederum zu längeren Auslagerungsdauern bis zum T6-Zustand (150 °C/24 h) und höheren

Produktionskosten führt. Lumley et al. [12] untersuchte die Wirkung von verschiedenen Legierungen aus dem AlSiMg(Cu)-System im Hinblick auf die Möglichkeit einer Verkürzung der Prozessdauer. Im Zuge einer Lösungsglühung bei 490 °C oder 505 °C, angepasst an den Kupfergehalt, für 15 Minuten und einer 15-minütigen Auslagerung bei 220 °C konnte festgestellt werden, dass Legierungen mit niedrigem Cu/Mg-Verhältnis trotz deutlich verkürzter Prozessdauer nur geringfügig verminderte Streckgrenzen gegenüber dem T6-Zustand aufweisen.

Die Ausscheidungssequenz von AlSiMg(Cu)-Legierungen weicht klarerweise von den Cu-freien AlSiMg-Legierungen ab. Die Existenz und das Zusammenspiel der bei Peak-Festigkeit dominierenden, metastabilen Vorläufer der  $\beta$ -Phase ( $Mg_2Si$ ),  $\Theta$ -Phase ( $Al_2Cu$ ) und/oder Q-Phase ( $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ ) ist stark von der Konzentration der Legierungselemente, der thermischen Vorgeschichte und den Auslagerungsbedingungen abhängig. Im wärmebehandelten Zustand übersteigt die Festigkeit dieser Legierungen meist jene der ternären, härtbaren Systeme und geht mit einer stark eingeschränkten Duktilität einher. [13]

### **2.3.2 AlMg-Gusslegierungen**

Gussteile aus AlMg-Legierungen sind im Allgemeinen nicht aushärtbar, zeichnen sich aber durch ihre hohe Korrosionsbeständigkeit aus. Sie besitzen relativ gute Zähigkeitseigenschaften und zeigen durch Mischkristallverfestigung mittlere Festigkeiten. Legierungen mit Mg-Gehalten kleiner 2,5 % eignen sich durch ihre Anodisier- und Polierbarkeit für Verwendungen mit hohen Ansprüchen an die Optik. Generell finden Legierungen dieser Gruppe häufig im Schiffsbau, als Fassadenelemente, in Haushaltsgeräten, als Beschläge in Fahrzeugen oder im Bauwesen Anwendung. AlMg-Legierungen sind schwierig zu vergießen, da sie zu Warmriss- und Mikrolunkerbildung neigen. Außerdem erhöht Magnesium die Wasserstofflöslichkeit der Schmelze, was zu vermehrtem Aufkommen von Gasporositäten führt. Eine Homogenisierungsbehandlung bei Legierungen mit Magnesiumkonzentrationen über 7 % ist erforderlich, um die beschriebenen günstigen mechanischen Eigenschaften einzustellen. Als Vertreter von Druckgusslegierungen seien an dieser Stelle die beiden Legierungen AlMg9 und AlMg5Si2Mn genannt. Letztere ist unter dem Produktnamen Magsimal 59<sup>®</sup> bekannt, wird hauptsächlich im Gusszustand verwendet und zeigt bei guten Festigkeitseigenschaften auch eine verbesserte Bruchdehnung, weshalb sie sich für dünnwandige, crashbeanspruchte Konstruktionen eignet. [8, 11]

Untersuchungen von Hu et al. [14] haben ergeben, dass die Auslagerung von Druckgussteilen aus Legierungen ähnlich der Maximal 59<sup>®</sup> eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften bewirkt, wobei Festigkeitseigenschaften im Vergleich zur Bruchdehnung stärker betroffen sind.

Neuere Entwicklungen gehen unter anderem in die Richtung von wärmebehandelbaren, höherfesten Druckgusslegierungen auf Basis AlMgZnSi. Yan et al. [15] konnte durch die Optimierung der Wärmebehandlung einer von der selben Arbeitsgruppe entwickelten Legierung neben der Vermeidung von Blistern sowohl Streckgrenzen über 300 MPa als auch Dehnungen von 4,5 % erzielen, was einer Verdoppelung der Dehnung gegenüber dem Gusszustand entspricht. Als optimal stellte sich dabei eine Lösungsglühung bei 490 °C für 30 Minuten und eine darauffolgende Auslagerung bei 180 °C für eine Stunde heraus.

Um einen Eindruck über die mechanischen Kennwerte der im Kapitel 2.3 beschriebenen Gusslegierungen zu schaffen, fasst Tabelle 2-3 die charakteristischen Größen einiger ausgewählter Vertreter zusammen.

Tabelle 2-3: Vergleich der mechanischen Kennwerte ausgewählter Gusslegierungen, nicht verbindlich und nur zur Abschätzung [8, 9, 15, 16]

Legierung	Zustand	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]
42100 AlSi7Mg0,3 <sup>a</sup>	T6	200	260	3
43400 AlSi10Mg(Fe) <sup>b</sup>	F	140	240	1
	T6	NA	220–300	1–3
NA AlSi10MnMg <sup>p</sup>	F	120	250	5
	T6	180	250	5
51300 AlMg5 <sup>a</sup>	F	95	170	3
51200 AlMg9 <sup>b</sup>	F	130	200	1
NA AlMg5Si2Mn <sup>p</sup>	F	140	250	9
NA AlMg10Zn3,5Si3 <sup>b</sup>	F	250	350	2,2
	T6	320	420	4,5

<sup>a</sup> im Feinguss vergossen, <sup>b</sup> im Druckguss vergossen

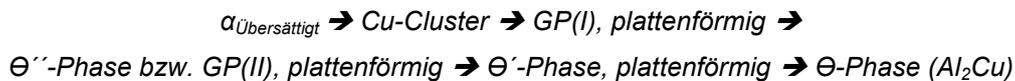
## 2.4 Knetlegierungen

Sofern plastische Verformbarkeit eine zentrale Rolle spielt, wie es bei Blechen, Profilen oder Schmiedeteilen der Fall ist, finden Aluminiumknetlegierungen Anwendung. Unterteilt werden diese nach ihren Hauptlegierungselementen in acht Legierungsgruppen. Gruppenübergreifend können sie zusätzlich in naturharte und aushärtbare Legierungen unterschieden werden. Das folgende Kapitel beschreibt eine Auswahl von Legierungssystemen, welche im Rahmen dieser Arbeit interessant erscheinen.

## 2.4.1 AlCu-Knetlegierungen

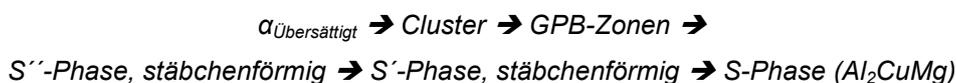
Anhand eines Aluminium-Kupfer-Systems entdeckte Alfred Wilm im Jahre 1906 das Aushärtepotenzial von Aluminiumlegierungen und ebnete somit diesem zu jener Zeit unterschätzten Metall den Weg zu seiner heutigen Marktposition. Heute finden AlCu-Legierungen mit Zusätzen von Mg, Mn und Si besonders in der Luftfahrt als Zieh-, Walz-, Press- und Schmiedeprodukte mit mittlerer bis höchster Festigkeit Anwendung. Cu-Gehalte über 6 % ermöglichen ein Schmelzschweißen ohne Warmrissbildung. [8, 11]

**AlCu-Knetlegierungen** Das binäre Al-Cu-Legierungssystem, welches allen dieser Legierungsvarianten zugrunde liegt, zeigt ein Phasengleichgewicht zwischen dem kubisch flächenzentrierten  $\alpha$ -Mischkristall und einer tetragonalen  $\Theta$ -Phase ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ). Die Strukturen der beiden Phasen unterscheiden sich so stark, dass  $\text{Al}_2\text{Cu}$  nur durch eine inkohärente Phasengrenze existieren kann und die energetisch günstigere Bildung von verfestigend wirkenden, metastabilen Übergangsphasen während der Kalt- oder Warmauslagerung erklärt. Die Ausscheidungsfolge beim Zerfall des übersättigten Mischkristall stellt sich wie folgt dar und ist stark von Dauer und Temperatur der Auslagerung abhängig:



Während bei Kaltaushärtung bis 80 °C kohärente GP(I)-Zonen den Verfestigungseffekt verursachen, ist hauptsächlich die  $\Theta''$ -Phase bei der Warmauslagerung zwischen 80–250 °C für die Festigkeitssteigerung verantwortlich. Erhöhte Temperaturen begünstigen die Bildung stabilerer Phasen und führen in weiterer Folge durch den teilweisen oder totalen Verlust der Kohärenz wieder zu einer Reduktion der Festigkeit. Zu beachten ist außerdem, dass sich benachbarte Ausscheidungsstadien überlagern können. [8, 17]

**AlCuMg-Knetlegierungen** Legierungsvarianten dieser Klasse zeichnen sich besonders durch ihre beschleunigte Kaltaushärtbarkeit durch den Einfluss erhöhter Mg-Gehalte aus und werden sehr häufig im Flugzeugbau eingesetzt. Ihr Ausscheidungsverhalten verläuft ähnlich der AlCu-Systeme, wobei die stabile Gleichgewichtsphase abhängig vom Cu/Mg-Verhältnis entweder der S-Phase ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ), der  $\Theta$ -Phase ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) oder einer Mischform entspricht und sich entsprechend der folgenden Sequenz ausscheidet:

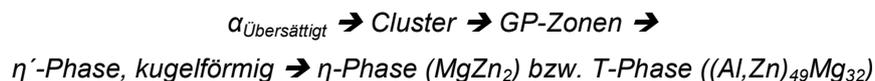


Nach heutigem Kenntnisstand kommt es nach der Abschreckung zur Bildung von Mg/Leerstellen-Komplexen, welche sich kontinuierlich mit Kupfer anreichern und zu Cu/Mg/Leerstellen-Clustern entwickeln. Ihnen wird neben dem Festigkeitszuwachs während der Kaltauslagerung auch der Rapid-Hardening-Effekt, welcher in sehr frühen Phasen der Warmaushärtung von Legierungsvarianten mit niedrigem bis geringem Cu/Mg-Verhältnis auftritt und für einen Großteil der erreichbaren Peak-Härte verantwortlich ist, zugeschrieben [18, 19]. Für den sekundären Härteanstieg ist die Bildung von Guinier-Preston-Bagaryatsky-Zonen, kurz GPB-Zonen, an den als Keimstellen wirkenden Clustern und deren Folgephasen  $S''$ ,  $S'$  und  $S$  verantwortlich. Da der genaue Ablauf auch von zusätzlichen Legierungselementen wie Ag oder Si sowie der Gefügestruktur beeinflusst wird, sind generelle Aussagen über die dominierende Verfestigungsphase schwierig. [20-23]

## 2.4.2 AlZnMg(Cu)-Knetlegierungen

Durch ihre hohen und höchsten statischen Festigkeiten sowie ihre gute Zerspanbarkeit finden aushärtbare Legierungen der 7xxx-Reihe besonders in der Flugzeugindustrie sowie im Werkzeug- und Formenbau Anwendung. Während die kupferfreien Legierungsvarianten mit niedrigeren Festigkeiten sehr gute Schmelzschweißseigenschaften aufweisen, lassen sich die hochfesten, 0,5 % bis 2,5 % Cu-haltigen Systeme nicht auf diesem Weg fügen und werden vor allem zu Walz-, Press- und Schmiedeprodukten verarbeitet.

Da Zink in Aluminium eine hohe Löslichkeit und somit ein nur geringes Aushärtepotenzial besitzt, enthalten Legierungen dieser Gruppe auch Zusätze an Mg, welche die Löslichkeit von Zn stark verringert und das Aushärtepotenzial beträchtlich erhöht. Abhängig von Zn/Mg-Verhältnis steht der  $\alpha$ -Mischkristall entweder mit  $MgZn_2$  ( $\eta$ -Phase) oder  $(Al,Zn)_{49}Mg_{32}$  (T-Phase) im Gleichgewicht. Bei vorhandenen Kupferzusätzen werden diese in die jeweilige Phase eingebaut und somit deren thermische Stabilität erhöht. Die Ausscheidungsfolge dieser Legierungen stellt sich wie folgt dar:



Die Kaltaushärtung ist dominiert von der Bildung von zinkreichen Clustern und kohärenten (Mg,Zn)-GP-Zonen und kann sich bei Raumtemperatur über mehrere Jahre erstrecken, was den T4-Zustand aufgrund der instabilen mechanischen Kennwerte unattraktiv macht. Die Abschreckgeschwindigkeit aus der Glühhitze, üblicherweise unter 480 °C, hat erheblichen Einfluss auf die GP-Zonenbildung und somit auf die Temperatur und Dauer der Auslagerung zur Festigkeitssteigerung. Höhere Auslagerungstemperaturen verschieben den Beginn der

Aushärtung zu kürzeren Zeiten. Über 80 °C bildet sich die metastabile  $\eta'$ - sowie die stabile  $\eta$ -Phase, welche bis 120 °C bzw. 150 °C (je nach Quelle) mit den GP-Zonen koexistieren. Im Zuge der Warmaushärtung bildet sich zwischen 100 °C und 250 °C die teilkohärente  $\eta'$ -Phase aus, welche durch Auslagerung zwischen 120 °C und 130 °C das Festigkeitsmaximum generiert. Die Aufheizgeschwindigkeit für das Auslagern hat erheblichen Einfluss auf die Bildung der  $\eta'$ -Phase. Eine langsame Aufheizrate begünstigt das Wachstum von GP-Zonen und deren direkte Umwandlung in eine stabilere Modifikation und verhindert deren Rückbildung, was zu höheren Festigkeitswerten führt. Eine zweistufige Auslagerung bewirkt ähnlich günstige Eigenschaften. Zusätzliches Glühen bei Temperaturen zwischen 160 °C und 180 °C führt durch die Bildung der Gleichgewichtsphase zu einer Überalterung. [8]

Meist werden AlZnMg(Cu)-Legierungen im T7-Zustand eingesetzt, da der hochfeste T6-Zustand oft nicht den Ansprüchen hinsichtlich Spannungsrisskorrosion genügt. Abhilfe für dieses Problem bietet die Anwendung einer RRA-Behandlung („retrogression and re-ageing treatment“), welche von Cina [24] bereits 1974 zum Patent angemeldet wurde. Im Zuge der Behandlung werden nach dem Einstellen eines unterhärteten oder vollausgehärteten Zustandes Teile der Härtephasen durch einen kurzen Wärmestoß wieder in Lösung gebracht und durch eine neuerliche Auslagerung bei geringerer Temperatur wieder ausgeschieden. Wie beispielsweise Oliveira et al. [25] bestätigt, können durch eine solche Behandlung bei erfolgreicher Abstimmung der Wärmebehandlungsparameter auf die Legierungslage T6-ähnliche Festigkeitswerte bei T7-ähnlichem Spannungsrisskorrosionsverhalten erreicht werden.

### **2.4.3 AlMg-Knetlegierungen**

AlMg-Legierungen gehören zur Gruppe der naturharten, nicht aushärtbaren Knetlegierungen. Die Einstellung mittlerer bis hoher Festigkeiten erfolgt durch den Magnesiumgehalt sowie den Grad der Kaltverformung. Gute Kaltumformeigenschaften, Korrosionsbeständigkeit sowie sehr gute Schmelzschweißbarkeit zeichnen diese Legierungsgruppe besonders aus. Da der Fließwiderstand auch bei Warmumformungstemperaturen erheblich ist, wird neben kleineren Mengen an einfachen Pressprofilen und Schmiedestücken der Großteil dieser Legierungen zu Walzprodukten verarbeitet. Binäre Legierungen finden sehr selten Anwendung, da Zusätze an Dispersoidbildnern wie Mangan oder Chrom die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die plastische Verformbarkeit, deutlich verbessern und somit das Anwendungsspektrum erweitern. Hauptanwendungsgebiete für Standard-Konstruktionslegierungen wie AlMg3Mn (EN-AW 5754) oder AlMg4,5Mn0,7 (EN-AW 5083)

sind neben dem Schiffs- und Fahrzeugbau auch die Kältetechnik und chemische Industrieanlagen. Besonders interessant ist auch die Tatsache, dass tiefe Temperaturen keine versprödende Wirkung auf diese Legierungsgruppe zeigen. [8, 10, 11]

Das binäre Phasendiagramm Al-Mg zeigt ein Gleichgewicht von  $\alpha$ -Mischkristall und  $\beta$ -Phase ( $\text{Al}_8\text{Mg}_5$ ) und weist auf eine Übersättigung bei Raumtemperatur für übliche AlMg-Legierungen hin. Trotz der Zwangslösung von Magnesium dominiert der Effekt der Mischkristallhärtung, da diverse Hemmungen einen Abbau der Übersättigung über metastabile Zwischenphasen und somit eine Teilchenaushärtung behindern. Der wesentliche, entfestigende Entmischungsprozess (Sensibilisierung) tritt vor allem beim Einsatz bei höheren Temperaturen oder stark kaltverfestigtem Material auf und führt zu Bildung einer korrosionsanfälligen  $\beta$ -Phase an Korngrenzen und Dispersoidgrenzflächen. Eine Stabilisierungsglühung verspricht Abhilfe für dieses Phänomen. [8]

Hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften zeigen AlMg-Legierungen einige Besonderheiten. Mit zunehmendem Mg-Gehalte kommt es neben einem linearen Anstieg von Streckgrenze und Zugfestigkeit auch zu einer Erhöhung des Verfestigungsexponenten und einer Verbesserung der Bruchdehnung, was auf eine Hemmung der dynamischen Entfestigung durch zunehmendes, planares Versetzungsgleitverhalten zurückzuführen ist. Während sich Mg-arme Legierungen für Tiefziehoperationen eignen, lassen sich Mg-reiche Varianten sehr gut streckziehen. Ebenfalls charakteristisch für diese Legierungsgruppe ist das Auftreten von Fließfiguren bei der Verformung, welche sich im Zugversuch als Streckgrenzeneffekte und plastische Unstetigkeiten bei erhöhten Magnesiumkonzentrationen und kritischen Umformgraden äußern und einen negativen Einfluss auf die Oberflächenqualität haben. [8, 11]

**Besondere AlMg-Legierungen** Nicht sehr verbreitet aber durchaus mit erheblichem Potenzial für zukünftige Anwendungen sind modifizierte, teils aushärtbare AlMg-Legierungen mit Zusätzen an ausscheidungsbildenden Elementen. Die meisten Forschungsarbeiten tendieren in die Richtung, den Festigkeitsabfall von kaltverformten Automobilblechen aus AlMg-Legierungen während der Lackeinbrennung auszugleichen und Fließfiguren zu unterdrücken. Ratchev et al. [26] untersuchte dazu den Aushärteverlauf von kaltverformtem  $\text{AlMg}_4,2\text{Cu}$  mit Fokus auf den starken Festigkeitsanstieg bei kurzen Auslagerungszeiten, welcher in AlCuMg-Systemen ebenfalls beobachtet wird. Hierzu erfolgte ein Lösungsglühen bei  $550\text{ }^\circ\text{C}$  für 10 Minuten im Salzbad und eine Auslagerung bei  $180\text{ }^\circ\text{C}$  nach dem Abschrecken. Er kommt zu dem Schluss, dass für den Festigkeitsanstieg in den ersten

Minuten neben dem Effekt der Clusterhärtung die S''-Phase, welche sich an Versetzungsringen bildet, verantwortlich ist.

In weiterführenden Arbeiten von Ratchev [27] wurde das Aushärteverhalten von Legierungen mit variierenden Cu/Mg-Verhältnissen studiert. Obwohl die Ausscheidung von T-Phasen und deren Vorläufern aufgrund ihrer Stabilität im Gleichgewicht erwartet worden war, konnte sie nicht beobachtet werden. Dies wird auf die Verschiebung der Phasengrenzen durch verunreinigende Elemente wie Silizium, Eisen und Mangan zurückgeführt. Während ein hohes Cu/Mg-Verhältnis die Aushärtewirkung über die gesamte Auslagerungszeit verbessert, führt ein niedriges zu einer Verzögerung der Ausscheidungssequenz und hemmt die Kaltaushärtung. Eine Reduktion der Auslagerungstemperatur auf 140 °C sowie Variation des Mg-Gehalts hatte keinen Einfluss auf die Festigkeitszunahme bei kurzen Zeiten.

Neben dem Zusatz von Kupfer zu AlMg-Legierungen wurde auch Studien zum Einfluss von Zink in diesen Legierungen unternommen. Meng et al. [28] und Carroll et al. [29] beobachteten ein deutlich verbessertes Korrosionsverhalten durch die Zugabe von Zink, da die Ausscheidung der ungünstigen  $\beta$ -Phase an den Korngrenzen während einer Sensibilisierung zugunsten einer stabilen, günstig wirkenden T-Phase unterdrückt wurde. Zusätzlich bewirkte das legierte Zink einen deutlichen Anstieg der Streckgrenze. Zinkzusätze wirken sich auch positiv die Bildung von Fließfiguren aus [30].

Neueste Veröffentlichungen behandeln AlMg-Legierungen mit Zink- und Kupferzusätzen. Cao et al. [31] beschäftigte sich mit dem Einfluss von Zink auf das Aushärteverhalten von AlMg<sub>5,2</sub>Cu<sub>0,45</sub> im Zuge einer Lösungsglühung bei 525 °C für 10 Minuten im Salzbad und einer Auslagerung bei 180 °C. Während der frühen Aushärtephasen zeigte Zink nur geringen Einfluss, was auf eine schnellere Bildung von Mg-Cu-Clustern verglichen mit Mg-Zn-Clustern zurückzuführen ist. Höhere Zinkgehalte bewirkten bei fortschreitender Auslagerung eine Verschiebung der Peak-Härte zu kürzeren Zeiten als auch deren signifikante Erhöhung durch die Ausscheidung der T-Phase, wodurch das Cu/Mg-Verhältnis in der Matrix ansteigt und so die Bildung der S-Phase beschleunigt. Die Maximalfestigkeit wird der härtenden Wirkung beider Phasen zugeschrieben. In Abbildung 2-4 sind die Aushärteverläufe aus dieser Studie dargestellt.

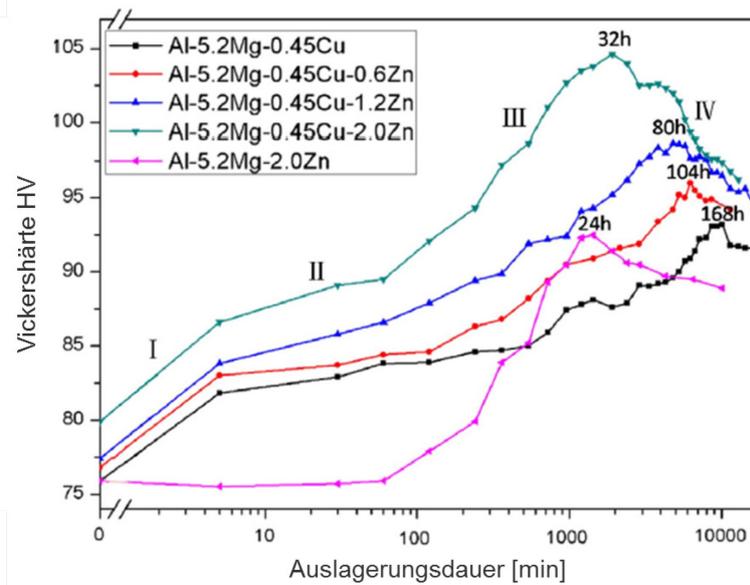


Abbildung 2-4: Aushärteverläufe einer AlMgCu-Legierung mit variierenden Zn-Gehalten [31]

Die beschriebenen Knetlegierungsgruppen zeichnen sich durch unterschiedliche Charakteristika aus. Tabelle 2-4 stellt die mechanischen Eigenschaften einiger Vertreter dieser Gruppen gegenüber.

Tabelle 2-4: Vergleich der mechanischen Kennwerte ausgewählter Knetlegierungen, nicht verbindlich und nur zur Abschätzung [8]

Legierung	Zustand	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]
2024 AlCu4Mg1	0	75	185	20
	T4	330	460	20
	T8	450	485	6
7075 AlZn5,5MgCu	0	105	225	17
	T6	495	570	8
6060 AlMgSi	0	50	100	26
	T4	90	160	20
	T6	215	245	12
5083 AlMg4,5Mn0,7	0/H111	145	300	22
5154 AlMg3	0/H111	100	215	24

## 2.5 Legierungsstrategien

In Hinblick auf die zu Beginn von Kapitel 2 festgelegten Anforderungen an die zu entwickelnde Legierung und in Anbetracht der Kenntnisse aus der Literatur scheint es sinnvoll, das Legierungsdesign auf Basis einer AlMg-Legierung aufzubauen. Da besonders hohe Duktilität trotz Verarbeitung im Druckguss gefordert ist, wird von Gusslegierungen Abstand genommen und die Knetlegierung EN-AW 5083 eingesetzt. Die Produktspezifikation dieser Legierung hinsichtlich ihrer chemischen Analyse ist in Tabelle 2-5 dargestellt.

Tabelle 2-5: Chemische Zusammensetzung der Legierung EN-AW 5083 gemäß der AMAG-Spezifikation [32]

Element	Si	Mn	Mg	Zn	Fe	Cu	Ti	Cr	Rest
Min		0.40	4.0					0.05	einzeln 0.05
Max	0.40	1.0	4.9	0.25	0.40	0.10	0.15	0.25	zusammen 0.15

alle Angaben in Gewichtsprozent

Die Wahl einer Knetlegierung für die Herstellung von Druckgussteilen geht jedoch mit Schwierigkeiten einher. Aufgrund des stark limitierten Siliziumgehalts ist mit einer ungünstigen Vergießbarkeit zu rechnen. Allerdings wird dadurch die Bildung von  $Mg_2Si$  vermieden und in Kombination mit höheren Mangangehalten eine hohe Zähigkeit erreicht. Das hohe Festigkeitsniveau dieser Legierung selbst im weichgeglühten Zustand bereitet einen soliden Ausgangszustand für weitere Anpassungen. Um die gewünschte Streckgrenze einzustellen, reicht die Verfestigung von Mg durch Mischkristallhärtung nicht aus. Da Kaltverfestigung für Gussteile keine Option darstellt und die Korngröße bereits durch das Gießverfahren eingestellt wird, muss der zusätzliche Härtebetrag durch Ausscheidungsverfestigung zustande kommen. Durch das Zulegieren von Elementen wie Zink und Kupfer zur gewählten AlMg-Basislegierung sollte eine Teilchenaushärtung, wie sie in 2xxx- und 7xxx-Legierungssystemen stattfindet, möglich sein und bei richtiger Abstimmung den fehlenden Festigkeitsbeitrag liefern. Die in Kapitel 2.4.3 erwähnten kürzlich veröffentlichten Untersuchungen zum Thema der aushärtbaren AlMg-Legierungen unterstützen die Richtigkeit dieser Annahme. Zu beachten ist aber, dass das verwendete Material in diesen Veröffentlichungen immer in Form eines umgeformten Bleches und nicht als Gussteil vorgelegen hat. Um ein möglichst breites Spektrum an Legierungsmöglichkeiten zu untersuchen und die Einflüsse der Legierungselemente auf die Eigenschaften ableiten zu können, werden von in Summe sechs Varianten zwei Cu-freie, zwei Zn-freie und zwei beide Elemente enthaltende Legierungen abgegossen und auf ihr Potenzial hinsichtlich der Erfüllung der gesteckten Ziele untersucht. Folgende Aufzählung führt die gewählten Legierungszusammensetzungen an:

- AlMg4,5Zn2
- AlMg4,5Zn3
- AlMg4,5Zn3Cu0,75
- AlMg4,5Cu0,75
- AlMg4,5Cu1
- AlMg4,5Zn2Cu1

### 3 Methoden zur Charakterisierung

Ein wesentlicher Aspekt dieser Arbeit ist die Charakterisierung der gewählten Legierungsvarianten. Die erhobenen Kennwerte dienen sowohl der Vergleichbarkeit der verschiedenen Modifikationen als auch der Bestimmung von Veränderungen ausgewählter Werte im Zuge einzelner Prozessschritte. Daneben liefern die Resultate auch wichtige Randbedingungen für die Bestimmung von Prozessgrößen.

Um in späteren Kapiteln auf detaillierte Angaben zu den durchgeführten Prüfmethoden verzichten zu können, werden diese hier beschrieben. Abbildungen der herangezogenen Messgeräte und Prüfeinrichtungen sind im Anhang in Abbildung 13-1 dargestellt.

#### 3.1 Zugprüfung

Beim Zugversuch wird eine genormte Zugprobe zwischen einer feststehenden und einer beweglichen Befestigungsvorrichtung eingespannt (siehe Abbildung 3-1) und durch Auseinanderziehen mit einer definierten Dehnrates bis zum Bruch belastet. Eine Kraftmessdose zeichnet die zur Formänderung notwendige Kraft auf, während ein präziser Wegaufnehmer ebendiese Formänderung dokumentiert. Das Resultat dieser Messung ist ein Kraft-Weg-Diagramm, welches durch Normierung auf die Ausgangslänge bzw. den Ausgangsquerschnitt in ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm umgerechnet und in diesem Fall zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung herangezogen wird. [33]

Die Zugprüfungen wurden anhand von Flachzugproben auf einer *Zwick/Roell Materialprüfmaschine 100KN* durchgeführt. Die Probenfertigung erfolgte gemäß den technischen Richtlinien der Audi AG nach TL117 [6], welche eine geringfügige Modifikation der in DIN EN ISO 6892-1 [34] vorgeschlagenen Probengeometrie vorsieht.



Abbildung 3-1: Eingespannte Flachzugprobe

## 3.2 Härteprüfung

Der Widerstand eines Werkstoffs gegen plastisches Verformen der Oberfläche durch einen definierten Eindringkörper wird als Härte definiert. Durch Vermessen des bleibenden Eindrucks nach dem Eindringvorgang wird der Härtewert bestimmt. Es stehen verschiedene Methoden zur Verfügung, wobei die in dieser Arbeit veröffentlichte Werte ausschließlich durch eine Härteprüfung nach Brinell nach DIN EN ISO 6506-1 ermittelt wurden. [33, 35]

Die etwa 40 mm mal 20 mm großen Härteprüfplättchen wurden mittels einer Bandsäge aus den Probenplatten (geschliffen, 4000er-Körnung) herausgearbeitet, in den zu untersuchenden Zustand versetzt und auf der *EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/RG3* mit einer Prüfkraft von 62,5 N und einer Eindringkugel von 2,5 mm Durchmesser geprüft. Jeder angegebene Messwert stellt den Mittelwert aus fünf Einzelmessungen dar.

## 3.3 Chemische Analyse

Für die Bestimmung der Legierungszusammensetzung wurde das Funkenspektrometer *Spektromaxx* verwendet. Im Zuge der Messung kommt es durch einen Funkenüberschlag im Funkenstand zu einer Verdampfung von Probenmaterial und in weiterer Folge zur Anregung freigesetzter Atome. Durch die Zerlegung des emittierten Lichts lässt sich die Intensität einzelner Wellenlängen bestimmen, wodurch auf die enthaltenen Elemente und deren Quantität rückgeschlossen werden kann. Die in der Arbeit dargestellten Ergebnisse stammen aus der Analyse von Härteprüfplättchen und sind Mittelungen aus drei separaten Funken. [36]

## 3.4 DSC-Messung

Zur Abschätzung der Temperatur für das Lösungsglühen der Legierungen wurden DSC-Messungen mit einer *Netzsch DSC 204 F1* durchgeführt. Die zu untersuchende Probe sowie eine Referenzprobe werden in einem Ofen mit konstanter Heizrate erwärmt. Das Ausgabesignal wird durch die Berechnung der Differenz der gemessenen Temperaturen von Messzelle und Referenzzelle gebildet. Reaktionen der Probe, wie zum Beispiel Phasenumwandlungen oder Schmelzprozesse, lassen die Messsignale auseinanderdriften und führen zu Peaks im Ausgabesignal, welche entsprechend interpretiert werden können. Als Probe diente ein ca. 40 Milligramm schwerer Würfel in einem Tiegel, als Referenz wurde ein leerer Tiegel herangezogen. Nachdem die Proben mit Stickstoff auf -40 °C gekühlt worden waren, erfolgte eine Erhitzung auf 650 °C mit einer Heizrate von 10 °C/min. [37]

### 3.5 Metallografische Untersuchung

**Schliffpräparation** Die etwa 10 mm mal 10 mm großen Schliffplättchen stammen aus dem Zentrum der Probenplatten und wurden in eine aus Araldit und Härter (2:1) bestehende, kaltaushärtende Einbettmasse eingebettet. Die Schliffpräparation erfolgte nach einer Aushärtedauer von 48 Stunden gemäß Tabelle 3-1 auf einer *Stuers Tegramin 30*.

Tabelle 3-1: Schritte der Schliffpräparation

No	Operation	Dauer [min]	Körnung	Anpresskraft [N]	Schmierung/Kühlung
1	Schleifen	00:01:30	1200	20	Wasser
2		00:01:30	2000	20	Wasser
3		00:01:30	4000	20	Wasser
4	Polieren	00:12:00	1 µm Diamantpaste	10	Libricant blau
5	OPS	00:00:30	Etosil-E	10	
6		00:00:10	spülen	10	

**Lichtmikroskopische Untersuchung** Erste Bemühungen, die Gefügestruktur ohne Ätzung bzw. mit einer Ätzung in 32 %-iger NaOH-Lösung auf dem Auflichtmikroskop *Zeiss Axio Imager M1M* sichtbar zu machen, blieben ohne Erfolg. Erst nach einer elektrolytischen Ätzung nach Barker mit einem *Stuers Lectropol-5-Gerät* war eine Betrachtung möglich.

**Rasterelektronenmikroskop** Nachdem die Ätzung durch Wiederholung der Schliffpräparationsschritte 4 bis 6 rückgängig gemacht worden war, konnten die Proben im Rasterelektronenmikroskop *JSM-IT300 von JEOL* detaillierter unter die Lupe genommen werden. Beim REM rastert ein stark gebündelter Primärelektronenstrahl die Probe ab und dringt in das Probenmaterial ein. Ein Teil der Primärelektronen bewirkt die Anregung oberflächennaher Zonen und die Emission von Sekundärelektronen, ein anderer Teil wird aus oberflächenferneren Zonen von der Probe rückgestreut (Rückstreuielektronen). Während niederenergetische Sekundärelektronen topografische Informationen liefern und zur Abbildung des Oberflächenreliefs eines Probenausschnitts herangezogen werden, generieren Rückstreuielektronen materialspezifische Informationen, welche die Erstellung von Materialkontrastbildern ermöglichen. Da durch die Anregung des Materials auch charakteristische Röntgenstrahlung mit elementspezifischer Wellenlänge und Energie emittiert wird, kann mit Hilfe eines Detektors auch auf die chemische Zusammensetzung geschlossen werden. [33, 38]

Neben einer Betrachtung der Topografie wurden auch zahlreiche Spektren an unterschiedlichen Stellen sowie Elementverteilungsbilder der Proben mittels EDX-Detektor aufgenommen und mit der Software *Aztech* ausgewertet.

## 4 Probenherstellung

Um dem realen Herstellprozess der späteren Bauteile und der daraus resultierenden Beeinflussung ihrer Eigenschaften Rechnung zu tragen, war es von Beginn an notwendig, die Proben in großtechnischem Maßstab zu fertigen. Hierzu konnte die Firma DGS-Druckgussysteme in St. Gallen/Schweiz, mit der Audi bereits eine langjährige Zusammenarbeit pflegt, als Partner gewonnen werden.

DGS, entstanden aus der 1925 gegründeten „Versuchsgießerei“ der Bühler AG in Uzwil, präsentiert sich heute als Systemanbieter für Material-, Produkt- und Prozessentwicklung im Bereich Gussteilfertigung und -verarbeitung. Ihre Kompetenzen auf dem Gebiet der Herstellung von Präzisionsteilen aus Aluminium-, Magnesium- und Zinklegierungen nach den gängigen Druckguss-Verfahren besonders in Mittel- und Großserien werden von vielen namhaften Automobilherstellern sehr geschätzt und positionieren DGS als wichtigen Partner in der Wertschöpfungskette seiner Kunden. Besonders die hohe Flexibilität, welche durch 47 Druckgussmaschinen verschiedenster Dimensionen gewährleistet ist, macht den Standort St. Gallen zum idealen Ort für die Durchführung von Versuchskampagnen im Bereich Strukturguss. [39]

Die folgenden Kapitel enthalten neben einer allgemeinen Beschreibung der Versuchsabgüsse detaillierte Informationen über die Schwierigkeiten bei den verschiedenen Legierungen sowie eine chemische Analyse der eingesetzten Legierungsmasseln sowie der finalen Schmelzezusammensetzung beim Abguss.

### 4.1 Allgemeine Prozessbeschreibung

Die Legierungsherstellung erfolgte in einem Induktionstiegelofen auf Basis der Legierung EN AW-5083. Zur Einstellung der gewünschten Zusammensetzungen kamen Legierungszusätzen aus Reinmetall zum Einsatz, welche wie auch die Basislegierung von der AMAG zur Verfügung gestellt wurden.

Abbildung 4-1 zeigt die darauffolgenden Schritte bei der Herstellung der Probenplatten. Nach dem Überführen der Schmelze in den zuvor gereinigten Warmhalteofen (a) wurden Proben gezogen und mittels Funkenspektrometer untersucht. Abhängig vom Ergebnis erfolgte eine Feineinstellung der Legierungslage oder es konnte direkt mit dem Abgießen auf der Vakuum-Druckgussmaschine begonnen werden. Warmhalteofen, Dosiereinrichtung sowie die Gießmaschine in Kombination mit einem Roboterarm sind als eine einzige funktionale

Einheit ausgeführt und können von einem zentralen Bedienpult gesteuert und geregelt werden. Abgegossen wurde in ein Druckgusswerkzeug (b) zur Herstellung von vier 120 mm mal 100 mm großen Platten mit den Wandstärken 2 mm (B), 4 mm (E) und zweimal 3 mm (D und DD), welches bei früheren Projekten bereits verwendet worden war. Die durch den Roboterarm entnommenen Gussstücke (c) konnten nach Abschreckung im Wasserbad manuell in eine Abkantpresse (d) eingelegt werden und nach erfolgter Trennung vom Anguss-System beschriftet und verpackt werden (e).

Ein wesentliches Problem bei Druckgussbauteilen stellt das Vorhandensein von Gasporosität dar. Druckgießmaschinen, welche über ein Vakuumsystem zur Entlüftung des Werkzeugs verfügen, neigen weniger zu diesen Inhomogenitäten als konventionelle Druckgießmaschinen, Porositäten kommen bei ungünstigen Prozessverhältnissen aber trotzdem vor. Da sie im Gusszustand nicht sichtbar sind und erst im Zuge der Wärmebehandlung auftreten können, sind vorbeugende Maßnahmen unbedingt erforderlich. Zu diesem Zweck werden bei DGS in regelmäßigen Abständen stichprobenartig einzelne Gussteile für 30 Minuten im Umluftkammerofen bei 550 °C ausgelagert. Blasen an der Oberfläche nach dem „Blistertest“ implizieren eine fehlerhafte Prozessführung, welche schnellstmöglich zu beheben ist. In Abbildung 4-1 (f) ist eine Probenplatte aus dem Beginn einer Gießsequenz dargestellt, welche die beschriebene Blasenbildung zeigt und auf Unregelmäßigkeiten im Prozess hinweist.

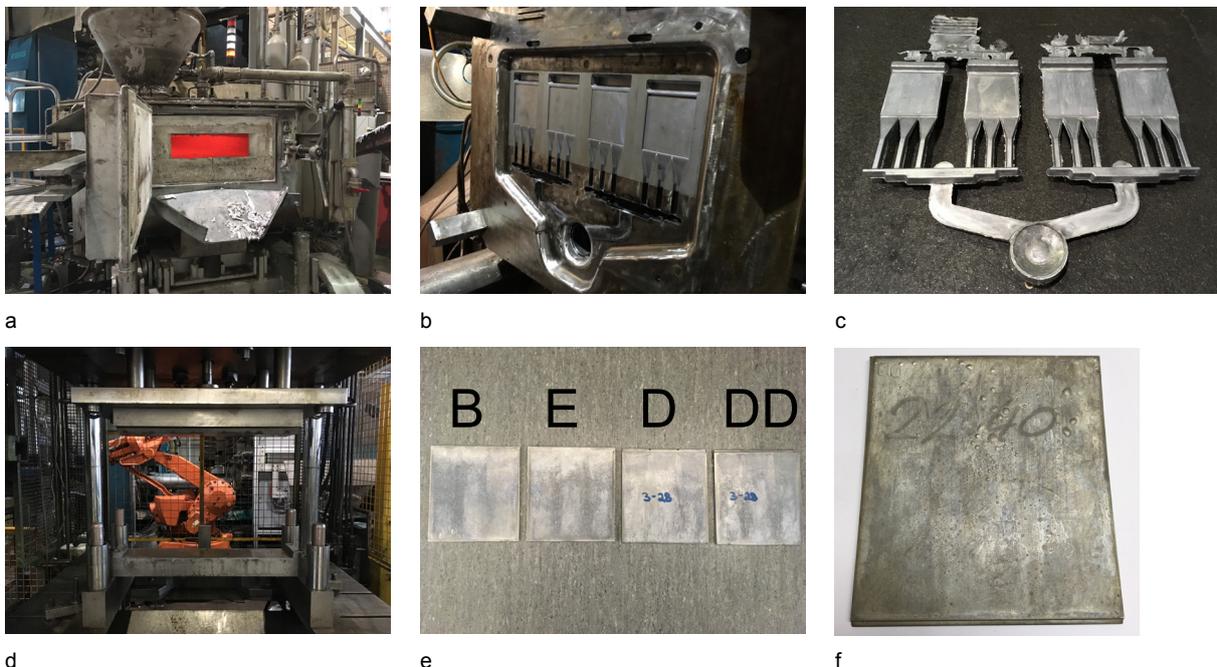


Abbildung 4-1: Herstellung der Probenplatten in Bildern, (a) Warmhalteofen mit geöffneter Ofentür zur Probenentnahme (b) beheiztes Druckgusswerkzeug zur Formgebung der Probenplatten (c) erkaltetes Gussteil mit Angussystem (d) geöffnete Abkantpresse mit Entnahme-Roboter im Hintergrund (e) verpackungsfertige Probenplatten (f) Probenplatte nach Blistertest, nicht in Ordnung

## 4.2 Gießprotokoll

Für das Abgießen der sechs Versuchslegierungen standen die benötigten Anlagen und Aggregate fünf Werkzeuge zur Verfügung, wobei pro Legierung 200 Schuss abgegossen und zwischen den Projektpartnern Audi und MUL aufgeteilt werden sollten.

Im Folgenden sind die Details zu den Abgüssen der einzelnen Legierungen angeführt. Als Ausgangsmaterial für alle Varianten fanden 5083er-Masseln Verwendung, welche anschließend den geforderten Zielwerten entsprechend legiert wurden. Die genaue Analyse der eingesetzten Masseln ist in Tabelle 4-1 dargestellt.

Tabelle 4-1: Chemische Analyse der eingesetzten 5083er-Masseln bei DGS

Element	Si	Mn	Mg	Zn	Fe	Cu	Ti	Cr
Wert	0.018	0.781	5.09	0.027	0.081	0.005	0.010	0.097

alle Angaben in Gewichtsprozent

Nachdem die im Tiegelofen voreingestellte Legierung **AlMg4,5Zn2** in den Warmhalteofen eingefüllt und auf den Zn-Zielwert getrimmt worden war, konnte mit dem Abgießen begonnen werden. Die chemische Analyse der Schmelze vor Gießbeginn (siehe Tabelle 4-2) zeigte erhöhte Werte für Magnesium, Zink und Silizium, wurde aber als in Ordnung befunden. Während der ersten 50 Schüsse erfolgte eine ständige Anpassung der Gießparameter nach den Erfahrungen des Maschinenführers, wobei Trennmittelmenge und -konzentration sowie Schmelzedosis, Stauweg und Kolbengeschwindigkeit neben anderen Faktoren ständig korrigiert wurden. Eine besondere Herausforderung stellte die Entnahme des kompletten Gussteils dar, da es sehr häufig zu Heißrissen in Bereichen starker Kerbwirkung kam. Trotz deutlicher Verbesserung durch die Anpassung der Prozessgrößen und des Einpendelns der Maschine traten diese immer wieder vereinzelt auf. Die strichprobenartigen Blistertests alle 25 Schuss zeigten bereits zu Anfang eine sehr geringe Neigung zur Blasenbildung, welche sich kontinuierlich über den Gießfortschritt auf den Platten aller Wandstärken verbesserte.

Die Legierung **AlMg4,5Zn3** wurde auf AlMg4,5Zn2 folgend nach Kontrolle der Schmelzeanalyse freigegeben und über Nacht abgossen. Blistertests gegen Ende des Abgießens zeigten eine äußerst stark ausgeprägte Blasenbildungsneigung, worauf mehrere Stichproben über die Gießsequenz genommen und untersucht wurden. Es stellte sich heraus, dass mit dem Gießbeginn der höher zinkhaltigen Legierung bereits ab Schuss 1 trotz unveränderter Prozessparameter eine ausgeprägte Blisterbildung zu beobachten war. Eine chemische Analyse aus der Mitte der Gießsequenz brachte keine Auffälligkeiten zutage.

---

Um dem Problem der Blasenbildung entgegenzuwirken, erfolgte nach Kontrolle der Schmelzeanalyse eine Dichtemessung der Legierung **AlMg4,5Zn3Cu0,5**, welche aber keinen Befund aufwies. Während der ersten Schüsse stellte sich diese Legierungsvariante als noch heißrisseempfindlicher heraus als die beiden vorausgegangen. Trotz aller Versuche, ein Brechen der Gussteile bei der Entnahme durch Prozessanpassungen zu verhindern, mussten schließlich die Angusskanäle mechanisch umgestaltet werden, um dem Problem Herr zu werden. Zu Gießbeginn, nach der Umgestaltung des Werkzeugs, wurde ein Druckabfall in der Nachdruckphase sowie Probleme bei der Evakuierung der Form entdeckt, welche mögliche Erklärungen für die Gasporositäten und somit die Blisterbildung lieferten. Erst durch einen Austausch der Vakuumschläuche, der Vakuumfilter sowie einem Tausch der Kolbenkammer und des Kolbens konnte das Evakuierungsproblem in den Griff bekommen werden. Blistertests lieferten allerdings danach trotz aller Bemühungen kein zufriedenstellendes Ergebnis. Zum Zeitpunkt der Ofennachfüllung umfasste die Ausbeute erst 40 Schuss. Durch die chemische Analyse der neuen Schmelze trat ein inakzeptabel hoher Zn-Gehalt zutage, welchem durch Verdünnung mit Reinaluminiummasseln über Nacht beigegeben werden musste. Währenddessen erfolgten in der Nachtschicht weitere Anpassungen und Verbesserungen an der Gießmaschine. Der Anguss zu Schichtbeginn mit der inzwischen akzeptablen Schmelzeanalyse brachte wieder ähnliche Ergebnisse, welche aber trotz mechanischer Änderungen der Vakuumkanäle am Werkzeuge sowie einer manuellen Aufgabe von Trennmittel nicht vermeidbar waren. Da sämtliche Prozessanpassungen fruchtlos geblieben waren, wurde erneut eine befundlose Dichtemessung der Schmelze durchgeführt. Um nicht noch mehr Zeit für diese Legierung aufzuwenden, erfolgte an dieser Stelle das Verwerfen der Schmelze zugunsten der hoffentlich erfolgreicherer Legierungsvarianten.

Bei den ersten Schüssen nach Gießbeginn der Legierung **AlMg4,5Cu0,75** trat wie bereits bei der vorigen Legierung Blasenbildung während des Blistertests auf. Auffällig war in diesem Fall jedoch der ungewöhnliche metallische Glanz, weshalb diese Probenplatten durch die aufgetretenen Blasen durchgesägt wurden. Eine genauere Betrachtung der inneren Oberfläche legte die Vermutung nahe, dass es sich bei den Blistern nicht um Gasporositäten, sondern um Anschmelzungen handeln könnte. Eine Überprüfung der thermodynamischen Berechnungen für das Ungleichgewicht nach Scheil ergab, dass im Bereich der Prüftemperatur bereits ein wesentlicher Anteil an Flüssigphase stabil zu sein scheint, weshalb die Prüftemperatur auf 480 °C herabgesetzt wurde. Bei dieser niedrigeren Temperatur konnte bei weiteren Gussteilen keine Blasenbildung beobachtet werden. Da der Umluftkammerofen ein wichtiger Teil der Qualitätssicherung der laufenden Produktion ist, musste die Temperatur wieder gemäß den Testvorgaben eingestellt werden. Diese

Erkenntnis disqualifizierte klarerweise alle Entscheidungen, welche auf Basis der vorangegangenen Blister tests getroffen worden waren.

Nach Einstellung der Legierungslage erfolgte der Abguss der Legierung **AlMg4,5Cu1**. Die Gießparameter der vorigen Variante konnten beibehalten werden und es waren keine weiteren Anpassungen nötig. Trotz des Wissens um die Unzulässigkeit des Blister tests für diese Versuchslegierungen wurden interessehalber noch weitere Test durchgeführt, welche den Erwartungen entsprechend einen negativen Befund lieferten.

Die Legierung **AlMg4,5Zn2Cu1** konnte aufgrund der Verzögerungen bei den vorangegangenen Legierungen nicht mehr in dieser Versuchswoche abgegossen und in weiterer Folge auch nicht hinsichtlich ihrer Eigenschaften untersucht werden.

Wie bereits erwähnt, sollte der Siliziumgehalt äußerst niedrig sein um  $Mg_2Si$ -Primärphase so gut wie möglich zu unterdrücken, da diese später nicht wieder aufgelöst werden kann. Funkenproben, welche vor Gießbeginn im Warmhalteofen gezogen wurden, weisen aber ein deutlich erhöhtes Si-Niveau auf (siehe Tabelle 4-2).

Tabelle 4-2: Schmelzeanalyse zu Gießbeginn

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Schüsse
AlMg4,5Zn2	0,410	0,094	0,008	0,798	4,85	2,00	ca. 200
AlMg4,5Zn3	0,276	0,098	0,007	0,797	4,99	3,66	ca. 200
AlMg4,5Zn3Cu0,5	0,316	0,094	0,544	0,777	4,94	3,42	ca. 40
AlMg4,5Cu0,75*	0,051	0,083	0,772	0,785	5,16	0,25	ca. 100
AlMg4,5Cu1*	0,053	0,090	0,957	0,783	5,16	0,17	ca. 100

alle Angaben in Gewichtsprozent, \* Probennahme im Induktionstiegelofen

Die Masselanalyse sowie die Schmelzeanalysen der Legierungen AlMg4,5Cu0,75 und AlMg4,5Cu1, welche direkt im Induktionstiegelofen genommen wurden (rot umrahmt), zeigen jedoch, dass die hohen Si-Gehalte nicht verunreinigten Rohstoffen zuzuschreiben sind, sondern vermutlich auf eine Kontamination des Warmhalteofens hinweisen. Da keine Möglichkeit der Einflussnahme besteht, muss dieser Umstand berücksichtigt und durch weitere Analysen bestätigt werden.

Da sich die durchgeführten Blister tests als ungeeignet für die Versuchsvarianten herausgestellt haben, liegt die Vermutung nahe, dass die laut Test Porositäten aufweisende Probenplatten durchaus den Anforderungen für weitere Untersuchungen genügen und dass viele Entscheidungen im Hinblick auf Prozessanpassungen aufgrund falscher Informationen getroffen wurden.

## 5 Charakterisierung des Gusszustands

Um den Einfluss späterer Wärmebehandlungen beurteilen zu können, ist es notwendig, den Ausgangszustand der zu untersuchenden fünf Legierungen zu erheben. Da die mechanischen Eigenschaften im Vordergrund stehen, lag besonderes Augenmerk auf der Ermittlung von Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung. Zusätzlich erfolgten eine genaue chemische Analyse sowie eine metallografische Untersuchung des Probenmaterials, auch um Unklarheiten, welche während der Probenherstellung aufgetreten waren, Rechnung zu tragen.

### 5.1 Zugversuche im Gusszustand

Bevor alle fünf Legierungen auf der Zugprüfmaschine untersucht und verglichen werden konnten, musste eine „Probenahmeposition“ definiert werden, an welcher Messwerte mit geringer Abweichung über mehrere Stichproben und somit einem geringen systematischen Fehler generiert werden können und welche repräsentativ für das zu beurteilende Material ist. Diese Vorarbeit wurde an der ersten Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub> durchgeführt.

#### 5.1.1 Voruntersuchungen an AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub>

Im Rahmen der Voruntersuchungen erfolgte die Auswertung von zwei Versuchsserien. Um eventuelle Unterschiede der mechanischen Eigenschaften hinsichtlich des Gießzeitpunktes beobachten zu können, wurden pro Versuchsserie mehrere aufeinanderfolgende Schüsse sowohl in der Mitte (früh) als auch gegen Ende der Gießsequenz (spät) zur Zugprobenherstellung ausgewählt und untersucht. Tatsächlich konnten signifikante Unterschiede in den mechanischen Kennwerten über die Gießsequenz beobachtet werden. Die folgenden Darstellungen bilden diese „zeitabhängigen“ Abweichungen ab und werden in Kapitel 5.2 detailliert behandelt.

##### 5.1.1.1 Auswertung der ersten Versuchsserie

Die erste Serie umfasste insgesamt 58 Zugproben aus Platten aller Blechstärken (B, E, D und DD), welche quer zur Schmelzefließrichtung in angussnahe (AN), mittlerem (M) und angussfernem (AF) Bereich aus den Platten herausgearbeitet und nach der in Kapitel 3.1 beschriebenen Prüfvorschrift gezogen wurden.

Die Auswertung der Messergebnisse erfolgte sowohl nach der Blechstärke als auch der Probenposition. Detaillierte Informationen hierzu sind in Kapitel 13.2 zu finden. Basierend auf den erhobenen Messwerten der ersten Versuchsserie konnten folgende Erkenntnisse gewonnen und für die folgende zweite Serie adaptiert werden:

- Die Blechstärken B und E sind aufgrund ihrer großen Streuung nicht für weitere Versuche geeignet.
- Probenplatten mit 3 mm Wandstärke (D und DD) zeigen nur geringe Standardabweichungen und werden für weitere Experimente zukünftig zu D zusammengefasst.
- Die außergewöhnlich häufigen Bruchlagen außerhalb der Messlänge, besonders im Radius an einer bestimmten Seite, lassen lokale Gussfehler in den Plattenrändern vermuten.

#### **5.1.1.2 Auswertung der zweiten Versuchsserie**

Im Unterschied zur ersten Serie beschränkt sich die zweite Serie ausschließlich auf Probenplatten mit einer Wandstärke von 3 mm (D). Außerdem wurde die Ausrichtung der Zugproben auf den Platten um 90 ° gedreht und liegt somit längs zur Füllrichtung der Gussform, wobei zwischen den Positionen Links (SL), Mitte (SM) und Rechts (SR) unterschieden wird. Der Probenumfang dieser Serie ist verglichen mit der früheren Serie geringer und beträgt 18 Zugproben.

Von den durchgeführten Zugversuchen wiesen deutlich weniger Bruchlagen außerhalb der Messlänge auf und das noch seltener auftretende Probenversagen im Radius konnte keiner bestimmten Seite mehr zugeordnet werden. Dies legt den Schluss nahe, dass durch die Längsausrichtung der Proben Bereiche mit Gussfehlern vermieden worden waren. Nähere Informationen hierzu sind in Kapitel 13.2 zu finden.

Beim Vergleich der Mittelwerte aller quer- und längsausgerichteten Zugproben tritt der größte Unterschied zutage. Wie in Abbildung 5-1 zu erkennen ist, weisen die mechanischen Kennwerte, besonders Zugfestfestigkeit und Bruchdehnung, von längs zur Formfüllrichtung ausgerichteter Proben höhere Werte und bessere Reproduzierbarkeit auf, sowohl zu frühen als auch späten Zeitpunkten in der Gießsequenz.

Als Konsequenz dieser Resultate wurden alle weiteren Zugproben aus den 3 mm starken Probenplatten längs zur Schmelzefließrichtung herausgearbeitet.

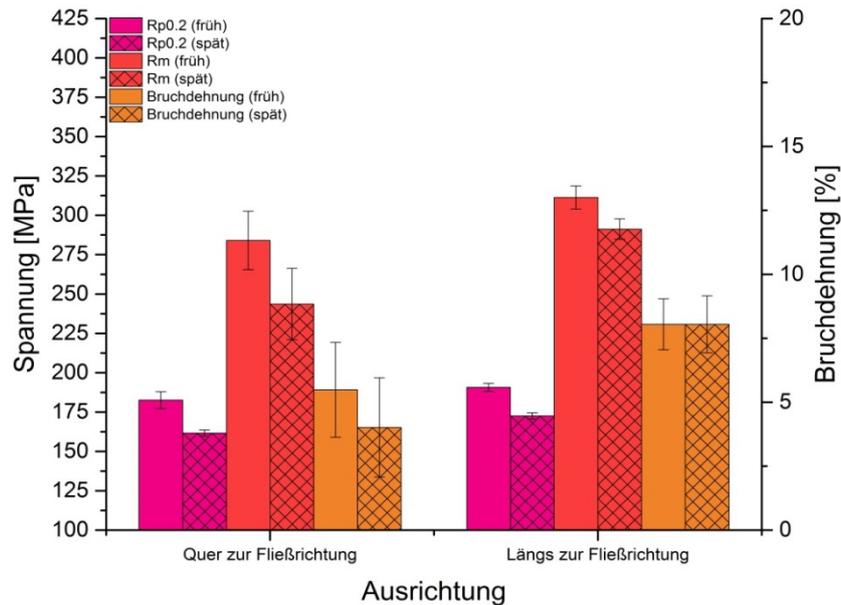


Abbildung 5-1: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte von AlMg4,5Zn2, ausgewertet nach der Probenausrichtung sowie nach der Gießsequenz (früh/spät)

### 5.1.2 Vergleich der mechanischen Kennwerte aller Legierungen

Nachdem die Bedingungen zur Fertigung der Zugproben festgelegt waren, erfolgte die Charakterisierung der vier anderen Legierungsvarianten, wobei ausschließlich Probenplatten aus späteren Zeiten in der Gießsequenz herangezogen wurden. Eine ausführliche Begründung für diese Maßnahme enthält Kapitel 5.2. Abbildung 5-2 stellt die mechanischen Kennwerte aus den Zugprüfungen der fünf Versuchslegierungen gegenüber.

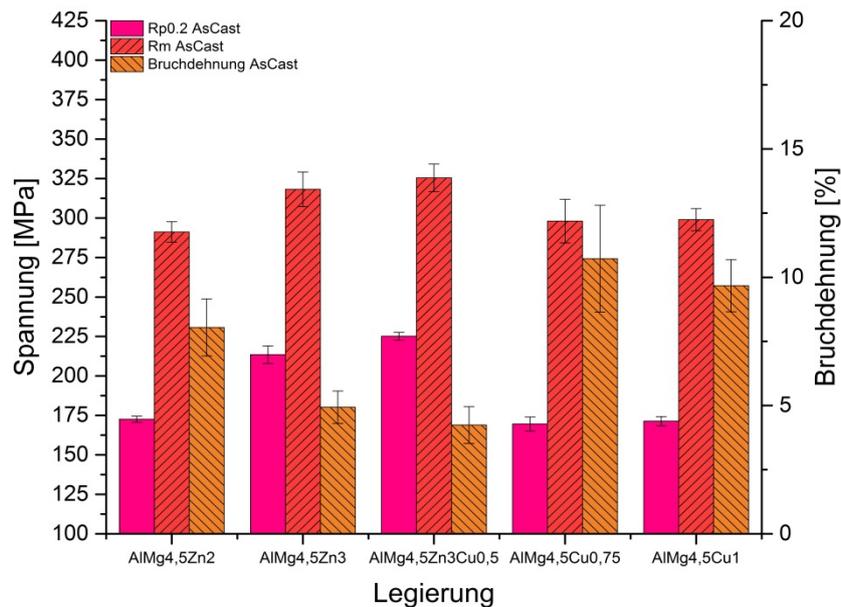


Abbildung 5-2: Vergleich mechanischer Kennwerte aller fünf Legierungsvarianten im Gusszustand

Wie aus dem Vergleich der Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub> ersichtlich ist, führt eine Erhöhung des Zinkgehaltes zu einem deutlichen Anstieg der Dehngrenze. Auch die Zugfestigkeit verschiebt sich zu höheren Werten, wobei die Bruchdehnung allerdings stark abnimmt. Zusätze an Kupfer (AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub>) bewirken einen weiteren Anstieg der Festigkeitswerte und einen Abfall der Dehnbarkeit. Die Zn-freien Legierungssysteme AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>0,75</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>1</sub> zeigen ähnliche Festigkeiten wie die Variante mit 2 % Zink, wobei weitaus höhere Bruchdehnung im Bereich von 10 % erreichbar sind. In diesem Zustand lassen die ermittelten Werte jedoch keine genauen Schlüsse hinsichtlich der Auswirkung der Höhe des Kupfergehalts auf die mechanischen Eigenschaften zu.

Die hier gezogenen Schlüsse vernachlässigen allerdings die tatsächliche chemische Analyse und sollten nur als Trend betrachtet werden. Besonders der Si-Gehalt, welcher aufgrund der Bildung zähigkeitsmindernder Mg<sub>2</sub>Si-Primärphasen die Bruchdehnung negativ beeinflusst, wird an dieser Stelle nicht berücksichtigt.

## 5.2 Chemische Analyse

Um den in den durchgeführten Zugversuchen auftretenden Schwankungen der mechanischen Kennwerte über die Gießsequenz (siehe Abbildung 5-1) auf den Grund zu gehen, wurden chemische Analysen des Probenmaterials zu den beprobten Gießzeiten angefertigt und in Tabelle 5-1 gegenübergestellt.

Tabelle 5-1: Vergleich der chemischen Analyse der geprüften Zugproben zu unterschiedlichen Zeiten in der Gießsequenz

Schuss	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
1-60	<b>0,67</b>	0,15	0,01	0,89	<b>5,87</b>	<b>2,54</b>
1-151	0,39	0,13	0,01	0,81	5,26	2,09

alle Angaben in Gewichtsprozent

Es zeigt sich, dass in der früheren Phase die Mg- und Zn-Gehalte deutlich zu hoch sind und sich zu späteren Zeiten den Zielvorgaben angleichen. Der Anteil an Silizium, welcher generell sehr niedrig sein sollte, befindet sich während der frühen Phase auf einem weit unzulässig hohen Niveau und sinkt über den Gießverlauf auf die Werte der Schmelzeanalyse ab. Die verfestigende Wirkung der erhöhten Elemente liefert eine Erklärung für die höheren Festigkeitswerte der anfänglichen Gießphase.

Um eine Vergleichbarkeit innerhalb einer Legierung garantieren zu können, ist daher die Definition eines Beprobungsintervalls mit konstanter Analyse erforderlich. Hierzu wurde für jede Legierung eine 25 Folgeschuss umfassende Sequenz festgelegt, welche zu Beginn, in

der Mitte und am Ende chemische analysiert wurde. Um die Konstanz der chemischen Zusammensetzung beurteilen zu können, erfolgte eine Mittelung der Werte (Abbildung 5-3) und eine Erhebung der Standardabweichung (Abbildung 5-4). Wie zu erkennen ist, streut der Mg-Gehalt am weitesten, wobei die höchste Abweichung nur 0,12 % beträgt. Für die weiteren Untersuchungen ist das Probenmaterial aus diesem Intervall hinsichtlich der chemischen Analyse als gleichwertig zu betrachten.

Wie bereits in Kapitel 5.1.2 erwähnt, variiert der Siliziumgehalt über alle fünf Legierungsvarianten doch beträchtlich. Bei Betrachtung von Abbildung 5-3 fällt auf, dass Silizium über den Zeitraum der Probenherstellung von der ersten (AlMg4,5Zn2) bis zur letzten Legierung (AlMg4,5Cu1) von etwa 0,4 % auf ca. 0,2 % beständig abnimmt und sich halbiert. Die chemische Analyse des Probenintervalls bestätigt eine hohe Varianz der Si-Gehalte der Legierungen und muss für Vergleiche zwischen den Versuchsvarianten neben Zink und Kupfer in die Beurteilung miteinbezogen werden.

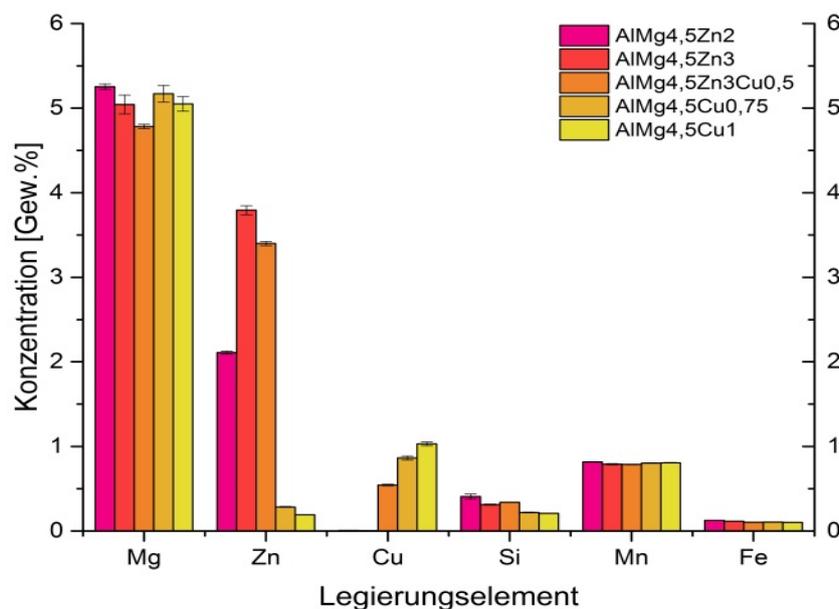


Abbildung 5-3: Darstellung der Mittelwerte der chemischen Analysen aller fünf Legierungen über ein 25 Schuss umfassendes Probenintervall

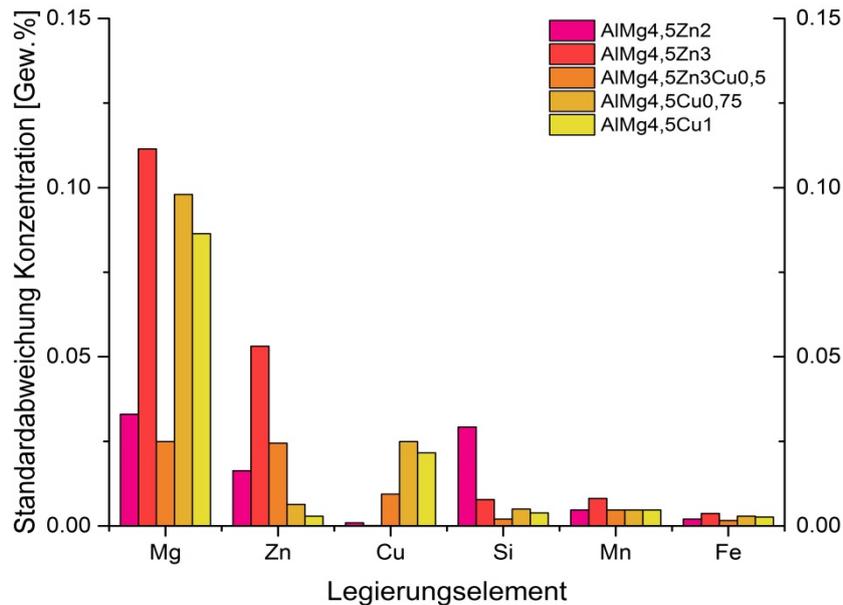


Abbildung 5-4: Darstellung der Standardabweichungen der chemischen Analysen aller fünf Legierungen über ein 25 Schuss umfassendes Probenintervall

### 5.3 Metallografie

Im Laufe der Zugversuche an den verschiedenen Legierungssystemen kam es immer wieder zu Probenversagen an sehr untypischen Stellen. Die Vermutung lag nahe, dass viele dieser unerwarteten Bruchlagen auf Fehler in der Mikrostruktur zurückzuführen sein könnten, weshalb eine metallografische Untersuchung durchgeführt wurde. Für Proben aller fünf Legierungen erfolgte neben einer lichtmikroskopischen Beurteilung auch eine Untersuchung im Rasterelektronenmikroskop. An dieser Stelle sei erwähnt, dass eine detaillierte Betrachtung hinsichtlich der Mikrostruktur aus Zeitgründen nicht durchgeführt werden konnte und die Ergebnisse lediglich als Anhaltspunkte zu verstehen sind.

Lichtmikroskopische Aufnahmen lieferten keine Hinweise auf Porosität oder andere makroskopische Gussfehler. Durchschnittlich wiesen die Proben Korngrößen zwischen 15 µm und 30 µm auf, wobei alle Legierungsvarianten Dentritenblumen aufwiesen, welche diese Größen bei weitem überstiegen. Die Cu-freien Varianten zeigten dieses Phänomen am häufigsten.

Um das Verteilungsverhalten der Legierungselemente abzubilden und Seigerungserscheinungen zu charakterisieren, wurden mit Hilfe eines EDX-Detektors mehrere Spektren an unterschiedlichen Positionen in der Gussstruktur analysiert und ausgewertet. Für manche Bereiche erfolgten zusätzlich Element-Mappings, wie sie anhand der Legierungen AIMg4,5Zn3 (Abbildung 5-5) und AIMg4,5Cu1 (Abbildung 5-6) dargestellt sind, um die Elementverteilung visuell abzubilden. Die Elemente sind in unterschiedlichen

Farben dargestellt, wobei helle Bereiche auf Positionen mit hohem Anteil, also eine Anreicherung des betreffenden Elements hinweisen. Dunkle Bereiche deuten auf Verarmungen hin. Wie zu erkennen ist, zeigt Zink eine deutlich homogenere Verteilung als Kupfer, welches sich an den Korngrenzen konzentriert. Eine Überlagerung der einzelnen Elementbilder veranschaulicht das Verteilungs- und Seigerungsverhalten qualitativ.

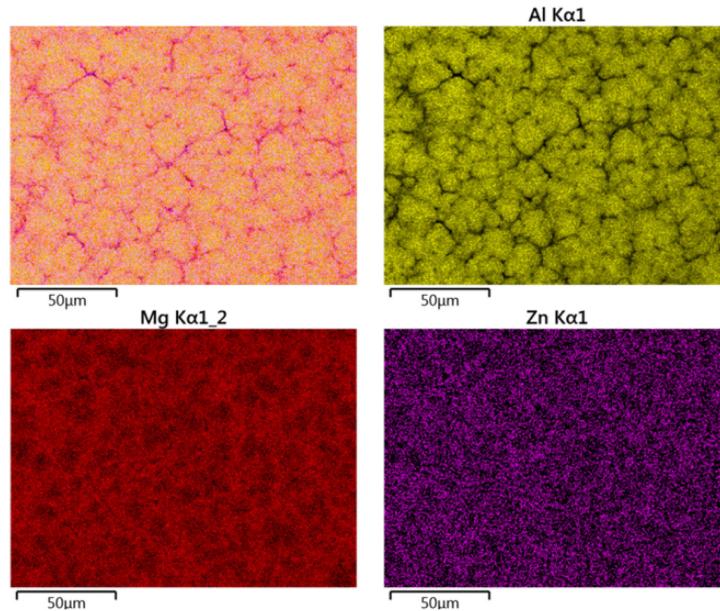


Abbildung 5-5: Überlagerungsschaubild aus den Elementverteilungen von Al, Mg und Zn bzw. Cu in der Legierung AlMg4,5Zn3

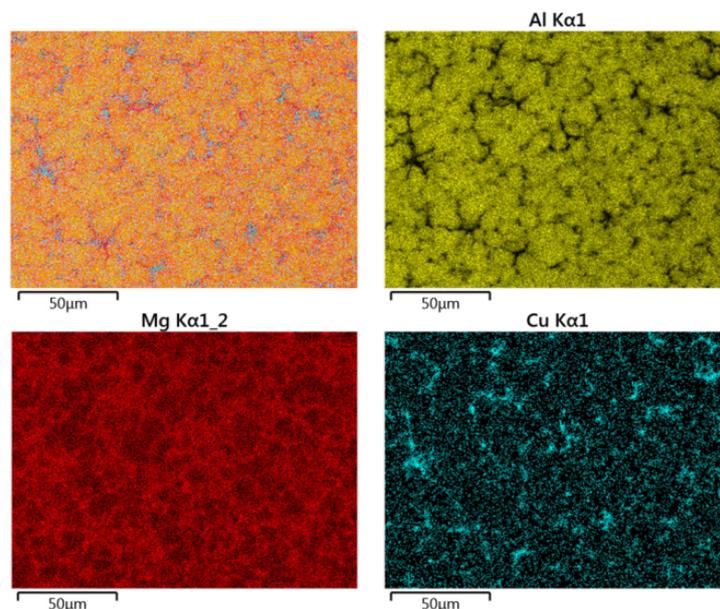


Abbildung 5-6: Überlagerungsschaubild aus den Elementverteilungen von Al, Mg und Zn bzw. Cu in der Legierung AlMg4,5Cu1

Anhand der EDX-Mappings sowie der aufgenommenen Spektren konnte das Verteilungsverhalten der Legierungselemente in den einzelnen Legierungen charakterisiert und gegenübergestellt werden (siehe Tabelle 5-2). Zur Veranschaulichung sind im Anhang in

Abbildung 13-5 die unterschiedlichen metallografischen Aufnahmen anhand von zwei Legierungsvarianten dargestellt.

Tabelle 5-2: Verteilungsverhalten der Legierungselemente

Legierung	AlMg4,5Zn2	AlMg4,5Zn3	AlMg4,5Zn3Cu0,5	AlMg4,5Cu0,75	AlMg4,5Cu1
<b>Mg</b>	Seigerung an KG	Seigerung an KG	Seigerung an KG	Schwach ausgeprägtes Seigerungsverhalten	Seigerung an KG
<b>Zn</b>	Schwach ausgeprägtes Seigerungsverhalten	Schwach ausgeprägtes Seigerungsverhalten	Schwach ausgeprägtes Seigerungsverhalten	-	-
<b>Cu</b>	-	-	Starke Verarmung der Matrix, stark ausgeprägtes Seigerungsverhalten an KG	Schwach ausgeprägtes Seigerungsverhalten	Leichte Verarmung der Matrix, teilweise stark ausgeprägtes Seigerungsverhalten an KG
<b>Si</b>	an KG sofern nachweisbar	an KG sofern nachweisbar	an KG	an KG sofern nachweisbar	an KG sofern nachweisbar
<b>Mn</b>	Homogene Verteilung	Homogene Verteilung sofern nachweisbar	Homogene Verteilung sofern nachweisbar	Homogene Verteilung sofern nachweisbar	Homogene Verteilung sofern nachweisbar

Kupfer zeigt in diesem Vergleich nur in Kombination mit Zink oder in höheren Mengen deutliches Seigerungsverhalten. Sofern Silizium eindeutig quantifizierbar ist, was nur in einer Legierungsvariante der Fall war, findet es sich an den Korngrenzen wieder.

## 6 Entwicklung der Wärmebehandlung

Da Wärmebehandlungen für Legierungen auf AlMg-Basis grundsätzlich nicht auf die Einstellung eines ausgehärteten Zustandes abzielen, stellte die Definition der Parameter für die Lösungsglühung und die Auslagerung eine besondere Herausforderung dar. Dieses Kapitel beschreibt die Herangehensweise an diese Problemstellung.

### 6.1 Lösungsglühen

Um eine Aushärtung zu erreichen, ist die Einstellung eines Übersättigungszustandes erforderlich. Die aushärtenden Phasen sollen durch die Lösungsglühung im Mischkristall gelöst und homogen im Gefüge verteilt werden und durch darauffolgendes rasches Abschrecken im Wasserbad bei Raumtemperatur zwangsgelöst bleiben. Um eine bestmögliche Ausscheidungshärtung zu erreichen, muss die Lösungsglühtemperatur so gewählt werden, dass sich möglichst alle Sekundärphasen auflösen, gleichzeitig aber keine zerstörenden Anschmelzungen im Gefüge auftreten. Übliche Temperaturen für diese Operation liegen bei gewalzten Knetlegierungen im Bereich von 470 °C und 560 °C, abhängig vom Legierungssystem. Das nichtumgeformte Gussgefüge verschiebt dieses Fenster allerdings durch etwaige niedrigschmelzende Kornseigerungen zu niedrigeren Werten.

Da für die zu untersuchenden Legierungsvarianten bisher kaum Literaturwerte verfügbar sind, wurden für die Ermittlung der Lösungsglühtemperatur thermodynamische Berechnungen und experimentelle Messungen mittels DSC für jede Legierung durchgeführt.

#### 6.1.1 Thermodynamische Berechnungen

Bevor die Temperatur für die Lösungsglühung definiert werden konnte, musste auch Klarheit über die im System involvierten und insbesondere die zur Aushärtung beitragenden Phasen gewonnen werden.

Die Berechnungen, welche auf der chemischen Analyse des Beprobungsintervalls basieren, wurden sowohl für den Gleichgewichtszustand mittels FactSage<sup>®</sup> als auch für den Ungleichgewichtszustand mit PANDAT angestellt. Abbildung 6-1 zeigt die errechneten Phasenstabilitätsbereiche exemplarisch für AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>1</sub>. Eine Erläuterung der Kurzzeichen sowie die Ergebnisse der anderen Legierungssysteme befinden sich im Anhang in Tabelle 13-1, Abbildung 13-6 und Abbildung 13-7.

Beide Berechnungsmethoden weisen auf die Existenz von T- und S-Phasen und somit auf eine potenzielle Ausscheidungshärtung durch ihre Vorläuferphasen hin. Im Fall der Legierung AlMg4,5Cu1 endet der Existenzbereich der T-Phase bei 467 °C (im Ungleichgewicht) sowie der S-Phase bei 480 °C (im Gleichgewicht), wobei immer der höhere der beiden Werte als Grenze herangezogen wurde. Eine Zusammenfassung der Stabilitätsbereiche für die fünf Legierungsvarianten zeigt Tabelle 6-1. Da Mg<sub>2</sub>Si- und Al<sub>6</sub>(Fe,Mn)-Primäranteile erst bei Temperaturen über der Liquidustemperatur in Lösungen gehen, spielen sie im Hinblick auf die Lösungsglüh Temperatur keine Rolle.

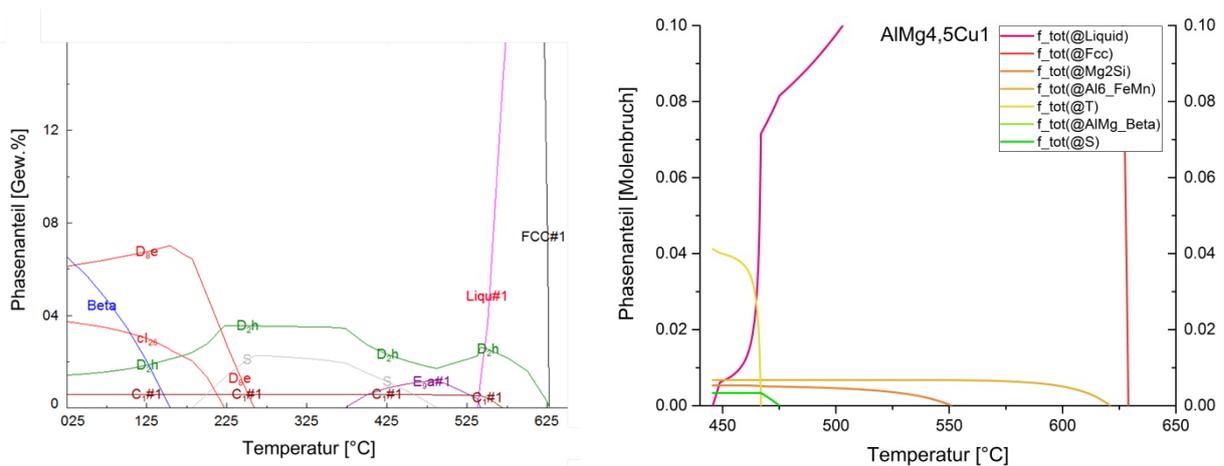


Abbildung 6-1: Phasenanteile der Legierung AlMg4,5Cu1 in Abhängigkeit von der Temperatur gerechnet im Gleichgewicht mit FactSage (links) und im Ungleichgewicht mit PANDAT(rechts)

Tabelle 6-1: Existenzbereich für S- und T-Phase gerechnet mit Pandat und FactSage

Legierung	T-Phase stabil bis		S-Phase stabil bis	
	Pandat [°C]	FactSage [°C]	Pandat [°C]	FactSage [°C]
AlMg4,5Zn2	451	< 425	NA	NA
AlMg4,5Zn3	461	< 425	NA	NA
AlMg4,5Zn3Cu0,5	454	< 425	NA	425
AlMg4,5Cu0,75	466	< 425	467	470
AlMg4,5Cu1	467	< 425	475	480

## 6.1.2 DSC-Messungen

Nachdem die vorausgegangenen Berechnungen die thermodynamische Temperaturuntergrenze durch die Existenzbereiche der Phasen abgesteckt hatten, lag an dieser Stelle die Ermittlung der höchstmöglichen Lösungsglüh Temperatur im Fokus der DSC-Messungen. Durch die Aufzeichnung des differentiellen Wärmestroms während der kontinuierlichen Erhitzung der Proben konnten unerwartet frühe Anschmelzungen, erkennbar an der Unstetigkeit sowohl in der dunkelroten bei ca. 480 °C als auch in der dunkelblauen

Messkurve bei ca. 500 °C in Abbildung 6-2, entdeckt und die Temperatur für die Lösungsglühung dementsprechend gewählt werden. Die genaue Interpretation der Kurve ist eine äußerst schwierige Angelegenheit. In Kombination mit den anderen erhobenen Daten ist allerdings eine relativ gute Abschätzung möglich.

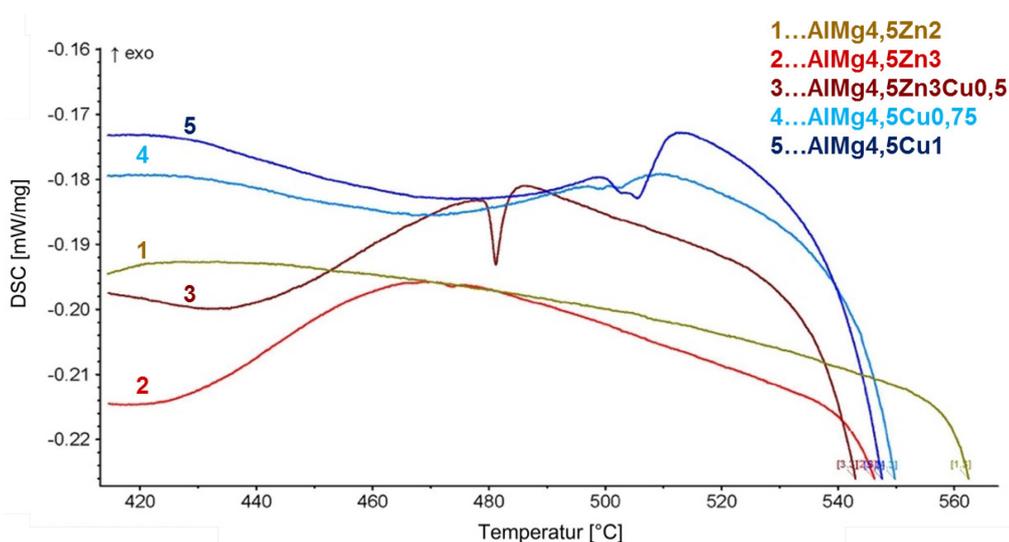


Abbildung 6-2: Differenzielle Wärmestromkurven der Versuchslegierungen ermittelt durch DSC-Messungen

Unter Berücksichtigung der gewonnen Erkenntnisse wurden zwei unterschiedliche Strategien zur Lösungsglühung abgeleitet:

- *Zn-hältige Legierungen* werden bei einer Temperatur von 465 °C für 35 Minuten im Umluftkammerofen gegläht und anschließend im 25 °C kalten Wasserbad abgeschreckt.
- *Zn-freie Legierungen* werden bei einer Temperatur von 490 °C für 35 Minuten im Umluftkammerofen gegläht und anschließend im 25 °C kalten Wasserbad abgeschreckt.

Eine differenziertere Definition der Glühtemperaturen der verschiedenen Varianten macht keinen Sinn, da weder die Ermittlung der Temperatur sehr präzise ist noch die Ofentemperatur so genau gesteuert werden kann.

Um einen gleichmäßigen Wärmetransport im Ofen zu gewährleisten, wurde eine Probenhalterung angefertigt und der Ofenraum bei beiden Temperaturen thermisch vermessen. Die Dauer der Lösungsglühung orientiert sich sehr stark an den Literaturwerten und Praxisdaten, wobei fünf Minuten davon in etwa der ermittelten Dauer vom Einlegen der Probe bis zum Erreichen der Zieltemperatur im Probenkern entsprechen.

### 6.1.3 Zugversuche in lösungsgeglühtem Zustand

Wie bereits bei der Untersuchung des Gusszustandes erfolgten die Zugversuche anhand von Proben aus dem definierten Untersuchungsintervall an den festgelegten Probenpositionen, wobei jedem Wert drei Messungen zugrunde liegen.

Die zinkhaltigen Legierungen, welche bei 465 °C gegläht worden sind, zeigen einen deutlichen Anstieg der Bruchdehnung. Besonders deutlich ist dies bei den Varianten AlMg4,5Zn3 und AlMg4,5Zn3Cu0,5 zu erkennen, wobei auch eine geringe Steigerung der Zugfestigkeit und ein signifikanter Abfall der Streckgrenze von etwa 50 MPa festzustellen ist. Diese doch ausgeprägte Entfestigungswirkung des Lösungsglühens lässt auf ein mögliches Kaltaushärtungspotenzial schließen. Die zwei Prozent Zink enthaltende Legierung zeigt zwar ähnliche Tendenzen wie die beiden anderen Legierungen, allerdings in weit geringerem Ausmaß.

Die Lösungsglühung bei 490 °C der beiden Zn-freien Legierungen führte zu einem gänzlichen Einbruch der Dehnungseigenschaften. Es wird vermutet, dass diese Glühtemperatur bei Proben im Gusszustand Anschmelzungen und somit ein totales Probenversagen verursacht.

Um dem entgegenzuwirken, wurden einerseits eine Reduktion der Temperatur und andererseits die Durchführung einer mehrstufigen Glühbehandlung angedacht, wobei letztere Maßnahme im Rahmen der Entwicklung einer geeigneten WBH-Strategie eingehender behandelt wird. Eine sukzessive Annäherung an die Idealtemperatur durch schrittweise Reduktion der Glühtemperatur hätte den experimentellen Aufwand in unvermeidbarem Maße erhöht, weshalb die Temperatur der zinkhaltigen Legierungen von 465 °C übernommen und ein verringertes Aushärtungspotenzial in Kauf genommen wurde. Diese Angleichung der Glühtemperatur führte zusätzlich zu einer beträchtlichen Verminderung des logistischen Aufwands bei den folgenden Auslagerungsversuchen. Einen Vergleich zwischen Gusszustand und dem bei 465 °C lösungsgeglühten Zustand aller Legierungsvarianten zeigt Abbildung 6-3.

Der bei den Zn-haltigen Systemen beobachtete Entfestigungseffekt ist bei den Zn-freien Legierungen weniger stark ausgeprägt. Ob dies auf die Legierung oder die doch eher niedrig gewählte Glühtemperatur zurückzuführen ist, kann an dieser Stelle noch nicht beantwortet werden. Eine Verbesserung der Bruchdehnung zeigt nur AlMg4,5Cu1. Dies liegt allerdings daran, dass zwei der drei Zugproben der Legierung AlMg4,5Cu0,75 ungewöhnlicherweise im

Bereich der Probeneinspannung gerissen sind, was auf Fehler im Gefüge an diesen Stellen hindeutet. Dies erklärt auch die große Standardabweichung für diesen Messwert.

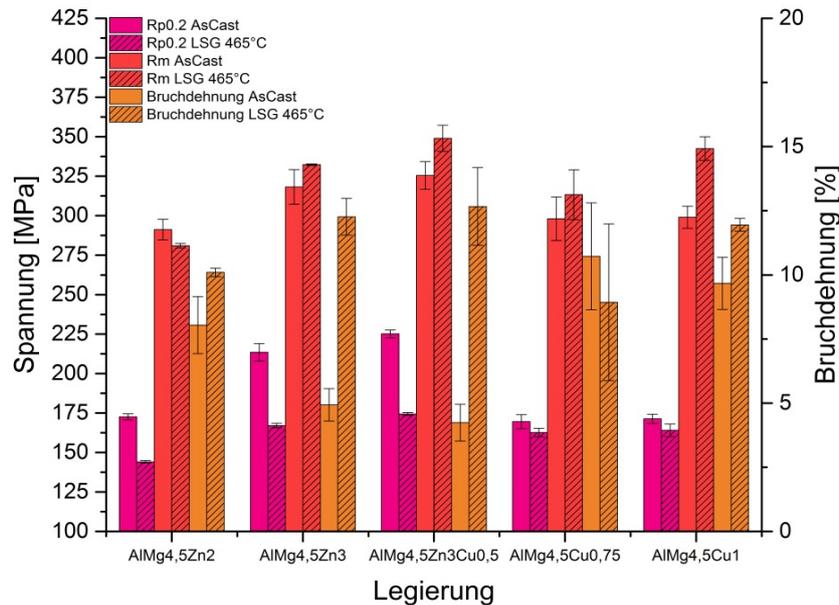


Abbildung 6-3: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte der Legierungen nach dem Lösungsglühen bei 465 °C für 35 Minuten

## 6.2 Auslagerung

Während der Auslagerung beginnt der Abbau des durch Lösungsglühen und Abschrecken eingestellten Übersättigungszustands durch die Bildung von metastabilen Ausscheidungen, welche sich in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur ihren Gleichgewichtsphasen annähern. Die Phasen dieser Ausscheidungsfolge wirken unterschiedlich stark auf die Festigkeitseigenschaften der Legierungen. Um das größtmögliche Verfestigungspotenzial auszuschöpfen, gilt es abhängig vom Legierungssystem, die ideale Kombination aus Auslagerungstemperatur und -dauer zu finden.

Die optimalen Temperatur-Dauer-Paarungen für die verschiedenen Legierungssysteme wurden durch die Aufzeichnung von Aushärtekurven für 100 °C, 125 °C, 150 °C, 175 °C und 200 °C über verschiedene Auslagerungszeiten eruiert. Die gewählten Parameter deckten die Spanne der üblich verwendeten Temperaturen bei Zn-haltigen und Cu-haltigen, ausscheidungshärtenden Aluminiumlegierungen ab. Die Wahl der Auslagerungsdauer für die einzelnen Messpunkte erfolgte derart, dass Änderungen in der Härte nach kürzester Dauer als auch kinetisch gehemmtere Härteanstiege bei längeren Zeiten beobachtet werden können. Tabelle 6-2 ordnete den 13 durchgeführten Messungen eine exakte Auslagerungsdauer zu.

Tabelle 6-2: Auslagerungsdauer der lösungsgeglühten Proben im Ölbad unabhängig von Legierungszusammensetzung und Auslagerungstemperatur

Zeitpunkt	Zeit [s]	Zeit [hh:mm:ss]	+Tage
1	0	00:00:00	
2	30	00:00:30	
3	90	00:01:30	
4	300	00:05:00	
5	900	00:15:00	
6	3000	00:50:00	
7	6000	01:40:00	
8	10000	02:46:40	
9	50000	13:53:20	
10	100000	03:46:40	+1
11	175000	00:36:40	+2
12	250000	21:26:40	+2
13	500000	18:53:20	+5

### 6.2.1 Ermittlung der Aushärteverläufe

Nachdem die geschliffenen Probenplättchen bei 465 °C für 35 Minuten lösungsgeglüht und anschließend im 25 °C kalten Wasserbad abgeschreckt worden waren, erfolgten die Auslagerungsversuche im Ölbad. Hierzu standen zwei Umwälzthermostate der Firma Lauda zur Verfügung. Eines davon ist in Abbildung 6-4 abgebildet. Zur leichteren Handhabung wurden die Plättchen mit Hilfe von Edelstahlkörben in das temperierte Ölbad eingebracht, nach Ablauf der Versuchsdauer mit einer Zange entnommen und sofort im Wasserbad abgeschreckt. Bevor die Brinellhärte der Proben mit der EMCO-Universalhärteprüfmaschine, rechts in Abbildung 6-4 dargestellt, gemessen werden konnte, war eine gründliche Reinigung mit Aceton erforderlich, um etwaige Oberflächeneinflüsse auf die Messung ausschließen zu können. Um punktuellen Unregelmäßigkeiten auf der Messoberfläche Rechnung zu tragen, wurden für jeden Härtewert fünf Messpunkte erhoben, wobei die Standardabweichung in so gut wie allen Fällen kleiner 2 HBW war.



Abbildung 6-4: Umwälzthermostat LAUDA ECO E25 (links), Edelstahl-Probenkörbe im Ölbad (mitte), EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/RG3 [40] (rechts)

## 6.2.2 Auswertung der ermittelten Aushärtekurven

Für ein bessere Nachvollziehbarkeit der in Abbildung 6-5 dargestellten Messkurven erfolgt die Auswertung und Interpretation der Ergebnisse analog zur chronologischen Abfolge der Experimente.

Aufgrund von vorhandenen Literaturwerten in diesem Temperaturbereich erschien es sinnvoll, die ersten Auslagerungsversuche bei 175 °C und 200 °C durchzuführen, wobei zu Beginn nur zehn Messpunkte untersucht wurden. Wie hier und auch in allen anderen Fällen ersichtlich ist, startet die Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub> bei Härtewerten von ca. 80 HBW und erfährt keinen nennenswerten Härteanstieg über die gesamte Dauer. Die Ausgangshärte nach dem Lösungsglühen liegt für alle anderen Varianten deutlich höher bei Werten zwischen 90 HBW und 100 HBW. Während bei 200 °C keine Legierung einen signifikanten Härtezuwachs aufweist, kann bei 175 °C für die Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub> zumindest ein steigender Trend bei längeren Zeiten beobachtet werden. Beide Zn-freien Legierungssysteme weisen weder bei diesen noch den anderen später untersuchten Temperaturen eine eindeutige Reaktion auf die Auslagerungsbehandlung auf.

Bei einer Öltemperatur von 150 °C war ersichtlich, dass das erhöhte Härteniveau, welches bei 175 °C erst bei 50.000 Sekunden und darüber aufgetreten ist, bei den Legierungen mit drei Gewichtsprozent Zink zu kürzeren Zeiten von etwa 10.000 Sekunden verschoben worden war. Der weitere Anstieg der Härte gegen 100.000 Sekunden ließ einen weiteren Anstieg darüber hinaus erahnen, weshalb Messpunkte für längere Auslagerungsdauern erhoben wurden. Da die zusätzlichen Messungen bei 175 °C einen weit geringeren Zuwachs an Härte als bei 150 °C aufwiesen, konnte auf diese langen Zeiträume bei 200 °C verzichtet werden. Aufgrund technischer Probleme war es nicht möglich, den letzten Härtewert für 150 °C bei 500.000 Sekunden zu ermitteln, wodurch nicht geklärt war, ob die Peak-Härte bereits erreicht wurde.

Eine weitere Reduktion auf 125 °C führte erneut zu einer weiteren Verschiebung der Härtezunahme zu kürzen Zeiten für die Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub>, wobei nach ca. 48 Stunden die Peak-Härte erreicht werden konnte, welche für zuletzt genannte Variante 163 HBW betrug und einer Steigerung von über 70 % gegenüber dem lösungsgeglühten Zustand entsprach.

Aus Zeit- und Probenmangel erfolgte die letzte Versuchsserie bei 100 °C nur für die beiden vielversprechendsten Varianten und nur bis zu einer Dauer von 100.000 Sekunden. Eine weitere Verschiebung zu noch früheren Zeiten kann ebenfalls wieder beobachtet werden.

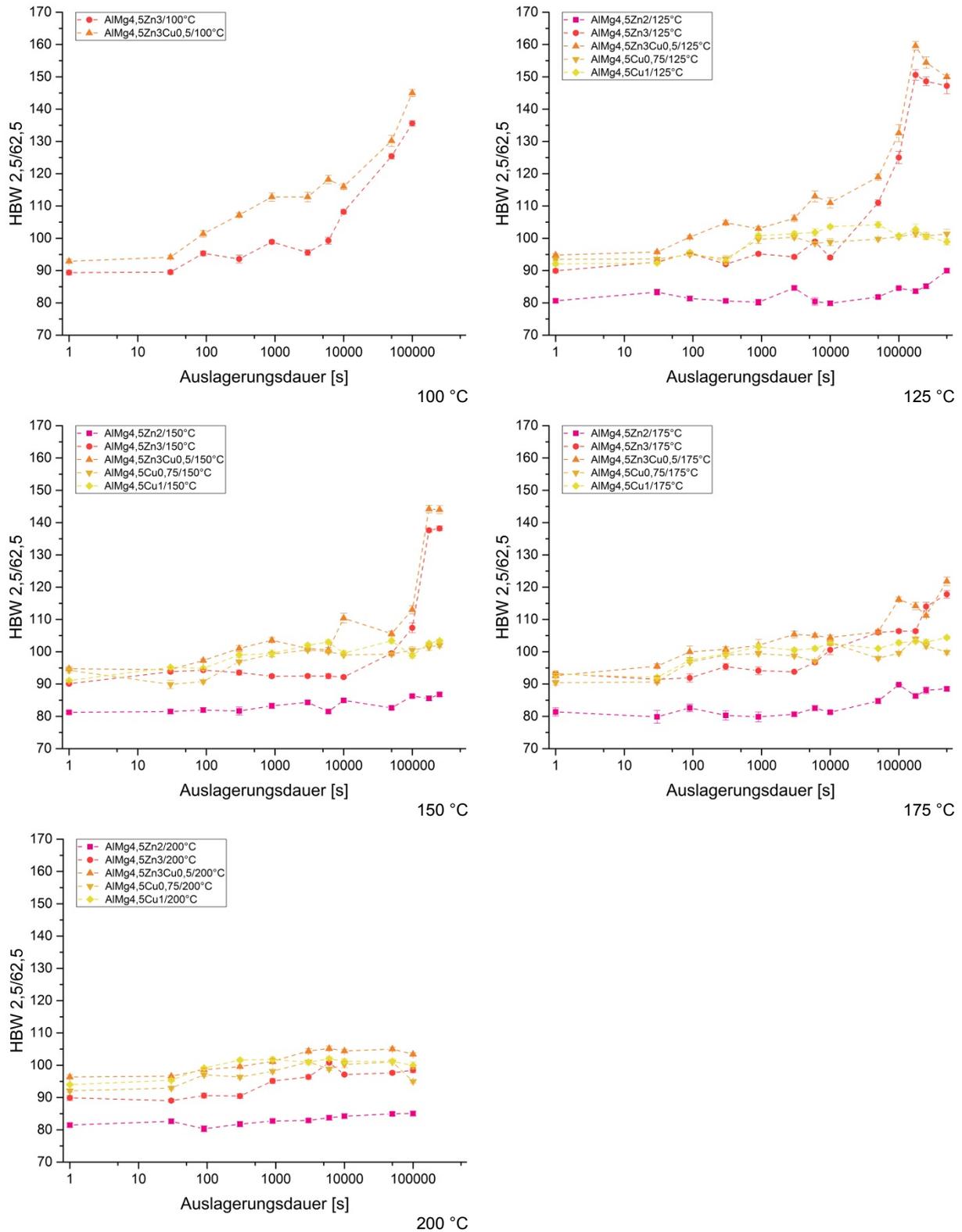


Abbildung 6-5: Gegenüberstellung der fünf Versuchslegierungen hinsichtlich ihres Ansprechens auf die Warmauslagerung bei 100 °C, 125 °C, 150 °C, 175 °C und 200 °C in einem Zeitbereich von 1 bis 500.000 Sekunden, sortiert nach Temperatur

In Abbildung 6-6 links werden diese beiden Systeme bei 100 °C, 125 °C und 150 °C nochmals detaillierter verglichen. Es zeigt sich, dass die Aushärtekinetik bei geringeren Temperaturen begünstigt ist, wie es auch bei 7xxx-Legierungen der Fall ist. AlMg<sub>4</sub>,5Zn<sub>3</sub> zeigt erst ab 5.000 Sekunden einen signifikanten Härtezuwachs, was bei AlMg<sub>4</sub>,5Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub> bereits bei etwa 50 Sekunden der Fall ist. Kupfer scheint bei allen Temperaturen die Aushärtung zu kürzeren Zeiten zu verschieben und die Höhe der Härte zu bessern.

Da die beiden Zn-freien Varianten entgegen den Erwartungen keine Reaktion auf die Wärmebehandlung gezeigt haben, lag die bereits in Kapitel 6.1.3 erwähnte Vermutung nahe, dass die Lösungsglüh-temperatur für diese Systeme zu gering ist. Aus diesem Grund wurde vor einer Auslagerung bei 175 °C eine zweistufige Lösungsglü-ung bei 465 °C und 490 °C durchgeführt, was jedoch keine Veränderung der Aushärtung bewirkt hat (siehe Abbildung 6-6 rechts). Festzuhalten ist allerdings der Härteabfall durch die 30 Sekunden lange Auslagerung verglichen mit dem lösungsgeglühten Zustand. Dieser könnte auf die Auflösung von Clustern zurückzuführen sein, wobei aber nicht klar ist, warum dies nur bei der zweistufigen Lösungsglü-ung zu erkennen ist.

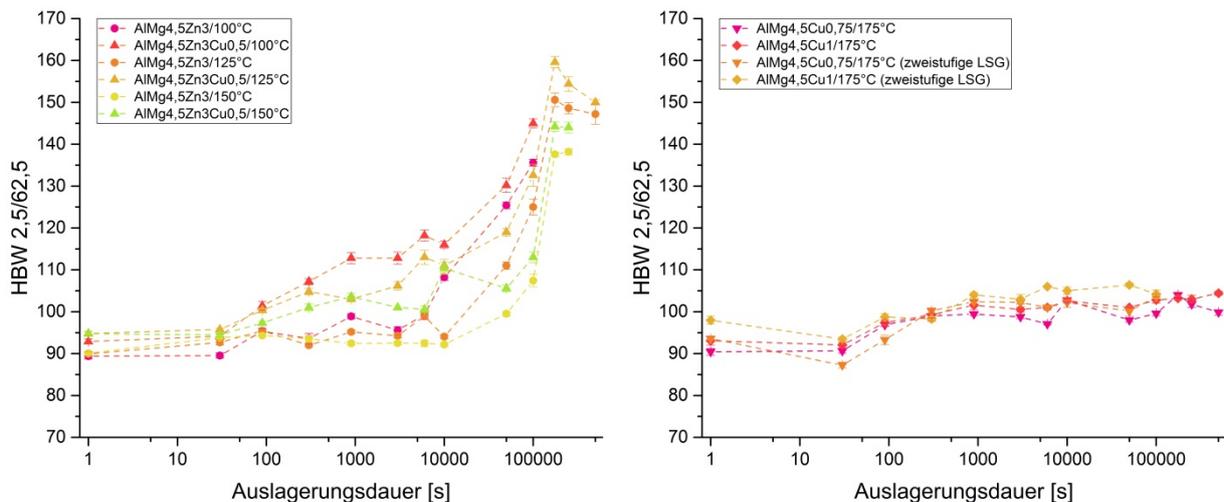


Abbildung 6-6: Aushärteverläufe der Legierungen AlMg<sub>4</sub>,5Zn<sub>3</sub> und AlMg<sub>4</sub>,5Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub> bei 100 °C, 125 °C und 150 °C (links); Aushärteverläufe der Zn-freien Legierungen AlMg<sub>4</sub>,5Cu<sub>0,75</sub> und AlMg<sub>4</sub>,5Cu<sub>1</sub> bei 175 °C nach einstufigem (465 °C/35 min) und zweistufigem (465 °C/35 min + 490 °C/25 min) (rechts)

## 6.3 Erkenntnisse aus den Aushärtekurven und Festlegung der Wärmebehandlungsparameter

Auf Basis der gemessenen Aushärtekurven ließen sich verschiedene Strategien für mögliche Wärmebehandlungszyklen ableiten, welche daraufhin direkt an Zugproben durchgeführt wurden. Einen Überblick der durchgeführten und untersuchten Wärmebehandlungen zeigt Tabelle 7-1.

Verglichen mit den anderen Versuchsvarianten zeigten nur AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub> Potenzial hinsichtlich einer Verfestigung durch Ausscheidungshärtung im untersuchten Temperatur- und Zeitbereich. Die höchste Härtezunahme bis 100.000 Sekunden konnte bei einer Badtemperatur von 100 °C für AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub> beobachtet werden. Da jedoch keine Messwerte über diesen Zeitraum hinaus zur Verfügung standen, wurde die Auslagerungstemperatur für den ersten Wärmebehandlungsversuch auf 125 °C festgelegt. Härtemessungen zwischen 100.000 und 500.000 Sekunden bei dieser Temperatur wiesen das Festigkeitsmaximum bei 175.000 Sekunden, etwa 48 Stunden, aus. Die kupferfreie Variante AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub> zeigte dieses Maximum ebenfalls allerdings bei etwas geringeren Härtewerten. Die daraus abgeleitete Strategie 1 verfolgte das Ziel, einen unteralterten Zustand in den beiden Legierungssystemen mit 3 % Zink einzustellen, wurde aber für alle fünf Varianten durchgeführt, um Vergleichswerte für die folgenden Versuche zu schaffen. Die Entwicklung der weiteren Strategien geschah auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse aus dieser ersten Versuchsserie.

Für die beiden potenziell aussichtsreichsten Systeme erfolgte daraufhin die Einstellung und Untersuchung des T6-Zustandes gemäß Strategie 2, wobei AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub> ohne Aussicht auf relevante Ergebnisse ebenfalls wärmebehandelt und mechanisch getestet wurde. Interessant war es auch herauszufinden, ob eine zweistufige Lösungsglühung Unterschiede in der Festigkeit im vollausgehärteten Zustand aufzeigen würde. (Strategie 3).

Da die Ergebnisse aus Strategie 1 für beide Zn-freien Varianten entgegen den auf den Aushärtekurven basierenden Erwartungen doch zu Verfestigungserscheinungen führten, wurden Warmauslagerungen nach zwei- und dreistufiger Lösungsglühung (Strategien 4 und 5) bei einer Temperatur von 175 °C in Anlehnung an die Literatur durchgeführt. Da in diesem Fall die Auswirkung der Lösungsglühung im Fokus stand, erfolgte der Abbruch der Warmauslagerung wie bei Strategie 1 nach 24 Stunden.

## 7 Charakterisierung der wärmebehandelten Zustände

Wie oben erwähnt, wurden aus den gewonnenen Erkenntnissen vorausgegangener Experimente fünf Strategien für mögliche Wärmebehandlungen abgeleitet. Sie sind in Tabelle 7-1 zusammengefasst.

Tabelle 7-1: Überblick der definierten Wärmebehandlungsstrategien

		Lösungsglühen	Warmauslagern
Alle Legierungen	Strategie 1	465 °C/35 min	125 °C/24 h
Zn-haltige Legierungen	Strategie 2	465 °C/35 min	125 °C/48 h
	Strategie 3	465 °C/35 min + 490 °C/25 min	125 °C/48 h
Zn-freie Legierungen	Strategie 4	465 °C/35 min + 490 °C/25 min	175 °C/24 h
	Strategie 5	465 °C/35 min + 490 °C/25 min + 525 °C/10 min	175 °C/24 h

Da die Legierungssysteme aufgrund ihrer Legierungslage teilweise unterschiedlich behandelt worden sind, ist es an dieser Stelle sinnvoll, auch die gewonnenen Ergebnisse entsprechend zu unterteilen und zu vergleichen. Für eine bessere Übersicht sind im Anhang unter Kapitel 13.4 die Ergebnisse der Zugversuche für jede Legierung separat angeführt.

### 7.1 Ergebnisse der allgemeinen Strategie

Die in Abbildung 7-1 dargestellten Kennwerte für Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung vergleichen den Gusszustand (nicht schraffiert) mit dem nach Strategie 1 wärmebehandelten Zustand (schraffiert). AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub> zeigt bis auf einen Abfall der Streckgrenze keine Reaktion auf die Wärmebehandlung. Die beiden anderen Zn-haltigen Varianten weisen beide signifikante Verbesserungen von Streckgrenze und Zugfestigkeit, aber keine eindeutig nachweisbare Änderung der Bruchdehnung auf. Hinsichtlich der angestrebten Festigkeitseigenschaften zeigen beide Varianten Potenzial, erreichen die Zielstreckgrenze von 250 MPa allerdings nicht.

Entgegen den Erwartungen war auch diese Wärmebehandlung für beide Zn-freien Legierungssysteme erfolgreich. In Bezug auf die Streckgrenze und Zugfestigkeit konnten sogar deutlich größere Zuwächse als bei den Zn-haltigen Legierungen beobachtet werden. Das Festigkeitsniveau liegt hier allerdings deutlich niedriger. Während AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>0,75</sub> keine Verbesserung der bereits sehr hohen Bruchdehnung aufweist, führte die Behandlung bei AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>1</sub> zu einem Anstieg von etwa 25 %.

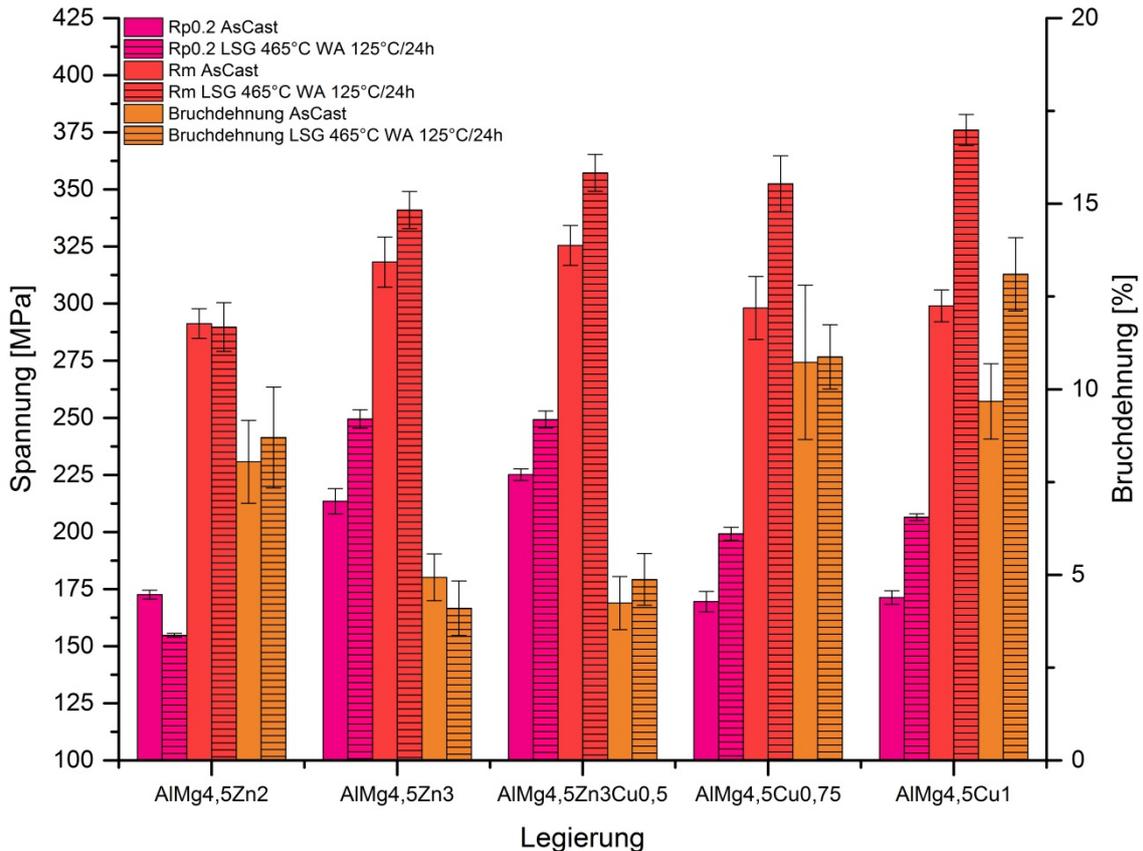


Abbildung 7-1: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte aller Legierungen nach dem Lösungsglühen bei 465 °C für 35 Minuten und einer Warmlagerung bei 125 °C für 24 Stunden, verglichen mit den Werten im Gusszustand

## 7.2 Ergebnisse der Strategien für Zn-haltige Legierungen

Wie bereits vermutet, konnte bei der Legierung AlMg4,5Zn2 unabhängig von der Wärmebehandlungsstrategie keinerlei Aushärtung beobachtet werden, weswegen diese auch nicht in die Interpretation der Ergebnisse miteinbezogen wird.

Eine Verlängerung der Auslagerungsdauer auf 48 Stunden für Zn-haltige Varianten sowie die Durchführung einer zweistufigen Lösungsglühung führten sowohl für AlMg4,5Zn3 als auch AlMg4,5Zn3Cu0,5 zu deutlichen Festigkeitssteigerungen. Der gemäß den Aushärteverläufen als T6 ermittelte Zustand zeigt bei der Cu-freien Legierung eine höhere Festigkeitssteigerung als bei der Cu-haltigen Variante, was den Erkenntnissen aus den Auslagerungsversuchen entspricht. Dieser Trend wurde allerdings auch bei der zweistufigen Glühbehandlung beobachtet und deutet auf ein höheres Aushärtepotenzial der AlMg4,5Zn3-Variante hin. Generell ist die Festigkeitszunahme bei der Cu-freien Legierung deutlich stärker ausgeprägt als bei der Cu-haltigen Variante. Die Abnahme der Bruchdehnung durch den Festigkeitszuwachs von AlMg4,5Zn3 kann bei AlMg4,5Zn3Cu0,5 nicht beobachtet werden.

Die geforderten Festigkeitswerte konnten sowohl bei beiden Legierungen als auch durch beide Wärmebehandlungsstrategien erzielt beziehungsweise übertroffen werden. Die Bruchdehnungs- und Zähigkeitseigenschaften erreichen mit den gegenwärtigen Versuchslegierungen in den untersuchten Zuständen das angestrebte Niveau aber nicht. Abbildung 7-2 zeigt den Vergleich der mechanischen Kennwerte, welche durch die drei beschriebenen Wärmebehandlungen der Zn-haltigen Legierungssysteme erreicht werden konnten, mit den Werten im Gusszustand.

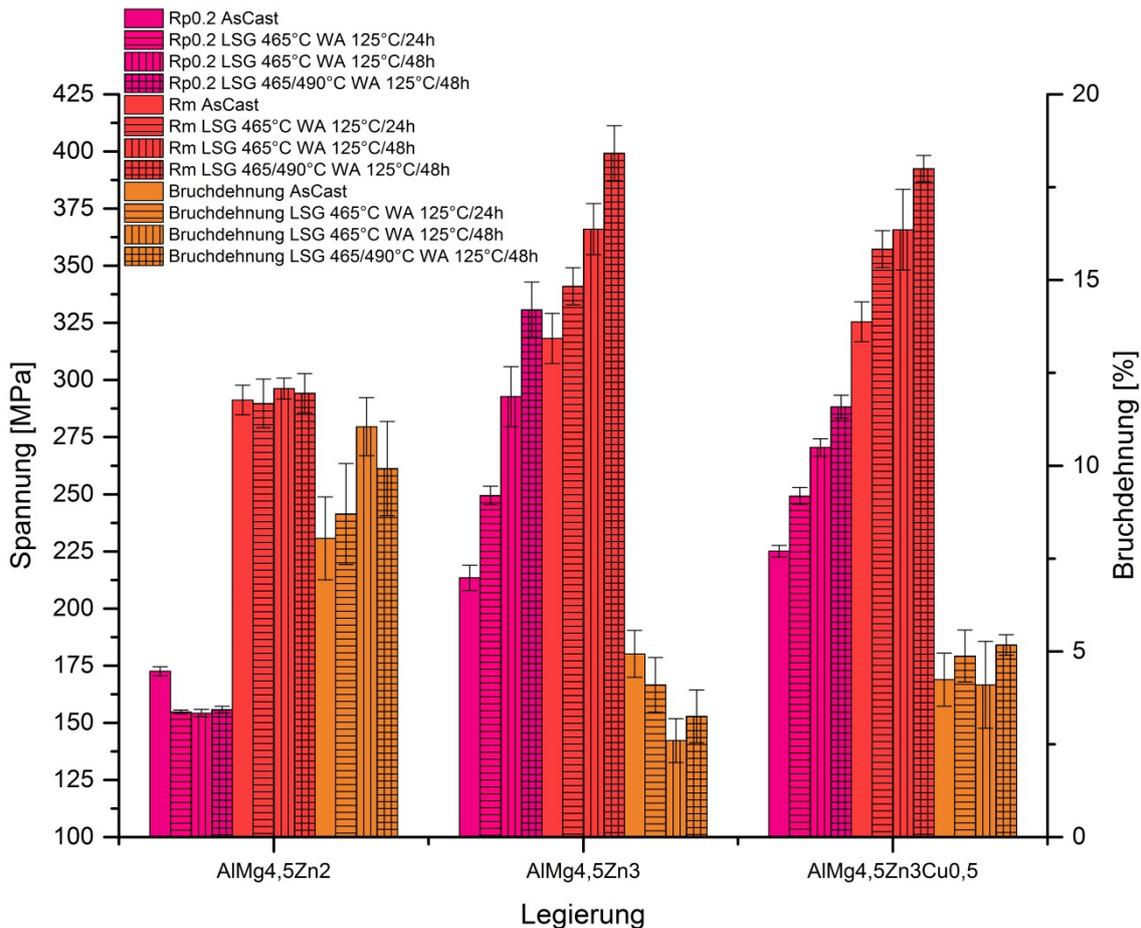


Abbildung 7-2: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte der Zn-haltigen Legierungen nach zwei angepassten Wärmebehandlungsstrategien, verglichen mit der Erststrategie und dem Gusszustand

### 7.3 Ergebnisse der Strategien für Zn-freie Legierungen

Da aufgrund der Aushärteverläufe für die beiden Zn-freien Legierungssysteme generell mit keiner Reaktion auf die Wärmebehandlung gerechnet wurde, waren die Ergebnisse aus der Erhöhung der Auslagerungstemperatur von 125 °C auf 175 °C und der Durchführung einer zweistufigen Lösungsglühung doch sehr überraschend. Während die Festigkeitswerte in etwa jenen der ersten Strategie entsprachen, konnten die Duktilitätswerte auf beinahe 15 %

gesteigert werden. Um den Einfluss der Glüh Temperatur auch bei höheren Werten zu eruieren, wurde die zweistufige durch eine dreistufige Glühbehandlung mit einer Endtemperatur von 525 °C gemäß Strategie 5 ersetzt und erneut untersucht. Während für die niedrig Cu-haltige Legierung ein zusätzlicher Festigkeitsanstieg bei ähnlicher Dehnung erzielt werden konnte, führte die hohe Temperatur bei AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>1</sub> zu einem Einbruch der Dehnung.

Die geforderten Festigkeitskennwerte konnten bei den Zn-freien Varianten nicht erreicht werden. Bezüglich Bruchdehnung liegen die ermittelten Werte allerdings auf einem für Gussteile eher ungewöhnlich hohem Niveau. Abbildung 7-3 vergleicht die verschiedenen Wärmebehandlungsstrategien der Zn-freien Systeme hinsichtlich ihrer mechanischen Kennwerte mit dem Gusszustand.

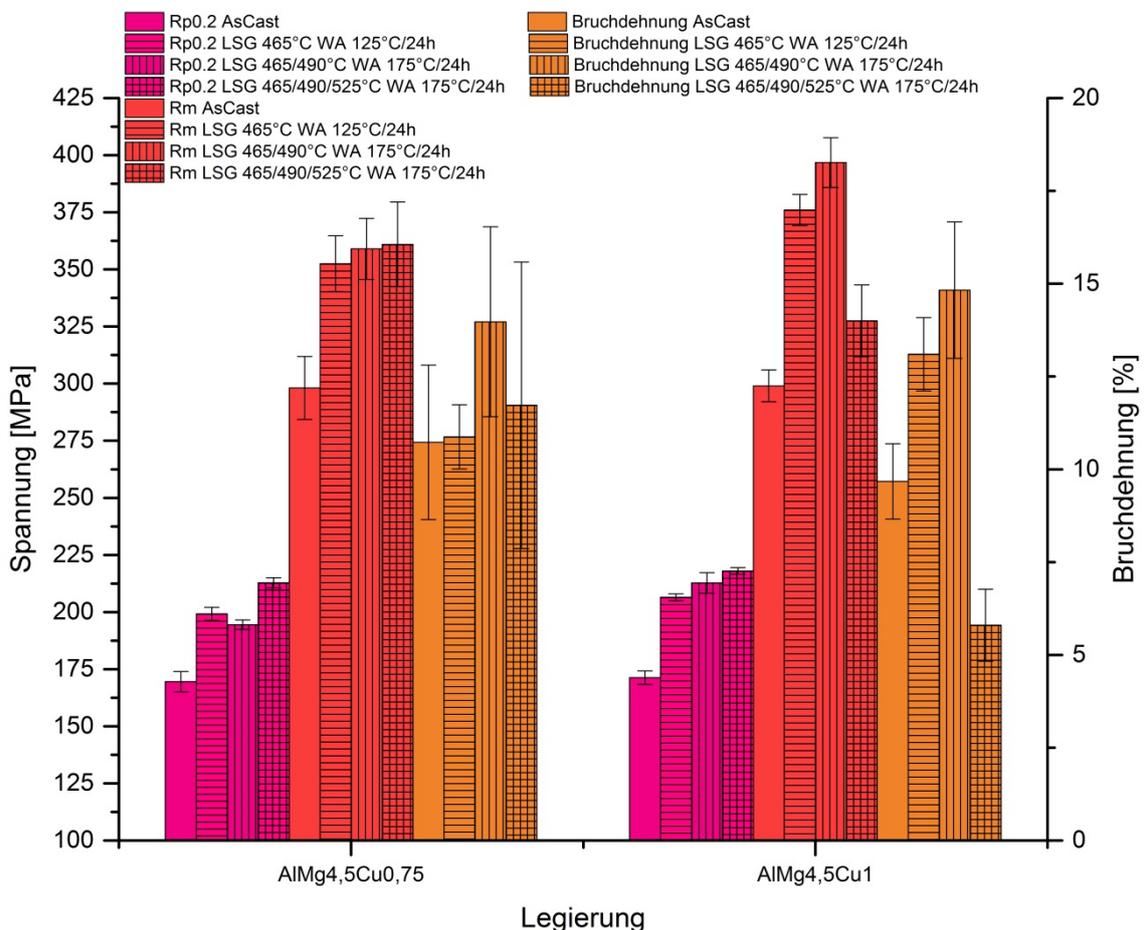


Abbildung 7-3: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte der Zn-freien Legierungen nach zwei angepassten Wärmebehandlungsstrategien, verglichen mit der Erststrategie und dem Gusszustand

## 8 Diskussion der Ergebnisse

### 8.1 AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub>

Trotz reziproker Konzentrationsverhältnisse zwischen Zink und Magnesium verglichen mit Legierungen der 7xxx-Reihe sollte in diesem System ein gewisses Aushärtepotenzial vorhanden sein. Obwohl thermodynamische Berechnungen auf die Existenz einer T-Phase hindeuten, konnte unter keinem der eingestellten und untersuchten Werkstoffzustände eine Festigkeitssteigerung nachgewiesen werden. Der hohe Siliziumgehalt von 0,4 % könnte auf die Bildung von primärem Mg<sub>2</sub>Si auf Kosten der T-Phase schließen lassen. Da die Glüh Temperatur auf die Auflösung der T-Phase abgestimmt ist, kann das thermisch deutlich stabilere Mg<sub>2</sub>Si nicht in Lösung gebracht werden und senkt damit den zur Teilchenhärtung verfügbaren Mg-Gehalt. Dass gegenüber dem Gusszustand überhaupt kein Festigkeitsanstieg beobachtet werden kann, scheint aber doch ungewöhnlich, da der Abfall der Streckgrenze von etwa 25 MPa während des Lösungsglühens auf eine gewisse Kaltaushärtbarkeit schließen lässt und Cao et al. [31] in seinen Experimenten eindeutig Härtemaxima in einem fast identischen Knetlegierungssystem nachgewiesen hat. Die geringere Versetzungsdichte aufgrund fehlender Umformung könnte eine Erklärung hierfür bieten. Längere Auslagerungszeiten der Zugproben zeigten keinen nennenswerten Einfluss auf Streckgrenze und Zugfestigkeit, führten aber zu geringfügigen Verbesserungen der Bruchdehnung, was vielleicht durch geometrische Modifikationen von Primärphasen erklärt werden kann.

### 8.2 AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>

Im Gegensatz zur Legierungsvariante mit 2 % Zink zeigt AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub> bereits während der Aufzeichnung der Aushärteverläufe beträchtliches Aushärtepotenzial und bestätigt thermodynamische Berechnungen, welche verglichen mit AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub> auf deutlich höhere Phasenanteile an aushärtend wirkendem Mg<sub>32</sub>(Al,Zn)<sub>49</sub> und seiner Vorläuferphasen hinweisen. Es kann beobachtet werden, dass tiefere Auslagerungstemperaturen die Peak-Härte zu höheren Werten verschieben, was mit den aus 7xxx-Legierungen bekannten Erfahrungen nach Ostermann et al. [8] korreliert. Unerwartet ist allerdings die Verschiebung des Festigkeitsanstiegs zu kürzeren Zeiten durch reduzierte Auslagerungstemperaturen, wobei bei 100 °C eine signifikante Zunahme nach etwa 1,5 h festzustellen war. Die nach Peak-Auslagerung (125 °C/48 h) gemessenen mechanischen Kennwerte zeigten Streckgrenzen von beinahe 300 MPa und konnten durch eine zweistufige Lösungsglühung

bei 465 °C und 490 °C auf über 325 MPa verbessert werden. Die Bruchdehnung beträgt in beiden Fällen unter 4 %, scheint aber nach einer mehrstufigen Glühung geringfügig höhere Werte zu erzielen. Auch in dieser Legierung sollte der Siliziumgehalt von etwa 0,3 % nicht außer Acht gelassen werden. Da Zugproben im lösungsgeglühten Zustand aber Bruchdehnungen von über 12,5 % und somit ein deutlich entfestigtes Gefüge gegenüber dem Gusszustand aufweisen, scheint die Versprödung durch primäres  $Mg_2Si$  weniger stark ausgeprägt zu sein als in der Legierung  $AlMg_{4,5}Zn_2$ , welche geringere Dehnungen in diesem Zustand bei höherem Si-Gehalt zeigte.

### 8.3 $AlMg_{4,5}Zn_3Cu_{0,5}$

Von allen fünf untersuchten Legierungsvarianten können für die Zink und Kupfer enthaltende Legierung die höchsten Härtewerte erreicht werden. Das Verhalten während der Warmauslagerung bei den untersuchten Temperaturen entspricht dem des 3 % Zink enthaltenden Systems, wobei Kupferzusätze das Niveau über die gesamte Auslagerungsdauer signifikant noch oben verschieben und die Zunahme der Festigkeit bei 100 °C bereits nach 1,5 min eindeutig beginnt. Untersuchungen von Cao et al. [31] zeigen die gleichen tendenziellen Härteverläufe und beschreiben das Zustandekommen der Peak-Härte dieser Legierungsvariante durch synergetische Effekte von T- und S-Phase, welche aber scheinbar erst bei längeren Auslagerungsdauern auftritt. Thermodynamische Berechnungen zeigen ebenfalls die Existenz dieser Phasen. Die Peak-Verschiebung gegenüber der Cu-freien Legierung kann in dieser Arbeit aber nicht beobachtet werden, da die Maxima der Legierungen sowohl mit und als auch ohne Kupfer gemäß den aufgezeichneten Aushärteverläufen nach etwa 48 h auftreten. Im Rahmen von Zugversuchen zeigt sich, dass Kupfer die Festigkeit im Gusszustand geringfügig erhöht und mit einer etwas niedrigeren Bruchdehnung einhergeht. Gänzlich unerwartet ist allerdings die geringere Streckgrenze von ca. 275 MPa im T6-Zustand im Vergleich mit  $AlMg_{4,5}Zn_3$ , da die Aushärteversuche auf ein umgekehrtes Verhalten schließen lassen. Trotz des Festigkeitszuwachses zeigt diese Legierung keine Duktilitätseinbußen gegenüber dem Gusszustand. Durch eine zweistufige Lösungsglühung lassen sich sogar verbesserte Bruchdehnungen trotz zusätzlichem Anstieg der Streckgrenze auf ca. 290 MPa einstellen. Die Einstellung eines überalterten Zustandes dieser Legierungsvariante scheint unter Umständen vielversprechend, um die geforderten mechanischen Kennwerte realisieren zu können. Die Annahmen bezüglich der Verunreinigung durch Silizium, welche für  $AlMg_{4,5}Zn_3$  getroffen wurden, gelten auch in diesem Fall.

---

## 8.4 AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>0,75</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>1</sub>

Auf Basis von ähnlichen Legierungssystemen mit niedrigen Cu/Mg-Verhältnissen wurden bereits einige Anstrengungen hinsichtlich der Entwicklung einer ausscheidungshärtbaren AlMg-Legierung für den Einsatz von Blechen in der Automobilindustrie unternommen. Im Vergleich zu den anderen Legierungen konnte in dieser Arbeit bei keiner Temperatur ein signifikanter Festigkeitsanstieg über die gesamte Auslagerungsdauer beobachtet werden, wobei die Kurvenverläufe bei erhöhten Temperaturen zumindest auf einen Aufwärtstrend schließen lassen. Der in der Literatur oft beobachtete Effekt des Rapid Hardening in den ersten Minuten der Auslagerung bei Temperaturen um 180 °C ist zwar erkennbar, aber nicht signifikant ausgeprägt. Anzumerken ist an dieser Stelle, dass die in diesen Fällen eingestellte Lösungsglühtemperatur von 465 °C deutlich unter den in Veröffentlichungen angegebenen Werten liegt. Die langsame Ausscheidungskinetik, welche in etwa jener der AlCuMg-Legierungen entspricht und durch die geringe Glühtemperatur zusätzlich gehemmt ist, könnte auch der Grund dafür sein, dass auch nach 500.000 Sekunden bzw. etwa 6 Tagen beinahe kein Festigkeitsanstieg verzeichnet werden kann. Das nicht umgeformte Gussgefüge der Proben spielt vermutlich ebenfalls eine Rolle. Zugversuche der zinkfreien Legierungen im Gusszustand zeigten erheblich niedrigere Streckgrenzen bei hohen Bruchdehnungen verglichen mit den zinkhaltigen Varianten. Interessanterweise führten sowohl eine WBH-Strategie mit niedriger Glühtemperatur und niedriger Auslagerungstemperatur (LSG 465 °C WA 125 °C) als auch eine mit zweistufiger bzw. höherer Glühtemperatur und höherer Auslagerungstemperatur (LSG 465 °C/490 °C WA 175 °C) zu deutlichen Steigerungen der Streckgrenze von 20–35 MPa, wobei das Festigkeitsniveau der Legierung mit mehr Kupfer generell minimal höher liegt. Beide Strategien führten auch zu erheblichen Verbesserungen der Duktilität, welche durch die Anwendung der zweistufigen Strategie eine Bruchdehnung von ca. 13 % für AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>0,75</sub> bzw. etwa 15 % für AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>1</sub> erreichen konnte. Eine dreistufige Lösungsglühung bis 525 °C war in der Lage, für beide Legierungen Streckgrenzen von über 210 MPa zu erreichen, führte aber im Fall der kupferreichen Variante zum Einbruch der Dehnung auf 5 %, während die kupferärmere Variante immer noch über 10 % Bruchdehnung aufwies. Der niedrigere Siliziumgehalt von 0,2 % in diesen Legierungen scheint in den Zn-freien Systemen weniger negative Auswirkungen zu haben.

## 8.5 Chancen

Als problematisch über den gesamten Projektverlauf hinweg ist der durch den großindustriellen Herstellprozess verursachte und über die Legierungsvarianten schwankende Siliziumgehalt zu sehen. Die Bildung von  $Mg_2Si$ -Primärphasen steht aus thermodynamischer Sicht außer Frage, jedoch herrscht wenig Klarheit darüber, inwiefern sich diese Phasen auf die mechanischen Eigenschaften im Zuge der Wärmebehandlungen auswirken. Dies sollte Gegenstand weiterer Untersuchungen sein und aus metallografischer Sicht genauer beleuchtet werden. Um eine Serienfertigung von realen Bauteilen auf Basis dieses Legierungssystems irgendwann umsetzen zu können, bedarf es noch einiger Entwicklungsschritte. Der Kenntnisstand über die vorhandenen Legierungen muss unbedingt in weiterführenden Arbeiten hinsichtlich veränderter Wärmebehandlungsparameter und -zustände erweitert werden. Das Einbeziehen von prozesstechnischen Aspekten wie Vergießbarkeit, Formfüllungsvermögen, Heißrissneigung, Prozessstabilität stellt einen weiteren wichtigen Punkt dar. Ein Ansatz, welcher die Auswirkungen von Legierungsanpassungen, insbesondere die Vermeidung von unerwünschten Begleitelementen, behandelt, sollte ebenfalls nicht vernachlässigt werden.

## 9 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurden fünf modifizierte AlMg-Legierungssysteme charakterisiert und geeignete Wärmebehandlungsstrategien auf Basis von Veröffentlichungen und experimentellen Untersuchungen entwickelt. Die Charakterisierung der Legierungen erfolgte anhand von zu Projektbeginn im Druckguss hergestellten Probenplatten, welche im Gusszustand chemisch analysiert, metallografisch untersucht und auf ihre mechanischen Eigenschaften hin getestet wurden. DSC-Messungen und thermodynamische Berechnung mittels FactSage<sup>®</sup> und PANDAT halfen bei der Evaluierung der Wärmebehandlungstemperaturen. Das Aushärteverhalten der Legierungsvarianten konnte daraufhin durch Auslagerungsversuche in unterschiedlich temperierten Ölbädern und durch Aufzeichnung der Aushärteverläufe über die Zeit beobachtet werden. Die auf Basis der vorhandenen Untersuchungsergebnisse abgeleiteten Wärmebehandlungsstrategien wurden dann an Zugproben durchgeführt und deren Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch ermittelt.

Bis auf die Legierungsvariante AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub> weisen alle untersuchten Legierungen erhebliches Potenzial hinsichtlich der durch Wärmebehandlung einstellbaren mechanischen Eigenschaften auf. Durch eine geeignete Abstimmung der Behandlungsparameter lässt sich in den zinkhaltigen Varianten AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub> die geforderte Streckgrenze von über 250 MPa ohne Probleme realisieren. Obwohl die Bruchdehnung im Falle der kupferhaltigen Legierung besser ist, war das Erreichen der geforderten 7 % nicht möglich. Im Falle der beiden zinkfreien Systeme konnten auch keine der ausgearbeiteten WBH-Strategien überzeugen, da sogar im besten Fall nur 215 MPa Streckgrenze einstellbar war. Hinsichtlich Bruchdehnung zeigten die zinkfreien Legierungen vielversprechende Werte und erzielten das geforderte Dehnungsniveau mit bis zu 15 % leicht. Die vorhandenen Ergebnisse vermitteln den Eindruck, dass das Erreichen der Zielwerte durch geringe Anpassungen der Prozessparameter oder der Legierungen in greifbarer Nähe liegt.

Um in Zukunft die momentan gebräuchlichen AlSiMg-Legierungen in Strukturgussbauteilen zu ersetzen, ist noch erheblicher Forschungs- und Entwicklungsaufwand notwendig. Detailliertere Informationen über die Mikrostruktur des Gefüges und auftretende Phasen sowie die Auswirkung von Begleitelementen spielen hinsichtlich einer Serientauglichkeit eine ebenso wichtige Rolle wie Verbesserungen hinsichtlich der prozessbezogenen Kenngrößen.

---

## 10 Literaturverzeichnis

- [1] Miller, W. et al.: Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. In: *Materials Science and Engineering: A*, 280 (2000), 37–49
- [2] Karlsruher Institut für Technologie: SMiLE - Systemintegrativer Multi-Material-Leichtbau für die Elektromobilität. Internet: [https://www.fast.kit.edu/lbt/4590\\_7737.php](https://www.fast.kit.edu/lbt/4590_7737.php), (Zugriff: 25.08.2017).
- [3] BMBF Deutschland: Bundesregierung nominiert 7 Leuchtturmprojekte Elektromobilität (2015)
- [4] Martin H.: Aluminium Alloys For Structural Die Casting. In: *Die Casting Engineer - NADCA* (2013), 40–43
- [5] Sterr und Eder Industrieservice: Strukturguss. Internet: <http://www.sterr-eder.de/structural-castings/>, (Zugriff: 29.08.2017).
- [6] Volkswagen AG: TL 117: Druckgusslegierungen AlSiMg für erhöhte Werkstoffanforderungen (2015)
- [7] Ostermann, F.: Aluminium - Werkstofftechnik für den Automobilbau, Ehningen bei Böblingen. Expert Verlag (1992)
- [8] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, Berlin. Springer Vieweg (2014)
- [9] VDD Verband Deutscher Druckgießereien: Druckguss aus NE-Metallen. Technische Richtlinien. Internet: [http://www.dgs-druckguss.com/files/pdf/druckguss-aus-ne-metallen\\_technische-richtlinien.pdf](http://www.dgs-druckguss.com/files/pdf/druckguss-aus-ne-metallen_technische-richtlinien.pdf), (Zugriff: 07.08.2017).
- [10] Altenpohl, D.: Aluminium von innen, Düsseldorf. Aluminium-Verl. (2005)
- [11] Kammer, C.: Aluminium-Taschenbuch, Düsseldorf, Berlin [u.a.]. Aluminium-Verl.; Beuth (2012)
- [12] Lumley, R. N.; I. J. Polmear und P. R. Curtis: Rapid Heat Treatment of Aluminum High-Pressure Diecastings. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40 (2009), 1716–1726
- [13] Sjölander, E. und S. Seifeddine: The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. In: *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (2010), 1249–1259
- [14] Hu, Z. et al.: Microstructure and mechanical properties of high strength die-casting Al–Mg–Si–Mn alloy. In: *Materials & Design*, 46 (2013), 451–456
- [15] Yan, F. et al.: Effect of solutionising and ageing on the microstructure and mechanical properties of a high strength die-cast Al–Mg–Zn–Si alloy. In: *Materials Chemistry and Physics*, 167 (2015), 88–96

- 
- [16] DGS Druckguss Systeme AG: Legierungsdatenblatt. Internet: [http://www.dgs-druckguss.com/files/pdf/prospekt\\_leg-datenblatt\\_dgs\\_deutsch.pdf](http://www.dgs-druckguss.com/files/pdf/prospekt_leg-datenblatt_dgs_deutsch.pdf), (Zugriff: 07.08.2017).
- [17] Hatch, J. E.: Aluminium, Metals Park, OH. ASM (1984)
- [18] Ringer, S. P. et al.: Cluster hardening in an aged Al-Cu-Mg alloy. In: *Scripta Materialia* (1997), 517–521
- [19] Marceau, R. et al.: Solute clustering in Al-Cu-Mg alloys during the early stages of elevated temperature ageing. In: *Acta Materialia*, 58 (2010), 4923–4939
- [20] Wang, S. C. und M. J. Starink: Two types of S phase precipitates in Al-Cu-Mg alloys. In: *Acta Materialia*, 55 (2007), 933–941
- [21] Wang, S. C.; M. J. Starink und N. Gao: Precipitation hardening in Al-Cu-Mg alloys revisited. In: *Scripta Materialia*, 54 (2006), 287–291
- [22] Ringer, S. P.; T. Sakurai und I. J. Polmear: Origins of hardening in aged Al-Cu-Mg-(Ag) alloys. In: *Acta Materialia*, 45 (1997), 3731–3744
- [23] Hutchinson, C. R. und S. P. Ringer: Precipitation processes in Al-Cu-Mg alloys microalloyed with Si. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31 (2000), 2721–2733
- [24] Cina, B.: Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking US3856584 (1974)
- [25] Oliveira, A. et al.: The effect of RRA on the strength and SCC resistance on AA7050 and AA7150 aluminium alloys. In: *Materials Science and Engineering: A*, 379 (2004), 321–326
- [26] Ratchev, P. et al.: Precipitation hardening of an Al-4.2wt% Mg-0.6wt% Cu alloy. In: *Acta Materialia*, 1998, 3523–3533
- [27] Ratchev, P. et al.: Artificial Ageing of Al-Mg-Cu Alloys. In: *Materials Transactions*, 1999, 34–41
- [28] Meng, C. et al.: Mechanical properties, intergranular corrosion behavior and microstructure of Zn modified Al-Mg alloys. In: *Journal of Alloys and Compounds*, 617 (2014), 925–932
- [29] Carroll, M. et al.: Effects of Zn additions on the grain boundary precipitation and corrosion of Al-5083. In: *Scripta Materialia*, 42 (2000), 335–340
- [30] Matsumoto, K. et al.: Effects of Precipitation State on Serrated Flow in Al-Mg(-Zn) Alloys. In: *Materials Transactions*, 57 (2016), 1101–1108
- [31] Cao, C. et al.: Enhanced and accelerated age hardening response of Al-5.2Mg-0.45Cu (wt%) alloy with Zn addition. In: *Materials Science and Engineering: A*, 666 (2016), 34–42
-

- [32] AMAG: AMAG Topplate EN AW-5083. Internet: <http://www.alupoint.de/Portals/12/amag-topplate.pdf>, (Zugriff: 24.05.2017).
- [33] IIschner, B. und R. F. Singer: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik, Berlin. Springer (2010)
- [34] Österreichisches Normungsinstitut: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Prüfverfahren bei Raumtemperatur (2009)
- [35] CEN Europäisches Komitee für Normung: Härteprüfung nach Brinell (1999)
- [36] SPECTRO Analytical Instruments GmbH: OES Funktionsprinzip. Internet: <http://www.spectro.de/produkte/optische-emissionsspektrometrie/bogen-funken-oes-stationaer-funktionsprinzip>, (Zugriff: 08.08.2017).
- [37] NETZSCH-Gerätebau GmbH: Funktionsprinzip einer Wärmestrom-DSC. Internet: <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/de/landing-pages/funktionsprinzip-einer-waermestrom-dsc/>, (Zugriff: 08.08.2017).
- [38] Helmholtz-Zentrum Dresden: Funktionsprinzip der Rasterelektronenmikroskopie. Internet: <https://www.hzdr.de/db/Cms?pNid=67&pLang=de>, (Zugriff: 18.08.2017).
- [39] DGS Druckguss Systeme AG: Imagebroschüre DGS. Internet: [http://www.dgs-druckguss.com/files/pdf/prospekt\\_dgs\\_deutsch.pdf](http://www.dgs-druckguss.com/files/pdf/prospekt_dgs_deutsch.pdf), (Zugriff: 07.08.2017).
- [40] Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie: Ausstattung. Internet: <https://www.nichteisenmetallurgie.at/ausstattung-2/>, (Zugriff: 08.08.2017).

# 11 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Aufbau einer VACURAL-Gießanlage [8] .....	4
Abbildung 2-2: Löslichkeit von diversen Legierungselementen in Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur [8] .....	6
Abbildung 2-3: Schematische Temperaturführung bei der Wärmebehandlung ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen [8].....	7
Abbildung 2-4: Aushärteverläufe einer AlMgCu-Legierung mit variierenden Zn-Gehalten [31] .....	18
Abbildung 3-1: Eingespannte Flachzugprobe .....	20
Abbildung 4-1: Herstellung der Probenplatten in Bildern, (a) Warmhalteofen mit geöffneter Ofentür zur Probenentnahme (b) beheiztes Druckgusswerkzeug zur Formgebung der Probenplatten (c) erkaltetes Gussteil mit Angussystem (d) geöffnete Abkantpresse mit Entnahme-Roboter im Hintergrund (e) verpackungsfertige Probenplatten (f) Probenplatte nach Blisterstest, nicht in Ordnung .....	24
Abbildung 5-1: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte von AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>2</sub> , ausgewertet nach der Probenausrichtung sowie nach der Gießsequenz (früh/spät) .....	30
Abbildung 5-2: Vergleich mechanischer Kennwerte aller fünf Legierungsvarianten im Gusszustand.....	30
Abbildung 5-3: Darstellung der Mittelwerte der chemischen Analysen aller fünf Legierungen über ein 25 Schuss umfassendes Probenintervall.....	32
Abbildung 5-4: Darstellung der Standardabweichungen der chemischen Analysen aller fünf Legierungen über ein 25 Schuss umfassendes Probenintervall .....	33
Abbildung 5-5: Überlagerungsschaubild aus den Elementverteilungen von Al, Mg und Zn bzw. Cu in der Legierung AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>3</sub> .....	34
Abbildung 5-6: Überlagerungsschaubild aus den Elementverteilungen von Al, Mg und Zn bzw. Cu in der Legierung AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>1</sub> .....	34
Abbildung 6-1: Phasenanteile der Legierung AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>1</sub> in Abhängigkeit von der Temperatur gerechnet im Gleichgewicht mit FactSage (links) und im Ungleichgewicht mit PANDAT(rechts).....	37
Abbildung 6-2: Differenzielle Wärmestromkurven der Versuchslegierungen ermittelt durch DSC-Messungen .....	38
Abbildung 6-3: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte der Legierungen nach dem Lösungsglühen bei 465 °C für 35 Minuten .....	40
Abbildung 6-4: Umwälzthermostat LAUDA ECO E25 (links), Edelstahl-Probenkörbe im Ölbad (mitte), EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/RG3 [40] (rechts) .....	41

---

Abbildung 6-5: Gegenüberstellung der fünf Versuchslegierungen hinsichtlich ihres Ansprechens auf die Warmauslagerung bei 100 °C, 125 °C, 150 °C, 175 °C und 200 °C in einem Zeitbereich von 1 bis 500.000 Sekunden, sortiert nach Temperatur .....	43
Abbildung 6-6: Aushärteverläufe der Legierungen AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>3</sub> und AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>3</sub> Cu <sub>0,5</sub> bei 100 °C, 125 °C und 150 °C (links); Aushärteverläufe der Zn-freien Legierungen AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>0,75</sub> und AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>1</sub> bei 175 °C nach einstufigem (465 °C/35 min) und zweistufigem (465 °C/35 min + 490 °C/25 min) (rechts) .....	44
Abbildung 7-1: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte aller Legierungen nach dem Lösungsglühen bei 465 °C für 35 Minuten und einer Warmauslagerung bei 125 °C für 24 Stunden, verglichen mit den Werten im Gusszustand .....	47
Abbildung 7-2: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte der Zn-haltigen Legierungen nach zwei angepassten Wärmebehandlungsstrategien, verglichen mit der Erststrategie und dem Gusszustand .....	48
Abbildung 7-3: Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte der Zn-freien Legierungen nach zwei angepassten Wärmebehandlungsstrategien, verglichen mit der Erststrategie und dem Gusszustand .....	49
Abbildung 13-1: Verwendete Gerätschaften von links oben nach rechts unten; Zwick-Roell Material-Prüfmaschine 100KN, EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/RG3, Funkenspektrometer SpektromaxX, Netzsch Tieftemperatur-DSC 204 F1, Poliermaschine Struers Tegramin 30, elektrolytisches Ätz- und Poliergerät Lectropol-5, Auflichtmikroskop Zeis Imager M1M, Rasterelektronenmikroskop Jeol JSM-IT30 [40] .....	62
Abbildung 13-2: Mechanische Kennwerte von AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>2</sub> , ausgewertet nach der Wandstärke der Proben sowie nach der Gießsequenz, Messungen aller Probenpositionen der ersten Serie enthalten .....	63
Abbildung 13-3: Mechanische Kennwerte von AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>2</sub> , ausgewertet nach der Position auf der Probenplatte (AF... Angusssfern, M ... Mitte, AN ... Angusснаhe) sowie nach der Gießsequenz, Probenausrichtung quer zur Schmelzefließrichtung, Messungen aller Wandstärken der ersten Serie enthalten .....	64
Abbildung 13-4: Mechanische Kennwerte von AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>2</sub> , ausgewertet nach der Position auf der Probenplatte (SL... Links, SM ... Mitte, SR ... Rechts) sowie nach der Gießsequenz, Probenausrichtung längs zur Schmelzefließrichtung, Messungen enthalten ausschließlich Proben der Wandstärke D (3 mm).....	65
Abbildung 13-5: Gegenüberstellung der metallografischen Untersuchung einer Cu-freien (linke Spalte) bzw. Zn-freien (rechte Spalte) Legierungsvariante .....	66
Abbildung 13-6: Gegenüberstellung der Phasenstabilitätsbereiche aus thermodynamischen Berechnungen im Gleichgewicht mit FactSage (links) und im Ungleichgewicht mit Pandat (rechts) für die Zn-hältigen Legierungsvarianten .....	67

---

---

Abbildung 13-7: Gegenüberstellung der Phasenstabilitätsbereiche aus thermodynamischen Berechnungen im Gleichgewicht mit FactSage (links) und im Ungleichgewicht mit Pandat (rechts) für die Zn-freien Legierungsvarianten 68	
Abbildung 13-9: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>2</sub> in verschiedenen WBH-Zuständen.....	69
Abbildung 13-10: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>3</sub> in verschiedenen WBH-Zuständen.....	69
Abbildung 13-11: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg <sub>4,5</sub> Zn <sub>3</sub> Cu <sub>0,5</sub> in verschiedenen WBH-Zuständen.....	70
Abbildung 13-12: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>0,75</sub> in verschiedenen WBH-Zuständen.....	70
Abbildung 13-13: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg <sub>4,5</sub> Cu <sub>1</sub> in verschiedenen WBH-Zuständen.....	71

---

## 12 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Eigenschaftsspezifikation AlSi10MnMg nach Anforderung laut TL117 [6] .....	2
Tabelle 2-2: Vergleich von Prozessgrößen beim Aushärten verschiedener Legierungssysteme [8] .....	9
Tabelle 2-3: Vergleich der mechanischen Kennwerte ausgewählter Gusslegierungen, nicht verbindlich und nur zur Abschätzung [8, 9, 15, 16] .....	12
Tabelle 2-4: Vergleich der mechanischen Kennwerte ausgewählter Knetlegierungen, nicht verbindlich und nur zur Abschätzung [8] .....	18
Tabelle 2-5: Chemische Zusammensetzung der Legierung EN-AW 5083 gemäß der AMAG- Spezifikation [32] .....	19
Tabelle 3-1: Schritte der Schliﬀpräparation .....	22
Tabelle 4-1: Chemische Analyse der eingesetzten 5083er-Masseln bei DGS .....	25
Tabelle 4-2: Schmelzeanalyse zu Gießbeginn .....	27
Tabelle 5-1: Vergleich der chemischen Analyse der geprüften Zugproben zu unterschiedlichen Zeiten in der Gießsequenz .....	31
Tabelle 5-2: Verteilungsverhalten der Legierungselemente .....	35
Tabelle 6-1: Existenzbereich für S- und T-Phase gerechnet mit Pandat und FactSage .....	37
Tabelle 6-2: Auslagerungsdauer der lösungsgeglühten Proben im Ölbad unabhängig von Legierungszusammensetzung und Auslagerungstemperatur .....	41
Tabelle 7-1: Überblick der definierten Wärmebehandlungsstrategien .....	46
Tabelle 13-1: Erläuterungstabelle zu den Kurzbezeichnungen der thermodynamischen Berechnungsprogramme .....	68

## 13 Anhang

### 13.1 Methoden zur Charakterisierung



Abbildung 13-1: Verwendete Gerätschaften von links oben nach rechts unten; Zwick-Roell Material-Prüfmaschine 100KN, EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/RG3, Funkenspektrometer SpektromaxX, Netzsch Tieftemperatur-DSC 204 F1, Poliermaschine Struers Tegramin 30, elektrolytisches Ätz- und Poliergerät Lectropol-5, Auflichtmikroskop Zeis Imager M1M, Rasterelektronenmikroskop Jeol JSM-IT30 [40]

## 13.2 Charakterisierung des Gusszustandes

Die Auswertung nach der Blechstärke ist in Abbildung 13-2 dargestellt. Ein Großteil der durchgeführten Zugprüfungen hatte Bruchlagen außerhalb der Messlänge zur Folge. Besonders ausgeprägt konnte dieses Verhalten bei den Kavitäten E und B beobachtet werden, wodurch sich auch die hohen Standardabweichungen für diese Blechstärken begründen lassen. Ebenfalls außergewöhnlich war die Stelle des Versagens für die Proben der Kavität B. Bereits bei sehr niedrigen Dehnungen kam es zum Bruch der Zugproben meist im Radius an der gleichen Seite der Zugprobe. Die Platten mit 3 mm Stärke zeigten hinsichtlich der Konstanz der Messwerte ein deutlich gleichmäßigeres Verhalten.

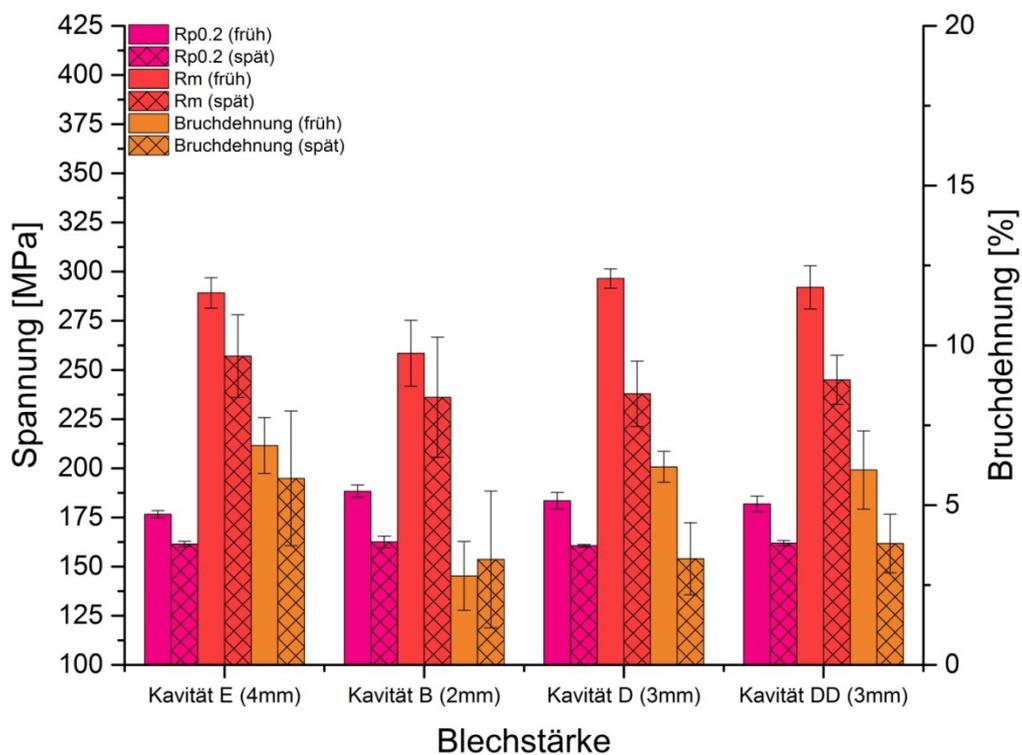


Abbildung 13-2: Mechanische Kennwerte von AlMg4,5Zn2, ausgewertet nach der Wandstärke der Proben sowie nach der Gießsequenz, Messungen aller Probenpositionen der ersten Serie enthalten

Um Einflüsse der Probenposition identifizieren zu können, wurden die Ergebnisse der 58 Zugprüfungen umgruppiert und in Abbildung 13-3 dargestellt. Da nun für jede Position mehrere Wandstärken zum Ergebnis beitragen, lässt sich eine Angleichung der wie oben erwähnten variierenden Standardabweichungen erkennen, die trotz des großen Stichprobenumfanges sehr ausgeprägt ist. Der Vergleich der Mittelwerte deutet auf einen Einfluss der Probenposition an, aber da die Fehlerbalken aller drei Positionen überlappen, sind eindeutige Schlüsse hinsichtlich der Positionsabhängigkeit anhand der vorhandenen Ergebnisse nicht möglich. Die ganz rechts in Abbildung 13-3 dargestellten Messwerte stellen den Mittelwert aller quer zur Schmelzefließrichtung herausgearbeiteten Proben dar.

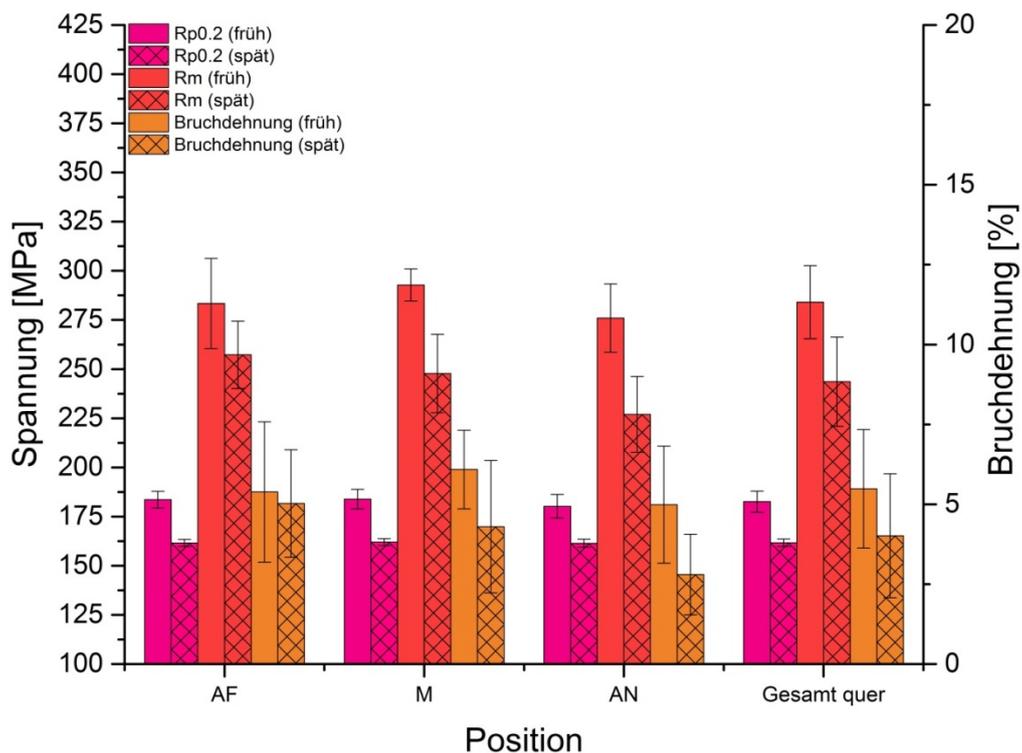


Abbildung 13-3: Mechanische Kennwerte von AlMg4,5Zn2, ausgewertet nach der Position auf der Probenplatte (AF... Angussfern, M ... Mitte, AN ... Angussnahe) sowie nach der Gießsequenz, Probenausrichtung quer zur Schmelzefließrichtung, Messungen aller Wandstärken der ersten Serie enthalten

Abbildung 13-4 stellt die mechanischen Kennwerte der zweiten Serie nach Position aufgeschlüsselt gegenüber. Auf den ersten Blick sticht die deutlich geringere Schwankungsbreite der Messwerte in Form ihrer Standardabweichung ins Auge. Auch die nur geringen Abweichungen zwischen den Probenpositionen fallen auf und lassen auf eine Positionsunabhängigkeit schließen.

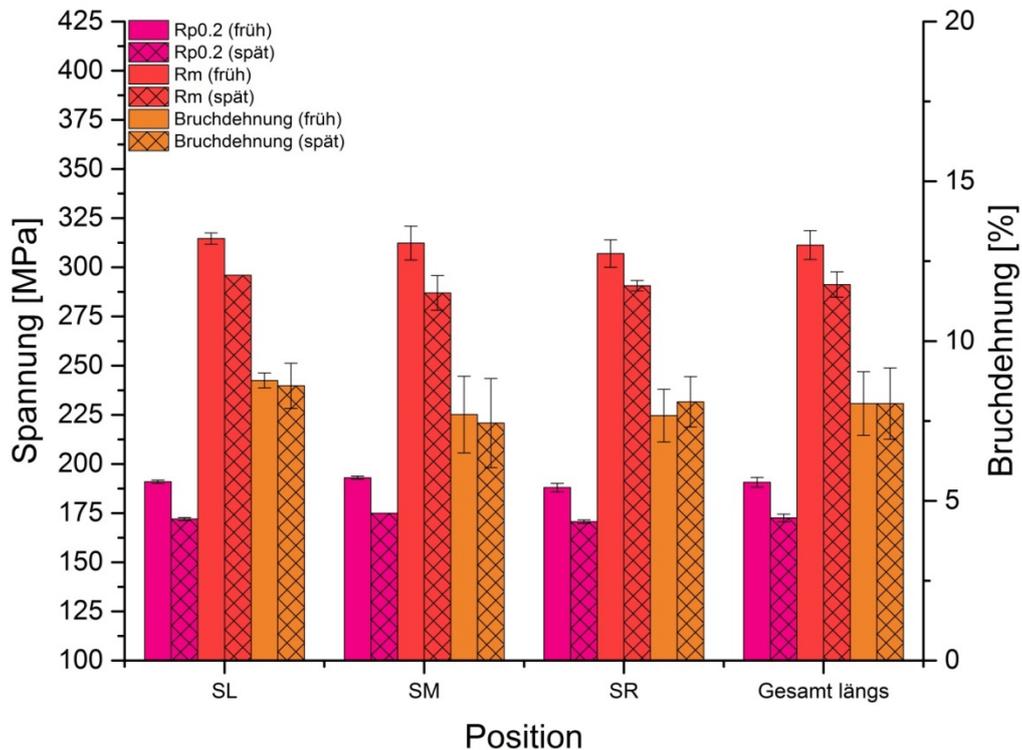


Abbildung 13-4: Mechanische Kennwerte von AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>2</sub>, ausgewertet nach der Position auf der Probenplatte (SL... Links, SM ... Mitte, SR ... Rechts) sowie nach der Gießsequenz, Probenausrichtung längs zur Schmelzefließrichtung, Messungen enthalten ausschließlich Proben der Wandstärke D (3 mm)

Abbildung 13-5 zeigt eine Gegenüberstellung der Ergebnisse aus den metallografischen Untersuchungen am Beispiel einer kupferfreien (links) und einer zinkfreien (rechts) Legierung.

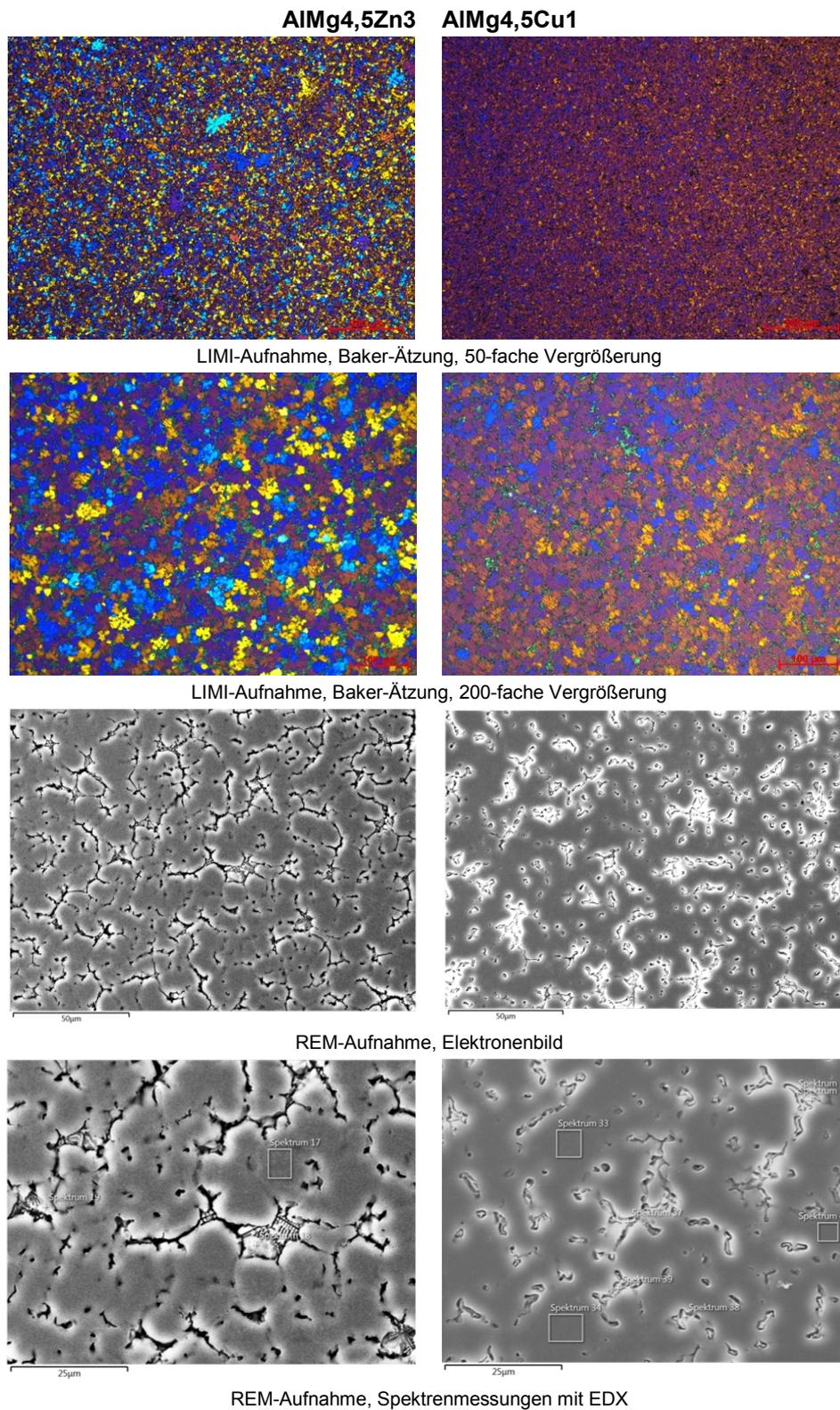


Abbildung 13-5: Gegenüberstellung der metallografischen Untersuchung einer Cu-freien (linke Spalte) bzw. Zn-freien (rechte Spalte) Legierungsvariante

## 13.3 Thermodynamische Berechnungen der Legierungen

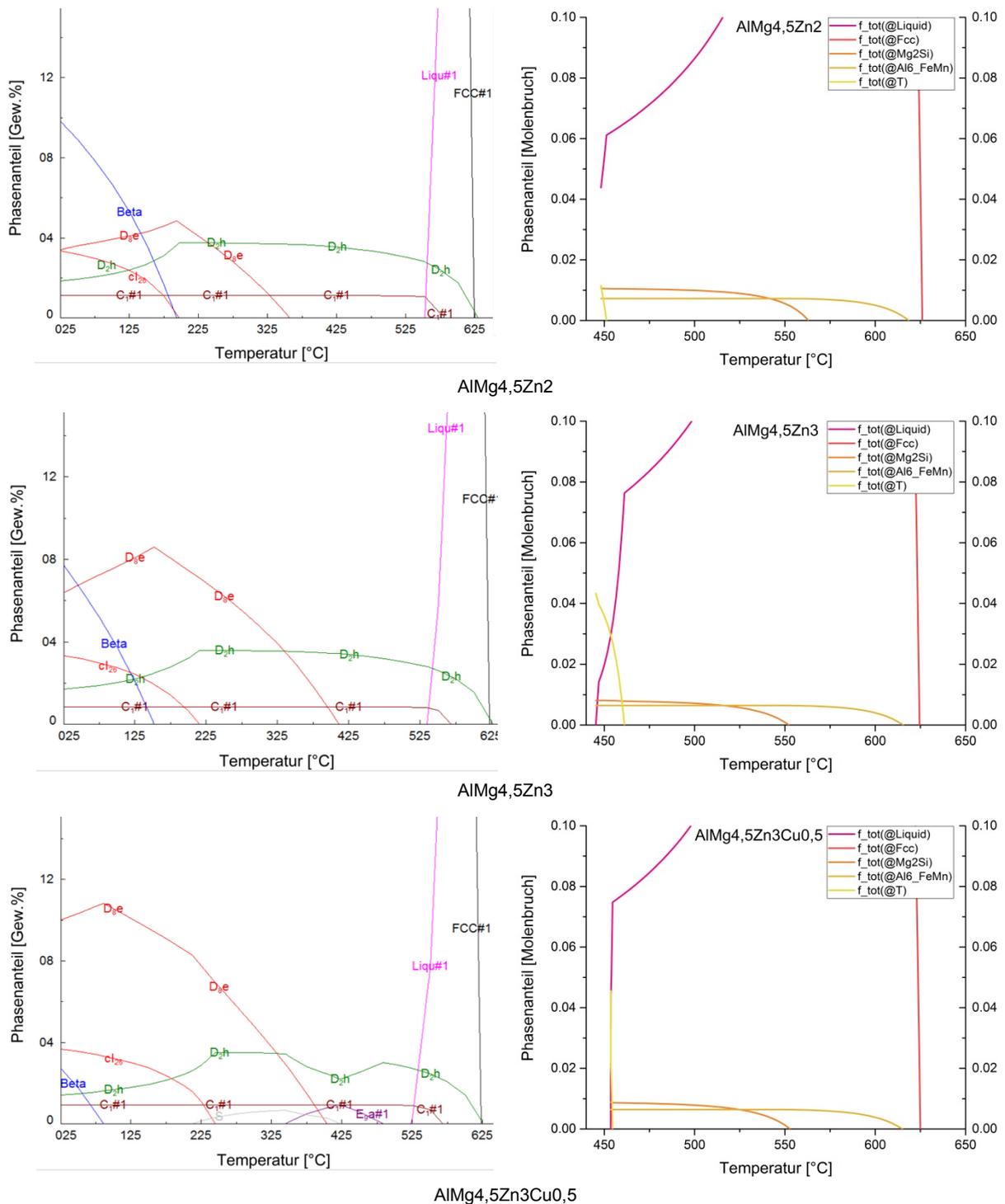


Abbildung 13-6: Gegenüberstellung der Phasenstabilitätsbereiche aus thermodynamischen Berechnungen im Gleichgewicht mit FactSage (links) und im Ungleichgewicht mit Pandat (rechts) für die Zn-hältigen Legierungsvarianten

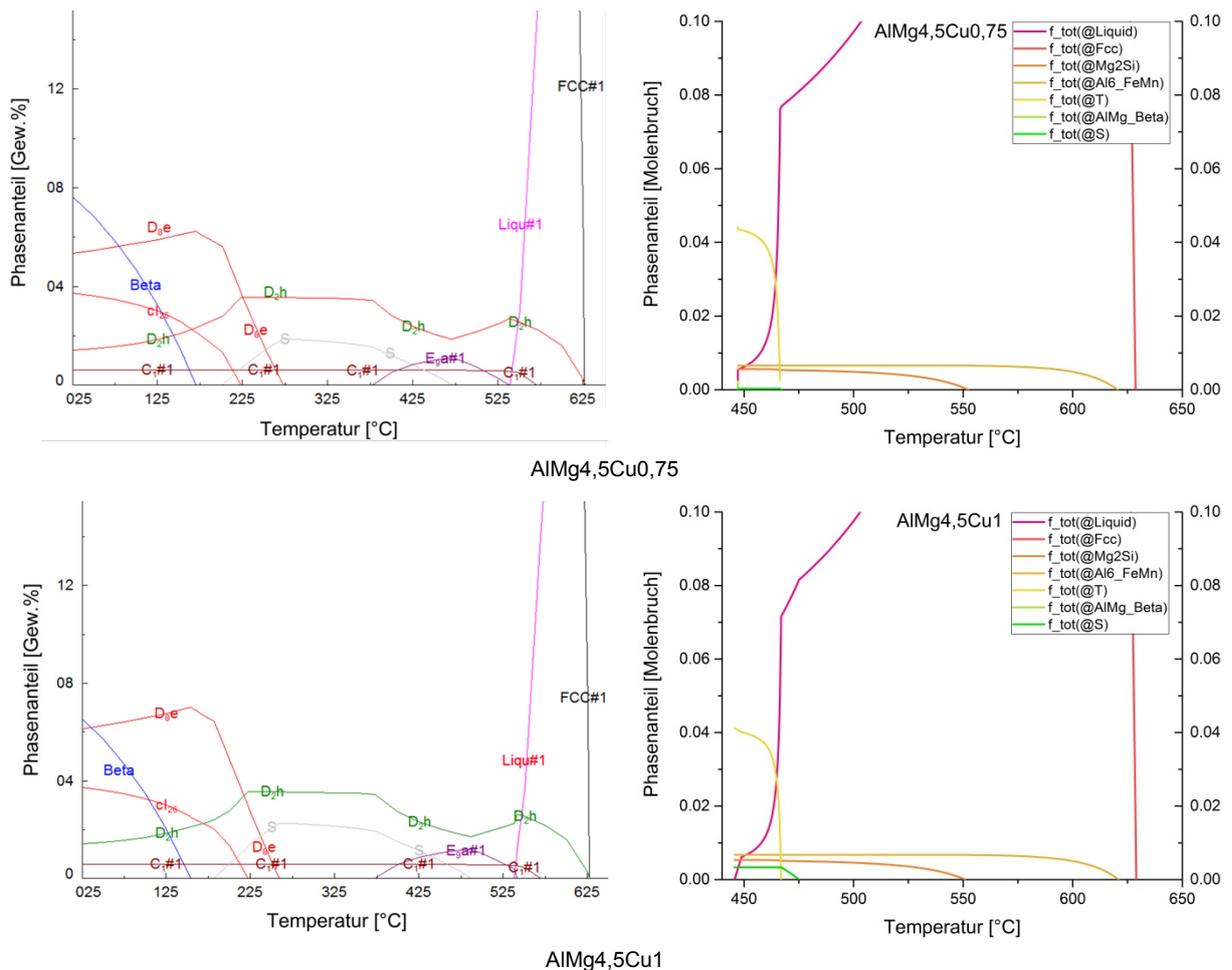


Abbildung 13-7: Gegenüberstellung der Phasenstabilitätsbereiche aus thermodynamischen Berechnungen im Gleichgewicht mit FactSage (links) und im Ungleichgewicht mit Pandat (rechts) für die Zn-freien Legierungsvarianten

Tabelle 13-1: Erläuterungstabelle zu den Kurzbezeichnungen der thermodynamischen Berechnungsprogramme

Kurzbezeichnung	Chemische Formel
FCC#1	$\alpha$ -Mischkristall
Liqui#1	Flüssigphase
Beta	$\text{Al}_3\text{Mg}_2$
D8e	$\text{Mg}_{23}(\text{Al},\text{Zn})_{49}$ (T-Phase)
D2h	$\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$
Cl26	$\text{Al}_{12}\text{Mn}$
C1	$\text{Mg}_2\text{Si}$
S	$\text{Al}_2\text{CuMg}$ (S-Phase)
E9a	$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ , $\text{Al}_7\text{CuMn}_2$

## 13.4 Charakterisierung der wärmebehandelten Zustände

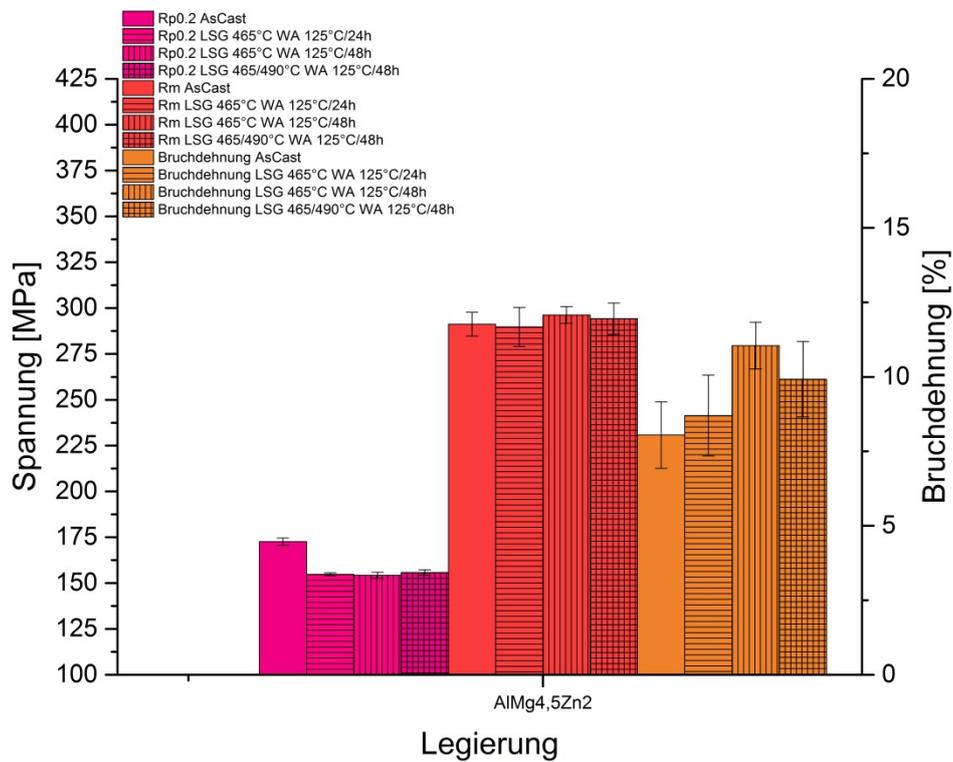


Abbildung 13-8: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg4,5Zn2 in verschiedenen WBH-Zuständen

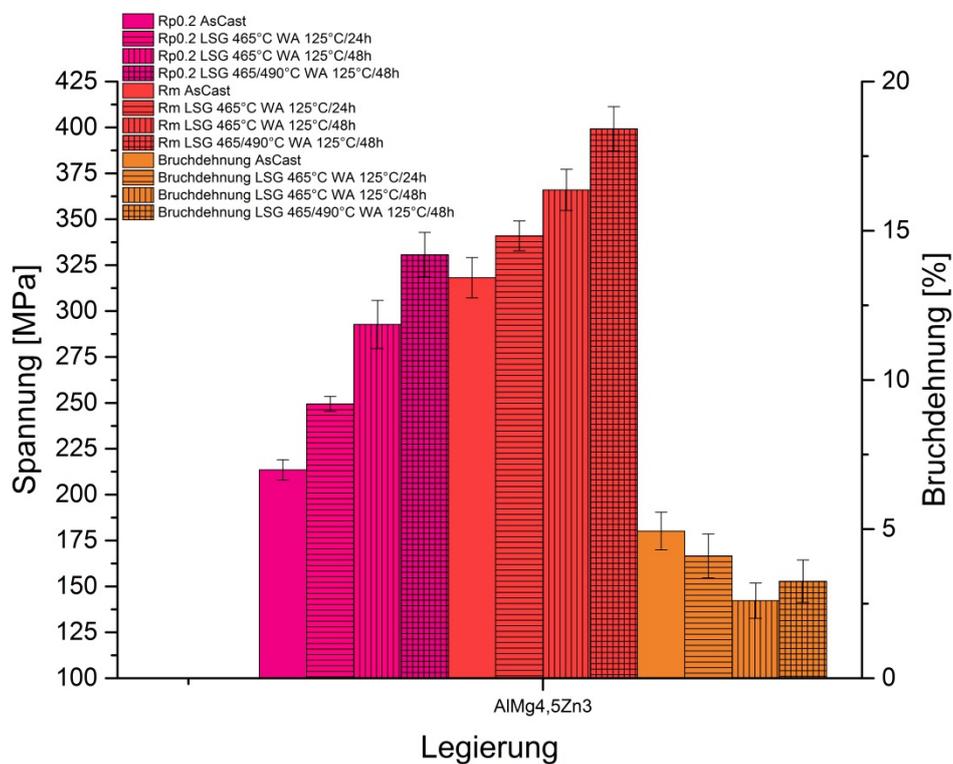


Abbildung 13-9: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg4,5Zn3 in verschiedenen WBH-Zuständen

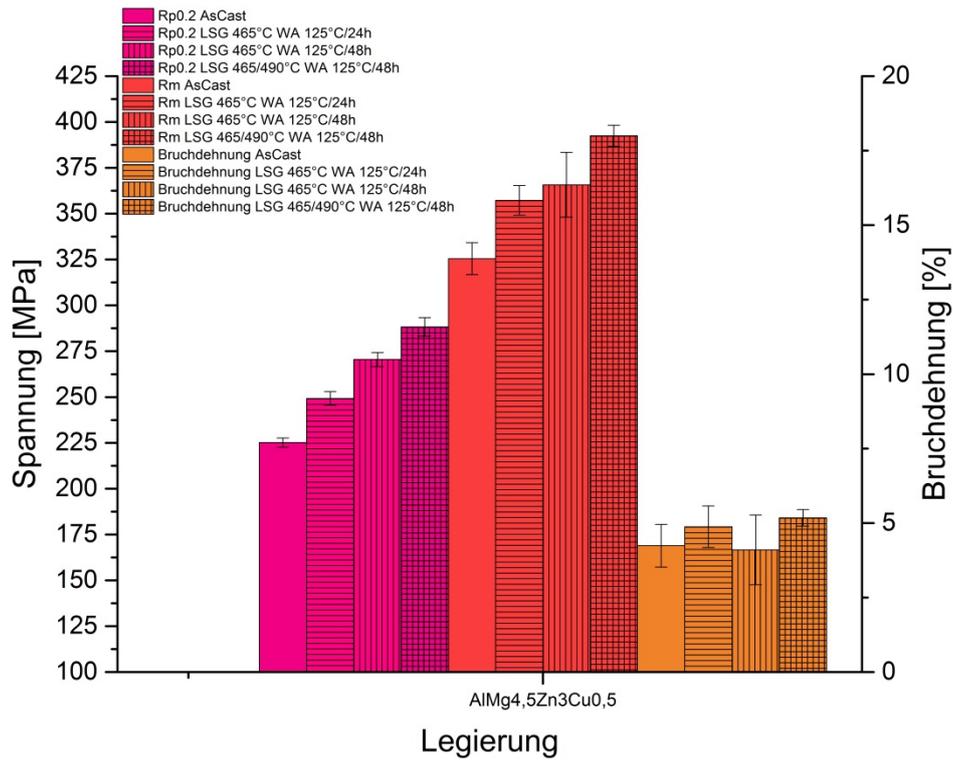


Abbildung 13-10: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg<sub>4,5</sub>Zn<sub>3</sub>Cu<sub>0,5</sub> in verschiedenen WBH-Zuständen

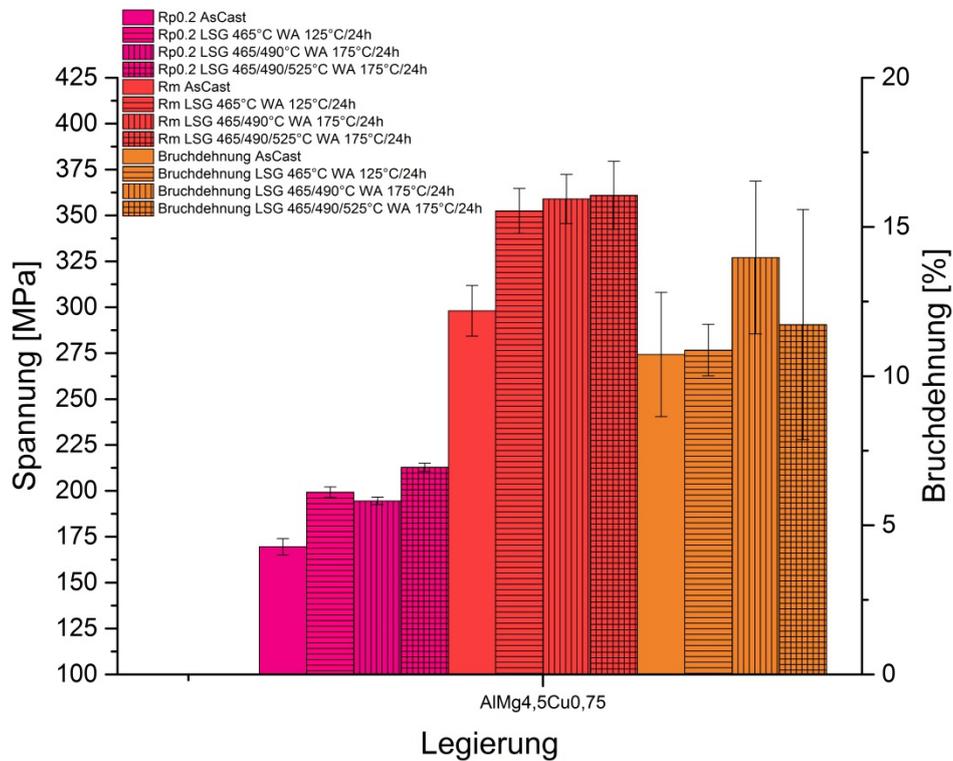


Abbildung 13-11: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg<sub>4,5</sub>Cu<sub>0,75</sub> in verschiedenen WBH-Zuständen

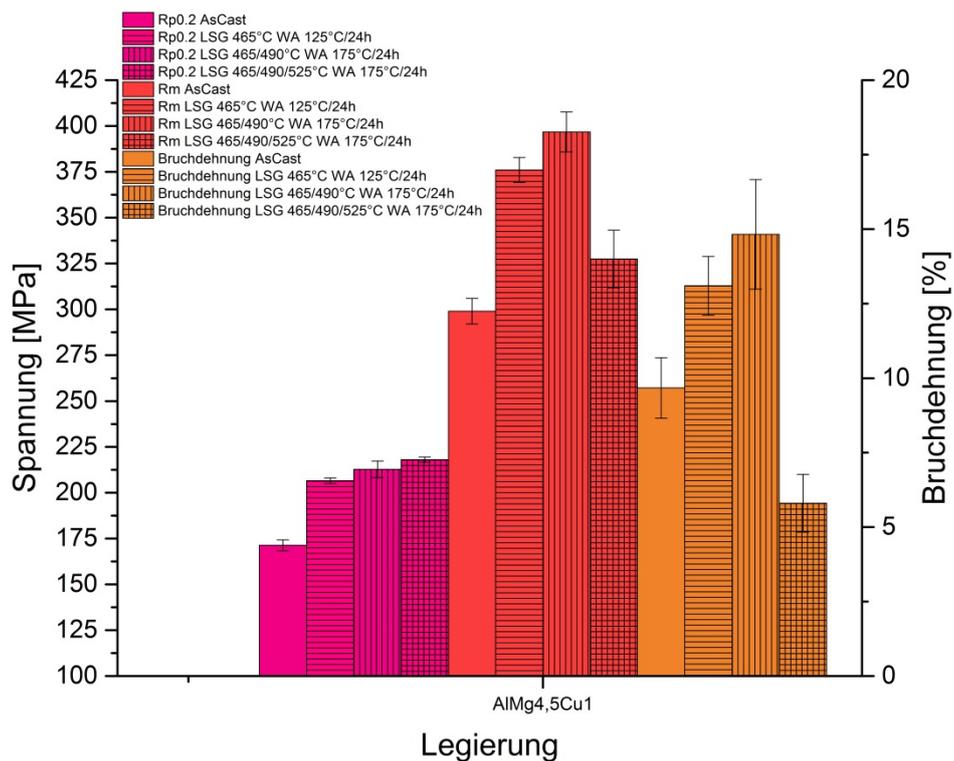


Abbildung 13-12: Ergebnisse der Zugversuche von AlMg4,5Cu1 in verschiedenen WBH-Zuständen