



Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie

Masterarbeit



Auswirkung der
Tiefemperaturumformung auf die
Aushärtungskinetik von AlMgSi-
Legierungen

Laura Maria Jeglitsch, BSc

Mai 2019



Montanuniversität Leoben - University of Leoben

Department Metallurgie - Department of Metallurgy

Nichteisenmetallurgie - Nonferrous Metallurgy



DIPLOMARBEIT

Thema:

Auswirkung der Tieftemperaturumformung auf die Aushärtungskinetik von AlMgSi- Legierungen



Ersteller:

Laura Jeglitsch

Betreuer:

Dipl.-Ing. Belinda Gruber

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

Leoben, Mai 2019

Danksagung

Bevor ich mich an den tatsächlichen Inhalt meiner Arbeit widme, bedanke ich mich bei all jenen Personen, die diese Diplomarbeit ermöglicht haben.

Mein erster Dank gilt Herrn Assoz. Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Stefan Pogatscher und dem Leiter des Lehrstuhls, Univ.-Prof. Dr. Helmut Antrekowitsch, für das in mich gesetzte Vertrauen sowie das zur Verfügung stellen der erforderlichen und hervorragenden Infrastruktur des Institutes Nichteisenmetallurgie.

Bei meiner Betreuerin am Lehrstuhl, Dipl.-Ing. Belinda Gruber, bedanke ich mich für die ausgezeichnete Betreuung, die guten Ratschläge, den ständigen Ansporn und die zugleich entgegengebrachte Geduld.

Besonders danke ich auch meiner Familie, die mir das Studium ermöglichten und mich während dieser Zeit unterstützt und begleitet haben.

Auch möchte ich mich bei meiner Schwester Kathi bedanken, die mir im Studium wie auch Privat mit gutem Rat beigestanden hat.

Besonders bedanke ich mich bei meinem Freund Gert Schiefer, der während des Studiums immer an meiner Seite stand. Ohne seine Unterstützung und Hilfe wäre mir das Studium nicht möglich gewesen.

Meinen Freunden und Kollegen danke ich für die anregenden Gespräche und Diskussionen die mir bei der Herangehensweise an dieses Thema und der Fertigstellung dieser Arbeit sehr geholfen haben.

Abstract

Increased efforts to reduce CO₂ emissions and innovations in the e-mobility sector raised the use of lightweight constructions in the automotive industry. Especially hardenable aluminum alloys show a high potential due to their excellent density to strength ratio.

This thesis deals with the effect of low temperature forming on artificial aging kinetics of two types of hardenable alloys, EN AW 6016 and EN AW 6063.

The goal of the experiments is to determine the strength under different degrees of pre-deformation of 5 %, 10 % and 20 %, followed by a heat treatment. The deformation is carried out in a special cryochamber filled with liquid nitrogen as well as under room temperature. Additionally, the material is heat treated for various time periods at 185 °C. The main task is to determine the aging kinetics through hardness. Furthermore, tensile tests until fracture of selected pre-treated samples are carried out, to evaluate the formability, yield strength and strain hardening capability. The stress strain curves and the hardness curves show regular trends at room temperature in relation to the literature. Basically, the under liquid nitrogen tested samples show higher strength and strain parameters. The reason is located in the increasing dislocation density regarding to the cryogenic deformation. By low-temperature forming, the proportion of work hardening and simultaneously the lattice defects increase due to low recovery. Also the heat treatments of the samples are important because sample in pre-aged condition exhibit higher strength and slightly different aging behavior.

Kurzfassung

Vermehrte Anstrengungen zur Verringerung der CO₂-Emissionen sowie Innovationen im Bereich der Elektromobilität haben die Automobilindustrie zu einem erhöhten Einsatz von Leichtbaulösungen bewegt. Hierbei besitzen aushärtbare Aluminiumlegierungen aufgrund ihres hervorragenden Dichte/Festigkeitsverhältnisses ein hohes Potenzial.

Diese Arbeit behandelt die Auswirkung der Tieftemperaturumformung auf die Aushärtungskinetik der Legierungstypen EN AW 6016 und EN AW 6063. Ziel dieser Versuche ist es die Festigkeit unter vorgegebenen Verformungsgraden von 5 %, 10 % und 20 % und anschließender Wärmebehandlung zu ermitteln. Die Verformung erfolgt einerseits in einer speziellen Kryokammer mit flüssigem Stickstoff, andererseits bei Raumtemperatur. Ebenso kommen verschiedene Wärmebehandlungszeiten bei 185 °C im Ölbad zum Einsatz. Die Hauptaufgabe liegt in der Bestimmung der Aushärtungskinetik mittels Härtemessung des unterschiedlich wärmebehandelten Materials. Ebenfalls erfolgte bei ausgewählten Zuständen ein Zugversuch bis zum Bruch. Durch Spannungs-Dehnungs-Diagramme lassen sich Umformbarkeit, Dehngrenzen und Verfestigungsverhalten der einzelnen Proben erstellen und auswerten. Die Zugversuchs- als auch die Härtekurven bei Raumtemperatur stimmen mit den Werten aus der Literatur überein. Die unter flüssigem Stickstoff behandelten Proben zeigen generell eine höhere Festigkeit und Dehnung. Der Hauptgrund liegt hierfür in der steigenden Versetzungsdichte bei der kryogenen Umformung. Bei der Tieftemperaturumformung steigt der Anteil der Kaltverfestigung aufgrund geringer Erholungserscheinungen. Auch treten bei der Umformung vermehrt Gitterfehler auf, welche zu einer Festigkeitssteigerung führen. Ebenso spielen die Wärmebehandlungszustände der Proben eine Rolle. Stabilisierte Proben weisen generell eine höhere Festigkeit und ein geringfügig anderes Auslagerungsverhalten auf.



EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

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

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

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

Datum 18.04.2019

A handwritten signature in blue ink that reads "Laura Jeglitsch".

Unterschrift Verfasser/in
Laura Maria, Jeglitsch
Matrikelnummer: 00735209

Inhaltsverzeichnis

| | | |
|-----------|--|-----------|
| 1 | EINLEITUNG | 1 |
| 2 | 6XXX-ALUMINIUMKNETLEGIERUNGEN..... | 4 |
| 2.1 | Bezeichnung von Aluminiumknetlegierungen | 5 |
| 2.2 | Aluminiumlegierung EN AW-6016 | 7 |
| 2.3 | Aluminiumlegierung EN AW-6063 | 7 |
| 2.4 | AlMgSi-Legierungskonstitution | 8 |
| 2.4.1 | Einfluss wichtiger Hauptlegierungselemente | 10 |
| 2.4.2 | Festigkeitssteigerung | 13 |
| 2.4.3 | Phasenbildung | 16 |
| 3 | WÄRMEBEHANDLUNG VON ALMGSI-LEGIERUNGEN | 17 |
| 3.1 | Homogenisieren und Walzen von Aluminiumbarren | 17 |
| 3.2 | Lösungsglühen und Abschrecken | 18 |
| 3.3 | Kaltaushärtung | 19 |
| 3.4 | Warmmaushärtung | 20 |
| 3.4.1 | Zwischenlagerungseffekt | 21 |
| 3.5 | Lackaushärtung | 22 |
| 3.6 | Voralterung | 23 |
| 3.7 | Vorverformung | 25 |
| 4 | KRYOGENE UMFORMUNG MIT FLÜSSIGEN STICKSTOFF | 28 |
| 5 | EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN..... | 30 |
| 5.1 | Legierungen | 30 |
| 5.2 | Charakterisierung des Ausgangsmaterials und Korngrößenbestimmung | 31 |
| 5.3 | Härtemessung nach Brinell | 32 |
| 5.4 | Zugprüfung | 33 |
| 5.5 | Versuchsablauf | 36 |
| 6 | ERGEBNISSE | 38 |
| 6.1 | Charakterisierung und Korngrenzenbestimmung | 38 |
| 6.2 | Härtemessung | 40 |
| 6.3 | Zugprüfung | 46 |
| 7 | DISKUSSION..... | 53 |
| 8 | ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK | 56 |
| 9 | LITERATURVERZEICHNIS..... | 57 |
| 10 | ABBILDUNGSVERZEICHNIS | 61 |
| 11 | TABELLENVERZEICHNIS | 64 |
| 12 | ANHANG A | 65 |

12.1 Mess- und Prüfgeräte.....65

1 Einleitung

Aluminium, nach Sauerstoff und Silizium mit 8 % Mengenanteil das dritthäufigste Element, findet heutzutage auf vielen Gebieten der Technik und des modernen Lebens wie Verkehr, Architektur, Bauwesen, Lebensmitteltechnologie sowie der Kommunikation und der Elektrotechnik Anwendung. Aufgrund dieser hervorragenden Eigenschaften stieg der Verbrauch erheblich und Aluminium wurde nach Stahl der zweitwichtigste metallische Gebrauchswerkstoff. Das Metall zeichnet sich durch sein hervorragendes Dichte/Festigkeit Verhältnisses aus, lässt sich leicht verarbeiten, ist ungiftig, undurchlässig für Gase und einfach zu formen. Überdies ist der Werkstoff korrosionsbeständig, nichtmagnetisch und besitzt eine ausgezeichnete Wärme- sowie elektrische Leitfähigkeit. Dazu lässt es sich in der Nähe von brennbaren Substanzen aufgrund der funkenfreien Verarbeitung einsetzen. Aktuelle Studien zeigen, dass die weltweite Aluminiumproduktion seit Ende des zweiten Weltkrieges um mehr als eine Größenordnung angestiegen ist. Diese Entwicklung griff ausgehend von der westlichen Welt auf alle Staaten über. Heute ist China der größte Produzent und Verbraucher von Aluminiumwerkstoffen.[1, 2]

Innovationstreiber wie Umweltschutz und Ressourcenschonung forderten in den letzten Jahren die Automobilindustrie sowie die Luft- und Raumfahrt und den Schienenfahrzeugbau erheblich. Noch nie waren die Ansprüche an unsere Fortbewegungsmittel so hoch wie heute. Innovationen müssen dem Konsumwünschen- sowie den gesetzlichen Anforderungen entsprechen. Diese Herausforderungen sowie die Ressourcenknappheit bei fossilen Brennstoffen führen bei den Fahrzeugherstellern verstärkt zu einem Umdenken in Richtung Kosten-, Verbrauchs-, sowie Gewichtsminimierung. Qualität, Design und Raumausnutzung spielen ebenso eine wichtige Rolle. Dazu kommen noch, von Seiten der Verbraucher, höhere Anforderungen an Komfort- und Sicherheitsansprüche (Crash-Sicherheit). Von allen Absatzmärkten zeigt der Automobilbau mengenmäßig das größte Entwicklungspotenzial. Somit ist Aluminium und dessen Legierungen als Karosseriewerkstoff seit den 1980er Jahren seitens der Automobilindustrie kaum mehr wegzudenken. Hochfeste aluminiumlegierte Bleche finden in diesem Sektor immer größeren Einsatz. Typische Vertreter für Blechanwendungen sind naturharte 5xxx- und aushärtbare 6xxx-Aluminiumlegierungen. [3] Trotz höherer Materialkosten sind Aluminiumprofile in der Automobilindustrie wegen der geschilderten Vorteile wettbewerbsfähig gegenüber anderen Werkstoffen. Deren Gesamtverbrauch stieg zwischen 2013 und 2017 in Europa von 270.000 auf 430.000 Tonnen an. Die durchschnittlich pro Fahrzeug verbaute Menge an Aluminiumprofilen, nahm in dieser Zeit von 14 kg auf 19 kg zu. [4]

Wegen des geringen spezifischen Gewichtes sowie der erhöhten spezifischen Festigkeit bietet der Werkstoff ein enormes Leichtbaupotenzial für die Automobilindustrie. Zudem besitzen diese Materialien eine hohe Leitfähigkeit für Elektrizität und Wärme. [3–6]

Welche Gewichtseinsparung realisierbar ist, hängt allein von der Konstruktionssituation und dem Verbund mit anderen Werkstoffen sowie von den Anforderungen an das Bauteil selbst ab. Mit höher festem Aluminiumblechen im Karosseriebau kann aber schon eine Gewichtsminimierung von bis zu 40 %, das entspricht ca. 100-150 kg, gegenüber herkömmlichen Stahlwerkstoffen erzielt werden. Dabei konzentriert sich die Industrie besonders auf Karosserie, Fahrwerk und Antriebsstrang, die das größte Gewicht im Fahrzeug ausmachen. Aber auch an multifunktionalen Bauteilen wie Kabelschächten oder an Befestigungsbereichen der Karosserie wie Dachträger oder Zierkomponenten wird Aluminiumlegierungen eingesetzt. Neben diesen gibt es noch viele andere konstruktive Bereiche im Automobilbau bei dem Aluminiumlegierungen aufgrund ihrer Funktionalität ökologische Konkurrenzfähigkeit genießen, wie beispielsweise bei gegossenen Bauteilen. [7–9]

Mit der Verpflichtung des Weltklimavertrages von Paris im Jahre 2016 hat sich Österreich zudem zur Reduktion der fossilen Treibstoffe verpflichtet. Die fossilstoffbasierende Mobilität ist ein Hauptverursacher für die hohen CO₂ Bilanzen, Emissionen und Umweltbelastungen. Festgelegte Emissionsziele, die im Jahre 2020 einen Maximalverbrauch von 95 g/km Abgas vorgeben, sorgen für eine neue Gewichtung in der Automobilbranche. Elektromobilität hilft Klimaziele zu erreichen und die Umwelt nachhaltig zu schonen. Die Zulassungen für elektrisch betriebene PKWs stiegen in Österreich im ersten Quartal 2018 um 2,49 % an. Da die Reichweite von Elektrofahrzeugen umgekehrt proportional zum Gewicht ist und zudem das zusätzliche Batteriegewicht kompensiert werden muss, werden sich auch in diesem Bereich die Anwendungen von Aluminiumlegierungen erhöhen. [4]

Die Bereiche umweltfreundliche und energieschonende Herstellung und Verarbeitungen von Materialien in der Automobilindustrie gewinnen demnach in den nächsten Jahren zunehmend an Bedeutung. Wichtige Kriterien sind die Materialauswahl und die Verarbeitung, die Energieeffizienz des Produktes sowie die Recyclingfähigkeit. Die Verwendung von Leichtbaukonstruktionen und Leichtbaumaterialien wie Aluminiumlegierungen spielt hier eine wesentliche Rolle. Ökobilanz und Effizienz verbessert sich gegenüber Fahrzeugen mit konventionellen Design und Ausführung deutlich. Ein großer Vorteil des Aluminiumrecycling liegt auch in der Energieeinsparung, denn Sekundäraluminium benötigt nur 5 % an Energie, wobei der CO₂ Ausstoß gegenüber dem Primäraluminiumerheblich geringer ist. [5, 10, 11]

Fertigungs- und Konstruktionspotenziale bei Prozessen wie das Fließ- und Strangpressen, Schmieden und Gießen ersparen Fertigungsschritte aufgrund endkonturnaher Verformungen mit geringer Nachbearbeitung. Bei der Blechumformung ist aber Aluminium oft im Nachteil,

da bei geringen Festigkeitssteigerungen die Dehnung drastisch abnimmt. Ein weiteres Problem stellt die Rückfederung dar. Aufgrund des geringen Elastizitätsmoduls von etwa 70 GPa liegt die Rückfederung bei gleichen Festigkeitseigenschaften deutlich über den der Stahlwerkstoffe. Zudem zeigt sich bei einigen Legierungen der PLC-Effekt, der äußerst störend auf die Oberflächengüte wirkt und Verformungsinhomogenitäten verursacht. [12]

Ein weiterer negativer Effekt stellt, bei aushärtbaren Legierungen, eine Kaltauslagerung bei Raumtemperatur dar, welche sich über Monate erstreckt. Diese Legierungen besitzen keine zeitlich stabilen Festigkeitseigenschaften und zeigen bei Zwischenauslagerungen eine verzögerte Warmaushärtung.

Aus diesen Gründen ist die Innovation und Weiterentwicklung des Aluminiums, seiner Legierungen und deren Prozessarten notwendig. Eine Optimierung von Festigkeit und Umformbarkeit ist z. B. bei tiefen Temperaturen von -175 °C gegeben. Zugversuche zeigten, dass eine Steigerung der Gleichmaßdehnung um bis zu 75 % erreicht werden konnte. [13]

Solche Tieftemperaturbehandlungen mit Flüssigstickstoff lassen sich auch leicht in die herkömmlichen Prozessketten integrieren. Unklar bleibt dabei aber eine mögliche Beeinflussung auf die Warmauslagerung. Im Rahmen dieser Diplomarbeit sollen deshalb die Auswirkungen der Tieftemperaturumformung auf die Aushärtungskinetik von AlMgSi-Legierungen untersucht werden.

2 6xxx-Aluminiumknetlegierungen

In den letzten Jahren haben zahlreiche 6xxx-Aluminiumlegierungen an Bedeutung gewonnen. Die charakteristischen Hauptlegierungselemente sind Silizium- und Magnesium. Das Eigenschaftsspektrum dieses Werkstoffes ist breit gefächert und erstreckt sich bis auf hohe Festigkeiten, Bruchzähigkeiten sowie gute Umformbarkeiten. Auch im alltäglichen Leben finden diese Materialien Einsatz und sind aufgrund ihres Eigenschaftensprofils nur schwer wegzudenken. AlMgSi-Legierungen gehören der Familie der Knetlegierungen an und werden durch Umformen (Walzen, Schmieden, Strangpressen) zu Halbzeug verarbeitet. [14] Aluminiumlegierungen der 6xxx-Fraktion weisen allgemein folgende Eigenschaften auf [15]:

- Gute maschinelle Warmbearbeitungsfähigkeit wie Walzen, Schmieden,...
- Gute Korrosionsbeständigkeit im allgemeinen und vor allem eine gute Beständigkeit gegen atmosphärische Korrosion,
- Gute mechanische Eigenschaften, die durch Hinzufügung von Silizium und von Kupfer verbessert werden kann,
- Für plastische Bearbeitungen geeignet (Prägung von Profilen, Tiefziehen von Laminaten) im Zustand "O" und- etwas weniger- im Zustand T4,
- Oberflächenbehandlungen wie Glänzen bzw. Eloxieren verleihen diesen Legierungen eine schöne Oberflächenoptik.
- Gute Eignung für Bogen- und Lotschweißarbeiten
- Gehören der Familie der Knetlegierungen an

In der Automobilbranche haben Aluminiumlegierungen in den letzten Jahren erhebliches Interesse geweckt. Insbesondere wärmebehandelnde AlMgSi-Legierungen finden in der Fahrzeugherstellung vermehrt Einsatz. Diese Werkstoffe bilden eine gute Kombination aus hohen Festigkeiten und Formbarkeiten, ausgezeichneten Korrosionsverhalten, gute Schweißeignung und entsprechen den dekorativen Anforderungen, die hohe Oberflächenqualitäten fordern. Besonders in Außenhautbereichen setzten sich die 6xxx-Aluminiumlegierungen aufgrund ihrer fließfigurenfreien Oberfläche durch. Bekannte Vertreter sind EN AW-6016 und EN AW-6063. In Tabelle 1 sind die allgemeinen Eigenschaftskriterien von AlMgSi-Blechen für die Karosserieanwendung dargestellt. [14]

Tabelle 1: Eigenschaftskriterien der Automobilindustrie für den Karosseriebau [14]

| Kriterien | Außenhaut | Undekorativ | Struktur | Crash |
|--------------------------------------|-----------|-------------|----------|-------|
| Formbarkeit | +++ | +++ | ++ | +++ |
| Festigkeit | ++ | ++ | +++ | +++ |
| Oberfläche | +++ | + | + | + |
| Fügbareit | ++ | +++ | ++ | ++ |
| Korrosions- beständigkeit | +++ | ++ | ++ | ++ |

Der Vorteil von wärmebehandelten Legierungen wie der 6xxx-Gruppe liegt in einer guten Formbarkeit nach den Abschreck- und Lösungsbehandlungen und einer guten Festigkeit nach den Alterungshärten. Magnesium und Silizium sind die Hauptlegierungselemente von AlMgSi-Legierungen. Auch befinden sich, besonders im amerikanischen Sektor, Anteile von Kupfer in der Legierung, dessen Vorteil in der Festigkeitszunahme besteht, was eine geringere Wandstärke des Materials zulässt. Die Werkstoffe variieren nicht nur in ihrem Si/Mg-Verhältnis, sondern unterscheiden sich auch in ihren Übergangselementenzusätzen wie Mangan, Eisen, Kupfer und Vanadium. Verschiedene Verarbeitungsmodifikationen und unterschiedliche Legierungszusammensetzungen erzeugen eine große Bandbreite an mechanischen Eigenschaften im Endprodukt. [14, 14, 16, 17]

2.1 Bezeichnung von Aluminiumknetlegierungen

Akzeptierte Normen sind die Grundlage jeglicher Kommunikation in Wirtschaft und Technik. Die Kenntnis solcher Bezeichnungssysteme bringt einen erheblichen Vorteil bei der Beurteilung der Eigenschaften wie Festigkeit oder Schweißbarkeit. Aufgrund der Übersichtlichkeit bewährte sich für die Nomenklatur von Aluminiumlegierungen das Bezeichnungssystem der Aluminium Association (AA) weltweit. Es wird zwischen Knetlegierungen (DIN EN 573) [18] und Gusslegierungen (DIN EN 1718) unterschieden. Bei Knetlegierungen stehen plastische Verformbarkeit, bei Gusslegierungen Vergießbarkeit und Formfüllungsvermögen im Vordergrund. Normgerechte Bezeichnungen verlangen den Gebrauch des Präfixes EN AW oder EN AC um Verwechslungen zu vermeiden. Der Kennbuchstabe W (Wrought alloy) steht für Knetlegierungen. Verwendung finden für diese Legierungen keine Werkstoffnummern sondern eine vierstellige Zahlenkombination, wobei die Kennzeichnung der Legierungsgruppe an erster Stelle steht. [1, 16, 19].

In speziellen Fällen folgen der Zahl noch Vorsatzbuchstaben (A, C,...) dessen Bedeutung in den verschiedenen nationalen Verarbeitungsvarianten liegt. Den jeweiligen Werkstoffzustand kennzeichnet eine Kombination von einem Buchstaben und einer Zahl. [16, 19]

Die Zustandsbezeichnung für aushärtbare Knetlegierungen sich in Tabelle 2 ersichtlich.

Tabelle 2: Werkstoffzustände der aushärtbare Knetlegierungen [16]

| Bez. | Bedeutung |
|-------------|---|
| T1 | Abgeschreckt von Warmformungstemperatur und kaltausgelagert |
| T2 | Abgeschreckt von Warmformungstemperatur, kaltausgelagert und kaltverfestigt |
| T3 | Lösungsgeglüht, abgeschreckt, kaltverfestigt und kaltausgelagert |
| T4 | Lösungsgeglüht, abgeschreckt und kaltausgelagert |
| T5 | Abgeschreckt von Warmformungstemperatur und warmausgelagert |
| T6 | Lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert |
| T7 | Lösungsgeglüht, abgeschreckt, warmausgelagert und überaltert |
| T8 | Lösungsgeglüht, kaltverfestigt und warmausgelagert |
| T9 | Lösungsgeglüht, warmausgelagert und kaltverfestigt |

Besonders bei AlMgSi-Legierungen wird die Wärmebehandlung durch den Prozess des Fast Hardening (FH) erweitert. Damit ist eine zusätzliche Glühbehandlung gleich nach dem Abschrecken gemeint. Diese dient dazu um die Clusterbildung bei Raumtemperatur aus dem übersättigten Mischkristall durch die vorzeitige Bildung von Warmauslagerungsphasen zu unterdrücken. [1]

Zustände von T6 und T7 sowie deren Varianten bezeichnen den maximalen Wärmeaushärtegrad und den Überhärtegrad, die sich entsprechend in den Festigkeitswerten auswirken. Die Werkstoffzustände der Varianten T6 und T7 sind in der nachfolgenden Abbildung 1 dargestellt.[1]

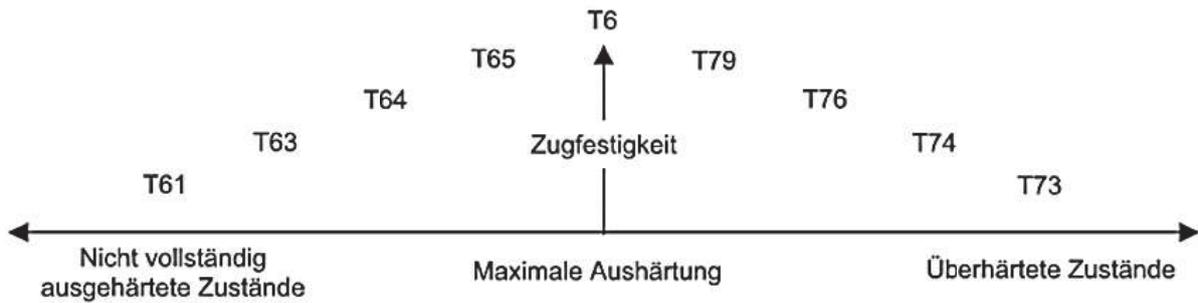


Abbildung 1: Verschiedene Wärmebehandlungsvarianten nach DIN EN 515 1993 [1]

2.2 Aluminiumlegierung EN AW-6016

Die Legierung EN AW-6016 gehört zu der aushärtbaren 6xxxer-Gruppe der Knetlegierungen mit den Hauptlegierungsbildnern Magnesium und Silizium. Ursprünglich erhielt diese Legierung ihre Standardbezeichnung im Jahr 1984. Neben einer Kaltverfestigung im Zuge einer Umformung erfährt dieser Werkstoff eine Festigkeitssteigerung durch eine aushärtende Wärmebehandlung. Die chemische Zusammensetzung von EN AW-6016 schwankt zwischen folgenden Grenzen und ist in Tabelle 3 aufgelistet. [20, 21]

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung von EN AW-6016 Legierung [20]

| Element | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti |
|-----------|---------|-------|-------|-------|----------|-------|-------|--------|
| Massen[%] | 1,0-1,5 | ≤ 0,5 | ≤ 0,2 | ≤ 0,2 | 0,25-0,6 | ≤ 0,1 | ≤ 0,2 | ≤ 0,15 |

Die Umformung von Blechen erfolgt meist im lösungsgeglühten und kaltausgelagerten Zustand. Somit handelt es sich um Aluminiumlegierung mit der Temperaturbehandlung T4. Der Werkstoff im Zustand T4 weist eine durchschnittliche Zugfestigkeit von 220 MPa auf. Blechwerkstoffe der 6xxx-Legierung finden für Tiefziehprozesse bei Fahrzeugkarosserien Anwendung, da sie im Gegensatz zu den 5xxx-Legierungen im Außenbereich problemlos anwendbar sind. Dazu sollte die Streckgrenze Werte zwischen 80-140 MPa aufweisen und die Gleichmaßdehnung bei etwa 24 % liegen. [20, 21]

2.3 Aluminiumlegierung EN AW-6063

Die Legierung EN AW-6063 gehört ebenfalls zu der aushärtbaren 6xxxer-Gruppe der Knetlegierungen mit den Hauptlegierungsbildnern Magnesium und Silizium. Dieser Werkstoff

ist weicher als andere Vertreter der AlMgSi-Legierungen, besitzt gute Korrosionseigenschaften und lässt sich dekorativ anodisieren. Das Material eignet sich für den Maschinenbau, Geländer, Fenstern, Türen sowie für wärmeleitende Einsatzgebiete wie Kühlkörper oder Wärmetauscher. Die chemische Zusammensetzung dieser Werkstoffe schwankt zwischen folgenden Bereichen und ist in der untenstehenden Tabelle 4 angegeben.[22]

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung von EN AW-6063 [22]

| Element | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti |
|-----------|---------|--------|-------|-------|----------|-------|-------|-------|
| Massen[%] | 0,2-0,6 | ≤ 0,35 | ≤ 0,1 | ≤ 0,1 | 0,45-0,9 | ≤ 0,1 | ≤ 0,1 | ≤ 0,1 |

Die mechanischen Eigenschaften variieren je nach Blechdicke und Wärmebehandlung zwischen Streckgrenzenwerten von 65-180 MPa und weisen Zugfestigkeiten von 130-225 MPa auf. [22]

2.4 AlMgSi-Legierungskonstitution

Eines der wichtigsten und am weitest verbreiteten aushärtbaren Legierungssysteme bilden die Elemente Al, Mg und Si mit Gesamtgehalten von etwa 1-2 Gew.-% Magnesium und Silizium. Die Erstarrung erfolgt bei einer pseudo-eutektischen Temperatur von 594 °C bei 13,9 Gew.-% Mg₂Si eutektisch. Zudem wird auch Mangan und Chrom beigefügt, um das Rekristallisations- und Ausscheidungsverhalten sowie die Kerbschlagzähigkeit zu verbessern. Nach einer geeigneten Wärmebehandlung härten Aluminiumknetlegierungen über die Mg₂Si-Phase aus. Dadurch lassen sich mittlere bis sehr hohe Festigkeitsbereiche realisieren. [1, 23, 24]

Das Gefüge besteht im Allgemeinen aus einem aluminiumreichen α-Mischkristall und einer intermetallischen β-Phase (Mg₂Si) oder deren Vorphasen aus Aluminium, Eisen und Mangan. Die β-Phase besitzt einen hohen Schmelzpunkt von 1085 °C woraus hohe Bindungskräfte und thermische Stabilitäten zwischen Silizium und Magnesium resultieren. Diese Phase ist von besonderer Bedeutung aufgrund ihres Aushärtungseffektes wegen der temperaturabhängigen Löslichkeit im Aluminiumgitter, welche sich mit sinkenden Temperaturen verringert. So liegt bei 200 °C nur noch eine Löslichkeit von 0,08 Gew.-% vor. Rasches Abschrecken führt zu thermodynamisch nicht stabilen, übersättigten α-Mischkristallen. Dies ist in der Abbildung 2 gut erkennbar. [1, 23, 24]

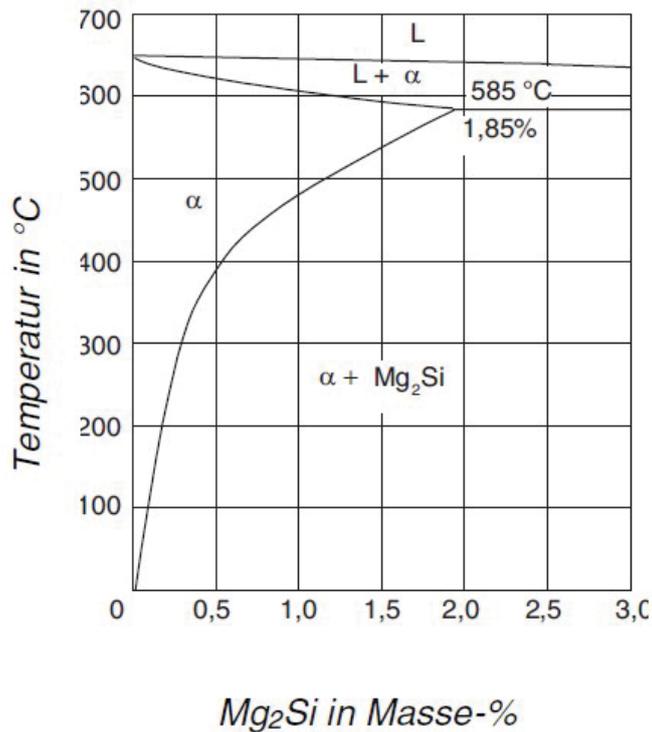


Abbildung 2: Ausschnitt aus dem binären Al-Si-Phasendiagramm [1]

Das stöchiometrische Massenverhältnis der Mg₂Si-Phase entspricht ca. Mg:Si=1,73:1. Der durchschnittliche Zusammensetzungsbereich von 6xxx-Legierungen liegt zwischen 0,20 % und 1,6 % Silizium und 0,3 % bis 1,5 % Magnesium was etwa 0,4 % bis 1,6 % an einem sich wechselnden Teil an freien Magnesium und Silizium und Mg₂Si entspricht. [1, 19]

Viele in Europa eingesetzte AlMgSi-Systeme besitzen einen stöchiometrischen Überschuss an Silizium. Die Abbildung 3 gibt einen Überblick über sämtliche 6xxx-Legierungen in Abhängigkeit von den Silizium- und Magnesiumgehalten. Die grauen Kästchen in Abbildung 3 weisen auf kupferhaltige, die weißen Kästchen auf kupferfreie Legierungen hin. Zudem gibt die Linie die stöchiometrische Zusammensetzung von Mg₂Si an. [1, 19, 23]

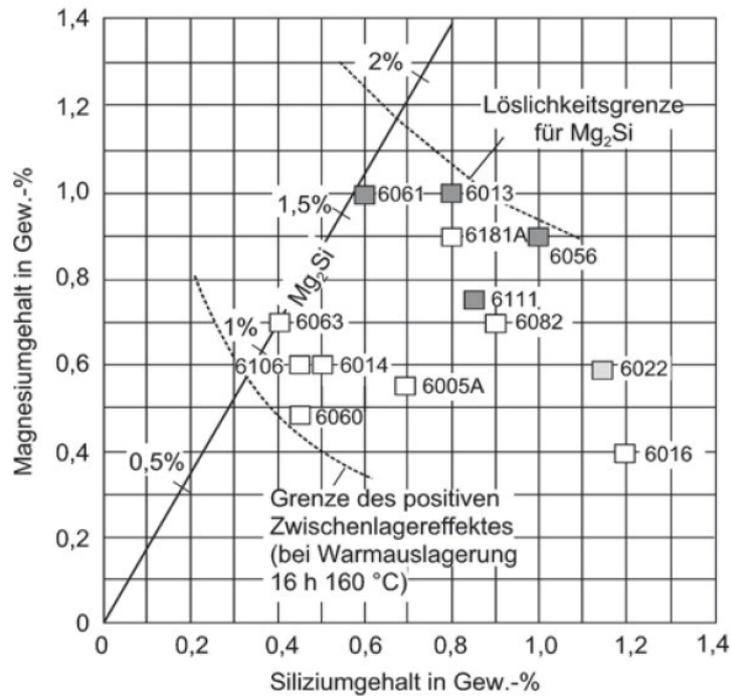


Abbildung 3: In Europa verwendete AlMgSi-Legierungen in Abhängigkeit ihres Silizium- und Magnesiumgehaltes [1]

2.4.1 Einfluss wichtiger Hauptlegierungselemente

In diesem Unterkapitel wird kurz auf die wichtigsten Legierungselemente wie Magnesium (Mg), Silizium (Si), Eisen (Fe), Kupfer (Cu) und Mangan (Mn) eingegangen, sowie deren Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften. Hauptaufgabe der Legierungselemente Mg, Si und Cu ist eine Festigkeitssteigerung durch Mischkristallverfestigung und Teilchenhärtung. Fe und Mn kontrollieren hingegen die Korngröße. Die unterschiedlichen Atomradien der Legierungselemente und die ausgebildeten Phasen, verzerren das Aluminiumatomgitter und erschweren die Versetzungsbewegung bei plastischer Verformung. Die Verfestigung steigt mit zunehmender Menge an Elementen. Abbildung 4 zeigt die wichtigsten Legierungselemente für aushärtbare Aluminiumlegierungen und ihr Festigkeitsverhalten. [1, 16, 19]

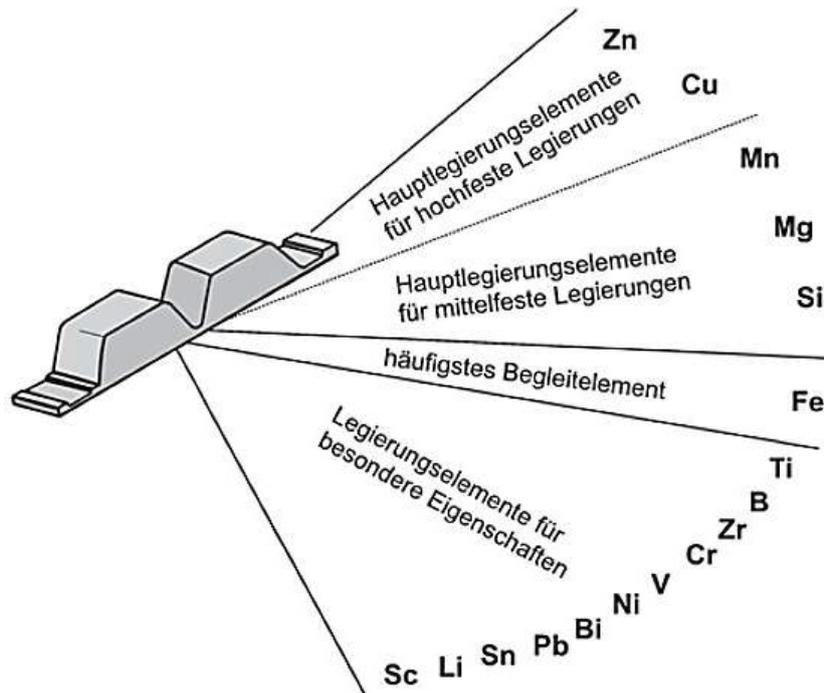


Abbildung 4: Legierungselemente und deren Wirkung auf AlMgSi-Legierungen [1]

Bei höheren Temperaturen sind die Elemente der Gleichgewichtsphase Mg_2Si homogen und ungeordnet gelöst im Aluminiumgitter vorzufinden. Bei fallender Temperatur im festen Zustand nimmt die Löslichkeit stark ab und ist begrenzt. Abbildung 5 zeigt die Temperaturabhängigkeit unterschiedlicher Legierungselemente. [1]

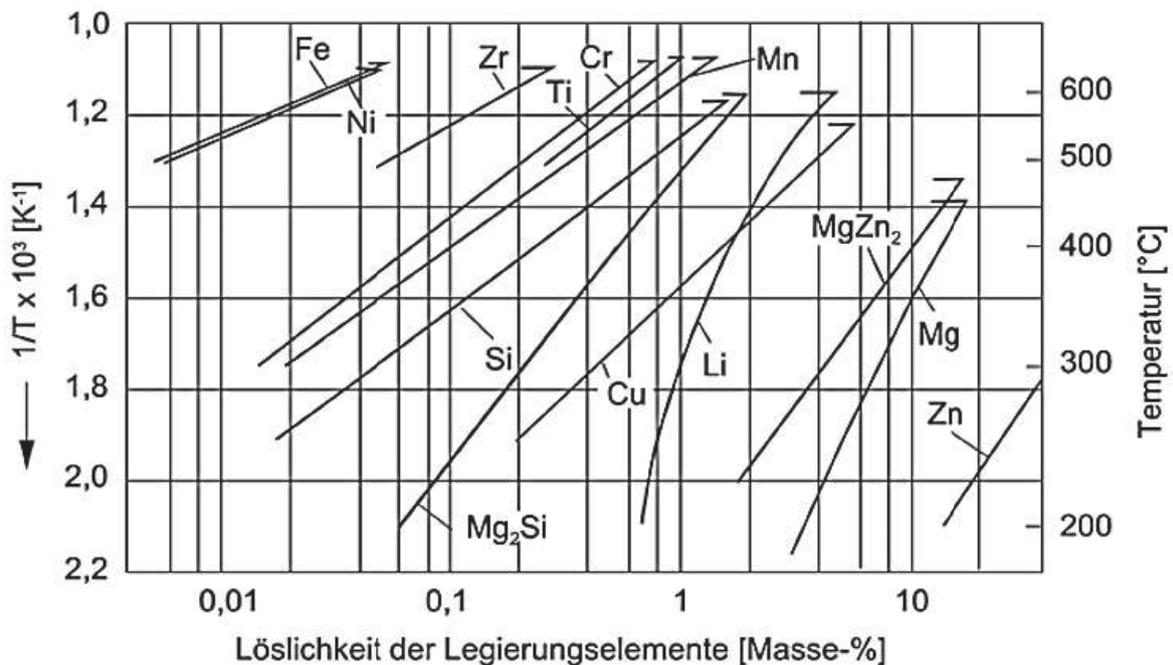


Abbildung 5: Löslichkeitsverhalten einiger Elemente unter steigender Temperatur [1]

Silizium und Magnesium

Die Löslichkeit der β -Phase (Mg_2Si) wird von einem Siliziumüberschuss nur kaum bis gar nicht beeinträchtigt, hingegen verursacht ein Magnesiumüberschuss eine starke Verringerung der Löslichkeiten von Mg_2Si und Si. Durch einen Siliziumüberschuss steigen die Festigkeitseigenschaften nach einer Warm- bzw. Kaltauslagerung erheblich. Folglich fördert dieser auch die Anzahl an aushärtungserzeugenden Ausscheidungen und verkürzt die Aushärtungszeiten der Kalt bzw. Warmaushärtung. Bei einem Magnesiumüberschuss steigt das Festigkeitsverhalten nur geringfügig an. Dies ist in der Abbildung 6 dargestellt. Durch die Mg_2Si -Gehalte der unterschiedlichen Legierungsvarianten können, mit verschiedenen thermischen Behandlungsmöglichkeiten, höhere Festigkeiten erzielt werden. Der Buchstabe a in Abbildung 6 veranschaulicht die stöchiometrische Zusammensetzung des Al- Mg_2Si -Systems, b einen Magnesiumüberschuss von 0,3 % und somit eine Festigkeitssteigerung, und c zeigt die Festigkeitssteigerung mit 0,3 % Siliziumüberschuss. Die Linien geben die Wärmebehandlungsvarianten wieder. Die strichlierten Linien bedeuten eine 24 stündige Kaltauslagerung bei 20 °C und einer darauffolgenden Warmauslagerung bei 160 °C. Die durchgehende Linie zeigt eine sofortige Warmauslagerung nach dem Abschrecken bei 160 °C. [1, 19]

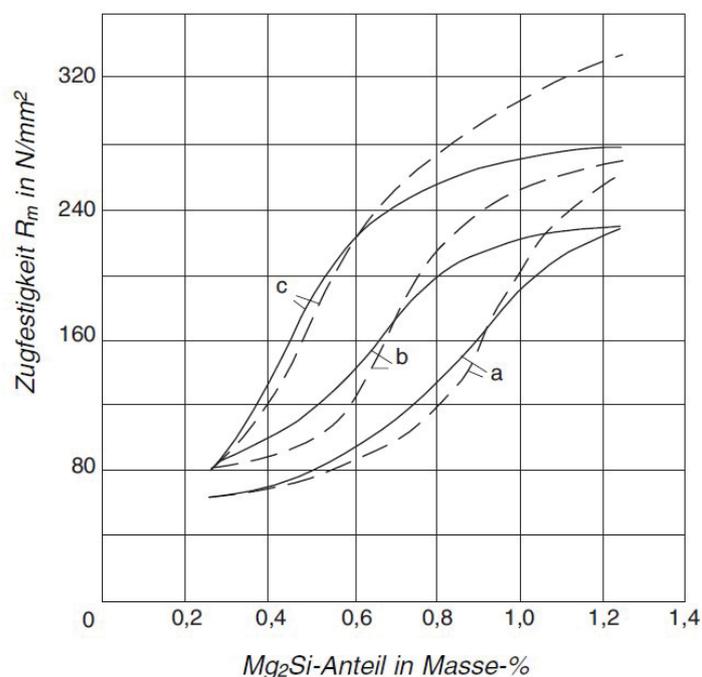


Abbildung 6: Einfluss der Mg_2Si -Phase auf die Zugfestigkeit [19]

Allerdings neigt ein Siliziumüberschuss zu Ausscheidungen an den Korngrenzen und senkt das Zähigkeitsverhalten wodurch auch das Risiko an interkristalliner Korrosion ansteigt. Zusätzliche Legierungselemente wie Kupfer, Mangan Chrom Eisen sowie Zirkonium wirken dem entgegen.[1, 19]

Eisen

Eisen ist aufgrund der elektrolytischen Herstellung bzw. des Recyclings eines der am häufigsten vorkommenden Begleitelemente und enthält Gehalte von 0,05-0,5 Gew.-% in technischen Legierungssystemen. Wegen der niedrigen Löslichkeit beeinflusst Eisen auch bei geringen Konzentrationen den Gefügebau und kann intermetallische Phasen mit Silizium, Aluminium und Mangan in der Form Al_8Fe_2Si , Al_8FeMg_3Si und Al_5FeSi bilden. Welche Phase jedoch vorliegt hängt von der Erstarrungsgeschwindigkeit ab. $AlFeSi$ -Phasen sind nadelförmig und können mit hohen Homogenisierungstemperaturen globular eingeformt werden. Je nach Volumenanteil und Partikelgröße wirken sich diese Phasen auf Ermüdungsverhalten und Duktilität aus, weswegen Eisen oft als Verunreinigung gesehen wird. Allerdings verbessert Eisen die elektrische Leitfähigkeit durch Bindung von Si-Verunreinigungen und erhöht die Festigkeit. [1, 19]

Kupfer

Kupfer wird besonders im Automobil- und Flugzeugbau in Amerika als Zusatz für 6xxx-Legierungen angewendet. Durch Aushärtvorgänge hebt Kupfer stark die Festigkeit von $AlMgSi$ -Legierungen. Hier genügen bereits Mengen von 0,2-1 % Cu. Dies ist auf eine dichte Dispersion der kohärenten β'' -Phase und der teilkohärenten Q' -Phase zurückzuführen. [1, 19]

Mangan

Anteile zwischen 0,2 %-1,0 % erzielen ebenfalls höhere Festigkeiten in der Legierung sowie eine höhere Kerbschlagzähigkeit. Aufgrund guter Zähigkeit lassen sich manganlegierte Legierungen auch bei niedrigeren Temperaturen gut bearbeiten und umformen. Ebenso beeinflusst Mangan bei einem Gehalt von 0,6 Gew.-% das Rekristallisations- und Ausscheidungsverhalten. [1, 19]

2.4.2 Festigkeitssteigerung

Eine Festigkeitssteigerung beruht auf Verhinderung des Gleitens der Versetzungen. Um diese bewegen zu können, müssen Schubkräfte aktiviert werden. Die Stärke dieser Kräfte für die Bewegung ist ein Maß für die Festigkeit einer Legierung. [19]

Wird das Gleiten von Versetzungen im Aluminiumgitter behindert, so ist ein zusätzlicher Kraftaufwand erforderlich um das Hindernis zu überwinden. Die Schubspannungen, sowie die Härte des Materials steigen an. Hindernisse die zu einer Erhöhung des Festigkeitsgrades führen, können gegenseitig behindernde Versetzungen, zu überwindende Korngrenzen, Fremdatome oder Teilchen sein. Auch die Art der Phasengrenzfläche zwischen den Teilchen und der Aluminiummatrix ist von Bedeutung. Bei einer kohärenten Grenzfläche treffen gleitende Versetzungen auf große Spannungsfelder. Der Festigkeitsanstieg ist enorm, da ein relativ verspanntes Gitter vorliegt, bei teilkohärenten Grenzflächen ist dieser kleiner. Die Steigerung bei inkohärenten Grenzflächen ist aufgrund weniger Spannungsfelder gering, diese stellen aber dennoch Hindernisse für die Versetzungen dar, welche umgangen werden müssen. Zudem kommt es zu einer Versetzungsmultiplikation an den Teilchen. Abbildung 7 veranschaulicht die drei Arten der Grenzflächen. Dabei spiegelt das Netz die Aluminiummatrix und die dunklen Linien die Teilchen wieder. [19]

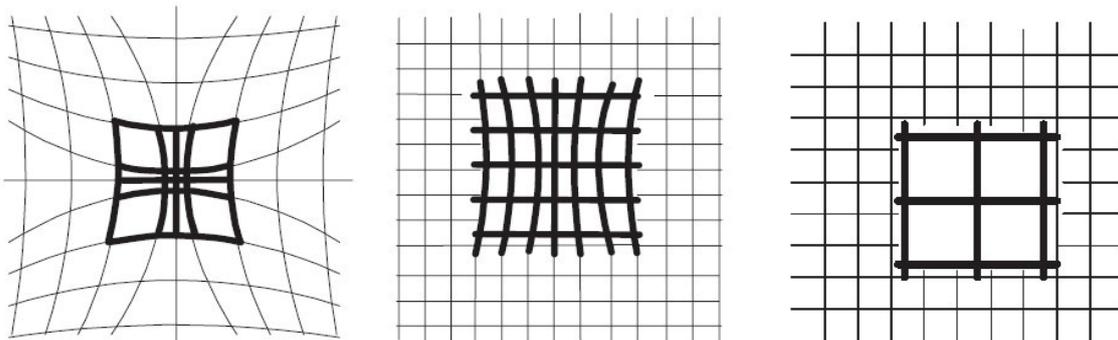


Abbildung 7: Kohärente, teilkohärente und inkohärente Grenzflächen [19]

Im Gegensatz zu den naturharten Aluminiumlegierungen deren Festigkeitssteigerung hauptsächlich von der Kaltumformung abhängt, steht bei den aushärtbaren 6xxx-Legierungen die Wärmebehandlung für den Verfestigungsprozess an erster Stelle. Um eine Festigkeitssteigerung zu erzielen, bedarf es einer Aushärtebehandlung, und es müssen bestimmte Voraussetzungen erfüllt werden [19]:

- Sinkende Löslichkeiten von Legierungselementen bei sinkender Temperatur
- Feinverteilte Ausscheidungsbildung im Aluminiumatomgitter
- Homogene Verteilung dieser Legierungselemente
- Ausschließlich kohärente und teilkohärente Grenzflächen

Die Aushärtung selbst erfasst im Allgemeinen drei Schritte und ist in der Abbildung 8 dargestellt. Durch Lösungsglühen bei Temperaturen von 500-550 °C sollten die bei einer

zuvor schon durchgeführten Wärmebehandlung oder Umformung entstandenen Verfestigungen sowie Ausscheidungen abgebaut und aufgelöst werden. Es entsteht ein homogener α -Mischkristall mit den gelösten Teilchen wobei der Werkstoff an den Korngrenzen nicht aufschmelzen darf. [25]

Danach folgt meist ein Abschrecken des Werkstoffes durch ein Öl-bzw. Wasserbad, selten durch Luftkühlung, auf Temperatur bis zu 200 °C, wodurch sich die Legierungselemente nicht mehr ausscheiden können und zwangsgelöst bleiben. Welches Medium verwendet wird hängt von den minimal möglichen Abkühlgeschwindigkeiten ab. Auch darf eine abschreckempfindliche Legierung auf den Weg zum Kühlbad keine Wärme verlieren. Die darauffolgende Warm- oder Kaltauslagerung verleiht dem Werkstoff die Bildung von sehr feinen und gleichmäßig verteilten Ausscheidungen. Diese bilden kohärente Zonen, verspannen das Gitter und führen zu einem Festigkeitsanstieg. Neben der Ausscheidungshärtung können aber, bei aushärtbaren Legierungen, auch noch Kaltverfestigungen und Mischkristallverfestigung auftreten. Abbildung 8 zeigt das Wärmebehandlungsschema. [25]

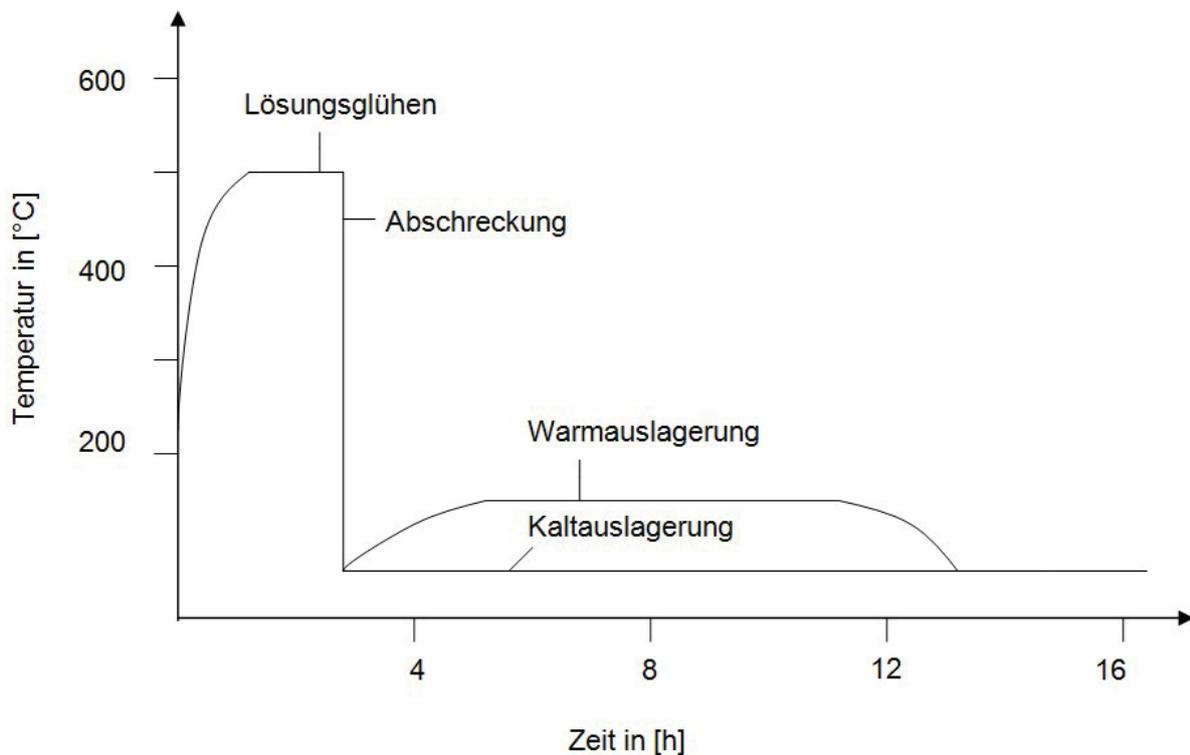


Abbildung 8: Schema des Aushärtens von Knetlegierungen [25]

2.4.3 Phasenbildung

Bei Aluminiumlegierungen unterscheidet man meist zwischen zwei verschiedenen Strukturen, den Primärphasen und den Sekundärphasen, wobei letztere wiederum in zwei verschiedene Bereiche unterteilt werden können. [1, 19]

Primärphasen bilden sich im Guss direkt aus der Schmelze und liegen nach der Barrenglühung interdendritisch angeordnet in der Grundmatrix vor. Diese sind aufgrund der niedrigen Löslichkeit stabil und können eine Größe von bis zu 40 µm erzielen. Primärphasen weisen keine kristallographische Kohärenz mit dem Aluminiumgitter auf. Ihre Zusammensetzung und Verteilung liegen meist unterschiedlich vor, je nach Erstarrungsgeschwindigkeit und Gehalt an Legierungselementen. Primärphasen erlangen bei plastischer Verformung oftmals erhöhte Spannungs- und Dehnspitzen und können Lochbruch sowie Ermüdungsbrüche hervorrufen. [1]

Sekundärphasen entstehen erst nach einer Wärmebehandlung eines Aluminiumgussbarrens und werden in zwei verschiedene Bereiche unterteilt [1]:

- Dispersionsphasen
- Ausscheidungsphasen

Aufgrund der geringen Löslichkeit bei hohen Temperaturen sind Dispersionsphasen thermisch sehr stabil, inkohärent und weisen eine Partikelgröße von 0,02 µm bis 0,5 µm auf. Typische Phasen sind z.B. $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$, AlFe , Al_7Mn sowie Al_3Zr . Anordnung und Größe regelt Aufheizgeschwindigkeit, Glüh Temperatur sowie Glühzeit. Die Phasen beeinflussen das Kornwachstum bei der Rekristallisation und sind somit verantwortlich für das Gefüge bei weiterer Warmverformung. Dispersionsphasen haben kaum direkte Wirkung auf einen Festigkeitsanstieg, führen aber bei Versetzungsreaktionen zur verbesserten Zähigkeiten und Duktilitäten. Fe-, Cr-, und Mn-haltige Dispersoide steigern demzufolge auch die Abschreckempfindlichkeit. [1]

Ausscheidungsphasen wie z.B. Al_2CuMg , Mg_2Si sowie MgZn , gehören auch zu den Sekundärausscheidungen in aushärtbaren Legierungssystemen. Ihre Löslichkeit nimmt mit sinkender Temperatur ab. Durch Abschreckvorgänge nach dem Lösungsglühen bilden sich zunächst eine homogene Entmischung und nach weiterer Auslagerung intermetallische Phasen. Diese Phasen sind mit dem α -Mischkristall kohärent bis teilkohärent was eine bestimmte Anordnung zur Kristallorientierung im Aluminiumgitter bedeutet. Ebenso steigern diese Phasen die Festigkeit die durch Überalterung wieder gesenkt wird. Ob die Ausscheidungen nadel-, platten- oder kugelförmig vorliegen, hängt von der Grenzflächenenergie und der elastischen Verzerrungsenergie ab. [1]

3 Wärmebehandlung von AlMgSi-Legierungen

Da bei der Herstellung von Aluminiumprodukten eine Wärmebehandlung unumgänglich ist, hat jedes fertige gebrauchstaugliche Aluminiumblech eine komplexe thermische Behandlung hinter sich. Durch richtigen Einsatz und Prozessverständnis können optimale und genau eingestellte Materialeigenschaften erzielt werden. Beim Umformen von einer Knetlegierung spricht man von einer thermomechanischen Behandlung. Verfahren wie Lösungsglühen und darauffolgendes Abschrecken sowie verschiedene Warm- bzw. Kaltauslagerungen sollen Phasen oder Elementen im Material in Lösung bringen, bestimmte Ausscheidungen hervorrufen oder Mikrostrukturen im Material ändern. Zur Erreichung dieser Eigenschaften müssen alle Wärmebehandlungsparameter sowie benötigte Umformschritte und Legierungszusammensetzungen genau aufeinander abgestimmt werden. Bei der Karosserieherstellung in der Automobilindustrie erzielt man optimalen Eigenschaften durch eine Stabilisierungsbehandlung nach dem Lösungsglühen gefolgt durch die Verformung und einer anschließenden Lackieraushärtung. [1, 16]

3.1 Homogenisieren und Walzen von Aluminiumbarren

Nach dem Guss entsteht beim Erstarren bei den meisten Knetlegierungen eine ungleichmäßige Verteilung der Legierungselemente, sogenannte Seigerungen. Dazu entstehen durch Temperaturgradienten beim Abkühlen Eigenspannungen im Material, welche zu einem Bersten führen können. Somit ist vor dem Walzprozess eine Homogenisierung durchzuführen mit dem Zweck die lokal unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen sowie Kristallseigerungen auszugleichen. Dies erfolgt bei sehr hohen Glühtemperaturen, nahe dem Aufschmelzen des Materials und erfordert lange Glühzeiten mit einer gleichmäßigen und langsamen Abkühlung. [1, 26]

Ziel der Homogenisierung ist [1, 26]:

- Vermeidung von lokalen Schmelzen durch Auflösen von niederschmelzenden Phasen
- Homogenisierung von inhomogenen Verteilungen der Legierungselementen
- Einformen von groben primären Ausscheidungen
- Herstellung von homogenen gleichmäßig verteilten Teilchen im Kristall

Besonders das Auflösen niedrigschmelzender Phasen ist bei der Homogenisierung von Wichtigkeit um keine Aufschmelzungen beim Warmwalzen zu erhalten. Abbildung 9 zeigt die Homogenisierung vor dem Walzen. Die darunterliegenden Schliffbilder zeigen die Veränderungen des Gefüges nach einer Homogenisierung. [26]

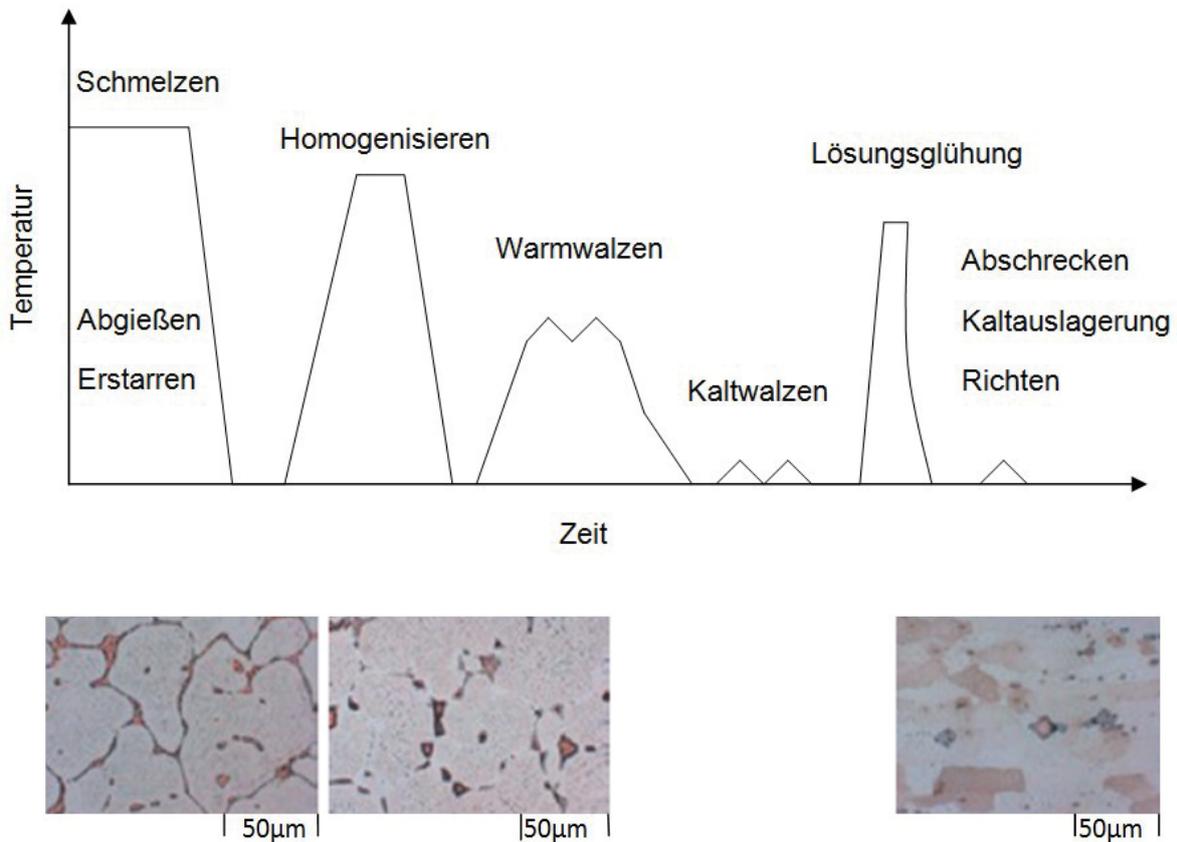


Abbildung 9: Vereinfacht dargestellte thermische Behandlung von Aluminium Blechwerkstoffen [26]

Durch das Walzen ändert sich die globulitische Kornstruktur des Barrens. Die langgestreckten Körner geben die Richtungsabhängigkeit und Orientierung der Eigenschaften wie Bruchzähigkeit und Bruchdehnung vor. Im Allgemeinen rekristallisiert das Gefüge durch die eingebrachte Verformungsenergie beim Warmwalzen. Temperaturführung, Umformgeschwindigkeit sowie Umformgrade sind maßgeblich für die Korngröße und Ausrichtung und führen zu verschiedenen ausgebildeten Körnern zwischen Oberfläche und Mitte des Bandes. Für eine Rekristallisierung reichen die Temperaturen beim Kaltwalzen dagegen nicht aus. [1]

3.2 Lösungsglühen und Abschrecken

Beim Lösungsglühen lösen sich Ausscheidungen im Kristallgitter wieder auf. Bei 6xxx-Legierungenerfolgt dies bei Temperaturen von 500-550 °C, mit anschließendem Abschrecken auf Raumtemperatur. Diese ist abhängig von den geometrischen Abmessungen des Bauteils als auch vom Abschreckmedium und sollte wenig Verzug bei hoher Festigkeit bewirken. Ein schnelles Durchlaufen kritischer Temperaturen zwischen 400-290 °C ist nötig um vorzeitige Entmischung zu verhindern. [1]

3.3 Kaltaushärtung

Beim Lösungsglühen liegen die Legierungselemente noch zufällig verteilt im Mischkristall vor. Bei Übersättigung scheiden sich kurz nach dem Abschrecken Ansammlungen von Legierungselementen aus, die sogenannten Cluster. Silizium-Cluster bilden sich in den ersten 10 Minuten gefolgt von den Magnesium-Cluster. Differentialthermoanalysen zeigten bei Raumtemperaturen über mehrere Tage eine Entstehung von Si/Mg Co-Cluster. Dabei sind in diesen mehr Siliziumatome gebunden als die Gleichgewichtsphase Mg_2Si vorgibt. [1] Eindeutige Grenztemperaturen bei der Kaltaushärtung sind aufgrund des Übergangsbereiches zur Warmaushärtung nicht gegeben. Typische Temperaturbereiche für die Kaltaushärtung liegen zwischen -40 °C und 70 °C . Obere Temperaturbereiche wandeln die Co-Cluster in GP(I)-Zonen um. Dabei hängt die Zusammensetzung der Co-Cluster und der GP-Zonen von den beweglichen Leerstellen, den Mg_2Si -Gehalte, dem Siliziumüberschuss sowie den Auslagerungszeiten ab. Unter GP(I)-Zonen versteht man Entmischungszonen, die nach ihren Entdeckern, Guinier-Preston benannt sind. Prinzipiell können die Entmischungsvorgänge bei der Kaltauslagerung zusammengefasst werden[1]:

- Übers. α -Mischkristall
- Si und Mg-Cluster
- Bildung von Si/Mg Co-Cluster
- GP(I)-Zonen

Die Festigkeit steigt in den ersten 30 Minuten am stärksten an und stagniert bei Raumtemperatur nach wenigen Tagen. Der Anstieg ist im Vergleich zur Warmaushärtung eher gering, jedoch sind minimale Festigkeitssteigerungen bei Raumtemperatur auch nach Jahren noch messbar. In Abbildung 10 ist die Zugfestigkeit, Dehngrenze sowie die Bruchdehnung bei der Kaltauslagerung einer AlMgSi-Legierung mit Si-Überschuss dargestellt. [1]

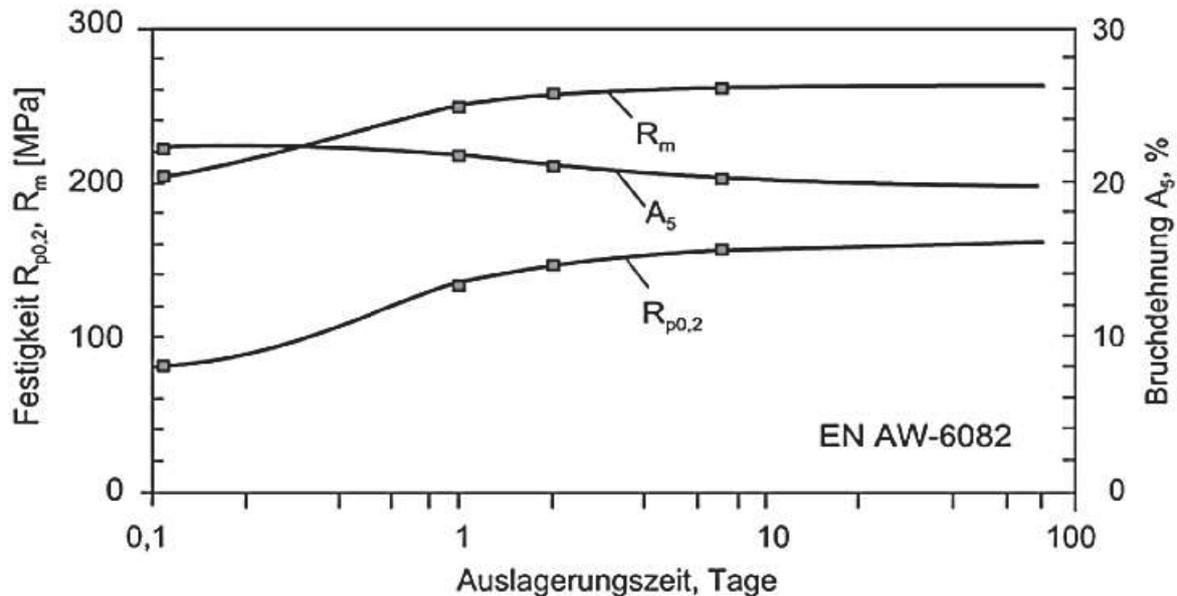


Abbildung 10: Kaltaushärtung einer AlMgSi-Legierung mit einem Si-Überschuss [1]

Ebenso sind Leerstellen wichtige Faktoren bei der Kaltauslagerung. Versuche zeigten, dass bei unterbrochenem Abschrecken, bei mittleren Temperaturen von etwa 160-250 °C, Leerstellen vernichtet bzw. mit β'' -Ausscheidungsphasen gebunden werden. Diese stehen bei Raumtemperatur nicht mehr zu Verfügung und verhindern Kaltauslagerungsprozesse. Demnach bildet die Existenz von Leerstellen-Legierungsatom-Komplexen, die Basis für die Kaltaushärtung. Bei den Abkühlungsvorgängen vereinigen sich diffundierende Legierungselemente wie Silizium und Magnesium mit den Leerstellen zu binären Verbindungen. Übersättigungsgrad, Abkühlgeschwindigkeiten und Legierungsgehalt spielen hier eine Rolle. [1]

3.4 Warmaushärtung

Maximale Warmaushärtungen finden zwischen 5-8 Stunden bei Temperaturen von 160-185 °C statt. Die Festigkeitssteigerung bei der Warmaushärtung gelingt durch feine nadelförmigen β'' -Ausscheidungen, die kohärent in die Aluminiummatrix wachsen. Beim Übergang eines übersättigten α -Mischkristalls in die β'' -Phase kommt es wieder zu Bildungen von Cluster und Zwischenphasen, die im Gegensatz zu den Vorphasen der Kaltauslagerung eine andere Struktur aufweisen. Ebenso hängen diese stark von der Leerstellenkonzentration ab. Danach bildet sich aus den Clustern die GP(II)-Zone. Das Ausscheidungsvolumen von Clustern ist bei Legierungen mit einem Si-Überschuss höher als bei stöchiometrischen Si/Mg-Gehalten. Demnach bilden sich neben den Vorphasen vermehrt β'' -Phasen, welche sich nach einer Überhärtung zu β' -Phasen umwandeln. Der strukturelle Übergang zur β' -Phase entsteht durch Keimbildung. Die β' -Phase kennzeichnet eine

regelmäßige Zusammensetzung die der Mg_2Si entspricht und wandelt sich bei höheren Temperaturen von 250 °C zur β -Gleichgewichtsphase um. Das Härtemaximum bei einer Warmaushärtung wird somit vom Übergang der β'' -Phase zur β' -Phase und einigen neben den Phasen vorhandenen GP(II)-Zonen verursacht. Somit wirkt sich ein Si-Überschuss positiv auf Festigkeit und Ausscheidungskinetik aus. Die Ausscheidungsfolge bei der Warmaushärtung kann wie folgt beschrieben werden [1, 27]:

- Si/Mg-Cluster
- Co-Cluster
- GP(II)-Zone
- β'' (nadelförmig)
- β' (stäbchenförmig, bei Überalterung)
- β (plattenförmig)

3.4.1 Zwischenlagerungseffekt

Eine Zwischenauslagerung bei Raumtemperatur direkt nach dem Abschrecken hat auf die Kinetik der Warmaushärtung einen erheblichen Einfluss. Bei Mg_2Si -Gehalten von über 0,8 Gew.-% bilden sich stabile Cluster und Co-Cluster, welche die gelösten Legierungselemente mit einbinden und durch Stabilitätssteigerung eine geringere Beweglichkeit der Leerstellen bedingt. Bei nachfolgender Warmaushärtung lösen sich die Cluster der Kaltauslagerung nur schwer und die Keimbildungswirkung der GP(II)-Zonen und der β'' -Ausscheidungen sinkt erheblich. Abbildung 11 zeigt die Härtekurven einer Warmaushärtung und einer mit zuvor durchgeführten Kaltauslagerung bei einer Aushärtetemperatur von 150 °C. Hier handelt es sich um eine typische AlMgSi-Legierung mit Si-Überschuss. Die Raumtemperaturzwischenlagerung zeigt ein vermindertes Härtemaximum. [1]

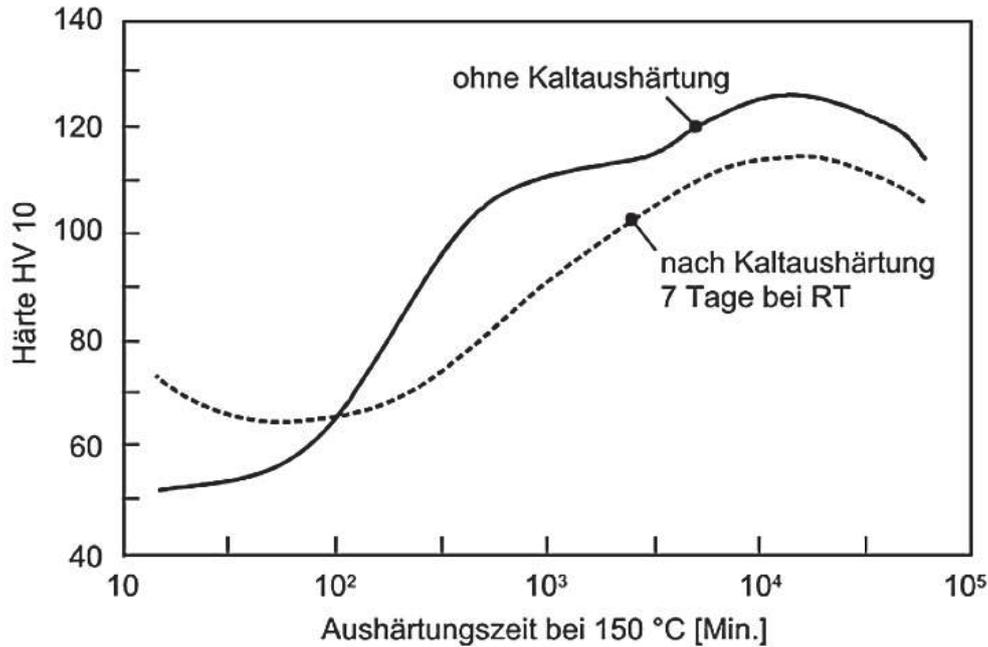


Abbildung 11: Härtekurven einer Warmaushärtung und einer zuvor durchgeführten Kaltauslagerung [1]

Bei Legierungen mit geringen Magnesium- und Siliziumgehalten, entsprechen der Grenzlinie in Abbildung 3, wirkt sich eine Zwischenauslagerung bei Raumtemperatur positiv aus. Clusterbildung findet hier nur bedingt statt. Bei nachfolgender Warmaushärtung vergrößern sich die GP(II)-Zonen und die β'' -Nadeln und führen zu einem Härteanstieg. [1]

3.5 Lackaushärtung

Die Lackaushärtung (Paint Bake Cycle) oder auch Lackeinbrennprozess genannt, ist ein wichtiger Bestandteil der Karosserieherstellung in der Autoindustrie, bei dem der Karosserierohbau einer Temperatur von 180-190 °C für eine Dauer von ca. 20 Minuten ausgesetzt ist. Unter diesen Bedingungen zeigen Aluminiumlegierungen der 6xxx-Legierungen aufgrund der Bildung von Warmauslagerungsausscheidungen den bekannten Bake-Hardening-Effekt. Der Vorteil bei der Lackaushärtung liegt darin, dass die Verfestigung mittels Prozessparameter gesteuert werden kann. [28, 29]

Das Paint Bake Verfahren ist mit einer Warmaushärtung vergleichbar. Der dabei negative Zwischenlagerungseffekt spielt besonders bei AlMgSi-Karosserieblechen eine erhebliche wirtschaftliche Rolle.

3.6 Voralterung

6xxx-Legierungen bieten gute Verformbarkeit im T4-Zustand, hohe Streckgrenzen und gutes Verfestigungsverhalten aufgrund großer Anzahlen von kohärenten, metastabilen Ausscheidungen die während der Lackaushärtung gebildet werden. Die Verfestigungsreaktion wird jedoch stark durch die Lagerzeit bei Raumtemperatur vor dem Lackbrennen beeinflusst (der sogenannte negative Effekt des natürlichen Alterns). Dies ist in Abbildung 12 gut erkennbar.

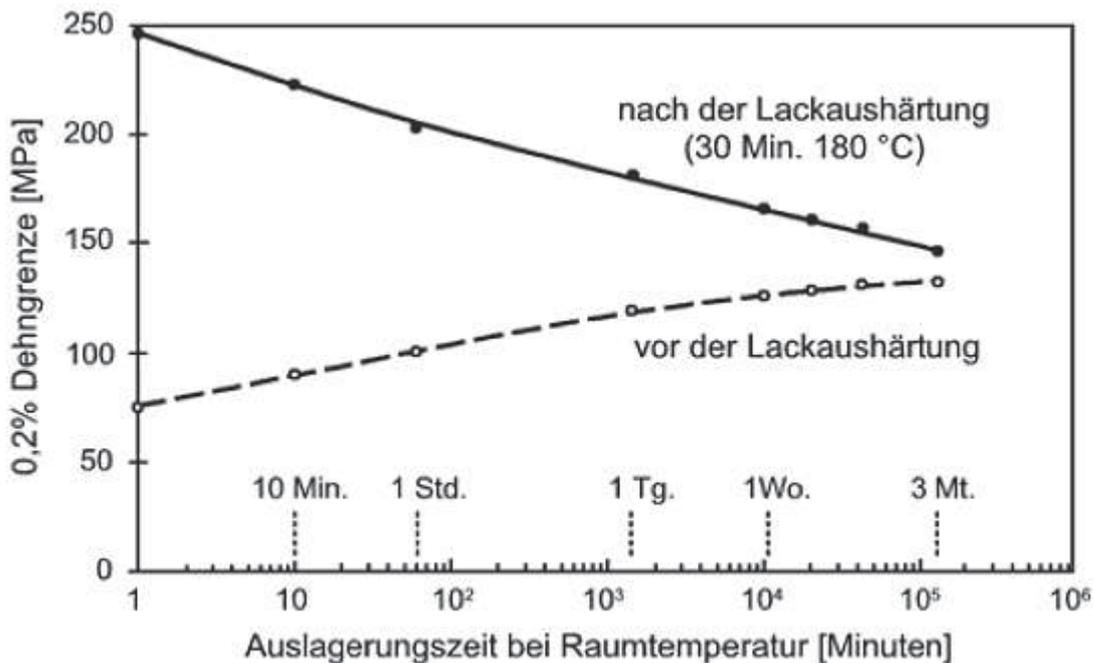


Abbildung 12: Auslagerungszeit bei Raumtemperatur in Minuten zur 0,2% Dehngrenze in MPa [1]

Bei der natürlichen Alterung entstehen Cluster, welche eine Bildung der β'' -Phase während der Warmauslagerung verzögern. Diese Clusterbildung kann gleich nach dem Abschrecken erfolgen. Daher ist es für AlMgSi-Legierungen unerlässlich eine Voralterung durchzuführen, welche die schädlichen Auswirkungen des natürlichen Alterns unterdrückt und die Ausfällungskinetik verbessert. [30, 31]

Unmittelbar nach der Lösungsbehandlung findet die Voralterung statt, sodass sich GP(II)-Zonen oder deren Vorläuferphasen ausbilden, welche eine Kaltauslagerung unterdrücken und später als Keime für die β'' -Phase dienen. Übersättigte gelöste Legierungsbestandteile und Leerstellen für die natürliche Alterung werden ebenso abgebunden. In Abbildung 13 ist der Prozess dargestellt. [31]

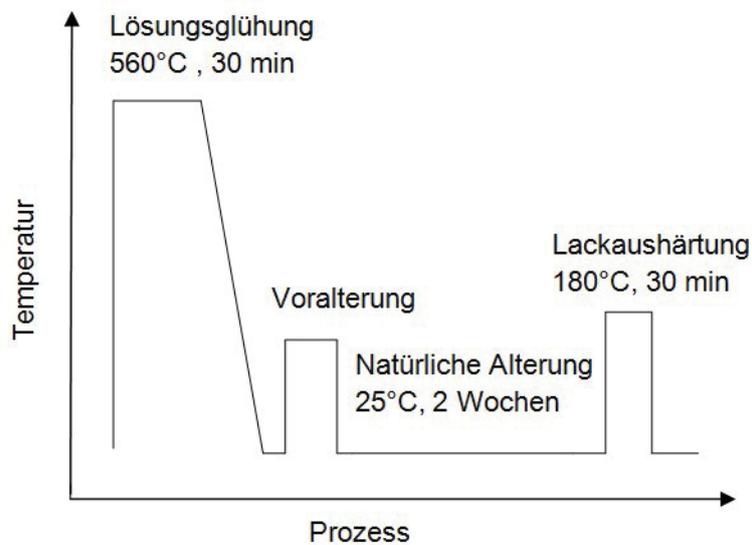


Abbildung 13: Prozessschema einer Wärmebehandlung mit nachfolgender Voralterung nach dem Lösungsglühen [1]

Die meisten Hersteller neigen dazu, eine Vorbehandlung mit niedriger Temperatur und langer Haltezeit zu verwenden. Bei einem Stabilisierungsglühen (fast hardening, FH) für die Automobilindustrie wird nach dem Abschrecken eine Auslagerung bei 100 °C für mehrere Stunden durchgeführt, wodurch sich die Lagerfähigkeit bei Raumtemperatur mit konstanten Materialeigenschaften verlängert. Die Einstellung der Stabilisierungsparameter sowie der Legierungszusammensetzung kann die Warmaushärtung bei der Lackaushärtung erheblich steigern. Auch kann nach dem Abschrecken eine kurze Kaltaushärtung bei 80 °C gefolgt von einer Warmaushärtung bei 160 °C bis 190 °C und einer längeren Auslagerung bei 100 °C erfolgen. Dazu finden heutzutage in der Automobilherstellung Vorverformungen sowie künstliche Alterungsprozesse direkt nach dem Lösungsglühen Anwendung. Welche Kombinationen und Maßnahmen Verwendung finden, hängt von den Produkteigenschaften ab und ist somit unterschiedlich. In der Abbildung 14 ist die Abhängigkeit der Karosserielegierung EN AW-6016 zwischen der Auslagerungszeit in Minuten zur Dehngrenze nach der Lackaushärtung bei 180 °C und 30 Minuten dargestellt. Hier kann man den positiven Einfluss einer Vorauslagerung auf die Festigkeitseigenschaften und die Lagerfähigkeit bei Raumtemperatur im Vergleich zur Abbildung 12 deutlich erkennen. [1]

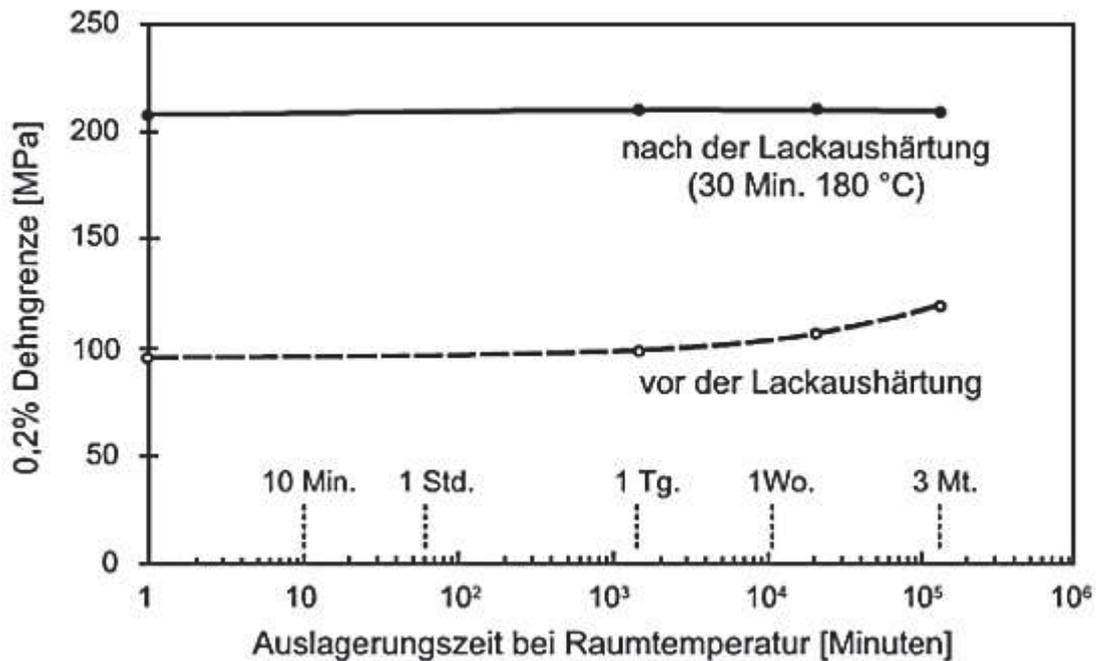


Abbildung 14: Einfluss der Vorauslagerung auf die Auslagerungszeit der Dehngrenze vor und nach der Lackaushärtung bei 180°C und 30 Minuten [1]

3.7 Vorverformung

Bei der Karosserieherstellung in der Automobilindustrie sind Vorbehandlungen der aushärtbaren AlMgSi-Bleche für optimale Eigenschaften unerlässlich, da bei der Herstellung meist eine Verzögerung bei Raumtemperatur zwischen der Lösungsbehandlung und dem Lackeinbrennzyklus entsteht. Ohne eine entsprechende Vorbehandlung können die Härtemaxima nach dem Lackeinbrennzyklus aufgrund der Zwischenlagerung und den kurzen Wärmebehandlungszeiten nicht erreicht werden. Somit zählt die Vorverformung (Pre-Straining) zu den Verfahrensschritten um die Festigkeiten zu erhöhen und die natürliche Alterung bei Raumtemperatur teilweise zu unterdrücken. Die Vorverformung findet ebenfalls oft im Labor Anwendung um den Effekt des Tiefziehens nachzustellen. In der Abbildung 15 ist schematisch die Wärmebehandlung mit Vorverformung nach dem Lösungsglühen dargestellt. [1, 32]

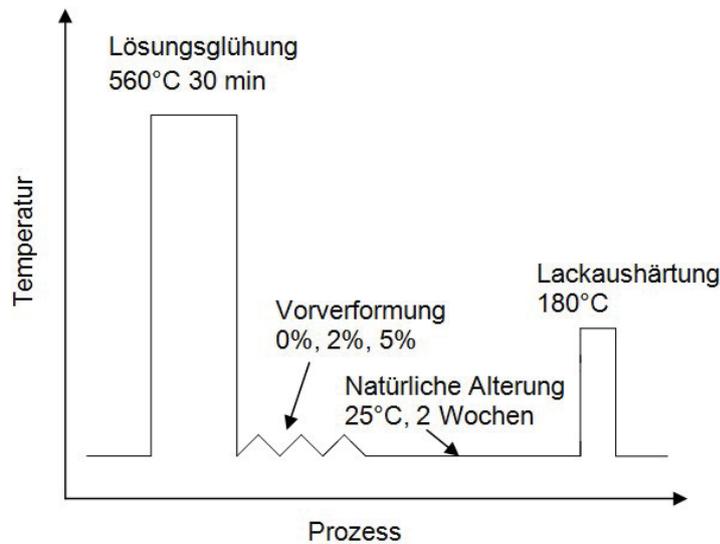


Abbildung 15: Schematische Darstellung einer Wärmebehandlung mit Vorverformung [33]

Vorverformungen können einen wesentlichen Einfluss auf den Ausscheidungen einiger Legierungselemente haben, die zur Verbesserung der Alterungskinetik verwendet werden. Es zeigt sich, dass die durch die Verformung eingebrachten Versetzungen, als Senke für Leerstellen wirken und eine Ansammlung von Legierungselementen bei Raumtemperatur verhindern. Bei höheren Temperaturen während des Paint-Bake-Zyklus können die Versetzungen dagegen heterogene Keimbildungsstellen für die leicht wachsenden GP(II)-Zonen bereitstellen, welche dann schnell und einfach in die β'' -Phase übergehen. Die durch die Versetzungen hervorgerufenen Härtegrade ergeben jedoch hohe Festigkeiten im T4-Zustand welche die Umformbarkeit vermindern. In der Abbildung 16 sind die Härtekurven von zwei Blechen einer AlMgSi-Legierung vor und nach dem Paint Bake-Zyklus mit 0 %, 2 % und 5 % Vorverformung nach einer zwei wöchigen natürlichen Alterung dargestellt. Die Härte wird hier in Vickers (HV) gegenüber der Zeit gemessen. Die Härte des ungeformten Bleches betrug nach der Glühbehandlung 56,7 HV, stieg nach einer zwei wöchigen Alterung auf 84,3 HV an und betrug nach der Lackhärtung 107,4 HV. Die Härte der nach der Lösungsbehandlung verformten Bleche steigt mit zunehmender Verformung zu höheren Härtegraden an und betrug bei 5 % Verformung nach den Lackierhärten 114,8 HV. Die Steigerungsrate der Härte der zuvor nicht verformten Probe ist geringer als die Vorverformte Probe. Dies ist in der Abbildung 16 gut zu erkennen. [33]

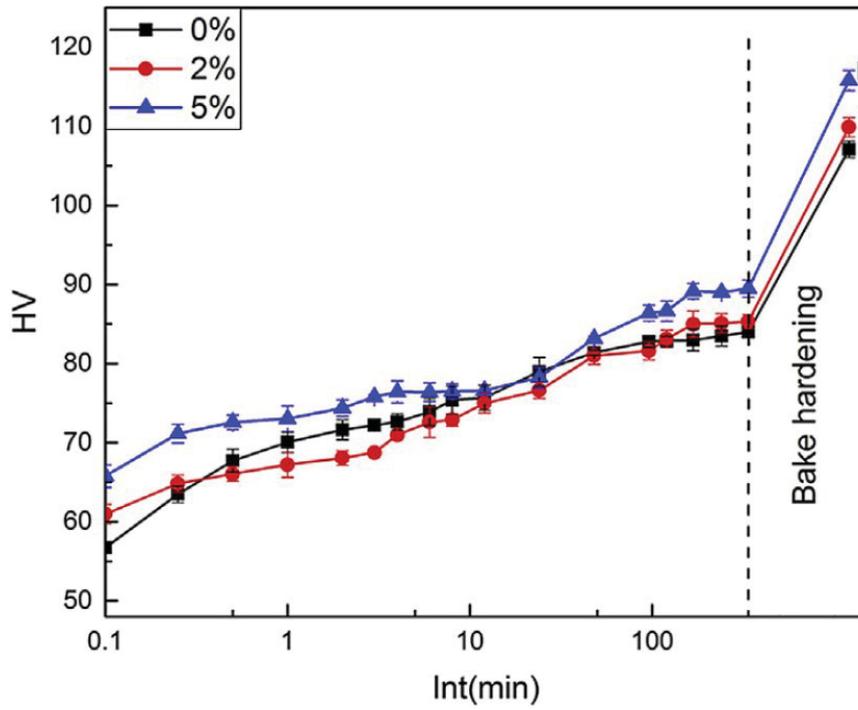


Abbildung 16: Härtekurven zweier AlMgSi-Blechen vor und nach dem Bake Hardening Prozess bei 0 %, 2 % und 5 % Vorverformung [33]

4 Kryogene Umformung mit flüssigen Stickstoff

Leichte wie auch hochfeste Werkstoffe sind heutzutage in der Fahrzeugindustrie kaum mehr wegzudenken und leisten einen wesentlichen Beitrag zur Gewichtsreduktion im Karosseriebau. Ein wichtiger Vertreter dieser Leichtbauwerkstoffe ist Aluminium und seine Legierungen. Im Vergleich zu den verwendeten Stahlsorten zeigt dieser aber ein schlechteres Umformverhalten bei Raumtemperatur. Durch kryogene Verformung kann die eingeschränkte Duktilität von Aluminium verbessert werden. Dieser Prozess wird bei der Blechumformung angewendet, wobei die Platinen rasch in flüssigem Stickstoff auf Temperaturen von -170°C abgekühlt werden und unmittelbar danach eine Umformung erfahren. Die mechanischen Eigenschaften wie die Verfestigung und die Bruchdehnung verbessern sich dadurch erheblich. Es zeigt sich, dass andere Umformprozesse wie das kryogene Walzen die Festigkeit aufgrund von Kornfeinung zusätzlich erhöhen. Wie bei vielen kubisch flächenzentrierten Metallen bleibt auch die Duktilität erhalten. Die erhöhte Festigkeit führt während des Umformprozesses zu einem besseren Widerstand gegen lokales Einschnüren, wodurch das Umformvermögen ansteigt. Somit ist es möglich Fahrzeugteile, die zuvor ausschließlich aus Stahl bestanden, aus Aluminium zu fertigen und somit Gewicht einzusparen. [34–36]

In der Abbildung 17 ist die Fließkurve eines Zugversuches der Aluminiumlegierung EN AW-6016 im T4-Zustand bei Raumtemperatur sowie bei -170°C dargestellt. Die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes wie die Bruchdehnung, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung sind deutlich höher als bei Raumtemperatur. [36]

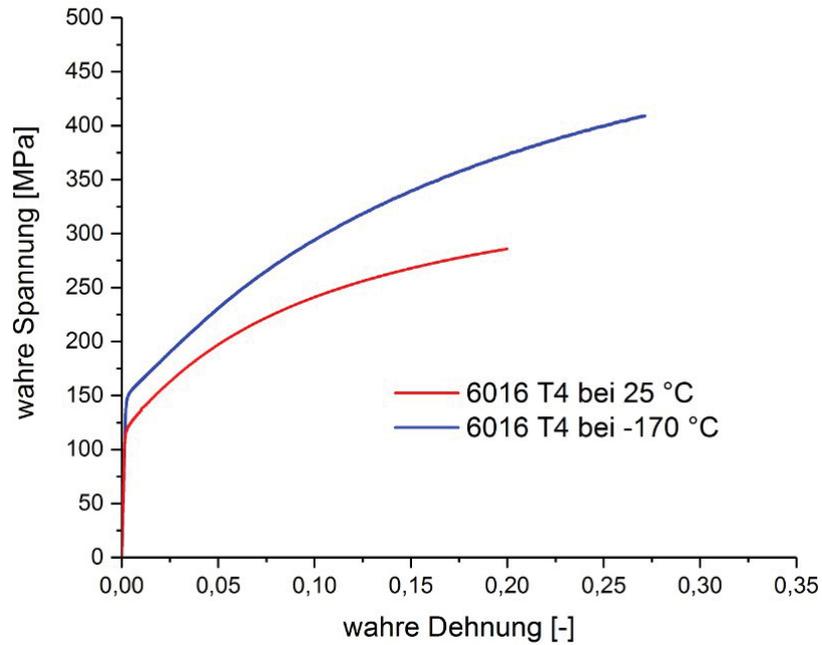


Abbildung 17: Fließkurven der Legierung 6016-T4 bei Raumtemperatur und bei -170 °C [36]

Ein weiterer Vorteil bei der Tieftemperaturumformung mit flüssigem Stickstoff ist die Erhöhung der Endfestigkeit des Bauteils aufgrund der erhöhten Kaltverfestigung bei niedrigen Temperaturen. Der erhöhte Anteil der Kaltverfestigung ist auf die geringe Erholung zurückzuführen, die bei diesen Temperaturen gehemmt ist. [36]

5 Experimentelle Untersuchungen

Ziel dieser Arbeit ist es die Auswirkung unterschiedlicher Wärmebehandlungen auf die Verfestigungseigenschaften zweier Aluminiumlegierungen zu untersuchen. Hierbei handelt es sich um Blechproben der 6xxx-Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6063.

Im Folgenden werden die Untersuchungsmethoden, die eingesetzten Geräte und der Versuchsablauf erläutert, um auf detaillierte Angaben in späteren Kapiteln verzichten zu können. Die verwendeten Prüf- sowie Messgeräte sind im Anhang 12.1 dargestellt.

5.1 Legierungen

Bei den für die Versuchsdurchführung eingesetzten Blechproben handelt es sich um die Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6063. Zusätzlich zu den Zusammensetzungen sind auch die Wärmebehandlungszustände angegeben. Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung erfolgt mit einem Funkenspektrometer der Firma Spectromaxx. Dabei findet in einem Funkenstand eine Funkenentladung statt, wobei die Probe verdampft und freigesetzte Ionen und Elektronen zur Emission von Strahlung angeregt werden. Die emittierte Strahlung gelangt durch Lichtleiter zu den optischen Systemen welche diese in einzelne Komponenten zerlegen und den entsprechenden Elementen zuordnet. [37]

In Tabelle 5 ist die genaue Zusammensetzung der Proben dargestellt. Diese entsprechen den Grenzwertender Norm DIN EN 573-3. [22]

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustände der Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6063

| Legierung | Zustand | Si [%] | Mg [%] | Mn [%] | Cu [%] | Fe [%] |
|-----------|---------|--------|--------|--------|--------|--------|
| 6016 | T4 | 1,07 | 0,35 | 0,08 | 0,07 | 0,15 |
| 6016 | T4-FH | 1,09 | 0,35 | 0,07 | 0,07 | 0,15 |
| 6063 | T4 | 0,54 | 0,53 | 0,03 | 0,02 | 0,18 |
| 6063 | T4-FH | 0,54 | 0,53 | 0,03 | 0,02 | 0,18 |

5.2 Charakterisierung des Ausgangsmaterials und Korngrößenbestimmung

Die Beurteilung der Struktur der Aluminiumbleche erfolgt mithilfe eines institutseigenen Lichtmikroskops (M1MZeiss Axio Imager). Dadurch ist die Bestimmung der Menge, Verteilung sowie Form und Größe von groben Phasen möglich. Für eine repräsentative Wiedergabe der Strukturinformationen, müssen die Proben eine hohe Ebenheit besitzen. Weiters soll diese auch frei von Ausbrüchen, Kratzern, Rissen, Verschmierungen und weiteren Unsauberkeiten sein. [38]

Die Bleche werden mit einem Trennschneider der Firma Struers Secotom-15 in Form gebracht und danach mit einem Kalteinbettmittel eingebettet. Nach dem Aushärten des Mittels ist die eingebettete Probe meist uneben weswegen nachfolgende Präparationsschritte nötig sind. Diese bestehen aus einigen Schleifvorgängen mit SiC-Papier unterschiedlicher Körnung und werden auf dem Schleifgerät Tegramin-30 der Firma Struers durchgeführt. Um zu verhindern, dass Schleifrückstände die Probe verunreinigen, müssen nach jedem Schliff die Proben mit ausreichend Wasser abgespült werden. Das Schmier- und Kühlmittel ist Wasser. Zunächst findet ein Polieren mit Diamantsuspension mit einer Korngröße von 3 μm statt. Danach erfolgt ein Polierschritt mit SiO_2 , bei 1 μm Korngröße. Dabei ist auf eine Entfernung des Poliermittels zu achten.

Zusätzlich erfolgt nach dem Schleifen bei manchen Proben eine sogenannte Baker Ätzung mit Fluorborwasserstoffsäure (HBF_4), für eine bessere Farbkontrastierung. Dazu kommt das Lectropol-5-Gerät von Struers zum Einsatz. Das Barker Ätzmittel ist für die Korngrößenbestimmung besonders geeignet, da anschließend mit Hilfe von polarisiertem Licht, die Korngrenzen durch die orientierungsabhängige Farbätzung besser erkennbar sind, als mit anderen chemischen Ätzmitteln. [39]

Die genauen Präparationsschritte der Proben sind in der Tabelle 6 dargestellt. Die Parameter für die Baker Ätzung finden sich in Tabelle 7. Die Durchführung ist eng an die „Struers Application“ der metallographischen Präparation von Aluminium und Aluminiumlegierungen angelehnt. [39]

Tabelle 6: Schritte der Schliiffpräparationen des Probenmaterials [39]

| Nr. | Unterlage | Schmiermittel/ Suspension | Zeit |
|-----|---------------|-----------------------------------|----------|
| 1 | SiC Foil 800 | Wasser | 1:00 Min |
| 2 | SiC Foil 1200 | Wasser | 0:40 Min |
| 3 | SiC Foil 2000 | Wasser | 1:00Min |
| 4 | SiC Foil 4000 | Wasser | 1:20 Min |
| 5 | DP-Floc | DiaPro 3 µm | 3:00 Min |
| 6 | Chem | Kolloidales SiO ₂ 1 µm | 2:00 Min |

Tabelle 7: Parameter der Barker Ätzung für die Korngrößenbestimmung

| Ätzung | Elektrolyt [ml] | Maske [cm ²] | Spannung [V] | Fließrate | Zeit [min] |
|--------|---|--------------------------|--------------|-----------|------------|
| Barker | Struders-A2 (HBF ₄ +H ₂ O) | 2 | 24 | 8 | 1-2 |

5.3 Härtemessung nach Brinell

Die Härte eines Werkstoffes kann allgemein definiert werden durch den Widerstand gegen das Eindringen eines anderen Körpers. Sie ist streng genommen keine physikalische Größe. Die Prüfung sollte an einer glatten ebenen Oberfläche stattfinden, die frei von Schmierstoffen und etwaigen Verunreinigungen ist. Die Mindestdicke der Probe sollte das Achtfache der Eindrucktiefe der Kugel betragen. Eine Verformung auf der Rückseite der Probe ist ein Anzeichen für eine zu dünne Probe. Bei der Härtemessung nach Brinell dringt eine Kugel in die Oberfläche der Probe ein. Der Durchmesser der Kugel hängt einerseits von der Dicke, andererseits von der Härte des Werkstoffes selbst ab. Es sollte darauf geachtet werden, dass der Abstand jedes Prüfdruckes mindestens das zweieinhalbfache des mittleren Eindruckdurchmessers vom Rand der Probe entfernt sein muss. Bei mehreren hintereinander folgenden Prüfungen sollte der Abstand zwischen den Prüfdrücken das Dreifache betragen. Durch den Eindruck der Kugel kommt es in der Probe zu einer plastischen Verformung. Neben und unterhalb des Eindruckes entsteht somit eine Kaltumformung. [40, 41]

In Abbildung 18 ist das Härteprüfprinzip nach Brinell veranschaulicht. Aus der Eindringtiefe kann auf die Fläche des Eindruckes geschlossen werden. Der Quotient aus der Fläche und der Prüfkraft gibt mit einem Faktor multipliziert die Härte nach Brinell wieder.

Bei dieser Arbeit kommt ausschließlich die Härtemessung nach Brinell (HBW) mittels einer Hartmetallkugel zum Einsatz. Die Präparation der Blechproben erfolgt mittels eines Trennschneiders zu ca. 15 x 15 mm großen Blättchen. Bei einigen Blechproben kommt zuvor noch eine Vorstreckung unter Raumtemperatur (RT) sowie unter Flüssigstickstoff (LN₂) zur Anwendung. Auch erfolgt bei einigen Plättchen eine Wärmebehandlung in einem Ölbad der Firma Lauder bei 185 °C und verschiedenen Wärmebehandlungszeiten mit nachfolgendem Abschrecken in einem Wasserbad. Anschließend findet auf dem Gerät EMCO Universalhärteprüfmaschine M4CIRG3 die Härtemessung mit einer Prüfkraft von 612,9 N und einem Kugeldurchmesser von 2,5 mm statt.

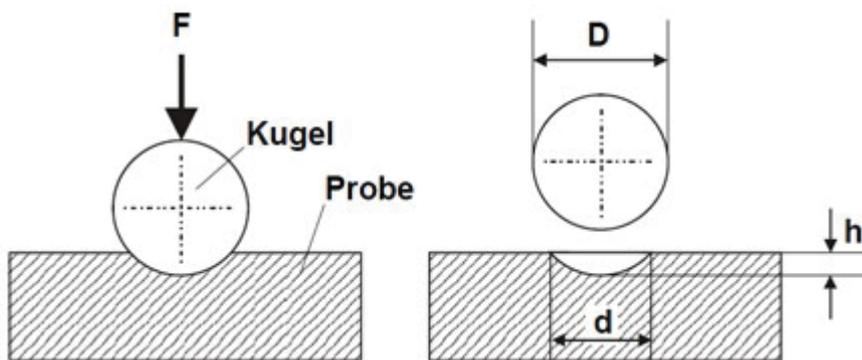


Abbildung 18: Prüfprinzip nach Brinell nach DIN EN ISO 6506-1 [40]

5.4 Zugprüfung

Bei der Zugprüfung wird die Probe in eine feste und eine bewegliche Backe eingespannt. Dabei ist darauf zu achten, dass die Einspannung der Proben möglichst biegefrei erfolgt. Eine Kraftmessdose zeichnet die erforderliche Kraft für die Umformung bis zum Bruch auf. Präzise Extensometer dienen der Dehnungserfassung wodurch vorgegebene Verformungen ohne Bruch realisiert werden können. Aus dem hervorgehenden Spannungs-Dehnungs-Diagramm nach dem Zug lassen sich Aussagen über Zugfestigkeiten, Streckgrenzen sowie Gleichmaß- und Bruchdehnungen treffen. [42–44]

Die Zugprüfung sowie die Vordehnungen erfolgen auf der Zwick/Roell 100 Zugprüfmaschine mit einer Kraftmessdose bis 100 kN. Da es sich um einen Blechwerkstoff handelt findet eine Flachprobe Verwendung. Die Prüfung ist an die Norm für Prüfverfahren bei tiefen

Temperaturen, die EN ISO 6982-3 und auch an die EN ISO 6892-1 bei Raumtemperatur angelehnt.

Die Kopfbreiten der Proben betragen 35 mm. Dies ist etwas breiter als von der Norm vorgegeben, da das Material bei einer 20 % Vordehnung unter flüssigen Stickstoff in den Backen, welche auf Raumtemperatur belassen werden ansonsten versagt. Die Einstellung der Dehngeschwindigkeit beträgt $0,008 \text{ s}^{-1}$ bei einer Messlänge von 50 mm für Raumtemperaturversuche bis zum Bruch. Die Messlängeneinstellung bei den Vorverformten Proben beträgt 20 mm, da hier ein eigenes Extensometer Verwendung findet. In der Abbildung 19 ist die Konstruktionszeichnung der eingesetzten Flachproben dargestellt.

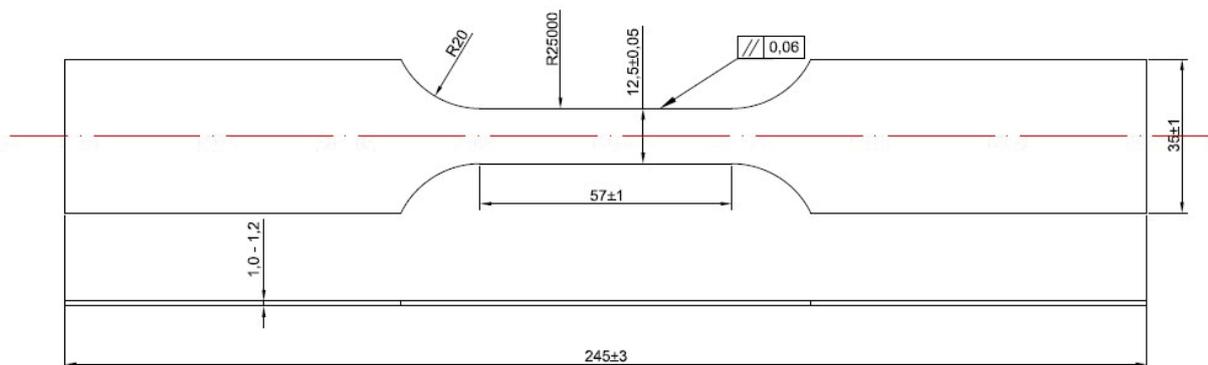


Abbildung 19: Konstruktionszeichnung der Flachprobe

Vor der Vordehnung bzw. dem Zug, erfolgt eine Beschriftung und eine Markierung am oberen sowie unteren Rand der Proben. Dies gewährleistet eine gerade Positionierung der Probe in den Klemmbacken.

Für eine exakte Vordehnung von 5 %, 10 % und 20 % wird an allen Proben in der Probenmitte ein Extensometer angebracht. Für die bei Raumtemperatur vorgezogenen Proben erfolgt anschließend die Verformung in der Prüfmaschine mittels inkludierten Dehnungsaufnehmers. Für die Vorverformung der Flüssigstickstoffproben erfolgt zunächst der Einsatz in die eigens dafür vorgefertigte Kryokammer. Diese besitzt eine Abmessung von 18 x 18 x 14 cm und ist mit Styroporplatten isoliert. Am Boden befindet sich eine Öffnung die mit Moosgummi zur Dichtung ausgekleidet ist, wodurch die Proben durchgesteckt werden können (siehe Abbildung 20). Nach jedem Versuch erfährt die Kryokammer als auch der Moosgummi eine Erwärmung mittels eines Föhns. Dabei dehnt sich der Gummi aus, was zu einer besseren Dichtheit bei dem Probenwechsel führt. Dies ist aufgrund der geringen Viskosität des Stickstoffes von Bedeutung. Danach erfolgt das Aufsetzen der Kryokammer auf die unteren Backen der Prüfmaschine, welche das untere Ende der Flachprobe erfasst und befestigt (siehe Abbildung 21). Die Kammer wird zur Gänze mit flüssigem Stickstoff gefüllt, wobei die Probe Temperaturen von -175 °C erfährt. Anschließend werden die oberen

Backen an dem oberen Ende der Probe befestigt. Am Ende findet die Verkabelung des Extensometers mit der Schnittstellenbox zur Datenübertragung statt. Zur Aufzeichnung der Messdaten der Vordehnung kommt das Programm DASYLab 11.0 zum Einsatz.



Abbildung 20: Kryokammer zur Hälfte gefüllt mit flüssigen Stickstoff mit eingespannter Flachprobe und Extensometer



Abbildung 21: Aufgesetzte Kammer mit eingespannter Flachprobe unter Flüssigstickstoff

Für die Zugversuche bis zum Bruch findet die gleiche Versuchsanordnung wie oben angeführt Verwendung. Die Proben werden wieder unter einer Vordehnung von 5 % und 20 % vorgezogen wobei in der Mitte der Probe wieder das Extensometer angebracht ist. Ein Teil der Proben erfuhren eine Vorverformung mittels flüssigen Stickstoffes, der andere Teil die Vorverformung unter Raumtemperatur. Zur Aufzeichnung der Messdaten kommen die Programme DASyLab 11.0 sowie für die Zugprüfung testXpert V3.2 zum Einsatz. Danach erfolgt eine Wärmebehandlung in einem 185 °C warmen Ölbad, wobei die Wärmebehandlungszeiten der Proben 10 min und 20 min betragen. Manche der Proben erfuhren keine Wärmebehandlung. Im Anschluss an die Wärmebehandlung werden die Proben mit Wasser abgeschreckt. Danach findet die Einspannungen der Proben in die Zugprüfmaschine und eine Belastung unter Raumtemperatur bis zum Bruch statt. Dabei kommen präzise Wegaufnehmer in der Mitte der Probe zum Einsatz, welche die Formänderung während des Zuges dokumentiert.

Mithilfe der aufgezeichneten Daten lässt sich ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm erstellen. Die erstellten Zugkurven geben Aufschluss über das Verformungsverhalten, die Festigkeit sowie die Dehnung der behandelten Proben. Um repräsentative Kurven zu erzeugen werden alle Versuche doppelt durchgeführt.

5.5 Versuchsablauf

In diesem Unterkapitel ist der Versuchsablauf wiedergegeben. Die Abläufe sind in der Reihenfolge ihrer Durchführung beschrieben.

Um die Kinetik der Aushärtung zu untersuchen, wurden Härtekurven erstellt. Die Härtemessungen erfolgten bei verschiedenen Vorverformungen an einer Zugprüfmaschine unter Raumtemperatur (RT) als auch unter Flüssigstickstoff (LN₂). Ebenfalls erhielten die Legierungen eine Wärmebehandlung von 185 °C bei unterschiedlichen Zeiten.

In der nachfolgenden Tabelle 8 sind die verschiedenen Vorbehandlungen der einzelnen Proben für die Härtemessung dargestellt.

Tabelle 8: Vorbehandlungsparameter der Legierungen für die Härtemessung

| Legierung | Temperatur Vorverformung [°C] | Vorverformung [%] | Aushärtung im Ölbad bei 185 °C [min] |
|------------------|--|--------------------------|---|
| 6016-T4 | RT und LN ₂ | 0,5, 10, 20 | 0, 5, 10, 30, 60, 180, 480, 1680 |
| 6016-T4-FH | RT und LN ₂ | 0,5, 10, 20 | 0, 5, 10, 30, 60, 180, 480, 1680 |
| 6063-T4 | RT und LN ₂ | 0,5, 10, 20 | 0, 5, 10, 30, 60, 180, 480, 1680 |
| 6063-T4-FH | RT und LN ₂ | 0,1,5, 10, 20 | 0, 5, 10, 30, 60, 180, 480, 1680 |

Danach erfolgte eine Auswahl der vielversprechendsten Messwerte aus den Härtekurven. Die Proben dieser ausgewählten Werte erfuhren einen Zugversuch bis zum Bruch bei Raumtemperatur. Diese erfolgten wieder bei verschiedenen Vorverformungen an einer Zugprüfmaschine unter Raumtemperatur (RT) als auch unter Flüssigstickstoff (LN₂). Ebenfalls erhielten die Legierungen eine Wärmebehandlung von 185 °C bei unterschiedlichen Zeiten. Somit konnten die Festigkeiten sowie die Dehnungen verglichen werden.

In Tabelle 9 sind die Vorbehandlungsparameter der einzelnen Legierungen für die nachfolgenden Zugversuche dargestellt.

Tabelle 9: Vorbehandlungsparameter der Legierungen für den Zugversuch

| Legierung | Temperatur Vorverformung [°C] | Vorverformung [%] | Aushärtung im Ölbad bei 185 °C [min] |
|------------------|--|--------------------------|---|
| 6016-T4 | RT und LN ₂ | 0, 5, 20 | 0, 10, 30 |
| 6016-T4-FH | RT und LN ₂ | 0, 5, 20 | 0, 10, 30 |
| 6063-T4 | RT und LN ₂ | 0, 5 | 0, 10, 30 |
| 6063-T4-FH | RT und LN ₂ | 0, 5 | 0, 10, 30 |

6 Ergebnisse

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der Untersuchung dargestellt. Zunächst erfolgten eine Charakterisierung und eine Korngrenzenbestimmung der beiden Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6063 im Lichtmikroskop. Die praktischen Ergebnisse der Härtemessung sowie der Zugprüfung wurden in OriginPro 2017 ausgewertet und graphisch dargestellt.

6.1 Charakterisierung und Korngrenzenbestimmung

Die unten dargestellten Schlibfbilder in Abbildung 22 und Abbildung 23 dienen als Grundcharakterisierung der Proben in Bezug auf Korngröße und groben Primärphasen. Die Gefüge sind in 20-facher Vergrößerung dargestellt. Dabei zeigen die Abbildung 22 und Abbildung 23 ein Schlibfbild horizontal von der Oberfläche des Bleches und ein Schlibfbild einer Probe welche seitlich herausgeschnitten wird. Es handelt sich um die Werkstoffe EN AW-6016-T4 und EN AW-6063-T4. Bei beiden Gefügen ist die Aluminiummatrix mit den hell- bis dunkelgrauen Ausscheidungen gut erkennbar. Dabei handelt es sich um AlFeSi- und um AlFeSiMn-Ausscheidungen.

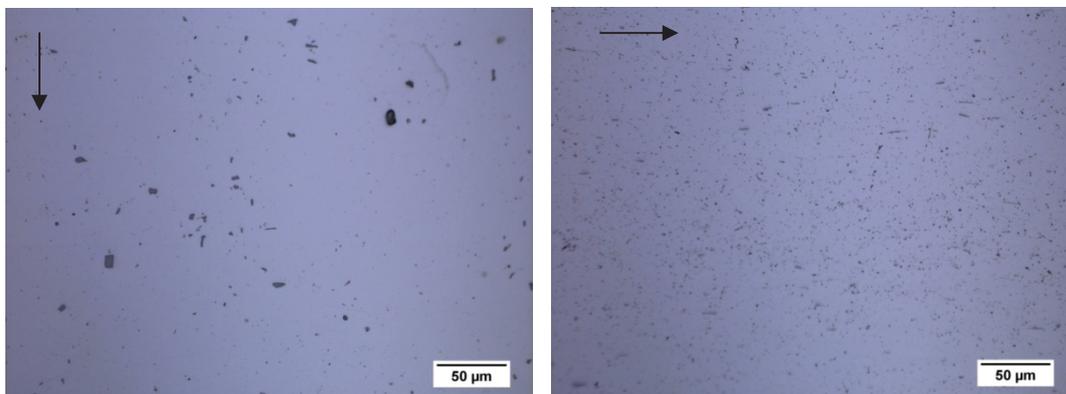


Abbildung 22: Links: Schlibfbilder der Legierung EN AW-6016 horizontal der Blechoberfläche, Rechts: Schlibfbild der Legierung EN AW-6016 welche seitlich herausgeschnitten ist. Die Pfeile geben die Walzrichtung an.

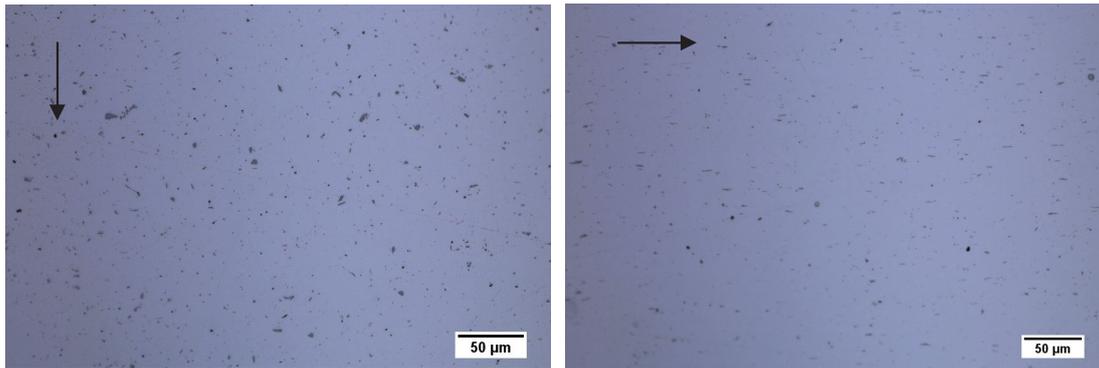


Abbildung 23: Links: Schliffbild der Legierung EN AW-6063 horizontal der Blechoberfläche, Rechts: Schliffbild der Legierung EN AW-6063 welche seitlich herausgeschnitten ist. Die Pfeile geben die Walzrichtung an.

Zudem zeigen Abbildung 24 und Abbildung 25 das Gefüge der Legierungen mit polarisiertem Licht. Für eine bessere Bildqualität und eine genauere Korngrenzenbestimmung erfolgt bei beiden Werkstoffen eine Baker Ätzung. Die Legierung EN AW-6016-T4 weist mittlere Korngrößendurchmesser von etwa 77,44 µm auf. Die Legierung EN AW-6063-T4 zeigt mittlere Korngrößendurchmesser von etwa 37,39 µm.

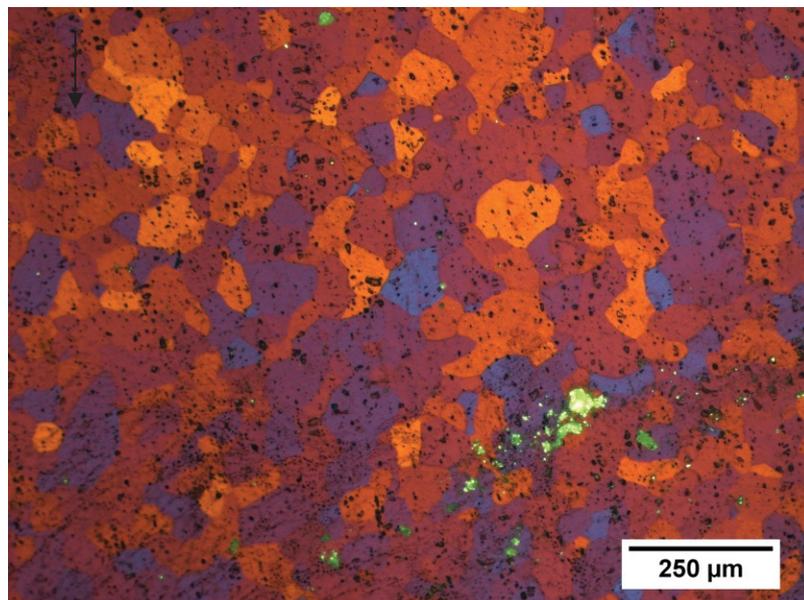


Abbildung 24: Schliffbild bei polarisiertem Licht der Legierung EN AW-6016-T4. Der Pfeil gibt die Walzrichtung an.

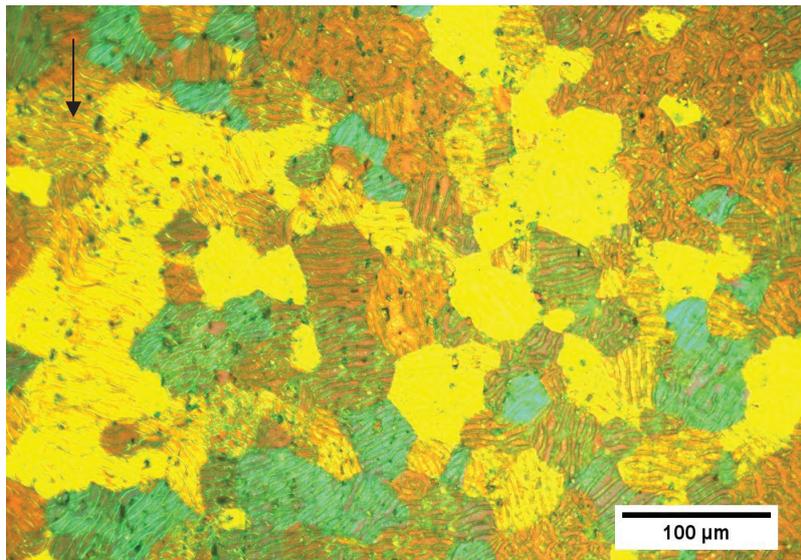


Abbildung 25: Schlibbild bei polarisiertem Licht der Legierung EN AW-6063-T4. Der Pfeil gibt die Walzrichtung an.

6.2 Härtemessung

In den nachfolgenden Abbildungen 26-33 sind die Härteverläufe der beiden Aluminiumlegierungen graphisch dargestellt. Dabei handelt es sich um die Werkstoffe EN AW-6016 und EN AW-6063 welche sich einmal lösungsgeglüht und kaltausgelagert und einmal im fast hardening (FH) Zustand befinden. Jede Abbildung gibt eine Legierung mit ihren Vordehnungen und verschiedenen Wärmebehandlungszeiten bei einer Warmauslagerung von 185 °C wieder. In den Abbildungen 26-29 erfolgte die Vorverformung unter Raumtemperatur, in den Abbildungen 30-33 unter Flüssigstickstoff. Die Messpunkte auf den Kurven spiegeln den Mittelwert von drei Messungen wieder. Die vertikale Linie auf den Kästchen zeigt die Standardabweichung der 3 durchgeführten Messungen an und gibt deren Verteilung wieder.

In Abbildung 26 und Abbildung 27 erreichen die HBW-Werte der Proben 6016-T4 und 6016-T4-FH mit 10 % und 20 % Vorverformung nach 60 Minuten ihr Maximum. Die weniger vorverformte Probe von 5 % erreicht in Abbildung 27 nur im Zustand T4-FH bei gleicher Zeit den Härtepeak, wobei hingegen in Abbildung 26 (T4) eine längere Auslagerungszeit von 180 Minuten benötigt wird. Die 0 % vorgedehnten Probe erreicht erst bei 480 Minuten ihr maximale Härte, wobei dieser mit 95,5 HBW im Zustand T4-FH auch am Größten ist

(94 HBW bei T4). Bei längeren Auslagerungszeiten fallen die Kurven aufgrund von Überalterung ab.

Die 6063-Legierung verhält sich etwas anders und erreicht die höchsten HBW-Werte der 5 %, 10 % und 20 % vorverformten Proben erst nach 180 Minuten. Da der Werkstoff weicher ist, betragen diese je nach Wärmebehandlung (T4, T4-FH) 81,9 HBW und 82 HBW. Dabei ist gut zu erkennen, dass die Maximalwerte dieser Legierung sich nur wenig in ihrer Größe unterscheiden. Der Härtepeak der 0 % vorverformten Probe wurde wie bei der 6016-Legierung, erst nach 480 Minuten erreicht. Auch hier fallen die Kurven nach Erreichen der Höchstwerte aufgrund Überalterung ab. In den vier Abbildungen zeigt sich, dass die Kurven der 5 % vorverformten Proben den stärksten Anstieg aufweisen.

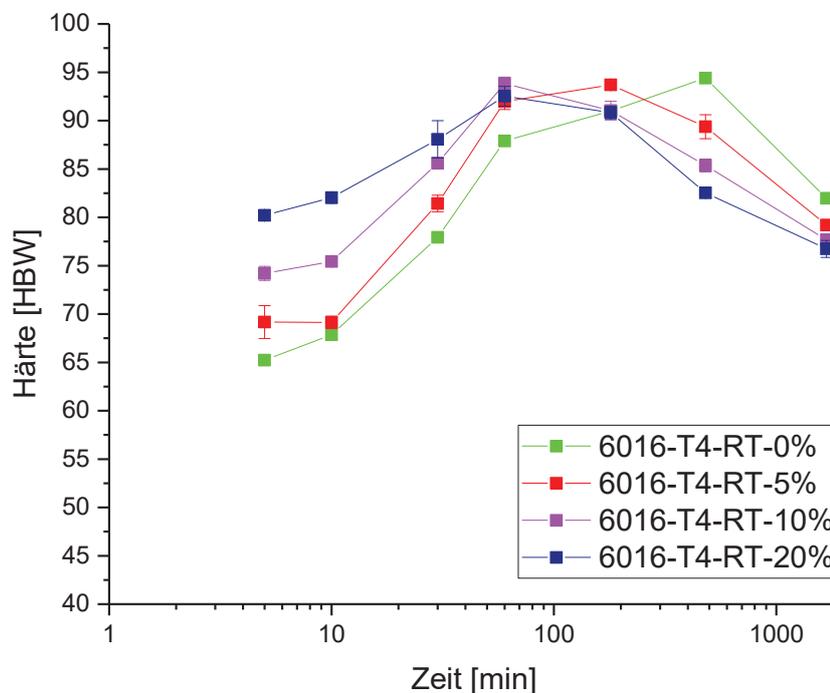


Abbildung 26: Härtekurven der Legierung 6016-T4 während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)

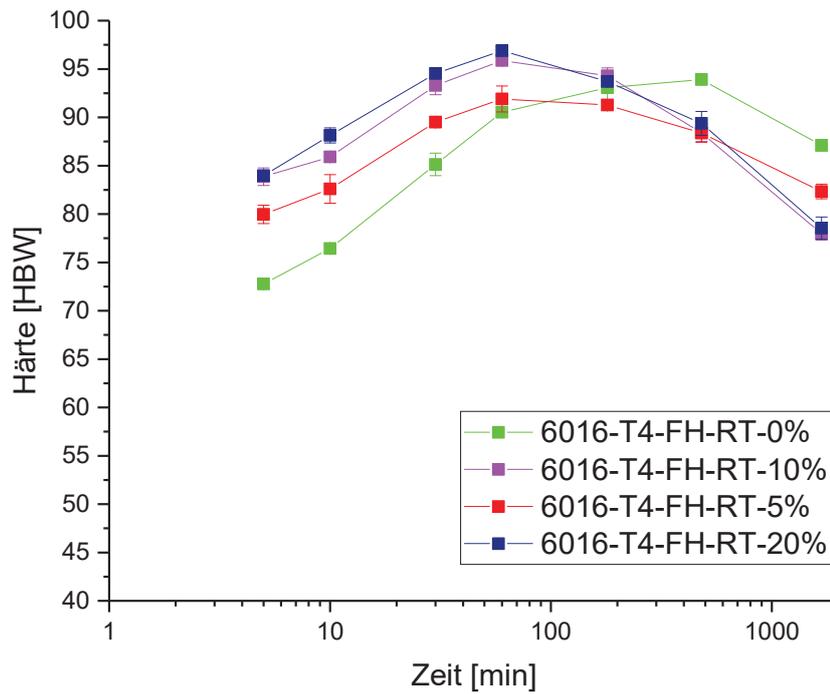


Abbildung 27: Härtekurven der Legierung 6016-T4-FH während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)

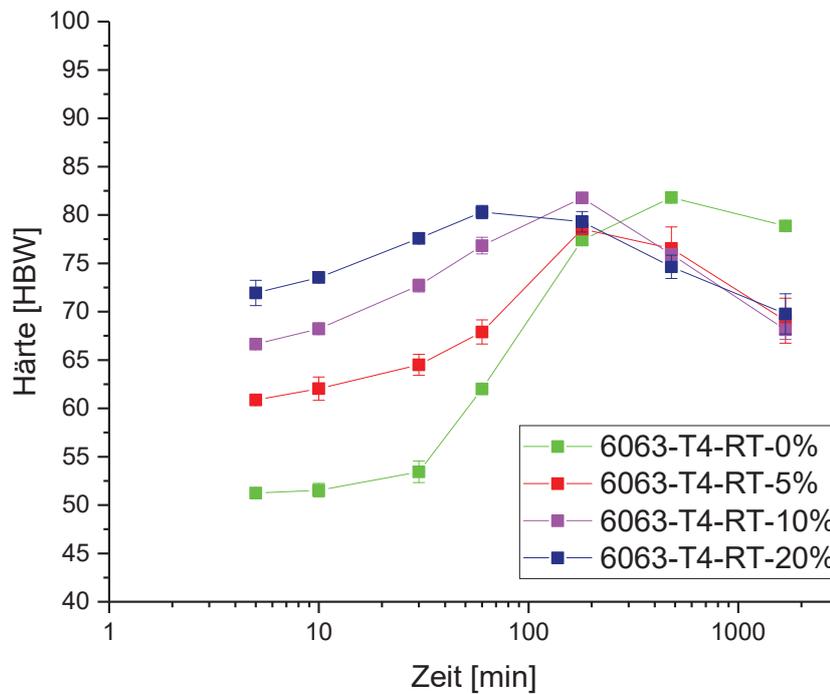


Abbildung 28: Härtekurven der Legierung 6063-T4 während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)

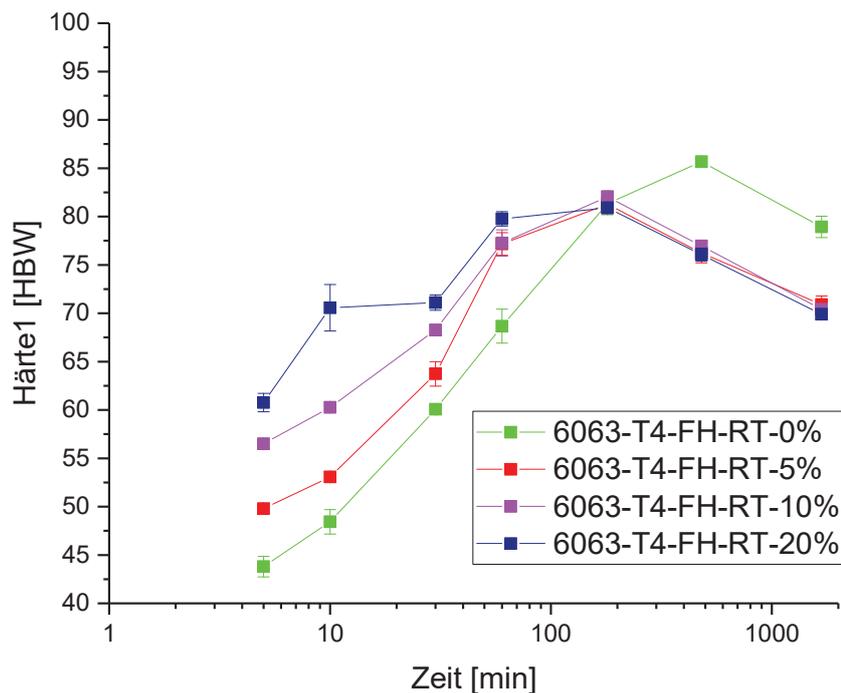


Abbildung 29: Härtekurven der Legierung 6063-T4-FH während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)

In den Abbildungen 30-33 sind die Probenwelche unter flüssigen Stickstoff vorverformt werden dargestellt. Man kann gut erkennen, dass bei zunehmender Vordehnung die HBW-Werte der Ausgangsmaterialien ansteigen. Es zeigt sich, dass durch eine Umformung unter flüssigen Stickstoff auch die Härtehöchstwerte über denen der Raumtemperatur liegen.

Die Härtemaxima betragen bei der 6016-Legierung je nach Wärmebehandlung (T4, T4-FH) 97,4 HBW und 93,5 HBW. Die Kurven der verschiedenen Vorbehandlungen unter LN₂ der 6016-Legierungen unterscheiden sich, wie in den Abbildung 30 und Abbildung 31 ersichtlich, voneinander. Die anfänglichen Messwerte der 6016-T4-FH-Proben sind höher. Auch liegen diese untereinander enger zusammen und steigen weniger stark als bei der 6016-T4.

Der Härtepeak der 20 % vorverformten Probe in der Abbildung 30 liegt bei 60 Minuten, wobei derselbe in Abbildung 31 schon nach 30 Minuten erreicht ist. Dasselbe gilt auch für die 5 % vorverformte Probe.

Die maximalen Härten der Legierung 6063 liegen je nach Wärmebehandlung (T4, T4-FH) bei 81,9 HB und 86,3 HB. Die Werte der 5 %- und 10 % vorverformten Proben in Abbildung 32 weisen zwischen 10- und 30 Minuten keine nennenswerte Erhöhung auf. Dies könnte auf mögliche Erholungserscheinungen hinweisen. Ebenso erreicht die 20 % vorverformte 6063-T4-Probe nach 60 Minuten ihren höchsten Peak, die der Probe 6063-T4-FH erst nach 180

Minuten, welche aber deutlich niedrigere Werte aufweist, als die weniger vorverformten Proben. Nach längeren Auslagerungszeiten fallen wieder alle Kurven aufgrund Überalterung wieder ab.

In allen Abbildungen 30-33 ist ersichtlich, dass obwohl sich die Kurven stark unterscheiden die Härtewerte der 5 % vorverformten Probe wieder am höchsten ansteigen. Diese erreichen sogar, bis auf die 6063-T4-Probe, die Härtehöchstwerte aller Kurven.

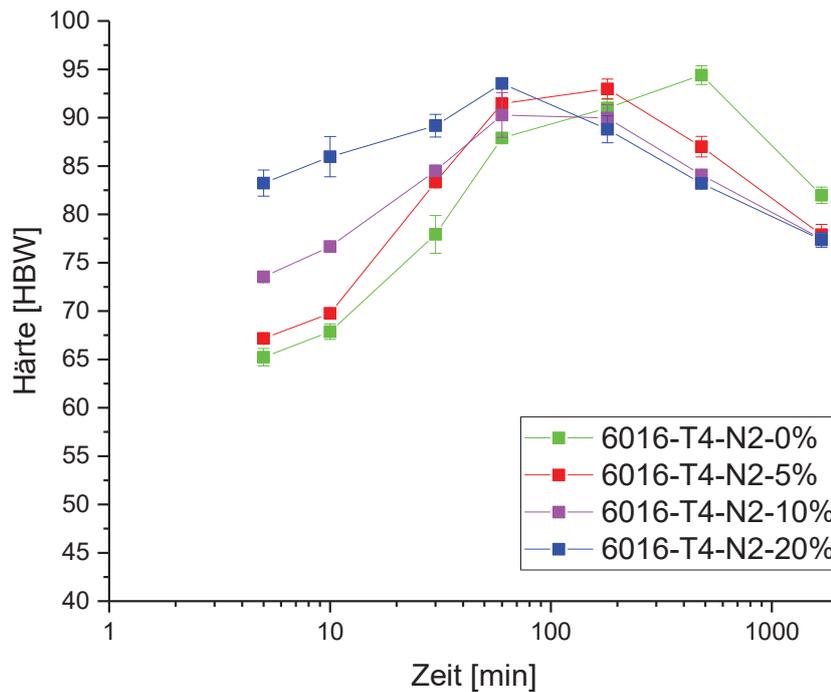


Abbildung 30: Härtekurven der Legierung 6016-T4 während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)

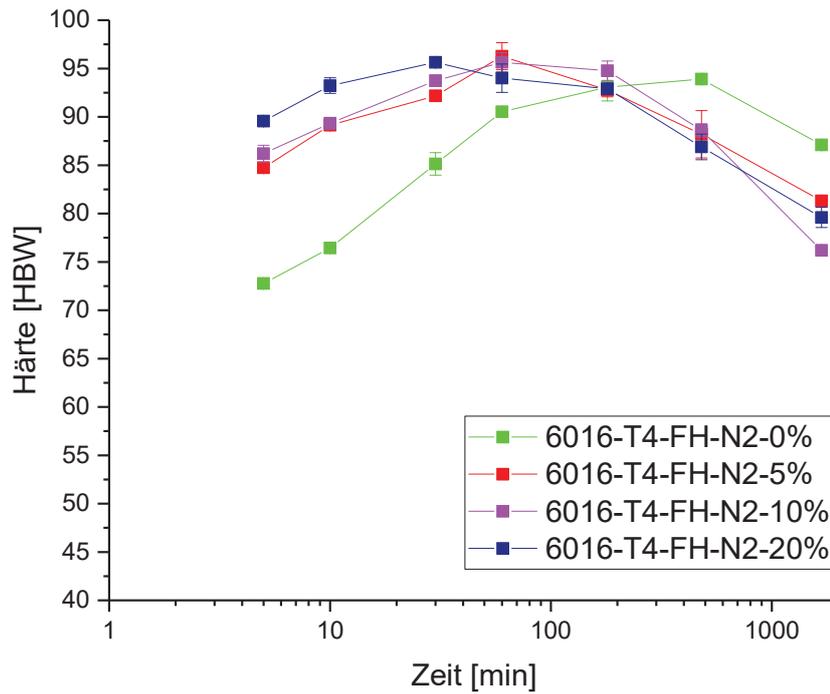


Abbildung 31: Härtekurven der Legierung 6016-T4-FH während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)

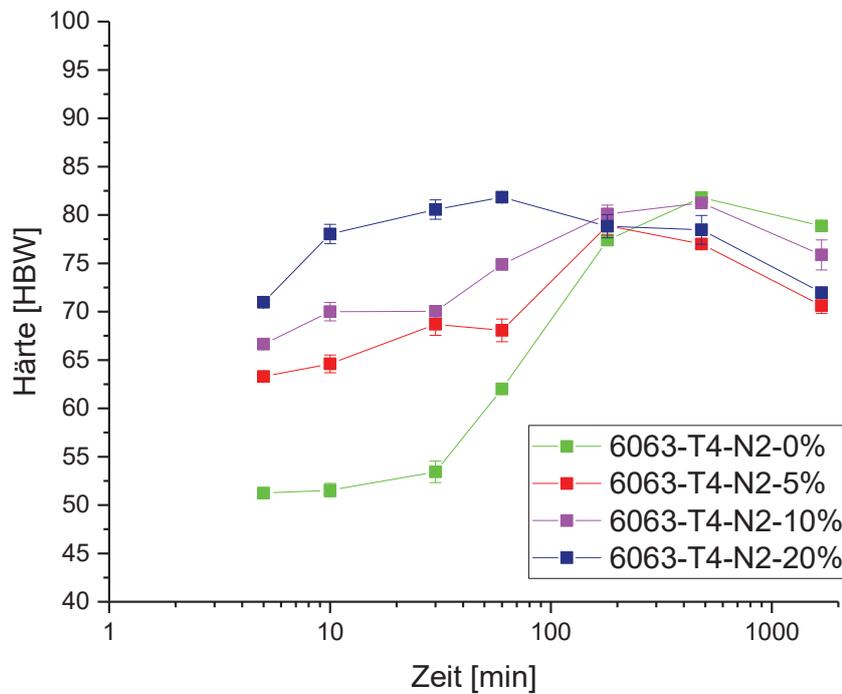


Abbildung 32: Härtekurven der Legierung 6063-T4 während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)

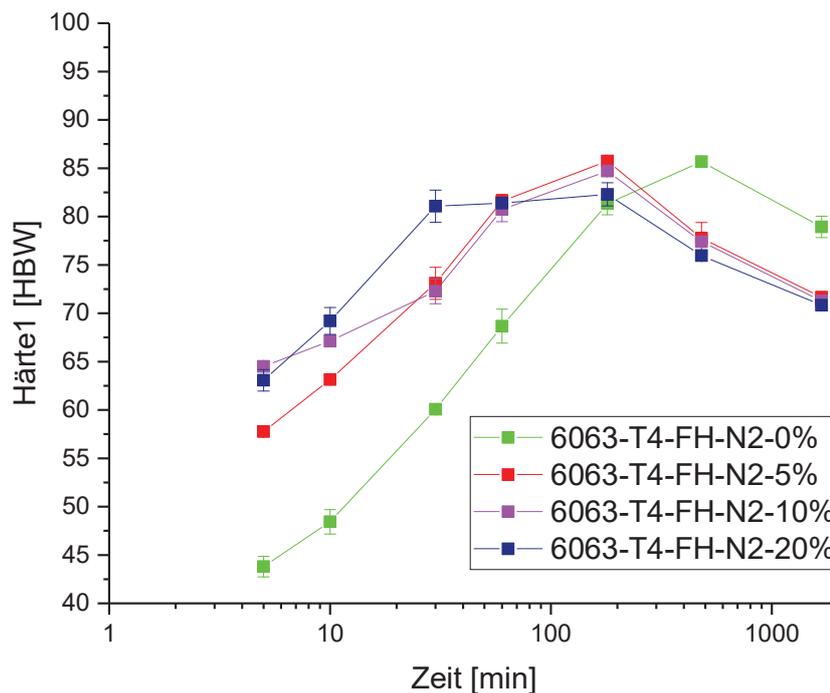


Abbildung 33: Härtekurven der Legierung 6063-T4-FH während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)

6.3 Zugprüfung

In den nachfolgenden Abbildungen 34-43 sind die Zugkurven der Legierungen 6016 und 6063 im lösungsgeglühten und kaltausgelagert (T4) sowie im fast hardening Zustand (T4-FH) dargestellt. Die Vorverformung der Proben (5 %, 10 % und 20 %) erfolgte unter Raumtemperatur sowie unter Flüssigstickstoff. Nach einer anschließenden 10- sowie einer 30 minütiger Paint Bake Wärmebehandlung bei 185 °C in einem Ölbad erfolgten die Zugversuche bis zum Bruch bei Raumtemperatur.

In den folgenden vier Abbildungen 34-37 sind die unverformten Proben nach verschiedenen Auslagerungszeiten bei 185 °C dargestellt. Aus allen geht hervor, dass nach einer 30 minütigen und somit längsten Wärmebehandlung die Festigkeit am Höchsten ansteigt, die Dehnung jedoch etwas abfällt. Zudem sind die Messwerte im FH-Zustand höher als im T4-Zustand. Diese Dehngrenzen betragen bei der Probe 6016-T4-FH 287 MPa und bei der Probe 6063-T4-FH 212 MPa. Gut ersichtlich ist auch, dass beide Legierungen im FH-Zustand nach den 10 minütigen Wärmebehandlungen einen Festigkeitsanstieg, jedoch im T4-Zustand einen Abfall erfahren.

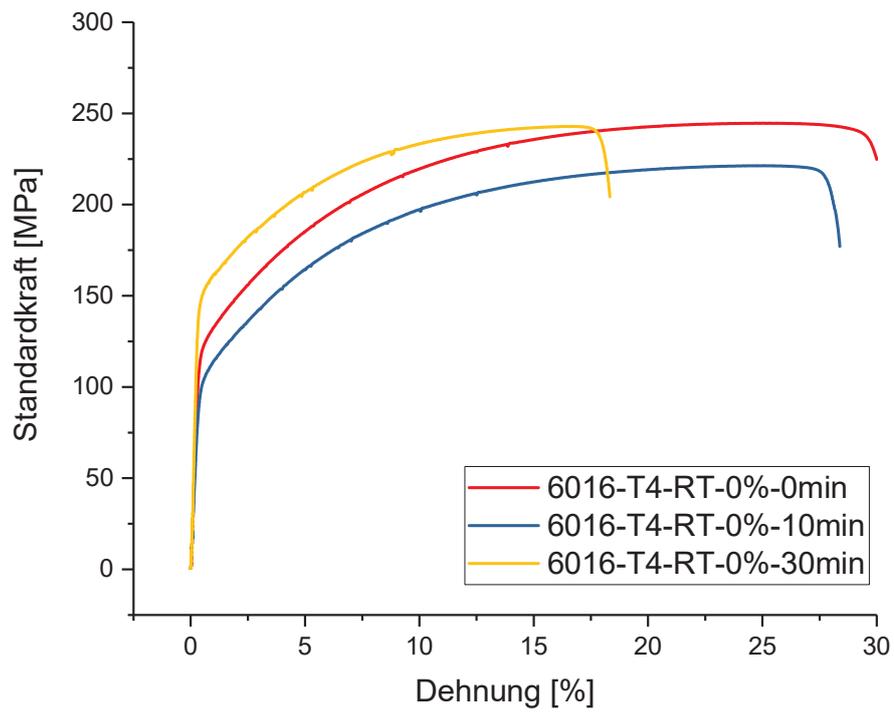


Abbildung 34: Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6016-T4 bei 0 % Vorverformung

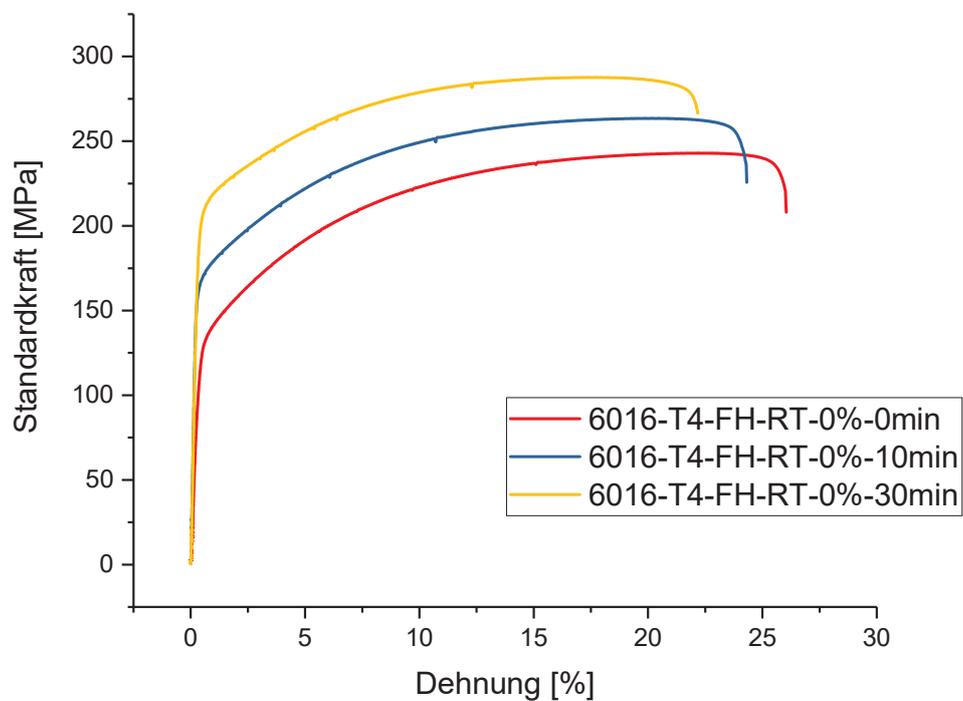


Abbildung 35: Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6016-T4-FH bei 0 % Vorverformung

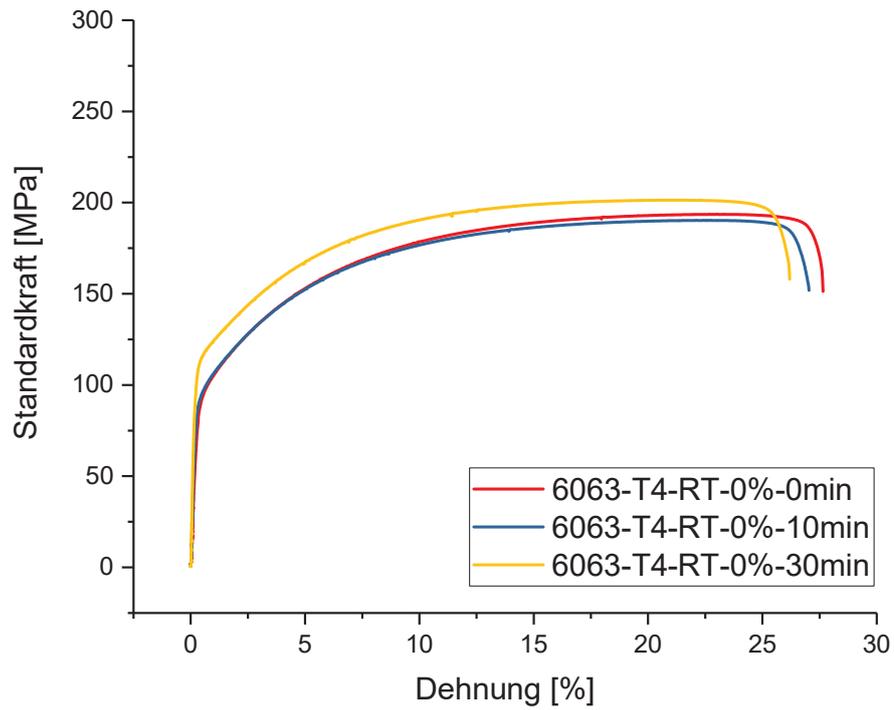


Abbildung 36: Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6063-T4 bei 0 % Vorverformung

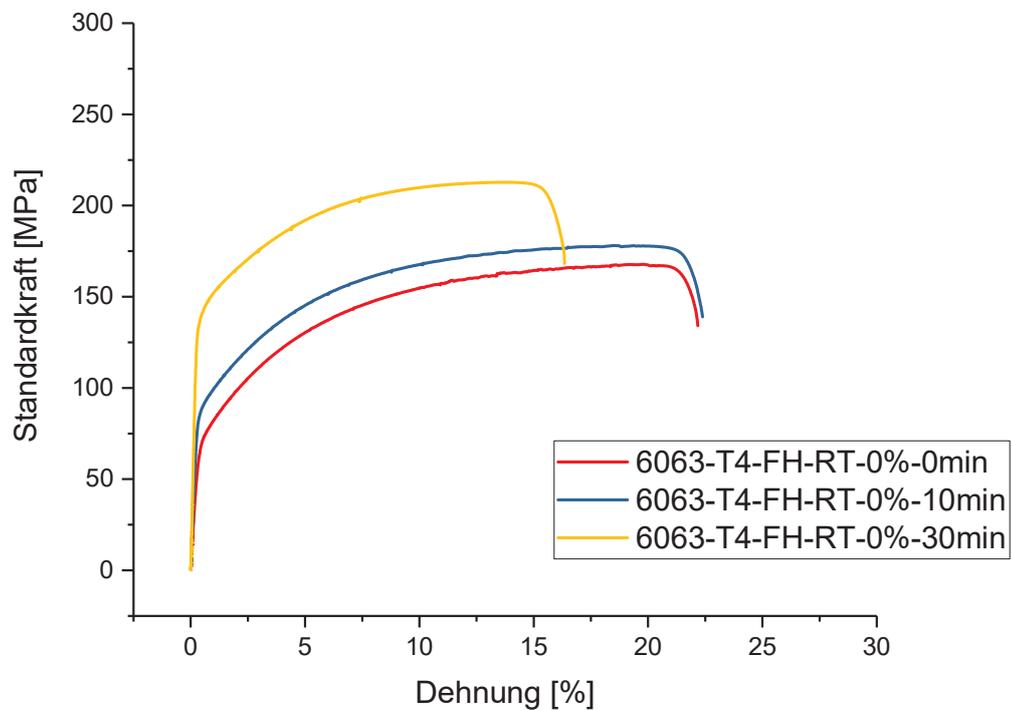


Abbildung 37: Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6063-T4-FH bei 0 % Vorverformung

In den folgenden vier Abbildungen 38-41 sind die Zugversuche der beiden Blechwerkstoffe bei 5 % Vorverformung dargestellt. Bis auf Abbildung 38 ist nach jeder Wärmebehandlung (10 Minuten, 30 Minuten) ein Festigkeitsanstieg ersichtlich. Alle Kurven zeigen, dass die Proben die unter flüssigen Stickstoff vorverformt werden, die höheren Festigkeiten aufweisen, die Dehnwerte aber geringer sind. Aus den Zugkurven geht ebenfalls hervor, dass die 6063-Legierungen aufgrund ihrer geringeren Ausscheidungsichte weicher sind. Gut zu beobachten ist wieder, dass die 30 minütigen wärmebehandelten Proben die höchsten Messungen erzielen. Diese betragen bei der Probe 6016-T4-FH unter Raumtemperatur 291 MPa und unter Flüssigstickstoff 292 MPa. Die der Probe 6063-T4-FH betragen unter Raumtemperatur 235 MPa und unter Flüssigstickstoff 238 MPa. Somit zeigt sich, dass die T4-FH-Proben höhere Festigkeitsmaxima aufweisen als die T4- Proben.

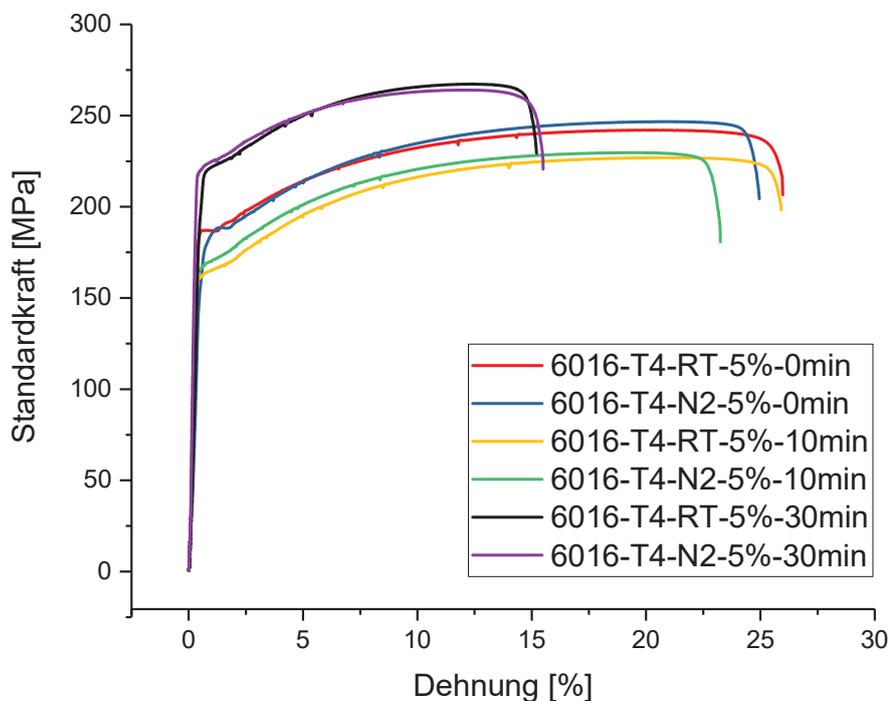


Abbildung 38: Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4 bei 5 % Vorverformung

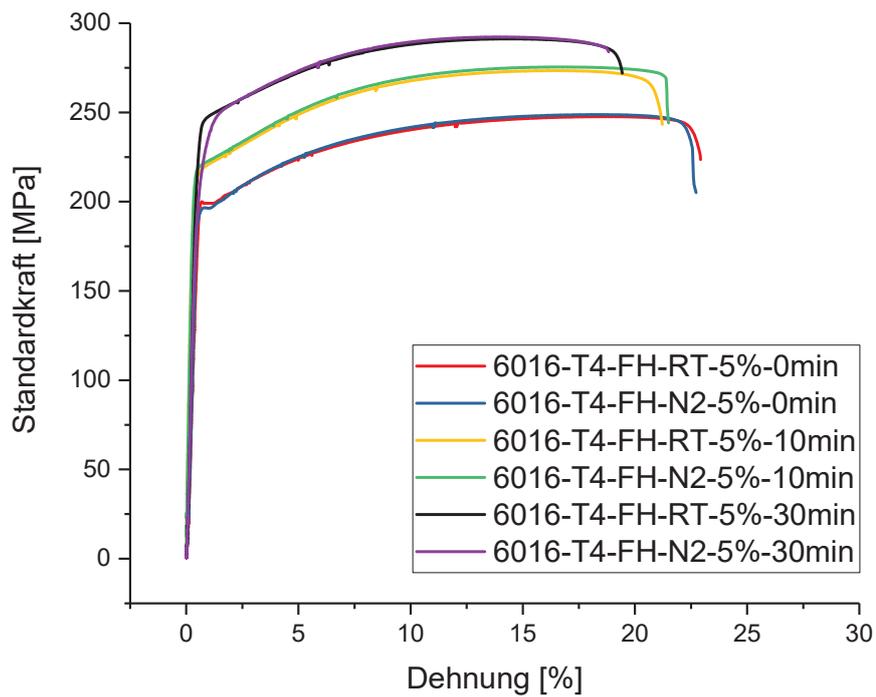


Abbildung 39: Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4-FH bei 5 % Vorverformung

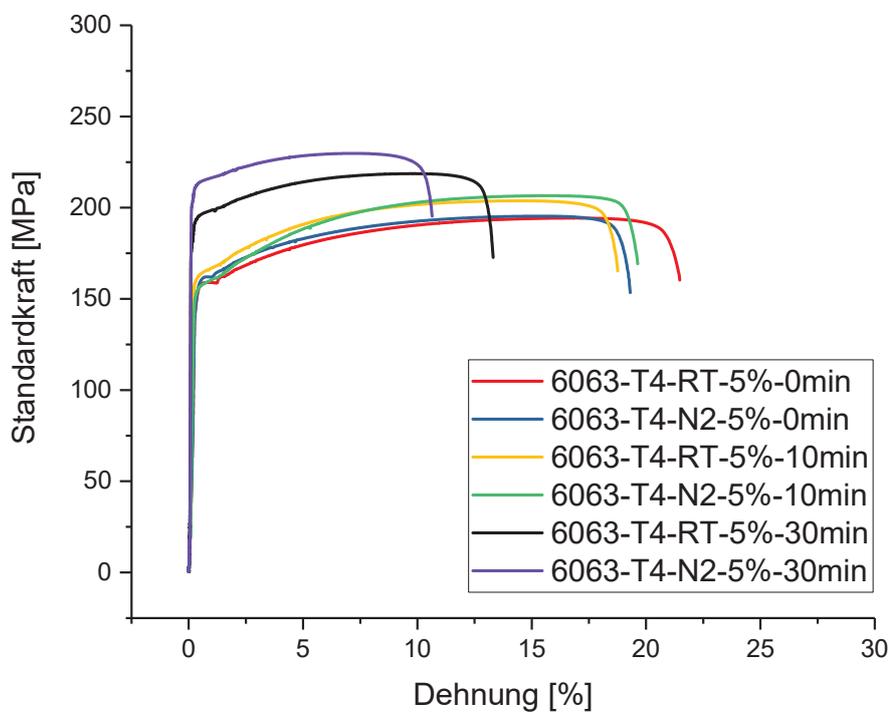


Abbildung 40: Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6063-T4 bei 5 % Vorverformung

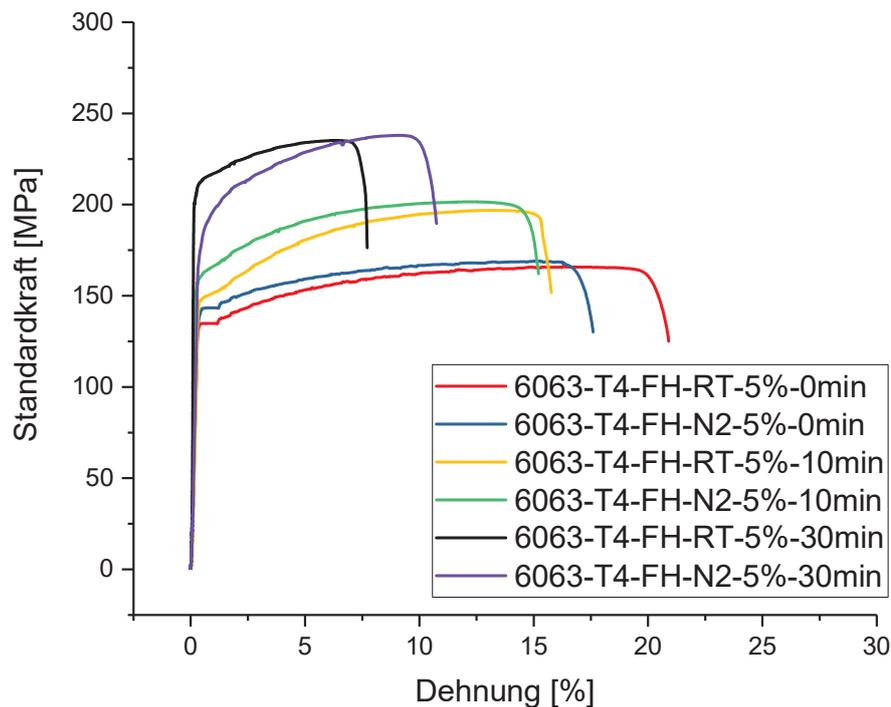


Abbildung 41: Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6063-T4-FH bei 5 % Vorverformung

In den letzten zwei Abbildung 42 und Abbildung 43 sind die Zugkurven bis zum Bruch dargestellt, wobei eine 20 % Vorverformung unter Raumtemperatur, sowie unter Flüssigstickstoff erfolgte. Bei der Probe 6016-T4 zeigt sich, dass bei diesen Verformungen das Material keine zusätzliche Festigkeitssteigerung mehr erfährt. Beim Zugversuch wird ein Kurvenverlauf deutlich, der stark einer ausgeprägten Streckgrenze ähnelt. Die darauffolgende Wärmebehandlung zeigt eine Verbesserung der Bruchdehnung kann jedoch keinen Festigkeitsanstieg erreichen.

Die Probe 6016-T4-FH verhält sich bei dieser Verformung anders. Bei einer nachfolgenden Wärmebehandlung können noch höhere Festigkeitswerte bei einer Zunahme der Dehnung erreicht werden. Die Messungen ohne Wärmebehandlung betragen bei Raumtemperatur 247 MPa und unter Flüssigstickstoff 262 MPa, steigen aber nach der 10 minütigen Behandlung auf 264 MPa beziehungsweise 271 MPa an.

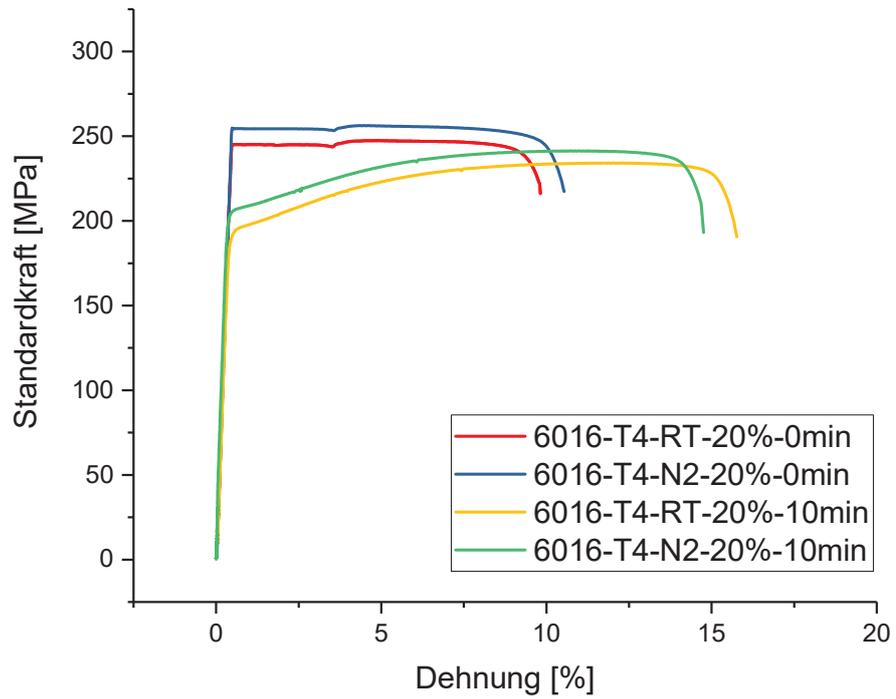


Abbildung 42: Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4 bei 20 % Vorverformung

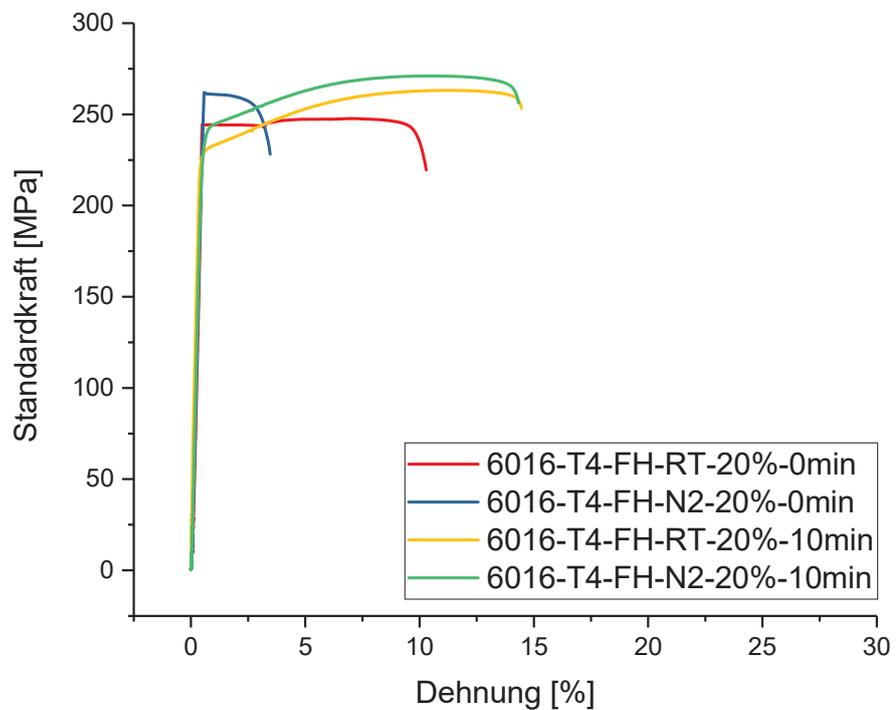


Abbildung 43: Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4-FH bei 20 % Vorverformung

7 Diskussion

In diesem Kapitel erfolgt die Auswertung und Interpretation der Ergebnisse. Für eine bessere Nachvollziehbarkeit wird zuerst kurz auf die Legierungen und deren Wärmebehandlungszustand eingegangen. Danach erfolgt analog zu dem Kapitel Ergebnisse die Auswertung der Härtekurven und der Spannungs-Dehnungs-Diagramme.

Das Festigkeitsverhalten vor und nach einer Wärmebehandlung der Legierungen 6016 und 6063 unterscheidet sich stark voneinander. Obwohl beide Werkstoffe derselben Legierungsgruppe angehören zeigt sich, dass 6063 aufgrund geringerer Ausscheidungen und Legierungsgehalte weicher ist. Ebenso gibt es Unterschiede zwischen den Wärmebehandlungszuständen T4 und T4-FH der Materialien selbst. Dabei steigt die Festigkeit der T4-FH behandelten Proben signifikant aufgrund der Stabilisierungsglühung zur Unterdrückung der RT-Clusterbildung. Somit ist der negative Zwischenauslagerungseffekt bei diesem wärmebehandelten Material ausgeschaltet und die Festigkeit steigt stärker an.

Bei den Härtekurven in Abbildung 26-33 zeigt sich, dass die Ausgangshärten mit höherer Vorverformung bei beiden Legierungen ansteigen. Bei weiterer Aushärtung wirken die Versetzungen als heterogene Keimbildungsstellen für die GP(II)-Zonen und die daraus resultierenden β'' -Phasen, wodurch höhere Festigkeitswerte resultieren. In den Abbildungen 26-33 kann man die Beschleunigung der Reaktionskinetik gut erkennen, der Verlauf der Härtewerte steigt hierbei früher an. Weiters zeigt ein Abfall der Kurven in Abbildung 26-33 eine Überalterung durch zu lange Wärmebehandlungszeiten oder zu hohen Temperaturen. Dies ist durch einen Rückgang der Härte gekennzeichnet.

Eine Vorverformung unter flüssigen Stickstoff zeigt höhere Anfangshärten und einen steileren Anstieg der Kurven bei nachfolgender Warmaushärtung. Bei der Tieftemperaturumformung tritt eine höhere Kaltverfestigung auf, wodurch Gitterfehler entstehen. Zusätzlich ist eine Erholung bei diesen Temperaturen teilweise gehemmt. Bei der anschließenden Wärmebehandlung entsteht folglich ein stabiler Festigkeitsanstieg.

Mit den Zugversuchen bei Raumtemperatur erfolgt eine Verformung der Proben bis zum Bruch, wobei unterschiedlichen Warmaushärtezeiten und Vorverformungen Verwendung finden. Die Temperaturen und Zeiten entsprechen dem des Paint Bake Prozesses und betragen 10 min bzw. 30 min bei 185 °C. Gleichzeitig werden auch nicht ausgelagerte vorverformte Proben gezogen. Es zeigt sich, dass die Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Raumtemperatur aufgrund der Wärmebehandlungen, im Vergleich zur Literatur, sehr gut übereinstimmen. Bei den, in Abbildung 34-37, 0 % vorverformten Proben

im T4-FH-Zustand steigt die Festigkeit mit der Wärmebehandlungszeit an. Es kommt teilweise zum Übergang der β'' -Phasen aus den Si/Mg-Clustern neben noch vorhandenen GP(II)-Zonen. Bei den Proben im T4-Zustand verhalten sich die Kurven etwas anders. Aufgrund der fehlenden Stabilisierung kommt es hier zur Bildung von Kaltauslagerungsclustern, wodurch die GP(II)-Zonen und die β'' -Phasen schwerer gebildet werden. Dadurch brauchen diese Proben länger für eine Festigkeitserhöhung bei der Wärmebehandlung und zeigen nach 10 min Wärmebehandlung sogar ein Absinken der Dehngrenze, da sich die T4-Cluster teilweise rückbilden.

Aufgrund des steilen Anstieges der Härte bei den 5 % vorverformten Proben in Abbildung 38-41, werden mit diesen weitere Zugversuche durchgeführt. Es zeigt sich, dass mit zunehmender Warmaushärtungszeiten und Vorverformung die Festigkeit stark gesteigert werden kann.

Ebenso kommt bei allen Zugkurven das Prinzip der Teilchenhärtung durch Aushärtebehandlungen zu tragen, wobei sich die gebildeten Cluster, GP(II)-Zonen und β'' -Phasen in Gleitwege von Versetzungen einbauen und danach von diesen geschnitten werden. Die dazu benötigte Kraft bewirkt die Verfestigung.

Im T4-Zustand in beiden Legierungssystemen verhalten sich die RT- und LN₂-vorgedehnten Zugkurven mit steigender Warmauslagerungsdauer ähnlich und die Kurven decken sich. Bei den tieftemperaturbehandelten Proben im stabilen Zustand bleibt die geringfügig höhere Festigkeit erhalten, welche aufgrund der höheren eingebrachten Versetzungsdichten bei der Verformung entstehen.

Aufgrund der höheren Festigkeiten der 6016-Legierung in Abbildung 42 und Abbildung 43 erfolgt bei diesen Proben noch ein Zugversuch mit einer 20 % Vordehnung und anschließender 10 min Wärmebehandlung. Ohne Wärmebehandlung ist keine Verfestigung im Zugversuch mehr möglich, da die Versetzungsdichten der Vorverformungen bereits zu hoch sind und weitere Verformung nur zum Bruch führt. Die Proben im T4-Zustand zeigten nach der Auslagerung zwar eine erhöhte Bruchdehnung, jedoch sinkt dabei auch die Dehngrenze beachtlich und eine weitere Festigkeitssteigerung ist nicht möglich. Die T4-FH-Probe zeigt bei einer 20 % Vorverformung unter Raumtemperatur eine ähnliche Kurve. Mit einer nachfolgenden Warmauslagerung lassen sich jedoch bei dieser Probe höhere Festigkeiten erzielen, da der Abfall der Dehngrenze geringer ist, trotzdem aber eine weitere Verfestigung möglich ist.

Alle Proben die eine 5 % und eine 20 % Vorverformung unter flüssigem Stickstoff erhielten, zeigen eine Zunahme der Festigkeit in Bezug zu den nicht vorverformten Proben. Zudem zeigt sich, dass mit nachfolgenden Wärmebehandlungen die Bruchdehnungen der F4-FH-Proben verbessert werden kann. Dies ist in Abbildung 34-43 gut ersichtlich.

Der Anstieg der Festigkeit hängt mit der steigenden Versetzungsdichte aufgrund erhöhter Kaltverfestigung bei der kryogenen Umformung zusammen. Ebenso hemmen die tiefen Temperaturen teilweise die Erholung. Dies ist in den unterschiedlichen Kurvenverläufen in Abbildung 38-43 ersichtlich. Dabei kann man gut erkennen, dass der Anstieg der Kurven der unter Flüssigstickstoffvorverformten Proben deutlich höher ist, als bei den unter Raumtemperatur vorverformten.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser Arbeit war es die Auswirkungen der Tieftemperaturumformung auf die Aushärtungskinetik von AlMgSi-Legierungen zu untersuchen. Für die Untersuchung kamen Härtemessungen und Zugversuche mit zwei verschiedenen Legierungen der 6xxx-Gruppe zum Einsatz. Die Proben wurden unterschiedlichen Vorverformungsgraden (0 %, 5 %, 10 % und 20 %) und verschiedenen Warmaushärtzeiten (5-, 10-, 30-min und, 1-, 3-, 48- und 28Stunden) ausgesetzt. Die Vordehnung fand zum Teil unter Flüssigstickstoff in einer Kryokammer statt. Anschließend erfolgte die Erstellung der Härteverläufe sowie der Zugversuchskurven von ausgewählten Proben.

Bei den Härtekurven, sowie bei den Spannungs-Dehnungs-Kurven konnte gezeigt werden, dass durch steigende Vorverformung und gezielt eingesetzte Wärmebehandlung die Festigkeit bei Raumtemperatur ansteigt. Bei Vorverformung unter Flüssigstickstoff liegen die Festigkeiten höher. Der Hauptgrund hierfür ist die steigende Versetzungsdichte bei der Flüssigstickstoffverformung. Dabei treten bei der Umformung vermehrt Gitterfehler auf, welche wiederum zu einer Festigkeitssteigerung führen. Ebenso spielen die Wärmebehandlungszustände der Proben eine Rolle. Zusätzlich steigt der Anteil der Kaltverfestigung aufgrund geringer Erholungserscheinungen an. Die Proben im T4-FH-Zustand weisen aufgrund ihres lösungsgeglühten Zustandes und anschließender Auslagerung über längere Zeiten bei Temperaturen von 100 °C eine höhere Festigkeit auf.

Aus den Untersuchungen zeigt sich, dass die Gruppe der 6xxx-Legierungen besonderes Potenzial für die Tieftemperaturumformung aufweist. Ebenso sind diese Werkstoffe für den Paint Bake Prozess geeignet. Somit weisen die Ergebnisse dieser Arbeit auf eine Möglichkeit hin, mit weiterer Forschung, die mechanischen Eigenschaften dieser Werkstoffe durch eine Tieftemperaturumformung zu optimieren.

9 Literaturverzeichnis

- [1] Ostermann F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer Vieweg, Berlin (2014).
- [2] Kuske S.: Anforderungen an Materialien und Verarbeitungsverfahren aufgrund ökologischer Produktoptimierungen im Automobilbau. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 155 (2010), 227–230.
- [3] Buchmayr B.: Innovative Beiträge der Umformtechnik zum Leichtbau von Kraftfahrzeugen. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 152 (2007), 136–141.
- [4] Schmitt A.: Aluminium für den Automobilbau von heute und morgen. Aluminium Praxis Magazin (2018), 16–17.
- [5] Antrekowitsch H. S. Koch, H. Paulitsch, S. Pogatscher, P. Pucher, F. Stadlerer und C. Wagner: Recycling und Werkstoffentwicklung von Aluminium. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 156 (2011), 287–294.
- [6] Friedrich H. E.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik (2017).
- [7] Kurek R.: Karosserie-Leichtbau in der Automobilindustrie: Theorie und Praxis. Vogel, Würzburg (2011).
- [8] Rink C.: Aluminium als Karosseriewerkstoff, Recycling und energetische Betrachtungen. Dissertation, Universität Hannover, Hannover (1996).
- [9] Uffelmann D.: Take-off für hochfestes Aluminium Im Automobilbau. Internet: https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwiyyZ-v1YPgAhUOY1AKHUV1B08QFjABegQICRAC&url=https%3A%2F%2Fwww.amag-al4u.com%2Ffileadmin%2Fuser_upload%2Famag%2FDownloads%2FAluReport%2FE%2FAR-2011-1-DE-AR_1_2011_DE_S08_Takeoff.pdf&usq=AOvVaw2j0DKIMLgldrOsMQvdGx-v (Zugriff: 11.11.2018).
- [10] Schmitt A.: Recyceln statt Herstellen. Aluminium Praxis Magazin (2018), 12–13.
- [11] Hydro Aluminium: Aluminium, environment and society. Internet: <https://www.hydro.com/de/hydro-in-deutschland/aluminium/aluminium/recycling/> (Zugriff: 21.11.2018).
- [12] Ognjenovic A.: Experimentelle Untersuchung des inhomogenen Vorverformungsverhalten bei Scherr- und PLC-Bandbildung. Dissertation, Universität Dortmund, Dortmund (2005).

- [13] Schneider R., B. Heine, R.J. Grant, Z. Zouaoui: Aluminium Sheet Metal Forming at Low Temperatures. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 74 (2015), 12014.
- [14] Prillhofer R., G. Rank, J. Berneder, H. Antrekowitsch, P. Uggowitz und S. Pogatscher: Property criteria for automotive Al-Mg-Si sheet alloys. Materials, 7 (2014), 5047–5068.
- [15] Valcoms: Aluminiumlegierung. Internet:
<https://www.google.com/search?q=Aluminiumlegierung+Valcoms&ie=utf-8&oe=utf-8&client=firefox-b> (Zugriff: 17.11.2018).
- [16] Gitter R.: Bemessung von Aluminiumkonstruktionen-Werkstoffwahl, Düsseldorf (2008).
- [17] Uffelmann D.: Höherfeste Aluminiumbleche für Automobilanwendungen. ATZ Automobiltechnische Zeitschrift (2006).
- [18] Deutsches Institut für Normung: EN 573-3:2009. Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug (2005).
- [19] Kammer C.: Aluminium-Taschenbuch 1. Aluminium-Verlag, Düsseldorf (2002).
- [20] Make It Form: 6016 (AlSi1.2Mg0.4, A96016) Aluminum. Internet:
<https://www.makeitfrom.com/material-properties/6016-AlSi1.2Mg0.4-A96016-Aluminum> (Zugriff: 18.11.2018).
- [21] Koller A: Knetlegierungskatalog. Internet: www.Alu-menziken.com (Zugriff: 11.02.2019).
- [22] Sapa: Stranggepresste Profile Werkstoffdatenblatt. Internet:
https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwim0-TAoejgAhUHzaQKHYGXBO8QFjAAegQIARAC&url=https%3A%2F%2Fwww.hydroextrusions.com%2Fcontentassets%2F2492612031044c3e88553c19ddc136da%2Fen-aw-6063_deutsch.pdf&usg=AOvVaw0XiVIV6cq0TtTvwdDqliOb (Zugriff: 11.02.2019).
- [23] Zhang J., Z. Fan, Y. Q.Wang, und B.L. Zhou: Equilibrium pseudobinary Al–Mg₂Si phase diagram. Materials Science and Technology (2013), 494–496.
- [24] Liu L., J.H.Cheng, S.B. Wang, C. H. Liu, S. S.Yang, und C.L. Wu: The effect of Si on precipitation in Al–Cu–Mg alloy with a high Cu/Mg ratio. Materials Science and Engineering: A, 606 (2014), 187–195.
- [25] Gesamtverband der Aluminiumindustrie: Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen. Internet:

- https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwiP67bkp-jgAhWEzqQKHZBqBHKQFjAAegQICChAC&url=http%3A%2F%2Fwww.aluinfo.de%2Ffiles%2F_media%2Fdokumente%2FDownloads%2FTechnische%2520Daten%2FMerkblaetter%2FW7_Waermebehandlung_von_Aluminiumlegierungen.pdf&usg=AOvVaw2_R0mjVTIprlYdJk5_mDRB (Zugriff: 11.11.2018).
- [26] Alu-Report: Wärmebehandlung-Eine kurze Einführung - Google-Suche. Internet: <https://www.google.com/search?q=W%C3%A4rmebehandlung-Eine+kurze+Einf%C3%BChrung&ie=utf-8&oe=utf-8&client=firefox-b> (Zugriff: 18.11.2018).
- [27] M. Murayama und K. Hono: Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 47 (1999), 1537–1548.
- [28] Müller R, und S. Mütze: Beschreibung de Bake-Hardening-Effekts bei modernen Karosseriestählen. Internet: https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=8&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwiOsNGY4IHgAhVOJ1AKHX2HCnAQFjAHegQIAxAC&url=https%3A%2F%2Fwww.greencarbody.de%2Fcsdata%2Fdownload%2F1%2Fde%2F2011_bake_hardening_effekt_tp2_1_1_197.pdf&usg=AOvVaw2FifNfgH2L7JTZNlgtHP18 (Zugriff: 22.11.2018).
- [29] Abi-Akl R. und D. Mohr: Paint-bake effect on the plasticity and fracture of pre-strained aluminum 6451 sheets. *International Journal of Mechanical Sciences*, 124-125 (2017), 68–82.
- [30] Ding L., H. Yang, Z. Wen, P. Zhao, Z. Jia und Q. Liu: Optimization of the pre-aging treatment for an AA6022 alloy at various temperatures and holding times. *Journal of Alloys and Compounds*, 647 (2015), 238–244.
- [31] Ding L., Y. Weng, S. Wu, R.E. Sanders, Z. Jia und Q. Liu: Influence of interrupted quenching and pre-aging on the bake hardening of Al–Mg–Si Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 651 (2015), 991–998.
- [32] Wang K, J.E.Carsley, L.Zhang und T.B. Stoughton: Forming limits of an age hardenable aluminum sheet after pre-straining and annealing. *International Journal of Mechanical Sciences*, 82 (2014), 13–24.
- [33] Ding L., Z. Jia, Y.Liu, Y. Weng und Q. Liu: The influence of Cu addition and pre-straining on the natural aging and bake hardening response of Al-Mg-Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 688 (2016), 362–367.

- [34] Grün H., F. Grabner und C. Schlögl: KryoAlu- Kryogene Umformung von Aluminium-Außenhautbauteilen für automobiler Anwendungen, Wiener Urania (13.06.2018).
- [35] Falkinger G, F. Grabner, E. Kablman, R. Schneider, M. Scheerer und N. Sotirov: Material characterization and modelling methods for the cryogenic forming of aluminium alloys (31.10.2014).
- [36] B. Gruber: Kryogene Umformung von Aluminium. Alu Report, 2017 (2017), 10–12.
- [37] SPECTRO Analytical Instruments GmbH: Das Prinzip der optischen Emissionsspektrometrie. Internet:
<https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=3&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwiY18jkwoHgAhWKCuwKHQDjAAcQFjACegQICBAB&url=https%3A%2F%2Fwww.spectro.de%2Fprodukte%2Foptische-emissionsspektrometrie%2Fbogenfunken-oes-stationaer-funktionsprinzip&usq=AOvVaw2TbBFee4tLUV8XsPAIlk1J>
(Zugriff: 22.01.2019).
- [38] Schumann H.: Metallographie. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1983).
- [39] Weidmann E und A. Guesnier: Metallografische Präparation Metallografische Präparation von Aluminium und Aluminiumlegierungen. Metals handbook (2004).
- [40] Schubert E., U. Reinert und U. Egberts: Härteprüfung. Internet: www.hs-bremen.de
(Zugriff: 23.01.2019).
- [41] CEN Europäisches Komitee für Normung. Härteprüfung nach Brinell (1999).
- [42] CEN Europäisches Komitee für Normung. Metallische Werkstoffe-Zugversuch (2009).
- [43] CEN Europäisches Komitee für Normung. Metallische Werkstoffe - Zugversuch (2009).
- [44] Böge A.: Das Techniker Handbuch: Grundlagen und Anwendungen der Maschinenbau-Technik., Vieweg, Braunschweig [u.a.] (1999).
- [45] Nichteisenmetallurgie: Ausstattung. Internet:
<https://www.nichteisenmetallurgie.at/ausstattung-2> (Zugriff: 15.01.2019).

10 Abbildungsverzeichnis

| | | |
|---------------|---|----|
| Abbildung 1: | Verschiedene Wärmebehandlungsvarianten nach DIN EN 515 1993 [1] | 7 |
| Abbildung 2: | Ausschnitt aus dem binären Al-Si-Phasendiagramm [1] | 9 |
| Abbildung 3: | In Europa verwendete AlMgSi-Legierungen in Abhängigkeit ihres Silizium- und Magnesiumgehaltes [1] | 10 |
| Abbildung 4: | Legierungselemente und deren Wirkung auf AlMgSi-Legierungen [1] | 11 |
| Abbildung 5: | Löslichkeitsverhalten einiger Elemente unter steigender Temperatur [1] | 11 |
| Abbildung 6: | Einfluss der Mg ₂ Si-Phase auf die Zugfestigkeit [19]..... | 12 |
| Abbildung 7: | Kohärente, teilkohärente und inkohärente Grenzflächen [19] | 14 |
| Abbildung 8: | Schema des Aushärtens von Knetlegierungen [25] | 15 |
| Abbildung 9: | Vereinfacht dargestellte thermische Behandlung von Aluminium Blechwerkstoffen [26] | 18 |
| Abbildung 10: | Kaltaushärtung einer AlMgSi-Legierung mit einem Si-Überschuss [1] | 20 |
| Abbildung 11: | Härtekurven einer Warmaushärtung und einer zuvor durchgeführten Kaltauslagerung [1] | 22 |
| Abbildung 12: | Auslagerungszeit bei Raumtemperatur in Minuten zur 0,2% Dehngrenze in MPa [1] | 23 |
| Abbildung 13: | Prozessschema einer Wärmebehandlung mit nachfolgender Voralterung nach dem Lösungsglühen [1]..... | 24 |
| Abbildung 14: | Einfluss der Vorauslagerung auf die Auslagerungszeit der Dehngrenze vor und nach der Lackaushärtung bei 180°C und 30 Minuten [1]..... | 25 |
| Abbildung 15: | Schematische Darstellung einer Wärmebehandlung mit Vorverformung [33] | 26 |
| Abbildung 16: | Härtekurven zweier AlMgSi-Blechen vor und nach dem Bake Hardening Prozess bei 0 %, 2 % und 5 % Vorverformung [33] | 27 |
| Abbildung 17: | Fließkurven der Legierung 6016-T4 bei Raumtemperatur und bei -170 °C [36] | 29 |
| Abbildung 18: | Prüfprinzip nach Brinell nach DIN EN ISO 6506-1 [40] | 33 |
| Abbildung 19: | Konstruktionszeichnung der Flachprobe..... | 34 |
| Abbildung 20: | Kryokammer zur Hälfte gefüllt mit flüssigen Stickstoff mit eingespannter Flachprobe und Extensometer..... | 35 |
| Abbildung 21: | Aufgesetzte Kammer mit eingespannter Flachprobe unter Flüssigstickstoff..... | 35 |

| | | |
|---------------|--|----|
| Abbildung 22: | Links: Schliffbild der Legierung EN AW-6016 horizontal der Blechoberfläche, Rechts: Schliffbild der Legierung EN AW-6016 welche seitlich herausgeschnitten ist. Die Pfeile geben die Walzrichtung an. | 38 |
| Abbildung 23: | Links: Schliffbild der Legierung EN AW-6063 horizontal der Blechoberfläche, Rechts: Schliffbild der Legierung EN AW-6063 welche seitlich herausgeschnitten ist. Die Pfeile geben die Walzrichtung an. | 39 |
| Abbildung 24: | Schliffbild bei polarisiertem Licht der Legierung EN AW-6016-T4. Der Pfeil gibt die Walzrichtung an. | 39 |
| Abbildung 25: | Schliffbild bei polarisiertem Licht der Legierung EN AW-6063-T4. Der Pfeil gibt die Walzrichtung an. | 40 |
| Abbildung 26: | Härtekurven der Legierung 6016-T4 während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)..... | 41 |
| Abbildung 27: | Härtekurven der Legierung 6016-T4-FH während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)..... | 42 |
| Abbildung 28: | Härtekurven der Legierung 6063-T4 während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)..... | 42 |
| Abbildung 29: | Härtekurven der Legierung 6063-T4-FH während der Warmauslagerung bei 185 °C nach einer Raumtemperaturvorverformung (0 %, 5 %, 10 % und 20 %)..... | 43 |
| Abbildung 30: | Härtekurven der Legierung 6016-T4 während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)..... | 44 |
| Abbildung 31: | Härtekurven der Legierung 6016-T4-FH während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)..... | 45 |
| Abbildung 32: | Härtekurven der Legierung 6063-T4 während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)..... | 45 |
| Abbildung 33: | Härtekurven der Legierung 6063-T4-FH während der Wärmeauslagerung bei 185 °C nach der Flüssigstickstoffvorverformung (5 %, 10 % und 20 %)..... | 46 |
| Abbildung 34: | Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6016-T4 bei 0 % Vorverformung.. | 47 |
| Abbildung 35: | Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6016-T4-FH bei 0 % Vorverformung..... | 47 |

| | | |
|---------------|---|----|
| Abbildung 36: | Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6063-T4 bei 0 % Vorverformung.. | 48 |
| Abbildung 37: | Zugversuche bis zum Bruch der Proben 6063-T4-FH bei 0 % Vorverformung..... | 48 |
| Abbildung 38: | Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4 bei 5 % Vorverformung.... | 49 |
| Abbildung 39: | Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4-FH bei 5 % Vorverformung..... | 50 |
| Abbildung 40: | Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6063-T4 bei 5 % Vorverformung.... | 50 |
| Abbildung 41: | Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6063-T4-FH bei 5 % Vorverformung..... | 51 |
| Abbildung 42: | Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4 bei 20 % Vorverformung.. | 52 |
| Abbildung 43: | Zugversuch bis zum Bruch der Proben 6016-T4-FH bei 20 % Vorverformung..... | 52 |

11 Tabellenverzeichnis

| | | |
|------------|---|----|
| Tabelle 1: | Eigenschaftskriterien der Automobilindustrie für den Karosseriebau [14] | 5 |
| Tabelle 2: | Werkstoffzustände der aushärtbare Knetlegierungen [16] | 6 |
| Tabelle 3: | Chemische Zusammensetzung von EN AW-6016 Legierung [20] | 7 |
| Tabelle 4: | Chemische Zusammensetzung von EN AW-6063 [22] | 8 |
| Tabelle 5: | Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustände der Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6063 | 30 |
| Tabelle 6: | Schritte der Schliifpräparationen des Probenmaterials [39] | 32 |
| Tabelle 7: | Parameter der Barker Ätzung für die Korngrößenbestimmung | 32 |
| Tabelle 8: | Vorbehandlungsparameter der Legierungen für die Härtemessung | 37 |
| Tabelle 9: | Vorbehandlungsparameter der Legierungen für den Zugversuch | 37 |

12 Anhang A

12.1 Mess- und Prüfgeräte





Abbildung 12.1: Verwendete Geräte von links oben nach rechts unten; Struers Trennmaschine Secotom 15, Struers Tegramin 30, Elektrolytisches Ätz- und Poliergerät LectroPol-5, Vollmotorisches Auflichtmikroskop Zeiss Axio Imager M1m, EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/R G3, Wick/Roell Material-Prüfmaschine mit Temperierkammer 100kN, Lauda Bad Umwälzthermostat Pro Line P 26[45]